

文章编号: 1004-0609(2005)04-0506-07

大变形 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的稳定性^①

宁远涛, 张晓辉, 张 婕

(昆明贵金属研究所 第二研究室, 昆明 650221)

摘 要: 制备了 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金, 其铸态结构由 Ag 沉淀、(Cu+Ag) 共晶和 Cu 基体组成。采用大变形法制备了两合金的原位纳米纤维复合材料。研究了大变形(真应变 $\varepsilon \geq 9$) 合金和时效态合金的结构与性能, 观察了 Ag 沉淀过程。结果表明微量 Ce 添加剂细化 Ag 纤维尺寸, 提高再结晶温度和不连续沉淀的温度, 明显提高形变态、时效态和完全退火态 Cu-10Ag 合金的拉伸强度, 而保持与 Cu-10Ag 合金相近或相当的导电率。真实应变 $\varepsilon = 9.9$ 的大变形 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金的抗拉强度分别为 1 190 和 1 430 MPa, 导电率分别为 68.7% 和 67.6% IACS, 这些性能在低于 300 °C 是稳定的。

关键词: 原位复合材料; Cu-Ag 合金; Ce; 沉淀; 拉伸强度; 导电率

中图分类号: TG 146.1; TG 146.3

文献标识码: A

Stability of heavy deformed Cu-Ag alloy in situ filamentary composites

NING Yuan-tao, ZHANG Xiao-hui, ZHANG Jie

(Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650221, China)

Abstract: The Cu-10Ag and Cu-10Ag-0.05Ce alloys were prepared. The microstructures of the cast alloys consist of Ag precipitate, (Cu+Ag) eutectic and Cu matrix. The Cu-10Ag and Cu-10Ag-0.05Ce alloys in situ nano-filamentary composites were also prepared by the heavy deformation. The structure and properties of the alloys heavy deformed with the true strain $\varepsilon \geq 9$ and aged at different temperatures were studied. The results indicate that the Cu-10Ag-0.05Ce alloy possesses much higher tensile strength and recrystallization temperature than Cu-10Ag alloy, with similar electrical conductivity to that of the Cu-10Ag alloy. The tensile strength and the electrical conductivity of the heavy deformed Cu-10Ag and Cu-10Ag-0.05Ce alloys with true strain $\varepsilon = 9.9$ are 1190 and 1430 MPa, and 68.7% and 67.6% IACS, respectively. The properties are increased to a certain extent in the aging process at temperatures below 300 °C for both Cu-10Ag and Cu-10Ag-0.05Ce alloys.

Key words: in situ composite; Cu-Ag alloy; Ce; precipitation; tensile strength; conductivity

近年来, 为发展高强脉冲磁场用导体材料, 具有高强度和高电导率的 Cu 合金原位复合材料的研究在世界各国备受重视^[1-5]。这些 Cu 合金包括两个基本类型: Cu 面心立方金属(如 Ag)合金和 Cu 体心立方金属(如 Nb、Fe、Cr 等)合金。其中 Cu-Ag 合金具有更好的强度和电导率综合性能。以 Cu 为基体的 Cu-Ag 合金的铸态结构由 Cu 相、Ag 沉淀

相和(Cu+Ag)共晶组成。为获得高的强度(如 $\sigma_t > 1.0\text{GPa}$), 须对 Cu-Ag 合金进行大变形以使 Ag 相转变为超细纤维增强相, 从而形成 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料^[6, 7]。关于热机械处理对 Cu-Ag 原位复合材料的结构与性能的影响已有许多研究^[8-14]。从这些研究可以看出, 冷变形使 Cu 基体的晶粒尺寸和 Ag 相尺寸细化; 在形变过程中低应变

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50371030)

收稿日期: 2004-10-28; 修订日期: 2005-01-24

作者简介: 宁远涛(1938-), 男, 研究员。

通讯作者: 宁远涛, 研究员; 电话: 0871-5138227; E-mail: ytning2002@yahoo.com.cn

阶段进行的中间热处理促使 Ag 沉淀相析出, 析出的 Ag 沉淀相在后续的形变过程中转变为更细的纤维, 从而改善 Cu-Ag 合金的强度与导电性能。但是, 关于直接大变形的 Cu-Ag 合金原位复合材料结构和性能的稳定性问题, 尚未见报道。

众所周知, 大变形赋予材料高的形变储能, 从而影响材料的稳定性。因此, 对大变形 Cu-Ag 合金原位复合材料的稳定性进行研究是很有必要的。本文作者通过研究大变形 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce(质量分数%)合金原位复合材料在自然和低温时效过程中结构和性能的变化, 比较研究了这两种合金的稳定性问题。

1 实验方法

选用纯度为 99.95% Cu, 99.99% Ag 和 99.9% Ce 金属原料, 在高纯 Ar 气保护下经高频加热熔化与合金化, 合金熔体浇入预热至约 300 °C 的高纯石墨坩埚中形成 Cu-10Ag(编号 CA1)和 Cu-10Ag-Ce(编号 CA2)合金铸锭。经化学分析两合金中 Ag 含量分别为 10.09% 和 9.95%(质量分数); 经 ICP-AES 定量光谱分析 Ce 含量为 0.05%(质量分数)。两合金铸锭直径 d 14 mm, 经冷模锻和冷拉拔至 d 0.1 mm 丝材, 其真实应变 $\varepsilon = 9.9$ 。这里, $\varepsilon = \ln(A_0/A_d)$, 其中 A_0 是试样的原始截面面积, A_d 是形变试样的截面面积。取部分 d 0.1 mm 丝材作自然时效和直至 500 °C 温度的时效处理。在 FM3 拉伸实验机上测定冷变形态和时效态材料的强度, 采用标准四极直流法测定电导率。另外, 取 d 3.0 mm 棒材冷轧减薄至厚约 5 μm 箔材($\varepsilon = 9.0$), 用 MTP-1 型双喷电解(电解液 20% HNO_3 + 80% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$)减薄仪对样品穿孔, 中心穿孔厚度 < 500

nm, 在 H-800 型 TEM 上观察试样组织形貌。

2 大变形合金的结构与性质

2.1 显微结构

CA1 和 CA2 合金的铸态结构由 Ag 沉淀、(Cu + Ag) 共晶和 Cu 晶体组成。微量 Ce 添加剂明显细化 Cu-10Ag 合金铸态晶体尺寸。Ag 沉淀的尺寸大体为 1.5~2.0 μm (CA1 合金) 和 0.5~0.8 μm (CA2 合金), 形成 Ag 环包围 Cu 晶体, 而 (Cu + Ag) 共晶则分布在树枝晶之间^[15]。电子探针面分析测定, 各相的比例按其平均值大体为 2.5%、16.5%、81% (CA1 合金) 和 1.3%、21%、77.7% (CA2 合金)。CA2 合金中 Ag 沉淀减少和共晶比例增大可能与 Ce 添加剂增大合金成分过冷有关。在变形过程中, 包括 Ag 沉淀和 (Cu + Ag) 共晶中的精细 Ag 层在内的 Ag 相也随之变形和被拉伸, 转变为粗细不等的 Ag 纤维。图 1(a) 所示为大变形($\varepsilon = 9$) CA2 合金箔材的 TEM 明场像, 它是由富 Cu 相(白色亮区)、细的 Ag 纤维(尺寸 < 10 nm, 暗色)和相对粗的 Ag 纤维(尺寸 15~60 nm, 暗色)组成。相对粗的 Ag 纤维是由铸态合金中的 Ag 沉淀相形成, 而细的 Ag 纤维则是由 (Cu + Ag) 共晶中的精细 Ag 层转变而成^[15]。图 1(b) 显示了其电子衍射图谱, 其中亮点为 Cu 的衍射点, 而相邻的相对暗小的点是 Ag 的衍射点。它表明 Cu 基体与 Ag 纤维具有相同的晶体取向, 如 $(\bar{1}11)_{\text{Cu}} \parallel (\bar{1}11)_{\text{Ag}}$, $(220)_{\text{Cu}} \parallel (220)_{\text{Ag}}$ 和 $[110]_{\text{Cu}} \parallel [110]_{\text{Ag}}$ 位相关系。

图 2(a) 所示为相同大变形 CA1 合金的 TEM 明场像。与图 1(a) 一样, 它也是由 Cu 基体(亮区 B)、相对粗的 Ag 纤维(尺寸约 100 nm, 见暗区 A)和更细的 Ag 纤维(其尺寸仅几纳米)组成。比较图

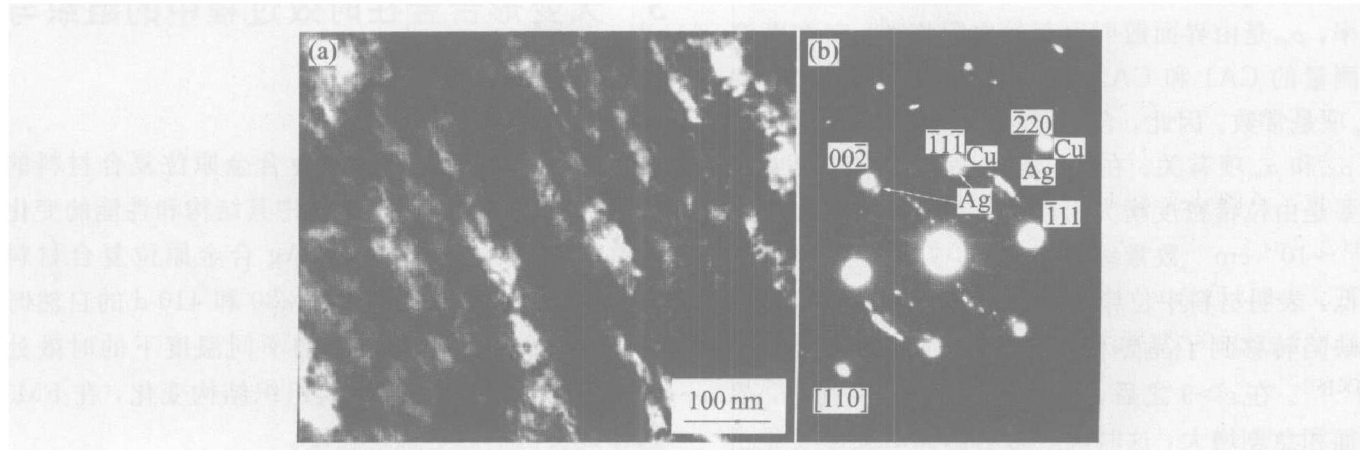


图 1 大变形 Cu-10Ag-0.05Ce 合金 TEM 明场像(a) 及其电子衍射图谱(b)

Fig. 1 TEM bright field image (a) and electron diffraction pattern (b) of heavily deformed Cu-10Ag-0.05Ce alloy with $\varepsilon = 9$

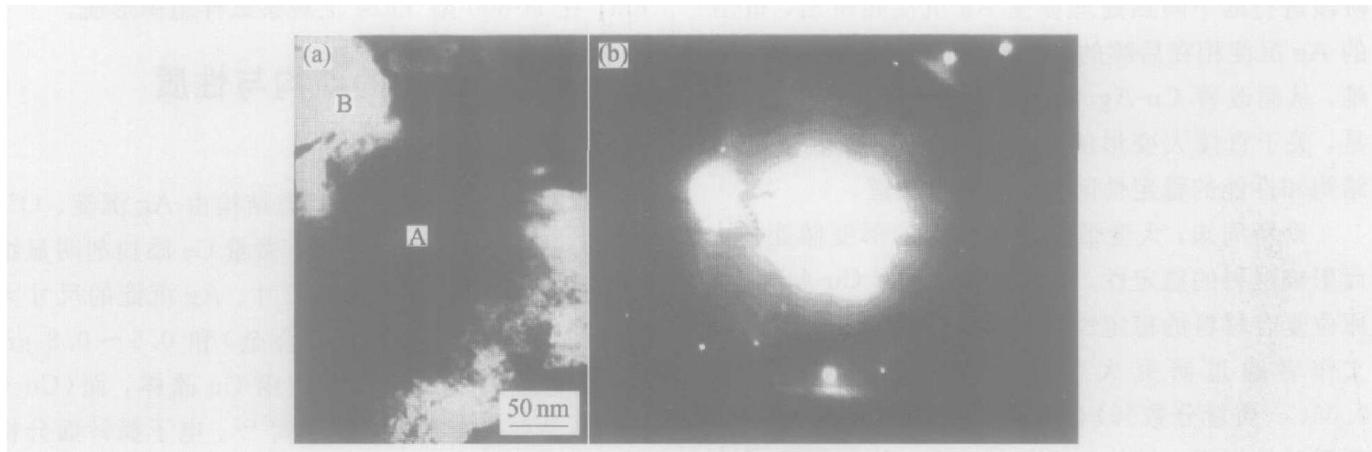


图 2 大变形 Cu-10Ag 合金 TEM 明场像(a) 和 Cu 基体菊池线(b)

Fig. 2 TEM bright field image (a) and Kikuchi line (b) of heavy deformed Cu-10Ag alloy with $\varepsilon=9$

1(a) 和图 2(a) 可以看出, 微量 Ce 添加剂可以明显细化 Cu-10Ag 合金的 Ag 纤维尺寸。图 1(a) 和图 2(a) 明场像也清楚地显示, 大变形 Cu-10Ag 合金中的 Ag 纤维和 Cu 基体处于低位错密度状态。图 2(b) 给出了大变形 Cu-10Ag 合金中 Cu 基体(图 2(a) 中 B 区)的菊池线, 它也证明了 Cu 基体处于低密度缺陷状态, 因为在试样厚度适当时, 缺陷密度较低就会出现菊池线花样。电子衍射图谱显示在大变形 CA1 合金中的 Cu 基体与 Ag 纤维之间也存在着与 Cu-10Ag-0.05Ce 合金中相同的位相关系。

对 CA1 和 CA2 合金的电阻率测量表明, 随着真实应变增大, 合金的电阻率随之增大, 在真实应变 $\varepsilon=7.6$ 时达到极大值, 随后电阻率降低, 并在 $\varepsilon=9$ 时达到极小值; 之后, 电阻率再度迅速增大^[15]。Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的电阻率 $\rho_{\text{Cu/Ag}} = \rho_{\text{pho}} + \rho_{\text{dis}} + \rho_{\text{int}} + \rho_{\text{mp}}$, 式中 ρ_{pho} 是由声子散射引起的电阻率, 是与温度有关的项; ρ_{mp} 是由杂质散射引起的电阻率; ρ_{dis} 是由材料中位错密度引起的电阻率, ρ_{int} 是由界面散射引起的电阻率^[9]。对在常温下测量的 CA1 和 CA2 合金的电阻率而言, ρ_{pho} 和 ρ_{mp} 项是常数。因此, 合金电阻率随应变的变化主要与 ρ_{dis} 和 ρ_{int} 项有关。在低应变条件下, 电阻率增大主要是由位错密度增大引起的, 其位错密度可达到 $10^{12} \sim 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 数量级^[16]。在 $\varepsilon=7.6$ 之后电阻率降低, 表明材料中位错密度减小, 其中的位错和其它缺陷转移到了晶界和 Ag 纤维与 Cu 基体间的界面^[9, 10]。在 $\varepsilon=9$ 之后, 由于 Ag 纤维高度细化, 界面面积急剧增大, 这时电阻率的迅速增大主要是由界面散射引起的。因此, 在大变形条件下, Cu 基体和 Ag 纤维处于低密度缺陷状态, 位错与其它缺陷则存在于晶界和 Ag 纤维与 Cu 基体界面之间。

2.2 性能

测定了 $d=0.1 \text{ mm}$ CA1 和 CA2 合金丝材的抗拉强度和电阻率。经真实应变 $\varepsilon=9.9$ 大变形后, CA1 合金的抗拉强度 $\sigma_b=1190 \text{ MPa}$, 而 CA2 合金的 $\sigma_b=1430 \text{ MPa}$ 。可见微量 Ce 添加剂明显地提高了 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的强度, 其增幅达 20%。大变形态 CA1 和 CA2 合金的电阻率分别为 2.51 和 $2.56 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ 。按国际退火 Cu 标准电阻率 $\rho_u=1.7241 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, 则 CA1 和 CA2 合金相对于国际退火 Cu 标准(IACS)的电导率分别为 68.7% IACS(CA1 合金)和 67.6% IACS(CA2 合金)。相对于微量 Ce 添加剂对 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料高的强化效应而言, 它对该复合材料的电导率的影响很小。换句话说, Cu-10Ag 合金中的微量 Ce 添加剂可以基本保持或牺牲很小的电导率而获得显著的强化效应。

3 大变形合金在时效过程中的组织与性能变化

直接大变形的 Cu-10Ag 合金原位复合材料的热稳定性是通过在时效过程中其结构和性能的变化来考察的。对大变形 Cu-10Ag 合金原位复合材料丝材和箔材在室温进行长达 280 和 410 d 的自然时效处理以及在直至 500°C 的不同温度下的时效处理, 然后在 TEM 下观察其组织结构变化, 在 FM3 拉伸试验机上测定抗拉强度。

3.1 时效过程中组织的变化

室温自然时效和 200°C 以下温度时效的试样仍

保持高度纤维化结构, 在 TEM 下未观察到明显的组织变化。但在 200 ℃以上温度时效, 在 CA1 和 CA2 合金中都出现了 Ag 沉淀过程。图 3 显示了 CA2 合金在时效过程中组织的变化, Ag 沉淀相的形貌与尺寸同退火温度密切相关。在 200 ℃时效 1 h, 非常细小的 Ag 沉淀相从 Cu 基体中析出(图 3(a))。在 300 ℃时效, Ag 沉淀相开始球化(图 3(b))。在 400 ℃时效, 球化的 Ag 沉淀相颗粒已经长大, 并观察到片层状 Ag 沉淀形成(图 3(c))和局部再结晶。图 3(d)所示为在图 3(c)中片层状组织的电子衍射图, 可以清楚地看出 Ag 沉淀相与 Cu 基体呈共格的位相关系。在 500 ℃以上温度时效, 合

金完全再结晶, Ag 沉淀相颗粒长大。在 CA1 合金中也观察到了类似的 Ag 沉淀过程, 但在 300 ℃时效时出现片层状 Ag 沉淀, 它的电子衍射图也清楚地表明 Ag 沉淀相与 Cu 基体呈共格位相关系。

经 XRD 测定, 形变合金的晶格常数 $a_{CA1} = 0.3623 \text{ nm}$, $a_{CA2} = 0.3652 \text{ nm}$ 。已知 Cu 的晶格常数 $a_{Cu} = 0.3615 \text{ nm}$, 具有更大原子半径的 Ag ($a_{Ag} = 0.4086 \text{ nm}$) 和 Ce 分别溶入 Cu 和 Cu-10Ag 合金中, 导致 CA1 和 CA2 合金晶格常数增大, 并以 Ce 溶质的晶格膨胀更显著。在时效过程中, Ag 沉淀相析出导致合金的晶格常数降低。图 4 所示为时效过程中晶格常数的变化。显然, 在 200 ℃以下

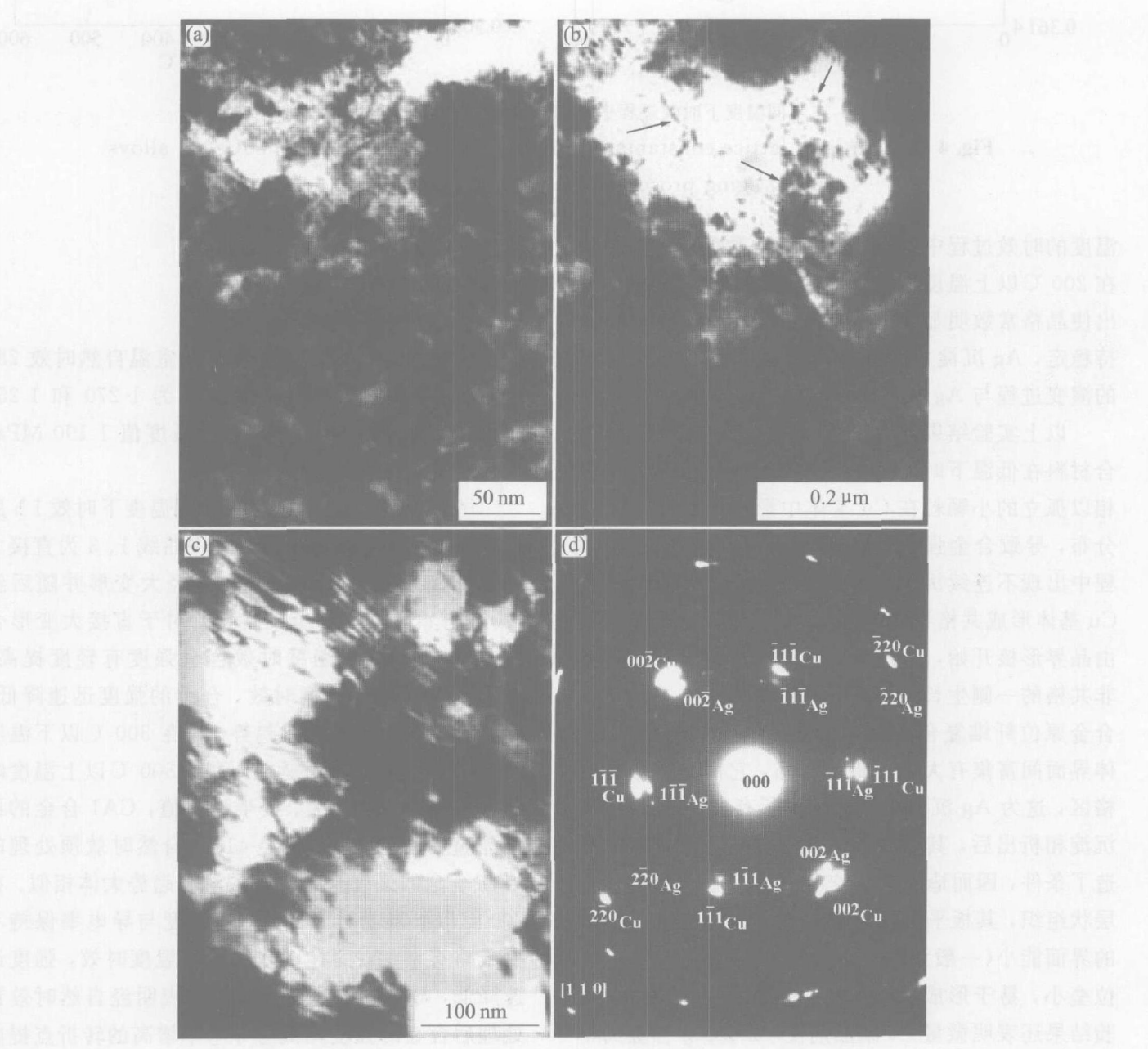


图 3 Cu-10Ag-0.05Ce 合金在不同温度时效处理 1 h 后 Ag 沉淀相形貌与电子衍射图

Fig. 3 TEM bright field images of Cu-10Ag-0.05Ce alloy aged at different temperatures for 1 h and electron diffraction pattern

(a) —200 ℃; (b) —300 ℃; (c) —400 ℃; (d) —Electron diffraction pattern

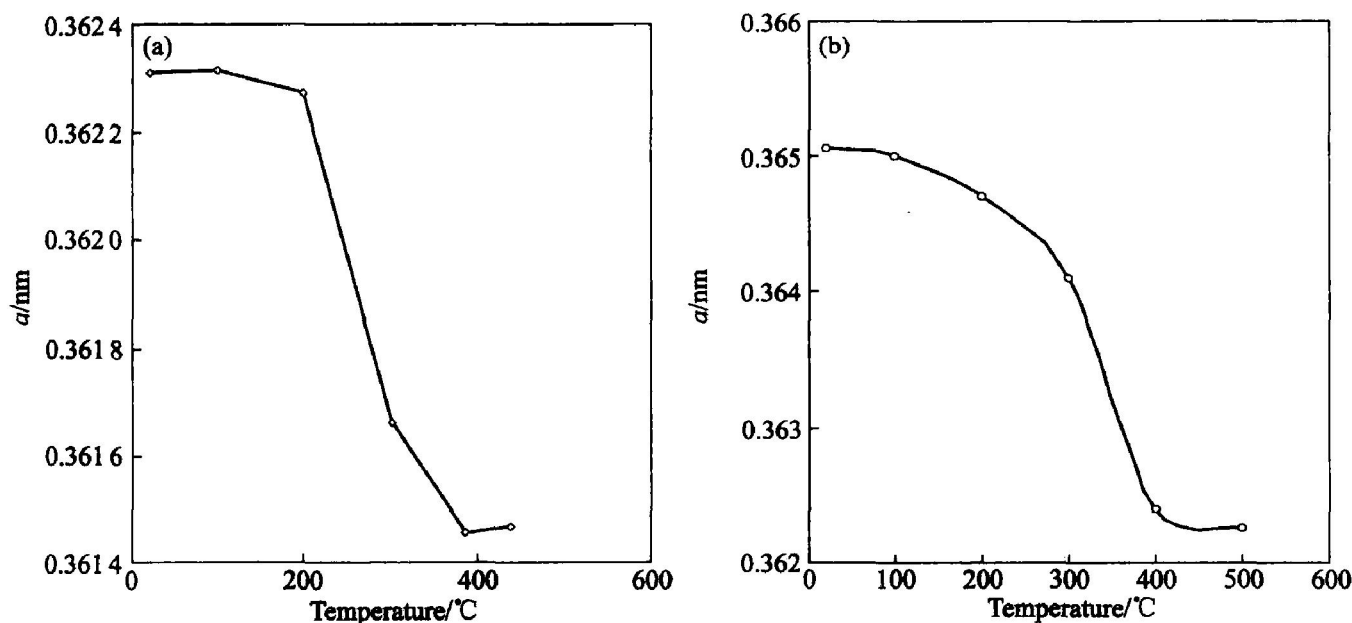


图 4 在不同温度下时效过程中 CA1(a) 和 CA2(b) 合金晶格常数的变化

Fig. 4 Changes of lattice constants of Cu-10Ag(a) and Cu-10Ag-0.05Ce(b) alloys during aging process at different temperatures for 1 h

温度的时效过程中, 合金的晶格常数变化很小。但在 200 °C 以上温度的时效过程中, Ag 沉淀相的析出使晶格常数明显降低。400 °C 以后, 晶格常数保持稳定, Ag 沉淀相析出过程已经完成。晶格常数的演变过程与 Ag 沉淀相形貌变化过程基本一致。

以上实验结果表明, Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料在低温下时效表现为连续沉淀, 其 Ag 沉淀相以孤立的小颗粒在 Cu 基体中形核和长大并弥散分布, 导致合金强化。在 300 °C 以上温度, 沉淀过程中出现不连续沉淀, 片层状 Ag 沉淀相析出并与 Cu 基体形成共格界面(见图 3(c)、(d))。这种沉淀由晶界形核开始, 晶核与相邻晶体形成共格, 而向非共格的一侧生长。正如上述, 在大变形 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的晶界及 Ag 纤维与 Cu 基体界面间富集有大量位错与缺陷, 它们构成了非共格区, 这为 Ag 沉淀相生长提供了有利条件。当 Ag 沉淀相析出后, 其近旁成分的改变为 Cu 相形核创造了条件, 因而造成两相交替形核与生长, 析出片层状组织, 其板平面为共格平面。这种共格沉淀相的界面能小(一般为 $(1 \sim 5) \times 10^{-4} \text{ J/cm}^2$ [17]), 形核位垒小, 易于形成, 尤其在时效温度较高时。本实验结果还表明微量 Ce 添加剂使 Cu-10Ag 合金的不连续沉淀温度由 300 °C 升高至 400 °C, 可见 Ce 添加剂有抑制与推迟不连续沉淀的作用。不连续沉淀会妨碍连续沉淀, 但它所形成的微细片层状组织在随后的变形过程中可形成更细微的原位 Ag 纤维组

织。

3.2 时效过程中性能的变化

大变形($\epsilon = 9.9$) CA1 合金在室温自然时效 280 和 410 d, 测定其抗拉强度分别为 1 270 和 1 250 MPa, 均高于冷变形态合金的强度值 1 190 MPa, 其提高幅度达到 5% ~ 7%。

图 5 所示为 CA1 合金在不同温度下时效 1 h 后抗拉强度与导电率的变化, 其中曲线 1、3 为直接大变形合金的性能, 曲线 2、4 为经大变形并随后经 410 d 自然时效后合金的性能。对于直接大变形合金, 在 300 °C 以下温度时效合金强度有轻度提高, 但在 300 °C 以上温度时效, 合金的强度迅速降低。导电率则呈相反的变化趋势, 即在 300 °C 以下温度时效, 导电率有轻度提高, 而在 300 °C 以上温度时效, 导电率迅速增大。按半强度值, CA1 合金的再结晶温度约为 350 °C。经 410 d 自然时效预处理的 CA1 合金的强度与导电率的演变趋势大体相似。在 200 °C 以下温度时效, 合金的强度与导电率保持不变或略有增加, 而在 200 °C 以上温度时效, 强度迅速降低, 导电率则迅速提高。这表明经自然时效预处理后合金的强度降低与导电率增高的转折点提前到约 200 °C。按半强度值, 其再结晶温度也降低到约 250 °C。自然时效与低温时效使合金的强度性质提高应归因于 Ag 沉淀相的析出。在 300 °C 以上温度时效, Ag 沉淀开始球化和长大, 导致合金强度

降低。Ag 沉淀相析出既增加了 Ag 相的含量, 也减少了 Cu 基体中 Ag 的固溶度, 这促使合金的导电率增大。随着时效温度的升高, 这个过程加快, 使导电率明显增大。大变形合金在室温自然时效预处理对再结晶温度的影响实际上也受两种因素的制约。一方面, 预时效释放部分形变储能, 这在某种程度上可以提高合金的再结晶温度; 另一方面, Ag 沉淀相析出减小合金中 Ag 的固溶度, 这使合金的再结晶温度降低。显然, 后一个因素是经自然时效预处理的 CA1 合金再结晶温度降低至 250 °C 的主要原因。

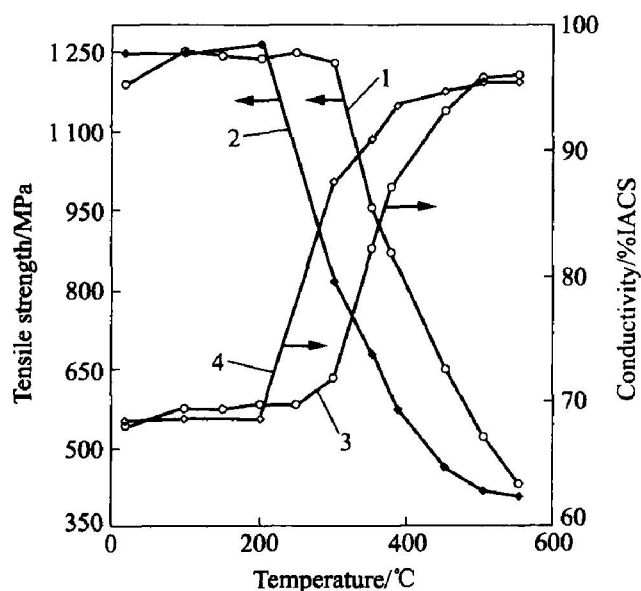


图 5 时效处理对大变形 Cu-10Ag 合金强度与导电率的影响

Fig. 5 Changes of tensile strength and conductivity of heavy deformed Cu-10Ag alloy in aging process

1, 3—Heavy deformed alloy ($\varepsilon=9.9$);
2, 4—Heavy deformed alloy followed by naturally aging for 410 d

如上所述, 大变形 Cu-10Ag-0.05Ce 合金较 Cu-10Ag 具有更高的强度和稍低的导电率。图 6 所示为大变形 Cu-10Ag-0.05Ce 合金在不同温度时效 1 h 后性能的变化。在 300 °C 以下温度时效, 合金的强度与导电率基本保持不变或略有增高, 然后强度迅速降低, 导电率迅速提高。这些性能的变化趋势与图 5 中曲线 1 和 3 的变化趋势是一致的。但是, 比较图 5 和图 6 中相应的曲线可知, 在 550 °C 完全退火后, Cu-10Ag-0.05Ce 合金仍保持比 Cu-10Ag 更高的强度, 而导电率已达到 Cu-10Ag 合金的水平。另一方面, 微量 Ce 添加剂提高了 Cu-10Ag 合

金的再结晶温度, 按半强度值, Cu-10Ag-0.05Ce 合金的再结晶温度提高到约 400 °C。

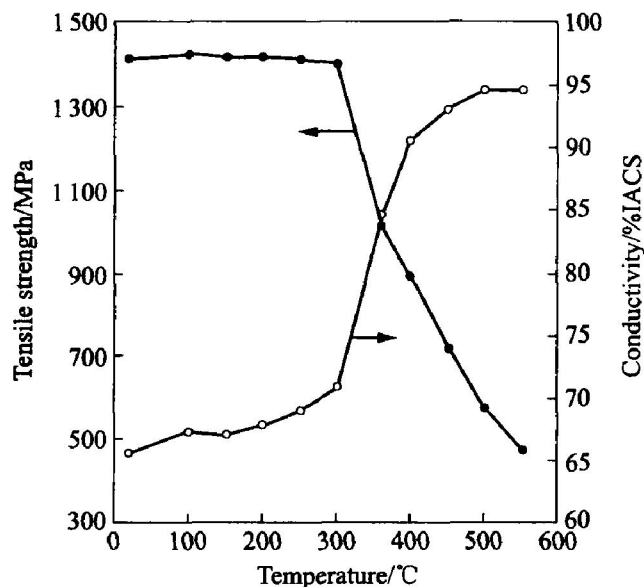


图 6 时效处理对大变形 Cu-10Ag-0.05Ce 合金强度与导电率的影响

Fig. 6 Changes of tensile strength and conductivity of heavy deformed Cu-10Ag-0.05Ce alloy

4 结论

1) Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金的铸态结构由 Ag 沉淀、(Cu+Ag) 共晶和 Cu 基体组成。合金的晶格常数 $a_{CA1} = 0.3623 \text{ nm}$ (Cu-10Ag 合金), $a_{CA2} = 0.3652 \text{ nm}$ (Cu-10Ag-0.05Ce 合金)。采用大变形制备了 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金原位纤维复合材料, 其结构由富 Cu 相、细的 Ag 纤维(尺寸 < 10 nm)和相对粗的 Ag 纤维组成。Cu 基体与 Ag 纤维具有相同的晶体取向, 即 $(\bar{1}11)_{Cu} \parallel (\bar{1}11)_{Ag}$, $(220)_{Cu} \parallel (220)_{Ag}$ 和 $[110]_{Cu} \parallel [110]_{Ag}$ 位相关系。

2) 经真实应变 $\varepsilon=9.9$ 大变形的 Cu-10Ag 合金的抗拉强度 $\sigma_b = 1190 \text{ MPa}$, 电阻率 $\rho = 2.51 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, 相对于国际退火 Cu 标准的电导率为 68.7% IACS; 而 Cu-10Ag-0.05Ce 合金抗拉强度 $\sigma_b = 1430 \text{ MPa}$, 电阻率 $\rho = 2.56 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, 相对电导率为 67.6% IACS。

3) 大变形 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金在自然时效和直至 500 °C 温度时效过程中出现 Ag 沉淀过程。在 300 °C 以下温度时效, 细小颗粒态 Ag 沉淀相析出并弥散分布, 导致合金强化; 在 300 °C 以上温度, Ag 沉淀过程中出现不连续沉淀, 片层

状 Ag 沉淀相析出并与 Cu 基体保持共格位相关系。

4) 大变形 Cu-10Ag 合金经 280~410 d 室温自然时效后, 其强度有约 6% 的提高。在 300 °C 以下温度时效, Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金的强度和导电率也都有一定程度的提高; 在 300 °C 以上温度时效, 合金的抗拉强度降低, 而导电率迅速增大。Cu-10Ag 合金的再结晶温度约为 350 °C, 而 Cu-10Ag-0.05Ce 的再结晶温度则提高到约 400 °C。

5) 在 Cu-10Ag 合金及其原位纤维复合材料中, 微量 Ce 添加剂细化 Ag 纤维尺寸, 提高再结晶温度和不连续沉淀温度, 并明显提高合金在变形态、时效态和完全退火态的强度, 而具有与 Cu-10Ag 合金相近或相当的导电率。

6) 真实应变 $\varepsilon = 9.9$ 的大变形 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-0.05Ce 合金的性能在直至 300 °C 的温度是稳定的。

REFERENCES

- [1] Sakai Y, Inoue K, Asano T, et al. Development of high strength high conductivity Cu-Ag alloy for high field pulsed magnet use[J]. Appl Phys Lett, 1991, 59(23): 2965-2967.
- [2] Sakai Y, Inoue K, Asano T. Development of high strength high conductivity Cu-Ag alloy for pulsed magnets[J]. IEEE Trans Magn, 1992, 28(1): 888-891.
- [3] Dew-Hughes D. High strength conductor for pulsed magnets[J]. Mater Sci Eng, 1993, A168(1): 35-40.
- [4] Sakai Y, Inoue K, Maeda H. New high-strength, high-conductivity Cu-Ag alloy sheets[J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(4): 1517-1522.
- [5] Sakai Y, Schneider-Muntau H J. Ultra-high strength, high conductivity Cu-Ag alloy wires[J]. Acta Mater, 1997, 45(3): 1017-1021.
- [6] 张晓辉, 宁远涛, 李永年, 等. 凝固速率对 Cu-Ag 原位纤维复合材料结构与性能的影响[J]. 贵金属, 2002, 23(1): 19-25.
ZHANG Xiao-hui, NING Yuan-tao, LI Yong-nian, et al. Influence of solidification rate on properties of Cu-Ag in situ filamentary composites[J]. Precious Metals, 2002, 23(1): 19-25.
- [7] 张晓辉, 宁远涛, 李永年, 等. 大变形 Cu-10Ag 原位纤维复合材料的结构与性能[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(1): 115-119.
ZHANG Xiao-hui, NING Yuan-tao, LI Yong-nian, et al. Microstructure and properties of heavy deformed Cu-10Ag alloy in situ filamentary composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(1): 115-119.
- [8] Hong S I, Hill M A, Sakai Y, et al. On the stability of cold drawn two-phase wires[J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(9): 3313-3319.
- [9] Hong S I, Hill M A. Microstructural stability and mechanical response of Cu-Ag microcomposite wires[J]. Acta Mater, 1998, 46(12): 4111-4122.
- [10] Hong S I, Hill M A. Mechanical stability and electrical conductivity of Cu-Ag filamentary microcomposites[J]. Mater Sci Eng, 1999, A264: 151-158.
- [11] Han K, Vasquez A A, Xin Y, et al. Microstructure and tensile properties of nanostructured Cu-25wt% Ag[J]. Acta Mater, 2003, 51: 767-776.
- [12] Morris D G, Benghalem A, Morris-Munoz M A. Influence of solidification condition, thermomechanical processing, and alloying additions on the structure and properties of in situ composite Cu-Ag alloys[J]. Scripta Mater, 1999, 41(10): 1123-1130.
- [13] Benghalem A, Morris D G. Microstructure and strength of wire-drawn Cu-Ag filamentary composites[J]. Acta Mater, 1997, 45(1): 397-406.
- [14] Han K, Embury J D, Sims J R, et al. The fabrication properties and microstructure of Cu-Ag and Cu-Nb composite conductors[J]. Mater Sci Eng, 1999, A267: 99-114.
- [15] NING Yuan-tao, ZHANG Xiao-hui, ZHANG Jie. Structure and properties of the in situ filamentary composites based on the Cu-Ag alloy with different solidification conditions[J]. Precious Metals, 2005, 26(4): 6-12.
- [16] Frommeyer G, Wassermann G. Microstructure and anomalous mechanical properties of in situ produced silver-copper composite wire[J]. Acta Metall, 1975, 23: 1353-1360.
- [17] 师昌绪. 材料大辞典[M]. 北京: 化学工业出版社, 1994.
SHI Chang-xu. Material Comprehensive Dictionary [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1994.

(编辑 袁赛前)