

УДК 669.017.11

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Толеуова А.Р.

Карагандинский государственный индустриальный университет, Темиртау, Казахстан

rymkul.ainagul@mail.ru

С использованием программы Thermo-Calc в статье приведен количественный фазовый анализ диаграммы Al – Cu – Mn – Zr, как основы деформируемых жаропрочных алюминиевых сплавов. Обосновано, что в сплавах нового поколения типа АЛТЭК использование операций гомогенизации и закалки нецелесообразно, из чего вытекает возможность существенного сокращения затрат на термообработку по сравнению с промышленными сплавами типа 1201.

Ключевые слова: алюминий, сплав, температура, жаропрочность.

OPTIMIZATION OF THE COMPOSITION AND STRUCTURE OF WROUGHT HEAT – RESISTANT ALUMINUM ALLOY

Toleuova A.R.

Key words: aluminium, alloys, temperature, heat-resistant.

В различных изделиях машиностроения традиционно используются стали и чугуны. В частности, из них делают детали водозаборной арматуры для нефтегазового комплекса. В одних случаях используют обычные марки типа СЧ20, а в других – высоколегированные сплавы. В последнее время в мире четко обозначилась тенденция замены сталей и чугунов более легкими сплавами, прежде всего на основе алюминия. Это особенно актуально для тех применений, где требование к минимизации массы изделия является одним из ключевых (например, автомобилестроение). [2]

Если прочностные свойства алюминиевых сплавов находятся на уровне серых чугунов и обычных углеродистых сталей, то по характеристикам износостойкости и жаропрочности сильно уступают последним. С другой стороны, получение объемного износостойкого легкого материала (например, в виде керамики) хотя и позволяет добиться повышения некоторых эксплуатационных свойств, но имеет много недостатков. Среди последних следует отметить хрупкость и, как правило, высокую стоимость. Наиболее перспективным направлением в области создания легких, надежных и долговечных деталей арматуростроения является применение жаропрочных алюминиевых сплавов нового поколения и специальных защитных покрытий.

Известно, что быстрозакаленные алюминиевые сплавы, содержащие 0,05 вес % переходных металлов (Zr, Fe, Cr), хорошо зарекомендовали себя в качестве основы перспективных жаропрочных гранулируемых сплавов в основном за счет формирования в них пересыщенных твердых растворов.

Многие служебные характеристики алюминия сплавов определяются существованием в них алюминидов переходных металлов. В исследованиях последних лет показано, что при быстрой закалке расплавов можно получать дисперсные метастабильные алюминиды, которые дают дополнительные возможности для варьирования и улучшения эксплуатационных свойств таких материалов. Таким образом, разработка новых технологий получения алюминиевых сплавов с переходными металлами открывает широкие возможности для повышения эксплуатационных свойств данных материалов и является важной задачей современного металловедения.

Введение основных легирующих элементов в больших количествах оказывается возможным потому, что они обладают значительной растворимостью в алюминии в твердом состоянии, что вытекает из двойных диаграмм состояния.

Первая и главная функция легирующих элементов – повысить прочность алюминия (чистый алюминий имеет слишком низкую прочность - $\sigma_b < 60$ МПа). Упрочнение достигается за счет образования твердого раствора и – во многих системах – путем дисперсионного твердения. Кроме того, от содержания легирующих элементов зависят литейные свойства сплава, что в значительной мере определяет их технологичность и, как следствие этого, степень промышленного использования.

Эффект растворного упрочнения определяется рядом факторов, главным из которых является размерный. Относительная разница атомных радиусов алюминия и легирующего элемента $((R_{Al} - R_2)/R_{Al})100\%$ максимальна в случае меди (10,5%). Эта добавка обеспечивает максимальное растворное упрочнение ($\Delta\sigma_b/1$ ат.% = 30...40 МПа). Медь, помимо растворного упрочнения, обеспечивает возможность существенного дисперсионного твердения в результате старения после закалки, поскольку ее растворимость в (Al) с понижением температуры существенно уменьшается. Поэтому у сплавов системы Al – Cu можно достигнуть гораздо большей прочности (особенно пределов упругости и текучести) в широком интервале температур. В то же время медь существенно снижает коррозионную стойкость алюминия и любых его сплавов. В этом отношении она является вредной добавкой и ее концентрацию нужно ограничивать. Медь образует с алюминием широкоинтервальную фазовую диаграмму, и поэтому литейные свойства сплавов на базе системы Al – Cu очень низки. [2]

Наиболее универсальной малой добавкой является марганец, который входит в состав большинства промышленных сплавов. Основная цель введения марганца и таких переходных металлов, как титан, цирконий, хром и ванадий, состоит в дополнительном упрочнении сплавов. Достигается это упрочнение за счет образования твердых растворов.

Помимо упрочнения добавки переходных металлов часто улучшают технологичность сплавов за счет измельчения зерна. Особенно эффективен в этом отношении цирконий. Также добавка циркония повышает сопротивление различным видам коррозии. При этом следует обязательно отметить, что положительное действие перечисленных добавок может быть достигнуто только при строгом соблюдении технологии.

В данной работе выполнен количественный фазовый анализ состава системы Al–Cu–Mn–Zr, содержащей меди до 8%, марганца до 3% и до 1 % циркония, используя программу Thermo – Calc.

Учитывая, что первичные кристаллы интерметаллидов, которые в общем случае нежелательны, образуются при сравнительно небольших концентрациях переходных металлов, на первом этапе рассчитывали (с использованием базы данных TTAL5) границы ликвидуса для тройной системы Al–Cu–Mn. Из рис.1а следует, что с увеличением в сплаве содержания меди граница появления первичных кристаллов Mn-содержащих фаз ($Al_{20}Cu_2Mn_3$ и Al_6Mn) сдвигается в сторону меньших концентраций марганца. Этот результат является первым доводом в пользу маломедистых сплавов АЛТЭК по сравнению со сплавами типа 1201, содержащими более 6%Cu. Расчет границ солидуса также показывает, что с повышением содержания меди однофазная область (Al) сильно сужается по марганцу: от 1,4%Mn в двойной системе до ~0,2%Mn при 5,7%Cu (рис.1б).

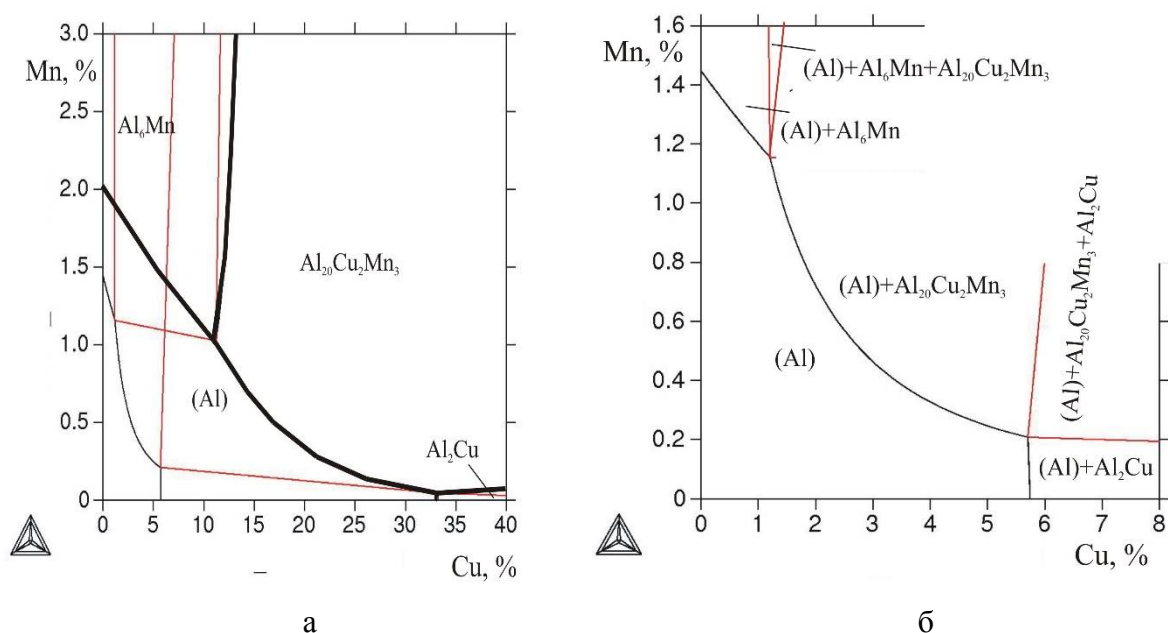


Рисунок 1. Границы поверхностей ликвидуса (выделены жирными линиями) и солидуса в системе Al–Cu–Mn: а) общий вид, б) солидус в области алюминиевого угла

Таблица 1

Состав некоторых деформируемых сплавов на основе системы Al–Cu–Mn–Zr

Марка	Cu, %	Mn, %	Zr, %	Другие
Д20 ¹	6,0–7,0	0,4–0,8	0,2	Ti
1201 ²	5,8–6,8	0,2–0,4	0,1–0,25	Ti, V
AA 2219 ³	5,8–6,8	0,2–0,4	0,1–0,25	Ti, V
АЛТЭК ⁴	1,2–2,4	1,2–2,2	0,15–0,6	Sc, V

¹ОСТ, ²ГОСТ 4784-97, ³спецификация Алюминиевой Ассоциации (США), ⁴ пат.РФ № 2252975 (публ. 27.05.2005, бюл.№15)

Добавка циркония в двойные сплавы, как известно, приводит к образованию фазы Al₃Zr [3]. Хотя в литературе нет данных по строению диаграммы Al–Cu–Mn–Zr, распределение фазовых областей в алюминиевом углу этой четверной системы в твердом состоянии можно спрогнозировать, опираясь на имеющуюся информацию. Известно, что цирконий сильно повышает температуру ликвидуса в двойных сплавах. Расчет показывает, что наличие меди и магния мало сказывается на степени этого повышения, что демонстрируют политермические разрезы, показанные на рис.2, а также данные, приведенные в табл.2.

Таблица 2.

Параметры кристаллизации характерных сплавов системы Al–Cu–Mn–Zr

Cu, %	t _L , °C	t _S , °C	Фазы
-------	---------------------	---------------------	------

2	730	628	(Al) + Al ₂₀ + Al ₆ + Al ₃ Zr
5	731	576	(Al) + Al ₂₀ + Al ₃ Zr

Температуры ликвидуса (T_L) и солидуса (T_S) являются одними из наиболее важных характеристик любого сплава. С помощью этих температур определяют режимы термической обработки, температуры плавки и литья сплавов. Результаты расчета значений T_L и T_S для некоторых сплавов системы Al – Cu – Mn – Zr приведены в табл. 2. Исходя из результатов расчета можно сделать вывод, что медь не сильно влияет на T_L , но заметно снижает T_S . С другой стороны, добавка уже 0,4%Zr поднимает ликвидус выше 800 °С.

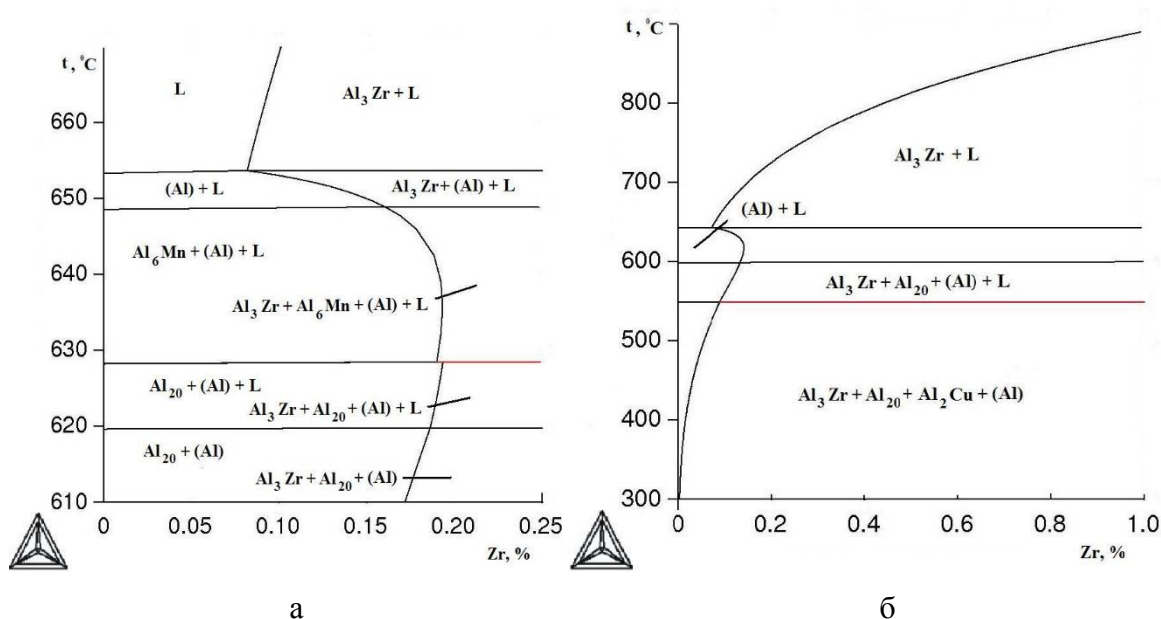


Рисунок 2. Политермические разрезы системы Al–Cu–Mn–Zr при переменном содержании циркония: а) 2%Cu и 1,5%Mn; б) 6,5%Cu и 0,5%Mn

Поскольку наибольший эффект от добавки циркония связан с формированием метастабильной фазы Al₃Zr с кристаллической решеткой L1₂, изотермические разрезы рассчитывали, исключив с расчета стабильную фазу (D0₂₃). Разрез при 0,4%Zr и 300 °С (рис.3) показывает именно ту последовательность изменения фазовых областей с повышением отношения Cu:Mn, которая вытекает из рис.2

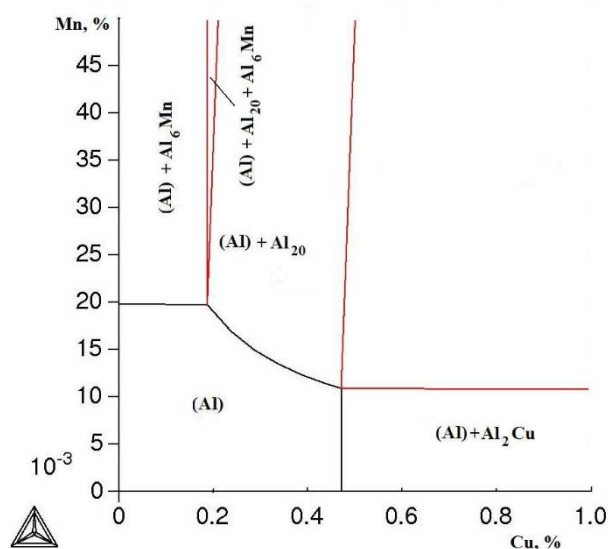


Рисунок 3. Изотермический разрез системы Al–Cu–Mn–Zr при 0,4%Zr и 300 °C: расчет для метастабильной фазы Al_3Zr ($L1_2$)

Влияние температуры отражают политермические разрезы при переменном содержании марганца, приведенные на рис.4. Из них видно, что уменьшение концентрации меди с 2 до 1% уменьшает вероятность образования фазы Al_2Cu .

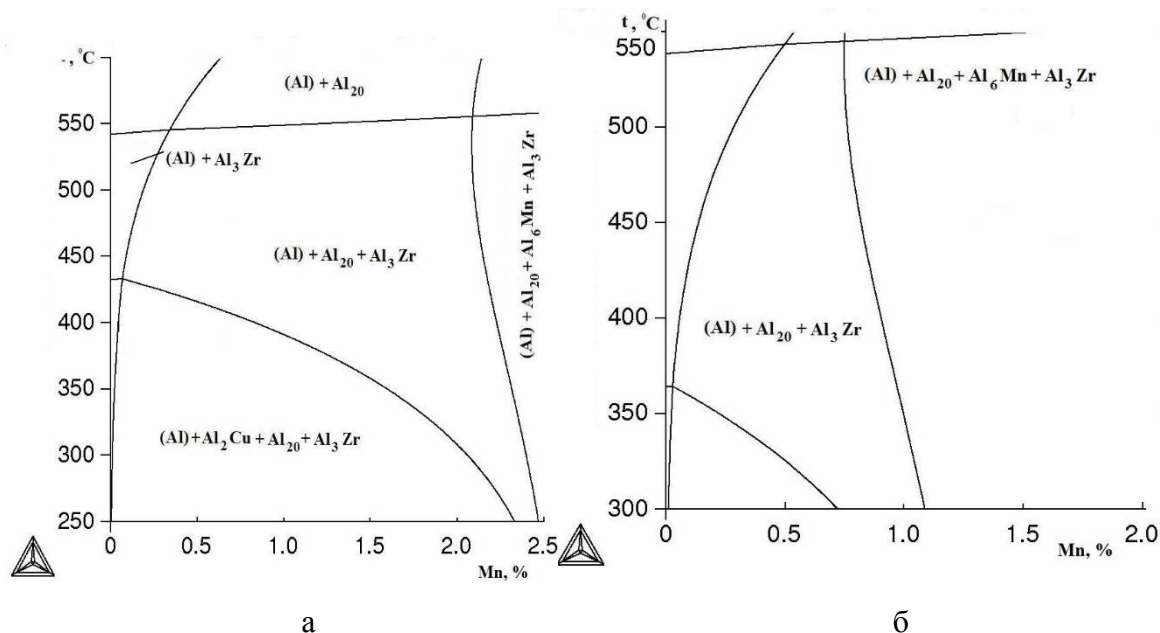


Рисунок 4. Политермические разрезы системы Al–Cu–Mn–Zr при 0,4%Zr и переменном содержании марганца: а) 2%Cu; б) 1%Cu: расчет для метастабильной фазы Al_3Zr ($L1_2$)

Зависимость массовой доли твердых фаз от температуры при неравновесной кристаллизации сплава Al – Cu – Mn – Zr, рассчитанная по программе Thermo-Calc, приведена на рисунке 6.

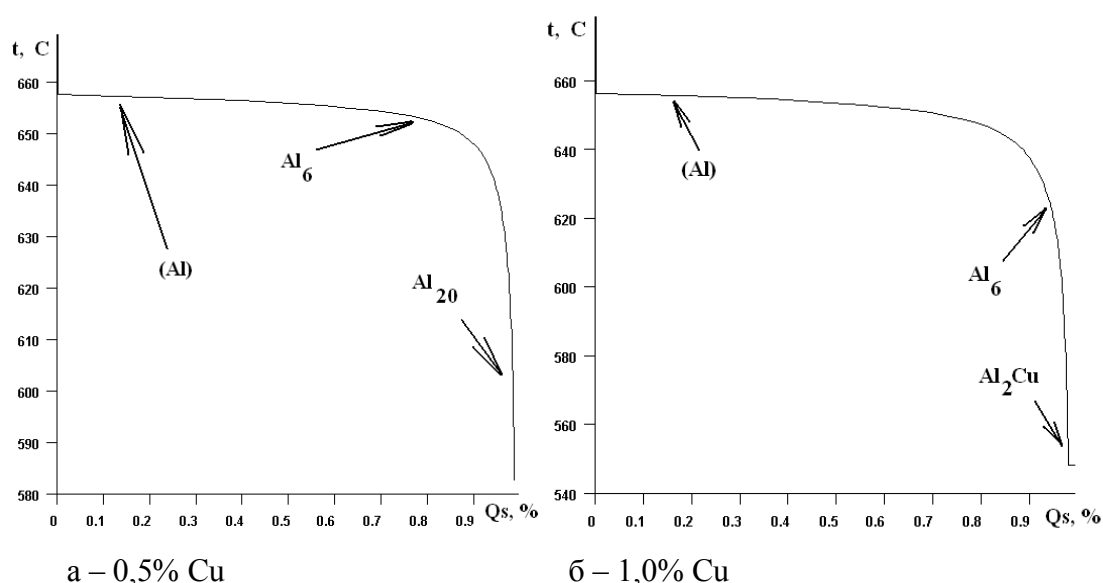


Рисунок 5. Зависимости массовой доли твердых фаз от температуры в сплавах системы Al–Cu–Mn–Zr в процессе неравновесной кристаллизации:

Как видно из таблицы 2 и рисунка 5 небольшая добавка меди почти не влияет на характер кристаллизации сплава. В неравновесных условиях кристаллизации растворимость марганца в алюминии возрастает, а образование тройного соединения подавляется. Поэтому в таких сплавах вместе с (Al) сосуществуют фазы Al_2Cu и Al_6Mn . После образования первичных кристаллов (Al), происходит выделение фаз Al_2Cu и $Al_{20}Cu_2Mn_3$ по следующей реакции: $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{20}Cu_2Mn_3$ при температуре 547 °С. С дальнейшим увеличением концентрации меди существенных изменений не наблюдается.

Количественная информация по фазовому составу характерных сплавов при 350 и 540 °С приведена в табл.3

Таблица 3

Фазовый состав сплава Al – Cu – Mn – Zr при 350 и 540 °С, рассчитанный по программе Thermo-Calc

Фаза	%	%	Содержание компонентов, %			
			массовый	объемный	Al	Cu
$t = 350\text{ }^\circ\text{C}$						
(Al)	85,74	88,72	99,1	0,86	0,02	0,008
Al_{20}	11,53	8,95	64,89	15,28	19,82	0
Al_2Cu	2,70	2,3	46,36	53,63	0	0
Al_3Zr	0,04	0,02	47,01	0	0	52,98
Сплав	100	100	Осн.			

t = 540 °C						
(Al)	88,11	90,81	96,78	2,85	0,26	0,09
Al ₂₀	11,85	9,16	64,89	15,28	19,82	0
Al ₃ Zr	0,04	0,03	47,01	0	0	52,98
Сплав	100	100	Осн.			

Выводы

С использованием программы Thermo-Calc проведен количественный анализ фазовой диаграммы Al – Cu – Mn – Zr, включая расчет изотермических и политермических сечений, температур ликвидуса и солидуса, массовых и объемных долей фаз. Определены области концентраций и температур, при которых может быть достигнуто максимальное количество дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃ и минимальное количество фазы Al₂Cu, что должно отвечать наилучшей жаропрочности.

Список литературы

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов.- М.: Металлургия (1979).
2. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов: Научное издание. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. – 392 с.
3. Н.А. Белов, А.Н. Алабин Перспективные алюминиевые сплавы с добавками циркония и скандия Цветные металлы, 2007, №2, С.99-106.
4. 7. Патент РФ 2001145, С22С021/00, Литейный сплав на основе алюминия, Белов Н.А., от 15.11.1993.
5. Белов Н.А. Структура и упрочнение литейных сплавов системы алюминий– никель– цирконий, Металловедение и термическая обработка металлов, 1993, N 10, С.19–22.
6. Belov N.A. in Proc.5th Int.Conf.on Al-Alloys and Their Physical and Mechanical Properties (ICAA5), 1-5.07.96 Grenoble, France, Materials Science Forum,1996 Vol. 217-222, P.293-298.
7. L. Lae, P.Guyot, C. Sigli Cluster dynamics in AlZr and AlSc alloys Proc. ICAA9 (Brisbane, August 2004), Materials Science Forum, 2004 pp. 281-286.
8. Белов Н.А. и Наумова Е.А. Структура и свойства литейных сплавов на основе системы алюминий–церий. Перспективные материалы, 1999, N 6, С.47–56.
9. Белов Н.А., Алабин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам Материалы в арматуростроении, 2010, С. 50-52