

ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-2Fe, ПОДВЕРГНУТОГО ОТЖИГУ И ДЕФОРМАЦИИ

А.Е. Медведев^{1*}, М.Ю. Мурашкин^{1,2}, Н.А. Еникеев^{1,2}, И.А. Овидько³, Р.З. Валиев^{1,3}

¹Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, 450000, Россия

²Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, 199034, Россия

³НИЛ Механика новых наноматериалов, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, 195251, Россия

*e-mail: deckard@list.ru

Аннотация. В работе исследовано влияние термической и деформационной обработок на микроструктуру, механические свойства и электропроводность ультрамелкозернистого (УМЗ) алюминиевого сплава Al-2Fe. УМЗ структура в сплаве была сформирована интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при комнатной температуре. Показано, что в результате ИПДК формирование УМЗ структуры сопровождается измельчением частиц алюминидов железа до наноразмеров, изменением их состава, а также растворением в алюминии до 1 ат.% Fe. Установлено, что достижение в УМЗ сплаве оптимального сочетания прочности и электропроводности может быть реализовано за счет использования дополнительного старения при отжиге или последующей деформации при температуре 200 °С.

1. Введение

В настоящее время отмечается значительный интерес к расширению области применения алюминиевых сплавов в электротехнике [1-10]. В этой связи поиск путей повышения комплекса их механических и функциональных свойств является важным, как с точки зрения фундаментальной науки, так и с позиций разработки новых материалов и технологий.

В работах [11, 12] было показано, что в качестве проводниковых материалов на основе алюминия могут быть использованы бинарные сплавы системы Al-Fe. Однако, применение традиционных методов обработки, включающих литье и последующую холодную деформацию волочением, позволяет получать из этих сплавов проволоки для применения в качестве токопроводящих жил в электрических системах автомобилей, а также в бытовых сетях, которые не испытывают в процессе эксплуатации значительных механических нагрузок.

В исследованиях [13-18] было продемонстрировано, что использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД) обеспечивает значительное увеличение прочности сплавов системы Al-Fe. Оно достигается за счет реализации в них упрочнения за счет уменьшения размера зерна, твердорастворного упрочнения при образовании пересыщенного железом алюминиевого твердого раствора, дисперсного

упрочнения измельченными в ходе деформации алюминиды железа, а также дисперсионного твердения, реализуемого путем контролируемого распада пересыщенного твердого раствора в процессе искусственного старения. В недавних работах [9, 19, 20] также было установлено, что искусственное старение эффективно не только для повышения прочности, но и для улучшения электропроводности алюминиевых сплавов в УМЗ состоянии. Например, авторами [9,20] было показано, что реализация подхода, заключающегося в использовании комплексной обработки, включающей ИПД, обеспечивающей формирование УМЗ структуры, и последующее искусственное старение, позволяющее уменьшить концентрацию в твердом растворе легирующих элементов, гарантирует достижение уникального сочетания прочности и электропроводности в электротехнических сплавах системы Al-Mg-Si. Однако такой подход, помимо проведения ИПД, требует достаточно длительного температурного постдеформационного воздействия. Более эффективным подходом, как было показано на примере сплава Al-Mg-Si [7], для достижения повышенной прочности и электропроводности, является обработка ИПД в определенном интервале температур, когда в материале одновременно происходит измельчение зерна и динамическое деформационное старение, приводящее к распаду пересыщенного твердого раствора и образованию наноразмерных частиц упрочняющих фаз.

Целью настоящей работы является изучение возможности использования вышеперечисленных подходов для достижения оптимального сочетания прочности и электропроводности в сплаве Al-2Fe, что важно для создания на основе УМЗ алюминиевых сплавов системы Al-Fe новых проводников для использования в электротехнике.

2. Материал и методики

В качестве материала исследования использовали алюминиевый сплав Al-2Fe (масс. %), который был получен в виде прутка диаметром 20 мм и длиной до 150 мм методом литья в водоохлаждаемую изложницу. Из прутка на электроэрозионном станке АРТА-120 изготавливали исходные образцы в виде дисков толщиной 1.5 мм.

Для формирования УМЗ структуры литые образцы подвергали интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при комнатной температуре (КТ), приложенном давлении 6 ГПа, с количеством оборотов подвижной наковальни, равном 20 при скорости 1 об/мин. Величину эквивалентной деформации на половине радиуса образца после ИПДК рассчитывали в соответствие с формулой, предложенной в работе [21]:

$$\varepsilon = \frac{2\pi Nr}{\sqrt{3}t}, \quad (1)$$

где N – число оборотов, t – конечная толщина образца. Судя по произведенным расчетам, после ИПДК с количеством оборотов $N = 20$ и $t = 1.1$ мм, величина эквивалентной деформации на середине радиуса образца ($r = 5$ мм) составила 660. Количество N при обработке заготовок сплава выбирали, опираясь на данные работ [17, 19, 22, 23], в которых было продемонстрировано, что структурные характеристики и значения микротвердости подобных сплавов, подвергаемых ИПДК, выходят на уровень насыщения при определенном количестве оборотов.

После деформации одну часть образцов подвергали искусственному старению при температуре 200 °С, а другую - ИПДК при 200 °С, приложенном давлении 6 ГПа, $N = 5$ ($\varepsilon = 165$).

Исследования микроструктуры и свойств образцов сплава после деформационной и термической обработки выполняли прецизионно на участках образцов,

расположенных на расстоянии половины радиуса от их центра.

Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем микроскопе JEM 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Объекты для исследований микроструктуры изготавливали методом струйной полировки тонких фольг на установке Tenipol-5 фирмы Struers в растворе 20 % азотной кислоты и 80 % метанола при температуре -25 °С и напряжении 15 В. Средний размер структурных элементов определяли по результатам измерения не менее 300 средних диаметров с помощью программы «Grain-Size». Для получения статистически надежных результатов изучалось не менее 3 фольг на каждое состояние.

Исследование распределения и размера частиц алюминидов железа также проводили на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) осуществляли на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием $CuK\alpha$ излучения (30 кВ и 20 мА). Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР), значения среднеквадратичной микродеформации кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$) и периода кристаллической решетки (a) рассчитывали, используя метод Ритвельда и программное обеспечение MAUD [24]. Для определения плотности дислокаций (ρ) использовали уравнение (2) [25]:

$$\rho = 2\sqrt{3}\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} / (D \times b), \quad (2)$$

где $b = a\sqrt{2}/2$ - вектор Бюргера для ГЦК металлов, D - размер области когерентного рассеяния (ОКР).

Твердость образцов определяли по методу Виккерса [26] на установке Buehler MicroMet 5101 при нагрузке 1 Н с временем выдержки под нагрузкой 15 с. Всего производилось по 10 замеров на каждом образце. Расчет значений твердости (HV) производился в программе Omnimet Imaging System.

Механические испытания проводили при комнатной температуре на разрывной машине Instron 5982 со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Характеристики прочности (условные пределы текучести ($\sigma_{0.2}$) и предел прочности (σ_b)) и пластичности (относительные удлинение до разрушения (δ)) образцов определяли по результатам растяжения образцов с размерами рабочей части $0.8 \times 1.0 \times 4.0 \text{ мм}^3$. Для получения достоверных результатов испытывали на каждую экспериментальную точку не менее трех образцов.

Удельную электрическую проводимость (ω) образцов сплава определяли с относительной погрешностью $\pm 2 \%$, используя измеритель удельной электропроводности цветных металлов и сплавов вихретоковый ВЭ - 27 НЦ [27].

Значение электропроводности образцов относительно отожженной меди (International Annealed Copper Standard) рассчитывалось по формуле (3):

$$\text{IACS} = \omega_{\text{Al}} / \omega_{\text{Cu}} \times 100 [\%], \quad (3)$$

где ω_{Al} – экспериментально определенное значение удельной электропроводности образца алюминиевого сплава, ω_{Cu} – удельная электрическая проводимость отожженной меди марки М1, равная 58 МСм/м.

3. Результаты исследования

Микроструктура и свойства сплава до и после обработки ИПДК при КТ. Исходная микроструктура литого сплава Al-2Fe приведена на Рис. 1. Она представляет собой двухфазную смесь алюминия и алюминидов железа, закристаллизованных в виде корсета в алюминиевой матрице (Рис. 1а,б). Электронно-микроскопический анализ показал, что корсет образован набором дисперсных ламелей (Рис. 1в), в поперечном

сечение имеющих овальную форму (Рис. 1г). Средний диаметр ламелей составляет 150 ± 20 нм, а их длина достигает нескольких микрон.

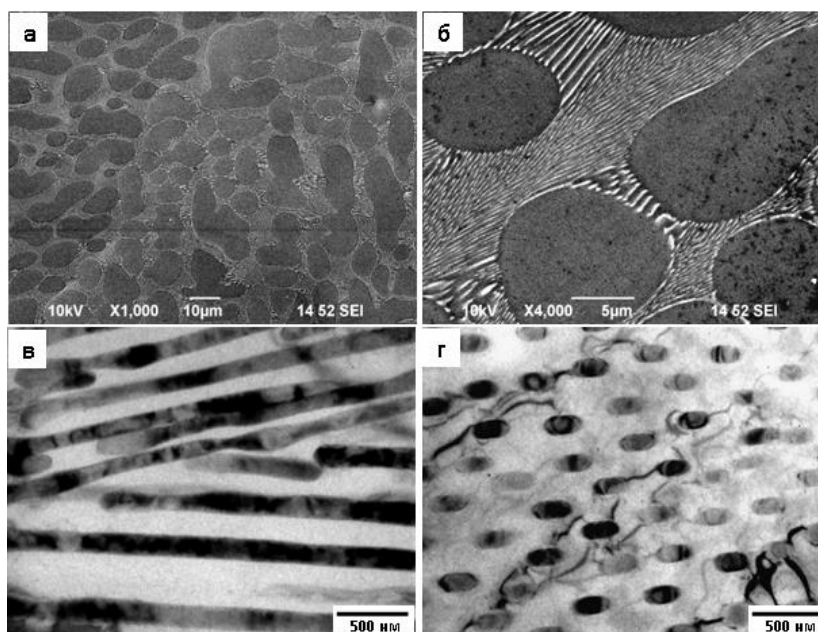


Рис. 1. Микроструктура образцов сплава Al-2Fe в исходном литом состоянии: (а, б) метод РЭМ; (в, г) ПЭМ.

(Интерметаллидные фазы на рисунках (а, б) - белого цвета, на (в, г) - темно-серого).

Анализ фазовой диаграммы Al-Fe, а также результаты работ [17,19] свидетельствует о том, что в исследуемом сплаве, в процессе кристаллизации могут образовываться метастабильная фаза Al_6Fe , а также первичные алюминиды стехиометрии $Al_{13}Fe_4$. РСА исходных образцов сплава Al-2Fe показал, что на рентгенограммах четко выделяется пик от стабильной фазы $Al_{13}Fe_4$, и набор пиков характерных для метастабильной фазы Al_6Fe (Рис. 2). Судя по значению периода кристаллической решетки (Таблица 1), величина которого близка к периоду решетки чистого алюминия, в исходных образцах сплава практически все железо связано в этих фазах. Подобная микроструктура характерна для алюминиевых сплавов системы Al-Fe, полученных традиционным литьем [13, 17, 19].

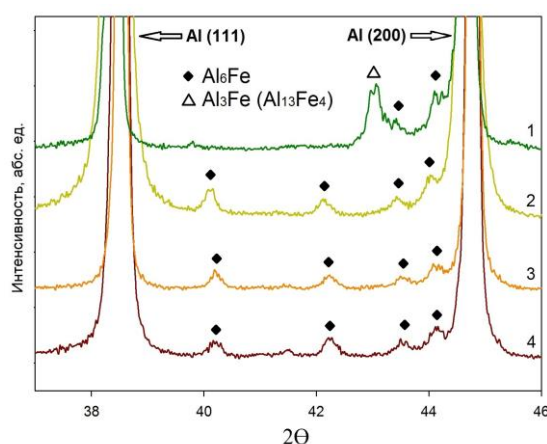


Рис. 2. Вид рентгенограмм образцов сплава Al-2Fe в исходном литом состоянии (1), после обработки ИПДК при КТ (2), ИПДК при КТ и отжига $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 8 часов (3), ИПДК при КТ и ИПДК при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $N=5$ (4).

Таблица 1. Результаты РСА сплава Al-2Fe.

Режим обработки	D , нм	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$, %	a , Å	ρ , м ⁻²
Исходное литое	-	-	4.0508 ± 0.0001	-
ИПДК, КТ, $N=20$	80 ± 1	0.160 ± 0.002	4.0480 ± 0.0001	$2.4 \cdot 10^{14}$
ИПДК, КТ + 200 °С, 8 ч.	207 ± 1	0.065 ± 0.001	4.0490 ± 0.0001	$3.8 \cdot 10^{12}$
ИПДК, КТ + ИПДК, 200 °С, $N=5$	185 ± 3	0.056 ± 0.001	4.0500 ± 0.0001	$3.7 \cdot 10^{12}$

В результате обработки ИПДК при КТ исходная микроструктура сплава претерпевает значительные изменения. Ее анализ методом растровой и просвечивающей электронной микроскопии показал, что ИПДК приводит к гомогенному распределению алюминидов железа в алюминиевой матрице (Рис. 3а), их фрагментации и сфероидизации (Рис. 3б,в). Количественный анализ показал, что их средний размер составляет 29 ± 5 нм, а объемная доля (V_V) - 3.7 ± 0.2 %. Также в результате ИПДК в алюминиевой матрице была сформирована однородная УМЗ структура со средним размером зерна 275 ± 20 нм (Рис. 3б,в).

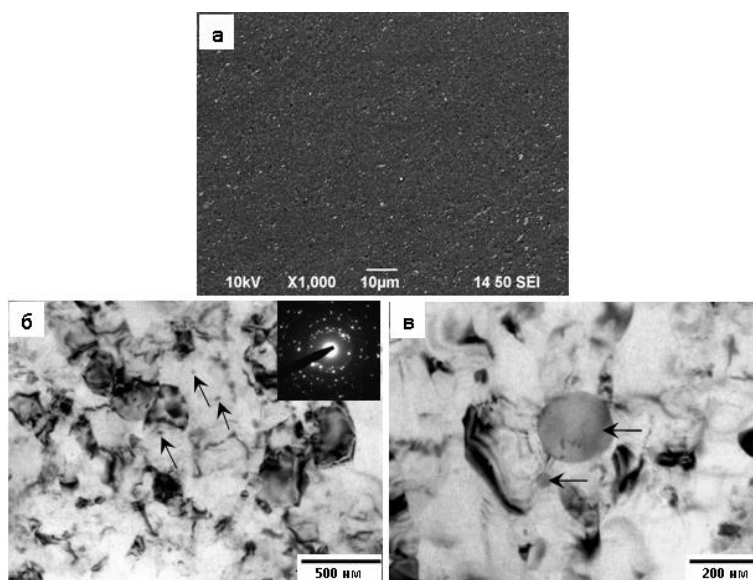


Рис. 3. Микроструктура образцов сплава Al-2Fe после ИПДК при КТ (на рисунке (а) алюминиды железа – светло-серого цвета, а алюминиевая матрица темно-серого цвета; на рисунках (б, в) – алюминиды железа указаны стрелками; на рисунке (б) - приведена типичная дифракционная картина).

РСА позволил установить, что в результате ИПДК наряду с формированием УМЗ структуры и измельчением алюминидов железа происходит изменение фазового состава сплава, о чем свидетельствует отсутствие на рентгенограмме деформированного образца пика от первичных алюминидов $Al_{13}Fe_4$ (Рис. 2), а также образование пересыщенного твердого раствора железа в алюминии. На это указывает уменьшение периода кристаллической решетки сплава после ИПДК при КТ (Таблица 1). Используя полученную ранее эмпирическую зависимость изменения периода кристаллической решетки алюминия от содержания в нем железа [28], было установлено, что в твердом растворе алюминия содержится ~ 1 ат. % Fe. Отмеченные изменения в материале исследования характерны для сплавов системы Al-Fe подвергнутых интенсивной пластической деформации при комнатной температуре.

Например, в работах [14, 16-19, 29] показано, что в процессе ИПД сплавов Al-Fe, в зависимости от содержания железа от 2 до 16 масс %, происходит образование пересыщенных твердых растворов, в которых концентрация железа может составлять от 1 до 3.7 ат.%. Механизмы деформационно-индуцированное растворение алюминидов Al_6Fe и $Al_{13}Fe_4$ и образование твердых растворов в сплавах Al-Fe под воздействием сдвиговой деформации и высокого давления также подробно изучены в работах [14-17].

Механические свойства и электропроводность образцов сплава Al-2Fe в исходном состоянии и после ИПДК при КТ приведены в Таблице 2. Из полученных данных следует, что формирование в нем УМЗ структуры приводит к увеличению условного предела текучести и предела прочности в ~ 10 и ~ 6.5 раз соответственно. При этом сплав демонстрирует удовлетворительную пластичность ($\delta=5\%$). Учитывая особенности микроструктуры, сформированной после ИПДК при КТ, можно утверждать, что достижение таких высоких значений прочности в сплаве обеспечивается ультрамелким размером зерна алюминиевой матрицы, пересыщенным твердым раствором, наноразмерными частицами метастабильной фазы Al_6Fe , а также наличием высокой плотности дислокаций ($2.4 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$) (Таблица 1).

Таблица 2. Механические и электрические свойства сплава Al-2Fe.

Режим обработки	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ω , МСм/м	IACS, %
Исходное литое	55 ± 6	100 ± 2	25.2 ± 0.5	32.4 ± 0.1	55.8
ИПДК, КТ, $N = 20$	564 ± 12	649 ± 6	5.0 ± 0.3	23.4 ± 0.7	40.4
ИПДК, КТ + 200 °С, 8 ч.	310 ± 6	335 ± 4	13.5 ± 0.5	28.6 ± 0.3	49.3
ИПДК, КТ + ИПДК, 200 °С, $N=5$	295 ± 9	327 ± 5	14.2 ± 0.5	30.3 ± 0.6	52.3

Значительное повышение прочности материала исследования в УМЗ состоянии сопровождается снижением его электропроводности, которое составляет $\sim 20\%$ (Таблица 2). Известно, что вклад легирующих элементов в электропроводность сплавов как в крупнозернистом, так и УМЗ состоянии, значительно превышает вклады остальных дефектов кристаллического строения [20]. В этой связи можно полагать, что основной вклад в уменьшение электропроводности УМЗ сплава вносят атомы железа, повышение концентрации которых в алюминии было установлено после ИПДК (Таблица 1).

Свойства и микроструктура УМЗ сплава после отжига и деформации. В работах [13, 14, 18] было установлено, что в УМЗ сплавах системы Al-Fe отжиг в диапазоне температур 100-200 °С может приводить к дополнительному повышению их прочности, которое обеспечивается распадом твердого раствора и образованием в алюминиевой матрице наноразмерных частиц алюминидов железа. Например, в исследовании [18] было показано, что отжиг при температуре 200 °С в течение 15 минут УМЗ алюминиевого сплава с содержанием железа таким же, как в настоящем исследовании, повышает его предел прочности с ~ 600 МПа до ~ 700 МПа. Увеличение длительности отжига до 96 часов приводит к значительному разупрочнению материала (до ~ 220 МПа). Отмеченное снижение прочности УМЗ сплава было обусловлено увеличением размера зерна, а также значительным укрупнением наноразмерных выделений алюминидов железа. В настоящем исследовании с целью определения оптимальной комбинации физико-механических свойств образцы УМЗ сплава, полученные ИПДК при КТ, были подвергнуты отжигу при температуре 200 °С с разным временем выдержки.

На Рис. 4 представлены графики зависимости изменения твердости и электропроводности УМЗ сплава от времени отжига. Из полученных данных следует, что отжиг в течение 0.5 часа приводит к повышению его твердости (со 197 HV до 207 HV) (Рис. 4а) и снижению удельной электропроводности (Рис. 4б). Увеличение длительности отжига до 5 часов сопровождается монотонным снижением твердости и повышением электропроводности. Дальнейшее увеличение продолжительности отжига (до 8 часов) не вызывает значимых изменений свойств образцов УМЗ сплава. Механические испытания на растяжение позволили установить, что после отжига УМЗ сплава 8 часов при 200 °С снижает условный предел текучести и предел прочности с 564 МПа и 649 МПа до 310 МПа и 335 МПа, увеличивает пластичность в ~ 2.3 раза и электропроводность на 22 % (Таблица 2).

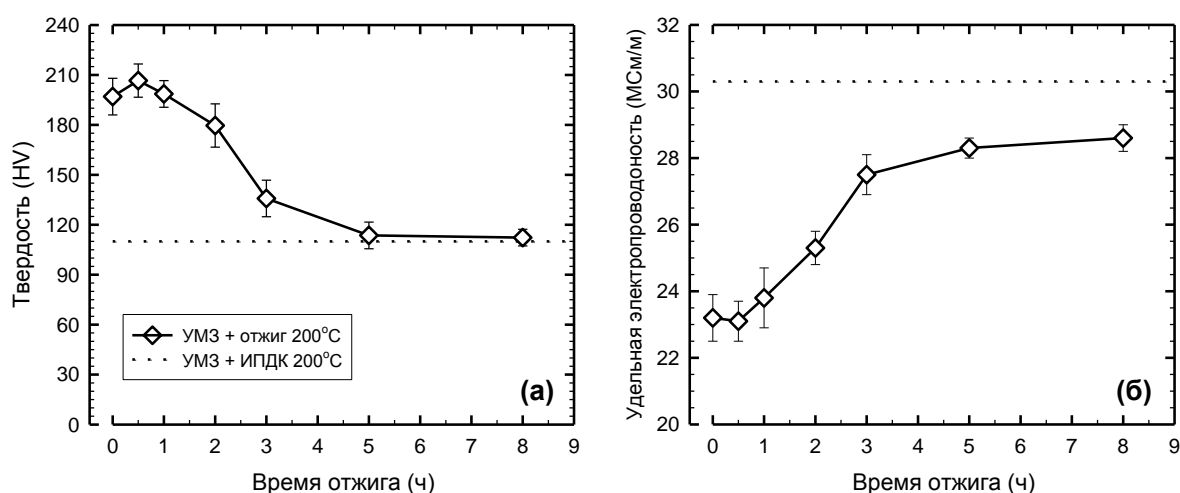


Рис. 4. Графики изменения твердости (а) и удельной электропроводности (б) УМЗ образцов сплава Al-2Fe в зависимости от времени отжига при температуре 200 °С, а также после дополнительной деформации ИПДК при 200 °С.

На Рис. 4 и в таблице 2 приведены результаты исследования физико-механических свойств образцов УМЗ сплава подвергнутых дополнительной деформации методом ИПДК при температуре, аналогичной температуре отжига. Сопоставительный анализ полученных экспериментальных данных показал, что, как после отжига, так и после дополнительной деформации при температуре 200 °С, прочностные характеристики УМЗ сплава близки (Рис. 4а, Таблица 2). Однако после дополнительной деформационной обработки образцы УМЗ сплава демонстрируют более значимое увеличение электропроводности (Рис. 4б, Таблица 2) чем после отжига в течение 8 часов при той же температуре. Для выявления причин, вызвавших различия в уровне электропроводности УМЗ сплава, подвергнутого дополнительному термическому и деформационному воздействию, был проведен анализ особенностей его микроструктуры.

В результате исследований микроструктуры УМЗ образцов сплава подвергнутых отжигу и деформации было установлено, что после данных обработок средний размер зерна в материале исследования увеличился с 275 нм до 380 ± 15 нм и 470 ± 30 нм соответственно (Рис. 5а-г). Наряду со значительным ростом размера ОКР, уменьшением $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ и снижением плотности дислокаций (Таблица 1) рост зерна сопровождается образованием в алюминиевой матрице наноразмерных алюминидов метастабильной фазы Al₆Fe (Рис. 2). Также было установлено, что средний размер и объемная доля алюминидов (Рис. 5д,е) в УМЗ сплаве после отжига и деформации

существенно различаются и составляют 35 ± 3 нм, 42 ± 5 нм, и 6.8 ± 0.7 %, 8.5 ± 1.5 % соответственно. Опираясь на полученные результаты анализа микроструктурных характеристик, можно сделать заключение о том, что дополнительная деформация под высоким давлением инициирует в УМЗ сплаве более глубокий распад алюминиевого твердого раствора в процессе динамического старения по сравнению с отжигом. Это также подтверждается разницей полученных значений периода кристаллической решетки (a) УМЗ сплава (Таблица 1).

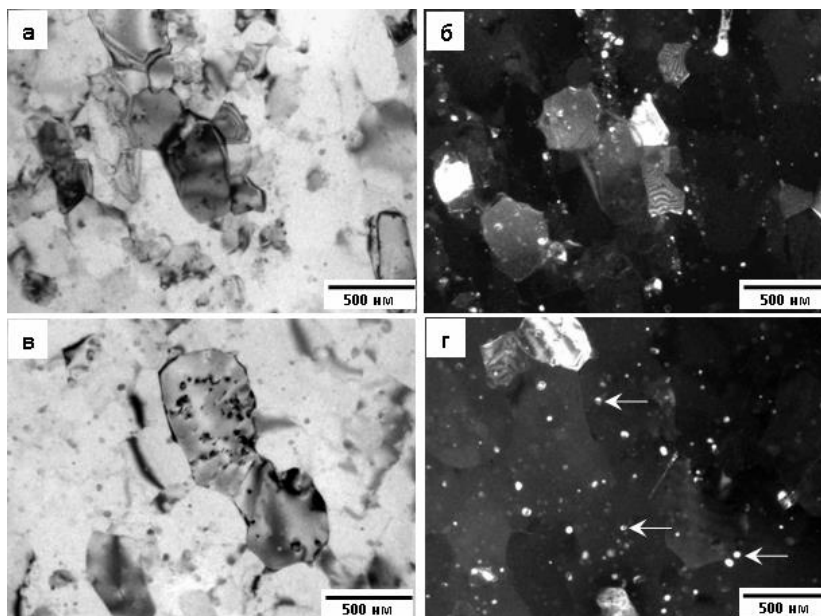


Рис. 5. Микроструктура образцов сплава Al-2Fe после ИПДК при КТ, подвергнутых дополнительному отжигу при 200 °С в течение 8 часов (а, б) и деформации методом ИПДК при 200 °С, $N=5$ (в, г) (а, в – светлопольное изображение; б, г – темнопольное изображение, на б, г –алюминиды железа белого цвета, некоторые из них указаны стрелками)

Таким образом в результате данного исследования показано, что использование двух подходов, заключающихся в комбинированной обработке ИПД при КТ и последующем отжиге или деформации при температуре 200 °С в сплаве Al-2Fe возможно достижение оптимального сочетания прочности (условного предела текучести 295-310 МПа и предела прочности 327-335 МПа) и электропроводности (52.3-49.3 % IACS). Важно отметить, что так как сплав Al-2Fe в УМЗ состоянии демонстрирует стабильные физико-механических свойств после отжига длительностью до 8 часов при температуре 200 °С, и согласно требованиям ИЕС 62004 [30], он может эксплуатироваться при повышенной температуре до 150 °С.

4. Выводы

1. Установлено, что обработка ИПДК при КТ обеспечивает формирование в сплаве Al-2Fe однородной УМЗ структуры с размером зерна 275 нм, измельчение частиц алюминидов железа до наноразмеров, изменением их состава, а также растворение в алюминии до 1 ат.% Fe.
2. Показано, что старение при отжиге и деформация при повышенной температуре УМЗ сплава позволяют эффективно управлять уровнем его прочности и электропроводности, за счет целенаправленного изменения размера зерна, размера и

объемной доли наноразмерных частиц метастабильной фазы Al₆Fe, а также содержания железа в твердом растворе алюминия.

3. Демонстрируемые УМЗ сплавом Al-2Fe сочетание прочности (≥ 300 МПа) и электропроводности ($\geq 52\%$ IACS), а также стабильность физико-механических свойств после длительного температурного воздействия при температуре 200 °С, свидетельствуют о его привлекательности для использования в качестве проводникового материала в электротехнике.

Данная работа выполнена при поддержке (для РЗВ) Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого (в рамках Программы "5-100-2020") и (для РЗВ и ИАО) Российского научного фонда (проект 14-29-00199).

Литература

- [1] S. Karabay // *Materials & Design* **27** (2006) 821.
- [2] S. Koch // *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* **152(2)** (2007) 62.
- [3] И.Б. Пешков // *Кабели и провода* **314(1)** (2009) 7.
- [4] Y. Wuhua, L. Zhenyu // *Materials & Design* **32** (2011) 4195.
- [5] Д.И. Белый // *Кабели и провода* **332(1)** (2012) 8.
- [6] N. Matveeva, S. Dovzhenko, L. Sidelnikov, V. Trifonenkov, E. Baranov, E. Lopatina, In: *Proceedings of TMS 2013, Light Metals*, ed. by B. Sadler (2013), p. 443.
- [7] R.Z. Valiev, M.Yu. Murashkin, I. Sabirov // *Scripta Materialia* **76** (2014) 13.
- [8] V.Kh. Mann, A.Yu. Krokhin, I.A. Matveeva, G.I. Raab, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev // *Light Metal Age* **72** (2014) 26.
- [9] X. Sauvage, E.V. Bobruk, M.Yu. Murashkin, Y. Nasedkina, N.A. Enikeev, R.Z. Valiev // *Acta Materialia* **98** (2015) 355.
- [10] M.Yu. Murashkin, I. Sabirov, X. Sauvage, R.Z. Valiev // *Journal of Materials Science* **51** (2016) 33.
- [11] T. Shikagawa, G. Itoh, S. Suzuki, H. Kuroda, T. Horikoshi // *Materials Science Forum* **519-521** (2006) 515.
- [12] T. Horikoshi, H. Kuroda, M. Shimizu, S. Aoyama // *Hitachi Cable Review* **25** (2006) 18.
- [13] O.N. Senkov, F.H. Froes, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, J. Liu // *Scripta Materialia* **38(10)** (1998) 1511.
- [14] O.N. Senkov, E.H. Frees, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, J. Liu // *Nanostructured Materials* **10(5)** (1998) 691.
- [15] S.D. Kaloshkin, V.V. Tcherdyntsev, I.A. Tomilin, D.V. Gunderov, V.V. Stolyarov, Yu.V. Baldokhin, I.G. Brodova, and E.V. Shelekhov // *Materials Transactions* **49(8)** (2002) 2031.
- [16] В.А. Шабашов, И.Г. Бродова, А.Г. Мукосеев, В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов // *Известия РАН. Серия физическая* **69(10)** (2005) 1459.
- [17] В.А. Шабашов, И.Г. Бродова, А.Г. Мукосеев, В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов // *Физика металлов и металловедение* **100(4)** (2005) 66.
- [18] J.M. Cubero-Sesin, Z. Horita // *Metallurgical and Materials Transactions A* **46(6)** (2015) 2614.
- [19] J.M. Cubero-Sesin, H. In, M. Arita, H. Iwaoka, Z. Horita // *Journal of Materials Science* **49(19)** (2014) 6550.
- [20] M. Murashkin, I. Sabirov, V. Kazykhanov, E. Bobruk, A. Dubravina, R.Z. Valiev // *Journal of Materials Science* **48(13)** (2013) 4501.
- [21] R.Z. Valiev, Yu. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu // *JOM* **58(4)** (2006) 33.
- [22] A. Vorhauer, R. Pippan // *Scripta Materialia* **51** (2004) 921.

- [23] A.P. Zhilyaev, K. Ohishi, T.G. Langdon, T.R. McNelley // *Materials Science and Engineering A* **410–411** (2005) 277.
- [24] M. Lutterotti, S. Matthies, H.R. Wenk, In: *Proceeding of the 12th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-12, 1999)*, Vol. 1, p. 1599.
- [25] L.K. Williamson, R.E. Smallman // *Philosophical Magazine* **1** (1956) 34.
- [26] ГОСТ 2999-75 *Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу.*
- [27] ГОСТ 27333-87 *Измерение удельной электрической проводимости цветных металлов.*
- [28] D.K. Mukhopadhyay, C. Suryanarayana, F.H. Froes // *Metallurgical and Materials Transactions A* **26** (1985) 1939.
- [29] V.V. Stolyarov, R. Lapovok, I.G. Brodova, P.F. Thomson // *Materials Science and Engineering A* **357** (2003) 159.
- [30] IEC 62004:2007. *Thermal-resistant aluminum alloy wire for overhead line conductor.*

STRENGTH AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF ULTRAFINE-GRAINED ALUMINUM ALLOY Al-2Fe SUBJECTED TO ANNEALING AND STRAINING

A.E. Medvedev^{1*}, M.Yu. Murashkin^{1,2}, N.A. Enikeev^{1,2}, I.A. Ovid'ko³, R.Z. Valiev^{1,3}

¹Institute for Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Ufa, 45000, Russia

²Laboratory for Mechanics of Bulk Nanostructured Materials, Saint Petersburg State University, Saint Petersburg, 199034, Russia

³Research Laboratory for Mechanics of New Nanomaterials, Peter the Great Saint Petersburg Polytechnic University, Saint Petersburg, 195251, Russia

*e-mail: deckard@list.ru

Abstract. In this work the influence of thermal treatment and deformation processing on the microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of ultrafine-grained (UFG) aluminum alloy Al-2Fe was considered. The UFG structure in the alloy was formed by high pressure torsion (HPT) at room temperature. As was demonstrated, HPT leads to the formation of UFG structure accompanied by the refinement of ferrum aluminide particles to nano-scale, change in their composition as well as dissolution of up to 1 wt.% Fe in aluminum. It was revealed that the optimum combination of strength and electrical conductivity in the UFG alloy can be achieved through additional ageing during annealing or subsequent straining at 200 °C.

Acknowledgements

This work was supported (for RZV) by Peter the Great Saint Petersburg Polytechnic University in the framework of the Program "5-100-2020" and (for RZV and IAO) by the Russian Science Foundation (Project 14-29-00199).

References

- [1] S. Karabay // *Materials & Design* **27** (2006) 821.

- [2] S. Koch // *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* **152(2)** (2007) 62.
- [3] I.B. Peshkov // *Cables and wires* **314(1)** (2009) 7.
- [4] Y. Wuhua, L. Zhenyu // *Materials & Design* **32** (2011) 4195.
- [5] D.I. Belyi // *Cables and wires* **332(1)** (2012) 8.
- [6] N. Matveeva, S. Dovzhenko, L. Sidelnikov, V. Trifonenkov, E. Baranov, E. Lopatina, In: *Proceedings of TMS 2013, Light Metals*, ed. by B. Sadler (2013), p. 443.
- [7] R.Z. Valiev, M.Yu. Murashkin, I. Sabirov // *Scripta Materialia* **76** (2014) 13.
- [8] V.Kh. Mann, A.Yu. Krokhin, I.A. Matveeva, G.I. Raab, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev // *Light Metal Age* **72** (2014) 26.
- [9] X. Sauvage, E.V. Bobruk, M.Yu. Murashkin, Y. Nasedkina, N.A. Enikeev, R.Z. Valiev // *Acta Materialia* **98** (2015) 355.
- [10] M.Yu. Murashkin, I. Sabirov, X. Sauvage, R.Z. Valiev // *Journal of Materials Science* **51** (2016) 33.
- [11] T. Shikagawa, G. Itoh, S. Suzuki, H. Kuroda, T. Horikoshi // *Materials Science Forum* **519-521** (2006) 515.
- [12] T. Horikoshi, H. Kuroda, M. Shimizu, S. Aoyama // *Hitachi Cable Review* **25** (2006) 18.
- [13] O.N. Senkov, F.H. Froes, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, J. Liu // *Scripta Materialia* **38(10)** (1998) 1511.
- [14] O.N. Senkov, E.H. Frees, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, J. Liu // *Nanostructured Materials* **10(5)** (1998) 691.
- [15] S.D. Kaloshkin, V.V. Tcherdyntsev, I.A. Tomilin, D.V. Gunderov, V.V. Stolyarov, Yu.V. Baldokhin, I.G. Brodova, E.V. Shelekhov // *Materials Transactions* **49(8)** (2002) 2031.
- [16] V.A. Shabashov, I.G. Brodova, A.G. Mukoseev, V.V. Sagaradze, A.V. Litvinov // *Izvestiya RAS. Physics Series* **69(10)** (2005) 1459.
- [17] V.A. Shabashov, I.G. Brodova, A.G. Mukoseev, V.V. Sagaradze, A.V. Litvinov // *The Physics of Metals and Metallography* **100(4)** (2005) 66.
- [18] J.M. Cubero-Sesin, Z. Horita // *Metallurgical and Materials Transactions A* **46(6)** (2015) 2614.
- [19] J.M. Cubero-Sesin, H. In, M. Arita, H. Iwaoka, Z. Horita // *Journal of Materials Science* **49(19)** (2014) 6550.
- [20] M. Murashkin, I. Sabirov, V. Kazykhanov, E. Bobruk, A. Dubravina, R.Z. Valiev // *Journal of Materials Science* **48(13)** (2013) 4501.
- [21] R.Z. Valiev, Yu. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu // *JOM* **58(4)** (2006) 33.
- [22] A. Vorhauer, R. Pippan // *Scripta Materialia* **51** (2004) 921.
- [23] A.P. Zhilyaev, K. Ohishi, T.G. Langdon, T.R. McNelley // *Materials Science and Engineering A* **410-411** (2005) 277.
- [24] M. Lutterotti, S. Matthies, H.R. Wenk, In: *Proceeding of the 12th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-12, 1999)*, Vol. 1, p. 1599.
- [25] L.K. Williamson, R.E. Smallman // *Philosophical Magazine* **1** (1956) 34.
- [26] GOST 2999-75 *Metals and alloys. Vickers hardness test.*
- [27] GOST 27333-87 *Testing electrical conductivity of nonferrous metals.*
- [28] D.K. Mukhopadhyay, C. Suryanarayana, F.H. Froes // *Metallurgical and Materials Transactions A* **26** (1985) 1939.
- [29] V.V. Stolyarov, R. Lapovok, I.G. Brodova, P.F. Thomson // *Materials Science and Engineering A* **357** (2003) 159.
- [30] IEC 62004:2007. *Thermal-resistant aluminum alloy wire for overhead line conductor.*