

[文章编号] 1004-0609(2001)S2-0110-04

多晶与单晶铜塑性变形行为的相关性^①

黄晓旭¹, 蔡大勇¹, 刘 庆², 姚 枚¹

(1. 燕山大学 材料科学与工程学院, 秦皇岛 066004; 2. 清华大学 材料系, 北京 100084)

[摘要] 利用 TEM 分析拉伸变形多晶铜中不同取向晶粒的位错组织, 研究了多晶与单晶形变行为的相关性。结果发现, 多晶铜中诸晶粒的形变显微组织可分为 3 种不同类型, 而且组织类型与其相应晶粒的晶体学取向存在密切的相关性; 根据多晶中不同类型组织的体积含量, 结合相应取向单晶的应力-应变曲线, 计算出了多晶的应力-应变曲线, 其结果与实测曲线相似。

[关键词] 位错组织; 晶粒取向; 应力-应变曲线

[中图分类号] TG 111

[文献标识码] A

多晶变形与单晶变形的相关性, 是理解多晶材料加工硬化规律的关键。一般认为, 多晶材料的应力-应变曲线可由具有多滑移特征的单晶(如 fcc 晶体的[111]取向单晶)的拉伸曲线来模拟, 但多晶材料的加工硬化率和剪应力水平总是高于用单晶模拟的结果^[1~6], 这表明当多晶材料进行塑性变形时, 并非所有晶粒的变形行为都与多滑移单晶的行为相类似。为澄清这一问题, 需要对多晶材料中单个晶粒的变形行为进行研究, 包括变形显微组织参数的定量描述和晶粒取向的准确测定。近年来, 利用透射电镜快速测定晶体学取向的发展为这一研究提供了可能^[7]。文献[2]基于新的透射电镜方法, 对多晶铝的形变显微组织进行了定量分析, 发现不同晶粒的形变显微组织明显不同, 在不同晶粒中所观察到的形变显微组织可分为 3 种类型, 而且发现组织类型与晶粒取向有明显相关性, 这种相关性与文献报道的单晶中的规律非常相似^[8,9]。基于这些发现, 文献[2]中采用 3 种特征取向单晶的应力-应变曲线对多晶的应力-应变曲线进行了模拟计算, 计算结果与实测结果吻合较好。作者借鉴文献[2]的方法, 在对拉伸变形多晶铜形变显微组织定量表征的基础上^[10,11], 计算了多晶铜的应力-应变曲线, 并对计算结果与实测结果进行了对比分析。

1 实验材料与研究方法

实验材料为无氧高导电性纯铜(OFHC)。将冷

拔棒材再结晶后制成拉伸试样, 试样长 100 mm, 标距 25 mm, 晶粒尺寸约为 190 μm。拉伸试验在室温下进行, 初始拉伸速率 $1.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 将试样变形到不同的应变量(0.05, 0.14, 0.42)供组织观察。

在 JEOL 2000FX 型 TEM 上对形变试样的位错组织进行了分析, 加速电压为 200 kV。TEM 薄膜样品分别从两个截面取样, 一是从横截面(垂直于拉伸轴方向), 另一个是从纵截面(平行于拉伸轴方向), 利用一种半自动菊池线标定方法测定形变显微组织中晶粒的取向^[7], 以位错界面与{111}滑移面之间的夹角小于或大于 5° 来定义其为晶体学特征界面或非晶体学特征界面^[2,5]。用中子衍射方法测定试样形变前后的织构^[2], 每个样品测定 3 种极图, 采用级数展开的方法计算 ODF。

2 结果与讨论

2.1 形变显微组织的表征

在 3 种应变状态下, 共对 59 个晶粒的显微组织进行了分析, 晶粒的晶体学取向如图 1 所示。

TEM 观察发现, 形变显微组织在各晶粒内部均匀一致, 但不同晶粒之间存在明显差别, 根据其位错组织特征的不同, 可分为 3 种类型, 即 I 型组织、II型组织、III型组织。图 2(a)所示为 I 型组织的典型组织形貌, 一套平直的位错界面将显微组织分割为胞块结构(cell block), 胞块内部为位错胞(cell), 该位错界面与拉伸轴方向成一定夹角, 但平

^① [基金项目] 中丹合作研究项目及国家自然科学基金资助项目(59701011)

[收稿日期] 2001-03-06; [修订日期] 2001-07-09 [作者简介] 黄晓旭(1964-), 男, 副教授, 博士。

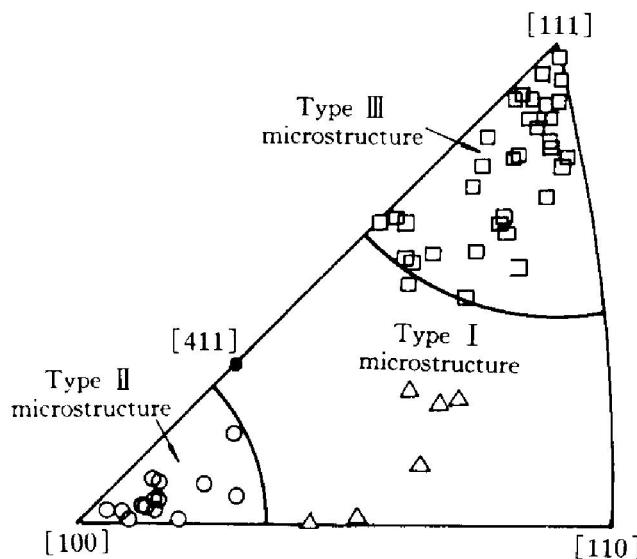


图 1 多晶铜晶粒形变显微组织与其晶体学取向的相关性

Fig. 1 Correlation between microstructure and grain orientation in polycrystalline copper

行于滑移面迹线。横截面及纵截面观察中均发现了上述特征。图 2(b) 所示为 II 型组织, 该组织与 I 型组织的胞块特征明显不同, 纵截面中, 许多位错界面沿拉伸轴方向排列, 位错界面两侧晶体取向差较小, 横截面中则表现为等轴胞状特征, 所以该组织由三维柱状胞组成。图 2(c) 所示为 III 型组织, 两套相互交叉的位错界面将显微组织分割为胞块结构, 与 I 型组织相比, 该位错界面平直性较差, 且与滑移面迹线之间夹角大于 5° , 即为非晶体学特征界面。II型组织的横截面组织特征较为复杂, 位错界面难以定量描述。对上述 3 种类型结构的位错密度定性估计发现, II型组织的位错密度明显高于 I 型组织及 III型组织。

将形变显微组织特征与晶粒取向对比分析发现, 两者之间存在明显的相关性(图 1)。I 型组织的晶粒, 其取向主要分布于反极图标准三角形的中间部位, II 型组织晶粒取向主要分布在离[100]取向 15° 的范围内, II 型组织的晶粒主要分布于[111]角附近, 绕[111]取向的角度分散约为 20° 。需要强调指出的是, 在所研究的 3 种应变条件下, 均观察到了上述 3 种类型组织的存在。当与拉伸变形多晶铝的结果进行比较时发现^[3], 无论在组织类型, 还是在组织类型与晶粒取向的相关性上, 上述结果均与多晶铝的结果相似, 这种相似性是借鉴文献[2]中的方法去计算多晶应力-应变曲的基础。

2.2 多晶应力-应变曲线的计算

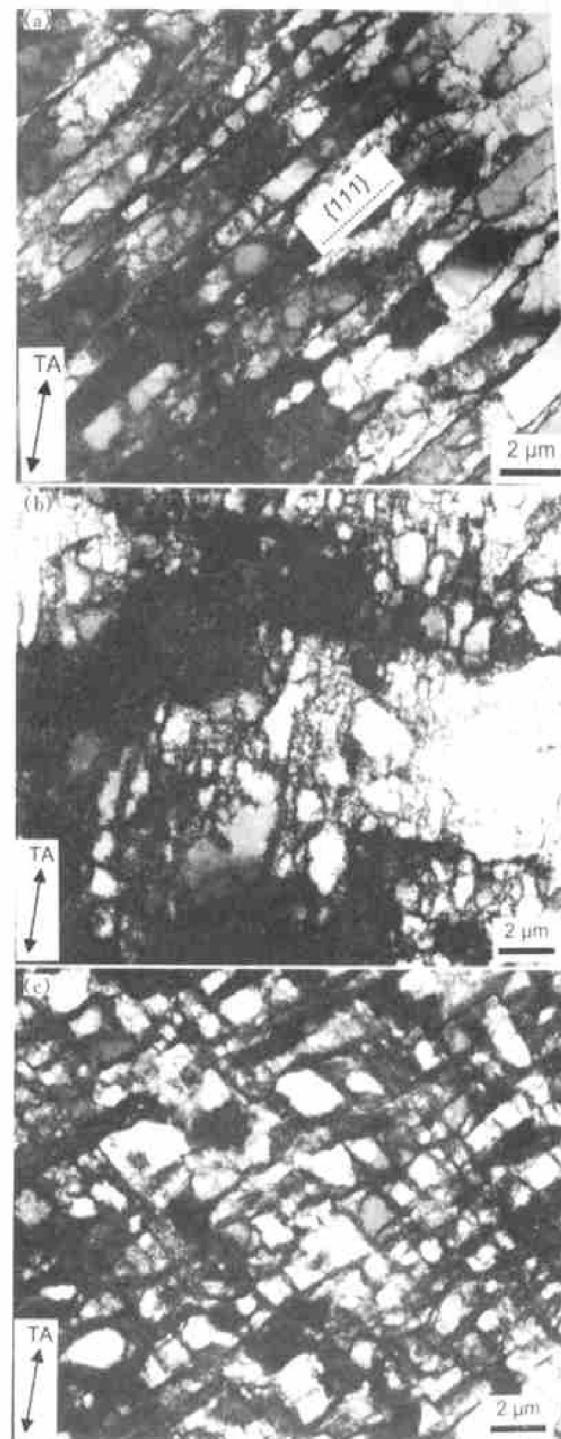


图 2 应变量 0.14 拉伸时变形多晶铜中 3 种类型组织的典型特征

Fig. 2 Typical characteristics of three types of microstructure in polycrystalline copper after deformation at $\varepsilon = 0.14$

(TEM micrograph taken in section parallel to tensile axis)

- (a) —Type I microstructure;
- (b) —Type II microstructure;
- (c) —Type III microstructure

综上所述, 本研究所用的无氧高纯铜的形变显微组织可分为 3 种类型, 将 ODF 离散为 5 000 个取向, 同时结合图 1 中形变显微组织与晶粒取向相关

性的结果，分别计算了不同类型组织的体积百分数，结果列于表1，同时给出了3种类型组织晶粒的平均Taylor因子。可以看出，未形变试样中具有很强的[111]纤维织构，形变过程中，各类型组织的体积含量及平均Taylor因子变化不大。

表1 3种不同类型组织的
体积百分数(φ)及其平均Taylor因子(M)

Table 1 Volume fraction (φ) and average Taylor factor (M) for three groups of grains showing different types of deformation microstructure

ε	Type I microstructure		Type II microstructure		Type III microstructure	
	φ_1	M_1	φ_2	M_2	φ_3	M_3
0	0.17	3.11	0.04	2.39	0.77	3.48
0.05	0.21	3.16	0.08	2.39	0.74	3.44
0.14	0.20	3.14	0.05	2.40	0.72	3.53
0.22	0.24	3.18	0.06	2.41	0.72	3.56

在多晶应力-应变曲线的计算中，将引用不同类型组织相应取向单晶的试验结果。根据文献[3]，[411]，[100]，[111]取向单晶铝分别与多晶铝中I型组织、II型组织、III型组织的剪切应力-应变曲线相吻合。基于本试验中多晶铜与文献[2]中多晶铝的显微组织类型及其晶粒取向的相似性，文中将采用文献中[411]，[100]，[111]取向单晶铜的试验数据计算多晶铜的应力-应变曲线^[12]，图3所示为上述取向单晶的真应力-真应变曲线，其中[111]取向单晶的真应力-真应变曲线，是根据

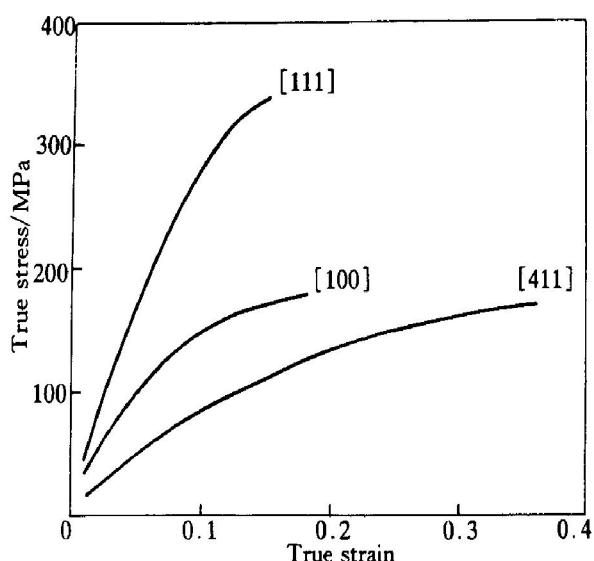


图3 [411]，[100]，[111]取向铜单晶的
真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-strain curves for three copper single crystals with initial orientation of [411], [100] and [111], paralleling to tensile axis

Taylor因子采用公式(1)，(2)由剪应力-剪应变曲线转换而来^[12]：

$$\sigma = M \tau \quad (1)$$

$$\varepsilon = \gamma / M \quad (2)$$

根据不同类型组织晶粒的平均Taylor因子及其体积含量，结合相应取向单晶的应力-应变曲线，多晶的应力-应变曲线可计算如下：

$$\begin{aligned} \sigma(\varepsilon) = & \varphi_1 \frac{M_1}{M_{[411]}} \sigma(\varepsilon)_{[411]} + \\ & \varphi_2 \frac{M_2}{M_{[100]}} \sigma(\varepsilon)_{[100]} + \\ & \varphi_3 \frac{M_3}{M_{[111]}} \sigma(\varepsilon)_{[111]} \end{aligned} \quad (3)$$

由于在本试验应变范围内， φ 和 M 近似为常数，所以计算中取其平均值。图4为计算得到的多晶铜的应力-应变曲线，可以看出，计算曲线与实测结果相似。另外，根据Knoks假设，图中还给出了Taylor模型修正的[111]取向单晶的应力-应变曲线($\sigma(\varepsilon) = (M_{av}/M_{[111]}) \sigma(\varepsilon)_{[111]}$ ， $M_{av} = 3.39$)，尽管原始材料中存在非常强的[111]纤维织构，但该曲线与实测曲线差别较大。

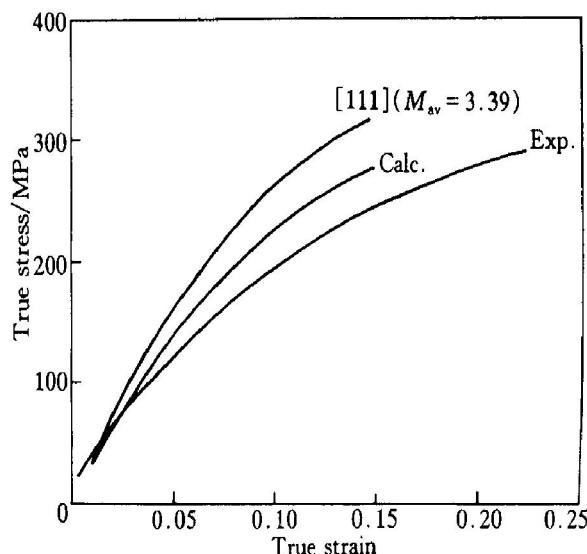


图4 多晶铜真应力-真应变曲线的计算结果与
实测结果及Taylor模型修正的[111]取向单晶的
应力-应变曲线

Fig. 4 Experimental and calculated true stress-strain curves for copper sample investigated (approximate form of Taylor corrected [111] single crystal curve is also plotted)

在文献[2]和本试验中均观察到[111]取向晶粒的位错密度远高于其它取向的晶粒，这是[111]取向晶体加工硬化率高的原因。但是，由于多晶中晶粒取向的多样性，其它取向晶粒的形变行为必然与[111]取向晶粒不同，从而导致位错密度的增加速

率不同。考虑到这种不同取向晶粒变形行为的差异, 所计算得到的应力-应变曲线必然低于 Taylor 模型修正的[111]取向单晶的结果, 而接近于实际结果。有一点需要指出, 计算得到的曲线与实测曲线在应变0.025处相交, 这说明在低应变条件下, 除晶粒取向外, 其它因素也影响着多晶的加工硬化行为。另外, 为揭示多晶与单晶形变行为的相关性, 还必须考虑到晶粒尺寸的影响, 这是下一步要研究的课题。

[REFERENCES]

- [1] Hosford W F. The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals [M]. Oxford University Press, 1993. 225.
- [2] Hansen N, HUANG X. Microstructure and flow stress of polycrystalline and single crystals [J]. Acta Mat, 1998, 46: 1827– 1836.
- [3] LI Saixi(李赛毅), ZHANG Xin-ming(张新明). 铝板单轴拉伸过程中的织构演变[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 1999, 9 (3): 45– 48.
- [4] WU Shang-hua(伍尚华), LU Yi(卢宜). LY12 在拉伸变形中的微观织构[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 1994, 4(4): 65 – 69.
- [5] MAO Weimin(毛为民), ZHANG Xin-ming(张新明). Quantitative Texture Analysis of Crystalline Materials (晶体材料织构定量分析) [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995. 225– 278.
- [6] HUANG X, Hansen N. Grain orientation dependence of microstructure in aluminium deformed in tension [J]. Scripta Mat, 1997, 37: 1– 7.
- [7] LIU Q. A simple and rapid method for determining orientations and disorientations of crystalline specimen in TEM [J]. Ultramicroscopy, 1995, 60: 81.
- [8] LIU Q, Hansen N. Effect of grain orientation on deformation structure in cold-rolled polycrystalline aluminium [J]. Acta Metall Mater, 1998, 46: 5819– 5838.
- [9] LIU Qing, Niels Hansen. Macroscopic and microscopic subdivision of a cold-rolled aluminium single crystal of cubic orientation [J]. The Royal Society, 1998, A454: 2555– 2591.
- [10] HUANG Xiaoxu(黄晓旭), CAI Dayong(蔡大勇), YAO Mei(姚枚), et al. 多晶铜形变显微组织及其再结晶行为 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 2001, 11(2): 31– 35.
- [11] HUANG Xiaoxu. Grain orientation effect on microstructure in tensile strained copper [J]. Scripta Mat, 1998, 38: 1697– 1703.
- [12] Kawasaki Y. Strength of Materials [M]. Tokyo: The Japan Institute of Metals, 1990. 187

Correlation of plastic deformation behavior between polycrystalline and single crystal copper

HUANG Xiaoxu¹, CAI Dayong¹, LIU Qing², YAO Mei¹

(1. College of Materials Science & Engineering, Yanshan University,
Qinghuadao 066004, P. R. China;
2. Department of Materials Science & Engineering, Tsinghua University,
Beijing 100084, P. R. China)

[Abstract] The dislocation microstructure was analyzed by TEM for grains of different orientations in polycrystalline copper during tensile deformation, and also the correlation of plastic deformation behavior between polycrystalline and single crystal copper was studied. The results show that three types of microstructure have been identified in polycrystalline copper after deformation. Meanwhile, an obvious correlation is found between microstructure and grain orientation. The stress-strain curve of the polycrystal is calculated with fair accuracy from single crystal data, which are weighted according to the volume fraction of the three different types of microstructure, and a good match with the experimental curve has been obtained.

[Key words] dislocation microstructure; grain orientation; stress-strain curve

(编辑 龙怀中)