

高强高导 Cu-Nb 微观复合材料的尺寸效应

梁 明, 徐晓燕, 王鹏飞, 焦高峰, 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 Cu-Nb 微观复合材料具有纳米结构的 Nb 芯丝和纯 Cu 层, 材料的尺寸效应促使力学性能呈规律变化。通过不同线材尺寸的应力应变曲线测试研究了材料强度随内部 Nb 芯丝尺寸的变化规律, 通过纳米压痕手段分析了材料弹性模量和纳米压痕值随材料尺寸的变化特征。结果表明, 材料的强度实测值远大于混合定律计算的理论值, 且随 Nb 芯丝尺寸的减小强度呈指数增加, Nb 芯丝纳米硬度值也随尺寸的减小显著增加。与电子自由程相关的界面电子散射作用是影响材料电导的主要因素。

关键词: Cu-Nb; 高强度; 高电导; 纳米硬度

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)03-0699-05

非破坏性高场脉冲磁体可获得 80 T 以上的高磁场强度, 可为物理、生物和材料等基础研究提供硬件支持。早在 20 世纪 80 年代, 国际上各大研究机构就致力于实现 100 T 脉冲磁场的目标^[1], 近年来, 美国高场实验室成功获得了 100.75 T 的脉冲磁体新纪录, 我国自主建造的高场脉冲磁体采用西北有色金属研究院提供的高强度高导 Cu-Nb 线材也获得了 90.6 T 的亚洲磁体纪录^[2]。

脉冲磁体的迅速发展带动了磁体用导体材料的广泛研究。高强度、高电导 Cu-Nb 微观复合材料作为高场脉冲磁体的首选材料广泛应用于国际上的著名脉冲磁体设施, 并屡破脉冲磁体纪录。Cu-Nb 材料中 Cu 基体充分发挥了良好的导电作用, 而纳米 Nb 芯丝则大幅提升了材料的强度, 满足了脉冲磁体需求。

研究发现, 随着 Cu-Nb 材料中 Nb 芯丝尺寸、Cu 层尺寸由微米降至纳米, 材料的强度远大于由混合定律计算的理论值^[3]。学者们先后采用位错强化模型, 界面强化模型解释了材料微观结构变化所带来的性能提升。进而, 研究尺度条件下材料强度、电导性能的变化规律就显得尤为重要。Rabbe 进一步修正了原位法 Cu-Nb 微观复合材料的混合定律^[4]。Thilly 通过加工真实应变 η 来划分不同变形阶段, 基于 Embury 和 Hirth (EH) 提出的 EH 模型, 验证了 Cu-Nb 纳米材料的弹性极限随芯丝尺寸的减少而不断升高的假设^[5]。界面是制约 Cu-Nb 复合材料电阻率的主要因素, 主要受到金属基体的有效电子自由程和材料尺度的影响^[6]。Heringhaus 研

究了 Cu-Nb 复合材料尺寸效应对材料电阻率的影响, 证实了与材料的电子有效自由程有关的尺度变化决定了材料的电子界面散射^[7]。本工作着重研究了极塑性变形条件下的 Cu-Nb 微观复合材料尺度变化对材料强度、电导的影响规律, 揭示了纳米尺度下 Cu-Nb 材料的尺寸效应特征。

1 实 验

采用纯度 99.9% 的 Tu₀ 无氧铜和纯铌作为原材料, 加工获得 Cu/Nb 单芯复合线材, 按照定尺截断, 将 85 根 Cu/Nb 单芯集束组装复合, 后经真空电子束封焊 (真空度 49 mPa), 热挤压 (挤压温度 750 °C) 以及冷拉伸加工获得一次多芯复合线材, 按照定尺截断, 重新进行 85 芯多芯集束复合, 并重复前面加工获得二次多芯复合线材。该集束复合加工共进行 4 次, 最终获得含有 $N=85^4=5.22 \times 10^7$ 根 Nb 芯的 Cu-18%Nb (体积分数) 微观复合材料^[8]。材料加工真应变 $\eta=23.7$ 。在 Instron5800 拉伸机上进行拉伸试验, 拉伸样品长 20 mm, 应变速率为 $1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。采用 Hysitron 公司的纳米压痕仪, 波氏压头进行测试。每个样品随机测试 12 次, 每次加载过程保压 5 s, 测试结果经过相关分析选用。采用 JSM-6700 型扫描电镜观察拉伸断口形貌。采用标准四点引线法测试材料在 77、293 K 条件下电压与电流关系, 计算材料电阻率以及相对导电率。

收稿日期: 2016-03-15

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, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231079, E-mail: mliang@c-nin.com

2 结果与讨论

图 1 为室温与 77 K 条件下 Cu-Nb 材料的应力应变曲线。由图可见, 77 K 低温条件下, 材料具有更好的延展性以及更高的抗拉强度, 低温抗拉强度达到 1090 MPa, 相比室温下增加了 17%。分析认为, 室温条件下 Cu-Nb 材料强化机制为纳米单晶或准单晶的 Nb 芯丝中的位错环强化^[5], 而低温条件影响了位错的运动状态, 从而改变了材料的低温力学性能。在室温下, 原子热运动剧烈, 限制位错运动的派纳力较小, 对位错运动的阻碍作用不强, 甚至可忽略, 当温度至 77 K 时, 晶核热振动能减少, 派纳力急剧增加, 位错短程阻力相对增大, 材料的强度相对提高。另外, 低温度条件下, 材料流变应力与加工硬化能力增强, 这是伸长率增加的主要原因。

室温条件下, Cu-Nb 材料的拉伸断口形貌如图 2 所示。断口表现出典型的延性断裂特征, 断裂过程首先由铜基体的弹性变形, 塑性变形过程, 然后通过界面的载荷传递促使内部 Nb 芯丝发生弹性变形, 直至断裂。在拉伸断口中可观察到大量韧窝, 纤维拔出与纤维头, 无明显界面脱粘现象, 仅存在部分沿纤维周围的铜基体

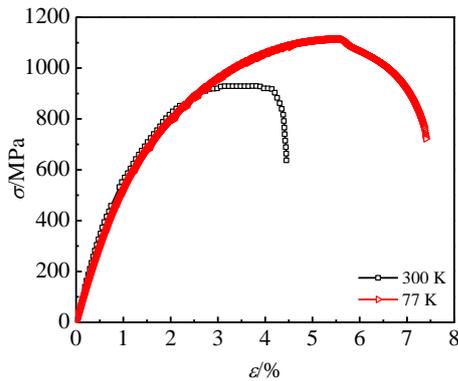


图 1 Cu-Nb 材料室温与 77 K 的应力应变曲线

Fig.1 Stress-strain curves of Cu-Nb microcomposite at room temperature and 77 K

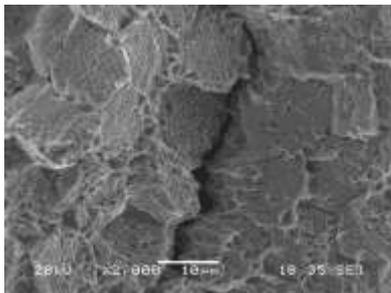


图 2 Cu-Nb 室温拉伸断口形貌

Fig.2 SEM image of fracture surface of Cu-Nb microcomposite at room temperature

开裂; 同时在部分区域可看到亚组元排列较为规则, 每个亚组元区域内部仍有微小浅色铜区域成蜂窝状排列。

Cu-Nb 材料经过极塑性加工过程, 材料具有特殊的微观结构, Nb 芯丝截面达到纳米尺寸, 同时经过 4 次复合含有千万级 Nb 芯 ($N=85^4$ 芯), 使材料具有非常高的强度; 且由于复合铜层的连续性保证了基体导电路径的连续, 使复合材料保持了良好的电导特性。Cu、Nb 2 种材料具有相近的切变模量 ($G_{Nb}=40$ GPa, $G_{Cu}=45$ GPa), 相近的材料泊松比 ($\nu_{Nb}=0.40$, $\nu_{Cu}=0.34$), 材料的弹性模量 E 的计算值可由式(1)得出。

$$E=2G(1+\nu) \quad (1)$$

由应力应变测试可知, Cu-Nb 材料的弹性模量为 100~110 GPa, 略低于根据复合材料混合定律计算复合材料的弹性模量值 119 GPa。这主要是由于弹性模量是原子间作用力曲线的斜率, 它受到材料变形量的影响, 通常材料的变形量较小, 通过极塑性变形的 Cu-Nb 材料塑性变形量很大 ($\eta=23.7$), 改变了原子间距, 从而影响了材料的弹性模量。图 3 进一步给出了 Cu-Nb 复合线强度与芯丝尺寸的关系曲线。由混合定律计算了材料的抗拉强度 (其中室温时 Nb 的抗拉强度 σ_{Nb} 达到 1400 MPa, 对于加工硬化的无氧铜其抗拉强度 σ_{Cu} 达到 450 MPa) 达到 611.5 MPa, 由曲线可见, 复合材料的实测值 σ_{Cu-Nb} 随着 Nb 芯丝尺寸的降低而明显高于由 ROM 计算的理论值。通过数据点的拟合发现, 强度与尺度间满足以下关系式。

$$\sigma_{Cu-Nb}=858.9+3708.7\exp(-d_{Nb}/31) \quad (2)$$

分析认为, 随加工变形量的逐渐增大, 内部 Nb 芯丝、铜层尺寸由微米级向纳米级变化, 产生大量的相界面, 界面对位错运动的阻碍作用是复合材料强度大幅提升的主要原因。当芯丝达到纳米尺寸时, Orowan 位错强化直接带来强度的大幅提高^[5], 而此状态下纳米尺寸的最内层铜层和 Nb 芯丝在材料强化中发挥主导作用。Han^[9]根据材料中各组元的强化机制, 提出了 Cu-Nb 材

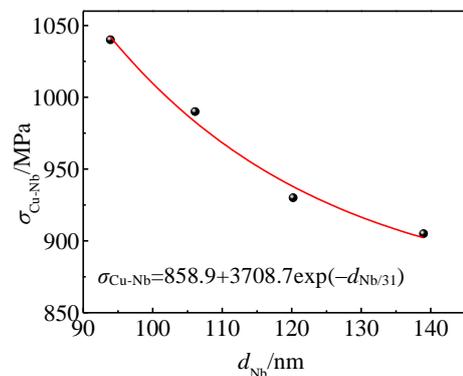


图 3 Cu-Nb 抗拉强度与 Nb 芯丝尺寸的关系曲线

Fig.3 σ_{Cu-Nb} versus d_{Nb} curve of Cu-Nb microcomposite

料的强化公式，如式 (3) 所示。

$$\sigma_{CuNb} = \sigma_{Nb} V_{Nb} + \sigma_{Nb} (1 - V_{Nb}) + k/t_0^{1/2} V_{Nb}^{1/4} \exp(\eta/4) \quad (3)$$

式中, k 为 Hall-Petch 系数, t_0 为芯丝尺寸。由式可见, 复合材料的强度是芯丝尺寸与加工真应变的函数, 尤其随着真应变的增加而呈指数增长, 而且, 在极塑性变形条件下, 材料真应变的增加将会带来强度的明显增大。

拉伸实验中 Cu-Nb 材料作为整体协调变形, 通过界面有效传递载荷, 较好地表征了材料强度与尺度的变化关系。研究纳米尺度下 Nb 芯的尺寸力学效应可为材料力性的系统表征提供支持。Nb 芯丝及部分铜层达到纳米尺寸时, 通过一般的硬度测试方法难以精确表征单个组元的变化特征。因此, 引入纳米硬度测试手段研究材料内部组元的纳米硬度随尺度的变化规律。硬度计算采用 Oliver-Pharr 方法分析, 其中卸载曲线满足定律 (4):

$$P = B(h - h_f)^m \quad (4)$$

式中, h 为压痕深度, h_f 为完全卸载后的位移, B 与 m 为拟合参数。纳米硬度与弹性模量的计算公式如下:

$$H = P_{max}/A \quad (5)$$

$$1/E_{eff} = (1 - \nu^2)/E + (1 - \nu_i^2)/E_i \quad (6)$$

式中, P_{max} 为最大载荷, A 为压痕接触面积, E_{eff} 是考虑到样品与金刚石压头而测试得到有效弹性模量, E_i 和 ν_i 分别为压头的弹性模量与泊松比 (对于本测试压头, $E_i = 1141 \text{ GPa}$, $\nu_i = 0.07$), 已知 Cu、Nb 材料的波松比, 从而换算出测试样品的弹性模量。

直径为 $\Phi 2.53 \text{ mm}$ 的 Cu-Nb 材料的载荷随压痕深度的变化曲线如图 4 所示, 并通过纳米划痕原位测试压痕方向梯度分布。压头随机加载测试, 测试曲线主要分布于 2 个区域。分析认为, 最内层铜层 d_{Cu-0} 和 Nb 芯丝 d_{Nb} 达到纳米尺寸, 而外层铜层仍为微米尺寸。纳米尺度的铜层和 Nb 芯丝具有较高硬度, 相对应地, 压头在

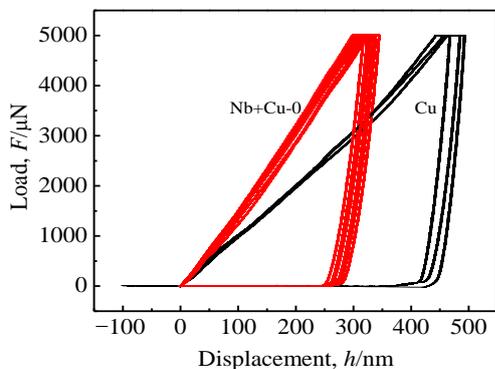


图 4 样品纳米硬度加载曲线

Fig.4 Load/displacement curves of specimen

此区域测试的曲线具有较小的压痕深度。因此, 2 个压痕曲线区域分别为纳米尺度 Nb+Cu-0 (Cu-0 为 Nb 芯丝间 Cu 层) 区域 (图中左边区域) 和微米尺度的 Cu- i (i 取 1~4, Cu-1 为一次多芯集束复合引入外包覆 Cu 层, 依次类推) 区域 (图中右边区域)。由纳米压痕沿压痕方向的梯度分布表明, 压痕周围存在很小的凸起, 表明了测试结果的可靠性。

有限元分析^[10]表明, 对于没有加工硬化或加工硬化较小的金属材料, 在压头的加载过程中由于压痕表面的堆起有可能引起测量的误差 (最高可达 16%), 因此, 为提高测试结果的精确性, 结合 Cu-Nb 极塑性变形特点, 选择 $h_f/h_{max} < 0.8$ 的样品测试判据。据此选择样品的测试值如图 5 所示, 其中大部分 h_f/h_{max} 值保持在 0.8 以下, 满足测量的精确性要求。

Cu-Nb 材料纳米硬度的变化受到材料尺寸效应的影响与复合材料的纳米硬度计算值也有所差异。宏观体材料时, 多晶体的屈服强度与晶粒尺寸满足经典的 Hall-Petch (H-P) 公式, 即

$$\sigma_s = \sigma_0 + k_s d^{-1/2} \quad (7)$$

式中, σ_0 、 k_s 是与材料性质相关的常数。同样的材料的硬度与晶粒尺寸也满足类似关系:

$$H = H_0 + K d^{-1/2} \quad (8)$$

该式表明材料的硬度与晶粒尺寸存在函数关系, 由于 Cu-Nb 复合线中的 Nb 芯丝达到纳米尺寸, 可以认为材料硬度与 Nb 芯丝片层厚度 d_{Nb} 存在类似函数关系。

图 6 为 Cu-Nb 材料的纳米硬度随芯丝尺寸 d_{Nb} 的变化关系曲线。图中每个纳米硬度值为不同芯丝尺寸样品测试值的平均值, 由 $H-1/d_{Nb}^{1/2}$ 的关系曲线可见, 随着芯丝尺寸的减小, 材料硬度值迅速增加, 且增长趋势逐渐偏离了线性关系。可见, 当芯丝尺寸介于 20~50 nm 时, 材料硬度值将远大于由 H-P 关系获得的理论值。分析认为, 在多晶体条件下, 外应力促使晶体沿滑移面滑移, 位错在晶界受阻形成塞积群, 由位错塞积群理论

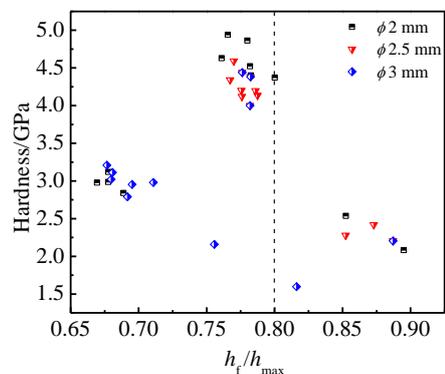


图 5 不同丝径样品的硬度与 h_f/h_{max} 的比例关系

Fig.5 Hardness values versus h_f/h_{max} for different wire diameters

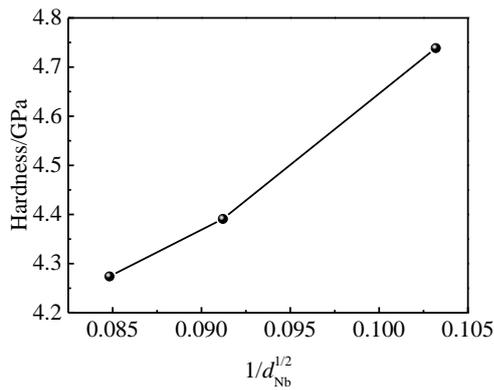


图 6 材料纳米硬度随 $1/d_{Nb}^{1/2}$ 的变化关系

Fig.6 Nano hardness versus $1/d_{Nb}^{1/2}$ curve of Cu-Nb microcomposite

得出强度与晶粒尺寸的关系。随着晶粒的细化，晶粒中位错数量急剧下降，当材料达到纳米尺度时，晶粒尺寸已接近有效位错间距，晶粒内部仅存在若干个或几个位错的堆积，此时滑移面间的位错通过 Orowan 模式形成弓形位错，从而改变了细晶强化中的系数 $K^{[11]}$ 。随着纳米尺寸进一步减小，位错塞积群公式已不再适用，需要引入塑性变形机制，即材料的强度与位错布氏矢量和材料的芯丝或晶体尺寸有关。强化机制的改变使纳米尺度的 Nb 芯丝强度、硬度都大幅提升，也使其力学性能具有明显的尺寸效应特征。

经过复合材料的混合定律计算材料的硬度值与实测值之间的差异从另一个侧面证实了这种变化的趋势。Nb+Cu-0 的测试区域达到纳米尺寸，根据混合定律计算材料在纳米尺度下的硬度，如式 (9)：

$$H_{n-ROM} = V_{nano-Nb} H_{nano-Nb} + V_{nano-Cu} H_{nano-Cu} \quad (9)$$

式中，体积含量的获得前提假设复合线轴向芯丝、铜层尺寸保持一致，根据截面平均芯丝、铜层尺寸计算纳米条件下材料的理论硬度 $H_{nano-ROM}$ ，此处纳米尺度的 Nb、Cu 晶体理论硬度值 $H_{nano-Nb}$ 、 $H_{nano-Cu}$ 分别取 4.2、2.2 GPa^[11]，且在较小的线径变化范围内 2 个理论值变化可忽略。Cu-Nb 材料的纳米硬度实验值 H 也根据式 (9) 计算所得，其中 Nb 的硬度值根据 Nb+Cu-0 局域硬度值近似得到，Cu 基体硬度即为 Cu-i 局域硬度。计算结果如表 1 所示。芯丝与铜层呈比例变化，随着材料截面尺

表 1 材料硬度的实验值与理论值的比较

Table 1 Contrast of measured hardness values and theory values

Specimen diameter/mm	H/GPa	H_{n-ROM} /GPa	$\Delta H_{n-ROM}/\%$
$\phi 3.0$	4.274	3.368	+27
$\phi 2.5$	4.391	3.368	+30
$\phi 2.0$	4.739	3.368	+41

寸的逐渐减小，材料的弹性模量和硬度实测值逐渐增加。由表可见，Cu-Nb 材料纳米硬度的实测值高于材料的硬度计算值，表中 ΔH_{n-ROM} 表示实测值相比理论值的百分比，随着尺寸的减小，实测值的涨幅明显增加。这也从复合材料的层面表明，纳米尺度下，材料的尺寸效应导致位错的增殖、滑移、塞积方式的改变，从而影响了材料的强化方式和增强机理。

表 2 为 Cu-Nb 样品在不同线径条件下 300 和 77 K 的电导测试结果。由表可见，材料的室温电阻率随线材直径的减小呈逐渐升高的趋势，但相对变化较小，77 K 低温条件下，电阻随着芯丝直径的减小而略有增加。由于 Cu-Nb 材料中 Nb 含量小于 18%，这意味着复合材料的电阻率主要由纯铜基体的导电路径连续性所决定，基体在变形过程中的晶界、界面和位错密度变化都将影响到材料的电导。对于材料整体而言，电阻率主要受到式 (10) 中几种因素的影响^[12]，

$$\rho_{Cu-Nb} = \rho_{pho} + \rho_{dis} + \rho_{int} + \rho_{imp} + \rho_{ppt} \quad (10)$$

式中， ρ_{pho} 代表声子散射电阻率， ρ_{dis} 是位错引起电阻率， ρ_{int} 为界面散射的电阻率， ρ_{imp} 为杂质电阻率以及析出物引起的电阻率 ρ_{ppt} 。集束拉拔技术，主要通过反复的包套组装、热挤压和冷拉拔过程，可以极大程度的降低杂质对材料电阻率的影响。同时，Nb 在 Cu 基体中的固溶度极小，Cu-Nb 材料也无析出相存在，因此可以忽略析出物应力场引起的 ρ_{ppt} 。声子散射的电阻率主要是温度的函数，且不随材料加工真应变而变化。因此，在集束拉拔 Cu-Nb 微观复合材料中，主要考虑 ρ_{int} 和 ρ_{dis} 对材料电阻率的影响。研究表明^[13]，在 $\eta > 4$ 时，铜基体中会发生动态回复再结晶过程，基体中的位错密度保持在 $10^{11} \sim 10^{12}/\text{cm}^2$ 范围，此时位错引起的电阻率 ρ_{dis} 约为 $0.1 \mu\Omega \text{ cm}$ ，Cu-Nb 材料的电阻率的测试值保持在 $2.0 \sim 2.5 \mu\Omega \text{ cm}$ 范围，也就是说 Cu-Nb 材料电阻率的变化主要是由于材料界面的变化引起的。随着芯丝直径的减小，材料的室温电阻率相对降低可解释为随着加工真应变的不断升高，尤其是当 Nb 芯丝达到纳米尺寸时，材料的界面面积迅速增大，对电子的散射作用增强，导致材料电阻率升高。但也由室温下材料电阻率的变化发

表 2 不同尺寸 Cu-Nb 样品在 300, 77 K 下的电导性能
Table 2 Conductivity of Cu-Nb with different diameters at 300 K and 77 K

Diameter/mm	Conductivity/ % IACS (300 K)	Resistivity (77 K)/ $\mu\Omega \cdot \text{cm}$
$\phi 3.0$	76	0.31
$\phi 2.5$	73	0.36
$\phi 2.3$	71	0.35
$\phi 2.0$	70	0.38

现, 77 K 低温条件下, 材料的电阻率相对变化较小。分析认为这主要是由于界面的电子散射是温度的函数^[14], 与材料的有效电子自由程有关, 当材料尺寸小于等于有效电子自由程时, 界面电子散射作用明显增强。室温时, d_{mfpe} 为 40 nm, 而 77 K 时 d_{mfpe} 达到 140 nm。随着温度的降低, 铜基体的相关尺寸, 尤其是当最内层 Cu 层厚度 $d_{\text{Cu-0}} \leq d_{\text{mfpe}}$ (d_{mfpe} 即为电子有效自由程), 此时界面散射作用增强, 导致材料电阻增大。

3 结 论

1) Cu-Nb 微观复合材料拉伸断口呈典型延性断裂特征, 同时内部存在规则排列亚组元。

2) 在纳米尺度下, 材料的强度随 Nb 芯丝尺寸的减小呈指数增加, 实测值远大于由混合定律计算的理论值。Nb 芯丝的硬度的实测值相比 H-P 关系的理论值有明显增加。材料在力学性能中表现出的尺寸效应特征主要归结于纳米尺度下与有效位错间距相当的 Nb 芯丝尺寸强化方式的改变。

3) Cu-Nb 材料电阻率的变化主要是由界面的变化引起的, 与材料有效电子自由程有关。

参考文献 References

- [1] Bacon J, Baca A, Coe H *et al.* *IEEE Trans Supercon*[J], 2000, 10(1): 514
- [2] Peng T, Jiang F, Sun Q Q *et al.* *IEEE Trans Supercon*[J], 2014, 24(1): 4 300 604
- [3] Lei R S, Xu S Q, Wang M P *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2013, 586: 367
- [4] Hangen U, Rabbe D. *Acta Materialia*[J], 1995, 43(11): 4075
- [5] Thilly L, Ludwig O, Veron M *et al.* *Phil Mag A*[J], 2002, 82(5): 925
- [6] Sandim M J R, Stamopoulos D, Sandim H R Z *et al.* *Supercond Sci Technol*[J], 2006, 19: 1233
- [7] Heringhaus F, Schneider-Muntau H J, Gottstein G *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 347(1-2): 9
- [8] 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
- [9] Han K, Embury J D, Sims J R *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 1999, 267(1): 99
- [10] Bolshakov A, Oliver W C. *Mater Research Society*[J], 1997, 436: 141
- [11] Thilly L, Lecouturier F, Stebut J. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(4): 5049
- [12] Pantsyrnyi V I. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2002, 12(1): 1189
- [13] Hong S I, Hill M A. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(12): 4111
- [14] Hong S I, Hill M A. *Mater Sci Eng A*[J], 1999, 264: 151

Size Effect of High-Strength and High-Conductivity Cu-Nb Microcomposites

Liang Ming, Xu Xiaoyan, Wang Pengfei, Jiao Gaofeng, Li Chengshan, Zhang Pingxiang

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: High strength and high conductivity Cu-Nb microcomposites possess nano-structured Nb fibers and pure Cu matrix. Mechanical properties affected by size effect change regularly. The changing rule of strength with the size of Nb filaments was analyzed by stress-strain measurements with different diameters. The characteristics of elastic modulus and nano-indentation hardness varying with the thickness of Nb filaments were investigated by a nanoindentation method. Results show that the measured value of strength is considerably higher than that obtained by ROM and the UTS of Cu-Nb increases exponentially with the decreasing of d_{Nb} . Moreover, the nano-indentation hardness of Nb filaments also increases greatly as the size decreases. It is believed that electronic interface scattering associated with the mean free path of the electrons dominates Cu-Nb conductivity.

Key words: Cu-Nb; high strength; high conductivity; nano-indentation hardness

Corresponding author: Li Chengshan, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231079, E-mail: csli@c-nin.com