

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ МЕДИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛИТКОВ И ХОЛОДНОКАТАНЫХ ЛИСТОВ СПЛАВА Al–2%Mn

© 2022 г. Н.О. Короткова, П.К. Шуркин, С.О. Черкасов, А.А. Аксенов, А.С. Финогеев

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 10.02.21 г., доработана 08.04.21 г., подписана в печать 13.04.21 г.

Аннотация: Проведенное исследование было направлено на разработку новых сплавов с повышенными прочностью и термостойкостью на базе системы Al–Cu–Mn без применения операций высокотемпературной обработки. Рассмотрено 7 экспериментальных сплавов, содержащих постоянную концентрацию (2 %) магния с переменным содержанием (от 0 до 4 %) меди. Выявлено, что добавка Mn ~ 2 % практически полностью входит в состав твердого раствора алюминия. Для меди в литой структуре установлено распределение между твердым раствором алюминия и эвтектическими включениями фазы Al₂Cu. Экспериментальным путем определено, что при содержании меди в сплаве 2 и 3 % в твердом растворе алюминия содержится примерно равное количество меди – до 1,5 %. Исследована деформационная пластичность экспериментальных сплавов по режиму холодной прокатки со степенью обжатия 80 и 95 %. Установлено, что для сплавов, содержащих до 3 % меди, проведение предварительной обработки не требуется – они обладают высокой технологичностью при обработке давлением. Изучено влияние термической обработки в интервале температур отжига 200–600 °C на структурные и фазовые характеристики сплавов. Выполнена оценка упрочнения сплава в процессе многоступенчатых отжигов посредством измерения твердости. Полученные данные позволили оценить влияние меди и проанализировать термостойкость модельных сплавов. Проведены испытания на растяжение холоднокатаных листов толщиной 0,5 мм со степенью обжатия 95 % сплавов, содержащих 2 и 3 % меди. Результаты показали высокие значения свойств – в частности, сплав с добавкой 3 % меди обладает сопоставимой прочностью со сплавом 1201 в состоянии T6.

Ключевые слова: деформируемые алюминиевые сплавы, термостойкие алюминиевые сплавы, система Al–Cu–Mn, фазовый состав, термическая обработка, фаза Al₂Cu₂Mn₃.

Короткова Н.О. – канд. техн. наук, мл. науч. сотр. лаборатории «Гибридные наноструктурные материалы» НИТУ «МИСиС», инженер науч. проекта кафедры обработки металлов давлением (ОМД) НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: kruglova.natalie@gmail.com.

Шуркин П.К. – канд. техн. наук, инженер науч. проекта кафедры ОМД НИТУ «МИСиС». E-mail: pa.shurkin@yandex.ru.

Черкасов С.О. – аспирант, инженер науч. проекта кафедры ОМД НИТУ «МИСиС». E-mail: ch3rkasov@gmail.com.

Аксенов А.А. – докт. техн. наук, проф. кафедры ОМД НИТУ «МИСиС». E-mail: a_aksenov_59@mail.ru.

Финогеев А.С. – аспирант, инженер науч. проекта кафедры ОМД НИТУ «МИСиС». E-mail: finogeev@zaspl.com.

Для цитирования: Короткова Н.О., Шуркин П.К., Черкасов С.О., Аксенов А.А., Финогеев А.С. Влияние концентрации меди и температуры отжига на структуру и механические свойства слитков и холоднокатаных листов сплава Al–2%Mn. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2022. Т. 28. No. 1. С. 67–78. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-1-67-78.

Effect of copper concentration and annealing temperature on the structure and mechanical properties of Al–2wt.%Mn ingots and cold rolled sheets

N.O. Korotkova, P.K. Shurkin, S.O. Cherkasov, A.A. Aksenov, A.S. Finogeev

National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

Received 10.02.2021, revised 08.04.2021, accepted for publication 13.04.2021

Abstract: This study focuses on the development of new Al–Cu–Mn alloys with enhanced strength and heat resistance achieved without high-temperature exposure. Seven alloys were considered including ones containing permanent Mn content of 2 % and variable Cu content of 0–4 %. It was found that ~ 2 % Mn is completely dissolved in the solid solution of aluminum, while copper in the cast structure is distributed between the solid solution of aluminum and Al₂Cu eutectic phase inclusions. It was experimentally established that when the copper content is 2 and 3 %, the solid solution of aluminum contains approximately the same amount of copper – up to 1.5 %. The deformation plasticity of experimental alloys in the cold rolling mode with the reduction rate of 80 and 95 % was investigated. It was shown that no preliminary treatment is required for alloys containing up to 3 % Cu as they feature high rolling workability. Then, the effect of heat treatment in the annealing temperature range of 200–600 °C on the structural and phase parameters of the alloys was studied. Alloy hardening in the process of multistage annealing by means of hardness measurement was analyzed. The data obtained allowed us to determine the influence of copper and analyze the thermal stability of model alloys.

Tensile tests of cold rolled sheets with a thickness of 0.5 mm with a reduction rate of 95 % of alloys containing 2 and 3 % copper showed high performance. Particularly, the alloy containing 3 % Cu has strength compatible with that of the 1201 alloy in the T6 state.

Keywords: wrought aluminum alloys, heat-resistant aluminum alloys, Al—Cu—Mn system, phase composition, heat treatment, $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ phase.

Korotkova N.O. — Cand. Sci. (Eng.), junior researcher of the Laboratory «Hybrid nanostructured materials», engineer of scientific-research project of the Department of Metal Forming, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: kruglova.natalie@gmail.com.

Shurkin P.K. — Cand. Sci. (Eng.), engineer of scientific-research project, Department of Metal Forming, NUST «MISIS». E-mail: pa.shurkin@yandex.ru.

Cherkasov S.O. — postgraduate student, engineer of scientific-research project, Department of Metal Forming, NUST «MISIS». E-mail: ch3rkasov@gmail.com.

Aksenov A.A. — Dr. Sci. (Eng.), prof., Department of Metal Forming, NUST «MISIS». E-mail: a_aksenov_59@mail.ru.

Finogeev A.S. — postgraduate student, engineer of scientific-research project, Department of Metal Forming, NUST «MISIS». E-mail: finogeev@zaspl.com.

For citation: Korotkova N.O., Shurkin P.K., Cherkasov S.O., Aksenov A.A., Finogeev A.S. Effect of copper concentration and annealing temperature on the structure and mechanical properties of Al—2 wt.% Mn ingots and cold rolled sheets. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2022. Vol. 28. No. 1. P. 67–78 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-1-67-78.

Введение

Среди алюминиевых деформируемых сплавов остаются востребованными материалы с повышенной прочностью и стабильностью свойств при высокотемпературных нагревах. Этим требованиям наилучшим образом отвечают сплавы 2xxx серии, основным легирующим компонентом которых является медь [1, 2]. Особенно следует выделить сплав типа 1201 (AA2219), содержащий 6–7 % Cu, до 0,5 % Mn и небольшие добавки переходных металлов, в том числе Zr [3–5]. Сплав 1201, обладая меньшей прочностью (около 450 МПа) после обработки по режиму T6, в сравнении со сплавом 7xxx серии (система Al—Zn—Mg—Cu), характеризуется более высоким уровнем рабочих температур. Это объясняется тем, что скорость диффузии меди в алюминиевом твердом растворе (далее (Al)) меньше, чем у цинка и магния [6]. Однако рабочие температуры данного сплава не превышают порог 250 °C. Решение проблемы повышения эксплуатационных температур, например, механическим легированием приводит к незначительному улучшению прочностных характеристик [3, 4]. При этом классическая схема обработки сплавов типа 1201 включает в себя операцию гомогенизации слитков и закалку деформированных изделий. Эти операции направлены на обеспечение эффекта дисперсионного твердения при распаде (Al) в процессе старения за счет образования выделений θ' и θ'' фазы Al_2Cu [7].

Поскольку традиционные подходы по увеличению прочности сплава типа 1201 энергозатратны или имеют незначительный эффект, в НИТУ

«МИСиС» было разработано принципиально новое решение проблемы повышения механических свойств сплавов системы Al—Cu—Mn. В источниках [8–12] сообщается о возможности упрощения цикла термической обработки сплавов и улучшения прочностных свойств сплавов системы Al—Cu—Mn за счет их легирования медью и марганцем в принципиально ином соотношении этих элементов, чем в сплавах типа 1201. Данный подход направлен, с одной стороны, на уменьшение доли фазы Al_2Cu в структуре, а с другой — на обеспечение максимального количества вторичных дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. Из [13] известно, что размер дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ составляет около 100 нм и для их выделения из (Al) требуются температуры обработки не более 450 °C. В источниках [9, 11] сообщается, что соединение $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ обеспечивает более высокую термическую стабильность сплава по сравнению с выделениями θ' и θ'' фазы Al_2Cu [14]. Не менее важным фактором при конструировании термостойкого деформируемого сплава является низкая диффузионная подвижность атомов легирующих элементов при высоких температурах эксплуатации (свыше 250 °C). По данным [15], при температуре 200 °C среднеквадратичное диффузионное расстояние для марганца при отжиге в течение 24 ч составляет менее 1 нм, а для меди — 150 нм. При температуре отжига 400 °C и том же его времени значения среднеквадратичного диффузионного расстояния составляют 420 нм для марганца и 25 мкм для меди. Это позволяет сделать вывод о возможности

повышения порога рекристаллизации для новых сплавов за счет образования тройного соединения $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, стабильного при предполагаемых температурах эксплуатации.

В работе [11] сообщается, что наличие меди и марганца в количестве соответственно 2 и 1,5 % позволяет получить практически однофазную структуру за счет растворения компонентов в (Al), т.е. структура сплава после отжига представлена (Al) и наноразмерными дисперсоидами $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. Также в работах [14, 16], направленных на исследование возможности повышения эксплуатационных свойств сплавов типа АМц (АА 3003, 3xxx серии), показано, что введение в сплав $\text{Al}-1,5\%\text{Mn}$ меди в количестве 1,5 % позволяет обеспечить существенный прирост твердости. Упрочняющий эффект при этом вызван формированием наноразмерных дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ вместо более крупных частиц Al_6Mn .

По совокупности обозначенных аспектов увеличение доли марганца в сплаве по сравнению со сплавом 1201 определяет образование большего количества тройных соединений $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ при отжиге, что ведет к повышению прочностных свойств и термостойкости. С другой стороны, выбор концентрации меди должен обуславливаться обеспечением максимального количества дисперсоидов тройного соединения и возможностью проведения деформации без операции гомогенизации. В связи с чем целью данной работы являлось:

— исследование влияния меди в количестве от 0 до 4 % в модельных сплавах системы $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$, содержащих 2 % Mn, на их характеристики (фазовый состав, структуру и свойства);

— изучение влияния температуры отжига на структуру и механические свойства литых образ-

цов и холоднокатаных листов, полученных без использования гомогенизационного отжига.

Методика эксперимента

Объектами исследования были сплавы системы $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$ с постоянной концентрацией (около 2 %) магния и переменным содержанием (от 0 до 4 %) меди. Для получения сплавов в качестве шихтовых материалов были задействованы первичный алюминий марки А99 (ГОСТ 11069-2001), медь марки М1 (ГОСТ 859-2001), лигатуры $\text{Al}-10\%\text{Mn}$ (ГОСТ 53777-2010). Плавка производилась в печи сопротивления марки GRAFICARBO (Италия) в графитном тигле при $t = 740 \pm 760$ °С. Экспериментальные образцы в виде плоских слитков размером $10 \times 40 \times 180$ мм были получены литьем в графитовую изложницу (скорость охлаждения составила около 20 К/с). По данным спектрального анализа, фактический химический состав экспериментальных сплавов, приведенный в табл. 1, оказался близок к расчетному.

Из литых образцов сплавов, пластичность которых позволяла произвести холодную прокатку, на лабораторных вальцах ВЭМ-3М были изготовлены листы толщиной 2 мм (степень обжатия 80 %) и 0,5 мм (степень обжатия 95 %). Полученные литые образцы и катаные полуфабрикаты двух видов подвергали многоступенчатому отжигам в интервале температур 200–600 °С с шагом 50 °С и выдержкой 3 ч. Ступенчатая термическая обработка, режимы которой более подробно отражены в табл. 2, производилась в муфельной электропечи SNOL 8.2/1100 (АВ «UMEGA» Литва). Также, после каждой ступени термообработки, на образцах экспериментальных сплавов в литом состоянии (F)

Таблица 1. Химический состав экспериментальных сплавов системы $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$

Table 1. Chemical composition of $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$ experimental alloys

Маркировка сплава	Концентрация, мас. %				
	Mn	Cu	Fe	Si	Al
2Mn0Cu	$1,72 \pm 0,04$	$0,03 \pm 0,04$	$0,04 \pm 0,03$	$0,00 \pm 0,03$	Основа
2Mn0.5Cu	$1,73 \pm 0,04$	$0,61 \pm 0,05$	$0,05 \pm 0,04$	$0,01 \pm 0,03$	
2Mn1Cu	$1,84 \pm 0,04$	$1,15 \pm 0,05$	$0,04 \pm 0,03$	$0,01 \pm 0,03$	
2Mn1.5Cu	$1,79 \pm 0,03$	$1,66 \pm 0,06$	$0,03 \pm 0,03$	$0,00 \pm 0,02$	
2Mn2Cu	$1,75 \pm 0,03$	$1,97 \pm 0,06$	$0,02 \pm 0,03$	$0,00 \pm 0,02$	
2Mn3Cu	$1,73 \pm 0,03$	$2,82 \pm 0,06$	$0,02 \pm 0,03$	$0,00 \pm 0,02$	
2Mn4Cu	$1,81 \pm 0,04$	$3,91 \pm 0,05$	$0,05 \pm 0,03$	$0,01 \pm 0,02$	

Таблица 2. Режимы отжига слитков и холоднокатаных листов экспериментальных сплавов

Table 2. Annealing modes for ingots and cold rolled sheets of experimental alloys

Обозначение режимов отжига слитков (F) и холоднокатаных листов (2CR, 0.5CR)	Режим отжига
F200/2CR200; 0.5CR200	200 °C, 3 ч
F250/2CR250; 0.5CR250	F200/CR200 + 250 °C, 3 ч
F300/2CR300; 0.5CR300	F250/2CR250; 0.5CR250 + 300 °C, 3 ч
F350/2CR350; 0.5CR350	F300/2CR300; 0.5CR300 + 350 °C, 3 ч
F400/2CR400; 0.5CR400	F350/2CR350; 0.5CR350 + 400 °C, 3 ч
F450/2CR450; 0.5CR450	F400/2CR400; 0.5CR400 + 450 °C, 3 ч
F500/2CR500; 0.5CR500	F450/2CR450; 0.5CR450 + 500 °C, 3 ч
F550/2CR550; 0.5CR550	F500/2CR500; 0.5CR500 + 550 °C, 3 ч
F600/2CR600; 0.5CR600	F550/2CR550; 0.5CR550 + 600 °C, 3 ч

и холоднокатаном виде со степенями обжатия 80 % (2CR) и 95 % (0.5CR) были проведены измерения твердости по Виккерсу с помощью твердомера «Duroline МН-6» (Турция) (нагрузка — 1 кгс, время теста — 10 с) по методике ГОСТ 2999-75. Испытания на одноосное растяжение листов толщиной 0,5 мм осуществляли на универсальной разрывной машине «Zwick Roell Z 250» (Германия) по методике ГОСТ 11701-84.

Микроструктуру образцов, вырезанных из слитков и листов, изучали методами световой (СМ) и сканирующей электронной (СЭМ) микроскопии на приборах «Axio Observer MAT» (Carl Zeiss, Германия) и «Vega 3 SBH» (Tescan, Чехия) соответственно. Химический состав на микроучастках образцов оценивали с помощью микрорентгено-спектрального анализа (МРСА), используя энергодисперсионную приставку-анализатор фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания).

Расчет фазового состава экспериментальных сплавов выполняли с применением программного продукта «Thermo-Calc» (база данных TTAL5).

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Как видно из политермического сечения на рис. 1, экспериментальные сплавы в процессе кристаллизации попадают в различные фазовые области, что определяет их различие в микроструктуре. Так, сплав 2Mn0Cu оказывается в двухфазной области, где присутствуют (Al) и Al_6Mn . Поскольку по результатам исследований [17, 18] в (Al) может войти до 2 % Mn, то ожидалась реализация

однофазной структуры в виде твердого раствора (Al), насыщенного марганцем. Сплавы 2Mn1.5Cu, 2Mn1Cu и 2Mn1.5Cu в равновесии заканчивают кристаллизацию в тройной области, которая представлена твердым раствором (Al), фазой Al_6Mn и тройным соединением $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Для сплавов 2Mn2Cu, 2Mn3Cu и 2Mn4Cu, согласно рис. 1, можно ожидать появления эвтектических выделений фазы Al_2Cu . Поскольку реальная кристаллизация

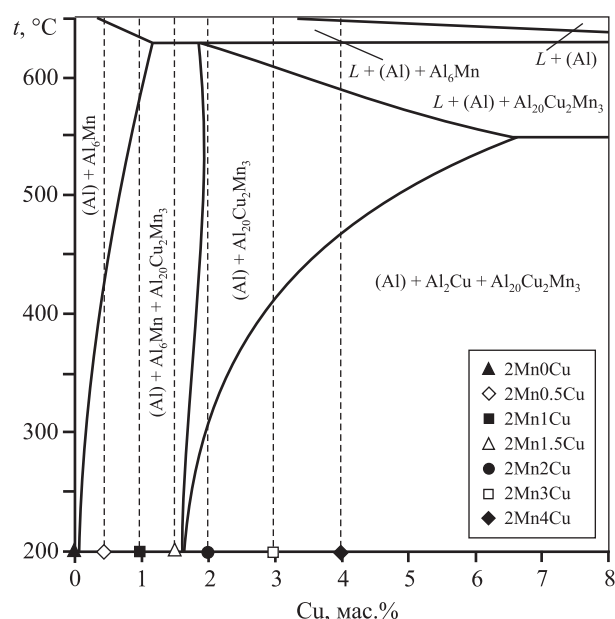


Рис. 1. Расчетное политермическое сечение системы Al—Cu—Mn при 2 % Mn с отмеченными экспериментальными сплавами

Fig. 1. Calculated polythermal cross-section of Al—Cu—Mn system at 2 % Mn with marked experimental alloys

протекает в неравновесных условиях, то в сплавах, содержащих до 2 % меди, согласно данным [19, 20], ожидается вырожденный характер эвтектики (Al) + Al₂Cu.

Анализ микроструктур экспериментальных сплавов на рис. 2 выявил однофазную структуру для сплава 2Mn0Cu, представленную (Al) и редкими включениями фазы Al₆Mn размером менее 2 мкм. Проведенный анализ состава твердого раствора (Al) данного сплава, результаты которого даны в табл. 3, говорит о практически полном растворении Mn в (Al). Для сплавов, содержащих до 1,5 % Cu (рис. 2, а), характерно присутствие глобулярных единичных включений фазы Al₂Cu, что согласуется с результатами расчета на рис. 1 и данными [12, 21]. В сплаве 2Mn2Cu (рис. 2, б) выявляются как отдельные прожилки Al₂Cu длиной до

20 мкм, так и эвтектические колонии (Al) + Al₂Cu. Микроструктура сплава 2Mn3Cu (рис. 2, в) принципиально схожа со структурой сплава 2Mn2Cu, но отличается большей долей эвтектической фазы. Сплав 2Mn4Cu описывается двойной эвтектикой (Al) + Al₂Cu (рис. 2, г).

С использованием МРСА был определен состав твердого раствора (Al) (табл. 3) в литой структуре экспериментальных сплавов. По результатам анализа концентрация меди в (Al) логично достигает максимальных значений у наиболее легированных сплавов — 2Mn2Cu и 2Mn3Cu. При этом из [13] известно, что в сплаве 1201 концентрация Cu в (Al) составляет около 2,5 % при общем содержании в сплаве около 6 %, т.е. имеет место большая доля эвтектики (Al) + Al₂Cu, в связи с чем требуется гомогенизация для проведения последующей

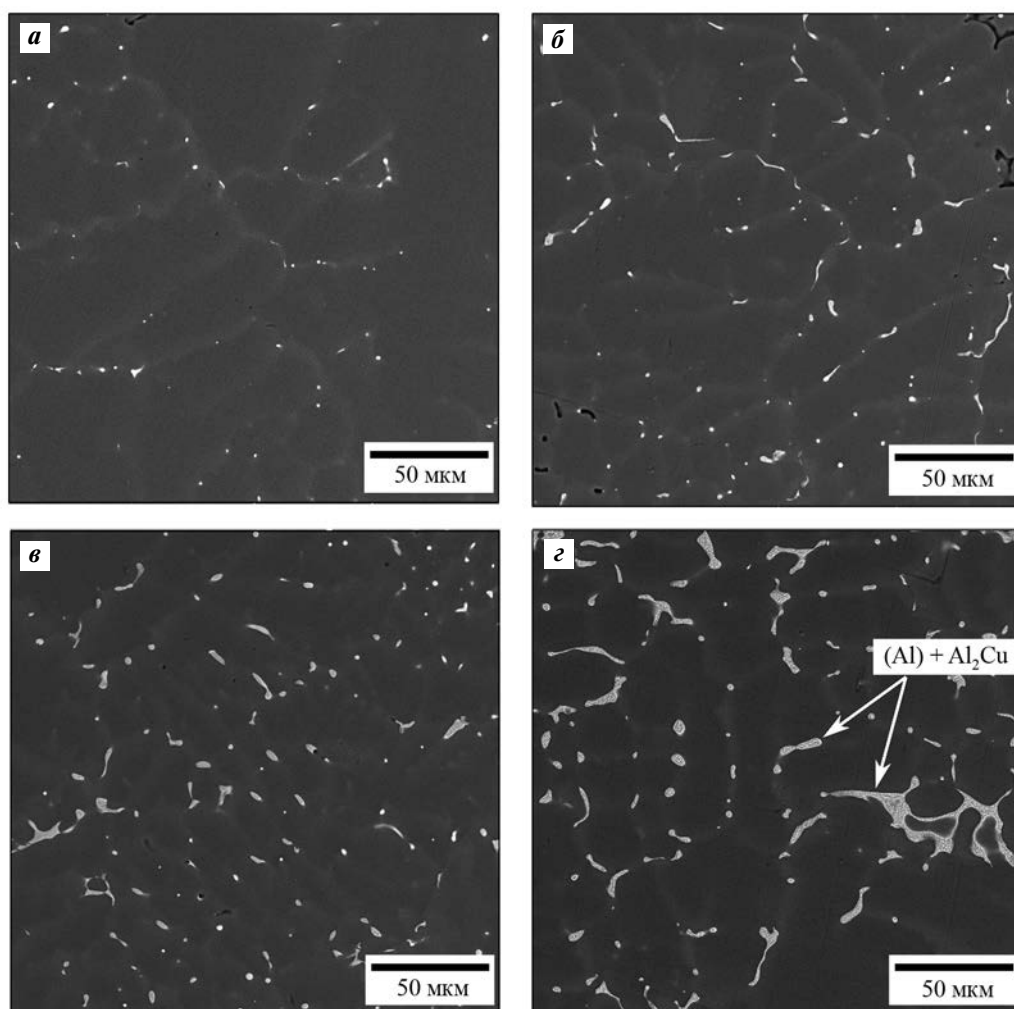


Рис. 2. Микроструктура (СЭМ) сплавов 2Mn1Cu (а), 2Mn2Cu (б), 2Mn3Cu (в) и 2Mn4Cu (г) в литом состоянии (F)

Fig. 2. Microstructure (SEM) of 2Mn1Cu (a), 2Mn2Cu (б), 2Mn3Cu (в) and 2Mn4Cu (г) alloys in as-cast state (F)

деформации. Однако в рамках настоящей работы была поставлена цель получения холоднокатаных листов без проведения операции гомогенизации, а значит, доля фазы Al_2Cu не должна превышать некоего критического значения, при котором данный технологический режим реализуем. Поэтому далее была проведена оценка объемной доли эвтектических включений фазы Al_2Cu ($Q_{V(Al_2Cu)}$) в экспериментальных сплавах в зависимости от содержания меди в сплаве (рис. 3, б).

Для получения данных, отображенных на рис. 3, б, были задействованы как расчетные, так и экспериментально полученные результаты. Первоначально, на основе зависимости фактического содержания меди в твердом растворе (см. табл. 3) от содержания меди в сплаве, было получено уравнение полиномиальной функции второй степени (рис. 3, а), описывающее эту зависимость (достоверность аппроксимации R^2 составила 0,93). С помощью полученного уравнения (см. рис. 3, а) были рассчитаны значения концентрации меди в твердом растворе. Они оказались близки к экспериментальным (см. табл. 3), поэтому дальнейшие вычисления производились с использованием расчетных данных. Поскольку в литой структуре экспериментальных сплавов медь может быть распределена только между твердым раствором и фазой Al_2Cu , то далее были определены концентрация меди в фазе Al_2Cu и объемная доля этой

Таблица 3. Фактический состав алюминиевого твердого раствора в литых слитках экспериментальных сплавов

Table 3. Actual composition of aluminum solid solution in cast ingots of experimental alloys

Маркировка сплава	Концентрация, мас. %	
	Mn	Cu
2Mn0Cu	$1,62 \pm 0,12$	$<0,01$
2Mn0.5Cu	$1,59 \pm 0,12$	$0,45 \pm 0,14$
2Mn1Cu	$1,83 \pm 0,12$	$0,42 \pm 0,14$
2Mn1.5Cu	$1,75 \pm 0,13$	$1,09 \pm 0,14$
2Mn2Cu	$1,69 \pm 0,13$	$1,23 \pm 0,19$
2Mn3Cu	$1,77 \pm 0,12$	$1,38 \pm 0,15$
2Mn4Cu	$1,81 \pm 0,12$	$1,55 \pm 0,15$

фазы из условия баланса массы (рис. 3, б) [13]. Полученная зависимость на рис. 3, б демонстрирует, что с ростом содержания меди в сплаве растет и доля частиц Al_2Cu , что согласуется с литературными данными [20] и микроструктурами на рис. 2. Если до концентрации в сплаве 1,5 % Cu рост объемной доли Al_2Cu на каждые 0,5 % добавки составляет в среднем 0,2 %, то уже для сплавов, содержащих более 1,5 % Cu, эта величина достигает 0,5 %. Рис. 3, а показывает, что при концентрациях меди в сплаве 2 и 3 % значения ее растворимости в (Al) имеют

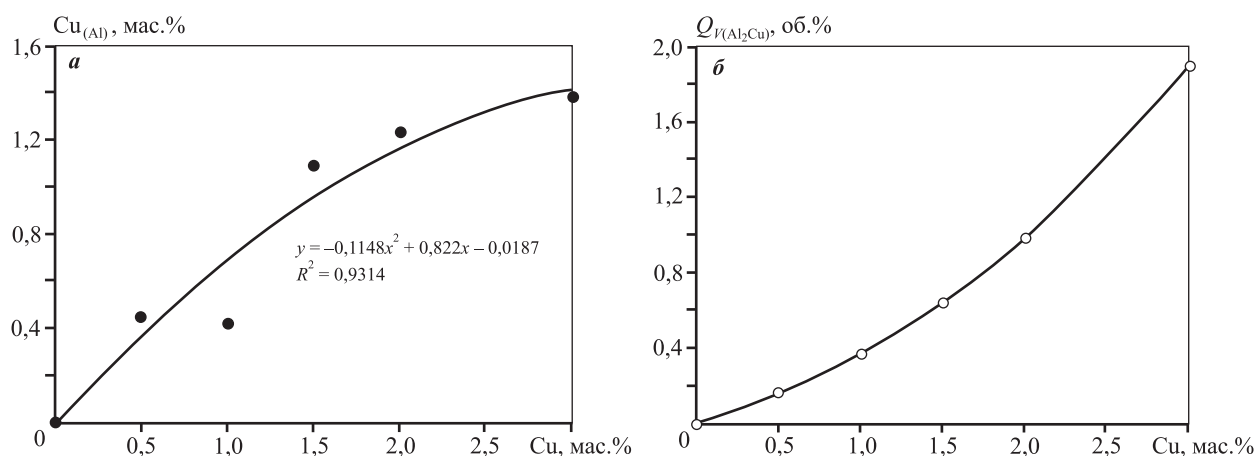


Рис. 3. Зависимости концентрации Cu в твердом растворе (Al) (а) и объемной доли эвтектических частиц Al_2Cu (б) от содержания Cu в сплавах системы Al–Mn–Cu при 2 % Mn (литое состояние)

б – расчет на основе уравнения, приведенного на рис. 3, а

Fig. 3. Dependencies of Cu concentration in (Al) solid solution (a) and volume fraction of Al_2Cu (b) eutectic particles on Cu content in Al–Mn–Cu alloys at 2 % Mn (as-cast state)

б – calculation based on equation provided in Fig. 3, a

незначительные колебания, что говорит о скором достижении экстремума функции при используемых параметрах литья.

Оценку деформационной способности экспериментальных сплавов проводили по схеме холодной прокатки на вальцах со степенью обжатия 80 %, что давало на выходе лист толщиной 2 мм. Все сплавы, кроме 2Mn4Cu, продемонстрировали высокую деформационную пластичность. Поскольку для проведения деформации сплава 2Mn4Cu требуется предварительная термическая обработка с целью растворения эвтектических частиц Al_2Cu , то в дальнейшем он был исключен из исследования. Из слитков 6 сплавов, успешно прошедших деформацию с относительной степенью обжатия 80 %, также были изготовлены холоднокатаные листы толщиной 0,5 мм, относительная степень обжатия которых составила 95 %. Таким образом, были получены три состояния образцов экспериментальных сплавов: литое в виде слитков и холоднокатаное в виде листов толщиной 2 и 0,5 мм. Микроструктуры холоднокатаных листов сплавов, содержащих 2 и 3 % меди (рис. 4), демонстрируют дробление частиц эвтектического происхождения. При этом в сплаве 2Mn2Cu (рис. 4, а) частицы имеют меньший размер с более равномерным характером их распределения, чем в сплаве 2Mn3Cu (рис. 4, б).

В ходе проведения экспериментальных исследований был также проведен анализ изменений структуры и фазового состава холоднокатаных

листов в процессе отжига. Наиболее выраженные изменения структурных и фазовых параметров для сплавов 2Mn2Cu и 2Mn3Cu приведены на рис. 5 при температурах отжига 400, 500 и 600 °С. Так, для состояния 2CR400 сплава 2Mn2Cu (рис. 5, а, табл. 2) характерно растворение частиц Al_2Cu . По результатам микроанализа сплава 2Mn2Cu в состоянии 2CR400, присутствующие включения можно идентифицировать как тройное соединение $Al_{20}Cu_2Mn_3$. В сплаве 2Mn3Cu (рис. 5, б) в аналогичном состоянии выявляются, помимо тройной фазы, не растворившиеся частицы Al_2Cu . Из [13, 22, 23] известно, что при температуре отжига 400 °С стоит ожидать появления вторичных выделений дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ размером около 100 нм, присутствие которых на дислокациях по границам зерен препятствует развитию процесса рекристаллизации. Состояние 2CR500 (рис. 5, в, г) для обоих сплавов характеризуется началом роста частиц, и при температуре 600 °С наблюдается эффект коагуляции. По данным микроанализа, крупные включения, видимые на рис. 5, д, е, отвечают составу фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

По данным [15], при температурах отжига ≥ 450 °С и времени выдержки 3 ч следует ожидать достижения равновесного фазового состава для сплавов данной группы. При $t = 400$ °С для достижения фазового равновесия требуется большее время выдержки. Проведенный расчет зависимости объемной доли Mn-содержащих дисперсоидов от содержания меди в сплаве отражен в виде

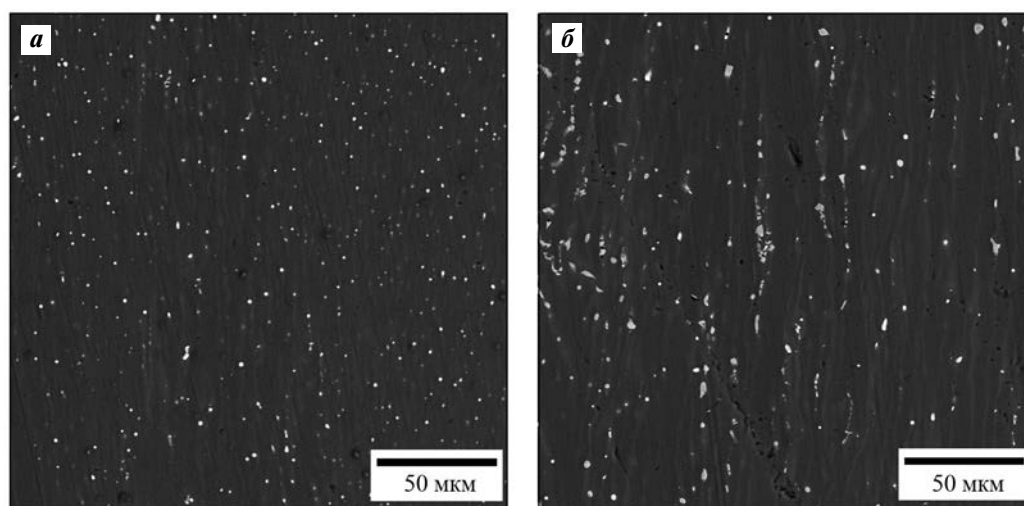


Рис. 4. Микроструктура (СЭМ) холоднокатаных листов (2CR) сплавов 2Mn2Cu (а) и 2Mn3Cu (б)

Fig. 4. Microstructure (SEM) of 2Mn2Cu (а) and 2Mn3Cu (б) cold rolled sheets (2CR)

графика на рис. 6. При расчете была использована программа «Thermo-Calc» с целью определения равновесного фазового состава экспериментальных сплавов. Общая тенденция для всех сплавов

выражена уменьшением доли вторых фаз с повышением температуры отжига, что вызвано, в первую очередь, растворением частиц Al_2Cu эвтектического происхождения. Поскольку в литой

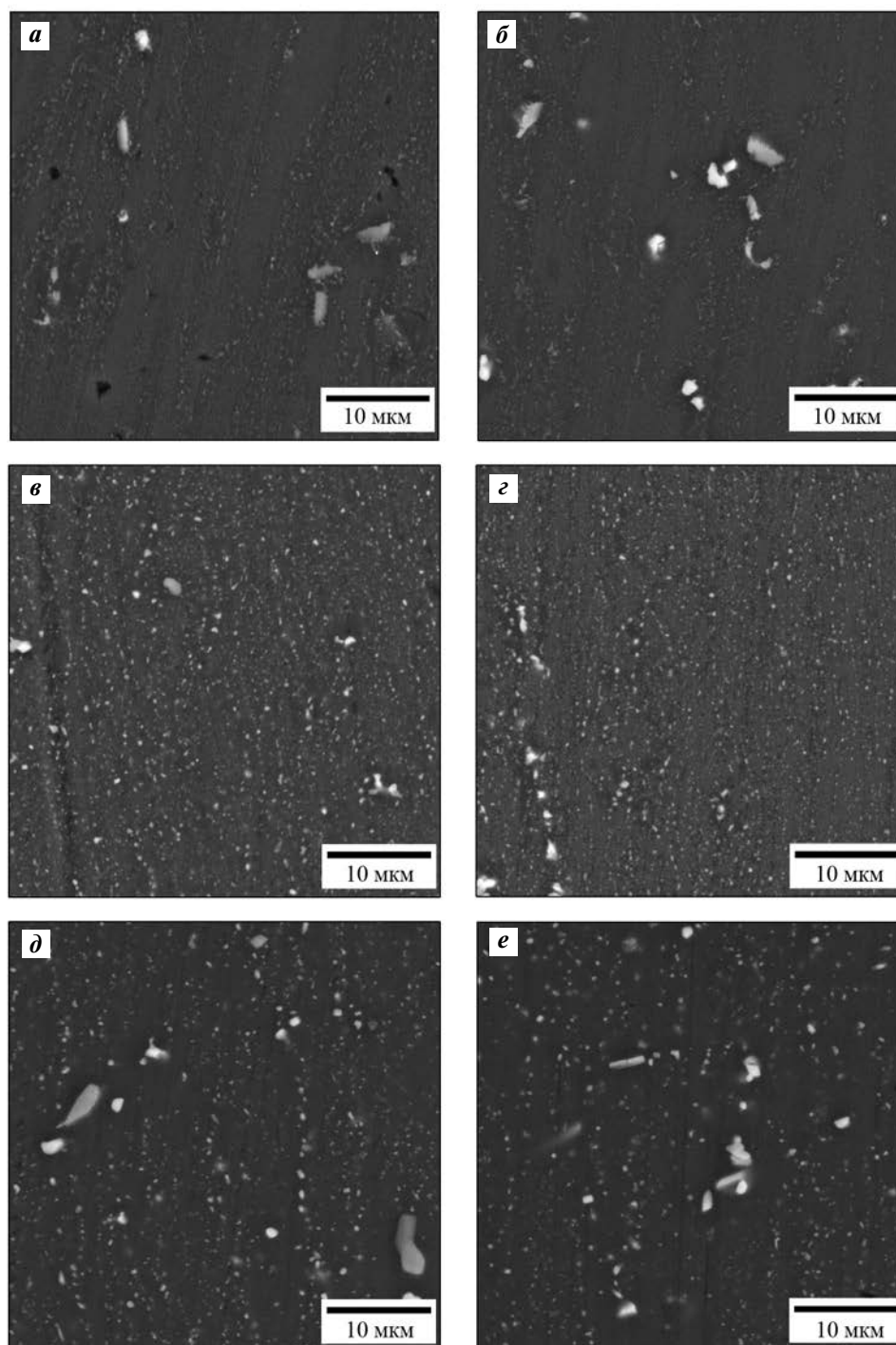


Рис. 5. Микроструктура (СЭМ) холоднокатаных листов (2CR) сплавов 2Mn2Cu (*а, в, д*) и 2Mn3Cu (*б, г, е*) после отжига по режимам 2CR400 (*а, б*), 2CR500 (*в, г*), 2CR600 (*д, е*)

Fig. 5. Microstructure (SEM) of 2Mn2Cu (*a, в, д*) and 2Mn3Cu (*б, г, е*) cold rolled sheets (2CR) after annealing in 2CR400 (*a, б*), 2CR500 (*в, г*), 2CR600 (*д, е*) modes

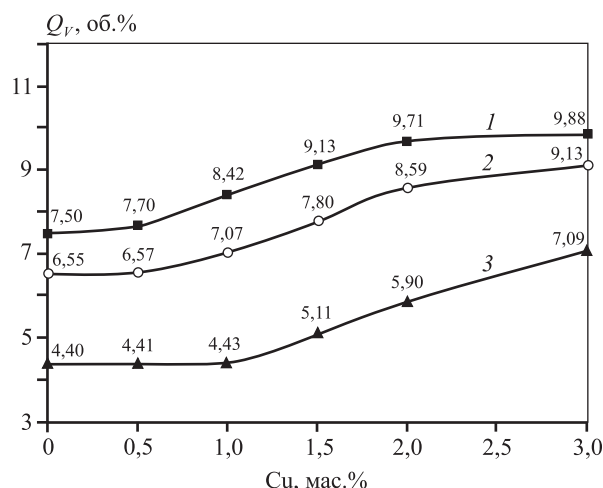


Рис. 6. Расчетные зависимости суммарной объемной доли (Q_v) Mn-содержащих дисперсоидов при разных температурах от содержания меди в сплаве 1 – 400 °C; 2 – 500 °C; 3 – 600 °C

Fig. 6. Calculated dependencies of the total volume fraction (Q_v) of Mn-containing dispersoids at different temperatures on the content of copper in solution 1 – 400 °C; 2 – 500 °C; 3 – 600 °C

микроструктуре сплава 2Mn0Cu весь марганец находится в составе твердого раствора (Al), то в ходе проведения отжига ожидаемо выделение дисперсоидов Al_6Mn [13]. По результатам расчета для сплавов, содержащих до 1,5 % Cu включительно, при температуре отжига 400 °C ситуация меняется с появлением вторичных выделений дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ с ростом их объемной доли по мере увеличения содержания меди в сплаве. При температурах отжига 500 и 600 °C только в сплавах 2Mn2Cu и 2Mn3Cu вторая фаза представлена дисперсоидами $Al_{20}Cu_2Mn_3$ без присутствия дисперсоидов Al_6Mn . Стоит отметить, что для данных сплавов наблюдаются наиболее высокие значения объемной доли упрочняющих термостойких дисперсоидов, что может говорить о потенциале достижения высоких значений термостойкости.

Связь выявленных структурных изменений со степенью разупрочнения оценивалась через построение зависимостей твердости от температуры обработки как для литых образцов, так и для холоднокатаных полуфабрикатов. Зависимости твердости от температуры отжига показали интересные результаты. Так, у образцов в литом состоянии (рис. 7, а) наблюдается рост HV по мере увеличения содержания меди в сплаве, что обусловлено, главным образом, количеством фазы Al_2Cu . Отжиг по

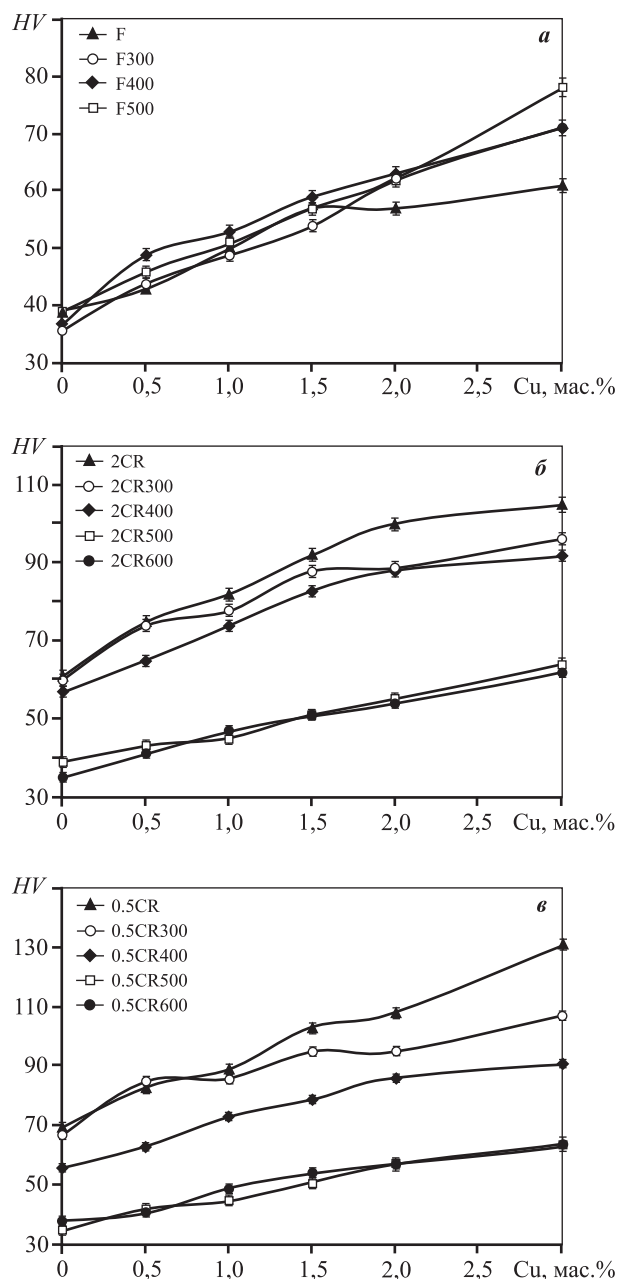


Рис. 7. Влияние меди на твердость слитков (а) и холоднокатаных листов (б – 2CR, в – 0.5CR) после разных режимов отжига

Fig. 7. Effect of copper on the hardness of ingots (а) and cold rolled sheets (б – 2CR, в – 0.5CR) after different annealing modes

режиму F400 повышает твердость сплавов, содержащих медь, за исключением сплавов 2Mn0Cu и 2Mn3Cu. Это, согласно [8], обусловлено процессом выделения тройных дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$. При этом для сплава 2Mn3Cu максимум HV отмечается после отжига при $t = 500$ °C. Поскольку в

этом сплаве, как видно из табл. 3, содержится наибольшее количество Cu в (Al), то можно сделать предположение о реализации в структуре вторичных выделений Al_2Cu [7].

Для холоднокатаных листов толщиной 2 мм (рис. 7, б) наибольшие значения твердости характерны для нагартованного состояния 2CR. Последующие отжиги до 400 °С включительно незначительно снижают твердость. Так, разница значений для сплавов между состояниями 2CR и 2CR400 в среднем составляет около 10HV. Наименьший разброс значений при отжиге до 400 °С наблюдается у сплава 2Mn0Cu, что обусловлено выделением дисперсоидов Al_6Mn , образовавшихся при нагреве свыше 300 °С [23, 24]. При этом разница в упрочнении у сплавов 2Mn0Cu и 2Mn1Cu составляет около 20 HV, и эта величина растет по мере увеличения концентрации меди в сплаве. Отжиг при $t = 500$ °С и выше приводит к общему снижению значений HV — во-первых, за счет изменения структурных параметров, а во-вторых — за счет процесса рекристаллизации [11, 25]

Анализ зависимостей твердости от температуры отжига для листов толщиной 0,5 мм (рис. 7, в) имеет общую тенденцию с зависимостями для листов толщиной 2 мм. Так, отжиг при $t = 300$ °С для сплавов, содержащих 0, 0,5 и 1 % Cu, вносит незначительные изменения в показатель твердости. Это означает, что при таких содержаниях меди в сплаве количество образовавшихся частиц фазы Al_2Cu недостаточно для существенного прироста твердости. При этом по мере роста доли меди в сплаве разница значений между режимами 0.5CR и 0.5CR300 увеличивается за счет протекания процессов растворения фазы Al_2Cu . Для оценки прочностных свойств сплавов далее были проведены испытания на растяжение холоднокатаных листов толщиной 0,5 мм. Результаты испытаний отображены на рис. 8.

Как видно из рис. 8, а, разница в пределе текучести ($\sigma_{0,2}$) у сплавов 2Mn0Cu и 2Mn3Cu в состоянии 0.5CR составляет около 200 МПа. Увеличение концентрации меди на 0,5 % дает прирост значений $\sigma_{0,2}$ в среднем на 30 МПа. Отжиг при $t = 400$ °С снижает величину предела текучести, а также несколько выравнивает значения этого показателя у сплавов, наиболее легированных медью. Так, сплавы 2Mn2Cu и 2Mn3Cu демонстрируют сопоставимые значения в состоянии 0.5CR400, которые составляют 210 и 227 МПа. Прочность этих сплавов в нагартованном состоянии 0.5CR состав-

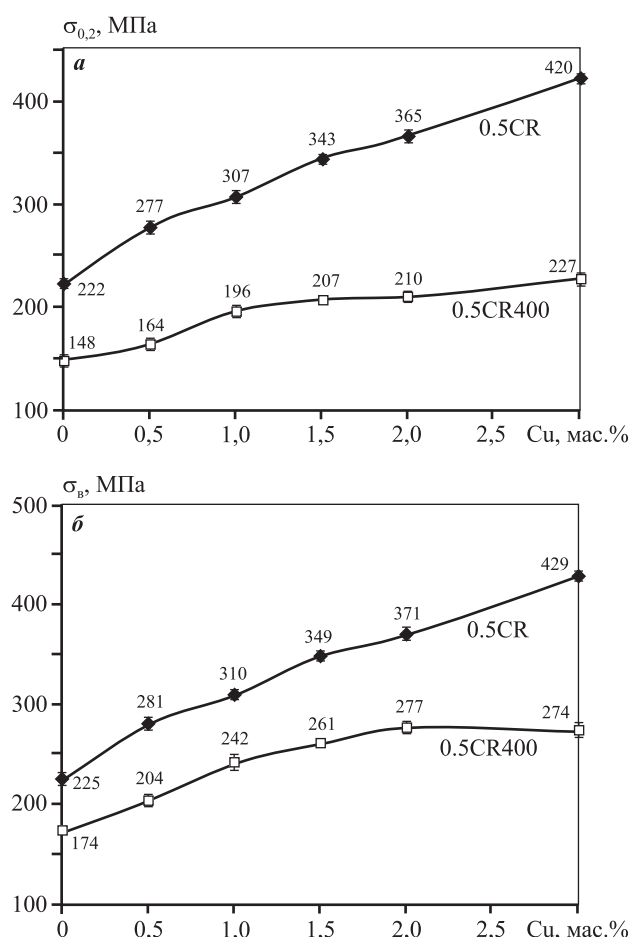


Рис. 8. Влияние меди на механические свойства (а — $\sigma_{0,2}$, б — σ_b) холоднокатаных листов (0.5CR) сплавов системы Al—Cu—Mn при 2 % Mn

Fig. 8. Effect of copper on mechanical properties (a — $\sigma_{0,2}$, б — σ_b) of Al—Cu—Mn cold rolled sheets (0.5CR) at 2 % Mn

ляет 370 и 430 МПа соответственно, что находится на одном уровне прочности со сплавом 1201 после термической обработки на максимальную прочность (состояние Т6 до 450 МПа). Стоит отметить, что отжиг листов сплава 1201 при $t = 400$ °С (см. рис. 8) после обработки по режиму Т6 приводит к снижению предела прочности и предела текучести соответственно до 230 и 86 МПа. Из приведенных данных видно, что экспериментальные сплавы, содержащие более 1 % Cu, обладают большей прочностью, чем сплав 1201 в аналогичном состоянии. При этом наилучшему соотношению концентраций меди и марганца в сплаве, с точки зрения количественных параметров фазового состава с целью достижения максимального упрочнения и термостойкости, а также технологичности при об-

работке давлением, отвечает сплав 2Mn2Cu. Полученные экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о полезности легирования сплавов с добавкой 2 % Mn медью в количестве 2—3 % для повышения их стойкости к нагревам.

Выводы

1. С использованием экспериментальных и расчетных методов изучено влияние добавки меди (до 4 %) на структуру и механические свойства слитков и холоднокатаных листов сплавов системы Al—Cu—Mn, содержащих 2 % Mn, в литом и отожженных (до 600 °C) состояниях.

2. Показано, что в литой структуре значительная часть марганца (1,6—1,7 %) растворена в алюминиевом твердом растворе — (Al), а медь распределяется между (Al) и эвтектическими включениями фазы Al₂Cu.

3. При содержании меди до 3 % эвтектические включения фазы Al₂Cu имеют относительно компактную морфологию, а их количество не превышает 5 об.%, что позволяет получать холоднокатаные листы непосредственно из слитков со значительным обжатием (до 95 %).

4. Установлено, что с повышением содержания меди в сплаве в отожженных слитках и листах увеличивается количество дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃, размер которых составляет менее 100 нм, если температура отжига не превышает 400 °C. Это позволяет сохранить в отожженном состоянии волокнистую (нерекристаллизованную) структуру и, как следствие, деформационное упрочнение.

5. На примере холоднокатаных листов показано, что добавка меди в сплав в количестве 2—3 % существенно повышает их механические свойства на растяжение как в нагартованном (σ_b — до 430 МПа, $\sigma_{0,2}$ — до 420 МПа), так и в отожженном при 400 °C (σ_b — до 280 МПа, $\sigma_{0,2}$ — до 220 МПа) состояниях.

6. По совокупности полученных результатов сделан вывод о перспективности тройных сплавов с 2—3 % Cu и 2 % Mn в качестве основы для разработки высокотехнологичных термостойких алюминиевых сплавов как альтернативы промышленным сплавам 2xxx серии.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 20-19-00249.

Acknowledgments. The research was founded by Russian Science Foundation Grant № 20-19-00249.

Литература/References

1. Polmear I., StJohn D., Nie J.F., Qian M. Physical metallurgy of aluminium alloys. Light Alloys. 5th ed. London: Elsevier, 2017.
2. Hatch J.E. (ed.). Aluminum: properties and physical metallurgy. Ohio: ASM Metals Park, 1984.
3. Mondol S., Kashyap S., Kumar S., Chattopadhyay K. Improvement of high temperature strength of 2219 alloy by Sc and Zr addition through a novel three-stage heat treatment route. *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. Vol. 732. P. 157—166. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.003.
4. Mondol S., Alam T., Banerjee R., Kumar S., Chattopadhyay K. Development of a high temperature high strength Al alloy by addition of small amounts of Sc and Mg to 2219 alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 687. P. 221—231. DOI: 10.1016/J.MSEA.2017.01.037.
5. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. *ГОСТ 4784-2019*. М.: Стандартинформ, 2019.
Aluminium and aluminium deformable alloys. *Gost 4784-2019*. Moscow: Standartinform, 2019 (In Russ.).
6. Mansurov Yu.N., Buravlev I.Yu., Belov N.A., Sannikov A.V. Optimization of composition and properties of heat-resistant complex-alloyed aluminum alloy castings. *Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 39. No. 2. P. 48—55. DOI: 10.17580/nfm.2015.02.09.
7. Dar S.M., Liao H. Creep behavior of heat resistant Al—Cu—Mn alloys strengthened by fine (θ') and coarse (Al₂₀Cu₂Mn₃) second phase particles. *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. Vol. 763. P. 138062. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138062.
8. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al—Cu—Mn—Zr—Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 583. P. 206—213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.
9. Belov N.A., Alabin A.N. Energy efficient technology for Al—Cu—Mn—Zr sheet alloys. *Mater. Sci. Forum*. 2013. Vol. 765. P. 13—17. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.765.13.
10. Белов Н.А., Алабин А.Н. Термостойкий сплав на основе алюминия и способ получения из него деформированных полуфабрикатов: Пат. 2534170 (РФ). 2014.
Belov N.A., Alabin A.N. Heat-resistant alloy based on aluminum and a method for producing deformed semi-finished products from it: Pat. 2534170 (RF). 2014 (In Russ.).
11. Belov N.A., Alabin A.N. Microstructure and mechanical properties of Al—Cu—Mn cold rolled sheet alloys.

- In: *Aluminium alloys: Their physical and mechanical properties*: Proc. 11th Int. conf. of aluminium alloys. Eds. J. Hirsch, B. Scrotzki, G. Gottstein. Aachen, 2008. P. 1653—1659.
12. Toleuova A.R., Belov N.A., Smagulov D.U., Alabin A.N. Quantitative analysis of the Al—Cu—Mn—Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys. *Met. Sci. Heat Treat.* 2012. Vol. 54. No. 7/8. P. 402—406. DOI: 10.1007/s11041-012-9521-4.
 13. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010.
Belov N.A. Phase composition of industrial and promising aluminum alloys. Moscow: MISIS, 2010 (In Russ.).
 14. Belov N.A., Korotkova N.O., Akopyan T.K., Pesin A.M. Phase composition and mechanical properties of Al—1.5%Cu—1.5%Mn—0.35%Zr(Fe,Si) wire alloy. *J. Alloys Compd.* 2019. Vol. 782. P. 735—746. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
 15. Zupanič F., Wang D., Gspan C., Bončin T. Precipitates in a quasicrystal-strengthened Al—Mn—Be—Cu alloy. *Mater. Characteriz.* 2015. Vol. 106. P. 93—99. DOI: 10.1016/j.matchar.2015.05.013.
 16. Chena J., Liao H., Wu Y., Li H. Contributions to high temperature strengthening from three types of heat-resistant phases formed during solidification, solution treatment and ageing treatment of Al—Cu—Mn—Ni alloys respectively. *Mater. Sci. Eng. A.* 2020. Vol. 772. P. 138819. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138819.
 17. Feng Z.Q., Yang Y.Q., Huang B., Li M.H., Chen Y.X., Ru J.G. Crystal substructures of the rotation-twinned T (Al₂₀Cu₂Mn₃) phase in 2024 aluminum alloy. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 583. P. 445—451. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.200.
 18. Belov N.A., Alabin A.N., Yakovlev A.A. Influence of copper on formation of cast microstructure of aluminium alloys, containing 1% (wt.) of Mn. *Tsvetnye Metally.* 2014. No. 7. P. 66—72.
 19. Chen Zh., Pei Ch., Ma C. Microstructures and mechanical properties of Al—Cu—Mn alloy with La and Sm addition. *Rare Met.* 2012. Vol. 31. No. 4. P. 332—335. DOI: 10.1007/s12598-012-0515-6.
 20. Chen Z., Chen P.P., Li S. Effect of Ce addition on microstructure of Al₂₀Cu₂Mn₃ twin phase in an Al—Cu—Mn casting alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. 532. P. 606—609. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.025.
 21. Mondol S., Kumar S., Chattopadhyay K. Effect of thermo-mechanical treatment on microstructure and tensile properties of 2219 ScMg alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2019. Vol. 759. P. 583—593. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.084.
 22. Ber L.B. Heat treatment of aluminum alloys. London: Taylor & Francis, 2020.
 23. Flattum Muggerud A.M., Li Ya., Holmestad R. Orientation studies of α -Al(Fe,Mn)Si dispersoids in 3xxx Al alloys. *Mater. Sci. Forum.* 2014. Vol. 794-796. P. 39—44. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.39.
 24. Robson J.D., Hill T., Kamp N. The effect of hot deformation on dispersoid evolution in a model 3xxx alloy. *Mater. Sci. Forum.* 2014. Vol. 794-796 P. 697—703. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.697.
 25. Belov N.A., Korotkova N.O., Cherkasov S.O., Aksenov A.A. Electrical conductivity and hardness of Al—1.5%Mn and Al—1.5%Mn—1.5%Cu (wt.%) cold-rolled sheets: comparative analysis. *Tsvetnye Metally.* 2020. No. 4. P. 70—76. DOI: 10.17580/tsm.2020.04.08.