

Cu-12%Nb 复合线材退火过程中微观组织及力学性能研究

向仕华, 胥钧耀, 李京筱, 裘友财, 杨晓芳, 张丁非

(重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘要: 采用扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 和 X 射线衍射 (XRD) 表征了变形态及不同温度退火的 Cu-Nb 复合线材的微观组织与结构演变, 并利用纳米压痕研究了线材硬度随退火温度的变化规律。结果表明, 在 400~500 °C 退火时, Nb 芯丝开始发生球化, 纳米尺度 Cu 基体开始再结晶。退火后线材织构并没有明显变化, 始终保持很强的平行于拉拔方向的 $\langle 111 \rangle_{\text{Cu}} / \langle 110 \rangle_{\text{Nb}}$ 丝织构。分别用复合材料混合法则和约束层滑移 (confined layer slip, CLS) 模型计算了线材硬度, Nb 芯丝球化前, 通过约束层滑移模型计算的硬度与实验值匹配较好, 当退火温度超过 800 °C 时硬度则符合混合定律。

关键词: Cu-Nb 复合线材; 退火; 织构; 纳米压痕

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0763-07

强磁场作为现代科学实验最重要的极端环境之一, 在物理、生物以及材料科学等研究领域具有重要的意义。当要获得 60 T 以上的脉冲强磁场时, 其导电线圈不仅要高的电导率以降低焦耳热效应, 还要有高的热稳定性以适应高温条件, 同时需要室温抗拉强度超过 1 GPa 的强度来承受线圈受到的巨大洛伦兹力。Cu-Nb 复合线材因能满足上述性能而广泛应用于强磁场导电线圈^[1]。

集束拉拔 (accumulative drawing and bundling, ADB) 是制备 Cu-Nb 复合线材的主要工艺^[2], 拉拔后 Cu 基体和 Nb 芯丝沿拉伸方向呈纤维状分布, 高的长径比使得载流子在电流方向上受到的晶界散射作用减少, 使线材具有高的电导率^[3-5]。Nb 芯丝在拉拔过程中因协调变形而逐渐卷曲成带状组织^[6], 在线材中形成高密度的 Cu-Nb 半共格异质界面, 这些 Cu-Nb 界面不仅能阻碍位错滑移提高材料强度, 还将不同取向的 Cu 基体分隔开, 降低了 Cu-Cu 晶界密度, 增强了线材热稳定性^[7-8]。同时线材硬度也远高于根据复合材料混合法则计算的硬度值^[9]。

在实际制备过程中, 通常需要对大变形的 Cu-Nb 复合线材进行中间退火处理以消除加工硬化, 便于后续的加工变形。退火热处理对线材的微观组织及力学性能有重要的影响^[10-14]。退火过程中, Cu 基体发生回复再结晶^[2], 带状的 Nb 芯丝发生球化和长大, 最终形成短棒状

或竹节状结构^[10-11]。这些显微结构的变化导致线材硬度的降低^[11]。Sandim 等^[10]研究了 Cu-Nb 复合线材中 Cu 基体和 Nb 芯丝随退火温度的织构演变, 发现退火后 Cu 基体中存在 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 2 种织构组分, 而 Nb 相则仍然保持 $\langle 110 \rangle$ 丝织构。目前大多数关于 Cu-Nb 复合线材在退火过程中的形貌演变研究主要集中在 Nb 芯丝的形貌变化, 或者表征线材轴向上的组织变化^[1,2,15]。但是轴向上的组织表征不易观察 Cu 基体的再结晶行为, 也会导致统计的带状 Nb 芯丝尺寸偏大, 而柱状化后的 Nb 芯丝尺寸偏小, 所以当前的研究普遍缺乏退火过程中显微结构和力学性能之间的定量研究。本实验系统研究了 Cu-Nb 复合线材在退火后横截面的 Cu 基体和 Nb 芯丝的显微组织, 分析了线材织构演变规律及强化机制, 讨论了退火过程中显微结构的变化对纳米压痕硬度的影响。

1 实验

以无氧高导 Cu 管和高纯 Nb 棒 (纯度均为 99.99%) 为原料, 经集束拉拔工艺制备得到含有 $N=755^3$ 根 Nb 芯的 Cu-12vol%Nb 复合线材, 其具体工艺流程见文献^[6-7]。线材横截面呈矩形, 尺寸为 3.2 mm × 5.5 mm。对线材进行真空封管, 以 100 °C 为间隔, 在 200~900 °C 下分别退火 1 h 后空冷至室温。用体积比为 1:3 的硝酸溶液 (1HNO₃:3H₂O) 腐蚀试样后, 采用扫描电镜 (SEM,

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 国家自然科学基金 (51571046, 51421001)

作者简介: 向仕华, 男, 1992 年生, 博士生, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, E-mail: xiangsh@cqu.edu.cn

FEI Nova 400 FEG-SEM) 观察横截面 (垂直于线材拉拔方向) 的显微结构, 工作电压为 5 kV。用聚焦离子束 (FIB) 技术制备 Cu-Nb 线材 TEM 样品, 利用透射电镜 (TEM, FEI Tecnai G2 F20) 观察其横截面和纵截面的显微组织。基于横截面 TEM 图像, 用 Image-Pro Plus 软件统计 Cu 基体和 Nb 芯丝的尺寸, 并计算得到 Cu-Nb 界面密度 (S_v)^[16]。采用 X 射线衍射仪 (RIGAKU D/MAX-2500 PC) 分析 Cu-Nb 线材的织构, 电压为 40 kV, 使用 Cu 靶材 $K\alpha$ 辐射, 测量角度为 $10^\circ \sim 110^\circ$, 扫描速度为 2 %/min, 测试面为线材横截面。采用 TI 950 Tribolndenter 原位纳米力学测试仪对线材进行纳米压痕测试, 最大载荷为 6 mN, 保压 5 s, 加载和卸载速率为 12 mN/min。

2 结果与讨论

2.1 微观结构

2.1.1 形变态 Cu-Nb 复合线材显微组织

图 1 为 Cu-Nb 复合线材横截面的 SEM 照片。经 3

道次的集束拉拔后, Cu 基体呈现出多尺度的显微结构。根据拉拔次数, 将线材最外层的 Cu 基体命名为 Cu_1 , 次外层的 Cu 基体为 Cu_2 , 类似得到 Cu_3 和 Cu_4 。图 1a 为线材横截面的全貌, 其中 Cu_1 平均尺寸约为 $200 \mu m$ 。放大线材的中部区域, 其显微结构如图 1b 所示, 可以发现 Cu_3 、 Cu_4 和 Nb 芯丝组成的 CuNb 区域呈较为规则的六边形形貌, Cu_2 呈蜂窝状的网状分布, 其平均宽度约为 $6 \mu m$ 。继续放大 CuNb 区域, 如图 1c 所示, 卷曲的带状组织为 Nb 芯丝, 暗色区域为 Cu 基体被腐蚀后的区域, 其中尺寸较大的为 Cu_3 。由于线材应变变量很大, 导致 Cu_3 和 Cu_4 的尺寸相差不大, 很难完全区分出 Cu_3 和 Cu_4 , 因此用 Cu_{nano} 表示 Cu_3 和 Cu_4 。

通过 TEM 观察 Cu-Nb 复合线材横截面的微观形貌, 如图 2 所示。Nb 芯丝呈细小的条带状分布在 Cu_{nano} 中, 平均厚度约为 7.7 nm 。 Cu_{nano} 被 Nb 芯丝分隔成不规则的形状, 平均尺寸 (Nb 芯丝间距) 约为 23.8 nm 。同时还观察到尺寸更为细小的 Nb 芯丝, 这些细小的 Nb 芯丝与周围芯丝有一定位置关系, 在芯丝长度方向上是对齐的

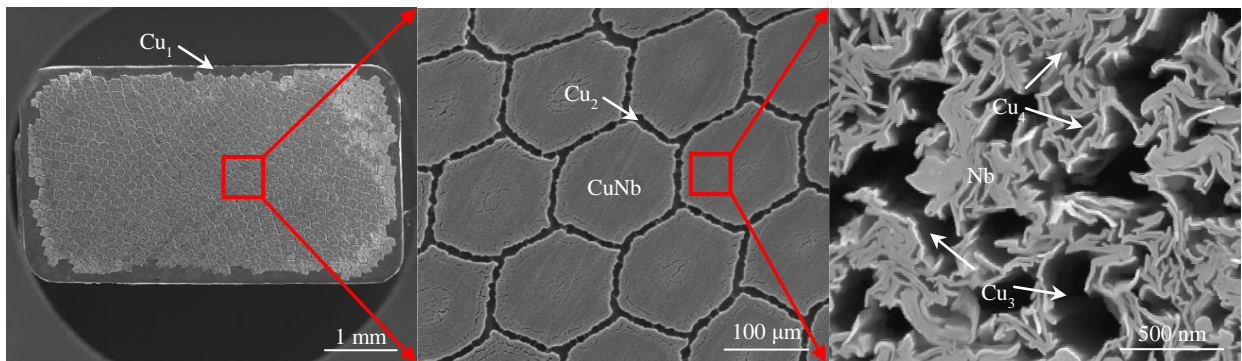


图 1 Cu-Nb 复合线材的多尺度 SEM 照片

Fig.1 Multi-scale microstructures of Cu-Nb composite wires

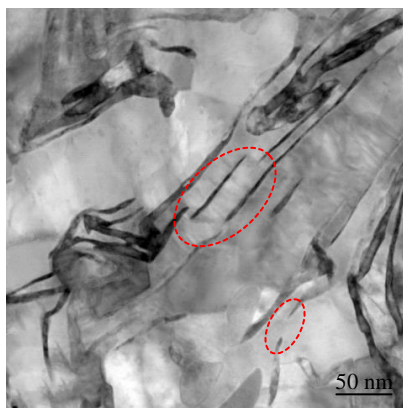


图 2 变形态 Cu-Nb 复合线材横截面 TEM 照片

Fig.2 TEM images of the cross section of as-deformed Cu-Nb wires (the dashed positions show the Nb fibers after splitting)

或者仅有微小角度偏差 (如图 2 中虚线位置所示), 推测这些 Nb 芯丝为周围 Nb 芯丝分裂而成。这种 Nb 芯丝的分裂现象可以导致芯丝平均尺寸减小, 对材料能起到更好的强化效果。

2.1.2 退火态 Cu-Nb 复合线材微观结构

图 3 为样品不同温度退火 1 h 后的横截面 TEM 照片。基于 TEM 图像, 统计了 Cu_{nano} 和 Nb 芯丝的尺寸以及 Cu-Nb 界面密度 (表 1)。当退火温度不超过 $300^\circ C$ 时, 如图 3a 和 3b, Nb 芯丝和 Cu_{nano} 形貌基本没有变化, Nb 芯丝尺寸不变, Cu_{nano} 尺寸略微增大, 界面密度有所减小。经 $400^\circ C$ 退火后, 观察到 Nb 芯丝虽然仍保持条带状, 且尺寸变化不大, 但边缘发生了明显的钝化 (图 3c 中箭头所示)。同时, 由于 Cu_{nano} 发生回复, 消除了材料内部的残余应力和位错等缺陷^[11], 使其衬度更加均

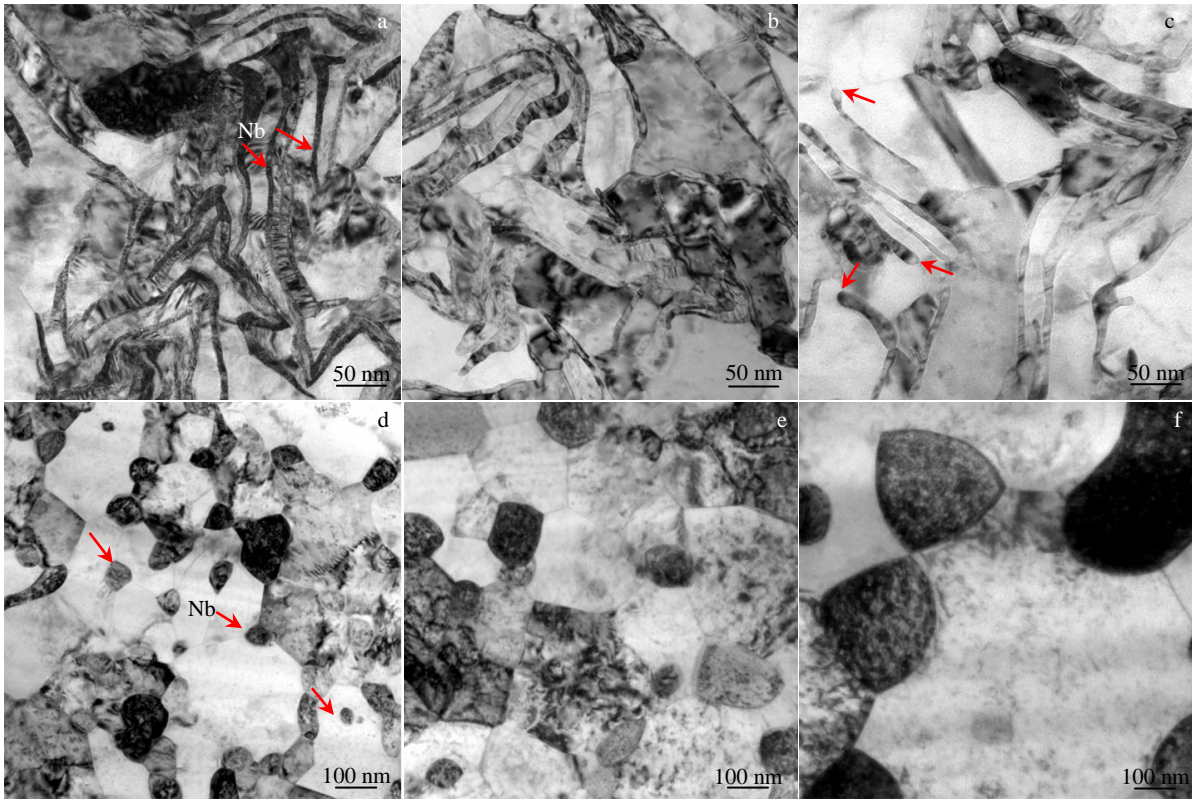


图 3 不同温度退火 1 h 的 CuNb 区域横截面 TEM 照片

Fig.3 TEM bright-field images of the cross section of CuNb regions after annealing at different temperatures for 1 h: (a) 200 °C, (b) 300 °C, (c) 400 °C, (d) 500 °C, (e) 700 °C, and (f) 900 °C

表 1 Cu-Nb 复合线材退火后 Cu 基体、Nb 芯丝尺寸和界面密度
Table 1 Cu matrix size (d_{Cu}), Nb fibers size (d_{Nb}), and Cu-Nb interface density (S_v) of Cu-Nb composite wires after annealing

Annealing temperature/°C	d_{Nb}/nm	d_{Cu}/nm	$S_v/\mu m^{-1}$
As-drawn	7.7±4.8	23.8±20.7	53.7±4.4
300	7.9±3.8	30.6±23.8	48.3±6.8
400	9.0±4.6	37.2±31.0	36.5±6.2
500	56.4±25.9	132.1±47.1	13.3±1.7
600	116.8±40.0	275.3±94.4	10.1±2.1
700	131.1±39.0	305.6±95.7	7.6±0.6
800	149.8±53.0	352.4±118.2	6.3±0.7
900	205.9±86.4	578.6±174.3	4.8±0.6

匀。当 500 °C 退火后, 试样的微观组织发生了明显的变化, 大部分 Nb 芯丝发生球化, Cu_{nano} 发生再结晶而形成等轴晶粒。Nb 芯丝和 Cu 基体尺寸分别从约 9 和 37.2 nm 增大到约 56.4 和 132 nm。Nb 相大部分分布在 Cu_{nano} 晶粒的晶界上, 少量位于晶粒内部, 如图 3d 中箭头所示。Cu-Nb 界面密度由于 Nb 芯丝的球化长大而急剧降低。继续升高退火温度, Nb 颗粒和 Cu_{nano} 晶粒继续长大, 经 900 °C 退火后 Nb 颗粒和 Cu_{nano} 晶粒尺寸分别达

到约 206 和 580 nm。

2.2 XRD 分析

图 4 为 Cu-Nb 线材变形态及不同温度退火处理后横截面的 XRD 表征结果。从图 4a 中可以明显看出, 变形态和退火态线材中都存在很强的 Cu(111)和 Nb(110)衍射峰, 表明材料有很强的平行于拉拔方向的 $\langle 111 \rangle_{Cu} // \langle 110 \rangle_{Nb}$ 丝织构, 并在退火过程中保留了下来。对于 Nb 的衍射图谱, 只观察到(110)和(220)衍射峰, 表明 Nb 芯丝在退火过程中始终有很强的 $\langle 110 \rangle$ 丝织构。Cu 基体除了(111)衍射峰, 还观察到较弱的(200)、(220)和(311)衍射峰。利用织构系数 (texture coefficient, TC) 半定量的表征 Cu 基体不同类型的织构强度^[17]。图 4b 为变形态及不同温度退火后 Cu 基体的织构系数。随着退火温度的增加, 其各晶面对应的织构系数均没有明显的变化。(200)、(220)和(311)的织构系数均不超过 0.5, 而(111)的织构系数则保持在 3.3 附近, 远大于其他 3 个晶面对应的织构系数, 表明即使经 800 °C 的高温退火, 线材始终保持很强的 $\langle 111 \rangle_{Cu}$ 丝织构, 具有良好的热稳定性。

从图 4c 和 4d 中 Nb(110)和 Cu(111)衍射峰局部放大图可以看出, 随着退火温度的增加, Nb(110)衍射峰向 2θ 增大的方向发生了较大的偏移, 在 600 °C 退火后达到稳

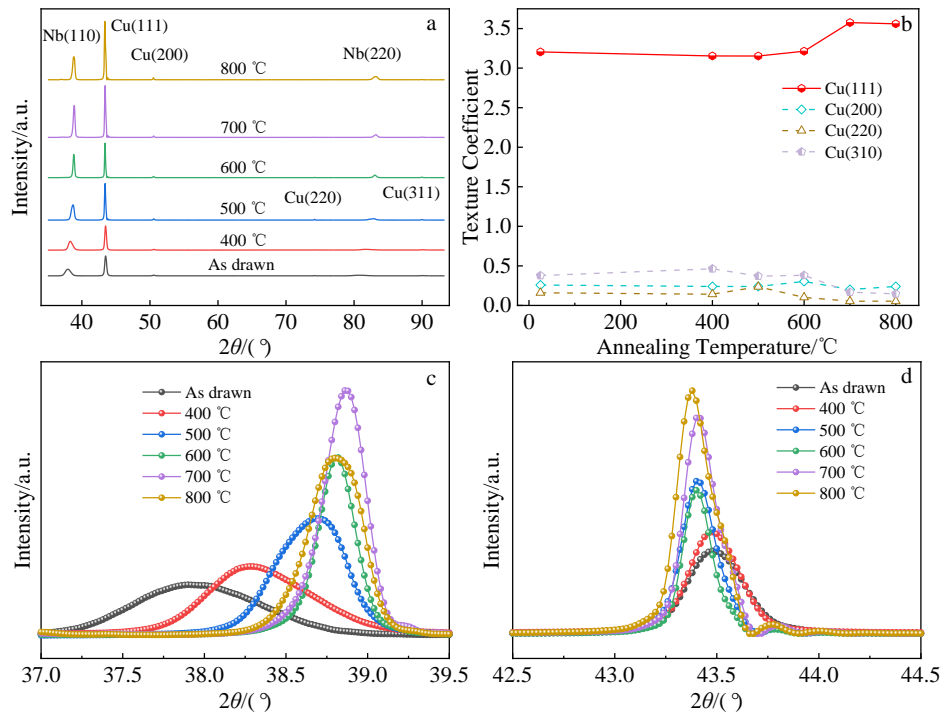


图 4 Cu-Nb 线材变形态及不同温度退火处理后横截面的 XRD 图谱，Cu 基体的织构系数随退火温度的变化及 Nb(110)和 Cu(111)衍射峰放大图

Fig.4 XRD patterns of the cross section of as-drawn and annealed Cu-Nb composite wires (a), variation of texture coefficient of Cu as a function of annealing temperature (b), the enlarged views of Nb (110) (c) and Cu (111) (d) diffraction peak of Fig.4a

定值。而 Cu(111)衍射峰则向 2θ 减小的方向有微小的偏移，并在退火温度达到 500 °C 时基本不变。衍射峰的偏移主要是由于退火过程中 Nb 芯丝的球化和 Cu 基体的再结晶所导致，同时表明 Nb 相的(110)晶面间距呈现减小趋势，而 Cu 基体的(111)晶面间距则轻微增大。结合前文分析的 Cu 基体和 Nb 芯丝主要形成平行于拉拔方向的 $\langle 111 \rangle_{Cu} // \langle 110 \rangle_{Nb}$ 丝织构，因此认为，变形态时 Nb 在拉拔方向上受到拉应力，而 Cu 基体则主要受到压应力。

在退火过程中，除了衍射峰的偏移，峰的宽度也发生了明显的变化。如图 4c 和 4d 所示，Nb(110)衍射峰的宽度明显减小，而 Cu(111)衍射峰宽度则只有轻微的减小。一般来说，内应力和晶粒的细化被认为是衍射峰发生宽化的主要原因^[18]。Nb(110)衍射峰峰宽变小主要是由于 Nb 芯丝球化和长大。对于 Cu 基体而言，XRD 表征的显微结构特征包括微米尺度 Cu 基体 (Cu_1 和 Cu_2) 和纳米尺度的 Cu_{nano} 。在线材制备过程中，尽管高密度的 Cu-Nb 界面抑制了 Cu_{nano} 的再结晶，但是大尺度的 Cu 基体会由于动态回复再结晶而消除部分内应力^[9]，导致 Cu 基体仅有较小的衍射峰宽度变化。

2.3 强化机制

强化机制一直是 Cu-Nb 复合材料研究领域的重点。Misra 等^[19]以层状 Cu-Nb 复合材料为模型，认为其强化

机制有很强的尺寸效应：(1) 当层厚 $h > 100$ nm 时，硬度与 h 符合经典的 H-P 关系，即硬度 $H \propto h^{-0.5}$ ；(2) 当 h 在几纳米到约 100 nm 范围时，表现为被界面钉扎的单根位错在 Cu 层内的滑移面上弓出滑移， H 与 h 不再满足 H-P 关系，此时硬度遵循约束层滑移模型；(3) 当 h 小于 5 nm，单根位错弓出所需的应力增大到与界面障碍强度相当时， H 达到极值，可以用界面强度 (interface barrier strength, IBS) 模型表示^[20]。

通过 TEM 观察了变形态 Cu-Nb 样品纵截面的微观形貌，如图 5 所示。图 5a 中部分 Cu_{nano} 层内存在一系列间距相当的位错环，表明 CuNb 区域的强化机制是约束层滑移机制。除了滑移位错，在 Cu_{nano} 层中也观察到厚度为几十纳米的变形孪晶，并在 Cu-Nb 界面处中断。但是由于较少观察到变形孪晶，其体积分数很小，所以孪生行为对强化机制的影响有限。当退火温度不超过 400 °C 时，Nb 芯丝仍保持卷曲的带状组织，且 Cu_{nano} 的几何形貌变化较小 (见图 3)。根据表 1 可知，400 °C 退火后 Cu_{nano} 的平均尺寸约为 37.2 nm，远小于 100 nm。这些显微结构特征表明在退火温度不超过 400 °C，即 Nb 芯丝明显球化前，Cu-Nb 复合线材 CuNb 区域的强化机制主要为约束层滑移机制。继续升高退火温度，由于 Nb 芯丝的球化和 Cu_{nano} 的再结晶， Cu_{nano} 尺寸逐渐增大，位错

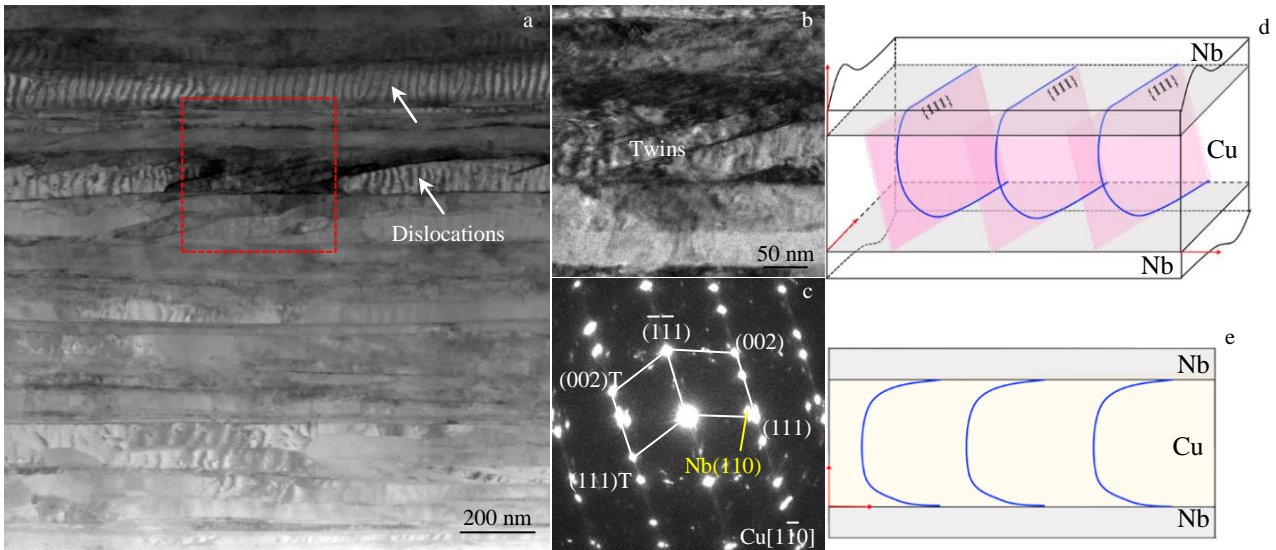


图 5 拉拔态 Cu-Nb 复合线材 CuNb 区域纵截面 TEM 照片和位错示意图

Fig.5 Longitudinal sectional TEM image of CuNb region in as-drawn Cu-Nb composite wires (a), the enlarged view of the red box region in Fig.5a (b), the selected area electron diffraction pattern of the deformation twins in Fig.5b (c), three dimensional schematic of the dislocation loops in parallel close planes (d), the projected view of Fig.5d on {110}Cu plane (e)

能够在相界或晶界处发生塞积，强化机制由约束层滑移为主转变为位错塞积机制。

2.4 纳米压痕硬度分析

图 6 为 CuNb 区域纳米压痕硬度随退火温度变化曲线。当退火温度低于 300 °C 时其硬度值基本不变，当退火温度在 300~700 °C 之间，硬度急剧减小，继续升高退火温度，硬度值则缓慢降低。在 Cu-Nb 复合材料中，Cu-Nb 界面对材料的硬度有重要的影响^[9,16,21]。在退火过程中，条带状的纳米 Nb 芯丝球化长大，导致界面密度减小，同时纳米尺度 Cu_{nano} 发生再结晶和晶粒长大，这些微结构的变化都会导致材料的硬度降低。

根据混合法则计算 CuNb 区域的硬度 H_{n-ROM} ^[21]:

$$H_{n-ROM} = V_{Nb} H_{nano-Nb} + V_{Cu} H_{nano-Cu} \quad (1)$$

式中， V_{Nb} 和 V_{Cu} 分别是 Nb 相和 Cu 相的体积分数，在 CuNb 区域中， $V_{Nb}=16\%$ ， $V_{Cu}=84\%$ 。 $H_{nano-Nb}$ 和 $H_{nano-Cu}$ 分别是纳米尺度 Nb 和 Cu 的硬度值，分别为 4.2 GPa 和 2.2 GPa^[21]。

前期研究^[9]表明，当 Cu_i 晶粒尺寸大于约 310 nm 时，其压痕硬度值与粗晶 Cu 相当。因此当退火温度达到 800 °C 后，Cu 基体的硬度取 $H_{\mu-Cu}=1.6$ GPa^[21]。对于 Nb 颗粒而言，经 900 °C 高温退火后其平均尺寸仍接近纳米尺度（约 206 nm），因此 Nb 颗粒的硬度值仍取 $H_{nano-Nb}=4.2$ GPa。

根据混合法则计算的硬度值 H_{n-ROM} 和 $H_{n-Nb+\mu-Cu}$ 如图 6 所示。 H_{n-ROM} 仅为实验硬度值的 43%，表明 Cu-Nb 异

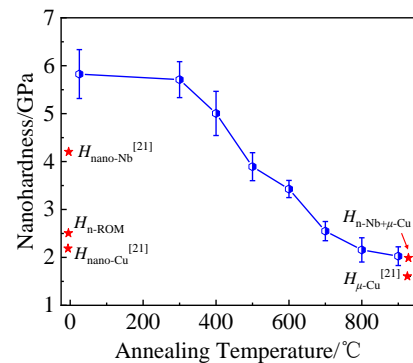


图 6 Cu-Nb 线材 CuNb 区域纳米硬度随退火温度变化曲线

Fig.6 Variation of nanohardness of CuNb regions with annealing temperatures

质界面有很强的界面强化效应。而当温度达到 800 °C 后，Nb 芯丝发生球化，导致界面密度急剧降低，界面强化效应减弱，计算的硬度值与实验值有较好的匹配。

如前文所述，在退火温度不超过 400 °C 时，其强度遵循约束层滑移模型，屈服强度 σ_{cls} 可以表示为^[19,22-23]:

$$\sigma_{cls} = M \frac{\mu b}{8\pi h} \cdot \frac{4-v}{1-v} \left[\ln \frac{\alpha h}{b} \right] - \frac{f}{h} + \frac{\mu b}{\lambda(1-v)} \quad (2)$$

其中， $M=3.06$ 为泰勒因子， $h=h/\sin\phi$ 为平行于滑移面的层厚， $\phi=70.5^\circ$ 为滑移面与界面夹角； $\mu=\mu_{Cu}\mu_{Nb}/(V_{Nb}\mu_{Cu}+V_{Cu}\mu_{Nb})$ 为 Cu/Nb 的平均剪切模量^[24]， $\mu_{Cu}=48.3$ GPa 与 $\mu_{Nb}=37.5$ GPa 分别为 Cu 和 Nb 的剪切模

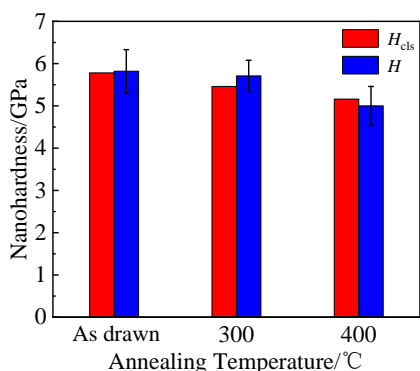


图7 Cu-Nb 复合线材退火后纳米压痕硬度实验值(H)与计算值(H_{cls})
Fig.7 Experimental nanohardness (H) and calculated nanohardness (H_{cls}) values of Cu-Nb composite wires after annealing

量; $b=0.2556$ nm 为 Cu 柏氏矢量的绝对值; $\nu=0.3$ 为 Cu 的泊松比; $\alpha=0.2$ 为位错芯参数; $f=2$ J/m² 为界面应力; $\lambda \approx 15$ nm 为平行排列的位错环间距^[19]。

由公式(2)计算得到 Cu-Nb 线材的屈服强度 σ_{cls} , 结合硬度与屈服强度之间的数量关系 $H=3\sigma_{cls}$ 计算硬度值 H_{cls} ^[25]。图7为退火温度低于 400 °C 时样品硬度的计算值 H_{cls} 和实验值 H 。相比于混合定律计算的硬度值 H_{n-ROM} , 引入界面强化效应计算得到的 H_{cls} 明显更接近于实验值, 表明对于 ADB 制备的 Cu-Nb 复合线材, 当 Cu 基体尺寸小于 100 nm 时, 约束层滑移模型能够很好的计算纳米压痕硬度值。

3 结 论

1) Cu-Nb 复合线材在 400~500 °C 温度范围内退火时, Nb 芯丝发生明显的球化现象, 纳米尺度 Cu 基体发生再结晶, Nb 芯丝和 Cu 基体尺寸分别从约 9 和 37.2 nm 增大到约 56.4 和 132 nm。

2) 在退火过程中, Cu(111)衍射峰向 2θ 减小的方向偏移而 Nb(110)衍射峰向 2θ 增大的方向偏移, Cu 基体和 Nb 芯丝始终保持很强的平行于拉拔方向的 $\langle 111 \rangle_{Cu} // \langle 110 \rangle_{Nb}$ 丝织构, 表现出良好的热稳定性。

3) 当退火温度低于 300 °C 时, 材料硬度基本保持不变, 温度超过 300 °C 后硬度逐渐降低。这主要是由于 Nb 芯丝的球化和 Cu 基体的再结晶长大所导致。当退火温度低于 400 °C 时, 根据约束层滑移模型计算的硬度值与实验值更为匹配, 当退火温度达到 800 °C 时, 材料的硬度则更符合混合法则。

参考文献 References

[1] Deng Liping, Wang Bingshu, Han Ke *et al. Journal of Materials Science*[J], 2018, 54(1): 840

[2] Deng Liping, Han Ke, Wang Bingshu *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 101: 181

[3] Liang Ming(梁明), Chen Zili(陈自力), Lu Yafeng(卢亚锋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(10): 1774

[4] Yang Fei, Dong Liming, Cai Lei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 818: 141 348

[5] Deng Liping(邓丽萍), Han Ke, Yang Xiaofang(杨晓芳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(7): 1696

[6] Deng Liping, Yang Xiaofang, Han Ke *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 81: 124

[7] Liang Ming(梁明), Wang Pengfei(王鹏飞), Xu Xiaoyan(徐晓燕) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1288

[8] An Qi, Yang Wenfan, Liu Baoxi *et al. Journal of Materials Research*[J], 2020, 35(20): 2684

[9] Xiang Shihua, Yang Xiaofang, Liang Yanxiang *et al. Materials*[J], 2021, 14(18): 5294

[10] Sandim H R Z, Sandim M J R, Bernardi H H *et al. Scripta Materialia*[J], 2004, 51(11): 1099

[11] Liang Ming(梁明), Wang Pengfei(王鹏飞), Xu Xiaoyan(徐晓燕) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(2): 382

[12] Wang Pengfei, Liang Ming, Xu Xiaoyan *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(4): 1171

[13] Niu Tongjun, Zhang Yifan, Cho Jaehun *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 208: 116 679

[14] You Chaoping, Xie Weibin, Miao Shu *et al. Materials & Design*[J], 2021, 200: 109 455

[15] Hong S I. *Journal of Materials Research*[J], 2000, 15(9): 1889

[16] Deng Liping, Han Ke, Hartwig K T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 602: 331

[17] Zeng Longfei, Gao Rui, Fang Qianfeng *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 110: 341

[18] Krishna N N, Ashfaq M, Susila P *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 107: 302

[19] Misra A, Hirth J P, Hoagland R G. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(18): 4817

[20] Liang Yanxiang, Li Jicheng, Luo Jinru *et al. Computational Materials Science*[J], 2022, 205: 111 219

[21] Thilly L, Lecouturier F, Stebut J. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(20): 5049

[22] Zhang Jinyu(张金钰), Zhang Xin(张欣), Niu Jiajia(牛佳佳) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(10):

1348

and Engineering A[J], 2012, 545: 118

[23] Yang Wenfan, Gong Mingyu, Yao Jiahao *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 200: 113-117

[25] Li Zezhou, Zhao Shiteng, Ritchie R O *et al. Progress in Materials Science*[J], 2019, 102: 296

[24] Zhang Jinyu, Zhang Peng, Zhang Xin *et al. Materials Science*

Study on the Microstructure and Mechanical Properties of Cu-12%Nb Composite Wires During Annealing

Xiang Shihua, Xu Junyao, Li Jingxiao, Qiu Youcai, Yang Xiaofang, Zhang Dingfei
(College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Microstructure and texture evolution of as-drawn and annealed Cu-Nb microcomposite wires were characterized by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and X-ray diffraction (XRD). The variation of hardness of the wires with the annealing temperature was investigated using nanoindentation. The results show that the Nb fibers begin to spheroidize and the nanoscale Cu matrix to recrystallize when annealed at 400-500 °C. The texture of wires changes insignificantly after annealing, maintaining a strong $\langle 111 \rangle_{\text{Cu}} // \langle 110 \rangle_{\text{Nb}}$ fiber texture along the wire axis. Nanohardness was analyzed by the rule of mixtures and the confined layer slip (CLS) model. The nanohardness is fitted well with the CLS model before the spheroidization of the Nb fibers, while the nanohardness conforms to the rule of mixtures when the annealing temperature is above 800 °C.

Key words: Cu-Nb composite wires; annealing; texture; nanohardness

Corresponding author: Xu Junyao, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, E-mail: junyaoxu@cqu.edu.cn