

新型 Cu-Fe-C 复相合金的制备及其变形行为

王 斐, 郭明星, 易 龙

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 采用真空熔炼和快速凝固方法制备了组织优异的新型 Cu-Fe-C 复相合金, 并通过金相、SEM、TEM、XRD 以及力学性能测量分别对复相合金铸态和冷轧态显微组织变化和变形行为进行了研究。结果表明, 当凝固界面推移速率满足 $V_c < V < V_p$ 时, 微米级和纳米级的 Fe-C 相可均匀弥散分布于合金基体内, 不过微米级 Fe-C 粒子对应的此速率范围远小于纳米级 Fe-C 粒子的; 由于溶质元素 Fe 在 Cu 基体内的固溶和不同尺寸 Fe-C 相的存在, 使得熔铸态复相合金具有较高的加工硬化率($n=0.3628$); 80% 冷轧变形可诱发合金基体内的 Fe-C 相发生 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相变, 充分利用这一相变可用于调控 Cu-Fe-C 复相合金的强度和加工变形性能; 虽然熔铸态和冷轧态合金均具有较好的协调变形性能, 但是相比之下, Fe-C 相处于 FCC 结构时的熔铸态合金可表现出更好的协调变形行为; 此外, 本文根据复相铜合金的组织演化以及拉伸断口形貌提出了该类合金协调变形和断裂模型示意图。

关键词: Cu-Fe-C 合金; Fe-C 相; 相变; 变形行为; 模型

中图分类号: TG146.1+1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2688-07

随着众多高新技术领域的快速发展, 高强高导铜合金的应用领域不断扩大, 并且已在大型集成电路引线框架^[1]、电车及电力火车架空导线^[2,3]、电阻焊电极^[4]等领域获得广泛应用。目前高强高导铜合金种类较多, 主要包括弥散强化型铜合金(如 Cu-Al₂O₃ 和 Cu-TiB₂ 等)和时效强化型铜合金(如 Cu-Fe-P、Cu-Ni-Si 和 Cu-Cr-Zr 系合金)。其中弥散强化型合金的典型代表 Cu-Al₂O₃ 合金, 自 20 世纪 60 年代成功开发后而被广泛关注、研究和应用^[5,6], 制备方法也由最初的内氧化方法逐渐衍生出原位机械和非原位机械合金化法等^[7,8]。整体而言, 该类合金的导电率、强度、加工性能和抗高温软化性能等主要取决于弥散相含量、尺寸、形状、密度以及分布状态等^[9], 随着弥散粒子浓度增加合金强度不断增加, 但是导电率和加工性能均会发生不同程度的下降^[10]。由于弥散相一般为陶瓷粒子, 合金在变形过程中弥散粒子仅能显著阻碍位错和晶界运动, 但很难与 Cu 基体发生协同变形, 这使得该类合金加工性能普遍较差。此外, 在高温变形时, 由于弥散陶瓷粒子与 Cu 基体的热膨胀系数存在差异, 很容易产生微裂纹或开裂现象。这一点严重限制了该类合金更加广泛的应用。因此, 近年来不断探索具有高强、高导以及优异加工性能的新型铜合金体系及其制备方法^[11-14]。

沉淀强化型合金中的 Cu-Fe 系合金, 由于 Fe 的低廉价格以及低温下在 Cu 基体内较低的固溶度等因素, 该类合金近年来引起广泛关注和合金体系的大量开发, 除了常规的 Cu-Fe-P 体系之外, 还有 Cu-Fe-Ag 等系列合金的出现^[15,16]。此外, 随着加工技术的发展, 利用形变原位复合技术还开发出了强度更高的中高浓度 Cu-Fe 合金^[17,18]。虽然沉淀强化型 Cu-Fe 系合金基体内的相结构、相析出行为以及相分布对强度贡献等方面的研究已取得较大进展, 但是合金强度、导电率和抗高温软化性能等仍有待进一步提高。考虑到 Fe-C 合金随着 C 含量以及热处理工艺的变化, 其相组成会发生显著变化。如果能够充分利用 Fe-C 相处于不同结构时的性能差异(马氏体或 bcc 结构时强度较高, 而 fcc 结构时的奥氏体强度较低)来调控铜合金的强度和加工变形性能等, 一定可以取得比较好的效果。因此, 本工作充分利用这一设计思想将 Cu 熔体和 Fe-C 中间合金熔体复合熔铸制备出一种新型的 Cu-Fe-C 复相铜合金, 并对其复相组织形成规律、合金的变形行为等方面进行系统深入研究。期望这一研究对于新型铜合金的开发以及复相合金加工变形行为等方面的研究发挥重要指导作用。

1 实验方法

收稿日期: 2016-09-18

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51301016, 51571023); 中央高校基本科研业务费 (FRF-TP-14-097A2); 北京市青年“英才”计划项目 (YETP0409)

作者简介: 王 斐, 男, 1990 年生, 硕士, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, 电话: 010-82375488

新型 Cu-Fe-C 复相合金成分(质量分数, %)为: Fe=5, C=0.03, P<0.002, Si<0.01, Zn<0.001, Cu 余量。实验原料分别为 99.9% 电解高纯 Cu、高纯 Fe 和高纯 C。首先利用真空熔炼技术制备 Fe-0.6%C 合金, 然后将其与高纯 Cu 复合熔炼并结合快速凝固方法制备出新型 Cu-Fe-C 复相合金, 熔炼炉真空度小于 1 Pa, 冷却方式采用水冷铜模进行。为了研究合金的冷加工变形行为及其对组织和性能的影响, 将复合熔铸制备的 Cu-Fe-C 复相合金直接进行不同量的冷轧变形。

拉伸实验在 MTS810 电液伺服材料试验机上进行, 拉伸速率为 1 mm/min, 拉伸过程按照 GB/T 228.1-2010 进行, 拉伸试样尺寸如图 1 所示。Vickers 硬度测量在 401MVD 机上进行, 实验载荷 200 g, 加载保压时间 15 s。金相组织观察在 Axio Imager A2m 金相显微镜(OM)上进行, OM 试样制备采用标准的金相制备方法, 金相腐蚀试剂采用 5% FeCl₃+25 mL 浓盐酸+去离子水 100 mL。利用日本玛柯科学仪器公司生产的 M21X 超大功率 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析, 电压 40 kV, 电流 150 mA, Cu 靶, 步宽 0.02°; 扫描方式为步进扫描, 停留间隔 2 s。利用带有能谱仪(EDS)的 SUPRA 55 场发射电子扫描显微镜(SEM)进行显微组织和拉伸断口分析。TEM 显微组织在 Tecnai G2 F30 S-TWIN 型透射电镜上进行观察, TEM 样品采用机械减薄+电解双喷减薄法制备, 双喷液为 70% HNO₃+30% CH₃-OH, 电压为 20~25 V, 温度为 -20~-30 °C。

2 结果与讨论

2.1 复相合金组织

室温下溶质元素 Fe 和 C 在 Cu 基体内的固溶度均较低, 合理的熔炼和铸造工艺才能使得所制备的新型 Cu-Fe-C 复相合金内 Fe-C 相尺寸细小且呈均匀弥散分布状态。图 2 示出了 Cu-Fe-C 复相合金熔铸态 OM 和 SEM 照片。由图可以看出, 所制备新型 Cu-Fe-C 复相合金晶粒尺寸为 50 μm 左右, 微米级的 Fe-C 相也能够均匀弥散分布于合金基体内。由此可见, 虽然添加

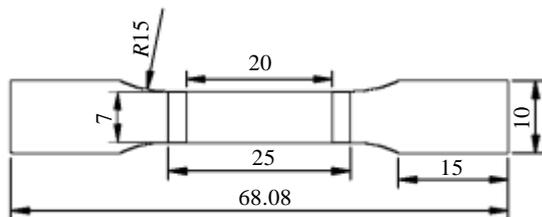


图 1 合金拉伸试样示意图

Fig.1 Schematic of alloy sample for tensile test (mm)

5.0%的 Fe-0.6%C 合金已远高于其在 Cu 基体中的固溶度, 但是经过合理的调控熔炼和铸造工艺同样可以获得较为优异的复相组织。为了更进一步清楚分析合金基体内 Fe-C 相的分布情况以及相结构, 对熔铸态复相合金进行了 TEM 组织结构分析(如图 3 所示)。由图可以看出, 合金基体内除了 OM 和 SEM 下观察到的尺寸为 1.5~3 μm 的 Fe-C 相之外, 还均匀弥散分布有大量尺寸在 100 nm 左右的球形弥散粒子, 对图中 A 颗粒进行能谱分析, 根据相应的 EDS 结果发现其是由 Fe-C-(Cu)构成(如图 3b 所示)。EDS 分析颗粒相含有一定量的 Cu 元素, 其信号来源于 Cu 基体。此外, 选取 200 nm 衍射环对基体内 Fe-C 相颗粒 A 进行选区衍射, 衍射图谱标定结果为 fcc 结构的 γ-Fe 颗粒相(如图 3a 中插图所示)。

2.2 复相组织形成过程

图 2~图 3 示出了铸态复相合金基体内微米和纳米级的粒子分布情况。根据 Cu-Fe 以及 Fe-C 二元相图^[19], 在室温下 Fe 在 Cu 基体中的固溶度较低, 即使在 1000 °C 高温下, 其溶解度也仅约为 3.0%, 而溶质元素 C 在 Cu 基体中的固溶度几乎为 0。Fe-0.6%C 含量达 5.0% 时, 必然会有多余的 Fe 和 C 元素在合金凝固过程中发生聚集长大。因此, 如何合理调控合金凝固时的界面推移速率成为控制多尺度 Fe-C 相均匀弥散分布的关键^[20]。

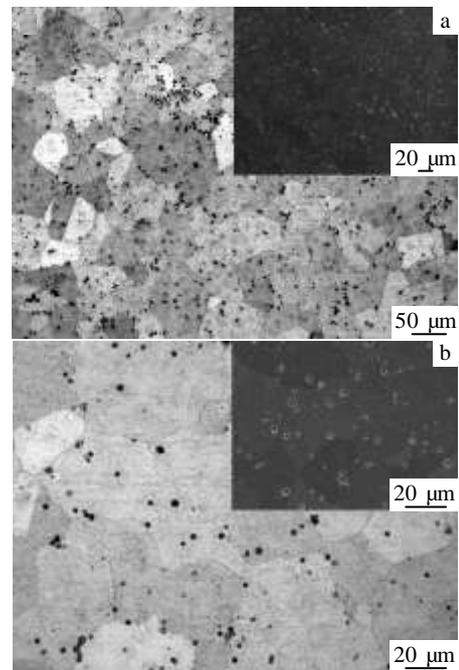


图 2 铸态合金的显微组织

Fig.2 OM images and SEM images (inset) of as-cast Cu-Fe-C alloy: (a) low magnification and (b) high magnification

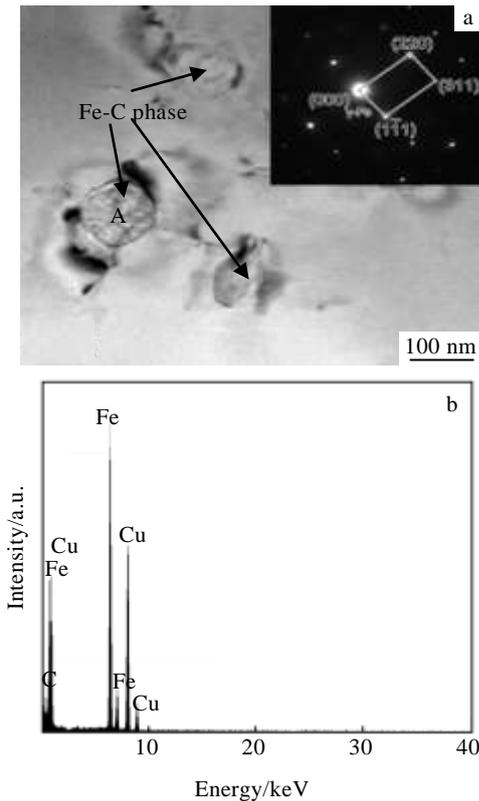


图 3 铸态 Cu-Fe-C 复相合金 TEM 像、SAED 花样及 EDS 分析
Fig.3 TEM image and SAED pattern (inset) (a) and EDS analysis (b) of as-cast Cu-Fe-C alloy

图 4 示出了合金凝固过程中界面前沿粒子所受作用力示意图^[20-22]。由图可以看出，凝固界面对粒子有推移力 F_D 和熔体中的相邻粒子间存在排斥力 F_σ 。根据文献^[20-22]研究结果，固/液界面捕捉粒子并使之均匀弥散分布于合金基体内存在一临界速率 V_c ，其可以表示为：

$$V_c = \frac{a_0 \Delta \sigma_0}{12 \eta \alpha R} \quad (1)$$

式中， a_0 为 Fe-C 表面原子半径与 Cu 基体界面处原子半径之和； $\Delta \sigma_0 = \sigma_{SP} - \sigma_{LP} - \sigma_{SL}$ ，其中 σ_{SP} 为 Cu 基体与 Fe-C 粒子间的界面能， σ_{LP} 为 Cu 熔体与 Fe-C 粒子间的界面能， σ_{SL} 为 Cu 基体固/液界面间的界面能； α 为 Fe-C 粒子热导率与 Cu 基体热导率之比； η 为 Cu 熔体黏度； R 为气体常数。

当固/液界面推移速率 $V > V_c$ ，可以保证熔体中的 Fe-C 粒子被固/液界面捕捉，但是当固/液界面推移速率太快时，熔体中粒子间的相互作用力增强，有可能使其发生团聚长大。因此，固/液界面推移速率并非越高越好，其应该也存在一临界值。这一临界值 V_p 可以根据界面对粒子的推移力 F_D 和粒子间的排斥力 F_σ 平

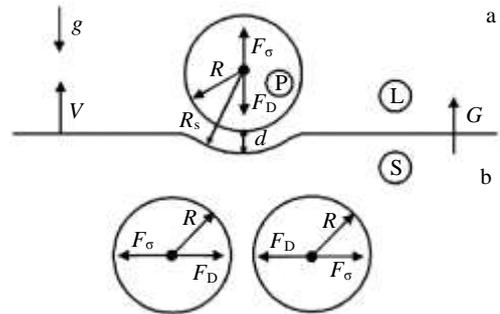


图 4 固/液界面前沿处粒子和粒子所受到的作用力示意图
Fig.4 Schematic diagram of a particle in front of the solid/liquid interface (a) and the forces acting on the particle (b)^[20-22]

衡时的临界条件(即 $F_D = F_\sigma$)而求得^[20]：

$$V_p = \frac{a_0 \Delta \sigma_0}{6 \eta R^3} \quad (2)$$

当界面推移速率 $V > V_p$ 时，熔体中 Fe-C 粒子由于相互作用力会发生团聚长大。因此，保证 Fe-C 相均匀弥散分布于铜合金基体内，凝固界面推移速率必须满足 $V_c < V < V_p$ 。为了便于计算，将新型复相铜合金中 Fe-C 相近似认为是 Fe 粒子，这样可得 $a_0 = 2.49 \times 10^{-10}$ m， $\alpha = 0.114$ ， $\eta = 0.029$ Pa s^[23]。虽然没有 Fe-C 或 Fe 粒子与固液界面间的准确界面能数值，但是其数值大小与文献^[20]中的数值处于同一数量级，因此本工作计算时同样采用 $\Delta \sigma_0 \approx 1$ N m。图 5 示出不同数量级尺寸粒子凝固时 V_c 和 V_p 的变化趋势。由图可以看出，随着粒子尺寸增加，保证粒子均匀分布于合金基体内的凝固界面推移速率区间逐渐变窄。本工作凝固界面推移速率是通过水冷铜模冷却速率进行控制，而影响温度场和冷却速率的主要因素包括“合金/衬底”界面传热系数 h 及试样的厚度，其中 h 值约为 $10^5 \sim 10^6$ W/m² K，水冷铜模直径从低端到顶端为 $d = 40 \sim 60$ mm。若按牛顿冷却方式计算冷却速率^[9]，即： $(dT/dt)_{t=0} = -(h/\rho C_p d) * (T_0 - T_b)$ ，合金比热近似取为 $C_p = 385$ J/kg K，密度也近似取为 $\rho = 8.93 \times 10^3$ kg/m³；合金熔化温度 T_0 设为纯铜的熔化温度 1356 K，衬底温度 T_b 设为 293 K。因此，其冷却速率 $(dT/dt)_{t=0} = -0.515 \times 10^3$ K/s $\sim -0.773 \times 10^4$ K/s。此冷却速率完全可以保证不同尺寸粒子弥散分布于合金基体内。

2.3 冷轧对复相合金的影响

图 6 示出了 Cu-Fe-C 复相合金硬度随冷轧变形量增加的变化规律。由图可以看出，随冷轧变形量的增加，复相合金硬度整体呈上升趋势。但是当冷轧变形量高于 30% 后，合金硬度增加速率明显变缓。因此，铸态合金变形初期位错增殖速率较快，对应的加工硬

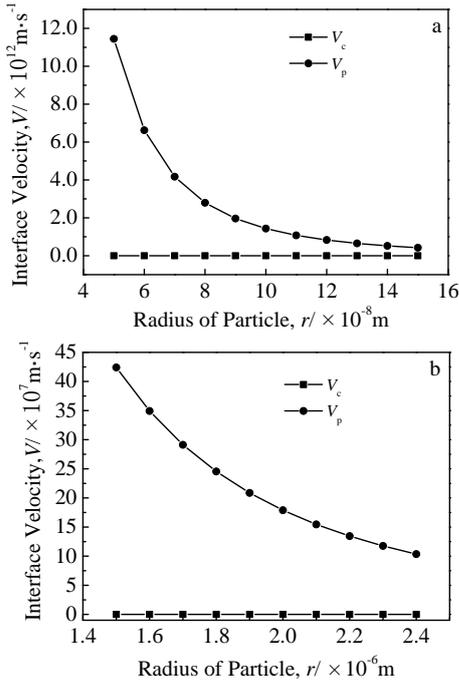


图 5 不同数量级 Fe-C 粒子与临界值 V_c 和 V_p 间的关系

Fig.5 Relationship between Fe-C particles radius and interface removing velocity: (a) particles in range of 60 nm to 150 nm and (b) particles in range of 1.5 μm to 2.5 μm

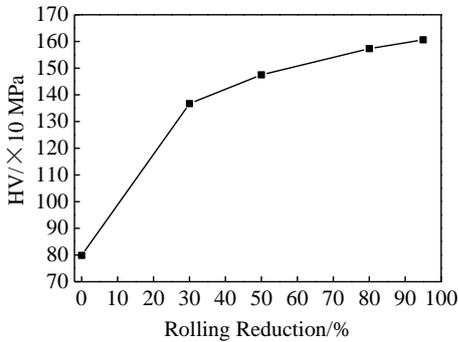


图 6 冷轧变形量对新型 Cu-Fe-C 复相合金维氏硬度的影响

Fig.6 Effect of cold rolling reduction on the HV of Cu-Fe-C alloy

化率也较大, 但是当位错增殖到一定程度时, 随着变形量增加增殖速率明显变缓, 这与变形量较高时硬度增加速率变缓相吻合。出现此种现象的原因是由于合金基体内固溶的 Fe 元素以及不同尺寸 Fe-C 相粒子对位错运动的阻碍作用所致。

图 7 示出了复相合金经 80% 冷轧变形后的 TEM 显微组织。由图可以看出, 合金基体内存在大量缠结的位错线和位错胞组织, 位错胞尺寸在 0.5~1 μm 范围内。此外, 在变形过程中位错与颗粒相相互作用, 在颗粒相周围观察到大量位错塞积。对变态合金中

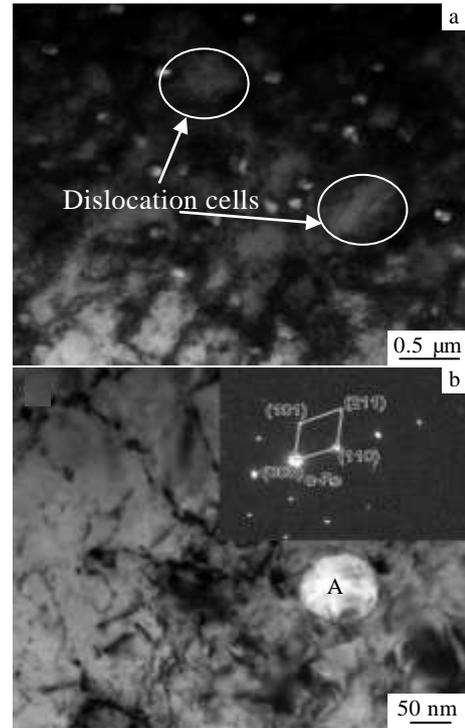


图 7 新型 Cu-Fe-C 复相合金经 80% 冷轧变形后的 TEM 显微组织

Fig.7 TEM images of Cu-Fe-C alloy after cold rolling 80%: (a) low magnification microstructure and (b) high magnification microstructure and SAED pattern (inset)

Fe-C 粒子 A 进行选取衍射分析, 发现该类粒子是处于 bcc 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ (如图 7b 所示)。

为了进一步分析熔铸态和冷轧态合金基体内 Fe-C 相结构, 本工作对两种状态的合金进行精细 XRD 测量 (如图 8 所示)。由图中可以看出, 熔铸态合金除了 Cu 基体 $(111)_{\text{Cu}}$ 衍射峰之外, bcc 结构 $\alpha\text{-Fe}$ 衍射峰也存在, 尽管 $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$ 衍射峰强度非常低, 这说明复相合金在凝固过程中基体内的部分 Fe-C 相会由 fcc 结构的 $\gamma\text{-Fe}$ 向 bcc 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ 转变。熔铸态复相合金经过冷轧变形 80% 后, 除了衍射峰有一定程度变宽之外, $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$ 衍射峰强度明显增加。后者是由于冷轧变形诱发合金内 $\gamma\text{-Fe}$ 向 $\alpha\text{-Fe}$ 的转变所致。文献 [24~26] 在研究 Cu-Fe 合金析出行为时, 发现固溶态合金时效析出的 $\gamma\text{-Fe}$ 粒子受到应力时也会发生 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相变, 因此, 冷轧变形完全可以诱发 Cu-Fe-C 复相合金内的 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相转变, 当然也有可能发生马氏体转变^[27-29] (这一点有待进一步精细结构表征加以分析)。转变后的粒子无论处于马氏体结构还是 bcc 结构均会对合金强度产生较大贡献。这也说明利用 Fe-C 相的结构转变特性来调控新型 Cu-Fe-C 复相合金的强度和加工变形性能是切实可行的。

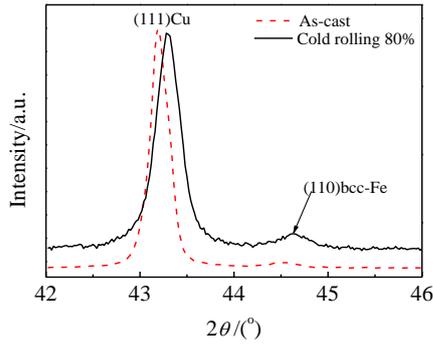


图 8 新型 Cu-Fe-C 复相合金铸态和 80% 冷轧态时的 XRD 图谱
Fig.8 XRD patterns of as-cast and cold rolled Cu-Fe-C alloy

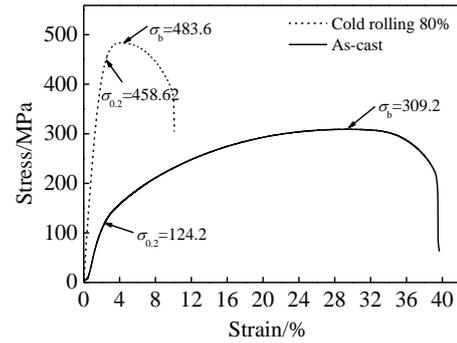


图 9 不同状态新型 Cu-Fe-C 复相合金的工程应力-应变曲线
Fig.9 Stress-strain curves of Cu-Fe-C alloy under different conditions

2.4 不同状态复相合金变形行为

由上文对复相合金基体内 Fe-C 相结构的分析可知,熔铸态合金基体内的 Fe-C 相经冷轧变形可以发生 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相转变。因此,复相合金处于熔铸态和冷轧态时基体与其内颗粒相间的协调变形行为一定存在较大差异。图 9 示出了新型复相 Cu 合金处于不同状态时的工程应力-应变曲线。由图可以看出,熔铸态合金强度较低,断后延伸率较高;而经冷轧变形 80% 后,合金强度显著升高,但是延伸率有所降低(详细力学性能如表 1 所示)。复相合金处于熔铸态时具有较高的加工硬化指数($n=0.3628$),其高于粗晶纯 Cu 的加工硬化指数($n=0.35^{[30]}$)。测得的这一高加工硬化指数与前文复相合金冷轧 30% 时硬度快速发生上升相吻合。通过仔细对比两种状态复相合金的工程应力-应变曲线,可以发现复相合金处于不同状态时其拉伸变形行为同样存在较大差异。铸态复相合金由于 Cu 基体和 fcc 结构的 $\gamma\text{-Fe}$ 强度均较低,位错启动和滑移相对较容易进行,所以该状态合金屈服强度较低,随后随着应变量的增加,位错不断增殖,位错密度增加,因此应力-应变曲线表现出屈服之后的应力随应变量的增加而继续增加。但是对于 80% 冷轧态合金,由于其基体内位错密度已经较高,开动大量缠结的位错需要较大的应力才可能实现,所以观察到屈服强度较高。另一方面,由于冷轧变形诱发了 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相转变,冷轧态合金基体内大量缠结的位错线开动后一旦与 bcc 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ 相遇,就会在其周围发生塞积进而相互反应而不断湮灭,从而使得应力-应变曲线表现出拉伸应力下降现象(如图 9 所示)。

图 10 示出了熔铸态和冷轧 80% 合金经拉伸变形后的 SEM 断口照片。由图可以看出新型 Cu-Fe-C 复相合金处于不同状态时变形行为存在较大差异。对于熔铸态合金,低倍拉伸断口上分布有大量均匀分布的撕裂

表 1 不同状态新型 Cu-Fe-C 复相合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of Cu-Fe-C alloy in different conditions

Condition	n	Elongation/%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa
As-cast	0.3628	39.3	124.2	309.2
Cold rolling 80%	0.0691	10.8	458.62	483.6

n =strain hardening exponent

裂韧窝(如图 10a 所示),其尺寸远大于 Fe-C 相尺寸。经局部放大可以看出除了基体内均匀分布的较深韧窝之外,微米级 Fe-C 相在断裂后也出现了撕裂韧窝(如图 10b 所示)。说明在拉伸过程中与 Cu 基体界面结合良好的 Fe-C 相也发生显著的塑性变形。这主要是由于基体内分布的 Fe-C 相粒子大部分均处于 fcc 结构,其具有较好的塑性,复相合金进行拉伸变形时,均匀分布的 Fe-C 相粒子可以与 Cu 基体一起发生塑性变形直至断裂。因此,熔铸态 Cu-Fe-C 复相合金内的 Fe-C 相与 Cu 基体可表现出优异的协调变形行为。

但是对于冷轧态复相合金,由于冷轧变形诱发了 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相转变,使得 Cu 基体内分布的 Fe-C 相强度明显增加,而 Cu 基体由于加工硬化同样使得强度大幅度升高。因此,观察到冷轧态复相合金的拉伸断口表面较为平整(如图 10c 所示)。对局部分布有 Fe-C 粒子的区域进行放大可以发现,虽然分布有微米级 Fe-C 相粒子的区域也出现了相应的撕裂韧窝,且内部同样分布有较多的小韧窝(如图 10d 所示),但是大韧窝尺寸远小于熔铸态合金内的大韧窝尺寸(如图 10b 所示),基本与初始 Fe-C 相粒子尺寸相当。这主要是由于 Fe-C 相粒子发生相转变后与基体协调变形有所降低所致。

图 11 绘制了熔铸态和冷轧态复相合金拉伸断裂过程模型,图中蓝色球形或椭圆形粒子代表微米级

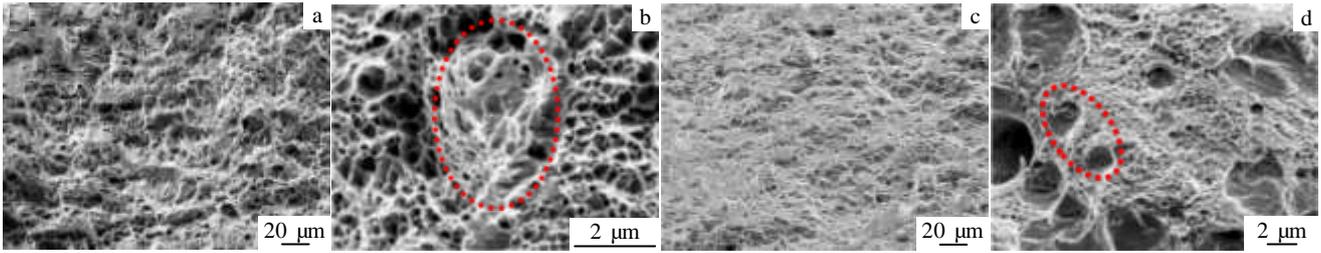


图 10 不同状态新型 Cu-Fe-C 复相合金拉伸断口形貌

Fig.10 Tensile fracture morphologies of Cu-Fe-C alloy in different conditions: (a, b) as-cast state, (c, d) cold rolling 80%; (a, c) low magnification, (b, d) high magnification

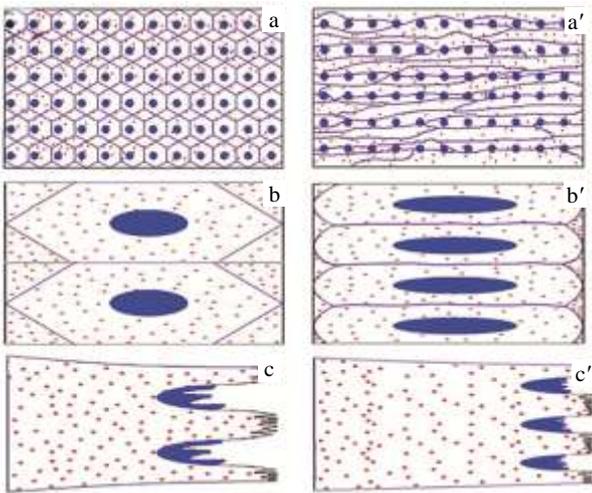


图 11 新型 Cu-Fe-C 复相铜合金在不同状态时的拉伸断裂模型图
Fig.11 Fracture models of Cu-Fe-C alloy in the different conditions: (a~c) as-cast state and (a'~c') cold rolling state

Fe-C 相, 红色点状粒子代表纳米级 Fe-C 相。熔铸态复相合金基体内分布的 Fe-C 相大部分均处于 fcc 结构且与基体界面结合良好, 其与基体协调变形性能较好, 所以 Fe-C 粒子除了在拉伸过程中会被拉长之外, 还会在裂纹产生之后继续发生一定的塑性变形而产生大量较深的韧窝(如图 11a~11c 所示)。但是当复相合金经过冷轧变形之后, Cu 基体产生了一定的加工硬化, 而且 Fe-C 相由于发生了相转变和加工硬化, 其强度会发生较大幅度上升。因此, Cu 基体和 Fe-C 相的韧窝尺寸和深度明显减小, 而且存在 Fe-C 相的区域拉断后残留的大韧窝尺寸和深度也较熔铸态合金拉断后留下的大韧窝尺寸和深度明显减小(如图 11a'~11c'所示)。

3 结 论

1) 采用真空熔炼和快速凝固方法可以制备出组织优异的新型 Cu-Fe-C 复相合金, 合金基体内均匀分布

有微米级(2~3 μm)和 100 nm 左右的不同数量级 Fe-C 相粒子; 这些粒子的均匀分布表明凝固界面推移速率 V 能够满足 $V_c < V < V_p$, 不过相比而言, 微米级 Fe-C 粒子对应的此速率范围远小于纳米级 Fe-C 粒子的速率范围。

2) 由于溶质元素 Fe 在 Cu 基体的固溶和不同尺寸 Fe-C 相的存在, 熔铸态复相合金具有较高的加工硬化率($n=0.3628$), 从而使得复相合金冷轧 30% 时硬度发生大幅度上升, 随后进一步增加冷轧变形量, 复相合金的硬度增加速率降低。

3) 新型 Cu-Fe-C 复相合金经 80% 冷轧变形后可以诱发复相合金基体内的 Fe-C 相发生 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 相转变, 充分利用这一相变可用于调控 Cu-Fe-C 复相合金的强度和加工变形性能。

4) 虽然熔铸态和冷轧态 Cu-Fe-C 复相合金均具有较好的协调变形性能, 但是相比而言, Fe-C 相处于 fcc 结构时的熔铸态合金可表现出更好的协调变形行为; 本实验根据复相铜合金的组织演化以及拉伸断口形貌提出了该类合金协调变形和断裂模型示意图。

参考文献 References

[1] Cao Yuwen(曹育文), Ma Jusheng(马莒生), Tang Xiangyun(唐祥云) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 1999, 09(4): 723
 [2] Hong Chongqi(黄崇祺). *China Railway Science*(中国铁道科学)[J], 2001, 22(1): 6
 [3] Lu Deping(陆德平). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007
 [4] Wu Yanqing(吴彦卿), Cai Jingyin(蔡敬音). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报) [J], 1985, 09(3): 143
 [5] Grant N J, Preston O. *Trans Metall Soc AIME*[J], 1961, 221 (2): 164
 [6] Lewis M H, Martin J W. *Acta Metall*[J], 1963, 11(11): 1207

- [7] Morris M A, Morris D G. *Materials Science and Engineering*[J], 1989, A111: 115
- [8] Guo M X, Wang M P. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2013, 138(1): 95
- [9] Guo Mingxing(郭明星). *Thesis for Doctorate*(博士学位)[D]. Changsha: Central South University, 2008
- [10] Guo M X, Wang M P. *Mat Sci Eng A*[J], 2012, 546: 15
- [11] Tu J P, Wang N Y, Yang Y Z *et al. Mater Lett*[J], 2002, 52(6): 448
- [12] Lee J, Jung J Y, Lee E S *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2000, 277(1-2): 274
- [13] Kwon Y S, Dudina D V, Korchagin M A *et al. J Mater Sci*[J], 2004, 39(16-17): 5325
- [14] Guo M X, Wang M P, Shen K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 460(1-2): 585
- [15] Cao Yuwen(曹育文), Ma Jusheng(马莒生), Tang Xiangyun(唐祥云) *et al. Transactions of Metals and Heat Treatment*(金属热处理学报) [J], 1998, 19(4): 32
- [16] Song J S, Hong S I, Park Y G. *Journal of Alloys Compounds*[J], 2005, 388(1): 69
- [17] Hong S I, Song J S, Kim Y S. *Scripta Mater*[J], 2001, 45(11): 1295
- [18] Go Y S, Spitzig W A. *J Mater Sci*[J], 1991, 26(1): 163
- [19] Baker H. *Handbook-Alloy Phase Diagrams*[M]. Ohio: ASM International, 1992: 734
- [20] Guo M X, Shen K, Wang M P. *Acta Mater*[J], 2009, 57(15): 4568
- [21] Guo M X, Shen K, Wang M P. *Mater Chem Phys*[J], 2012, 131(3): 589
- [22] Shanguan D, Ahuja S, Stefanescu D M. *Metall Mater Trans A*[J], 1992, 23(2): 669
- [23] David R L. *Handbook of Chemistry and Physics*[M]. Boca Raton (FL, USA): CRC Press, 2007
- [24] Ishida I, Kiritani M. *Acta Metall*[J], 1988, 36(8): 2129
- [25] Kato M, Monzen R. *Acta Metall*[J], 1978, 26(4): 605
- [26] Easterling K E, Miekko-Oja H M. *Acta Metall*[J], 1967, 15(7): 1131
- [27] Yang Gang(杨钢), Huang Chongxiang(黄崇湘), Wu Shiding(吴世丁) *et al. Acta Metall Sin*(金属学报) [J], 2009, 45(8): 906
- [28] Xu Zuyao(徐祖耀). *The Theory of Phase Transformations*(相变原理) [M]. Beijing: Science Press, 1988: 61
- [29] Imandoust A, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R. *Scripta Mater*[J], 2012, 67(12): 995
- [30] Misra A, Zhang X, Hammon D *et al. Acta Mater*[J], 2005, 53(1): 221

Development and Deformation Behavior of Advanced Cu-Fe-C Alloy with Dual-Phase Microstructure

Wang Fei, Guo Mingxing, Yi Long

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: An advanced Cu-Fe-C alloy with dual-phase structure was prepared by combining vacuum melting and rapid solidification. The microstructure evolution and deformation behavior of the alloy in the as-cast and rolled states were studied by OM, SEM, TEM and XRD characterization, and mechanical property measurements. The results show that when the moving speed of freezing interface satisfies the relationship of $V_c < V < V_p$, both micro-scale and nano-scale Fe-C particles are uniformly distributed in the alloy matrix, but the range between V_c and V_p for micro-scale particles is much narrower than that of nano-scale particles. Due to the solution of Fe in the Cu matrix and the existence of Fe-C particles with different sizes, the Cu-Fe-C alloy in the as-cast state possesses a much higher work hardening exponent ($n=0.3628$). The phase transformation of Fe-C particles from γ -Fe to α -Fe can be induced by cold rolling 80%, which can be greatly used to control and optimize the strength and deformation performance of Cu-Fe-C alloy. Although the deformability of Cu-Fe-C alloy in both the as-cast and rolled states is good, compared with the cold rolled state, the alloy in the as-cast state possesses a much better coordinative deformation performance owing to the fcc structure of Fe-C phases in this state. Additionally, according to the microstructure evolution and tensile fracture morphologies of Cu-Fe-C alloy with a dual-phase structure, the coordinative deformation and fracture models were put forward.

Key words: Cu-Fe-C alloy; Fe-C phase; phase transformation; deformation behavior; modeling

Corresponding author: Guo Mingxing, Associate Professor, State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332508, E-mail: mingxingguo@skl.ustb.edu.cn