06

Структура и механические свойства припойных лент Cu-10Ag-37Zn, полученных прокаткой и закалкой расплава

© Е.А. Свиридова,[1,2] С.В. Васильев,[1,2] А.Н. Гангало,[1,3] А.И. Янчев,[1] Я.С. Соколовский,[1] В.В. Бурховецкий,[1] Н.В. Чернявская,[1] В.И. Ткач[1]

[1]Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина,
283048 Донецк, Россия
[2]Донбасская национальная академия строительства и архитектуры,
286123 Макеевка, Россия
[3]Институт физики горных процессов,
283048 Донецк, Россия
e-mail: ksvir@list.ru

Поступило в Редакцию 28 мая 2024 г.
В окончательной редакции 27 сентября 2024 г.
Принято к публикации 8 октября 2024 г.

С использованием методик рентгенографии, сканирующей электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа, измерения микротвердости и испытаний на трехточечный изгиб проведен сравнительный анализ фазового состава, структуры и механических свойства лент толщиной $110-130\,\mu$m припойного сплава (wt.%) Cu-10Ag-37Zn (марка ПСр 10), полученных прокаткой и закалкой из расплава методом спиннингования и последующим отжигом. Установлены качественные корреляции между вариациями ширины дифракционных линий ГЦК твердых растворов на основе Cu, Ag и ОЦК β-фазы и изменениями пластичности и прочностных характеристик лент. Определены условия получения пластичных лент, выдерживающих полный загиб с нулевым радиусом, и установлено, что доминирующим фактором, определяющим пластичность, является уровень микронапряжений, пропорциональный плотности дислокаций. Обсуждены преимущества использования метода спиннингования расплава для получения тонких пластичных лент припойных сплавов.

Ключевые слова: припой, лента, прокатка, закалка из расплава, фазовый состав, микронапряжения, пластичность.

DOI: 10.61011/JTF.2025.01.59464.193-24

Введение

Припои на основе системы Ag-Cu, в частности тройные сплавы Ag-Cu-Zn, широко используются в промышленности для пайки деталей из стали и бронзы. Учитывая высокую стоимость серебра, актуальными задачами является как разработка новых композиций с повышенным содержанием меди, так и модификация свойств стандартных материалов, позволяющая расширить круг их применения. Наиболее важными характеристиками припойных сплавов являются их механические свойства (прочность и пластичность) и температурные диапазоны затвердевания. При этом уровень механических свойств важен не только для прочности соединений деталей, эксплуатируемых, например, в условиях напряжений или вибраций, но и для получения припойных материалов в различных формах, наиболее удобных для практического применения, например, в форме тонких прутков, пластин или лент, необходимой для многих видов пайки и, в частности, для пайки в автоматических режимах. Однако, как утверждается в [1], в серии стандартных тройных припойных сплавов Ag-Cu-Ti-сплавы с низким содержанием серебра имеют высокие температуры ликвидуса и солидуса ($> 800^\circ$C), и прокатка лент из таких сплавов требует нескольких дорогостоящих технологических операций.

Альтернативным путем получения припойных сплавов в низкоразмерных формах с повышенной пластичностью является закалка из жидкого состояния (затвердевание расплава в условиях охлаждения со скоростями $10^4 - 10^6$ K/s). В частности, использование метода экстракции расплава вращающимся диском позволило получить припои Cu-6P-4Sn и Cu-40Zn-5Sn (wt.%) в форме проволок диаметром от 0.3 до 1.5 mm [2]. Применением метода боковой подачи расплава на вращающийся валок-кристаллизатор были получены ленты бинарного припоя Cu-7.2P толщиной $0.2-0.35$ mm, которые могли быть свернуты в кольца без разрушения [3]. С помощью более эффективного закалочного метода спиннингования — затвердевания тонкого слоя расплава на внешней поверхности вращающегося закалочного валка — в ленточной форме (толщиной от 20 до $100\,\mu$m) были получены припойные сплавы Ag-Cu-Ti [1] и эвтектический сплав $Al_{77}Ge_{23}$ [4]. Эксперименты показали, что быстроохлажденные ленты Ag-Cu-Ti, содержащие 20% Ag, могут использоваться в качестве замены припоя, содержащего 60% Ag [1], а ленты сплава Al-Ge могут заменить дорогостоящие припои системы Au-Si для соедине-

ния кремниевых чипов с металлической подложкой [4]. Кроме быстроохлажденных лент припойных сплавов с кристаллической структурой, для пайки используются также ленты сплавов с аморфной структурой [5]. Общей характеристикой быстроохлажденных проволок и лент является существенно повышенная пластичность по сравнению с исходными материалами, что обусловлено не только фактором формы, но и, прежде всего, структурными изменениями. Дополнительным преимуществом методов закалки расплава является одностадийный характер технологического процесса получения конечного продукта.

Учитывая результаты цитированных выше работ, представлялось интересным применить метод закалки из жидкого состояния для получения лент припоев тройной системы Cu-Ag-Zn и сравнить их структуру и механические свойства с характеристиками ленточных образцов, полученных прокаткой по традиционной технологии. В качестве объекта исследований в настоящей работе был выбран сплав марки ПСр 10 (Cu-10Ag-37Zn (wt.%)), который в серии стандартных припоев тройной системы Cu-Ag-Zn содержит минимальное количество серебра и плавится в диапазоне 822–850°C, а в качестве метода закалки — наиболее распространенный метод спиннингования расплава, использованный в работах [1,4].

1. Материалы и методика эксперимента

Ленточные образцы припоя Cu-10Ag-37Zn получали методами холодной прокатки и закалки расплава. В качестве заготовки для прокатки использовалась полоса, полученная экструзией сплава, нагретого до температуры 750–780°C, через плоскую матрицу сечением 2×20 mm. Прокатка полосы до толщины $120 \pm 8\,\mu$m осуществлялась за несколько проходов с двумя промежуточными отжигами при температуре 450°C в течение 30 min. Для получения закаленных из жидкого состояния лент использовался метод спиннингования расплава. Навеску из кусочков припойного сплава общей массой около 15 g плавили индукционным нагревом в кварцевой ампуле диаметром 18 mm со щелевым отверстием с размерами 5×1 mm в донной части. Расплав нагревался до температуры 900°C (примерно на 50 градусов выше температуры ликвидуса) и эжектировался сжатым аргоном под давлением 20 kPa на внешнюю поверхность вращающегося медного валка, линейная скорость движения которой составляла примерно 7.5 m/s. Полученная при таких режимах литья лента имела ширину 5 mm и толщину $115 \pm 5\,\mu$m. Оценка скорости ее охлаждения (q) по толщине h и эмпирическому уравнению $\log_{10}(q) = 10.8 - 3.1 \cdot \log_{10}(h)$ [6] дает значение $2.6 \cdot 10^4$ K/s. Термическую обработку прокатанной и быстроохлажденной лент проводили в вакууме путем получасовой выдержки при температуре 500 ± 5 °C.

Структуру лент изучали методами рентгенографии и сканирующей электронной микроскопии. Рентгенографические исследования проводили на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3М в кобальтовом излучении с использованием Fe фильтра. По дифракционным картинам определяли угловые положения рефлексов, их интегральную интенсивность и полуширину B. По соотношению интенсивностей рефлексов (111) ГЦК твердых растворов на основе Cu (α), Ag (α') и (110) ОЦК β-фазы, расположенных в узком интервале углов дифракции, оценивали относительное количество фаз. Значения параметров тонкой структуры (размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) $L = \frac{\lambda}{\beta_L \cos\theta}$ и микронапряжений $\langle\varepsilon^2\rangle^{1/2} = \frac{\beta_S}{2\sqrt{2\pi}\,\mathrm{tg}\,\theta}$, значения которых пропорциональны плотности дислокаций [7]) оценивали по величинам полуширины соответствующих линий, определенным с учетом инструментального уширения [8]. Здесь θ — угловое положение рефлексов, β_L и β_S — вклады в уширение, обусловленные размерами ОКР и микронапряжениями соответственно. Для оценки значений β_L и β_S были использованы результаты полнопрофильного анализа зарегистрированных в идентичных условиях съемки линий Al эталона, аппроксимированных функциями Гаусса и откорректированных на величину углового множителя и отклонения плоскости образца от оси гониометра [9,10]. Полученная в рамках этого анализа угловая зависимость ширины линии эталона b аппроксимировались уравнением Каглиоти [11], которое для использованных в работе условий съемки имеет вид $b = 0.1675 + 0.2031\,\mathrm{tg}(\theta) + 0.0312\,\mathrm{tg}^2(\theta)$. По измеренным значениям полуширины линий (111) и (220) твердых растворов и линий (110) и (220) β-фазы, профили которых удовлетворительно аппроксимируются функциями Гаусса, рассчитывались физические уширения соответственно β_L и β_S как $(B^2 - b^2)^{1/2}$.

Для проведения структурных исследований и измерения микротвердости кусочки лент помещали в обойму и заливали эпоксидной смолой, после полимеризации которой поверхность образцов подвергалась механическому шлифованию и полированию. Перед исследованием микроструктуры и определения элементного состава структурных составляющих на поверхность шлифа наносили токопроводящий слой углерода методом напыления в установке ВУП-5А.

Исследование микроструктуры на полированной поверхности образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-6490LV, укомплектованном рентгеновским спектрометром волновой дисперсии INCA Wave. Различия структурных составляющих выявляли по контрасту изображений (по атомному номеру) при помощи детектора обратно рассеянных электронов. Количественный анализ содержания элементов в обнаруженных фазах проводили методом микрорентгеноспектрального анализа на детекторе волновой дисперсии.

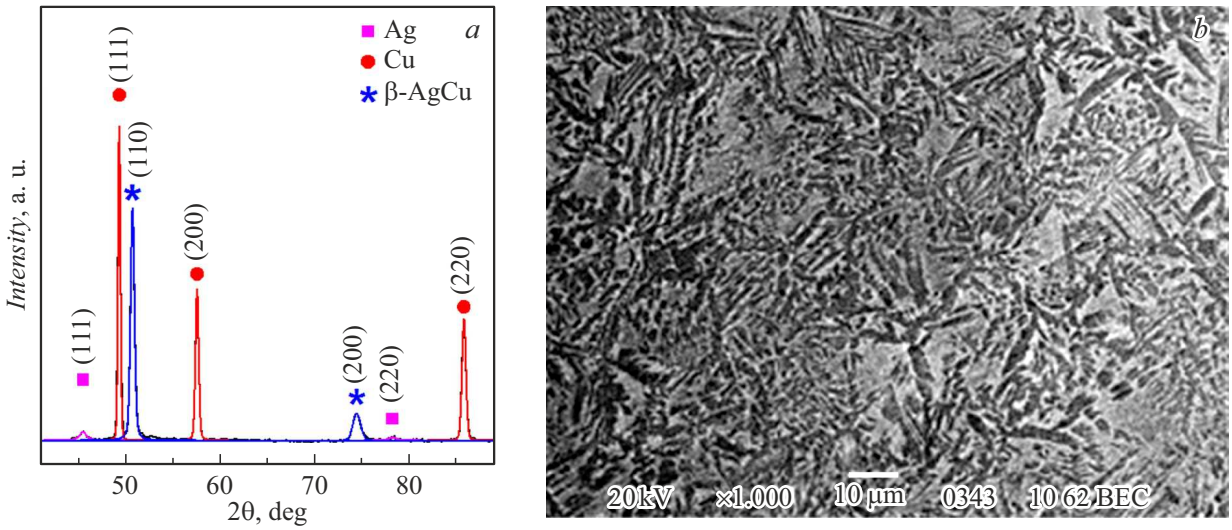


Рис. 1. Дифрактограмма (a) и микроструктура (b) быстроохлажденной ленты сплава Cu-10Ag-37Zn.

Прочностные характеристики ленточных образцов оценивали по значениям микротвердости, а пластичность — по результатам испытаний на трехточечный изгиб. Микротвердость измеряли на стандартном микротвердомере ПМТ-3 с алмазным индентором в форме тетрагональной пирамиды с углом при вершине 136° при нагрузке 0.49 N (время выдержки 10 s) и определяли как среднее значение десяти измерений. Для испытаний лент по схеме трехточечного изгиба использовали лабораторную установку для измерений небольших образцов, описанную в работе [12], с расстоянием между опорами 2.015 ± 0.005 mm, смонтированную на столе измерительного микроскопа ММИ-2. Измерения проводили в соответствии с требованиями ГОСТ Р 56810-2015 и по полученным диаграммам „напряжение-деформация" определяли следующие свойства:

— модуль упругости при поперечном изгибе, $E_b = mL^3/(4bh^3)$,

— деформацию на внешней поверхности образца ($\varepsilon = 6\delta h/L^2$),

— напряжение разрушения образца, $\sigma = \frac{3FL}{2bh^2}\left[1 + 6\left(\frac{\delta}{L}\right)^2 - 4\left(\frac{\delta d}{L^2}\right)\right]$, где m — наклон начальной линейной части кривой нагрузка-отклонение, F — нагрузка, L — расстояние между опорами, b и h — ширина и толщина образца соответственно, а δ — прогиб центральной части образца.

Для дополнительной оценки пластичности ленточных образцов использовали метод деформирования образца U-образной формы между двумя пластинами микрометра [13]. Относительная деформация ε_f, при которой происходило разрушение образцов, в этом методе определяется как $\varepsilon_f = t/(d - t)$, где t — толщина ленты, d — расстояние между пластинами в момент разрушения.

2. Результаты и их обсуждение

Рентгенографические исследования структуры быстроохлажденной ленты Cu-10Ag-37Zn (рис. 1, a) показали, что она состоит из трех фаз — двух твердых растворов на основе меди (α) и серебра (α'), а также β-фазы (фазы Юм-Розери с ОЦК решеткой). Приближенный количественный анализ дифрактограммы на рис. 1, a (без учета различий атомных факторов) показал, что доминирующей фазой является β-фаза (54%), а относительные доли твердых растворов на основе Cu (α) и на основе Ag (α') составляют 42 и 4% соответственно.

Электронно-микроскопические исследования выявляют две структурные составляющие (рис. 1, b). По данным микрорентгеноспектрального анализа темная структурная составляющая имеет состав ($\pm 1\%$) 59Cu-34Zn-7Ag, а светлая — 52Cu-39Zn-9Ag, в то время как средний состав сплава соответствует номинальному. Приведенная на рис. 1, b микроструктура внешне аналогична микроструктуре припоя Cu-20Zn-43Ag [14] и, по всей видимости, при быстром охлаждении расплава формировалась путем зарождения и роста первичных дендритов α-твердого раствора с последующим затвердеванием тройной эвтектики, присутствующей на экспериментальной и расчетной тройных диаграммах плавления [15,16]. Полученная ЗЖС структура является термодинамически неравновесной, поскольку, согласно экспериментальному и расчетным изотермическим сечениям тройной диаграммы Cu-Ag-Zn [14,16,17], состав исследуемого в настоящей работе сплава в диапазоне температур $350 - 670$°C находится в двухфазной области $\alpha + \beta$ ближе к границе области α-твердого раствора.

Полученная прокаткой лента также имеет трехфазную структуру (рис. 2, a) с несколько иным соотношением фаз: 67 и 7% α- и α'-твердых растворов на основе Cu и Ag соответственно и 26% β-фазы, однако с существенно

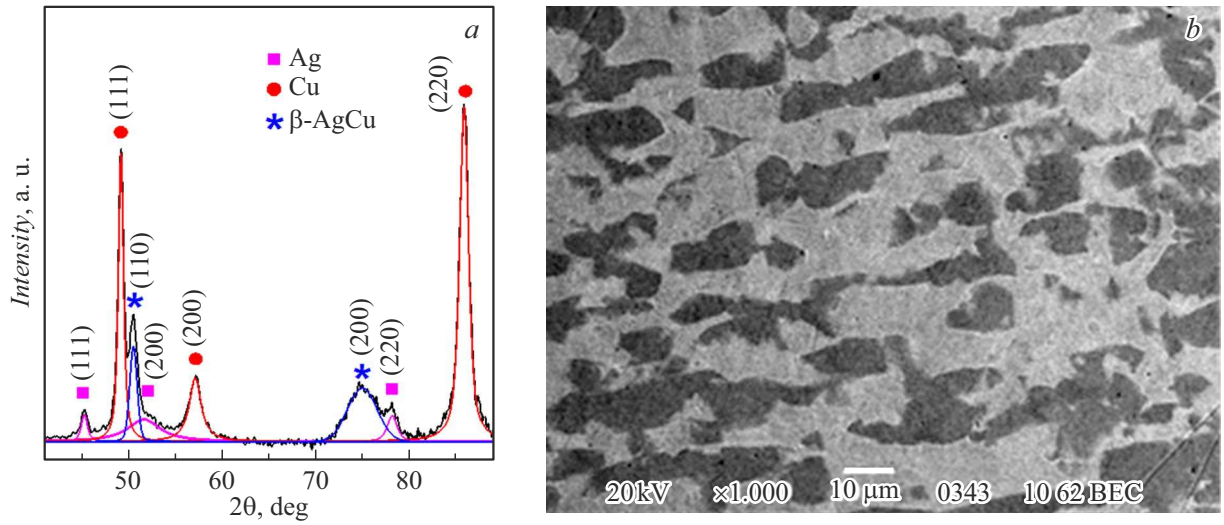


Рис. 2. Дифрактограмма (a) и микроструктура (b) прокатанной ленты сплава Cu-10Ag-37Zn.

отличной морфологией структуры (рис. 2, b). Как и в быстроохлажденной ленте, темная структурная составляющая обогащена медью (58Cu-34Zn-7Ag), а светлая — цинком и серебром (50Cu-39Zn-11Ag). Ввиду сложной термической предыстории прокатанной ленты, судить о механизме кристаллизации представляется некорректным, однако близость (в пределах погрешности микроанализа) химических составов темной и светлой составляющей в лентах, полученных прокаткой и литьем, позволяет предположить их общую природу. В рамках этого предположения можно заключить, что относительная доля и размеры зерен α-твердого раствора в прокатанной ленте значительно выше, чем в быстроохлажденной, а доля β-фазы, входящей в эвтектику, ниже. Следует также отметить, что интенсивность линий (220) ГЦК α- и α'-твердых растворов больше, чем линий (111), а линия (200) β-фазы интенсивнее линии (110) (рис. 2, a), что является следствием текстуры, сформированной в процессе прокатки.

Для оценки механических характеристик образцы прокатанной и быстроохлажденной лент были подвергнуты испытаниям на трехточечный изгиб. Испытания показали, что диаграмма деформирования прокатанной ленты (рис. 3) имеет классическую форму — после начального линейного участка упругой деформации образец деформировался пластически и после достижения некоторого максимального значения разрушался. Механические характеристики образца ленты, полученной прокаткой, составляют: модуль упругости $E_b = 31$ GPa, предел пропорциональности $\sigma_{el} = 520$ MPa, напряжение разрушения $\sigma_m = 1222$ MPa, пластическая деформация ε_{pl}, равная разности общей ε_f и упругой деформации ε_{el}, составляла примерно 4.5%. Столь низкий уровень пластичности ограничивает возможности формоизменения прокатанной ленты, в частности свертывания ее в кольца диаметром менее 20 mm.

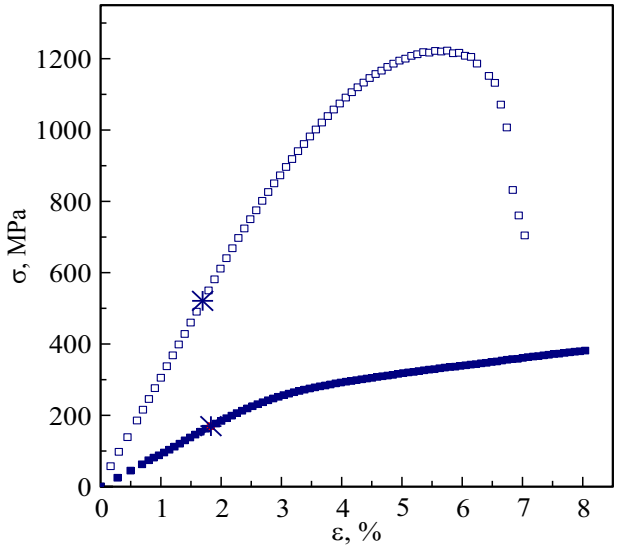


Рис. 3. Диаграммы испытаний на трехточечный изгиб лент сплава Cu-10Ag-37Zn, полученных прокаткой (светлые символы) и закалкой из расплава (сплошные символы). Звездочками отмечены пределы пропорциональности.

Диаграмма трехточечного изгиба быстроохлажденной ленты имеет принципиально иную форму и состоит из двух практически линейных участков (рис. 3). Как и для прокатанной ленты, начальный участок соответствует упругой деформации, а после превышения предела пропорциональности лента продолжает деформироваться до достижения упора без разрушения, что свидетельствует об относительно высокой пластичности. Это подтверждается результатами испытаний быстроохлажденной ленты на изгиб между пластинами микрометра [13], которые показали, что она выдерживает полный загиб на 180° с нулевым

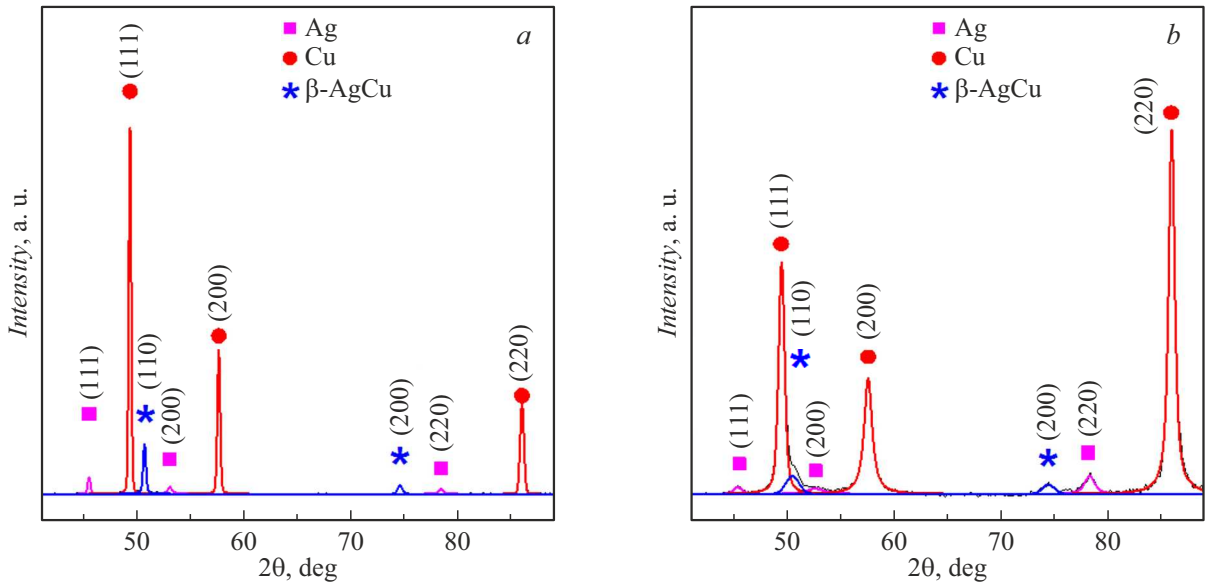


Рис. 4. Дифрактограммы быстроохлажденной (*a*) и прокатанной (*b*) лент сплава Cu-10Ag-37Zn после изотермического отжига в течение 30 min при 500°C.

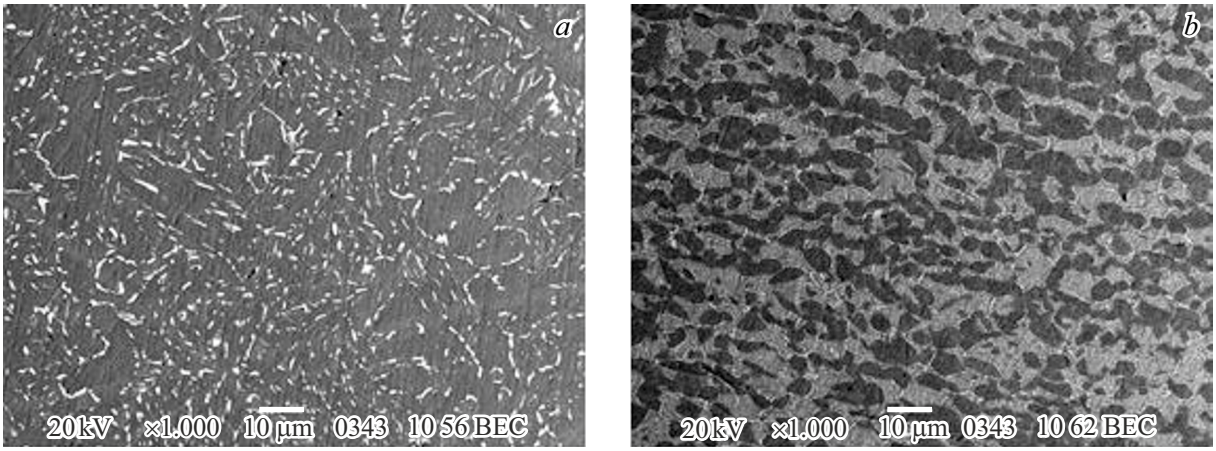


Рис. 5. Микроструктура быстроохлажденной (*a*) и прокатанной (*b*) лент сплава Cu-10Ag-37Zn после изотермического отжига в течение 30 min при 500°C.

радиусом без признаков разрушения. Как следует из диаграммы, значения модуля упругости изгиба (9 GPa) и предела пропорциональности (170 MPa) быстроохлажденной ленты значительно ниже, чем прокатанной. Быстроохлажденная лента сплава Cu-10Ag-37Zn имеет также и более низкую микротвердость (1.81 ± 0.05 GPa) по сравнению с прокатанной (2.5 ± 0.1 GPa). Тем не менее это значение заметно выше твердости припоя 50Cu-25Ag-25Zn (1.06 GPa) [18] и большинства четверных сплавов 25Ag-(39–46)Cu-25Zn-(3–10)Sn, твердость которых лежит в диапазоне 1.1–2.9 GPa [19].

Ввиду того что как прокатанная, так и быстроохлажденная ленты находятся в термодинамически неравновесных состояниях, представлялось интересным изучить влияние отжига на структуру и механические свойства. На данном этапе исследований был выбран режим 30 min при 500°C ($\approx 0.7T_{liq}$), близкий к режиму, который использовался для снятия деформационного наклепа при прокатке припоя Cu-10Ag-37Zn. Рентгенографические исследования, результаты которых приведены на рис. 4, показали, что в обеих отожженных лентах существенно возрастает относительное количество α-твердого раствора (до 82 и 84% в быстроохлажденной и прокатанной лентах соответственно) за счет снижения в этих лентах доли β-фазы до 5.1 и 9.8%, а также уменьшается ширина рефлексов, расположенных под углами 2θ более 70°.

Электронно-микроскопические исследования микроструктуры термообработанных лент показали (рис. 5), что отжиг приводит к выравниванию размеров зерен обогащенной медью темной фазы в прокатанном и быст-

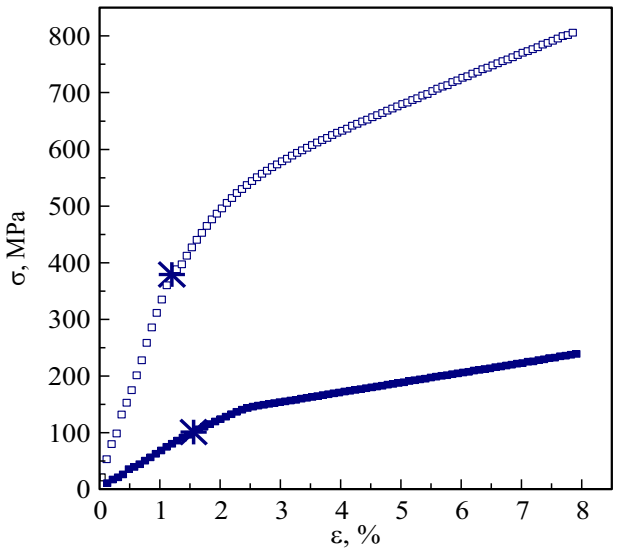


Рис. 6. Диаграммы испытаний на трехточечный изгиб отожженных образцов прокатанной (светлые символы) и быстроохлажденной (сплошные символы) лент сплава Cu-10Ag-37Zn. Звездочками отмечены пределы пропорциональности.

роохлажденном образцах, однако морфология светлой фазы, обогащенной серебром и цинком, существенно отличается. Так, в прокатанном образце кристаллы светлой фазы (тройной эвтектики) с четко выраженными границами распределены по объему (размер зерен при этом значительно уменьшается) (рис. 5, *b*). А в образце ленты, полученной быстрым затвердеванием (рис. 5, *a*), светлая фаза располагается по границам зерен темной (α-твердого раствора на основе меди).

Как и следовало ожидать, структурные изменения привели к изменению механических свойств, особенно прокатанной ленты (рис. 6). Несмотря на то что упругий модуль прокатанной ленты после отжига стал немного выше (32 GPa), предел пропорциональности существенно снизился (от 520 до 379 MPa). Кроме того, на диаграмме напряжение-деформация исчез максимум, обусловленный разрушением образца, что свидетельствует о повышении уровня пластичности. В то же время отжиг быстроохлажденной ленты не повлиял на характер диаграммы изгиба, лишь привел к некоторому снижению упругого модуля (от 9 до 6.5 GPa) и предела пропорциональности (от 170 до 101 MPa). Дополнительные оценки пластичности показали, что отожженные образцы прокатанной и быстроохлажденной лент выдерживали без признаков разрушения полный загиб между губками микрометра. Как и ожидалось, отжиг привел к снижению микротвердости быстроохлажденной и прокатанной лент до 1.58 ± 0.05 и 1.7 ± 0.1 GPa соответственно.

Из приведенных экспериментальных результатов следует, что пластичные (выдерживающие полный загиб с нулевым радиусом) ленты толщиной $110 - 130\,\mu$m припойного сплава Cu-10Ag-37Zn могут быть получены либо путем отжига прокатанной ленты, либо непосредственно из расплава путем охлаждения тонкого слоя на внешней поверхности вращающегося закалочного валка. Учитывая практическую важность задачи получения пластичных лент припойных сплавов, представлялось интересным установить структурные параметры исследованного сплава, определяющие пластичность.

Как следует из данных рентгенографических исследований, отжиг прокатанной ленты приводит к изменению количественного соотношения фаз (увеличению доли α-твердого раствора на основе меди и снижению относительного количества β-фазы) и изменению угловых положений и ширины дифракционных линий. Ввиду того что экспериментально измеренные угловые смещения линий, свидетельствующие об изменениях состава фаз, не превышали пределы точности дифрактограмм, приведенных на рис. 1, 2 и 4, в последующем анализе они не учитывались. Не учитывался также вклад изменений доли α'-твердого раствора на основе Ag, значение которой составляло менее 10%, а изменения не превышали 4%.

Анализ дифракционных картин показал, что в прокатанном образце как размеры ОКР кристаллов α-твердого раствора и β-фазы (79 и 29 nm), так и уровень микронапряжений ($4.1 \cdot 10^{-3}$ и $1.7 \cdot 10^{-2}$) существенно выше, чем в быстроохлажденной ленте (19.4 и 13 nm и соответственно $1.2 \cdot 10^{-3}$ и $4.2 \cdot 10^{-3}$). С учетом того что измельчение как зеренной, так и субзеренной структуры способствует упрочнению [20] и, следовательно, снижению пластичности, полученные данные дают основания предположить, что низкая пластичность прокатанной ленты сплава Cu-10Ag-37Zn обусловлена высоким уровнем микронапряжений решеток α- и β-фаз. Отжиг прокатанной ленты приводит к увеличению ОКР кристаллов α-твердого раствора и β-фазы (до ≥ 200 и 80 nm соответственно), снижению уровня микронапряжений в этих фазах (до $2.1 \cdot 10^{-3}$ и $5.8 \cdot 10^{-3}$), что, как показано выше, сопровождается значительным возрастанием пластичности. В отожженной быстроохлажденной ленте уровень микронапряжений также снижается (до $6.5 \cdot 10^{-4}$ в α-твердом растворе и до $1.8 \cdot 10^{-3}$ в β-фазе), однако размеры ОКР кристаллов этих фаз остаются малыми (18.5 и 8.0 nm соответственно). Следует отметить, что более высокий уровень микронапряжений в кристаллах β-фазы по сравнению с кристаллами твердого раствора на основе меди, вероятнее всего, обусловлен тем, что β-фаза является составной частью эвтектических колоний. Установленные в работе уровни микронапряжений α-твердого раствора в лентах сплава Cu-10Ag-37Zn несколько выше, чем в кристаллах твердого раствора на основе Al в деформированных образцах сплава Al-1.47Cu-0.34Zr ($(4.4 - 6.8) \cdot 10^{-4}$) [21], поскольку, согласно диаграмме состояния системы Ag-Cu-Zn [14], α-твердый раствор содержит до 10% легирующих элементов.

Из результатов проведенного сравнительного анализа структуры лент припойного сплава Cu-10Ag-37Zn, полученных прокаткой и закалкой из жидкого состояния,

следует, что по степени структурной неравновесности исследованных лент процессы их обработки можно расположить в следующей последовательности: прокатка, прокатка+отжиг, закалка из расплава и закалка из расплава+отжиг. Примечательно, что в такой же последовательности снижаются значения предела пропорциональности лент, измеренных испытаниями на трехточечный изгиб: 520, 379, 170 и 101 MPa и почти аналогично меняются значения микротвердости: 2.5 ± 0.3, 1.7 ± 0.1, 1.81 ± 0.05, 1.58 ± 0.05 GPa.

Несмотря на то что использованные в настоящей работе методы не позволили количественно сравнить уровни пластичности лент, анализ результатов, приведенных выше, позволяет высказать следующие соображения о причинах вариаций пластичности трехфазной структуры припойного сплава Cu-10Ag-37Zn. Поскольку структурные изменения прокатанной ленты в процессе отжига, приводящие к повышению пластичности, включают уменьшение размеров ОКР, уровня микронапряжений и концентрации β-фазы, а лента, полученная закалкой из расплава, с более крупными ОКР и с высоким содержанием β-фазы, имеет высокую пластичность, из сопоставления этих фактов следует, что доминирующим фактором, определяющим пластичность лент, является уровень микронапряжений или концентрация дислокаций.

Из результатов проведенных исследований также следует, что пластичные ленты припойного сплава Cu-10Ag-37Zn толщиной $110-130\,\mu$m могут быть получены как традиционным методом прокатки с последующим отжигом, так и непосредственно быстрым охлаждением расплава. Однако, учитывая одностадийный характер получения быстроохлажденной ленты, высокую производительность метода спиннингования расплава и его экологическую чистоту, а также дисперсный характер литой микроструктуры, облегчающий плавление и повышающий однородность структуры соединения, процесс получения лент непосредственно из расплава представляется предпочтительным. Следует отметить, что к числу достоинств метода спиннингования, используемого в промышленных масштабах, относится также возможность изменения в достаточно широких диапазонах геометрических параметров лент путем регулировки параметров процесса литья.

Заключение

Результаты исследований структуры и измерений механических характеристик лент припоя Cu-10Ag-37Zn толщиной $110-130\,\mu$m, полученных методами обработки металлов давлением (горячим прессованием и прокаткой с промежуточными отжигами) и непосредственно из расплава методом спиннингования, позволяют сделать следующие выводы:

1. Установлено, что впервые полученная путем быстрого охлаждения расплава со скоростью $2.4 \cdot 10^4$ K/s лента припоя Cu-10Ag-37Zn имеет такой же фазовый состав (ГЦК твердые растворы на основе Cu (α) и Ag (α') и на основе ОЦК β-фазы Юм-Розери), как и лента, полученная прокаткой, однако с более низким содержанием α-твердого раствора, повышенным содержанием β-фазы и более мелкодисперсной структурой.

2. Испытания на трехточечный изгиб показали, что прокатанная лента разрушается после деформации 4.6%, в то время как лента, полученная закалкой из расплава, не только деформируется без разрушения, но и выдерживает полный загиб на 180° с нулевым радиусом. Аналогичные признаки пластичности приобретает прокатанная лента после получасового отжига при 500°C.

3. Из сопоставления значений параметров тонкой структуры (размеров ОКР и микронапряжений) с результатами измерений пластичности следует, что повышение пластичности ленточных образцов обусловлено снижением величины микронапряжений в α-твердом растворе и β-фазе (от $4.1 \cdot 10^{-3}$ и $1.7 \cdot 10^{-2}$ до $2.1 \cdot 10^{-3}$ и $5.8 \cdot 10^{-3}$ соответственно) до уровня, сопоставимого с микронапряжениями в α- и β-фазах быстроохлажденной ленты ($1.2 \cdot 10^{-3}$ и $4.2 \cdot 10^{-3}$).

4. Использование уровня микронапряжений в качестве индикатора степени неравновесности дает основания предположить, что наибольшим отклонением от равновесия характеризуется структура относительно хрупкой прокатанной ленты с наибольшими значениями микротвердости и предела пропорциональности (2.5 ± 0.3 GPa и 520 MPa соответственно), а наиболее близкой к равновесной является структура пластичной отожженной быстроохлажденной ленты, имеющая минимальные уровни микротвердости и предела пропорциональности (1.58 ± 0.05 GPa и 101 MPa соответственно).

5. Одностадийный характер процесса, высокая производительность метода спиннингования расплава и приемлемый уровень механических характеристик (микротвердость 1.81 GPa в сочетании с высокой пластичностью) быстроохлажденной ленты промышленного припойного сплава Cu-10Ag-37Zn свидетельствуют о перспективности применения этого метода для получения пластичных лент припойных сплавов.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] P. Duhaj, P. Sebo, P. Svec, D. Janičkovič. Mater. Sci. Eng. A, **271**, 181 (1999). DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00275-0

[2] V.A. Vasiliev, B.S. Mitin, I.N. Pashkov, I.V. Rodin. Mater. Sci. Eng. A, **133**, 742 (1991). DOI: 10.1016/0921-5093(91)90176-N

[3] С.А. Таволжанский, И.Н. Пашков, Г.А. Алексанян. Металлург, **9**, 92 (2015). [S.A. Tavolzhanskii, I.N. Pashkov, G.A. Metallurgist, **59**, 843, (2016). DOI: 10.1007/s11015-016-0182-1]

[4] L. Illgen, H. Muhlbach, W. Loser, H.-G. Lindenkreuz, E. Alius, D. Ruhlicke, M. Muller. Mater. Sci. Eng. A, **133**, 738 (1991). DOI: 10.1016/0921-5093(91)90175-m
[5] K.B. Kim, J.G. Lee, J.K. Lee, S.W. Son, M.K. Lee, S.J. Kim, C.K. Rhee. Mater. Lett., **62** (30), 4483 (2008). DOI: 10.1016/j.matlet.2008.08.019
[6] V.I. Tkatch, A.L. Limanovskii, S.N. Denisenko, S.G. Rassolov. Mater. Sci. Eng. A, **323**, 91 (2002). DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01346-6
[7] G.K. Williamson, R.E. Smallman. Philos. Mag., **1** (1), 34 (1956). DOI: 10.1080/14786435608238074
[8] С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ* (МИСИС, М., 2002)
[9] Е.А. Свиридова, Т.В. Цветков, В.М. Ткаченко, А.И. Лимановский, В.Н. Саяпин, С.В. Васильев, В.И. Ткач. Тр. Кольского НЦ РАН. Серия: Технические науки, **13** (1), 223 (2022). DOI: 10.37614/2307-5252.2021.2.5.045
[10] С.В. Васильев, Т.В. Цветков, Е.А. Свиридова, В.М. Ткаченко, А.И. Лимановский, В.Н. Саяпин, В.И. Ткач. Физ. техн. выс. давл., **32** (1), 8 (2022). http://www.donfti.ru/main/wp-content/uploads/2022/03/1-Vasilev.pdf
[11] G. Caglioti, A. Paoletti, F.P. Ricci. Nuclear Instrum., **3**, 223 (1958). DOI: 10.1016/0369-643X(58)90029-X
[12] С.В. Васильев, Е.А. Свиридова, А.И. Лимановский, В.М. Ткаченко, Т.В. Цветков, В.В. Бурховецкий, В.Н. Варюхин, В.И. Ткач. ФТТ, **65** (12), 2223 (2023). DOI: 10.61011/FTT.2023.12.56766.223 [S.V. Vasiliev, E.A. Sviridova, A.I. Limanovsky, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, V.V. Burkhovetsky, V.N. Varyukhin, V.I. Tkach. Physics of the Solid State, **65** (12), 2131 (2023).]
[13] F.E. Luborsky, J.L. Walter. J. Appl. Phys., **47** (8), 3648 (1976). DOI: 10.1063/1.323173
[14] S.P. Dimitrijević, D. Manasijević, Z. Kamberović, S.B. Dimitrijević, M. Mitrić, M. Gorgievski, S. Mladenovic. J. Mater. Eng. Perform., **27**, 1570 (2018). DOI: 10.1007/s11665-018-3258-1
[15] М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Л.С. Гузей, Е.В. Лысова, Е.М. Падежнова, Л.Л. Рохлин, Н.И. Туркина. *Двойные и многокомпонентные системы на основе меди*: справочник (Наука, М., 1979)
[16] V.T. Witusiewicz, S.G. Fries, U. Hecht, A. Drevermann, S. Rex. Int. J. Mat. Res., **97**, 556 (2006). DOI: 10.3139/146.101272
[17] Y.A. Chang, D. Goldberg, J.P. Neumann. Phys. Chem. Ref. Data, **6**, 621 (1977). DOI: 10.1063/1.555555
[18] Y. Xiao, L.-H. Lang, W.-C. Xu. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, **31**, 475 (2021). DOI: 10.1016/S1003-6326(21)65510-3
[19] Ł.J. Wierzbicki, W. Malec, J. Stobrawa, B. Cwolek, B. Juszczyk. Archiv. Metall. Mater., **56**, 147 (2011). DOI: 10.2478/v10172-011-0017-9
[20] В.А. Михеев, Л.В. Журавель. Изв. вузов. Цветная металлургия, **3**, 56 (2016). DOI: 10.17073/0021-3438-2016-3-56-64
[21] Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, М.Ю. Мурашкин, В.У. Казыханов, Н.А. Еникеев. ФТТ, **63** (10), 1572 (2021). DOI: 10.21883/FTT.2021.10.51408.104