

Исследование структуры и свойств сплавов алюминия с медью, полученных в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава

С. Г. МЕНЬШИКОВА¹, канд. физ.-мат. наук, И. Г. ШИРИНКИНА², канд. техн. наук, И. Г. БРОДОВА², д-р техн. наук, В. И. ЛАДЬЯНОВ¹, д-р физ.-мат. наук, А. А. СУСЛОВ¹

¹ Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия (svetlmensh@mail.ru)

² Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и измерения микротвердости проведено сравнительное исследование структуры и свойств лент сплавов Al – Cu [5, 10 и 30 % (ат.) Cu], полученных в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава, в зависимости от температуры закалки и состава сплава. Ленты всех составов имеют кристаллическую структуру с фазами α -Al и Al₂Cu. Показано влияние термической обработки расплава на морфологию, размер, количество структурных составляющих и микротвердость лент.

Ключевые слова: спиннинг расплава; термическая обработка; микро- и наноструктура; фаза; микротвердость; электронная микроскопия.

ВВЕДЕНИЕ

С развитием техники предъявляются особые требования к эксплуатационным свойствам материалов, в частности сплавам на основе алюминия с медью, которые широко используются в конструкциях воздушного транспорта и наземных конструкциях. Одним из эффективных способов улучшения структуры и свойств сплавов является термическая обработка расплава и его последующее затвердевание [1, 2], в том числе и при больших скоростях охлаждения. Появляются условия для значительного расширения области растворимости, измельчения зерна, формирования метастабильных фаз или аморфного состояния. Исследование жидкой фазы открывает возможности управления формированием структур на микроуровнях [3, 4]. При исследовании структурного состояния жидкой фазы часто используют косвенные методы, основанные на изучении особенностей температурных зависимостей структурно-чувствительных свойств, в частности, вязкости [5].

Результаты исследований температурных и концентрационных зависимостей вязкости расплавов Al – Cu в области, богатой алюминием, достаточно противоречивы как по абсолютным значениям вязкости, так и по наличию и отсутствию аномалий, температурам аномалий [6 – 15]. В частности, ранее при исследовании расплавов Al – Cu в области составов до 25 % (ат.) Cu на температурных зависимостях их кинематической вязкости, полученных в режиме нагрева от T_L до 1200 °С и последующего охлаждения, вблизи температур 850 – 870 °С нами было обнаружено отклонение политерм вязкости от аррениусовской зависимости [6]. При этом политермы в режиме

нагрева и охлаждения совпадали. На политермах вязкости расплава Al – 30 % (ат.) Cu в режиме нагрева в области 800 – 870 °С наблюдались уменьшение вязкости и гистерезис при последующем охлаждении [7].

Исследования структуры и свойств сплавов Al – Cu в области, богатой алюминием, полученных в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава, малочисленны [8, 16 – 19]. В работе [8] обнаружены аномальные изменения температурной зависимости вязкости расплава Al – 20 % (ат.) Cu при 780 и 850 °С. Показано [8], что полученные с учетом этих аномалий ленты данного состава имели различные температуры кристаллизации. При этом ленты, полученные при охлаждении от 1100 °С, имели более однородную микроструктуру. В работе [16] методом тонких быстроохлажденных ($v_{\text{охл}} > 10^5$ °С/с) пленок (толщина 50 – 500 нм) состава Al – 33 % (масс.) Cu изучено строение жидкой фазы при различных температурах. Предложены двухструктурная модель эвтектического расплава и количественные параметры микрогетерогенности [16]. В работе [17] закалкой от 570 °С в сплаве Al – 4 % (ат.) Cu получен аномально пересыщенный твердый раствор Al(Cu). Показано [17], что при отжиге распад пересыщенного твердого раствора сопровождается акустическим излучением в интервале температур 30 – 250 °С с максимумом при 150 °С. В работе [18] методом испарения в вакууме получены пленки Al – Cu [10, 15 и 20 % (ат.) Cu] в аморфном состоянии. В образцах Al – 10 % Cu и Al – 20 % Cu присутствовали кристаллические фазы, но образец Al – 15 % Cu был полностью аморфный. Отжиг образцов при 200, 250 и 300 °С в течение 1 ч привел к повышению микротвердости сплавов.

Известны работы, показывающие эффективность направленной кристаллизации сплавов системы Al – Cu в результате других воздействий: в частности, под влиянием сильных магнитных полей (до 12 Тл) [20], при вытягивании слитка из расплава со скоростями до 1500 мм/ч [21], в методе Чохральского при скоростях кристаллизации 10 – 15 мм/ч [22], в результате пластического деформирования под высоким давлением (1 – 5 ГПа) [23], под действием давления (0,15 – 0,25 МПа) и гравитационного поля [24]. В работе [25] выполнено моделирование морфологии роста фаз в переохлажденных расплавах алюминия с 2 и 4,5 % (масс.) Cu в результате направленной кристаллизации. Предложена модель, описывающая свободный дендритный рост в переохлажденном бинарном расплаве. В работе [26] выполнен термический анализ процесса кристаллизации сплавов Al – Cu с содержанием меди от 1 до 6 % (масс.), полученных разливкой в медную изложницу при 820 – 830 °С. Показана зависимость переохлаждения от содержания меди в сплаве [26].

Учитывая повышенный интерес к сплавам Al – Cu, а также противоречивые результаты при исследовании свойств их расплавов, исследование влияния жидкого состояния на твердое в данных сплавах в условиях быстрого охлаждения расплава является актуальным.

Цель настоящей работы — исследование структуры и свойств лент сплавов Al – Cu с 5, 10 и 30 % (ат.) Cu, полученных в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава, в зависимости от температуры закалки и содержания меди.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве объектов исследований выбраны доэвтектические сплавы Al – 5 % (ат.) Cu и Al – 10 % (ат.) Cu, а также заэвтектический сплав Al – 30 % (ат.) Cu. Исследуемая область температур — от ликвидуса до 1200 °С.

Образцы для исследований получали сплавлением металлов в корундовых тиглях в печи Таммана. Исходными компонентами служили элементы с содержанием основного металла: алюминий — 99,999, медь — 99,996 % (масс.). Химический анализ образцов показал, что содержание основных компонент соответствовало заданным составам.

Образцы получали в виде лент методом спиннинга расплава на быстровращающийся медный диск [2]. Линейная частота вращения диска составляла от 1200 до 1500 об/мин. Скорость охлаждения варьировали в пределах $\sim 10^5$ – 10^6 °С/с. Структуру лент разного состава исследовали после закалки расплава от 750, 800, 1200 °С и от 1200 °С с остановкой при 750 или 800 °С (подстуживание). Время выдержки расплава при каждой температуре 10 мин. Для ис-

следований выбирали как контактную с закалочным диском сторону лент, так и свободную. Фазовый состав сплавов определяли методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на установке Bruker Advance в медном K_{α} -излучении. Для расчета периода решетки фаз использовали программу Topas. Электронно-микроскопические исследования проводили на электронных просвечивающих микроскопах JEM-200CX, CM-30¹. Для определения химического состава и морфологии структурных составляющих использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) "Quanta-200" с приставками EDAX и EBSD. Микротвердость измеряли на микротвердометре ПМТ-3М.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Согласно данным РСА, несмотря на высокие скорости охлаждения расплава, все ленты находились в кристаллическом состоянии с присутствием фаз α -Al и Al₂Cu.

Сплавы Al – 5 % Cu и Al – 10 % Cu. Периоды решетки кристаллических фаз (α -Al и Al₂Cu), обнаруженных на контактной и свободной сторонах лент, совпадают, но изменяются в зависимости от состава сплава. Различий в значениях периодов решеток фаз с изменением температуры закалки лент не наблюдали. Так, для сплава Al – 5 % Cu период решетки α -Al ниже табличного значения ($a_{Al} = 0,40407 \pm 0,00008$ нм), что связано с легированием α -твердого раствора медью, а периоды решетки фазы Al₂Cu соответствуют табличным значениям. Увеличение концентрации меди в сплаве до 10 % приводит к дополнительному уменьшению периода решетки α -Al до $0,40364 \pm 0,00010$ нм.

Результаты металлографических исследований согласуются с данными РСА. В структуре быстрозакаленного сплава Al – 5 % Cu, независимо от температуры закалки расплава, присутствуют α_{Al} -твердый раствор и фаза Al₂Cu в составе эвтектики (α -Al + Al₂Cu). Эвтектика расположена по границам, а также в объеме α -фазы (рис. 1, а). Структуры лент, закристаллизованных от 750 и 1200 °С, практически не различаются. Рассчитанные по темнопольным снимкам размеры зерен α -Al составляют 500 – 800 нм (рис. 1, б). Эвтектика на поверхности ленты имеет форму овалов и размеры порядка 200 нм (рис. 1, а). Аллюминиды меди наблюдаются не только по границам зерен, но и внутри них, экранируя субграницы дендритных ячеек матрицы. При быстрой закалке от 1200 °С с подстуживанием до 750 °С зерна α -Al приобретают более четкое очертание (рис. 1, в), их средний размер составляет порядка 1 мкм (рис. 1, в, з). Эвтектика (α -Al + Al₂Cu) рас-

¹ Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП ИФМ УрО РАН "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов".

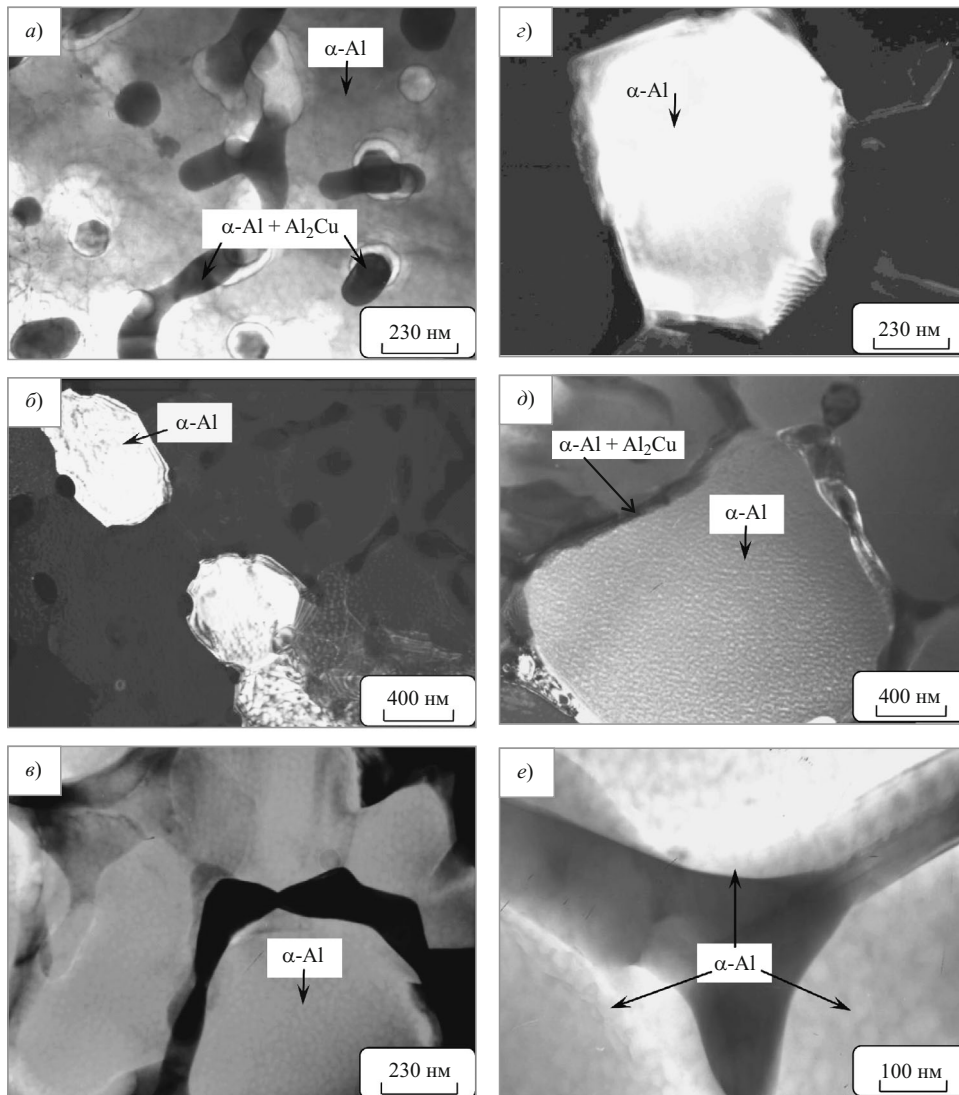


Рис. 1. Микроструктура лент из сплава Al – 5 % Cu после закалки от различных температур:

a, б — от 750 °C; *в – e* — от 1200 °C → 750 °C; *a, в, e* — светлопольное изображение; *б, z* — темнопольное изображение в рефлексе матрицы $g(\text{Al}) = \langle 002 \rangle$; *д* — темнопольное изображение в рефлексе $g(\text{Al}_2\text{Cu}) = \langle 222 \rangle$

положена только по границам зерен α -фазы (рис. 1, *д*), что свидетельствует о недендритной кристаллизации матрицы. Размеры областей, в которых располагаются алюминиды Al_2Cu , не превышают 150 – 200 нм. На рис. 1, *е* на стыке трех зерен показано продольное сечение эвтектической колонии с пластинчатым расположением алюминидов.

В структуре лент, содержащих 10 % Cu, матрица состоит из равноосных недендритных зерен α_{Al} -твердого раствора размером ~ 250 нм и эвтектических прослоек, расположенных по границам зерен матрицы, толщиной 150 – 200 нм (закалка от 750 °C) (рис. 2, *а*). При повышении температуры закалки до 1200 °C характер структурообразования сохраняется. Размер зерен α -фазы ~ 250 – 300 нм, эвтектика имеет пластинчатую структуру, окантовывает зерна

матрицы, что наглядно представлено на темнопольных изображениях в рефлексе фазы Al_2Cu (рис. 2, *б*). Пластинки фазы Al_2Cu в сечении имеют размеры порядка десятка нм. О формировании дисперсной структуры эвтектики свидетельствует также дифракционная картина с близким к кольцевому расположением рефлексов, относящихся к фазе Al_2Cu (рис. 2, *б*). При снижении температуры закалки до 750 °C после предварительного перегрева расплава до 1200 °C тип кристаллизации и морфологические характеристики структурных составляющих не изменяются. Средний размер зерен матрицы составляет ~ 300 нм (рис. 2, *в*), толщина эвтектической прослойки не превышает 200 нм (рис. 2, *z*). По характеру расположения эвтектики в лентах обоих составов можно предположить, что сплавы кристаллизуются

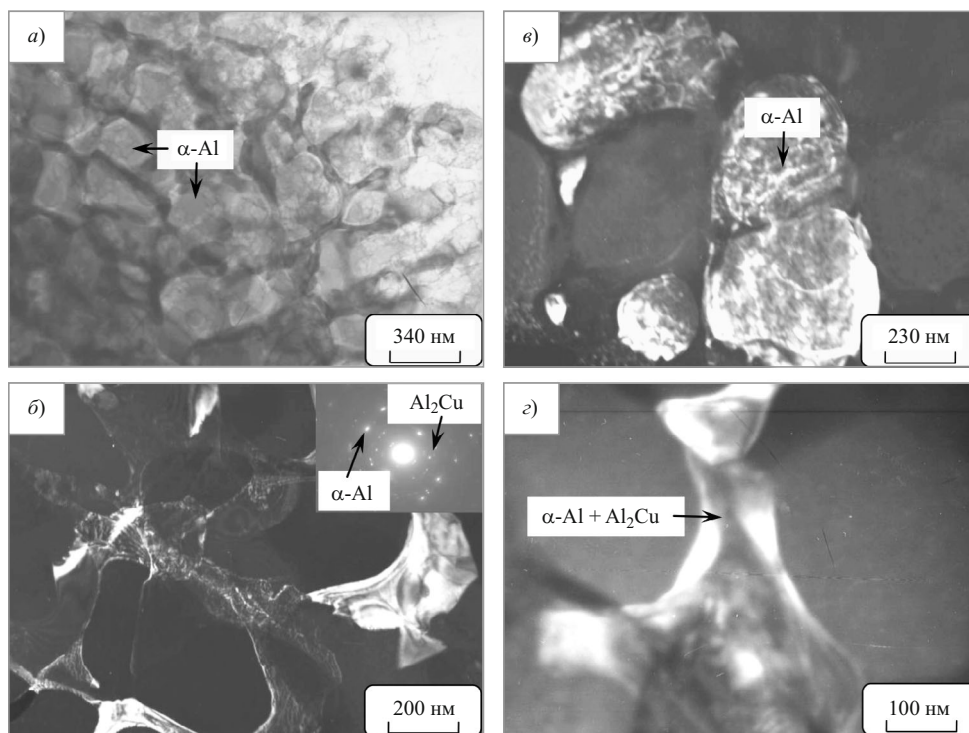


Рис. 2. Структура лент из сплава Al – 10 % Cu после закалки от различных температур: *a* — от 750 °C; *b* — от 1200 °C; *в, г* — от 1200 °C → 750 °C; *a* — светлопольное изображение; *b* — темнопольное изображение в рефлексе фазы $g(\text{Al}_2\text{Cu}) = (002)$, электронограмма; *в, г* — темнопольное изображение в рефлексе матрицы $g(\text{Al}) = (113)$ и $g(\text{Al}_2\text{Cu})(002)$ соответственно

по метастабильной диаграмме состояния и попадают в область α_{Al} -твердого раствора.

В табл. 1 приведена микротвердость сплавов Al с 5 и 10 % Cu, закристаллизованных от разных температур расплава. Вследствие дисперсности структуры ее значения характеризуют среднюю микротвердость сплава, т.е. включают суммарную твердость α_{Al} -твердого раствора и эвтектики. Абсолютные значения микротвердости будут зависеть как от размера структурных составляющих, так и от их объемной доли. Как видно из табл. 1, микротвердость изменяется в зависимости от состава и температуры закалки расплава.

Сплав Al – 30 % Cu. Согласно данным РСА, изменение температуры закалки приводит к некоторым различиям периодов решеток фаз в сплаве (табл. 2). Для лент, полученных после охлаждения от 1200 °C, период решетки α -Al практически соответствует из-

вестным табличным значениям (в среднем, $a = 0,40495$ нм), значения периодов решетки Al_2Cu выше табличных (в среднем, $a = 0,60704$ нм, $c = 0,48813$ нм).

Для лент, закристаллизованных от 800 °C и после подстуживания (1200 → 800 °C) на рентгенограммах наблюдаются дополнительные “наплывы” на рефлексах Al_2Cu (рис. 3). Чтобы описать такие “наплывы” предполагаем существование двух фаз

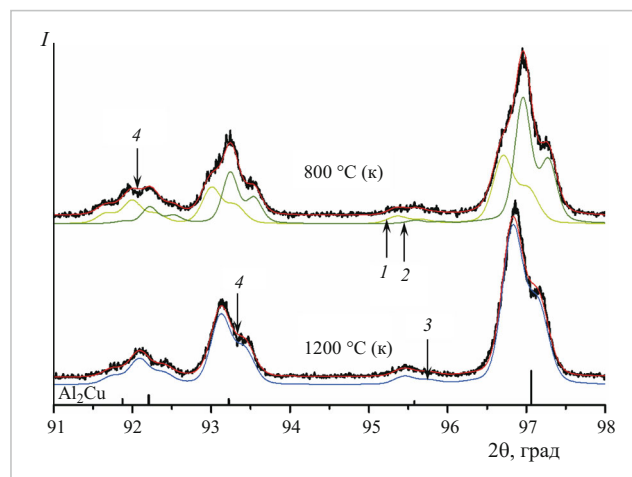


Рис. 3. Рентгенограммы контактной стороны лент из сплава Al – 30 % Cu, полученных после закалки расплава от различных температур

Таблица 1. Микротвердость лент с 5 и 10 % Cu после закалки от различных температур

Состав	Микротвердость, МПа, после закалки от температур, °C		
	750	1200 → 750	1200
Al – 5 % Cu	1000 ± 100	1000 ± 100	700 ± 100
Al – 10 % Cu	1300 ± 200	2000 ± 250	1750 ± 150

Таблица 2. Условия получения и параметры лент Al – 30 % Cu

№ образца (сторона образца)	Температура закалки, °C	Частота вращения диска, об/мин	Фаза	Период решетки, нм	
1 (контактная)	1200	1500	α -Al*	$0,40497 \pm 0,00017$	
2 (свободная)			Al ₂ Cu**	$0,60713 \pm 0,00026$ $0,48820 \pm 0,00034$	
3 (контактная)		1200	α -Al	$0,40496 \pm 0,00018$	
			Al ₂ Cu	$0,60695 \pm 0,00027$ $0,48806 \pm 0,00034$	
4 (контактная)		800	1500	α -Al	$0,40492 \pm 0,00018$
5 (свободная)				Al ₂ Cu	$0,60693 \pm 0,00035$ $0,48802 \pm 0,00034$
			α -Al	$0,40464 \pm 0,00018$	
			Al ₂ Cu (1)	$0,60742 \pm 0,00026$ $0,48856 \pm 0,00031$	
			Al ₂ Cu (2)	$0,60626 \pm 0,00030$ $0,48767 \pm 0,00024$	
6 (контактная)	1200 → 800		1500	α -Al	$0,40428 \pm 0,00018$
			Al ₂ Cu (1)	$0,60669 \pm 0,00027$ $0,48816 \pm 0,00029$	
			Al ₂ Cu (2)	$0,60603 \pm 0,00028$ $0,48757 \pm 0,00034$	
			α -Al	$0,40466 \pm 0,00017$	
			Al ₂ Cu (1)	$0,60731 \pm 0,00032$ $0,48853 \pm 0,00036$	
			Al ₂ Cu (2)	$0,60631 \pm 0,00030$ $0,48774 \pm 0,00025$	

* a (Al_{табл}) = 0,40499 нм.** a (Al₂Cu_{табл}) = 0,60654 нм, c (Al₂Cu_{табл}) = 0,48732 нм.

(твердых растворов) на основе Al₂Cu. В табл. 2 приведены периоды решетки таких соединений — Al₂Cu (1) и Al₂Cu (2). Тогда наблюдаем совокупность твердого раствора Al₂Cu (1) с повышенными относительно равновесных значениями периодов решетки a и c и твердого раствора Al₂Cu (2) с параметром a — ниже табличного значения и параметром c — близкого к табличному. Период решетки α -Al для этих образцов ниже известного табличного значения для Al и соответствует пересыщенному твердому раствору Al(Cu). На рис. 3 линии 1, 2, 3 описывают рентгенограммы с помощью фаз на основе Al₂Cu, линия 4 — получившийся в таком приближении профиль.

Согласно данным рентгеновской дифрактометрии основной структурной составляющей лент Al – 30 % Cu является фаза Al₂Cu. По данным СЭМ, при всех исследованных режимах кристаллизации расплава в лентах формируется зеренная структура с внешней огранкой зерен, представляющей собой сечение тетрагональной призмы (рис. 4, а, в, з). Для

исследования морфологии и взаимного расположения зерен в структуре лент применяли методику дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD). Сравнение полученных картин микродифракции отраженных электронов (Кикучи-линии) с теоретическими данными о кристаллических фазах, присутствующих в системе Al – Cu, подтвердило, что основной структурной составляющей является алюминид меди Al₂Cu.

На рис. 4, б представлена карта структуры ленты, закаленной от 800 °C. Видно, что структура сформирована равноосными и слегка вытянутыми зернами фазы Al₂Cu микронного размера, однако больше половины зерен имеют размер менее 1 мкм, а доля зерен с размером более 5 мкм составляет менее 5%. При таком соотношении мелких и крупных зерен средний размер составляет 1,5 мкм. В структуре преобладают большеугловые межзеренные границы, т.е. границы с углом разориентировки больше 15°. Количество большеугловых границ приблизительно в 4 раза превышает количество малоугловых границ, т.е. доля большеугловых границ в структуре достигает 80%. Применение метода EBSD позволило также определить преимущественную ориентировку зерен на поверхности ленты. Согласно стереографическому треугольнику, большинство зерен имеют ориентировку вблизи полюса <001> с углом рассеяния около 25° (рис. 4, б).

Изучение тонкой структуры методом ПЭМ показало, что каждое макрозерно (ограниченный дендрит) состоит из “пачки” микрозерен — дендритных ячеек размером 500 – 600 нм. В зависимости от сечения на поверхности фольги они имеют форму равноосных шестигранников (рис. 5, а) или форму пластин (рис. 5, б). Повышение температуры закалки до 1200 °C не влияет на морфологию форм роста твердой фазы, отмечается эффект измельчения структурных составляющих, что сопровождается увеличением микротвердости сплава в среднем от 3500 ± 150 до 5500 ± 150 МПа. В лентах, полученных по режиму 1200 → 800 °C → закалка, вновь отмечается укрупнение структуры (рис. 4). Во всех лентах междендритные пространства заполнены очень тонкими (менее 50 нм) прослойками эвтектики (α -Al + Al₂Cu).

Во всех лентах Al – 30 % Cu, кроме закаленной от 1200 °C, присутствуют трещины (рис. 6), т.е. ленты, закаленные от 800 °C более хрупкие, чем закаленные от 1200 °C.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

Полученные нами результаты показывают, что температура закалки расплава влияет на структуру и свойства быстрозакаленных лент Al – Cu. В лентах

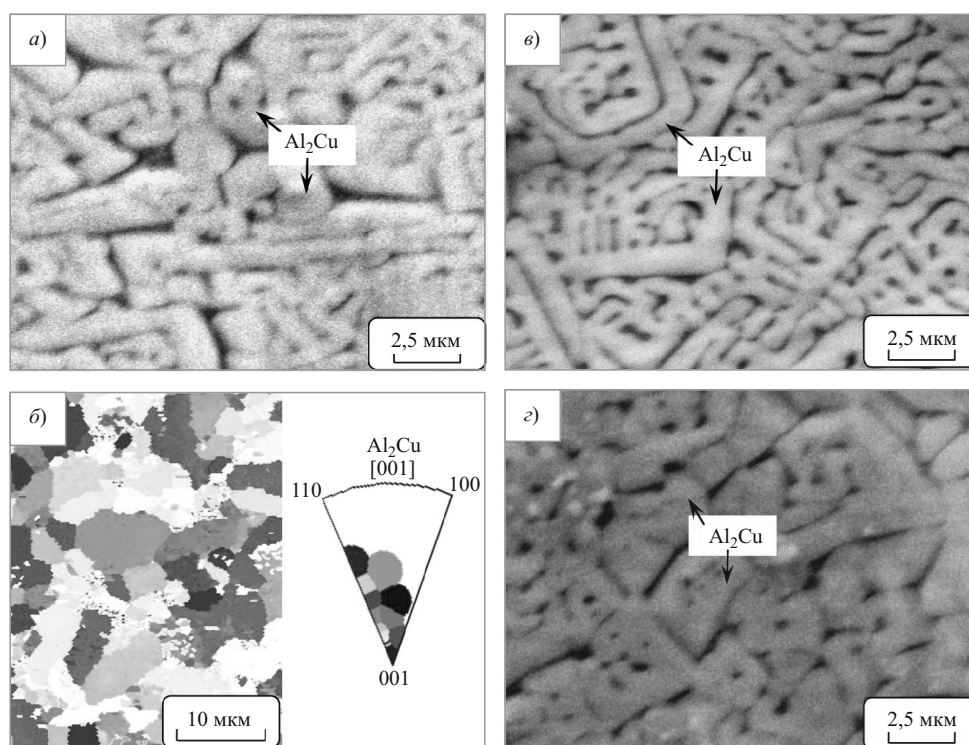


Рис. 4. Микроструктура лент из сплава Al – 30 % Cu после закалки от различных температур:

a, б — от 800 °С; *в* — от 1200 °С; *з* — от 1200 → 800 °С; *a, в, з* — зеренная структура ленты; *б* — карта поверхности ленты, распределение углов разориентировки зерен

Al – 5 % Cu повышение температуры закалки от 750 до 1200 °С приводит к снижению микротвердости сплава. Это можно объяснить уменьшением объемной доли эвтектики — более твердой составляющей. Возможной причиной изменения такого количественного соотношения фаз (исходно доэвтектический сплав попадает в область твердого раствора) является повышение переохлаждения на фронте кристаллизации за счет изменения структурного состояния расплава, обусловленного его перегревом до 1200 °С. В лентах Al – 10 % Cu средние значения микротвердости выше, чем в лентах Al – 5 % Cu, и зависят от режимов закалки расплава. Повышение микротвердости в лентах этого состава обусловлено несколькими факторами: повышением твердорастворного упрочнения за счет дополнительного легирования α_{Al} -твердого раствора медью, измельчением зерен матрицы и общим увеличением доли эвтектики.

В лентах Al – 30 % Cu наблюдается текстура кристаллизации — одна из главных кристаллографических осей каждого зерна ориентирована в кристаллографическом направлении $\langle 001 \rangle$. Известно [27], что наличие текстуры кристаллизации обусловлено либо возникновением ориентированных зародышей, либо ростом кристаллов (дендритов) в определенном кристаллографическом направлении. С учетом высокой скорости охлаждения можно полагать, что именно

дендритные и ячеистые формы роста фазы Al_2Cu создают ростовую текстуру. Аллюминид меди, как и все интерметаллиды, относится к высокоэнтропийным веществам, типичной формой роста которых являются полиэдры или ограниченные дендриты. Показанная на рис. 4, *a, в, з* структура поверхности ленты подтверждает это предположение. Согласно известным текстурам кристаллизации, в металлах и сплавах с тетрагональной решеткой направление преимущественного роста дендритов в столбчатой зоне слитков имеет индексы кристаллографических направлений $\langle 110 \rangle$ [27]. По полученным нами результатам, направление преимущественного роста кристаллов Al_2Cu в условиях высокоскоростной кристаллизации изменяется, и наибольшую скорость роста, которая совпадает с направлением теплоотода и определяется величиной переохлаждения на фронте кристаллизации, будут иметь кристаллы, растущие в кристаллографическом направлении, близком к $\langle 001 \rangle$.

Повышение температуры закалки расплава Al – 30 % Cu от 800 до 1200 °С приводит к увеличению микротвердости сплава, что может быть связано с дисперсионным упрочнением за счет измельчения хрупкой, но твердой фазы Al_2Cu , которая является основной структурной составляющей лент. Вследствие этого ленты, закаленные от 800 °С, более хруп-

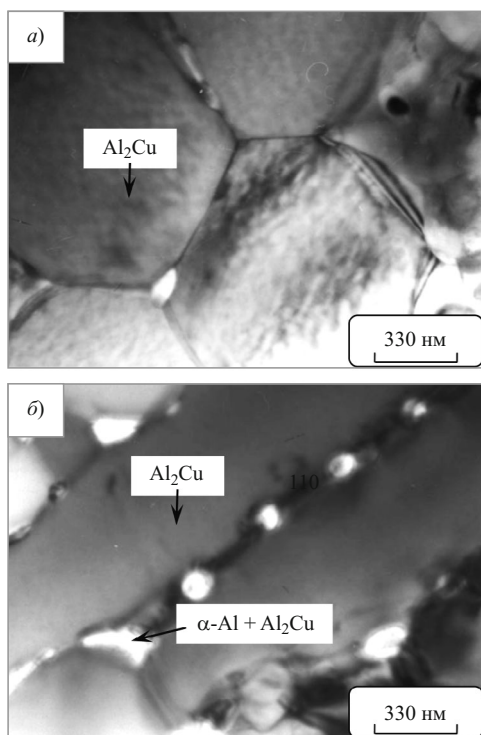


Рис. 5. Микроструктура зерен Al_2Cu в ленте из сплава $Al - 30\% Cu$ после закалки от $800\text{ }^\circ C$ (светлопольное изображение):

a — равноосные шестигранники; *б* — вытянутые микрозерна

кие, чем закаленные от $1200\text{ }^\circ C$. Результаты работ [6, 7] показывают, что область температур $850 - 870\text{ }^\circ C$ (аномалия на политермах вязкости расплава) условно разделяет состояние расплава на "низкотемпературное" и "высокотемпературное". По-видимому, при температуре $\sim 870\text{ }^\circ C$ в расплавах происходит изменение структуры ближнего упорядочения, что влияет на свойства и структурные характеристики лент. Подобные результаты по влиянию перегрева расплава на структуру и механические свойства лент были отмечены также в работе [28]; были обнаружены точки ветвления политерм вязкости (1150 K) и политерм поверхностного натяжения (1220 K) сплавов $Al_{91}Ni_4La_5(Ce)_5$. С учетом этих данных в работе [28] были проведены две серии экспериментов при разных условиях быстрой закалки расплава. Первая серия: закалка от $1070, 1120, 1270$ и 1370 K после выдержки 5 мин. Вторая серия: перед закалкой от 1070 и 1120 K расплав предварительно выдерживали при 1470 K в течение 10 мин. Ленты первой серии оказались хрупкими и кристаллическими, второй — пластичными и аморфными. Таким образом, с помощью гомогенизирующей обработки расплавов удавалось получить сплавы систем $Al - Ni - Ce$ и $Al - Ni - La$ с содержанием алюминия более $80 - 85\%$ (ат.) в аморфном состоянии [28].

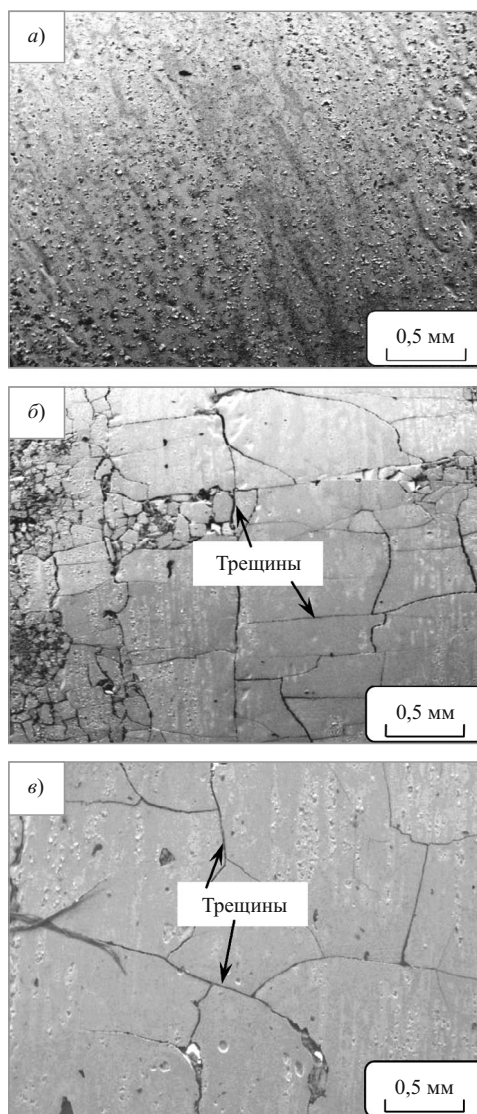


Рис. 6. Общий вид лент из сплава $Al - 30\% Cu$ после закалки от различных температур:

a — от $1200\text{ }^\circ C$; *б* — от $800\text{ }^\circ C$; *в* — от $1200 \rightarrow 800\text{ }^\circ C$

ВЫВОДЫ

1. При исследовании влияния температуры и состава на структуру, фазовый состав и микротвердость лент алюминиевого сплава системы $Al - Cu$ ($5, 10$ и 30% (ат.) Cu) в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава установлено, что все ленты имеют кристаллическую структуру с фазами $\alpha-Al$ и Al_2Cu .

2. В сплавах Al с 5 и 10% Cu основной структурной составляющей является α_{Al} -твердый раствор, а эвтектика ($\alpha-Al + Al_2Cu$) располагается по границам зерен α -фазы. Кристаллизация осуществляется по метастабильной диаграмме, расширяющей область Al -твердых растворов. При низкой температуре закалки расплава ($750\text{ }^\circ C$) зерна α -фазы имеют дендритное строение. Закалка расплава от $1200\text{ }^\circ C \rightarrow 750\text{ }^\circ C$ приводит к подавлению дендритной кри-

сталлизации и формированию субмикроструктурной зеренной структуры с размером зерна менее 1 мкм. Изменения морфологии, размера и количества структурных составляющих в лентах, полученных при разной термической обработке расплава, коррелируют со значениями микротвердости сплавов. В частности, сплавы с 10 % Cu имеют более высокие свойства за счет более дисперсной структуры и увеличения объемной доли эвтектики.

3. В сплаве Al – 30 % Cu основной структурной составляющей являются алюминиды Al_2Cu . При всех режимах кристаллизации формируется зеренная дендритная структура с внешней огранкой в виде кубов, состоящих из более мелких субзерен. Установлено, что ленты имеют ростовую текстуру $\langle 001 \rangle$ вдоль направления теплоотвода. Перегрев расплава выше температуры ~ 870 °C влияет на механические характеристики лент. Во всех лентах, кроме закаленной от температуры 1200 °C, присутствуют трещины.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-02-06288а, Программы интеграционных фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 15-17-2-9, гос. задания № 01201463331.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Aziz H. Al-Hilfi. Rapid solidification of Cu – Al and its effects on some of the properties of these alloys and their corrosion rates // J. Basrah Researches (Sciences). 2008. V. 34, No. 1. P. 31 – 40.
2. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982. 168 с.
3. Замятин В. М., Баум Б. А. Неравновесность металлического расплава и другие факторы, определяющие качество металлопродукции // Расплавы. 2010. № 3. С. 12 – 20.
4. Xiufang B., Xuemin P., Xubo Q., Minhua J. Medium-range order clusters in metal melts // Science in China (Series E). 2002. V. 45, No. 2. P. 113 – 119.
5. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М. и др. Расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 370 с.
6. Меньшикова С. Г. Вязкость и процессы кристаллизации расплавов системы Al – Cu // Тезисы докладов XII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов". М.: ИМЕТ РАН, 2015. С. 254.
7. Меньшикова С. Г., Бельтюков А. Л., Ладьянов В. И. Об особенностях вязкости расплавов $Al_{70}Cu_{30}$ и $Al_{65}Cu_{35}$ // Вестник Казанского технологического университета. 2014. Т. 17, № 23. С. 140 – 143.
8. Sun Minhua, Bian Xiufang. Abnormal changes in the viscosity behavior of $Al_{80}Cu_{20}$ melt and its relationship to the glass-forming ability // Materials Letters. 2002. V. 56. P. 620 – 623.
9. Константинова Н. Ю., Курочкин А. Р., Борисенко А. В. и др. Вязкость расплавов алюминий-медь // Расплавы. 2016. № 2. С. 157 – 163.
10. Plevachuk Y., Sklyarchuk V., Yakymovych A. et al. Density, viscosity, and electrical conductivity of hypoeutectic Al – Cu liquid alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2008. V. 39A. P. 340 – 345.
11. Лыкасов Д. К., Чикова О. А. Вязкость жидких сплавов Al – Cu // Расплавы. 2007. № 4. С. 31 – 36.
12. Battezzati L., Greer A. L. The viscosity of liquid metals and alloys // Acta Metall. 1989. V. 37. P. 1791 – 1802.
13. Wang D., Overfelt R. A. Oscillating cup viscosity measurements of aluminum alloys: A201, A319 and A356 // Int. J. Thermophys. 2002. V. 23, No. 4. P. 1063 – 1076.
14. Замятин В. М., Насыров Я. А., Класен Н. И. и др. Аномалии на политермах вязкости жидких сплавов системы алюминий – медь // Журнал физической химии. 1986. V. 6, № 1. С. 243 – 245.
15. Schick M., Brillo J., Egly I., Hallstedt B. Viscosity of Al – Cu liquid alloys: measurement and thermodynamic description // J. Mater. Science. 2012. V. 47. P. 8145 – 8152.
16. Мазур В. И., Осетров С. А., Пригунова А. Г. и др. Модель структуры эвтектических расплавов в системах Al – Si, Al – Si – Na и Al – Cu // ФММ. 1977. Т. 43, вып. 5. С. 1021 – 1027.
17. Плотников В. А. Акустическая диссипация энергии при распаде пересыщенных твердых растворов // Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27, вып. 21. С. 84 – 89.
18. Habibi S., Jaleh B., Namdarmanesh A., Shamlo M. Effect of heat treatment on microhardness of some Al – Cu alloys prepared by vacuum coating // Material Science and Applications. 2014. No. 5. P. 491 – 495.
19. Dlubek G., Pawelzyk K., Heyroth W. Position studies of precipitation phenomena in rapidly solidified Al alloys // Acta Universitatis Carolinae. Mathematica et Physica. 1991. V. 32, No. 1. P. 113 – 117.
20. Li S., Ren Z., Ren W. et al. Nucleation and growth behavior of primary phase in Al – Cu hypereutectic alloy in high magnetic fields // Progress in Electromagnetics Research Letters. 2010. V. 18. P. 71 – 84.
21. Курило Ю. П., Сомов А. И., Тортика А. С., Черный О. В. Морфология структуры и микротвердость эвтектических композиций Al-(Ni, Cu, Be, Fe, Co) // ФММ. 1973. Т. 35, вып. 2. С. 347 – 354.
22. Семенов В. Е., Касилов А. А., Коваленко Т. А. Влияние термообработки на кинетику старения естественного микрокомпозиита Al – $CuAl_2$ // Journal of Kharkiv University. Physical series "Nuclei, Particles, Fields". 2012. № 991, issue 1. P. 90 – 94.
23. Жорин В. А., Киселев М. Р., Мухина Л. Л. и др. Рентгеноструктурное и калориметрическое исследование смесей Al – Cu после пластического деформирования под высоким давлением // Химическая физика. 2008. Т. 27, № 2. С. 39 – 46.
24. Есин В. О., Кривоносова А. С., Саттыбаев И. Ж. и др. Влияние давления на перераспределение меди в твердом растворе и параметры дендритной структуры монокристаллов сплава Al – 4 % Cu при кристаллизации в слабом гравитационном поле // ФММ. 2010. Т. 110, № 4. С. 349 – 355.
25. Hsiun-Chang Peng, Long-Sun Chao. Simulation of dendritic growth in solidification of Al – Cu alloy by applying the modified cellular automaton model with the growth calculation of nucleus within a cell // Cellular Automata-Innovative Modelling for Science and Engineering. 2011. № 1. P. 221 – 230.
26. Рожин А. В., Замятин В. М., Акшенцев Ю. Н., Мушников В. С. Термический анализ процесса кристаллизации сплавов Al – Cu // Расплавы. 2011. № 4. С. 77 – 81.
27. Вайгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. М.: Мир, 1967. 156 с.
28. Manov V., Rubstein A., Voronel A. et al. Effect of melt temperature on the electrical resistivity and crystallization temperature of $Al_{91}Ce_5Ni_4$ and $Al_{91}La_5Ni_4$ amorphous alloys // Mater. Sci. Eng. 1994. No. 3. P. 91.