

ставляет твердый раствор железа и алюминия в решетке типа β -Mn. Механизм образования β -Mn фазы еще не до конца ясен. По всей вероятности, она образуется путем перестройки решетки аналогично механизму ее образования в тройной системе Fe-Mn-C. Фаза β -Mn очень твердая и хрупкая (микротвердость 1100 МПа) с характерной угловатой морфологией. Частицы K-фазы, более округлые и мелкие, имеют микротвердость 6000...6500 МПа. Микротвердость аустенита составляет 3000 МПа, феррита - 3500...3700 МПа. В результате на политермическом разрезе с 30 % Mn (рис. 1, б) сохраняются двухфазные области $\alpha + \gamma$, $\gamma + K$ и появляются новые - двухфазная $\gamma + \beta - Mn$, трехфазная $\alpha + \gamma + \beta - Mn$ и четырехфазная $\alpha + \gamma + \beta - Mn + K$.

Сплав с 0,8 % C имеет аустенитную структуру при всех изученных температурах. Аустенит сплавов с 1 % C и более распадается с выделением избыточного железоалюминиевого карбида.

Политермический разрез с 35 % Mn аналогичен разрезу с 30 % Mn. Увеличение содержания Mn приводит к расширению однофазной аустенитной области и смещению линий, разграничивающих области фазовых равновесий, вниз и в сторону больших содержаний углерода.

Сплавы, содержащие 25 % Mn и отличающиеся содержанием алюминия, имеют подобные политермические разрезы. Увеличение содержания алюминия приводит к появлению четырехфазной $\alpha + \gamma + \beta + Mn + K$ области и смещению вверх линий фазового равновесия.

При добавлении Al в сплавы с 30 % Mn характер структурных превращений не меняется. Разрезы с 8 и 10 % Al и 30 % Mn подобны. На них имеются те же области фазовых равновесий с характерным смещением линий вверх и вправо, в сторону больших концентраций углерода при увеличении содержания Al.

Добавка Al в сплавы с 35 % Mn приводит к сильному смещению линий, разграничивающих фазовые области, вверх так, что аустенитная область существует при высоких температурах, область $\gamma + K$ сужается, появляется область трехфазного равновесия $\gamma + \beta - Mn + K$.

Анализ приведенных результатов показывает, что при определенных концентрациях Al, Mn и C сплавы имеют однофазную стабильную аустенитную структуру, не претерпевающую превращений, вплоть до комнатных температур.

На основании полученных данных возможна разработка сплавов с высоким комплексом механических свойств на базе системы Fe-C-Al-Mn.

УДК 669.715.621.785.78

Р.Л. ТОФПЕНЕЦ, д-р техн. наук,
Л.М. МАЛАШЕНКО, канд. техн. наук,
Т.В. БАМУН (ФТИ)

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОГО НАГРЕВА

Термоциклическое старение сплавов является одним из вариантов низкотемпературной термоциклической обработки (НТЦО) термически упрочняемых стареющих сплавов и предполагает использование циклических тепловых

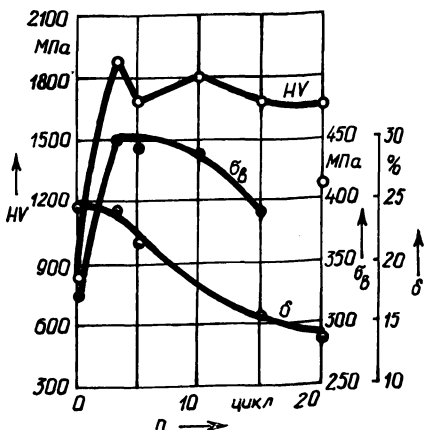


Рис. 1. Изменение свойств сплава Д16 в зависимости от числа циклов: $210 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$

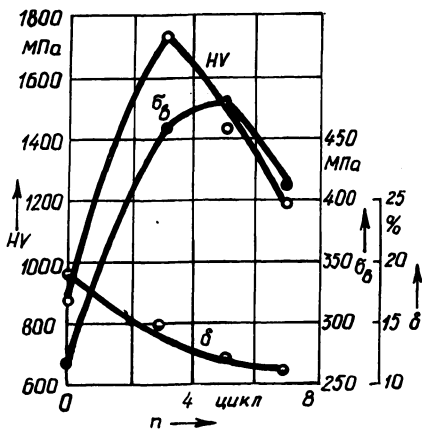


Рис. 2. Изменение свойств сплава АК6 в зависимости от числа циклов $220 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$

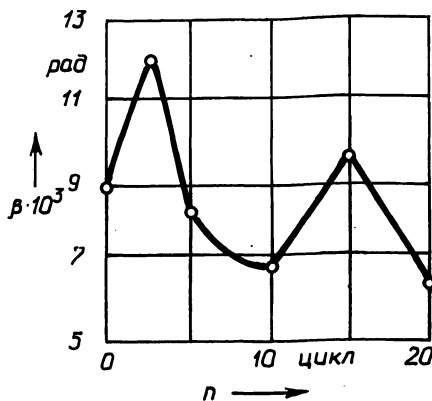


Рис. 3. Изменение физического уширения интерференционной линии (422) на рентгенограмме сплава Д16 в зависимости от числа циклов $210 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$

воздействий в температурном интервале распада пересыщенного твердого раствора. Поскольку термоциклическая обработка исключает длительные выдержки при максимальной и минимальной температурах цикла, распад твердого раствора с образованием зон Гинье-Престона или промежуточных фаз происходит преимущественно при нагреве или охлаждении сплава. Степень и стадия распада, а следовательно, и свойства сплава определяются скоростью нагрева и охлаждения.

Исследование влияния параметров НТЦО на структуру и комплекс свойств проведено на дюралюмине Д16 и сплаве для поковок АК6. Рекомендуемые режимы термической обработки исследуемых сплавов – закалка от $(495 \pm 5)^\circ \text{C}$, старение при 190°C в течение 6...12 ч (для сплава Д16) и закалка от $(520 \pm 5)^\circ \text{C}$, старение при $160...170^\circ \text{C}$ в течение 12...15 ч (для сплава АК6). Температурный интервал циклирования – $210 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$ (сплав Д16) и $220 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$ (сплав АК6). Количество циклов изменялось от 1 до 20. Электроконтактный нагрев проводился на установке для испытаний на термо-

Табл. 1. Механические свойства сплавов Д16 и АК6 после НТЦО

Сплав	Температурный интервал циклирования	Количество циклов	σ_B , МПа	δ , %	HV, МПа
Д16	210 \rightleftharpoons 20 °С	3	449	25	1890
	210 \rightleftharpoons 20 °С	5	447	22	1690
	210 \rightleftharpoons 20 °С	10	437	20	1830
	210 \rightleftharpoons 20 °С	15	391	16	1690
	210 \rightleftharpoons 20 °С	20	418	14	1620
	210 \rightleftharpoons 20 °С	125	359	7	1440
	Закалка от 500 °С, естественное старение		431	19	1200
АК6	Закалка от 500 °С, искусственное старение		441	6	—
	220 \rightleftharpoons 20 °С	3	458	12	1420
	220 \rightleftharpoons 20 °С	5	481	11	1200
	220 \rightleftharpoons 20 °С	7	412	10	1340
	Закалка от 520 °С, искусственное старение		410	12	1080

стойкость со скоростью примерно 12° С/с. Образцы нагревались током промышленной частоты от трансформатора, охлаждались водой из водопроводной сети. Заданная программа циклов осуществлялась командным прибором КЭП-124Т, регистрация и регулировка верхней температуры цикла — электронным потенциометром КСП-4.

Анализ результатов НТЦО сплава Д16 показал, что характерная для высокотемпературной термоциклической обработки периодичность изменения прочностных свойств в зависимости от числа циклов [1] сохраняется и в этом случае (рис. 1). Максимальные значения твердости и прочности соответствуют трем циклам обработки. Пластические свойства сплава с ростом числа циклов понижаются. Однако после трех циклов обработки относительное удлинение закаленного и термоциклированного сплавов примерно одинаково. После такой обработки сплава $\sigma_B = 449$ МПа, $\delta = 25$ %. Сопоставление этих данных со свойствами сплава, искусственно состаренного по стандартным режимам, приведенным в табл. 1, показывает повышение относительного удлинения примерно в 4 раза при сохранении высоких значений предела прочности. Комплекс свойств сплава после НТЦО (3, 5 и 10 циклов) выше, чем сплава, естественно состаренного. Увеличение количества циклов свыше 10 приводит к понижению σ_B и δ .

При исследовании эффекта НТЦО сплава АК6 количество циклов изменялось от 3 до 19. Характеристики σ_B и δ в зависимости от количества циклов являются кривыми с максимумом, соответствующим трем (твердость) и пяти (предел прочности) циклам обработки (рис. 2). Относительное удлинение сплава понижается от 15 до 11 %.

Рентгеноструктурный анализ позволил проанализировать изменение физического уширения (β) линии (422) на рентгенограммах сплавов, характеризующего уровень микронапряжений в матрице (рис. 3). Кривая $\beta = f(n)$ сплава Д16 немонотонна, минимальные значения уширения соответствуют 10 и

20 циклам обработки. Однако и после трех циклов обработки физическое уширение (а следовательно, и уровень микронапряжений) ниже, чем в сплаве после закалки и изотермического старения, для которого $\beta \approx 16 \cdot 10^{-3}$ рад.

Физическое уширение интерференционных линий наиболее чувствительно к изменениям субструктуры сплава, вызываемым распадом пересыщенного твердого раствора и процессами деформационного разупрочнения, происходящими в матрице сплава. Одной из возможных причин, объясняющих наблюдаемые изменения β , может быть распад пересыщенного твердого раствора с образованием зон Гинье–Престона (Г–П) или выделений и последующее их растворение вследствие термического возврата [2–4]. В случае повторных нагревов возможно растворение зон, образовавшихся при предшествующих циклах обработки. Растворение зон происходит диффузионным путем, причем коэффициент диффузии может быть аномально высоким из-за наличия вокруг зон полей упругих напряжений, повышенной плотности вакансий и термических напряжений, возникающих при термоциклировании.

Термический возврат в алюминиевых сплавах, состаренных на зонную стадию, при их нагреве до температур более высоких, чем температура старения, связывается с нарушением равновесия между выделениями и матрицей, а также с несоответствием размера зон и критического размера зародыша [2, 3]. Частичное растворение выделений и снижение β при нагреве состаренного сплава до температур ниже температуры старения наблюдали при кратковременных изотермических выдержках сплава Al – 4% Cu [4]. Изменение характеристик стареющих сплавов при этом связано с установлением нового динамического равновесия между степенью пересыщения матрицы и размером зон Гинье–Престона, определяемых условиями последующего нагрева. Периодичность процессов выделения и растворения способствует повышению однородности твердого раствора и диспергированию зон. Однако и в этом случае после большого числа циклов не исключено образование на дислокациях частиц промежуточных фаз вследствие повышенной устойчивости при нагревах зон, расположенных на дефектах, поля напряжения вокруг которых частично релаксируются полями напряжений краевой компоненты самой дислокации.

Описанный эффект более заметен в сплаве Д16, зонный распад пересыщенного твердого раствора в котором подтверждается результатами электронно-микроскопического анализа. Для матричной составляющей сплава после его старения характерна полигональная структура без следов рекристаллизации.

Полученные результаты позволяют рекомендовать термоциклическое старение с использованием электроконтактного нагрева как высокопроизводительный способ термообработки, повышающий конструкционную прочность стареющих сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Васильева Л.А., Малашенко Л.М., Тофпенец Р.Л. Закономерности формирования структуры и свойств при высокотемпературной термоциклической обработке алюминиевых сплавов // Металлургия. — 1987. — № 3. 2. Гинье А. Неоднородные металлические твердые растворы. — М., 1962. 3. Ньюкерк Дж. Б. Старение сплавов. — М., 1962. 4. Горев К.В., Тофпенец Р.Л., Васильева Л.А. Термический возврат искусственно состаренного сплава Al-4% Cu при повторном нагреве // Кинетика и механизм кристаллизации. — Мн., 1973.