

Механические свойства, электропроводность и термостабильность проволоки из сплавов системы Al–Fe, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор

© 2022

Медведев Андрей Евгеньевич^{*1}, кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник*Жукова Ольга Олеговна*², аспирант кафедры материаловедения и технологии материалов*Федотова Дарья Дмитриевна*, бакалавр кафедры материаловедения и технологии материалов*Мурашкин Максим Юрьевич*³, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа (Россия)

*E-mail: medvedev.ae@ugatu.su

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8616-0042>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1879-9389>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9950-0336>

Поступила в редакцию 25.04.2022

Принята к публикации 20.07.2022

Аннотация: Разработка и производство новых материалов на основе алюминия является актуальной задачей современной промышленности. В частности, требуются новые материалы для производства легких, прочных и термически стабильных проводов и кабелей для бытового использования, транспортной и энергетической сферы. В работе представлены результаты исследования микроструктуры и физико-механических свойств проволоки из сплавов Al–0,5Fe и Al–1,7Fe (масс. %), полученных непрерывным литьем в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). Проведен сравнительный анализ свойств исследованных сплавов с коммерческими сплавами. В ходе данного исследования проволоку диаметром 3 мм изготавливали из исходных литых заготовок методом холодного волочения (ХВ). Анализ микроструктуры показал, что в результате использования метода литья в ЭМК в процессе кристаллизации образуются частицы фазы Al₂Fe метастабильной модификации, имеющие близкие к нанометрическому диапазону размеры. Использование ХВ привело к формированию в обоих сплавах субструктуры и дополнительному измельчению интерметаллидных частиц, что обеспечило значительное упрочнение образцов сплавов. После ХВ интерметаллидные частицы измельчаются и распределяются по границам зерен/субзерен. Предел прочности при растяжении проволоки из сплава Al–0,5Fe составил 204 МПа, а в сплаве Al–1,7Fe он достиг 295 МПа. Уровень электропроводности проволоки сплавов Al–0,5Fe и Al–1,7Fe составил 58,4 и 52,0 % IACS соответственно. Показано, что проволока из сплавов системы Al–Fe с концентрацией железа до 1,7 масс. % демонстрирует термическую стабильность на уровне термостойких проводниковых сплавов системы Al–Zr и Al–PЗМ.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Fe; литье в электромагнитный кристаллизатор; холодное волочение; интерметаллидные частицы; механические свойства; электропроводность, термостабильность.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 20-79-10133. Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УГАТУ». Авторы выражают благодарность доктору технических наук, профессору В.Н. Тимофееву (Сибирский федеральный университет) за предоставление материала исследования.

Для цитирования: Медведев А.Е., Жукова О.О., Федотова Д.Д., Мурашкин М.Ю. Механические свойства, электропроводность и термостабильность проволоки из сплавов системы Al–Fe, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 3. С. 96–105. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105.

ВВЕДЕНИЕ

За последние десятилетия значительно расширилось применение кабельной продукции из алюминиевых сплавов с содержанием железа в интервале от 0,3 до 1,5 масс. %, например, таких марок, как 8030 и 8176. Так, в работе [1] было продемонстрировано, что добавки небольшого (до 0,9 масс. %) количества железа заметно повышают прочность и пластичность алюминия после деформационной обработки, не приводя к значительному снижению электропроводности. В работах [2; 3] показано, что применение интенсивной пластической деформации к алюминиевым сплавам, содержащим 2 масс. % Fe, позволяет добиться повышения пластичности данных сплавов и волочить проволоку диаметром

до 0,08 мм. Подобные особенности делают сплавы Al–Fe привлекательными для автомобильной промышленности, где требуется получение многожильных кабелей, обладающих небольшой массой и сохраняющих удовлетворительный уровень прочности (предел прочности выше 600 МПа) и электропроводности (не менее 50 % IACS). Несмотря на то, что данный способ является лабораторным и не представляет интереса с промышленной точки зрения, он позволяет оценить потенциал сплавов данной системы. Что касается чистого алюминия, то на данный момент он исчерпал потенциал улучшения комплекса своих физико-механических свойств: в работе [4] было показано, что вне зависимости от обработки предел текучести и электропроводность чистого алюминия не превышают 100 МПа

и 61,5 % IACS соответственно. Сплавы системы Al–Fe широко применяются в качестве проводников в линиях электропередач при строительстве жилых и промышленных зданий, а также в бортовой проводке различных транспортных систем. Такое широкое распространение обусловлено низкой стоимостью и привлекательным комплексом физико-механических свойств данных сплавов. Так, в работе [5] авторы за счет комбинации холодного волочения (ХВ) и старения добились предела прочности проволоки из сплава Al–1,13 масс. % Fe в 200 МПа и уровня электропроводности в 59 % IACS. Подобные свойства достигаются за счет значительного уменьшения среднего размера зерна в центральной части проволоки, а также формирования деформационной текстуры в направлении $\langle 111 \rangle$ [6]. Авторы [7] показали, что волочение алюминиевой проволоки до диаметра 0,15 мм реализуемо при добавлении не более чем 0,5 масс. % Fe, что одновременно повышает прочность проволоки без существенной потери электропроводности. Проводники, изготовленные из материалов на основе алюминия, обладают малым весом, высоким качеством и безопасностью, достаточной электропроводностью и относительно низкой стоимостью. Однако их использование сдерживается относительно низкой механической прочностью, что ставит алюминиевые сплавы в проигрышную позицию относительно медных сплавов.

Прочность алюминия традиционно повышается за счет создания сплавов на его основе, и сплавы системы Al–Mg–Si являются одними из самых востребованных алюминиевых сплавов благодаря сочетанию прочности и электропроводности. Так, в работе [8] было показано, что сплавы системы Al–Mg–Si после волочения, закалки и старения характеризуются пределом текучести в 150 МПа и электропроводностью 58,7 % IACS. Авторы [9] продемонстрировали, что системы Al–Mg–Si очень востребованы в качестве материала для электропроводников в транспортных системах. Авторы также рассмотрели вопросы коррозии данных сплавов и пришли к выводу, что применение равноканального углового прессования положительно сказывается на коррозионной стойкости сплавов. Тем не менее, даже обладая улучшенными эксплуатационными характеристиками, сплавы системы Al–Mg–Si не могут считаться заменой медным проводникам, так как не обеспечивают требуемый уровень прочности и электропроводности.

В связи с этим наибольший практический интерес представляет задача разработки проводниковых алюминиевых сплавов, обладающих наряду с хорошей электропроводностью, высокими прочностными характеристиками, а также повышенной термостойкостью. Исследования последних нескольких лет показали, что использование для достижения этой задачи сплавов системы Al–Fe может быть весьма перспективным, поскольку они относительно недороги и обладают потенциалом для дальнейшего улучшения физико-механических и эксплуатационных свойств. Кроме того, железо, имея близкую к нулю растворимость в алюминии, нивелирует влияние твердого раствора на электропроводность этих сплавов [10].

Известно, что традиционные виды литья, такие, например, как литье в кокиль (металлическую форму) с охлаждением, могут приводить к образованию грубых интерметаллидных частиц, вызывающих преждевре-

менное разрушение при обработке деформационными методами, такими как волочение, прокатка и т. п. В недавно выполненных исследованиях [11–13] было показано, что использование метода непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) позволяет формировать интерметаллидные фазы нанометрического диапазона размеров и обеспечивает их однородное распределение в алюминии за счет высокой скорости охлаждения, достигающей 10^3 – 10^4 К/с.

Известно, что существующие проводниковые сплавы системы Al–Fe не относятся к числу прочных. Проводниковые сплавы систем Al–Mg–Si, Al–Zr и Al–PЗМ (где PЗМ=La, Ce и т. д.) характеризуются более высоким уровнем механической прочности [14–16]. Поэтому в последнее время были предприняты попытки улучшить комплекс свойств сплавов Al–Fe путем управления микроструктурой [17; 18].

Цель исследования – установление возможности повышения/улучшения комплекса свойств (прочности, электропроводности и термостойкости) проводниковых сплавов системы Al–Fe в сравнении с традиционно используемыми в электротехнике алюминиевыми сплавами за счет варьирования содержания железа и применения нового метода литья при их получении, в сочетании с методом холодного волочения, широко используемого для получения электрических проводников в кабельной промышленности.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходные прутки диаметром 11 мм и длиной более 2 м из сплавов системы Al–Fe с содержанием железа 0,5 и 1,7 масс. % были изготовлены методом непрерывного литья в ЭМК. Химический состав представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сплавов системы Al–Fe, масс. %

Table 1. Chemical composition of Al–Fe alloys, wt. %

Сплав	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Al
Al–0,5Fe	0,04	0,50	0,01	0,01	0,02	Остальное
Al–1,7Fe	0,03	1,65	0,01	0,00	0,03	Остальное

Образцы исследования были приготовлены из алюминия марки А85 и добавки мастер-сплава Fe₈₀Al₂₀ в пропорциях, подобранных для соответствия требуемой концентрации железа. После достижения температуры расплава более 800 °С производилось непрерывное литье в установку ЭМК со скоростью 12,4 мм/с [11–13].

Литые заготовки обрабатывали холодным волочением до диаметра 3 мм за 8 проходов.

Для выявления уровня термостабильности образцы проволоки отжигали в атмосферной печи Nabertherm В 180 при температуре 230 °С в течение 1 ч в соответствии с требованиями стандарта IEC 62004:2007.

Просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) проводили для анализа микроструктуры с использованием микроскопа JEM 2100 фирмы Jeol. Объекты

исследований готовили методом электрополировки на установке Struers Tenipol-5 в электролите, содержащем 20 % азотной кислоты и 80 % метанола, при температуре около $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ и рабочем напряжении 20 В. Во всех состояниях микроструктуру образцов сплавов изучали в продольном сечении.

Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) проводили на микроскопе JEOL JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 15 кВ. Химический состав вторых фаз анализировали методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDXS) с использованием приставки к электронному микроскопу INCA X-Act фирмы Oxford Instruments Company.

Для обработки изображений и количественных изменений элементов микроструктуры (средний размер зерна, средний размер частиц вторых фаз) применяли программное обеспечение ImageJ и программный пакет Grain Size.

Рентгенофазовый анализ (РФА) сплавов проводили на дифрактометре Bruker D8 Discover с использованием $\text{Cu-K}\alpha$ -излучения.

Определение механических характеристик исходных литых заготовок исследуемых материалов осуществляли по результатам статических испытаний на растяжение цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 3 мм и длиной рабочей части 15 мм в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Механические характеристики образцов проволоки определяли по результатам испытаний на растяжение образцов с длиной рабочей части 200 мм в соответствии с ГОСТ 10446-80.

Для получения статистически надежных результатов испытывали не менее 3 образцов каждого исследуемого состояния.

Механические испытания образцов проводили на универсальном динамометре Instron 5982. По результатам испытаний определяли величину условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности при растяжении (σ_B) и пластичность, измеренную как удлинение до разрыва (δ).

Удельное электрическое сопротивление (УЭС) литых заготовок и проволоки определяли согласно ГОСТ

7229-76 с помощью микроомметра БСЗ-010-3 (класс точности 0,2). Для замеров отбирали выпрямленные образцы длиной не менее 1 м в измеряемой части.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эволюция микроструктуры в результате деформационной обработки

На рис. 1 представлена микроструктура заготовок сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe в исходном состоянии – после литья в ЭМК.

Анализ изображений, полученных методом СЭМ, показал, что в алюминиевой матрице присутствуют включения интерметаллидной фазы, образовавшейся в процессе кристаллизации. Ее объемная доля в сплаве Al-0,5Fe составляет $2,9\pm 1,5\%$, а в сплаве Al-1,7Fe – $9,6\pm 2,7\%$ соответственно. В сплаве Al-1,7Fe частицы второй фазы образуют сплошную сетку с размером ячейки $3,8\pm 0,2\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 1 б), а в сплаве Al-0,5Fe сетка интерметаллидов имеет средний размер ячейки $5,8\pm 0,6\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 1 а). Поскольку Fe не образует твердого раствора с Al [19; 20], предполагается, что объемная доля интерметаллидов в обоих сплавах будет оставаться неизменной после осуществления ХВ.

Анализ изображений микроструктуры сплавов в исходном состоянии, выполненный методом ПЭМ (рис. 2), показал, что границы ячеек, образованные интерметаллидной фазой (рис. 1), состоят из непрерывных цепочек частиц, ориентированных в определенном направлении. В основном они имеют форму тонких стержней, толщина которых составляет около 150 нм, а длина колеблется от 200 до 1500 нм.

В результате РСА было установлено, что в обоих сплавах, полученных литьем в ЭМК, присутствует интерметаллидная фаза (рис. 3). На полученных рентгенограммах отчетливо видны пики от нее в диапазоне углов по 2θ между пиками (111) и (200) от алюминия. Отмеченное увеличение интенсивности рентгеновских пиков от второй фазы в сплаве Al-1,7Fe свидетельствует об увеличении ее содержания с повышением концентрации Fe,

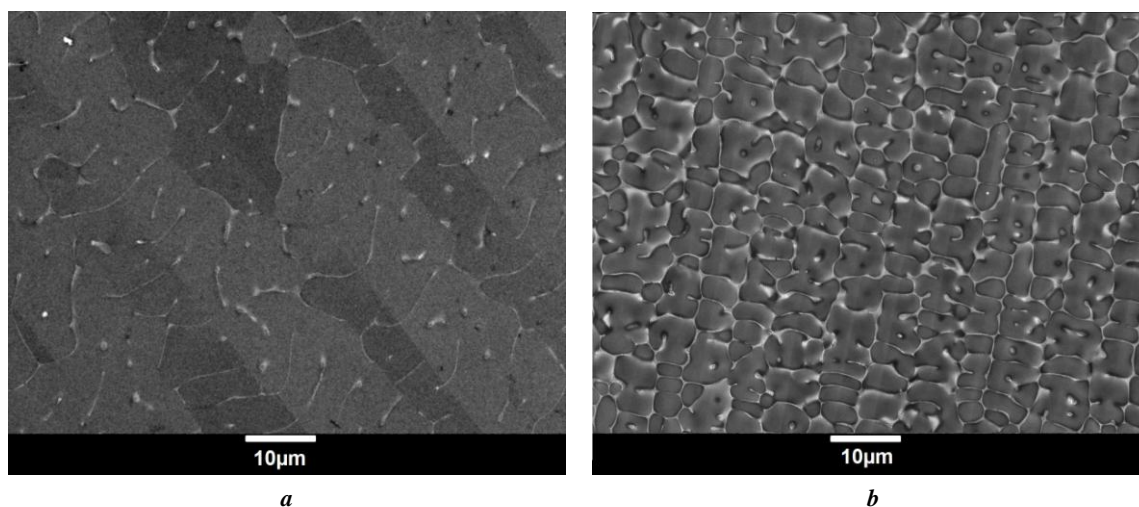


Рис. 1. Микроструктура сплавов Al-0,5Fe (а) и Al-1,7Fe (б) в исходном состоянии (метод СЭМ)
Fig. 1. The microstructure of Al-0.5Fe (a) and Al-1.7Fe (b) alloys in the initial state (SEM method)

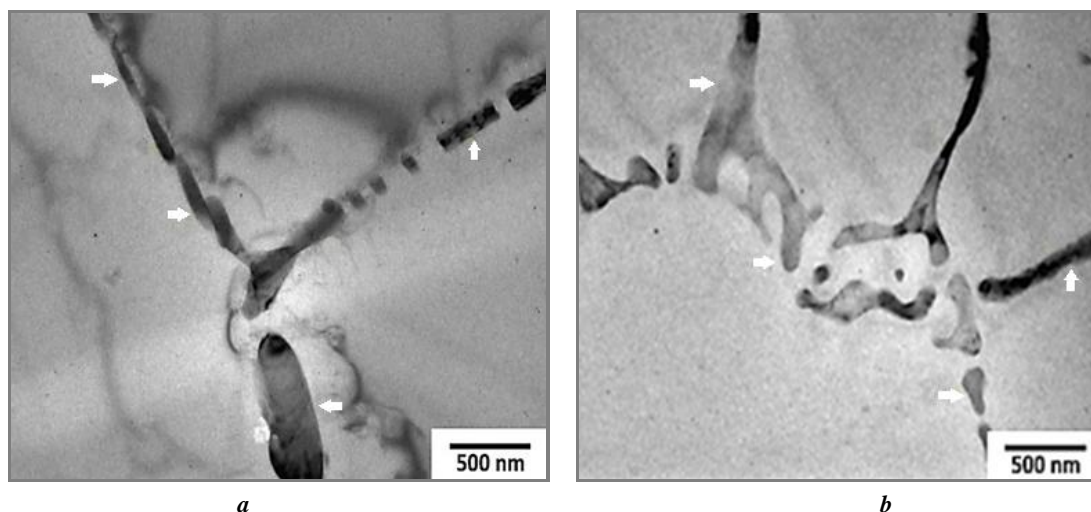


Рис. 2. Микроструктура сплавов Al–0,5Fe (a) и Al–2,5Fe (b) в исходном состоянии, ПЭМ. Стрелками обозначены интерметаллидные частицы
Fig. 2. The microstructure of Al–0.5Fe (a) and Al–2.5Fe (b) alloys in the initial state, TEM. Arrows indicate intermetallic particles

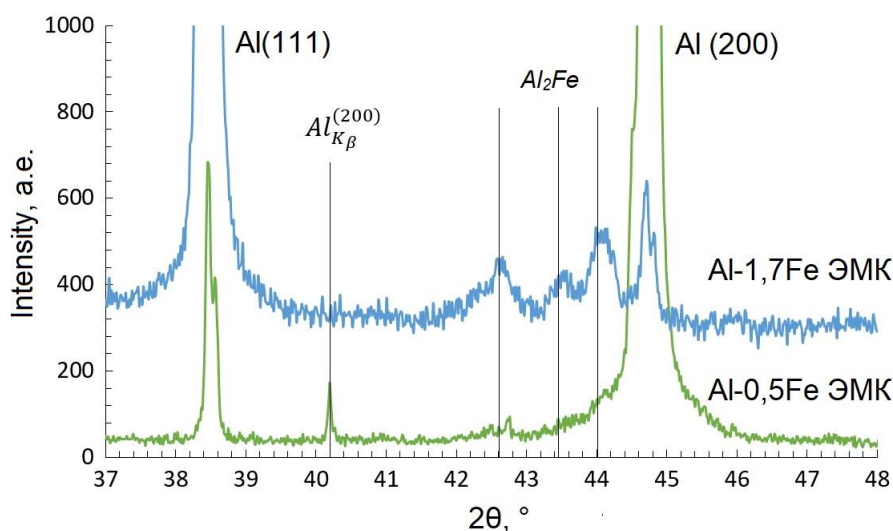


Рис. 3. Профили рентгенограмм, полученные в результате РСА образцов сплавов Al–0,5Fe и Al–1,7Fe в исходном состоянии
Fig. 3. X-ray profiles produced by the XRD of specimens of Al–0.5Fe and Al–1.7Fe alloys in the initial state

что согласуется с данными выполненного количественного анализа микроструктуры (рис. 1). Индексация пиков позволила установить, что обнаруженное соединение весьма близко к интерметаллидной фазе Al_2Fe метастабильной модификации. Признаков наличия в микроструктуре сплавов частиц ни стабильной фазы $Al_{13}Fe_4$, ни метастабильной фазы Al_6Fe , характерных для сплавов системы Al–Fe [20], обнаружено не было. Образование в материалах исследования частиц именно метастабильной модификации обусловлено высокой скоростью их охлаждения при кристаллизации [20], которая составляла более 10^3 К/с.

На рис. 4 представлена микроструктура образцов проволоки из сплава Al–0,5Fe, полученная в результате ХВ. Видно, что после такой деформационной обработки в алюминиевой матрице сформировалась структура, со-

стоящая из вытянутых в направлении волочения зерен. Поперечный размер зерен составляет 300–700 нм, а длина достигает нескольких микрон (рис. 4 а). На темнопольных изображениях (рис. 4 b, 4 с) отчетливо видно, что часть частиц расположена по границам зерен. При ближайшем рассмотрении становится заметно, что частицы расположены в виде скоплений – предположительно, вдоль исходных тонких стержней, раздробившихся в результате ХВ (рис. 4 с, 4 d).

На рис. 5 представлена микроструктура сплава Al–1,7Fe после ХВ. Сопоставительный анализ показал, что микроструктура проволоки этого сплава качественно подобна таковой, наблюдаемой в проволоке сплава Al–0,5Fe (рис. 4 а, 4 b и рис. 5 а, 5 b). Интерметаллидные частицы в результате деформационной обработки

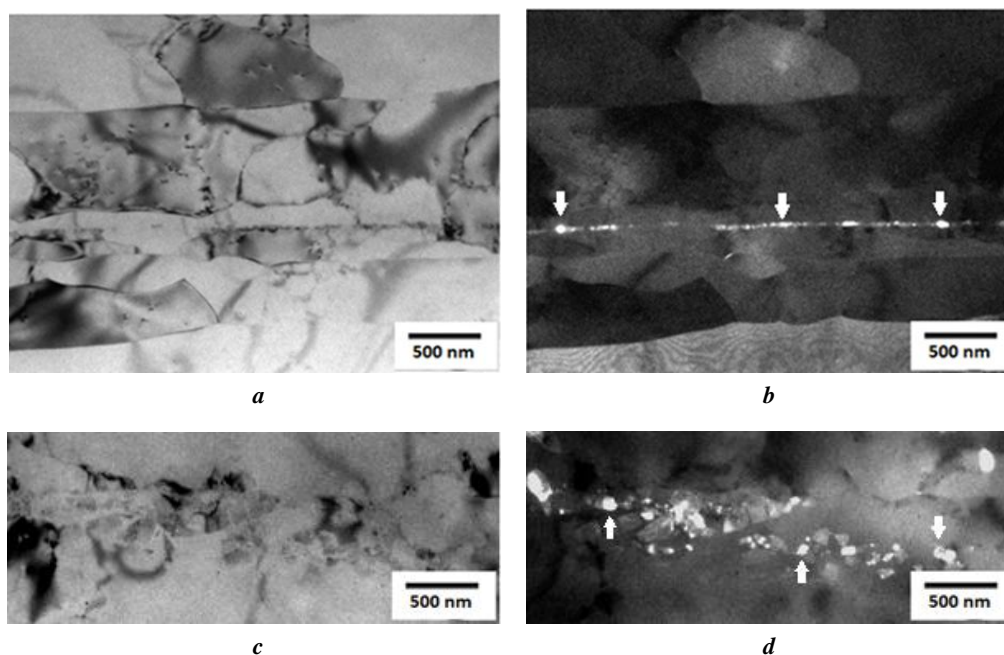


Рис. 4. Микроструктура образца проволоки из сплава Al–0,5Fe после холодного волочения в продольном сечении, ПЭМ: *a, c* – светлопольные изображения микроструктуры; *b, d* – темнопольные изображения микроструктуры
Fig. 4. The microstructure of a specimen of a Al–0.5Fe alloy wire after cold drawing in the longitudinal section, TEM: *a, c* – bright-field microstructure images; *b, d* – dark-field microstructure images

претерпели измельчение и переориентировались в направлении волочения. В продольном сечении проволоки отмеченная эволюция частиц интерметаллидных фаз сопровождается формированием волокнистой структуры в алюминиевой матрице. Ширина волокон в проволоке сплава Al–1,7Fe заметно меньше, чем в сплаве Al–0,5Fe. Она составляет 150–300 нм. Длина волокон также меньше и не превышает 1,5 мкм. О формировании в проволоке структуры субзерненного типа, образованной преимущественно границами, имеющими малоугловую разориентацию, свидетельствуют картины электронной дифракции, одна из которых приведена на рис. 5 а. Она представляет собой одиночные рефлексы, которые имеют сильно выраженное азимутальное размытие. Отмеченный тип/вид субструктуры в образцах проволоки сплавов системы Al–Fe, сформировавшейся в результате ХВ, подобен микроструктуре, сформированной в проволоке из проводникового сплава 6101 системы Al–Mg–Si, полученной в результате подобной деформационной обработки [21].

Помимо переориентации интерметаллидных частиц в продольном сечении, ХВ привело к их дроблению и изменению их морфологии: если в исходном состоянии частицы имеют форму пластин/стержней (рис. 1), то после волочения принимают форму, близкую к сферической, хоть и с явно выраженными гранями (рис. 4, рис. 5).

Эволюция механических и электрических свойств в результате деформационной обработки

В исходном литом в ЭМК состоянии материалы исследования характеризуются относительно низкими значениями предела прочности при растяжении (таблица 2) с тенденцией к росту с увеличением концентрации Fe в алюминии (с 90 до 150 МПа). Изменение электро-

проводности демонстрирует обратную зависимость: увеличение содержания Fe приводит к уменьшению электропроводности (с 57,8 до 49,6 % IACS). Это вполне ожидаемо, так как увеличение объемной доли частиц интерметаллидной фазы и, следовательно, возрастание протяженности межфазных границ создает дополнительные препятствия на пути движения дислокаций и электронов проводимости, увеличивает прочность и снижает электрическое сопротивление материалов исследования [3; 9; 10]. Кроме того, более низкие значения электропроводности сплава Al–1,7Fe объясняются меньшим количеством в нем электропроводящей основы – алюминия. Влиянием же твердого раствора на уровень электрической проводимости в несмешиваемой системе Al–Fe [20] можно пренебречь.

Механические и электрические свойства проволоки из сплавов Al–Fe, полученной в результате ХВ, а также после специального отжига при 230 °С, произведенного для оценки ее термостабильности, представлены в таблице 2. Сплавы Al–0,5Fe и Al–1,7Fe демонстрируют повышение механической прочности после волочения: предел прочности проволоки в сравнении с исходной заготовкой увеличивается в 2 раза для сплава Al–1,7Fe и в 2,2 раза для сплава Al–0,5Fe. Относительное удлинение до разрыва проволоки из обоих сплавов составляет около 5 % и является весьма хорошим показателем для токопроводящих жил из проводниковых алюминиевых сплавов¹. Электропроводность полученной методом ХВ проволоки также претерпевает некоторое увеличение, более выраженное в случае сплава Al–1,7Fe. Одной из вероятных причин такого изменения электропроводности может являться устранение микронесплошностей

¹ IEC 62004:2007 Thermal-resistant aluminium alloy wire for overhead line conductor.

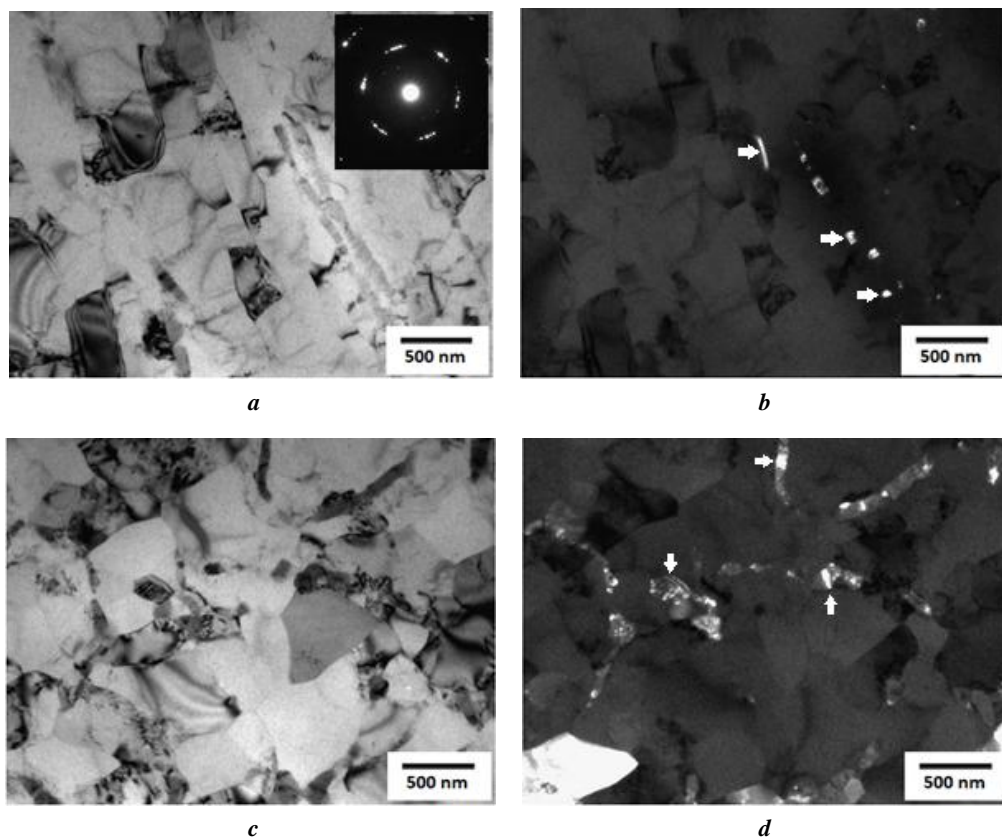


Рис. 5. Микроструктура проволоки сплава Al–1,7Fe после холодного волочения в продольном (a, b) и поперечном (c, d) сечениях, ПЭМ: a, c – светлопольные изображения; b, d – темнопольные изображения
Fig. 5. The microstructure of a Al–1.7Fe alloy wire after cold drawing in the longitudinal (a, b) and cross (c, d) sections, TEM: a, c – bright-field microstructure images; b, d – dark-field microstructure images

Таблица 2. Физико-механические свойства сплавов системы Al–Fe
Table 2. Physical and mechanical properties of Al–Fe alloys

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭС, нОм·м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al–0,5Fe	ЭМК	29,83±0,01	57,8	35±3	90±7	32,5±3,4
Al–1,7Fe		34,78±0,01	49,6	60±6	150±11	28,8±2,1
Al–0,5Fe	ХВ Ø3 мм	29,54±0,01	58,4	170±12	204±14	5,3±0,2
Al–1,7Fe		33,15±0,01	52,0	235±18	295±19	4,9±0,5
Al–0,5Fe	ХВ+230 °С	29,15±0,01	59,2	175±11	200±16	4,6±0,4
Al–1,7Fe		32,62±0,01	52,8	250±14	315±17	3,9±0,3
AA8176 ASTM B800	–	–	60,6	–	103–152	–
AL2 EN 50183	–	–	52,5	–	315	–
AT1 IEC 62004:2007	–	–	60	–	155–169	–
AT2 IEC 62004:2007	–	–	55	–	225–248	–

(микропор), образовавшихся в процессе кристаллизации сплавов, в результате деформационной обработки.

Специальный отжиг при температуре 230 °С в течение 1 ч не приводит к заметному разупрочнению проволоки сплава Al–0,5Fe и вызывает даже некоторое увеличение прочности образцов проволоки из сплава Al–1,7Fe. Этот обнаруженный интересный феномен будет изучен нами в дальнейшем, так как требует более глубокого изучения микроструктурных особенностей материала. Отжиг также приводит к незначительному увеличению электропроводности (на 0,6–0,8 % IACS), что может быть объяснено снижением плотности дефектов кристаллического строения деформированной структуры проволок, инициированного воздействием температуры. Отмеченное изменение механической прочности и электропроводности в результате специального отжига свидетельствует о том, что проволока из сплавов Al–0,5Fe и Al–1,7Fe, полученная литьем в ЭМК, пригодна для непрерывного длительного использования при температуре 150 °С в соответствии с ИЕС 62004:2007.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Существует компромисс между механической прочностью, электропроводностью и термической стабильностью проводниковых сплавов на основе алюминия [5]. Конкурентный характер этих свойств заставляет исследователей искать точку равновесия между ними. Как правило, деформационная обработка обеспечивает уменьшение размера зерен/субзерен и увеличивает количество структурных дефектов, что приводит к значительному упрочнению материалов при гораздо менее выраженном снижении электропроводности [22]. Термическая обработка, в свою очередь, зачастую дает противоположный эффект, приводя к разупрочнению материала и повышению электропроводности.

Разнообразие микроструктурных особенностей, влияющих на механическую прочность, электрическую проводимость и термическую стабильность, позволяет более точно проектировать результирующую комбинацию этих свойств. Известно, что не только размер зерен/субзерен и плотность дислокаций влияют на свойства. Наличие твердого раствора на основе алюминия по-разному влияет на механическую прочность проводников в зависимости от природы и концентрации легирующих элементов, сильно снижая и, по существу, контролируя их электропроводность. Наличие интерметаллических частиц, их морфология, объемная доля, размеры и распределение также влияют на свойства сплавов. Считается, что интерметаллидные частицы в сплавах более заметно влияют на механическую прочность и термостабильность, но незначительно – на электропроводность. Это происходит потому, что частицы могут препятствовать миграции дислокаций и межзеренных границ/субграниц, в том числе и при температурных воздействиях, влияя таким образом на стабильность плотности дефектов кристаллического строения. В свою очередь, образование, выделение и рост интерметаллидных частиц зависят от степени пересыщенности твердого раствора, скорости кристаллизации, а также условий последующих деформационных и термических воздействий.

Известно, что сплавы системы Al–Fe характеризуются крайне низкой, сопоставимой с нулевой, растворимостью железа в алюминиевой матрице, что сводит на нет влияние твердого раствора на физико-механические свойства данных сплавов [20]. Кроме того, твердый раствор в сплавах данной системы не образуется в процессе реализации традиционных видов деформационной или деформационно-термической обработки.

В работах [17; 23] было показано, что именно дисперсные интерметаллидные частицы обеспечивают достижение высокой прочности и термостабильности в проводниковых сплавах, легированных железом или редкоземельными элементами. Применение метода литья в ЭМК позволяет повысить дисперсность интерметаллидной фазы в алюминиевых сплавах, создав предпосылки для формирования наноразмерных частиц в исследуемом материале после деформационной обработки [11; 12; 23]. Таким образом, только лишь за счет применения такого метода литья можно достичь высокой дисперсности упрочняющих частиц и, как следствие, высокой прочности.

Сплав Al–0,5Fe, полученный методом ХВ, демонстрирует предел прочности около 200 МПа и уровень электропроводности 58,4 % IACS (таблица 2). Полученный в данном исследовании сплав Al–1,7Fe, отлитый в ЭМК и подвергнутый ХВ, демонстрирует предел прочности около 300 МПа и уровень электропроводности 52,8 % IACS (таблица 2).

По сравнению с широко используемыми сплавами системы Al–Fe (например, сплавом марки 8176), предложенное нами сочетание методов изготовления проволоки позволяет добиться значительно большего уровня прочности и термостабильности при сохранении удовлетворительной электрической проводимости. Кроме того, полученные в данном исследовании образцы проволоки из сплава Al–1,7Fe по уровню свойств составляют конкуренцию высокопрочным проводниковым сплавам системы Al–Mg–Si, заметно превосходя их уровень термостабильности. Помимо очевидно более привлекательного сочетания свойств, используемые в качестве материалов исследования сплавы системы Al–Fe, по сравнению со сплавами Al–Mg–Si, более просты в получении из них токопроводящих элементов (в нашем случае проволоки). Для их производства не требуется осуществление таких видов термической обработки, как отжиг с последующей закалкой (обработка на твердый раствор), и финальной упрочняющей обработки (искусственного старения).

Полученные в данном исследовании образцы проволоки из сплавов Al–Fe по уровню прочности, электропроводности и термостабильности также составляют конкуренцию термостойким сплавам типа AT1 и AT2 системы Al–Zr. Как и в случае сплавов Al–Mg–Si, при производстве проводников из сплавов системы Al–Zr, как правило, требуется длительный отжиг, обеспечивающий выделение наноразмерных частиц фазы Al₃Zr. Для проводников из сплавов Al–Fe, полученных литьем в ЭМК, такой отжиг не требуется, так как дисперсные частицы фазы Al₂Fe, обеспечившие термическую стабильность микроструктуры и, соответственно, свойств, были сформированы на этапе получения исходного материала (в процессе литья в ЭМК).

Впервые полученные в данном исследовании результаты позволяют надеяться на дальнейшую разработку новых материалов электротехнического и конструкционного назначения на основе сплавов системы Al-Fe, полученных с использованием литья в ЭМК, в сочетании с различными методами деформационной и/или деформационно-термической обработки.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Установлено, что использование литья в ЭМК позволяет формировать в алюминиевой матрице дисперсные интерметаллидные частицы метастабильной фазы Al₂Fe в виде тонких/дисперсных пластин толщиной 150 нм.

2. Обнаружено, что холодное волочение привело к увеличению предела прочности сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe (до 204 и 295 МПа соответственно) без заметной потери электропроводности.

3. Выявлено, что повышение прочности сплавов при сохранении их электропроводности происходит вследствие измельчения частиц интерметаллидной фазы и их перераспределения в объеме материала, формирования субструктуры в алюминиевой матрице и не сопровождается образованием твердого раствора железа в алюминии.

4. Показано, что проволоку из сплавов системы Al-Fe с содержанием Fe до 1,7 масс. %, полученных методом литья в ЭМК, можно рассматривать как более дешевую замену высокопрочным сплавам системы Al-Mg-Si, обладающую при этом улучшенной термической стабильностью.

5. Впервые показано, что проволока из сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, демонстрирует термическую стабильность свойств, сопоставимую с коммерчески используемыми сплавами AT1 и AT2 системы Al-Zr.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Shikagawa T., Itoh G., Suzuki S., Kuroda H., Horikoshi T. Effect of small additions of Fe on the tensile properties and electrical conductivity of aluminium wires // *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 519-521. P. 515–518. DOI: [10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.515](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.515).
- Cubero-Sesin J.M., Horita Z. Age Hardening in Ultrafine-Grained Al-2PctFe Alloy Processed by High-Pressure Torsion // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2015. Vol. 46. № 6. P. 2614–2624. DOI: [10.1007/s11661-015-2876-6](https://doi.org/10.1007/s11661-015-2876-6).
- Cubero-Sesin J.M., In H., Arita M., Iwaoka H., Horita Z. High-pressure torsion for fabrication of high-strength and high-electrical conductivity Al micro-wires // *Journal of Materials Science*. 2014. Vol. 49. № 19. P. 6550–6557. DOI: [10.1007/s10853-014-8240-1](https://doi.org/10.1007/s10853-014-8240-1).
- Cai S.L., Wan J.C., Hao Y.J., Koch C.C. Dual gradient microstructure to simultaneously improve strength and electrical conductivity of aluminum wire // *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 783. Article number 139308. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139308](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139308).
- Hou J.P., Li R., Wang Q., Yu H.Y., Zhang Z.J., Chen Q.Y., Ma H., Li X.W., Zhang Z.F. Origin of abnormal strength-electrical conductivity relation for an Al-Fe alloy wire // *Materialia*. 2019. Vol. 7. Article number 100403. DOI: [10.1016/j.mtla.2019.100403](https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100403).
- Zhu Y.K., Chen Q.Y., Wang Q., Yu H.Y., Li R., Hou J.P., Zhang Z.J., Zhang G.P., Zhang Z.F. Effect of stress profile on microstructure evolution of cold-drawn commercially pure aluminum wire analyzed by finite element simulation // *Journal of Materials Science and Technology*. 2019. Vol. 34. № 7. P. 1214–1221. DOI: [10.1016/j.jmst.2017.07.011](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.07.011).
- Jablonski M., Knych T., Smyrak B. New aluminium alloys for electrical wires of fine diameter for automotive industry // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2009. Vol. 54. № 3. P. 671–676.
- Zhang J., Ma M., Shen F., Yi D., Wang B. Influence of deformation and annealing on electrical conductivity, mechanical properties and texture of Al-Mg-Si alloy cables // *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 710. P. 27–37. DOI: [10.1016/j.msea.2017.10.065](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.065).
- Rochet C., Andrieu E., Arfaei B., Harouard J.-P., Laurino A., Lowe T.C., Odemer G., Blanc C. Influence of equal-channel angular pressing on the corrosion fatigue behaviour of an Al-Mg-Si aluminium alloy for automotive conductors // *International Journal of Fatigue*. 2020. Vol. 140. Article number 105812. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2020.105812](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105812).
- Valiev R.Z., Murashkin M., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // *Scripta Materialia*. 2014. Vol. 76. P. 13–16. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2013.12.002](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.12.002).
- Belov N., Murashkin M., Korotkova N., Akopyan T., Timofeev V. Structure and properties of Al-0.6 Wt.%Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 6. P. 1–11. Article number 769. DOI: [10.3390/met10060769](https://doi.org/10.3390/met10060769).
- Belov N., Akopyan T., Korotkova N., Murashkin M., Timofeev V., Fortuna A. Structure and properties of Ca and Zr containing heat resistant wire aluminum alloy manufactured by electromagnetic casting // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 2. P. 1–15. Article number 236. DOI: [10.3390/met11020236](https://doi.org/10.3390/met11020236).
- Korotkova N.O., Belov N.A., Timofeev V.N., Motkov M.M., Cherkasov S.O. Influence of Heat Treatment on the Structure and Properties of an Al-7% REM Conductive Aluminum Alloy Casted in an Electromagnetic Crystallizer // *Physics of Metals and Metallography*. 2020. Vol. 121. № 2. P. 173–179. DOI: [10.1134/S0031918X2002009X](https://doi.org/10.1134/S0031918X2002009X).
- Ding H., Xiao Y., Bian Z., Wu Y., Yang H., Wang H., Wang H. Design, microstructure, and thermal stability of a novel heat-resistant Al-Fe-Ni alloy manufactured by selective laser melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 885. Article number 160949. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.160949](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160949).
- Bian Z., Dai S., Wu L., Chen Z., Wang M., Chen D., Wang H. Thermal stability of Al-Fe-Ni alloy at high temperatures // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. № 3. P. 2538–2548. DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.01.028](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.028).
- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007. 398 с.

17. Medvedev A., Murashkin M., Enikeev N., Medvedev E., Sauvage X. Influence of morphology of intermetallic particles on the microstructure and properties evolution in severely deformed Al-Fe alloys // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 5. Article number 815. DOI: [10.3390/met11050815](https://doi.org/10.3390/met11050815).
18. Magomedova D.K. Influence of Al 6101 alloy structure on pore formation in static tension as a structural change during deformation // *Materials. Technologies. Design*. 2022. Vol. 4. № 1. P. 24–29. DOI: [10.54708/26587572.2022.41724](https://doi.org/10.54708/26587572.2022.41724).
19. Medvedev A.E., Murashkin M.Y., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R. Optimization of Strength-Electrical Conductivity Properties in Al-2Fe Alloy by Severe Plastic Deformation and Heat Treatment // *Advanced Engineering Materials*. 2017. Vol. 20. № 3. Article number 1700867. DOI: [10.1002/adem.201700867](https://doi.org/10.1002/adem.201700867).
20. Mondolfo L.F., Zmeskal O. *Engineering metallurgy*. New York: McGraw-Hill, 1955. 397 p.
21. Medvedev A.E., Arutunyan A., Lomakin I., Bondarenko A., Kazykhanov V., Enikeev N., Raab G., Murashkin M. Fatigue properties of ultra-fine grained Al-Mg-Si wires with enhanced mechanical strength and electrical conductivity // *Metals*. 2018. Vol. 8. № 12. Article number 1034. DOI: [10.3390/met8121034](https://doi.org/10.3390/met8121034).
22. Murashkin M.Yu., Sabirov I., Sauvage X., Valiev R.Z. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity // *Journal of Materials Science*. 2016. Vol. 51. № 1. P. 33–49. DOI: [10.1007/s10853-015-9354-9](https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9).
23. Medvedev A.E., Murashkin M.Yu., Enikeev N.A., Bikmukhametov I., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R. Effect of the eutectic Al-(Ce,La) phase morphology on microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and heat resistance of Al-4.5(Ce,La) alloy after SPD and subsequent annealing // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 796. P. 321–330. DOI: [10.1016/j.jallcom.2019.05.006](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.006).
5. Hou J.P., Li R., Wang Q., Yu H.Y., Zhang Z.J., Chen Q.Y., Ma H., Li X.W., Zhang Z.F. Origin of abnormal strength-electrical conductivity relation for an Al-Fe alloy wire. *Materialia*, 2019, vol. 7, article number 100403. DOI: [10.1016/j.mtla.2019.100403](https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100403).
6. Zhu Y.K., Chen Q.Y., Wang Q., Yu H.Y., Li R., Hou J.P., Zhang Z.J., Zhang G.P., Zhang Z.F. Effect of stress profile on microstructure evolution of cold-drawn commercially pure aluminum wire analyzed by finite element simulation. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, vol. 34, no. 7, pp. 1214–1221. DOI: [10.1016/j.jmst.2017.07.011](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.07.011).
7. Jablonski M., Knych T., Smyrak B. New aluminium alloys for electrical wires of fine diameter for automotive industry. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2009, vol. 54, no. 3, pp. 671–676.
8. Zhang J., Ma M., Shen F., Yi D., Wang B. Influence of deformation and annealing on electrical conductivity, mechanical properties and texture of Al-Mg-Si alloy cables. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 710, pp. 27–37. DOI: [10.1016/j.msea.2017.10.065](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.065).
9. Rochet C., Andrieu E., Arfaei B., Harouard J.-P., Laurino A., Lowe T.C., Odemer G., Blanc C. Influence of equal-channel angular pressing on the corrosion fatigue behaviour of an Al-Mg-Si aluminium alloy for automotive conductors. *International Journal of Fatigue*, 2020, vol. 140, article number 105812. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2020.105812](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105812).
10. Valiev R.Z., Murashkin M., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity. *Scripta Materialia*, 2014, vol. 76, pp. 13–16. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2013.12.002](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.12.002).
11. Belov N., Murashkin M., Korotkova N., Akopyan T., Timofeev V. Structure and properties of Al-0.6 Wt.%Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 6, pp. 1–11, article number 769. DOI: [10.3390/met10060769](https://doi.org/10.3390/met10060769).
12. Belov N., Akopyan T., Korotkova N., Murashkin M., Timofeev V., Fortuna A. Structure and properties of Ca and Zr containing heat resistant wire aluminum alloy manufactured by electromagnetic casting. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 2, pp. 1–15, article number 236. DOI: [10.3390/met11020236](https://doi.org/10.3390/met11020236).
13. Korotkova N.O., Belov N.A., Timofeev V.N., Motkov M.M., Cherkasov S.O. Influence of Heat Treatment on the Structure and Properties of an Al-7% REM Conductive Aluminum Alloy Casted in an Electromagnetic Crystallizer. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 2, pp. 173–179. DOI: [10.1134/S0031918X2002009X](https://doi.org/10.1134/S0031918X2002009X).
14. Ding H., Xiao Y., Bian Z., Wu Y., Yang H., Wang H., Wang H. Design, microstructure, and thermal stability of a novel heat-resistant Al-Fe-Ni alloy manufactured by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 885, article number 160949. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.160949](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160949).
15. Bian Z., Dai S., Wu L., Chen Z., Wang M., Chen D., Wang H. Thermal stability of Al-Fe-Ni alloy at high temperatures. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 3, pp. 2538–2548. DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.01.028](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.028).

REFERENCES

1. Shikagawa T., Itoh G., Suzuki S., Kuroda H., Horikoshi T. Effect of small additions of Fe on the tensile properties and electrical conductivity of aluminium wires. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 519-521, pp. 515–518. DOI: [10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.515](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.515).
2. Cubero-Sesin J.M., Horita Z. Age Hardening in Ultrafine-Grained Al-2PctFe Alloy Processed by High-Pressure Torsion. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2015, vol. 46, no. 6, pp. 2614–2624. DOI: [10.1007/s11661-015-2876-6](https://doi.org/10.1007/s11661-015-2876-6).
3. Cubero-Sesin J.M., In H., Arita M., Iwaoka H., Horita Z. High-pressure torsion for fabrication of high-strength and high-electrical conductivity Al micro-wires. *Journal of Materials Science*, 2014, vol. 49, no. 19, pp. 6550–6557. DOI: [10.1007/s10853-014-8240-1](https://doi.org/10.1007/s10853-014-8240-1).
4. Cai S.L., Wan J.C., Hao Y.J., Koch C.C. Dual gradient microstructure to simultaneously improve strength and electrical conductivity of aluminum wire. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 783, article number 139308. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139308](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139308).

16. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svoystva* [Bulk nanostructured metallic materials: preparation, structure and properties]. Moscow, Akademkniga Publ., 2007. 398 p.
17. Medvedev A., Murashkin M., Enikeev N., Medvedev E., Sauvage X. Influence of morphology of intermetallic particles on the microstructure and properties evolution in severely deformed Al-Fe alloys. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 5, article number 815. DOI: [10.3390/met11050815](https://doi.org/10.3390/met11050815).
18. Magomedova D.K. Influence of Al 6101 alloy structure on pore formation in static tension as a structural change during deformation. *Materials. Technologies. Design*, 2022, vol. 4, no. 1, pp. 24–29. DOI: [10.54708/26587572_2022_41724](https://doi.org/10.54708/26587572_2022_41724).
19. Medvedev A.E., Murashkin M.Y., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R. Optimization of Strength-Electrical Conductivity Properties in Al-2Fe Alloy by Severe Plastic Deformation and Heat Treatment. *Advanced Engineering Materials*, 2017, vol. 20, no. 3, article number 1700867. DOI: [10.1002/adem.201700867](https://doi.org/10.1002/adem.201700867).
20. Mondolfo L.F., Zmeskal O. *Engineering metallurgy*. New York, McGraw-Hill, 1955. 397 p.
21. Medvedev A.E., Arutunyan A., Lomakin I., Bondarenko A., Kazykhanov V., Enikeev N., Raab G., Murashkin M. Fatigue properties of ultra-fine grained Al-Mg-Si wires with enhanced mechanical strength and electrical conductivity. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 12, article number 1034. DOI: [10.3390/met8121034](https://doi.org/10.3390/met8121034).
22. Murashkin M.Yu., Sabirov I., Sauvage X., Valiev R.Z. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity. *Journal of Materials Science*, 2016, vol. 51, no. 1, pp. 33–49. DOI: [10.1007/s10853-015-9354-9](https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9).
23. Medvedev A.E., Murashkin M.Yu., Enikeev N.A., Bikmukhametov I., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R. Effect of the eutectic Al-(Ce,La) phase morphology on microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and heat resistance of Al-4.5(Ce,La) alloy after SPD and subsequent annealing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 796, pp. 321–330. DOI: [10.1016/j.jallcom.2019.05.006](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.006).

The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al-Fe alloys produced by casting into an electromagnetic crystallizer

© 2022

Andrey E. Medvedev¹, PhD (Physics and Mathematics), junior researcher
Olga O. Zhukova², postgraduate student of Chair of Materials Science and Materials Technology
Darya D. Fedotova, bachelor of Chair of Materials Science and Materials Technology
Maksim Yu. Murashkin³, PhD (Engineering), senior researcher
Ufa State Aviation Technical University, Ufa (Russia)

*E-mail: medvedev.ae@ugatu.su

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8616-0042>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1879-9389>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9950-0336>

Received 25.04.2022

Accepted 20.07.2022

Abstract: The development and production of new aluminum-based materials is a critical task of the up-to-date industry. Particularly, new materials are necessary to produce light, strong, and thermally-stable wires and cables for household usage, transport, and power sphere. The paper presents the results of the study of the microstructure and physical and mechanical properties of Al-0.5Fe and Al-1.7Fe alloys (wt. %), produced by continuous casting into an electromagnetic crystallizer (EMC). The authors carried out a comparative analysis of alloys under the study and commercial alloys. During this analysis, the authors produced a wire with the diameter of 3 mm from the primary cast blanks by the cold drawing method (CD). The microstructure analysis showed that as a result of casting into an electromagnetic crystallizer, the particles of metastable modification Al₂Fe phase appear during the crystallization process that have sizes close to the nanometric range. The use of the cold drawing method led to the substructure formation in both alloys and the refinement of intermetallic particles, which ensured the significant hardening of alloy specimens. After cold drawing, the intermetallic particles were grinded and distributed along the boundaries of grains/sub-grains. The ultimate tensile strength of the Al-0.5Fe alloy was 204 MPa, while in the Al-1.7Fe alloy, it reached 295 MPa. The electrical conductivity level of the Al-0.5Fe and Al-1.7Fe alloys wire was 58.4 and 52.0 % IACS, respectively. The study showed that the Al-Fe alloys wire with ferrum concentration of up to 1.7 wt. % demonstrated thermal stability at the level of thermally-stable Al-Zr and Al-REM conductive alloys.

Keywords: Al-Fe alloys; casting into an electromagnetic crystallizer; cold drawing; intermetallic particles; mechanical properties; electrical conductivity; thermal stability.

Acknowledgments: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant number 20-79-10133. The research part of the work was carried out on the equipment of the Core Facility Centre “Nanotech” of FSBEI HE “USATU”. The authors express their gratitude to Professor V.N. Timofeev (Siberian Federal University) for providing the research material.

For citation: Medvedev A.E., Zhukova O.O., Fedotova D.D., Murashkin M.Yu. The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al-Fe alloys produced by casting into an electromagnetic crystallizer. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3, pp. 96–105. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105).