

热变形对烧结 Cu-10%WC 复合材料组织及性能的影响

毛杰¹, 江南¹, 卓海鸥², 叶楠², 陈轩乐¹, 周威威¹, 刘文龙¹, 唐建成^{1,2}

(1. 南昌大学 物理与材料学院, 江西 南昌 330031)

(2. 南昌大学 南昌大学国际材料创新研究院, 江西 南昌 330031)

摘要: 采用还原法制备 Cu-10%WC 复合粉末 (质量分数), 热压烧结得到 Cu-10%WC 复合材料, 并进行热轧处理。采用扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、透射电子显微镜、拉伸试验等研究了热轧对 Cu-10%WC 复合材料组织和性能的影响及机理。结果表明, 经热轧: 复合材料中 WC 颗粒尺寸无变化但沿轧制方向重新排列; Cu 晶粒尺寸减小, 发生再结晶时沿(220)晶面择优生长, 降低了与 WC 颗粒结合界面的错配度。轧制后, 复合材料抗拉强度从 426 MPa 提高至 492 MPa, 硬度 HV_{0.2} 从 1467.1 MPa 提高至 1634.6 MPa, 导电、导热性能不变。热轧使 WC 颗粒重新排列调节了位错的分布、Cu 晶粒择优取向提高与 WC 颗粒界面结合强度以及细晶强化的作用, 提高了复合材料综合性能。

关键词: Cu-WC 复合材料; 热压烧结; 热轧; 强化机理

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1869-08

碳化钨 (WC) 颗粒强化铜 (Cu) 基复合材料具有高强度、高导电导热性和高热稳定性, 被广泛应用于电接触材料、换向器等^[1-4]。Cu-WC 复合材料主要采用复合铸造、粉末冶金等方法制备^[5-10], 但复合铸造法容易使成型的复合材料内部出现气泡等缺陷, 粉末冶金法容易使基体和增强颗粒界面处存在显微孔隙^[11-12], 极大地限制了 Cu-WC 复合材料的发展。因此提高 Cu-WC 复合材料的综合性能成为重要的研究方向。

由于 Cu 具有优异的韧性, 采用如高压扭转 (HPT)^[13-14]、等通道转角挤压 (ECAP)^[15-16]、冷轧、拉拔和热轧 (hot rolling) 等塑性变形的方式对铜基复合材料综合性能的提升具有重要意义。Jamalian^[17]等研究了高压扭转对纯铜的组织 and 性能的影响, 发现在大变形的晶界处生成了超细颗粒, 从而导致材料的极限强度提高了近 40%。Hamedan shakib^[18]等研究表明, 热轧降低了通过热压烧结制备的 Cu-1%Cr-5%CNT (carbon nanotube) 复合材料的平均晶粒尺寸和孔隙率, 极大地提高了复合材料的相对密度、硬度和导电率。Xiong 等^[19]研究了轧制对 Cu-超顺排碳纳米管 (super-aligned carbon nanotubes, SACNTs) 复合材料的影响, 发现通过塑性变形调节位错的分布提高 Cu-SACNTs 复合材料

的综合性能。Kim 等^[20]研究了轧制对 Cu-多层石墨烯 (multi-layer graphene, MLG) 复合材料性能的影响, 发现轧制过程中的大剪切应变加速了 MLG 的破碎, 改善了其在基体中的分散性, 提高了复合材料强度。Mahesh 等^[21]采用热压烧结制备了 Cu-多壁碳纳米管 (multi-wall carbon nanotubes, MWCNTs), 发现 MWCNTs 因具有微弱的范德华力导致轻微团聚, 且分布在 Cu 晶界, 分散了电子传导路径, 导电性差; 轧制处理改善了 Cu-MWCNTs 复合材料微观组织, 提高了复合材料的导电性能。由于 HPT 设备的限制, 难以实现大型件的工业化生产^[22-23], 传统 ECAP 工艺繁琐、加工具有密排六方结构的金属效果差^[24-25], 而热轧因其成本低、效率高、应用范围广、易实现工业化生产等优点, 在众多塑性变形方式中表现尤为突出。

综上所述, 热轧在一定程度上可以降低复合材料晶粒平均尺寸、孔隙率, 同时调节强化颗粒的分布状态来改善综合性能。因此, 采用热压烧结制备 Cu-10%WC 并进行热轧, 研究热轧对 Cu-10%WC 复合材料性能的影响, 并结合微观组织观察分析其机理。

1 实验

原料采用 CuO 和自制纳米 WC 粉末^[26], 纳米 WC

收稿日期: 2022-09-28

基金项目: 江西省研究生创新专项 (YC2020-S068); 国家自然科学基金 (51864034)

作者简介: 毛杰, 男, 1997 年生, 博士生, 南昌大学物理与材料学院, 江西 南昌 330031, E-mail: jiemaomail@163.com

呈球形，平均晶粒尺寸为 96.5 nm。采用行星球磨将 10%WC-90%Cu 的 WC 和 CuO 均匀混合。球磨工艺为球料比 6:1，转速 150 r/min，加入质量分数 10%无水乙醇作球磨介质，干燥过筛后得到 CuO-WC 前驱体粉末。在管式炉中对前驱体粉末在 400 °C 氢气还原 2 h，得到 Cu-10%WC 复合粉末。将复合粉末进行真空热压烧结，烧结压力为 25 MPa，在 1070 °C 下保温 1 h，得到 Cu-10%WC 复合材料。

将厚度为 10 mm 的 Cu-10%WC 复合材料在箱式炉中升温至 900 °C，取出迅速在双辊轧机上轧制 3 道次（轧制方向相同）后，然后再次加热至 900 °C，重复操作 3 次（轧制方向不变）得到厚度为 1.2 mm 的热轧样品。按 GB228.1-2010 标准制备拉伸试样。

采用 FEI-Quanta 200F 场发射环境扫描电子显微镜（SEM）观察样品微观形貌。采用 Bruker D8 Focus 型 X 射线衍射仪（XRD）分析样品的相结构；采用 FEI Talos F200X 场发射透射电子显微镜（TEM）观察样品微观结构。采用阿基米德原理，按 GB/T 2997-2015 标准测试复合材料的密度；分别在 E45.105 型和 UTM5305H 微机控制电子万能试验机进行室温和高温拉伸试验；样品的导电率由 7501A 涡流导电仪测试；样品的导热率由 STA449C 综合热分析仪测试；采用 HVST-1000SZ 全自动显微硬度计测试样品显微硬度。

2 结果与讨论

2.1 原料粉末的微观形貌

由于 Cu 具有良好的塑性，难以被破碎^[27]，因此采用 CuO 与纳米 WC 粉末进行混料球磨，能够更加有效地达到均匀混合和细化颗粒的效果，还原后获得颗粒细小、分散性好的 Cu-10%WC 复合粉末。如图 1a~1c 所示，CuO 与自制纳米 WC 粉末均存在一定程度的团聚。在混合球磨的过程中，连续高能碰撞促进 CuO 和 WC 得到了极大程度的破碎，WC 颗粒嵌入 CuO 中，且分布均匀。对前驱体粉末进行氢气还原，Cu 没有产生烧结粘连现象，如图 1d 所示，得到的 Cu-10%WC 复合粉末分散性好，与前驱体粉末比较颗粒更加细小。前驱体粉末中仅有 CuO 和 WC 相，说明在球磨过程中 CuO 和 WC 没有相互反应，如图 1e 所示。经氢气还原得到的 Cu-10%WC 复合粉末中仅含 Cu 和 WC 相，说明 CuO 被完全还原成 Cu。

2.2 热轧前后 Cu-10%WC 复合材料 SEM 分析

图 2 为复合材料 XRD 图谱。如图 2 所示，在热轧过程中，复合材料中的 Cu 和 WC 颗粒没有互相反应。以晶面(hkl)的织构系数(texture coefficient, TC)来表征晶面的择优程度^[28,29]：

$$TC_{(hkl)} = \frac{I_{(hkl)} / I_{0(hkl)}}{\sum_{i=1}^n I_{i(hkl)} / I_{i(0(hkl))}} \times 100\% \quad (1)$$

其中， n 为衍射峰个数， $I_{(hkl)}$ 、 $I_{0(hkl)}$ 分别为试样和标准粉末的(hkl)晶面衍射峰强度。此处 $n=3$ ，取 Cu(111)、Cu(200)、Cu(220)。热轧前，复合材料中 Cu(220)晶面的 X 射线衍射特征峰强度约为 Cu(111)特征峰强度的

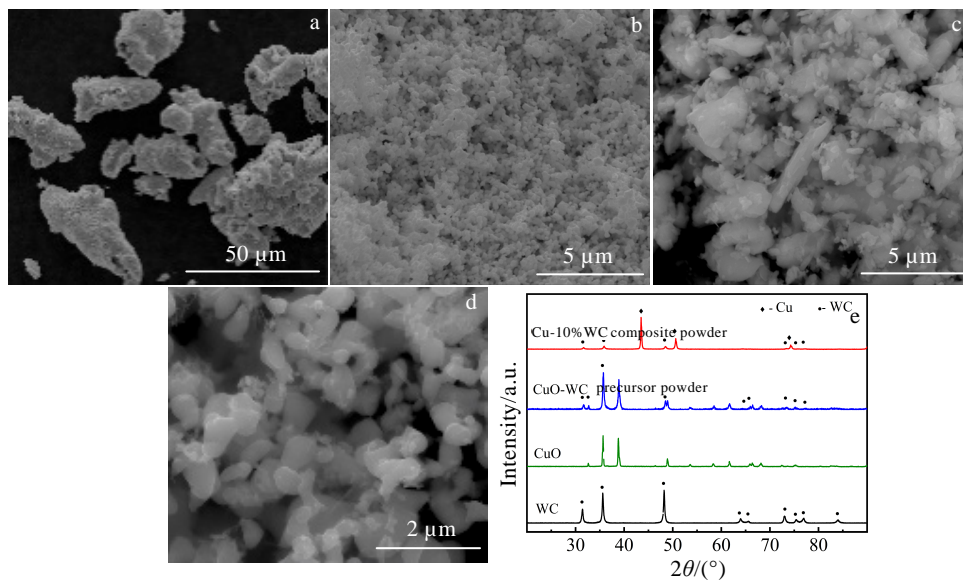


图 1 CuO 粉末、纳米 WC 粉末、CuO-WC 前驱体粉末、Cu-10%WC 复合粉末 SEM 形貌及其 XRD 图谱

Fig.1 SEM morphologies of CuO powder (a), nano WC powder (b), CuO-WC precursor powder (c), Cu-10%WC composite powder (d), and XRD patterns of the powders (e)

1/5, $TC_{(220)}=44.22\%$; 经热轧, Cu(220)晶面特征峰强度约为 Cu(111)特征峰强度的 2 倍, $TC_{(220)}=67.30\%$, 热轧后 Cu(220)表现出了较高的择优程度。这是由于热轧过程中基体发生了再结晶, 且 Cu 晶粒沿(220)晶面择优生长。

图 3 为 Cu-10%WC 复合材料 SEM 照片。可以观察到, 热轧前复合材料中 WC 颗粒弥散地分布在 Cu 基体中, 且复合材料中还存在大小不等的孔隙, 如图 3a 和 3b 所示。在热压烧结过程中, 细小的 WC 颗粒作为第二相存在, 在一定程度上阻碍了铜基体的塑性流动, 导致 Cu-10%WC 复合材料孔隙无法消除, 抑制了烧结致密化行为。如图 3c 和 3d 所示, 热轧后的复合材料中, WC 颗粒沿轧制方向均匀分布在 Cu 基体中, 黑色的孔隙基本消除。这是由于 900 °C 热轧时, Cu-10%WC 复合材料在对辊的巨大压力作用下, 导致铜基体产生塑性流动, 消除了烧结时留下的孔隙, 且 WC 颗粒也随 Cu 基体的塑性流动沿轧制方向重新排列。

2.3 热轧前后 Cu-10%WC 复合材料 TEM 分析

图 4 为 Cu-10%WC 复合材料 TEM 照片。如图 4a 所示, WC 颗粒均匀分布在 Cu 基体中, 其中 WC 颗粒粒径不超过 250 nm, Cu 晶粒尺寸为 0.6~1 μm。说明在烧结的过程中 WC 颗粒和 Cu 晶粒都有一定程度的长大。选择区域 1 进行高分辨观察, 如图 4b 所

示, 可看到 WC 颗粒、Cu 基体及二者界面结合的区域。选择区域 2 进行快速傅里叶变换 (FFT) 和反快速傅里叶变换 (IFFT), 如图 4c 和 4c1 所示, 分析计算后证实, 区域 2 为 WC 颗粒。图 4d 表明, 在热压烧结过程中 WC 与 Cu 互不反应, 不产生新的相。图 4d1 表明, 在 WC 增强颗粒周围的 Cu 基体中存在少量位错 (图中 T 形标出)。采用 Bramfitt 二维错配度理论计算公式^[30-31]计算界面错配度(ϵ), 并且用错配度来估算相界关系。一般采用晶面距离(d)和角度(θ)计算界面的失配:

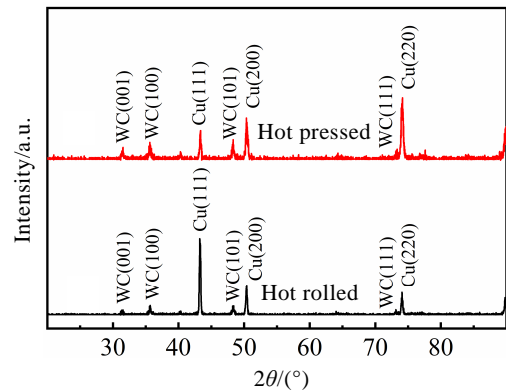


图 2 热压和热轧复合材料样品 XRD 图谱
Fig.2 XRD patterns of hot-pressed and hot-rolled composite samples

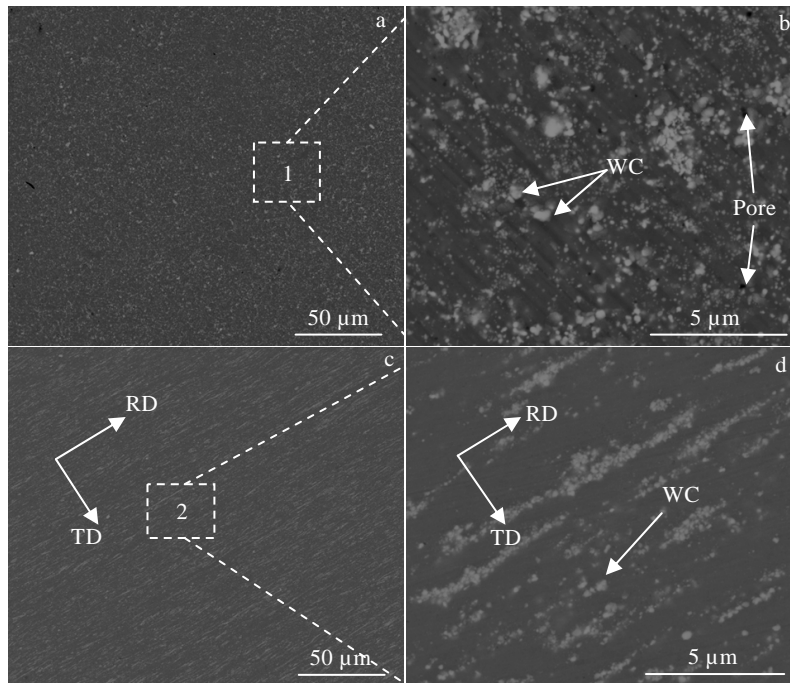


图 3 Cu-10%WC 复合材料 1070 °C 热压烧结和 900 °C 热轧的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of Cu-10%WC composites after hot pressing sintering at 1070 °C (a, b) and hot rolling at 900 °C (c, d)

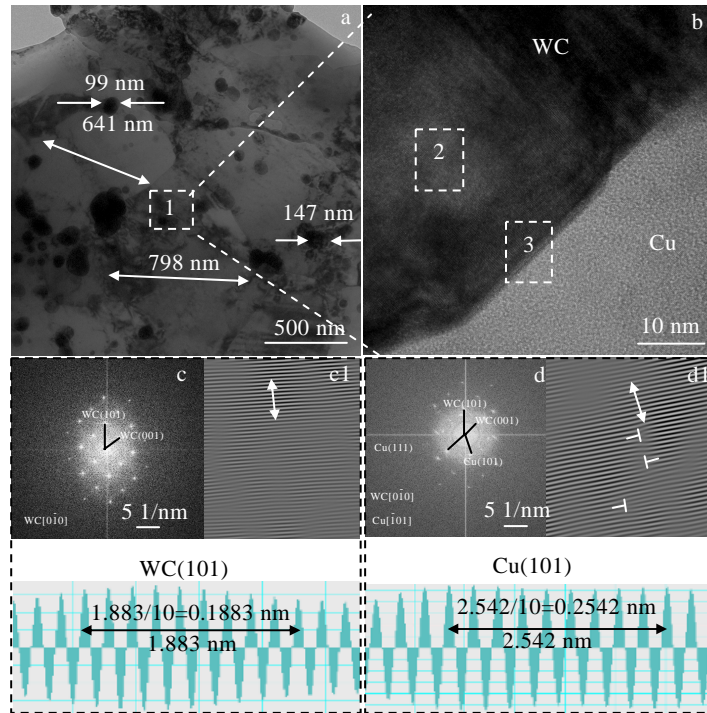


图 4 Cu-10%WC 复合材料的 TEM-HRTEM 照片

Fig.4 TEM-HRTEM images of Cu-10%WC composites: (a) TEM image, (b) HRTEM image of area 1, (c) FFT of area 2, (c1) IFFT of area 2, (d) FFT of area 3, and (d1) IFFT of area 3

$$\varepsilon = \frac{|d_{WC(001)} \cos \theta - d_{Cu(111)}|}{d_{Cu(111)}} \times 100\% \quad (2)$$

其中： $d_{WC(001)}$ 是 WC(001)的晶面间距，为 0.2830 nm； $d_{Cu(111)}$ 是 Cu(111)的晶面间距，为 0.2078 nm； θ 是 WC(001)与 Cu(111)的夹角，由于 WC(001) // Cu(111)，因此 θ 为 0° 。计算得到 WC(001)晶面与 Cu(111)晶面的错配度 ε 为 36.189%。说明了 WC(001)与 Cu(111)之间的界面为非共格界面，结合强度比较弱。

图 5 为 Cu-10%WC 复合材料经 900 °C 热轧后的 TEM 照片。从图 5a 可以观察到，热轧后的复合材料中，Cu 晶粒尺寸明显减小，为 200~500 nm，并且存在许多细小、内部无位错的等轴状 Cu 再结晶晶粒。这说明热轧过程中发生了再结晶，由于在巨大压力作用下 Cu 原始晶粒和再结晶晶粒破碎，导致 Cu 的晶粒尺寸减小。WC 颗粒尺寸不超过 250 nm，与轧制前相比基本不变。在晶界处观察到有大量位错聚集，这是由于发生塑性变形时，晶界阻碍了位错的运动，导致大量位错在 Cu 晶界处塞积。对区域 1 进行高分辨处理，可以观察到 WC 颗粒、Cu 基体及二者界面结合区域，如图 5b 所示。图 5c 和 5c1 证实了区域 2 为 WC 颗粒。图 5d 表明，在 WC 颗粒和 Cu 基体互不反应，不产生新的相，进一步验证了 XRD 图谱的准确性。

如图 5d1 所示，IFFT 图像表明，经热轧的复合材料中，WC 颗粒周围的铜基体中位错（T 形标出）密度大幅度增加。这是由于热轧导致复合材料产生大塑性变形，位错在铜基体中不断增殖和运动，WC 颗粒的存在严重阻碍了位错的运动，导致其塞积在 WC 颗粒周围的 Cu 基体中。因此，热轧导致 WC 颗粒重新排列的同时，还调节了位错在复合材料中的分布状态。采用 Bramfitt 二维错配度理论计算公式计算界面错配度(ε):

$$\varepsilon = \frac{|d_{WC(111)} \cos \theta - d_{Cu(220)}|}{d_{Cu(220)}} \times 100\% \quad (3)$$

其中， $d_{WC(111)}$ 是 WC(111)的晶面间距，为 0.1290 nm； $d_{Cu(220)}$ 是 Cu(220)的晶面间距，为 0.1273 nm； θ 是 WC(111)和 Cu(220)的晶面夹角，由于 WC(111) // Cu(220)，因此 θ 为 0° 。计算得到 WC(111)晶面和 Cu(220)晶面的错配度 ε 为 1.319%。说明了 WC(111)和 Cu(220)之间的界面为共格界面，结合强度高。结合前文所述，热轧导致 Cu 晶粒沿(220)晶面择优生长，说明相较于轧制前，轧制后的复合材料中 Cu 晶粒与 WC 颗粒结合强度更高。

2.4 热轧对 Cu-10%WC 复合材料性能的影响

对 Cu-10%WC 热压样品和热轧样品分别在室温和 600 °C 下进行拉伸试验。图 6 是 Cu-10%WC 复合材料

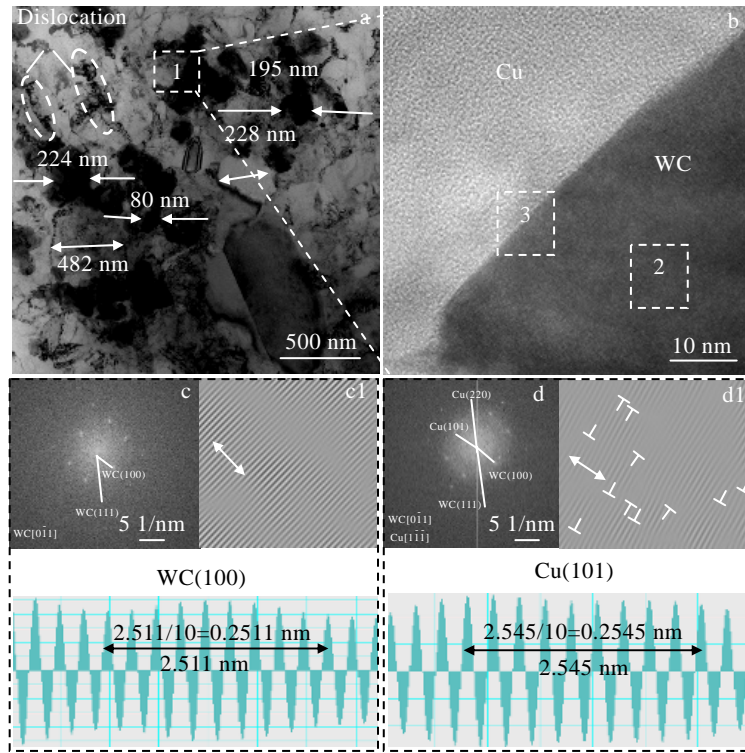


图5 Cu-10%WC 复合材料经 900 °C 热轧后的 TEM-HRTEM 照片

Fig.5 TEM-HRTEM images of Cu-10%WC composite after hot rolling at 900 °C: (a) TEM image, (b) HRTEM image of area 1, (c) FFT of area 2, (c1) IFFT of area 2, (d) FFT of area 3, and (d1) IFFT of area 3

热压和热轧样品的室温和 600 °C 拉伸应力-应变曲线。如图 6a 和表 1 所示，热轧后：样品屈服强度从 260 MPa 提升到 420 MPa；抗拉强度从 426 MPa 提升到 492 MPa；弹性模量从 128 GPa 提升到 145 GPa。这是由于：热轧降低了 Cu-10%WC 复合材料的晶粒尺寸，导致晶界面积增加，从而增加了位错运动的阻碍力，因此需要更大的应力才能启动位错，宏观表现为 Cu-复合材料材料抗拉强度提高；大塑性变形引入了大量的位错，由于 WC 颗粒的存在阻碍了位错运动，导致位错在 WC 周围塞积，对位错运动和传递的阻碍能力进一步增加，因此需要更大的应力才能使位错运动和传递继续进行，宏观表现为复合材料抗拉强度增加；热轧导致部分 Cu 晶粒沿 (220) 晶面择优取向，提高了 WC 颗粒与基体的结合强度，从而使复合材料的抗拉强度提升。

如表 1 所示，经过热轧：样品的相对密度从 97.32% 提升到 99.89%，这可能与颗粒重排、颗粒间的接触面积的增加以及孔隙的消除有关；导电率基本不变（分别为 90.53 IACS%、90.45 IACS%）；导热率基本不变（分别为 386.8、384.5 W·(m·K)⁻¹）；硬 HV_{0.2} 度从 1467.1 MPa 提升到 1634.6 MPa。热轧不显著改变导电率和导热率是因为热轧对致密度和 Cu 晶粒尺寸综合影响的结果。一

方面，金属导电和导热主要依靠自由电子的运动，热轧降低了 Cu 晶粒的尺寸，增加了晶界面积，导致电子穿过晶界的阻力增加，在一定程度上降低了传导电子和热能的效率，宏观表现为复合材料导电性和导热性降低；但另一方面，热轧极大程度地减少了复合材料的孔隙，使电子散射面减小，在一定程度上提高了传导电子和热能的效率，宏观表现为复合材料的导电性和导热性升高，综合热轧对致密度和 Cu 晶粒尺寸的影响，热轧不显著改变复合材料的导电率和导热率。

如图 6b 所示，600 °C 时复合材料热轧前后抗拉强度分别为 170、213 MPa。经热轧，复合材料 600 °C 下强度显著提高。WC 具有良好的热稳定性^[32]，弥散分布在铜基体中可限制位错的运动、阻碍晶粒长大以及 Cu 基体再结晶。热轧降低了 Cu 的晶粒尺寸且使 WC 在基体中分布更加均匀，有效地提高了材料的高温性能。

2.5 拉伸断面 SEM 分析

图 7 为 Cu-10%WC 复合材料室温拉伸样品断口 SEM 形貌。可以观察到，热压烧结制备的 Cu-10%WC 拉伸样品的断口呈现大量的圆形韧窝，体现出了 Cu 基复合材料典型的延展性断裂破坏，如图 7a 所示。在高

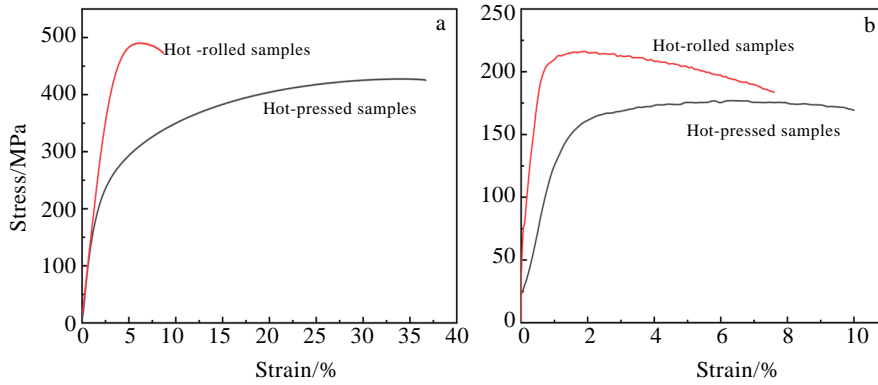


图 6 Cu-10%WC 复合材料热压和热轧样品的室温和 600 °C 拉伸应力-应变曲线

Fig.6 Tensile stress-strain curve of Cu-10%WC composite hot-pressed and hot-rolled at RT (a) and 600 °C (b)

表 1 热压和热轧复合材料性能

Table 1 Composite properties after hot pressing and hot rolling

Property	Hot-pressed	Hot-rolled
Yield strength/MPa	260	420
Tensile strength/MPa	426	492
Elastic modulus/GPa	128	145
Relative density/%	97.32	99.89
Electrical conductivity/%IACS	90.53	90.45
Thermal conductivity/W·(m·K) ⁻¹	386.8	384.5
Hardness, HV _{0.2} /MPa	1467.1	1634.6

倍数下观察区域 1, 如图 7b 所示, 观察到在韧窝的壁上存在蛇形花样, 底部存在细小的 WC 颗粒。在拉伸过程中, 随着载荷逐渐升高, 复合材料内部晶界及 WC 颗粒处会发生位错堆积, 造成应力集中, 导致在局部塑性变形区域形成微孔, 微孔不断连结、聚积长大直到复合材料发生缩颈最后断裂。因此, 材料中存在的孔隙是导致应力集中和材料断裂失效的主要区域。热轧消除了复合材料的孔隙, 减少了拉伸过程中材料内部的断裂源, 提高了材料的强度。从图 7c 和 7d 可以观察到, 热轧样品产生了延展性断裂, 断口处的韧窝分布更密集且尺寸更小、深度更深。塑性变形导致复合材料塑性降低, 断口处韧窝的尺寸小而深。

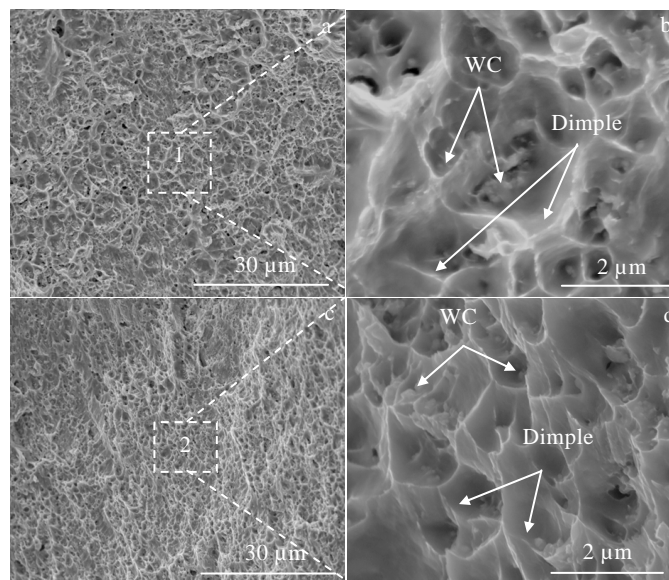


图 7 Cu-10%WC 复合材料室温拉伸断口 SEM 形貌

Fig.7 SEM morphologies of fracture surfaces of Cu-10%WC composites at room temperature: (a, b) hot-pressed at 1070 °C and (c, d) hot rolled at 900 °C

3 结 论

1) 采用还原制备 Cu-10%WC 复合粉末, 热压烧结得到的 Cu-10%WC 复合材料存在较多孔隙, WC 颗粒与 Cu 基体界面结合强度低。

2) 热轧过程中, Cu 基体产生的塑性流动导致复合材料的孔隙基本被消除、WC 颗粒沿轧制方向重新排列; Cu 晶粒再结晶时择优取向, 降低了与 WC 颗粒间界面的错配度, 增强了二者的界面结合强度; 在巨大压力的作用下 Cu 原始晶粒和再结晶晶粒的破碎, 导致 Cu 晶粒尺寸减小。

3) 热轧通过细化晶粒、改善 WC 颗粒的分布调节位错的分布以及增强 WC 与 Cu 的界面结合强度, 提高了复合材料的抗拉强度和硬度。

4) 热轧后, 复合材料相对密度提升, 提高了电子传导效率, 晶粒细化导致的晶界面积增加, 降低了电子传导效率, 二者共同作用导致复合材料宏观表现为导电性和导热性基本不变。

参考文献 References

- [1] Zhou Weiwei, Hong Lekang, Wang Yingjun *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 7: 126 520
- [2] Tian Baohong(田保红), Cheng Cinle(程新乐), Zhang Yi(张毅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 943
- [3] Han Lu, Wang Jing, Chen Yuanyuan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 817: 141 274
- [4] Jia Lei(贾磊), Yue Mingjuan(岳明娟), Wang Chen(王琛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(5): 1567
- [5] Satishkumar P, Mahesh G, Meenakshi R *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 37: 459
- [6] Deshpande P K, Li J H, Lin R Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 429(1-2): 58
- [7] Zhang Liyong(张立勇), Wang Mengjun(王孟君), Liu Xinyu(刘心宇) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2003, 27(1): 108
- [8] Wei Wenqing(魏文庆), Cao Guangming(曹光明), Liu Bingqiang(刘炳强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2380
- [9] An Decheng(安德成), Wang Wenxian(王文先), Chen Hongsheng(陈洪胜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 411
- [10] Pan Shuaihang, Maximilian Sokoluk, Cao Chezheng *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 784: 237
- [11] Siavash Imanian Ghazanlou, Beitallah Eghbali, Roumen Petrov *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 257: 123 766
- [12] Majid Hashemi, Roohollah Jamaati, Mohammad Reza Toroghinejad. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 275
- [13] Xie Ziling(谢子令), Wu Xiaolei(武晓雷), Xie Jijia(谢季佳) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(7): 803
- [14] Xue Kemin, Wang Boxiaotian, Wu Guangshan *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(9): 3125
- [15] Alawadhi Meshal Y, Shima Sabbaghianrad, Huang Yi *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2017, 6(4): 369
- [16] Chen Kehua(陈克华), Liang Wei(梁伟), Wang Shunqi(王顺旗) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(2): 352
- [17] Jamaliam Maryam, Hamid Mehdi, Vincentis Natalia De *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 756: 142
- [18] Shakib Hamedan S, Abdi M, Sheibani S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(10): 2044
- [19] Xiong Lunqiao, Shuai Jing, Liu Kangwei *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2019, 160: 315
- [20] Kim W J, Lee T J, Han S H. *Carbon*[J], 2014, 69: 55
- [21] Mahesh, Kalyan Kumar Singh, Vishwanath Koti *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2022, 49: 2143
- [22] Liang Bo(梁博), Wang Qingjuan(王庆娟), Zhou Xiao(周晓) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2017, 37(8): 840
- [23] Xue Kemin(薛克敏), Zhang Jun(张君), Li Ping(李萍) *et al. Journal of Hefei University of Technology, Natural Science*(合肥工业大学学报, 自然科学版)[J], 2008, 31(10): 1613
- [24] Kai Massaaki, Horita Zenji, Langdon Terence G. *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 488(1-2): 117
- [25] Kang Zhixin(康志新), Peng Yonghui(彭勇辉), Lai Xiaoming(赖晓明) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(4): 587
- [26] Ye Nan(叶楠), Tang Jiancheng(唐建成), Wu Aihua(吴爱华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 143
- [27] Raimundo Rafael A, Costa Franciné A, Morales Marco A *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 90: 105 223
- [28] Gu Min(辜敏), Xian Xiaohong(鲜晓红). *Acta Physico-Chimica Sinica*(物理化学学报)[J], 2006, 22(3): 378
- [29] Gu Min(辜敏), Yang Fangzu(杨防祖), Huang Ling(黄令) *et al.*

- Journal of Electrochemistry*(电化学)[J], 2002, 8(3): 282
2022, 195: 110 682
- [30] Brucel Bramfitt. *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(7): 1987
[32] Li Jigang(李继刚), Wu Xijun(吴希俊), Tan Hongbo(谭洪波)
et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料
与工程)[J], 2004, 33(7): 736
- [31] Tong Wanzhe, Fang Dong, Bao Chongxi *et al. Vacuum*[J],

Effects of Thermal Deformation on Microstructure and Properties of Sintered Cu-10%WC Composites

Mao Jie¹, Jiang Nan¹, Zhuo Haiou², Ye Nan², Chen Xuanle¹, Zhou Weiwei¹, Liu Wenlong¹, Tang Jiancheng^{1,2}

(1. School of Physics and Materials Science, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

(2. International Institute for Materials Innovation Nanchang University, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

Abstract: The Cu-10wt%WC composite powder was prepared by reduction, and the Cu-10wt%WC composite material was obtained by hot-pressing sintering followed by hot rolling. Scanning electron microscope, X-ray diffractometer, transmission electron microscope and tensile test were used to study the effect and mechanism of hot rolling on the microstructure and properties of Cu-10wt%WC composites. The results show that after hot rolling, the WC particle does not change in size but rearranges along the rolling direction in composites. The grain size of Cu decreases, and when the copper matrix recrystallizes, it grows preferentially along the (220) crystal plane, which reduces the misfit of the interface with the WC particles. After rolling, the tensile strength of the composites increases from 426 MPa to 492 MPa, the hardness HV_{0.2} increases from 1467.1 MPa to 1634.6 MPa, and the electrical and thermal conductivity remain unchanged. Hot rolling can adjust the distribution of dislocations by rearranging WC particles, improve the bonding strength of Cu grains interface with WC particles, and strengthen the grain refinement, thus improving the comprehensive properties of composites.

Key words: Cu-WC composite; hot pressing sintering; hot rolling; strengthening mechanism

Corresponding author: Tang Jiancheng, Ph. D., Professor, School of Physics and Materials Science, Nanchang University, Nanchang 330031, P. R. China, E-mail: tangjiancheng@ncu.edu.cn