

А.А. СИМОНОВА, аспирант, НТУ «ХПИ»;
И.П. ЛЕБЕДЕВА, магистрант, НТУ «ХПИ»;
В.В. ИВКИН, науч. сотрудник, НТУ «ХПИ»;
Н.В. ВЕРЕЗУБ, д-р техн. наук, профессор, НТУ «ХПИ»

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Наведено результати експериментальних досліджень, що підтверджують вплив температурного та часового факторів на зростання зерна та зниження оброблюваності субмікрокристалічної міді, отриманої методом інтенсивної пластичної деформації.

Приведены результаты экспериментальных исследований, подтверждающие влияние температурного и временного факторов на рост зерна и снижение обрабатываемости субмикроструктурной меди, полученной методом интенсивной пластической деформации.

Experimental investigation results supporting influence the temperature and time factors on the grain growth and reduction of the submicrocrystalline copper workability ensued by the intense plastic deformation are covered.

Введение. В настоящее время нано – (НК) и субмикроструктурные (СМК) металлы, полученные с использованием специальных методов интенсивной пластической деформации (ИПД), вызывают повышенный интерес у исследователей. Во многом такой интерес объясняется наличием у данного класса металлов необычных физико-механических свойств. НК и СМК металлы обладают высокой прочностью и пластичностью, повышенной твердостью и т.д. В них обнаружены аномалии упругих, магнитных, тепловых и электрических свойств [1-6]. Большинство этих уникальных свойств обусловлено специфической дефектной структурой НК и СМК металлов - высокой плотностью дислокаций, большой протяженностью и неравновесностью структуры границ зерен [1,7].

Постановка проблемы и условия ее исследования. Одним из серьезных препятствий на пути широкого применения НК и СМК металлов является нестабильность их структуры. Температура рекристаллизации в НК и СМК металлах на 20 - 30% ниже, чем в обычных металлах [8].

Большинство деталей, имеющих субмикро- и нанокристаллическую структуру, изготавливаются с помощью механической обработки резанием.

Процесс резания представляет собой сложный процесс пластической деформации, сопровождаемый интенсивным тепловыделением при значительных напряжениях в зоне контакта «инструмент – обрабатываемый материал» [9].

В качестве исследуемого металла выбрана медь технической чистоты (Cu: 99,98%). Экспериментальные исследования проводили на образцах с крупнокристаллической (macro-Cu) и субмикрокристаллической (СМК-Cu) структурой.

Для получения меди в СМК состоянии использован метод интенсивной пластической деформации, представляющий собой всестороннюю ковку, которая включает в себя многократное повторение определенной последовательности простых операций свободной ковки - осадки и протяжки [10].

Процесс всесторонней ковки выполнялся при нагреве заготовки меди до 573К в индукционной печи. После четырех проходов, включающих в себя операции осадки – протяжки, полученные поковки охлаждали в сухом песке.

Исследования микроструктуры СМК технически чистой меди проводили на сканирующем электронном микроскопе типа *Hitachi S-4800* (Япония). Средний размер зерен на электроно-микроскопических изображениях структуры определяли методом секущих [11].

С целью удаления деформированного поверхностного слоя (наклепа), образцы подвергали полированию с последующим травлением. В качестве реактива для операции травления меди использовался раствор, состоящий из 5 г хлорида трехвалентного железа, 10 мл 37% соляной кислоты, 50 мл глицерина, 30 мл воды [12].

В меди, подвергнутой ИПД всесторонней ковкой, формируется ультрамелкозернистая структура со средним размером зерна 300 нм.

Исследуемые образцы меди получены на ХМЗ "ФЭД" (рис. 1).

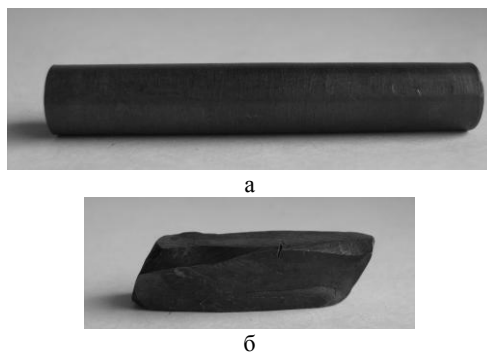


Рисунок 1 – Исследуемые образцы меди: а) до ковки; б) после ковки.

Экспериментальные исследования обрабатываемости меди проводили в процессе точения. При проведении экспериментов использовали токарный резец из твердосплавного материала ВК6. Геометрические параметры режущей части резца: передний угол $\gamma = 0^\circ$, задний угол $\alpha = 10^\circ$, углы в плане

$\varphi = 45^\circ$, угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 0^\circ$, радиус кривизны вершины лезвия $r = 0,5$ мм.

Оценивались следующие параметры: температура в зоне резания, коэффициент усадки стружки, силы резания, шероховатость обработанной поверхности, микротвердость.

Исследование влияния режимов резания (скорости, подачи, глубины резания) проводилось на токарно-винторезном станке. В процессе исследования варьировались подача и скорость резания.

Для определения средней температуры в зоне резания использовали метод естественной термопары. При этом деталь и резец изолировали друг от друга для того, чтобы исключить влияние "паразитных" термоЭДС. Измерение термоЭДС производилось $10 \div 15$ с момента начала резания. Для регистрации значения термоЭДС применяли ртутный токосъемник и цифровой мультиметр с точностью измерения до $0,1$ мВ [13]. Было установлено, что тарировочные кривые исходных заготовок и заготовок после ИПД практически совпадают, что косвенно позволяет сравнить температуры в зонах контакта резец – заготовкой с крупнокристаллической и СМК структурами.

Для определения коэффициента усадки был применен весовой метод. Длина стружки измерена с помощью гибкой нити, прилегающей к гладкой поверхности куска стружки. Масса стружки найдена взвешиванием на аналитических весах мод. FR300 "AND". Учитывая полученные данные, коэффициент усадки рассчитан по формуле:

$$K_l = \frac{G \cdot 10^3}{L_c \cdot \rho \cdot s \cdot t}, \quad (1)$$

где G – вес стружки; L – длина стружки; s – подача; t – глубина резания; ρ – удельный вес материала стружки.

Шероховатость обработанных поверхностей заготовок измеряли по стандартным методикам с помощью электронного профилометра – профилографа мод. «Sartronic3+». Для обеспечения достоверности результатов экспериментов, значения параметра шероховатости R_a снимали $4 \div 5$ раз. Относительная погрешность измерения составила не более 9 %.

Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3 при помощи пирамиды Виккерса. При определении микротвердости использовали нагрузку в $0,2$ Н. Значения величины микротвердости усреднялись по $9 \div 10$ замерам.

При проведении экспериментальных исследований в процессе обработки режимы резания варьировались в пределах: $v = 30 \div 160$ м/мин, $s = 0,14 \div 0,24$ мм/об при постоянной глубине резания $t = 0,5$ мм. Обработка без охлаждения.

Результаты и их обсуждение. Из графика зависимости величины температуры в зоне резания от скорости резания (рис.2), построенного по экспериментальным данным при токарной обработке технически чистой меди в СМК и крупнокристаллическом состояниях, видно, что температура в зоне резания при обработке меди с субмикроструктурной структурой составляет 550К.

В работах [1, 14-19] приведены данные о влиянии температурного и временного факторов на изменение структуры СМК металлов. Под воздействием температур в структуре СМК металлов происходят процессы возврата, аннигиляции дислокаций и рекристаллизация (зарождение и рост зерен).

Процесс рекристаллизации вызывает значительное снижение физико-механических свойств металлов до значений, проявляемых их крупнокристаллическими аналогами.

Для СМК меди со средним размером зерна 200 нм характерными физико-механических свойств являются микротвердость – 1250 МПа, предел прочности – 370 МПа, предел текучести – 310 МПа, что в 2-2,5 раза превышает показатели для крупнокристаллической меди. Воздействие температуры в 473 К в течении 30 мин приводит к снижению физико-механических свойств меди до следующих показателей являются микротвердость – 650 МПа, предел прочности – 250 МПа, предел текучести – 100 МПа [16].

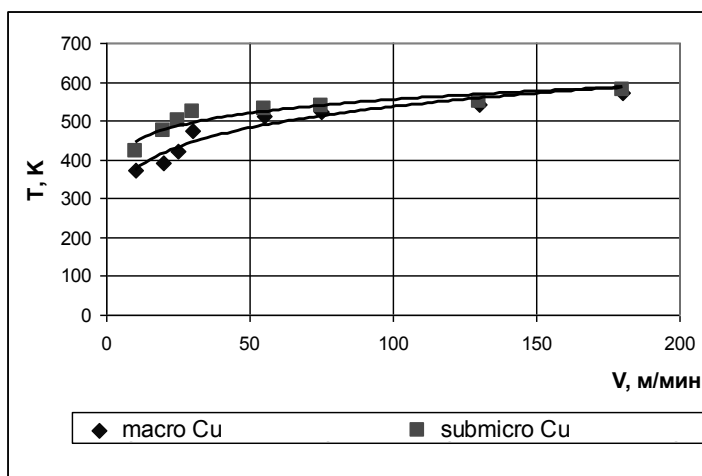


Рисунок 2 – Зависимость величины температуры в зоне резания от скорости резания при обработке чистой меди

Результаты экспериментов по определению коэффициента усадки K_L стружки приведены на рис. 3.

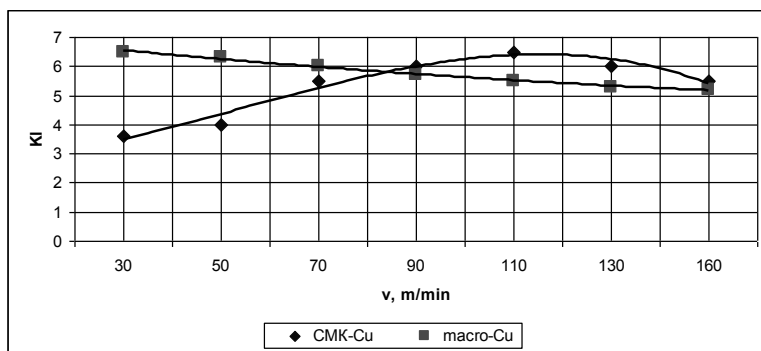


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента усадки стружки от скорости резания при обработке чистой меди ($s = 0,14$ мм/об)

Значение коэффициента усадки стружки СМК-Сu меньше по сравнению с усадкой стружки крупнокристаллической медью сохраняется до скорости резания $v = 90$ м/мин, что, вероятно, обусловлено увеличением предела прочности меди, полученной методом ИПД. Наблюдаемое монотонное увеличение коэффициента усадки стружки для СМК-Сu при увеличении скорости резания вплоть до достижения показателей крупнокристаллической меди. Это может быть объяснено процессами роста зерна в СМК-Сu и восстановления свойств характерных для крупнокристаллической меди показателей прочности и пластичности.

По мере увеличения скорости резания коэффициент усадки стружки уменьшается для крупнокристаллической меди, что объясняется уменьшением коэффициента трения между стружкой и передней поверхностью при увеличении температуры на передней поверхности вследствие возрастания скорости резания [20]. Подобное явление имеет место для СМК-Сu при увеличении скорости до $v = 110$ м/мин и выше, что может свидетельствовать о стабилизации структуры и проявлении типичной зависимости коэффициента усадки стружки от скорости резания.

Зависимости изменения параметра шероховатости R_a от параметров лезвийной обработки представлены на рис. 4

Как видно из представленных графиков значение шероховатости СМК-Сu при $s = 0,14$ мм/об (см. рис.4) ниже чем у крупнокристаллического образца. Влияние пластической деформации и высокочастотных вибраций инструмента на шероховатость поверхности при точении зависит от

твердости обрабатываемого материала; с повышением твердости шероховатость уменьшается.

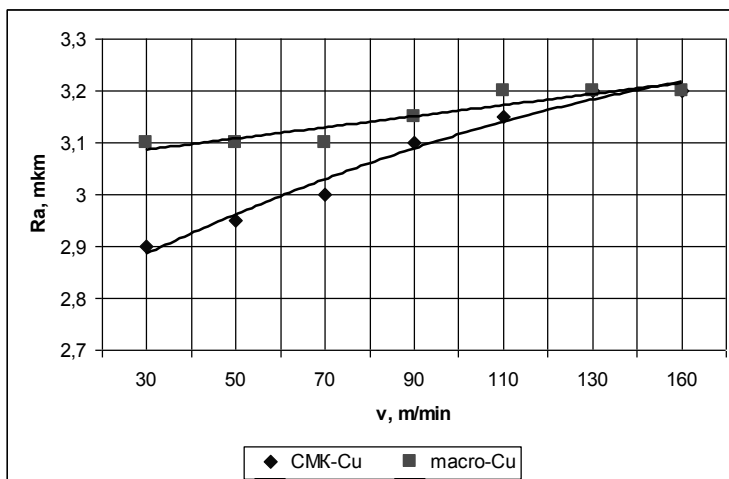


Рисунок 4 – Зависимость шероховатости от скорости резания при обработке чистой меди, $s = 0,14$ мм/об

Как известно, величина шероховатости определяется, в первую очередь, величиной подачи. С увеличением подачи до $s = 0,24$ мм/об происходит увеличение параметра шероховатости для обоих образцов.

Установлено, что микротвердость исходного крупнокристаллического образца составляет 600 МПа; микротвердость меди, полученной методом всестороннейковки, существенно выше и составляет 1200 МПа, что характерно для субмикро- и нанокристаллических материалов, полученных ИПД.

Анализ полученных результатов показал, что при низких значениях скорости резания и подачи ($v = 30$ м/мин и $s = 0,14$ мм/об) величина микротвердости у образца с СМК структурой снижается до 850 МПа. Увеличение скорости до 160 м/мин приводит к снижению микротвердости СМК-Си до значения, характерного для крупнокристаллической меди – 600 МПа, рис. 5.

В образце с крупнокристаллической структурой при обработке на указанных режимах величина микротвердости осталась постоянной.

При увеличении подачи до 0,24 мм/об и при скорости резания в 30 м/мин наблюдается падение микротвердости в образце СМК-Си до 700 МПа (т.е. на 500 МПа по сравнению с состоянием до механической обработки), при этом

величина микротвердости в крупнокристаллическом образце остается постоянной.

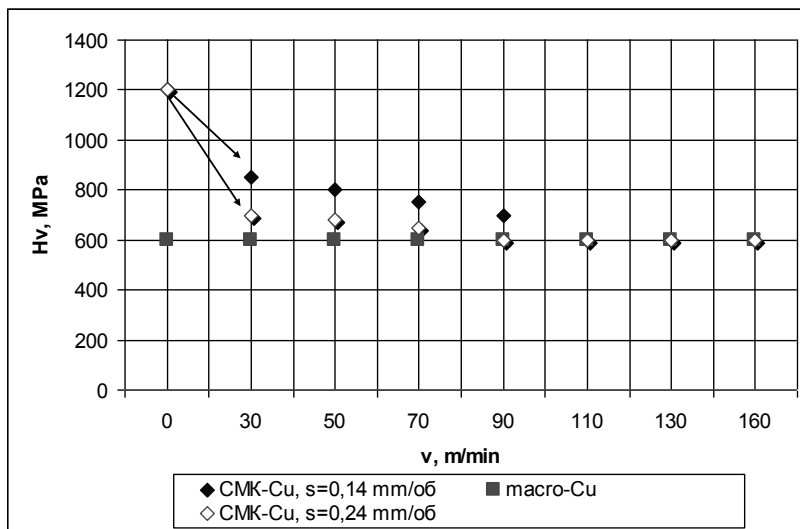


Рисунок 5 – Зависимость микротвердости от параметров обработки при обработке чистой меди

Резкое снижение микротвердости, наблюдаемое на рис. 5 может быть объяснено частичной релаксацией напряженного состояния в поверхностном слое СМК образца, подвергнутого ИПД, что связано с повышением температуры в зоне резания вследствие повышения скорости резания и, как следствие увеличением среднего размера зерна.

Заключение. Таким образом, полученные экспериментальные данные, а также анализ литературных источников свидетельствуют о существенном влиянии параметров режима обработки (скорости резания, подачи) на механические свойства и качество поверхностного слоя образцов меди с СМК структурой, полученных методами ИПД. Характер выявленных изменений существенно отличается для образцов с СМК структурой и образцов крупнокристаллической традиционной меди.

Изменения механических свойств и напряженного состояния поверхностного слоя меди в процессе обработки, как предполагается, связаны с изменением структурного фактора (размера зерна) под влиянием существенного теплового воздействия при механической обработке.

Для обеспечения стабильности высоких физико-механических свойств функциональных изделий из субмикро- и нанокристаллической меди,

получаемых механической обработкой, необходимо учитывать структурное состояние исходной заготовки и определить область рациональных режимов резания, которые обеспечат стабильность субмикро- и наноструктуры металла под воздействием динамического теплового поля в зоне резания.

На основании проведенных исследований установлено, что исходные физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики гарантировано сохраняются в ходе механической обработки при определенных рациональных условиях обработки. Рациональные условия при механической обработке СМК меди: 1. v до 50 м/мин, $s = 0,1-0,2$ мм/об, t до 0,5 мм при обработке без применения СОТС; 2. $v = 70-90$ м/мин, $s = 0,2-0,3$ мм/об, t до 0,5 мм при обработке с применением СОТС.

Список литературы: 1. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. - 272 с. 2. Inyoung K., Won-Sik J., Jongyoul K., Kyung-Tae P., Dong H.S. Deformation structures of pure Ti produced by equal channel angular pressing // Scripta Materialia – 2001. – 45 – P.575-581. 3. Corbett S., McKeown P.A., Peggs G.N., Whatmore R. Nanotechnology: international development and emerging products // Annals of the CIRP. 2000. V.49/2. P.523-545. 4. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микрокристаллических и нанокристаллических материалов // ФТТ. 2007. Т.49. №6. С. 961-982. 5. Смирнов Б.И., Шпейсман В.В., Николаев В.И. Высокая прочность и пластичность нанокристаллических материалов // ФТТ. 2006. Т.47. № 5. С. 816-821. 6. Вerezub N.B., Kapтай Дж., Симонова А.А. Методология механических процессов обработки объемных нанокристаллических материалов // Сучасні технології в машинобудуванні: зб. наук. праць. 2008. Вип.2. С. 19 - 26. 7. Lian J., Valiev R.Z., Baudalet B. On the enhanced grain growth in ultra fine grain metals // Acta metall. material. 1995. V.43. P. 661-668. 8. Дегтярев М.В., Воронова А.В., Губернаторов В.В., Чаиухина Г.И. О термической нестабильности микрокристаллической структуры в однофазных металлических материалах // ДАН. 2002. Т.386. №2. С. 180-183. 9. Trent Ed. M., Wright P.K. Metal cutting, Butterworth – Heinemann, USA, 2000, 446p. 10. Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Имаев Р.М. Деформационные методы получения, многоуровневая структура и свойства наноструктурных материалов // Вопросы материаловедения. 2007. №2(54). С. 20-32. 11. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография – М.: Металлургия, 1976, 270с. 12. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов – М.: Металлургия, 1972, 342с. 13. Резников А.Н. Теплофизика резания – М.: Машиностроение. – 1969. – 102с. 14. Амирханов И.М., Исламгалiev Р.К., Валиев Р.З. Релаксационные процессы и рост зерна при изотермическом отжиге ультрамелкозернистой меди, полученной интенсивной пластической деформацией // ФММ. 1998. Т.86. №4. С. 99-105. 15. Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Макаров И.М., Малащенко Л.М., Кукаренко В.А. Рекристаллизация в микрокристаллических меди и никеле, полученных методами РКУ-прессования. I. Структурные исследования. Эффект аномального роста // ФММ. 2003. Т.96. №5. С. 51-60. 16. Пышминцев И.Ю., Валиев Р.З., Александров И.В. и др. Особенности поведения меди с субмикрокристаллической структурой // ФММ. 2001. Т.92. 31. С. 99-106. 17. Valiev R.Z. Structure and mechanical properties of ultrafine-grained materials // Mat. Sci. and Eng. 1997. A234-237. P.59-66. 18. Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Копылов В.И., Мулюков Р.Р. Формирование субмикрoзеренной структуры в меди и никеле с использованием интенсивного сдвигового деформирования // Металлы. 1992. №5. С. 96-101. 19. Greger M., Kocich R. Ultrafine grained copper by equal channel angular extrusion processing // Acta Metallurgica Slovaca. 2007. 13. P. 561-569. 20. Бобрoв В.Ф. Основы теории резания металлов. – М.: Машиностроение, 1975, 153с.

Надійшла до редколегії 15.07.2010