

# 双相层状复合 Cu-24%Ag 合金的组织与性能

高学成, 王强松, 解国良, 刘冬梅, 谢伟滨, 李 洋

(北京有色金属研究总院, 北京 100088)

**摘 要:** 采用冷轧和时效工艺制备了 Cu-24%Ag(质量分数)合金板材, 研究了轧制过程中合金组织与性能的演变规律, 讨论了合金强化和电导率与组织变化的关系。剧烈的轧制变形后, 合金组织演变成 Cu 基体和 Ag 相交替排列的纳米层状结构, Cu 基体中包含大量细小的 Ag 析出相纤维, 一些 Ag 层区域分布着 (Cu+Ag) 共晶体。当变形至 94% 左右时, 纵截面组织出现剪切带。随变形量增大, Cu 基体和 Ag 层之间的相界面间距、Ag 析出相纤维间距和共晶体片层间距均逐渐减小至几十纳米, 强化效应显著增强, 使合金的硬度在变形量大于 96% 时急剧增大。建立了 Cu/Ag 界面引起的电阻率增幅与变形量的关系, 可以反映轧制变形引起的组织细化对合金电导率的影响规律。

**关键词:** Cu-Ag 合金; 显微组织; 硬度; 电导率; 层状结构

**中图分类号:** TG146.1<sup>†1</sup>; TG146.3<sup>†2</sup>

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)09-2517-06

近年来, 原位复合 Cu-Ag 合金由于其优异的强度和导电性而备受关注, 在强磁场系统、集成电路等诸多领域具有良好的应用前景<sup>[1-4]</sup>。

Cu-Ag 合金的组织主要包括富 Cu 相基体和富 Ag 相。合金成分和制备工艺不同, 富 Ag 相会以 Cu 基体中的析出相、枝晶间隙的次生相或共晶体相形式存在, 经强烈的拉拔变形, 演变成纳米尺寸的纤维增强相, 使合金获得很高的强度, 同时保持优良的导电性。拉拔变形制备的 Cu-Ag 合金线材的组织性能与强化机制已有许多报道, 其高强度主要来自强烈变形后合金的双相纳米纤维结构<sup>[5-9]</sup>。Han 等<sup>[8]</sup>用 Hall-Petch 关系来反映拉拔态 Cu-25%Ag (质量分数, 下同) 合金中 Ag 析出相纤维的强化效应, 指出该合金强度是由初晶 Cu 中 Ag 析出相纤维的数量和间距决定。Hall-Petch 模型是基于界面阻碍位错运动, Hong 等<sup>[9]</sup>用此模型描述 Cu-Ag 合金中共晶体的强度与片层间距的关系。Tian 等<sup>[10-12]</sup>通过高压扭转制备了强度达 1420 MPa 的 Cu-28%Ag 合金, 指出合金的高应变速率主要由组织的不断细化引起, 共晶体具有比 Cu 基体更快的演变过程, 研究发现, Cu-71.9%Ag 共晶合金的强化能力弱于 Cu-28%Ag 合金, 表明 Cu 基体中的 Ag 析出相对 Cu-Ag 合金的强化有重要的作用。Jia 等<sup>[13,14]</sup>通过晶体塑性有限元模拟平面压缩应变的 Cu-Ag 合金发现, 为协调相邻两相的塑性变形, 在异相界面处应力集中触发了显著的剪切带,

随变形进一步增大剪切带穿透相界面, 引起更大的晶格转动。Cu-Ag 合金的导电性主要受声子、点缺陷 (固溶原子、杂质等)、位错和界面 (晶界和相界) 的影响, 其中声子的作用最大, 主要随温度变化, 与应变程度无关<sup>[15,16]</sup>。通过轧制变形制备的 Cu-Ag 合金板材研究较少, 其组织演变和强化机理与线材有明显的区别, 合金要冷轧至 95% 以上的大变形量比拉拔变形难度更大, 对工艺要求更高, 具有重要的研究价值。

本工作通过冷轧和时效工艺制备出变形量为 99% 的 Cu-24%Ag 合金, 主要研究轧制过程中合金的微观协调变形和组织细化规律, 并对合金强化和导电性与组织细化之间的关系进行探讨, 为 Cu-Ag 合金板材的制备工艺和应用技术提供理论支持。

## 1 实 验

实验选定 Cu-24%Ag 合金, 因为根据 Cu-Ag 相图, Cu-24%Ag 为亚共晶合金, 具有连续网状分布的共晶体, 强化效应显著, 并且 Cu-Ag 合金的流变应力随 Ag 含量的增加已基本饱和<sup>[8]</sup>。采用纯度为 99.9% 的电解铜和 99.99% 的银为原料 (购于北京翠铂林有色金属技术开发中心), 在真空感应炉中熔炼、浇铸成板状铸锭。对铸锭表面进行车削加工后, 于 730 °C 均匀化退火 2 h。为了初步细化组织, 铸锭在 720 °C 进行热锻, 然后在室温下经多道次冷轧, 最终变形 99%, 变形程

收稿日期: 2016-08-02

基金项目: 国家自然科学基金 (51401026)

作者简介: 高学成, 男, 1989 年生, 硕士生, 北京有色金属研究总院有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088, 电话: 010-82241175, E-mail: gxc8947@126.com

度用轧制压下量 $(t_0-t)/t_0$ 表示 ( $t_0$  和  $t$  分别表示轧制前后合金板材的厚度)。当变形至 50%时, 在 400 °C 进行 0.5 h 的时效处理。

用 Quanta 200F 场发射扫描电镜 (SEM) 和 Tecnai G<sup>2</sup> F20 场发射透射电镜 (TEM) 观察合金的显微组织结构。TEM 试样先预磨至厚度为 40~50  $\mu\text{m}$ , 然后在液氮冷却保护下离子减薄 5~7 h。采用 WD-Z 涡流电导仪测定合金的电导率, 并换算成相对电导率 (%IACS)。利用 430SVD 维氏硬度计测量合金的显微硬度, 每个状态的试样做 15 次测量, 取平均值作为硬度的测试结果。

## 2 结果与分析

### 2.1 显微组织

Cu-24%Ag 合金的冷轧组织主要由 Cu 基体和 Ag 相组成, 其中灰色部分为 Cu 相, 白色部分为 Ag 相。轧制过程中, 两相厚度减小并沿轧制方向伸长, 逐渐发展为层状结构 (图 1)。很多较厚的 Ag 层区域可以发现 Cu、Ag 交替排列的共晶体或共晶体中的 Cu 相片层 (图 1a 箭头所示), 更大变形量下, 由于共晶片层

层的尺寸和间距太小而较难在背散射电子像中辨别。从更高倍数图像 (图 1b) 看出, Cu 基体中有伸长的 Ag 析出相, 尺寸很小, 变形 82%时呈短纤维形态。随变形量增加, Cu 基体和 Ag 相的厚度和间距逐渐减小, 组织演变成两相交替排列的多层结构; Ag 析出相也逐渐伸长, 直径和间距减小, 在 Cu 基体中发展为细密的纤维组织。层状组织随变形增大逐渐变弯曲, 至 94%左右时出现剪切带。倾斜向同一侧的剪切带相互平行, 与轧制方向夹角近似为 30°。变形量增加, 剪切带数量和长度增大, 穿过的层数增多。当变形量为 98%时, 剪切带相互交错; 99%时, 组织中的剪切带不再平行。

合金横截面组织也呈现出 Cu、Ag 两相交替的多层结构。横截面层状组织较平直, 没有剪切带产生 (图 2)。变形量增大, 两相厚度减小。不同区域 Ag 层的厚度和间距有较大差异, 这是由于凝固过程中不同区域的枝晶间隙差别较大。一些 Ag 层中存在 (Cu+Ag) 共晶体, 其片层尺寸很小, 变形 90.8%时, 厚度只有几十纳米。Cu 基体中有大量细小的 Ag 析出相, 在横截面中为点状。Ag 析出相初始形态为针状或颗粒状<sup>[17]</sup>, 随冷轧进行, 逐渐转向轧制方向, 并沿轧制方向伸长为细纤维。少量未完全转向轧制方向的析出相, 在横截面呈现为短棒状。

合金的轧面组织反映了组织中 Ag 层和 Ag 析出相纤维的立体形态 (图 3)。冷轧变形 99%时, Ag 层的厚度和间距很小, 达到纳米级别, 但分布仍不均匀; Cu 基体中的 Ag 析出相纤维非常密集, 处于 Ag 层之

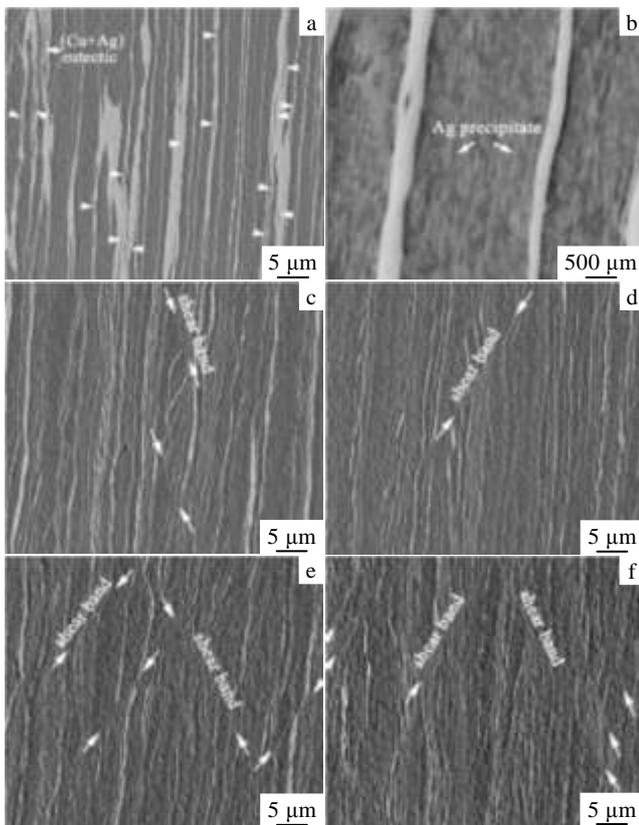


图 1 Cu-24%Ag 合金薄板纵截面的背散射电子形貌

Fig.1 Backscatter electron images of Cu-24%Ag alloy sheets with different rolling reduction in longitudinal sections: (a, b) 82.14%, (c) 94.54%, (d) 96.5%, (e) 98.21%, and (f) 99%

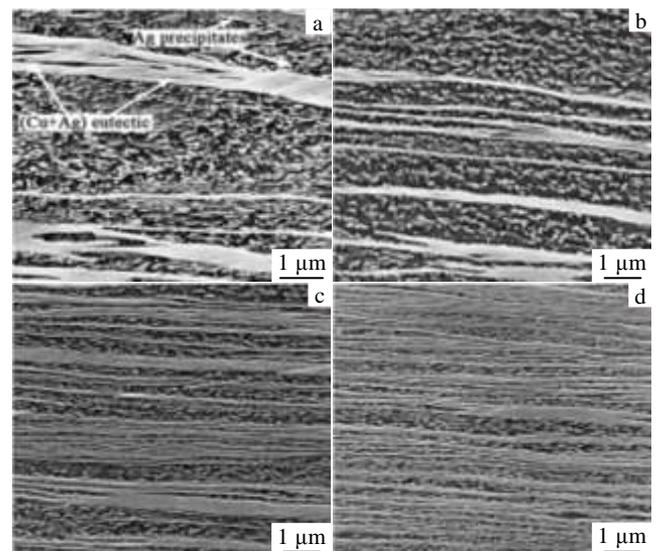


图 2 Cu-24%Ag 合金薄板横截面的二次电子形貌

Fig.2 Secondary electron images of Cu-24%Ag sheets with reduction of 90.8% (a), 94.54% (b), 98.21% (c), and 99% (d) in transverse sections

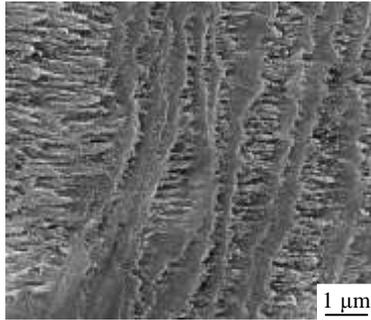


图 3 Cu-24%合金薄板轧面的二次电子形貌

Fig.3 Secondary electron images of Cu-24%Ag alloy sheets with rolling reduction of 99% in the rolling surface

间，平行于轧制方向。

变形 82%的合金纵截面在 TEM 下观察可见，大量的 Ag 析出相嵌在 Cu 基体内部，呈短纤维形态，并且局部略有弯曲。Cu 基体中，位错主要分布在 Ag 析出相附近，Ag 析出相较密集的区域位错密度较高（图 4a）。由选区衍射斑点（图 4a 插图）可知，Ag 析出相与 Cu 基体存在立方-立方取向关系，为 $[011]_{Cu}/[011]_{Ag}$ ， $(1\bar{1}1)_{Cu}/(1\bar{1}1)_{Ag}$ 。暗场像（图 4b）更清晰地显示了 Cu 基体中 Ag 析出相的尺寸和形态。Ag 析出相纤维仍保留着初始针状的特点，直径中间大两端小，中间部分直径为 10~25 nm。Ag 析出相中有明显的衬度差，表明其内部可能存在亚结构。

TEM 组织中两相交替排列的形态和尺寸更加清楚，两相界面也清晰可见（图 5）。相界面处存在较多的位错，Ag 相中也包含大量的位错结构。变形量增大，Ag 析出相纤维明显伸长，直径减小，变形 94.54%时，直径只有 4.5 nm 左右。Ag 相中存在衬度不同的区域，且有明显界面，可能是变形过程中形成的亚晶，强应变下，

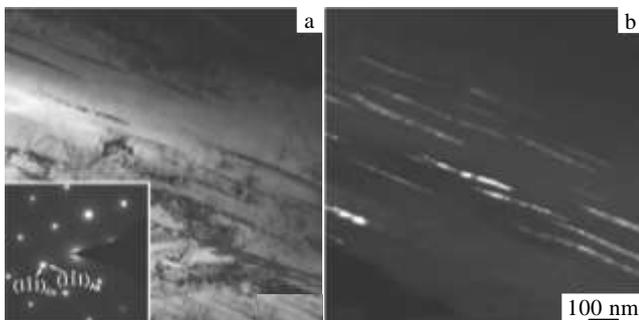


图 4 Cu-24%Ag 合金薄板纵截面的 TEM 照片

Fig.4 TEM images of the Cu-24%Ag alloy sheets with reduction of 82.14%: (a) bright field image and SAED patterns of [011] zone-axis and (b) dark field image formed by the spot of Ag precipitates

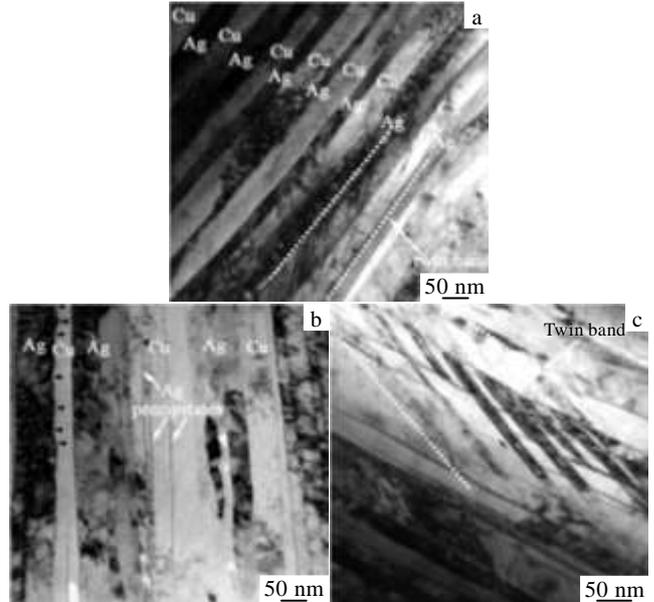


图 5 Cu-24%Ag 合金薄板纵截面的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of Cu-24%Ag alloy sheets with different rolling reduction in longitudinal sections: (a) 90.79%, (b) 94.54%, and (c) 96.5%

这些亚晶可能转变为小角或大角晶界甚至使晶粒分离，从而使 Ag 相进一步细化。Ag 相与 Cu 基体之间的界面出现凹凸不平的情况（图 5b 黑箭头所示），可能是由于大变形下协调变形过程中出现了晶粒错位或晶界滑动。

变形 90.79%时，组织中出现孪晶带（图 5a），这些孪晶平行排列，与 Ag 层的夹角为 17~20°，而且尺寸很小，宽度大约只有 7 nm。组织中主要有 3 种类型的孪晶，一些孪晶穿过 Cu/Ag 界面，在 Cu 基体和 Ag 相中发展；另外两种孪晶分别单独存在于 Cu 基体或 Ag 相中，文献[18,19]也有相关报道。这些孪晶一般终止于 Cu/Ag 相界面。变形 96.5%时，组织中产生更多的孪晶带，孪晶数量明显增加。Cu 基体中，部分孪晶终止于析出相纤维处（图 5c）。

### 2.2 力学性能与导电性

图 6 为 Cu-24%Ag 合金的硬度和导电率随轧制变形量的变化。随着变形量的增加，合金的硬度增大，并且增大速率逐渐加快。合金的硬度与变形量的曲线显示了两个强化阶段。变形量小于 96%时，合金硬度增加比较缓慢；当变形量大于 96%时，硬度急剧增大。合金的导电率随变形量增加而降低。当变形量小于 94%时，导电率小幅下降；当变形量增加至 94.5%左右时，导电率开始显著下降。

### 3 讨论

### 3.1 轧制过程中组织的演变特点及对导电性的影响

Cu-24%Ag 合金的冷轧变形组织包括以下 4 部分：层状 Cu 基体、层状 Ag 相、Ag 析出相纤维和 (Cu+Ag) 共晶体。Ag 层是由铸态时分布在 Cu 枝晶间隙的 Ag 相演变而来，其是共晶温度以下凝固时在枝晶晶界处沉淀的 Ag<sup>[9,20]</sup>，也可能是由于非平衡凝固形成与 Cu 相分离的共晶 Ag。这些独立的 Ag 相将 Cu 基体晶粒分隔包围，并将很多 (Cu+Ag) 共晶体包围。Ag 析出相是均匀化处理或者时效过程中从过饱和 Cu 基体中析出的<sup>[9,15,17]</sup>，随冷轧进行，伸长为析出相纤维。铸态时具有两相交替结构的共晶体经过轧制变形仍保持片层状 Cu、Ag 共存，分布在 Ag 层区域，随应变增大大部分可能逐渐失去典型的层叠排列结构。随变形量增加，层状的 Cu 基体和 Ag 相、共晶体、Ag 析出相纤维均沿轧制方向伸长，厚度或直径减小，层间距和纤维间距也逐渐减小。由图 7 和图 8 可知，两相的厚度和 Cu/Ag 界面间距均随变形量的增加呈近似线性减小，Cu 基体厚度减小的速度比 Ag 层更快。当变形量为 98.2% 时，两相的厚度分别约为 155 和 49 nm，Cu/Ag 界面间距约为 102 nm，均达到纳米级别；当变形增大至 99% 时，两相厚度分别减小至 96 和 38 nm 左右，Cu/Ag 界面间距达到 67 nm 左右。因而，经过强烈的轧制变形，Cu-24%Ag 合金组织演变成 Cu、Ag 两相交替排列的纳米层状结构。

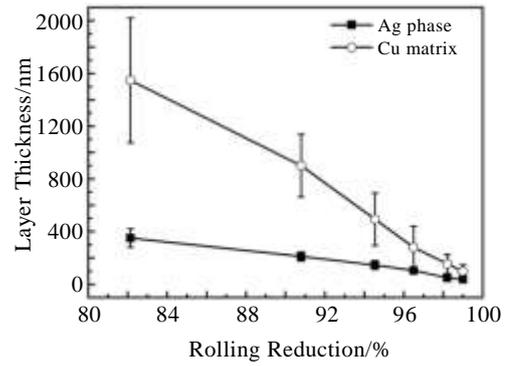


图 7 Cu 基体和 Ag 相的层厚度随轧制变形量的变化  
Fig.7 Layer thickness of Cu matrix and Ag phase dependent on rolling reduction

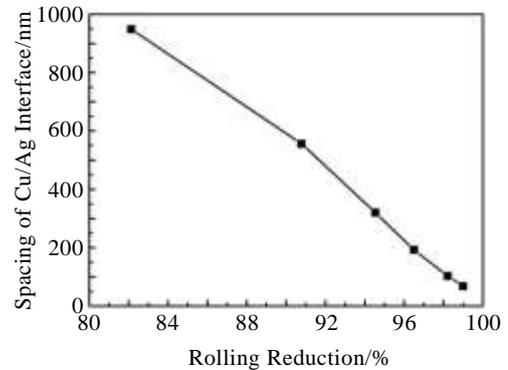


图 8 Cu/Ag 相界面平均间距随轧制变形量的变化  
Fig.8 Average spacing of Cu/Ag interface dependent on rolling reduction

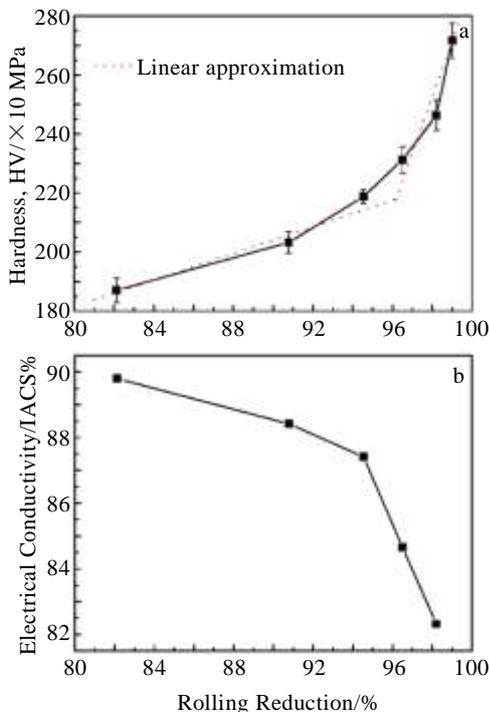


图 6 Cu-24%Ag 合金的硬度和导电率随变形量的变化  
Fig.6 Hardness (a) and electrical conductivity (b) of the Cu-24%Ag alloy dependent on rolling reduction

当变形量为 82% 时，合金中已有孪晶出现 (图 4)，单个孪晶的尺寸很小，只有 10 nm 左右，并且孪晶数量随变形增大而增多 (图 5)，这些细小孪晶可以提高合金的强度。合金纵截面组织随轧制变形增大逐渐变弯曲，可能是由于局部剪切的作用。当变形增加至 94.5% 左右时，纵截面组织中出现剪切带，Han 等<sup>[21,22]</sup>也有相关报道。剪切带的数量和长度均随变形量增加而增大 (图 1)，变形量为 94.5% 时，剪切带的长度约为 7 μm，当变形 99% 时，剪切带长度增加至 40 μm 左右。剪切带是面心立方金属在高应变下形成的重要微观结构，其与合金的塑性变形行为密切相关，受应变大小、应变速率、温度、层错能等很多因素影响<sup>[10,23]</sup>。剪切带的形成也可能与形变孪晶有关。孪晶和剪切带对合金的性能有重要的影响。

Cu-Ag 合金的电阻率与组织中的 Cu/Ag 相界面密切相关。可以根据界面散射模型<sup>[4,24]</sup>反映相界面对合金电阻率的影响。

$$\frac{\rho}{\rho_0} = 1 + \frac{3}{4}(1-p)\frac{l_0}{t} \quad (\frac{l_0}{t} \gg 1) \quad (1)$$

式中,  $\rho$  和  $\rho_0$  分别表示含界面散射和不含界面散射时金属的电阻率;  $l_0$  和  $t$  分别为电子平均自由程和界面间距;  $p$  为电子在界面发生弹性散射的概率; 对于 Cu-Ag 合金,  $l_0$  取 Cu 室温下的平均电子自由程, 约为 42 nm;  $p$  的推测值约为 0.15<sup>[4,25]</sup>。  $(\rho-\rho_0)/\rho_0$  可表示界面散射使合金电阻率增加的幅度, 记为 g-int。根据界面散射模型可以近似估算此合金中 Cu/Ag 界面使合金电阻率的增加幅度, 如图 9 所示。可以看出, 当变形量小于 94% 时, Cu/Ag 界面间距较大, 对合金电阻率的影响很小, 使电阻率增幅不足 5%, 另外, 位错等其它因素引起的电阻率增量与声子对电子的散射相比相差很大, 因此, 合金的电导率下降幅度较小; 当变形大于 94.5% 时, Cu/Ag 界面间距逐渐减小至纳米级别, 对电子的散射作用急剧增大, 变形 99% 时, 使电阻率增加 39% 左右, 此外, Ag 析出相的纤维间距也减小至几十纳米, 对电子的散射作用明显增大, 因而合金的电导率显著降低。

### 3.2 纳米层状组织与合金强化的关系

经过强烈冷轧变形的 Cu-24%Ag 合金组织是 Cu 基体和 Ag 相交替排列的层状结构, Cu 基体中包含密集的 Ag 析出相纤维, 一些 Ag 层区域分布着片层状的 (Cu+Ag) 共晶体。根据叠加模型<sup>[1,9]</sup>, 考虑相界面的强化作用, 合金的强度可以表示为:

$$\sigma_{\text{Cu-24\%Ag}} = f_{\text{Cu-matrix}}\sigma_{\text{Cu-matrix}} + f_{\text{Ag-lamella}}\sigma_{\text{Ag-lamella}} + f_{\text{eutectic}}\sigma_{\text{eutectic}} + \sigma_{\text{phase-boundary}} \quad (2)$$

式中  $\sigma_{\text{Cu-matrix}}$ 、 $\sigma_{\text{Ag-lamella}}$ 、 $\sigma_{\text{eutectic}}$ 、 $f_{\text{Cu-matrix}}$ 、 $f_{\text{Ag-lamella}}$ 、 $f_{\text{eutectic}}$  分别表示 Cu 基体、Ag 层和共晶体的强度和体积分数,  $\sigma_{\text{phase-boundary}}$  代表 Cu 基体和 Ag 层之间的 Cu/Ag 相界面引起的强化。

轧制变形后的共晶体仍包含交替排列的两相片层, 其强化效应主要是由 Cu/Ag 界面阻碍位错的运动

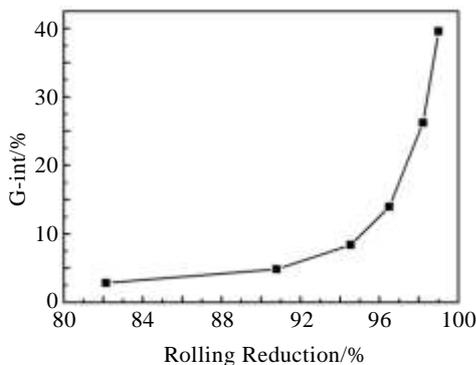


图 9 相界面引起的电阻率增加幅度随轧制变形量的变化  
Fig.9 Amplification of the electrical resistivity caused by Cu/Ag interface dependent on rolling reduction

引起, 因而用 Hall-Petch 关系来反映<sup>[9,25]</sup>:

$$\sigma_{\text{eutectic}} = \sigma_{0(\text{Ag})} + k\lambda_{\text{eutectic}}^{-1/2} \quad (3)$$

式中,  $\sigma_{0(\text{Ag})}$  表示 Ag 的本征断裂应力,  $\lambda_{\text{eutectic}}$  为共晶体的 Ag 层间距。

Cu 基体除了有固溶原子、位错密度和晶粒细化引起的强化效应  $\sigma_{\text{all}}$ 、 $\sigma_{\rho}$  和  $\sigma_{\text{gb}}$  外<sup>[9]</sup>, Ag 析出相纤维的强化作用也至关重要, 即  $\sigma_{\text{precipitate-fiber}}$ , 也可以用 Hall-petch 方程来反映其与纤维间距  $\lambda_{\text{precipitate-fiber}}$  之间的关系<sup>[8]</sup>。Cu 基体中出现了纳米尺度的孪晶, 随变形增大, 孪晶数量增多。孪晶对 Cu 基体有强化作用, 即  $\sigma_{\text{twin}}$ 。Cu 基体的强化可表示为:

$$\sigma_{\text{Cu-matrix}} = \sigma_{\text{all}} + \sigma_{\rho} + \sigma_{\text{gb}} + \sigma_{\text{precipitate-fiber}} + \sigma_{\text{twin}} \quad (4)$$

冷轧变形过程中, 层状 Ag 相中有较高的位错密度, 并且出现了亚晶。较大变形时 Ag 相中也产生了形变孪晶, 这些结构变化都会增加 Ag 相的强度。因此, 层状 Ag 相的强化主要由固溶原子、位错密度、亚晶和形变孪晶引起的强化构成, 即  $\sigma_{\text{all}}$ 、 $\sigma_{\rho}$ 、 $\sigma_{\text{subgrain}}$  和  $\sigma_{\text{twin}}$ , 表示如下:

$$\sigma_{\text{Ag-lamella}} = \sigma_{\text{all}} + \sigma_{\rho} + \sigma_{\text{subgrain}} + \sigma_{\text{twin}} \quad (5)$$

Cu 基体与 Ag 层之间的相界面对合金的强化作用主要是界面阻碍位错的运动, 和相界面的间距  $\lambda_{\text{Cu/Ag}}$  密切相关, 与共晶体的强化机制相似, 因而其强化效应可近似用 Hall-Petch 模型反应, 即  $\sigma_{\text{phase-boundary}}$  与  $\lambda_{\text{Cu/Ag}}^{-1/2}$  之间存在显著的线性正相关关系。

轧制过程中, 合金的组织与结构不断发生变化, 上述强化因素的作用效果在不同变形阶段会有明显差别。当变形量小于 96% 时, Cu-24%Ag 合金的强化主要由位错的增值引起, 位错增值使固溶原子、位错密度、相界面等强化因素对合金的强化效应增强, 合金的硬度逐渐增大。当变形大于 96% 时, 两相层状组织极度细化, Cu/Ag 界面间距逐渐减小至纳米级别, 变形量为 99% 时,  $\lambda_{\text{Cu/Ag}} \approx 67$  nm, Ag 析出相纤维间距和共晶体的片层间距也减小至几十纳米, 根据 Hall-petch 关系, 它们的强化效应  $\sigma_{\text{phase-boundary}}$ 、 $\sigma_{\text{precipitate-fiber}}$  和  $\sigma_{\text{eutectic}}$  显著增大, 成为合金强化的主要因素; 另外, 大变形下孪晶数量明显增多, 对合金的强化作用  $\sigma_{\text{twin}}$  增强。因此, 变形量大于 96% 时, 合金具有很高的应变硬化率, 硬度急剧增大。综上所述, Cu-24%Ag 合金的高硬度主要来自于强烈轧制变形后尺寸和间距均达到纳米级别的 Ag 层、Ag 析出相纤维和 (Cu+Ag) 共晶体。

## 4 结 论

1) 经过剧烈的轧制变形, Cu-24%Ag 合金组织演变成纳米双相层状复合结构。Ag 层之间密集分布着细小的 Ag 纤维。随变形量增大, 纵截面组织变弯曲,

并出现剪切带, 各组织组成物的尺寸和间距逐渐减小至纳米级别。

2) 变形量较小时, 合金的强化主要由位错增值引起, 硬度逐渐增大; 当变形量大于 96% 时, Cu 基体和 Ag 层之间的相界面间距、Ag 析出相纤维间距和共晶片层间距均逐渐达到纳米级别, 强化作用显著增强, 使合金硬度急剧增大。

3) 根据界面散射模型建立了 Cu/Ag 相界面引起的电阻率增幅  $g\text{-int}$  与变形量的关系, 变形程度较小时, 相界面对合金电阻率的影响很小, 电导率小幅降低; 变形量大于 94.5% 时,  $g\text{-int}$  开始急剧增大, 电导率显著降低。

#### 参考文献 References

- [1] Benthalem A, Morris D G. *Acta Mater*[J], 1997, 45(1): 397
- [2] Sakai Y, Inoue K, Maeda H. *Acta Metall Mater*[J], 1995, 43(4): 1517
- [3] Grünberger W, Heilmaier M, Schultz L. *Physica B*[J], 2001, 294-295: 643
- [4] Zhang Lei(张雷), Meng Liang(孟亮). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(3): 255
- [5] Rdzawski Z, Gluchowski W, Stobrawa J *et al. Arch Civ Mech Eng*[J], 2015, 15(3): 689
- [6] Liu Jiabin(刘嘉斌), Meng Liang(孟亮), Zhang Lei(张雷). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(9): 1460
- [7] Zhang Lei(张雷), Meng Liang(孟亮). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(5): 751
- [8] Han K, Vasquez A A, Xin Y *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51(3): 767
- [9] Hong S I, Hill M A. *Acta Mater*[J], 1998, 46(12): 4111
- [10] Tian Y Z, Li J J, Zhang P *et al. Acta Mater*[J], 2012, 60(1): 269
- [11] Tian Y Z, Wu S D, Zhang Z F *et al. Acta Mater*[J], 2011, 59(7): 2783
- [12] Tian Y Z, Wu S D, Zhang Z F *et al. Scripta Mater*[J], 2011, 65(6): 477
- [13] Jia N, Raabe D, Zhao X. *Acta Mater*[J], 2014, 76: 238
- [14] Jia N, Roters F, Eisenlohr P *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61(12): 4591
- [15] Hong S I, Hill M A. *Mater Sci Eng A*[J], 1999, 264(1-2): 151
- [16] Lin Jian(林剑), Zhang Jindong(张进东), Meng Liang(孟亮). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(7): 1304
- [17] Liu Jiabin(刘嘉斌), Zeng Yuewu(曾跃武), Zhang Lei(张雷) *et al. Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2007, 29(2): 211
- [18] Tian Y Z, Zhang Z F. *Scripta Mater*[J], 2013, 68(7): 542
- [19] Tian Y Z, Zhang Z F. *Scripta Mater*[J], 2012, 66(2): 65
- [20] Ning Yuantao(宁远涛), Zhang Xiaohui(张晓辉), Zhang Jie(张婕). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(12): 1930
- [21] Davy C A, Han K, Kalu P N *et al. IEEE Trans Appl Supercond*[J], 2008, 18(2): 560
- [22] Han K, Toplosky V J, Goddard R *et al. IEEE Trans Appl Supercond*[J], 2012, 22(3): 6 900 204
- [23] Paul H, Driver J H, Jasienski Z. *Acta Mater*[J], 2002, 50(4): 815
- [24] Sondheimer E H. *Adv Phys*[J], 1952, 1(1): 1
- [25] Frommeyer G, Wassermann G. *Acta Metallurgica*[J], 1975, 23: 1353

## Evolution of Microstructure and Properties of Two-phase Cu-24%Ag Multilayered Composite

Gao Xuecheng, Wang Qiangsong, Xie Guoliang, Liu Dongmei, Xie Weibin, Li Yang  
(General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

**Abstract:** Cu-24wt%Ag alloy sheets were prepared by cold rolling and aging and the evolution of microstructures, mechanical properties and electrical conductivity was investigated. The relationship of the strengthening and conductivity with microstructure refinement of the alloy was discussed. Results show that after severe cold rolling, the microstructure develops into nano-layered structure of Cu and Ag arranged alternatively, with numerous Ag nano-fibers embedded in Cu matrix and (Cu+Ag) eutectics distributed in Ag areas. Shear bands occur in longitudinal sections as the strain reaches 94% or so. With increasing the rolling strain, spacing of Cu/Ag interface, Ag fibers and eutectic lamellae decreases gradually to nanoscale, significantly enhancing the strengthening effect, and hence the hardness increases rapidly when the strain exceeds 96%. The relationship between the resistivity increment caused by Cu/Ag interface and rolling reduction was established, reflecting the influence rule of microstructure refinement on electrical conductivity in the rolling process.

**Key words:** Cu-Ag alloys; microstructure; hardness; electrical conductivity; layer structure

Corresponding author: Wang Qiangsong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Fabrication and Processing of Non-ferrous Metals, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, P. R. China, Tel: 0086-10-82241170, E-mail: wangqiangsongbj@163.com