

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Кхамеес Елсайед Мохамед Амер

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ И ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ  
НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Al-Cu-Y И Al-Cu-Er

Специальность 2.6.1

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: кандидат технических наук,  
доцент Андрей Владимирович Поздняков

Москва, 2022

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### **Актуальность работы**

Алюминиево-медные сплавы являются важной группой материалов, без которых невозможно обойтись в современной промышленности. Изделия из них широко используются в аэрокосмической, автомобильной и других отраслях промышленности, где в настоящее время необходимы материалы с более высоким комплексом эксплуатационных свойств для разработки нового поколения авиакосмической техники и транспортных средств.

Редкоземельные металлы (РЗМ) вводят в алюминиевые сплавы для повышения прочности, термостойкости и коррозионной стойкости. Небольшие добавки РЗМ существенно повышают механические свойства алюминиевых сплавов, за счет выделения дисперсоидов из пересыщенного при кристаллизации твердого раствора в процессе отжига. Такие дисперсоиды являются эффективными антирекристаллизаторами, сохраняя прочность деформированных полуфабрикатов при отжиге. Малые добавки РЗМ также являются эффективными модификаторами зерна слитков и отливок.

Из группы РЗМ можно выделить иттрий и эрбий, которые обладают вышеупомянутыми свойствами. При этом Er и Y способны составить конкуренцию практически безальтернативному скандию, который более чем на порядок дороже всех легирующих элементов в алюминии, а стоимость продукта, несомненно, является не маловажной причиной для научных исследований.

Среди алюминиевых сплавы на основе системы Al-Cu отличаются худшей технологичностью при литье из-за широкого эффективного интервала кристаллизации, но при этом являются самыми перспективными для применения при повышенных температурах. Анализ фазовых диаграмм Al-Cu-Er и Al-Cu-Y показал, что сплавы с атомным соотношением Cu/Er и Cu/Y равным 4/1 имеют очень узкий интервал кристаллизации при высокой температуре солидуса и могут быть перспективны для разработки на их основе новых высокотехнологичных и жаропрочных материалов.

### **Цель работы**

Создание новых литейных и деформируемых высокотехнологичных жаропрочных алюминиевых сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er, путем определения влияния дополнительного легирования, термической и деформационной обработки на структуру и свойства.

### **Научная новизна**

1. Впервые исследованы фазовый состав и структура квазибинарных сплавов систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er с атомным соотношением Cu/Y и Cu/Er равным 4:1 и установлено, что они состоят из алюминиевого твердого раствора (Al) и дисперсной эвтектики с интерметаллидами фаз  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$  и  $Al_8Cu_4Er$ ,  $Al_3Er$ , устойчивых к

коагуляции в процессе высокотемпературной гомогенизации. При этом интервал кристаллизации сплавов составляет 19-20°C, что позволяет разрабатывать на их основе новые литейные Al сплавы;

2. Показано, что в тройных сплавах в присутствии примесей 0,15%Fe и 0,15%Si, на фоне фрагментированной компактной эвтектики выделяются вытянутые иглообразные включения фаз  $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$  и  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$ , которые не изменяют своей морфологии в процессе гомогенизации и не снижают пластичность. Примесь железа растворяется в фазах кристаллизационного происхождения  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$  и  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ , в количестве около 1%, не изменяя их морфологии. В присутствии марганца кристаллизуются компактные разветвленной формы фазы с атомным соотношением Cu/Mn/(Er/Y) равным 4/2/1 и предполагаемым составом  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Er}$  и  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Y}$ ;

3. Установлено, что в процессе гомогенизационного отжига при 605°C в течение 1 часа совмещенного с закалкой сплавов Al-Cu-Er-Mn-Zr и Al-Cu-Y-Mn-Zr одновременно происходит распад пересыщенного марганцем, цирконием, иттрием и эрбием твердого раствора с образованием:

- в сплаве Al-Cu-Y-Mn-Zr дисперсоидов фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  длиной 200-250 нм и шириной 150-200 нм и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  диаметром 30-50 нм;
- в сплаве Al-Cu-Er-Mn-Zr дисперсоидов фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  длиной 100-250 нм и шириной 70-120 нм и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Er})$  диаметром 25-45 нм.

Последующее старение протекает с упрочнением за счет выделения дискообразных выделений фазы  $\theta'$  толщиной 5 нм и диаметром 80-200 нм, которые образуются в основном на дисперсоидах фаз  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Er})$ ;

4. Показано, что высокую жаропрочность новым сплавам обеспечивают легированный медью и магнием твердый раствор, упрочненный продуктами старения и дисперсоидами фаз  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Er})$ ,  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$ ,  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ , и компактные фазы кристаллизационного происхождения  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ ,  $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}_3$ ,  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Y}$  и  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$   $\text{Al}_3\text{Er}$ ,  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Er}$  размером 1-5 мкм.

### **Практическая значимость**

1. Для литейных сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg и Al-Cu-Er-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg в закаленном и состаренном состоянии предел текучести на растяжение при комнатной температуре составляет 303-306 МПа при удлинении 0,4%. При повышенных температурах испытания 200 и 250°C предел текучести составляет 246-250 и 209-215 МПа, а удлинение - 3 и 4-5,5% соответственно. Предел длительной прочности  $\sigma_{100}^{250}$  составляет 117-118 МПа;

2. Прокатанные и отожженные при 150-180°C листы сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg и Al-Cu-Er-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg с пониженным содержанием легирующих элементов для обеспечения большей технологичности при прокатке имеют предел текучести 316-405 МПа при относительном удлинении 4,0-6,5%. При этом закалка и старение при 210°C после прокатки обеспечивает наилучшую пластичность 11,3-14,5% при пределе текучести 264-266 МПа и пределе прочности 356-365 МПа;

3. Составы и режимы получения сплавов защищены патентом РФ (RU 2749073C1) «Жаропрочные литейные и деформируемые алюминиевые сплавы на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er (варианты)».

#### **Положения выносимые на защиту**

1. Особенности формирования структуры и свойств новых литейных и деформируемых сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er при легировании, термической и деформационной обработке;

2. Составы и режимы термической и деформационной обработки новых сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er обеспечивающие достижение высокого уровня технологичности при литье, прочности и жаропрочности.

**Личный вклад автора** состоит в непосредственном участии в разработке плана работы, проведении экспериментов, обработке, интерпретации и оформлении результатов в виде научных статей и тезисов докладов.

#### **Апробация работы**

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены на:

1. А.В. Поздняков, Р.Ю. Барков, М.Н. Ситкина, С.М. Амер. Влияние примесей на фазовый состав и свойства деформируемого сплава Al-6% Cu-4,05% Er. Уральская школа молодых металлосведов. 2020 г. Сс. 86-89.
2. С.М. Амер, Р.Ю. Барков, А.Г. Мочуговский, О.А. Яковцева, А.В. Поздняков. Структура и свойства сплавов Al-Cu-Y. Материалосведение и металлофизика легких сплавов, 2021 г. Сс. 6-8
3. С.М. Амер, А.Г. Мочуговский, О.А. Яковцева, Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков. Структура и свойства нового деформируемого сплава на основе системы Al-Cu-Er. Материалосведение и металлофизика легких сплавов, 2021 г. Сс. 9-11.

### **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

Во введении показана актуальность исследуемой проблемы, представлены цель и задачи работы, ее научная новизна и практическая значимость.

В главе 1 рассмотрены особенности легирования алюминисведомедных сплавов, как наиболее перспективных материалов для создания жаропрочных сплавов. Основным недостатком сплавов Al-Cu является низкая технологичность при литье, которую необходимо повышать в комплексе с характеристиками механических свойств как при комнатной, так и при повышенных температурах. Рассмотрены особенности легирования алюминия и его сплавов малыми добавками РЗМ и ПМ. Такие элементы как эрбий и иттрий способны составить конкуренцию дорогостоящему скандию, как дисперсоидосбразующие элементы, повышающие прочностные свойства. Анализ фазовых диаграмм Al-Cu-Er и Al-Cu-Y показал, что сплавы с атомным соотношением Cu/Er и Cu/Y равным 4/1 имеют очень узкий интервал кристаллизации при высокой температуре солидуса и могут быть перспективны для разработки на их основе новых высокотехнологичных и жаропрочных материалов.

**В главе 2** представлены составы исследуемых материалов и методы исследования. Объектами исследования являются сплавы на основе системы Al-Cu-Y и Al-Cu-Er, составы которых представлены в Таблице 1. В таблице 1 также приведены экспериментально определенные температуры ликвидуса и солидуса и интервал кристаллизации всех исследованных сплавов.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сплавов, температуры ликвидуса и солидуса и интервал кристаллизации

| Обозначение | Массовая доля компонентов, % |     |      |     |     |      |      |      |     |      | T <sub>л</sub> , °C | T <sub>с</sub> , °C | ΔT, °C |
|-------------|------------------------------|-----|------|-----|-----|------|------|------|-----|------|---------------------|---------------------|--------|
|             | Cu                           | Y   | Er   | Zr  | Mn  | Si   | Fe   | Ti   | Mg  | Al   |                     |                     |        |
| C1          | 6,5                          | 2,3 | -    | -   | -   | -    | -    | -    | -   | ост. | 635                 | 615                 | 20     |
| C2          | 6,0                          | -   | 4,05 | -   | -   | -    | -    | -    | -   | ост. | 634                 | 614                 | 20     |
| C3          | 6,3                          | 2,3 | -    | -   | -   | 0,2  | 0,15 | -    | -   | ост. | 634                 | 614                 | 20     |
| C4          | 6,0                          | -   | 4,05 | -   | -   | 0,15 | 0,15 | -    | -   | ост. | 633                 | 614                 | 19     |
| C5          | 4,7                          | 1,6 | -    | 0,3 | -   | -    | -    | -    | -   | ост. | 644                 | 613                 | 31     |
| C6          | 4,0                          | -   | 2,7  | 0,3 | -   | -    | -    | -    | -   | ост. | 645                 | 614                 | 31     |
| C7          | 5,5                          | 2,0 | -    | 0,3 | 0,8 | -    | -    | -    | -   | ост. | 640                 | 610                 | 30     |
| C8          | 5,0                          | -   | 3,2  | 0,3 | 0,9 | -    | -    | -    | -   | ост. | 640                 | 614                 | 26     |
| C9          | 5,6                          | 2,0 | -    | 0,3 | 0,8 | 0,15 | 0,15 | 0,15 | 1,0 | ост. | 632                 | 585                 | 47     |
| C10         | 5,4                          | -   | 3,0  | 0,3 | 0,9 | 0,15 | 0,15 | 0,15 | 1,1 | ост. | 633                 | 584                 | 49     |
| C11         | 4,5                          | 1,6 | -    | 0,2 | 0,6 | 0,15 | 0,15 | 0,10 | 0,9 | ост. | 635                 | 588                 | 47     |
| C12         | 4,0                          | -   | 2,7  | 0,2 | 0,8 | 0,15 | 0,15 | 0,10 | 0,8 | ост. | 637                 | 588                 | 49     |

Сплавы выплавлены в печи сопротивления из алюминия марок А7 или А99, лигатур Al-53,5Cu, Al-8Y, Al-8Er, Al-5Zr, Al-12Mn, Al-12Si, Al-12Fe, Al-5Ti и магния марки Mg95. Температура расплава перед разливкой составляла 750-820°C в зависимости от концентрации легирующих элементов. Разливку производили в водоохлаждаемую медную изложницу с внутренней полостью шириной 40 мм, толщиной 20 мм и высотой 120 мм. Скорость охлаждения составляла примерно 15 К/с.

Термообработку проводили в печах «Nabertherm» и «SNOL» с вентилятором и точностью регулирования температуры 1°C. Сплавы гомогенизировали при температуре на 10°C ниже температуры солидуса, в течение 1, 3 и 6 часов, а затем закаливали в воде. Слитки сплавов C1-C8 были подвергнуты горячей прокатке до 10 мм при 440°C, затем холодной прокатке до 1 мм, а слитки сплавов C9-C12 - горячей прокатке до 6 мм при 540°C, затем холодной прокатке до 1 мм. Температура горячей прокатки слитков не превышала температуру гомогенизации. Прокатанные сплавы отжигали при температурах 150, 180, 210°C в течение 0,5-6 ч и при 100–550°C в течение 1 ч.

Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе «Neophot 30» (СМ) и на сканирующем электронном микроскопе (SEM) «TESCAN VEGA 3LMH» с использованием энергодисперсионного детектора «X-Max 80» и рентгеновского дифрактометра «Bruker D8 Advance». Результаты просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) были получены на микроскопе «JEOL 2000-EX».

Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине «Zwick/Roll Z250» серии «Allround» в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации. Скорость растяжения при испытаниях составляла 4 мм/мин. Твердость

измеряли стандартным методом Виккерса алмазным индентором в виде четырехгранной пирамиды с углом при вершине  $136^\circ$ . Коррозионные испытания проводили в растворе содержащем: 3%- ный раствор хлористого натрия NaCl плюс 1% соляной кислоты HCl (30г/л хлористого натрия плюс 10 мл/л соляной кислоты плотностью  $1,19 \text{ г/см}^3$ ), температура раствора 18-25  $^\circ\text{C}$ , продолжительность испытания 24 ч.

**В главе 3** исследованы структура и свойства тройных сплавов систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er и влияние основных примесей железа и кремния на фазовый состав и механические свойства базовых композиций.

Литая микроструктура тройных сплавов систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er (C1 и C2) представлена дендритами алюминиевого твердого раствора, дисперсной эвтектикой и более крупными светлыми включениями фаз кристаллизационного происхождения. Согласно точечному анализу и распределению элементов между фазами (вставки на рис.1 а,б) светлая фаза соответствует соединению AlCu, пики которой также отмечены на рентгенограммах исследованных сплавов (рис. 1 в,г). Дисперсная эвтектика состоит из алюминиевого твердого раствора и фаз  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$  и  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ . На границах эвтектики и дендритов (Al) присутствуют дисперсные включения фаз более богатых Y и Er –  $(\text{Al,Cu})_{11}\text{Y}_3$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$  соответственно. Пики фаз  $(\text{Al,Cu})_{11}\text{Y}_3$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$  так же выявлены на рентгенограммах (рис. 1 в,г).

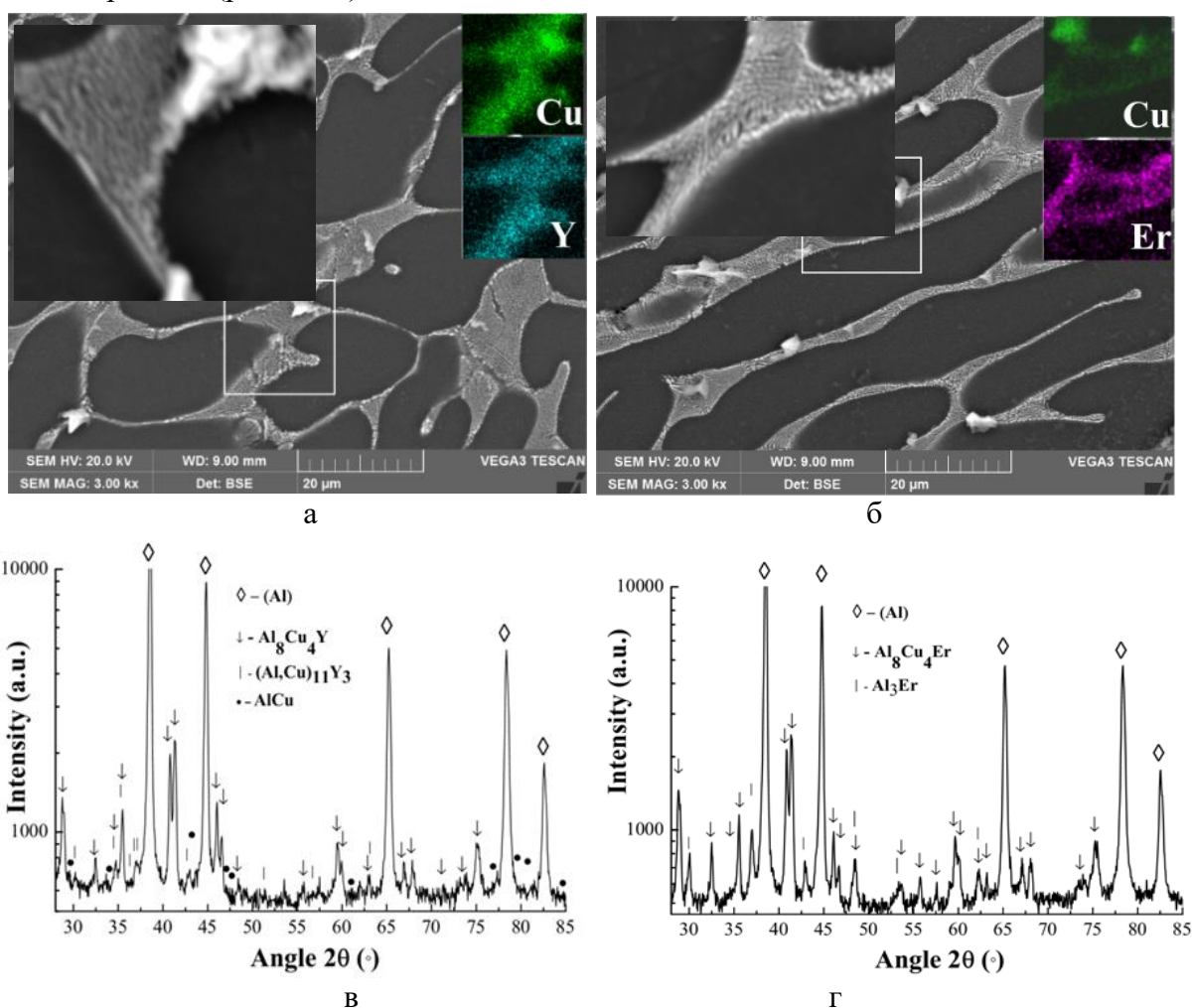


Рис.1. Литая микроструктура (СЭМ) (а,б) и рентгенограммы (в,г) сплавов Al-Cu-Y (а,в) и Al-Cu-Er (б,г)

Сплавы гомогенизировали в течение 1, 3 и 6 часов с последующей закалкой в воду. На рис. 2. представлена эволюция микроструктуры (СЭМ) в процессе гомогенизации. После одного часа отжига происходит фрагментация, сфероидизация и коагуляция фаз кристаллизационного происхождения – средний размер увеличивается с 0,25 мкм (рис. 1а,г) до 1,2 и 0,75 мкм в сплавах Al-Cu-Y и Al-Cu-Er соответственно (рис. 2а,г) после 1 часов. При этом концентрация меди в алюминиевом твердом растворе незначительно повышается. Увеличение времени отжига приводит к росту фаз кристаллизационного происхождения и увеличению концентрации меди в (Al). Увеличение содержания меди связано с растворением неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения. При этом концентрация меди в (Al) в сплаве Al-Cu-Er несколько выше и составляет 2,3% против 1,8% в сплаве Al-Cu-Y и не изменяется при увеличении времени гомогенизации с 3 до 6 часов. Также в сплаве Al-Cu-Er средний размер избыточных фаз меньше – 1,3 мкм против 1,9 мкм для сплава Al-6,5Cu-2,3Y после 3 часов отжига. В соответствие с этим для гомогенизации перед закалкой выбрано время 3 часа, после чего слитки прокатаны до листов толщиной 1 мм. В тройных сплавах отмечено эффекта от закалки и старения ввиду малого содержания меди в растворе 1,8-2,2%. Поэтому как литейные они не представляют интереса и требуют дополнительного легирования.

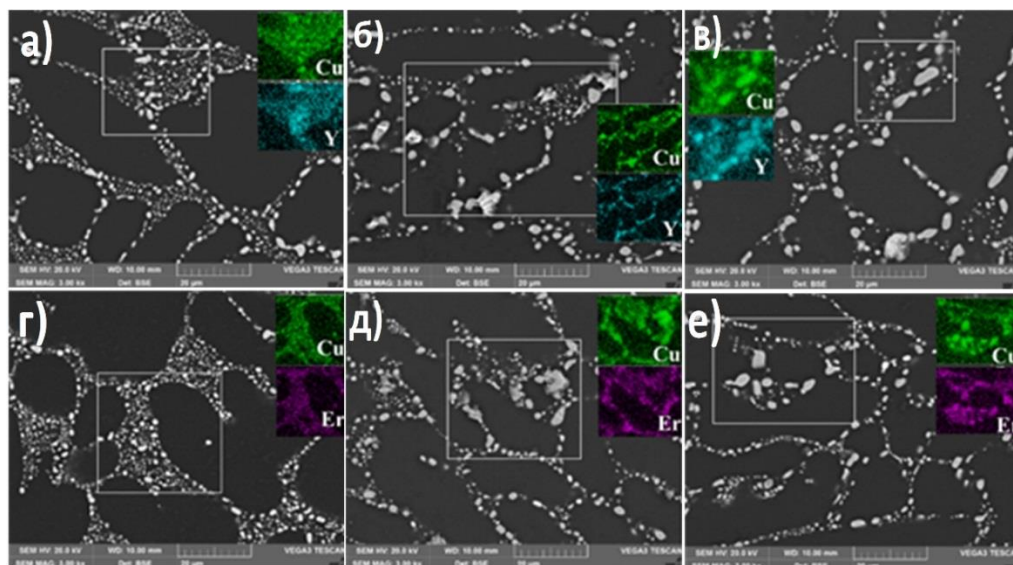


Рис. 2. Эволюция микроструктуры (СЭМ) сплавов Al-Cu-Y (а,б,в) и Al-Cu-Er (г,д,е) в процессе гомогенизации перед закалкой с 605°C после 1 (а,г), 3 (б,д) и 6 (в,е) часов выдержки

На рисунке 3 приведены зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа и времени отжига для исследуемых сплавов. Рекристаллизация в исследованных сплавах проходит в интервале 250-350°C (см. вставки микроструктур (СМ) на рис. 3 а, б). Сплав Al-Cu-Er демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению (рис. 3 б) в сравнение со сплавом Al-Cu-Y (рис. 3 а), что связано с большей легированностью (Al) и наличием более дисперсных фаз кристаллизационного происхождения.



Однако этот же факт приводит к тому, что стимул к рекристаллизации в сплаве Al-Cu-Er несколько выше и в результате размер рекристаллизованного зерна в нем больше. При этом значения твердости после часового отжига при температурах выше 350°C находятся примерно на одном уровне.

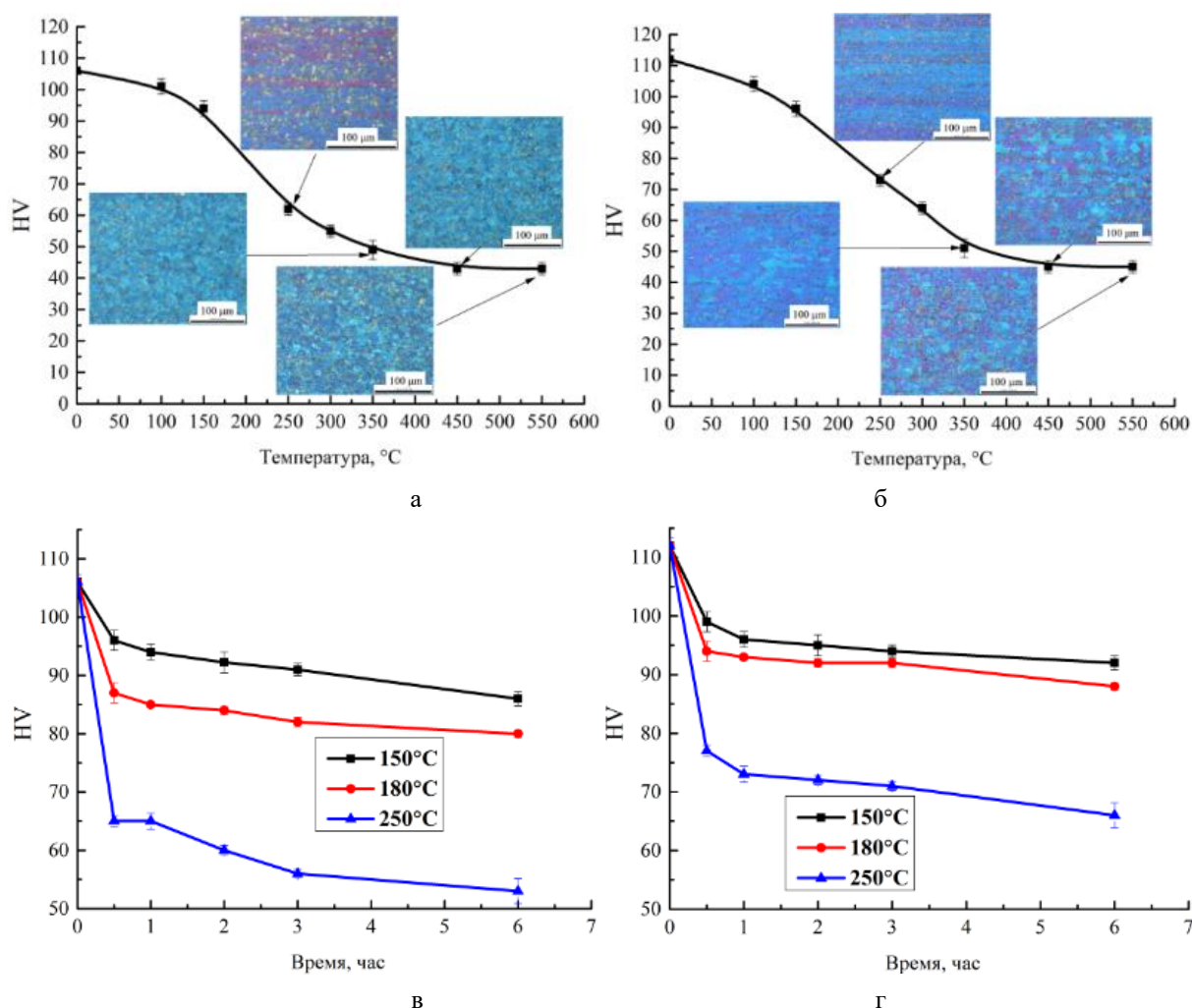


Рис. 3. Зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа (а,б) и времени отжига (в,г) для сплавов Al-Cu-Y (а,в) и Al-Cu-Er (б,г)

При температурах ниже 250°C разупрочнение связано с прохождением процессов полигонизации (рис. 4). При этом стоит отметить, что в сплаве Al-Cu-Y твердость снижается существенно, особенно после отжига при 250°C. Как видно на рис. 4в размер субзерен в этом сплаве больше (около 500 нм), чем в сплаве Al-Cu-Er, где размер субзерна не превышает 250 нм (рис. 4е). После отжига при 100°C после 1 и 8 часов наблюдается достаточно высокая плотность дислокаций, но уже формируется субзеренная структура. При этом можно отметить субзерна меньшего размера в сплаве Al-Cu-Er (рис. 4 г,д) в сравнение со сплавом Al-Cu-Y (рис. 4 а,б).

В результате сплав Al-Cu-Er демонстрирует более высокие характеристики механических свойств по результатам испытаний на одноосное растяжение, особенно после отжига при температурах выше 150°C. Но при этом оба сплава имеют достаточно



низкую пластичность менее 5%, что, скорее всего, связано с большой долей фаз кристаллизационного происхождения в структуре. Существенный скачок пластичности до 13-14% происходит после отжига при 250 и 300°C для сплавов Al-Cu-Y и Al-Cu-Er соответственно, но при этом резко падает предел текучести с 254-282 МПа до 191-198 МПа, что как показано выше связано с ростом субзерен при 250°C.

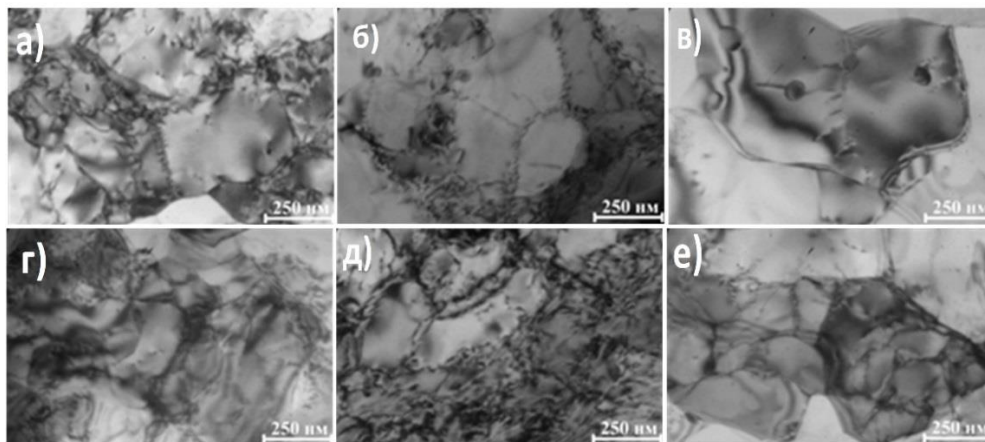


Рис. 4. Эволюция субструктуры (ПЭМ) сплавов Al-Cu-Y (а,б,в) и Al-Cu-Er (г,д,е) после отжига при 100°C в течение 1 (а,г), 8 (б,д) часов и при 250°C в течение 0,5 часа (в,е)

Далее рассмотрено влияние основных примесей алюминия на структуру и свойства тройных сплавов. Микроструктура сплавов Al-Cu-Y-Fe-Si и Al-Cu-Er-Fe-Si (С3 и С4) представлена алюминиевой матрицей, дисперсной эвтектикой и отдельными светлыми включениями (рис. 5а,д). По результатам рентгенофазового анализа в сплаве Al-Cu-Y-Fe-Si выявлено наличие фаз  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$ ,  $Al_2Cu$  и  $AlCu$ , которые присутствуют и в сплаве близкого состава без примесей (серая линия для сплава Al-Cu-Y, черная линия для сплава Al-Cu-Y-Fe-Si на рис. 5г). Так же отмечено наличие пиков, которые, вероятно, соответствуют фазе, образованной примесями. В сплаве Al-Cu-Er-Fe-Si по результатам рентгенофазового анализа (рис. 5з) выявлено наличие пиков соответствующих алюминию, фазам  $Al_8Cu_4Er$ ,  $Al_3Er$  и несколько не идентифицированных пиков, которые, вероятно, соответствуют тройной фазе (Al,Er,Si). Это предположение вытекает из анализа микроструктуры сплава после гомогенизации при температуре 605 °C (рис. 5 е,ж).

В процессе гомогенизации сплава Al-Cu-Y-Fe-Si происходит фрагментация и сфероидизация иттрий-содержащих фаз и частичное растворение неравновесного избытка медь-содержащих фаз, при этом концентрация меди в твердом растворе увеличивается с 1,7 до 2,1%. На фоне фрагментированной компактной эвтектики выделяются вытянутые иглообразные включения фаз, содержащих иттрий, медь и кремний (карты распределения элементов в выделенной области на рис. 5 б,в). Согласно точечному анализу в СЭМ в иглообразных включениях содержится в масс. %: 29Y, 18Cu, 8Si, остальное Al, что в пересчете на атомные доли представляет фазу с соотношением Cu/Y/Si близким к 1. Примерная эмпирическая формула соединения может быть записана как  $Al_{11}Cu_2Y_2Si_2$ .

В процессе гомогенизации сплава Al-Cu-Er-Fe-Si происходит фрагментация и сфероидизация фаз  $Al_8Cu_4Er$  и  $Al_3Er$ , и в структуре выявляются вытянутые иглообразные

включения длиной до 15 мкм, обогащенные эрбием и кремнием (см. карты распределения элементов в выделенных областях на рис. 5 е,ж). Данные выделения выявить в литой структуре на фоне сплошной эвтектики не удалось. По литературным данным, в тройной системе Al–Er–Si в алюминиевом углу диаграммы состояния возможно образование двух тройных соединений  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  и  $\text{Al}_{2.8}\text{ErSi}_{0.2}$ . Согласно точечному анализу иглообразных выделений, атомное соотношение эрбия и кремния в них близко к 1, что говорит о возможности соответствия этих фаз соединению  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$ . Отдельных железо-содержащих фаз в структуре не выявлено. Железо растворяется в фазах  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$  в количестве до 1%, не изменяя их морфологии. В структуре также отмечено присутствие фазы  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (рис. 5е), растворение неравновесного избытка которой наряду с фазой  $\text{AlCu}$  приводит к увеличению концентрации меди в алюминиевом твердом растворе с 1,8% в литом состоянии до 2,2% после 1 и 3 ч гомогенизации.

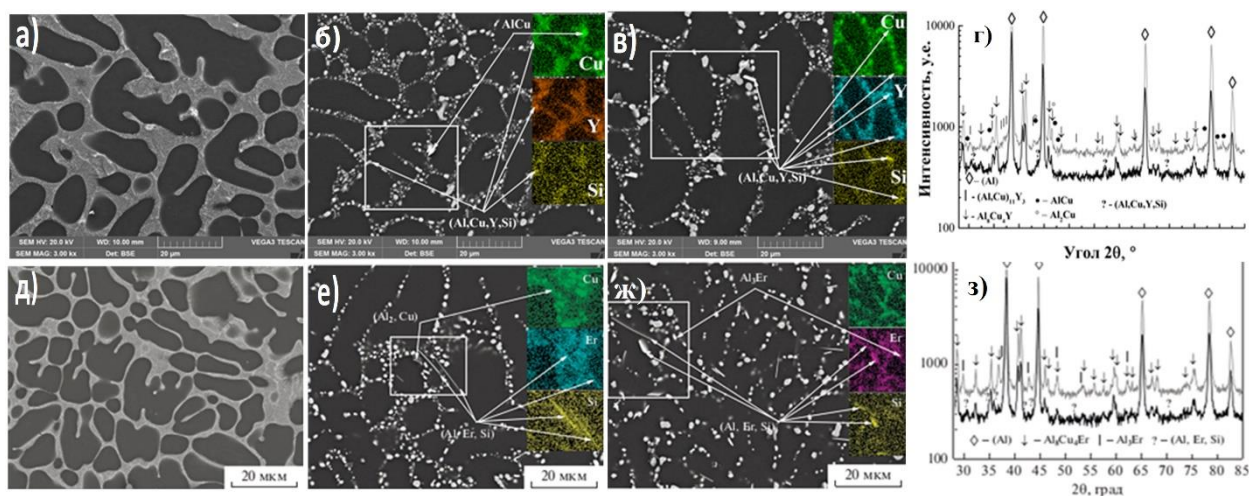


Рис. 5. Микроструктура сплавов Al-Cu-Y-Fe-Si (а,б в), Al-Cu-Er-Fe-Si (д,е,ж) (СЭМ) и рентгенограмма (серая линия для сплава Al-Cu-Y/Al-Cu-Er, черная линия для сплавов Al-Cu-Y-Fe-Si и Al-Cu-Er-Fe-Si (г,з). (а,д) – литое состояние, (б,е) – отжиг 1ч, (в,ж) – 3 ч

На рис. 6 представлены зависимости твердости в процессе 1-часового отжига от температуры интервале 100-550 °С и от времени (0,5-6 часов) при температурах 150, 180 и 250 °С для сплавов Al-Cu-Y-Fe-Si и Al-Cu-Er-Fe-Si.

При низких температурах отжига (до 300 °С) оба сплава сохраняют нерекристаллизованную структуру и имеет несколько более высокую твердость, чем тот же сплав без примесей, что обусловлено наличием большего количества достаточно дисперсных интерметаллидных частиц в структуре. При этом с увеличением температуры отжига снижается разница в твердости между рассматриваемыми сплавами, а при увеличении температуры до 550 °С твердость сплавов выравнивается, за счет прохождения рекристаллизации. В соответствие с этим примеси железа и кремния не оказывают влияния на процессы рекристаллизации, но при этом твердость сплава с примесями выше в состояниях после отжига при низких температурах (150-250 °С).

Стоит отметить, что разупрочнение при температурах 150-250 °С происходит в первый час отжига и с увеличением времени до 6 часов твердость практически не изменяется (рис. 6в,г).

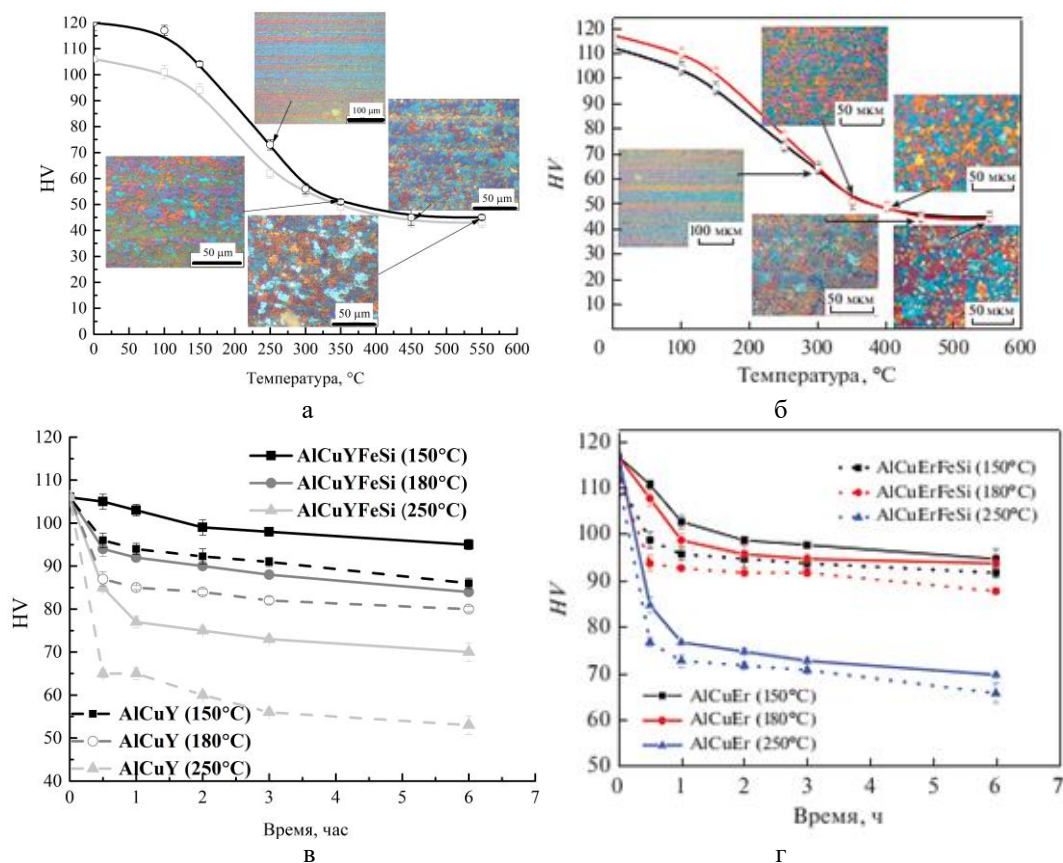


Рис. 6. Зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа (а,б) и времени отжига (в,г) для сплавов Al-Cu-Y-Fe-Si/ Al-Cu-Y (а,в) и Al-Cu-Er-Fe-Si/ Al-Cu-Er (б,г)

В таблице 2 представлены результаты испытаний на одноосное растяжение сплавов Al-Cu-Y-Fe-Si и Al-Cu-Er-Fe-Si в сравнении со сплавами того же состава без примесей. После отжига при 100 и 150 °C сплав Al-Cu-Y-Fe-Si демонстрирует хороший уровень прочностных характеристик: условный предел текучести составляет 284-325 МПа, условный предел прочности 304-369 МПа, что на 20-30 МПа больше, чем в сплаве без примесей. В то время как у сплава Al-Cu-Er-Fe-Si условный предел текучести составляет 277–310 МПа, условный предел прочности 308–350 МПа, что на 10–30 МПа больше, чем в сплаве без примесей.

Таблица 2. Характеристики механических свойств после испытаний на одноосное растяжение в деформированном и отожженном состояниях

| Состояние                       | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , %      |
|---------------------------------|----------------------|------------------|-------------------|
| Al-Cu-Y-Fe-Si/Al-Cu-Y (C3/C1)   |                      |                  |                   |
| Деформированное                 | 354±3 / 294±1        | 391±1 / 333±2    | 2,6±0,5 / 3,6±0,2 |
| Отжиг 100 °C, 1ч                | 325±1 / 277±1        | 369±2 / 319±1    | 3,2±0,2 / 1,6±0,1 |
| Отжиг 100 °C, 3ч                | 313±3 / 277±3        | 359±1 / 313±1    | 4,0±0,1 / 3,0±0,8 |
| Отжиг 150 °C, 1ч                | 290±2 / 257±2        | 318±3 / 284±1    | 3,5±0,3 / 2,8±0,9 |
| Отжиг 150 °C, 3ч                | 284±3 / 254±1        | 304±2 / 273±1    | 3,1±0,6 / 2,2±0,4 |
| Al-Cu-Er-Fe-Si/Al-Cu-Er (C4/C2) |                      |                  |                   |
| Деформированное                 | 335±2/298±2          | 368±4/335±4      | 2,3±0,3/3,5±0,3   |
| Отжиг 100 °C, 1ч                | 310±1/282±1          | 350±2/318±2      | 4,3±0,8/3,1±0,7   |
| Отжиг 100 °C, 3ч                | 306±3/278±3          | 343±1/312±1      | 3,4±0,4/2,8±0,4   |
| Отжиг 150 °C, 1ч                | 284±2/273±2          | 316±2/302±2      | 2,4±0,3/2,8±0,9   |
| Отжиг 150 °C, 3ч                | 277±2/267±2          | 308±3/289±3      | 3,3±0,7/2,8±0,7   |



**В главе 4** исследовано влияние добавки циркония на структуру и свойства сплавов Al-Cu-Y и Al-Cu-Er. Определено влияние добавок циркония и марганца на фазовый состав и механические свойства сплава Al-Cu-Y и Al-Cu-Er. Исследованы структура и свойства сложнолегированных сплавов с добавками магния, титана, примесей железа и кремния. Из литературы известно, что легирование иттрием или эрбием существенно эффективнее совместно с цирконием для повышения прочности и стойкости к рекристаллизации за счет повышения плотности выделения наноразмерных дисперсоидов в процессе отжига слитков. Близкое назначение имеет легирование марганцем, в том числе повышающим свойства при высоких температурах. Титан наиболее эффективный модификатор зерна. Магний существенно повышает эффект старения в сплавах с медью.

Литая микроструктура и микроструктура после гомогенизации при 590 и 605° сплавов Al-Cu-Y-Zr и Al-Cu-Er-Zr (C5 и C6) показана на рис. 7. Фазовый состав сплавов с цирконием не отличается от аналогичных без него (C1, C2), цирконий полностью растворяется в твердом растворе первичного алюминия и не образует интерметаллических фаз с другими элементами. Параллельно с гомогенизацией происходит выделение дисперсоидов фаз  $Al_3(Y,Zr)$  и  $Al_3(Er,Zr)$ . На периферии дендритной ячейки отмечены зоны свободные от выделений. Точечный анализ в ПЭМ показал наличие в дисперсоидах алюминия, циркония и эрбия/иттрия (рис. 8). Структура выделений фаз типичная  $L1_2$  – отмечено наличие характерных рефлексов на электронограммах (вставки на рис. 8а). Выделения  $Al_3(Y,Zr)$  имеют средний размер  $19 \pm 7$  нм после гомогенизации при 590°С, 3 часа. Средний размер выделений  $Al_3(Er,Zr)$  составляет  $37 \pm 12$  нм после 1 часа отжига при 605°С (рис. 8б).

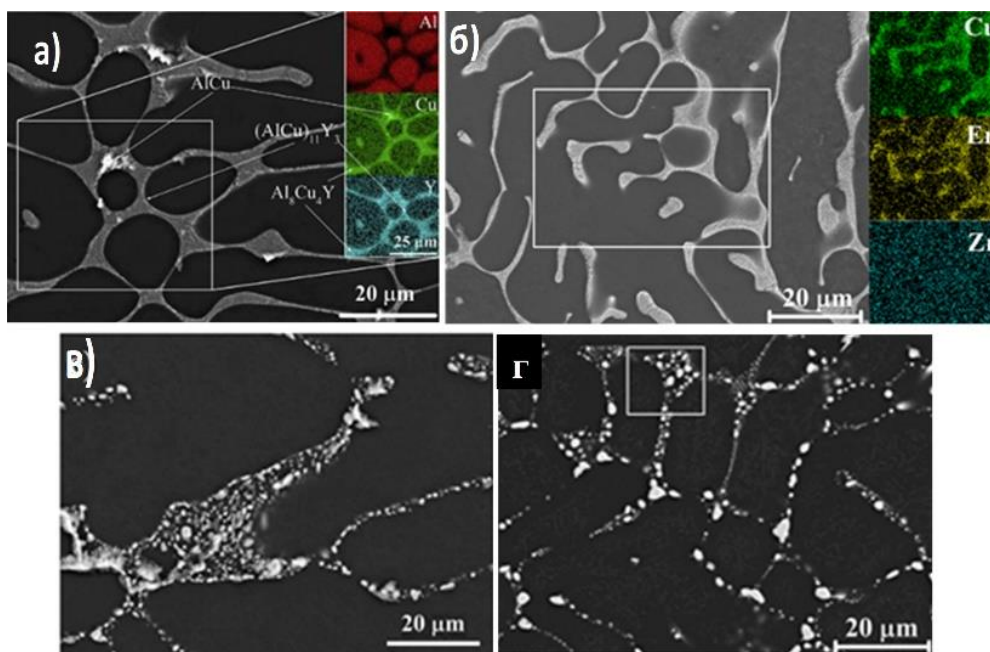


Рис. 7. Микроструктура Al-Cu-Y-Zr (а,в), Al-Cu-Er-Zr (б,г) (СЭМ). (а,б) – литое состояние, (в,г) – гомогенизация при 590°С, 3 ч для сплава Al-Cu-Y-Zr и при 605°С, 1 ч для сплава Al-Cu-Er-Zr

После прокатки образцы отжигали при различных температурах в течение 1ч. Кривые изменения твердости в зависимости от температуры отжига представлены на рис.

9а,б. Данные для сплава без Zr показаны на рис. 9 для сравнения. Отжиг сплавов Al-Cu-Y-Zr и Al-Cu-Er-Zr при 350°C или выше привел к рекристаллизации (микроструктура на рис. 9а,б). Уровень твердости сплава Al-Cu-Y-Zr и Al-Cu-Y-Zr на 5-10 HV выше, чем у сплава без Zr при всех температурах отжига.

После отжига сплава Al-Cu-Y-Zr при 150 и 180°C в течение 6 ч небольшое снижение твердости на 10–16 HV наблюдалось в сплаве с Zr, в то время как в сплаве без Zr - на 20–30 HV (рис. 9в), а для сплава Al-Cu-Er-Zr твердость на 6–12 HV выше, чем твердость сплава без Zr (рис. 9г). Таким образом, разупрочнение значительно ниже в сплавах Al-Cu-Y-Zr и Al-Cu-Er-Zr по сравнению с аналогичными сплавами без Zr. Меньшее разупрочнение в Zr-содержащих сплавах можно объяснить образованием дисперсоидов  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Er})$ .

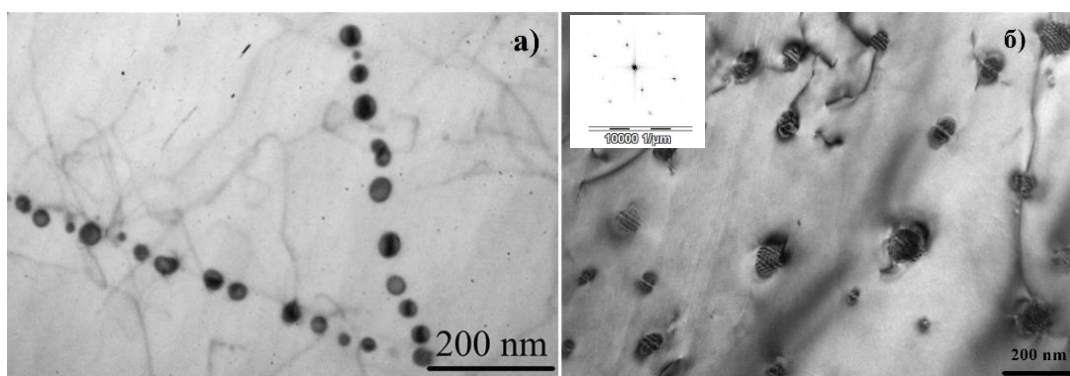


Рис. 8. Микроструктура Al-Cu-Y-Zr (а) после гомогенизации при 590°C в течение 3 часов и Al-Cu-Er-Zr(б) после гомогенизации при 605 °C в течение 1 часа (ПЭМ)

Сплав Al-Cu-Y-Zr показал предел текучести 303–292 МПа, предел прочности при растяжении 328–320 МПа при относительном удлинении 5,0–5,3%. В деформированном состоянии сплав Al-Cu-Er-Zr имеет предел текучести 298 МПа, а относительное удлинение - 3,5%. Предел текучести снизился незначительно до 291-296 МПа после отжига при 100°C, а относительное удлинение увеличилось до 5,1–5,7%. Повышение температуры отжига со 100°C до 150°C привело к снижению предела текучести с 290 до 270 МПа.

На рис. 10 представлена **микроструктура и фазовый состав сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr (C7 и C8)** в литом и термообработанном состояниях. В литой структуре сплава Al-Cu-Y-Mn-Zr (СЭМ и рентгенограмма) помимо алюминиевого твердого раствора (Al) присутствует дисперсная эвтектика ((Al)+ $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ ), фазы  $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}_3$  и AlCu, расположенные на границах дендритных ячеек (Al). Так же согласно результатам рентгеновского анализа в сплаве присутствует небольшое количество фазы  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (рис. 10а,г). В сплаве Al-Cu-Er-Mn-Zr были идентифицированы с помощью СЭМ и рентгеноструктурного анализа (Al), фаза  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  в составе дисперсной эвтектики и фаза  $\text{Al}_3\text{Er}$  (рис. 10 д,з).

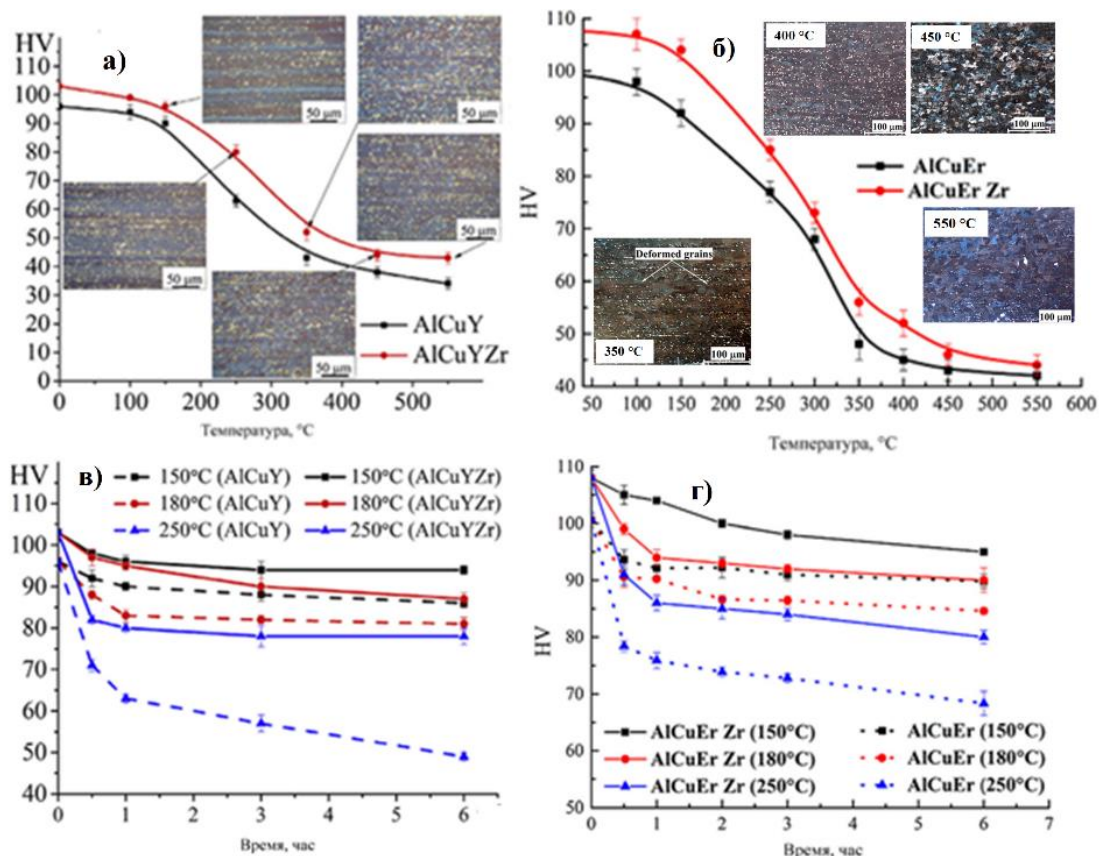


Рис. 9. Зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа (а,б) и времени отжига (в,г) для сплавов Al-Cu-Y-Zr/ Al-Cu-Y (а,в) и Al-Cu-Er-Zr/ Al-Cu-Er (б,г)

Согласно распределению легирующих элементов между фазами (белый прямоугольник на изображении СЭМ) в сплавах Al-Cu-Y-Mn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr выявлена четверная фаза обогащенная медью, марганцем и иттрием/ эрбием (рис. 10а, д), а на рентгенограмме (рис. 10г,з) присутствует несколько неидентифицированных пиков обозначенных знаком «?». Точечный анализ в СЭМ показывает, что атомное соотношение Cu/Mn/(Y,Er) в этой фазе равно 4/2/1. Химические соединения  $Al_{25}Cu_4Mn_2Y$  и  $Al_{25}Cu_4Mn_2Er$  могут соответствовать найденной четверной фазе. Морфология четверной фазы напоминает «китайский шрифт», свойственный эвтектической фазе  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ . На рис. 10 б,в,е,ж представлены микроstructures сплавы Al-Cu-YMn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr после 1 и 3 часов отжига при 605 °C. В процессе гомогенизации перед закалкой при температуре 605 °C происходит фрагментация, сфероидизация и рост частиц эвтектических фаз.

На рис. 11 а,б представлена тонкая структура сплава Al-Cu-Y-Zr-Mn в состаренном при 210 °C после закалки с 605 °C состоянии. В структуре найдено 3 типа выделений. Выделения фаз  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  и  $Al_3(Zr,Y)$  образуются в процессе гомогенизации при температуре 605 °C. Округлые выделения дисперсидов фазы  $Al_3(Zr,Y)$  имеют размер порядка 30-50 нм. Такие же выделения, но несколько меньшего размера, были выявлены в сплаве Al-Cu-Y-Zr после отжига при 590 °C. Фаза  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  имеет размер 200-250 нм в длину и 150-200 нм в ширину. Внутри выделений фазы  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  выявлены двойниковые границы и муаровый эффект, свойственный марганцовистым выделениям в



алюминиевых сплавах. Дискообразные выделения метастабильной фазы  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu) образованные при старении, имеют диаметр 80-200 нм при толщине порядка 5 нм.

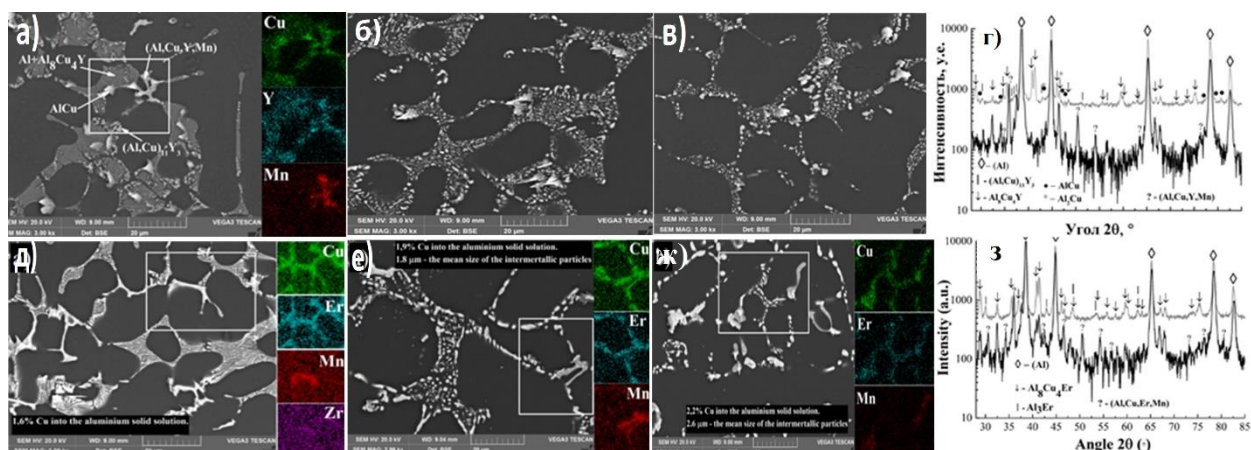


Рис. 10. Микроструктура Al-Cu-Y-Zr-Mn (а,б в), Al-Cu-Er-Zr-Mn (д,е,ж) (СЭМ) и рентгенограмма (серая линия для сплава Al-Cu-Y/Al-Cu-Er, черная линия для сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr (г,з). (а,д) – литое состояние, (б,е) – отжиг 1 ч, (в,ж) – 3 ч

На рис. 11 в,г показана тонкая структура гомогенизированного при 605°C в течение 3 ч и состаренного при 210 ° C в течение 5 ч сплава Al-Cu-Er-Zr-Mn. Два типа фаз Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> и Al<sub>3</sub>(Zr,Er) были образованы в процессе гомогенизирующего отжига при 605°C и диски  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu) во время старения при 210°C. Частицы фазы Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> имеют длину 100-250 нм и ширину 70-120 нм. Средний диаметр выделений фазы Al<sub>3</sub>(Zr,Er) составляет 35 нм. Соотношение Zr/Er в фазе Al<sub>3</sub>(Zr,Er) составляет около 1/1 в соответствии с точечным анализом EDX. Выделения метастабильной  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu) толщиной 5 нм и диаметром 100-200 нм образованы в основном около выделений фазы Al<sub>3</sub>(Zr,Er) (рис.10 в,г). Изображение ПЭМ высокого разрешения на рис. 10 г демонстрирует фазы  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu) и Al<sub>3</sub>(Zr,Er).

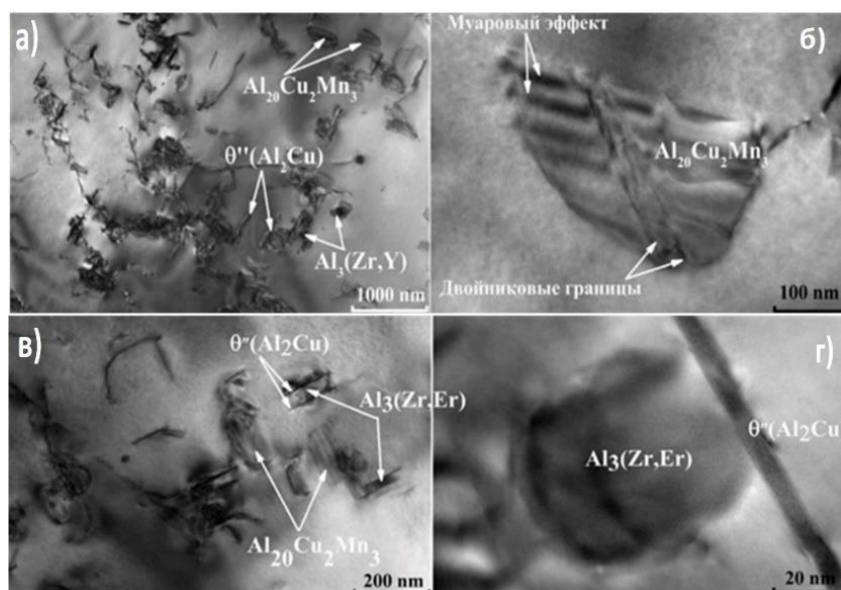


Рис. 11. Микроструктура сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr(а,б) и Al-Cu-Er-Mn-Zr(в,г) после 3 часов гомогенизации при 605°C, закалки и 5 часов старения при 210°C (ПЭМ)



Слиток сплавов Al-Cu-Er-Mn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr после закалки с 605°C с 3-х часовой гомогенизацией, прокатывали до толщины 1 мм и отжигали при различных температурах. На рис. 12 представлены зависимости твердости HV от температуры и времени отжига. При отжиге могут происходить два процесса: разупрочнение и упрочнение. Разупрочнение при низкой температуре после прокатки происходит за счет уменьшения плотности дислокаций и образования субструктуры с малоугловыми границами. Дисперсные частицы фаз  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})/\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Er})$  и  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  замедляют разупрочнение. Упрочнение происходит из-за процессов старения и зарождения метастабильных выделений  $\theta''(\text{Al}_2\text{Cu})$ . Пик HV был обнаружен после 1-часового отжига при 150°C (рис. 12в,г). Упрочнение за счет выделения  $\theta''(\text{Al}_2\text{Cu})$  оказывает большее влияние на твердость материалов, чем процессы возврата и полигонизации при 150 °C. Температура рекристаллизации сплава находится в диапазоне 350-400 °C. Некристаллизованная зеренная структура выявлена после 1 ч отжига при 350 °C (вставленное изображение на рис. 12а,б). Можно отметить, что добавка марганца позволяет сохранить существенно более высокий уровень твердости в сплавах Al-Cu-Y-Mn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr при температурах отжига вплоть до 550°C. Рекристаллизация начинается в интервале температур 350-400°C (рис. 12а,б). При 400°C наблюдается частично рекристаллизованная структура, для сравнения в сплаве Al-Cu-Y-Zr/Al-Cu-Er-Zr без добавки марганца после отжига при 350 °C структура была полностью рекристаллизована.

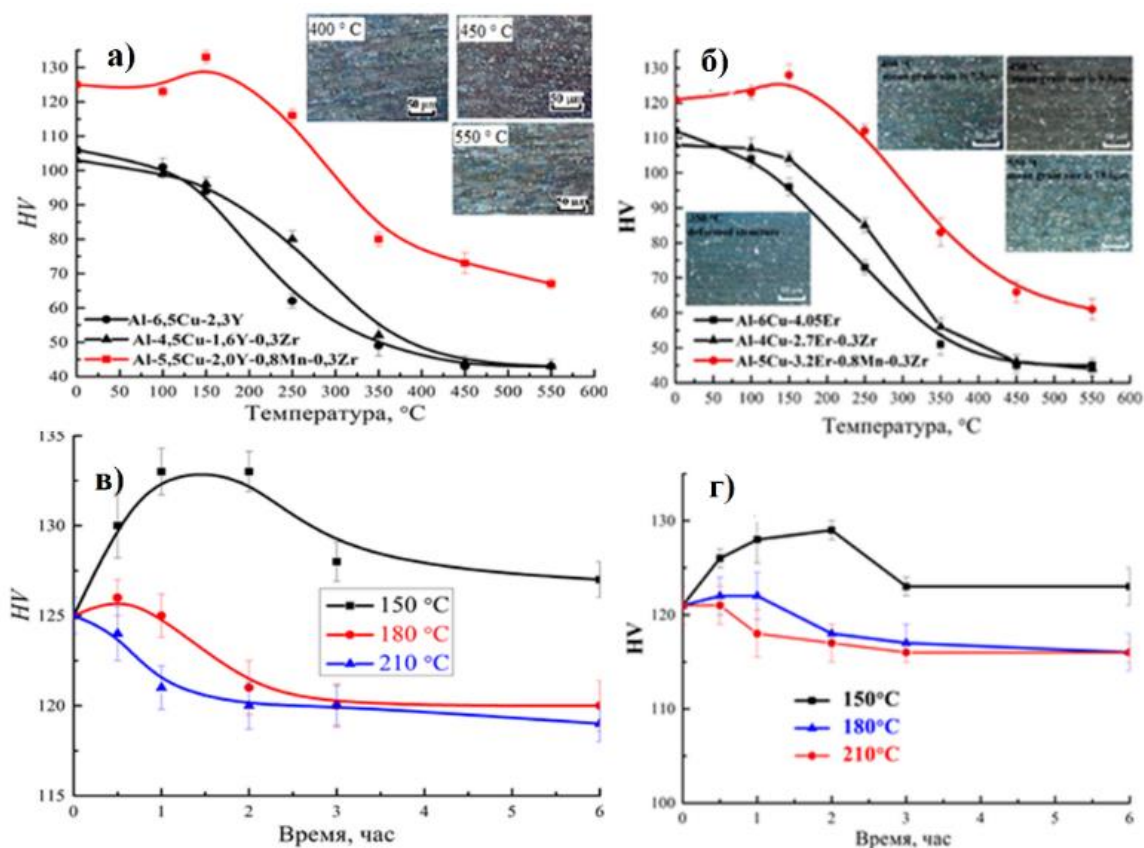


Рис. 12. Зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа (а,б) и времени отжига (в,г) для сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr/ Al-Cu-Y/ Al-Cu-Y-Zr (а,в) и Al-Cu-Er-Mn-Zr/ Al-Cu-Er/ Al-Cu-Er-Zr (б,г)

В деформированном состоянии сплава Al-Cu-Y-Zr-Mn условный предел текучести составляет 346 МПа при удлинении 2,4%. В процессе отжига при 150°C происходит незначительное снижение  $\sigma_{0,2}$  менее чем на 15 МПа, а удлинение при этом возрастает более чем вдвое. При увеличении температуры отжига до 210°C предел текучести снижается до 308-313 МПа. Предел текучести сплава Al-Cu-Er-Zr-Mn в деформированном состоянии составляет 344 МПа. Увеличение температуры отжига со 150 до 210°C приводит к снижению предела текучести с 320-332 МПа до 290-298 МПа. При этом стоит отметить, что при увеличении времени отжига до 10 ч предел текучести практически не изменяется. Для сравнения сплав Al-Cu-Er-Zr без марганца имеет предел текучести 268-274 МПа после отжига при 150 °C.

Для сравнения сплав без марганца Al-Cu-Y-Zr имеет  $\sigma_{0,2}$ =270 МПа после отжига при 150°C. Согласно ГОСТ 21631-76 в листах из сплава Д16 системы Al-Cu-Mg предел текучести составляет 230-360 МПа. А в отожженных магналиях условный предел текучести составляет 260-409 МПа.

Рис. 13 иллюстрирует зеренную структуру слитков литейных сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr-Fe-Si-Ti-Mg (AlCuYMg1) и Al-Cu-Er-Mn-Zr-Fe-Si-Ti-Mg (AlCuErMg1) (С9 и С10). Модифицированные титаном сплавы имеют меньший размер зерна в сравнение со сплавами без добавок. Так, в сплаве Al-Cu-Y-Zr размер зерна составляет примерно 190 мкм, а в сплаве AlCuYMg1 - 40 мкм. В сплаве же с эрбием AlCuErMg1 размер зерна еще меньше и составляет 25 мкм, что подтверждает эффективную модифицирующую способность добавки эрбия.

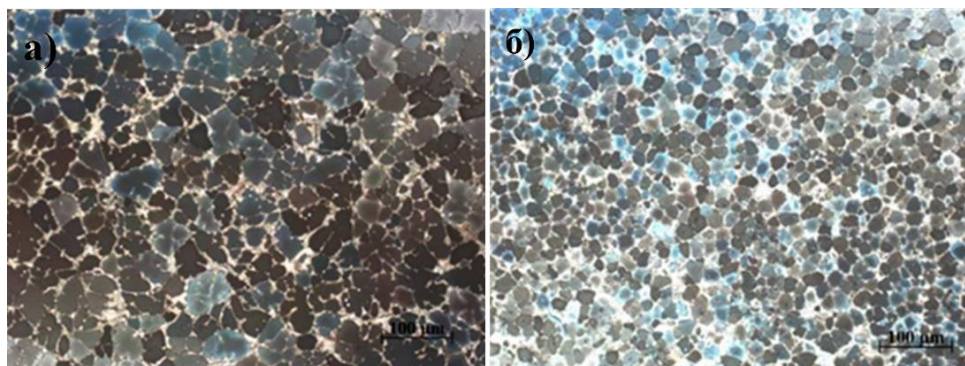


Рис. 13. Зеренная структура слитков сплавов AlCuYMg1 (а) и AlCuErMg1 (б) (СМ)

Согласно анализу фазового состава в СЭМ (рисунок 13) в слитках сплавов присутствуют фазы  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$ , AlCu,  $Al_8Cu_4Er$  и  $Al_3Er$ , а также четверные фазы  $(Al,Cu,Y,Mn)$  и  $(Al,Cu,Er,Mn)$  идентифицированные как  $Al_{25}Cu_4Mn_2Er$  и  $Al_{25}Cu_4Mn_2Y$ . Железо растворяется в фазах кристаллизационного происхождения (карты распределения легирующих элементов на рисунке 14). Кремний с магнием образуют фазу, которая по морфологии и контрасту соответствует  $Mg_2Si$ .

Показатель горячеломкости (ПГ) исследуемых сплавов по карандашной пробе составляет 12-14 мм. При заливке в кокиль при комнатной температуре трещины обнаруживали на диаметрах рабочей части 10 и 12 мм, при заливке в кокиль предварительно подогретый до 250°C – только на образцах диаметром 10 мм. Близкий

уровень литейных свойств имеют медистые силумины. Интервал кристаллизации исследуемых сплавов составляет примерно 50°C. Добавка магния снижает температуру солидуса до 585°C, что примерно на 40°C ниже чем в сплавах без него.

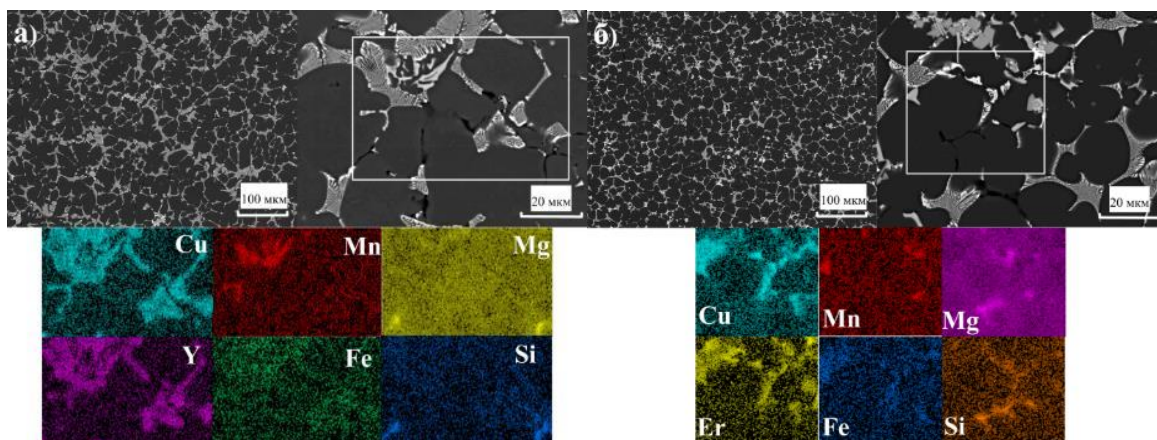
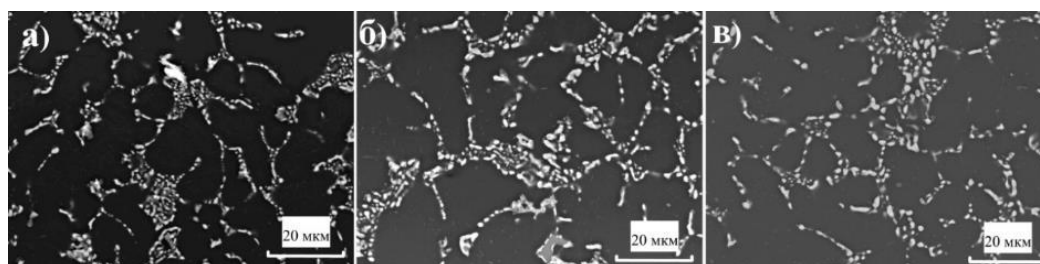


Рис. 14. Микроструктура слитков и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) в сплавах AlCuYMg1 (а) и AlCuErMg1 (б) (СЭМ)

Слитки сплавов отжигали при температуре 575°C (на 10°C ниже солидуса) перед закалкой в течение 1,3 и 6 часов (рис. 15). В литом состоянии концентрация меди в твердом растворе составляет 1,1%, магния – 0,6%, циркония, иттрия и эрбия – по 0,2-0,3%, марганца – 0,8%. В процессе гомогенизационного отжига перед закалкой происходит растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения. Фаза  $Mg_2Si$  практически полностью растворяется после 1 часа отжига. Полное насыщение твердого раствора медью и магнием происходит после 3 часов отжига, а после 6 часов состав твердого раствора не изменяется. В результате после трех часов гомогенизации в твердом растворе находится примерно 2,1-2,2%Cu и 1-1,1%Mg, концентрация остальных легирующих элементов не изменяется. В процессе отжига так же происходит фрагментация и сфероидизация фаз кристаллизационного происхождения. При этом увеличение времени отжига с 1 до 6 часов не приводит к существенному росту частиц. Параллельно с процессами гомогенизации происходят процессы гетерогенизации, которые подробно рассмотрены ранее. В теле зерна на изображениях микроструктур можно увидеть дисперсные светлые включения диспесоидов.





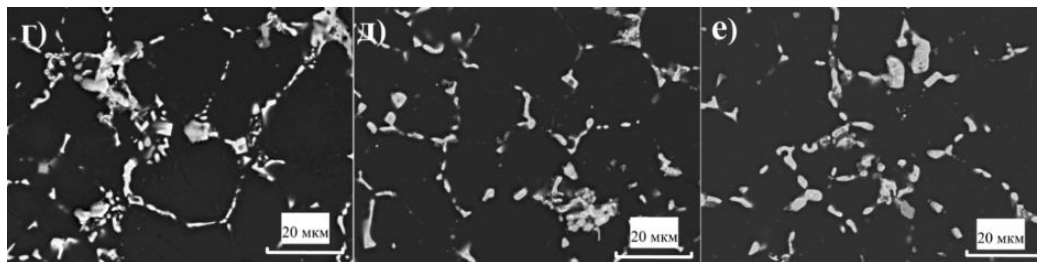


Рис. 15. Микроструктуры сплавов AlCuYMg (а-в) и AlCuErMg (г-е) после отжига при 575°C в течение 1 (а,г), 3 (б,д) и 6 (в,е) часов (СЭМ)

После трех часов гомогенизации при 575°C сплавы были закалены и состарены при 150, 180 и 210°C. Зависимости твердости от времени старения представлены на рис. 16. Вне зависимости от температуры старения сплавы показывают существенный упрочняющий эффект – твердость увеличивается с 80-85HV до 120-133HV. Несколько больший упрочняющий эффект происходит после старения при 210°C. Упрочнение в процессе старения происходит за счет выделения метастабильных выделений фазы S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). Твердый раствор в исследуемых сплавах по меди и магнию близок к твердому раствору в жаропрочном деформируемом сплаве АК4-1, упрочнение при старении в котором происходит за счет метастабильных выделений фазы S.

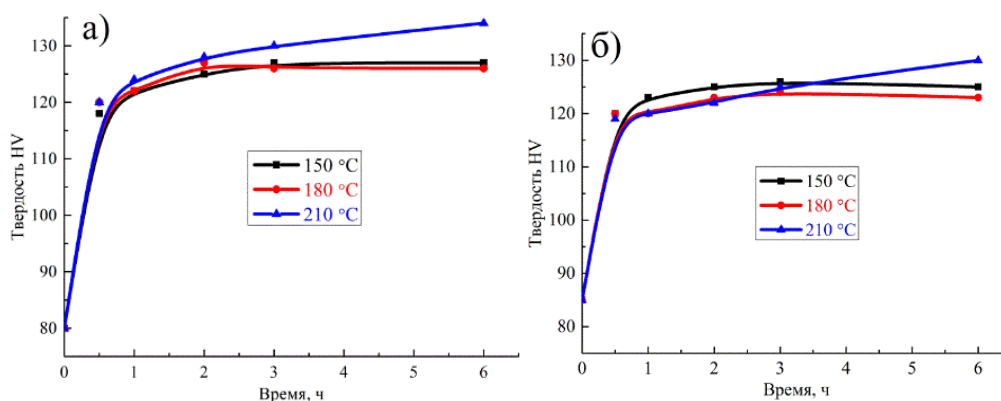


Рис. 16. Зависимости твердости HV от времени старения сплавов AlCuYMg1 (а) и AlCuErMg1 (б)

После старения, обеспечивающего максимальную твердость при 210°C в течение 6 часов, были определены характеристики механических свойств по результатам испытаний на растяжение (таблица 3), сжатие (таблица 4) при комнатной и повышенных температурах. Оба сплава имеют предел текучести на растяжение при комнатной температуре равный 303-306 МПа при удлинении 0,4%. При повышении температуры испытания до 200 и 250°C предел текучести снижается до 246-250 и 208-215 МПа, а удлинение возрастает до 3 и 4-5,5% соответственно. Для сравнения стандартный литейный алюминиевый сплав АМ5 имеет примерно такой же предел прочности 314-333 МПа, большее относительное удлинение 2-8% и показатель горячеломкости по карандашной пробе более 16 мм.

Таблица 3. Характеристики механических свойств по результатам испытаний на растяжение

| Сплав          | 20°C                 |                  |              | 200°C                |                  |              | 250°C                |                  |              |
|----------------|----------------------|------------------|--------------|----------------------|------------------|--------------|----------------------|------------------|--------------|
|                | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % |
| AlCuYMg1(C9)   | 306±1                | 322±2            | 0.4±0.1      | 250±8                | 280±20           | 3±1          | 215±5                | 244±3            | 5,5±1,5      |
| AlCuErMg1(C10) | 303±2                | 319±4            | 0.4±0.1      | 246±8                | 275±15           | 3.5±1.5      | 208±4                | 235±5            | 4±2          |

Предел текучести на сжатие при повышенных температурах (таблица 4) достаточно хорошо коррелирует с пределом текучести на растяжение (таблица 3). Предел текучести на сжатие при 300°C составляет 151-160 МПа, в то время как для большинства алюминиевых сплавов при повышении температуры выше 250°C предел текучести снижается ниже 100 МПа. Для сравнения жаропрочные композиционные материалы на основе сплава Al-5Cu-0,8Mn, армированные карбидом бора имеют меньший предел текучести на сжатие при 250°C равный 160 МПа.

Таблица 4. Предел текучести на сжатие при повышенных температурах

| Сплав           | 200°C  | 250°C  | 300°C |
|-----------------|--------|--------|-------|
| AlCuYMg1 (C9)   | 237±12 | 223±13 | 151±7 |
| AlCuErMg1 (C10) | 243±8  | 197±10 | 160±8 |

Предел длительной прочности  $\sigma_{100}^{250}$  составляет 117-118 МПа. Для сравнения для сплава 201.0 на основе системы Al-Cu-Mg предел 100-часовой прочности при 260°C составляет 95 МПа. Высокую жаропрочность обеспечивают достаточно легированный твердый раствор, наличие упрочняющих дисперсоидов фаз  $Al_3(Zr,Er)$ ,  $Al_3(Zr,Y)$ ,  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  и фаз кристаллизационного происхождения  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$ ,  $(Al,Cu,Y,Mn)$  и  $Al_8Cu_4Er$ ,  $Al_3Er$ ,  $(Al,Cu,Er,Mn)$  в сплавах AlCuYMg1 и AlCuErMg1 соответственно.

Микроструктура деформируемых сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr-Fe-Si-Ti-Mg (AlCuYMg2) и Al-Cu-Er-Mn-Zr-Fe-Si-Ti-Mg (AlCuErMg2) (C11 и C12) в литом состоянии не сильно отличается от литейных аналогов сплавов AlCuYMg1 (C9) и AlCuErMg1 (C10). Снижение концентрации основных легирующих элементов не сказалось на фазовом составе сплавов. Микроструктура представлена алюминиевым твердым раствором, дисперсной эвтектикой, а так же интерметаллидами, образованными добавками, марганца, магния, кремния и меди. Железо не образует типичных для алюминиевых сплавов фаз. Снижение концентрации основного модификатора титана до 0,1% привело к формированию зерна размером 80-100 мкм в обоих сплавах. Сплавы имеют узкий интервал кристаллизации 47-49°C, что обеспечивает высокую технологичность при литье.

Слитки сплавов отжигали при температуре 575°C перед закалкой в течение 3 часов. Растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения приводит к тому, что концентрация меди в твердом растворе увеличивается до 2,1-2,2%, магния – до 0,9-1,0%. В процессе отжига происходит фрагментация и сфероидизация фаз кристаллизационного происхождения, которые частично дробятся и вытягиваются в



направлении деформации в ходе прокатки (рис. 17). В результате их размер составляет 1-5 мкм. Совместно с процессами гомогенизации происходит выделение из пересыщенного цирконием, иттрием, эрбием и марганцем твердого раствора дисперсоидов фаз  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Er})$ ,  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  и  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ . В алюминиевом твердом растворе на изображениях микроструктур, полученных с помощью в СЭМ, на рис. 17 видны дисперсные светлые включения, которые соответствуют этим фазам.

Деформированные листы отжигали при температурах 100-550°C для определения температурного интервала рекристаллизации (рис. 18 а,б). В обоих сплавах отжиг при температурах ниже 350°C сохраняет нерекристаллизованную структуру. При этом твердость сначала (при температуре ниже 150°C) незначительно возрастает, а затем снижается. Рост твердости скорее всего связан с прохождением старения. Аналогичный эффект отмечен в сплавах тех же систем без магния. Разупрочнение происходит за счет прохождения процессов полигонизации, а рекристаллизованные зерна отмечены после отжига при 400°C (вставки на рис. 18). При этом размер рекристаллизованного зерна в обоих сплавах составляет 6-8 мкм. Увеличение температуры отжига до 550°C приводит к росту зерна до 10-12 мкм. При этом твердость не изменяется и составляет 65-68HV.

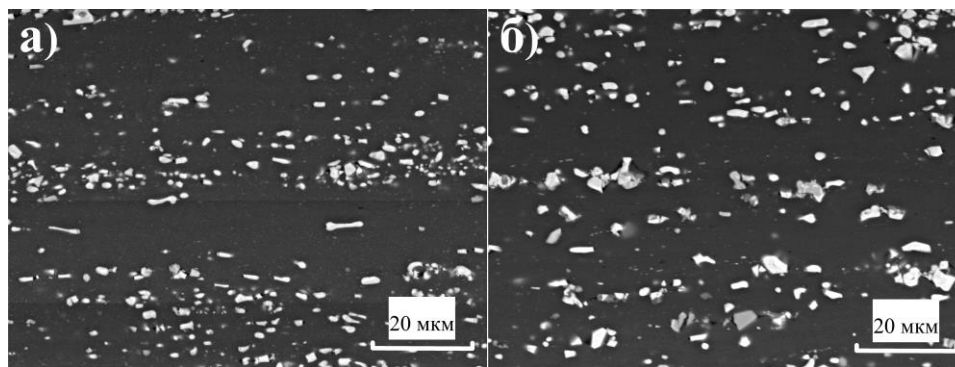


Рис. 17. Микроструктура сплавов  $\text{AlCuYMg}_2$  (а) и  $\text{AlCuErMg}_2$  (б) после прокатки (СЭМ)

Зависимости твердости деформированных сплавов от времени отжига при низких температурах представлены на рис. 18. Как и было отмечено ранее, при температурах около 150°C в течение первых часов отжига происходит небольшое упрочнение. При увеличении температуры до 180°C после одного часа наблюдается разупрочнение, связанное с прохождением полигонизации. В процессе отжига при 210°C твердость снижается через три часа и не изменяется при увеличении времени выдержки до 6 часов. В данном случае проходит два противоположных процесса: упрочнение, связанное со старением, и разупрочнение, определяемое возвратом и полигонизацией.

В таблице 5 приведены результаты испытаний на растяжение сплавов в деформированном и отожженном состояниях. Предел текучести обоих сплавов в деформированном состоянии составил 380-390 МПа, а относительное удлинение 1,8-2,4%. При этом рост предела текучести в процессе отжига при 150°C отмечен только в сплаве  $\text{AlCuYMg}_2$ . После 6 часов отжига предел текучести увеличился с 380 до 405 МПа, при этом пластичность также выросла с 1,8 до 4,5%. Твердость и предел текучести при испытаниях на растяжение показывают разную чувствительность к структурным

изменениям. Аналогичный эффект отмечен в сплавах близкого состава без магния. Увеличение температуры отжига до 210°C приводит к снижению предела текучести до примерно 300 МПа, а удлинение при этом остается на невысоком уровне.

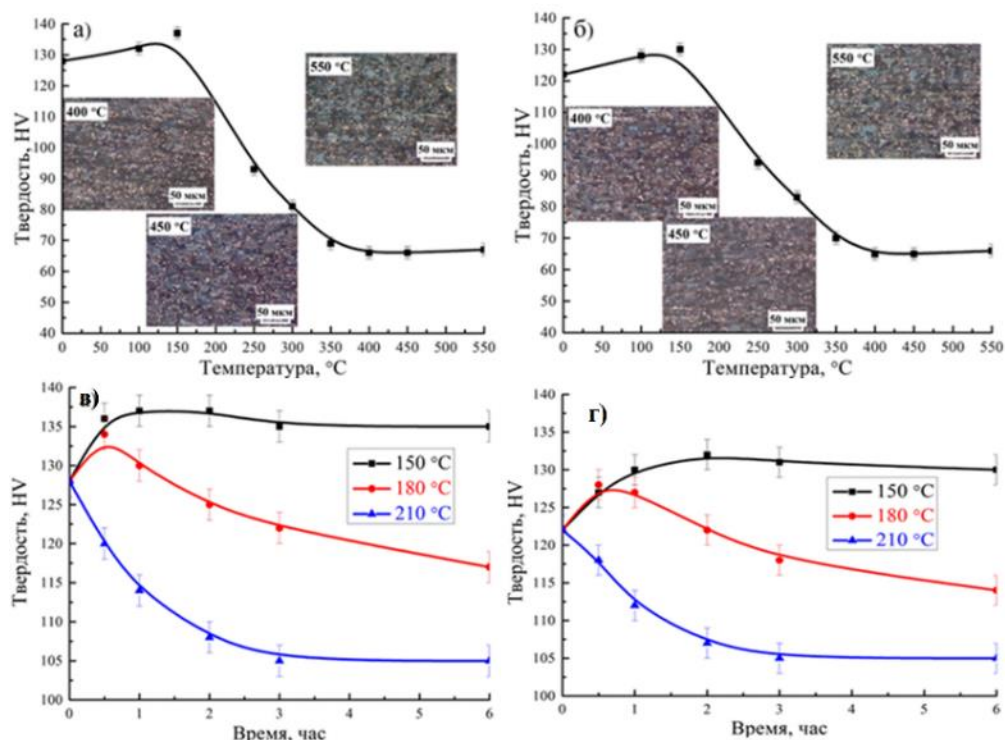


Рис. 18. Зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа (а,б) и времени отжига (в,г) для сплавов AlCuYMg2 (а,в) и AlCuErMg2 (б,г)

Таблица 5. Характеристики механических свойств при растяжении сплавов в деформированном и отожженном состояниях

| Состояние                       | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % |
|---------------------------------|----------------------|------------------|--------------|
| <b>AlCuYMg2 (C11)</b>           |                      |                  |              |
| Деформированное                 | 380±4                | 381±5            | 1.8±0.5      |
| Отжиг 150°C, 1 час              | 390±5                | 422±3            | 4.8±0.4      |
| Отжиг 150°C, 6 часов            | 405±3                | 432±1            | 4.5±1.2      |
| Отжиг 210°C, 0.5 часа           | 325±4                | 358±4            | 1.5±0.5      |
| Отжиг 210°C, 2 часа             | 303±2                | 330±4            | 4.4±0.8      |
| <b>AlCuErMg2 (C12)</b>          |                      |                  |              |
| Деформированное                 | 391±8                | 401±10           | 2.4±0.8      |
| Отжиг 150°C, 1 час              | 370±3                | 405±2            | 4.2±0.2      |
| Отжиг 150°C, 6 часов            | 376±4                | 409±7            | 4.5±1.2      |
| Отжиг 210°C, 0.5 часа           | 320±1                | 345±4            | 2.7±0.5      |
| Отжиг 210°C, 2 часа             | 295±5                | 327±2            | 5±1          |
| <b>Д16</b>                      |                      |                  |              |
| Отожженный лист (ГОСТ 21631-76) | 230-360              | 365-475          | 8-13         |
| Пруток (ГОСТ Р-51834-2001)      | 325-345              | 450-470          | 8-10         |
| <b>АК4-1</b>                    |                      |                  |              |
| Пруток (ГОСТ Р-51834-2001)      | 335                  | 390              | 6            |

После прокатки сплавы закаливали с 575°C с выдержкой 15 минут и старили при 150, 180 и 210°C. На рис.19 представлены зависимости твердости HV от времени старения листов после закалки. Наблюдаются зависимости качественно аналогичные тем, что получены при старении литейных аналогов (сплавы С9, С10). Твердость увеличивается в процессе старения с 64-66HV до 105-115HV. Созданная в сплавах рекристаллизованная структура (вставки на рис. 19) позволяет существенно повысить пластичность сплавов. По

результатам испытаний на растяжение относительное удлинение после старения при 210°C в течение 3 часов составляет 11,3-14,5% (Таблица 6). При этом предел текучести составил 264-266 МПа, а предел прочности 356-365 МПа. Для сравнения деформируемый сплав Д16 в нагартованном и отожженном состоянии в виде листов имеет предел текучести 230-360 МПа, предел прочности 365-475 МПа, относительное удлинение 8-13%, а в виде прутков - предел текучести 325-345 МПа, предел прочности 450-470 МПа, относительное удлинение 8-10%. Рекристаллизованные прутки имеют предел текучести 265 МПа, предел прочности 410 МПа при относительном удлинении 12%. Отметим, что технологичность при литье у сплава Д16 существенно ниже, чем у исследуемых композиций. Деформируемый сплав АК4-1 с повышенной жаропрочностью в виде прутков имеет предел текучести 335 МПа, предел прочности 390 МПа при относительном удлинении 6%. Таким образом, новые деформируемые сплавы на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er могут составлять конкуренцию существующим промышленным сплавам.

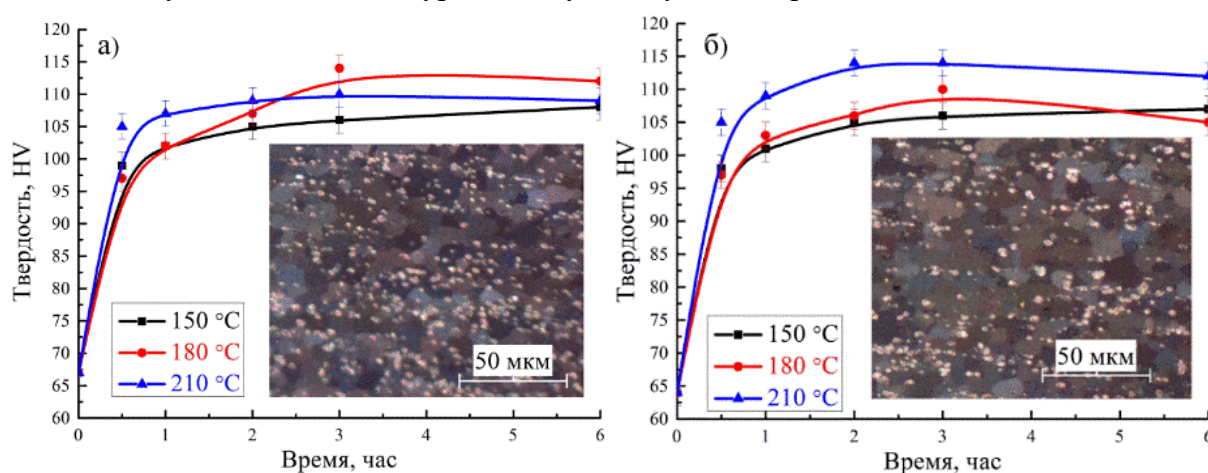


Рис. 19. Зависимости твердости НВ от времени старения листов после закалки с 575°C с выдержкой 15 минут для сплавов AlCuYMg2 (а) и AlCuErMg2 (б)

Таблица 6. Характеристики механических свойств при растяжении сплавов после прокатки и последующих закалки с 575°C с выдержкой 15 минут и старения при 210°C в течение 3 часов

| Сплав                                                | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % |
|------------------------------------------------------|----------------------|------------------|--------------|
| AlCuYMg2                                             | 266±2                | 365±1            | 14.5±0.5     |
| AlCuErMg2                                            | 264±2                | 356±1            | 11.3±1.5     |
| Д16 (рекристаллизованный пруток (ГОСТ Р-51834-2001)) | 265                  | 410              | 12           |

В главе 5 представлены результаты определения характеристик эксплуатационных свойств, таких как показатель горячеломкости (ПГ), плотность, коэффициент термического расширения (КТР), удлинение в условиях сверхпластической деформации, структурные изменения при обработке лазером и коррозионная стойкость. Данные сведены в таблице 7.

Тройные сплавы систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er с атомным соотношением меди к иттрию или эрбию равным 4 имеют очень узкий интервал кристаллизации. К примеру, рассмотренные в работе тройные сплавы имеют интервал кристаллизации равный 20°C. В

результате их ПГ очень низок, составляет всего 10 мм, что соответствует литейным свойства силумина АК7пч. Однако тройные сплавы не отличаются высокими характеристиками механических свойств. Дополнительное легирование позволяет существенно повысить уровень свойств. А ощутимый эффект от закалки и старения отмечается только при легировании магнием. Однако легирование магнием сильно снижает солидус сплава, расширяя интервал кристаллизации до 47-49°C и снижая технологичность при литье. Но при этом ПГ=12-14 мм новых сплавов с магнием находится на уровне промышленных медистых силуминов типа АК8МЗч.

После закалки и старения средний КТР литейных сплавов AlCuYMg1 и AlCuErMg1 составляет 22,7 и  $21,5 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  в интервале температур 20-100°C и 23,9 и  $22,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  в интервале температур 20-200°C соответственно.

В деформируемых сплавах AlCuYMg2 и AlCuErMg2 при растяжении в условиях сверхпластичности при 575°C со скоростью  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  удлинение достигает почти 500%. При увеличении скорости до  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  удлинение составляет около 250%.

Для оценки возможного применения сплавов в аддитивном производстве проведена лазерная обработка литейных сплавов AlCuYMg1 и AlCuErMg1. Зона лазерного воздействия представлена достаточно однородной структурой без трещин кристаллизационного происхождения. В переходных зонах отмечена газовая пористость. Размер фаз кристаллизационного происхождения менее 200 нм. Последующая гомогенизация перед закалкой приводит к фрагментации и незначительному росту частиц максимум до 500 нм при среднем размере 200 нм.

Известно, что алюминиевомедные сплавы склонны к коррозии. В данной работе проведена упрощенная оценка коррозионной стойкости по определению общей коррозионной стойкости в искусственной морской воде. После испытания предел текучести сплавов AlCuYMg1 и AlCuYMg2 снизился с 388 и 405 до 385 и 374 МПа, а относительное удлинение с 2 и 4,5 до 1,8 и 3,1% соответственно. В сплавах с эрбием предел текучести снизился на 11-31 МПа, а относительное удлинение 1,4-1,8%.

Таблица 7. Некоторые свойства новых сплавов

| Сплав           | ПГ, мм | Плотность, г/см <sup>3</sup> | КТР в интервале 20-100°C, $10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ | Удлинение при 575°C со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ | Процент снижения $\sigma_{0,2}$ после прокатки, отжига и коррозионных испытаний |
|-----------------|--------|------------------------------|-------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------|
| AlCuYMg1 (C9)   | 12-14  | 2,81                         | 22,7                                                              | -                                                                  | 0,7                                                                             |
| AlCuErMg1 (C10) | 12-14  | 2,89                         | 21,5                                                              | -                                                                  | 7                                                                               |
| AlCuYMg2 (C11)  | 12-14  | 2,81                         | 22,0                                                              | 500                                                                | 7                                                                               |
| AlCuErMg2 (C12) | 12-14  | 2,86                         | 20,7                                                              |                                                                    | 3                                                                               |

## Выводы по работе

1) Тройные квазибинарные сплавы систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er с атомным соотношением Cu/Y и Cu/Er равным 4:1 имеют узкий интервал кристаллизации, структуру, состоящую из (Al) и дисперсной эвтектики с интерметаллидами фаз  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ ,  $(\text{Al,Cu})_{11}\text{Y}_3$ ,  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ ,  $\text{Al}_3\text{Er}$ , демонстрирующую высокую стабильность к коагуляции в процессе высокотемпературной гомогенизации. Размер интерметаллидных фаз после гомогенизации при 590-605°C составляет 1,2-1,9 мкм, после 3 часов выдержки, а содержание меди в (Al) при этом – 1,8-2,3%. В отожженном при 100-150°C после прокатки состоянии сплавы имеют предел текучести на растяжение 254-282 МПа при небольшой пластичности в 1,6-4,4%.

2) В тройных сплавах в присутствии примесей 0,15%Fe и 0,15%Si на фоне фрагментированной компактной эвтектики выделяются вытянутые иглообразные включения фаз  $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$  толщиной 0,2-1 мкм и длиной 1-4 мкм в количестве не более 0,6%, и  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  игольчатой формы длиной до 15 мкм не изменяющие своей морфологии в процессе гомогенизации. Примесь железа растворяется в фазах кристаллизационного происхождения  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$  и  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ , в количестве около 1%, не изменяя их морфологии. Сплавы с примесями имеют на 10-30 МПа больший предел текучести. В целом наличие постоянных для алюминия примесей железа и кремния не оказывает негативного влияния на характеристики механических свойств.

3) Добавка 0,3%Zr, совместно с имеющимися иттрием или эрбием в сплавах Al-Cu-Y и Al-Cu-Er, обеспечивает упрочнение за счет образования  $\text{L}_{12}$  дисперсоидов фаз  $\text{Al}_3(\text{Zr,Y})$  и  $\text{Al}_3(\text{Er,Zr})$  в процессе высокотемпературной гомогенизации. При этом когерентные матрице частицы фазы  $\text{Al}_3(\text{Zr,Y})$  имеют размер 19 нм после 3 часов гомогенизации при 590°C, а фазы  $\text{Al}_3(\text{Er,Zr})$  – 37 нм после гомогенизации при 605°C в течение 1 часа. При этом  $\text{L}_{12}$  дисперсоиды однородно распределены внутри алюминиевой матрицы и образуют строчки, что свидетельствует о двух механизмах зародышеобразования – гомогенном и гетерогенном. В отожженном при 100-150°C после прокатки состоянии сплавы имеют предел текучести на растяжение 241-292 МПа при относительном удлинении в 4,3-6,3%.

4) Четверные фазы (Al,Cu,Mn,(Er/Y)) с атомным соотношением Cu/Mn/(Er/Y) равным 4/2/1 и возможным составом  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Er}$  и  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Y}$  выявлены в слитках сплавов Al-Cu-Er-Mn-Zr и Al-Cu-Y-Mn-Zr. Фазы имеют компактную разветвленную форму, не изменяющуюся в процессе высокотемпературной гомогенизации при 605°C.

5) В процессе гомогенизации сплавов Al-Cu-Er-Mn-Zr и Al-Cu-Y-Mn-Zr при 605°C перед закалкой параллельно происходит распад пересыщенного марганцем, цирконием, иттрием и эрбием твердого раствора с образованием:

- в сплаве Al-Cu-Y-Mn-Zr дисперсоидов фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  длиной 200-250 нм и шириной 150-200 нм и  $\text{Al}_3(\text{Zr,Y})$  диаметром 30-50 нм;
- в сплаве Al-Cu-Er-Mn-Zr дисперсоидов фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  длиной 100-250 нм и шириной 70-120 нм и  $\text{Al}_3(\text{Zr,Er})$  со средним диаметром 35 нм.



Последующее старение протекает с упрочнением за счет выделения дискообразных выделений фазы  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu) толщиной 5 нм и диаметром 80-200 нм, которые образуются в основном на дисперсоидах фаз Al<sub>3</sub>(Zr,Y) и Al<sub>3</sub>(Zr,Er).

6) По результатам испытаний на одноосное растяжение сплавы Al-Cu-Y-Mn-Zr и Al-Cu-Er-Mn-Zr демонстрирует высокий уровень характеристик механических свойств после отжига прокатанных листов при 150°C:  $\sigma_{0,2}$ =320-334МПа,  $\sigma_b$ =360-375МПа при  $\delta$ =3,2-5,5%.

7) Исследована микроструктура и механические свойства новых жаропрочных литейных алюминиевых сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg и Al-Cu-Er-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg. Модифицирование титаном способствует уменьшению размера зерна со 190 до 40 мкм в сплаве с иттрием, а в сплаве с эрбием размер зерна составляет 25 мкм. ПГ исследуемых сплавов по карандашной пробе составляет 12-14 мм, что сопоставимо с уровнем литейных свойств силуминов с медью и магнием.

8) В закаленном и состаренном состоянии предел текучести на растяжение при комнатной температуре составляет 303-306 МПа при удлинении 0,4%. При повышении температуры испытания до 200 и 250°C предел текучести снижается до 246-250 и 209-215 МПа, а удлинение возрастает до 3 и 4-5,5% соответственно. Предел длительной прочности  $\sigma_{100}^{250}$  составляет 117-118 МПа. Высокую жаропрочность новым сплавам обеспечивают легированный медью и магнием твердый раствор, упрочненный продуктами старения и дисперсоидами фаз Al<sub>3</sub>(Zr,Er), Al<sub>3</sub>(Zr,Y), Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> и компактные фазы кристаллизационного происхождения Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y, (Al,Cu)<sub>11</sub>Y<sub>3</sub>, Al<sub>25</sub>Cu<sub>4</sub>Mn<sub>2</sub>Y и Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er Al<sub>3</sub>Er, Al<sub>25</sub>Cu<sub>4</sub>Mn<sub>2</sub>Er размером 1-5 мкм.

9) Исследованы структура и свойства новых деформируемых алюминиевых сплавов Al-Cu-Y-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg и Al-Cu-Er-Mn-Zr-Ti-Fe-Si-Mg с пониженным содержанием легирующих элементов для обеспечения большей технологичности при прокатке. Прокатанные и отожжённые при 150-180°C листы имеют предел текучести 316-405МПа при невысокой пластичности 4,0-6,5%. В закаленном после прокатки и состаренном при 210°C состоянии пластичность существенно возрастает до 11,3-14,5%, предел текучести составляет 264-266 МПа, а предел прочности 356-365 МПа.

10) Новые литейные и деформируемые сплавы на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er, легированные цирконием, марганцем, магнием, титаном, содержащих примеси железа и кремния могут составлять конкуренцию существующим промышленным сплавам по уровню характеристик литейных, механических свойств и физических свойств.

### **Основные результаты работы представлены в публикациях:**

1. A. V. Pozdnyakov, R.Y. Barkov, Z. Sarsenbaev, S.M. Amer, A.S. Prosviryakov, Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of a New Al–Cu–Er Wrought Alloy, *Phys. Met. Metallogr.* 120 (2019) 614–619.
2. A. V. Pozdnyakov, R.Y. Barkov, S.M. Amer, V.S. Levchenko, A.D. Kotov, A. V. Mikhaylovskaya, Microstructure, mechanical properties and superplasticity of the Al–Cu–Y–Zr alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 758 (2019) 28–35.
3. S.M. Amer, R. Yu. Barkov, O.A. Yakovtseva, I.S. Loginova, A. V. Pozdnyakov, Effect of Zr on microstructure and mechanical properties of the Al–Cu–Er alloy, *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*. 36 (2020) 453–459.
4. S.M. Amer, R.Y. Barkov, O.A. Yakovtseva, A. V. Pozdnyakov, Comparative Analysis of Structure and Properties of Quasibinary Al–6.5Cu–2.3Y and Al–6Cu–4.05Er Alloys, *Phys. Met. Metallogr.* 121 (2020) 476–482.
5. S. Amer, O. Yakovtseva, I. Loginova, S. Medvedeva, A. Prosviryakov, A. Bazlov, R. Barkov, A. Pozdnyakov, The Phase Composition and Mechanical Properties of the Novel Precipitation-Strengthening Al–Cu–Er–Mn–Zr Alloy, *Appl. Sci.* 10 (2020) 5345.
6. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A. V Pozdnyakov, Effect of Mn on the Phase Composition and Properties of Al – Cu – Y – Zr Alloy, *Phys. Met. Metallogr.* 121 (2020) 1227–1232.
7. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A. V. Pozdnyakov, Effect of Iron and Silicon Impurities on Phase Composition and Mechanical Properties of Al–6.3Cu–3.2Y Alloy, *Phys. Met. Metallogr.* 121 (2020) 1002–1007
8. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A. V. Pozdnyakov, Effect of Impurities on the Phase Composition and Properties of a Wrought Al–6% Cu–4.05% Er Alloy, *Phys. Met. Metallogr.* 121 (2020) 495–499.
9. S.M. Amer, A. V. Mikhaylovskaya, R.Y. Barkov, A.D. Kotov, A.G. Mochugovskiy, O.A. Yakovtseva, M. V. Glavatskikh, I.S. Loginova, S. V. Medvedeva, A. V. Pozdnyakov, Effect of Homogenization Treatment Regime on Microstructure, Recrystallization Behavior, Mechanical Properties, and Superplasticity of Al–Cu–Er–Zr Alloy, *JOM*. 73 (2021) 3092–3101
10. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A.S. Prosviryakov, A. V. Pozdnyakov, Structure and Properties of New Heat-Resistant Cast Alloys Based on the Al–Cu–Y and Al–Cu–Er Systems, *Phys. Met. Metallogr.* 122 (2021) 908–914.
11. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A.S. Prosviryakov, A. V Pozdnyakov, Structure and Properties of New Wrought Al – Cu – Y- and Al – Cu – Er-Based Alloys, *Phys. Met. Metallogr.* 122 (2021) 915–922.
12. Патент РФ 2749073. Жаропрочные литейные и деформируемые алюминиевые сплавы на основе систем Al–Cu–Y и Al–Cu–Er (варианты). С.М. Амер, Б.Ю. Барков, А.В. Поздняков.