

Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的应变强化效应

宁远涛, 张晓辉, 吴跃军

(昆明贵金属研究所, 昆明 650221)

摘要: 制备 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-Ce 合金原位纤维复合材料, 研究结构变化与应变强化的关系。随着真应变增大, 复合材料中的 Ag 纤维平均尺寸呈真应变的负指数函数减小, 而极限强度呈真应变的指数函数增大。按其结构变化, 原位复合材料显示两种强化机制: 低应变阶段主要为加工硬化机制, 高应变阶段主要为超细 Ag 纤维及界面强化机制。增大凝固速率和添加微量 Ce 明显细化合金的初始 Ag 相和 Ag 纤维尺寸, 增高原位纤维复合材料的应变强化速率。在真应变为 10.4 时, 缓慢、快速凝固 Cu-10Ag 合金和 Cu-10Ag-Ce 合金原位纤维复合材料的 Ag 纤维平均直径分别为 140、90 和 80 nm, 极限拉伸强度分别为 1 250、1 370 和 1 430 MPa。

关键词: Cu-Ag 合金; 复合材料; 强化效应; Ce 添加剂

中图分类号: TG 146.1; TG 146.3

文献标识码: A

Strain strengthening of Cu-Ag alloy in situ filamentary composites

NING Yuan-tao, ZHANG Xiao-hui, WU Yue-jun

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

Abstract: Cu-10Ag and Cu-10Ag-Ce alloys in situ filamentary composites were prepared. The relationships of the ultimate tensile strengths (UTS) and microstructure evolution of the filamentary composites were studied. With increasing true strain, the sizes of Ag filaments in the composites decrease according to a negative exponential function of the true strain. The UTS of the composites increase also according to an exponential function of the true strain. The two-stage strengthening mechanisms were discussed on the evolution of microstructure during deformation process: at low true strain stage, the strengthening mechanism is mainly one caused by the working hardening controlled by dislocation increasing; at high true strain stage, the strengthening mechanism is mainly one caused by the super-fine Ag filaments and large coherent interfaces between Ag filaments and Cu matrix. The rapid solidification and trace Ce addition in the alloys obviously refine the sizes of original Ag precipitate in cast alloys and Ag filaments in the in situ composites, and therefore obviously increase the strain strengthening rate of the Cu-10Ag alloy in situ filamentary composites. As the true strain is 10.4, the average size of Ag filaments are about 140, 90 and 80 nm, and the ultimate tensile strengths are 1 250, 1 370 and 1 430 MPa in the Cu-10Ag alloys solidified slowly or rapidly, as well as in Cu-10Ag-0.05Ce alloy, respectively.

Key words: Cu-Ag alloy; composite; strengthening effect; Ce addition

近年来通过原位复合技术已将 Cu-Ag 共晶合金发展为高强度和高导电率原位复合材料, 并对其结构和性能已作了许多研究, 尤其对其高的强度性质显示了

特别地关注。这类复合材料的力学和电学性能取决于合金成分、变形程度和中间热处理^[1-8]。大变形复合材料的强度一般超过 1 GPa(是硬化 Cu 的 3~5 倍)并保持

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50371031)

收稿日期: 2006-02-16; **修订日期:** 2006-10-26

通讯作者: 宁远涛, 研究员; 电话: 0871-5138227; 传真: 0871-5151533; E-mail: ytning2002@yahoo.com.cn

60%~70% IACS 电导率。

关于 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的强化机制, 有学者提出了位错模型^[9]。Hong 等^[10-12]提出 Ag 纤维和界面无热障碍模型并认为优于位错模型。基于合金变形组织和初始凝固组织的尺度与两相材料的体积分量的相似性, 根据 Hall-Petch 关系和混合定律, Han 等^[13-14]提出一个简单模型用于解释和预测共变形两相复合材料的强度。虽然该模型也可以较为合理的解释 Cu-Ag 合金原位复合材料的强化, 但在大变形条件下, 这类复合材料的强度往往偏离 Hall-Petch 关系和混合定律。事实上, Cu-Ag 合金原位复合材料的强化涉及固溶强化、组织细化强化、沉淀强化、加工硬化及两相组织的协调变形等因素, 单一的机制难以解释和预测其强化效应, 因而仍有必要对其强化规律和机制作更多的研究。

本文作者采用原位复合技术制备了 Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-Ce 合金原位纤维复合材料, 研究了复合材料在形变过程中的结构变化以及强化效应的规律, 讨论了复合材料的强化机制。

1 实验

采用纯度 99.99%Ag、99.9%Cu 和 Ce, 在高频感应炉 Ar 气氛中熔炼合金并将熔体浇入水冷铜模和预

热石墨模, 得到 Cu-10%和 Cu-10%Ag-Ce (质量分数, 简写 Cu-10Ag 或 Cu-10Ag-Ce)合金铸锭。水冷铜模和预热石墨模制备的 Cu-10Ag 合金分别编号为 CA1 和 CA2 合金, 石墨模制备的 Cu-10Ag-Ce 合金编号为 CA3 合金。经化学分析, 合金中 Ag 含量分别为 10.05%、10.09%和 9.95%; 定量光谱(ICP-AES)分析 CA3 合金含 0.05%Ce。

合金铸锭经冷锻和冷拉拔至直径 0.08 mm 细丝材, 在相应的真实应变阶段取试样测定力学性能。直径 0.3 mm 以上和以下丝材分别在 FM250 和 FM3 拉伸试验机上测量极限拉伸强度。采用扫描电镜和透射电镜观察了丝材试样的显微结构。

2 实验结果

2.1 Cu-10Ag 铸态合金及其原位纤维复合材料的结构

Cu-10Ag 合金的铸态组织呈树枝晶体结构(图 1)。CA2 合金的树枝晶较 CA1 粗大, 而 CA1 和 CA3 合金的树枝晶细小。合金的铸态组织均由 Cu 基体、(Cu+Ag) 共晶和 Ag 沉淀相组成(图 1(d))。由电子探针面分析测定, 各相的比例分别为 69.1%、30.2%、0.7%(CA1 合金), 81.0%、16.5%、2.5%(CA2 合金)和 77.7%、21%、1.3%(CA3 合金)。Ag 沉淀相是由初生 Cu 晶体

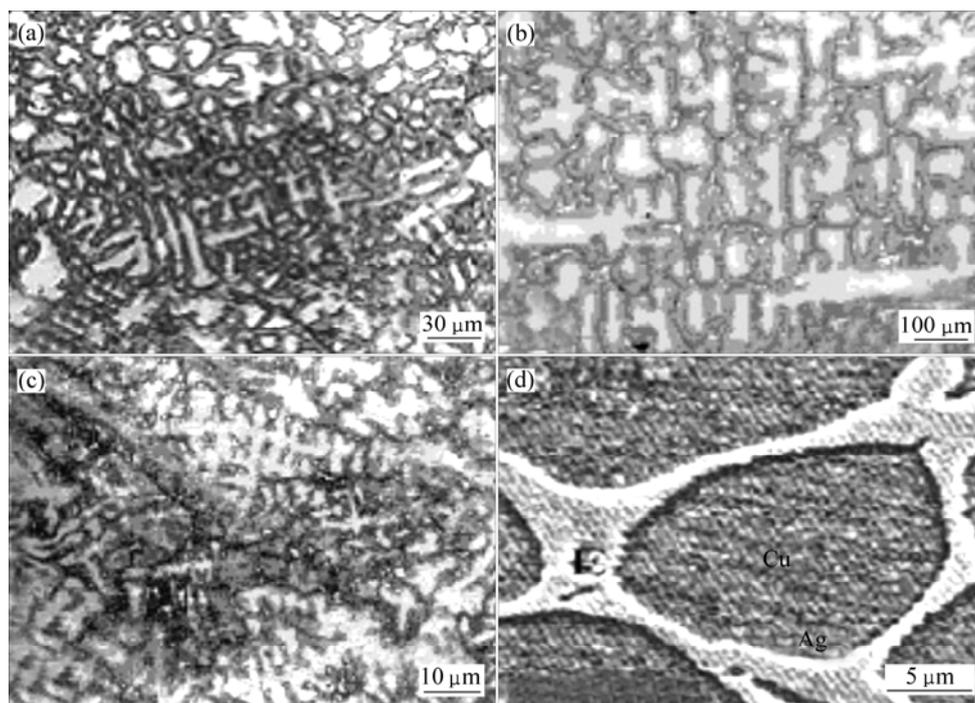


图 1 铸态 CA1、CA2 和 CA3 合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of as cast CA1(a), CA2(b) and CA3(c), (d) alloys

在冷却时析出并形成围绕 Cu 晶体的 Ag 膜。SEM 测定得 Ag 膜的尺寸约为 0.5~1.0 μm (CA1 和 CA3 合金)和 1.5~2.0 μm (CA2 合金)。已测定 CA1 和 CA2 合金在凝固过程中的冷却速率分别为 5.8×10^3 和 57 K/s^[6]。由此可见,慢速凝固的 CA2 合金有粗大的晶体尺寸和更高的 Ag 沉淀比例,而快速凝固的 CA1 和含微量 Ce 添加剂的 CA3 合金有细小的晶体尺寸和更高的(Cu+Ag)共晶比例。

在冷变形过程中,Ag 沉淀和(Cu+Ag)共晶中 Ag 层随着 Cu 基体变形。Ag 相沿拉拔方向伸长形成纤维并沿轴向排列。随着变形量增大,银纤维尺寸逐渐减小,形成以 Ag 纤维为增强相的 Cu 基原位纤维复合材料。Ag 沉淀形成相对粗的 Ag 纤维,(Cu+Ag)共晶中的 Ag 层形成相对细的 Ag 纤维。图 2 所示为在不同真实应变时合金中 Ag 纤维形貌。采用扫描电镜观测 Ag 纤维直径,其平均直径 d 随真实应变 ε 增大呈负指数关系减小(图 3):

$$d = d_0 \exp(-0.228\varepsilon) \quad (1)$$

式中 d_0 为与合金铸态组织的初始 Ag 相平均尺寸有关的系数,由不同真实应变下实验测定的 d 值通过式(1)

推导得 $d_{0\text{CA1}}=930 \text{ nm}$ (CA1 合金)、 $d_{0\text{CA2}}=1500 \text{ nm}$ (CA2 合金)和 $d_{0\text{CA3}}=800 \text{ nm}$ (CA3 合金),这与 SEM 测定的初始 Ag 相的平均尺寸基本吻合。真应变 $\varepsilon = \ln(A_0/A_d)$, A_0 和 A_d 为初始和变形试样的截面积。可以看出,CA1 和 CA3 合金中 Ag 纤维尺寸比 CA2 合金中的 Ag 纤维细小。增大合金凝固速率和添加微量 Ce 添加剂细化了 Cu-10Ag 铸态合金的初始 Ag 相尺寸 d_0 ,从而明显细化了由这些合金制备的原位纤维复合材料中的 Ag 纤维直径。

随着冷变形程度增大,Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的组织也发生变化。在低应变阶段,合金中形成大量位错与位错胞结构,其位错胞尺寸大约为 150~200 nm(图 4(a)^[3]),因而使合金的位错密度迅速提高,可达到 $10^{12} \sim 10^{14} / \text{cm}^2$ ^[15]。在高应变阶段,如当真应变 $\varepsilon \geq 9$ 时,复合材料中 Ag 纤维尺寸已达到或小于位错胞结构尺寸,位错胞迁移到界面而 Ag 纤维变成无位错状态(图 4(b)),Cu 晶体中的位错迁移到晶界而使位错明显减少,菊池线(图 4(c))的出现是 Cu 基体内部缺陷减少的明证。图 4(d)显示了图 4(b)中 Cu 基体与 Ag 纤维界面间的电子衍射花样。可以看出 Ag

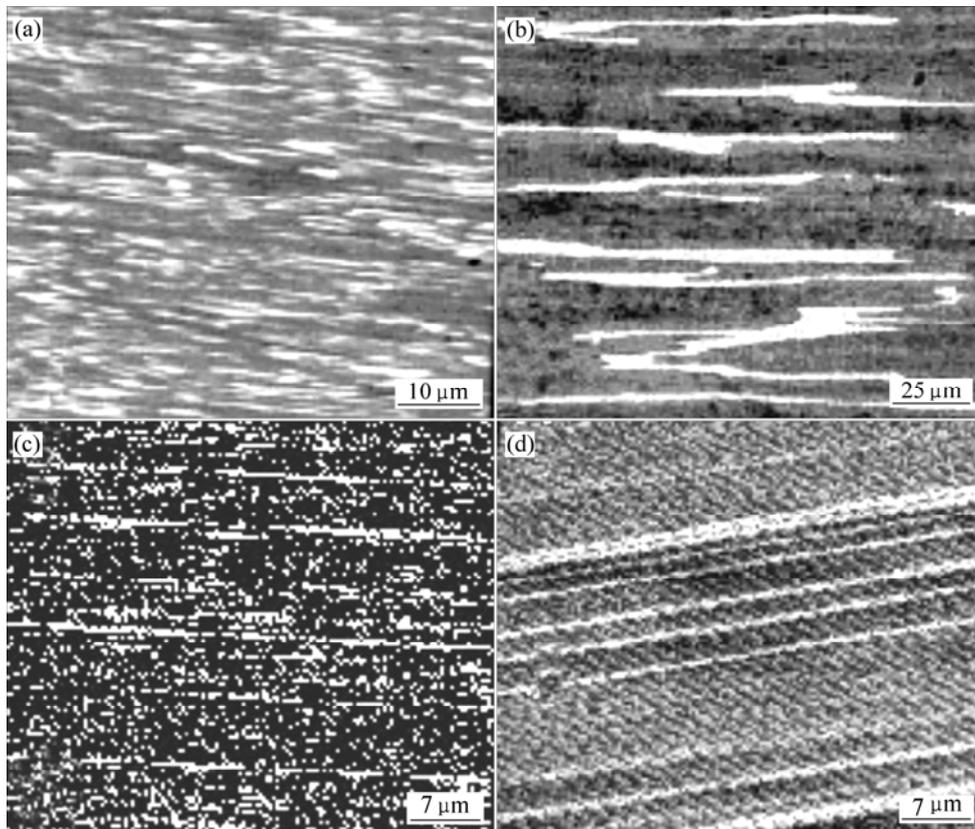


图 2 在不同真实应变阶段 Cu-10Ag 合金中 Ag 纤维形貌

Fig.2 SEM images of Ag filaments in Cu-10Ag alloys at different true strain stages: (a) CA1 alloy, $\varepsilon=2.95$; (b) CA2 alloy, $\varepsilon=2.95$; (c) CA3 alloy, $\varepsilon=2.3$; (d) CA2 alloy, $\varepsilon=7.1$

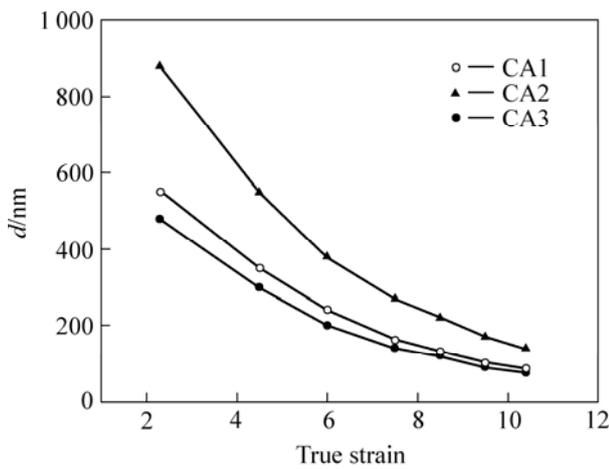


图 3 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料中 Ag 纤维直径与真应变的关系

Fig.3 Relationships of Ag filament diameters vs true strain in Cu-10Ag in situ filamentary composites

纤维的弱斑点与具有相同位相 Cu 基体的明亮斑点完全对应, 表明大变形 Cu-10Ag 原位纤维复合材料中 Ag 纤维与 Cu 基体具有明显的织构并取 $(\bar{1}11)_{Cu} // (\bar{1}11)_{Ag}$, $(220)_{Cu} // (220)_{Ag}$, $[110]_{Cu} // [110]_{Ag}$ 等共格界面位相关系。

2.2 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的应变强化

图 5 所示为 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的极限抗拉强度(UTS)与真应变(ϵ)的关系。随着真实应变增大, 合金的强度呈指数函数增大, 并且 CA1 和 CA3 合金比 CA2 合金显示了更高的应变强化速率。在低应变阶段, CA2 合金的强度高于 CA1 和 CA3 合金; 在高应变阶段, CA1 和 CA3 合金的强度明显高于 CA2 合金。对图 5 中强度曲线在低应变阶段和高应变阶段作切线, 两切线的交点可视为强度曲线上的拐点 ϵ_p 。可以确定 CA1 和 CA3 合金的 $\epsilon_p=8.5$, CA2 合金的 $\epsilon_p=9.0$ 。

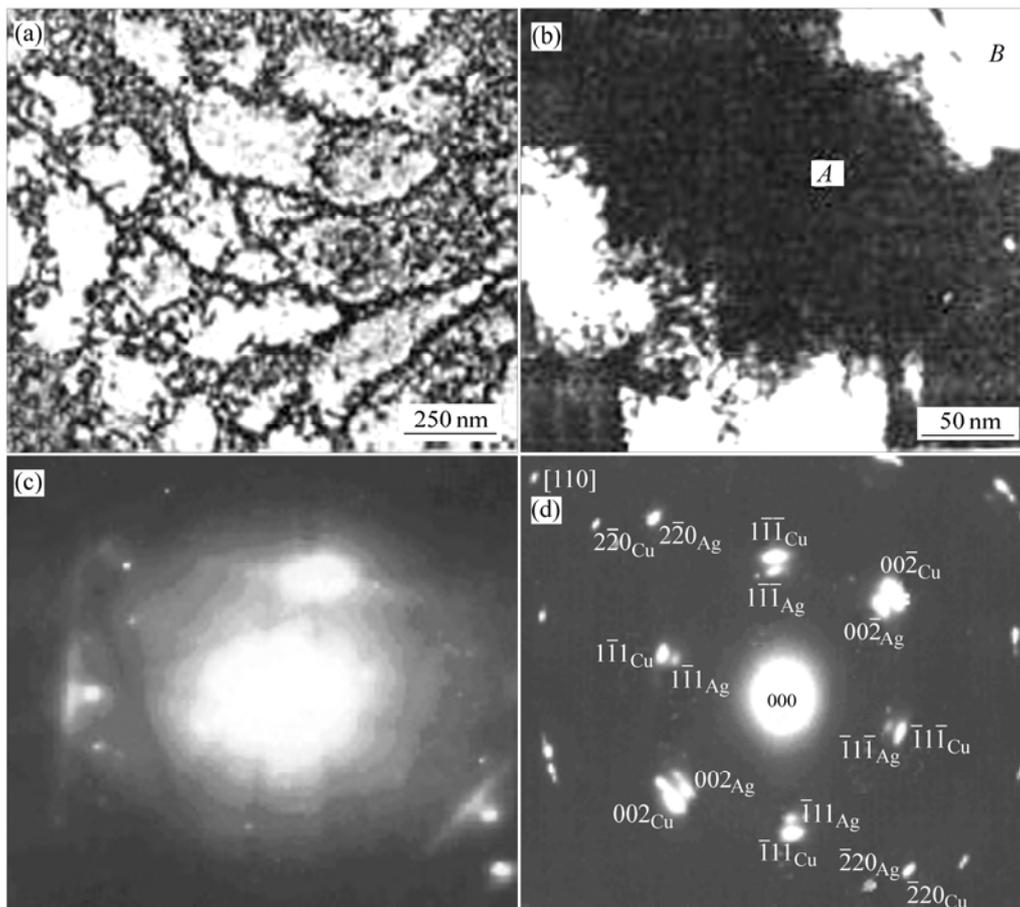


图 4 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的透射电镜像

Fig.4 TEM images and Kikuchi line in Cu-10Ag in situ filamentary composites: (a) Dislocation cells at $\epsilon=4.2^{[3]}$; (b) Ag filament (A) and Cu matrix (B) at $\epsilon=9.8$; (c) Kikuchi line in Cu matrix at $\epsilon=9.8$; (d) Electronic diffraction pattern between Ag filament (A) and Cu matrix (B) at $\epsilon=9.8$

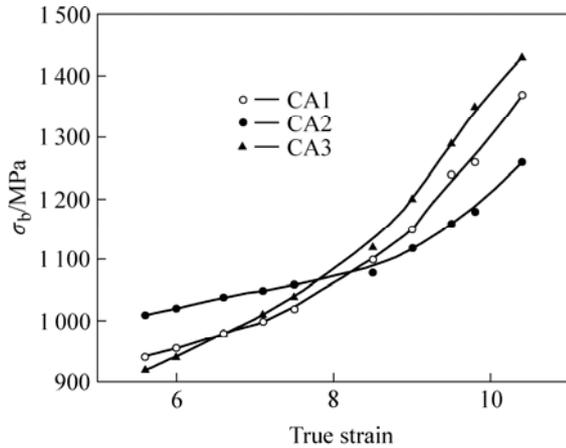


图5 冷变形 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的极限拉伸强度与真应变的关系

Fig.5 Dependences of σ_b on ε for cold deformed Cu-10Ag alloy in situ filamentary composites

当真实应变大于相应的 ε_p 值时, 复合材料的强度急剧增高。

图6所示为合金的极限抗拉强度与Ag纤维直径 d 的关系。随着Ag纤维直径减小, 合金的强度增大。在曲线上也存在一个拐点 d_p , 它们的尺寸分别约为 130 nm(CA1、CA3 合金)和 160 nm(CA2 合金), 这与强度曲线上拐点 ε_p 所对应的Ag纤维尺寸相当。可以看出, 极限拉伸强度转折点所对应的Ag纤维尺寸恰好相当于或低于位错胞的尺寸(150~200 nm)。当 $d < d_p$, 即当Ag纤维直径低于位错胞尺寸时, 合金的强度急剧增高。Ag纤维尺寸相同时, CA2合金具有更高的强度, 但要达到与CA1和

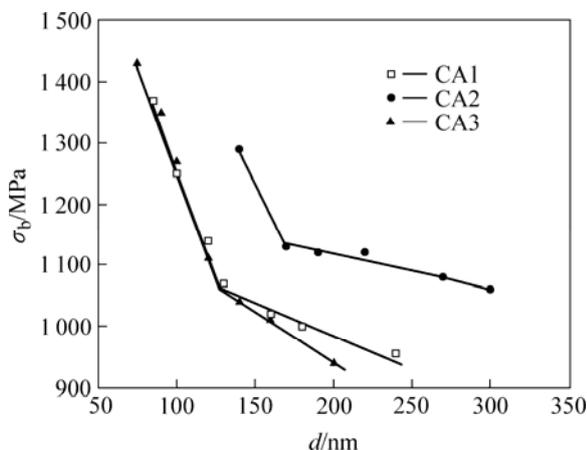


图6 冷变形 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的极限拉伸强度与Ag纤维直径的关系

Fig.6 Dependences of σ_b on diameter of Ag filament for cold deformed Cu-10Ag alloy in situ filamentary composites

CA3合金相同或相当的Ag纤维直径, CA2合金需要有更大的真应变。这也是在极限抗拉强度对真应变的关系曲线(图5)上CA2合金的 ε_p ($\varepsilon_p=9.0$)值高于CA1和CA3合金 ε_p ($\varepsilon_p=8.5$)值的原因。

3 讨论

3.1 Cu-10Ag合金原位纤维复合材料应变强化规律

根据Hall-Petch关系和混合定律, Han等^[13-14]导出Cu-Ag合金原位复合材料的强度 $\sigma(\text{Cu/Ag})$ 为应变的指数函数:

$$\sigma(\text{Cu/Ag}) = \sigma_0(\text{Cu}) + [k(\text{Cu/Ag})\lambda_0(\text{Cu/Ag})^{-1/2}] \exp(\varepsilon/4) \quad (2)$$

式中 $\sigma_0(\text{Cu})$ 为Cu的强度; $k(\text{Cu/Ag})$ 为Hall-Petch系数; $\lambda_0(\text{Cu/Ag})$ 为合金初始组织的尺寸, 对于一定合金和凝固速率, 它是常数。按Hall-Petch关系, 在一定应变阶段合金的强度应与当时的组织尺寸相关。由图2和4可见, 随着真实应变增大, 合金组织尺度变小和强度增高, 或者说合金的强度因其组织尺度变小而增大。因此, 在形变过程中, 式(2)中 $\lambda_0(\text{Cu/Ag})$ 应是应变的函数而非常数, 即应为 $\lambda(\text{Cu/Ag})(\varepsilon)$ 。则式(2)应为

$$\sigma(\text{Cu/Ag}) = \sigma_0(\text{Cu}) + [k(\text{Cu/Ag})\lambda(\text{Cu/Ag})\varepsilon^{-1/2}] \exp(\varepsilon/4) \quad (3)$$

对于Cu-Ag合金原位复合材料, 其主要强化相应是Ag纤维, 因而可以Ag纤维尺寸 $d(\varepsilon)$ 代替式(3)中 $\lambda(\text{Cu/Ag})(\varepsilon)$ 。将式(1)代入式(3), 简化后近似可得:

$$\sigma(\text{Cu/Ag}) = \sigma_0(\text{Cu}) + [k(\text{Cu/Ag})d_0^{-1/2}] \exp(\varepsilon/3) \quad (4)$$

将本工作测定的Cu-10Ag合金原位纤维复合材料极限拉伸强度值对 $\exp(\varepsilon/3)$ 作图, 由图7可见极限拉伸强度与 $\exp(\varepsilon/3)$ 呈较好的线性关系。

式(4)中 $[k(\text{Cu/Ag})d_0^{-1/2}]$ 为图7中强化曲线的斜率, 其中Hall-Petch系数 $k(\text{Cu/Ag})$ 近似地等于 $0.3 \text{ MN/m}^{3/2}$ ^[10], 因此, $d_0^{-1/2}$ 就成为决定强化曲线斜率的主要因素。前文已指出 $d_{0\text{CA1}}=930 \text{ nm}$ (CA1合金)、 $d_{0\text{CA2}}=1500 \text{ nm}$ (CA2合金)和 $d_{0\text{CA3}}=800 \text{ nm}$ (CA3合金), 快速凝固和微量Ce添加剂明显减小Cu-10Ag合金的 d_0 值, 由 $d_0^{-1/2}$ 值则显示图7中CA1和CA3合金有更高的斜率, 即有更高的应变强化速率, 致使在高应变条件下, CA1和CA3合金的强度远高于CA2合金。虽然CA2合金有较高的初始强度, 但初始Ag沉淀尺寸相对粗大, 在形变过程中其Ag纤维细化速率较低, 从而其应变强化速率也低于CA1和CA3合金, 如图3和图7所示。这表明在

形变过程中组织细化, 尤其 Ag 纤维的细化, 是 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料强化的主要因素。

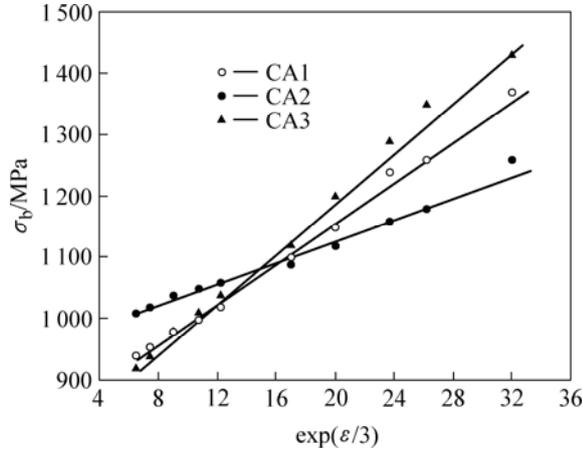


图 7 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料极限拉伸强度与 $\exp(\varepsilon/3)$ 的关系

Fig.7 Dependences of σ_b on $\exp(\varepsilon/3)$ for cold deformed Cu-10Ag alloy in situ filamentary composites

4.2 Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料应变强化机制

在图 5 和 6 中 ε_p 和 d_p 拐点的存在表明 Cu-10Ag 原位纤维复合材料呈现由不同机制控制的两阶段应变强化效应, 这与合金在形变过程中的结构变化有关。Cu-10Ag 和 Cu-10Ag-Ce 合金实质上由 Cu 基体和 Ag 相组成, Cu-10Ag 原位纤维复合材料的应变强度应由 Cu 相和 Ag 相的加工硬化项(σ_{whs})以及 Ag 纤维和 Cu 晶体细化引起的强化项(σ_{fs})组成, 即

$$\sigma(\text{Cu/Ag}) = \sigma_{whs} + \sigma_{fs} \quad (5)$$

这里

$$\sigma_{whs} = \varphi(\text{Cu})\sigma_{wh}(\text{Cu}) + \varphi(\text{Ag})\sigma_{wh}(\text{Ag}) \quad (6)$$

$$\sigma_{fs} = \varphi(\text{Cu})\sigma_g(\text{Cu}) + \varphi(\text{Ag})\sigma_f(\text{Ag}) \quad (7)$$

式中 $\varphi(\text{Cu})$ 和 $\varphi(\text{Ag})$ 为 Cu 相和 Ag 相的体积分数; $\sigma_{wh}(\text{Cu})$ 和 $\sigma_{wh}(\text{Ag})$ 分别为由加工硬化引起的 Cu 基体与 Ag 相的强度; $\sigma_g(\text{Cu})$ 为由 Cu 晶体尺寸引起的强度; $\sigma_f(\text{Ag})$ 为由 Ag 纤维引起的强度。

根据位错塞积模型, $\sigma_{wh}(\text{Cu})$ 和 $\sigma_{wh}(\text{Ag})$ 可表示为

$$\sigma_{wh}(\text{Cu}) = \sigma_0(\text{Cu}) + am\mu(\text{Cu})b(\text{Cu})\gamma_d(\text{Cu})^{1/2} \quad (8)$$

$$\sigma_{wh}(\text{Ag}) = \sigma_0(\text{Ag}) + am\mu(\text{Ag})b(\text{Ag})\gamma_d(\text{Ag})^{1/2} \quad (9)$$

式(7)中 $\sigma_g(\text{Cu})$ 和 $\sigma_f(\text{Ag})$ 可表示为

$$\sigma_g(\text{Cu}) = am\mu(\text{Cu})b(\text{Cu})/\delta(\text{Cu}) \cdot \ln(\delta(\text{Ag})/2b(\text{Cu})) \quad (10)$$

$$\sigma_f(\text{Ag}) = am\mu(\text{Ag})b(\text{Ag})/d_f(\text{Ag}) \quad (11)$$

式中 $\sigma_0(\text{Cu})$ 和 $\sigma_0(\text{Ag})$ 为 Cu 和 Ag 的强度; α 为数值因子, m 为 Taylor 因子; $\mu(\text{Cu})$ 、 $\mu(\text{Ag})$ 、 $b(\text{Cu})$ 、 $b(\text{Ag})$ 分别为 Cu 和 Ag 的剪切模量与柏氏矢量; $\gamma_d(\text{Cu})$ 和 $\gamma_d(\text{Ag})$ 为 Cu 基体与 Ag 相中的位错密度; $\delta(\text{Cu})$ 为 Cu 晶体尺寸, $\delta(\text{Ag})$ 为晶界上 Ag 层厚度, $d_f(\text{Ag})$ 为 Ag 纤维尺寸^[2]。

在形变复合材料中存在的两阶段应变强化效应与 σ_{whs} 和 σ_{fs} 项的演变有关。在 $\varepsilon < \varepsilon_p$ 低应变阶段, 合金中各相的尺寸相对粗大, 即 $\delta(\text{Cu})$ 、 $\delta(\text{Ag})$ 和 $d_f(\text{Ag})$ 值相对大, 由式(10)和(11)则 $\sigma_g(\text{Cu})$ 、 $\sigma_f(\text{Ag})$ 从而 σ_{fs} 项非常小。则有 $\sigma(\text{Cu/Ag}) \approx \sigma_{whs}$ 。形变 Cu-Ag 合金纤维复合材料的强度主要由 Cu 基体与 Ag 相加工硬化项制约并正比于位错密度 $\gamma_d(\text{Cu})^{1/2}$ 和 $\gamma_d(\text{Ag})^{1/2}$ 。随着应变增大, 合金中位错不断增生并形成位错胞, 位错密度不断增高, 复合材料的强度不断增高。由于 CA2 合金的平均晶体尺寸大于 CA1 和 CA3 合金, 前者可以比后二合金容纳更多的位错胞即更高的位错密度, 即 $\gamma_{d(\text{CA2})} > \gamma_{d(\text{CA1})}$ (或 $\gamma_{d(\text{CA3})}$)。另一方面, 本文已测定 CA2 合金比 CA1 和 CA3 合金含有更高的 Ag 沉淀比例, 即其铸态组织就含有更高的 Ag 沉淀强化效应, 因此, CA2 合金比 CA1 和 CA3 合金有更高的初始强度, 致使在低应变条件下 CA2 合金的强度高于 CA1 和 CA3 合金。在真应变 $\varepsilon = \varepsilon_p$, 复合材料中 Ag 纤维尺寸分别达到约 130 nm(CA1 和 CA3 合金)和约 160 nm(CA2 合金, 见图 6), 即达到位错胞尺寸。在 $\varepsilon > \varepsilon_p$ 高应变阶段, Ag 纤维直径低于位错胞尺寸而不能容纳稳定的位错胞结构, 位错和位错胞迁移出 Ag 纤维而移向界面, Ag 纤维处于无位错状态。同时, Cu 晶粒也高度细化使其位错和其它缺陷密度降低, 菊池线(图 4(c))的出现证明了 Cu 晶体处于低密度缺陷状态^[7]。这表明大变形 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料含有超细而致密 Ag 纤维和非常低的位错密度, 且 Ag 纤维与 Cu 基体之间呈共格界面位相关系。由式(8)和(9)可知加工硬化项 $\sigma_{wh}(\text{Cu})$ 和 $\sigma_{wh}(\text{Ag})$ 很小, 则有 $\sigma(\text{Cu/Ag}) \approx \sigma_{fs}$ 。因此, 对大变形复合材料的强化机制主要是由超细 Ag 纤维及其共格界面所产生的强化, 使大变形 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料呈现超高强度。由式(10)和(11)可知, $d_f(\text{Ag})$ 、 $\delta(\text{Cu})$ 和 $\delta(\text{Ag})$ 值越小, $\sigma_g(\text{Cu})$ 和 $\sigma_f(\text{Ag})$ 值越大。在 CA1 和 CA3 合金中 $d_f(\text{Ag})$ 、 $\delta(\text{Cu})$ 和 $\delta(\text{Ag})$ 值远小于 CA2 合金, 前二合金比 CA2 具有更高的强度。这进一步证明了组织细化是 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料高应变强化效应的主要因素。

4 结论

1) 采用原位复合技术制备了 Cu-10Ag 亚共晶合金原位纤维复合材料, 其 Ag 纤维尺寸随真实应变增大呈负指数函数关系减小: $d=d_0 \exp(-0.228\varepsilon)$ 。在低应变条件下, 复合材料含位错结构和高位错密度; 在高应变条件下, 复合材料中 Ag 纤维达到纳米尺度, Ag 纤维和 Cu 基体处于无位错或低密度缺陷状态, 超细 Ag 纤维与 Cu 基体之间形成共格界面位相关系。

2) 随着真应变 ε 增大, Cu-10Ag 合金原位纤维复合材料的应变强度呈 ε 的指数函数增大: $\sigma(\text{Cu/Ag}) = \sigma_0(\text{Cu}) + [k(\text{Cu/Ag})d_0^{-1/2}] \exp(\varepsilon/3)$, 这里, d_0 是铸态合金中初始 Ag 相的尺寸。按合金在形变过程中的结构变化, 原位纤维复合材料呈现两阶段应变强化效应: 低应变阶段具有较低强度, 其主要强化机制为加工硬化或位错强化; 高应变阶段具有超高强度, 其主要强化机制为超细 Ag 纤维及 Ag 纤维与 Cu 基体之间共格界面强化。

3) 增大凝固速率和添加微量 Ce 溶质对 Cu-10Ag 合金的应变强化效应呈现双重影响: 一方面, 它们降低铸态合金中初始 Ag 沉淀比例, 致使初始和低应变阶段的强化效应较低; 另一方面, 它们明显细化铸态合金初始 Ag 沉淀和形变合金中 Ag 纤维尺寸, 致使合金有更高的应变强化速率, 表明组织细化, 尤其是 Ag 纤维细化, 是 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料高应变强化效应的主要因素。

REFERENCES

- [1] Sakai Y, Inoue K, Maeda H. New high strength, high conductivity Cu-Ag alloy sheetss [J]. *Acta Metall Mater*, 1995, 43(4): 1517-1522.
- [2] Sakai Y, Scheider-Muntau H J. Ultra-high strength, high conductivity Cu-Ag alloy wires [J]. *Acta Meter*, 1997, 45(3): 1017-1021.
- [3] Benghalem A, Morris D C. Microstructure and strength of wire-draw Cu-Ag filamentary composites [J]. *Acta Metall*, 1997, 45(1): 397-406.
- [4] Ohsaki S, Yamazaki K, Hono K. Alloying of immiscible phases in wire-drawn Cu-Ag filamentary composites [J]. *Scr Mater*, 2003, 48:1569-1574.
- [5] Zhang L, Meng L. Evolution of microstructure and electrical conductivity of Cu-12wt.%Ag filamentary composite with drawing deformation [J]. *Scr Mater*, 2005, 52: 1187-1191.
- [6] 张晓辉, 宁远涛, 李永年, 戴红. 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, DAI Hong. Structure and properties of Cu-Ag alloy in situ filamentary composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002,12(1): 115-119.
- [7] 宁远涛, 张晓辉, 张婕. 大变形 Cu-Ag 合金原位纤维复合材料的稳定性[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(4): 506-512.
NING Yuan-tao, ZHANG Xiao-hui, ZHANG Jie. Stability of heavy deformed Cu-Ag in situ filamentary composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005,15(4): 506-512.
- [8] NING Yuan-tao, ZHANG Xiao-hui, ZHANG Jie. Influence of Thermomechanical Processing on the Structure and Properties of Cu-Ag alloy in situ Composites[A]. *Proceedings of the 8th China-Russia Symposium on New Materials and Technologies*[C]. Guangzhou: Guangdong Non-ferrous Metals, 2005, 15(2/3): 521-529.
- [9] Funkenbusch P D, Lee J K, Courtney T H. Ductile two phase alloy: Prediction of strengthening at high strains[J]. *Metall Trans*, 1986, 8A: 1249-1256.
- [10] Hong S I, Hill M A. Microstructure stability and mechanical response of Cu-Ag microcomposite wires [J]. *Acta Metall*, 1998, 46(12): 4111-4122.
- [11] Hong S I, Hill M A. Mechanical stability and electrical conductivity of Cu-Ag filamentary microcomposites [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, A264: 151-158.
- [12] Hong S I, Kim P H, Choi Y C. High strain rate superplasticity of deformation processed Cu-Ag filamentary composites [J]. *Scr Mater*, 2004, 51: 95-99.
- [13] Han K, Vasquez A A, Xin Y, Kalu P N. Microstructure and tensile properties of nanostructured Cu-25wt%Ag [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51: 767-779.
- [14] Han K, Embury J D, Sims J R, Campbell L J, Schneider-Muntau H J, Pansyrnyi V I, et al. The fabrication, properties and microstructure of Cu-Ag and Cu-Nb composite conductors [J]. *Mater Sci Eng*, 1999(1): 99-114.
- [15] Frommeyer G, Wassermann G. Microstructure and anomalous mechanical properties of in situ produced silver-copper composite wires [J]. *Acta Metall*, 1975, 23(4): 1353-1360.

(编辑 陈爱华)