

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'3'295:539.53

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ РОСТА НА МЕЖПЛАСТИНЧАТОЕ РАССТОЯНИЕ, ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Al–Cu–Ti

© 2020 г. Умит Бьярам^а, Неджметтин Марашли^{б, *}

^аКафедра физики, Педагогический факультет, Университет Эрджиес, Кайсери, Турция

^бКафедра металлургии и материаловедения, Факультет химической технологии и металлургии, Технический университет Йылдыз, Стамбул, 34210 Турция

*e-mail: nmarasli@yildiz.edu.tr

Поступила в редакцию 22.01.2019 г.

После доработки 26.03.2019 г.

Принята к публикации 26.09.2019 г.

Исследовали зависимость межпластинчатого расстояния (λ), микротвердости (HV) и предела прочности при растяжении (σ_{UTS}) от скорости роста (V) для эвтектического сплава Al–Cu–Ti (Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti). Для этого эвтектический сплав Al–Cu–Ti кристаллизовали при неизменном градиенте температуры 6.45 K mm^{-1} в широком интервале изменения скорости роста, от 8.58 до 2039 мкм/с. Затем выполняли измерения λ , HV и σ_{UTS} на образцах направленно кристаллизованного сплава Al–Cu–Ti. Зависимости λ , HV и σ_{UTS} от V для эвтектического сплава Al–Cu–Ti определяли экспериментально с помощью линейного регрессионного анализа. Полученные результаты сравнивали с аналогичными экспериментальными результатами, имеющимися в литературе.

Ключевые слова: направленная кристаллизация, алюминиевые сплавы, микроструктура, микротвердость, прочность при растяжении

DOI: 10.31857/S0015323020040166

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе алюминия представляют собой группу изготавливаемых литьем материалов, уступающих по тоннажу только литью из черных металлов. Алюминиевые сплавы пользуются повышенным спросом в автомобильной и авиационной промышленности. Продолжается разработка новых сплавов, поскольку имеются широкие возможности для улучшения их свойств при использовании простых и недорогих методов, таких как легирование и кристаллизация в различных условиях. Для легирования алюминия могут использоваться самые разные материалы [1]: цинк, магний, медь, кремний, железо, литий, марганец, никель, серебро, олово и титан. К наиболее широко используемым сплавам относятся алюминий–медь, алюминий–кремний и алюминий–магний. Отличительные характеристики этих сплавов – легкий вес, высокая температура плавления, хорошая теплопроводность и исключительная стойкость к окислению. Сплавы системы Al–Cu широко используются в технических применениях [2].

Кристаллизация и плавление являются фазовыми превращениями между твердой и жидкой фазами материала. Понимание механизма кристаллизации очень важно для направленного воз-

действия на электрические, тепловые и механические свойства металлов [3].

При направленной кристаллизации двойных или тройных эвтектик могут образовываться строго ориентированные правильные структуры, состоящие из стержнеобразных волокон или ламелей. Формирование таких структур способно привести к значительному увеличению прочности при высокой температуре, сопротивления разрушению или сопротивления ползучести по сравнению со структурой обычных литейных сплавов [4–34].

Как можно видеть из литературных источников [6–32], эксперименты по направленной кристаллизации обычно проводятся при различной скорости роста (из расплава) при неизменном температурном градиенте, и по результатам экспериментов определяется влияние скорости роста (V) на параметры микроструктуры и микротвердость (HV).

Цель настоящей работы состояла в экспериментальном исследовании влияния V на величины λ (межпластинчатое расстояние), HV и σ_{UTS} (предел прочности при растяжении) для эвтектического сплава Al–Cu–Ti. Эвтектический сплав

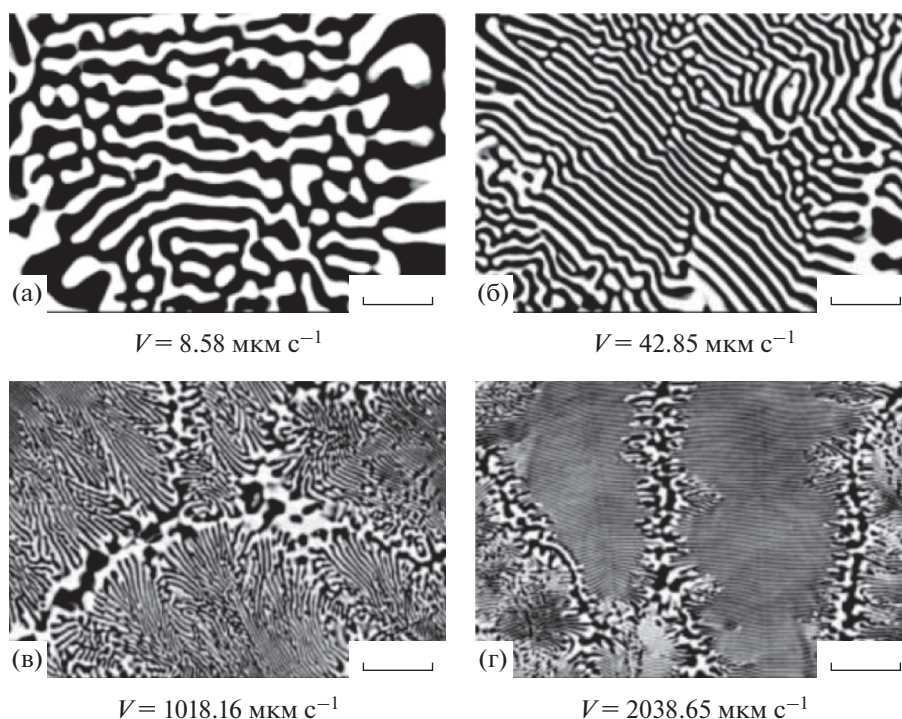


Рис. 1. Характерные SEM-изображения структуры направленно кристаллизованного эвтектического сплава Al–33 вес. %–Cu–0.1 вес. %–Ti при неизменном температурном градиенте 4.93 К мм^{-1} .

Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti направленно кристаллизовался со скоростью роста от 8 мкм с^{-1} до 2300 мкм с^{-1} при постоянном температурном градиенте 6.45 К мм^{-1} . Значения λ , HV и σ_{UTS} измерялись на образцах направленно кристаллизованного сплава Al–Cu–Ti, и зависимость λ , HV и σ_{UTS} от V определялась экспериментально с использованием регрессионного анализа.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Экспериментальное исследование эвтектического сплава Al–Cu–Ti выполняли в несколько этапов. Эти этапы подробно описаны ниже.

В настоящей работе расплав Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti приготавливали с использованием алюминия 99.99% чистоты, меди 99.99% чистоты и титана 99.95% чистоты в вакуумной плавильной печи. Расплав разливали в графитовые тигли, помещенные в печь для горячего розлива с температурой приблизительно на 50 К выше температуры плавления выбранного эвтектического сплава, и затем направленно кристаллизовали до получения целого образца.

Каждый образец повторно нагревали до температуры на 100 К выше температуры плавления в печи Бриджмена и кристаллизовали при неизменном температурном градиенте 6.45 К мм^{-1}

при различных скоростях роста из расплава. После устойчивого роста до 10–12 см образцы закаляли путем быстрого погружения в ванну с водой. Подробное описание экспериментальной процедуры и печи Бриджмена приведено в работах [22–32].

Для выявления микроструктуры образцы после полирования подвергали травлению в растворе Келлера (1.5 мл HCl, 1 мл HF, 2.5 мл HNO₃ и 95 мл H₂O) в течение 40–45 с.

Снимки микроструктуры в поперечном сечении образцов выполняли на сканирующем электронном микроскопе (SEM) линейки LEO. Некоторые характерные SEM-изображения структуры направленно кристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Ti в поперечном сечении образцов приведены на рис. 1. Как видно из рис. 1, в сплаве Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti ячеистая эвтектическая микроструктура измельчается при увеличении скорости роста.

Температуру образца измеряли с помощью четырех изолированных термопар K-типа диаметром 0.25 мм, установленных внутри образца на расстоянии 4–6 мм друг от друга. Для измерения расстояния между термопарами (ΔX) фотографировали их положения. Температуру твердой и жидкой фазы при росте непрерывно записывали с помощью компьютерного регистрирующего устройства. Температурный градиент ($G = \Delta T / \Delta X$) и скорость роста ($V = \Delta X / \Delta t$) для каждого образца

Таблица 1. Параметры процесса кристаллизации, межпластинчатое расстояние, микротвердость, предел прочности при растяжении для направленно кристаллизованного эвтектического сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti при различной скорости роста и неизменном температурном градиенте

Сплав, вес. %	Параметры кристаллизации		Характеристики структуры		
	G , К/мм	V , мкм/с	λ_T , мкм	HV_T , кгс/мм ²	σ_{UTS} , Н/мм ²
Al–33–Cu–0.1–Ti	6.45 ± 0.10	8.58 ± 0.17	3.97 ± 0.48	165.1 ± 6.6	151.1 ± 3.0
		42.85 ± 0.86	2.35 ± 0.29	177.4 ± 7.1	177.2 ± 3.5
		83.4 ± 1.7	1.63 ± 0.19	186.6 ± 7.5	192.2 ± 3.8
		164.2 ± 3.3	0.87 ± 0.12	195.3 ± 7.8	204.7 ± 4.1
		490.8 ± 9.8	0.68 ± 0.10	201.1 ± 8.0	218.5 ± 4.4
		1018 ± 20	0.59 ± 0.08	207.4 ± 8.3	223.8 ± 4.7
		1497 ± 30	0.49 ± 0.06	213.4 ± 8.5	232.8 ± 4.7
2039 ± 41	0.44 ± 0.05	216.7 ± 8.7	238.0 ± 4.8		

Примечание. λ – межпластинчатое расстояние, измеренное в поперечном сечении (среднее значение); HV – микротвердость, измеренная в поперечном сечении (среднее значение); σ_{UTS} – предел прочности при растяжении, измеренный в поперечном сечении (среднее значение); жирным шрифтом выделены экспериментальные значения, полученные для высоких скоростей роста.

определяли исходя из измеренных значений ΔT , ΔX и Δt .

Расчетная погрешность при измерении температурного градиента G и скорости роста V составляет 1.5 и 2% [41] соответственно.

Межпластинчатое расстояние определяли по фотографиям микроструктуры в поперечном сечении образцов методом секущих [22–27]. При определении микроструктурных параметров значение межпластинчатого расстояния измерялось 30–40 раз для сведения до минимума статистической погрешности.

Измерения микротвердости выполняли с помощью твердомера модели *FutureTech FM700*. Окончательное значение микротвердости определяли усреднением не менее 30 результатов измерений в поперечном сечении образца (HV_T). Каждый результат определяли усреднением не менее десяти отдельных измерений, выполненных случайным образом на поверхности образца. Расчетная погрешность при измерении микротвердости составляет примерно 4% [32].

Предел прочности при растяжении (σ_{UTS}) измеряли при комнатной температуре на универсальной испытательной машине *Shimadzu Universal Testing Instrument* (Тип AG–10KNG) при скорости деформирования 10^{-3} с⁻¹. Данные, полученные при испытании на растяжение, могут быть проанализированы с использованием следующей формулы для определения напряжения (σ):

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{mg}{\pi r^2}, \quad (1)$$

где σ – напряжение в Н/мм² (или МПа), F – прилагаемое усилие (Н), A – исходная площадь поперечного сечения образца.

Измерения предела прочности при растяжении повторяли, по крайней мере, три раза при оси растяжения параллельной ростовой оси образца. Рас-

четная погрешность при измерении предела прочности на растяжение составляет примерно 2% [32].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовая диаграмма системы Al–Cu–Ti была определена Золоторевским с сотр. [35]. Растворимость титана в алюминии в твердом состоянии составляет приблизительно 1.2 вес. % (0.7 ат. %) при температуре кристаллизации эвтектики 837.13 К [36]. В эвтектической точке (837.13 К) происходит эвтектическая реакция $L \rightarrow$ твердый раствор α -Al (матричная фаза) + θ -Al₂Cu (интерметаллическая фаза) [35]. В соответствии с фазовой диаграммой системы Al–Cu–Ti [35], был выбран следующий состав сплава: Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti, для получения твердого раствора Al и Al₂Cu из жидкой фазы. Образцы подвергались направленной кристаллизации при скоростях роста от 8.58 до 2038.65 мкм с⁻¹ при неизменном температурном градиенте 6.45 К мм⁻¹ в установке для выращивания кристаллов методом Бриджмена.

Количественный химический состав α -фазы (твердый раствор Al) и θ -фазы (интерметаллическая фаза Al₂Cu) определялся с помощью энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDX) и приведен на рис. 2.

Согласно результатам EDX-анализа, приведенным на рис. 2, белой фазой является θ -Al₂Cu, черной фазой – твердый раствор α -Al. Изменение измеренных значений в зависимости от скорости роста для сплава Al–Cu–Ti приведено на рис. 3 и в табл. 1. Значения межпластинчатого расстояния ложатся на прямую линию, что видно на рис. 3, и соотношение, полученное путем линейного регрессионного анализа, может быть выражено как

$$\lambda = K_1 V^{-n}, \quad (2)$$

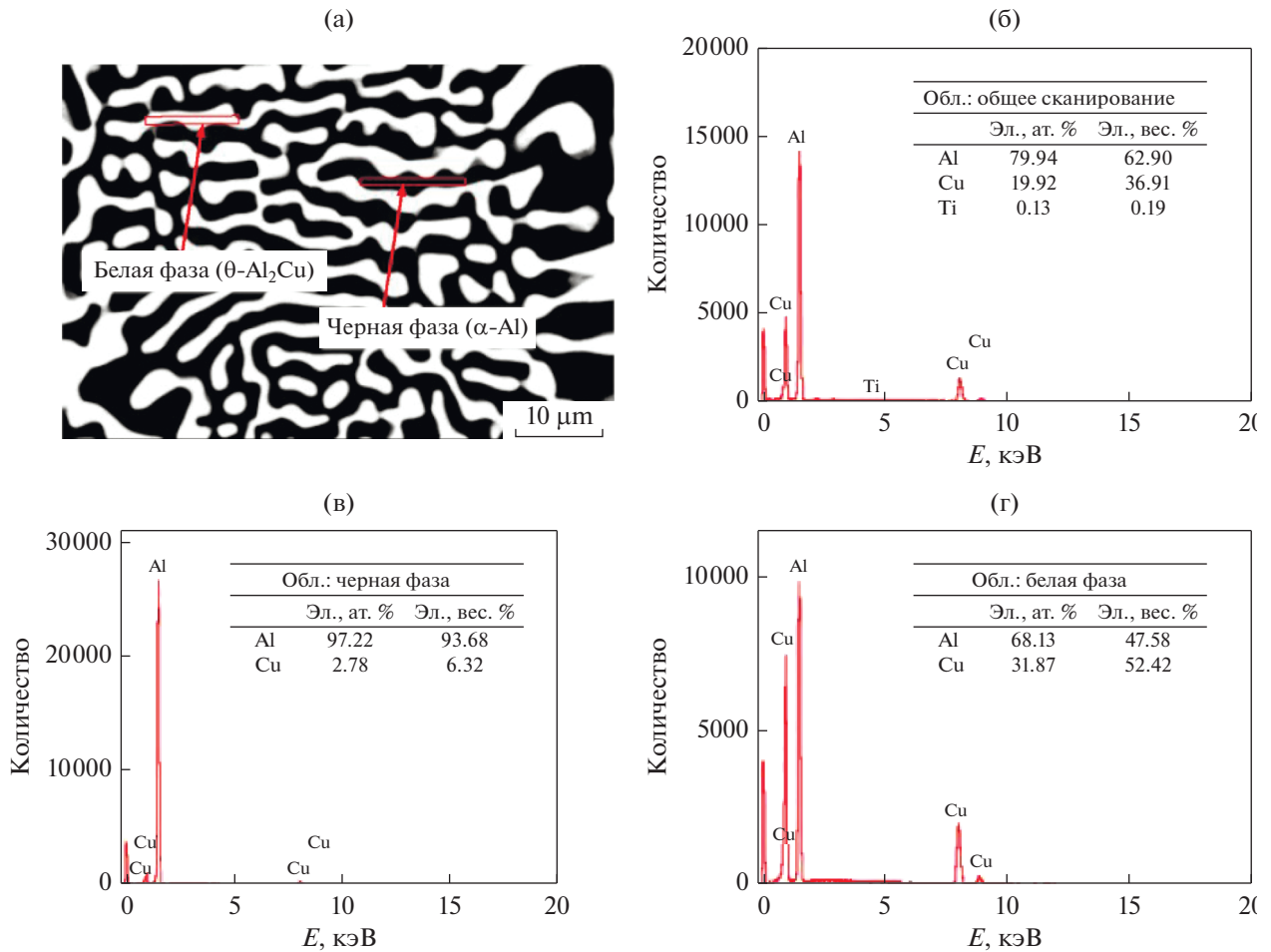


Рис. 2. Химический состав эвтектического сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti, определенный с помощью SEM EDX. Фаза черного цвета – фаза $\alpha\text{-Al}$ и фаза белого цвета – интерметаллическая фаза $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$.

где K_1 – постоянная, n – показатель степени для скорости роста кристалла. Было получено следующее соотношение между межпластинчатым расстоянием и скоростью роста для сплава Al–Cu–Ti:

$$\lambda = 9.51V^{-0.41} \quad (3)$$

Экспериментальная ошибка при измерении λ и V составляет 13 и 2%, соответственно [32].

Сравнение полученных в данной работе результатов с аналогичными ранее полученными результатами [28–32] и значениями, определенными согласно теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [8] для эвтектического сплава Al–33 вес. % Cu, приведено на рис. 3. Из рис. 3 видно, что линия зависимости λ от V , полученная в настоящей работе, лежит между линиями зависимости λ от V , полученными в предыдущих работах [28–32]. При этом линия зависимости, определенная согласно теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [8], и к линиям, полученным для эв-

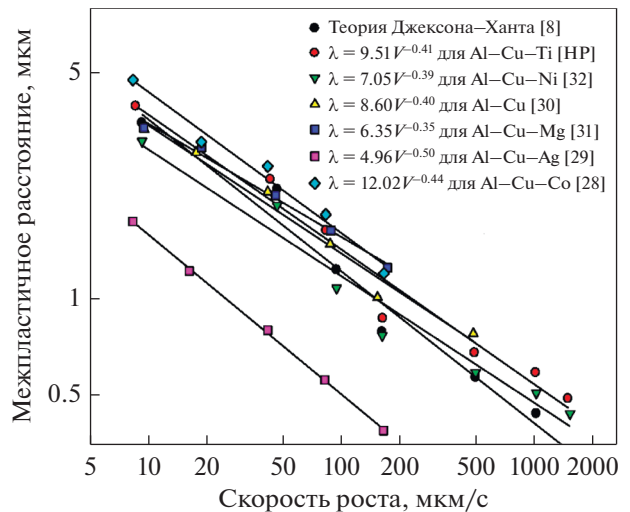


Рис. 3. Сравнение зависимости межпластинчатого расстояния от скорости роста, полученной в настоящей работе, с такой же зависимостью, полученной в предыдущих работах [28–32] для сплавов на основе Al, и с зависимостью предсказанной по теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [8].

тектических сплавов Al–Cu–Co [28], Al–Cu [30], Al–Cu–Mg [31] и Al–Cu–Ni [32], и довольно далеко от линии зависимости λ от V , полученной для сплава Al–Cu–Ag [29]. Такое сильное несоответствие связано, скорее всего, с видом и количеством легирующих элементов Ag, Cu и Ti. В сплаве Al–Cu–Ag фазы α (твердый раствор Al), β (твердый раствор Ag_2Al) и θ (твердый раствор Al_2Cu) были получены из жидкой фазы эвтектикого состава [29], а в системе Al–Cu–Ti α и θ фазы были выращены из эвтектического сплава. Следовательно эвтектические сплавы Al–Cu–Ag и Al–Cu–Ti имеют различную микроструктуру. Это является причиной различной микротвердости.

Кроме того, показатель степени 0.41 в зависимости (3), определенный в настоящей работе, очень близок к показателям степени 0.40 и 0.39, полученным для сплавов Al–Cu [30] и Al–Cu–Ti [32] соответственно, и несколько превышает показатель степени 0.35, определенный для сплава Al–Cu–Ag [29].

Однако показатель степени 0.41, полученный в настоящей работе, также несколько ниже, чем значения 0.46, 0.49, 0.45, 0.44 и 0.50, определенные для сплавов Al–25.6 вес. % Cu–24.5 вес. % Ag [12], In–33.10 вес. % Bi–15.56 вес. % Sn [17], Al–13.0 вес. % Si–5.0 вес. % Mg [40] и Al–Cu–Co [36] и значения, прогнозируемого согласно теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [8], соответственно. Показатель степени 0.41, полученный в настоящей работе для сплава Al–Cu–Ti, на 18% меньше, чем значение определенное согласно теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [8]. Следовательно, это различие может быть связано с высокой скоростью роста от 600 до 2100 мкм/с, но не с легирующими элементами Cu и Ti.

В конечном итоге, показатель степени 0.41 при всех межпластинчатых расстояниях для всех скоростей роста, определенный в настоящей работе, хорошо согласуется с показателями степени, полученными только некоторыми авторами [30–32, 37, 38] для сплавов на основе Al. Даже в том случае, когда объемная скорость роста $256.67 \text{ мкм}^3 \text{ с}^{-1}$, полученная в настоящей работе, значительно больше объемных скоростей роста 156, 139, 101.80, 112 и $101 \text{ мкм}^3 \text{ с}^{-1}$, полученных для сплавов Al–33.0 вес. % Cu [31], Al–35.5 вес. % Cu [7], Al–5.7 вес. % Ni [24], Al–32.0 вес. % Cu [8] и Al–25.6 вес. % Cu–24.5 вес. % Ag [12], соответственно, и очень близка к значениям 286.67, 277.9, 232.17, 288 и $218.6 \text{ мкм}^3 \text{ с}^{-1}$, полученным для сплавов Al–32.5 вес. % Cu–1 вес. % Ni [32], Fe–22.8 ат. % Al–9.7 ат. % Nb [39], Al–23.9 вес. % Cu–1.2 вес. % Co [28], In–32.18 вес. % Bi–15.55 вес. % Sn [17] и In–33.10 вес. % Bi–15.56 вес. % Sn [25] соответственно.

Механические свойства материала изменяются в зависимости от микроструктуры, и для полу-

чения перспективных материалов с заданными свойствами необходимо знание микроструктуры [40–45]. Согласно работам Холла [46] и Петча [47], предел прочности зависит от размера зерна как:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K_2}{\sqrt{d}}, \quad (4)$$

где K_2 – постоянная и d – средний размер зерна. Межпластинчатое расстояние зависит от среднего размера зерна. Согласно теории эвтектических структур, значение λ обратно пропорционально квадратному корню из скорости роста (V). Таким образом, взаимосвязь типа Холла–Петча между микротвердостью и межпластинчатым расстоянием или скоростью роста может быть представлена в следующем виде:

$$HV = HV_0 + K_3 \lambda^{-0.5}; \quad (5)$$

$$HV = HV_0 + K_4 V^{0.25}, \quad (6)$$

где HV_0 – исходная микротвердость, K_3 и K_4 – постоянные материала. В настоящей работе значения HV_0 , K_3 и K_4 в уравнениях (5) и (6) определялись экспериментально.

Графики изменения HV в зависимости от V при постоянном $G = 4.93 \text{ К мм}^{-1}$ согласно уравнениям Холла–Петча приведены на рис. 4–5. В настоящей работе зависимость HV_T от λ и V для сплава Al–Cu–Ti определялась по следующим уравнениям Холла–Петча:

$$HV = 144.7 + 1.52 \lambda^{-0.5}; \quad (7)$$

$$HV = 154.2 + 54.24 V^{0.25}. \quad (8)$$

Зависимость HV_T от межпластинчатого расстояния и скорости роста для эвтектического сплава Al–Cu–Ni [41] также определяли по следующим уравнениям Холла–Петча:

$$HV = 109.10 + 1.72 \lambda^{-0.5}; \quad (9)$$

$$HV = 124.4 + 62.16 V^{0.25}. \quad (10)$$

Как можно видеть из рис. 4, 5 и уравнений (7)–(10), микротвердость сильно зависит, как от межпластинчатого расстояния, так и от скорости роста направленно кристаллизованных сплавов Al–Cu–Ti и Al–Cu–Ni. Как видно из рис. 4а, при увеличении параметров кристаллизации значение HV_T повышается.

Соотношение между HV_T и V было получено с помощью линейного регрессионного анализа и может быть представлено как

$$HV = K_5 V^a, \quad (11)$$

где K_5 – постоянная и a – показатель степени для скорости роста. На рис. 5б изображено изменение HV_T в зависимости от V при постоянном G в сравнении с предыдущими экспериментальными ре-

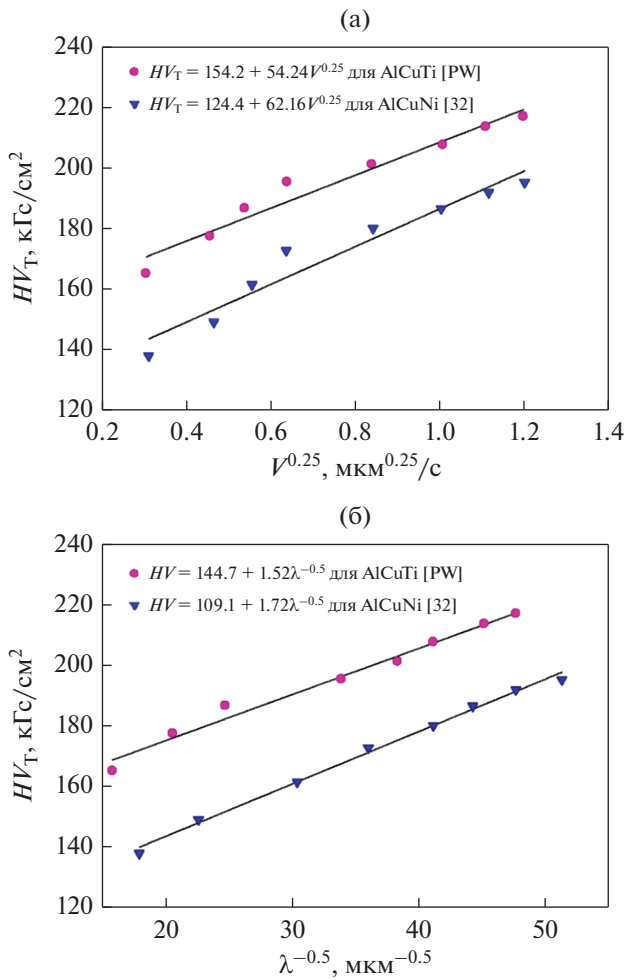


Рис. 4. Изменение микротвердости в зависимости от (а) скорости роста, (б) межпластинчатого расстояния при неизменном температурном градиенте согласно уравнениям Холла–Петча для направленно кристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Ti.

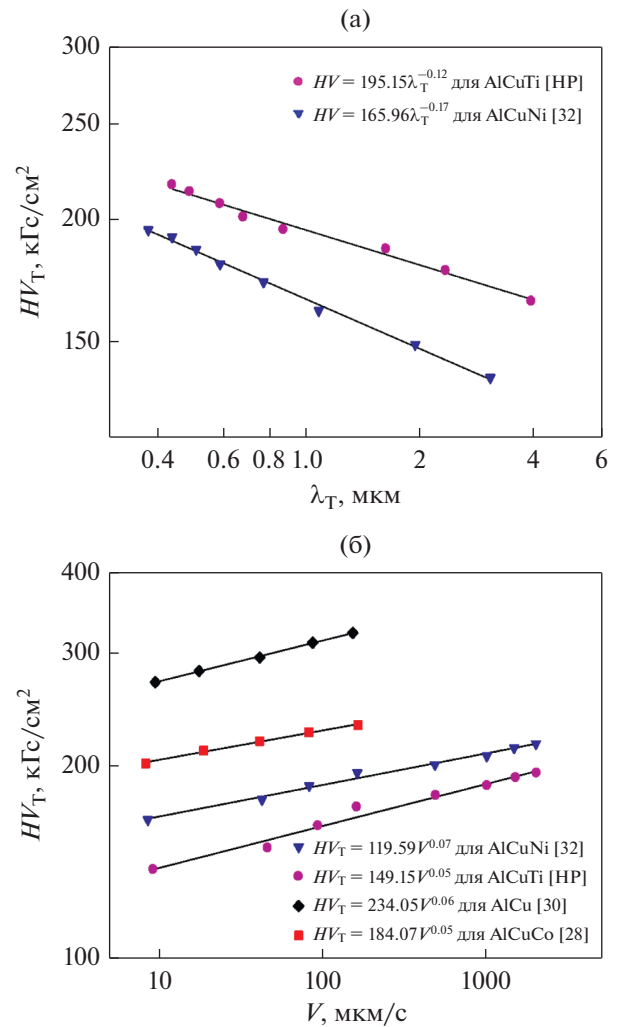


Рис. 5. Изменение микротвердости в зависимости от (а) межпластинчатого расстояния, (б) скорости роста для направленно кристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Ti, определенное путем линейного регрессионного анализа.

зультатами для сплавов аналогичных систем [28, 30, 32]. Было установлено следующее соотношение между HV_T и λ_T и HV_T и V для эвтектического сплава Al–Cu–Ti:

$$HV = 195.15\lambda^{-0.12}; \tag{12}$$

$$HV = 149.15V^{0.05}. \tag{13}$$

Байрам и Марашлы [32], Чадирлы [30] и Чадирлы с сотр. [28] провели аналогичный эксперимент при различной скорости роста и неизменном температурном градиенте для сплавов на основе Al. Как видно из рис. 4б и 5б, величина HV_T возрастает при увеличении значения V и уменьшении значения λ при неизменном G . Зависимость HV_T от λ для сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti было получено с помощью линейного регрессионного анализа. Из рис. 4а, 5б и табл. 1 можно видеть, что величина микротвердости для эвтектического сплава

Al–Cu–Ti повышается от 165.1 до 216.7 кГс мм⁻² при увеличении скорости роста от 8.58 до 2039 мкм с⁻¹. Показатель степени 0.05 для сплава Al–Cu–Ti очень близок к показателям степени 0.07, 0.06 и 0.05, полученным для эвтектических сплавов Al–32.5 вес. % Cu–1 вес. % Ni [32], Al–33.0 вес. % Cu [30] и Al–23.9 вес. % Cu–1.2 вес. % Co [28] соответственно.

Значение коэффициента 149.15 для сплава Al–Cu–Ti несколько больше, чем значение коэффициента 119.59 для сплава Al–Cu–Ni [32], и меньше, чем значение коэффициента 184.07 для сплава Al–Cu–Co [28], и составляет примерно половину от значения коэффициента 234.05 для сплава Al–Cu [30]. Такое расхождение может быть обусловлено увеличением скорости роста и расхождением по составу из-за введения Ti, как легирующего элемента. При этом, по литератур-

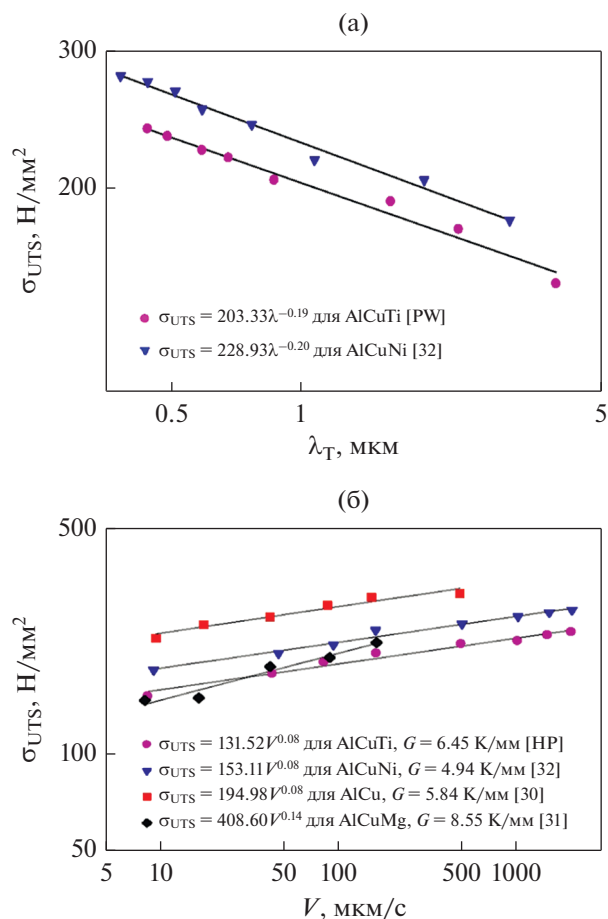


Рис. 6. Изменение предела прочности при растяжении в зависимости от (а) межпластинчатого расстояния, (б) скорости роста для направленно кристаллизованного эвтектического сплава Al–Cu–Ti, определенное путем линейного регрессионного анализа, при неизменном температурном градиенте.

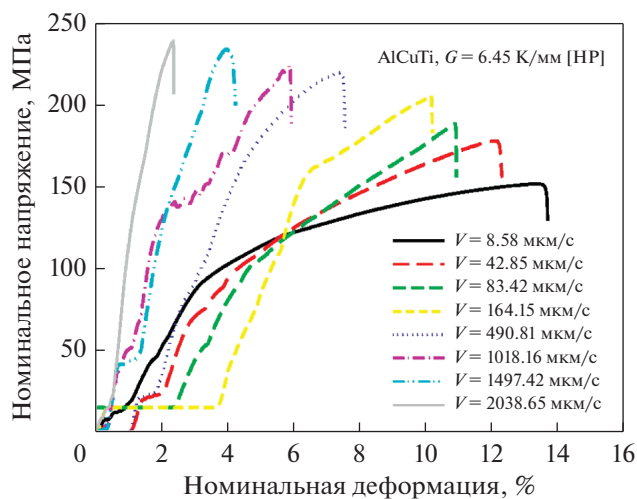


Рис. 7. Кривые номинальное напряжение–деформация для эвтектического сплава Al–Cu–Ti, направленно кристаллизованного при различных скоростях роста и неизменном температурном градиенте 6.45 К/мм.

ным данным, показатель степени 0.05, относящийся к скорости роста, для сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti хорошо согласуется с показателями степени 0.06, 0.07, 0.08 и 0.10, полученными некоторыми авторами [30, 23, 38 и 26].

Как можно видеть из рис. 6 и табл. 1, величина предела прочности при растяжении (σ_{UTS}) повышается при увеличении значения V и уменьшении значения λ_T при неизменном градиенте G .

Соотношение между σ_{UTS} и λ_T и V было получено с помощью линейного регрессионного анализа. Согласно рис. 6, зависимости σ_{UTS} от λ_T и V для сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti могут быть выражены, как

$$\sigma_{UTS} = 203.33\lambda^{-0.19}, \quad (14)$$

$$\sigma_{UTS} = 131.52V^{0.08}. \quad (15)$$

Экспериментальная ошибка при измерениях σ_{UTS} составляет примерно 2% [32]. На рис. 6 также приведены, для сравнения, изменение предела прочности при растяжении в зависимости от межпластинчатого расстояния и скорости роста для эвтектического сплава Al–Cu–Ni и изменение предела прочности при растяжении в зависимости от скорости роста для двойных или тройных сплавов на основе Al. Как можно видеть из рис. 6, величина предела прочности при растяжении для эвтектического сплава Al–Cu–Ti повышается от 151.1 до 238.0 H/mm^2 при увеличении скорости роста от 8.58 до 2039 $\mu\text{m}/\text{s}$. Показатель степени 0.08 для скорости роста, полученный для эвтектического сплава Al–Cu–Ti хорошо согласуется с показателем степени 0.08, полученным для сплавов Al–32.5 вес. % Cu–1 вес. % Ni [32] и Al–33.0 вес. % Cu [30].

Однако этот показатель степени 0.08, полученный для сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti, составляет почти половину от показателя степени 0.14, полученного для сплава Al–30.0 вес. % Cu–6.0 вес. % Mg [31].

Кроме того, коэффициент 131.52, полученный для сплава Al–Cu–Ti, очень близок к коэффициентам 153.11 и 194.98, полученным для сплавов Al–32.5 вес. % Cu–1 вес. % Ni [32] и Al–30.0 вес. % Cu [30] соответственно, однако он составляет одну треть от коэффициента 408.60, полученного для сплава Al–30.0 вес. % Cu–6.0 вес. % Mg [31]. Из этого можно сделать вывод, что на величину предела прочности при растяжении влияют как легирующие элементы Cu, Mg, Ni и Ti, так и скорость роста.

На рис. 7 приведены кривые напряжение–деформация для направленно кристаллизованного сплава Al–Cu–Ti при различных скоростях роста. Исходя из этих кривых, можно сделать вывод, что энергия деформации повышается при увеличении скорости роста.

ВЫВОДЫ

1. Показатель степени 0.41 для скорости роста для направленно кристаллизованного сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti примерно на 20% меньше, чем показатель степени, рассчитанный согласно теории кристаллизации эвтектики Джексона–Ханта [8]. Линейная зависимость межпластинчатого расстояния в зависимости от скорости роста при значении последней до 500 мкм/с для сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti хорошо согласуется с зависимостью, построенной согласно теории Джексона–Ханта [8], но при скорости роста более 500 мкм/с показатель степени отличается от значения 0.50, прогнозируемого теорией Джексона–Ханта [8].

2. Были получены уравнения типа Холла–Петча, отражающие зависимость микротвердости и предела прочности при растяжении от скорости роста при неизменном температурном градиенте ($G = 4.93$ К/мм). Результаты, полученные в настоящей работе, сравнивались с аналогичными экспериментальными результатами, имеющимися в литературе.

3. Исходя из кривых напряжение–деформация можно сделать вывод, что энергия деформации эвтектического сплава Al–33 вес. % Cu–0.1 вес. % Ti изменяется в зависимости от скорости роста.

Настоящая работа была выполнена при поддержке Отдела научно-исследовательских проектов Университета Эрджис в рамках выполнения контракта: № FDK-2013-4741. Авторы выражают благодарность указанному отделу за финансовую поддержку.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Polmear I.J.* Light alloys metallurgy of light metals. 3rd ed. London, Edward Arnold Publisher, 1981. P. 147–157.
2. *Auchet J., Bretonet J.L.* Experimental measurement of resistivity of aluminium based liquid alloys // *Rev. Int. Hautes Temper. Refract.* 1990. V. 26. P. 181–192.
3. *Porter D.A., Easterling K.E.* Phase Transformations in Metals and Alloys. 2nd edition, CRC Press, 1992.
4. *Caram R., Milenkovic S.* Microstructure of Ni–Ni₃Si Eutectic Alloy Produced by Directional Solidification // *J. Cryst. Growth.* 1999. V. 198–199. P. 844–849.
5. *Fu H.Z., Liu L.* Progress of Directional Solidification in Processing of Advanced Materials // *Mater. Sci. Forum.* 2005. V. 475–479. P. 607–612.
6. *Jones H.* Rapid Solidification of Metals and Alloys. The Institution of Metallurgists. Sheffield. UK, 1982.
7. *Tassa M., Hunt J.D.* The measurement of Al–Cu dendrite tip and eutectic interface temperatures and their use for predicting the extent of the eutectic range // *J. Cryst. Growth.* 1976. V. 34. P. 38–48.
8. *Jordan R.M., Hunt J.D.* The growth of lamellar eutectic structures in the Pb–Sn and Al–CuAl₂ systems // *Mater. Trans.* 1971. V. 2. P. 3401–3410.
9. *Rhême M., Gonzales F., Rappaz M.* Growth directions in directionally solidified Al–Zn and Zn–Al alloys near eutectic composition // *Scripta Mater.* 2008. V. 59. P. 440–443.
10. *Gonzales F. and Rappaz M.* Dendrite growth directions in aluminium-zinc alloys // *Metall. Mater. Trans. A.* 2006. V. 37. P. 2797–2806.
11. *Osório W.R., Spinelli J.E., Cheung N. and Garcia A.* Secondary dendrite arm spacing and solute redistribution effects on the corrosion resistance of Al–10 вес. % Sn and Al–20 вес. % Zn alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. V. 420. P. 179–186.
12. *De Wilde J., Froyen L., Rex S.* Coupled two-phase [α (Al) + θ (Al₂Cu)] planar growth and destabilisation along the univariant eutectic reaction in Al–Cu–Ag alloys // *Scripta Mater.* 2004. V. 51. P. 533–538.
13. *Jackson K.A., Hunt J.D.* Lamellar and rod eutectic growth // *Trans. Metall. Soc. AIME.* 1966. V. 236. P. 1129–1142.
14. *Datye V., Langer J.S.* Stability of thin lamellar eutectic growth // *Phys. Rev. B.* 1981. V. 24. P. 4155–4169.
15. *Seetharaman V., Trivedi R.* Eutectic growth: Selection of interlamellar spacings // *Metall. Trans. A.* 1988. V. 19. P. 2955–2964.
16. *Trivedi R., Mason J.T., Verhoeven J.D., Kurz W.* Eutectic spacing selection in lead-based alloy systems // *Metall. Trans. A.* 1991. V. 22. P. 2523–2533.
17. *Witusiewicz V.T., Hecht U., Rex S., Apel M.* In situ observation of microstructure evolution in low-melting Bi–In–Sn alloys by light microscopy // *Acta Mater.* 2005. V. 53. P. 3663–3669.
18. *Trivedi R., Magnin P., Kurz W.* Theory of eutectic growth under rapid solidification conditions // *Acta Metall.* 1987. V. 35. P. 971–980.
19. *Asta M., Beckermann C., Karma A., Kurz W., Napolitano R., Plapp M., Purdy G., Rappaz M., Trivedi R.* Solidification microstructures and solid–state parallels: Recent developments, future directions // *Acta Mater.* 2009. V. 57. P. 941–971.
20. *Borland S.M.D., Elliott R.* Growth temperatures in Al–CuAl₂ and Sn–Cd eutectic alloys // *Metall. Trans. A.* 1987. V. 9. P. 1063–1067.
21. *Ourdjini A., Liu J. and Elliott R.* Eutectic spacing selection in Al–Cu system // *Mater. Sci. Technol.* 1994. V. 10. P. 312–318.
22. *Kaya H., Çadırılı E. and Gündüz M.* Eutectic growth of unidirectionally solidified bismuth-cadmium alloy // *J. Mater. Process. Technol.* 2007. V. 183. P. 310–320.
23. *Kaygısız Y., Maraşlı N.* Microstructural, mechanical and electrical characterization of directionally solidified Al–Si–Mg eutectic alloy // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 618. P. 197–203.
24. *Kaya H., Büyük U., Çadırılı E., Maraşlı N.* Unidirectional solidification of aluminium–nickel eutectic alloy // *Kovove Mater.* 2010. V. 48. P. 291–300.
25. *Çadırılı E., Büyük U., Kaya H., Maraşlı N., Keşlioğlu K., Akbulut S., Ocak Y.* Experimental investigation of the effect of solidification processing parameters on the rod spacings in the Sn–1.2 wt % Cu alloy // *J. Alloys Compd.* 2009. V. 470. P. 150–156.

26. *Böyük U., Maraşlı N., Kaya H., Çadırlı E., Keşlioğlu K.* Variations of microhardness with solidification parameters and electrical resistivity with temperature for Al–Cu–Ag eutectic alloy // *Current Applied Physics*. 2012. V. 12. P. 7–10.
27. *Engin S., Böyük U., Maraşlı N.* The effects of microstructure and growth rate on microhardness, tensile strength, and electrical resistivity for directionally solidified Al–Ni–Fe alloys // *J. Alloys Compd.* 2016. V. 660. P. 23–31.
28. *Çadırlı E., Yılmaz İ., Şahin M., Kaya H.* Investigation of the Some Physical Properties of the Directionally Solidified Al–Cu–Co Ternary Eutectic Alloy // *Trans. Indian Inst. Met.* 2015. V. 68. P. 817–827.
29. *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.
30. *Çadırlı E.* Effect of Solidification Parameters on Mechanical Properties of Directionally Solidified Al–Rich Al–Cu Alloys // *Met. Mater. Int.* 2013. V. 19. P. 411–422.
31. *Kaygısız Y., Maraşlı N.* Microstructural, Mechanical and Electrical Characterization of Directionally Solidified Al–Cu–Mg Eutectic Alloy // *Phys. Metals Metall.* 2017. V. 118. P. 389–398.
32. *Bayram Ü., Maraşlı N.* Influence of Growth Rate on Eutectic Spacings, Microhardness and Ultimate Tensile Strength in the Directionally Solidified Al–Cu–Ni Eutectic Alloy // *Metall. and Mater. Trans. B*. 2018. V. 49. № 6. P. 3293–3305.
33. *Ivanov M.A., Naumuk A. Yu.* Kinetics of eutectic solidification // *Phys. Metals Metall.* 2014. V. 115. № 5. P. 471–480.
34. *Mohamed E.A., Churyumov A. Yu.* Investigation of the microstructure and properties of Al–Si–Mg/SiC composite materials produced by solidification under pressure // *Phys. Metals Metal.* 2016. V. 117. № 10. P. 1054–1060.
35. *Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V.* *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier, Pittsburgh, 2007. 544 p.
36. *Hansen M. and Anderko K.* *Constitutions of Binary Alloys*, Second Edition, McGraw-Hill Book Company, N.Y., 1958. P. 139–141.
37. *Lin X., Huang W.D., Feng J., Li T., Zhou Y.* History-dependent Selection of Primary Cellular/Dendritic Spacing during Unidirectional Solidification in Aluminum Alloys // *Acta Mater.* 1999. V. 47. P. 3271–3280.
38. *Young K.P., Kirkwood D.H.* The dendrite arm spacings of aluminum-copper alloys solidified under steady-state conditions // *Metall. Trans.* 1975. V. 6A. P. 197–205.
39. *Mota M.A., Coelho A.A., Bejarano J.M.Z., Gama S., Caram R.* Fe–Al–Nb phase diagram investigation and directional growth of the (Fe, Al)₂Nb–(Fe, Al, Nb)_{ss} eutectic system // *J. Alloys Compd.* 2005. V. 399. P. 196–201.
40. *Munitz A.* Microstructure of rapidly solidified laser molten Al–4.5 Wt Pct cu surfaces // *Metall. Trans. B*. 1965. V. 16. P. 149–161.
41. *Zimmermann M., Carrard M., Kurz W.* Rapid solidification of Al–Cu eutectic alloy by laser remelting // *Acta Metall.* 1989. V. 37. P. 3305–3313.
42. *Cheung N., Ierardi M.C.F., Garcia A., Vilar R.* The use of artificial intelligence for the optimization of a laser transformation hardening process // *Lasers in Eng.* 2000. V. 10. P. 275–291.
43. *Osório W.R., Garcia A.* Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn–Al alloys as a function of solidification conditions // *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. V. 325. P. 103–111.
44. *Quaresma J., Santos C.A., Garcia A.* Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al–Cu alloys // *Metall. Trans. A*. 2000. V. 31. P. 3167–3178.
45. *Siqueira C., Cheung N., Garcia A.* Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition // *Metall. Mater. Trans. A*. 2002. V. 33. P. 2107–2118.
46. *Hall E.O.* The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results // *Proc. Phys. Soc. B*. 1951. V. 64. P. 747–753.
47. *Petch N.J.* The Cleavage Strength of Polycrystals // *J. Iron Steel Inst.* 1953. V. 174. P. 25–28.