

УДК 669-405:539.3

Куцова В. З. /д. т. н./,  
Котова Т. В. /к. т. н./, Плошенко А. П.

Национальная металлургическая академия Украины

## Влияние отжига на микроструктуру, микротвердость и модуль упругости труб из меди марки М1

Приведены результаты исследований влияния предварительной деформации с последующим отжигом на микроструктуру, микротвердость и модуль упругости меди. В ходе исследования установлена зависимость микротвердости от температуры отжига. Используя модель ГЦК решетки с центральным взаимодействием в первой координационной сфере, по известным рентгенодифракционным данным, были оценены модули упругости. Показано, что модуль упругости существенно зависит от предварительных деформационной и термической обработок, а также является структурночувствительной характеристикой. Ил. 6. Табл. 3. Библиогр.: 10 назв.

**Ключевые слова:** холодная деформация, рекристаллизация, отжиг, микротвердость, текстура деформации, текстура рекристаллизации, модуль упругости, полюсные фигуры (ПФ), функция распределения ориентировок (ФРО)

The researches results of influence of the different annealing regimes on the microstructure, microhardness and elastic modulus of copper are given in this paper. Dependence of microhardness on the temperature of annealing was installed during the research. Using the model of the fcc lattice with a central interaction in the first coordination sphere with the known X-ray data were evaluated elastic modulus. The elastic modulus essentially depends on previous deformation and annealing. It is structurally sensitive characteristic.

**Keywords:** cold deformation, recrystallization, annealing, microhardness, texture deformation, recrystallization texture, elastic modulus, pole figures (PF), orientation distribution function (FRO)

### Введение

Важным свойством меди является ее универсальность. Ни один материал, который применяется в быту и на производстве, не может сравниться с медью в многосторонности ее применения. Медные трубы и фитинги одного стандарта применяются для всех видов инженерных коммуникаций: для снабжения питьевой водой, для газообразного и жидкого газа, для топлива в холодильных системах, для систем отопления, для кондиционирования; а также как составные части музыкальных инструментов. Широкий ассортимент труб позволяет спроектировать и смонтировать систему, которая оптимально соответствует требованиям конкретного объекта.

Свойства поликристаллических материалов существенным образом определяются состоянием внутренней структуры, в частности, ФРО решеток зерен в представительном объеме (текстура) порождает анизотропию упругих и пластических свойств поликристалла и определяет эксплуатационные свойства изделия [1].

Известно, что во время холодной прокатки крупнозернистой меди формируется текстура деформации, которая является типичной для большинства металлов с ГЦК решеткой. Во время рекристаллизации при отжиге, наблюдается превращение этой текстуры в кубическую. В то же время, заметны изменения в уровне анизотропии модуля Юнга, которые происходят в плоскости прокатки. Таким

образом, кристаллографическая текстура влияет на уровень анизотропии модуля Юнга в материалах после холодной деформации.

### Материал и методика исследований

Для исследования влияния различных режимов термической обработки на микроструктуру выбранные образцы труб из меди, степень деформации которых составляет 50 %. Химический состав образцов приведен в табл. 1.

**Таблица 1. Химический состав меди марки М1, ГОСТ 859-2001 [2]**

Марка	Содержание элементов, мас. %									
	Fe	S	Ni	As	Pb	O	Sb	Bi	Sn	Cu
М1	0,5	0,01	0,2	0,01	0,01	0,005	0,3	0,002	0,05	99,7

В данной работе холоднодеформированную медь отжигали при различных температурах и времени выдержки. Термическую обработку образцов меди проводили с использованием нагревательных печей «FURNACE®Brand». Режимы отжига образцов представлены в табл. 2.

Таблица 2. Режимы термической обработки деформированных образцов труб из меди марки М1

Исходное состояние	Режимы термической обработки		Среда охлаждения
	T, °C	τ, мин.	
Холодная деформация (ε = 50 %)	300	60	Воздух, T = 20 °C
	400	120	
	600	120	

Микроструктуру исследуемых образцов изучали с помощью микроскопа «Color view». Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере «Leitz Micro», Германия при нагрузке P = 100 г. На каждом образце проводили по 10 замеров.

Расчет модулей упругости проводился с помощью программного обеспечения MTEX – A MATLAB Toolbox Tutorial – Texture Analysis [3].

**Результаты исследований**

Холодная деформация характеризуется изменением формы зерен, которые вытягиваются в направлении наиболее интенсивного течения металла. Изменение механических свойств состоит в том, что при холодной пластической деформации растут характеристики прочности, в то время как характеристики пластичности снижаются. Упрочнение возникает вследствие поворота плоскостей скольжения и увеличения дефектов кристаллической решетки в процессе холодного деформирования (накопление дислокаций у границ зерен).

Изменение формы и размеров поликристаллического металла в результате пластической деформации в той или иной степени связана с изменением формы отдельно взятого зерна. Поэтому при пластической деформации металл испытывает структурные изменения, которые приводят к изменению механических и других свойств металла. Явление изменения структуры и повышения механических свойств металла в процессе пластической деформации называется наклепом или упрочнением.

Изменения, внесенные холодной деформацией в структуру и свойства металла, могут быть устранены, например, с помощью термической обработки – отжига. Температура рекристаллизационного отжига и время выдержки зависят от вида и размеров деформированного полуфабриката и назначения отжига: промежуточный отжиг - между операциями деформации, и окончательный – после них. Режимы окончательного отжига выбирают в зависимости от необходимого уровня физических и механических свойств металла [4].

Достаточно высокий нагрев, при котором подвижность атомов значительно возрастает, приводит к развитию в деформированном металле процессов рекристаллизации. Различают первичную, собирательную и вторичную рекристаллизацию (рис. 1).

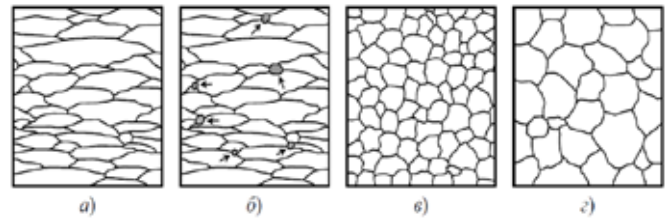


Рис. 1. Изменение микроструктуры деформированного металла при нагреве [5]: а – деформированный металл; б – начало первичной рекристаллизации (стрелками показаны места появления рекристаллизованных зерен); в – завершение первичной рекристаллизации; г – развитие собирательной рекристаллизации

Используя оптимальные режимы отжига, можно получить частично или полностью рекристаллизованную структуру. Для выбора режима отжига часто используют пространственные диаграммы рекристаллизации (рис. 2).

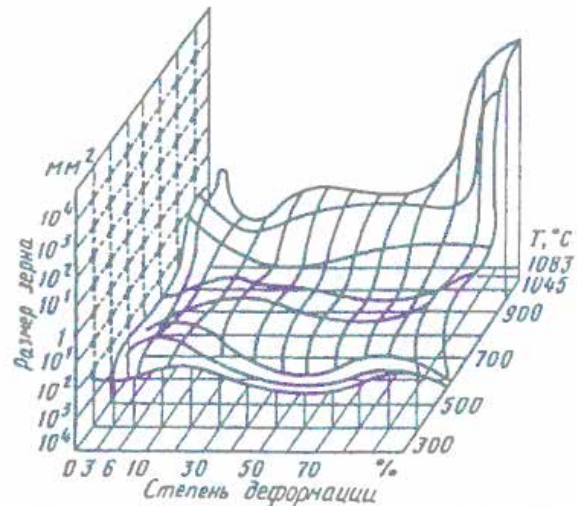


Рис. 2. Диаграмма рекристаллизации меди марки М1 [6]

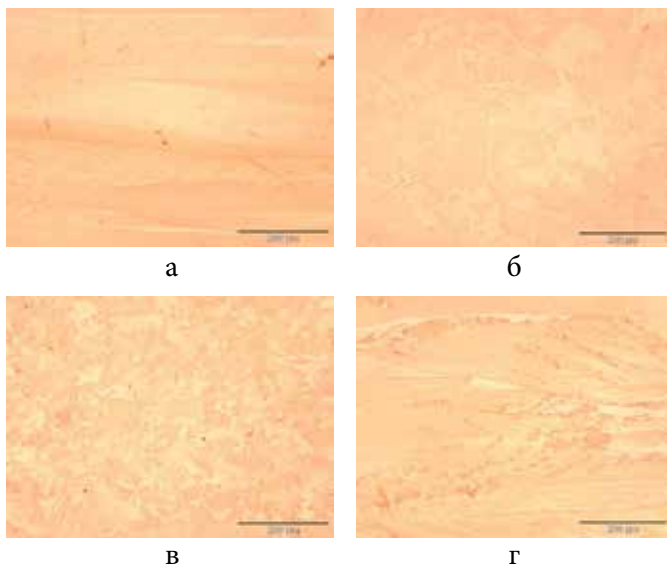
Микроструктура исходного образца меди показана на рис. 3а. В структуре выявлены вытянутые в направлении прокатки зерна, которые являются характерными для деформированного состояния.

Во время отжига происходит внутренняя перестройка, при которой за счет дополнительной тепловой энергии, которая увеличивает подвижность атомов, в твердом металле без фазовых превращений из множества центров растут новые зерна, заменяющие собой вытянутые, деформированные зерна [7].

Зарождение новых зерен при первичной рекристаллизации происходит на участках с наибольшей плотностью дислокаций. Их рост сопровождается постепенным увеличением рекристаллизованного объема металла. Первичная рекристаллизация заканчивается полным исчезновением исходных деформированных зерен (рис. 3б, в). Исследование микроструктуры образцов меди, отожженных при

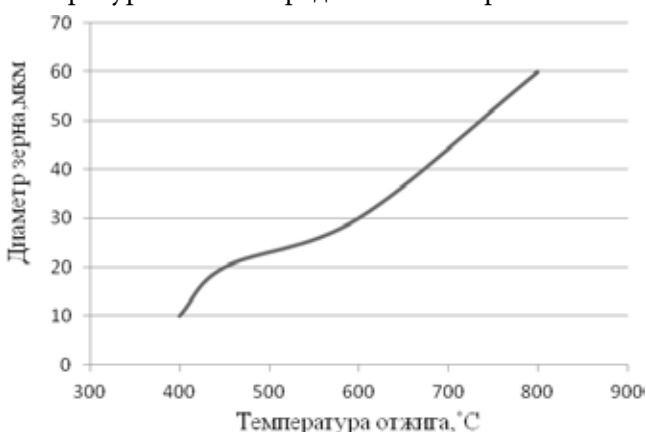
$T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 1 часа (рис. 3г), показало наличие вытянутых и рекристаллизованных зерен. Это свидетельствует о начале рекристаллизации, т. е. данный режим термической обработки не позволил получить полностью рекристаллизованную структуру.

Качество отожженного металла определяется не только механическими свойствами, но и размером зерна. Размер зерна в полностью рекристаллизованной структуре достаточно однородный. При неправильно выбранных режимах рекристаллизационного отжига в структуре металла могут присутствовать две группы зерен разного размера. Эта, так называемая, разнотернистая структура, особенно нежелательна при операциях глубокой вытяжки, полировки и травлении изделий. Таким образом, исследования микроструктуры отожженной меди показали, что с повышением температуры отжига увеличивается размер зерна в структуре образцов меди.



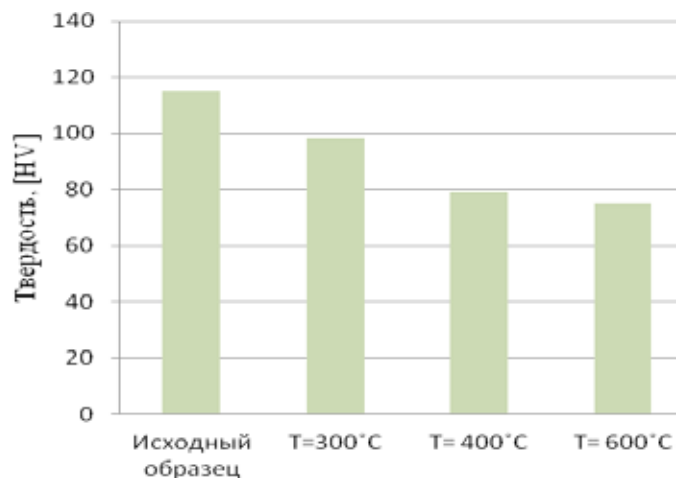
**Рис. 3. Микроструктура образцов отожженной меди после деформации ( $\epsilon = 50\%$ ): а – исходный образец; б –  $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  часа; в –  $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  часа; г –  $T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 1$  час**

Зависимость среднего диаметра зерна меди от температуры отжига представлена на рис. 4.



**Рис. 4. Зависимость среднего диаметра зерна меди от температуры отжига**

В ходе исследования установлена зависимость микротвердости от температуры отжига (рис. 5).



**Рис. 5. Влияние температуры отжига на твердость образцов труб из меди**

Твердость исходного образца составляет 115 HV. С повышением температуры отжига твердость образцов снижается, что может быть связано с перекристаллизацией, которая реализуется в процессе термической обработки. Рекристаллизация подавляет эффект деформационного упрочнения и снижает твердость образцов. Твердость образцов снижается пропорционально увеличению времени выдержки при отжиге, что связано с увеличением размера зерна в структуре образцов.

Согласно полученным данным, твердость образцов, отожженных при  $T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение часа, достигла наибольшего значения – 98 HV. Таким образом, данный режим отжига является оптимальным для упрочнения меди.

Упругие свойства изотропного материала характеризуются модулем нормальной упругости  $E$  (модуль Юнга), модулем сдвига  $G$  и модулем объемного сжатия  $E_c$ , а также величиной отношения поперечной и продольной упругой деформации, т. е. коэффициентом Пуассона –  $\mu$ . Эти характеристики упругих свойств связаны между собой. Для большинства металлов абсолютное значение коэффициента Пуассона мало отличается от 1/3. В частности, для меди оно составляет [8]:

$$\mu = 0,33 ; E_c \approx E ; G \approx 3/8E$$

Согласно данным многочисленных исследований [9], статистически усредненные значения характеристик упругости при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  с указанием стандартных отклонений, представлены ниже:

$$E = 123,5 \pm 0,7 \text{ ГПа} ;$$

$$E_c = 140,2 \pm 3,9 \text{ ГПа} ;$$

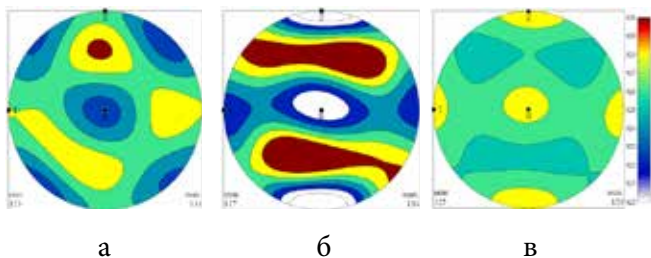
$$G = 45,4 \pm 1,2 \text{ ГПа};$$

$$\mu = 0,35 \pm 0,09.$$

Константы упругости монокристаллов меди зависят от кристаллографических направлений. В процессе пластической деформации и последующих термообработок, как правило, происходит перераспределение микропримесей и микродобавок, нарушается изотропность материала, формируются предпочтительные кристаллографические ориентировки – текстуры, вызывающие существенные изменения значений модулей упругости [10].

Для вычисления модуля упругости необходимо знать тензор упругости монокристалла и ФРО поликристаллов. Используя ПФ, были рассчитаны значения модулей упругости для прокатанного и отожженных образцов при  $T = 400 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$  с выдержкой 2 часа и 1 час соответственно. Результаты расчета представлены на рис. 6 и в табл. 3.

Исследования показали, что модуль Юнга неодинаков во всех направлениях. Образец 3 практически изотропный (разница между уровнями интенсивности незначительная 125 и 129 ГПа). Это связано с тем, что все зерна рекристаллизованные. Изменения модуля Юнга более важны для образца 2, который был отожжен при  $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 часа.



**Рис. 6.** ПФ для расчета модуля Юнга деформированного образца (а) и отожженных образцов: при  $T = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 2$  часа – (б);  $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1$  час – (в)

**Таблица 3.** Модуль Юнга образцов меди

Состояние образца	$E_{\min}$ , ГПа	$E_{\max}$ , ГПа	$E_z$ , ГПа
Деформация $\epsilon = 50 \%$	123	131	125
$T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau = 1$ час	117	134	120
$T = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau = 2$ часа	125	129	128

Изменение модуля упругости связано с образованием или разрушением преимущественных ориентировок, оно может достигать десятков процентов, причем значение модуля упругости поликристаллических материалов при наличии текстур зависят от направления, в котором измеряется модуль Юнга.

Таким образом, смоделированные значения модулей упругости не слишком далеки по значению от теоретических, что говорит об успешном проведении эксперимента.

**Выводы**

Исследована микроструктура деформированных и отожженных по различным режимам образцов труб из меди марки М1.

Установлена зависимость размера рекристаллизованного зерна от температуры отжига: с повышением температуры отжига увеличивается размер рекристаллизованного зерна в структуре образцов меди.

Определено влияние температуры отжига на микротвердость деформированной меди: снижение микротвердости тем больше, чем больше время выдержки при отжиге, и это связано с увеличением размера зерна в структуре образцов меди.

Показана возможность применения ФРО для расчета анизотропии свойств с применением MFDP метода.

**Библиографический список**

1. И. Н.Францевич, Ф. Ф.Воронов, С. А. Бакута. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов: Справочник. К.: «Наукова думка», 1982. – 387 с.
2. Межгосударственный стандарт. Медь. Марки. – М., 2003. - С. 3.
3. Бардушкина И. В., Никитин А. Н., Сычев А. П., Яковлев В. Б.: Использование системы «Matlab» при моделировании напряженно-деформированного. Труды II научной конференции «Проектирование инженерных и научных приложений в среде MATLAB», 2003. – С.12.
4. B. J Duggan, K. Lflicke, G. Khlhoff and C. S. Lee, Studies of annealing in cold rolled copper, Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena, 1992, Trans Tech Publications, Materials Science Forum 113-II5, (1992) P. 121-126. 2003. № 6.
5. Новиков И. И., Золотаревский В. С. Металловедение. – М.: МИСиС, 2009. – 240 с.
6. Осинцев О. Е., Федоров В. Н., Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник. М.: Машиностроение, 2004. – 118 с.
7. W. A. Backofen, Deformation Processing, Addison Wesley, Reading, MA, 1972, P. 143.
8. Ledbetter H. M., Naimon E.R. // Journal of Physical and Camical Data. 1974. V. 3. N» 4. P. 897.
9. Smithels Metals Reference Book. 5-th. Ed. London – Boston: Buttsworths, 1976. – P. 1566.
10. В. И. Сытин, В. Н. Воеводин, С. В. Шевченко, Н. Д. Рыбальченко Изменение модуля нормальной упругости меди в зависимости от направлений деформации, «Вопросы атомной науки и техники». – М.: Металлургия. – 1996. – С. 52-58.

**Поступила 19.02.2014**