

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al–4%Cu–3%Mn, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

© 2024 г. Н. А. Белов^а, С. О. Черкасов^{а, *}, Н. О. Короткова^а, М. М. Мотков^б

^а НИТУ МИСИС, кафедра обработки металлов давлением, Ленинский пр-т, 6, Москва, 119047 Россия

^б Сибирский Федеральный Университет, кафедра электротехники,

Свободный пр-т, 79, Красноярск, 660041 Россия

* e-mail: ch3rkasov@gmail.com

Поступила в редакцию 19.05.2023 г.

После доработки 19.10.2023 г.

Принята к публикации 28.11.2023 г.

С использованием расчетных и экспериментальных методов изучено влияние деформационно-термической обработки на структуру, электросопротивление и твердость сплава Al–4%Cu–3%Mn, полученного методом литья в электромагнитный кристаллизатор. Показано, что при скорости охлаждения более 1000 К/с все количество марганца и половина общего содержания меди растворяются в алюминиевом твердом растворе, что позволяет при последующей деформационно-термической обработке сформировать структуру с максимально возможным количеством дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$, которая позволяет добиться значительного повышения термостойкости по сравнению с известными сплавами системы Al–Cu–Mn.

Ключевые слова: Al–Cu–Mn, проводниковые сплавы, структура, электромагнитный кристаллизатор

DOI: 10.31857/S0015323024020139, **EDN:** YONNJP

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы отмечается повышенный интерес к термостойким проводниковым сплавам на основе алюминия [1–8]. Их создание представляет собой непростую задачу, поскольку требует достижения заданного комплекса трудно сочетаемых свойств (электрической проводимости, прочности, стойкости к нагревам, а также высокой технологичности). Одной из перспективных систем для создания таких сплавов является система Al–Cu–Mn [8–12]. Марганец, растворенный в алюминиевом твердом растворе (далее (Al)), существенно повышает удельное электрическое сопротивление (далее УЭС) [13–15], однако добавка меди при определенных режимах деформационно-термической обработки позволяет существенно минимизировать это отрицательное влияние. При этом за счет формирования наноразмерных дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ возрастают прочностные свойства и термостойкость [11, 12]. Для получения максимального количества таких дисперсоидов необходимо полное вхождение Mn в (Al) в процессе кристаллизации. При использовании традиционных технологий

литья слитков предельная растворимость Mn в (Al) не превышает 2 мас.%, соответственно количество дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ не может быть больше ~7 об.% [15]. С другой стороны, известно, что при сверхбыстром затвердевании, например, при литье гранул (ЛГ), растворимость Mn в (Al) может быть значительно увеличена [16–19]. Однако из-за сложности исполнения и высокой стоимости технологии ЛГ не получило широкого применения.

В качестве альтернативы технологиям ЛГ для достижения высоких скоростей затвердевания в ООО “НПЦ Магнитной гидродинамики” предложена и отработана технология получения длинномерных прутковых заготовок алюминиевых сплавов, включающая литье в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) [20–23]. Данная технология, зарегистрированная под торговой маркой ElmaCast (www.elmacast.com), обеспечивает скорости охлаждения литой заготовки, сопоставимые со скоростями, реализуемыми при ЛГ (более 1000 К/с при диаметре заготовки до 10–12 мм). Технология ЭМК была успешно опробована при изготовлении экспериментального алюминиевого сплава Al–3.3%Cu–2.5%Mn–0.5%Zr (здесь

и далее мас.%, если иное не оговорено), который в виде проволоки и холоднокатаных лент показал уникальное сочетание прочности, термостойкости и электропроводности [24]. Благодаря высокой скорости охлаждения все количество марганца (как и циркония) полностью вошло в состав алюминиевого твердого раствора (Al) в процессе кристаллизации.

Добавка циркония способствует повышению термостойкости благодаря формированию наночастиц метастабильной фазы Al_3Zr (L_{12}), однако введение данного металла в количестве более 0.3% требует высокой температуры расплава из-за резкого повышения температуры ликвидуса [3]. Кроме того, диффузия Zr в (Al) при температурах ниже 400 °C настолько низкая, что для полного распада последнего требуются выдержки в сотни часов [24]. В связи с этим представляется целесообразным рассмотреть возможность создания термостойких проводниковых сплавов без циркония (т. е. ограничиться тройной системой Al–Cu–Mn), а для компенсации отсутствия в структуре наночастиц Al_3Zr увеличить концентрацию марганца и, как следствие, дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

Исходя из вышесказанного, была определена цель данной работы, состоявшая в изучении влияния параметров деформационно-термической обработки на структуру, электросопротивление

и твердость сплава системы А–Cu–Mn, содержащего 3% Mn, полученного методом литья в электромагнитный кристаллизатор.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования был экспериментальный сплав (обозначенный 4Cu3Mn), номинальный и фактический состав которого приведен в табл. 1. Данный сплав был приготовлен в производственных условиях ООО “НПЦ Магнитной гидродинамики” в индукционной печи ИАТ емкостью 20 кг на основе алюминия технической чистоты (99.85%). Марганец вводили в чистом виде (Mn99), медь в виде лигатуры AlCu33 при 810–820 °C. Температура литья в электромагнитный кристаллизатор составила 750–760 °C. Из длинномерной прутковой заготовки диаметром 12 мм (полученной методом ЭМК) были вырезаны образцы длиной около 0.5 м (рис. 1а), которые и были подвергнуты деформационно-термической обработке.

Прокатку проводили на вальцах ВЭМ 3М при комнатной температуре, а отжиг в муфельной электропечи SNOL 8.2 согласно режимам, приведенным в табл. 2. Твердость по Виккерсу определяли с помощью твердомера DUROLINE MH-6 согласно ГОСТ 2999–75 при нагрузке 1 кгс и времени выдержки 10 с.

Таблица 1. Химический состав сплава 4Cu3Mn

	Концентрация, мас. %				Al
	Mn	Cu	Fe	Si	
По шихте	3	4	< 0.1	< 0.05	354
Фактический	2.87 ± 0.03	4.05 ± 0.05	0.07 ± 0.02	0.01 ± 0.02	Основа

Таблица 2. Режимы деформационно-термической обработки сплава 4Cu3Mn

Обозначение режима	Параметры режима ¹
F – Литой пруток ЭМК (диаметр ~12 мм), S – холоднокатаные ленты (толщина ~2 мм), полученные из прутка ЭМК	
425S	Лента, полученная по режиму: F→CR(12–8 мм)→T(425 °C, 1 ч/возд.)→CR (8–4 мм)→T(425 °C, 1 ч/возд.)→CR (4–1.8 мм)
350S	Лента, полученная по режиму: F→CR(12–8 мм)→T(350 °C, 1 ч/возд.)→CR (8–4 мм)→T(350 °C, 1 ч/возд.)→CR (4–1.8 мм)
F-250 / 425S-250 / 350S-250	Отжиг прутка и лент при 250 °C, 3 ч
F-300 / 425S-300 / 350S-300	F-250 / 425S-250 / 350S-250 + отжиг при 300 °C, 3 ч
F-350 / 425S-350 / 350S-350	F-300 / 425S-300 / 350S-300 + отжиг при 350 °C, 3 ч
F-400 / 425S-400 / 350S-400	F-350 / 425S-350 / 350S-350 + отжиг при 400 °C, 3 ч
F-450 / 425S-450 / 350S-450	F-400 / 425S-400 / 350S-400 + отжиг при 450 °C, 3 ч
F-500 / 425S-500 / 350S-500	F-450 / 425S-450 / 350S-450 + отжиг при 500 °C, 3 ч
F-550 / 425S-550 / 350S-550	F-500 / 425S-500 / 350S-500 + отжиг при 550 °C, 3 ч

¹ CR – холодная прокатка, T – термообработка.

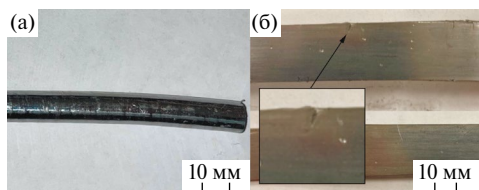


Рис. 1. Исходные прутковые заготовки (а) и холоднокатанные полосы сплава (б).

Удельное электросопротивление (УЭС) рассчитывали как величину, обратную удельной электропроводности (УЭП), которую определяли экспериментально на образцах сплава $4\text{Cu}3\text{Mn}$ методом вихревых токов на приборе ВЭ-26НП, используя в качестве эталона при каждом измерении чистый алюминий (А99).

Микроструктуру литых образцов изучали на световом (СМ) и электронном сканирующем (СЭМ) микроскопах: Axio Observer MAT и TESCAN VEGA 3 соответственно. Микроскоп TESCAN VEGA 3, укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором OXFORD (MPCA) и программным обеспечением AzTec, также использовали для определения химического состава на микроучастках. Для приготовления шлифов использовали сначала механическую, а затем электролитическую полировку. Последнюю проводили при напряжении 12 В электролите, содержащем 6 частей $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 1 часть HClO_4 и 1 часть глицерина.

Для расчета фазового состава использовали программу Thermo-Calc (база данных TTAL5) [25].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Концентрация марганца (3%) была выбрана с целью получения в конечной структуре катаной полосы повышенного (по сравнению со сплавом с 2.5% Mn [24]) количества дисперсоидов, исходя из того, что все количество данного элемента в процессе быстрой кристаллизации войдет в состав (Al). Концентрацию меди выбирали по изотермическим сечениям фазо-

вой диаграммы Al–Cu–Mn, рассчитанным при 350 °С (рис. 2а) и 425 °С (рис. 2б), таким образом, чтобы сплав находился в фазовой области $(\text{Al}) + \text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{Cu}$ вблизи границы с областью $(\text{Al}) + \text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. Такое положение сплава должно обеспечить максимальное количество дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ при минимальном содержании Mn в (Al). Первое необходимо для достижения высокой прочности и термостойкости, а второе — для минимально возможного значения УЭС [11, 12, 24]. Это вытекает из того, что марганец, растворенный в (Al), сильно повышает УЭС, вследствие чего в алюминии электротехнического назначения концентрацию этого элемента строго ограничивают [26].

Анализ структуры литого ЭМК-прутка и данные МРСА показали полное растворения Mn в (Al), в то время как концентрация меди составила 1.9 % (т. е. половину от ее содержания в сплаве). Остальная часть меди вошла в состав эвтектических включений фазы Al_2Cu , которые образовались в результате неравновесной кристаллизации в виде прожилок по границам дендритных ячеек (Al). Исходя из размера последних (около 5 мкм), скорость охлаждения при кристаллизации соответствует примерно 10000 К/с [27]. Сформированная литая структура (рис. 3а, б) в достаточной мере согласуется с расчетом неравновесной кристаллизации по модели Sheil-Gulliver, представленной в виде кривых зависимости суммарной доли твердых фаз от температуры (зависимость Q–T, рис. 2в, г) [24, 25]. При медленном охлаждении кристаллизация сплава $4\text{Cu}3\text{Mn}$ должна начаться с появления фазы Al_6Mn при 629 °С, что отражает зависимость, приведенная на рис. 2в. Однако в условиях сверхбыстрого охлаждения, реализуемого в методе ЭМК, образование Mn-содержащих фаз подавляется, а марганец полностью растворяется в (Al). Такой кристаллизации отвечает зависимость, приведенная на рис. 2г. При этом даже сверхбыстрая кристаллизация не позволяет полностью растворить медь в (Al) и избежать формирования эвтектических включений фазы Al_2Cu

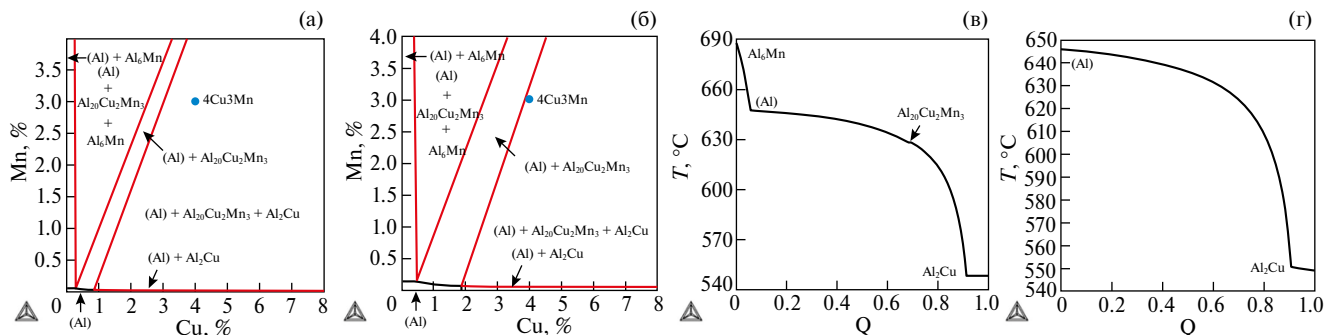


Рис. 2. Расчетные изотермические сечения системы Al–Cu–Mn при 350 °С (а) и 425 °С (б) и кривые неравновесной кристаллизации по модели Sheil-Gulliver (зависимость суммарной доли твердых фаз Q от температуры) (в – все фазы включены в расчет, г – Mn-содержащие фазы исключены).

(рис. 3б), количество которых в литой структуре составляет около 2.5 об. %.

Наличие в микроструктуре хрупких включений фазы Al_2Cu послужило, вероятно, основной причиной недостаточной деформационной пластичности исходного ЭМК-прутка при холодной прокатке, в процессе которой произошло разрушение (рис. 1б). Поэтому были использованы режимы с промежуточными отжигами (табл. 2), что позволило получить годные ленты. Выбор температур отжига был обусловлен результатами предыдущих работ, полученными на сплавах системы $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$ [11, 12, 24]. Из них следует, что распад (Al), который сопровождается сильным снижением УЭС, наиболее интенсивно протекает в интервале 350–450 °С. При этом при 450 °С происходит заметное разупрочнение. Поэтому в данной работе верхнюю границу для температуры промежуточного отжига снизили до 425 °С.

В процессе деформационно-термической обработки часть эвтектических включений фазы Al_2Cu растворилась в (Al), а оставшиеся включения раздробились и приобрели глобулярную форму (рис. 3в, г). Кроме того, произошло формирование дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, что согласуется с изотермическими разрезами, приведенными на рис. 2а, б.

Анализ структуры ЭМК-прутка и лент после отжига показал, что наиболее сильные изменения происходят при температурах выше 400 °С. При этом в лентах процессы протекают значительно быстрее. В частности, в литой заготовке после отжига при 450 °С остается некоторое количество эвтектических включений (рис. 4а), а при 550 °С выявляются только частицы тройного соединения, некоторые из которых достигают 1 мкм (рис. 4г). В лентах после аналогичного отжига структуры качественно одинаковы: струк-

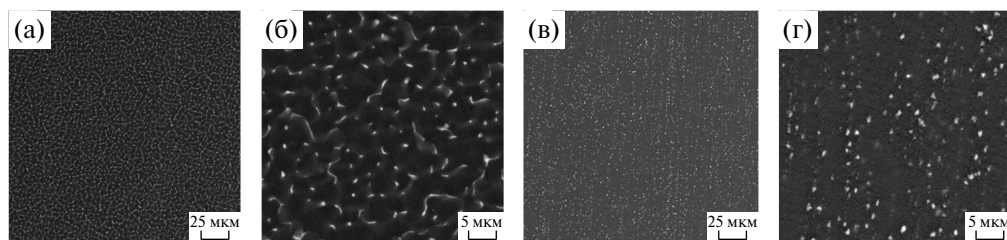


Рис. 3. Структура литой заготовки (а, б) и холоднокатаной ленты (в, г), полученной из литой ЭМК-заготовки по режиму 425S (см. табл. 2).

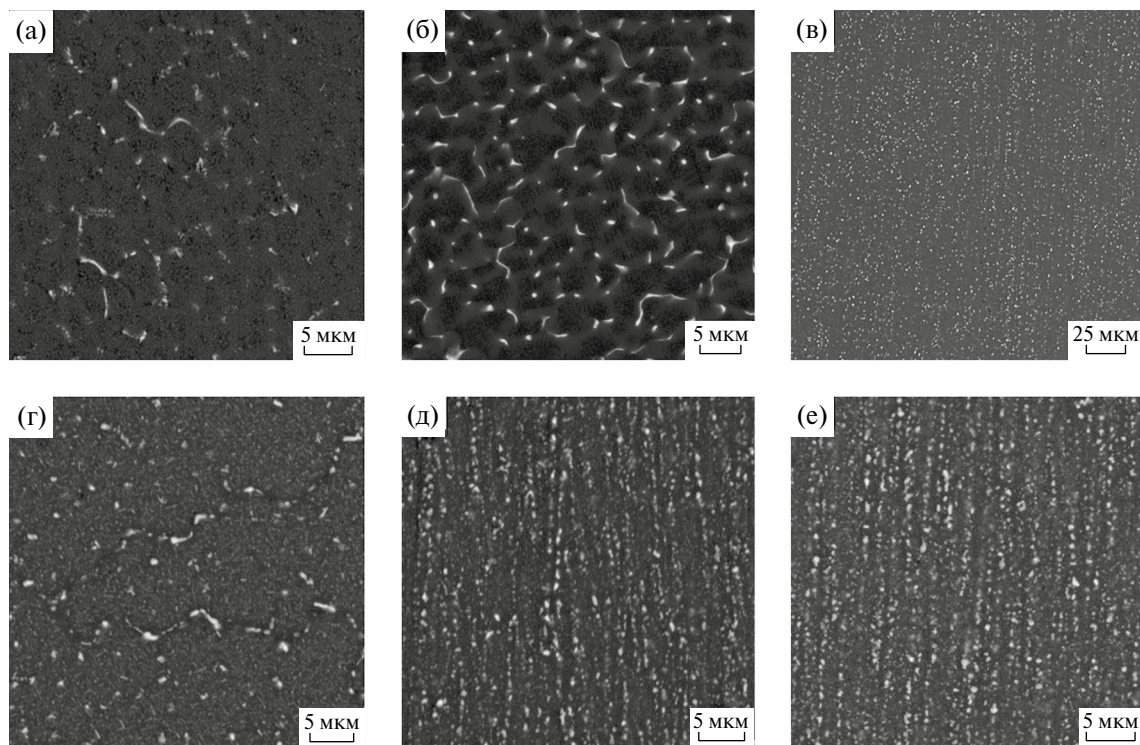


Рис. 4. Структура литой заготовки (а, г), холоднокатанных полос 350S (б, д) и 425S (в, е) после отжига при 450 °С (а–в) и 550 °С (г–е).

тура представляет собой матрицу с равномерно распределенными дисперсоидами $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ (рис. 4б–в, 4д–е). Идентификация этих дисперсоидов была проведена методами ПЭМ и МРСА в предыдущих работах авторов [11, 24].

Анализ структуры экспериментального сплава методом ПЭМ показывает, что размер дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ в состоянии 425S–450 (табл. 2) не превышает 100 нм (рис. 4в). Очевидно, что после отжига при более низких температурах этот размер еще меньше.

Формирование дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ в процессе отжига сопровождается снижением концентрации марганца в (Al) и, как следствие, снижением электросопротивления. В исходном состоянии, когда все количество марганца находится в (Al), значение УЭС очень велико: 131.3 мкОм·мм (т. е. почти в 5 раз больше, чем у чистого алюминия!). Соответствующие значения у лент в исходном состоянии существенно ниже (56.1 и 39.8 мкОм·мм соответственно), поскольку в процессе их получения они были подвергнуты промежуточным отжигам (см. табл. 2). Снижение УЭС под влиянием отжига в литой заготовке проявляется значительно сильнее, чем у лент (рис. 5а). Это обусловлено большей пересыщенностью (Al). Однако, начиная с 450 °С, значения УЭС у всех заготовок практически выравниваются. Это можно объяснить тем, что при таких температурах достигается состояние, близкое к равновесному. Поэтому концентрация Mn в (Al) становится одинаковой независимо от исходного состояния. В пользу этого свидетельствует повышение УЭС с ростом температуры от 450 до 550 °С (рис. 5а), что согласуется с ростом равновесной концентрации Mn в (Al) (согласно расчету с 0.10 до 0.39 %).

Температурные зависимости твердости выглядят менее однозначными, поскольку на это свойство влияют несколько факторов: концентрация Cu и Mn (Al), количество и размер дисперсоидов, а также степень нагартовки в исходном состоянии. Твердость лент одинакова и находится выше

примерно на 30 ± 2 HV, чем у литой заготовки (120 против 90 HV), т. е. степень нагартовки лент можно считать одинаковой (рис. 5б). Однако влияние температуры на твердость различается: лента, подвергнутая промежуточным отжигам при 425 °С (состояние 425S) разупрочняется быстрее, чем лента, подвергнутая отжигам при 350 °С (состояние 350S). Вероятно, это можно объяснить тем, что при более высокой температуре образуются более крупные дисперсоиды $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, вследствие чего их антирекристаллизационный эффект снижается [9].

После отжига при 400 °С обе ленты имеют одинаковые значения УЭС (38.7 мкОм·мм), но разную твердость (111 и 100 HV в состояниях 350S–400 и 425S–400 соответственно), поэтому режим получения ленты 350S представляется предпочтительным, поскольку он предполагает лучшее сочетание электропроводности, прочности и термостойкости.

Для оценки достижения величиной УЭС предельно возможного теоретического значения использовали модель зависимости этого свойства от структурных параметров, предложенную в работе [24] для холоднокатаных лент сплава $\text{Al}-3.3\% \text{Cu}-2.5\% \text{Mn}-0.5\% \text{Zr}$. Применительно к рассматриваемому сплаву расчетное уравнение для определения УЭС имеет следующий вид:

$$ER = (ER_0 + K_{\text{Mn}} \cdot C_{\text{Mn}} + K_{\text{Cu}} \cdot C_{\text{Cu}}) / Q_{(\text{Al})}, \quad (1)$$

где ER и ER_0 – электрическое сопротивление сплава и чистого алюминия (99.99 %) соответственно, нОм;

C_{Mn} и C_{Cu} – концентрации марганца и меди в алюминиевом твердом растворе, мас. %;

K_{Mn} и K_{Cu} – коэффициенты увеличения УЭС на 1 масс. % легирующего элемента в алюминиевом твердом растворе;

$Q_{(\text{Al})}$ – объемная доля алюминиевого твердого раствора в сплаве.

Значения $Q_{(\text{Al})}$, C_{Mn} и C_{Cu} для построения экспериментальной зависимости УЭС холоднокатаных полос от температуры отжига были получе-

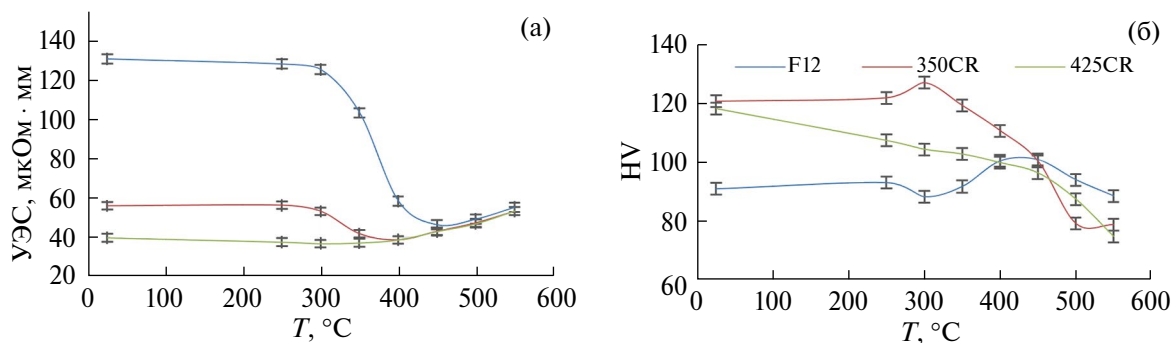


Рис. 5. Влияние температуры отжига на удельное электросопротивление (а) и твердость (б) литой заготовки и холоднокатаных полос.

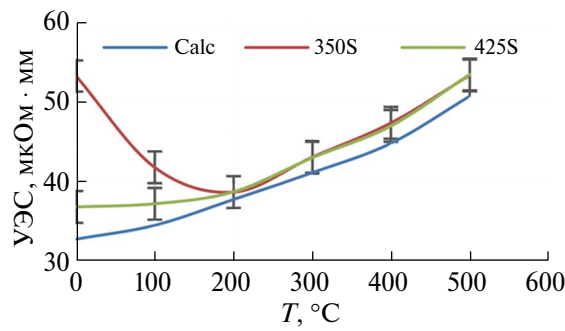


Рис. 6. Сравнение расчетной и экспериментальных зависимостей удельного электросопротивления холоднокатаных полос от температуры отжига.

ны с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Значения коэффициентов K_{Mn} и K_{Cu} были рассчитаны ранее путем сравнения $УЭС_{чистого}$ алюминия со сплавами Al–1.5% Mn и Al–1.5% Cu, и составили 32.1 и 3.4 соответственно [9].

Таблица 3. Расчетные параметры фазового состава сплава Al–3% Mn–4% Cu

T, °C	Доли фаз, мас.% (об.%)		Состав (Al), мас.%	
	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃	Al ₂ Cu	Mn	Cu
350	15.28 (11.54)	1.83 (1.14)	0.02	0.86
425	14.86 (11.37)	0.26 (0.16)	0.04	1.87

Температура ликвидуса – 689°C, температура солидуса – 601°C.

Расчетные и экспериментальные зависимости УЭС имеют хорошее совпадения начиная с 400°C (рис. 6). При более низких температурах экспериментальные значения выше расчетных, особенно у ленты, полученной по режиму 350S. Это можно объяснить тем, что при таких температурах 3-часовая выдержка недостаточна для достижения равновесия. С другой стороны, отжиг при 350°C предполагает достижение меньших значений УЭС, чем отжиг при 425°C, из-за меньших равновесных растворимостей Mn и Cu в (Al) (табл. 3). Для подтверждения этого предположения была построена зависимость величины УЭС для ленты, полученной по режиму 350S, от времени отжига при 350°C. Уже после 6-часовой выдержки значение снижается до 38 мкОм·мм (т. е. на 3

мкОм·мм меньше, чем после 3-часовой выдержки) (рис. 7). При этом твердость снижается незначительно, оставаясь на уровне ~110 HV. Для сравнения у сплава Al–3.3% Cu–2.5% Mn–0.5% Zr даже после 48-часового отжига при 350°C, когда твердость находится на таком же уровне, значение УЭС заметно больше (около 40 мкОм·мм) [24]. Из этого следует, что оптимизацией параметров деформационно-термической обработки сплава системы Al–Cu–Mn, содержащего около 3% Mn, можно добиться наилучшего комплекса свойств, которые требуются для проводниковых материалов, работающих при повышенных температурах.

Это подтверждает потенциал данной композиции для разработки альтернатив сплавам 2xxx серии, заложенный в работе [15] на примере сравнения марочного сплава AA2219 и модельного сплава Al–2% Cu–2% Mn, в базовом варианте показавшего более высокую термостойкость (снижение твердости до уровня 89 против 57 HV при нагреве до 400°C).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. С использованием экспериментальных и расчетных методов изучено влияние деформационно-термической обработки (ДТО) на структуру, электросопротивление и твердость сплава Al–4% Cu–3% Mn, полученного в виде прутка диаметром 10 мм методом литья в электромагнитных кристаллизатор.

2. Установлено, что благодаря высокой скорости охлаждения при кристаллизации (более 1000 K/c) все количество марганца и половина общего содержания меди растворяются в алюминиевом твердом растворе, что позволяет при последующей ДТО сформировать структуру с максимальным возможным количеством дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃.

3. Установлено, что промежуточные отжиги при получении холоднокатаной ленты, толщиной 2 мм, положительно влияют на деформационную пластичность и электросопротивление, что обусловлено снижением концентраций Cu и Mn в (Al), растворением эвтектических вклю-

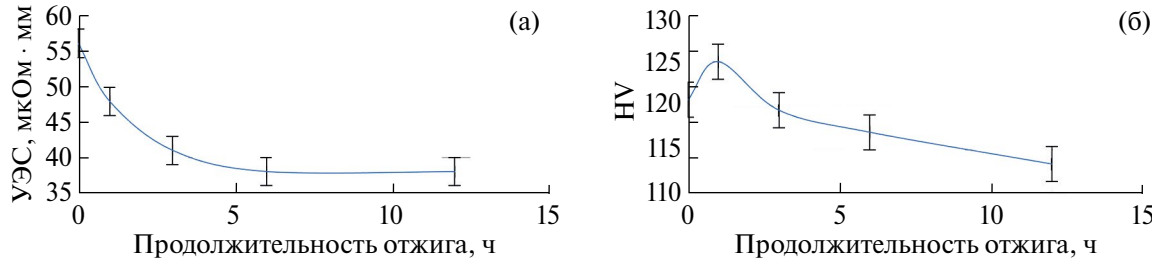


Рис. 7. Влияние продолжительности отжига при 350°C на удельное электросопротивление (а) и твердость (б) холоднокатаной полосы.

чений Al_2Cu и формированием дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ размером менее 100 нм.

4. Благодаря повышенному содержанию Mn в экспериментальном сплаве наблюдается заметное увеличение количества дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ по сравнению со сплавами 2xxx серии, получаемыми по традиционной технологии. Объемная доля этих дисперсоидов составила до ~11 об. %.

Исследования проведены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20–19–00249–п <https://rscf.ru/project/20-19-00249/>), ФГАОУВО Национальный исследовательский технологический университет “МИСИС”, г Москва).

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // Scripta Mater. 2014. V. 76. P. 13–16.
2. Pakiel Z., Ludwichowska K., Ferenc J., Kulczyk M. Mechanical properties, and electrical conductivity of Al 6101 and 6201 alloys processed by hydro-extrusion // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2014. V. 63(1). P. 012120.
3. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A., Eskin D.G. Effect of Zr additions and annealing temperature on electrical conductivity and hardness of hot rolled Al sheets // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2015. V. 25. P. 2817–2826.
4. Orlova T.S., Latynina T.A., Mavlyutov A.M., Murashkin M.Y., Valiev R.Z. Effect of annealing on microstructure, strength, and electrical conductivity of the pre-aged and HPT-processed Al–0.4 Zr alloy // J. Alloys Compd. 2019. V. 774. P. 41–48.
5. Murashkin M.Yu., Sabirov I., Medvedev A.E., Enikeev N.A., Lefebvre W., Valiev R.Z., Sauvage X. Mechanical and electrical properties of an ultrafine grained Al–8.5 wt.% RE (RE=5.4wt.% Ce, 3.1wt.% La) alloy processed by severe plastic deformation // Mater. Des. 2016. V. 90. P. 433–442.
6. Murashkin M.Yu., Sabirov I., Sauvage X., Valiev R.Z. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity // J. Mater. Sci. 2016. V. 51. P. 33–49.
7. Liu L., Jiang J.T., Zhang B., Shao W.Z., Zhen L. Enhancement of strength and electrical conductivity for a dilute Al–Sc–Zr alloy via heat treatments and cold drawing // J. Mater. Sci. Technol. 2019. V. 35. P. 962–971.
8. Patent EP 2929061 B1, N.A. Belov, A.N. Alabin, Heat resistant aluminum base alloy and wrought semifinished product fabrication method. Publ. 22.02.2017. Bul. 2017/08.
9. Belov N., Korotkova N., Akopyan T., and Tsydenov K. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.%Zr // Metals. 2019. V. 9. P. 1246.
10. Белов Н.А., Короткова Н.О., Черкасов С.О., Аксенов А.А. Сравнительный анализ электрической проводимости и твердости холоднокатаных листов сплавов Al–1.5 % Mn и Al–1.5 % Mn–1.5 % Cu (мас.%) // Цветные металлы. 2020. № 4. С. 52–58.
11. Belov N.A., Cherkasov S.O., Korotkova N.O., Yakovleva A.O., Tsydenov K.O. Effect of Iron and Silicon on the Phase Composition and Microstructure of the Al–2 % Cu–2 % Mn (wt %) Cold Rolled Alloy // Phys. Met. Metal. 2021. V. 122. P. 1095–1102.
12. Belov N.A., Korotkova N.O., Shurkin P.K., Aksenov A.A. Substantiation of the Copper Concentration in Thermally Stable Wrought Aluminum Alloys Containing 2 wt% of Mn // Phys. Metals Metallogr. 2020. V. 121. P. 1211–1219. <https://doi.org/10.1134/S0031918X20120030>
13. Hatch J.E. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Ohio: American Society for Metals, 1984. 424 p.
14. Polmear I., StJohn D., Nie J.F., Qian M. Physical metallurgy of aluminium alloys / In: Light Alloys, 5th ed.; Elsevier, London. 2017. P. 31–107.
15. Belov N.A., Akopyan T.K., Shurkin P.K., Korotkova N.O. Comparative Analysis of Structure Evolution and Thermal Stability of Experimental AA2219 and Model Al–2wt.%Mn–2wt.%Cu Cold Rolled Alloys // JALCOM. 2021. V. 864. P. 158823.
16. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995. 341 с.
17. Добаткин В.И., Федоров В.М., Бондарев Б.И., Елагин В.И. Гранулируемые алюминиевые сплавы с высоким содержанием переходных металлов // Технология легких сплавов. 2004. № 3. С. 22–29.
18. Konkevich V.Yu. Granulated aluminum alloys for aircraft application welded structure // Welding in the World. 1994. V. 33. P. 430–432.
19. Lavernia E.J., Srivatsan T.S. The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications // J. Mater. Sci. 2010. V. 45. P. 287–325.
20. Авдулов А.А., Усынина Г.П., Сергеев Н.В., Гудков И.С. Отличительные особенности структуры и свойств Отличительные особенности структуры и свойств длинномерных слитков малого сечения из алюминиевых сплавов, отлитых в электромагнитный кристаллизатор // Цветные металлы. 2017. № 7. С. 73–77.
21. Pervukhin M.V., Timofeev V.N., Usynina G.P., Sergeev N.V., Motkov M.M., Gudkov I.S. Mathematical modeling of MHD processes in the casting of aluminum alloys in electromagnetic mold // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2019. V. 643. P. 012063.
22. Sidelnikov S., Voroshilov D., Motkov M., Timofeev V., Konstantinov I., Dovzhenko N., Lopatina E.S., Be-

- spalov V.M., Sokolov R.E., Voroshilova M.V.* Investigation structure and properties of wire from the alloy of AL-REM system obtained with the application of casting in the electromagnetic mold, combined rolling-extruding, and drawing // Intern. J. Adv. Manufactur. Techn. 2021. V. 114. P. 2633–2649.
23. Патент РФ № 2745520, опублик. 25.03.2021, бюл. № 9 (“Способ непрерывного литья слитка и установка для его осуществления”).
24. *Belov N.A., Akopyan T.K., Korotkova N.O., Shurkin P.K., Timofeev V.N., Raznitsyn O.A., Sviridova T.A.* Structure and Heat Resistance of High Strength Al–3.3 %Cu–2.5 %Mn–0.5 %Zr (wt.%) Conductive Wire Alloy Manufactured by Electromagnetic Casting // J. Alloys Compounds. 2022. V. 891(161948).
25. Information on www.thermocalc.com. Accessed 5 May 2023.
26. ГОСТ 4784–2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. М.: Стандартинформ, 2019–09–01.
27. *Bäckerud L., Chai G., Tamminen J.* Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Volume 1: Foundry Alloys, first ed., Skanuminium, Oslo. 1986.

INFLUENCE OF DEFORMATION AND ANNEALING ON THE STRUCTURE, ELECTRICAL RESISTANCE AND HARDNESS OF THE Al–4 %Cu–3 %Mn ALLOY CASTED IN AN ELECTROMAGNETIC CRYSTALLIZER

N. A. Belov¹, S. O. Cherkasov^{1,*}, N. O. Korotkova¹, M. M. Motkov²

¹ National Research Technological University MISiS, Moscow, 119047 Russia

² Siberian Federal University, Krasnoyarsk, 660041 Russia

*e-mail: ch3rkasov@gmail.com

Using computational and experimental methods, the influence of deformation-heat treatment on the structure, electrical resistance and hardness of the Al–4 %Cu–3 %Mn alloy produced by casting in an electromagnetic crystallizer was studied. It has been shown that at a cooling rate of more than 1000 K/s, the entire amount of manganese and half of the total copper content are dissolved in the aluminum solid solution, which allows, with subsequent deformation-thermal treatment, to form a structure with the maximum possible number of $A_{120}Cu_2Mn_3$ dispersoids, which allows achieving significant increasing heat resistance compared to known alloys of the Al–Cu–Mn system.

Keywords: Al–Cu–Mn, conductive alloys, structure, electromagnetic crystallizer