



不同处理状态下弥散强化铜合金的力学行为

黄胤杰¹, 骆登高², 李周^{1,3}, 肖柱^{1,4}, 龚深^{1,5}

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 长沙南方钨钼有限责任公司, 长沙 410133;
3. 中南大学 轻质高强结构材料重点实验室, 长沙 410083;
4. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;
5. 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

摘要: 利用力学、电学性能测试, EBSD 分析和透射电镜观察, 研究冷锻态(变形量为 56%)、375 °C 退火处理和 375 °C 退火+600 °C 真空蠕变时效处理态 Cu-0.05%Al₂O₃ 弥散强化铜合金的力学性能和组织结构的演变规律。结果表明: 原始状态即冷锻变形态合金的抗拉强度为 354 MPa、屈服强度为 345 MPa、伸长率为 9.6%、电导率为 94.5%IACS。在对冷锻态试样进行 375 °C 退火处理后, 合金的屈服强度下降 1.7%, 但电导率提升 0.5%; 在 375 °C 退火处理的基础上, 对合金进行 600 °C、6 h 真空蠕变时效处理, 相比于冷锻变形态, 蠕变时效后的样品屈服强度下降 9.6%, 但电导率提高 1.6%。合金经 600 °C、6 h 真空蠕变时效后屈服强度较冷锻态下降幅度不大的原因是: 弥散强化铜合金中纳米弥散分布且高温稳定性好的 Al₂O₃ 第二相粒子在较高温度下对晶界、亚晶界具有强烈的钉扎效果, 使弥散铜经过蠕变时效后亚晶粒并未明显长大。通过理论计算和实验验证, 确定合金的主强化机制为亚结构强化和第二相强化。

关键词: 铜合金; 弥散强化; 蠕变时效; 亚晶界; 力学行为

文章编号: 1004-0609(2019)-01-0035-09

中图分类号: TG146.11; TG113.2

文献标志码: A

弥散强化铜合金是指在铜基体中添加强度高、热稳定性好、尺寸小且弥散分布的第二相来阻碍位错和晶界运动, 以达到强化效果特别是抗高温软化效果的一类铜合金^[1], 具有高强度、高导电、高耐热的特点。作为强化相的第二相粒子有很多种, 如 Al₂O₃、TiB₂、SiC 等。采用不同的强化相粒子, 其制备方法也多有不同^[2-4]。Al₂O₃ 弥散铜最主要的制备方法是内氧化法^[5]。采用内氧化法制备的 Al₂O₃ 弥散强化铜合金制备工艺成熟, 合金性能优异, 且性能稳定性和一致性好, 被广泛应用于航空航天、电子信息以及精密仪器等领域^[6-7]。由于弥散强化铜合金高导电、高强度和抗高温软化性能^[8-9], 也使其成为惯性导航陀螺仪转子的最佳候选材料之一, 但作为惯性导航仪表转子材料, 除了要求高导电性能外, 对其尺寸稳定性要求严格。材料本身的残余应力则是其尺寸不稳定的诱因之一, 在加工过程中会产生残余应力, 在使用过程中, 残余

应力的重新分布和释放会导致材料的尺寸发生变化, 影响材料的尺寸稳定性^[10]。因此, 弥散铜使用前必须进行严格的去应力退火, 与此同时, 还必须保证高的电导率和强度。针对于此, 本文对不同处理状态下 Al₂O₃ 弥散强化铜合金的力、电学行为以及组织结构的演变规律进行了研究, 为该合金的去应力处理提供指导。

1 实验

实验材料为 Cu-0.23%Al₂O₃(体积分数)弥散铜挤压棒。三组试样所经历的加工处理工艺如表 1 所列。其中, 冷锻态为试样的原始状态。各种加工处理的工艺参数如下: 挤压温度为 900 °C, 挤压比为 15:1; 冷锻的变形量为 56%; 蠕变时效是在 600 °C 真空条件下

基金项目: 国家自然科学基金联合基金重点项目(U1637210)

收稿日期: 2017-11-03; 修订日期: 2018-03-27

通信作者: 李周, 教授, 博士; 电话: 0731-88830264; E-mail: lizhou6931@csu.edu.cn

表1 Cu-0.23%Al₂O₃ 弥散铜不同加工处理工艺Table 1 Different treatment methods for Cu-0.23%Al₂O₃ dispersion strengthened alloy

Sample No.	Treatment process
1	Annealed in Hydrogen at 900 °C for 1 h after being extruded, followed by cold forging with reduction of 60%
2	Annealed in argon at 375 °C for 1 h after being cold-forged
3	Vacuum creep aged at 600 °C for 6 h after being annealed at 375 °C for 1 h

进行, 并对样品施加 15 MPa 的恒定压力。

力学性能实验在 MTS-200 kN 型万能试验机上进行; EBSD 分析使用的是 ZEISS EVO18 型扫描电子显微镜; 透射电镜观察在 JEM-2100F 型透射电镜上进行。EBSD 样品制备过程如下: 取棒状试样的纵截面, 对表面进行机械抛光, 再进行电解抛光。电解抛光使用的电解液为体积比 1:1 的酒精与磷酸混合溶液, 抛光过程中保持电流为 2 A, 抛光时间为 9~12 s; 透射电镜试样的制备方法如下: 利用线切割机取棒状试样的横截面薄片, 厚度约为 0.5 mm, 将薄片进行水磨, 使其厚度达到 100 μm 左右, 再手动打磨, 最终使其厚度达到 50 μm 左右, 最后进行双喷减薄薄区。

2 实验结果

2.1 加工处理工艺对合金力学性能的影响

3 组弥散强化铜合金试样的拉伸力学性能及硬度如表 2 所列。

表2 不同加工处理工艺下弥散铜的力学性能

Table 2 Mechanical properties of alloys under different treatment conditions

Sample No.	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	A /%	HBW	Electrical
					conductivity/(%IACS)
1	345	354	9.6	41	94.5
2	339	348	9.9	40	95.0
3	312	327	12.9	38	96.0

从表 2 可以发现, 经过 375 °C 氢气退火和 600 °C 真空蠕变处理的样品, 相较于冷锻试样, 力学性能有

所下降。375 °C 退火态试样的抗拉强度下降 1.7%, 屈服强度下降 1.7%, 硬度下降 2.4%, 电导率相较于冷锻态的提高 0.5%; 而 600 °C 蠕变时效后试样的抗拉强度下降 7.6%, 屈服强度下降 9.6%, 硬度下降 7.3%, 电导率相较于冷锻态的提高 1.6%。

2.2 加工处理工艺对合金组织结构的影响

图 1 所示为 3 组试样的背散射电子衍射晶粒取向图。其中图 1(a)、(b)和(c)所示分别为冷锻试样、375 °C 退火试样和蠕变时效试样的纵截面晶粒取向图。如图 1(a)所示, 冷锻试样中晶粒的取向各异, 且晶粒内部也存在较大的取向差。这是由于在冷变形过程中, 弥散铜内部各部分受力不均匀, 导致晶粒之间以及晶粒内部的出现取向差。经过 375 °C 退火的试样(见图 1(b)), 部分晶粒的取向开始趋于接近, 且晶粒内部不同区域的取向变化平缓, 取向差得到部分消除。经 600 °C 蠕变时效的试样(见图 1(c)), 晶粒取向集中为 <001>和<111>两个方向。在取向为<001>或<111>的各组晶粒中, 相邻晶粒之间的取向十分接近; 除少数几个晶粒外, 晶粒内不同区域的取向基本一致, 晶粒内部的取向差被消除。

图 2 和 3 所示为 3 组试样的晶界分布图以及小角度晶界(<10°)^[11]比例柱状图。其中, 图 2(a)所示为冷锻试样的晶界分布图, 图 2(b)所示为 375 °C 退火试样的晶界分布图, 图 2(c)所示为蠕变时效试样的晶界分布图。由图 2 可知, 冷锻试样与 375 °C 退火试样中小角度晶界占比差别不大, 但蠕变时效试样中小角度晶界明显减少。通过图 3 可以发现, 冷锻试样中的小角度晶界比例为 72%; 375 °C 退火试样的小角度晶界占比比较冷锻试样的略有减小, 为 70%; 而蠕变时效试样的小角度晶界占比则减少较多, 为 60%。

在冷锻过程中, 较大的变形量使晶粒拉长、破碎, 形成许多小角度晶界, 冷锻试样的晶粒大多呈长条形, 且大小不均匀; 小角度晶界大多存在于晶粒内部, 且分布不均匀。经过 375 °C 退火, 长条状晶粒长度开始缩短, 小角度晶界分布也变得均匀。蠕变时效后, 晶粒形状大小趋于均匀, 小角度晶界分布更为均匀。

冷锻后试样产生大量位错, 形成许多亚结构, 这些亚结构边界就是小角度晶界。由于 375 °C 的退火温度较低, 无法为位错提供足够的动力使位错脱离 Al₂O₃ 第二相的钉扎, 亚晶合并的过程受到阻碍, 主要以回复后期的多边化过程为主, 因此, 小角度晶界比例并未下降太多。在 600 °C 蠕变时效过程中, 位错获得较高的驱动力, 大量位错脱离钉扎, 解除缠结, 异号位错互毁, 许多小角度晶界合并消失, 开始发生亚晶合

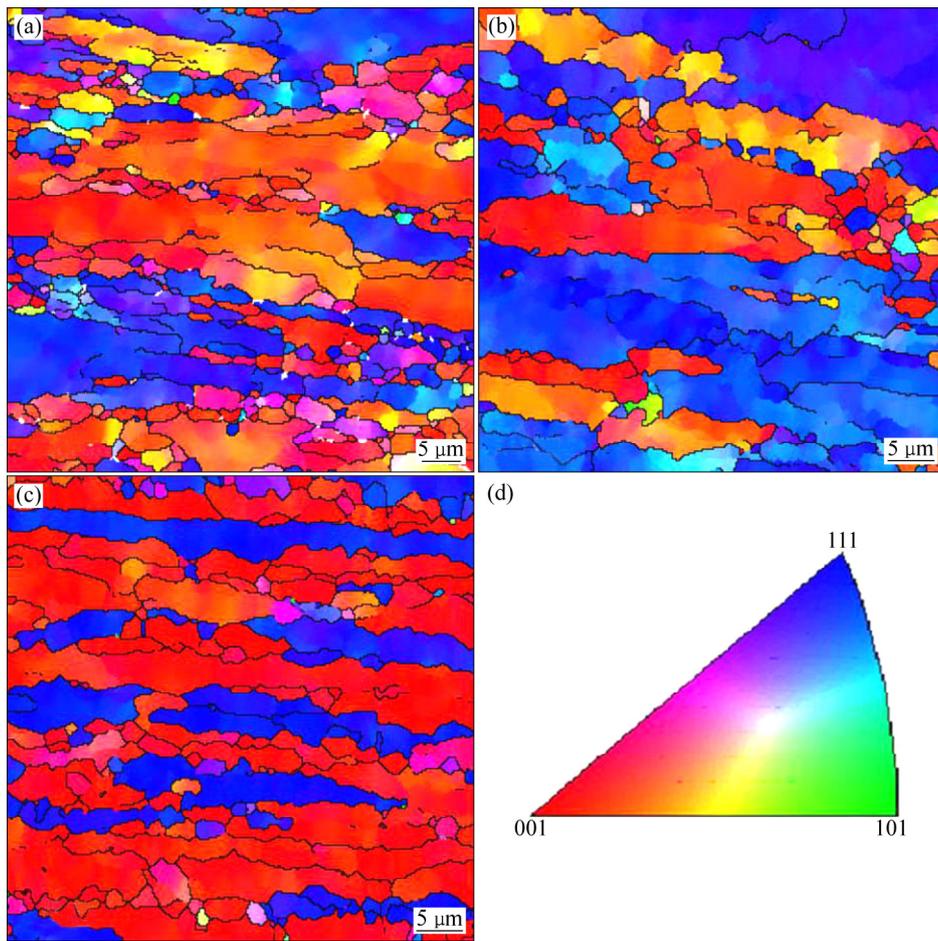


图 1 3 组试样的 EBSD 晶粒取向图

Fig. 1 EBSD orientation maps of samples under different conditions: (a) Cold forging; (b) Annealing at 375 °C; (c) Creep aging; (d) Orientation direction

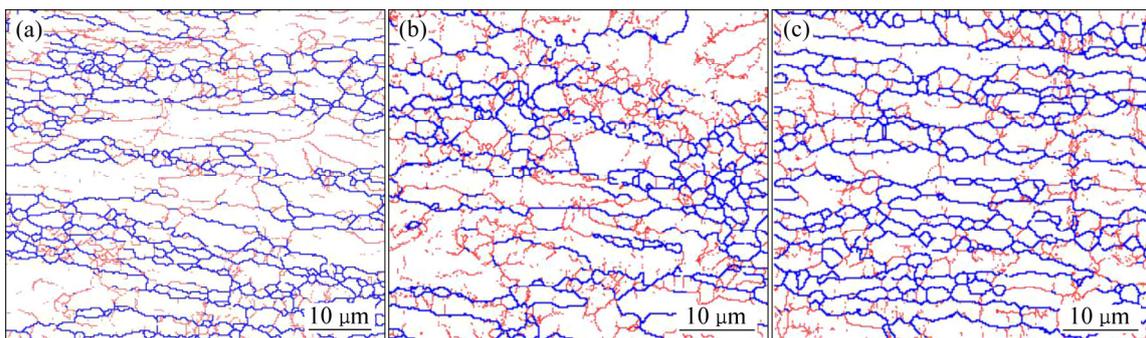


图 2 三组试样的晶界分布图(图中红线为小于 10°的小角度晶界, 蓝线为 10°以上的大角度晶界)

Fig. 2 Distribution maps of grain boundary of samples under different conditions (Red line is low angle grain boundary (0°–10°), blue line is high angle grain boundary (>10°)): (a) Cold forging; (b) Annealing at 375 °C; (c) Creep aging

并的再结晶过程^[12]。因此, 600 °C蠕变时效后试样中的小角度晶界比例下降较多。

图 4、5 和 6 所示分别为 3 组试样的反极图、ODF 图和不同组织的体积分数柱状图, 其中, 图 4(a)和 5(a)

所示分别为冷锻试样的反极图和 ODF 图, 图 4(b)和 5(b)所示分别为 375 °C退火试样的反极图和 ODF 图, 图 4(c)和 5(c)所示分别为蠕变时效试样的反极图和 ODF 图。铜是典型的 FCC 面心立方结构金属, 表 3^[13]

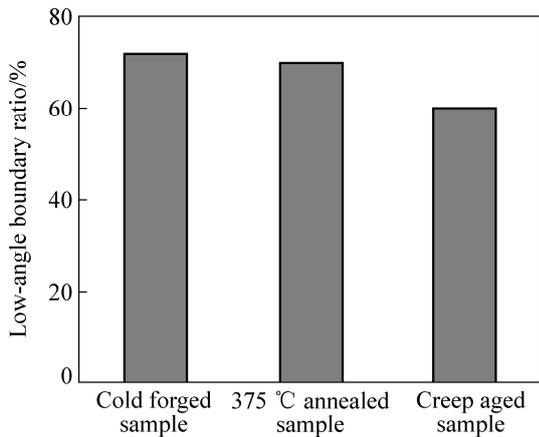


图3 3组试样的小角度晶界比例柱状图

Fig. 3 Fraction of low-angle grain boundaries of samples under 3 conditions

表3 面心立方金属典型织构取向的欧拉角和密勒指数^[13]

Table 3 Euler angle and Miller index of typical texture of FCC metals^[13]

Texture	Euler angle/(°)			Slip plane	Slip direction
	ϕ_1	ϕ	ϕ_2		
Cube texture	0	0	0	{100}	$\langle 001 \rangle$
S texture	59	37	63	{123}	$\langle 634 \rangle$
Copper texture	90	35	45	{112}	$\langle 111 \rangle$
Brass texture	35	45	90	{011}	$\langle 211 \rangle$
Goss texture	0	45	90	{011}	$\langle 100 \rangle$

所列为 FCC 结构金属中几种典型的织构：黄铜织构(Brass){011}⟨211⟩，铜型织构(Copper){112}⟨111⟩，高斯织构(Goss){011}⟨100⟩，剪切织构(S){123}⟨634⟩和立方织构(Cube){100}⟨001⟩，及其欧拉角和密勒指数。

由图4可知，3组试样都主要以⟨111⟩和⟨001⟩方向的织构为主，结合图5和6可知，⟨111⟩方向的织构为Copper织构，⟨001⟩方向的织构为Cube织构。Cube织

构主要是由立方点阵多晶体形变再结晶后形成的^[14]。由于375 °C的退火温度较低，主要以回复后期的多边化过程为主，未发生明显的再结晶，因此，Cube织构体积分数增加幅度很小；而600 °C蠕变时效时开始发生再结晶过程，因此，Cube织构体积分数增幅很大。

由于冷锻过程中变形量较大，位错发生滑移，出现取向集中，但晶粒向{011}⟨211⟩方向转动形成Brass织构需要一个很大的分切应力，因此，冷锻后试样Brass织构体积分数较低。晶粒在冷变形过程中倾向于转动到{112}⟨111⟩方向，形成稳定的Copper织构。冷锻后试样在热处理过程中，晶粒开始转动，Copper织构很容易转动到{011}⟨100⟩方向，即转化为Goss织构。因此，经过375 °C退火以及蠕变时效后，Copper织构体积分数呈下降趋势，而Goss织构体积分数则呈上升趋势。600 °C蠕变时效过程中开始发生再结晶，Copper织构除转化为Goss织构外，还大量转化为再结晶后容易形成的Cube织构^[14]，且Cube织构的体积分数也大大超过Copper织构体积分数。

在冷锻过程中，样品会受到部分与延伸方向垂直的剪切力，因此会形成S织构。经过375 °C退火和600 °C蠕变时效后，剪切应力得到消除，因此S织构的体积分数大幅下降。

图7所示为冷锻试样典型的透射电镜组织形貌。由图7(b)、(c)可见，经过冷变形后的弥散铜内部位错密度升高，位错相互缠结，由大量的位错缠结形成了位错胞组织，位错胞沿锻造方向拉长。此时的位错胞胞壁较厚，胞壁内的位错缠结严重，胞内的孤立、干净的区域较少。在胞内和胞壁出可见纳米级的Al₂O₃粒子(见图7(a))。大量分布的位错在其周围造成点阵畸变和应力场，产生较高的残余应力。

图8所示为375 °C退火态试样的典型的微观组织形貌。由图8可以看出，经过热处理之后，位错胞内原本缠结的位错已经松开，位错也变得较为平直、规整(见图8(c))。如图8(b)所示，在位错与纳米粒子的相

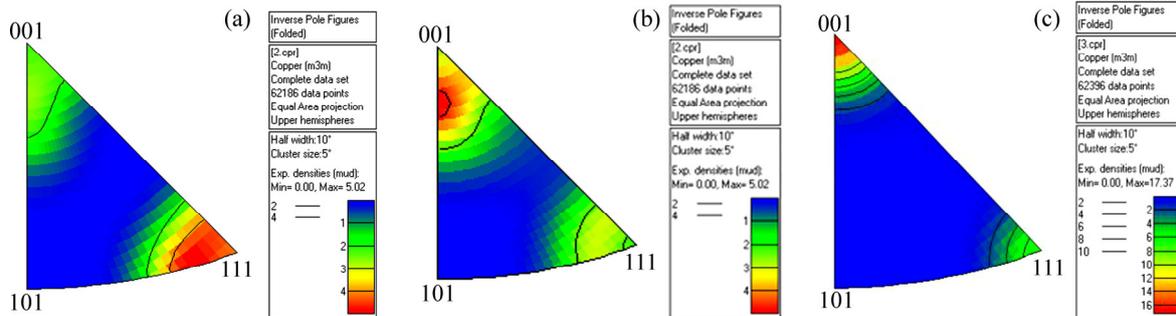


图4 三组试样的反极图

Fig. 4 Inverse pole maps of samples under different conditions: (a) Cold forging; (b) Annealing at 375 °C; (c) Creep aging

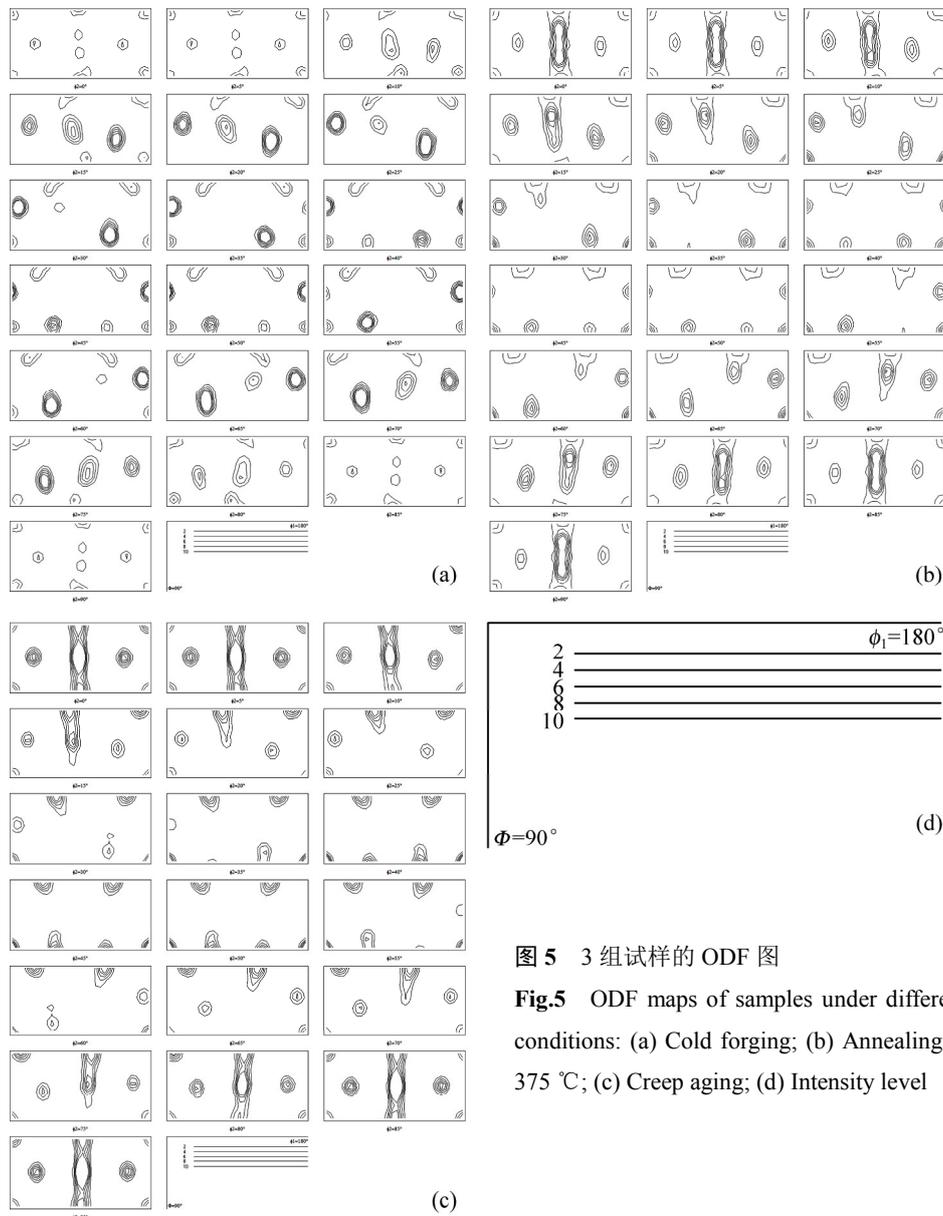


图 5 3 组试样的 ODF 图
 Fig.5 ODF maps of samples under different conditions: (a) Cold forging; (b) Annealing at 375 °C; (c) Creep aging; (d) Intensity level

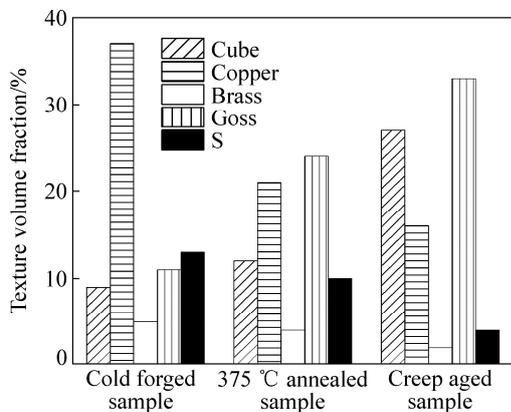


图 6 3 组试样中织构的体积分数
 Fig. 6 Texture component variation of samples under different conditions

互作用下, 运动距离有限, 几组排列规则的位错反应形成位错网。此时, 亚晶界处大量的位错由于纳米 Al_2O_3 粒子的钉扎仍然缠结在一起, 位错胞状结构依然明显, 但位错胞内部的位错密度减少了(见图 8(a))。这也说明, 375 °C 退火时提供的驱动力不足以使位错胞壁处的位错摆脱纳米 Al_2O_3 第二相粒子的钉扎以及相互之间的缠结。但相比于冷锻试样, 位错胞内的位错密度降低, 残余应力也相应降低。

图 9 所示为蠕变时效试样的典型微观组织形貌。在 600 °C 真空蠕变时效过程中, 由于冷锻变形而形成的胞状组织中的位错获得足够的驱动力, 位错胞壁和胞内原本缠结在一起的位错基本松开, 胞内位错脱离 Al_2O_3 纳米粒子的钉扎向胞壁运动, 这些位错被吸引

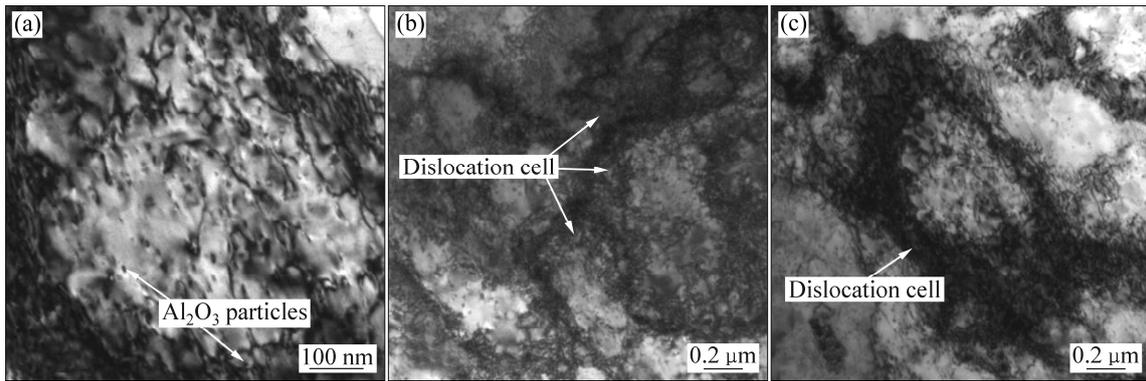


图7 冷锻试样的TEM像

Fig. 7 TEM images of sample by cold forging: (a) Al_2O_3 particles; (b) Zone with much dislocation cell; (c) Zone with less dislocation cell

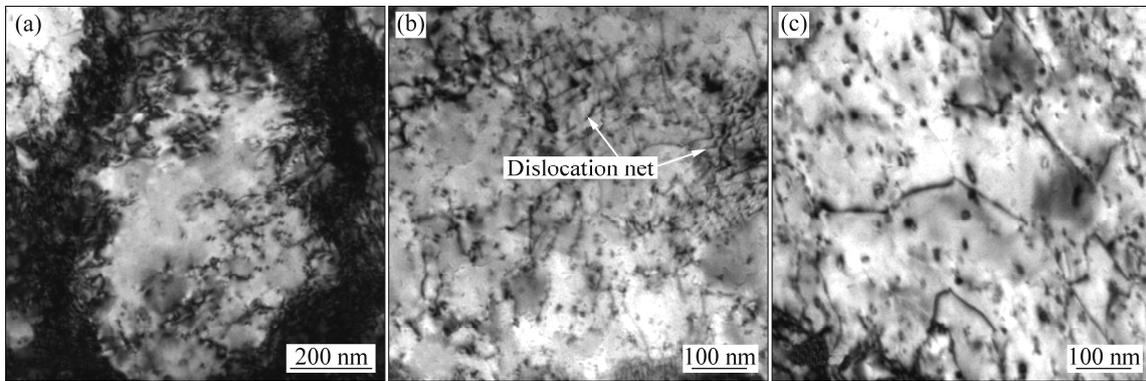


图8 375 °C退火态试样的TEM像

Fig. 8 TEM images of sample by annealing at 375 °C: (a) Decrease of dislocation density; (b) Dislocation net; (c) Relatively even zone

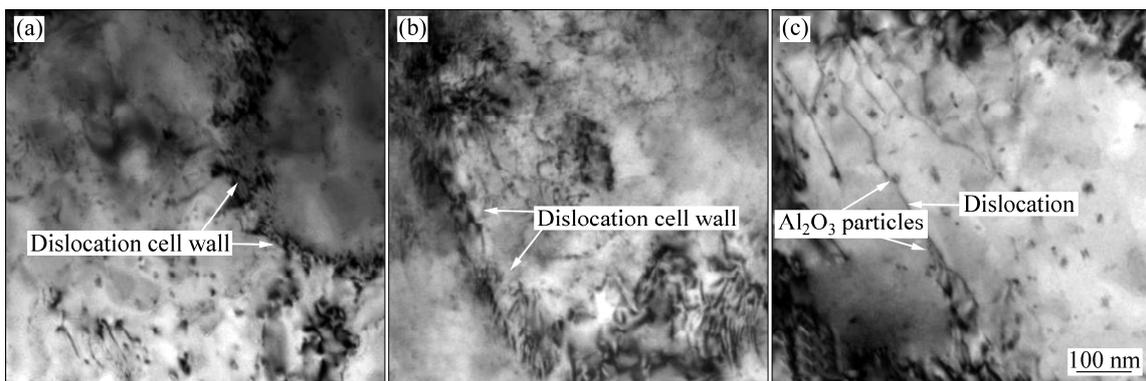


图9 蠕变时效态试样的TEM像

Fig. 9 TEM images of sample by creep aging: (a) Thin dislocation cell wall; (b) Tangle of dislocation cell wall; (c) Pinning of Al_2O_3 particles

到胞壁，并与胞壁中异号的位错相互抵消，使位错密度降低，位错胞壁变薄(见图 9(a)、(b))，亚晶粒的尺寸依然维持在 900 nm 左右。但由于 Al_2O_3 纳米粒子的

钉扎，仍然存在位错缠结(见图 9(b))。蠕变时效后，亚晶内部位错密度降低，也可以观察到胞内 Al_2O_3 纳米粒子对单根位错的钉扎(见图 9(c))。纳米 Al_2O_3 粒子

并未长大, 且依然弥散分布。

3 讨论

对于 FCC 面心立方结构金属, 影响轧制织构成分的主要因素是金属材料本身的性质和轧制过程中的变形机制^[14]。而具体到铜, 由于层错能较高, 层错宽度小, 容易产生束集而发生交滑移。因此, 铜合金在冷轧的过程中, 在外力的作用下, 位错滑移, 晶粒取向随之发生转动, 向 $\{112\}\langle 111\rangle$ 和 $\{011\}\langle 211\rangle$ 方向集中, 即形成 Copper 织构和 Brass 织构。但因 Brass 织构的形成需要一个很大的分切应力, 在变形时晶粒更易于转到 $\{112\}\langle 111\rangle$ 方向, 形成铜型织构。在 375 °C 退火以及蠕变时效的过程中, 晶粒获得动力开始转动, Copper 织构易转到 $\{011\}\langle 100\rangle$ 方向, 转化为 Goss 织构。其中, 由于 600 °C 蠕变时效的温度较高, 晶粒转动获得更多的动力, 因此, 蠕变时效试样中 Copper 织构向 Goss 织构转化的程度更高; 且在 600 °C 蠕变时效时开始发生再结晶过程, 因此 Cube 织构的体积分数较冷锻试样以及 375 °C 退火试样均有大幅度的提高。

不同处理状态下弥散铜合金均能保持较高的强度, 其强化机制主要有第二相强化、亚结构强化以及位错强化。因此, 600 °C、6 h 真空蠕变时效后弥散铜的屈服强度可以认为是 600 °C 蠕变时效后纯铜基底的屈服强度、亚结构强化机制引起的强度增量、第二相强化增量以及位错强化增量等共同作用的结果^[15]。相较于冷锻态样品, 亚晶尺寸基本未长大(见图 8 和 9), 只是经过 600 °C、6 h 真空蠕变时效后, 亚结构内部的位错减少了, 致使位错强化的作用减小了。弥散铜经过 600 °C、6 h 真空蠕变时效后仍保持较高的强度主要取决于亚结构强化机制与第二相强化机制, 因此合金的屈服强度与合金晶粒尺寸和纳米强化相的尺寸及分布有关系。

通过 TEM 观察可发现, 冷锻后产生了大量位错。经过蠕变时效后, 虽然位错密度大大降低, 但位错胞的边界更薄更清晰, 形成的亚结构组织尺寸较冷锻后的样品并没有发太大变化, 依然维持在 900 nm 左右。这些亚结构边界同晶界一样, 会对位错的运动产生阻碍的作用, 使强度提高。当位错运动时, 由于亚结构两侧晶粒取向不同, 亚结构边界附近的滑移阻力较大, 所以一侧晶粒中的滑移带不能越过边界直接进入第二个晶粒; 此外, 需要多个滑移系的协同作用才能满足亚结构边界上形变的条件, 这些都导致了位错的运动

受阻, 亚结构尺寸越小, 边界越多, 位错被阻碍的地方越多, 合金的强度就越高^[8]。去应力退火和蠕变时效后, 均匀分布的亚结构组织也保留了下来。亚结构尺寸对宏观力学性能尤其是屈服强度的影响主要遵从 Hall-Petch 关系式^[16-17]:

$$\Delta\sigma_{H-P} = kd \frac{1}{2} \quad (1)$$

式中: k 为材料的 Hall-Petch 系数; 对于铜合金, $k=0.18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; d 为亚结构尺寸; 根据透射电镜照片测量, 约为 900 nm。计算可得弥散铜经过蠕变时效后, 亚结构强化机制引起的强度增量 $\Delta\sigma_{H-P}=190 \text{ MPa}$ 。

弥散铜中的 Al_2O_3 第二相在铜基体中弥散分布如图 4、5、6 所示, 蠕变时效后试样的 Al_2O_3 第二相的尺寸以及分布与冷锻态试样相比基本没有改变。当位错运动时, 难以切过这些难以变形的第二相粒子, 只能以 Orowan 机制绕过^[17-18]。由于不易变形的第二相粒子对位错的排斥力, 位错在遇到第二相粒子时只能弯曲前进。随着外应力的增大, 位错线弯曲环绕第二相粒子, 当位错线两端相遇时, 由于方向相反, 相互抵销, 留下一个环绕第二相粒子的位错环, 而其余部分位错线则回复原先的状态, 继续向前运动。由于位错每次遇到第二相粒子都会留下一个位错环, 这样第二相粒子间的距离逐渐缩小, 导致后续位错再绕粒子会更加困难, 因此合金强度得以强化。

由 Orowan 机制产生的强度增量可用式(2)、(3)^[19-20]表示:

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{0.81MGb}{2\pi(1-\nu)^{1/2}} \frac{\ln(d_p/b)}{(\lambda-d_p)} \quad (2)$$

其中,

$$\lambda = \frac{1}{2}d_p \sqrt{\frac{3\pi}{2f_v}} \quad (3)$$

式中: M 为 Taylor 因子; G 为剪切模量; b 为 Burgers 矢量; ν 为泊松比; λ 为粒子间距; d_p 是粒子的平均直径; f_v 是第二相粒子的体积分数。具体到本实验的弥散铜合金, 并根据透射电镜观察, 各计算参数列于表 5, 计算可得 Orowan 强化机制产生的强度增量 $\Delta\sigma_{\text{Orowan}}=75 \text{ MPa}$ 。

表 4 弥散强化铜合金计算参数

Table 4 Parameters of alumina dispersion strengthened copper alloy

M	G/GPa	b/nm	ν	λ/nm	d_p/nm	$f_v/\%$
3.1	45.5	0.255	0.34	310	13	0.207

由透射电镜观察可知, 经过蠕变时效后的试样位错密度大大降低, 这也是导致蠕变时效试样的屈服强度与冷锻后试样的屈服强度相比下降的主要原因。要定量计算位错强化效应增量, 需要知道位错密度。然而通过 TEM 检测很难得到准确的位错密度。由力学实验可知, 蠕变时效后试样的屈服强度为 312 MPa, 其中包括了蠕变时效后纯铜的屈服强度($\sigma_{an,Cu}$)、第二相强化增值($\Delta\sigma_{Orowan}$)、亚结构强化增值($\Delta\sigma_{ss}$)和位错强化增值($\Delta\sigma_{ds}$)。所以, 可以计算得到位错强化增量约为 2 MPa。

蠕变时效处理后, 多晶纯铜(C11000)的屈服强度为 45 MPa, 电导率为 100% IACS; 而蠕变时效后弥散铜样品的屈服强度为 312 MPa, 电导率为 96% IACS。在蠕变时效后的弥散铜合金中, 其亚结构强化机制发挥的作用最大, 占 60.90%; 其次是第二相强化机制, 占 24.04%; 由于经过蠕变时效后, 位错强度大幅度降低, 位错强化机制作用有限, 只占 0.64%。因此, 在 600 °C、6 h 真空蠕变时效后的弥散铜合金中, 亚结构强化机制占据主导作用。

4 结论

1) Cu-0.23%Al₂O₃ 弥散强化铜合金棒材经冷锻态、375 °C退火+600 °C真空蠕变时效处理后, 屈服强度由冷锻变形态合金的 345 MPa 降到蠕变时效后的 312 MPa, 降幅为 9.5%; 伸长率由 9.6%提高到 12.9%; 电导率由 94.5% IACS 提高到 96.0% IACS。

2) 375 °C退火+600 °C真空蠕变时效处理后, 晶粒内部的取向差得到了大幅度的消除; 样品的小角度晶界占比下降较多; Cube 织构体积分数增加, Copper 织构大量转化为 Goss 织构, 而 Brass 织构和 S 织构体积分数减少。

3) 经过 600 °C、6 h 真空蠕变时效后, 在 Cu-0.05%Al₂O₃ 弥散铜试样的屈服强度中, 亚结构强化机制发挥的作用占据 60.9%, 第二相强化机制占 24.0%, 位错强化机制只占 0.6%。蠕变时效后的 Cu-0.05%Al₂O₃ 弥散铜与蠕变退火态的纯铜相比, 屈服强度提高了约 600%, 电导率仅下降了 4%。

REFERENCES

[1] YAMADA T, NOTO H, HISHINUMA Y, MUROGA T, NAKAMURA H. Development of a dispersion strengthened copper alloy using a MA-HIP method[J]. Nuclear Materials and

Energy, 2016, 9(C): 455–458.

- [2] ZHANG X H, LIN C G, CUI S, LI Z. Characteristics of nano-alumina particles dispersion strengthened copper fabricated by reaction synthesis[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(4): 893–896.
- [3] GUO M X, WANG M P. The relationship among microstructure evolution, mechanical property and in situ reaction mechanisms in preparing Cu-1.6wt%TiB₂ alloys[J]. Materials Chemistry and Physics, 2013, 138(1): 95–101.
- [4] ZHOU Y, HU M. Mechanical behaviors of nanocrystalline Cu/SiC composites: An atomistic investigation[J]. Computational Materials Science, 2017, 129: 129–136.
- [5] REN F, LI X, REN J, XIONG Y, VOLINSKY A, TIAN B. Precipitated Al₂O₃ phase characterization in internally oxidized Cu-Al alloy sheets[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 695: 452–457.
- [6] 程建奕, 汪明朴. 高强高导高耐热弥散强化铜合金的研究现状[J]. 材料导报, 2004, 18(2): 38–41.
- CHENG J Y, WANG M P. Progress in research on high-strength high-conductivity and high-heat resistance dispersion strengthened copper alloy[J]. Materials Review, 2004, 18(2): 38–41.
- [7] ZHANG X H, LI X X, CHEN H, LI T B, SU W, GUO S. Investigation on microstructure and properties of Cu-Al₂O₃ composites fabricated by a novel in-situ reactive synthesis[J]. Materials & Design, 2016, 92: 58–63.
- [8] XIANG Z Q, LI Z, LEI Q, et al. High temperature mechanical behavior of alumina dispersion strengthened copper alloy with high content of alumina[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(2): 444–450.
- [9] SCAPIN M, PERONI L, FICHERA C. Mechanical behavior of glidcop al-15 at high temperature and strain rate[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(5): 1641–1650.
- [10] SONG Y F, DING X F, ZHAO X J, XIAO L R, GUO L. The effect of stress-aging on dimensional stability behavior of Al-Cu-Mg alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 718: 298–303.
- [11] LI L, LI Z, LEI Q, XIAO Z, LIU B, LIU N. Microstructure evolution of alumina dispersion strengthened copper alloy deformed under different conditions[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(12): 3953–3958.
- [12] 程建奕, 教学文, 汪明朴, 郭明星. Al₂O₃ 弥散粒子对 Cu-Al₂O₃ 合金高温退火显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(11): 1928–1933.
- CHENG J Y, AO X W, WANG M P, GUO M X. Effect of Al₂O₃ disperoid on microstructure of Cu-Al₂O₃ alloy annealed at elevated temperatures. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(11): 1928–1933.
- [13] ZHOU Y, NEALE K W, TÓTH L S. Analytical solutions for the

- ideal orientations of FCC rolling textures[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1991, 39(11): 2921–2930.
- [14] HONG S H, DONG N L. The evolution of the cube recrystallization texture in cold rolled copper sheets[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 351(1): 133–147.
- [15] CHAUHAN A, BERGNER F, ETIENNE A, AKTAA J, CARLAN Y, HEINTZE C, LITVINOV D, HERNANDEZ M, ONORBE E, RADIGUET B. Microstructure characterization and strengthening mechanisms of oxide dispersion strengthened (ODS) Fe-9%Cr and Fe-14%Cr extruded bars[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2017, 495: 6–19.
- [16] 邹章雄, 项金钟, 许思勇. Hall-Petch 关系的理论推导及其适用范围讨论[J]. *物理测试*, 2012, 30(6): 13–17.
- ZOU Z X, XIANG J Z, XU S Y. Theoretical Derivation of Hall-Petch Relationship and Discussion of Its Applicable Range. *Physics Examination and Testing*, 2012, 30(6): 13–17.
- [17] HAHN S I, HWANG S J. Estimate of the Hall-Petch and Orowan effects in the nanocrystalline Cu with Al₂O₃ dispersoid[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 483(1): 207–208.
- [18] ZHANG Z, CHEN D L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(7): 1321–1326.
- [19] PENG L, XIE H, HUANG G, XU G, YIN X, FENG X, YANG Z. The phase transformation and strengthening of a Cu-0.71wt%Cr alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 708: 1096–1102.
- [20] LEE J, JUNG J Y, LEE E S, PARK W J, AHN S, KIM N J. Microstructure and properties of titanium boride dispersed Cu alloys fabricated by spray forming[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 277(1/2): 274–283.

Mechanical behaviors of alumina dispersion strengthened copper alloy under different treatments

HUANG Yin-jie¹, LUO Deng-gao², LI Zhou^{1,3}, XIAO Zhu^{1,4}, GONG Shen^{1,5}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Changsha Nanfang Tantalum Niobium Co., Ltd., Changsha 410133, China;

3. Science and Technology on High Strength Structural Materials Laboratory, Central South University, Changsha 410083, China;

4. State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

5. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083, China)

Abstract: The mechanical and electrical properties of the Cu-0.23%Al₂O₃ dispersion strengthened alloy treated with cold forging, annealing at 375 °C and creep aging at 600 °C for 6 hours after annealing at 375 °C were measured respectively. The microstructure and properties evolution were investigated by EBSD and TEM. The tensile strength, yield strength, elongation and electrical conductivity of the cold forged sample, which is also the primary sample, are 354 MPa, 345 MPa, 9.6% and 94.5%IACS, respectively. After the alloy is annealed at 375 °C, the yield strength reduces by 1.7%, but the electrical conductivity only increases by 0.5%. After annealed at 375 °C and creep aged at 600 °C for 6 h, the yield strength of the alloy treated with creep aging at 600 °C for 6 h reduces by 9.6% and electrical conductivity increases by 1.6%, compared with the primary sample. The yield strength of creep aging alloy decreases slightly compared with that of the cold forging alloy, which attributes to the dispersion distribution nano-alumina particles with high temperature stability and effectively pinning the grain boundaries and sub-grain boundaries at high temperature. The main strengthening mechanism is sub-structure strengthening and dispersion strengthening.

Key words: copper alloy; dispersion strengthened; creep aging; sub-grain boundary; mechanical behavior

Foundation item: Project(U1637210) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2017-11-0; **Accepted date:** 2018-03-27

Corresponding author: LI Zhou; Tel: +86-731-88830264; E-mail: lizhou6931@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)