

文章编号:1001-4888(2019)03-0406-07

晶粒取向和晶界对双晶铜变形的影响^{*}

张雪薇, 李超, 罗胜年

(西南交通大学 材料科学与工程学院, 四川成都 610031)

摘要: 在扫描电子显微镜(SEM)下拉伸双晶铜样品,用数字图像相关方法(DIC)处理样品在不同应变状态下的SEM图片,得到正应变场 E_{xx} 和剪应变场 E_{xy} ,并通过 E_{xx} 和 E_{xy} 的演化研究双晶铜的变形特征,以及晶粒取向和晶界对它的影响。正应变场 E_{xx} 显示两晶粒内部、晶界附近分别有单、双系滑移开启,滑移带会造成局部变形的不均匀。随着应变的增加,滑移带数量增多而强度减小,变形趋于均匀化。相比软取向晶粒,硬取向晶粒中的滑移带数量少而滑移带强度高。剪应变场 E_{xy} 幅值远小于 E_{xx} 幅值,因而观察不到滑移带。软取向晶粒比硬取向晶粒的平均正应变 E_{xx} 大,它们之间的差别在8%的拉伸应变后随着应变的增加而被放大,晶界产生更高的协调应力,使得晶界附近的剪应变 E_{xy} 开始急剧增加。

关键词: 双晶铜; 数字图像相关方法; 滑移带

中图分类号: O386.1

文献标识码: A

DOI: 10.7520/1001-4888-17-228

0 引言

对于研究多晶体材料的力学行为来说,单、双晶的变形机制是较好的切入点。晶体的塑性变形通常依靠滑移进行,位错以特定的晶面为滑移面,按照特定的方向移动。FCC金属的滑移面为 $\{111\}$,滑移方向为 $[110]$ 。依据Schmid定律^[1],在外力作用下,FCC单晶中首先开启的是分切应力最高的滑移系,需要注意的是并非此滑移系的所有晶面都参与滑动,变形只是不均匀地产生于某些晶面^[1]。如果在变形前对晶体表面进行抛光,则可在变形后观察到很细的滑移带,因此可以由滑移带的演化规律对晶粒的变形过程进行分析。冯端在金属物理学^[2]中以单晶铝为例论述了单晶材料的变形特点,指出单晶铝在应变达到7%后表面分布数量众多的滑移带,其微观组成是更细微的滑移线,滑移线彼此之间相距20nm,每条滑移线能够提供约200nm的滑移量,在变形过程中,滑移带(滑移线)具有数量增多、程度加深的演化特点。Wieczorek等^[3]对单晶铜滑移带的演化规律进行了研究,发现拉伸应变6%时,单晶铜中滑移带的平均间距是5.2 μm ,当应变上升到18%,间距下降至1.6 μm 。Kramer等^[4]利用原子力显微镜观察不同取向的单晶铝在外力加载下的变形情况,提出晶粒取向不同是导致产生滑移带的难易程度不同的主要原因,在滑移过程,滑移带在密度上升的同时宽度也发生改变。

相比于单晶,双晶影响变形的因素更加丰富。晶界类型的差异使得滑移机制各异。螺位错通常能穿过晶界并且保持滑移带在两晶粒中连续^[5];对于小角度晶界,刃位错采取直接穿过的方式进入相邻晶粒^[6],而对于大角度晶界,位错能够直接穿过的必要条件是晶界相隔的两个晶粒开启相同的滑移系。上述不同的滑移模式反映了晶界附近的滑移机制主要受到晶体学关系的影响,与晶界的结构关系不大^[7]。PMTM-CNRS实验室^[8]在对单晶铜和双晶铜的比较中发现,前者的滑移线较为均匀,而后的滑移线

^{*} 收稿日期:2017-11-01;修回日期:2019-03-31

基金项目:国家自然科学基金(11627901, 11372113, 11672110)资助

通讯作者:罗胜年(1970—),男,博士,教授。主要研究领域为凝聚态物理。Email: sluo@pims.ac.cn

则随着变形由均匀向不均匀过渡,两者滑移线产生差异的主要原因是晶界的存在导致晶内的应力分布局部化。凭借滑移线分析滑移带的演化机制是行之有效的方法,因此被广泛使用,但具有较大的局限性,主要体现在以下两点:(1)滑移线的方法只限于起始变形阶段,当变形积累到一定的程度时,新产生的滑移线会被原来密集的滑移线所淹没;(2)在大多数情况下,通过滑移线只能了解到滑移的路径,不能得到更多的信息,例如滑移量。

数字图像相关方法(Digital Image Correlation Method: DICM)^[9-12]是在样品的表面随机分布斑点或伪随机分布人工散斑场,由此在不同的应变阶段得到样品表面相应的数字化散斑图像,通过匹配图像上的几何点以及对点的运动进行追踪,从而得到样品在变形过程中的位移场和应变场。获得散斑图像的常规方法是使用光学相机拍摄,除此之外还可以使用扫描电子显微镜(SEM)拍摄,简称为 SEM-DIC。通过 SEM-DIC 得到的图像,其空间分辨率高于光学 DIC,因此 SEM-DIC 更加适合分析微介观尺度的材料变形行为。章超等^[13]对泡沫铝准静态拉伸过程做了光学 DIC 研究,量化结果显示泡沫铝经历了均匀变形和局部变形两个阶段。郭亚洲等^[14]通过光学 DIC 对双晶铜的变形过程进行观察,发现与晶粒内部相比,晶界附近区域的应变更小,原因是晶界的强化作用导致双晶变形不均匀。在一些双晶铜的有限元模拟^[15]中,硬取向晶粒的应变最小,软取向晶粒的应变最大,晶界附近的应变介于二者之间,这是因为在晶界附近, x 、 y 方向的应力张量 σ_{xx} 和 σ_{yy} 在硬取向晶粒中是压应力,在软取向晶粒中是拉应力。在对双晶铜进行拉伸实验的过程中不能观察到滑移带的演化,这显示出光学 DIC 法的局限性。

在本文中,使用 SEM 实时拍摄拉伸过程中的双晶铜样品,对得到的二次电子像图片进行数字图像相关方法(DIC)处理。对相邻两幅二次电子像图片(2%应变增量)相关处理后获得增量型 DIC,对不同应变下的二次电子图像和变形前的图像进行相关处理获得积累型 DIC。由 SEM-DIC 手段分析双晶铜的变形机制,并探讨了晶粒的软硬取向和晶界对变形所起到的作用。

1 实验材料与装置

在高纯(99.9999%)铜锭上切割狗骨头形状的双晶铜样品:铜锭置于真空炉中,用布里兹曼法使晶粒长大至平均尺寸约为 3cm,在三氯化铁盐酸溶液的腐蚀作用下铜锭的晶界明显呈现,狗骨头状双晶铜样品通过电火花线切割机切割得到,样品的晶界与拉伸方向垂直并且处于标距段中央,标距段部分的长、宽、厚尺寸分别为 4mm、1mm、0.5mm。样品表面进行磨平、抛光,在 30%的磷酸酒精溶液中,用铜棒做阴极,在 5V 的电压下进行电解抛光。使用电子背散射衍射技术(EBSD)对样品标距段的中心区域(晶界附近)进行表征,结果如图 1 所示。样品由左边的晶粒[50-1]、右边的晶粒[1-53]和中间 45°晶界构成([50-1]和[1-53]分别是两晶粒沿着拉伸方向的晶体取向)。右侧晶粒的施密特因子值 0.47,小于左侧晶粒的施密特因子值 0.49,说明左侧晶粒“较软”而右侧晶粒“较硬”,在图 1 中以 S、H 分别代表软、硬取向晶粒(施密特因子为沿着所有滑移系上分切应力的最大值与拉伸应力幅值的比值)。在带有牛津 EBSD 探头的 FEI Quanta 250 FEG 电镜(SEM)中进行 EBSD 表征,表征过程中样品与水平线成 70°夹角,电压设置为 20kV,探头与样品表面距离 15mm。

进行 EBSD 表征后,样品在干燥箱中静置一段时间,在此过程中样品的洁净表面对空气中的细小颗粒具有吸附作用,这些细小颗粒形成 DIC 技术的天然散斑。用微型拉伸装置(如图 2 所示)夹持样品,并在电镜样品仓中对样品进行加载,拉伸方向与晶界相垂直。每 2% 的应变停顿一次采集 SEM 图片,总应变为 16%,一共采集 9 张 SEM 图片。对采集的图像进行相关处理,增量型 DIC 由相邻两幅二次电子像处理得到;积累型 DIC 由未变形样品和不同拉伸阶段样品的二次电子像处理得到。DIC 相关处理中散斑的像素为 11×11,子集对应的像素为 5×5。格林-拉格兰奇(Green-Lagrange)应变用位移(u)梯度来计算:

$$E_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i} + u_{k,i}u_{k,j})$$

其中, i, j, k 均为 x, y 中的任意一个。

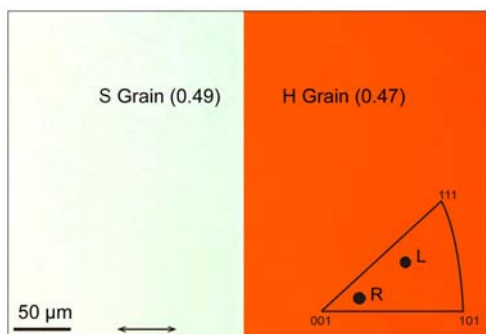


图 1 双晶铜样品中晶界附近区域的 EBSD 取向图

Fig. 1 EBSD orientation map collected from the vicinity of grain boundary

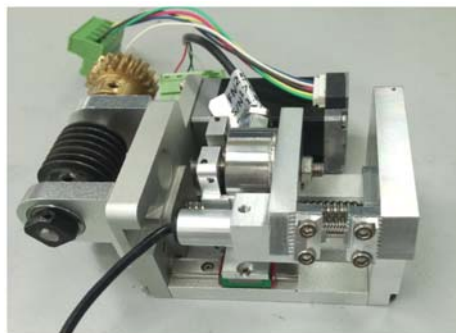


图 2 自制微型拉伸试验机

Fig. 2 Homemade miniature material test system

2 实验结果及分析

2.1 增量型 DIC 结果

通过增量型 DIC 研究双晶铜在 2% 应变增量过程中的变形机理。滑移带在左、右晶粒中的分布如图 3 所示,以晶界为轴对称出现。滑移带与加载方向大概成 45° 角,与最大剪应力方向相一致,并且滑移带之间保持平行。这说明在 0~16% 的变形过程中,左右两侧晶粒在每 2% 应变增量的拉伸过程中都只出现单滑移系。在 0~2% 应变阶段,未出现滑移带的区域没有产生应变,此现象可由“滑移优先出现于特定晶面”来解释。相比于晶界附近,远离晶界的滑移带更加“锐利”,这是因为除了主滑移系还有其他滑移系开启(黑色箭头所示)。

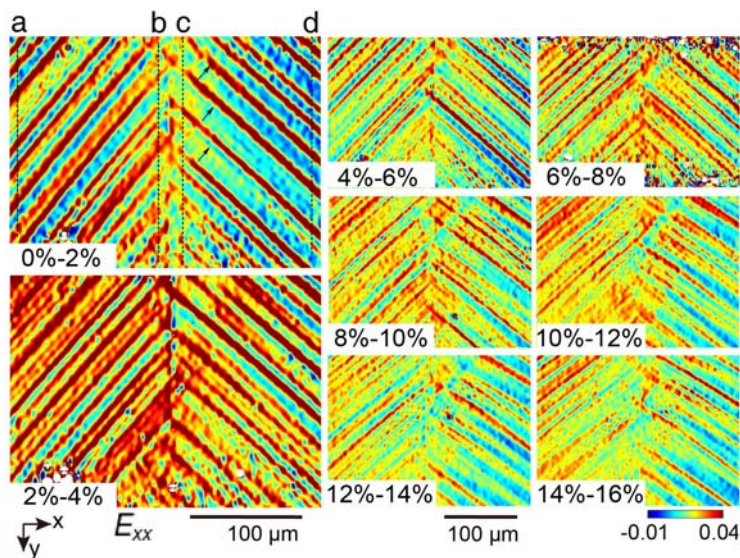
图 3 增量型 DIC 对应的正应变场分布图(E_{xx})

Fig. 3 Normal strain field maps (E_{xx}) from incremental DIC

图 3 显示,在 0~8% 应变区间,左右两侧晶粒中滑移带的数量均随着应变的增大呈上升趋势,但是滑移带的强度变小。H 晶粒中滑移带数目在 8% 应变后开始减小,强度较低的滑移带首先消失,而强度较高者得以保留。由于 H 晶粒变形量较小的缘故,随着应变的增加,原先强度较高的滑移带开始弱化。在 S 晶粒中,滑移带数量未发生明显下降。

晶粒内部以及晶界附近区域的滑移带对应的正应变 E_{xx} 如图 4 中曲线 a, b, c, d 所示,曲线的波峰位置代表各滑移带的核心区域,波峰对应的纵坐标值反映了滑移带的强度。S 晶粒对应的强度区间是 0.03~0.05,与 H 晶粒的波峰范围 0.03~0.08 相比更小,但是两种晶粒的均值差别不大,由此推出 H

晶粒中滑移带数目少但单条滑移带的变形更严重。其原因是滑移系中部分晶面优先滑移, 变形集中于这些晶面, 使得 H 晶粒产生局部变形, 滑移带现象更加明显。滑移量的增多最终会导致硬化现象, 这是因为滑移面的位错密度随着滑移量的增加而上升, 位错密度的增加导致长程应力增大, 为了持续进行滑移需要更大的剪应力, 从而使滑移趋向困难^[2]。只有当硬化进行到一定阶段之后, 在外力作用下原先没有出现滑移的区域才会生成新生滑移带, 因此在 H 晶粒中, 每条滑移带承担的滑移量更大但是滑移带的数量相对较少。由上可知, 在应变以 2% 为增量的过程中, “滑移带”表现的越明显, 则说明其相应的应变曲线具有更大的振动幅度, 应变标准方差 E_{xx}^{sd} 受振幅的影响而变大, “滑移带”的强弱程度可以通过 E_{xx}^{sd} 的数值进行判断。不同区域(a, b, c, d)的平均应变和标准方差的变化趋势如图 5 所示, S 晶粒的平均应变高于 H 晶粒, 二者的应变之差在 8% 变形后逐渐扩大, 同时晶界附近的应变基本保持一致。晶粒内部区域的 E_{xx}^{sd} 与应变呈现负相关规律, 应变增加 E_{xx}^{sd} 下降。并且 H 晶粒的 E_{xx}^{sd} 显著高于 S 晶粒, 同时也高于晶界附近区域, 这说明滑移带现象随着应变的增加而有所减弱。

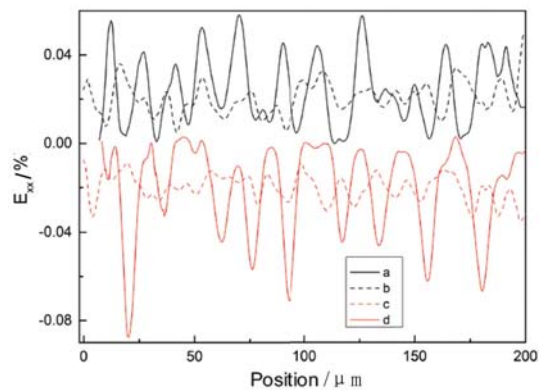


图4 图3的0~2%子图中沿虚线
a, b, c 和 d 处的正应变 E_{xx} 曲线

Fig. 4 Normal strain (E_{xx}) curve along dash line
a, b, c and d in 0~2% subgraph of Fig. 3

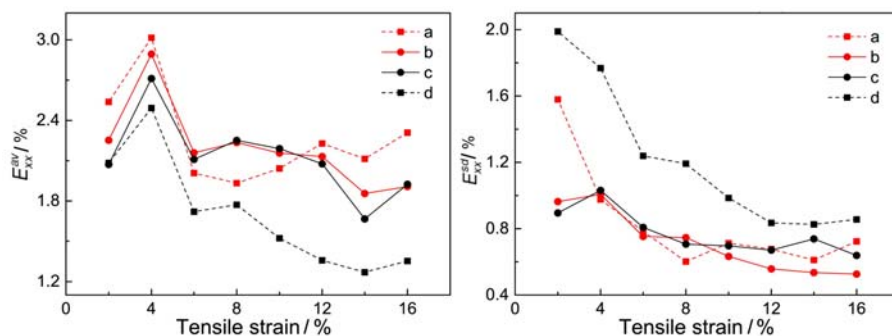


图5 在图3中 a, b, c 和 d 四处正应变 E_{xx} 的平均值(E_{xx}^{av})和标准方差(E_{xx}^{sd})随拉伸应变变化的曲线

Fig. 5 The average values (E_{xx}^{av}) and standard deviations (E_{xx}^{sd}) of normal strain as
function of tensile stress at the area a, b, c and d in Fig. 3

2.2 积累型 DIC 结果

积累型 DIC 处理方法的目的是研究宏观应变增加过程中滑移带的演化情况。如图 6 所示, 在 0 到 16% 的宏观拉伸应变过程中, 滑移带区域和未产生滑移带区域的应变均伴随拉伸变形而增加, 此现象表明初始状态下滑移带局限于优先位向的晶面, 然而当单条滑移带所能够承载的应变到达极限时, 未出现滑移的区域开始出现滑移带, 此时所有区域变形的增加使得双晶铜整体变形量增大。剪应变场 E_{xy} 中的变形未出现明显的局部化特征, 即没有明显的“滑移带”现象, 并且 E_{xy} 幅值远小于同应变状态下的 E_{xx} 幅值。与此现象相悖的是 Stinville 等^[16]用 SEM-DIC 技术观察到多晶 Ni 中, 一条滑移带相应的 E_{xy} 幅值高于 E_{xx} 幅值。图 6 还观察到在 8% 应变之前, 两晶粒内部、晶界附近的剪应变 E_{xy} 较为相似, 而在 8% 应变之后, 晶界附近区域的剪应变 E_{xy} (绝对值) 显著高于晶粒内部。

晶粒受到单轴拉伸作用, 如果忽视晶界自身的协调应力, 那么此时晶粒将会出现一维应力情况, 其表达式为: $\epsilon_{xx} = \epsilon$, $\epsilon_{yy} = \epsilon_{zz} = -0.5\epsilon$, $\epsilon_{xy} = \epsilon_{yz} = \epsilon_{zx} = 0$ ^[17]。晶界的协调应力对双晶实验影响较大, 因此不可忽视。在距晶界较远的位置(晶粒内部), 晶界协调应力的影响可以被忽略, 此时 E_{xy} 的绝对值较小, 因此晶粒内部区域的 E_{xx} 远高于 E_{xy} ; 由于晶粒取向不同, 晶界附近区域受协调应力的影响较大, 此

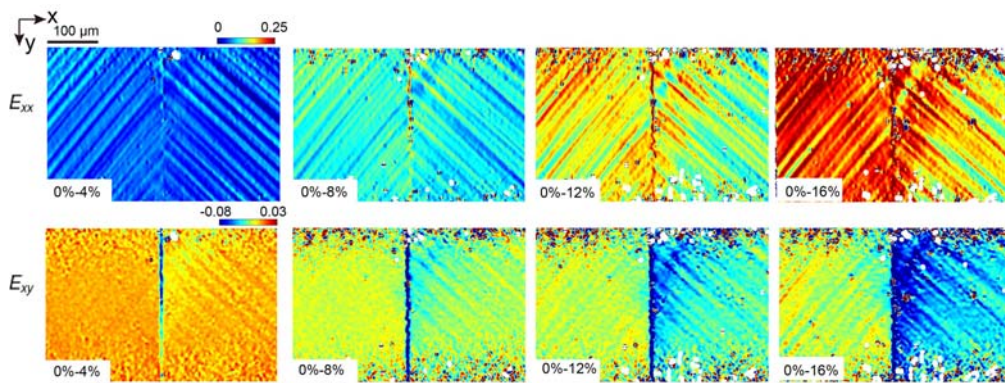


图 6 由 4%, 8%, 12% 和 16% 变形的样品图像与无应变的样品图像做相关处理得到的积累型 DIC 对应的应变场

Fig. 6 Normal strain field of cumulative DIC constructed by image correlation between the 4%, 8%, 12% and 16% deformed specimen micrograph with the undeformed specimen micrograph

时的应力状态较复杂, 并且应变达到 8% 后, 由于晶界两侧变形不一致程度增加, 协调应力会随之上升, 因此晶界附近区域的 E_{xy} 更高。多晶材料中晶界的协调应力是主要因素, 晶界附近区域滑移带的产生受较多因素影响, 不再仅受一维应力的剪切分量决定, 所以多晶材料的 E_{xy} 较大。

通过比较正应变场 E_{xx} 的标准方差和非均匀性, 研究在应变增加的过程中, 双晶铜的滑移带在不同区域内的平均强度, 并分析变形非均匀性的变化趋势, 结果如图 7 所示。正应变场 E_{xx} 的非均匀性通过对平均值 (E_{xx}^{av}) 和标准方差 (E_{xx}^d) 进行计算得到^[18]。

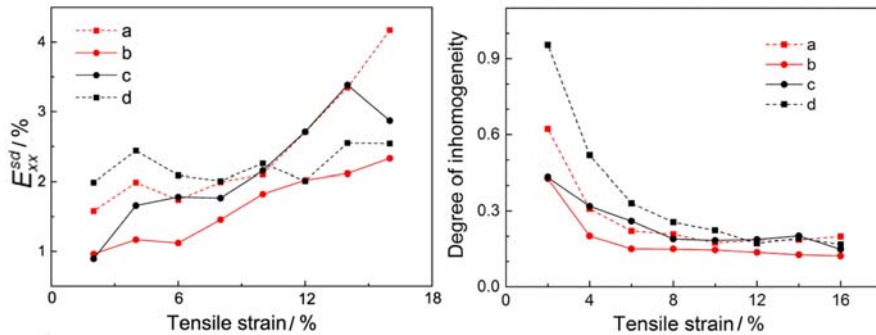


图 7 积累型 DIC 对应的正应变 (E_{xx}) 的标准方差和变形非均匀性的程度随应变的变化趋势

Fig. 7 The standard deviations and degrees of inhomogeneity in normal strain (E_{xx}) calculated from the cumulative DIC

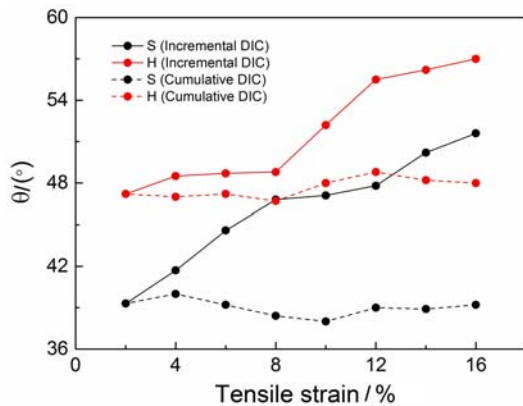


图 8 滑移带与晶界的夹角 θ 随拉伸变形的变化趋势

Fig. 8 The angle θ between grain boundary and slip bands as function of tensile strain

由图 7 可以看出, 0~16% 的变形过程中, 晶粒不同区域的正应变标准方差均呈上升趋势, 波动幅度的应变范围为 1~4%, 并且 E_{xx}^d 的增量值远小于 E_{xx}^{av} 的增量值。这说明随着宏观应变的增加, 晶粒不同区域的变形非均匀性下降, 且下降至稳定值 0.15 左右。可以得出, 在加载过程中, 由滑移带导致的变形的非均匀性下降, 即滑移带效应弱化。

由图 8 增量型 DIC 看出, 两个晶粒的滑移带与晶界的夹角 θ 均随着应变的增大而变大。其原因是晶体受单轴拉伸作用时, 滑移方向会朝力轴偏转^[1], 因此晶界两侧的滑移面向同样的方向偏转, 而激活的滑移面与晶界的夹角以同样的规律变大。对于积累型 DIC 而言, 滑移带与晶界的夹

角 θ 随应变的增加变化幅度较小,与初始角度相差不大。其原因是变形初始阶段,滑移带的强度最大,随变形过程而新出现的滑移带强度相对较弱,因此开始时强度较大的滑移带淹没了后产生的强度较小的滑移带。

3 结论

本文基于 SEM-DIC 技术,获得双晶铜在不同拉伸应变下的应变场,通过应变场的分布和演化规律分析了双晶铜的变形特征,并探讨了晶粒取向和晶界对变形的影响。

(1) 正应变场 E_{xx} 显示在变形过程中两晶粒的中心区域只有单一滑移系开启。软取向晶粒比硬取向晶粒中的滑移带数量少但强度高,即软取向晶粒变形更不均匀,这是因为硬取向晶粒滑移系的开启更困难。软取向晶粒的平均应变比软取向晶粒高。

(2) 在相同的应变增量,随着应变增加,滑移带的数量增加,而应变强度减弱。变形初始阶段滑移带数量较少,平均每条滑移带强度高,即变形局部化特征明显。当单条滑移带承载的应变到达一定的强度时,未变形区域开启新的滑移带,变形分布更加均匀,即“滑移带效应”的弱化。

(3) 在一维应力加载下,剪应变场 E_{xy} 的幅值接近为零,因而观察不到滑移带。应变大于 8%,两晶粒正变形的严重不匹配使晶界产生协调应力,结果是晶界附近的剪应变场幅值较大,滑移带数量和相应开启的滑移系较多。

参考文献:

- [1] 潘金生,全健民,田民波.材料科学基础[M].北京:清华大学出版社,1998 (PAN Jinsheng, TONG Jianmin, TIAN Minbo. Fundamentals of materials science[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1998 (in Chinese))
- [2] 冯端.金属物理学(第一卷)[M].北京:科学出版社,1987:318—415 (FENG Duan. The physics of metals(1st vol)[M]. Beijing: Science Press, 1987:318—415 (in Chinese))
- [3] Wiecek N, Laplanche G, Heyer J K, et al. Assessment of strain hardening in copper single crystals using in situ SEM microshear experiments[J]. Acta Materialia, 2016, 113:320—334.
- [4] Kramer D E, Savage M F, Levine L E. AFM observations of slip band development in Al single crystals[J]. Acta Materialia, 2005, 53(17):4655—4664.
- [5] Kashiwara K, Inoko F. Effect of piled-up dislocations on strain induced boundary migration (SIBM) in deformed aluminum bicrystals with originally $\Sigma 3$ twin boundary[J]. Acta Materialia, 2001, 49(15): 3051—3061.
- [6] Zhang Z F, Wang Z G. Cyclic deformation behaviour of a copper bicrystal with common primary slip planes[J]. Philosophical Magazine A, 2001, 81(2):399—415.
- [7] Zhang Z F, Wang Z G, Eckert J. What types of grain boundaries can be passed through by persistent slip bands? [J]. Journal of Materials Research, 2003, 18(5):1031—1034.
- [8] Rey C, Zaoui A. Slip heterogeneities in deformed aluminium bicrystals[J]. Acta Metallurgica, 1980, 28(6):687—697.
- [9] 范亚夫,魏延鹏,薛跃军,等.数字图像相关测试技术在霍普金森杆加载实验中的应用[J].实验力学,2015,30(5):590—598 (FAN Yafu, WEI Yanpeng, XUE Yuejun, et al. On the application of digital image correlation testing technology in hopkinson bar loading[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2015, 30(5):590—598 (in Chinese))
- [10] 房亮,唐兆琛,杨福俊,等.数字图像相关方法在闭孔泡沫铝压缩试验中的应用[J].实验力学,2008,23(2):162—168 (FANG Liang, TANG Zhaochen, YANG Fujun, et al. Compressive test of closed-cell aluminum foam based on digital image correlation method[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2008, 23(2):162—168 (in Chinese))
- [11] 潘兵,吴大方,夏勇.数字图像相关方法中散斑图的质量评价研究[J].实验力学,2010,25(2):120—129 (PAN Bing, WU Dafang, XIA Yong. Study of speckle pattern quality assessment used in digital image correlation[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2010, 25(2):120—129 (in Chinese))
- [12] 刘颖文,张青川,于少娟,等.数字散斑法在局域剪切带三维变形研究中的应用[J].光学学报,2007,27(5):

- 898—902 (LIU Haowen, ZHANG Qingchuan, YU Shaojuan, et al. Investigation on the three-dimensional of local shearing band by digital speckle metrology technique[J]. *Acta Optica Sinica*, 2007, 27(5): 898—902 (in Chinese))
- [13] 章超, 徐松林, 王鹏飞. 基于数字图像相关方法对冲击载荷下泡沫铝全场变形过程的测试[J]. *实验力学*, 2013, 28(5): 629—634 (ZHANG Chao, XU Songlin, WANG Pengfei. Test of aluminum foam deforming process under impact load based on digital image correlation method[J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2013, 28(5): 629—634 (in Chinese))
- [14] Guo Y Z, Li F D, Suo T, et al. A close observation on the deformation behavior of bicrystal copper under tensile loading[J]. *Mechanics of Materials*, 2013, 62: 80—89.
- [15] Chen C R, Li S X, Wang Z G. Characteristics of strain and resolved shear stress in a bicrystal with the grain boundary perpendicular to the tensile axis[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 247(1): 15—22.
- [16] Stinville J C, Vanderesse N, Bridier F, et al. High resolution mapping of strain localization near twin boundaries in a nickel-based superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2015, 98: 29—42.
- [17] Chen P, Mao S C, Liu Y, et al. In-situ EBSD study of the active slip systems and lattice rotation behavior of surface grains in aluminum alloy during tensile deformation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 580: 114—124.
- [18] Lu L, Bie B X, Li Q H, et al. Multiscale measurements on temperature-dependent deformation of a textured magnesium alloy with synchrotron X-ray imaging and diffraction[J]. *Acta Materialia*, 2017, 132: 389—394.

On the effect of grain orientation and grain boundary on the deformation of bicrystal copper

ZHANG Xue-wei, LI Chao, LUO Sheng-nian

(Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, Sichuan, China)

Abstract: Bicrystal copper sample is stretched under scanning electron microscope (SEM). SEM sample pictures obtained under different strain states are processed by digital image correlation (DIC) method. The normal strain field E_{xx} and shear strain field E_{xy} are obtained. The deformation characteristics and influence of grain orientation and grain boundary (GB) on deformation of bicrystal copper are studied based on E_{xx} and E_{xy} evolution. Normal strain field E_{xx} reveals that the single and double slip systems are activated at two grain interiors and GB vicinity, respectively. Slip band may result in unhomogeneity of local deformation. With the increase of strain, the number of slip band increases, but the strength decreases and the deformation tends to homogenous. Compared with soft-oriented grains, there are fewer slip bands and higher strength of slip bands in hard-oriented grains. The amplitude of shear strain E_{xy} is much smaller than that of normal E_{xx} , so the slip bands can't be observed in shear strain field E_{xy} . The average normal strain (E_{xx}) of soft orientation grain is larger than that of hard orientation grain. The difference between them is amplified with the increase of strain after reaching 8% tensile strain. Higher coordinated stress at grain boundaries leads to a sharp increase in shear strain E_{xy} near grain boundaries.

Keywords: bicrystal copper; digital image correlation method; slip band