

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.5

### НАПРАВЛЕННО-ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫЙ ЧЕТВЕРНОЙ ЭВТЕКТИЧЕСКИЙ СПЛАВ Al–Cu–Si–Fe

© 2020 г. У. Бюйюк<sup>а, \*</sup>, С. Энгин<sup>б</sup>, Х. Кайя<sup>а</sup>, Э. Чадирлы<sup>с</sup>, Н. Марашлы<sup>д</sup>

<sup>а</sup>Кафедра образования и науки, Педагогический факультет, Университет Эрджиес, Кайсери, Турция

<sup>б</sup>Кафедра технологии энергосистем, Технологический факультет, Университет Думлупынар, Кютахья, Турция

<sup>с</sup>Кафедра физики, Факультет гуманитарных и естественных наук, Университет Нигде Омер Халисдемир, Нигде, Турция

<sup>д</sup>Кафедра металлургии и материаловедения, Факультет химической технологии и металлургии, Технический университет Йылдыз, Стамбул, Турция

\*e-mail: buyuk@erciyes.edu.tr

Поступила в редакцию 20.11.2018 г.

После доработки 11.02.2019 г.

Принята к публикации 19.08.2019 г.

Направленная кристаллизация эвтектических сплавов привлекает значительное внимание по причине влияния структуры эвтектики на микротвердость, прочность при растяжении и удельную электропроводность. Исследовался направленно-закристаллизованный четверной эвтектический сплав Al–Cu–Si–Fe (Al–26 вес. % Cu–6.5 вес. % Si–0.5 вес. % Fe). Расплав готовили в вакуумной печи и подвергли направленной кристаллизации в печи Бриджмена. При направленной кристаллизации скорость роста изменялась от 8.25 до 164.80 мкм/с. Система Al–Cu–Si–Fe испытывает эвтектическое превращение, выражающееся в образовании Al-матрицы, ламельной фазы Al<sub>2</sub>Cu, пластинчатой фазы Si и пластинчатой фазы Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe. Было определено межпластинчатое расстояние между  $\lambda_{Al_2Cu}$ – $\lambda_{Al_2Cu}$  и  $\lambda_{Si}$ – $\lambda_{Si}$ . Кроме того, определялись микротвердость, предел прочности и удельное электросопротивление направленно-закристаллизованных образцов исследуемого сплава, были получены соотношения между данными параметрами и скоростью роста. Было обнаружено, что на микротвердость, предел прочности и удельное электросопротивление влияет как скорость роста, так и межпластинчатое расстояние.

*Ключевые слова:* четверной сплав на основе Al, микроструктура, предел прочности, микротвердость, удельное электросопротивление

DOI: 10.31857/S0015323020010040

#### ВВЕДЕНИЕ

Химический состав материала и его микроструктура являются центральными объектами исследования в материаловедении и представляют собой важнейшие факторы, влияющие на взаимосвязь обработки материала с его эксплуатационными характеристиками [1, 2]. Следовательно, все большее значение приобретает контроль микроструктуры материала с целью уменьшения микроструктурных дефектов, которые могут возникать при обработке материалов и получении материалов с высокими эксплуатационными характеристиками. Исходя из научных данных о микроструктуре, были разработаны имитационные и теоретические модели для прогнозирования физических свойств и эксплуатационных характеристик материалов. Таким образом, благодаря использованию соответствующих баз данных достигается экономия времени и затрат за счет

предварительного определения морфологии микроструктуры и эксплуатационных характеристик для конкретного применения [3].

Важнейшими факторами, влияющими на микроструктуру материалов, являются состав ( $C_0$ ) и процесс кристаллизации при изготовлении материалов [3]. Кристаллизация представляет собой процесс, при котором такие параметры, как состав материала, градиент температуры ( $G$ ) и скорость роста из расплава ( $V$ ) могут контролироваться независимо один от другого. В зависимости от параметров кристаллизации ( $C_0$ ,  $G$ ,  $V$ ) изменяется микроструктура материала (эвтектическая, дендритная, слоистая, стерженьковая, пластинчатая) и, следовательно, его механические, электрические и тепловые свойства. Были выполнены многочисленные экспериментальные исследования для определения фактического влияния параметров кристаллизации на микроструктуру материала.

Так как температурный градиент и скорость роста могут контролироваться независимо, исследователи использовали печь Бриджмена для направленной кристаллизации [4, 5].

Процесс контролируемой кристаллизации является испытанным методом, применяющимся в автомобильной и авиационной промышленности. Этот метод используется для определения влияния температурного градиента и скорости роста на механические свойства различных сплавов. Сплавы на основе алюминия, благодаря стойкости к коррозии, малому удельному весу, высокой электро- и теплопроводности и легкой деформируемости, нашли в последние годы широкое применение в промышленности. В данной работе исследовали влияние скорости роста на микротвердость и удельное электросопротивление четверного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe. Эксперименты по направленной кристаллизации в печи Бриджмена выполнялись при неизменном температурном градиенте при пяти различных скоростях роста эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe.

Кроме того, в настоящей работе экспериментально исследовали влияние скорости роста на межпластинчатое расстояние ( $\lambda$ ) для эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe и полученные результаты сравнивались с предыдущими экспериментальными результатами для двойных и тройных эвтектических сплавов. Соотношение между межпластинчатым расстоянием и скоростью роста определяли экспериментально с применением регрессионного анализа. Также изучали влияние скорости роста на микротвердость по Викерсу ( $HV$ ), предел прочности при растяжении ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) и удельное электросопротивление ( $\rho$ ) четверного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe, полученного направленной кристаллизацией. Соответствующие соотношения определяли с использованием линейного регрессионного анализа и корреляционных соотношений Холла–Петча.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

### *Направленная кристаллизация и подготовка образцов для металлографии*

В настоящей работе был выбран следующий состав четверного сплава Al–Cu–Si–Fe: Al–26 вес. %, Cu–6.5 вес. %, Si–0.5 вес. % Fe для роста эвтектических фаз из четырехкомпонентного расплава. После достаточной гомогенизации приготовленный в вакууме расплав Al–Cu–Si–Fe с чистотой компонентов 99.99% для алюминия, 99.99% для меди, 99.9% для кремния и 99.97% для железа разливался в 10 графитовых тиглей (длиной 200 мм, с внутренним диаметром 4 мм и внешним диаметром 6.35 мм). Затем каждый образец помещался в печь Бриджмена. Кристаллизация образцов вы-

полнялась при различной скорости роста ( $V = 8.25\text{--}164.80$  мкм/с) при неизменном температурном градиенте ( $G = 8.50$  К/мм), что обеспечивалось синхронными двигателями, запускаемыми с различной скоростью. Более подробные сведения о печи Бриджмена для направленной кристаллизации и соответствующей методике приведены в работе [5].

Охлажденный слиток извлекался из графитового тигля и разрезался на образцы, каждый длиной 10 мм. После шлифования каждого образца на наждачной бумаге на основе карбида кремния (SiC) (зернистость 180, 500, 1000, 2500), образцы приклеивались на эпоксидную смолу и полировались с помощью алмазной пасты на полировальном станке Struers TegraPol–15. Для выявления микроструктуры образцы травились в растворе 5 мл плавиковой кислоты (HF) в 95 мл дистиллированной воды в течение 10–15 с.

### *Исследование микроструктуры и измерение параметров кристаллизации*

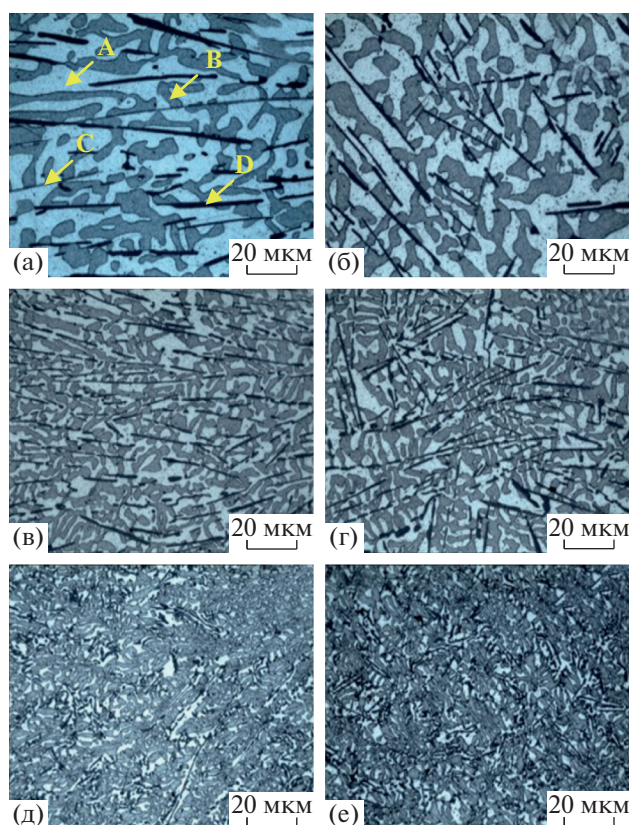
Микроструктуру образцов в поперечном сечении исследовали на сканирующем электронном микроскопе (SEM) модели LEO. Количественный химический состав фаз в образце определяли с помощью энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDX).

Температуру образца измеряли с помощью трех отдельных термопар К-типа диаметром 0.25 мм, установленных внутри образца на расстоянии 10 мм друг от друга. Скорость роста записывали с помощью компьютерного регистрирующего устройства. Температурный градиент ( $G = \Delta T / \Delta X$ ) для жидкой фазы и величина скорости роста ( $V = \Delta X / \Delta t$ ) для каждого образца определялись исходя из измеренных значений  $\Delta T$ ,  $\Delta X$  и  $\Delta t$ . Более подробные сведения о выполнении измерений  $\Delta T$ ,  $\Delta X$  и  $\Delta t$  приведены в работе [5].

Значения межпластинчатого расстояния определялись в поперечном сечении образца методом секущих [6].

### *Измерение микротвердости и предела прочности при растяжении*

Одна из целей настоящего исследования состояла в установлении взаимосвязи между скоростью роста, микротвердостью и пределом прочности на растяжение для направленно закристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe. Определение микротвердости по Викерсу выполнялось с помощью микротвердомера модели Future–Tech FM-700 при нагрузке 500 г и длительности нагружения 10 с, что приводит к типичной глубине вдавливания около 40–60 мкм. Окончательное значение микротвердости определялось усредне-



**Рис. 1.** Типичные изображения морфологии ростовой структуры эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe, направленно закристаллизованного при различной скорости роста ( $V = 8.25\text{--}164.80$  мкм/с) при неизменном температурном градиенте ( $G = 8.50$  К/мм): продольное сечение (а) и поперечное сечение при  $V = 8.25$  мкм/с (б), продольное сечение (в) и поперечное сечение при  $V = 41.65$  мкм/с (г), продольное сечение (д) и поперечное сечение при  $V = 164.80$  мкм/с (е).

нием результатов не менее 20 измерений на поперечных сечениях образцов.

Испытания на одноосное растяжение выполнялись при комнатной температуре при скорости деформации  $10^{-3}$  с $^{-1}$  на универсальной испытательной машине Shimadzu Universal Testing Instrument (Тип AG-10KNG). Образцы для испытания диаметром 4 мм с длиной рабочей части 50 мм изготавливались из образцов в виде стержней, полу-

ченных направленной кристаллизацией при различных скоростях роста. Ось растяжения была параллельна направлению роста образца.

#### Измерение электрических свойств

Электрические свойства определялись с использованием четырехконтактного метода измерений на образцах диаметром 4 мм [7]. В качестве источника постоянного тока использовался источник-измеритель Keithley 2400, падение напряжения измерялось мультиметром Keithley 2700 через интерфейсную плату, управляемую компьютером. В качестве контактов для измерения тока и напряжения применялись платиновые провода диаметром 0.5 мм. Удельное электросопротивление и проводимость определялись по падению напряжения путем стандартного пересчета. Также определялась зависимость удельного электросопротивления от скорости роста эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

#### Влияние скорости роста на межпластинчатое расстояние

Эвтектический сплав Al–Cu–Si–Fe имеет многофазную структуру Al + Al<sub>2</sub>Cu + Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe + Si (при температуре около 520°C) [8], как видно на рис. 1а. Количественный химический состав твердой матрицы Al, lamellarной фазы Al<sub>2</sub>Cu, пластинчатой интерметаллической фазы Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe и пластинчатой фазы Si определялся с помощью энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDX) и приведен в табл. 1.

Растворимость в твердом состоянии меди в алюминии составляет примерно 5.65% при эвтектической температуре (548°C). Кроме того, растворимость в твердом состоянии железа в алюминии очень низкая и составляет приблизительно 0.03% при эвтектической температуре (655°C) и растворимость в твердом состоянии кремния в алюминии очень низкая и составляет примерно 0.17% при эвтектической температуре (577°C) [9]. Согласно результатам EDX были идентифицированы матричная фаза Al, интерметаллическая фаза

**Таблица 1.** Химический состав фаз эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe по результатам SEM и EDX

Область	Фаза	Al		Cu		Si		Fe	
		ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %
A	Al <sub>2</sub> Cu	66.34	45.62	33.61	54.38				
B	Al-матрица	98.34	96.17	1.66	3.83				
C	Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe	76.45	58.79	17.04	30.86			6.51	10.35
D	Si					100	100		

за  $Al_2Cu$ , интерметаллическая фаза  $Al_7Cu_2Fe$  и пластинчатая фаза Si. Так как фазы  $Al_7Cu_2Fe$  присутствуют в образце нерегулярно и в небольшом количестве, межпластинчатое расстояние для фазы  $Al_7Cu_2Fe$  не измерялось.

В данном исследовании микроструктура изменялась в зависимости от скорости роста. При увеличении скорости роста уменьшается межпластинчатое расстояние. При неизменном температурном градиенте наибольшее межпластинчатое расстояние наблюдалось при минимальной скорости роста ( $V = 8.25$  мкм/с,  $G = 8.50$  К/мм), тогда как наименьшее – при максимальной скорости роста ( $V = 164.80$  мкм/с,  $G = 8.50$  К/мм). Изменения этого структурного параметра в зависимости от скорости роста в логарифмическом масштабе носит линейный характер. Измеренные значения межпластинчатого расстояния в сплаве Al–Cu–Si–Fe в зависимости от скорости роста приведены на рис. 2. Как видно из рис. 2, данные образуют прямые линии, и линейный регрессионный анализ дает следующее уравнение, отражающее пропорциональную зависимость:

$$\lambda = k_1 V^{-n_1}, \quad (1)$$

где  $k_1$  – постоянная, и  $n_1$  – показатель степени для скорости роста кристаллов. С помощью линейного регрессионного анализа были определены следующие соотношения между межпластинчатым расстоянием и скоростью роста:  $\lambda_{(Al_2Cu)} = 14.74V^{-0.50}$  и  $\lambda_{(Si)} = 25.13V^{-0.55}$ , приведенные в табл. 2. Очевидно, что полученные показатели степени для скорости роста (0.50 и 0.55) близки к 0.50, как это и предсказывает теория Джексона–Ханта [10].

Полученные в данной работе значения показателя степени для скорости роста и составляющие 0.50 для lamellarной фазы  $Al_2Cu$  и 0.55 для пластинчатой фазы Si в четверном эвтектическом сплаве Al–Cu–Si–Fe, хорошо согласуются со значениями 0.50 для lamellarной фазы  $Al_2Cu$  в тройном сплаве Al–Cu–Ag [11] и 0.45 для пластинчатой фазы Si в тройном сплаве Al–Si–Mg [12], 0.50 для пластинчатой фазы Si в тройном сплаве Al–Si–Ni [13] и 0.50 для пластинчатой фазы Si в бинарном сплаве Al–Si [14].

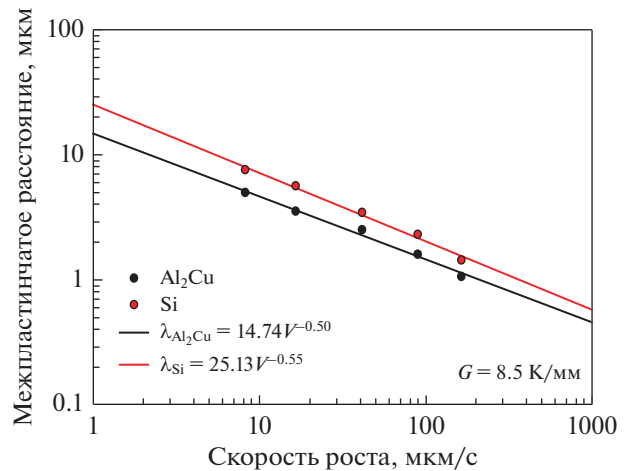


Рис. 2. Изменение межпластинчатого расстояния в зависимости от скорости роста.

В данной работе при направленной кристаллизации четверного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe фазы Si имеют вид нерегулярных пластин. Как видно из рис. 1(е), фазы Si образуют колонии при увеличении скорости роста. Согласно Ханту и Джексона [10] основной причиной в данном случае является низкое значение  $\Delta S/R$  (где  $\Delta S$  – энтропия плавления и  $R$  – газовая постоянная). В случае эвтектики Al–Si значение  $\Delta S/R$  для кремния высоко (3.59), и поэтому его рост идет по граням с опережением средней границы раздела при сильном кинетическом переохлаждении; это препятствует связанному росту и образованию регулярных удлиненных структур [15]. Из-за этого показатель степени для фазы Si может отличаться от значения 0.50, определенного согласно теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [10].

*Влияние скорости роста на микротвердость*

Из рис. 3 можно видеть, что увеличение скорости роста приводит к повышению микротвердости. Зависимость микротвердости от скорости роста была определена методом линейного ре-

Таблица 2. Зависимости характеристик структуры, микротвердости, предела прочности при растяжении и удельного электросопротивления эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe, направленно-закристаллизованного при неизменном температурном градиенте, от скорости роста кристалла

Сплав, вес. %	Структура	Микротвердость	Предел прочности при растяжении	Удельное электросопротивление
Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe	$\lambda_{(Al_2Cu)} = 14.74V^{-0.50}$ $\lambda_{(Si)} = 25.13V^{-0.55}$	$HV = 156.54V^{0.06}$ $HV = 147.33 + 107.93V^{0.25}$	$\sigma_{uts} = 69.91V^{0.06}$ $\sigma_{uts} = 65.56 + 47.98V^{0.25}$	$\rho = 7.87 \times 10^{-8}V^{0.08}$

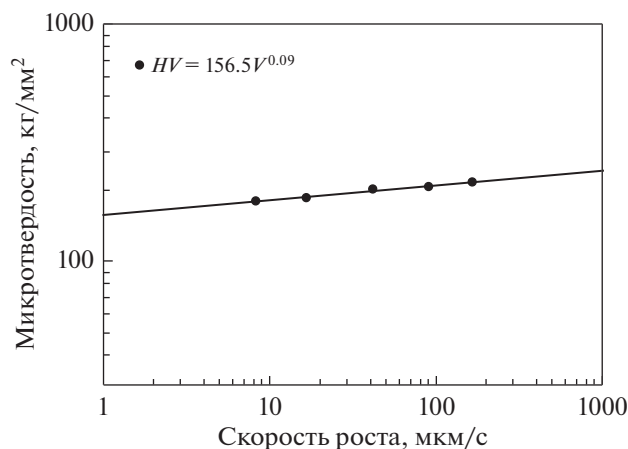


Рис. 3. Изменение микротвердости в зависимости от скорости роста.

грессионного анализа, и корреляционное соотношение может быть представлено как

$$HV = k_2(V)^{n_2}, \quad (2)$$

где  $k_2$  – постоянная и  $n_2$  – показатель степени для скорости роста. Также для описания зависимости микротвердости от скорости роста недавно было предложено использовать корреляционное соотношение Холла–Петча, которое может быть представлено как

$$HV = HV_0 + k_3(V)^{0.25}, \quad (3)$$

где  $HV_0$  – начальная микротвердость твердой фазы, находящейся в равновесии с жидкой фазой при температуре плавления, и  $k_3$  – постоянная, зависящая от вида материала.  $HV_0$  и  $k_3$  могут быть определены экспериментально. Зависимость микротвердости эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe от скорости роста, полученная с использованием линейного регрессионного анализа, приведена на рис. 3.

На рис. 3 показано изменение микротвердости в зависимости от скорости роста при неизменном температурном градиенте. Микротвердость повышается при увеличении скорости роста. С помощью линейного регрессионного анализа было установлено следующее соотношение между микротвердостью и скоростью роста для эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe:  $HV = 156.5(V)^{0.09}$ . Показатель степени 0.09 согласуется с показателями степени для скорости роста (0.03–0.11), полученными другими исследователями [16, 17] для различных тройных эвтектических сплавов, изготовленных при аналогичных условиях кристаллизации. Также была установлена взаимосвязь между микротвердостью и скоростью роста с использованием корреляционных соотношений Холла–Петча. Зависимость микротвердости от скорости роста для направленно закристаллизован-

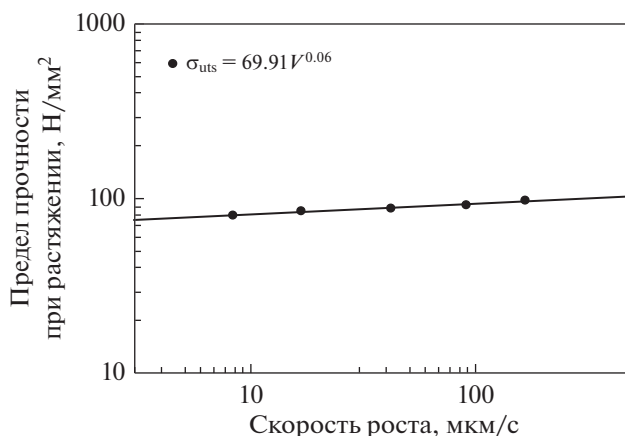


Рис. 4. Изменение предела прочности при растяжении в зависимости от скорости роста.

ного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe оказалась следующей:  $HV = 147.33 + 107.93(V)^{0.25}$ . Значение 147.33 Кг/мм<sup>2</sup> может считаться начальной микротвердостью твердой фазы, находящейся в равновесии с жидкой фазой эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe при температуре плавления, а величина 107.93 характеризует “неподатливость” твердости направленно закристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe по отношению к скорости роста.

Так как параметры структуры эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe уменьшаются при увеличении скорости роста, очевидно, что микротвердость при этом повышается. Кроме того, на изменение величины микротвердости сильно влияют выделяющиеся интерметаллические фазы, а также легирующие элементы. В результатах, полученных Кыягысыз и Марашлы (Kaygisiz and Maraşlı) для сплава Al–Cu–Mg [16], значение  $HV_0$  значительно выше, чем для сплава Al–Cu–Si–Fe. Увеличение скорости роста не изменяет структуру эвтектики, но приводит к уменьшению межметаллического расстояния в колониях интерметаллических фаз эвтектического сплава Al–Cu–Mg [16]. Также на микротвердость существенно влияет количество Mg в сплаве. При этом структура эвтектики сплава Al–Cu–Si–Fe разрушается при высокой скорости роста (рис. 1a–1e).

#### Влияние скорости роста на предел прочности при растяжении

На рис. 4 показано изменение предела прочности при растяжении ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) в зависимости от скорости роста. Зависимость  $\sigma_{\text{uts}}$  от скорости роста может быть представлена следующим уравнением

$$\sigma_{\text{uts}} = k_4(V)^{n_4}, \quad (4)$$

где  $k_4$  – постоянная и  $n_4$  – показатель степени для скорости роста. Также для описания зависимости предела прочности при растяжении от скорости роста недавно было предложено использовать корреляционное соотношение Холла–Петча, которое может быть представлено как

$$\sigma_{\text{uts}} = \sigma_{\text{uts}_0} + k_5(V)^{0.25}, \quad (5)$$

где  $\sigma_{\text{uts}_0}$  – начальный предел прочности при растяжении твердой фазы, находящейся в равновесии с жидкой фазой при температуре плавления, и  $k_5$  – постоянная, зависящая от вида материала.  $\sigma_{\text{uts}_0}$  и  $k_5$  могут быть определены экспериментально. Зависимость предела прочности при растяжении эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe от скорости роста, полученная с использованием линейного регрессионного анализа, приведена на рис. 4.

С помощью линейного регрессионного анализа было установлено следующее соотношение между пределом прочности при растяжении и скоростью роста для эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe:  $\sigma_{\text{uts}} = 69.91(V)^{0.06}$ .

Также была установлена взаимосвязь между пределом прочности при растяжении и скоростью роста с использованием корреляционных соотношений Холла–Петча. Зависимость предела прочности при растяжении от скорости роста для направленно закристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe оказалась следующей:  $\sigma_{\text{uts}} = 65.56 + 47.98(V)^{0.25}$ .

Значение 65.56 Н/мм<sup>2</sup> может считаться начальным пределом прочности при растяжении твердой фазы, находящейся в равновесии с жидкой фазой эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe при температуре плавления, а величина 47.98 характеризует “неподатливость” предела прочности при растяжении направленно закристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe по отношению к скорости роста.

Полученные в настоящей работе значения прочности хорошо согласуются с аналогичными экспериментальными значениями для различных сплавов [12, 16, 17]. Предел прочности при растяжении изменяется в зависимости от скорости роста, структуры, присутствия интерметаллических фаз и содержания легирующих элементов в сплаве.

*Влияние скорости роста на удельное электросопротивление*

В литературе имеются многочисленные исследования, касающиеся влияния температуры на электропроводность. Однако зависимость электропроводности от скорости роста и межпластинчатого расстояния изучена недостаточно. Зависи-

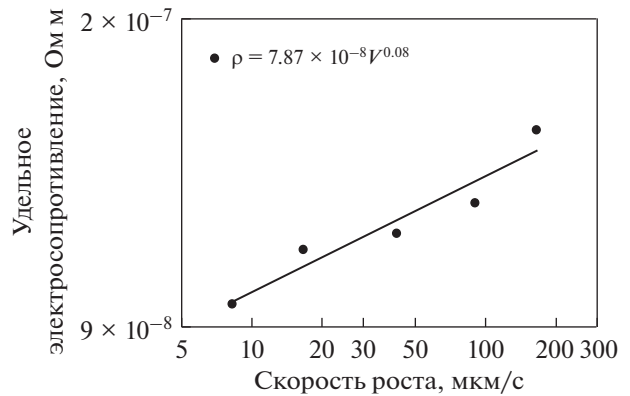


Рис. 5. Изменение удельного электросопротивления в зависимости от скорости роста для направленно закристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe при неизменном температурном градиенте.

мость удельного электросопротивления от скорости роста определялась с помощью линейного регрессионного анализа, и взаимосвязь между ними может быть выражена как

$$\rho = k_6(V)^{n_6}, \quad (6)$$

где  $k_6$  – постоянная и  $n_6$  – показатель степени для скорости роста. Изменение удельного электросопротивления эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe в зависимости от скорости роста при неизменном температурном градиенте приведено на рис. 5.

Величина  $\rho$  исследуемого сплава повышается при увеличении скорости роста. С помощью линейного регрессионного анализа для эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe было определено следующее соотношение между  $\rho$  и  $V$ :  $\rho = 4.13 \times 10^{-8}(V)^{0.12}$ . Значение  $\rho$  для четверного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe оказалось выше, чем значения  $\rho$ , полученные различными исследователями для тройных сплавов Al–Cu–Mg и Al–Si–Mg, [12, 16] соответственно. На значения  $\rho$ , полученные в аналогичных экспериментальных условиях, влияет содержание легирующих элементов.

**ВЫВОДЫ**

В настоящей работе исследовалась микроструктура, микротвердость и предел прочности при растяжении направленно закристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Si–Fe. Эвтектический сплав Al–Cu–Si–Fe был подвергнут направленной кристаллизации в печи Бриджмена для определения экспериментальных соотношений между параметрами структуры, микротвердостью, пределом прочности при растяжении, удельным электросопротивлением и скоростью роста.

Даже при увеличении скорости роста примерно в двадцать раз межпластинчатое расстояние

$(\lambda_{\text{Al}_2\text{Cu}} - \lambda_{\text{Al}_2\text{Cu}}, \lambda_{\text{Si}} - \lambda_{\text{Si}})$  уменьшилось приблизительно в 4–7 раз. Это привело к увеличению микротвердости, предела прочности при растяжении и удельного электросопротивления закристаллизованных образцов.

Зависимость межпластинчатого расстояния от скорости роста определяется соотношениями:

$$\lambda_{(\text{Al}_2\text{Cu})} = 14.74(V)^{-0.50} \quad \text{и} \quad \lambda_{(\text{Si})} = 25.13(V)^{-0.55}.$$

Для установления связи экспериментально полученных значений микротвердости и предела прочности при растяжении со скоростью роста был применен линейный регрессионный анализ. Получены следующие соотношения:

$$HV = 156.5(V)^{0.09} \quad \text{и} \quad \sigma_{\text{uts}} = 69.91(V)^{0.06}.$$

Кроме того, для установления зависимости экспериментально полученных значений микротвердости и предела прочности при растяжении от скорости роста использовались корреляционные соотношения Холла–Петча. Получены следующие соотношения:

$$HV = 147.33 + 107.93(V)^{0.25} \quad \text{и} \\ \sigma_{\text{uts}} = 65.56 + 47.98(V)^{0.25}.$$

#### БЛАГОДАРНОСТИ

Настоящая работа была выполнена при поддержке Отдела научно-исследовательских проектов Университета Эрджис в рамках выполнения контракта: FBA-12-4016. Авторы выражают благодарность указанному отделу за финансовую поддержку.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Boettinger W.J., Coriell S.R., Greer A.L., Karma A., Kurz W., Rappaz M., Trivedi R.* Solidification microstructures: Recent developments, future directions // *Acta Mater.* 2000. V. 48. P. 43–70.
2. *Jones H.* Some effects of solidification kinetics on microstructure formation in aluminium-base alloys // *Mat. Sci. Eng. A.* 2005. V. 413–414. P. 165–173.
3. *Hecht U., Granasy L., Pusztai T., Böttger B., Apel M., Witusiewicz V., Ratke L., de Wilde J., Froyen L., Camel D., Drevet B., Faivre G., Fries S.G., Legendre B., Rex S.* Multiphase solidification in multicomponent alloys // *Mat. Sci. Eng. R.* 2004. V. 46. P. 1–49.
4. *Engin S., Büyük U., Kaya H., Maraşlı N.* Directionally solidification and measurements of the physical properties of the Zinc-Aluminum eutectic alloy // *J. Minerals, Metal. Mater.* 2011. V. 18. P. 659–664.
5. *Çadırlı E., Büyük U., Engin S., Kaya H.* Effect of silicon content on microstructure, mechanical and electrical properties of the directionally solidified Al-based quaternary alloys // *J. Alloys and Compd.* 2017. V. 694. P. 471–479.
6. *Ourdjini A., Liu J., Elliott R.* Eutectic spacing selection in Al–Cu system // *Mater. Sci. Tech-Lond.* 1994. V. 10. P. 312.
7. *Smiths F.M.* Measurement of sheet resistivities with the four-point probe // *The Bell Sys. Tech. J.* 1958. V. 37. P. 711–718.
8. *Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V.* Casting aluminium alloys. Elsevier, 2007. 554 p.
9. *Mondolfo L.F.* Metallography of aluminum alloys. John Wiley & Sons, Inc. New York, 1943. 371 p.
10. *Jackson K.A. and Hunt J.D.* Lamellar and rod eutectic growth // *Trans. Metall. Soc. A.I.M.E.* 1966. V. 236. P. 1129–1142.
11. *Böyük U., Maraşlı N., Kaya H., Çadırlı E., Keşlioğlu K.* Directional solidification of Al–Cu–Ag alloy // *Appl. Phys. A.* 2009. V. 95. P. 923–932.
12. *Kaygısız Y., Maraşlı N.* Microstructural, mechanical and electrical characterization of directionally solidified Al–Si–Mg eutectic alloy // *J. Alloys and Compd.* 2015. V. 618. P. 197–203.
13. *Böyük U., Engin S., Maraşlı N.* Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al–Si–Ni alloy // *Mater. Charact.* 2011. V. 62. № 9. P. 844–851.
14. *Gündüz M., Kaya H., Çadırlı E., Özmen A.* Interflake spacings and undercoolings in Al–Si irregular eutectic alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. V. 369. P. 215–229.
15. *Rohatgi P.K., Sharma R.C., Prabhakar K.V.* Microstructure and mechanical properties of unidirectionally solidified Al–Si–Ni ternary eutectic // *Metal. Mater. Trans. A.* 1975. V. 6A. P. 569–575.
16. *Kaygısız Y., Maraşlı N.* Microstructural, mechanical, and electrical characterization of directionally solidified Al–Cu–Mg eutectic alloy // *Phys. Met. Metallogr.* 2017. V. 118. № 4. P. 389–398.
17. *Böyük U.* Physical and mechanical properties of Al–Si–Ni eutectic alloy // *Metal. Mater. Int.* 2012. V. 18. № 6. P. 933–938.