

УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ПРИМЕСЕЙ

Чередник А.С., Мансуров Ю.Н.

*ДВФУ «Дальневосточный федеральный университет», Владивосток,
e-mail: cherednik_leha@mail.ru*

В зависимости от изменения механических свойств после закалки и старения сплавы делят на термически упрочняемые, например, сплавы на основе системы Al – Cu, и термически не упрочняемые, например, сплавы на основе системы Al – Mg. Прирост прочностных свойств у термически упрочняемых сплавов происходит в силу образования пересыщенного твердого раствора после закалки и последующего распада этого раствора в процессе естественного или искусственного старения, что обеспечивается химическим составом. Так, например, в сплавах системы Al – Cu основной фазой, обеспечивающей упрочнения сплавов, является CuAl_2 , которая легко растворяется в алюминиевом твердом растворе. При старении пересыщенный твердый раствор распадается на когерентную θ' -, затем на полукogerентную θ'' - фазы. Для обеспечения эффекта термического упрочнения алюминиевые сплавы легируют, в т.ч. малыми добавками. В термически не упрочняемых, например, в алюминий-магний сплавах β (Mg_2Al_3) – фаза не обеспечивает значимого эффекта упрочнения. Приведенные утверждения справедливы, когда речь идет о первичных сплавах.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, прочность, эффект упрочнения

HARDENING ALUMINUM ALLOYS WITH INCREASED CONTENT OF IMPURITIES

Cherednik A.S., Mansurov Y.N.

Far Eastern Federal University, Vladivostok, e-mail: cherednik_leha@mail.ru

Depending on changes in mechanical properties after quenching and aging alloys divided into thermal hardenable example, alloys on the basis of Al – Cu, and thermally hardenable, for example, alloys on the basis of Al – Mg. The increase in strength properties of the thermal hardenable alloys is due to the formation of a supersaturated solid solution after the quenching and subsequent decay of this solution through natural or artificial aging, provided that the chemical composition. For example, in alloys of Al–Cu main phase that hardening alloys is CuAl_2 , which is easily dissolved in the aluminum solid solution. With aging supersaturated solid solution decomposes into a coherent θ' – then on semicoherent θ'' -phase. To ensure the effect of thermal hardening aluminum alloys are alloyed, including small additions. The thermally hardened, for example, aluminum-magnesium alloys β (Mg_2Al_3) – phase does not provide significant effect uprochneniya. Privedennyye statements are true, when it comes to primary alloys.

Keywords: aluminum alloys, strength, hardening effect

Вторичные сплавы отличаются сложным химическим составом. В состав вторичных магналиев входят: железо, кремний, медь, цинк, марганец, олово, свинец, никель, хром. Кроме того, «по наследству», в их состав могут входить один или несколько элементов ряда: Ti, V, Zr, Be, Y и др. Естественно, многокомпонентные сплавы имеют сложный фазовый состав. Для определения фазового состава вторичных сплавов были приготовлены сплавы на основе системы Al – Mg с примесями, введенными порознь, попарно и вместе. Составы фаз были определены методами микрорентгеноспектрального анализа на микрошлифах, закристаллизованных в условиях, обеспечивающих равновесную кристаллизацию. Установлено, что магний, кремний, олово и свинец образуют сложную эвтектику (Mg, Si, Sn, Pb), которая может быть описана в виде: $(\text{Mg}_2\text{Si}+\text{Sn}+\text{Pb})$ или $\text{Mg}_2(\text{Si}, \text{Sn}, \text{Pb})$. [1]

Известно, что первичные сплавы алюминия и магния, содержащие в качестве основных легирующих элементов цинк, кремний, медь, существенно упрочняются

при старении. В связи с этим, исследуемые сплавы, содержащие примеси меди и цинка в количестве 0,3...0,6% (каждой), решили подвергнуть старению с целью их дополнительного упрочнения. Более высокий уровень прочностных и коррозионных свойств, по видимому, должен обеспечить двухступенчатый режим старения, при котором наблюдается более высокая плотность и однородность распределения выделений. [2] Для исследования старения на механические свойства были выбраны сплавы, отличающиеся друг от друга содержанием магния (4,6,8%Mg) при одинаковой концентрации примесей. Чтобы выяснить, насколько эффект старения зависит от примесей (в частности цинка и меди), для сплава с 6%Mg определение механических свойств проводили на трех уровнях содержания примесей. Старение проводили на закаленных по режиму 520°C, 10 ч сплавах. [3]

На основании анализа литературных данных по сплавам Al-Mg-Zn старение на первой ступени проводили при 100°C 4ч. Режим второй ступени является объектом оптимизации. Об эффекте старения судили

по приросту твердости HV в сравнении с закаленным состоянием.

На первом этапе были получены зависимости твердости сплавов от температуры Tстарения при времени выдержки 2ч. У сплавов с 6 и 8%Mg максимальный прирост HV наблюдали при 160°C, а у сплава с 4%Mg значение твердости после старения при различных температурах оставалась практически неизменными (~HV95). У сплавов Al + 6%Mg с различным уровнем содержания примесей наибольшая твердость была получена после старения при температуре второй ступени 140°C для сплава с 0,6%Si, Fe, Cu, Zn, Mn; 0,3%Sn и Pb; 0,5%Ni (верхний уровень) и при 160°C с примесями на нижнем и среднем уровнях.

На следующем этапе установили зависимость твердости от времени выдержки на второй ступени старения при 140°C и при 160°C. Из проведенного анализа кривых старения следует, что оптимальным режимом второй ступени является: температура

160°C, время выдержки 2ч. Такой режим обеспечивает прирост твердости ΔHV15-20.

Для доказательства того, что двухступенчатый режим старения дает большой прирост HV, чем одноступенчатый, была определена твердость сплавов состаренных по одноступенчатому режиму, обеспечивающим максимальную твердость: 160°C, 2ч. Значения твердости HV сплавов системы Al-Mg с различным уровнем примесей представлена таблица.

Электронномикроскопические исследования сплава Al + 6%Mg с наибольшим содержанием примесей (для более легкого обнаружения продуктов распада), состаренного по режиму 100°C, 4ч + 160°C, 2ч, не позволили обнаружить продукты распада, вероятно из-за их дисперсности и малой объемной доли.

Структура перестаренного сплава в течении 10 ч при температуре второй ступени 160°C, которую изучали с целью обнаружения продуктов распада, показана на рис. 1.

Твердость HV сплавов, состаренных по одно-и двухступенчатому режимам

Сплав	Уровень примесей	Режим старения	Твердость HV
Al + 4%Mg	средний	одноступенчатый	89 ± 2
		двухступенчатый	96 ± 3
Al + 6%Mg	нижний	одноступенчатый	89 ± 2
		двухступенчатый	96 ± 2
Al + 6%Mg	средний	одноступенчатый	96 ± 2
		двухступенчатый	103 ± 2
Al + 6%Mg	верхний	одноступенчатый	100 ± 2
		двухступенчатый	110 ± 2
Al + 8%Mg	средний	одноступенчатый	103 ± 2
		двухступенчатый	111 ± 3

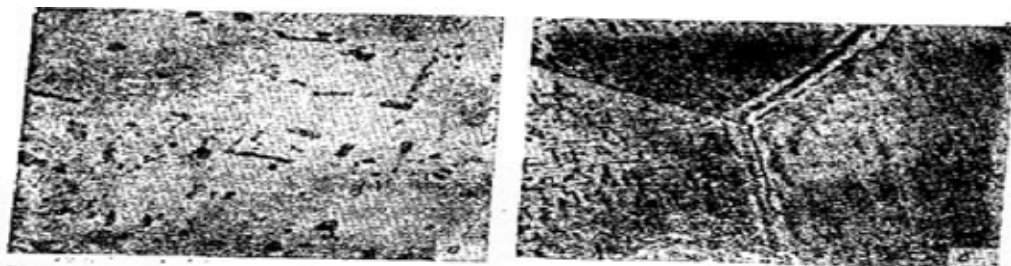


Рис. 1. Тонкая структура сплава Al+6% Mg с примесями на верхнем уровне

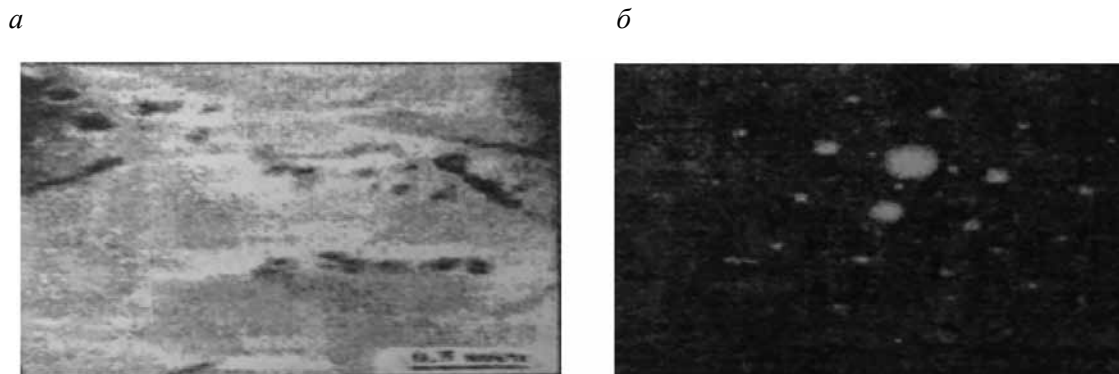


Рис. 2. Тонкая структура (а) и электронограмма (б) сплава, состаренного на максимальную твердость, ПЭМ

Из сравнения тонкой структуры сплава в литом состоянии и в состаренном следует, что в сплаве, подвергнутом старению, на дислокациях видны гетерогенно зародившиеся и уже грубые к этому времени старения, частицы фазы β (Al_3Mg). Контраст в этом случае получается из-за наличия сильного поля упругих напряжений вокруг выделяющихся мелких частиц. Поле упругих напряжений сохраняется лишь вокруг когерентных или полукogerентных частиц. Вокруг же грубых частиц они отсутствуют. Вероятно, в сплаве идет распад с образованием фазы упрочнителя, объемная доля которой мала и, соответственно, она не оказывает заметного влияния на механические свойства. Идентифицировать эту фазу не удалось в виду малочисленности ее выделений.

В то же время, изучение кинетических кривых зависимости твердости от времени выдержки показали, что режимом старения на максимальную прочность для вторичного алюминий-магниевого сплава является: $100^\circ C, 4ч + 200^\circ C, 3ч$. На образцах, обработанных по этому режиму определялись механические свойства. Установлено, что при таком режиме старения обеспечивается повышение предела текучести по сравнению с закаленными сплавами в среднем на 85 МПа и снижение относительного удлинения на 2,4%. Такое изменение свойств свидетельствует о распаде пересыщенного твердого раствора. Анализ электронограмм после старения сплавов позволяет предложить, что основной фазой (фазами), определяющий характер структуры, является медьсодержащая фаза S (рис. 2).

Таким образом, изменение твердости, предела текучести, относительного удлинения при старении сплавов системы Al – Mg с повышенным содержанием примесей (в том числе меди и цинка до 0,6%) показывает, что сплавы этой группы возможно упрочнить за счет термической обработки.

Однако высокотемпературная термическая обработка сплавов с повышенным содержанием примесей и последующее старение с целью улучшения механических свойств сплавов, с точки зрения организации производства, вызывают неудобства. Длительность выдержек сплавов при различных температурах, даже с учетом сменности промышленного производства (чего нет на предприятиях перерабатывающих вторичные алюминиевые сплавы), сводят на нет возможность их применения. Поэтому, а так же с целью экономии энергетических затрат при термической обработке, было изучено влияние термоциклической обработки на структуру и свойства алюминиевых сплавов с повышенным содержанием примесей [4].

Список литературы

1. Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / Н.А.Белов, В.С.Золоторевский. – М.: МИСиС, 2005. – 480 с.
2. Прочность сплавов. / [под ред.] М.А. Штремель. – М.: МИСиС, 1997. – 384с.
3. Механические свойства металлов / [под ред.] В.С. Золоторевский. – М.: МИСиС, 1998. – 286 с.
4. Инновации в металлургии. / [под ред.] Ю.Н. Мансуров. – Ташкент, 2008. – 198 с.