

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 669.715

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cu–Mn–Mg–Zn–Fe–Si, СОДЕРЖАЩИХ 2%Cu И 1.5%Mn

© 2024 г. К. А. Цыденов^{а,*}, Н. А. Белов^а

^аНИТУ “МИСИС”, кафедра обработки металлов давлением,
Ленинский просп., 4, стр. 1, Москва, 119049 Россия

*e-mail: kirilcydenov@yandex.ru

Поступила в редакцию 11.01.2024 г.

После доработки 28.02.2024 г.

Принята к публикации 07.03.2024 г.

Расчетными и экспериментальными методами изучено совместное и раздельное влияние добавок Zn, Mg, Fe и Si на фазовый состав и структуру алюминиевых сплавов, содержащих 2% Cu и 1.5% Mn, в литом и холоднокатаном состояниях. Установлено, что совместное добавление данных элементов в количестве более 3% в базовый сплав позволяет сохранить механические свойства холоднокатаных сплавов на уровне свойств деформированного базового сплава, несмотря на существенное усложнение фазового состава. В значительной мере это обусловлено полным связыванием железа в эвтектические включения фазы $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Из чего вытекает принципиальная возможность использования для приготовления данного сплава, не требующего гомогенизации и закалки, разнообразного вторичного сырья.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, система Al–Cu–Mn, фазовый состав, дисперсоиды $Al_{20}Cu_2Mn_3$, вторичное сырье

DOI: 10.31857/S0015323024070043, EDN: JRUFAG

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы широко используются в автомобилестроении, космической отрасли и авиационной промышленности благодаря их высокой удельной прочности и хорошей теплопроводности [1–4]. Вторичная переработка алюминиевых сплавов стала важным источником для удовлетворения растущих потребностей в алюминии [5–9]. Более того, при вторичной переработке алюминиевых сплавов в атмосферу выбрасывается приблизительно в 20 раз меньше CO_2 , чем при первичном производстве алюминия [10].

Одной из самых больших проблем при переработке алюминия является накопление примесных элементов, которые могут вызвать резкое ухудшение механических свойств (прочности, пластичности и усталостных свойств) [10–12]. Практически все марочные алюминиевые сплавы как литейные (ГОСТ 1583–93), так и деформируемые (ГОСТ 4784–2019), содержат в своем составе в качестве легирующих элементов медь, магний, кремний, цинк, марганец, реже железо. Последний элемент чаще выступает в качестве вредной примеси. При этом и другие вышеперечисленные элементы в том случае, если они не входят в со-

став сплава, также оказываются нежелательными и часто требуют строгого ограничения.

Примером являются деформируемые сплавы типа 1201 (AA2219), в которых легирующими компонентами служат только медь и марганец. Для таких сплавов содержание Fe, Si, Mg, Zn обычно ограничено 0.1 мас.% [13–15]. Из-за низких допустимых пределов содержания примесных элементов такие сплавы, как правило, готовят из первичного сырья. Особо следует отметить роль железа, поскольку его растворимость в твердом растворе алюминия (далее (Al)) очень мала. Данный элемент входит в состав различных интерметаллидных фаз, таких как $Al_{15}(FeMn)_3SiCu_2$, $Al_6(FeMn)$, Al_3Fe , Al_7Cu_2Fe и других, в зависимости от состава сплава и скорости охлаждения [11, 12, 16–18]. Наиболее желательной из них является фаза $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, поскольку ее частицы обладают относительно благоприятной морфологией [10–12].

В работах [13, 19–21] было представлено обоснование возможности создания нового поколения высокотехнологичных деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al–Cu–Mn (АЛТЭК), которые обладают повы-

шенной прочностью и термостойкостью. Эти свойства достигаются за счет присутствия дисперсоидов соединения $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ в структуре сплавов в количестве 7–8 об.%. В отличие от марочных сплавов 2xxx серии сплавы типа АЛТЭК не требуют высокотемпературной термообработки для образования дисперсоидов. Это становится возможным благодаря низкой диффузии Mn в (Al) при высоких температурах, из-за чего большая его часть (примерно 1.5 мас.% при скорости охлаждения 10–20 К/с) остается в твердом растворе при литье. Исходя из расчетных и экспериментальных данных, были установлены оптимальные концентрации меди (1.5–2 мас.%) и марганца (1.5–2 мас.%), которые обеспечивают лучшее сочетание технологичности и физико-механических характеристик.

Исходя из состава марочных сплавов, которые и формируют сырьевую базу, целесообразно изучить фазовый состав сплавов системы Al–Cu–Mn–Mg–Zn–Fe–Si при постоянных концентрациях меди и марганца, отвечающим сплавам типа АЛТЭК. Поэтому целью данной работы является изучение раздельного и совместного влияния добавок Mg, Zn, Fe и Si на фазовый состав базового сплава Al–2%Cu–1.5%Mn с использованием как расчетных, так и экспериментальных методов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектами исследования были 4 сплава: базовый сплав состава Al–2%Cu–1.5%Mn (А-0) (здесь и далее мас.%), сплав с добавлением железа и кремния Al–2%Cu–1.5%Mn–0.5%Fe–0.4%Si (А-1), сплав с добавлением магния и цинка Al–2%Cu–1.5%Mn–1%Mg–1%Zn (А-2) и сплав с добавлением всех выше указанных элементов Al–2%Cu–1.5%Mn–1%Mg–1%Zn–0.5%Fe–0.4%Si (А-3). Все сплавы были приготовлены на основе первичного алюминия марки А85

(ГОСТ 11069–2001). Медь марки М1 (ГОСТ 859–2001), магний марки Мг90 (ГОСТ 804–93), цинк марки Ц0 (ГОСТ 3640–94) и кремний марки Кр0 (ГОСТ 2169–69) вводили в чистом виде, а марганец и железо в виде лигатур Al–20% Mn и Al–10% Fe соответственно (ГОСТ 53777–2010). Плавку проводили в электрической печи сопротивления GRAFICARBO в графитошамотном тигле. Плоские слитки экспериментальных сплавов с размерами 10×40×180 мм получали литьем в графитовую изложницу (скорость охлаждения составляла около 20 К/с). Фактический химический состав экспериментальных сплавов определяли методом спектрального анализа на установке ARL 3460. Как видно из табл. 1 химические составы слитков экспериментальных сплавов с удовлетворительной точностью соответствуют предполагаемым составам, при этом номер в обозначении сплава примерно соответствует суммарному содержанию (Fe+Si+Mg+Zn).

Слитки экспериментальных сплавов были подвергнуты горячей прокатке при 400°C до толщины 2 мм (степень обжатия 80%). Перед прокаткой слитки нагревали до заданной температуры и выдерживали в течение 1 ч. Из горячекатаных листов, отоженных при 350°C, были получены холоднокатаные листы толщиной 0.5 мм (степень обжатия 75%). Последние подвергали 3-часовому отжигу в муфельной электропечи SNOL 8.2/1100 при 400°C с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру образцов, вырезанных из слитков и листов, 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 (MP-CA) и программным обеспечением AzTec, также использовали для определения химического состава на микроучастках. Для приготовления

Таблица 1. Состав экспериментальных сплавов

Обозначение сплава	Концентрация в сплаве (в Al-твердом растворе), мас. %							Al
	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	Fe+Si+Mg+Zn	
A-0	2.06 (0.88)	1.66 (1.29)	<0.01 (<0.01)	<0.01 (<0.01)	0.11 (<0.01)	0.08 (<0.01)	0.19	Основа
A-1	2.24 (0.68)	1.67 (1.16)	<0.01 (<0.01)	<0.01 (<0.01)	0.49 (<0.01)	0.43 (0.08)	0.92	
A-2	2.05 (0.54)	1.60 (1.22)	1.02 (0.44)	1.1 (0.71)	0.13 (<0.01)	0.08 (<0.01)	2.34	
A-3	2.25 (0.81)	1.47 (1.18)	1.22 (0.71)	1.06 (0.84)	0.52 (<0.01)	0.39 (0.06)	3.19	

шлифов использовали сначала механическую, а затем электролитическую полировку. Для идентификации фаз использовали карты распределения элементов и количественный анализ отдельных частиц и участков (Al) (не менее 20 частиц или участков (Al) на каждый сплав). Изучение тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM2100. Объектами исследования были фольги, полученные способом ионной полировки на установке JEOL Ion Slicer IS 9100.

Твердость по Виккерсу измеряли на твердомере DUROLINE MH-6, согласно ГОСТ 2999–75, при нагрузке 10 Н (1 кгс) и времени выдержки 5 с. Предел прочности (σ_b), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение (δ) холоднокатаных листов определяли методом испытания на растяжение на универсальной машине Zwick/Z 250, согласно ГОСТ 10446–80, (при скорости растяжения 5 мм/мин). Расчетная длина образцов составляла 100 мм, а ширина 10 мм.

Для расчета политермических и изотермических сечений, неравновесной кристаллизации и количественного анализа фазового состава экспериментальных сплавов использовали программу Thermo-Calc (база данных TTAL5) [22].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На первом этапе с использованием программы Thermo-Calc были рассчитаны политермические сечения системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при постоянных концентрациях меди (2%) и марганца (1.5%) (рис. 1, 2). Они позволяют проанализировать раздельное влияние каждого из рассматриваемых элементов на фазовый состав базового сплава со средним содержанием остальных элементов. Из рис. 1а видно, что магний оказывает определенное влияние на фазовый состав базового сплава. Можно отметить подавление образования фазы Al_2Cu при концентрации магния выше 0.4% и образования фаз Mg_2Si и S (Al_2CuMg) при концентрациях магния от 0.4% и 1% соответственно. Кроме того, магний значительно снижает температуру равновесного солидуса (T_s). В отличие от магния цинк практически не влияет на фазовый состав и лишь незначительно снижает T_s при концентрациях до 2% (рис. 1б). Политермические сечения с переменной концентрацией железа и кремния (рис. 2) показывают существенное усложнение фазового состава при добавлении этих элементов в базовые сплавы. Железо незначительно влияет на солидус (рис. 2а), в то время как при повышении концентрации кремния выше 0.4% значение T_s резко снижается (рис. 2б), остава-

ясь тем не менее на достаточно высоком уровне (около 550°C при 1%Si).

Как известно, в условиях неравновесной кристаллизации полное затвердевание может завершаться при более низких температурах по сравнению с T_s , что можно оценить по модели Sheil-Gulliver [23, 24]. Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз от температуры, полученные по данной модели для экспериментальных сплавов, приведены на рис. 3. Из рис. 3а следует, что в сплаве А-0 кристаллизация должна закончиться при 547°C с образованием фазы Al_2Cu . В сплаве А-1 неравновесный солидус (T_{NS}) намного ниже, что обусловлено присутствием в его составе кремния, приводящего к образованию эвтектики (Al)+ Al_2Cu +Si [25, 26]. Наличие магния в сплаве А-2 также сильно снижает T_{NS} , что обусловлено образованием фазы S (рис. 3б) в составе эвтектики (Al)+ Al_2Cu +S [25, 26]. В сплаве А-3, содержащем оба элемента (Mg и Si), вместо S-фазы образуется фаза Mg_2Si , а последней фазы Al_2Cu (рис. 3г), вероятно, в составе многофазной эвтектики [25, 26]. Также следует отметить, что в Fe-содержащих сплавах А-1 и А-3 фаза $Al_6(Fe, Mn)$ кристаллизуется первично, а далее происходит образование фазы $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ в результате эвтектической реакции.

Анализ микроструктур слитков, приведенных на рис. 4, показывает, что фазовый состав всех экспериментальных сплавов достаточно хорошо коррелирует с расчетными зависимостями $T-Q$ (рис. 3). Единственное несоответствие заключается в том, что в сплавах А-1 и А-3 происходит подавление образования фазы $Al_6(Fe, Mn)$. Как известно из ранних исследований [10–12], это является следствием повышенной скорости охлаждения слитков при кристаллизации и низкой диффузии марганца при высоких температурах, из-за чего этот элемент в сплавах А-0 и А-2 (рис. 4а, в) практически полностью остается в твердом растворе алюминия, а в сплавах с железом и кремнием А-1, А-3 (рис. 4б, г) частично расходуется на образование фазы $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$. В качестве примера на рис. 5 приведены карты распределения элементов в микроструктуре слитка сплава А-3, подтверждающие идентификацию фаз $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, Al_2Cu , и Mg_2Si .

Горячая прокатка приводит к уменьшению количества эвтектических частиц Cu-содержащих фаз из-за их частичного растворения в (Al) в процессе нагрева при 400°C (перед прокаткой и в процессе ее проведения). В сплавах А-1 и А-3 морфология частиц $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ существенно улучшается вследствие их фрагментации. Кроме того, происходит формирование строчек, состоящих из фрагментированных частиц фаз кри-

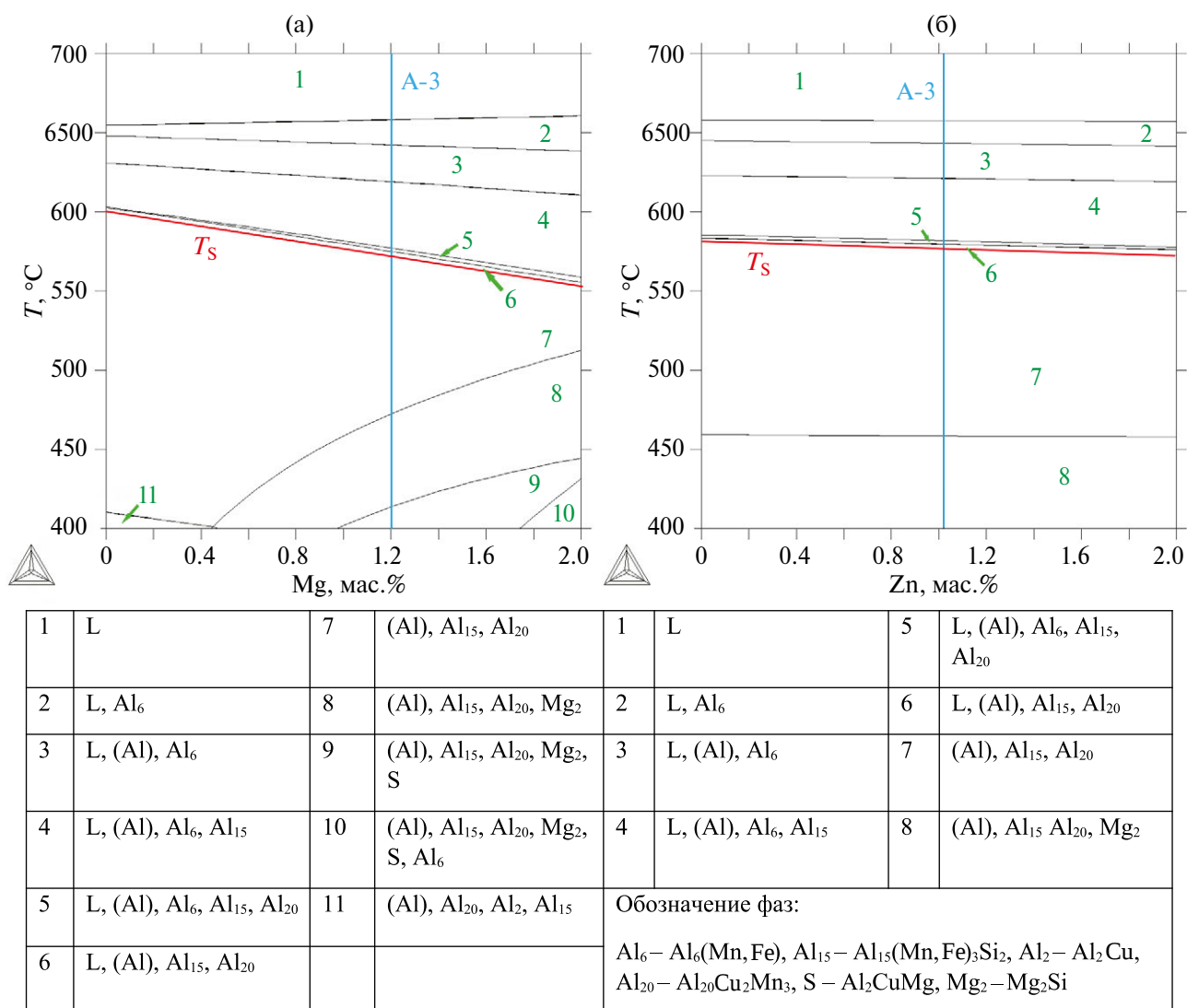


Рис. 1. Политермические сечения системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при 2%Cu, 1.5%Mn, 0.4%Fe и 0.4%Si: (а) при 1%Zn; (б) при 1%Mg.

сталлизационного происхождения, по границам дендритных ячеек (Al), вытянутых в направлении прокатки. Во всех сплавах начинается формирование дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃ из-за частичного распада (Al). Холодная прокатка не оказывает влияния на фазовый состав, отмечается лишь дальнейшее дробление частиц Fe-содержащих фаз и повышение равномерности их распределения.

Предполагая, что после отжига холоднокатаных листов при 400°C возможно формирование фазового состава, близкого к равновесному, был проведен расчет изотермических разрезов рассматриваемой системы для данной температуры (рис. 6). Из рис. 6а следует, что добавление магния и цинка (по 1%) в базовый сплав

не меняет его фазовый состав, в котором кроме (Al) должна присутствовать единственная избыточная фаза Al₂₀Cu₂Mn₃. Из этого следует, что в сплаве А-2 данные элементы должны быть полностью растворены в (Al). Из рис. 6а также вытекает, что при повышении концентрации магния в сплаве А-2 более 1.2% следует ожидать появления S-фазы. Фазовый состав сплава А-1 сложнее, поскольку расчет показывает наличие фазы Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂, содержащей Fe, Mn и Si, а также фазы Al₂Cu (рис. 6б). Фазовый состав наиболее легированного сплава А-3 вытекает из изотермических разрезов, приведенных на рис. 6в, г, согласно которым в нем должны присутствовать фазы Al₂₀Cu₂Mn₃, Mg₂Si, S и Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂. Также следует отметить, что в сплаве А-3 одно-

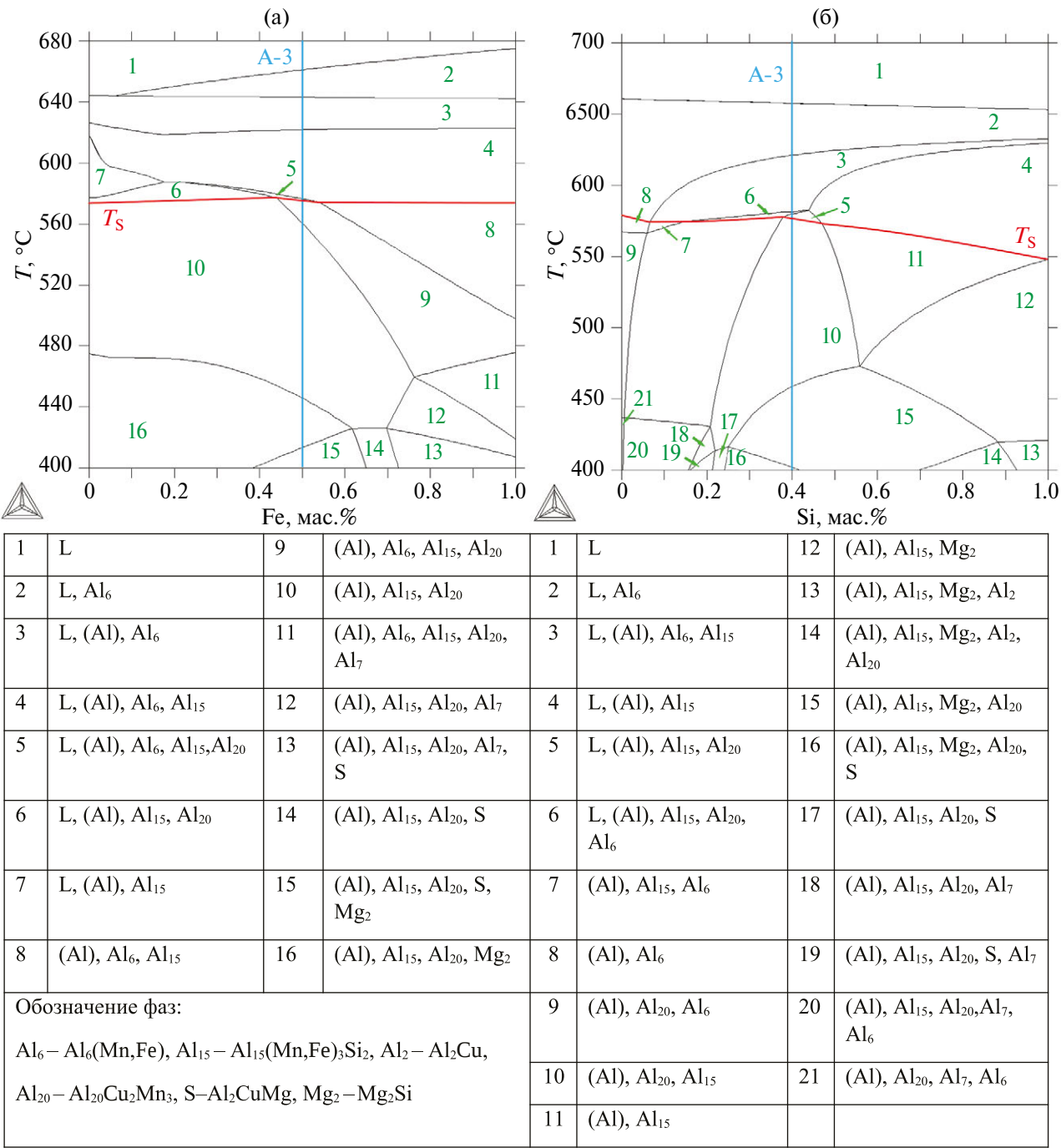


Рис. 2. Политермические сечения системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при 2%Cu, 1.5%Mn, 1%Mg и 1%Zn: (а) при 0.4%Si, (б) при 0.4%Fe.

временное снижение концентрации железа и кремния вплоть до 0.1% не повлечет за собой изменение фазового состава так же, как и изменение концентрации магния до 0.5%.

Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при температуре 400°С в течение 3 ч показывает наличие раздробленных избыточных фаз (рис. 7),

которые не растворились при отжиге. Поскольку нельзя точно идентифицировать фазы методом МРСА из-за их малого размера, были проведены расчеты долей фаз в экспериментальных сплавах при 400°С. Из табл. 2 вытекает, что в сплавах А-1 и А-3 доля фазы Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ в 4-5 раз больше по сравнению со сплавами А-0 и А-2. Однако следует отметить, что расчет равно-

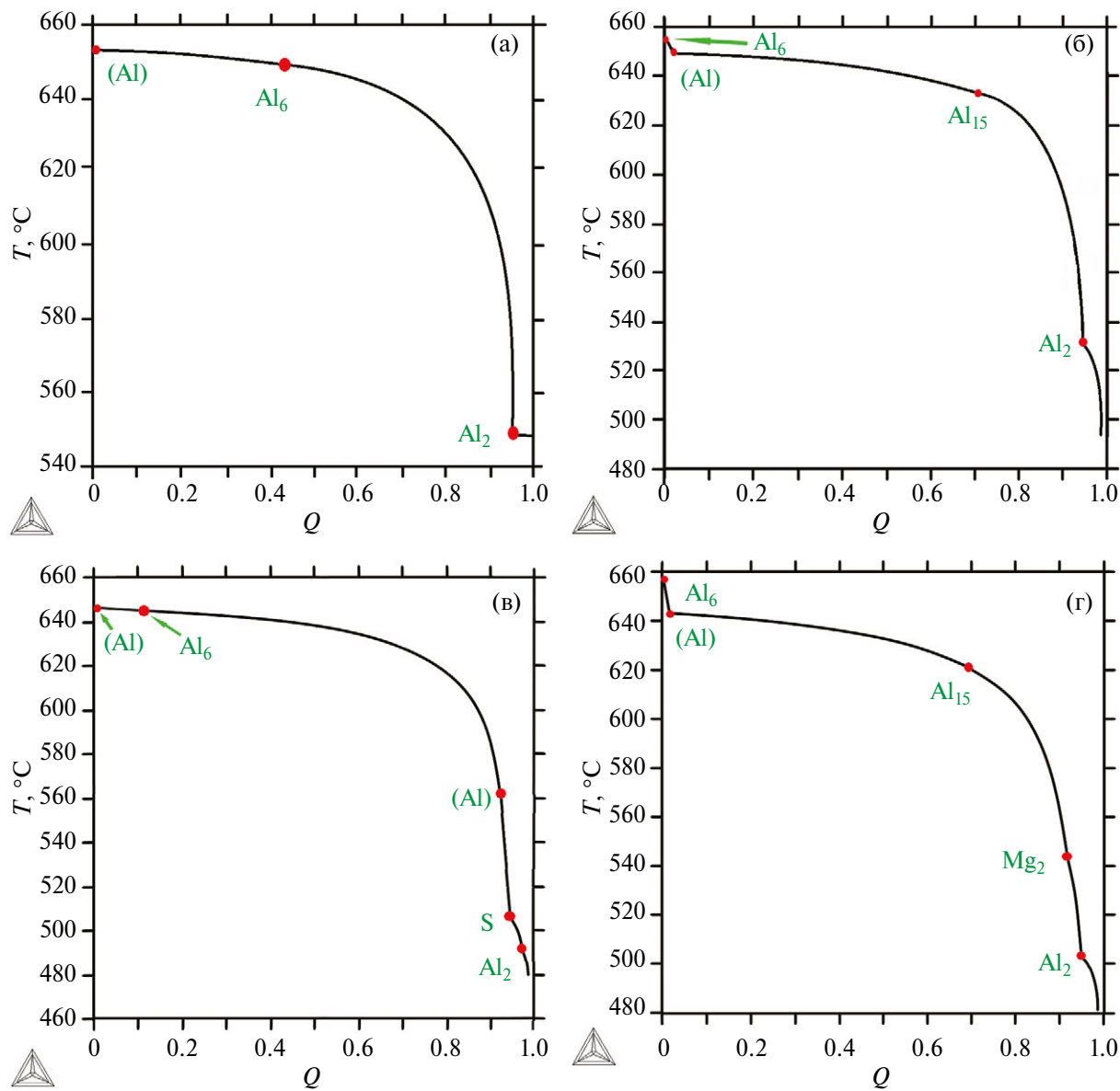


Рис. 3. Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов (см. табл. 1): (а) А-0; (б) А-1; (в) А-2; (г) А-3. Обозначение фаз см. на рис. 1, 2.

Таблица 2. Расчетные параметры фазового состава экспериментальных сплавов при 400°С

Сплав ¹	Доля фаз ² , мас.%						Концентрация в (Al), мас.%						T_s^3 , °С
	(Al)	Al ₂	S	Al ₂₀	Al ₁₅	Mg ₂ Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe	Si	
А-0	91.8	-	-	7.23	0.96	-	1.04	-	-	0.06	<0.01	<0.01	610
А-1	91	0.72	-	3.06	5.18	-	1.47	-	-	0.05	<0.01	<0.01	600
А-2	92	-	-	6.9	1.05	-	1.06	1.1	1.2	0.05	<0.01	<0.01	580
А-3	90.8	-	1.38	3.36	4.3	0.19	1.22	0.95	1.17	0.05	<0.01	0.01	565

¹Состав см. в табл.1, ²обозначение фаз см. на рис. 1, 2, 6, ³равновесный солидус.

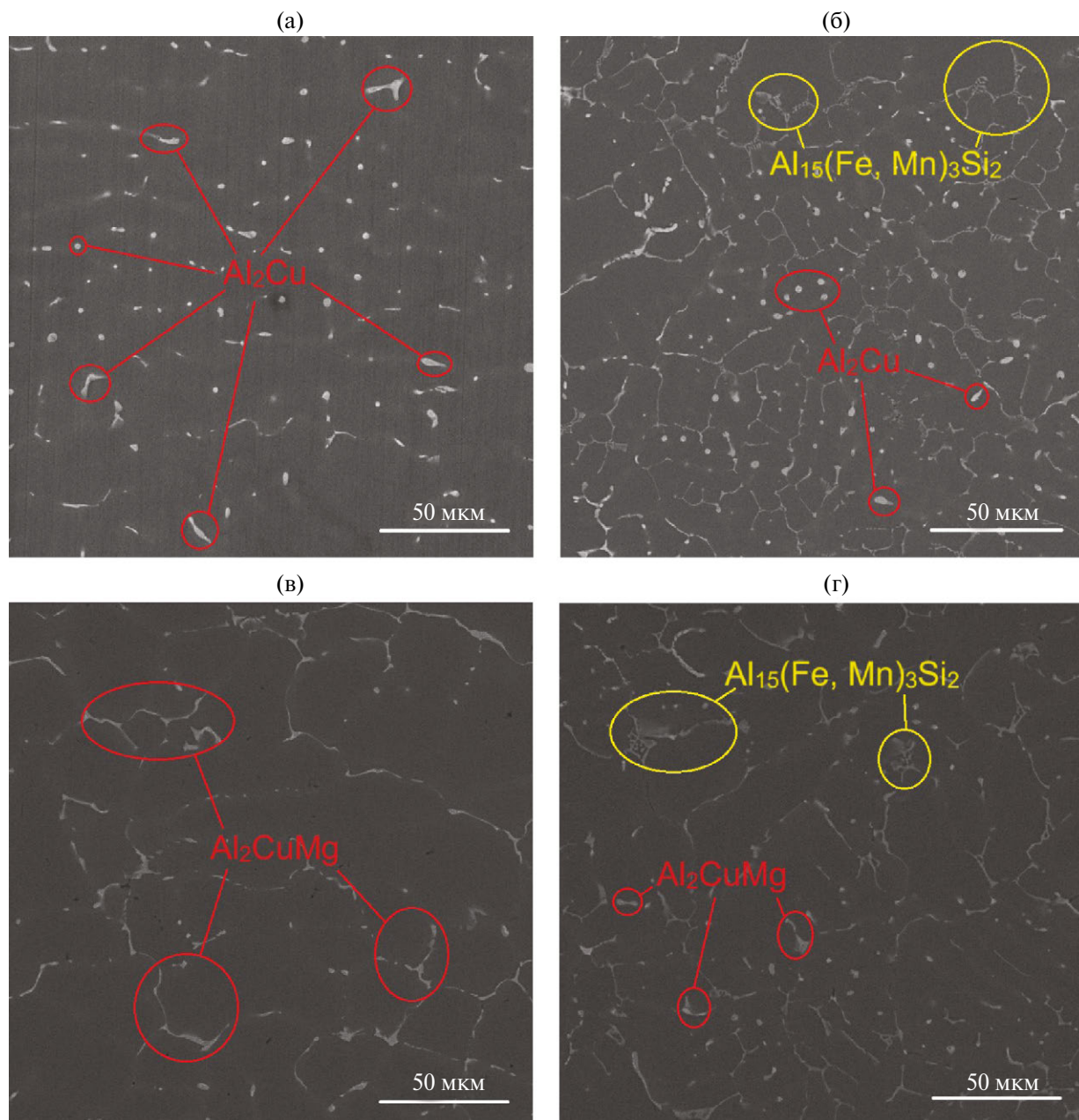


Рис. 4. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ: (а) А-0; (б) А-1; (в) А-2; (г) А-3.

весного фазового состава не позволяет оценить распределение марганца между частицами кристаллизационного происхождения и дисперсоидами. Сопоставляя микроструктуры сплавов, становится понятно, что большая часть частиц представляет фазу $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$, которая образовалась при литье по эвтектической реакции (см. рис. 3). Следует отметить существенное улучшение морфологии частиц этой фазы после деформации и отжига по сравнению с литым состоянием, что обусловлено их фрагментацией в процессе деформации. Именно компактная

морфология частиц, вероятно, и обусловила получение бездефектных холоднокатаных листов, даже при наличии большого количества железа и кремния.

Расчет состава (Al) показывает полное растворение в нем Mg и Zn (в сплавах А-2 и А-3), в то время как концентрации Mn, Fe и Si пренебрежимо малы. Концентрация меди в (Al) несколько меньше, чем ее концентрация в сплаве, поскольку этот элемент также связан в фазу $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, которая формируется при отжиге в виде дисперсоидов, выявляемых методом ПЭМ

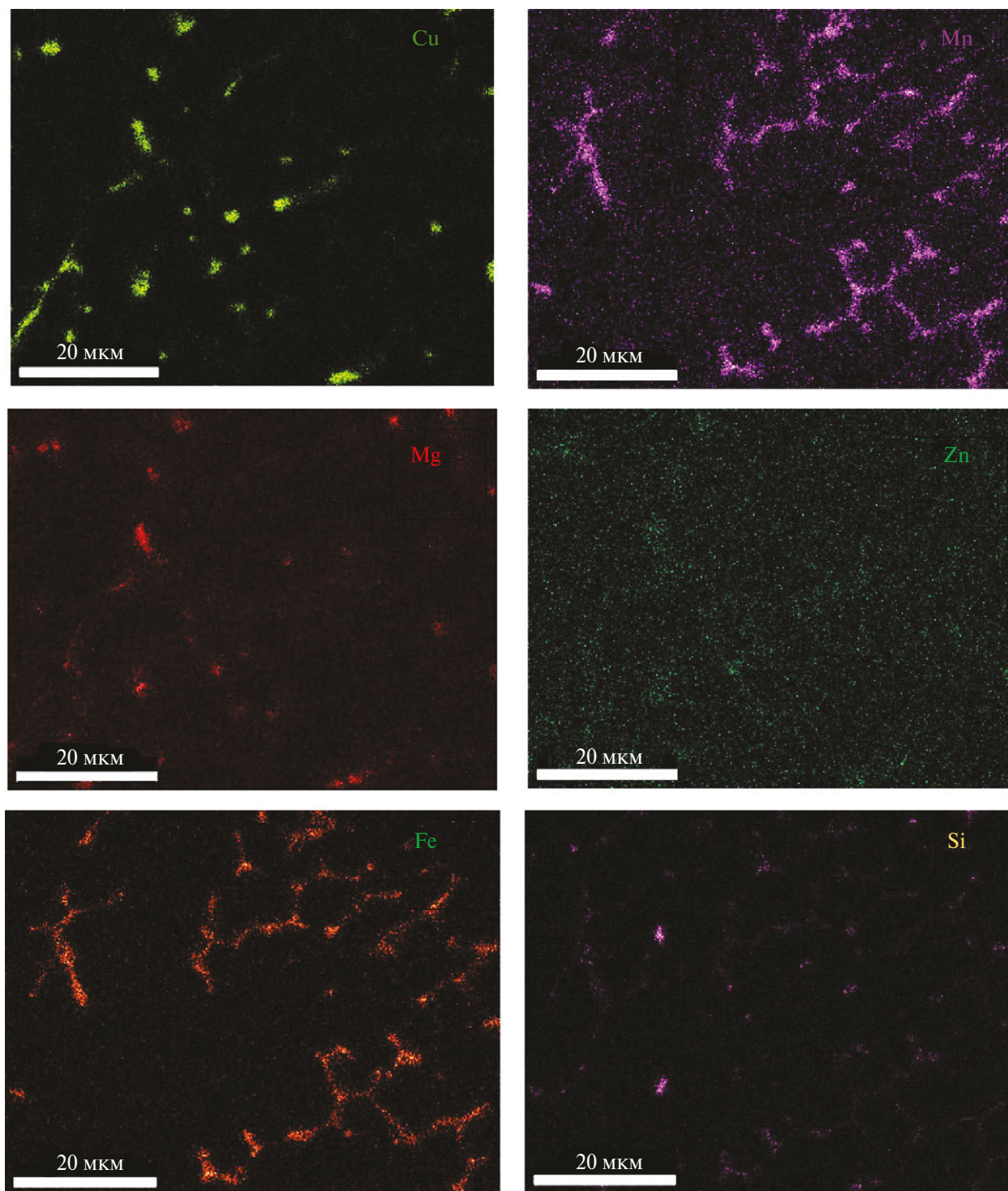
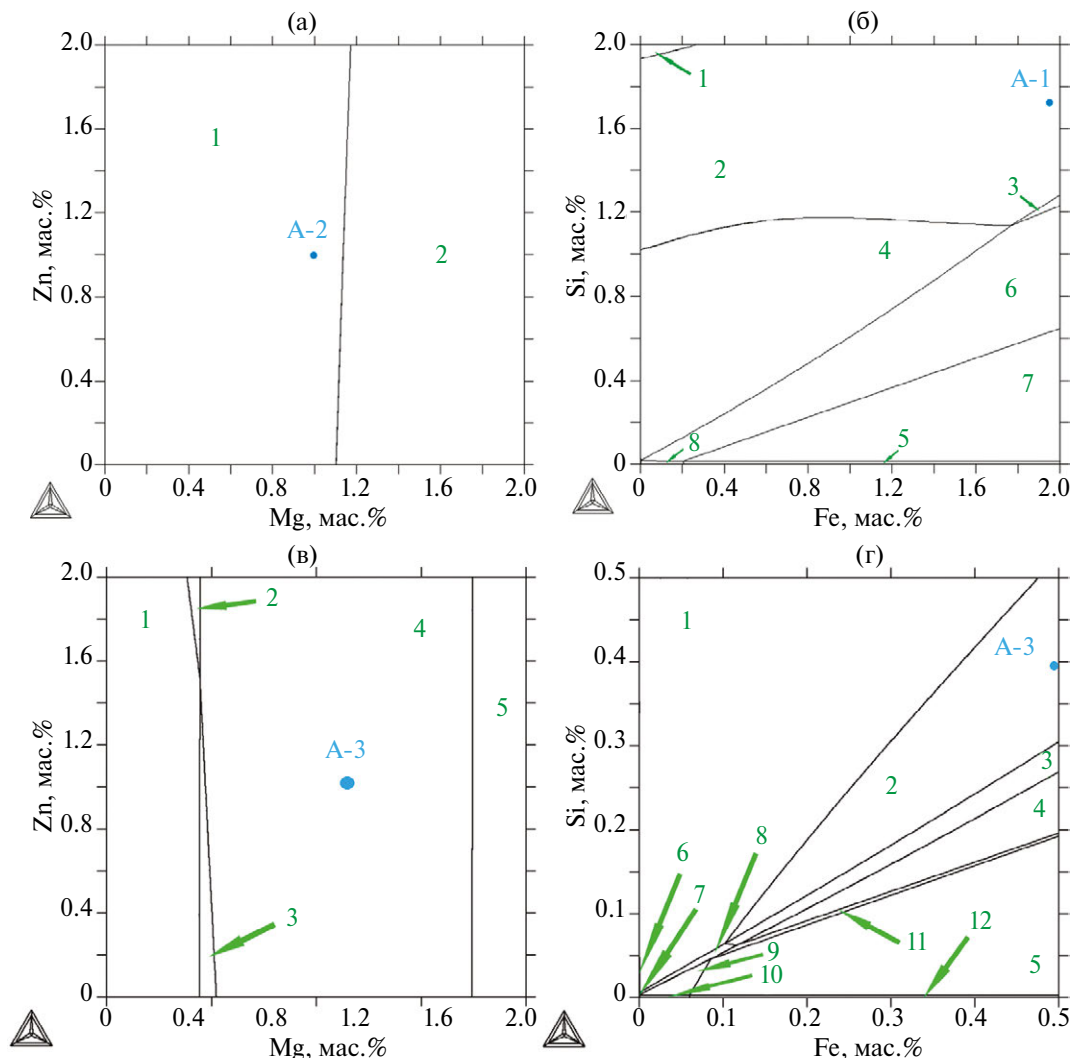


Рис. 5. Карты распределения элементов в микроструктуре слитка сплава А-3, МРСА.

(рис. 8). Отжиг при 400°C сохраняет полностью нерекристаллизованную структуру во всех сплавах. Размер субзерен составляет менее 1 мкм, а плотность дислокаций в ряде мест еще достаточно высока (рис. 8а). Размер большин-

ства дисперсоидов не превышает 100 нм, лишь некоторые из них укрупняются до 150–200 нм. Их распределение достаточно равномерное, как видно из рис. 8б. Очевидно, что именно Mn-содержащие дисперсоиды препятствуют рекри-



Номер	а	б	в	г
1	(Al), Al ₂₀	(Al), Al ₂ , Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Al ₂ , Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Mg ₂ , Al ₁₅
2	(Al), Al ₂₀ , S	(Al), Al ₂ , Al ₂₀ , Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Mg ₂ , S, Al ₁₅
3		(Al), Al ₂ , Al ₂₀ , Al ₁₅ , Al ₇	(Al), Al ₂₀ , Mg ₂ , Al ₂ , Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , S, Al ₁₅
4		(Al), Al ₂₀ , Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Mg ₂ , S, Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Al ₇ , S, Al ₁₅
5		(Al), Al ₂₀ , Al ₆ , Al ₇	(Al), Al ₂₀ , Mg ₂ , Al ₆ , S, Al ₁₅	(Al), Al ₂₀ , Al ₆ , Al ₇ , Al ₁₅
6		(Al), Al ₂₀ , Al ₁₅ , Al ₇		(Al), Al ₂₀ , Mg ₂
7		(Al), Al ₂₀ , Al ₁₅ , Al ₆ , Al ₇		(Al), Al ₂₀
8		(Al), Al ₂₀ , Al ₇		(Al), Al ₂₀ , Al ₁₅
9	Обозначение фаз: 10 Al ₆ – Al ₆ (Mn,Fe), Al ₁₅ – Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂ , Al ₂ – Al ₂ Cu, 11 Al ₂₀ – Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃ , S – Al ₂ CuMg, Mg ₂ – Mg ₂ Si, Al ₇ – Al ₇ Cu ₂ Fe			(Al), Al ₂₀ , Al ₆ , Al ₁₅
10				(Al), Al ₂₀ , Al ₆
11				(Al), Al ₂₀ , Al ₇ , Al ₁₅
12				(Al), Al ₂₀ , Al ₆ , Al ₇
12				

Рис. 6. Изотермические сечения систем Al–Cu–Mn–Mg–Zn (а), Al–Cu–Mn–Fe–Si (б) и Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn (в, г) при 2%Cu, 1.5%Mn и 400°С: в) при 0.5%Fe и 0.4%Si; г) при 1%Mg и 1%Zn.

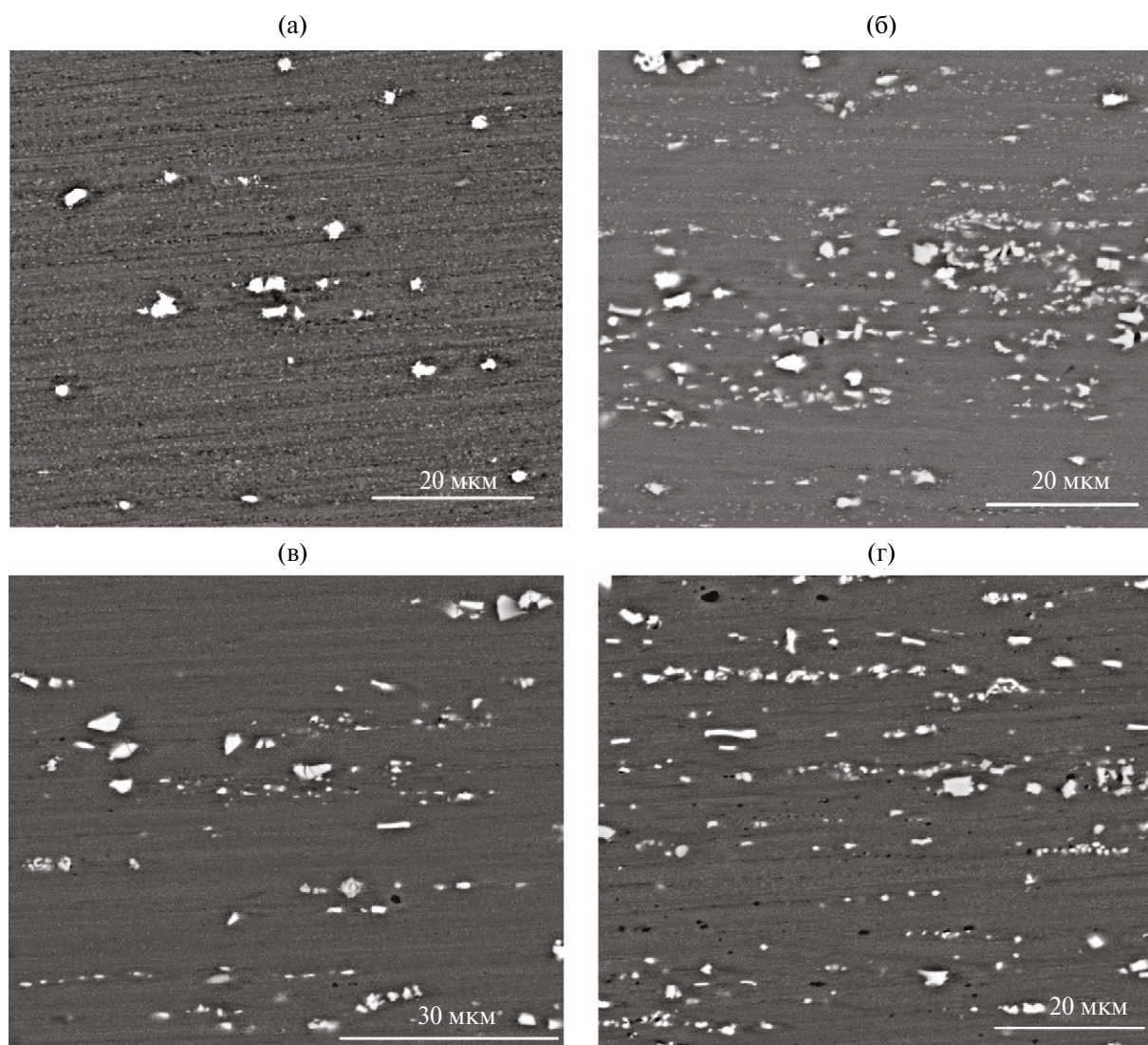


Рис. 7. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C, СЭМ: (а) А-0; (б) А-1; (в) А-2; (г) А-3.

сталлизации и росту субзерен, как это следует из рис. 8в.

Сравнение механических свойств 4-х сплавов показывает, что различия между ними согласуются с различием в фазовом составе. Как видно из табл. 3, сплав А-1 менее прочен, чем сплав А-0, что можно объяснить частичным связыванием Mn в эвтектические включения фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ и, как следствие, меньшим количеством дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. С другой стороны, большая прочность сплава А-2 обусловлена более легированным (Al), в котором полностью растворены Mg и Zn. В сплаве А-3 прочностные свойства имеют промежуточные значения из-за противоположного влияния этих двух факторов. Следует отметить, что

пластичность всех сплавов находится примерно на одном уровне, что можно связать с компактной морфологией включений фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$. В отличие от иглообразных частиц, характерных для большинства других Fe-содержащих фаз, такая морфология не приводит к охрупчиванию [16–18, 25].

Суммируя полученные результаты, можно заключить, что совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве более 3% (сплав А-3) в базовый сплав Al–2%Cu–1.5%Mn позволяет сохранить механические свойства на исходном уровне. Из этого вытекает принципиальная возможность использования разнообразного вторичного сырья для изготовления сплавов типа АЛТЭК, состав которых разработан для

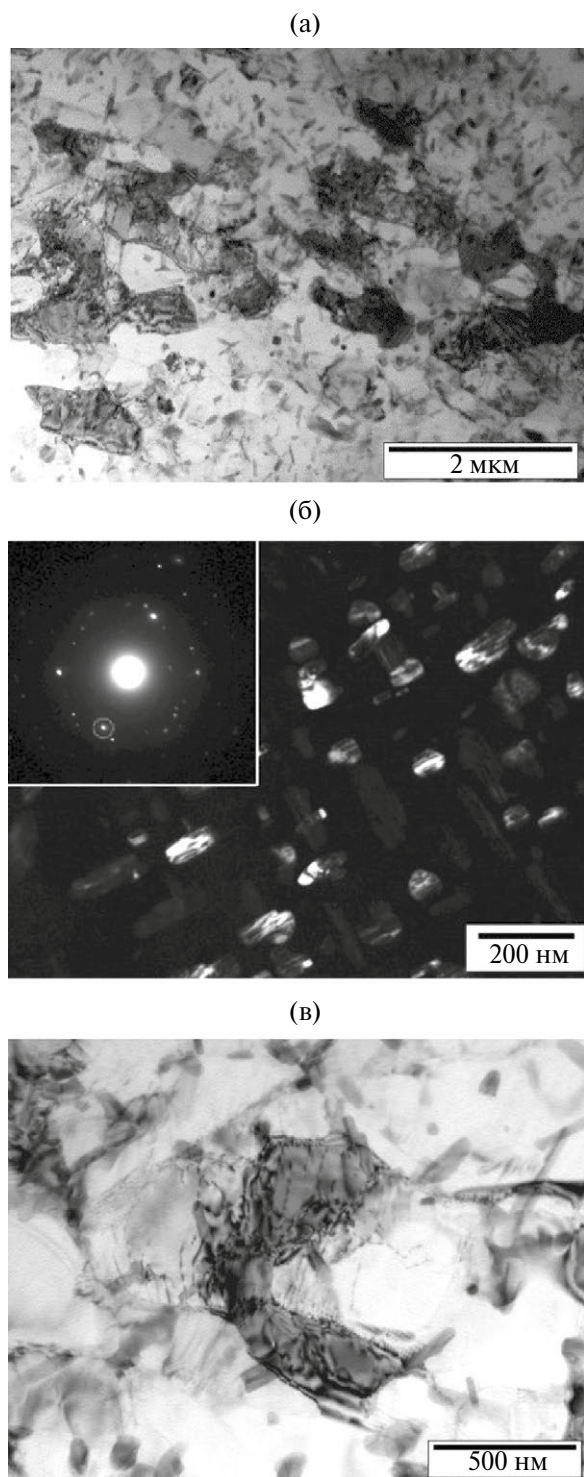


Рис. 8. Дисперсоиды $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ в структуре отожженного холоднокатаного листа сплава А-2, ПЭМ: (а), (в) светлопольные изображения; (б) темнопольное изображение в рефлексе $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

получения в структуре максимального количества наноразмерных дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ без использования операций гомогенизации и закалки.

Таблица 3. Механические свойства холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после 3-часового отжига при 400°C

Сплав ¹	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	Твердость, HV
А-0	304	226	7.1	84
А-1	276	189	5.8	82
А-2	358	280	6.0	100
А-3	322	202	7.3	88

¹См. в табл. 1.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С использованием расчетных и экспериментальных методов изучено влияние магния, цинка, железа и кремния на фазовый состав слитков и холоднокатаных листов базового сплава $\text{Al}-2\%\text{Cu}-1.5\%\text{Mn}$.

Расчет политермических и изотермических разрезов системы $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}-\text{Fe}-\text{Si}-\text{Mg}-\text{Zn}$ при 2%Cu и 1.5%Mn показывает существенное усложнение фазового состава при добавлении рассматриваемых элементов в базовый сплав. Помимо фаз Al_2Cu и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ возможно образование новых фаз: $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$, $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$, $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ и Mg_2Si .

Показано, что компактная морфология эвтектических включений фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$, способствует высокой деформационной пластичности, позволяя получать бездефектные холоднокатаные листы даже при суммарном содержании Fe и Si около 1%.

Показано, что добавление только Fe и Si снижает прочностные свойства сплава, что обусловлено частичным связыванием марганца в фазу $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$, а добавление только Mg и Zn увеличивает прочность из-за их растворения в (Al). Таким образом совместное добавление всех 4-х элементов в базовый сплав взаимно уравнивает влияние этих факторов.

Установлено, что совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве более 3% (сплав А-3) в базовый сплав (сплав А-0) позволяет сохранить механические свойства на исходном уровне ($\sigma_B = 300-320$ МПа, $\sigma_{0.2} = 200-220$ МПа, $\delta \sim 7\%$). Из этого вытекает принципиальная возможность использования для изготовления данного сплава, не требующего гомогенизации и закалки, разнообразного вторичного сырья, содержащего данные элементы.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 20-19-00249-П (<https://rscf.ru/project/20-19-00249/>).

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Jaunky V.C.* Are Shocks To Aluminium Consumption Transitory Or Permanent? // *Rev. Appl. Economics*. 2013. V. 9. P. 21–37.
2. *Babcsán N.* Aluminium infinite green circular economy—theoretical carbon free infinite loop, combination of material and energy cycles // *Solutions for Sustainable Development*. CRC Press. 2019. P. 205–210.
3. *Brough D., Jouhara H.* The aluminium industry: A review on state-of-the-art technologies, environmental impacts and possibilities for waste heat recovery // *Intern. J. Thermofluids*. 2020. V. 1. P. 100007.
4. *Ashkenazi D.* How aluminum changed the world: A metallurgical revolution through technological and cultural perspectives // *Techn. Forec. Soc. Change*. 2019. V. 143. P. 101–113.
5. *Pedneault J., Majeau-Bettez G., Pauliuk S., Margni M.* Sector-specific scenarios for future stocks and flows of aluminum: An analysis based on shared socioeconomic pathways // *J. Industrial Ecology*. 2022. V. 26. № 5 P. 1728–1746.
6. *Sivanur K., Umananda K.V., Pai D.* Advanced materials used in automotive industry—a review // *AIP Conference Proceedings*. 2021. V. 2317. № 1. P. 020032.
7. *Zheng K., Politis D.J., Wang L., Lin J.A.* Review on forming techniques for manufacturing lightweight complex-shaped aluminium panel components // *Intern. J. Lightweight Mater. Manufacture*. 2018. V. 1. № 2. P. 55–80.
8. *Kermanidis A.T.* Aircraft aluminum alloys: Applications and Future Trends // *Revolutionizing Aircraft Mater. Processes*. 2020. P. 21–55.
9. *Yang C., Zhang L., Chen Z., Gao Y., Xu Z.* Dynamic material flow analysis of aluminum from automobiles in China during 2000–2050 for standardized recycling management // *J. Cleaner Production*. 2022. V. 337. P. 130544.
10. *Zhao Y., Zhang W., Yang C., Zhang D., Wang Z.* Effect of Si on Fe-rich intermetallic formation and mechanical properties of heat-treated Al–Cu–Mn–Fe alloys // *J. Mater. Research*. 2018. V. 33. № 8. P. 898–911.
11. *Belov N.A., Cherkasov S.O., Korotkova N.O., Yakovleva A.O., Tsydenov K.A.* Effect of Iron and Silicon on the Phase Composition and Microstructure of the Al-2% Cu-2% Mn (wt%) Cold Rolled Alloy // *Phys. Met. Metallogr.* 2021. V. 122. P. 1095–1102.
12. *Belov N.A., Akopyan T.K., Korotkova N.O., Cherkasov S.O., Yakovleva A.O.* Effect of Fe and Si on the phase composition and microstructure evolution in alloy Al-2wt.%Cu-2wt.%Mn during solidification, cold rolling and annealing // *JOM*. 2021. V. 16. № 1. P. 3827–3837.
13. *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 // *J. Alloys Compounds*. 2021. V. 864. P. 158823.
14. *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. V. 687. P. 221–231.
15. *He H., Yi Y., Huang S., Zhang Y.* Effects of cold pre-deformation on dissolution of second-phase Al₂Cu particles during solution treatment of 2219 Al–Cu alloy forgings // *Mater. Charact.* 2018. V. 135. P. 18–24.
16. *Shakiba M., Parson N., Chen X.-G.* Hot deformation behavior and rate-controlling mechanism in dilute Al–Fe–Si alloys with minor additions of Mn and Cu // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V. 636. P. 572–581.
17. *Sakow S., Tokunaga T., Ohno M., Matsuura K.* Microstructure refinement and mechanical properties improvement of Al–Si–Fe alloys by hot extrusion using a specially designed high-strain die // *J. Mater. Process. Technol.* 2020. V. 277. P. 1116447.
18. *Shakiba M., Parson N., Chen X.-G.* Effect of homogenization treatment and silicon content on the microstructure and hot work ability of dilute Al–Fe–Si alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. V. 619. P. 180–189.
19. *Belov N.A., Shurkin P.K., Korotkova N.O., Cherkasov S.O.* The effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of cold-rolled sheets made of Al–Cu–Mn alloys with varying copper to manganese ratios // *Tsetnye Met.* 2021. V. 9. P. 80–86.
20. *Korotkova N.O., Shurkin P.K., Cherkasov S.O., Aksenov A.A.* Effect of Copper Concentration and Annealing Temperature on the Structure and Mechanical Properties of Ingots and Cold-Rolled Sheets of Al-2% Mn Alloy // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022. V. 63. № 2. P. 190–200.
21. *Belov N.A., Korotkova N.O., Akopyan T.K., Tsydenov K.A.* 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. № 12. P. 1246.
22. Information on <http://www.thermocalc.com>. Accessed 9 January 2024.
23. *Scheil E.* Bemerkungen zur schichtkristallbildung // *Intern. J. Mater. Research*. 1942. V. 34. № 3. P. 70–72.
24. *Pelton A.D., Eriksson G., Bale C.W.* Scheil–Gulliver constituent diagrams // *Metal. Mater. Trans. A*. 2017. V. 48. P. 3113–3129.
25. *Золоторевский В.С., Белов Н.А.* Металловедение литейных алюминиевых сплавов. МИСиС, 2005. 376 с.
26. *Bäckerud L., Chai G., Tamminen J.* Solidification characteristics of aluminum alloys, Volume 1: Foundry Alloys, first ed. Oslo: Skanuminium, 1986. 159 p.

**PHASE COMPOSITION AND STRUCTURE
OF Al–Cu–Mn–Mg–Zn–Fe–Si ALLOYS CONTAINING
2% Cu AND 1.5% Mn**

K. A. Tsydenov^{1, *} and N. A. Belov¹

¹National University of Science and Technology MISiS, Moscow, 119049 Russia

**e-mail: kirilcydenov@yandex.ru*

Calculations and experimental methods are used to study the collective and individual effect of Zn, Mg, Fe, and Si additions on the phase composition and structure of cast and cold-rolled aluminum alloys containing 2% Cu and 1.5% Mn. The combined additions of these elements of more than 3% to the base alloy were found to allow the mechanical properties of cold-rolled alloys to be kept at a level of properties of deformed base alloy despite the substantial complication of the phase composition. This largely is due to the completely fixing iron into the eutectic inclusions of the $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ phase. From this, it follows the fundamental possibility of using a variety of secondary raw materials for the preparation of this alloy, which does not require homogenizing and quenching.

Keywords: aluminum alloys, Al–Cu–Mn system, phase composition, $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ dispersoids, secondary raw materials