

新型高强度易加工 Cu-FeC 复合材料的变形行为

郭明星, 杜进清, 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: 采用真空感应熔炼和快速凝固技术制备了界面复合良好, 组织性能优异的新型 Cu-FeC 复合材料, 并通过 OM、SEM、TEM、XRD 以及力学性能测试分别对熔铸态、奥氏体化后的淬火态及其冷轧态复合材料的组织和变形行为进行了研究。结果表明, 熔铸态材料内共存有 γ -Fe、 α -Fe 和 马氏体相, 而经 820 °C, 4 min 奥氏体化和淬火处理后, 基体内初生 Fe-C 相可转化为马氏体相, 同时析出大量纳米级 γ -Fe 相粒子; 前者在冷轧过程中表现出较好的协调变形性能, 而后者会在粗大 Fe-C 马氏体相内部或附近产生微裂纹; 不过两者冷轧变形后的强度均能获得大幅提升, 最高抗拉强度达 515 MPa, 而延伸率又明显高于已报道具有类似强度陶瓷粒子强化铜基复合材料的延伸率, 且拉伸过程均表现出明显的塑性变形特征; 此外, 本研究根据复合材料组织演化规律提出了相应的组织演化模型图。

关键词: Cu-FeC 复合材料; Fe-C 相; 相变; 变形行为; 模型

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0281-07

高强高导铜合金是一类具有优良综合物理性能和力学性能的结构功能材料, 已经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]、连铸机结晶器内衬^[4]、电阻焊电极^[5]等领域获得广泛应用。已开发的高性能铜合金分为 3 大类, 分别为颗粒或弥散强化型、时效强化型铜合金 (如 Cu-Fe 系、Cu-Cr 系和 Cu-Ni 系等)^[6]以及固溶+加工硬化型铜合金等 (如 Cu-Ag、Cu-Mg 和 Cu-Sn 等合金^[7-10]), 其中弥散强化铜合金主要通过原位或非原位方法在铜合金基体内制备均匀弥散分布的纳米弥散粒子, 如 Al_2O_3 、 TiB_2 、 Y_2O_3 等^[11,12]。弥散强化铜合金由于纳米粒子对位错和晶界的强烈阻碍作用, 以及非常低的溶解度, 该类合金普遍具有高强高导以及优异的耐高温性能^[13,14]。不过强度升高的同时也使得其加工性能显著降低, 即使高温加工时, 由于陶瓷粒子强度高, 且与基体热膨胀系数差异较大, 其高温加工时很容易出现微裂纹或开裂现象等。此外, 已有研究表明^[15], 这一陶瓷相与铜基体协调变形性能差的问题在含有高浓度粗大陶瓷粒子的铜基复合材料内表现的更为显著。

相比而言, 时效强化型合金由于强化相可进行回溶和析出调控, 其加工性能相对较好, 不过其它性能仍有待进一步提高。以 Cu-Fe 系合金为例, 由于溶质元素 Fe 价格低廉, 同时大量溶解于液态铜中的 Fe (10%~20%) 又可在时效过程中析出 (由于室温固溶

度很小)^[16], 从而表现出较好的析出强化效应。不过其强度、导电率和耐高温性能等仍有待进一步提高。此外, 该系合金中的 Cu-Fe-P 合金 (如 KFC、C194 等) 虽然强度和导电率均有所提高, 并已广泛用作引线框架材料^[17], 但是其获得高强度的同时普遍会大幅降低延伸率 (大部分在 1%左右), 这非常不利于更好的广泛应用。由此可见, 非常有必要开发兼具有高强度、高导电和易加工等特性的新型铜合金材料。考虑到 Fe-C 合金随着 C 含量和热处理工艺的变化, 其相结构和分布会发生显著变化, 尤其当 Fe-C 相处于奥氏体结构时, 强度较低非常有利于加工, 而处于马氏体或体心立方结构时强度较高。因此, 如果能够将这一可发生相变的 Fe-C 相均匀弥散添加到铜基体内, 通过合理的工艺调控所开发的新型 Cu-FeC 复合材料即可兼具有高强、高导和优异的加工性能等^[18-22]。据此, 本实验设计开发 Fe-C 相浓度较高的复合材料, 并对其所含 Fe-C 的相变以及对变形行为的影响规律进行系统研究, 期望这一研究对新型铜合金的开发、加工和应用提供重要指导作用。

1 实 验

新型 Cu-10Fe-0.06C(质量分数, 下同)复合材料原料采用 99.9%Cu 电解高纯铜、高纯 Fe 和高纯 C。实验首先利用真空熔炼技术制备 Fe-0.6C 合金, 然后将

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 北京市自然科学基金 (2172038); 国家自然科学基金 (51871029, 51571023, 51301016)

作者简介: 郭明星, 男, 1979 年生, 博士, 副教授, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, E-mail: mingxinguo@skl.ustb.edu.cn

其与高纯 Cu 在真空度小于 1 Pa 的感应熔炼炉中进行熔炼复合, 之后将合金熔体浇注到水冷铜模中进行快速冷却凝固, 铸锭尺寸为 $\Phi 50 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$; 最后将铸锭切头、铣面。为了研究合金中粒子状态对合金性能及变形行为的影响, 铸锭被分为 2 种工艺进行处理。分别为工艺 I: 合金铸锭直接进行压下量为 80% 的普通冷轧, 从 10 mm 冷轧至 2 mm; 工艺 II: 先对合金铸锭进行 820 °C, 4 min 奥氏体化处理, 随后取出水淬后, 再进行压下量为 80% 的普通冷轧, 从 10 mm 冷轧至 2 mm。经工艺 I 和工艺 II 处理后的合金试样分别被用来后续的组织、性能检测。

拉伸试验在 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。合金电导率在 D60K 数字金属电导率测试仪上进行。金相试样制备采用标准的金相制备过程, 经腐蚀试剂 (5% FeCl₃+浓盐酸 25 mL+去离子水 100 mL) 处理后, 使用 Axio Imager A2m 金相显微镜(OM)进行组织观察。合金第二相粒子硬度检测使用美国 MTS 公司生产的 Nano Indenter II 纳米显微力学探针进行。XRD 物相分析在日本玛柯科学仪器公司生产的 M21X 超大功率 X 射线衍射仪进行, 电压 40 kV, 电流 150 mA, Cu 靶材, 步宽 0.02°; 扫描方式采用步进式, 停留间隔 2 s。SEM 显微组织和拉伸断口分析在带有能谱仪(EDS)的 SUPRA 55 场发射电子扫描显微镜上进行。TEM 显微组织观察在 Tecnai G2 F30 S-TWIN 型透射电镜上进行, TEM 样品采用机械减薄+电解双喷减薄法制备, 双喷液为 70% 硝酸+30% 甲醇, 电压为 20~25 V, 温度为 -20~-30 °C。

2 结果与讨论

2.1 原始组织调控和表征

由于所开发的铜基复合材料 Fe-C 相浓度较高且

采用熔铸方法制备, 如果凝固过程控制不当很容易出现粒子偏聚现象, 因此, 必须采用快速凝固方法进行制备。图 1 示出了 Cu-FeC 复合材料处于不同状态的金相组织。由图可以看出, 原始熔铸态基体内分布有比较均匀的 Fe-C 相粒子, 而且含有 2 种不同形态, 即球形和枝晶状, 而且球形粒子尺寸普遍大于枝晶状。其形成原因应该是由枝晶状粒子随着凝固过程的进行逐渐发生聚集长大而成表面能较低的球形粒子。如果对熔铸态复合材料进行一定的热处理, 即 820 °C, 4 min 奥氏体化后的水淬, 由图 1b 可以看出, 细小的枝晶状粒子发生一定的团聚, 不过团聚效果并不严重, 而球形粒子基本变化不大。由于经此工艺处理后, Fe-C 粒子首先会发生奥氏体化, 随后在淬火过程中会发生马氏体转变(详见下文分析), 粒子强度会发生明显升高, 几乎接近以往陶瓷粒子强化铜基复合材料内强化相的相关性能。不过正是由于高温热处理使得 FeC 相的偏聚和相转变, 最终导致该状态的电导率由熔铸态的 19% IACS 降低到 12% IACS。

除了金相尺度下的粗大粒子之外, 基体内是否还分布有其它尺度的弥散粒子有待深入表征。图 2 示出了上述 2 种状态下的 TEM 显微组织。由图可以看出, 熔铸态基体内确实还分布有大量尺寸在 50 nm 左右的细小弥散粒子, 部分粒子由于处于 fcc 结构且与基体呈共格或半共格关系的 γ -Fe (A 粒子), 所以出现典型的马蹄形形貌^[22]。不过也有粒子呈孪晶马氏体结构, 经详细的衍射分析发现其为 bcc 结构的 α -Fe 粒子, 其与基体间的关系满足 Kurdjumov-Sachs 曲线关系, $[100]_{\alpha\text{-Fe}} // [110]_{\text{Cu}}, (0\bar{2}0)_{\alpha\text{-Fe}} // (2\bar{2}0)_{\text{Cu}}$ 。出现此种混合相的组织特征进一步表明, 材料在熔铸过程中由于采用水冷铜模进行冷却, 部分 Fe-C 粒子已经发生马氏体转变。为了使未发生相变的 γ -Fe 粒子能够转变为 α -Fe 或马氏体, 对熔铸态材料做了进一步的热处理, 由图

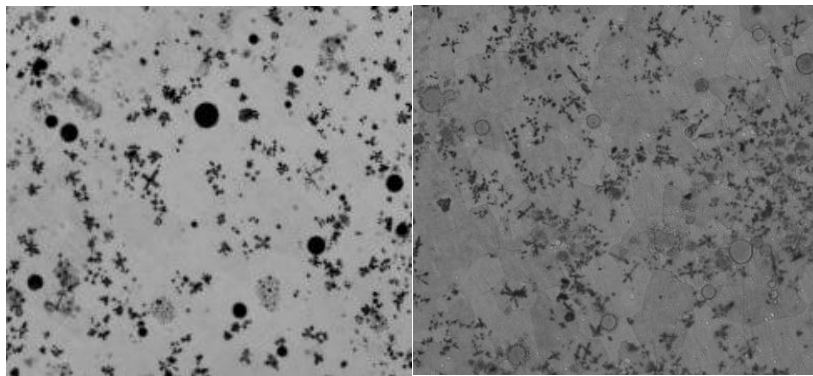


图 1 不同状态 Cu-FeC 复合材料的金相显微组织

Fig.1 Optical microstructure of Cu-FeC composite under different conditions: (a) as-cast state and (b) quenching state

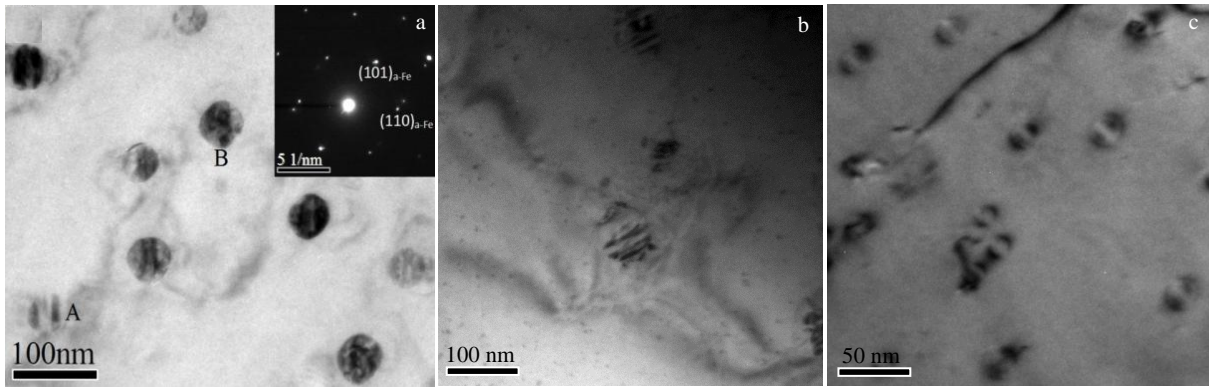


图 2 不同状态 Cu-FeC 复合材料显微组织 TEM 照片

Fig.2 TEM images of Cu-FeC composite under different conditions: (a) as-cast state and (b, c) quenching state

2b, 2c 可以看出, 约为 50 nm 的初生态 Fe-C 粒子确实发生了马氏体转变, 大部分均呈孪晶马氏体结构 (如图 2b 所示), 但是基体内同时还出现了大量尺度更小的弥散粒子, 而且部分区域的细小弥散粒子尺寸已经长大到 20nm 左右, 其形态大部分均为典型的马蹄形形貌 (如图 2c), 这主要由于熔铸过程冷速较大, Cu 基体内含有过饱和的溶质元素 Fe 和 C, 高温奥氏体化过程中这些粒子必然会发生析出长大所致。

为了更好的对比淬火处理对复合材料基体内相结构的影响, 图 3 示出了熔铸态和奥氏体化后淬火的 2 种组织特征复合材料的 XRD 图谱。由图可以看出, 熔铸态 Cu 基体(111)_{Cu} 衍射峰分成两部分, 且峰位向左偏移, 这与大量溶质元素 Fe 和 C 固溶于 Cu 基体, 以及基体内含有 fcc 结构的 γ -Fe 有关。此外, 熔铸态下同样观察到了 bcc 结构 α -Fe 相(110) _{α -Fe} 衍射峰。相比之下, 淬火后复合材料的(111)_{Cu} 衍射峰除了向右逐渐移到标准峰位之外, 其衍射强度也有明显增强, 说明在热处理过程中晶粒沿此方向长大显著。同时在(111)_{Cu} 衍射峰右侧还出现 Fe1.86C0.14 马氏体(101)_M 衍射峰, 而熔铸态观察到的 α -Fe 衍射峰也已消失, 这进一步表明经此工艺处理后初生态 Fe-C 粒子 (γ -Fe 和 α -Fe) 均已转化为马氏体相, 此结果与以上 TEM 组织吻合。

2.2 冷轧变形对组织的影响

由于含有陶瓷粒子的铜基复合材料普遍存在变形能力差的问题, 致使加工成本较高严重限制其广泛应用。针对此问题, 本研究设计开发了新型 Cu-FeC 复合材料以期比较好的解决这一问题。不过正如上文所述, 为了对比基体内 Fe-C 相处于不同结构时对复合材料变形行为的影响规律, 拟对上述 2 种组织特征的复合材料分别进行 80% 冷轧变形然后分析其变形行为差异情况。2 种组织特征复合材料变形后的 SEM 组织如

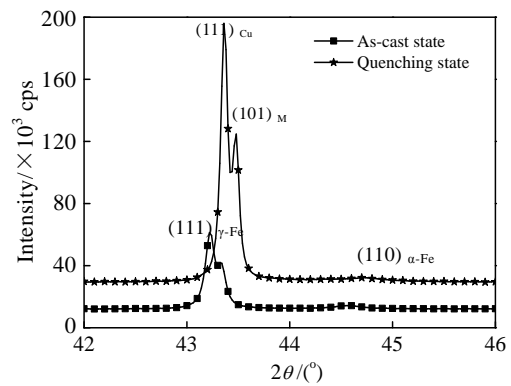


图 3 不同状态 Cu-FeC 复合材料 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of Cu-FeC composite under different conditions

图 4 所示。由图可以看出, 由于熔铸态复合材料基体内的 Fe-C 相处于多种结构共存状态 (fcc, bcc 和马氏体结构), 其冷轧变形过程中无论粗大粒子还是细小粒子均能比较好的与 Cu 基体内发生协调变形, 部分粒子还发生了拉长, 而且由细小粒子聚集而成的球形粒子也发生了一定程度的分离 (如图 4a 所示)。相比而言, 如果经过奥氏体化后的淬火处理, 由于基体内大部分粒子均已转化为马氏体结构, 虽然部分枝晶状粒子也能与 Cu 基体发生协调变形, 并发生了拉长现象, 但是部分粗大球形粒子却出现了开裂现象 (如图 4b 所示)。此种现象类似于陶瓷粒子强化的铜基复合材料内由于基体与粒子间协调变形能力差而诱发产生的开裂现象。由此可见, Cu-FeC 复合材料经过奥氏体化后的淬火处理不利于加工性能的提高。

由于复合材料经过上述 2 种工艺处理后基体内分布的 Fe-C 相结构差异性较大, 在变形过程中其与位错

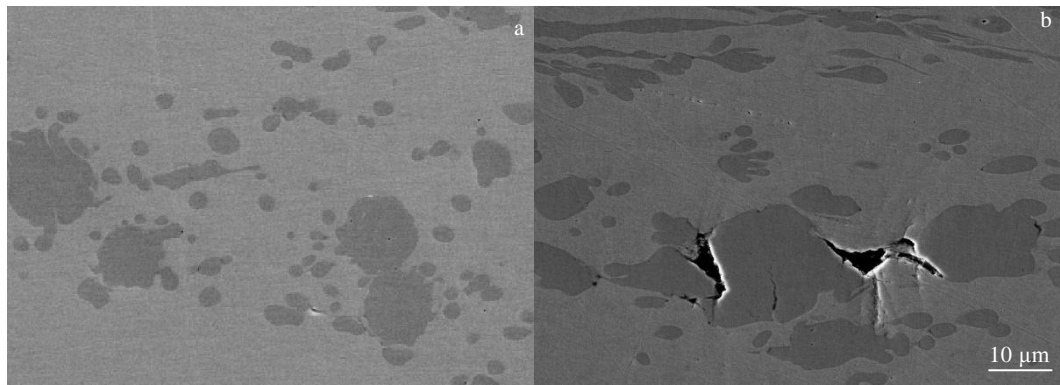


图 4 不同工艺处理的 Cu-FeC 复合材料冷轧态 SEM 照片

Fig.4 SEM images of cold rolled Cu-FeC composite processed by different methods: (a) processing I and (b) processing II

间的相互作用会明显不同。图 5 示出了 2 种工艺处理的冷轧态 Cu-FeC 复合材料 TEM 显微组织。由图可以看出，基体内均分布有大量位错胞组织，不过经奥氏体化后淬火处理的复合材料再经冷轧变形后，其基体内的位错胞尺寸明显小于熔铸态直接进行冷轧变形的。其原因主要是由于基体内的 Fe-C 相粒子处于不同结构时其对位错的阻碍作用明显不同，再加上 2 种状态 Fe-C 相粒子浓度也有一定差异。熔铸态材料基体内由于同时分布有 γ -Fe、 α -Fe 以及马氏体，其对位错钉扎能力相对弱一些；而经奥氏体化后的淬火处理，其基体内大部分初生态 Fe-C 相粒子均已转化为马氏体结构，对位错钉扎力明显强于前者基体内的粒子。此外，复合材料在奥氏体化过程中还诱发过饱和固溶体内的 Fe 和 C 元素析出一定量的纳米级 γ -Fe（如图 2 所示），这些粒子在变形过程中也可以发生应变诱发马氏体相变^[16]，从而有效阻碍位错滑移，最终使得奥氏体化后淬火处理的复合材料经冷轧变形后位错胞尺寸较小（如图 5b）。正是由于上述组织演化的不同，2

种状态材料的导电率变化存在一定差异，熔铸态直接经 80%冷轧后其电导率为 16.4%IACS，而经高温处理后再冷轧 80%却仅为 13.8%IACS。

2.3 拉伸变形行为对比分析

由上文可知，不同的组织特征直接导致复合材料具有不同的加工变形性能，基体内如果分布有大量马氏体相，由于在变形过程中基体与相之间协调变形能力差进而很容易引发复合材料的开裂现象。为了更好地分析其变形行为的差异性，对 2 种冷轧态复合材料分别进行相应的拉伸变形。图 6 示出了 2 种工艺处理后冷轧态复合材料的工程应力-应变曲线。由图可以看出，复合材料强度均较高，而且延伸率也能维持在较高水平（详细的力学性能如表 1 所示）。与文献[23]开发的 CuAl-Al₂O₃ 复合材料相比，在强度相近的情况下，其延伸率明显高于由陶瓷粒子强化的铜基复合材料（大部分均在 1%左右）。此外，经奥氏体化后淬火处理的复合材料，其冷轧态强度和延伸率又均低于熔铸态直接冷轧的。其原因如下，虽然经过奥氏体化和

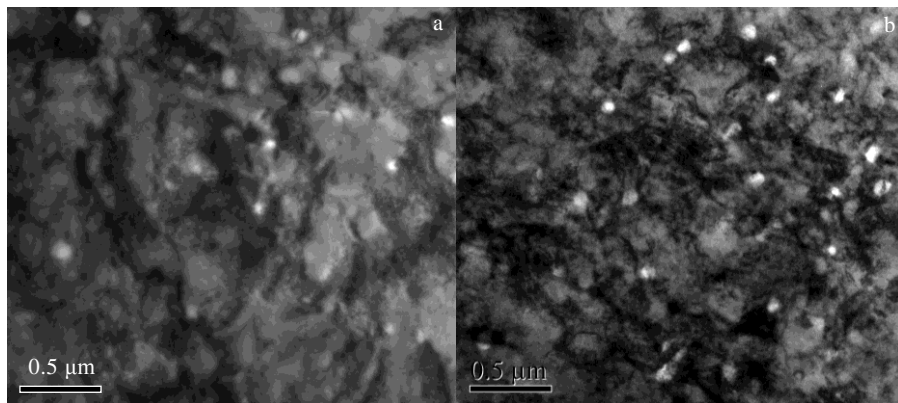


图 5 不同工艺处理的 Cu-FeC 复合材料冷轧态 TEM 照片

Fig.5 TEM images of cold rolled Cu-FeC composite processed by different methods: (a) processing I and (b) processing II

淬火处理，基体内大部分 Fe-C 相转化为马氏体结构，并析出了大量纳米级 γ -Fe，这些粒子对位错阻碍能力会增加，尤其前者，但是由于固溶强化效果降低，并且部分粒子会发生聚集长大，最终多方面因素综合作用使得淬火后的复合材料屈服强度反而发生降低；而延伸率降低主要是由于材料基体内所含马氏体结构的 Fe-C 相与基体协调变形能力较差，以及冷轧过程部分粒子内部或周围可能诱发了微裂纹，这两方面因素最终必然会使得该工艺处理的复合材料延伸率发生降低，不过其延伸率仍能维持在 3.0% 以上。

为了更好的对比分析上述 2 种状态复合材料的拉伸断裂行为，图 7 示出了不同工艺处理后 Cu-FeC 复合材料冷轧态拉伸断口 SEM 形貌。由图可以看出，两种复合材料拉伸断口表面均含有大量韧窝组织，属于典型的韧性断裂，不过两者的韧窝分布状态存在显著差异。熔铸态复合材料直接冷轧后的拉伸断口韧窝分布均匀，且深度较深，与上文较高的延伸率相对应(如图 6 所示)；此外，大韧窝内部还明显分布有大量小韧窝，由于大韧窝主要是由于粗大 Fe-C 粒子所致，其内部分布有小韧窝说明这些 Fe-C 粒子也发生了塑性变形（即使这些粒子在冷轧过程中已经发生加工硬化），这进一步很好的说明此状态复合材料为什么会具有比较好的塑性或加工性能。相比较而言，经过奥氏体化和淬火处理后的复合材料经冷轧变形后的拉伸断口表面韧窝尺寸明显减小，深度变浅，同时还分布有微裂纹（如图 7c 所示）。这些裂纹有可能是在冷轧过程中马氏体强化发生开裂所致，也有可能由于马氏体相与

基体在拉伸过程协调变形能力相对较差所致。不过整体而言，拉伸断口与上文拉伸性能吻合较好，也比较好的说明如果铜基复合材料内的 Fe-C 相通过奥氏体化和淬火处理彻底转化为马氏体结构，其反而不利于材料加工性能的提高。

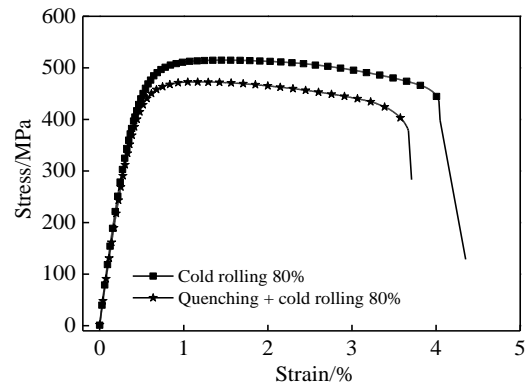


图 6 不同工艺下冷轧态 Cu-FeC 复合材料应力-应变曲线
Fig.6 Stress-strain curves of cold rolled Cu-FeC composite processed by different methods

表 1 不同工艺下冷轧态 Cu-FeC 复合金对应的力学性能
Table 1 Mechanical properties of cold rolled Cu-FeC composite processed by different methods

Condition	Elongation/%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa
Cold rolling 80%	4.4	472.6	515.1
Cold rolling 80% after quenching	3.7	446.7	473.3

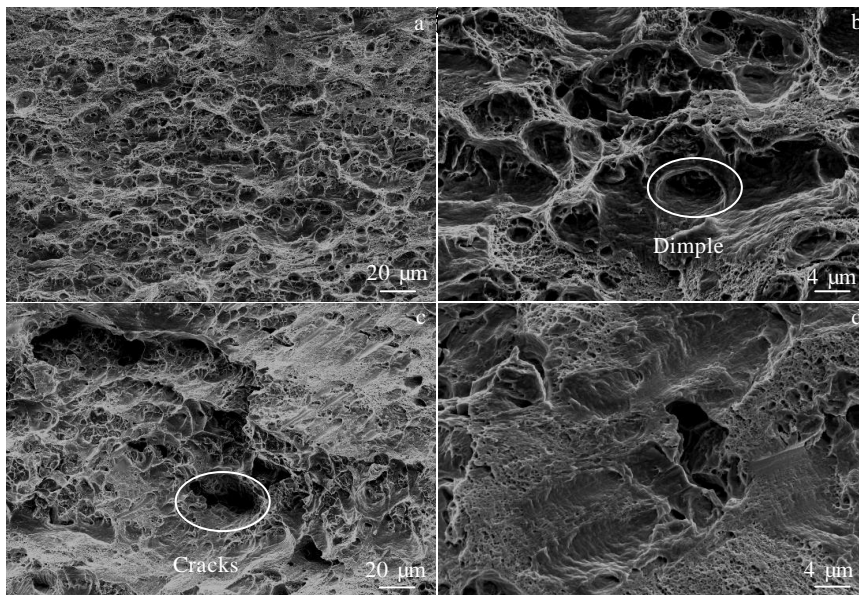


图 7 不同工艺处理的冷轧态 Cu-FeC 复合材料对应的拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of cold rolled Cu-FeC composite processed by different methods: (a, b) processing I and (c, d) processing II

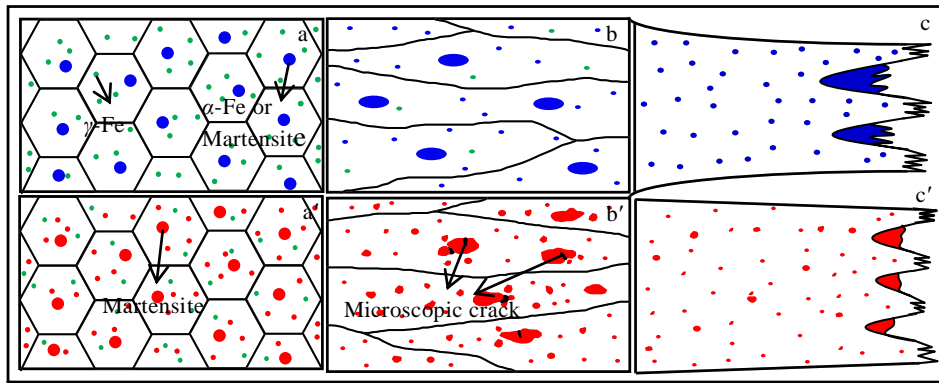


图 8 不同工艺处理的冷轧态 Cu-FeC 复合材料对应的变形断裂模型图

Fig.8 Tensile fracture models of cold rolled Cu-FeC composite processed by different methods: (a~c) processing I and (a'~c') processing II

2.4 组织演化模型

为了更好地说明合金第二相粒子在不同工艺下的结构变化，以及这些变化对合金变形行为的影响，图 8 示出了新型 Cu-FeC 复合材料处于不同状态下基体内第二相粒子演化过程模型图。由于熔铸态复合材料基体内均匀分布有 γ -Fe、 α -Fe 和 马氏体（图 8a），复合材料冷轧变形过程中具有较好的协调变形能力，基体内的 Fe-C 相还可以发生一定的拉长（图 8b）；同时由于 fcc 结构的 γ -Fe 还可以在变形过程中发生马氏体相变，这更加促进了复合材料协调变形能力的提高；如果对其做进一步的拉伸变形，由于基体和 Fe-C 相协调变形性能较好，可以同时 在基体内和分布有粗大 Fe-C 相粒子部位观察到韧窝组织，而且大韧窝内部还可以观察到小韧窝（图 8c）。

相比而言，熔铸态复合材料如果进行 820 °C，4 min 的奥氏体化和淬火处理，基体内初生 Fe-C 相基本均会转化为马氏体相，同时由于 Cu 基体内含有较多的溶质元素 Fe 和 C，在热处理中很容易扩散至附近的粒子或析出一定量的细小纳米级 γ -Fe 粒子（图 8a'），所以可以观察到基体内粒子浓度略有所增加，同时发生一定程度的偏聚；如果其进行冷轧变形，由于淬火获得 Fe-C 马氏体相硬度很高，与基体协调变形能力会明显发生降低，类似于陶瓷粒子强化的铜基复合材料。因此，冷轧变形后材料基体内部分粗大 Fe-C 相粒子周围或者内部会产生微裂纹（图 8b'），而奥氏体化过程中析出的 γ -Fe 粒子同样会发生应变诱发马氏体转变。在后续拉伸变形过程中，由于 Fe-C 相基本无法变形且其内部或周围可能分布有微裂纹，所以拉伸变形后同样可以在粗大粒子分布位置观察到 大韧窝，但是大韧窝内基本观察不到小韧窝存在（图 8c'）。

3 结 论

1) 利用真空熔炼和快速凝固方法可以直接制备组织较为均匀的 Cu-FeC 复合材料，且 γ -Fe、 α -Fe 和 马氏体相同时共存于基体内；如果对其进行 820 °C，4 min 的奥氏体化和淬火处理，基体内初生 Fe-C 相可以转化为马氏体相，不过同时还会析出大量纳米尺度的 γ -Fe 相粒子。

2) 与奥氏体化和淬火处理后的复合材料相比，熔铸态复合材料在冷轧过程中表现出较好的协调变形性能，粗大粒子可以与基体协同变形而拉长，基本不会在粗大粒子内部或附近产生微裂纹现象。

3) 无论熔铸态还是奥氏体化和淬火处理后的新型 Cu-FeC 复合材料，经冷轧变形后强度均能获得大幅提升，最高抗拉强度达 515 MPa，而延伸率又明显高于强度相近陶瓷粒子强化铜基复合材料的延伸率，且拉伸过程均表现出明显的塑性变形特征；同时，根据复合材料组织演化规律提出了相应的组织演化模型图。

参考文献 References

[1] Guo M X, Wang F, Huang G J et al. *J Electron Mater*[J], 2015, 44(10): 3523
 [2] Hong Chongqi(黄崇祺). *China Railway Science*(中国铁道科学)[J], 2001, 22(1): 6
 [3] Wen Hongquan(温宏权), Mao Xiemin(毛协民), Xu Kuangdi (徐匡迪) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 1998, 12(1): 25
 [4] Wang Longshou(王隆寿). *Metallurgical Equipment*(冶金设备)[J], 1999, 12(6): 34
 [5] Wu Yanqing(吴彦卿), Cai Jingyin(蔡敬音). *Transactions of*

- the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 1985, 9(3): 143
- [6] Lu D P, Wang J, Zeng W J *et al. Mat Sci Eng A*[J], 2006, 421: 254
- [7] Zhao H M, Fu H D, Xie M *et al. Vacuum*[J], 2018, 154: 190
- [8] Tian Y Z, Wu S D, Zhang Z F *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528: 4331
- [9] Hui J, Feng Z X, Fan W X *et al. Mater Charact*[J], 2018, 144: 611
- [10] Yang G, Zhou L, Yuan Y *et al. J Alloy Compd*[J], 2015, 640: 347
- [11] Morris M A, Morris D G. *Mat Sci Eng A*[J], 1989, 111: 11
- [12] Lu Deping(陆德平). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007
- [13] Guo M X, Wang F, Zhang Y *et al. Metall Mater Trans B*[J], 2015, 46(2): 841
- [14] Guo Mingxing(郭明星). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2008
- [15] Krüger C, Mortensen A. *Mat Sci Eng A*[J], 2013, 585: 396
- [16] Liu Ping(刘平), Zhao Dongmei(赵冬梅), Tian Baohong(田保红). *High-performance Copper Alloy and Its Processing Technology*(高性能铜合金及其加工技术)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 160
- [17] Hyung G K, Seung Z H, Kwangjun E *et al. Mat Sci Eng A*[J], 2011, 530: 652
- [18] Guo M X, Zhu J, Yi L *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2017, 697: 119
- [19] Wang Fei(王斐), Guo Mingxing(郭明星), Yi Long(易龙). *Rare Metals Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2688
- [20] Guo M X, Yi L, Zhu J *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 120: 109
- [21] Guo M X, Wang F, Yi L, *Mat Sci Eng A*[J], 2016, 657: 197
- [22] Dong Q Y, Shen L N, Cao F *et al. Acta Metall Sin*[J], 2014, 50(10): 1224
- [23] Krüger C, Mortensen A. *Compos Part A: Appl Sci Manufac*[J], 2014, 66: 1

Deformation Behaviors of Advanced Cu-FeC Composite with High Strengths and Processability

Guo Mingxing, Du Jinqing, Yi Long

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

Abstract: An advanced Cu-FeC composite material with good interface bonding was prepared by vacuum induction melting and rapid solidification technology. The microstructure evolution and deformation behaviors of the composites in the as-cast, austenitizing + quenching and cold rolling states were studied by OM, SEM, TEM, XRD characterization and mechanical property measurements. The results show that γ -Fe, α -Fe and martensite phase coexist in the as-cast composite; however, after the treatment of austenitizing (820 °C/4 min) + quenching the primary Fe-C phase in the matrix can be transformed into martensite, and a large number of nano-sized γ -Fe phase particles can be also formed. The composite in the as-cast state possesses a better deformability during cold rolling process, while micro cracks could be formed in the coarse Fe-C martensite phases or around them in the quenched composite during cold rolling. The strengths of the composites could be increased significantly after cold rolling, and the highest tensile strength could reach about 515 MPa, but the plastic deformation characteristics still can be seen in them. Additionally, their elongations are much higher than those of the reported ceramic particles reinforced copper matrix composites with similar strengths. Finally, based on the microstructure evolution of Cu-FeC composite material, the deformation and fracture models of the composites with different microstructure characteristics were put forward.

Key words: Cu-FeC composite material; Fe-C phase; phase transformation; deformation behavior; modelling

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