

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФFUЗИЯ

УДК 669.35

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА Cu–Cr–Zr

© 2024 г. А. И. Бодякова^{а, *}, Э. И. Чистюхина^а, М. С. Ткачев^а,
С. С. Малофеев^а, Р. О. Кайбышев^а

^аФГАОУ ВО НИУ “БелГУ”, ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

*e-mail: bodyakova-ai@yandex.ru

Поступила в редакцию 14.06.2024 г

После доработки 06.08.2024 г.

Принята к публикации 09.08.2024 г.

Изучено влияние обработки трением с перемешиванием и последующего старения на микроструктуру и физико-механические свойства термоупрочняемого сплава Cu–0.3% Cr–0.5% Zr. Пластическая деформация в процессе обработки трением с перемешиванием приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры со средним размером зерен 0.5 мкм, распаду пересыщенного твердого раствора и выделению дисперсных частиц в зоне перемешивания. Показано, что старение сопровождается довыделением дисперсных частиц и развитием возврата в зоне обработки. Измельчение зеренной структуры и выделение частиц приводит к росту прочностных свойств и электрической проводимости в зоне перемешивания. Старение сопровождается дополнительным повышением проводимости без значительного снижения прочностных характеристик. Обсуждается влияние эволюции структуры в ходе обработки трением с перемешиванием и старения на свойства сплава Cu–Cr–Zr.

Ключевые слова: Cu–Cr–Zr-сплав, обработка трением с перемешиванием, микроструктура, механические свойства, электрическая проводимость

DOI: 10.31857/S0015323024110035, **EDN:** INFKOY

ВВЕДЕНИЕ

Низколегированные термоупрочняемые сплавы системы Cu–Cr–Zr вызывают большой научный интерес во всем мире благодаря сочетанию высокой электрической проводимости, термостойкости до 400–500°C и прочности [1]. В сплавах данной системы за счет обработки на пересыщенный твердый раствор с последующим старением удастся выделить мелкие дисперсные частицы Cr размером 2–5 нм, которые обеспечивают повышение прочности на 100–150 МПа и высокую электрическую и тепловую проводимость сплавов [2–8]. Дополнительное упрочнение достигается за счет формирования ультрамелкозернистой структуры с высокой плотностью дислокаций методами интенсивной пластической деформации, которая обеспечивает увеличение предела текучести до 600–700 МПа при снижении проводимости на 3–6 МСм/м [9–10].

Один из перспективных методов интенсивной пластической деформации — обработка трением с перемешиванием (ОТП) [11–13]. ОТП — это развитие идеи сварки трением с перемешиванием, которая заключается в соединении материалов в твердофазном пластическом состоянии благодаря вращающемуся сварочному инструменту и один из перспективных способов создания высокопрочных неразъемных соединений термоупрочняемых медных сплавов системы Cu–Cr–Zr [14–17]. В процессе ОТП вращающийся вокруг собственной оси инструмент, обычно состоящий из заплечиков большего диаметра и выступающего из них пина меньшего диаметра, внедряется в заготовку так, что поверхность заплечиков полностью прилегает к поверхности обрабатываемого материала. При этом происходит интенсивное тепловыделение за счет трения между заплечиками и обрабатываемым материалом. Разогретый материал становится пластичным и механически

перемешивается пином. Важно отметить, что материал во время процесса находится в твердофазном состоянии. Дальнейшее поступательное движение вращающегося инструмента позволяет обрабатывать некоторый объем изделий. Распределение температуры в обрабатываемом материале неоднородно, характеризуется сильным градиентом и зависит от диаметра заплечиков, а также параметров процесса, таких как скорость вращения инструмента и скорость подачи. Первая определяет максимальную температуру обработки, а скорость подачи — скорость разогрева и охлаждения материала. В случае Cu–Cr–Zr-сплавов пиковые температуры деформации, реализуемые в процессе ОТП в зоне перемешивания по режимам, обеспечивающим формирование сплошных бездефектных заготовок, составляют широкий интервал 400–700 °C [12, 16–18]. При этом типичные температуры старения данных сплавов соответствуют 400–500 °C [19–20]. Поэтому варьирование параметров обработки может приводить к изменению фазового состава за счет выделения или растворения дисперсных частиц вторых фаз. В процессе ОТП в зоне обработки реализуются огромные истинные деформации, которые могут достигать 5–15 [12]. Благодаря большим пластическим деформациям в зоне обработки происходит измельчение зерен, что положительно влияет на механические свойства [21–23]. Известно, что прочностные свойства материала в зоне перемешивания зависят от температурных условий деформации, которые определяют структуру, фазовый состав и морфологию частиц. Так, в условиях, когда температура в ядре

деформации достигает 600–700 °C, в результате обработки формируются относительно крупные частицы хрома размером около 50 нм, что приводит к падению твердости со 120 HV в исходном состоянии до 90 HV в зоне обработки [14, 15]. Отметим, что ОТП сплавов Cu–Cr–Zr может приводить к повышению твердости на 50% [24], а также повышению прочностных свойств до 700 МПа при электрической проводимости 43 МСм/м [18] в случае деформации при температурах 400–450 °C. ОТП способствует увеличению износостойкости и снижению скорости износа [24].

В работе [25] показано, что наиболее эффективной для повышения прочности и электрической проводимости последовательностью операций деформационно-термической обработки является следующая: обработка на пересыщенный твердый раствор → интенсивная пластическая деформация → старение. Интенсивную пластическую деформацию следует осуществлять при температурах ниже типичных температур старения 400–500 °C, чтобы препятствовать преждевременному распаду пересыщенного твердого раствора и огрублению дисперсных частиц. Однако этот подход недостаточно полно освещен в литературе, насколько это известно авторам. Поэтому целью работы является определение влияния ОТП и последующего старения на эволюцию микроструктуры термоупрочняемого Cu–Cr–Zr-сплава после обработки на пересыщенный твердый раствор и установление взаимосвязи микроструктурных изменений с физико-механическими свойствами.

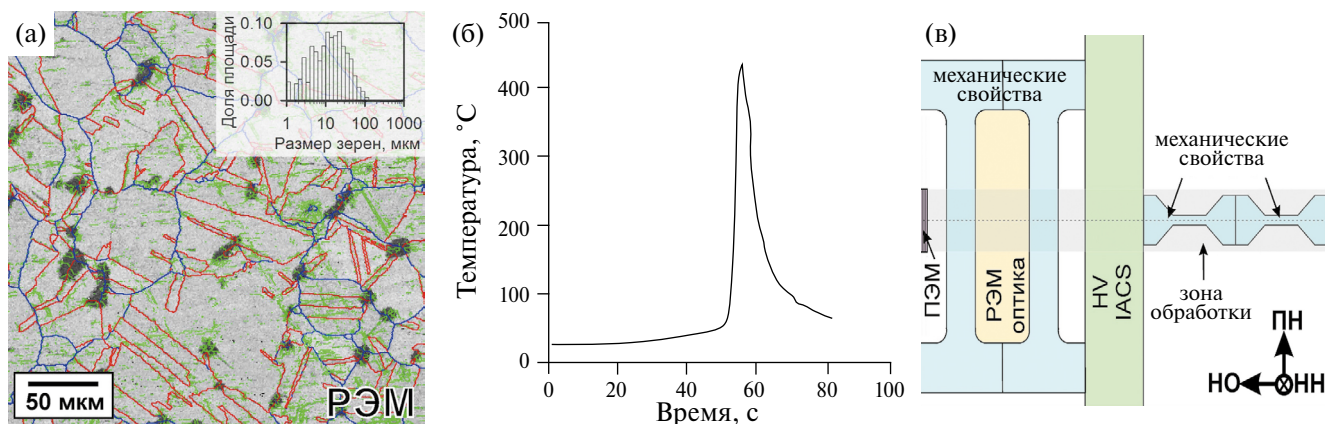


Рис. 1. (а) — исходная структура Cu–Cr–Zr-сплава после обработки на пересыщенный твердый раствор; (б) — термический цикл процесса ОТП; (в) — схема вырезки образцов для исследований. Малоугловые границы от 2° до 15° обозначены зелеными линиями, большеугловые границы более 15° — синими линиями, и двойниковые границы Σ3 — красными линиями (on line). Система координат: НО — направление обработки; ПН — поперечное направление; НН — направление нормали к плоскости обрабатываемых заготовок.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

В качестве материала исследования был выбран медный сплав Cu–0.3%Cr–0.5%Zr (вес.%). Пластины из сплава размером 70 мм×90 мм×3 мм были обработаны на пересыщенный твердый раствор (далее закалка) с выдержкой при температуре 920°C в течение 1 ч и охлаждением в воде. Твердость и электропроводность образцов после закалки составляла 70 HV и 20 МСм/м соответственно, размер зерен достигал 20–30 мкм (рис. 1а), плотность дислокаций $\sim 10^{13} \text{ м}^{-2}$. ОТП проводили на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company с использованием инструмента из карбида вольфрама, диаметр плоских плечиков которого составлял 12 мм, а диаметр сферического пина — 5 мм. Угол наклона инструмента к поверхности пластины — 2.5°, среднее осевое усилие в процессе сварки — 13 кН. Скорость вращения достигала 800 мин⁻¹, скорость подачи — 375 мм/мин. Скорость вращения и скорость подачи были подобраны таким образом, чтобы в процессе ОТП в зоне перемешивания обеспечить температуру близкую к температуре старения Cu–Cr–Zr-сплава при максимально высокой скорости охлаждения. В ходе ОТП проводили измерения температуры процесса на границе зоны перемешивания и зоны термического влияния с помощью термопар К-типа. Как видно из рис. 1б, максимальная температура деформации в процессе ОТП составляет около 440°C, что соответствует температуре старения Cu–Cr–Zr-сплава. После ОТП осуществляли старение при температуре 450°C в течение 1 ч с охлаждением в воде.

Образцы для исследований были вырезаны в соответствии с рис. 1в. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Olympus GX51 и растрового электронного микроскопа (РЭМ) Quanta 600, оснащенного приставкой для анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов. Строили карты распределения малоугловых (МУГ, границы от 2° до 15° зеленые линии), большеугловых (БУГ, границы более 15°, синие линии), и двойниковых границ Σ3 (красные линии) с помощью программного обеспечения TSL OIM™. Средний размер зерен определяли методом случайных секущих, плотность дислокаций — с помощью функции Kernel average misorientation с использованием программного обеспечения TSL OIM™ [26]. Тонкую структуру в зоне перемешивания оценивали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопа JEOL JEM 2100. Объемную долю частиц $f_{\text{част}}$ оценивали по картинам ПЭМ, используя следующее соотношение [27]:

$$f_{\text{част}} = \frac{2N_s}{3\pi r^2}, \quad (1)$$

где N_s — число частиц на единицу площади, а r — средний радиус частиц, определенный по ПЭМ-фотографиям.

Образцы для РЭМ и ПЭМ вырезали таким образом, чтобы исследуемая поверхность была перпендикулярна направлению сварки. Образцы для РЭМ шлифовали с помощью шкурочной зернистости и подвергали электролитической полировке с использованием раствора, содержащего 25% HNO₃ и 75% CH₃OH, при напряжении 10 В и комнатной температуре. Образцы для ПЭМ вырезали из центральной части зоны перемешивания, утоняли до 150 мкм и полировали в том же электролите при температуре –20°C и напряжении 10 В на установке TenuPol-5 фирмы Struers.

Твердость образцов измеряли методом Викерса под нагрузкой 100 г с временем выдержки 10 с в центральной части поперечного сечения зоны обработки через каждые 0.3 мм на микротвердомере Wolpert 402 MVD. Электрическую проводимость определяли вихретоковым методом с помощью установки Константа К-6 с шагом 1 мм. Механические свойства определяли на испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью деформирования 2 мм/мин. Рабочая часть образцов на растяжение, вырезанных поперек направления обработки, содержала все зоны обработки, а также зону основного материала, и составляла 25 мм. Рабочая часть продольных образцов, вырезанных в направлении ОТП, содержала только зону перемешивания, а ее длина составляла 6 мм. Длина l_0 и площадь поперечного сечения F_0 рабочей части образцов связаны следующим соотношением: $l_0 = 5.65 \times F_0^{0.5}$. Деформационное поведение изучали с использованием методики цифровой корреляции изображений в процессе растяжения с помощью программного обеспечения VIC-3D™. На образцы наносили контрастный узор, который позволял фиксировать распределение деформации по рабочей части образца с помощью высокоскоростной камеры.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

1. Микроструктура Cu–Cr–Zr-сплава после ОТП и старения

Микроструктура, сформированная в сплаве Cu–Cr–Zr в результате обработки трением с перемешиванием, представлена на рис. 2. Можно выделить несколько характерных зон, отли-

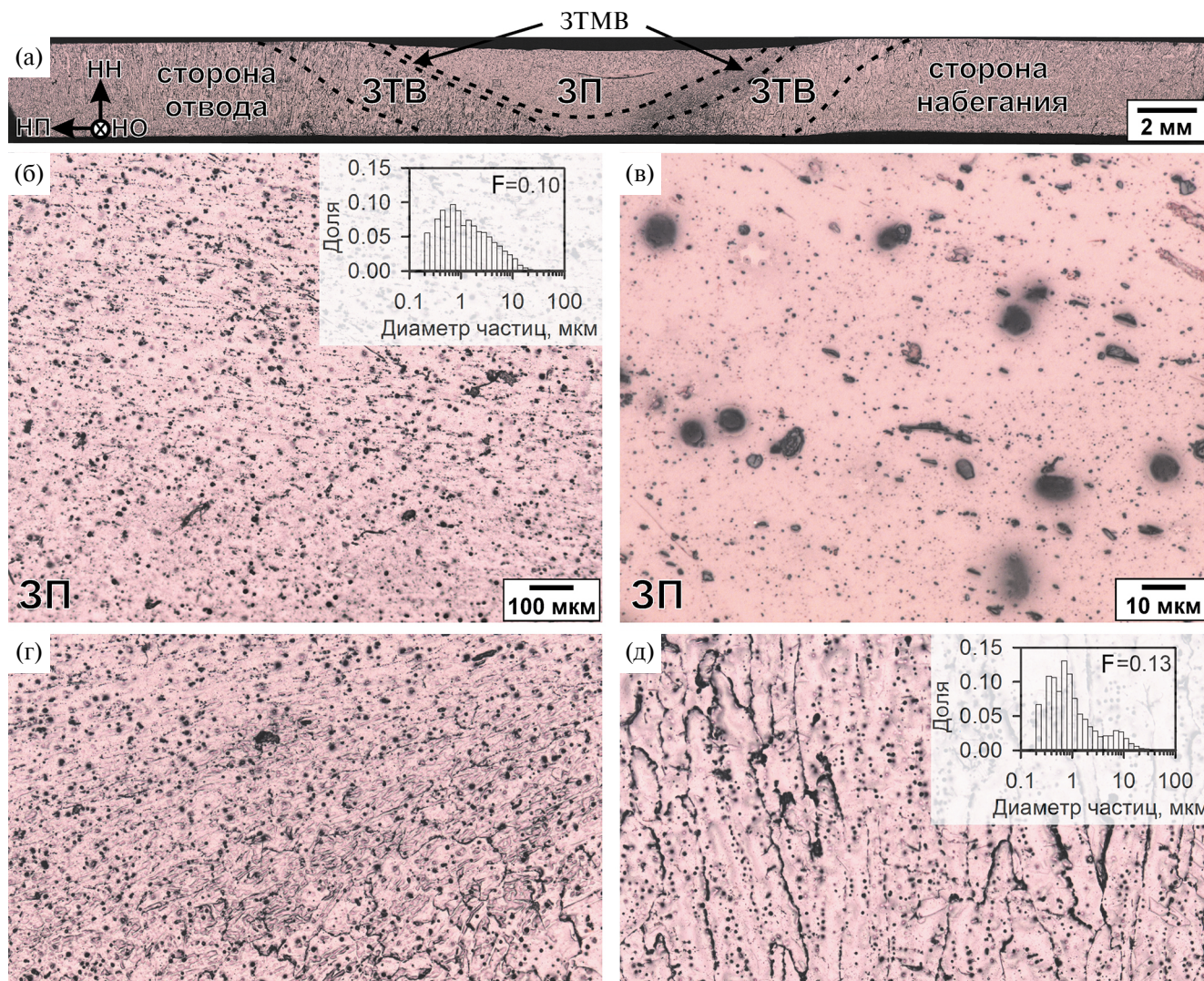


Рис. 2. Оптическая металлография Cu–Cr–Zr-сплава после ОТП: (а) общий вид зоны обработки; (б) и (в) зона перемешивания (ЗП); (г) зона термомеханического влияния (ЗТМВ) и (д) зона термического влияния (ЗТВ). На вставках на рис. 2б, д гистограммы распределения частиц по размерам. Система координат: НО — направление обработки; ПН — поперечное направление; НН — направление нормали к плоскости обрабатываемых заготовок.

чающихся микроструктурными особенностями: зону перемешивания (ЗП), материал в которой испытывал большие пластические деформации при повышенной температуре в результате перемешивания пином в процессе ОТП; зону термического влияния (ЗТВ), воздействие в которой ограничивалось только действием повышенных температур; и промежуточную зону — зону термомеханического влияния (ЗТМВ), которая в процессе обработки подвергалась воздействию пластической деформации и температур, значительно уступающих тем, что действовали в ЗП. Из результатов оптической металлографии можно установить, что основной материал заготовки содержит достаточно крупные первичные частицы размером около 10 мкм, которые, по-види-

мому, формировались на границе дендритов в процессе кристаллизации. ОТП привела к размыванию первичных частиц в зоне перемешивания и зоне термомеханического влияния. Наряду с крупными первичными частицами обнаружены дисперсные частицы размером около 1 мкм как в основном материале, так и в зонах обработки. Доля площади F , занимаемая частицами, снизилась после обработки, что может быть связано с их частичным растворением в процессе ОТП. В ЗТМВ наблюдается вытягивание исходных зерен в направлении течения материала вокруг сферического пина. Следует отметить, что структура в зоне термического влияния очень схожа со структурой, наблюдаемой в основном материале, из-за относительно невысокой температуры

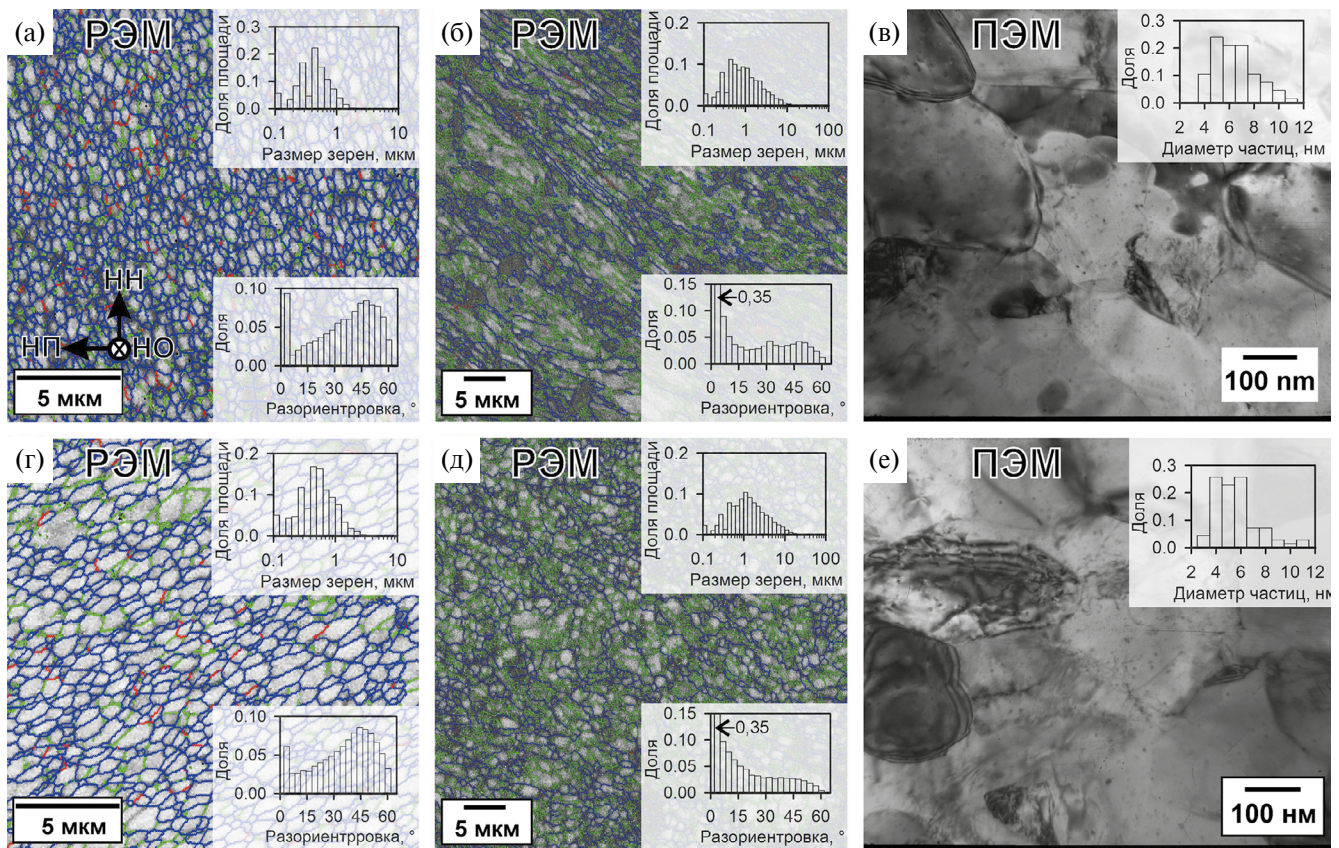


Рис. 3. Микроструктура Cu–Cr–Zr-сплава после ОТП (а–в) и старения (г–е): распределения границ кристаллитов в зоне перемешивания (а, г) и зоне термомеханического влияния (б, д) с гистограммами распределения зерен по размерам и кристаллитов по углам разориентировки, тонкая структура в зоне перемешивания (в, е) с гистограммами распределения частиц по размерам. Малоугловые границы от 2° до 15° обозначены зелеными линиями, большеугловые границы более 15° — синими линиями, и двойниковые границы $\Sigma 3$ — красными линиями (on line). Система координат: НО — направление обработки; ПН — поперечное направление; НН — направление нормали к плоскости обрабатываемых заготовок.

в процессе ОТП. В ЗТМВ формируется высокая плотность малоугловых границ (рис. 3). Многие границы имеют переменную разориентировку, наблюдаются также оборванные границы. При этом по мере приближения к ЗП доля большеугловых границ растет, так что в ЗП формируется однородная мелкозернистая структура со средним размером зерен 0.49 мкм и долей БУГ более 0.84 . Плотность дислокаций составляет около $1 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$. В ЗП выделяются нанометровые дисперсные частицы средним размером 6 нм и объемной долей 0.00028 . Частицы формируются в результате распада пересыщенного твердого раствора под воздействием больших пластических деформаций при повышенной температуре в процессе ОТП и в момент остывания заготовки после обработки. Частицы равномерно распределены в объеме материала.

Наличие частиц вторых фаз различной морфологии эффективно препятствует развитию статической рекристаллизации при старении

образцов Cu–Cr–Zr-сплава после ОТП. Микроструктура сплава после старения выглядит идентично микроструктуре в деформированном состоянии. Средний размер зерен в ЗП составляет около 0.60 мкм , доля БУГ достигает 0.85 , однако наблюдается снижение плотности дислокаций до $8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. В процессе постдеформационного старения может происходить возврат, т. е. перераспределение свободных дислокаций, их адсорбция дислокационными границами, в результате чего происходит снижение плотности дислокаций, рост среднего угла разориентировки границ и трансформация части МУГ в БУГ. В процессе старения происходит доведение дисперсных частиц, о чем свидетельствует рост доли частиц размером $2\text{--}4 \text{ нм}$ на гистограммах распределения, снижение среднего диаметра частиц до 5 нм и рост их объемной доли до 0.00034 . Таким образом, постдеформационное старение приводит к полному распаду пересыщенного твердого раствора, сформированного в процессе

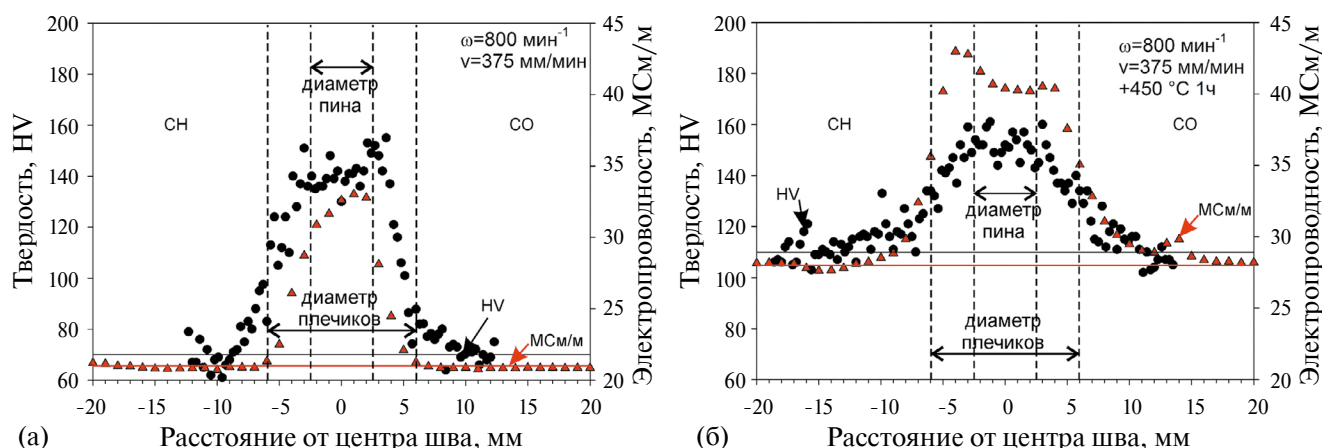


Рис. 4. Твердость (точки) и электропроводность (треугольники) сплава Cu–Cr–Zr после ОТП (а) и старения (б). Линиями обозначена величина свойств Cu–Cr–Zr-сплава после закалки или старения. СО — сторона отвода, СН — сторона набега.

закалки, при этом в ЗП сохраняется ультрамелкозернистая структура с повышенной плотностью дислокаций.

2. Твердость и электрическая проводимость Cu–Cr–Zr-сплава после ОТП и старения

Изменения структуры в процессе ОТП приводят к эволюции физико-механических свойств сплава Cu–Cr–Zr в зоне обработки. На рис. 4 представлены профили изменения твердости и электрической проводимости в образцах после обработки. ОТП приводит к двукратному увеличению твердости в ЗП до 140 HV, в то время как твердость основного материала идентична твердости в исходном состоянии и составляет примерно 70 HV. В ЗТМВ наблюдается постепенный рост твердости по мере приближения к ЗП. Несмотря на увеличение структурных дефектов в ЗП, таких как дислокации, границы зерен и наноразмерные частицы, на которых происходит рассеяние электронов при их движении, электрическая проводимость на 12 МСм/м выше проводимости основного материала.

Постдеформационное старение сопровождается ростом твердости и электрической проводимости как в основном, так и в обработанном материале. Прирост твердости в основном материале составляет около 40 HV, а в зоне перемешивания около 10–15 HV. Электрическая проводимость, как в зоне перемешивания, так и в основном материале увеличивается примерно на 9 МСм/м.

ОТП с последующим старением положительно влияет на физико-механические свойства медного сплава Cu–Cr–Zr. В ЗП твердость до-

стигает 150 HV при электрической проводимости 41 МСм/м.

3. Механические свойства Cu–Cr–Zr-сплава после ОТП и старения

Кривые “напряжение — относительное удлинение”, полученные при испытании поперечных образцов после ОТП, рабочая часть которых содержит все зоны ОТП, включая зону основного материала, представлены на рис. 5. ОТП закаленного Cu–Cr–Zr-сплава приводит к значительному упрочнению зоны обработки, так что при испытании она практически не деформируется, и деформация после достижения предела текучести локализуется в основном материале с обеих сторон от ЗП. Однако при приближении напряжений течения к пределу прочности деформация локализуется в зоне термического влияния со стороны напыла материала. Это хорошо согласуется с результатами измерения профиля микротвердости, где также наблюдается небольшое снижение твердости со стороны напыла вблизи зоны термического влияния (рис. 4). Кривые деформации типичны для закаленного Cu–Cr–Zr-сплава и характеризуются развитой стадией деформационного упрочнения. Предел текучести достигает 110 МПа, предел прочности 245 МПа, что соответствует прочностным свойствам закаленного сплава Cu–0.3%Cr–0.5%Zr [28]. При достижении около 13% относительного удлинения в одной из частей основного материала формируется шейка, в которой происходит разрушение. Отметим, что величины относительного удлинения не характеризуют истинную пластичность образца из-за протекания пластической деформации преимущественно в области основного материала,

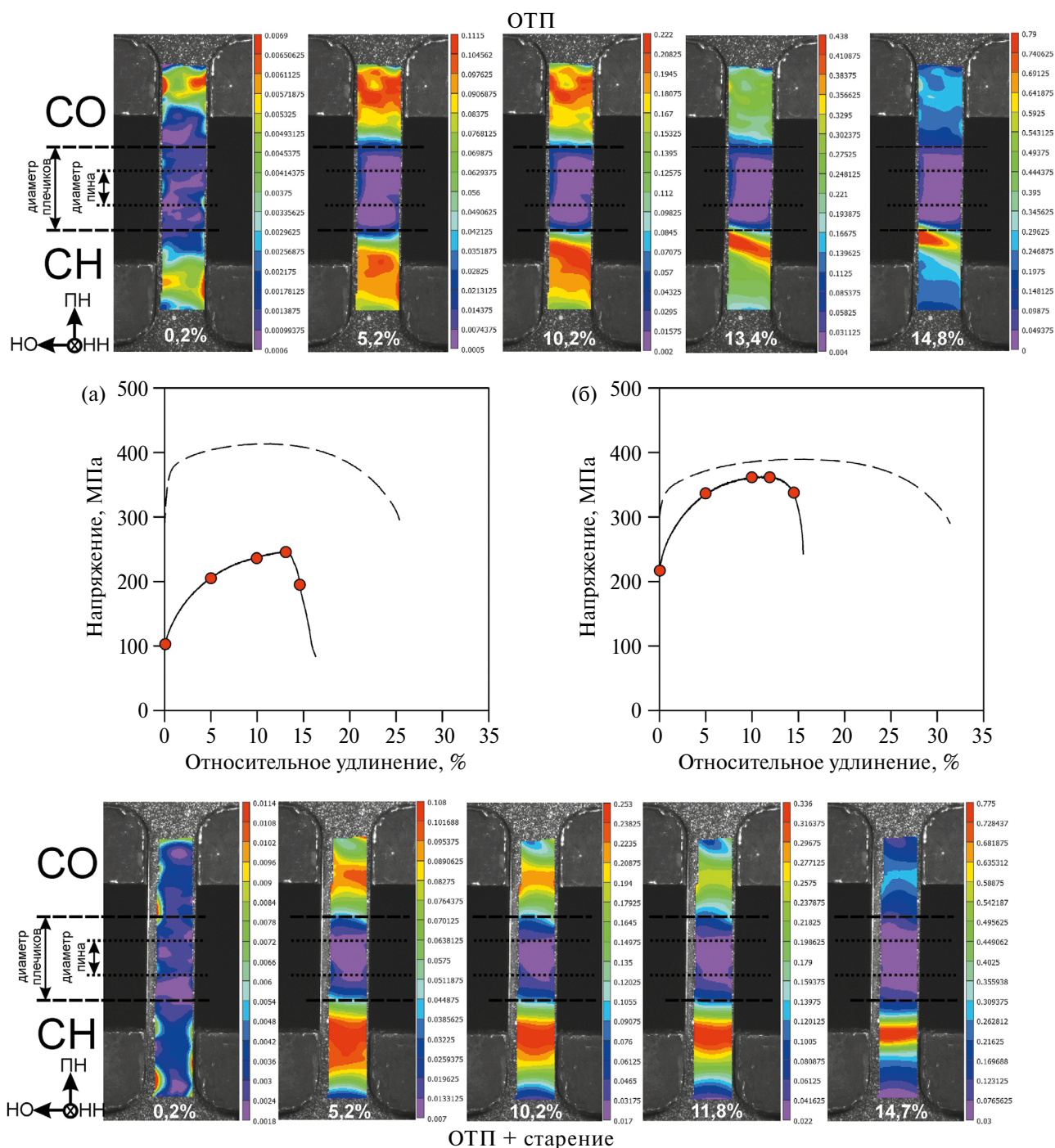


Рис. 5. Кривые “напряжение — относительное удлинение”, полученные при испытании Cu—Cr—Zr-сплава после ОТП (а) и старения (б), для образцов, содержащих основной материал (сплошные линии), и образцов, вырезанных из зоны перемешивания (пунктирные линии), с картами распределения истинной деформации в рабочей части образца. Точками на кривых отмечены участки, для которых представлены карты распределения деформации. СО — сторона отвода, СН — сторона набега. Система координат: НО — направление обработки; ПН — поперечное направление; НН — направление нормали к плоскости обрабатываемых заготовок.

тогда как ОТП-материал демонстрирует лишь упругую деформацию (рис. 5). Если уменьшить длину рабочей части на величину зоны ОТП-материала, то относительное удлинение до разрушения будет составлять 20%.

Постдеформационное старение не приводит к существенным изменениям в распределении деформаций при испытаниях на растяжение образцов с градиентной структурой. Пластическая деформация локализуется в зоне основного ма-

териала, однако напряжения течения после старения существенно выше, по сравнению с деформированным сплавом. Старение приводит к росту предела текучести до 235 МПа и предела прочности до 360 МПа, что может быть связано с выделением мелких дисперсных частиц в основном материале. Область равномерного удлинения немного уменьшается до примерно 12%, хотя общее удлинение до разрушения составляет, как и в случае сплава после ОТП, около 15%. Отметим, что полученные механические свойства образцов после ОТП и после ОТП со старением не характеризуют прочность зоны обработки, поскольку данная часть образца не принимала участия в деформации.

Для того чтобы изучить влияние ОТП на механические свойства исследуемого материала, были вырезаны продольные образцы, рабочая часть которых включала только зону перемешивания (рис. 1в). Характер кривых деформации продольных образцов типичен для сильнодеформированных структур: коэффициент деформационного упрочнения заметно снижается в сравнении с аналогичной характеристикой основного материала, величины предела текучести и предела прочности сближаются и составляют 330 МПа и 415 МПа, соответственно, пластичность достигает 26%. Старение сопровождается небольшим снижением предела текучести и предела прочности до 315 МПа и 390 МПа, соответственно, при относительном удлинении 32%.

ОТП с последующим старением закаленного низколегированного термоупрочняемого Cu–Cr–Zr-сплава позволяет сформировать ультрамелкозернистую структуру с наноразмерными дисперсными частицами и высокой плотностью дислокаций, что позволяет значительно упрочнить материал в зоне обработки при сохранении высоких проводящих характеристик сплава. Постдеформационное старение слабо влияет на прочностные свойства сплава, однако обеспечивает прирост проводимости и поэтому является неотъемлемым этапом деформационно-термической обработки. Оптимизация режимов ОТП в сторону снижения пиковой температуры деформации может позволить дополнительно упрочнить материал за счет снижения размера зерен, частиц и повышения плотности дислокаций.

ВЫВОДЫ

1. ОТП низколегированного термоупрочняемого Cu–Cr–Zr-сплава приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры в зоне перемешивания с размером зерен примерно 0.5 мкм и долей большеугловых границ 0.85. В

структуре формируется высокая плотность дислокаций порядка 10^{15} м^{-2} . ОТП приводит к выделению дисперсных частиц средним размером 6 нм и объемной долей 0.00028.

2. Постдеформационное старение приводит к развитию возврата. Наблюдается довыделение дисперсных частиц, средний размер которых составляет 5 нм, объемная доля 0.00035.

3. Измельчение зеренной структуры, повышение плотности дислокаций и выделение дисперсных частиц обеспечивает значительное упрочнение и повышение проводящих свойств в зоне обработки: предел текучести составляет 330 МПа, предел прочности 415 МПа, электрическая проводимость 32 МСм/м. Старение приводит к росту электрической проводимости Cu–Cr–Zr-сплава в зоне перемешивания до 41 МСм/м, однако сопровождается небольшим падением прочностных характеристик на 15–25 МПа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00628, <https://rscf.ru/project/24-29-00628/> с использованием оборудования Центра коллективного пользования “Технологии и Материалы НИУ “БелГУ”.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Murashkin M.Y., Sabirov I., Sauvage X., Valiev R.Z.* Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity // *J. Mater. Sci.* 2016. V. 51. № 1. P. 33–49.
2. *Morozova A., Mishnev R., Belyakov A., Kaibyshev R.* Microstructure and properties of fine grained Cu–Cr–Zr alloys after thermo-mechanical treatments // *Rev. Adv. Mater.* 2018. V. 54. № 1. P. 56–92.
3. *Chembarisova R.G., Sarkeeva E.A., Alexandrov I.V., Wei W.* Analysis of the effect of equal-channel angular pressing on the strength and electrical conductivity of low-alloyed alloys of the Cu–Cr–Zr system // *J. Phys. Conf. Ser.* 2020. V. 1431. № 1. P. 012065.
4. *Зельдович В.И., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А.* Механические свойства и структура хромоциркониевой бронзы после динамического канально-углового прессования и последующего старения // *ФММ.* 2016. Т. 117. № 1. С. 79–79.
5. *Purcek G., Yanar H., Demirtas M., Alemdag Y., Shangina D.V., Dobatkin S.V.* Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloy by combining multi-route ECAP and aging // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 649. P. 114–122.
6. *Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Бодякова А.И., Просвириин Д.В., Рыбальченко Г.В., Лукьянова Е.А., Юсупов В.С., Добаткин С.В.* Влияние ротационнойковки и последующего старения на структуру и ме-

- ханические свойства сплава Cu-0.5%Cr-0.08%Zr // VIII Всероссийская конференция по наноматериалам: Сборник материалов конференции. 2023. С. 210–211.
7. Islamgaliev R.K., Nesterov K.M., Bourgon J., Champion Y., Valiev R.Z. Nanostructured Cu–Cr alloy with high strength and electrical conductivity // J. Appl. Phys. 2014. V. 115. № 19. P. 194301.
 8. Aksenov D.A., Faizova S.N., Faizov I.A. Hardening mechanisms contribution at nonmonotonic change of properties in the Cu-0.6 Cr-0.1 Zr alloy at high pressure torsion // Frontier Mater. Techn. 2022. № 3–1. P. 23–32.
 9. Miao Y., Gan C., Jin W., Wang M., Chen Y., Liu Z., Zhang Z. Effect of aging temperature on microstructure and softening property of the Cu–Cr–Zr–Nb alloy // J. Alloys Compd. 2024. V. 983. P. 173818.
 10. Xin Z., Bin Jiang Y., Wu Z.X., Tan F., Qiu W.T., Li J.H., Xia Z.R., Dai W., Li L.H., Xiao Z. Effect of cryogenic rolling and multistage thermo-mechanical treatment on the microstructure and properties of the Cu-0.4Cr-0.39Zn-0.1Mg-0.07Zr alloy // Mater. Charact. 2024. V. 207. P. 113557.
 11. Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G., Temple S.P., Dawes C.J. Improvements relating to friction welding. GB Patent Application № 9125978.8. 1991.
 12. Arora A., Zhang Z., De A., DebRoy T. Strains and strain rates during friction stir welding // Scr. Mater. 2009. V. 61. № 9. P. 863–866.
 13. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Mater. Sci. Eng.: Rep. 2005. V. 50. № 1–2. P. 1–78.
 14. Макаров А.В., Лежнин Н.В., Котельников А.Б., Воннерук А.А., Коробов Ю.С., Валиуллин А.И., Волкова Е.Г. Восстановление стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок из хромоциркониевой бронзы методом многопроходной сварки трением с перемешиванием // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. 2024. № 6. С. 66–83.
 15. Лежнин Н.В., Макаров А.В., Валиуллин А.И., Котельников А.Б., Воннерук А.А. Применение аддитивной технологии на основе сварки трением с перемешиванием для восстановления исходной геометрии изношенных плит кристаллизаторов МНЛЗ // Тяжелое машиностроение. 2023. Т. 12. С. 26–33.
 16. Sakthivel T., Mukhopadhyay J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper // J. Mater. Sci. 2007. V. 42. № 19. P. 8126–8129.
 17. Shen J.J., Liu H.J., Cui F. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper // Mater. Des. 2010. V. 31. № 8. P. 3937–3942.
 18. Wang Y.D., Liu M., Yu B.H., Wu L.H., Xue P., Ni D.R., Ma Z.Y. Enhanced combination of mechanical properties and electrical conductivity of a hard state Cu–Cr–Zr alloy via one-step friction stir processing // J. Mater. Process. Technol. 2021. V. 288. P. 116880.
 19. Bodyakova A., Mishnev R., Belyakov A., Kaibyshev R. Effect of chromium content on precipitation in Cu–Cr–Zr alloys // J. Mater. Sci. 2022. V. 57. № 27. P. 13043–13059.
 20. Фролова Н.Ю., Зельдович В.И., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В. Влияние старения и деформации на структуру и механические свойства хромоциркониевой бронзы // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2015. № 5. С. 99–108.
 21. Jha K., Kumar S., Nachiket K., Bhanumurthy K., Dey G.K. Friction Stir Welding (FSW) of Aged Cu–CrZr Alloy Plates // Metall. Mater. A. Trans. 2018. V. 49. P. 223–234.
 22. Surekha K., Els-Botes A. Development of high strength, high conductivity copper by friction stir processing // Mater. Des. 2011. V. 32. № 2. P. 911–916.
 23. Wang Y.D., Xue P., Liu F.C., Wu L.H., Zhang H., Zhang Z., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. Influence of processing innovations on joint strength improvements in friction stir welded high strength copper alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2023. V. 872. P. 144983.
 24. Naik R.B., Reddy K.V., Reddy G.M., Kumar R.A. Development of high strength and high electrical conductivity Cu–Cr–Zr alloy through friction stir processing // Fusion Eng. Des. 2020. V. 161. P. 111962.
 25. Shangina D.V., Bochvar N.R., Morozova A.I., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O., Dobatkin S.V. Effect of chromium and zirconium content on structure, strength and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloys after high pressure torsion // Mater. Lett. 2017. V. 199. P. 46–49.
 26. Calcagnotto M., Ponge D., Demir E., Raabe D. Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. № 10–11. P. 2738–2746.
 27. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier. 2012. 635 p.
 28. Морозова А.И., Беяков А.Н., Кайбышев Р.О. Влияние температуры деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в термоупрочняемом Cu–Cr–Zr сплаве // ФММ. 2021. Т. 122. № 1. С. 67–73.

EFFECT OF FRICTION-STIR PROCESSING ON THE STRUCTURE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF A LOW-ALLOYED Cu–Cr–Zr ALLOY

A. I. Bodyakova^{1,*}, E. I. Chistyukhina¹, M. S. Tkachev¹, S. S. Malopfeev¹, and R. O. Kaibyshev¹

¹*Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education
“Belgorod State National Research University”, Belgorod, 308015 Russia*

**e-mail: bodyakova-ai@yandex.ru*

The effect of friction stir processing and subsequent aging on the microstructure and physicomechanical properties of the thermally hardened Cu–0.3% Cr–0.5% Zr alloy has been studied. Plastic deformation under friction stir processing leads to the formation of an ultrafinely grained structure with an average grain size of 0.5 μm , the decomposition of a supersaturated solid solution, and the precipitation of disperse particles in the stir zone. It has been shown that aging is accompanied by the additional precipitation of disperse particles and the development of recovery in the zone of processing. The refinement of a granular structure and the precipitation of particles leads to an increase in the strength properties and electrical conductivity in the stir zone. Aging is accompanied by a surplus increase in conductivity without any significant decrease in strength characteristics. The effect of structural evolution under friction stir processing and aging on the Cu–Cr–Zr alloy properties is discussed.

Keywords: Cu–Cr–Zr alloy, friction stir processing, microstructure, mechanical properties, electrical conductivity