

高强度高电导铜银材料的研究进展

梁 明, 焦高峰, 徐晓燕, 王鹏飞, 李成山, 张平祥

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 高强度高电导铜银材料是一种具有优良物理性能和力学性能的结构材料。本文从材料的组织结构、强化机理、电导特性以及极塑性变形技术制备超细晶铜银材料等方面综述了材料的主要研究进展, 并揭示了未来可能的研究方向。

关键词: Cu-Ag; 高强度; 高电导; 极塑性变形

中图法分类号: TG146.1^{†1}

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)01-0248-06

高性能铜合金材料作为现代高新技术材料之一, 是国家重大发展需求的典型有色金属材料。近年来, 随着许多新型制备技术的不断涌现, 高性能铜合金材料得到了迅速发展和广泛关注。高强度、高电导铜合金材料作为极具代表性的铜合金材料在近 10 年间取得了长足的进步。强度和导电性能是这一类铜合金材料的主要考量指标。以 Cu-Nb、Cu-Ag 为代表的典型高强高导铜合金材料(室温抗拉强度 1~1.2 GPa, 室温电导率 65%~75% IACS), 在结晶器、电磁发射和脉冲磁体等领域得到了广泛应用^[1-5]。其中, 在高场脉冲磁体(磁场强度可达到 60~95 T)的核心部件——导体线圈中的应用已得到国际普遍认可, 并被认为是实现 100 T 目标高场的首选材料^[6]。2012 年, 美国国家高场实验室采用包含 Cu-Nb 材料的两级脉冲磁体创造了 100.75 T 的世界脉冲磁体新纪录^[7]; 2013 年, 国家脉冲强磁场中心采用西北有色金属研究院提供的 Cu-Nb 材料建造的脉冲磁体创立了 90.6 T 的亚洲新纪录^[8], 使我国脉冲磁体及相关技术跻身世界三强。与此同时, 以 Cu-Ag、Cu-Cr-Zr 等铜合金为代表的中强高导铜合金材料早在 20 世纪 80 年代就引起极大关注^[9-11], 并逐步形成了相应的材料体系。该种材料以其高电导(室温电导率接近 90% IACS)和一定强度(室温强度大于 500 MPa)在电力机车接触线、引线框架材料以及航空航天电子器件导线等领域得到广泛应用^[12-14], 年需求量达到上万 km。

1 铜银材料的组织结构

Cu-Ag 合金具有良好的熔炼性能、优良的加工强化特点和较低的电子散射特征, 得到了学界的极大关

注^[15-18]。众所周知, 在 Cu 基体中加入过量 Ag 单质经过固溶处理将获得双相组织, 其中 Ag 以初生等轴晶或共晶组织存在于 Cu 基体当中。具体来讲^[19], 当 Ag 含量低于 6% (质量分数, 下同) 时, Cu-Ag 合金由单一富 Cu 的 α 相构成; 大于 6% 时, 在初生 α 相枝晶间隙出现富 Ag 固溶体 β 相; 在 6%~15% 时, Cu-Ag 组织主要由富 Cu 相固溶体 α 相和共晶组织 (α 相 + β 相) 组成, 共晶组织离散地分布于枝晶间隙处, 形成岛状的结构, 如图 1 所示。而 Cu-24%Ag 的组织主要由富 Cu 相和网状共晶组织组成; 随着 Ag 含量增加到 71.9%, 全部组织成为由 α 相和 β 相两相层叠构成的共晶组织^[20]。在后续的塑性变形和中间热处理加工过程中, Ag 等轴晶或共晶组织逐渐纤维化, 使合金转变为纤维(包括有沉淀相纤维、共晶相纤维和二次析出相纤维等)增强的 Cu 基复合材料^[2, 21-23]。

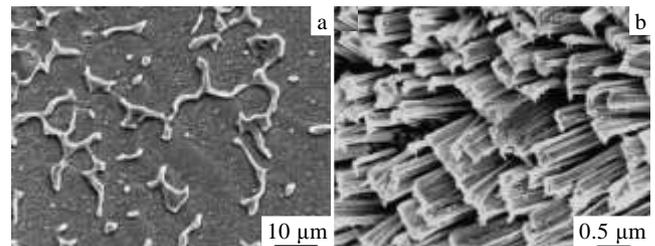


图 1 铸态 Cu-12%Ag 合金的横截面 SEM 照片和加工真应变为 7.1 时腐蚀后样品横截面照片

Fig.1 SEM microstructure of the as-cast Cu-12%Ag (a) and FESEM filamentary microstructure of the alloy drawn to $\eta = 7.1$ on etched transverse section (b)^[14]

收稿日期: 2015-01-12

基金项目: 国家自然科学基金(51031002)

作者简介: 梁 明, 男, 1977 年生, 博士, 高级工程师, 西北有色金属研究院超导材料研究所, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231079, E-mail: mliang@c-nin.com

2 传统方法制备铜银材料的研究

Cu-Ag 材料在铸造、挤压和拉拔等传统加工过程的微观结构演变已经得到广泛研究^[2, 3, 24-30]。研究表明, Cu-Ag 铸态合金沉淀相、共晶相尺寸与凝固冷却速度有密切关系^[24], 以 Cu-10%Ag 合金为例, 冷却速度达到 6.0×10^3 K/s 时, 共晶体所占比例相比冷却速度为 5.0×10^1 K/s 时提高 1 倍, 而初生富 Ag 沉淀相是慢冷却时含量的 1/4。在后续加工中, Cu-Ag 合金结构发生较大变化, 铸态组织中的 α 相、 β 相和共晶组织在挤压、冷拉拔过程中逐渐细化, 并逐渐被拉长形成纤维, 各相厚度和间距也逐渐减小。而合金中各相的尺寸、相间距和枝晶臂间距等主要由 Ag 含量以及加工真应变 η ($\eta = \ln(A_0/A)$, A_0 为材料起始截面积, A 为最终截面积) 等因素决定。随着 η 的增加, 纤维化的合金相内部位错密度先急剧上升, 而当内部纤维尺寸达到 10~50 nm (材料达到微米尺度) 时, 纤维内位错密度又显著降低^[25, 26]。此时通过 HRTEM 手段观察到纤维中 Frank-Read 源位错增殖的停滞, 同时在 Cu/Ag 界面处发现大量位错缺陷形成周期排列的错配位错^[27]。而且, 在 β 相纤维中可观察到形变孪晶, 这与 Ag 的较低堆垛层错能 (19 ± 3 mJ/m²) 有关。Cu-Ag 材料具有典型的 fcc-fcc 晶格匹配类型, 在加工过程中形成形变织构, Cu/Ag 界面存在 (100)_{Cu}//(100)_{Ag} 和 [011]_{Cu}//[011]_{Ag} 的典型取向关系^[2]。而通过 3DAP 手段证实, Ag 芯丝呈卷曲状分布而非线性延伸^[28]。图 2 的 HRTEM 图及 IFFT 图则表明, Ag 析出相和 Cu 基体间还存在有 (111)_{Cu}//(111)_{Ag} 的平行关系。由计算可知, 晶面错配间距为 1.88 nm。采用铸造、挤压和拉拔的常规制备方法逐渐增大加工真应变 (极限值约为 10), 是提升材料性能的有效手段之一, 但在获得良好性能的同时, 材料的线径已降至纳米尺度, 难以满足材料应用需求^[3]。研究者在通过更大加工真应变来实现材料强度提升的同时, 获得了具有工程应用价值的实用化材料^[31]。

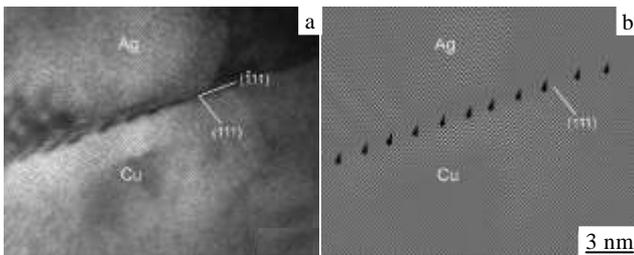


图 2 Cu-6%Ag 合金界面的 HRTEM 像和反傅里叶变化图
Fig.2 HRTEM interface image of Cu-6%Ag and the corresponding IFFT image^[27]

3 材料的强化机制

Cu-Ag 合金的强度与合金 Ag 含量、 η 以及热处理条件密切相关。考虑到铸态组织的初始尺寸 λ_0 , 有学者提出了以尺寸和加工应变作为关键变量的材料强度拟合公式^[2]:

$$\sigma_{UTS} = \sigma_{UTS}^0 + k\lambda_0^{-1/2} \exp(\epsilon/4) \quad (1)$$

该式重点关注铸态组织的起始尺寸, 为了获得良好强度, 需要在铸造过程中尽可能加快冷却速度, 以获得具有细小沉淀相的非平衡态组织。该式为材料加工提供了技术参考。

对于在塑性变形条件下由 Cu-Ag 合金演变而成 Ag 纤维增强 Cu 基复合材料而言, 其组织形貌变化示意图如图 3 所示^[32]。共晶组织中的 α 相和 β 相逐渐纤维化, 芯丝间距减小, 芯丝尺寸逐渐降低至几十纳米。材料的强化机制主要包括: 固溶强化、时效强化、位错强化、相界强化以及细晶强化^[11, 33-38]。类似复合材料混合定律 (ROM), Cu-Ag 合金 (复合材料) 的强度可认为是合金中各相强度共同作用的结果^[25]:

$$\sigma_{Cu-Ag} = f_{\alpha}\sigma_{\alpha} + f_{sla}\sigma_{sla} + f_{rsf}\sigma_{rsf} \quad (2)$$

式中 f_{α} 、 f_{sla} 、 f_{rsf} 、 σ_{α} 、 σ_{sla} 和 σ_{rsf} 分别是基体 α 相、较粗的层片状共晶相及 Ag 纤维束的体积分数和强度值。模型中的基体 α 相强度由合金固溶、位错亚结构和晶粒细化引起的 3 种强化效应 σ_{all} 、 σ_p 和 σ_{gb} 构成。在 $\eta < 4.2$ 时, 利用这种模型获得的理论值接近实测值; 但在更高变形量条件下, 合金组织特别是沉淀相及共晶相纤维尺寸减小到纳米级别 (几纳米至十几纳米) 时, 强化方式改变可能引起理论值与实测值的偏差。宏观状态下, α 相强度中细晶强化 σ_{gb} 和纤维强化 σ_{rsf} 均由经典的 Hall-Petch 关系决定, 而在超细晶甚至纳米尺度下该关系无法准确描述材料的强化机理。因此, 相关纳米尺度时 Hall-Petch 效应与材料强化机理的关系研究仍在进行当中^[39-41]。

Cu-Ag 合金在磁体、传输导线等服役过程承受的交流应力场、温度场对材料结构性能影响的研究对于材料的工程化应用尤为重要。研究发现, Cu-5%Ag 合金在

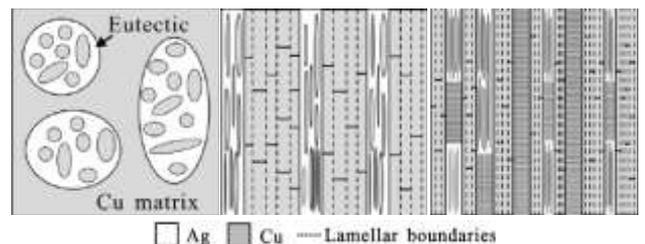


图 3 Cu-Ag 合金在不同应变条件下的结构演变示意图
Fig.3 Schematic illustration of the microstructural evolution of the Cu-Ag alloy under different strain levels^[32]

外部应力条件下，材料中的合金相呈现不同转变^[42]。 α 相和 β 相组成的间隔排列片层与外应力密切相关，在拉应力下，片层沿拉伸方向和横向均会生长，但沿横向生长更快；而压应力则不会明显影响片层沿应力方向的生长，但会降低横向生长速率。这可解释为外部应力和错配应变共同作用的结果。Cu-7%Ag 和 Cu-24%Ag 的疲劳研究表明^[37]，两种合金的 S-N 曲线在相对较大的疲劳寿命时应力振幅值都开始迅速下降，这主要是由合金高的屈强比所决定，意味着即使在较大应力幅条件下，位错移动仍然严重受限。此外，Cu-Ag 合金还具备高温超塑性特征^[43]。Cu-24%Ag 合金在 650 °C，应变速率为 1×10^{-1} /s 时，延伸率达到 1160%（如图 4 所示）。研究认为，在 500 °C 以上 Cu-Ag 材料超塑性与二次析出相颗粒迅速减少并重新固溶入基体有关。

4 材料电导特性

在 Cu-Ag 材料电导研究方面，一般认为，Cu-Ag 合金的电导由声子、位错、固溶原子或杂质以及界面散射 4 种散射作用共同决定^[14,17,22,44,45]。其中，声子散射几乎不受加工变形的影响。同时，合金中杂质元素的影响较小。在热处理过程中少量固溶原子以第二相析出，基体中剩余固溶原子散射作用也不明显。而随着冷变形程度的增大，以位错为主的晶体缺陷迅速增加，位错散射随之增大。然而，与 Cu-Nb 材料类似，纤维细化至纳米尺度时，单个纤维以单晶形式存在，界面处位错密度大幅降低，一般不超过 10^{11}cm^{-2} ^[25]，导致位错散射明显减弱。这些变化都是由材料所经历的大塑性变形程度所决定。在此状态下，界面散射在合金电阻中起到主导作用，而且高 Ag 含量合金中共晶相和二次析出相的增加以及大加工应变条件下的合金相的纤维化，将会促使大量相界面的产生，导致材料界面能升高，从而引起更强的界面散射效果^[17]。相关研究表明^[14,44]，界面散射由

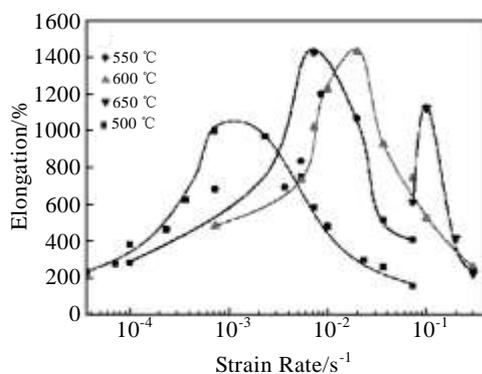


图 4 不同温度下伸长率与应变速率的函数曲线

Fig.4 Curves of ductility as a function of strain rate at various temperatures^[43]

电子有效自由程 l_0 和纤维间距 t_{Cu} 的关系决定，当 $t_{Cu} > l_0$ 时界面散射模型可表示为：

$$\frac{\rho_{int}}{\rho_0} = 1 + \frac{3}{4}(1-p)\frac{l_0}{\lambda_0} \exp\left(\frac{\eta}{2}\right) \quad (3)$$

其中 ρ_0 为 Cu 体材料的电阻率， $(1-p)$ 为相界面可能的电子非弹性散射， λ_0 是初始共晶区组织平均尺寸。实验发现，当 $\eta < 8.4$ 时，数据与拟合结果相一致，如图 5 所示^[14]；随着应变进一步增大，试验结果相比拟合值有较大偏离，这与纤维间距接近或小于电子有效自由程有关。

5 材料热处理研究

随着加工应变的增大，材料加工硬化加剧，合金导电率下降，中间热处理可调整材料的强度与塑性，保证后续加工的顺利进行，获得良好的材料强度、电导性能匹配^[11,27,33,46-48]。而多次的时效处理将有助于二次析出相的逐步产生，这将极大地增强材料的整体强度。以 Cu-12%Ag 合金为例^[11]，在 200 °C/1 h 处理时可在富铜 α 相初枝晶中发现 Ag 的细小二次枝晶的析出，这将起到析出强化作用，但同时会引起 $\rho_{293 \text{ K}}/\rho_{77 \text{ K}}$ 比率的相对升高；随着温度升高至 400 °C，Ag 纤维逐渐被再结晶晶粒所替代，如图 6 所示。研究还发现^[27,47]，Cu-6%Ag 合金经过 450 °C/32 h 的时效处理后，可观察到棒状 Ag 析出物，平均直径达到 24 nm，Ag 析出相和 Cu 基体存在 $\langle 011 \rangle_{Ag} // \langle 011 \rangle_{Cu}$ 和 $\{111\}_{Ag} // \{111\}_{Cu}$ 取向关系，Ag 析出相沿 $\langle 011 \rangle$ 取向生长，惯习面为 $\{111\}$ 。由计算可知， $(111)_{Ag}$ 和 $(111)_{Cu}$ 晶面的晶格错配为 0.121，失配位错距离为 1.84 nm。当真应变 η 达到 6~8 时，失配位错已基本消失，可认为界面由半共格型向共格型转化。不同 Ag 含量条件下，Cu-Ag 合金时效析出组织存在一定差异^[34]。对于 Cu-6%Ag 合金，450 °C 时效处理将导致在大角度晶界处发生成分偏

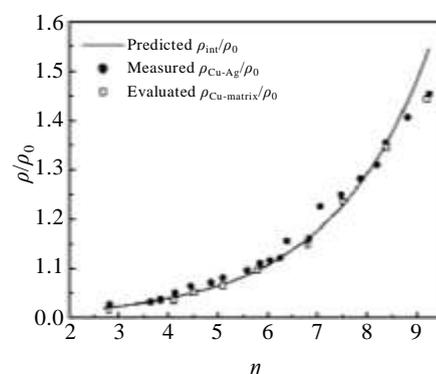


图 5 Cu-12%Ag 和 Cu 基体的电阻率相对值随应变的变化曲线

Fig.5 Related values of the resistivity for the Cu-12%Ag and Cu matrix as a function of drawn ratio^[14]

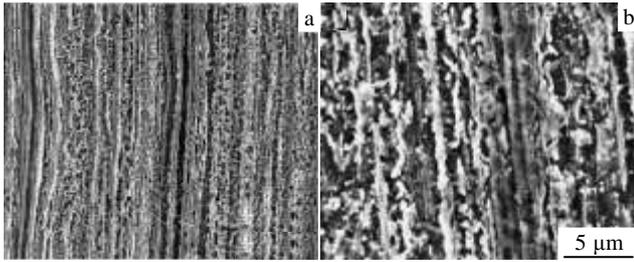


图 6 Cu-12% Ag 样品（加工真应变为 6.8）在 400 °C 保温 7 和 190 h 的纵向 SEM 照片

Fig.6 SEM images of the test Cu-12% Ag drawn to $\eta=6.8$ and annealed at 400 °C for 7 h (a) and 190 h (b) [46]

析，促使不连续析出的发生^[37]；而 Cu-12%Ag 合金中非连续析出相对较少，呈成片层状分布于富 Ag 的相界面处，这与组织中含有较多的共晶团和相对少的大角度晶界有关^[38]；Cu-24%Ag 合金中相对高的 Ag 含量则促使大量连续析出相的产生。

6 极塑性变形制备铜银材料

为实现 Cu-Ag 材料的强度提升，需要提高材料加工应变，目前主要通过增大铸锭的起始尺寸，同时细化最终材料尺寸的方法来实现。研究表明，在 η 达到 9.6 时，线径为 $\Phi 0.015$ mm 的 Cu-Ag 材料强度可达到 1750 MPa^[28]。由强度随加工应变的变化趋势来看，进一步增加应变值将会带来性能的攀升。然而，为满足材料工程化需要，通常要保证最终材料截面大于 6 mm²^[49]。有学者采用目前单次挤压、拉拔等加工手段能够达到的极限真应变值 10 计算了 Cu-Ag 材料的初始、最终线径，要获得最终线径 $\Phi 5$ mm 的线材则需要起始铸锭直径达到 $\Phi 745$ mm^[3]，这给材料的加工应用带来了很大的技术难题和加工风险。与此同时，近年来涌现的许多新兴的极塑性变形（severe plastic deformation, SPD^[50-53]）技术得到广泛关注，它们的共同点是通过大塑性变形（ $\eta > 10$ ）在宏观体材料中获得以超细晶甚至纳米晶组织为主的典型结构，最大限度地提升材料的强度和塑性等，具有很强的实用化价值（如图 7 所示）^[54]。学者们探索了 ECAP、HPT 和 ARB 等 SPD 技术制备具有超细晶结构或纳米结构的 Cu-Ag 体材料^[55-59]。研究结果表明，该类技术可明显细化内部微结构，有效降低平均晶粒尺寸（小于 40 nm），同时以不同的亚结构（孪晶、位错或晶界等）形式大幅提升材料的强度^[23,58-60]。因此，通过 SPD 技术，在大加工应变基础上获得具有优良综合性能的、满足工程化应用需求的 Cu-Ag 体材料将是材料的主要研究方向之一。

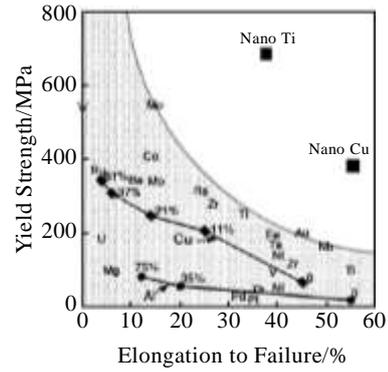


图 7 各种纳米结构材料的强度和塑性分布图

Fig.7 Strength and ductility of the nanostructured metals compared with coarse-grained metals^[54]

Cu-Ag 材料含有初次沉淀相、共晶相和二次析出相等多种合金相，这些合金相在材料的强化方面起到至关重要的作用，而且相比 Cu-Fe、Cu-C、Cu-Cr 等强度较高的材料，Cu-Ag 材料可以承受更大程度的塑性变形，并且经过中间热处理和冷加工后可以形成体纳米材料，同时具有良好的导电性能，实现强度与电导的综合匹配^[1]。常规的铸造加冷加工（轧制、拉拔等）方法受到加工应变限制（ $\eta < 10$ ），难以充分细化各合金相（初次沉淀相和共晶相尺寸在 200~400 nm），阻碍了材料性能的提升。而 SPD 技术的优势之一就是可以获得体纳米材料，并以此作为模型揭示纳米尺度下材料的结构演变、强化机理，为材料的应用奠定基础。因此，选择切实可行的 SPD 制备技术，揭示材料的结构演变，获得性能的最佳匹配，实现 Cu-Ag 材料的充分强化，是提升材料综合性能的必由之路。

7 结 语

Cu-Ag 材料具有良好的可加工性，通过共晶组织和二次析出相强化易于获得良好的综合性能，而且通过成品材料的重新熔炼可实现材料的循环利用，因此，该类材料可成为脉冲磁体领域和接触线领域的核心材料。鉴于目前材料尺寸受限，无法满足具体应用的现状，探寻新型先进制备技术是实现材料工程化应用的必由之路。近年来，各种新型极塑性变形技术（SPD）的不断涌现为大尺寸高性能 Cu-Ag 材料的制备提供了良好的技术平台。针对 Cu-Ag 共晶合金特点设计、加工合金材料（特别是线材），在较大的材料宏观尺寸条件下，实现共晶组织，二次析出相和基体的完全纳米化、长纤维化是材料应用化的关键，这将为新一代高性能材料的研发提供理论指导，为材料工程化应用提供技术支持。

参考文献 References

- [1] Thilly L, Lecouturier F, Coffe G *et al. Physica B*[J], 2001, 294-295: 648
- [2] Han K, Embury J D, Sims J R *et al. Mater Sci Eng A*[J], 1999, 267: 99
- [3] Sakai Y, Schneider-Muntau H J. *Acta Mater*[J], 1997, 45(3): 1017
- [4] Hirota T, Imai A, Kumano T *et al. IEEE Trans Magn*[J], 1994, 30: 1891
- [5] Grünberger W, Heilmaier M, Schultz L. *Zeitschrift für Metallkunde*[J], 2002, 93(1): 58
- [6] Spencer K, Lecouturier F, Thilly L *et al. Adv Eng Mater*[J], 2004, 6: 290
- [7] Sebastian S E, Harrison N, Liang R *et al. Phys Rev Lett*[J], 2012, 108: 196403
- [8] Peng T, Jiang F, Sun Q Q *et al. IEEE Trans Appl Supercon*[J], 2014, 24: 4 300 604
- [9] Correia J B, Davies H A, Sellars C M. *Acta Mater*[J], 1997, 45(1): 177
- [10] Wen Hongquan(温宏权), Mao Xiemin(毛协民), Ye Wenbo(叶文博) *et al. Mater Rev(材料导报)*[J], 1998, 12(1): 25
- [11] Hong S I, Hill M A. *Mater Sci Eng A*[J], 1999, 264(1): 151
- [12] Rensei F. *Journal of the Japan Copper and Brass Research Association*[J], 1997, 36: 25
- [13] Han K, Vasquez A A, Xin Y *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51: 767
- [14] Zhang L, Meng L. *Scripta Mater*[J], 2005, 52: 1187
- [15] Zhang L, Meng L. *Mater Lett*[J], 2004, 58: 3888
- [16] Liu J B, Zeng Y W, Meng L. *J Alloy Compd*[J], 2009, 468: 73
- [17] Yao D W, Meng L. *Physica B*[J], 2008, 403: 3384
- [18] Lin J, Meng L. *J Alloy Compd*[J], 2008, 454:150
- [19] Bengehalem A, Morris D G. *Acta Metall*[J], 1997, 45(1): 397
- [20] Tian Y Z, Zhang Z F. *Scripta Mater*[J], 2013, 68: 542
- [21] Liu J B, Zhang L, Meng L. *Appl Phys A*[J], 2007, 86: 529
- [22] Tian Y Z, Wu S D, Zhang Z F *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528: 4331
- [23] Tian Y Z, Li J J, Zhang P *et al. Acta Mater*[J], 2012, 60: 269
- [24] Ning Yuantao(宁远涛), Zhang Xiaohui(张晓辉), Wu Yuejun(吴跃军). *Precious Metals(贵金属)*[J], 2008, 29(1): 19
- [25] Hong S I, Hill M A. *Acta Mater*[J], 1998, 46: 4111
- [26] Li Guimao(李贵茂), Wang Engang(王恩刚), Zhang Lin(张林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(4): 701
- [27] Liu J B, Zhang L, Yao D W *et al. Acta Mater*[J], 2011, 59: 1191
- [28] Ohsaki S, Yamazaki K, Hono K. *Scripta Mater*[J], 2003, 48: 1569
- [29] Wang C J, Ning Y T, Zhang K H *et al. Rare Metal Mater Eng* [J], 2010, 39(2): 199
- [30] Liu J B, Zhang L, Dong A P *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2012, 532: 331
- [31] Sitarama Raju K, Subramanya Sarma V, Kauffmann A *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61: 228
- [32] Tian Y Z, Wu S D, Zhang Z F. *Acta Metall*[J], 2011, 59: 2783
- [33] Tian Y Z, Duan Q Q, Yang H J *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2010, 41: 2290
- [34] Tian Y Z, Zhang Z F. *Mater Sci Eng A*[J], 2009, 508: 209
- [35] 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
- [36] Ning Yuantao(宁远涛), Zhang Xiaohui(张晓辉), Wu Yuejun(吴跃军). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(10): 1807
- [37] Freudenberger J, Klauß H J, Heinze K *et al. Int J Fatigue*[J], 2008, 30: 437
- [38] Miyazawa T, Fujii T, Onaka S *et al. J Mater Sci*[J], 2011, 46: 4228
- [39] Aifantis K E, Konstantinidis A A. *Mater Sci Eng B*[J], 2009, 163(3): 139
- [40] Tang Y Z, Bringa E M, Meyers M A. *Mater Sci Eng A*[J], 2013, 580: 414
- [41] Zhao M, Li J C, Jiang Q. *J Alloy Compd*[J], 2003, 361: 160
- [42] Monzen R, Terazawa T, Watanabe C *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2010, 41: 1936
- [43] Hong S I, Kim P H, Choi Y C. *Scripta Mater*[J], 2004, 51: 95
- [44] Heringhaus F, Schneider-Muntau H J, Gottstein G. *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 347: 9
- [45] Ning Yuantao, Zhang Xiaohui, Wu Yuejun. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2007, 17(2): 378
- [46] Liu J B, Meng L. *Mater Sci Eng A*[J], 2006, 418: 320
- [47] Liu J B, Meng L. *J Mater Sci*[J], 2008, 43: 2006
- [48] Raju K S, Sarma V S, Kauffmann A *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61: 228
- [49] Liang M, Lu Y F, Chen Z L *et al. IEEE Trans Appl Supercon*[J], 2010, 20:1619
- [50] Valiev R Z. *J Mater Sci*[J], 2007, 42: 1483
- [51] Viswanathan V, Laha T, Balani K *et al. Metal Mater Eng R*[J], 2006, 54: 121
- [52] Lu L, Chen X, Huang X *et al. Science*[J], 2009, 323: 607
- [53] Liu Zhaohua(刘兆华), Chen Liangwei(陈亮维), Xi Jian(席

- 健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(7): 1407
- [54] Valiev R Z, Alexandrov I V, Lowe T C *et al. J Mater Res*[J], 2002, 17: 5
- [55] Shakhova I, Sakai Y, Belyakov A *et al. Mater Sci Forum*[J], 2011, 667-669: 493
- [56] Tian Y Z, Wu S D, Zhang Z F *et al. Scripta Mater*[J], 2011, 65: 477
- [57] Wen M, Cizek P, Wen C *et al. Scripta Mater*[J], 2013, 68: 499
- [58] Ghalandari L, Moshksar M M. *J Alloy Compd*[J], 2010, 506: 172
- [59] Cho K J, Hong S I. *Met Mater Int*[J], 2012, 18(2): 355
- [60] Sun Y F, Fujii H, Nakamura T *et al. Scripta Mater*[J], 2011, 65: 489

Advances on High Strength and High Conductivity Cu-Ag Materials

Liang Ming, Jiao Gaofeng, Xu Xiaoyan, Wang Pengfei, Li Chengshan, Zhang Pingxiang
(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: High strength and high conductivity Cu-Ag material is a kind of structural material with excellent physical properties and mechanical properties. In this paper, the developments of the materials were introduced, including microstructure, strengthening mechanism, conductivity characteristics and Cu-Ag UFG (ultra-fine grained) materials by severe plastic deformation. Moreover, the possible research directions in the future were revealed.

Key words: Cu-Ag; high strength; high conductivity; severe plastic deformation

Corresponding author: Liang Ming, Ph. D., Senior Engineer, Superconducting Materials Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231079, E-mail: mliang@c-nin.com