

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА АЛ9, ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМУ УПРОЧНЕНИЮ*

Ю.Д. Корягин, Н.А. Шабурова

Как известно [1-3] для упрочнения стареющих алюминиевых деформируемых сплавов может быть использована термомеханическая обработка, в результате которой может быть достигнуто как увеличение их прочностных характеристик, так и повышение пластичности и ударной вязкости. Вместе с тем, в промышленности находят широкое применение литейные алюминиевые сплавы. В связи с особенностями структуры, изделия из литейных сплавов характеризуются пониженным уровнем прочностных характеристик, пластичности, повышенной склонностью к хрупкому разрушению и при этом обычная термическая обработка недостаточно эффективна для устранения этих недостатков.

В этой связи представлялось важным выяснить возможность улучшения свойств литейного сплава АЛ9 применением различных режимов термомеханической обработки.

Материалом исследования служил литейный алюминиевый сплав АЛ9, состав которого приведен в табл. 1.

Таблица 1
Химический состав литейного алюминиевого сплава АЛ9 (мас.%)

Сплав	Al	Si	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Fe
АЛ9	ост.	7,22	0,04	0,10	0,49	0,06	0,10	0,43

Исследованный сплав выплавлялся в промышленной индукционной печи емкостью 400 кг и был поставлен в виде пластин размерами 40 x 15x400 мм. Пластины разрезались на заготовки размерами

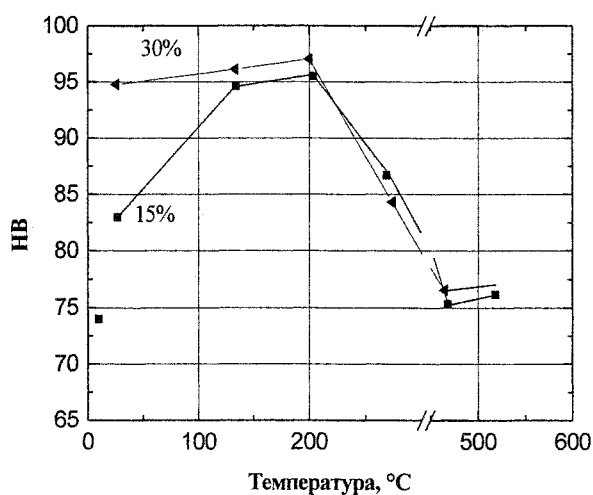
15x15x120 мм для проведения термической и термомеханической обработок. Нагрев образцов под закалку осуществляли режиму: нагрев при температуре $535 \text{ }^\circ\text{C} \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 5 часов и последующим немедленным охлаждением в воде комнатной температуры.

Предварительные эксперименты, проведенные на пластометре ЧПИ-2, показали, что исследованный литейный сплав можно деформировать без разрушения со скоростью $1,0 \dots 1,7 \text{ c}^{-1}$ в интервале температур $20 \dots 535 \text{ }^\circ\text{C}$ с обжатиями до 35...40%.

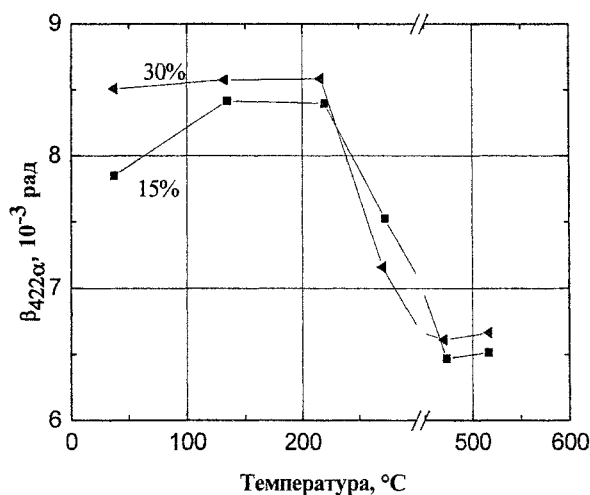
Пластическая деформация при термомеханической обработке осуществлялась прокаткой на двухвалковом прокатном стане со скоростью деформации 1 c^{-1} при температурах 20, 100, 150, 170, 200, 250, 500 и $535 \text{ }^\circ\text{C}$ и степенями деформации 15 и 30%.

Установлено, что упрочнение сплава сложным образом зависит от температуры и степени пластической деформации (см. рисунок). Как и следовало ожидать, холодная прокатка способствует повышению твердости сплава. Этот эффект тем больше, чем выше степень обжатия. Прирост прочности, обеспечиваемый прокаткой при $100 \dots 150 \text{ }^\circ\text{C}$ с малыми степенями деформации (15%) заметно больше, чем в случае аналогичной холодной деформации. Увеличение степени деформации до 30% при этих температурах в отличие от холодного наклепа незначительно увеличивает твердость.

Пластическая деформация в интервале $200 \dots 250 \text{ }^\circ\text{C}$ хотя и приводит к уменьшению эф-



а)



б)

Зависимость твердости (а) и физического уширения β линии $(422)_{\alpha 1}$ (б) сплава АЛ9 от температуры деформации

* Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Челябинской области.

фекта упрочнения, однако и в этом случае твердость деформированных образцов заметно выше, чем недеформированных. Отметим, что при указанных температурах деформация со степенью 15 % обеспечивает несколько большее упрочнение, чем с обжатием 30 %, что можно объяснить интенсификацией распада пересыщенного α -твердого раствора в этом температурном интервале с увеличением степени деформации и переходом от зонной стадии к выделению метастабильной β' -фазы и стабильной β -фазы [3].

Деформация при 500 и 535 °С приводит к заметно меньшему упрочнению сплава, чем при холодном и теплом наклепе (20...200 °С). При этом величина упрочнения слабо зависит от степени деформации.

Как показали рентгеноструктурные исследования, с увеличением степени холодной пластической деформации от 15 до 30 % наблюдаются увеличение физического уширения линии $(422)_{\alpha 1}$ с $7,8 \times 10^{-3}$ до $8,6 \times 10^{-3}$ рад (рис. 1) и рост удельного электросопротивления с 0,0469 до 0,0475 мкОм·м. Рост удельного электросопротивления обусловлен не только наклепом матрицы, но и развитием зонной стадии распада пересыщенного твердого раствора во время деформирования.

С повышением температуры прокатки до 100 °С процессы распада твердого раствора протекают более интенсивно. Об этом свидетельствуют как дальнейший рост удельного электросопротивления (до 0,0495 мкОм·м), так и уменьшение параметра решетки α -твердого раствора образцов сплава (с 4,0495 Å при холодной деформации до 4,0485 Å деформированных при 100 °С с обжатием 30 %).

Значение величины физического уширения линии $(422)_{\alpha 1}$ образцов, подвергнутых деформации со степенями 15 % при 150 °С выше, чем холоднотвердых образцов с этой же степенью. Это связано с увеличением плотности дефектов кристаллического строения, вследствие интенсификации процессов распада при повышении температуры деформирования.

Деформация со степенью 30 % при температурах 200 и 250 °С приводит к снижению удельного электросопротивления и оно становится меньше, чем для закаленного сплава (с 0,0464 до 0,0449 и 0,0431 мкОм·м для деформированных при 200 и 250 °С соответственно). Интервал температур от 250 до 450 °С является неприемлемым для осуществления термомеханической обработки вследствие незначительного упрочнения, а, главное, в связи с малой устойчивостью пересыщенного α -твердого раствора, которая еще в большей степени уменьшается под воздействием пластической деформации [4].

Деформирование при температуре 500 °С практически не приводит к упрочнению сплава по сравнению с закаленным состоянием (твердость повышается на 1...2 НВ).

Деформация при температуре гомогенизации

535 °С со степенями 15 и 30 % обеспечивает незначительное повышение твердости сплава по сравнению с закалкой и оно существенно меньше, чем при холодном и теплом наклепе. Деформированные при этой температуре образцы имеют несколько более высокие значения удельного электросопротивления, чем недеформированные. В данном случае упрочнение сплава определяется в основном степенью наклепа матрицы, который, судя по физическому уширению, невелик. Как показали микроструктурные и рентгеноструктурные исследования, выбранные условия деформации позволяют полностью подавить рекристаллизацию сплава, что и обеспечивает получение дополнительного упрочнения.

Таким образом, сплав АЛ9 может быть упрочнен деформацией при температурах, когда распад твердого раствора в основном ограничивается зонной стадией; либо при температуре гомогенизации (535 °С), при которой распад твердого раствора исключен, а режим обработки обеспечивает подавление процессов рекристаллизации.

Анализируя изменение твердости закаленных образцов в зависимости от температуры старения, следует отметить, что старение при температуре 150 °С приводит к упрочнению сплава АЛ9 при выдержках продолжительностью до 12 часов. Изменение твердости сплава, при температурах 170 и 200 °С происходит по кривой с максимумом, который наблюдается после старения продолжительностью 4 и 3 ч соответственно. Нагрев сплава до более высоких температур (250 °С и выше) сопровождается интенсивным разупрочнением с первых часов старения. Наиболее высокая твердость достигается при температуре старения 170°, которая согласно схеме, предложенной в работе [3], соответствует температуре перехода от зонной стадии распада пересыщенного α -твердого раствора к выделению метастабильной β -фазы.

Исходный наклеп и интенсификация процессов выделения способствуют дополнительному упрочнению холоднотвердого сплава при старении. При небольших выдержках выигрыш в твердости по сравнению с недеформированным состоянием будет тем больше, выше степень обжатия при деформации. Однако с увеличением длительности старения начинают развиваться процессы разупрочнения и тем раньше, чем выше температура старения и больше степень обжатия. Разница в твердости между деформированными и недеформированными образцами уменьшается.

Деформирование при 150 °С обеспечивает дополнительное упрочнение при обжатиях 15 и 30 % при всех исследованных температурах старения. Особенно заметен эффект упрочнения при старении продолжительностью 4...6 ч.

Высокотемпературная деформация при 535 °С после старения дает небольшое повышение твердости по сравнению с недеформированным состоянием и значительно меньший эффект упроч-

нения по сравнению с теплой и холодной прокаткой. Это обусловлено как меньшим наклепом матрицы, так и меньшей интенсификацией процессов распада твердого раствора. Анализируя ход кривых изменения твердости следует отметить, что старение при температурах 150, 170 и 200 °С приводит к упрочнению сплава АЛ9 на начальных стадиях старения (до 5 ч), а затем происходит снижение твердости.

Отметим, что эффект упрочнения, созданный деформацией при 20, 150 и 535 °С, сохраняется после старения при всех исследованных обработках. Наиболее высокий и примерно одинаковый уровень твердости достигается на образцах, подвергнутых холодной (20 °С) или теплой (150 °С) деформациям с обжатием 30 % и состаренных при 170 °С в течение 1..3 часов.

Механические свойства исследуемого литейного алюминиевого сплава АЛ9 после некоторых режимов обработки приведены в табл. 2. Установлено, что в состаренном состоянии наибольший и примерно одинаковый прирост прочностных характеристик по сравнению с недеформированным состоянием (обработкой по стандартному режиму, рекомендованному для сплава АЛ9-Т5) обеспечивает деформация при 20 и 150 °С с обжатием 30 %. Пределы текучести и прочности сплава после исследованных режимов НТМО повышаются на 22 и 18 % соответственно. Такое упрочнение сопровождается снижением относительного удлинения (δ)

при статическом нагружении. При этом важно подчеркнуть, что при использовании теплой деформации формируется более благоприятное соотношение между прочностными характеристиками и пластичностью, чем при холодном наклепе.

ВТМО, хотя и значительно слабее, чем НТМО, повышает прочностные свойства, однако, заметно увеличивает пластичность (5), характеризующую в определенной степени склонность сплава к хрупкому разрушению [5]. Фрактографические исследования показывают, что в изломах образцов сплава, подвергнутого ВТМО, заметно уменьшается доля интеркристаллитной составляющей. Следует отметить, что горячая пластическая деформация уменьшает также и пористость отливки.

Таким образом, низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) существенно повышает прочностные свойства сплава АЛ9 при заметном снижении пластичности. Теплая деформация предпочтительнее, чем холодная, так как обеспечивает лучший комплекс механических свойств. Отметим также, что при использовании НТМО заметно сокращается продолжительность старения сплава.

В отличие от НТМО высокотемпературная термомеханическая обработка приводит к заметно меньшему упрочнению сплава, однако при этом наблюдается повышение пластичности и, как следствие, уменьшение склонности сплава к хрупкому разрушению.

Механические свойства алюминиевого сплава АЛ9 после различных видов обработки

Таблица 2

Исходное состояние и режим обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Литое состояние	160	115	3,0
Закалка (535 °С – 5 ч → вода)	185	130	4,9
+ старение: 150 °С - 3 ч	200	160	3,8
150 °С - 5 ч	235	165	3,4
170 °С - 4 ч	245	180	3,2
200 °С - 4 ч	225	165	4,0
Деформация при 20 °С со степенью 30 % + старение 170 °С - 2 ч	280	215	2,2
Деформация при 150 °С со степенью 15 % + старение: 150 °С - 4 ч	270	210	2,6
170 °С - 2 ч; деформация со степенью 30 % + старение: 170 °С - 2 ч	265	205	2,7
285	215	2,5	
Деформация при 200 °С со степенью 15 % + старение: 150 °С - 4 ч	250	190	3,0
Деформация при 535 °С со степенью 15 % + старение: 150 °С - 5 ч; деформация со степенью 30 % + старение 150 °С - 5 ч	250	195	5,7
170 °С - 3 ч	265	205	5,2
	270	210	4,9

Литература

1 Фридляндер, И.Н. *Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы* / И.Н. Фридляндер. — М. *Металлургия*, 1979. -208 с.

2. *Металловедение алюминия и его сплавов: справ, изд. - 2-е изд., перераб. и доп.* / А.И. Беляев, О.С. Бочвар, Н.Н. Буйное и др. — М.. *Металлургия*, 1983. - 280 с.

3. Аристова, Н.А. *Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов* / Н.А. Аристова, И.Ф. Колобнев. - М.: *Металлургия*, 1977.-143 с.

4. Лапина, И. В. *Формирование структуры и свойств высокопрочного алюминиевого сплава при термической и термомеханической обработке.. дис. ... канд. техн. наук* / И.В. Лапина. - Челябинск: ЧГТУ, 1995. - 258 с.

5. Кауфман, Дж. Г. *Лабораторные испытания алюминиевых сплавов на вязкость разрушения* / Дж. Г. Кауфман, Х. Гунзиккер // *Прикладные вопросы вязкости разрушения.* - М.: Мир, 1968. - С. 397-420.