

## Влияние микроструктуры на физико-механические свойства алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si, наноструктурированного интенсивной пластической деформацией

© А.М. Мавлютов<sup>1,2</sup>, И.А. Касаткин<sup>3</sup>, М.Ю. Мурашкин<sup>2,3</sup>, Р.З. Валиев<sup>2,3</sup>, Т.С. Орлова<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Уфа, Россия

<sup>3</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: a.m.mavlyutov@gmail.com; orlova.t@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 21 апреля 2015 г.)

Исследованы микроструктурные особенности, прочность и электропроводность электротехнического алюминиевого сплава 6201 системы Al–Mg–Si, наноструктурированного методом интенсивной пластической деформации кручением под давлением при различных температурах и режимах деформирования. В результате в образцах получена ультрамелкозернистая структура с наноразмерными включениями вторичных фаз, обеспечивающая отличную комбинацию высокой прочности (условный предел текучести  $\sigma_{0.2} = 325\text{--}410$  МПа) и электропроводности (55–52% IACS). Проведен анализ вкладов различных механизмов в достигнутое упрочнение. Экспериментально установлено, что введение дополнительной плотности дислокаций (повышение с  $2 \cdot 10^{13}$  до  $5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ ), при сохранении основных параметров ультрамелкозернистой структуры (размера зерна, размера и распределения вторичных упрочняющих фаз), приводит к увеличению прочности данного сплава на  $\sim 15\%$ , при этом значение электропроводности материала изменяется незначительно. Проведена оценка вклада границ зерен в электросопротивление УМЗ-сплава за счет изменения их состояния, связанного, наиболее вероятно, с изменением степени неравновесности.

Рентгеноструктурные исследования проведены с использованием оборудования Ресурсного центра научного парка СПбГУ „Рентгенодифракционные методы исследования“.

Авторы А.М.М., М.Ю.М. и Р.З.В. выражают благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку проекта № 14.Б25.31.0017.

### 1. Введение

В последние годы был предложен новый подход, позволяющий добиться значительного увеличения прочности алюминиевых сплавов при сохранении высокой электропроводности или даже ее увеличении, и таким образом обеспечивающий создание металлических проводников нового поколения [1–3]. Этот подход основан на управлении механизмами упрочнения и электропроводности за счет измельчения зерна алюминиевой матрицы до субмикронных размеров посредством интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной температуре (КТ) и распада твердого раствора, сопровождающегося формированием наноразмерных частиц вторичных фаз при динамическом старении в процессе последующей ИПД при повышенных температурах. Полученные таким образом ультрамелкозернистые (УМЗ) структуры с наноразмерными включениями вторичных фаз продемонстрировали высокую механическую прочность благодаря реализации в исследуемом материале

таких механизмов упрочнения как зернограничное упрочнение и дисперсионное твердение [1,2]. В то же время снижение на порядок содержания растворенных атомов в алюминиевой матрице привело к повышению электропроводности до уровня, близкого к чистому алюминию [3]. Данный подход был реализован и применительно к проводникам на основе меди [4]. Несмотря на растущее в последние годы применение различных методов ИПД к алюминиевым и медным сплавам [1–4], до сих пор отсутствует полное понимание физической природы механизмов повышения прочности и электропроводности УМЗ-материалов, что необходимо для дальнейшего улучшения их функциональных свойств.

В настоящей работе методом интенсивной пластической деформации кручением под давлением (ИПДК) получена УМЗ-структура в образцах сплава 6201 системы Al–Mg–Si, широко применяемого в виде токопроводящих жил самонесущих изолированных проводов и проводов воздушных линий электропередач [5–7]. На

**Таблица 1.** Параметры микроструктуры, механические свойства и электропроводность алюминиевого сплава 6201

Режим обработки	$d$ , nm	$D$ , nm	$L$ , nm	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ , %	ОКР, nm	$\rho$ , $m^{-2}$	$H_v$ , МПа	$\sigma_{0,2} = \frac{H_v}{3}$ , МПа	$\omega$ , MS/m	IACS, %
А	950	30	115	$0.051 \pm 0.003$	$197 \pm 36$	$\sim 3 \cdot 10^{13}$	$1135 \pm 23$	378	$31.1 \pm 0.6$	53.5
В				$0.078 \pm 0.003$	$111 \pm 13$	$\sim 9 \cdot 10^{13}$	$1232 \pm 49$	411	$30.1 \pm 0.6$	51.9
Б	1100	50	135	$0.037 \pm 0.002$	$187 \pm 18$	$\sim 2 \cdot 10^{13}$	$860 \pm 36$	287	$32.3 \pm 0.6$	55.7
Г				$0.056 \pm 0.003$	$128 \pm 10$	$\sim 5 \cdot 10^{13}$	$975 \pm 63$	325	$31.9 \pm 0.6$	55.0

основании тщательного исследования микроструктуры и физико-механических свойств проведен анализ механизмов упрочнения, позволяющих достигать повышенной прочности при сохранении высокой электропроводности. Предложен способ дальнейшего увеличения прочности УМЗ-сплавов за счет введения дополнительной плотности дислокаций при сохранении основных параметров микроструктуры. Проанализирован вклад в электросопротивление от введенных дислокаций и выявлено влияние состояния границ зерен на электропроводность данного УМЗ-сплава.

## 2. Материал исследования и экспериментальные методики

В качестве материала для исследования использовали горячепрессованный пруток диаметром 20 mm электро-технического алюминиевого сплава 6201 стандартного химического состава 0.6–0.9Mg; 0.6–0.9Si; 0.3Fe; 0.1Cu; 0.02Zn; 0.02Ti + V + Cr + Mn; ост. Al (wt.%). Из исходного прутка были вырезаны заготовки в виде дисков толщиной 1.5 mm. Заготовки перед деформацией подвергали гомогенизационному отжигу при температуре 550°C в течение 2 h с последующей закалкой в воду. Далее проводили наноструктурирование сплава методом ИПДК [8,9]. Данный метод позволяет производить наиболее сильное измельчение структуры до нанометрического масштаба [8,9]. Были приготовлены образцы, прошедшие следующую обработку: 1 оборот ( $n = 1$ ) ИПДК при КТ под давлением 6 GPa и последующая ИПДК при температурах 180 или 230°C под давлением 6 GPa,  $n = 20$  (режимы А и Б соответственно). В результате такой обработки степень истинной деформации на расстоянии 6 mm от центра диска составила  $\sim 7$  [9]. Часть образцов, обработанных в режимах А и Б, дополнительно подвергали обработке ИПДК на 1/4 оборота при КТ (режимы В и Г соответственно).

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре Bruker D8 DISCOVER в режиме симметричного  $\theta - 2\theta$  сканирования с использованием параллельного пучка излучения  $CuK_{\alpha}$  (40 kV, 40 mA). Шаг сканирования по углу  $2\theta$  составил 0.02°, а время экспозиции — 0.5 s. Полнопрофильным моделированием

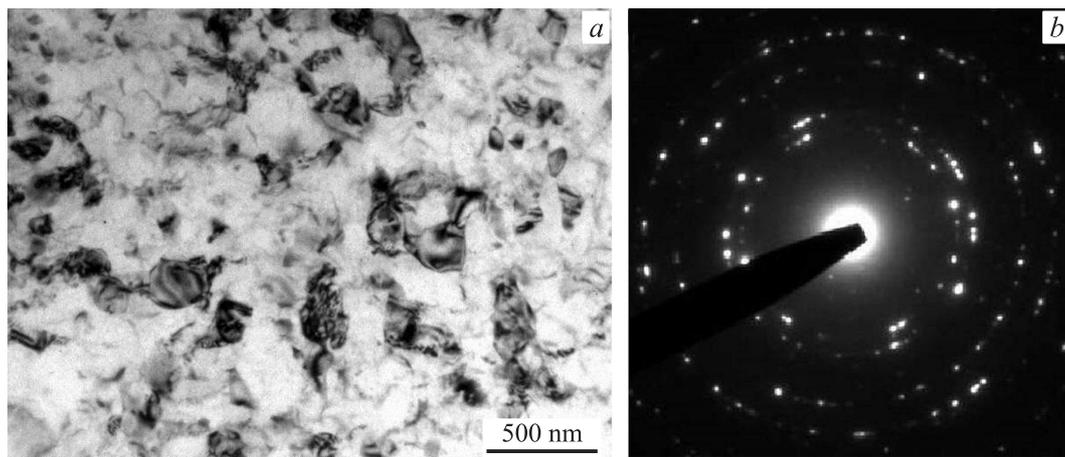
методом Паули с использованием программного обеспечения „TOPAS 4.2“ определялись значения параметра решетки  $a$ , средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) и уровень микроискажений кристаллической решетки ( $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ ). Исследование микроструктуры образцов методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводилось на микроскопе JEOL JEM 2100 при ускоряющем напряжении 200 kV. Электропроводность сплава  $\omega$  измеряли, используя вихревой измеритель марки ВЭ–27 НЦ/4–5 с относительной погрешностью  $\pm 2\%$  по ГОСТ 27333-87. Микротвердость по методу Виккерса  $H_v$  определяли в соответствии с ГОСТ 2999-75 на микротвердомере Buehler Omnimet Micromet–5101. Условный предел текучести образцов  $\sigma_{0,2}$  оценивался на базе измерений микротвердости  $H_v$  по формуле  $\sigma_{0,2} \approx H_v/3$  [10].

## 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

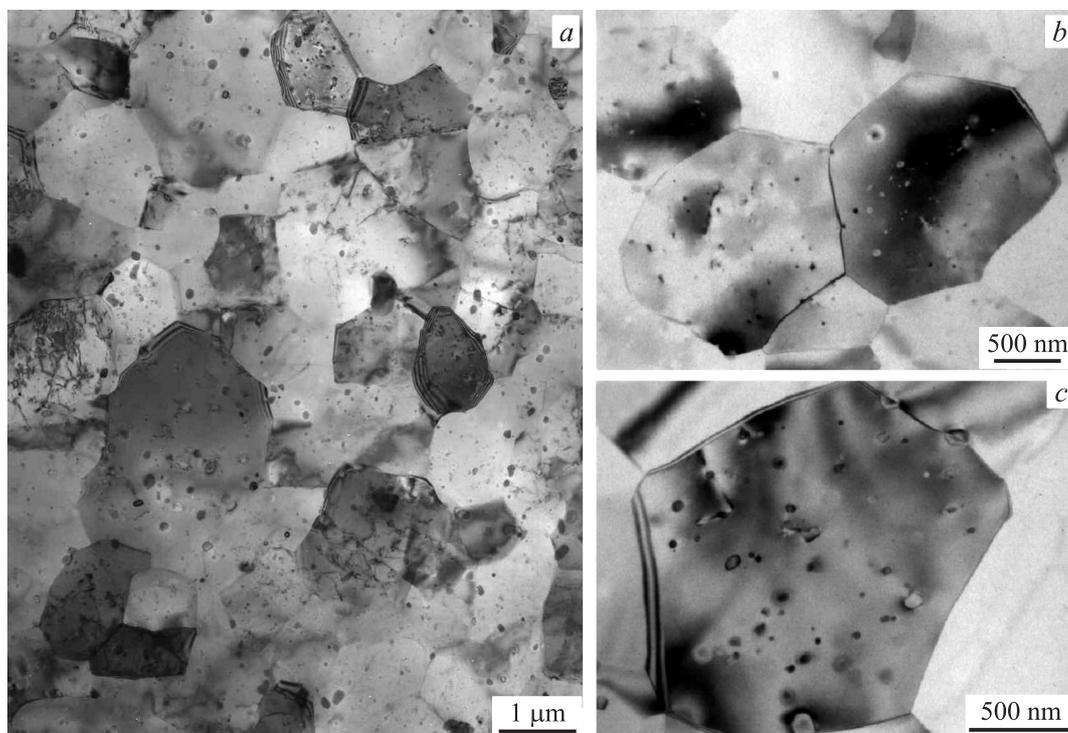
Исследования микроструктуры методом ПЭМ показали, что в результате обработки ИПДК при КТ с  $n = 1$  исходная крупнозернистая структура сплава трансформируется в однородную УМЗ-структуру преимущественно с большеугловыми границами зерен. При этом зерна имеют форму, близкую к равноосной, а их размер  $d$  составляет около  $130 \pm 15$  nm (рис. 1,  $a, b$ ). Последующая ИПДК при повышенных температурах существенно влияет на микроструктуру сплава. Средний размер зерна в образцах сплава после дополнительной деформации при 180°C (режим А) и 230°C (режим Б) увеличивается до  $950 \pm 50$  и  $1100 \pm 50$  nm соответственно. Наряду с увеличением размера зерна происходит выделение частиц вторичной фазы  $Mg_2Si$  [1,11] сферической формы, со средним диаметром  $D$ , равным 30 и 50 nm, и средним расстоянием между частицами  $L$ , равным 115 и 135 nm соответственно, для образцов, обработанных по режиму А и Б (рис. 2 и табл. 1).

Дополнительная обработка ИПДК с  $n = 1/4$  при КТ (режимы В и Г) не приводит к изменению среднего размера зерна матрицы, а также размера и распределения частиц вторичных фаз (табл. 1), однако вносит дополнительные решеточные дислокации (рис. 3).

Полученные рентгенограммы всех исследованных образцов алюминиевого сплава 6201 подобны, типич-



**Рис. 1.** Микроструктура алюминиевого сплава 6201 после обработки ИПДК при КТ,  $n = 1$ : *a* — светлопольное изображение, *b* — дифракционная картина.

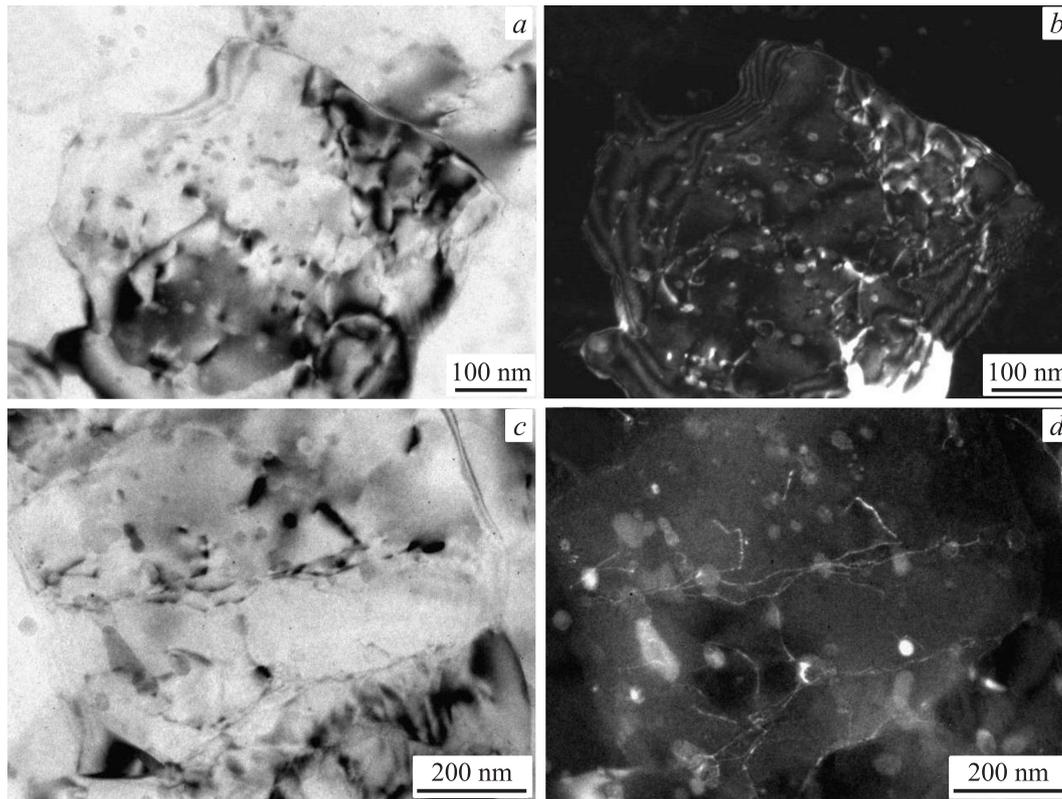


**Рис. 2.** Микроструктура алюминиевого сплава 6201 после обработки ИПДК: *a, b* — в режиме А, *c* — в режиме Б.

ная рентгенограмма приведена на рис. 4. В табл. 1 приведены определенные методом рентгеноструктурного анализа (РСА) значения параметра решетки, средний размер областей когерентного рассеяния и уровень микроискажений кристаллической решетки. Значения параметра решетки во всех образцах различаются между собой в пределах погрешности измерений ( $a = 4.0500 \pm 0.001 \text{ \AA}$ ) и близки по величине к параметру решетки крупнозернистого чистого алюминия ( $a = 4.0495 \text{ \AA}$ ), что свидетельствует о значительном уменьшении концентрации легирующих элементов в

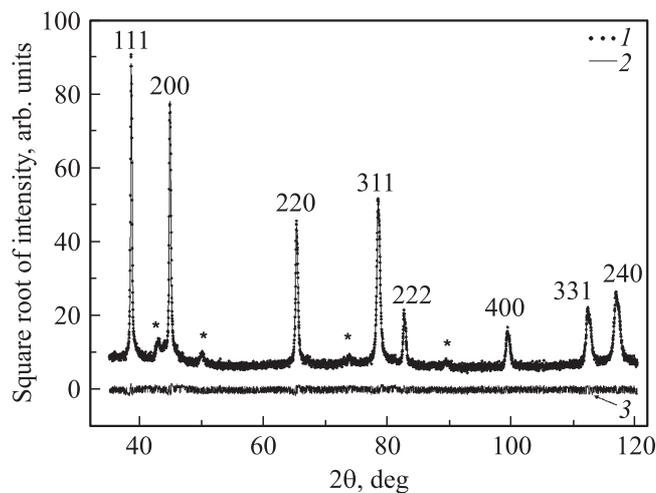
твердом растворе. Обработка ИПДК при КТ с  $n = 1/4$  (режимы В и Г) вносит дополнительные микроискажения в кристаллическую решетку исследуемых образцов, а также уменьшает средний размер ОКР (табл. 1).

Полученные данные по механическим свойствам (микротвердости и условному пределу текучести) и электропроводности образцов также приведены в табл. 1. Для сравнения полученных значений электропроводности с медным стандартом в таблице также приведены значения электропроводности в единицах IACS (International Annealed Copper Standard).



**Рис. 3.** Микроструктура алюминиевого сплава 6201 после ИПДК: *a, b* — в режиме В, *c, d* — в режиме Г (светлопольные (*a, c*) и темнопольные (*b, d*) изображения).

Известно, что ИПДК алюминиевого сплава 6201 при КТ с  $n = 1$  ведет к повышению прочности, предел прочности достигает 500 МПа, но электропроводность не превышает 48% IACS [1]. Отличное сочетание вы-



**Рис. 4.** Рентгенограмма образца алюминиевого сплава 6201, обработанного ИПДК в режиме А (1), результат ее моделирования с использованием программного обеспечения „ТОРАS“ (2) и разностная кривая между ними (3). Звездочки — пики, соответствующие вторичным фазам.

сокой прочности ( $\sigma_{0.2} = 287\text{--}378$  МПа) и электропроводности (53.5–55.7% IACS) демонстрируют образцы, обработанные ИПДК в режимах А и Б (табл. 1). Формирование УМЗ-структуры и снижение концентрации легирующих элементов в твердом растворе за счет формирования вторичных фаз обеспечивает высокую прочность (микротвердость) и электропроводность алюминиевого сплава 6201 по сравнению с его аналогами, подвергнутыми стандартной термомеханической обработке [6,12,13].

На основании полученных микроструктурных параметров (табл. 1) проведем оценку вкладов различных механизмов в общее упрочнение, которое является суперпозицией этих механизмов [14–17]

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \sigma_{gs} + \sigma_{ss} + \sigma_{Or} + \sigma_d, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  — напряжение Пайерлса–Набарро,  $\sigma_{gs}$  — зернограничное упрочнение,  $\sigma_{ss}$  — твердорастворное упрочнение,  $\sigma_{Or}$  — упрочнение Орована (за счет присутствия вторичных фаз),  $\sigma_d$  — дислокационное упрочнение.

Рассмотрим каждый механизм отдельно на примере образцов сплава, обработанных в режиме Б и демонстрирующих наилучшее сочетание прочности и электропроводности.

- 1) Напряжение Пайерлса–Набарро  $\sigma_0 = 10$  МПа [18].

**Таблица 2.** Оценка вкладов различных механизмов в общее упрочнение алюминиевого сплава 6201

Режим обработки	$\sigma_0$ , МПа	$\sigma_{gs}$ , МПа	$\sigma_{ss}$ , МПа	$\sigma_{Or}$ , МПа	$\sigma_d$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа
А	10	103	19	144	38	314
В					63	339
Б	10	95	19	136	33	293
Г					50	310

2) Зернограничное упрочнение определяется соотношением Холла–Петча [19,20]

$$\sigma_{gs} = Kd^{-\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где  $K = 0.1 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  — коэффициент Холла–Петча [18],  $d$  — средний размер зерна. В данном случае этот вклад составляет 103 МПа.

3) Согласно [21] твердорастворное упрочнение

$$\sigma_{ss} = \sum_i k_i C_i^{\frac{2}{3}}, \quad (3)$$

где  $C_i$  — концентрация  $i$ -го легирующего элемента,  $k_{Mg} = 59 \text{ МПа} (\text{wt.}\%)^{-2/3}$ ,  $k_{Si} = 66.3 \text{ МПа} (\text{wt.}\%)^{-2/3}$ . В настоящей работе не проводилось прямого измерения изменения концентрации легирующих элементов в твердом растворе, однако, в [22] исследовался процесс распада твердого раствора в близком по химическому составу алюминиевом сплаве AA6060 системы Al–Mg–Si. Согласно этой работе, в результате ИПДК при  $180^\circ\text{C}$  ( $n = 10$ ),  $\sim 85\%$  атомов Mg и Si из твердого раствора переходит в частицы вторичной фазы и сегрегацию на границах зерен, что приводит к значительному снижению концентрации Mg и Si в алюминиевой матрице. РСА наших образцов, а именно полученные значения параметра решетки  $a$ , близкие к величине  $a$  для чистого алюминия, также свидетельствует о значительном обеднении твердого раствора в образцах, обработанных в режимах А, Б, В и Г. Мы сделали оценку вклада твердого раствора в упрочнение, исходя из обеднения твердого раствора на 85%. Она составила 19 МПа (табл. 2).

4) Упрочнение за счет образовавшихся частиц вторичных фаз может быть определено согласно соотношению Орована [23]

$$\sigma_{Or} = \frac{0.4Mgb}{\pi L\sqrt{1-\nu}} \ln \frac{D}{b}, \quad (4)$$

где  $M$  — фактор Тэйлора [24],  $G$  — модуль сдвига,  $b$  — вектор Бюргерса,  $\nu$  — коэффициент Пуассона,  $L$  — расстояние между частицами,  $D$  — диаметр частиц. Произведенные оценки дают значение 144 МПа.

5) Вклад от дислокационного упрочнения оценивали по формуле Тэйлора [24]

$$\sigma_d = M\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (5)$$

где  $\alpha = 0.33$ ,  $\rho$  — плотность дислокаций. Согласно [25,26]

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}\langle\varepsilon^2\rangle^{1/2}}{bc}, \quad (6)$$

где  $\langle\varepsilon^2\rangle^{1/2}$  — уровень микроискажений,  $c$  — средний размер ОКР. Этот вклад составил 38 МПа.

Таким образом, сумма всех вкладов составляет  $\sigma_{0.2} = 314 \text{ МПа}$  (или  $H_v = 942 \text{ МПа}$ ). Аналогичным образом был произведен расчет для всех остальных исследованных образцов, полученные данные представлены в табл. 2. Рассчитанные значения условного предела текучести (или микротвердости) на 5–20% отличаются от экспериментально измеренных. Это, наиболее вероятно, связано с недостаточно точной оценкой твердорастворного упрочнения. Для получения более точного значения твердорастворного упрочнения необходимо проводить прямое измерение изменения концентрации легирующих элементов в твердом растворе.

Обработка ИПДК при КТ с  $n = 1$  обеспечивает максимальное зернограничное упрочнение 277 МПа при среднем размере зерна 130 нм. Дополнительная обработка ИПДК при повышенных температурах, приводящая к росту зерен до 950 и 1100 нм, обеспечивает далеко не максимальное, но высокое значение зернограничного упрочнения 103 и 95 МПа (обработка ИПДК по режиму А и Б соответственно) по сравнению с образцами, имеющими крупнозернистую структуру [1]. В то же время, формирование частиц вторичной упрочняющей фазы обеспечивает увеличение прочности на 136 и 144 МПа при размерах частиц вторичных фаз 30 и 50 нм и расстоянии между ними 115 и 135 нм. Вклад дислокационного упрочнения составил 38 и 33 МПа для плотностей дислокаций  $3 \cdot 10^{13}$  и  $2 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$  соответственно для режимов А и Б. Оценки по формуле (6) показывают, что вклад дислокационного механизма упрочнения будет более существенным при достижении значений плотности дислокаций  $\sim (0.5-1) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$  и будет достигать 153–216 МПа. Таким образом, если при сохранении остальных микроструктурных параметров представляется возможным ввести дополнительную плотность дислокаций, то это может обеспечить значительное повышение прочностных характеристик, при этом электропроводность не должна заметно уменьшиться, поскольку она не сильно чувствительна к дислокациям [23].

В настоящей работе были предприняты попытки ввести дополнительную плотность дислокаций при сохранении основных параметров микроструктуры. Для этого образцы, обработанные ИПДК в режимах А и Б, подвергали дополнительному кручению на 1/4 оборота при КТ (соответственно режимы В и Г). Предполагалось, что такая деформация при относительно высокой температуре обеспечит достаточную пластичность для введения дополнительной плотности дислокаций, в то же время кручение всего на 1/4 оборота не приведет к заметному изменению других микроструктурных параметров.

Проведенная методами ПЭМ и РСА оценка параметров микроструктуры образцов показала, что действительно дополнительная обработка ИПДК на 1/4 оборота привела к увеличению плотности дислокаций с  $3 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$  до  $9 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$  (режим В) и с  $2 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$  до  $5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$  (режим Г) (табл. 1). При этом такие параметры микроструктуры, как размер зерна, размеры включений вторичной фазы и их распределение не изменились (табл. 1). Как отмечалось выше, увеличение плотности решеточных дислокаций в образцах, обработанных в режимах В и Г, непосредственно наблюдалось на электронно-микроскопических изображениях (рис. 3). Такое увеличение плотности дислокаций обеспечило повышение прочности образцов на 9% (режим В) и на 13% (режим Г).

Примечательно, что небольшое уменьшение проводимости на 0.7 и 1.6% IACS (соответствующее изменению электросопротивления  $\Delta\rho_1 \approx 1.1 \text{ нОм} \cdot \text{м}$  и  $\Delta\rho_2 \approx 0.04 \text{ нОм} \cdot \text{м}$  в образцах, обработанных в режимах В и Г соответственно, невозможно объяснить увеличением плотности дислокаций.

Известно, что полное сопротивление сплавов описывается правилом Матиссена [27]

$$\rho^{alloy} = \rho^{Alpure} + N_v \Delta\rho^{vac} + L_{disl} \Delta\rho^{disl} + S_{GB} \Delta\rho^{GB} + \sum_i C_i^{sol} \Delta\rho_i^{sol}, \quad (7)$$

где  $\rho^{Alpure}$  — удельное сопротивление чистого алюминия ( $\rho^{Alpure} = 2.7 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}$  [28]),  $\Delta\rho^{vac}$ ,  $\Delta\rho^{disl}$ ,  $\Delta\rho^{GB}$ ,  $\Delta\rho_i^{sol}$  — константы, учитывающие вклад в электросопротивление соответственно от вакансий, дислокаций, границ зерен и  $i$ -той примеси в твердом растворе.  $N_v$  — концентрация вакансий,  $L_{disl}$  — плотность дислокаций,  $S_{GB}$  — объемная плотность границ зерен (ГЗ) (площадь ГЗ в единице объема),  $C_i^{sol}$  — концентрация  $i$ -той примеси в твердом растворе.

Дополнительная обработка ИПДК при комнатной температуре на 1/4 оборота соответствует малой сдвиговой деформации  $\sim 0.1$  (режимы В и Г) и не приводит к изменению концентрации твердого раствора, а также не может привести к какому-нибудь значительному изменению концентрации вакансий. Более того, даже большие пластические деформации вводят вакансии в количестве не более сотых-тысячных долей атомных процентов, вклад которых в электросопротивление пренебрежимо мал [29]. Мы оценили вклад от увеличения плотности дислокаций, исходя из константы  $\Delta\rho^{disl} = 2.7 \cdot 10^{-25} \text{ Ом} \cdot \text{м}^3$  [29,30], определенной теоретически в [30] и хорошо согласующейся с экспериментальными результатами [29]. Оценки дают значения 0.016 и 0.008  $\text{нОм} \cdot \text{м}$  соответственно для В и Г режимов, что почти на два порядка меньше экспериментально измеренного увеличения удельного электросопротивления. Такое изменение электросопротивления ( $\Delta\rho_1 \approx 1.1 \text{ нОм} \cdot \text{м}$  и  $\Delta\rho_2 \approx 0.04 \text{ нОм} \cdot \text{м}$ ) можно объяснить, если предположить, что в результате дополнительной деформации на 1/4 оборота происходит

изменение состояния границ зерен, например, за счет увеличения или введения некоторой степени неравновесности дополнительными дислокациями в ГЗ [9]. Была проведена оценка величины  $\delta\Delta\rho^{GB}$ , на которую должна увеличиться константа  $\Delta\rho^{GB}$ , чтобы обеспечить экспериментально измеренное увеличение электросопротивления ( $\Delta\rho_1 \approx 1.1 \text{ нОм} \cdot \text{м}$  и  $\Delta\rho_2 \approx 0.04 \text{ нОм} \cdot \text{м}$ ) за счет изменения состояния ГЗ. Исходя из аппроксимации кубической формы для зерен и экспериментально определенного среднего размера зерна  $d$ , оценка дает значения  $\sim 3.2 \cdot 10^6 \text{ м}^{-1}$  и  $\sim 1.8 \cdot 10^6 \text{ м}^{-1}$  для  $S_{GB}$  ( $S_{GB} = 3/d$ ) и  $3.4 \cdot 10^{-16}$  и  $1.4 \cdot 10^{-16} \text{ Ом} \cdot \text{м}$  для  $\delta\Delta\rho^{GB}$ , соответственно для режимов В и Г. Сравнение полученных значений  $\delta\Delta\rho^{GB}$  с  $\Delta\rho_{Al}^{GB} = 2.6 \cdot 10^{-16} \text{ Ом} \cdot \text{м}$  для чистого алюминия [28] показывает, что увеличение электросопротивления границ зерен в сплаве 6201 сравнимо с электросопротивлением ГЗ в чистом алюминии. Оно составляет  $(0.5-1.3)\Delta\rho_{Al}^{GB}$ . Следует отметить, что часть атомов Mg и Si в результате обработки ИПДК при повышенных температурах может сегрегировать на ГЗ, как было показано для алюминиевого сплава AA6060, близкого по химическому составу [22], в результате чего сопротивление таких ГЗ, несомненно, будет значительно выше, чем у ГЗ в чистом алюминии. Определение сопротивления границ зерен с сегрегацией на них атомов легирующих элементов представляется отдельной важной задачей, выходящей за рамки данного исследования.

Таким образом, полученные в работе экспериментальные результаты указывают на возможность реализации нового подхода, обеспечивающего дальнейшее улучшение прочностных характеристик наноструктурированных алюминиевых сплавов при сохранении высокого уровня электропроводности за счет введения дополнительной плотности дислокаций при сохранении в целом остальных параметров УМЗ-структуры. Поиск конкретных технологических подходов, обеспечивающих введение более высоких плотностей дислокаций  $\sim (0.5-1.0) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ , является актуальной задачей, решение которой позволит создать высокопрочные алюминиевые проводники нового класса.

## 4. Заключение

В настоящей работе было достигнуто дальнейшее увеличение прочностных характеристик (условный предел текучести  $\sigma_{0.2} = 325-410 \text{ МПа}$ ) при сохранении высокого уровня электропроводности (55–52% IACS) алюминиевого сплава 6201. С этой целью обработка ИПДК исходных крупнозернистых образцов была проведена в два этапа: при комнатной температуре и при повышенных температурах (180 и 230 °С). Теоретически проанализированы вклады различных механизмов упрочнения в прочность полученных образцов с УМЗ-структурой. Анализ показал, что вклад дислокационного механизма упрочнения будет значительным при достижении значе-

ний плотности дислокаций  $\sim (0.5-1) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$  и может составлять 152-215 МПа.

Экспериментально показано, что дополнительная обработка образцов с УМЗ-структурой интенсивной пластической деформацией кручением на 1/4 оборота при КТ приводит к увеличению плотности дислокаций в 2.5–3 раза (от  $2-3 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ ) при сохранении остальных параметров УМЗ-структуры, что обеспечивает повышение прочности на  $\sim 15\%$ , при этом величина электропроводности изменяется незначительно. Показано, что небольшое увеличение электросопротивления образцов при введении дополнительной плотности дислокаций наиболее вероятно обусловлено изменением состояния границ зерен за счет введения или увеличения степени их неравновесности.

Таким образом, методы интенсивной пластической деформации в сочетании с прецизионным управлением механизмами упрочнения открывают возможность получения высокопрочных образцов электротехнического алюминиевого сплава с сохранением его высокой электропроводности.

## Список литературы

- [1] R.Z. Valiev, M.Yu. Murashkin, I. Sabirov. *Scripta Mater.* **76**, 13 (2014).
- [2] E.V. Bobruk, M.Yu. Murashkin, V.U. Kazykhanov, R.Z. Valiev. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **31**, 109 (2012).
- [3] M.Yu. Murashkin, I. Sabirov, V.U. Kazykhanov, E.V. Bobruk, A.A. Dubravina, R.Z. Valiev. *J. Mater. Sci.* **48**, 4501 (2013).
- [4] R.K. Islamgaliev, K.M. Nesterov, J. Bourgon, Y. Champion, R.Z. Valiev. *J. Appl. Phys.* **115**, 194301 (2014).
- [5] F. Kiessling, P. Nefzger, J.F. Nolasco, U. Kaintzyk. *Overhead Power Lines: Planning, Design, Construction*. Springer, Berlin, (2003).
- [6] Д.И. Бельий. Кабели и провода. **332**, 8 (2012).
- [7] Л.А. Воронцова, В.В. Маслов, И.Б. Пешков. *Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях*. Энергия, М. (1972). 224 с.
- [8] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. *Prog. Mater. Sci.* **53**, 893 (2008).
- [9] Р.З. Валиев, И.В. Александров. *Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства*. Академкнига, М. (2007). 398 с.
- [10] D. Tabor. *The Hardness of Metals*. Clarendon Press, Oxford. (1951). 175 p.
- [11] L.F. Mondolfo. *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. Butterworths, London (1976). 971 p.
- [12] EN 50183 (2002), *Overhead Power Line Conductors — Bare Conductors of Aluminium Alloy with Magnesium and Silicon Content*. European Standard.
- [13] S. Koch. *BHM* **152**, 62 (2007).
- [14] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen. *Acta Mater.* **57**, 4198 (2009).
- [15] H. Asgharzadeh, A. Simchi, H.S. Kim. *Mater. Sci. Eng. A* **528**, 3981 (2011).
- [16] H. Asgharzadeh, A. Simchi, H. S. Kim. *Metall. Mater. Trans. A* **42**, 816 (2011).
- [17] T.D. Topping, B. Ahn, Y. Li, S.R. Nutt, E.J. Lavernia. *Metall. Mater. Trans. A* **43**, 505 (2012).
- [18] G.E. Totten, D.S. MacKenzie. *Handbook of Aluminium*. Marcel Dekker, N. Y. (2003), 1, 1298 p.
- [19] E.O. Hall. *Proc. Phys. Soc. B* **64**, 747 (1951).
- [20] N.J. Petch, *J. Iron. Steel Inst.* **174**, 25 (1953).
- [21] O.R. Myhr, O. Grong, S.J. Andersen. *Acta Mater.* **49**, 65 (2001).
- [22] G. Sha, K. Tugcu, X.Z. Liao, P.W. Trimby, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, S.P. Ringer. *Acta Mater.* **63**, 169 (2014).
- [23] L.M. Brown, R.K. Ham, A. Kelly, R.B. Nicholson. *Appl. Sci.* **9**, (1971).
- [24] N. Hansen, X. Huang. *Acta Mater.* **46**, 1827 (1998).
- [25] G.K. Williamson, R.E. Smallman. *Phil. Mag.* **1**, 34 (1956).
- [26] R.E. Smallman, K.H. Westmacott. *Phil. Mag.* **2**, 669 (1957).
- [27] P.L. Rossiter. *The Electrical Resistivity of Metals and Alloys*. Cambridge University Press, Cambridge. (2003). 452 p.
- [28] Handbook Committee, in *ASM Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, v. 2 (ASM International, 1990).
- [29] Y. Miyajama, Sh.-Ya. Komatsu, M. Mitsuhashi, S. Hata, H. Nakashima, N. Tsuji. *Phil. Mag.* **90**, 4475 (2010).
- [30] A.S. Karolik, A.A. Luhvich. *J. Phys. Cond. Matter* **6**, 873 (1994).