

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.735.3:537.311.3

МИКРОСТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ
МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ

© 2022 г. С. О. Рогачев^{a, b}, Р. В. Сундеев^{a, c, *}, В. А. Андреев^{b, d}, Н. В. Андреев^a,
Н. Ю. Табачкова^{a, e}, Н. О. Короткова^a

^aНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

^bИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский просп., 49, Москва, 119334 Россия

^cРТУ МИРЭА, просп. Вернадского, д. 78, Москва, 119454 Россия

^dООО “Промышленный центр МАТЭК-СПФ”, ул. Карьер, 2А/1, Москва, 117449 Россия

^eИнститут общей физики им. А.М. Прохорова РАН, ул. Вавилова, д. 38, Москва, 119991 Россия

*e-mail: sundeev55@yandex.ru

Поступила в редакцию 30.05.2022 г.

После доработки 31.08.2022 г.

Принята к публикации 03.10.2022 г.

Методом электронной микроскопии исследована эволюция микроструктуры медно-алюминиевых композитов при увеличении степени обжатия холодной ротационной ковкой и измерена их электропроводность. Изучено влияние армирования медно-алюминиевых композитов стальными волокнами на электропроводность.

Ключевые слова: большие пластические деформации, ротационная ковка, медно-алюминиевые композиты, микроструктура, электропроводность

DOI: 10.31857/S0015323022600551

ВВЕДЕНИЕ

Сегодня для электротехники актуальной является задача создания композиционного материала, обладающего одновременно повышенной прочностью, запасом пластичности, электропроводностью и малой плотностью. В качестве основы для такого материала предложены композиты на медно/алюминиевой основе, а в качестве метода их изготовления – ротационная ковка [1–6].

Ротационная ковка является одним из методов больших пластических деформаций, наиболее подходящих для производства изделий в виде длиннономерных прутков или проволок [7–10]. Благодаря достижению очень высоких степеней деформации в ходе обжатия заготовки ротационной ковкой, в обрабатываемой металлической заготовке формируется ультрамелкозернистая структура и достигается комплекс высоких механических свойств [4].

В работах [5, 6, 11] медно/алюминиевые композиты разного дизайна подвергали ротационной ковке с разными степенями обжатия. В качестве компонентов композита в основном использовали чистые медь и алюминий. Целесообразно применение в качестве одного из компонентов композита алюминиевых сплавов, обладающих большей проч-

ностью по сравнению с чистым алюминием. Например, в работе [4] ротационной ковкой были получены композиционные образцы “алюминиевый сплав Д16/медь” с прочностью около 400 МПа. Учитывая, что переменный электрический ток высокой частоты преимущественно идет вблизи поверхности проводника, представляет интерес создания композита “медь/алюминиевый сплав”, т.е. с обратным порядком расположения компонентов, ввиду более высокой электрической проводимости меди по сравнению с алюминием. В то же время формирование ультрамелкозернистой структуры в компонентах такого композиционного проводника может повлиять на электропроводящие свойства.

Поэтому целью работы было изучение эволюции микроструктуры медно-алюминиевых композитов при увеличении степени обжатия ротационной ковкой и оценка их электропроводности.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Композиционная заготовка представляла собой стержень из алюминиевого сплава Д16 (Al–Cu–Mg) диаметром 12 мм, помещенный в обо-

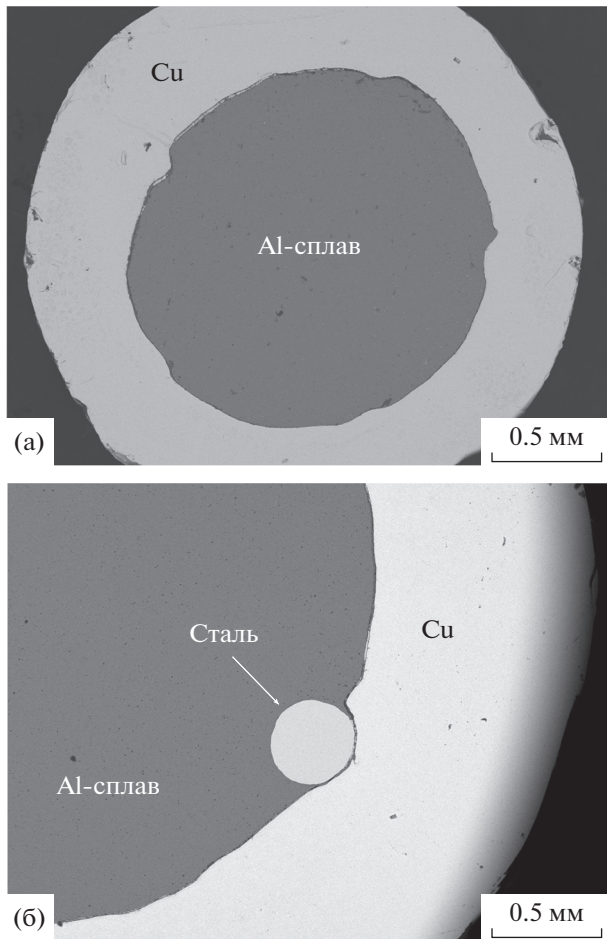


Рис. 1. Поперечный шлиф композиционного образца Cu/Al после ротационнойковки до диаметра 2.5 мм (а) и фрагмент поперечного сечения композиционного образца Cu/Fe/Al после ротационнойковки до диаметра 5.0 мм (б) (СЭМ).

лочку из чистой меди (99.97%) с внешним диаметром 20 мм. С целью изучения влияния на электропроводящие свойства дополнительного стального компонента в составе композита, часть композиционных заготовок была армирована волокнами из стали типа 12Х18Н10Т диаметром 0.7 мм в количестве 5 шт., уложенными продольно между оболочкой и стержнем на одинаковом расстоянии друг от друга [12].

Начальная длина заготовок составила 200 мм. Перед сборкой заготовки ее компоненты подвергали смягчающему отжигу в вакууме: при температуре 400°C с выдержкой 2 ч для алюминиевого сплава и при температуре 500°C с выдержкой 40 мин для меди. Сталь использовали в состоянии поставки (твердость 258 НВ).

Ковку заготовок осуществляли на трех модернизированных двухбойковых ротационно-ковочных машинах РКМ последовательно с начального диаметра 20 мм до конечного диаметра 2.5 мм

при комнатной температуре. Между проходами осуществляли периодический низкотемпературный отжиг заготовки при 180°C для снятия наклепа. Первый отжиг проводили после достижения диаметра заготовки 5.0 мм; второй – 3.5 мм. Продолжительность каждого отжига 1 ч. Более подробно технология изготовления композиционных образцов описана в работе [12]. Для исследований были взяты образцы с диаметрами 5.0; 3.5 и 2.5 мм (рис. 1).

Микроструктуру компонентов композиционных образцов (медной оболочки и алюминиевого стержня) в продольном направлении после разных степеней обжатия изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-2100 с энергодисперсионным микроанализатором (EDS). Подготовку проб для исследования микроструктуры проводили на сканирующем ионном микроскопе Strata 201 SIMSmapIII × P с помощью галлиевой жидкометаллической ионной пушки.

Удельную электрическую проводимость композиционных образцов измеряли согласно ГОСТ 7229–76 с использованием цифрового миллиметра GOM-802 (GP + RS).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ.

Влияние ротационнойковки на микроструктуру.

Структура компонентов композиционного материала (меди и алюминия) в исходном отожженном состоянии изучена ранее [4, 13]. Оба компонента характеризуются рекристаллизованной структурой со средним размером зерна 36 мкм в меди и 3 мкм в алюминии. В структуре алюминиевого сплава присутствовали частицы типа Al_2Cu , Al_2CuMg , $Al_{20}Cu_2Mn_3$ с преимущественным размером 100–500 нм. Кроме этого присутствовали многочисленные частицы Al_2CuMg со средним размером 3.5 мкм, а также отдельные (не более 2 об. %) крупные (5–20 мкм) частицы типа $Al_6(CuFeMn)$ или $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$. Все указанные частицы являются типичными для сплава Д16 [14, 15].

По данным ПЭМ и EDS ротационная ковка композиционного образца до диаметра 5.0 мм привела к формированию в медной оболочке ячеисто-субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций с размером ячеек 0.15–0.40 мкм и вытянутыми субзернами с минимальной шириной до 0.15–1 мкм (рис. 2а, 2б).

В алюминиевом стержне сформировалась ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура, вытянутая вдоль направления оси заготовки (рис. 2в–2е). Угол разориентировки структурных элементов определяли качественно на основе анализа нескольких темнопольных изображений.

Преобладающая ширина вытянутых субзерен, разделенных малоугловыми границами, состави-

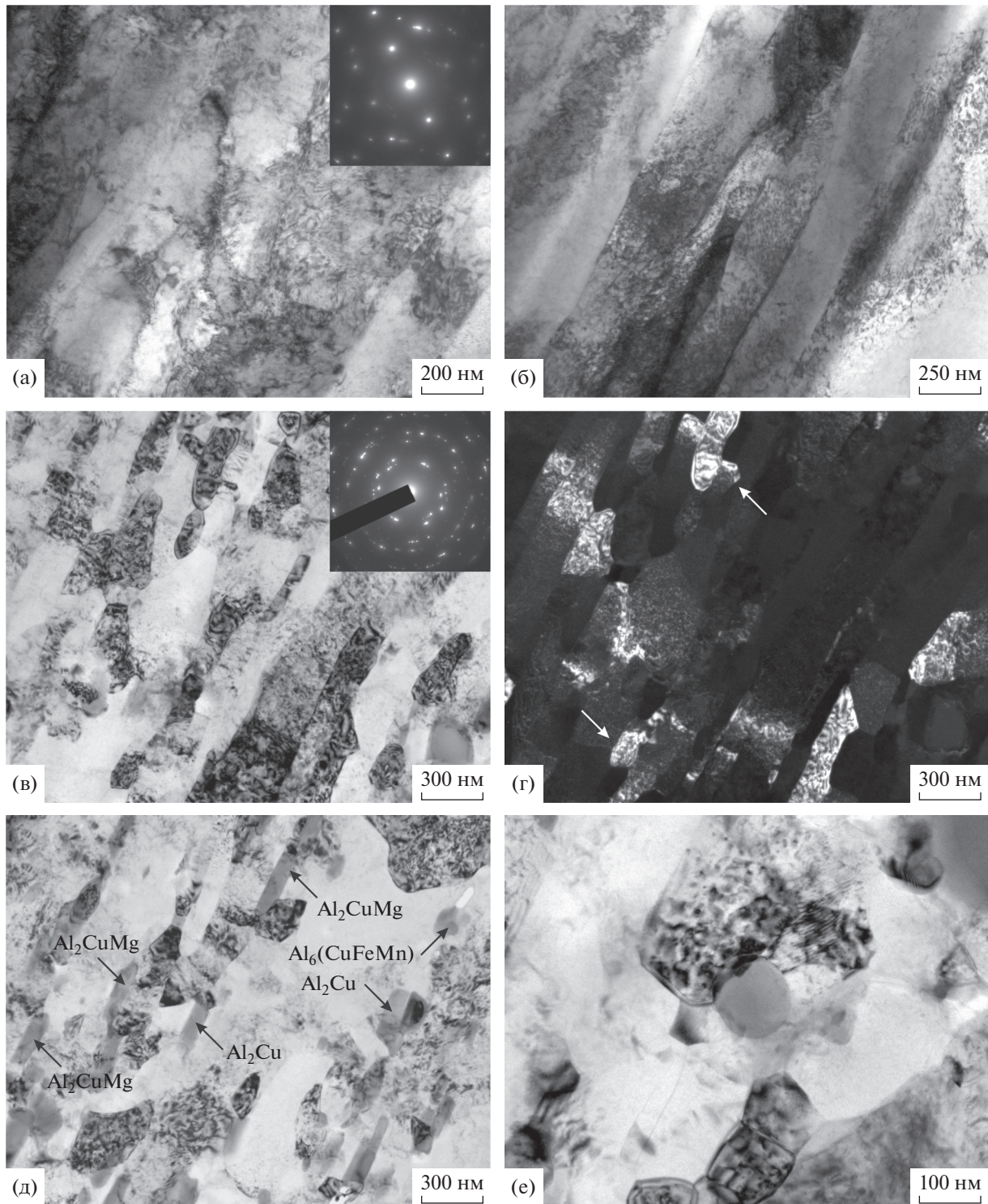


Рис. 2. Микроструктура медной оболочки (а, б) и алюминиевого стержня (в–е) композиционного образца после ротационной ковки до диаметра 5.0 мм (ПЭМ): а, б, в, д, е – светлопольные изображения; г – темнопольное изображение в рефлексе типа $(200)_{Al}$.

ла 0.13–0.35 мкм (рис. 2в, 2г), а диаметр равноосных кристаллитов с больше- и малоугловыми границами – 0.08–0.25 мкм (рис. 2г, 2е, указаны белыми стрелками). На наличие ультрамелкозернистой

структуры в алюминиевом сплаве указывают и кольцевые электронограммы. Кольца образованы как точечными рефлексами, свидетельствующими о большеугловой разориентировке, так и

Таблица 1. Результаты химического анализа выборочных включений в структуре алюминиевого сплава после ротационнойковки с разным обжатием (по данным ПЭМ с EDS)

Номер спектра	Элемент, ат. %						Соединение
	Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	
Диаметр 5.0 мм							
1	67.3	15.3	0	2.5	14.9	0	Al ₆ (CuFeMn)
2	84.4	15.6	0	0	0	0	Al ₂ Cu
3	58.1	20.2	21.7	0	0	0	Al ₂ CuMg
4	67.1	16.6	0	16.4	0	0	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃
Диаметр 3.5 мм							
1	71.4	17.5	0	8.7	1.5	1.0	Al ₆ (CuFeMn)
2	68.7	15.8	15.4	0	0	0	Al ₂ CuMg
3	80.3	12.3	0	7.4	0	0	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃
Диаметр 2.5 мм							
1	62.7	17.3	0	3.6	16.5	0	Al ₆ (CuFeMn)
2	82.1	17.9	0	0	0	0	Al ₂ Cu
3	66.1	16.6	16.7	0	0.6	0	Al ₂ CuMg
4	84.6	8.5	0	6.2	0.7	0	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃

рефлексами, имеющими азимутальное размытие, свидетельствующими о наличии малоугловой разориентировки. В структуре алюминиевого сплава выявлены многочисленные частицы типа Al₂Cu, Al₂CuMg и Al₆(CuFeMn) с преимущественной длиной 0.10–0.40 мкм и шириной 0.05–0.10 мкм (рис. 2д; указаны черными стрелками). Эти частицы имели выраженную направленность вдоль вытянутых субзерен. Химический состав частиц приведен в табл. 1. Кроме этого, встречаются частицы овальной формы или неправильной формы размером 0.10–1 мкм. Отметим, что частицы разных фаз могли иметь одинаковые морфологию и размеры и наоборот; в связи с чем разделить частицы разных фаз в структуре по их морфологии/размерам невозможно.

При уменьшении диаметра композиционного образца до 3.5 мм (с промежуточным отжигом при 180°C) в медной оболочке вытянутые субзерна заняли преимущественно весь объем образца (рис. 3а). В то же время в некоторых областях структуры сформировались кристаллиты с формой близкой к равноосной, а их размер составил 0.15–0.40 мкм (рис. 3б). Такие кристаллиты образовались, по-видимому, при пересечении нескольких систем субзерен в результате действия локальных деформаций разных направлений – сдвиговых и радиальных. Структура алюми-

невого стержня не претерпела дальнейших изменений (рис. 3в, 3г, табл. 1).

Подобная структура медной оболочки и алюминиевого стержня сохраняется при дальнейшем обжатии композиционного образца до диаметра 2.5 мм (с промежуточным отжигом при 180°C) (рис. 4, табл. 1).

Из анализа табл. 1 видно, что данные EDS для частиц в структуре алюминиевого сплава композита после разных степеней обжатия несколько отличались. Например, в структуре алюминиевого сплава в композите диаметром 3.5 мм не выявлена фаза Al₂Cu. Однако это, по-видимому, объясняется методологическими особенностями проведения химического анализа, а не свидетельствует об изменении фазового состава сплава в процессековки. Учитывая очень малый (5 × 15 мкм²) размер пробы для ПЭМ, а также случайный характер проведения химического анализа, некоторые частицы могут либо не попасть в поле зрения электронного микроскопа, либо не учитываться в анализе. Кроме этого, состав частиц отличается от стехиометрического. Причиной этого является то, что несколько частиц разного состава могут находиться рядом или друг под другом, в результате чего анализ EDS покажет усредненный химический состав.

Полученные результаты показывают, что эволюция структуры компонентов композита при

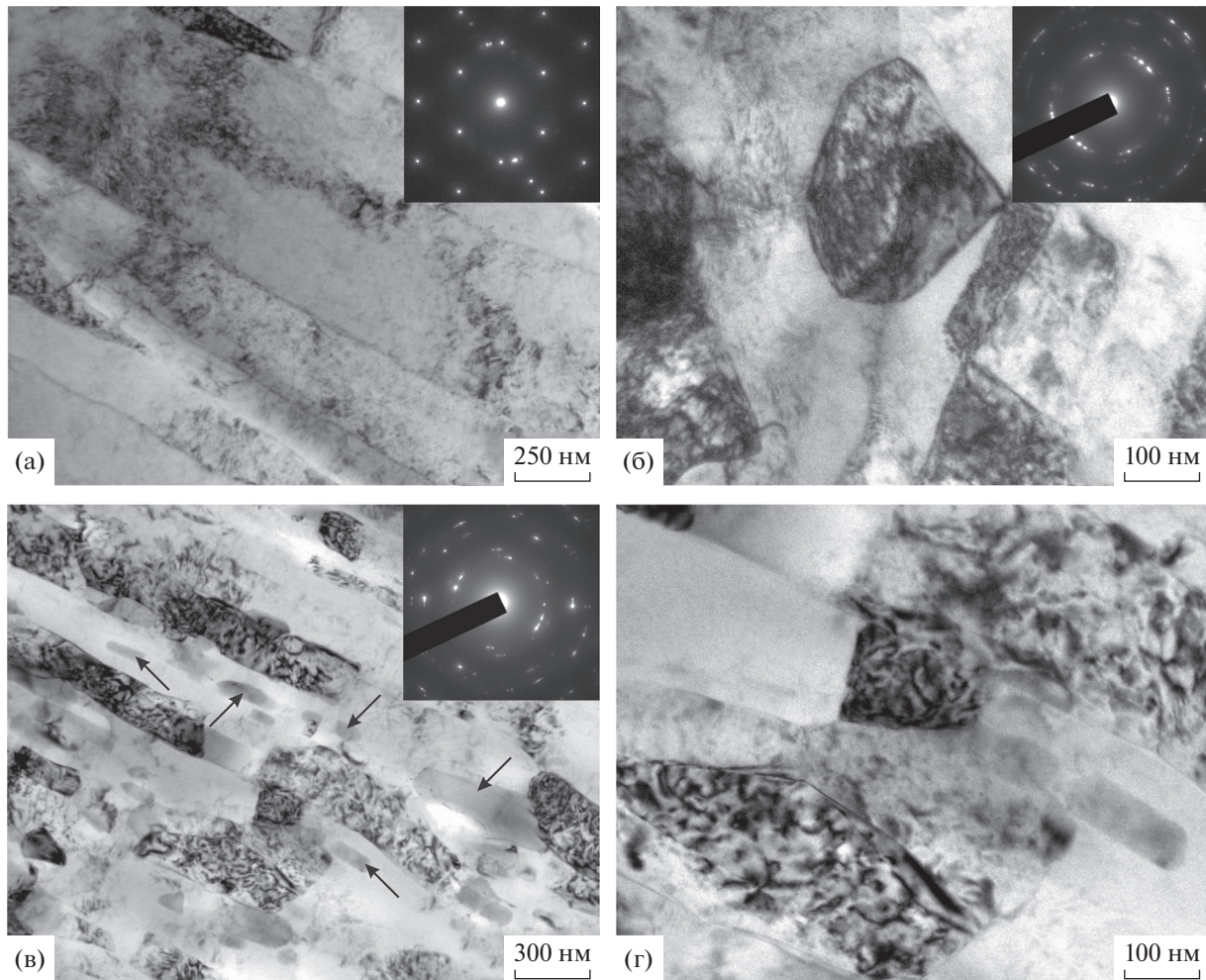


Рис. 3. Микроструктура медной оболочки (а, б) и алюминиевого стержня (в, г) композиционного образца после ротационнойковки до диаметра 3.5 мм (ПЭМ): а–г – светлопольные изображения. Стрелками указаны интерметаллидные частицы.

его обжатию отличается для композитов алюминиевый сплав/медь и медь/алюминиевый сплав (т.е. с обратным расположением компонентов) [4]. Так, в композите медь/алюминиевый сплав диаметром 5.0 мм сформировавшаяся структура в алюминиевом стержне не меняется при дальнейшем обжатию, в то время как в алюминиевой оболочке композита алюминиевый сплав/медь наблюдалось принципиальное изменение типа структуры при переходе от диаметра 5.3 мм к диаметру 2.4 мм. При этом структура алюминиевой оболочки композита алюминиевый сплав/медь диаметром 2.4 мм так же, как и структура алюминиевого стержня в композите медь/алюминиевый сплав диаметром 5.0–2.5 мм, была представлена вытянутыми субзернами и частицами, но содержала очень малую долю равноосных структурных элементов. Кроме этого, сформировавшаяся в медном стержне композита алюминиевый сплав/медь диаметром 2.4 мм структура была в основном ячеисто-

субзерненной, и тем самым отличалась от структуры медной оболочки композита медь/алюминиевый сплав диаметром 2.5 мм, представленной вытянутыми субзернами и равноосными кристаллитами.

Таким образом, независимо от материала компонентов композитов, изменения структуры в оболочке обоих композитов при увеличении обжатия более выражены, чем в стержне композита. В ряде работ на основе компьютерного моделирования методом конечных элементов показано, что в результате обжатия ротационнойковки в середине заготовки деформация больше, чем на поверхности [16]. По-видимому, в этих работах не учитывалась сдвиговая составляющая деформации, которая возникает в момент соприкосновения бойка ротационно-ковочной машины с поверхностью вращающейся заготовки. Результаты эволюции микроструктуры композита, полученные в данной работе, а также в других работах [4], могут объясняться большими сдвиговыми дефор-

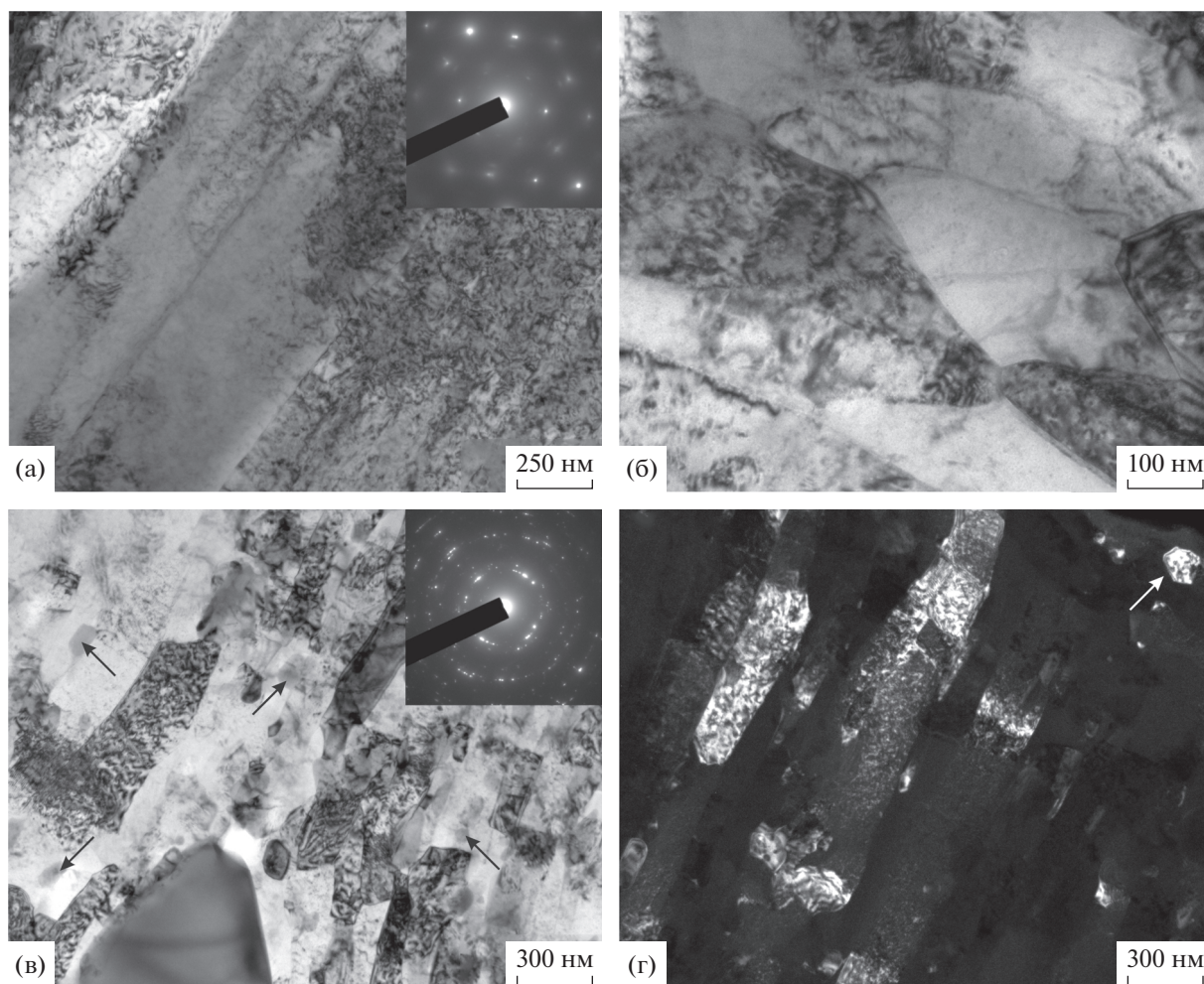


Рис. 4. Микроструктура медной оболочки (а, б) и алюминиевого стержня (в, г) композиционного образца после ротационнойковки до диаметра 2.5 мм (ПЭМ): а–в – светлопольные изображения; г – темнопольное изображение в рефлексе типа $(200)_{Al}$. Черными стрелками указаны интерметаллидные частицы, белой – равноосный кристаллит.

мациями в поверхностных слоях обрабатываемой заготовки в ходе ротационнойковки, в то время как в центре образца будет велика радиальная деформация.

Влияние ротационнойковки на электропроводность. Результаты измерения электрической проводимости композиционных образцов приведены на рис. 5.

Видно, что удельная электрическая проводимость композита медь/алюминиевый сплав после ротационнойковки до диаметра 5.0 мм достигает 42.70 МСм/м, что составляет 73.6% от удельной электрической проводимости отожженной меди (58.00 МСм/м) и в ~2.3 раза превышает удельную электрическую проводимость отожженного сплава Д16 (18.52 МСм/м). С уменьшением диаметра композиционного образца до 3.5 и 2.5 мм удельная электрическая проводимость слабо уменьшается, соответственно, до 68.7 и 67% от удельной электрической проводимости отожженной меди.

Низкая чувствительность электрической проводимости чистой меди при комнатной температуре к дефектам масштаба дислокаций и границ зерен отмечена в работе [17]. Это связано с малой длиной волны электрона при комнатной температуре. Таким образом, значение удельной электрической проводимости композита находится между значениями удельной электрической проводимости медной оболочки и алюминиевого стержня.

Наличие дополнительных стальных волокон между оболочкой и стержнем в композиционном образце диаметром 3.5 мм отрицательно влияет на удельную электрическую проводимость, понижая ее до 28.11 МСм/м, что составляет 48.5% от удельной электрической проводимости отожженной меди. Однако с уменьшением диаметра композита до 2.5 мм удельная электрическая проводимость резко повышается до 65% от удельной электрической проводимости отожженной меди. Это может быть связано с тем, что при обжатии

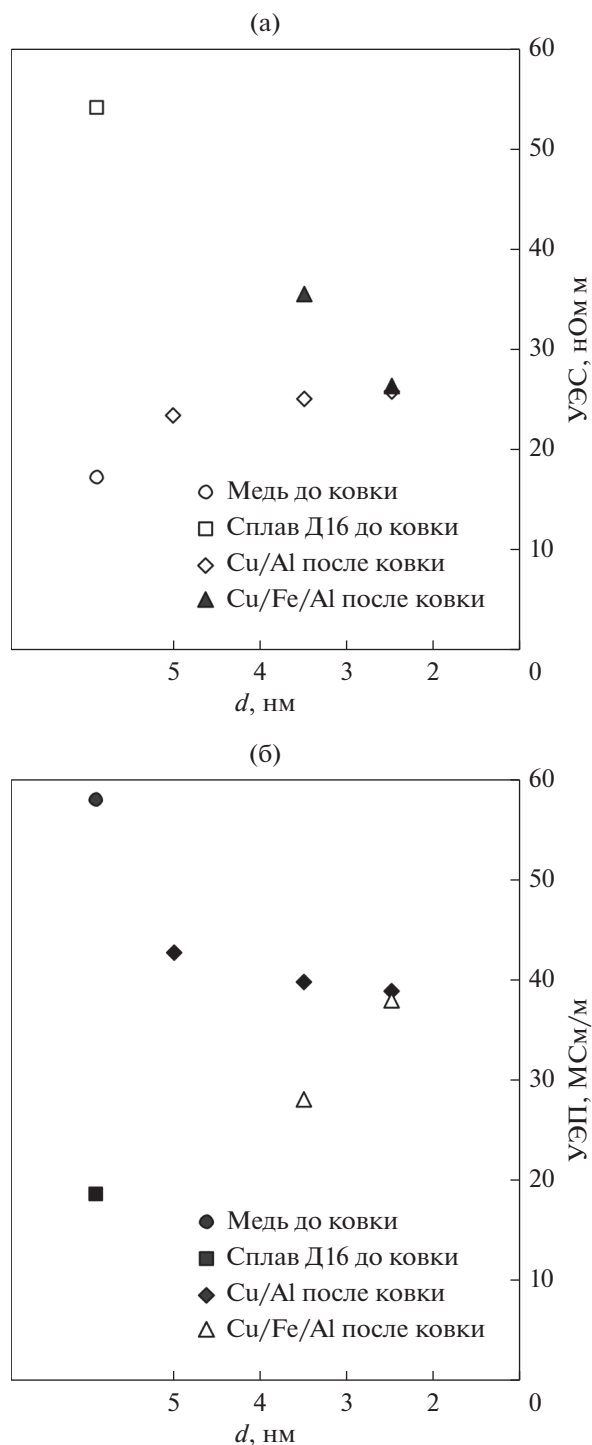


Рис. 5. Изменение удельного электрического сопротивления (а) и удельной электрической проводимости (б) композиционных образцов после ротационной ковки до разных диаметров.

композита диаметром 3.5 мм до диаметра 2.5 мм происходит утонение стальных волокон и их обрывы [12]. В результате непрерывные волокна трансформируются в дискретные, тем самым

оказывая меньшее отрицательное влияние на электрическую проводимость.

ВЫВОДЫ

Холодная ротационная ковка композиционного образца медь/алюминиевый сплав Д16 с диаметра 20 мм до диаметра 5.0 мм привела к формированию в медной оболочке ячеисто-субзерненной структуры с высокой плотностью дислокаций. В алюминиевом стержне сформировалась ультрамелкозернистая вытянутая зеренно-субзерненная структура с частицами интерметаллидных фаз нано- и субмикронного размера. Формирование подобной структуры в компонентах композиционной заготовки является следствием высоких степеней сдвиговой деформации при ротационной ковке.

При уменьшении диаметра композиционного образца до 3.5 и 2.5 мм (с промежуточными отжигами при 180°C) структура алюминиевого сплава не претерпевает дальнейших изменений, а в медной оболочке увеличивается доля вытянутых субзерен и формируются отдельные мелкие равноосные кристаллиты.

Композиционные образцы медь/алюминиевый сплав Д16 после ротационнойковки характеризуются высокой удельной электрической проводимостью, которая варьируется от 73.6 до 67% от удельной электрической проводимости отожженной меди при уменьшении диаметра композита с 5.0 до 2.5 мм. Наличие дополнительных стальных волокон между оболочкой и стержнем в композиционном образце отрицательно влияет на удельную электрическую проводимость, понижая ее до 48.5–65% от удельной электрической проводимости отожженной меди.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта (грант № 21-32-70015). Исследование структуры выполнено на оборудовании ЦКП “Материаловедение и металлургия” при финансовой поддержке РФ в лице Минобрнауки (№ 075-15-2021-696). Благодарим магистранта Е.В. Николаева и инженера А.А. Токаря за помощь в изготовлении образцов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Kim I.K., Hong S.I.* Effect of heat treatment on the bending behavior of tri-layered Cu/Al/Cu composite plates // *Mater. & Design.* 2013. V. 47. P. 590–598.
2. *Ahmed N.* Extrusion of copper clad aluminum wire // *J. Mechan. Working Techn.* 1978. V. 2. P. 19–32.
3. *Mitani Y., Balmori H.* Fabrication of a Cu–Al Composite Wire and its Mechanical Properties (Part I) // *Proceedings of the 6th International Conference Strength of Metals and Alloys (ICSMA 6), Melbourne, Australia, 1982.* P. 983–988.

4. Rogachev S.O., Andreev V.A., Yusupov V.S., Bondareva S.A., Hatkevich V.M., Nikolaev E.V. Effect of rotary forging on microstructure evolution and mechanical properties of aluminum alloy / copper bimetallic material // *Met. Mater. International*. 2022. V. 28. P. 1038–1046.
5. Kocich R., Kunčická L., Král P., Strunz P. Characterization of innovative rotary swaged Cu–Al clad composite wire conductors // *Mater. & Design*. 2018. V. 160. P. 828–835.
6. Kocich R., Macháčková A., Kunčická L., Fojtík F. Fabrication and characterization of cold-swaged multilayered Al–Cu clad composites // *Mater. Design*. 2015. V. 71. P. 36–47.
7. Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Просвирнин В.В., Шелест А.Е., Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Коротцкий А.В., Бондарева С.А., Карелин Р.Д. Механические и функциональные свойства промышленных полуфабрикатов из сплава ТН-1, полученных тепловой ротационной ковкой и РКУП // *Деформация и разрушение материалов*. 2017. № 4. С. 43–48.
8. Klumpp A., Kauffmann A., Seils S., Dietrich S., Schulze V. Influence of cold rotary swaging on microstructure and uniaxial mechanical behavior in alloy 718 // *Metall. Mater. Trans. A*. 2021. V. 52. P. 2021–4331.
9. Панов Д.О., Смирнов А.И., Перцев А.С. Структурообразование метастабильной аустенитной стали при холодной пластической деформации методом радиальнойковки // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 2. С. 198–204.
10. Симонов М.Ю., Симонов Ю.Н., Шайманов Г.С. Структура, динамическая трещиностойкость и микромеханизм роста трещин в трубных заготовках после деформационно-термической обработки // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 1. С. 54–62.
11. Kunčická L., Kocich R. Optimizing electric conductivity of innovative Al–Cu laminated composites via thermomechanical treatment // *Mater. & Design*. 2022. V. 215. P. 110441.
12. Рогачев С.О., Сундеев Р.В., Андреев В.А., Юсупов В.С., Хаткевич В.М., Николаев Е.В., Бондарева С.А. Механическое поведение медно-алюминиевого плакированного композита в процессе ротационнойковки // *Деформация и разрушение материалов*. 2021. № 11. С. 15–22.
13. Рогачев С.О., Андреев В.А., Юсупов В.С., Хаткевич В.М., Николаев Е.В., Перкас М.М., Бондарева С.А. Структура и механические свойства биметаллических проводов “алюминиевый сплав/медь” после ротационнойковки // *Металловедение и термич. обр. металлов*. 2020. № 12. С. 26–31.
14. Арчакова З.Н., Балахонцев Г.А., Басова И.Г. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: справочник. М.: *Металлургия*, 1984. 408 с.
15. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: *Металлургия*, 1979. 640 с.
16. Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И. Исследование метода ротационного обжата в условиях больших деформаций // *Вестник УГАТУ*. 2016. Т. 20. № 3. С. 3–6.
17. Фаизов И.А., Мулюков Р.Р., Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Землякова Н.В., Cardoso K.R., Zeng Y. Растворение частиц вторых фаз в низколегированном медном сплаве системы Cu–Cr–Zr при обработке методом равноканального углового прессования // *Письма о материалах*. 2018. Т. 8. № 1(29). С. 110–114.