

05

Изменение формы образцов золотомедного сплава в ходе фазового превращения беспорядок→порядок

© А.В. Глухов,¹ В.А. Казанцев,¹ Б.Д. Антонов,² А.Ю. Волков¹

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
620108 Екатеринбург, Россия

² Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН,
620137 Екатеринбург, Россия
e-mail: glukhov@imp.uran.ru

Поступило в Редакцию 16 мая 2019 г.

В окончательной редакции 25 июня 2019 г.

Принято к публикации 11 июля 2019 г.

Проведено изучение изменений линейных размеров образцов золотомедного сплава ЗлМ-80 (с содержанием 80 mass.% золота) в ходе атомного упорядочения. Исходное, разупорядоченное состояние в одних образцах сплава было сформировано закалкой от высокой температуры, другие образцы были разупорядочены в результате сильной пластической деформации. Установлено, что формоизменение образцов при нагреве сильно зависит от их исходного состояния: упорядочение вызывает уменьшение длины закаленных проволочных образцов, а длина исходно деформированных образцов при этом увеличивается. Показано, что вне зависимости от исходного состояния процессы атомного упорядочения приводят к уменьшению объема исследуемого сплава. Полученные результаты представляют как научный, так и практический интерес.

Ключевые слова: сплав медь–золото, фазовые превращения, сверхструктура, атомный дальний порядок, дилатометрия.

DOI: 10.21883/JTF.2020.01.48667.197-19

Введение

Как известно, в процессе фазового превращения беспорядок→порядок изменяются практически все физико-механические свойства сплавов [1,2]. Поэтому атомно-упорядоченные сплавы используются в технике для различных практических приложений [3]. Одним из примеров таких сплавов является система золото–медь, изучению структуры и свойств которой посвящено большое количество исследовательских работ [1,4,5]. Надежно установлено, что золотомедные сплавы вблизи эквивалентного состава (т.е. от 65 до 85 mass.% золота) при охлаждении ниже 400°C испытывают фазовое превращение типа беспорядок→порядок ($A1 \rightarrow L1_0$). При этом исходная разупорядоченная гранецентрированная кубическая (ГЦК) кристаллическая решетка перестраивается в атомно-упорядоченную, в которой атом каждого сорта занимает свое строго определенное положение. В ходе атомного упорядочения параметры a и b исходной решетки немного увеличиваются, а параметр c — уменьшается. В результате этого фазового превращения исходная разупорядоченная кубическая решетка становится тетрагональной, а ее объем немного уменьшается (приблизительно на 1%). Таким образом, атомное упорядочение золотомедных сплавов сопровождается их формоизменением [4]. Как схематически изображено на рис. 1, после завершения процессов упорядочения цилиндрический образец должен стать немного короче и уменьшиться в диаметре (здесь мы рассматриваем формирование упорядоченных гранецентрированных

тетрагональных (ГЦТ) решеток со случайным распределением тетрагональных c -осей).

Очевидно, что перестройка кристаллической решетки, сопровождающаяся уменьшением ее объема, приводит к возникновению значительных внутренних напряжений во всем образце. В литературе описаны случаи коробления или растрескивания изделий из золотомедного сплава ЗлМ-75 (содержит 75 mass.% золота) вследствие атомного упорядочения [5,6]. Также известно о самопроизвольном разрушении ювелирных украшений из сплавов на золотомедной основе [6,7].

Ранее наиболее подробно исследовался эквивалентный сплав ЗлМ-75 [4–6]. Однако в настоящее время для различных практических приложений становятся все более востребованными золотомедные сплавы с повышенным содержанием золота. Одним из таких сплавов является ЗлМ-80, который содержит 80 mass.% золота. Анализ литературных данных показал, что формоизменение этого сплава в процессе атомного упорядочения не описано. В то же время формирование упорядоченной структуры в этих двух сплавах: ЗлМ-75 и ЗлМ-80 — имеет существенные отличия. Так, в работах [8,9] установлена высокая термическая стабильность длиннопериодической упорядоченной структуры $CuAuII$ в сплаве ЗлМ-80. Эта сложная орторомбическая фаза состоит из состыкованных между собой по направлению b 10 ячеек, упорядоченных по типу $L1_0$. Антифазная граница (АФГ), проходящая посередине длинной трансляции этой решетки, делит ее таким образом, что заполненные атомами золота плоскости типа (001) с другой стороны

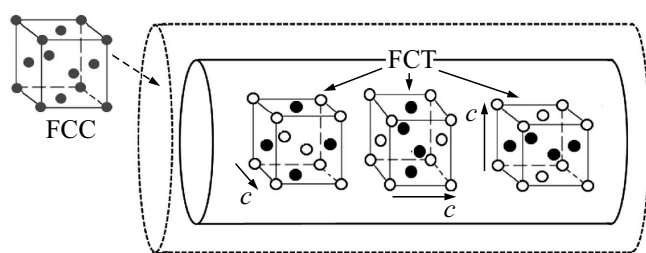


Рис. 1. Схематическое представление формоизменения цилиндрического образца золотомедного сплава в ходе атомного упорядочения по типу $L1_0$. Штриховой линией обозначен контур исходного, разупорядоченного образца с ГЦК-решеткой. Сплошной линией показан упорядоченный образец со случайным распределением c -осей ГЦТ-решетки.

АФГ сменяются плоскостями, заполненными атомами меди. Вследствие наличия еще одного выделенного направления, параметр b в сверхрешетке CuAuII немного отличается от параметра кристаллической решетки упорядоченной фазы CuAuI . Влияние орторомбической фазы CuAuII на формоизменение образцов золотомедного сплава ЗлМ-80 неизвестно.

Целью настоящей работы является изучение влияния исходного состояния на формоизменение образцов сплава ЗлМ-80 в ходе фазового превращения беспорядок \rightarrow порядок.

Материалы и методы

В настоящей работе исследовался золотомедный сплав, содержащий 80 mass.% золота (или 56 at.%). Далее этот сплав будет обозначаться как ЗлМ-80. Сплав был получен путем сплавления золота чистотой 99.99% и меди чистотой 99.98%. Выплавка производилась в вакууме не хуже 10^{-2} Па с разливкой в графитовый тигель. Для лучшего перемешивания компонентов использовался метод двойного переplava с промежуточной деформацией слитка. Полученный слиток диаметром 5 mm был гомогенизирован при температуре 800°C в течение 3 h и закален в холодной воде. Далее слиток был продеформирован волочением до $\varnothing 3$ mm и отожжен при 600°C , 1 h с последующей закалкой в холодной воде. Затем волочение было продолжено до получения проволочных образцов $\varnothing 1.0$ mm.

В соответствии с фазовой диаграммой системы золото–медь [1] процессы атомного упорядочения в исследуемом сплаве ЗлМ-80 начинаются при температурах ниже 380°C , причем, сначала образуется длиннопериодическая сверхструктура CuAuII . Упорядоченная фаза CuAuI формируется в этом сплаве при температурах немного ниже 300°C . В отличие от сплава ЗлМ-75 в сплаве ЗлМ-80 имеются две широкие области устойчивого сосуществования двух фаз (разупорядоченная $A1 +$ упорядоченная CuAuII), а также двух упорядоченных фаз ($\text{CuAuI} + \text{CuAuII}$). В зависимости от выбранно-

го температурного интервала обработки в исследуемом сплаве можно сформировать две упорядоченные фазы (CuAuI и/или CuAuII). Здесь следует отметить, что температурная стабильность упорядоченной фазы CuAuII в сплаве ЗлМ-80 чрезвычайно высока. В работе [8] с использованием рентгеноструктурного анализа было показано, что орторомбическая фаза CuAuII сохраняется в образцах даже после длительных (в течение месяца) отжигов в температурном интервале существования фазы CuAuI .

Как было показано ранее в работах [4,5], сформировать упорядоченное состояние в материале можно из исходно деформированного состояния, а также после предварительной закалки из области высоких температур. Упорядочение сплава ЗлМ-80 после предварительной деформации используется на практике. Например, в соответствии с разработкой [10], деформированный сплав в состоянии поставки отжигается при температуре 350°C с последующим медленным охлаждением до комнатной температуры. С учетом изложенного выше и на основе литературных данных [8,9] можно с уверенностью утверждать, что в результате такой обработки в сплаве в основном содержится длиннопериодическая фаза CuAuII .

Упорядочение золотомедных сплавов после предварительной закалки на практике не применяется. Как было показано ранее, низкотемпературный отжиг закаленных образцов сплава ЗлМ-75 приводит к их короблению или разрушению [4,7]. Это вызвано значительными внутренними напряжениями, которые возникают в материале в ходе фазового превращения вследствие перестройки ГЦК разупорядоченной кристаллической решетки в ГЦТ-упорядоченную. На примере сплава ЗлМ-75 надежно установлено, что разрушаются только исходно крупнозернистые образцы; те, которые находились в мелкозернистом состоянии, испытывают сильное коробление [4,5].

Для проведения дилатометрических исследований были взяты проволочные образцы сплава ЗлМ-80 диаметром 1.0 mm и длиной 15 mm. Таким образом, исследование проводилось на образцах, находящихся в двух исходных состояниях: сильно деформированном (методом волочения) и закаленном из высокотемпературной области. Деформация образцов составляла $\sim 90\%$, закалка проводилась от температуры 600°C . Как было показано ранее, обе эти обработки формируют в сплаве ЗлМ-80 разупорядоченное состояние [8,9]. Формирование хорошо упорядоченного состояния проводилось отжигом образцов в течение 1 недели при температуре 350°C . Температура этой обработки выбрана в соответствии с патентом [10], а ее продолжительность обусловлена результатами работы [8]: после такого отжига микротвердость упорядоченных образцов сплава ЗлМ-80 практически не зависит от их исходного состояния. Все термообработки проводились в откаченных стеклянных или кварцевых ампулах.

Температурная зависимость коэффициента термического линейного расширения (КТЛР) измерялась на dilatометре DL-1500 RHP фирмы ULVAC-SINKU RIKO (Япония) в динамическом режиме нагрева/охлаждения со скоростью 180 deg/h в атмосфере чистого гелия при давлении $P \approx (55 - 70)$ КПа. Погрешность измерений дифференциального КТЛР во всем интервале температур (20–600)°C составляла не более $\pm 0.3 \cdot 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполнялся на дифрактометре DMAX 2200 фирмы Rigaku методом непрерывной съемки со скоростью 4 deg/min. Излучение $\text{CuK}\alpha$ было монохроматизировано графитовым монокристаллом. Для РСА использовались такие же проволоочные образцы и после таких же термомеханических обработок, что и для dilatометрии.

Результаты работы

На рис. 2 показаны результаты dilatометрических измерений, полученные при нагреве исходно деформированных образцов сплава ЗлМ-80.

Как правило, при dilatометрических исследованиях ГЦК-металлов считается достаточным построить график относительного изменения длины образца в каком-то одном направлении (предполагается, что в других направлениях изменение длины будет происходить аналогичным образом). В наших экспериментах использовались проволоочные образцы, поэтому сначала был построен график изменения относительной длины вдоль продольной оси проволоки (соответствующая зависимость обозначена на рис. 2 символом „||“). Результат оказался неожиданным: в температурной области фазового превращения беспорядок→порядок прирост длины образца увеличивается с ростом температуры. Этот процесс резко прекращается при температурах вблизи $\sim 370^\circ\text{C}$, т.е. в области перехода порядок→беспорядок. Такое поведение

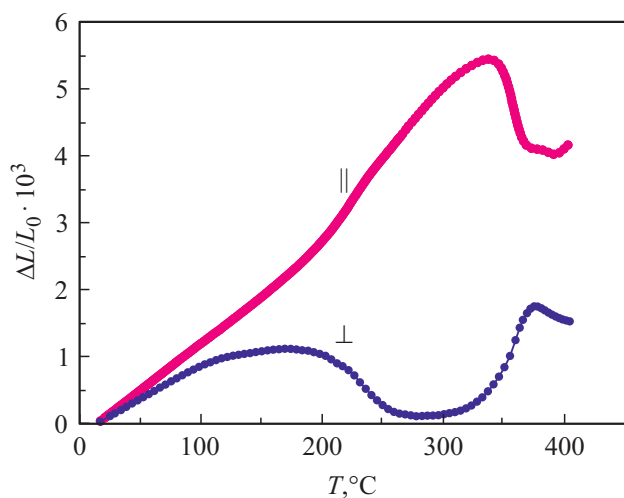


Рис. 2. Дилатограммы, полученные при нагреве со скоростью 180 deg/h, деформированных образцов сплава ЗлМ-80, снятые в продольном (||) и поперечном (⊥) направлениях.

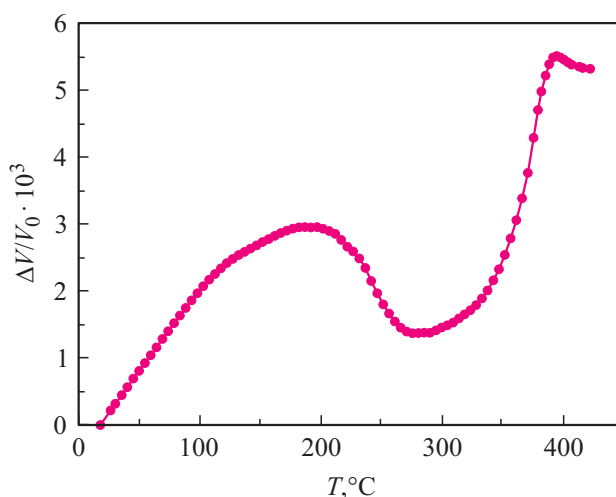


Рис. 3. Относительное изменение объема исходно деформированного образца сплава ЗлМ-80 от температуры. Нагрев со скоростью 180 deg/h.

ние материала полностью противоречит представлениям об уменьшении объема кристаллической решетки сплава при переходе в упорядоченное состояние. Поэтому были проведены дополнительные эксперименты, в ходе которых строилась дилатограмма с боковой поверхности проволоочного образца (соответствующая зависимость на рис. 2 обозначена значком „⊥“). Полученная зависимость имеет совершенно иной, но ожидаемый тренд: атомное упорядочение сопровождается заметным уменьшением диаметра проволоки.

На основе данных, приведенных на рис. 2, была построена температурная зависимость изменения объема исходно деформированного образца при нагреве (рис. 3). Полученная зависимость показывает уменьшение объема образца при упорядочении, что полностью соответствует литературным данным.

Результаты dilatометрического исследования образцов закаленного сплава приведены на рис. 4. Представленные зависимости также показывают относительное изменение размеров образца в двух направлениях в ходе нагрева: продольном (||) и поперечном (⊥). Дилатограммы, полученные при нагреве закаленного сплава, ожидаемы: все размеры образца в процессе атомного упорядочения немного уменьшаются. Как следует из рис. 1, именно так и должен изменяться образец при случайном распределении тетрагональных решеток упорядоченной фазы.

На рис. 5 приведена температурная зависимость изменения объема при нагреве исходно закаленного образца.

В целом изменение объема исходно закаленного сплава в ходе атомного упорядочения (рис. 5) совпадает с поведением исходно деформированного сплава при нагреве (рис. 3), однако изменение линейных размеров образцов в обоих случаях происходит совершенно по-разному. Действительно, сравнение дилатограмм на

рис. 5 с результатами, приведенными на рис. 3, показывает, что изменение формы образцов от температуры сильно зависит от их исходного состояния. Особенно интересным представляется увеличение продольного размера при упорядочении исходно деформированного образца. Такое поведение материала может быть вызвано формированием сильно анизотропной структуры в ходе фазового превращения беспорядок→порядок.

Как известно, наличие преимущественной ориентировки тетрагональной кристаллической решетки упорядоченной фазы в золотомедных сплавах надежно выявляется методом рентгеновской дифракции [11]. Поэтому в нашей работе были сняты дифрактограммы образцов, упорядоченных из разных исходных состояний (предварительно деформированного и закаленного). Полученные результаты представлены на рис. 6.

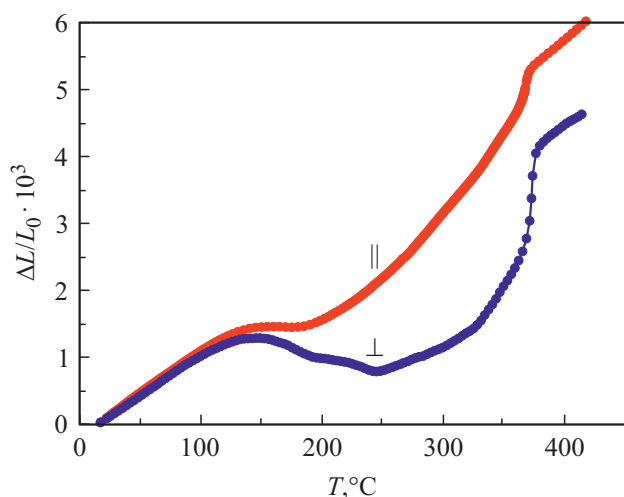


Рис. 4. Дилатограммы, снятые в продольном (||) и поперечном (⊥) направлениях исходно закаленных образцов сплава ЗлМ-80. Нагрев со скоростью 180 deg/h.

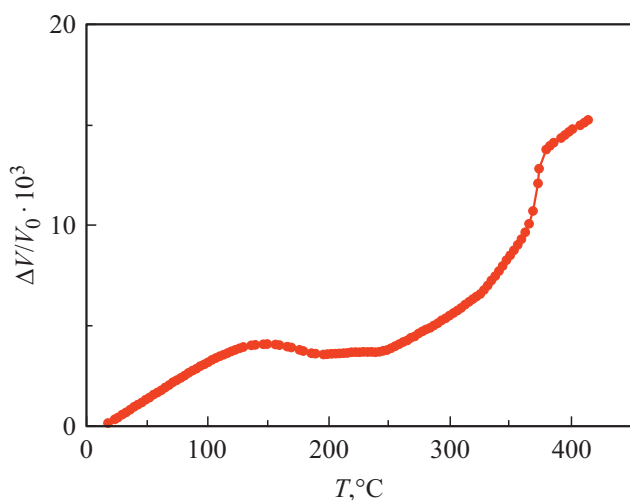


Рис. 5. Относительное изменение объема закаленного сплава ЗлМ-80 при нагреве со скоростью 180 deg/h.

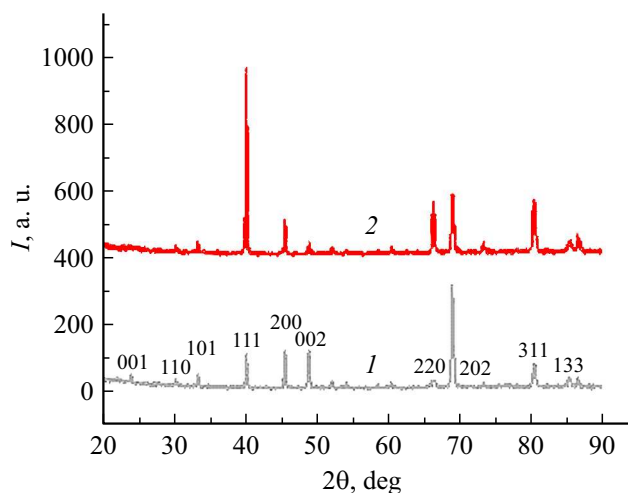


Рис. 6. Рентгенограммы образцов сплава ЗлМ-80, упорядоченных при 350°C, 1 неделя из исходно деформированного (1) и закаленного (2) состояний.

В ходе атомного упорядочения рентгеновский пик $(200)_{\text{FCC}}$ разбивается на два: $(200)_{\text{FCT}}$ и $(002)_{\text{FCT}}$ [11]. Это вызвано тетрагональностью кристаллической решетки упорядоченного золотомедного сплава. Очевидно, что сопоставлением интенсивностей этих пиков можно воспользоваться для выяснения направления роста тетрагональных c -осей упорядоченной ГЦТ-решетки. При произвольном формировании зерен упорядоченной структуры (рис. 1) интенсивности пиков $I_{(002)}/I_{(200)}$ должны соотноситься как 50/100, что вытекает из учета фактора повторяемости [11,12]. Если в результате тех или иных факторов возникнет выделенное направление роста c -доменов, то относительная интенсивность пиков $I_{(002)}/I_{(200)}$ должна измениться [13].

Картина рентгеновской дифракции, снятая с образца, упорядоченного после предварительной деформации (дифрактограмма 1 на рис. 6), имеет практически одинаковую интенсивность линий: $I_{(002)}/I_{(200)} \approx 1$. В свою очередь, на дифрактограмме образца, упорядоченного после закалки (дифрактограмма 2 на рис. 6), относительная интенсивность линий ближе к соотношению: $I_{(002)}/I_{(200)} \approx 0.5$. Из полученных результатов следует, что при упорядочении закаленного сплава формирование тетрагональных зародышей новой фазы происходит практически случайным образом. В свою очередь, в образце, упорядоченном из деформированного состояния, имеется направление преимущественного роста c -осей тетрагональной решетки. Отсюда можно сделать вывод о том, что образец, упорядоченный из предварительно деформированного состояния, сильно анизотропен.

Обсуждение полученных результатов

Полученные результаты наглядно показывают, что формоизменение образцов сплава ЗлМ-80 в ходе атом-

ного упорядочения сильно зависит от их исходного состояния. Наиболее интересный результат получен для исходно деформированного сплава. Действительно, трудно было ожидать, что деформированный проволочный образец при упорядочении будет удлиняться, в то время как его диаметр — уменьшаться. Поскольку сплав в исходно деформированном состоянии используется на практике, необходимо понять физическую природу обнаруженного явления.

Как уже было описано выше, параметры a и b образующейся в ходе фазового превращения беспорядок→порядок упорядоченной решетки немного превышают параметр a исходной разупорядоченной ГЦК-решетки. В свою очередь, параметр кристаллической решетки вдоль оси c при упорядочении уменьшается (схемы кристаллических решеток сплава ЗлМ-80 в упорядоченном и разупорядоченном состояниях приведены на рис. 1). Это приводит к некоторой тетрагональности упорядоченной решетки. Отметим, что степени тетрагональности кристаллических решеток сплавов ЗлМ-75 и ЗлМ-80 одинаковы и равны $c/a \approx 0.92$ [1,4]. Аналогичную решетку с разной степенью тетрагональности также имеют другие сплавы и интерметаллиды со сверхструктурой типа $L1_0$: FePd [3], TiAl [14], AuCu + Pd [15] и др. [16].

Ранее исследователи неоднократно использовали тетрагональность упорядоченной решетки для формирования анизотропной структуры с целью решения тех или иных задач. К примеру, под влиянием внешнего сжимающего напряжения в образце сплава FePd удалось сформировать упорядоченный псевдомонотокристалл [17]. Длительная низкотемпературная обработка в поле внешних растягивающих сил привела к смене типа упорядоченной решетки с $L1_0$ на $B2$ в тройном сплаве AuCuPd [18]. Однако в рассматриваемом нами случае сильно анизотропная структура формируется в образце без приложения внешних сил.

Объяснить увеличение длины предварительно деформированного образца сплава ЗлМ-80 в ходе атомного упорядочения помогают данные РСА (рис. 6). Соответствующая дифрактограмма может быть получена только в случае, когда практически все тетрагональные c -оси кристаллической решетки будут располагаться в плоскости поперечного сечения проволоки. Именно в этом случае соотношение интенсивностей пиков $I_{(002)}/I_{(200)}$ будет близким к единице. Схематическое представление пространственного распределения ГЦТ-решеток в таком образце представлено на рис. 7.

На рис. 7 хорошо видно, что при таком расположении коротких c -осей, все более длинные межплоскостные расстояния будут располагаться вдоль продольной оси проволоки. Очевидно, что при этом длина проволоки в продольном направлении будет увеличиваться, что полностью подтверждается экспериментальными результатами (рис. 2). В свою очередь, поперечный размер образца при упорядочении будет сильно уменьшаться, что также имеет экспериментальное подтверждение (рис. 3).

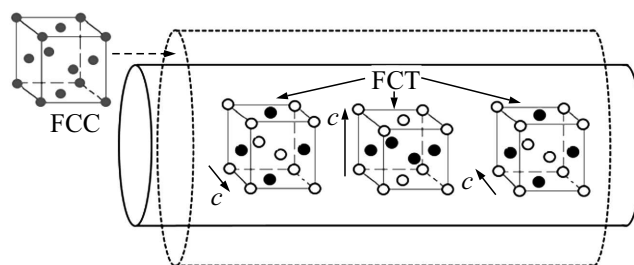


Рис. 7. Схематическое представление формоизменения предварительно деформированного образца золотомедного сплава в ходе атомного упорядочения. Штриховой линией обозначен контур исходного, разупорядоченного образца. Сплошной линией показан контур упорядоченного образца.

Как известно, преимущественная ориентация каких-либо элементов в материале называется текстурой [19]. Наблюдаемая в данном случае текстура, когда все более короткие оси кристаллической решетки расположены вдоль радиуса проволоки, называется „радиальной“. Такая текстура характерна для проволочных образцов и наблюдается во многих материалах, например титане с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой [20]. Очевидно, что текстура, образовавшаяся при упорядочении деформированных тонких проволок сплава ЗлМ-80, такая же, как если бы она формировалась под действием сильных растягивающих напряжений [11,18]. В работе [13] было показано, что с такой текстурой можно бороться путем приложения сильных сжимающих напряжений. В этом случае тетрагональные оси „ c “ упорядоченной решетки будут менять свою ориентировку и выстраиваться вдоль приложения сжимающей нагрузки. Очевидно, что реализовать сжимающую нагрузку на тонких проволочных образцах практически не возможно.

Анизотропия структуры приводит к анизотропии свойств [19–21]. Выше мы уже упоминали, что изделия из упорядоченного сплава ЗлМ-80 используются в технике. Конечно, наиболее технологично использовать предварительно деформированный сплав. Однако результаты проделанной работы показывают, что анизотропия структуры и свойств полученных образцов может практически нивелировать преимущества упорядоченного состояния материала. Например, очевидно, что кольцо из сплава ЗлМ-80, вырубленное из прокатанного листа, после упорядочения будет анизотропно. Зерна упорядоченной ГЦТ-решетки будут формироваться таким образом, что длинные межплоскостные расстояния расположатся вдоль направления прокатки. В свою очередь, короткие c -оси будут лежать в поперечном направлении, вдоль действия сжимающих сил при прокатке. Кроме того, такое кольцо после упорядочения станет овальным. Между тем кольца, вырубленные из прокатанного листа сплава ЗлМ-80, используются в контактных узлах слаботочных электрических контактов [10].

На основе полученных результатов нами был разработан новый способ формирования в сплаве ЗлМ-80

упорядоченного состояния [22]. Этот способ позволяет за приемлемый промежуток времени сформировать в образце практически изотропное состояние с комплексом оптимальных функциональных свойств: высокой прочности и пониженного электросопротивления.

Выводы

1. Предварительно деформированный образец сплава ЗлМ-80 при упорядочении удлиняется вдоль действия растягивающих напряжений, уменьшаясь в поперечнике.

2. Все размеры исходно закаленного сплава ЗлМ-80 при упорядочении немного уменьшаются.

3. Анизотропия изделий из сплава ЗлМ-80, упорядоченных из исходно деформированных заготовок, может повлиять на их функциональные свойства.

Благодарности

Дилатометрические измерения проводились в Отделе магнитных измерений ИФМ УрО РАН. Рентгеноструктурный анализ выполнен с использованием оборудования ЦКП „Состав вещества“ ИВТЭ УрО РАН.

Финансирование работы

В ИФМ УрО РАН работа выполнялась в рамках государственного задания (тема „Давление“ № АААА-А18-118020190104-3).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Малышев В.М., Румянцев Д.В. Золото. М.: Металлургия, 1979. 288 с.
- [2] Иевлев В.М., Солнцев К.А., Донцов А.И., Максименко А.А., Канькин С.В. // ЖТФ. 2016. Т. 86. Вып. 3. С. 149–151.
- [3] Greenberg V.A., Kruglikov N.A., Rodionova L.A., Volkov A.Yu., Grokhovskaya L.G., Gushchin G.M., Sakhanskaya I.N. // Platinum Metals Rev. 2003. Vol. 47. N 2. P. 46–58.
- [4] Гринберг Б.А., Сюткина В.И. Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов. М.: Металлургия, 1985. 176 с.
- [5] Volkov A.Yu. // Gold Bulletin. 2004. Vol. 37. N 3–4. P. 208–215.
- [6] Волков А.Ю., Зигандарова И.С. // Цветные металлы. 2018. № 9. С. 43–46.
- [7] Художественное литье из драгоценных металлов / Сб. под ред. Л.А. Гугова. М.: Машиностроение, 1988. 224 с.
- [8] Генералова К.Н., Глухов А.В., Волков А.Ю. // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2018. Т. 20. № 2. С. 75–86.
- [9] Генералова К.Н., Глухов А.В., Волков А.Ю. // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2018. Т. 20. № 3. С. 18–28.
- [10] Пат. РФ № 2605724. Способ повышения работоспособности контактной пары для слаботочных скользящих контактов / А.Г. Андреев, В.С. Ермаков, К.Н. Генералова, Ю.В. Корсун, И.В. Ряпосов, А.А. Шацов. 2016. Бюл. № 36.
- [11] Волков А.Ю., Антонов Б.Д., Пацелов А.М. // ФММ. 2010. Т. 110. № 3. С. 264–274.
- [12] Старенченко С.В., Козлов Э.В., Старенченко В.А. Закономерности термического фазового перехода порядок-беспорядок в сплавах со сверхструктурами $L1_2$, $L1_2(M)$, $L1_2(MM)$, $D1a$. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. 268 с.
- [13] Волков А.Ю., Казанцев В.А. // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 1. С. 66–76.
- [14] Greenberg V.A., Antonova O.V., Volkov A.Yu., Ivanov M.A. // Intermetallics. 2000. Vol. 8. N 8. P. 845–853.
- [15] Волков А.Ю., Котик М.Л., Адриановский Б.П., Сюткина В.И. // Физика металлов и металловедение. 1990. № 10. С. 147–153.
- [16] Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni_3Al и $TiAl$: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 359 с.
- [17] Tanaka K., Ichitsubo T., Koiwa M. // Mater. Sci. Engineer. 2001. Vol. A312. P. 118–127.
- [18] Волков А.Ю., Таланцев Е.Ф., Новикова О.С., Глухов А.В., Генералова К.Н., Антонов Б.Д. // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. № 12. С. 1222–1228.
- [19] Сунгуров М.С., Финкель В.А. // ЖТФ. 2018. Т. 88. Вып. 8. С. 1216–1223.
- [20] Логинов Ю.Н., Котов В.В. Проявления анизотропии в процессе деформации альфа-сплавов титана. Учебное пособие / под ред. В.В. Шимова. Екатеринбург, УГТУ-УПИ, 2009. 188 с.
- [21] Ohta M., Shiraishi T., Ouchida R., Nakagawa M., Matsuya S. // J. Alloys Compounds. 1998. Vol. 265. P. 240–248.
- [22] Волков А.Ю., Глухов А.В. Способ термической обработки контактной пары из золото-медного сплава для электрических слаботочных скользящих контактов // Заявка: 2019125971, 16.08.2019.