

КОМБИНИРОВАННАЯ ОБРАБОТКА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Ю.Д. Корягин, Н.А. Шабурова

MULTIFUNCTION PROCESSING OF CASTING ALUMINUM ALLOYS IN LIQUID AND SOLID STATE

Yu.D. Koryagin, N.A. Shaburova

Известно, что упрочнение некоторых литейных алюминиевых сплавов (АК7ч, АМ5, ВАЛ14), как и деформируемых алюминиевых сплавов, достигается термомеханической обработкой (ТМО). Эти сплавы могут деформироваться как в холодном, так и в горячем состоянии со степенями деформации до 40 % без образования трещин [1,2].

Помимо этого, нами были получены положительные результаты влияния электромагнитной импульсной обработки (ЭМИ) расплавов на некоторые свойства и структуру [3].

Представляло интерес выяснить влияние комбинированной обработки, сочетающей воздействие ЭМИ на расплав и ТМО металла на структуру, свойства и процессы старения этих сплавов.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термомеханическая обработка, электромагнитная обработка.

It is known that strengthening of some casting aluminum alloys (AK7ч, AM5, ВАЛ14), as well as wrought aluminum alloys, is reached with thermomechanical treatment (TMT). These alloys can be deformed both in cold and in hot condition with the degree of deformation up to 40 % without crack formation [1,2].

Besides that, the positive results of influence of the electromagnetic pulsed processing (EMP) of melted metal for some properties and structure were received [3].

The point of the research was to find out the influence of the multifunction processing, combining the influence of EMP on melted metal and TMT of metal on structure, properties and ageing processes of these alloys.

Keywords: aluminum alloys, thermomechanical treatment, electromagnetic processing.

Исследование комплексной обработки проводили на сплавах АК7ч и АМ5. Проводилось две плавки: с обработкой и без обработки расплава ЭМИ, после чего они подвергались обычной термической и термомеханической обработкам. Нагрев под закалку образцов сплава АМ5 осуществляли по производственному двухступенчатому режиму с охлаждением заготовок в воде комнатной температуры: нагрев при температуре 535 °С с выдержкой 7 часов, последующее повышение температуры до 545 °С, выдержки при этой температуре 7 часов и закалки в воду, нагретую до 90...95°С. Нагрев под закалку образцов сплава АК7ч проводили до температуры 535 °С с выдержкой 7 часов. Закалка осуществлялась в воду с температурой 70...90 °С.

Воздействию ЭМИ подвергали расплавы перед разливкой в форму. Пластическая деформация при термомеханической обработке сплавов осуществлялась прокаткой на двухвалковом прокатном стане со скоростью 1 с⁻¹ в интервале 20...535 °С со степенями 15 и 30%. Деформация при ВТМО

осуществлялась на заготовках сразу после окончания выдержки при нагреве под закалку. Деформация заготовок проводилась за один проход с немедленным охлаждением в воде с целью фиксации полученного структурного состояния. Недеформированные и деформированные заготовки подвергали старению не позднее, чем через 30 минут после закалки.

Комбинированная обработка сплава АМ5

Отметим, что в литом состоянии твердость образцов, подвергнутых при плавке воздействию ЭМИ, значительно выше твердости стандартных образцов. Так, для литых стандартных образцов твердость составляет 49 НВ, для обработанного ЭМИ металла - 65 НВ.

После закалки от 505...510 °С в воде обработанные ЭМИ и стандартные образцы имеют практически одинаковые значения твердости - 73 и 75 НВ соответственно.

Влияние ЭМИ на кинетику старения сплава АМ5 при различных температурах отражено на рис. 1. Видно, что низкотемпературное старение

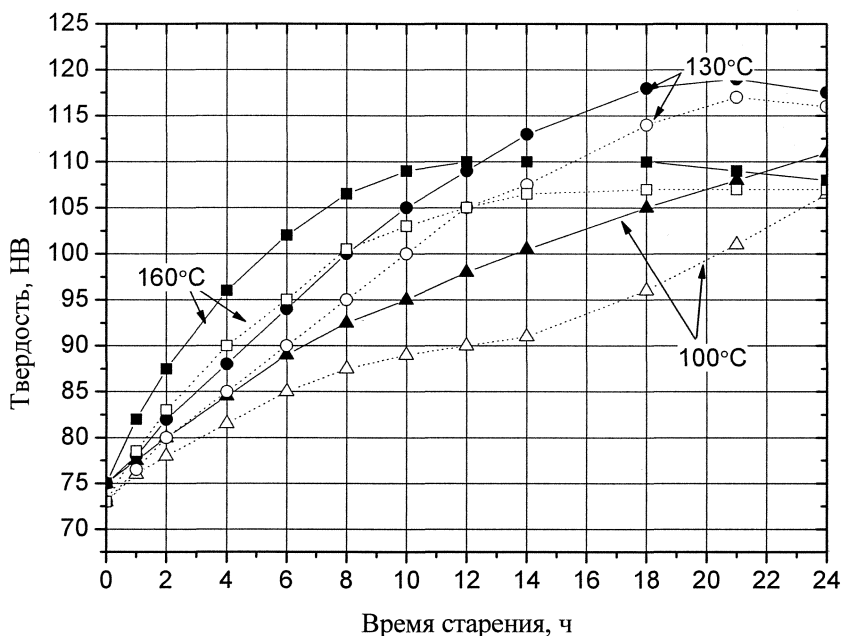


Рис. 1. Зависимость твердости сплава АМ5 от температуры старения:
 — исходный сплав, — обработанный ЭМИ

(100 °C) в обоих случаях не позволило достичь максимума твердости за все время выдержки (см. рис. 1). Однако, если для необработанного ЭМИ образца характерно равномерное повышение твердости, то для образцов, подвергнутых воздействию ЭМИ, наблюдается площадка. Образование площадки при старении обусловлено, по-видимому, либо частичным растворением зон Г.П. и началом образования частиц метастабильных фаз, либо затуханием процесса образования зон при большом инкубационном периоде появления метастабильных фаз.

С повышением температуры старения до 130 °C и 160 °C характер зависимости твердости от времени старения изменяется: на кривых появляются максимумы, связанные с переходом от зонного старения к образованию метастабильных и стабильных выделений. Отметим, что рост температуры старения от 130 до 160 °C сопровождается уменьшением эффекта старения (прироста твердости относительно твердости закаленного образца) и сокращением времени достижения максимума. Причем, предварительная обработка ЭМИ не изменяет общей закономерности процессов старения.

Для изучения кинетики старения проводились измерения удельного электросопротивления образцов сплава АМ5. Установлено, что значения электросопротивления гомогенизированных закаленных обработанных и необработанных ЭМИ образцов практически совпадают (0,0615 и 0,0618 мкОм·м соответственно).

Образцы обработанного ЭМИ и необработанного металла подвергали термомеханической обработке. Прокатка при температурах 20 °C и 505...510 °C со степенью 30 % проводилась в два

прохода. Сравнительные данные изменения твердости образцов приведены на рис. 2.

Оценка влияния деформационной обработки на распад пересыщенного твердого раствора при температуре 160 °C как исходного, так и обработанного ЭМИ металла показала, что холодная пластическая деформация интенсифицирует процессы распада пересыщенного твердого раствора. Непосредственно после холодной деформации наблюдается повышение электросопротивления по сравнению с закаленным состоянием как для обработанных ЭМИ, так и исходных образцов. Так, удельное электросопротивление исходных образцов возрастает на 0,0015 мкОм·м и составляет 0,0630 мкОм·м, а для обработанного ЭМИ - 0,0627 мкОм·м. После ВТМО при температуре гомогенизации удельное электросопротивление обоих образцов имеет, по сравнению с закаленным состоянием, более низкие значения.

Пластическая деформация металла в режиме НТМО с деформацией 15 %, предшествующая старению, существенно повышает прочностные свойства (твердость непосредственно после деформации возрастает на 36 НВ для обработанного ЭМИ и необработанного металла). Помимо начального повышения твердости деформация интенсифицирует процессы старения. Максимум твердости необработанного образца (128 НВ) наблюдается через 8 часов старения, а для обработанного ЭМИ образца (125 НВ) - через 10 часов старения. Отметим, что для закаленных образцов максимум твердости достигается через 18 часов старения (см. рис. 2). Через 20 часов выдержки при температуре старения твердости образцов исходных и подвергнутых обработке ЭМИ совпадают.

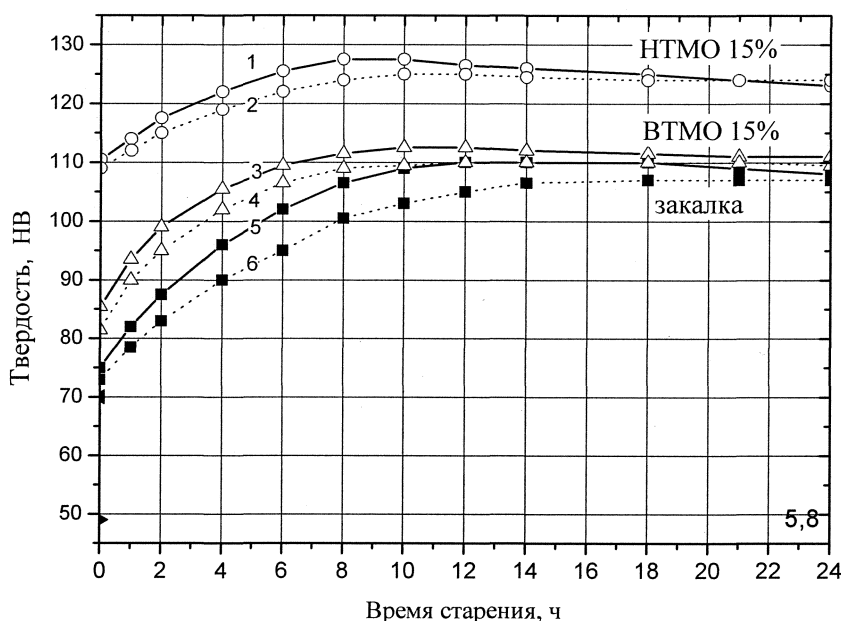


Рис. 2. Влияние длительности старения при 160 °С образцов сплава АМ5 на твердость:
— исходный материал; — обработанный ЭМИ

Обработка в режиме ВТМО (пластическая деформация на 15 % при 505...510 °С, предшествующая старению) повышает твердость в меньшей мере, чем НТМО. Вместе с тем, эта обработка незначительно повышая эффект старения, приводит к значительной интенсификации процессов старения.

Изучение микроструктуры литых образцов сплава АМ5 показало, что она представлена следующими фазами: α_{Al} — твердым раствором и фазой Mg_2Si , располагающейся в виде светлой фазы по границам зерен. При нагреве под закалку происходит растворение метастабильных фаз, в частности, растворяется вторичная и входящая в состав эвтектики $CuAl_2$ фаза. После закалки в структуре образцов наблюдается алюминиевая α_{Al} -фаза и железосодержащая $N(Al_7Cu_2Fe)$ -фаза. Отличие в микроструктуре исходных и обработанных ЭМИ образцов, заключающееся в том, что выделения эвтектических и метастабильных фаз по границам зерен α -фазы в обработанном ЭМИ металле более дисперсные.

Для сравнения фазового состава обработанного и необработанного металла проводился фазовый рентгеноструктурный анализ на дифрактометре ДРОН-4У в медном излучении $Cu-K_\alpha$ с длиной волны $\lambda=1,54178 \text{ \AA}$ и излучении железного анода с длиной волны $\lambda=1,937228 \text{ \AA}$. Исследовались образцы сплава $Al - 4 \text{ мас. \% Cu}$ в литом состоянии, после закалки с 510...515 °С и после закалки и длительного старения при 160 °С. Расшифровка дифрактограмм показала следующее: в закаленных образцах как обработанного, так и необработанного ЭМИ металла есть две фазы: α -твердый раствор меди в алюминии и Al_7Cu_2Fe -фаза. В литых и со-

старенных образцах металла помимо указанных фаз обнаруживается фаза $CuAl_2$. Таким образом, фазовый состав обработанного и необработанного ЭМИ металла идентичен.

Следует отметить, что при холодной и горячей пластической деформации происходит дробление и коагуляция железосодержащей фазы, искажение формы и вытягивание в направлении деформации зерен α -фазы.

Таким образом, для сплава АМ5 показано, что комбинированная обработка, включающая воздействие на расплав ЭМИ с последующей ТМО в режимах ВТМО и НТМО, приводит к повышению прочностных свойств металла при старении. Уровень достигаемой прочности у сплава, обработанного ЭМИ, соизмерим с уровнем свойств, получаемых без предварительной обработки расплава, а процессы выделения упрочняющих фаз оказываются замедленными.

Комбинированная обработка сплава АК7ч

Следует отметить, что для данного сплава твердость образцов, подвергнутых при плавке воздействию ЭМИ, в литом состоянии значительно выше твердости необработанных образцов. Так, для литых стандартных образцов твердость составляет 51 НВ, для обработанных ЭМИ — 63 НВ. Однако после закалки значения твердости образцов совпадают: 55 и 54 НВ соответственно.

Оценка влияния горячей и холодной деформационной обработки со степенью 30 % на распад пересыщенного твердого раствора обработанного и необработанного ЭМИ сплава проводилась при температуре старения $180 \pm 5 \text{ °C}$.

При старении в обработанных ЭМИ образцах

достигается несколько больший эффект старения, хоть и за несколько большее время (67 НВ за 2,5 ч и 69 НВ за 3 часа соответственно для исходного и обработанного ЭМИ).

На рис.3 показана зависимость твердости образцов сплава АК7ч от режима обработки и длительности старения.

В процессе выдержки при 180 °С отмечается интенсивный рост твердости необработанного ЭМИ образца, подвергнутого НТМО со степенью деформации 30 %. Максимум твердости 93 НВ, существенно превышающий твердость закаленного образца, наблюдается через 1 час. Повышение твердости облученного образца происходит менее интенсивно и максимум твердости (92НВ) достигается через 2 часа.

При ВТМО прирост твердости при старении как для необработанных, так и для обработанных ЭМИ образцов составляет 9–10 НВ по сравнению с закаленным состоянием.

В целом, для сплава АК7ч можно отметить, что независимо от вида обработки, предшествующей старению, для обработанных ЭМИ образцов характерен меньший прирост твердости после старения по оптимальному режиму (за исключением закаленного состояния).

Металлографические исследования образцов сплава АК7ч показали, что в микроструктуре литых необработанных ЭМИ образцов обнаружены следующие фазы: α_{Al} -твердый раствор на основе алюминия, неравновесная двойная с компактной формой частиц кремния и тройная эвтектика ($\alpha_{Al}+Si+Mg_2Si$). Помимо этого, примеси железа и

марганца образуют с кремнием включения (Al, Mn, Fe, Si), которые кристаллизуются в иглообразной и компактной форме в эвтектике. Микроструктура обработанных ЭМИ образцов имеет те же фазы. Средние размеры дендритных ячеек необработанных образцов составляют 66 мкм, обработанных 87 мкм.

При нагреве под закалку до 535 °С размеры дендритных ячеек обоих образцов несколько увеличиваются. Что, по всей видимости, следует объяснить частичным растворением неравновесной эвтектики (частицы Mg_2Si полностью переходят с твердый раствор и обеспечивают упрочнение при последующем старении). Кроме этого, в течение гомогенизирующей выдержки перед закалкой происходит коагуляция частиц кремния эвтектического происхождения и нерастворимой (Al, Mn, Fe, Si)-составляющей.

При холодной пластической деформации происходит дробление и измельчение дендритных ячеек (до 55 и 74 мкм для исходного и обработанного ЭМИ металла, соответственно).

При ВТМО (рис. 4) с деформацией на 30 % размеры дендритных ячеек практически такие же, как и при холодной пластической деформации. Отметим, что и при этой обработке, также происходит дробление частиц эвтектики и выделение упрочняющих фаз в теле дендритов.

В процессе старения наблюдается увеличение количества упрочняющей фазы Mg_2Si , которая выделяется как в объеме дендритов, так и по границам зерен, объединяясь с частицами алюминий-кремневой эвтектики.

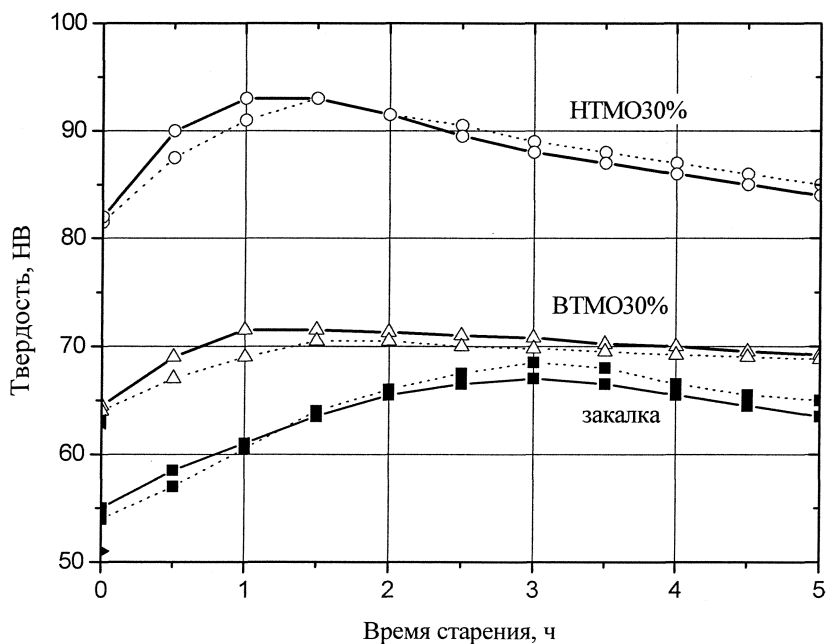


Рис. 3. Зависимость твердости исходного (—) и обработанного ЭМИ (.....) образцов АК7ч от длительности старения и режима предварительной обработки

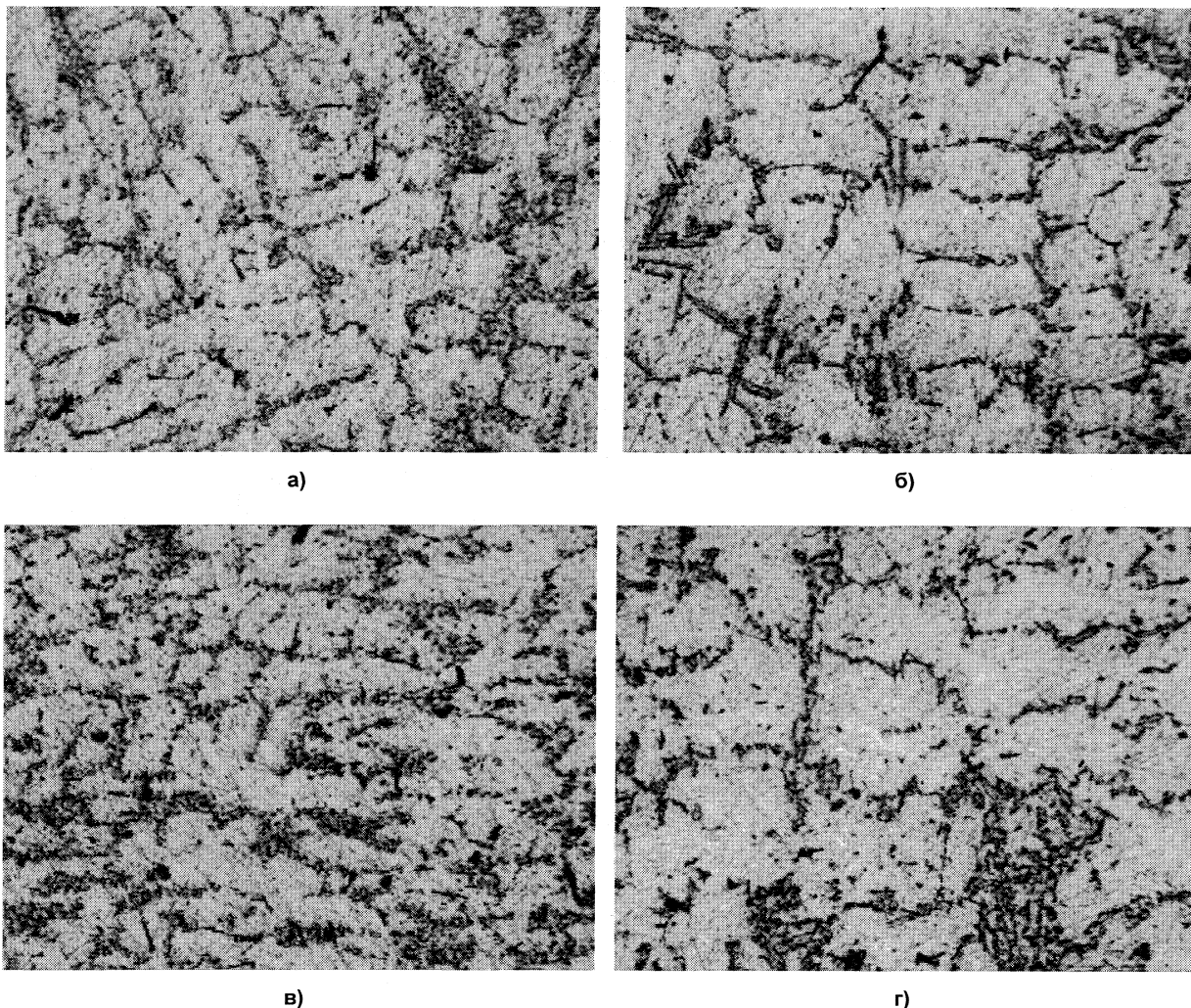


Рис. 4. Микроструктура сплава АК7ч после закалки и старения (а и б) и после горячей деформации на 30 % (в и г), $\times 100$: а, в – необработанный ЭМИ металл; б, г – обработанный ЭМИ

Таким образом, по результатам комплексной обработки можно выделить ряд общих закономерностей, характерных для сплавов АМ5, АК7ч.

В обоих случаях в процессе гомогенизирующей выдержки перед закалкой протекают процессы, обеспечивающие устранение различий по твердости исходного и обработанного ЭМИ металла, отмеченной на литых образцах. Суть указанных процессов, по всей видимости, заключается в установлении равновесной для данной температуры нагрева концентрации дефектов кристаллического строения и легирующих элементов в матрице растворителя.

Все это способствует выравниванию свойств исходного и обработанного ЭМИ металла. Поскольку торможение процессов старения отмечено на начальных стадиях, возможной причиной его является существование равновесного и гомогенного твердого раствора.

Таким образом, проведенные исследования показали, что электроимпульсное воздействие на расплавы алюминий-медь и алюминий-кремний несколько повышает прочностные характеристики

в литом состоянии, однако полученный от воздействия ЭМИ эффект нивелируется при последующих термической или термомеханической обработках.

Литература

1. Корягин, Ю.Д. *термомеханическое упрочнение литейных алюминиевых сплавов АЛ9* / Ю.Д. Корягин, В. И. Крайнов, В.С. Кропачев // *Известия вузов. Цветная металлургия*. — 1999. — № 2. — С. 34-38.
2. Корягин, Ю.Д. *Структура и свойства литейных алюминиевых сплавов, подвергнуты термомеханическому упрочнению* / Ю.Д. Корягин, Н.А. Сарычева // *Вестник ЮУрГУ, Серия «Металлургия»*. — 2004. — Вып. 4. — М> 8(37). — С 85-87.
3. Шабурова, Н.А. *Формирование структуры и свойств литейных алюминиевых сплавов под влиянием деформационных и электроимпульсных воздействий: дис. ... канд.тех. наук* / Н.А. Шабурова. — Челябинск, 2008. — 176 с.

Поступила в редакцию 2 марта 2009 г.