

金属纳米复合材料的界面和尺度效应

卢亚锋¹, 梁明¹, 李成山¹, 冯建情¹, 于泽铭¹, 徐晓燕¹, 刘庆², 柳忠元³

(1. 西北有色金属研究院, 西安 710016;

2. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400030;

3. 燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 秦皇岛 066004)

摘要: 在宏观尺度上制造出具有纳米结构和纳米效应的高性能金属材料, 并揭示这些材料的组织演化特征以实现功能调控, 是金属材料学科面临的重大科学问题和需要解决的核心关键技术。阐述金属纳米材料界面、尺度与材料塑变、强化关系的主要研究进展, 重点介绍宏观尺寸制备金属纳米复合材料、纳米尺度下经典 Hall-Petch 关系和复合材料混合定律的适用性、界面特征和尺度效应对材料微观结构、力学性能以及物理特性等的影响, 指出面向应用的高性能金属纳米复合材料的发展趋势。

关键词: 金属纳米材料; 复合材料; 界面; 尺度效应

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Interface and size effects in metal nano-composites

LU Ya-feng¹, LIANG Ming¹, LI Cheng-shan¹, FENG Jian-qing¹, YU Ze-ming¹,

XU Xiao-yan¹, LIU Qing², LIU Zhong-yuan³

(1. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400030, China;

3. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Yanshan University,
Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: The macro scale fabrication of high performance metals with nano-structure and nano effect and the revelation of the characteristic of microstructure evolution to the functional regulation are the major scientific problems and the core key technologies in metal materials field. The correlations among interface, size effects and plastic deformation, strengthen of metallic nano-materials were predominately reviewed. The emphasis was placed on the recent progress of the metal nano-composites fabricated in the macro scale, the applicability of the classic Hall-Petch relation and the rule of mixture law, and interface and size effects on the microstructure, mechanical properties and physical properties of metal nano-composites. The developmental trends of high performance metal nano-composites for the applications were proposed.

Key words: metal nano-materials; composites; interface; size effect

金属材料的力学性质和物理性质在很大程度上依赖于其组织的特征尺度, 典型的特征尺度是晶粒尺寸。通常情况下, 对于纯金属和单相固溶体合金, 传统的 Hall-Petch 关系 $\sigma_y = \sigma_0 + A d^{-1/2}$ (其中 σ_y 是屈服强度, d 是

晶粒尺寸, σ_0 和 A 是材料常数) 可以定性地描述细晶强化机制。随着晶粒尺寸的减小, 增加的晶界使得位错的自由滑移程缩短, 从而使得材料的强度升高。但是, 随着晶粒尺寸进一步减小到某一临界尺寸以下, 由晶

格位错运动主导的形变机制会演变为晶界运动主导的形变机制, 这时材料将发生软化现象^[1]。分子动力学理论计算表明, 面心立方(FCC)金属的软化临界晶粒尺寸约为 15~20 nm^[2-3]。这个临界值远小于常规极塑变形(Severe plastic deformation, SPD)技术所能达到的晶粒尺寸值, 因此, 理论预言强度的极大值在实验上很少能观察到, 要充分认识金属材料微观组织的尺度效应, 必须实现纳米结构金属材料的跨尺度制造。

1 金属纳米材料制备及尺度特征

目前, 人们已经发展出若干种在宏观尺度上制备纳米化金属材料的技术, 包括等通径转角加工(Equal channel angular pressing, ECAP)^[4-5]、高压扭转(High pressure torsion, HPT)^[6-7]、累积叠轧(Accumulative roll bonding, ARB)^[8-9]等。在这些常规极塑变形过程中, 金属材料经受很大的塑性应变, 其晶粒尺寸可以减小到 1 μm 以下, 从而达到组织细化以及强韧性匹配的目的。另外, 许多学者利用电脉冲沉积技术成功地制备出具有可控纳米结构的孪晶铜^[10-13]、镍合金纳米晶^[14]等样品, 它们表现出优异的力学性能和奇特的变形行为, 为纳米尺度受限条件下金属材料组织与性能间依赖关系的研究提供了新的思路。自从 SEGAL^[5]提出 ECAP 技术以来, 人们对钢、铝、铜等金属的显微组织纳米化过程进行了深入研究。在 ECAP 过程中, 金属试样在经过通道转角时发生近似理想的纯剪切应变, 以致在试样横截面积不变的情况下引入很大的塑性应变, 从而达到细化晶粒的目的。然而, 晶粒的细化效果经常与 ECAP 过程中的应力应变场分布、温度场分布、变形工艺参数和模具结构有很大关系, 晶粒尺寸很难减小到 200 nm 以下^[15]。高压扭转(HPT)过程是通过表面摩擦给试样施加一个剪切应变, 因此试样中的应变分布不均匀。在 HPT 试样中, 经常可以观察到两套平行于和垂直于剪切方向的扩展位错边界, 大量的高角晶界、少量的低角晶界和被晶界隔离的位错出现在试样中, 晶粒尺寸的统计离散度仍然很大^[16]。ARB 试样与 HPT 试样具有类似的微观组织特征^[16]。常规 SPD 过程中很难避免对变形后的细晶材料进行热处理, 晶粒尺寸减小反而会造成更强的晶粒生长驱动力, 因此, 常规的 SPD 技术很难实现超细晶材料的制备。最近, LU 等^[10-13]采用脉冲电沉积技术成功地制备出具有稳定界面结构的共格孪晶铜, 并系统地将孪晶片层平均厚度从 100 nm 调整到约 4 nm, 而等轴的晶粒尺寸几乎保持在 400~600 nm(如图 1 所示)。图

2 所示实验结果发现, 当作为特征尺度的孪晶片层厚度为 15 nm 时, 材料强度达到一个极大值, 进一步减小孪晶片层厚度时呈现软化现象, 而应变硬化系数却单调增加, 并超过粗晶纯铜的相应值。两种塑性变形机制一位错-孪晶界相互作用和孪晶片层中预存位错运动的相互竞争, 导致极值强度的出现, 而超高应变硬化效应则来源于纳米孪晶片层中的大量孪晶界可以吸纳高密度位错。纳米尺度的共格孪晶结构极大地影响着金属的强化和应变硬化过程。最近 WU 等^[16-17]却发现, 对于电沉积的纳米镍(晶粒尺寸在 10~75 nm 之间), 随着晶粒尺寸的减小, 变形孪晶形成的倾向增强至某一临界晶粒尺寸后反而减弱, 即孪晶形成的几率会在晶粒细化过程中的一个最佳晶粒尺寸范围内呈现峰值; 而层错形成的几率总是随晶粒细化而增加, 如图 3 和 4 所示。这项研究结果表明, 有效控制纳米金属中孪晶的形成仍然需要理论和实验方面的努力。尽管一般地认为, 金属形变的机制呈现出在某一临界晶粒尺寸从位错运动到晶界运动变化的规律, 但是纳米结构金属材料高的应变速率敏感性却使它的形变机制变得异常复杂。当应变速率较低时, 塑性变形主要以晶界运动来进行; 当应变速率较高时, 位错运动成为主导因素^[11], 甚至变形孪晶的形成可以不产生宏观应变、也不改变晶粒的形状^[17]。总而言之, 细晶金属的强化机制、孪晶化过程、位错与晶界的相互作用、塑性形变机理等基础科学问题以及相关的尺度效应研究仍然没能获得结论性的规律。

2 金属纳米复合材料的塑变行为和强化机理

随着材料中显微组织尺度的减小, 各种界面的作用愈显重要。对于金属复合材料, 其力学性质和物理性质取决于基体、增强体和界面的特性。一般情况下, 对于宏观尺度的金属复合材料, 混合定律(ROM) $X_c = X_m \phi_m + X_f \phi_f$ (其中 X 是材料的性能, 如密度、弹性模量、强度、电导、热导等; ϕ 是材料的体积分数; c 、 m 和 f 分别指复合材料、基体和增强体)可以描述材料结构与性能的关系。随着复合材料中组元相尺度的减小, 组元相本身的尺度效应和组元相界面处的界面效应将显著影响复合材料的性质。高密度相界面的存在将改变材料塑性流变的基本特性, 因而必须修正 Hall-Petch 关系和 Orowan 关系等, 因此, 起源于位错与相界之间 Hall-Petch 型相互作用的贡献将作为混合定律中的强度附加项。由此可见, 界面效应与尺度效应成为金属复合材料中突出的基础科学问题, 必

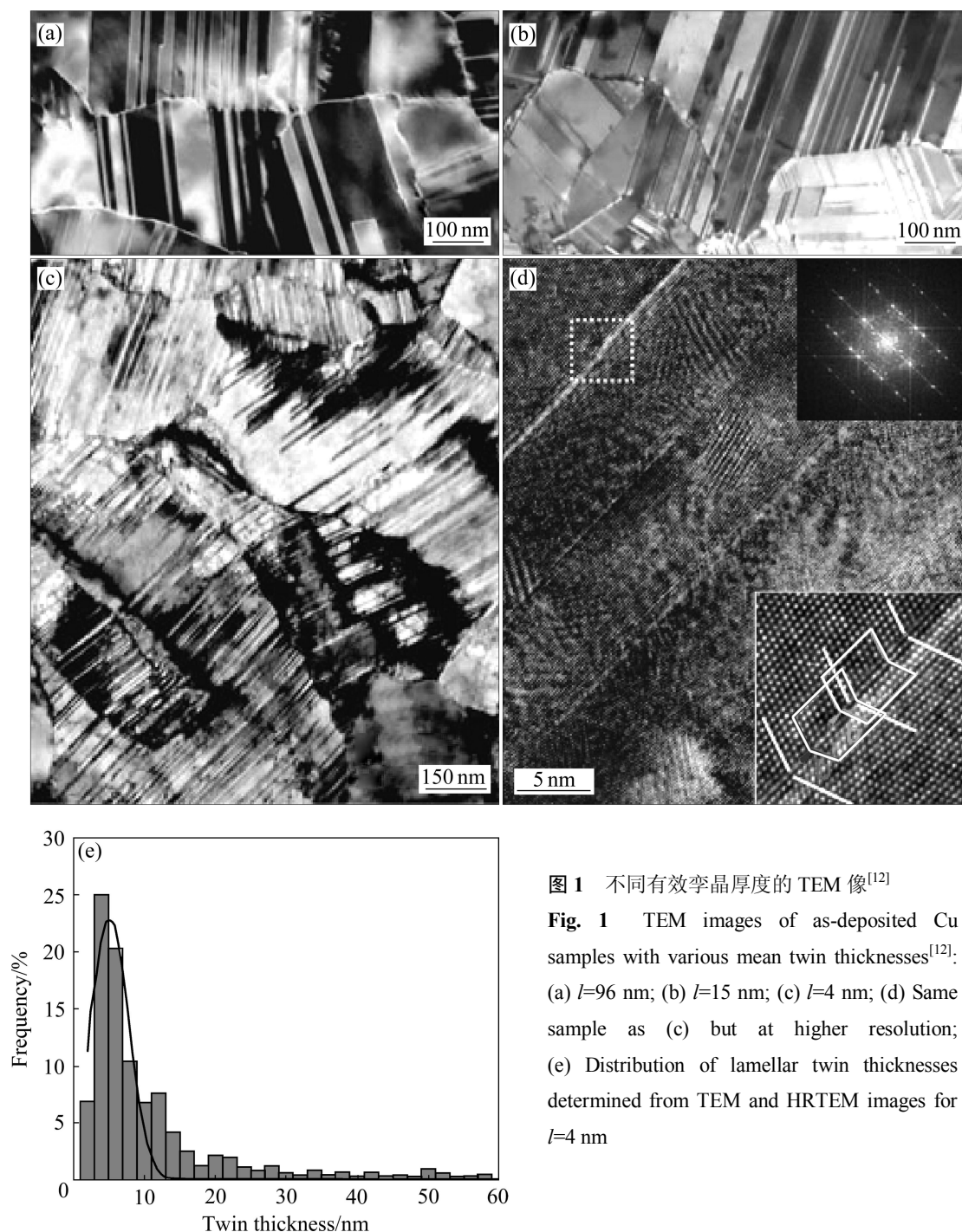


图1 不同有效孪晶厚度的 TEM 像^[12]

Fig. 1 TEM images of as-deposited Cu samples with various mean twin thicknesses^[12]. (a) $l=96$ nm; (b) $l=15$ nm; (c) $l=4$ nm; (d) Same sample as (c) but at higher resolution; (e) Distribution of lamellar twin thicknesses determined from TEM and HRTEM images for $l=4$ nm

须探索可以描述复合材料中结构-性能关系的新机制。

对于金属纳米复合材料, 一个典型的范例是高性能铜(银)合金中的高强高导机理问题。已有的研究表明^[18], 实验测得的强度值远高于按照混合定律计算出的强度值, 传统的强化机制(包括细晶强化、固溶强化、析出强化等)均无法解释这种高强现象; 另一方面, 复合材料的电导值却小于混合定律预言的电导值, 基体金属的尺度效应和电子在相界面处的非弹性散射成为

解释电输运性质的主要观点。近年来, 在这类纳米复合材料中的界面效应与尺度效应成为国际上的研究热点。

国际上关于 FCC/BCC 界面类型金属纳米复合材料的研究集中在 Cu/Nb 体系中^[18-23]。图 5 表明, 在含有 $N=85^4$ Nb 芯的 Cu/Nb 复合线材中, Nb 芯丝的直径已经达到 25~100 nm, 且在宏观尺度上分布均匀; Nb 芯丝的纳米化和 Cu/Nb 界面强化成为 Cu/Nb 复合线材抗拉强度超过 1 GPa 的主导因素, 这个值远远超过混

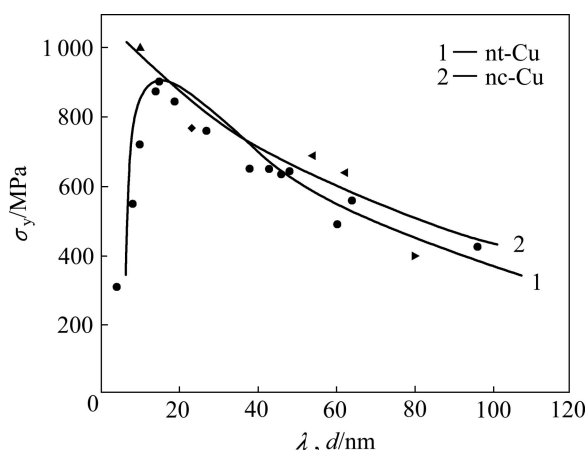


图2 不同有效孪晶厚度下纳米孪晶铜(nt-Cu)和不同晶粒尺寸下纳米晶铜(nc-Cu)屈服强度的比较^[12]

Fig. 2 Comparison of yield strength of nanotwinned Cu (nt-Cu) with different twin thicknesses and nanocrystalline Cu (nc-Cu) with different grain sizes^[12]

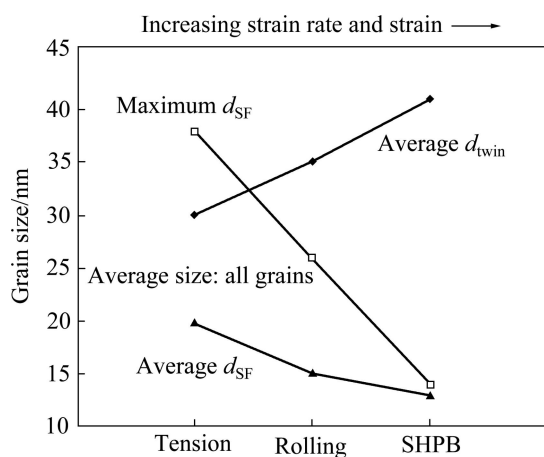


图3 晶粒尺寸时包含形变孪晶和堆垛层错(最大晶粒尺寸仅包含堆垛层错)^[17]

Fig. 3 Average sizes of grains containing deformation twins and stacking faults (maximum size of grains containing stacking faults)^[17]

合定律的预测值;在Cu/Nb复合线形变过程中,Cu/Nb界面成为阻碍Cu基体中位错运动的有效障碍。我们也发现了复合材料强度随Nb芯丝尺寸减小而迅速增加的规律^[24]。在这种金属复合材料强化机制的理论研究方面,人们提出了两种主要模型:位错强化模型^[25]和相界面障碍模型^[26-28]。前者认为,复合材料在外力作用下,FCC和BCC相产生不协调的塑性形变,因而在内部形成应变梯度,为保持材料连续性而在两相之间形成几何协调位错,这些位错成为复合材料高强度的原因。后者认为,位错越过相界面在基体中扩展需要克服一个临界应力,它与基体中的位错塞积以及

第二相中的位错运动和增殖相关。目前,金属复合材料的强化模型和物理机制仍处在发展之中,实验上仍然没有获得一个结论性的数据来鉴别以上两种强化模型。显而易见,无论在位错强化模型还是在相界面障碍模型中,两相界面始终起着关键作用。一个基本的考虑是界面结构问题,然而,关于界面晶格匹配类型对金属纳米复合材料的微观组织结构演变、强化机制、弹塑性转变过程和电导行为等影响的研究仍属空白。

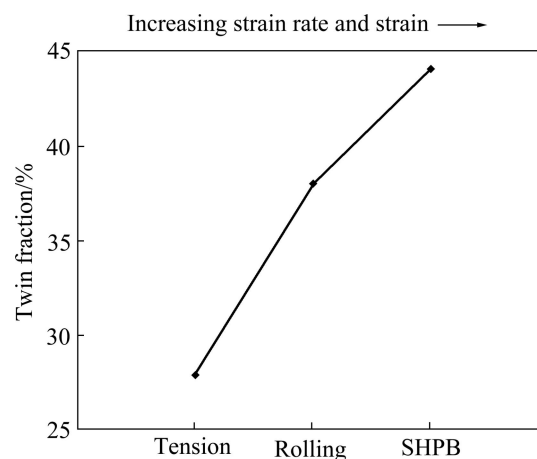


图4 纳米晶Ni中的孪晶随液氮下的拉伸、轧制和霍普金森实验等条件下的含量变化^[17]

Fig. 4 Twin fraction of twinned grains in NC Ni deformed at liquid nitrogen temperature under tension, rolling and split Hopkinson pressure bar^[17]

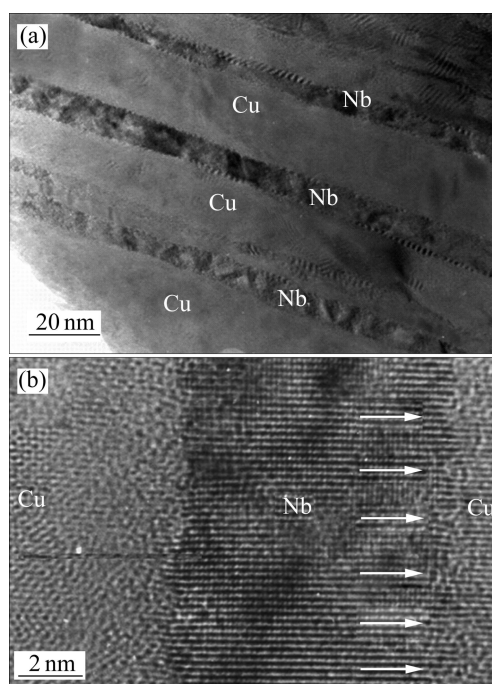


图5 Cu-Nb样品的纵向TEM明场像和HRTEM像^[18]

Fig. 5 Bright field(a) and HRTEM(b) images of longitudinal specimen showing Nb fibres surrounded by copper^[18]

原子尺度上的 Cu/X 界面结构是深入了解这类纳米复合材料结构—性能关系的基础问题。最近, 美国洛斯阿拉莫斯国家实验室以 Cu/Nb 多层复合材料为例, 采用原子模拟方法研究界面原子结构及其与复合材料形变机制的关系, 显示非相干 Cu-Nb 界面剪切强度的几个典型特征: 剪切强度明显低于完整晶体的理论预言值, 强的界面晶体学取向的依赖性, 在空间分布上的非均匀性, 对界面原子结构的依赖性^[29]。这样一种弱的界面是一个强的滑移位错陷阱, 剪切的界面将对滑移位错产生一种吸引力, 从而导致位错在界面处被吸收, 当滑移位错进入界面时位错芯结构很容易展开成一种极其复杂的形式。同时, 由于 Cu-Nb 界面处滑移系的晶体学非连续性, 因此, 位错很难穿越界面, 从而说明纳米复合材料的高强特性^[30]。进一步的理论研究也显示, 界面原子排在很大程度上决定着界面失配位错的分布以及 Cu 界面层的弹性畸变^[31](如图 6 所示)。在半相干 Cu-Ag 界面处, 错配位错心的结构显著影响着错配位错与滑移位错的相互作用, 错配位错心结构相当宽并具有高流动性, 因而减小了界面相干应力场的范围^[32]。尽管上述理论研究揭示了多层复合材料中 Cu-Nb 和 Cu-Ag 界面原子结构及其与位错相互作用的基本特征, 且对块体 Cu/Nb 纳米金属复合材料的力学性质、弹塑性转变、热稳定等性质研究具有很强的理论指导意义, 但是很多方面仍然需要实

验证据上的支持。

除了研究 Cu/Nb 体系中应变层片组织与力学性质之间的关系外, Cu/Nb 体系也是研究偏离平衡态的应变诱导界面互混和形变驱动界面非晶化的重要范例。对于 Cu/Nb 界面处的高度界面互混现象, 人们提出 3 种理论模型。第一种是纯的扩散机制, 但是退火处理引起的退互混和球化现象却不支持这一观点^[33-35]。第二种是缺陷辅助的扩散机制, 它预言了互混在界面处的对称性分布, 这却与实验观察不符^[36], 因此晶格位错在界面某一侧的热力学稳定化是可能的, 但却缺乏实验证据。第三种是位错拖曳和剪切带机制, 这是关于位错滑移过异质相界面的模型; 对于极塑变形过程, 从传统的晶内位错滑移到穿过相界的位错滑移会经过 3 个阶段: 在宏观尺度上, 经典的 Hall-Petch 界面力学是适用的; 随着芯丝尺寸的减小, 半位错源或界面位错源开始被激活, 因而塑性由层片组织中的 Orowan 扩展主导^[37-39]; 当芯丝尺寸减小到纳米尺度时, 滑移穿越将发生^[29-30, 39-41]。RAABE 等^[36]的实验结果支持晶格位错穿过近邻相界面的界面互混机制, 其示意图如图 7 所示。对于界面非晶化, 严重互混和高密度位错存在的区域极易发生非晶化现象, 在基体相或芯丝相中积累的形变能似乎不是界面非晶化的原因^[36], 这也与最近报道的界面结构理论计算结果相符^[37-38], 实验上也容易观察到一个非晶层的存在^[32]。可见, 纳米

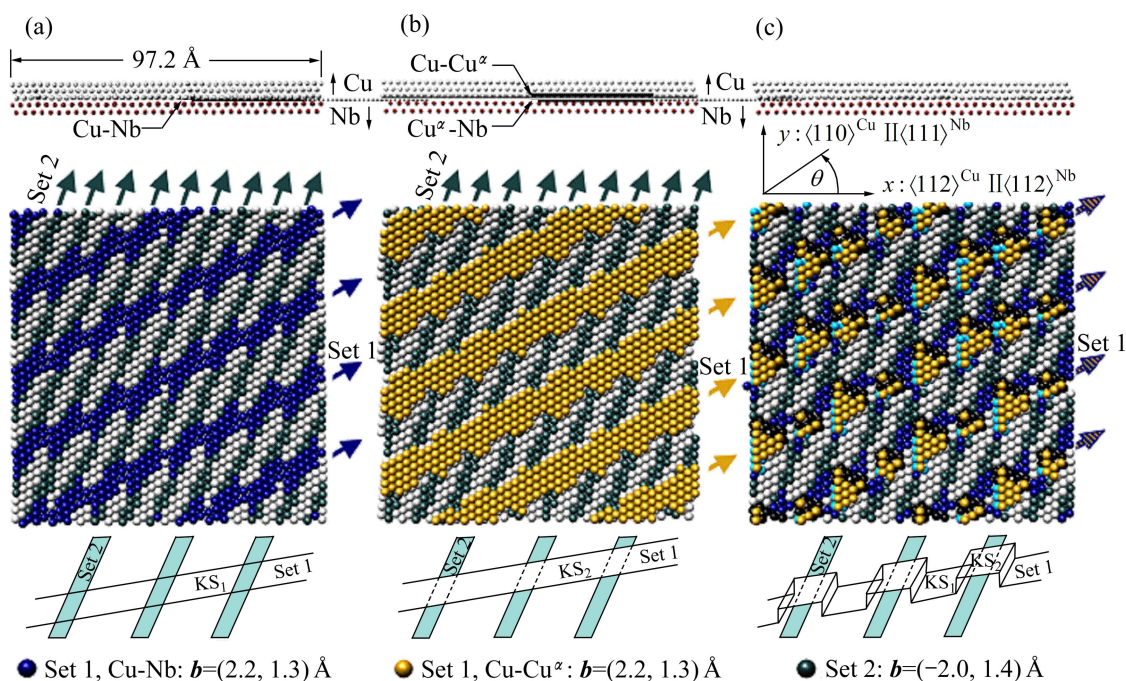


图 6 位于不同界面时错配位错^[31]

Fig. 6 Set 1 misfit dislocations lying in Cu-Nb plane in KS₁(a), Cu-Cu^α plane in KS₂(b) and weave between two planes in KS_{min}(c) (Set 2 misfit dislocations lie in Cu-Nb plane in all three interface configurations; b : Burgers vector)^[31]

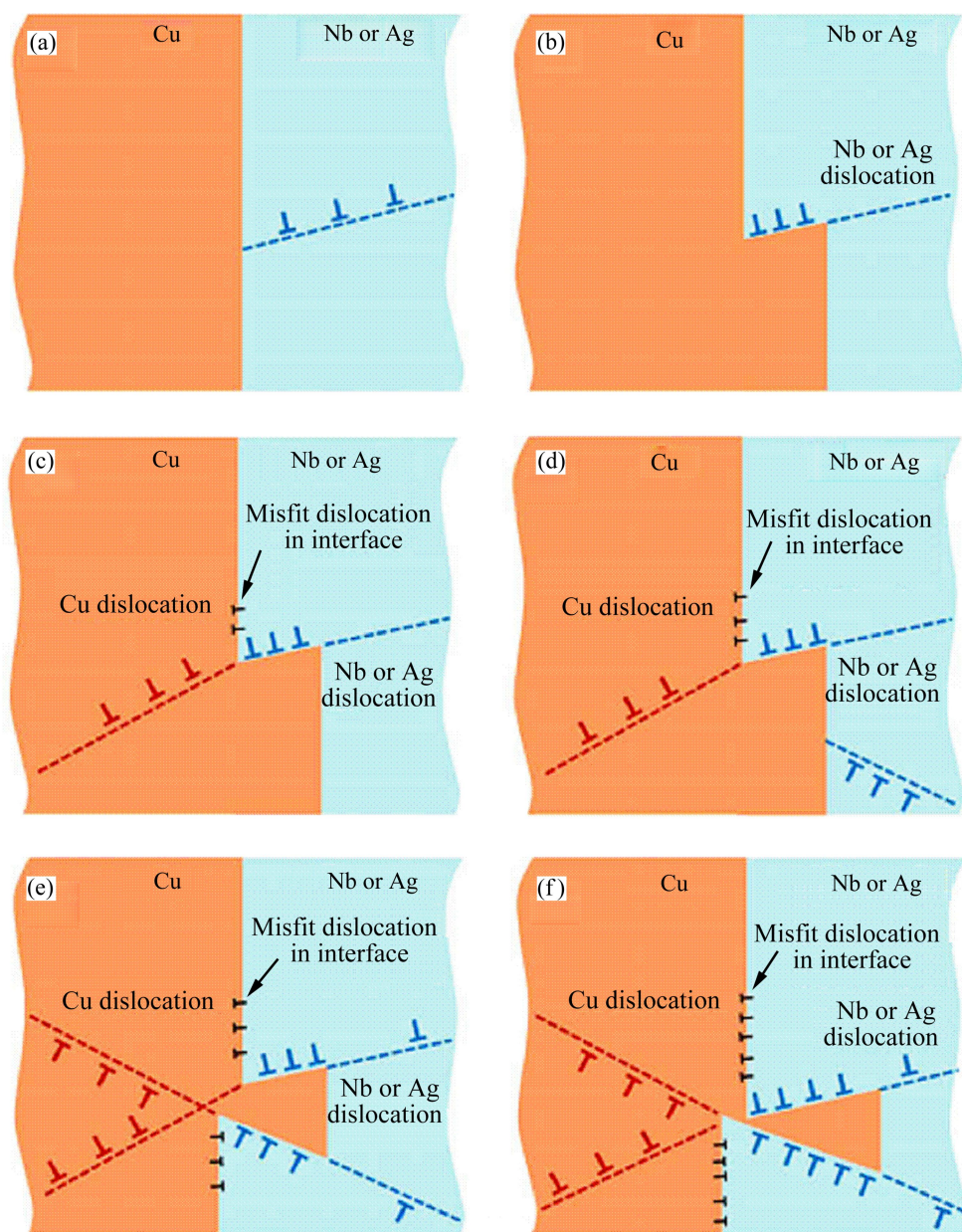


图 7 机械合金化过程中位错穿过机制模型示意图^[36]

Fig. 7 Schematic diagrams showing mechanical alloying explained by dislocation shuffle mechanism^[36]: (a), (b), (c) One slip systems; (d), (e), (f) Two slip systems

金属复合材料中的界面互混/非晶化现象和晶格位错与界面的相互作用密切相关, 系统研究不同界面类型对应变诱导互混和非晶化的影响是必要的。

对于金属纳米复合材料的弹塑性转变过程研究来讲, Cu/Nb 多芯复合材料也是一个很好的例子。随着 Nb 芯丝数量增加和复合材料真应变增加, Nb 芯丝尺寸可以达到纳米尺度范围, 其弹塑性转变过程类似一个准一维单晶, 而 Cu 基体却是一个典型的多尺度结构, 即 Cu 层厚度从最外层的几十微米减小到最内层的几十纳米, 且这个多尺度结构是可以预先设计并通

过集束拉拔过程严格可控的^[28,42]。由于 Cu 和 Nb 两相的空间尺度所限, 因此, 单一位错区的出现导致了屈服应力的增加, 而高密度 Cu-Nb 界面起到了钉扎位错的作用, 传统的弹塑性转变判据已不适用。对于纳米复合材料的宏观弹塑性转变需要确立新的理论判据^[43], 同时深入认识弹塑性转变机制对于这类复合材料的工程应用也至关重要。

对于 FCC/FCC 界面晶格匹配方式来讲, Cu/Ag 二元体系很具有代表性^[44-46]。在这个体系中, 由于 Cu-Ag 之间存在有限的固溶度, 因此可以从芯丝的

Hall-Petch 型应变强化和经典时效强化两方面研究复合材料的强化机制。已有的研究绝大多数是从铸态组织开始进行大变形量塑性加工的,因而随着变形量的增加,富 Ag 相会逐渐纤维化,相干或半相干的 Cu-Ag 界面反而不会大幅增加电子的非弹性散射电阻。为了进一步探索流变应力与电导关联的动力学路径, RAABE 等^[47-48]研究 Cu-X-Ag 三元体系的力学性质和电磁性质对微结构的依赖性,如在具有极高界面密度的复合材料中发生的 Cu 层应变硬化加速现象,它与位错增值、滑移、位错胞形成和位错塞积有直接关系,提出了二次界面位错阵列产生、晶格位错穿过薄层芯丝的机制。然而,由于传统工艺中铸锭起始晶粒度差异较大并且难以精确控制,晶粒形貌及分布状况均影响后续冷变形中晶粒形貌演变,特别是时效析出相在大变形过程中纤维化的不连续性和尺寸不可控减弱了相界强化效应,造成关于界面强化和芯丝强化效应机制理解上的困难,因此,研究可控界面层三元 Cu-X-Ag 复合材料中的界面和尺度效应尤为必要。

在金属复合材料的输运性质中,电导是一个敏感于组元尺度和组元界面的物理量。一般认为,Cu/X(Ag/X)复合材料的电阻率 $\rho_{\text{Cu-X}}(\rho_{\text{Ag-X}})$ 由声子散射引起的电阻率 ρ_s 、位错散射引起的电阻率 ρ_d 、界面散射的电阻率 ρ_j 、杂质散射的电阻率 ρ_i 和析出物应力场引起的电阻率 ρ_p 组成^[49-50]。在集束拉拔技术中杂质的影响可以降低到最小,而析出物应力场引起的 ρ_p 可以得到有效控制。因此,在 Cu/X(Ag/X)微观复合材料中, ρ_j 和 ρ_d 将是复合材料电阻的主要来源。随着芯丝间距的逐渐减小,与传导电子的平均自由程 $\lambda_{77\text{K}}$ 可比的 Cu(Ag)层厚度 $d_{\text{Cu-i}}(d_{\text{Ag-i}})$ 减小(从微米到纳米尺度变化)而引起的受限效应以及位错密度的增加而引起的 ρ_j 和 ρ_d 的变化是 Cu/X(Ag/X)复合材料电导行为研究的重点。显然,偏离混合定律预言的电导也是由于金属复合材料中的界面与尺度效应所引起。大多数研究者的工作集中于界面与尺度效应对强韧化机制的影响,定量研究电导特性及其纳米效应的报道依然较少^[51-53]。另外,通过测量 Nb 芯丝的超导特性研究这类纳米金属复合材料中的界面和尺度效应也显示出它的优越性^[54]。

3 结论

1) 获得基体金属和第二组元金属的尺寸均可精确控制的纳米复合材料,实现这种金属纳米复合材料的宏观尺度制造。

2) 研究组元金属的协同形变过程、基体和芯丝尺度纳米化、织构形成过程、两相界面结构演化、基体中和界面处的位错形成与运动规律、形变诱导的孪晶化、与界面和尺度效应关联的强韧化机制及其与多尺度结构特征的关系等。

3) 探索经典的 Hall-Petch 关系和混合定律的适用性和局限性,揭示金属纳米复合材料中的微观结构、力学和物理性质的变化规律,为金属纳米复合材料的设计和应用提供理论依据。

REFERENCES

- [1] TRELEWICZ J R, SCHUH C A. The Hall-Petch breakdown in nanocrystalline metals: A crossover to glass-like deformation[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 5948-5958.
- [2] SCHIOTZ J, JACOBSEN K W. A maximum in the strength of nanocrystalline copper[J]. *Science*, 2003, 301: 1357-1359.
- [3] YAMAKOV V, WOLF D, PHILLIPS S R, MUKHERJEE A K, GLEITER H. Deformation mechanism crossover and mechanical behaviour in nanocrystalline materials[J]. *Philos Mag Lett*, 2003, 83(6): 385-393.
- [4] MISHRA A, KAD B K, GREGORI F, MEYERS M A. Microstructural evolution in copper subjected to severe plastic deformation: Experiments and analysis[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 13-28.
- [5] SEGAL V M. Materials processing by simple shear[J]. *Mater Sci Eng*, 1995, 197(2): 157-164.
- [6] VALIEV R Z, KRASILNIKOV N A, TSENEV N K. Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1991, 137: 35-40.
- [7] VISWANATHAN V, LAHA T, BALANI K, AGARWAL A, SEAL S. Challenges and advances in nanocomposite processing techniques[J]. *Materials Science and Engineering R*, 2006, 54: 121-285.
- [8] SAITO A Y, UTSUNOMIYA H, TSUJIA N, SAKAI T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process[J]. *Acta Mater*, 1999, 47: 579-583.
- [9] OHSAKI S, KATO S, TSUJI N, OHKUBO T, HONO K. Bulk mechanical alloying of Cu-Ag and Cu/Zr two-phase microstructures by accumulative roll-bonding process[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 2885-2895.
- [10] LU L, SUI M L, LU K. Superplastic extensibility of nanocrystalline copper at room temperature[J]. *Science*, 2000, 287: 1463-1466.
- [11] LU Lei, SHEN Yong-feng, CHEN Xian-hua, QIAN Li-hua, LU Ke. Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper[J]. *Science*, 2004, 304: 422-426.
- [12] LU L, CHEN X, HUANG X, LU K. Revealing the maximum

- strength in nanotwinned copper[J]. *Science*, 2009, 323: 607–610.
- [13] LU K, LU L, SURESH S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale[J]. *Science*, 2009, 324: 349–352.
- [14] LI Hong-qi, CHOO H, REN Yang, SALEH T A, LIENERT U, LIAW P K, EBRAHIMI F. Strain-dependent deformation behavior in nanocrystalline metals[J]. *Phys Rev Lett*, 2008, 101: 015502–015505.
- [15] AZUSHIMA A, KOPP R, KORHONEN A, YANG D Y, MICARI F, LAHOTI G D, GROCHE P, YANAGIMOTO J, TSUJII N, ROSOCHOWSKI A, YANAGIDA A. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals[J]. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2008, 57(2): 716–735.
- [16] WU X L, ZHU Y T. Inverse grain-size effect on twinning in nanocrystalline Ni[J]. *Phys Rev Lett*, 2008, 101: 025503–025506.
- [17] WU X L, LIAO X Z, SRINIVASAN S G, ZHOU F, LAVERNA E J, VALIEV R Z, ZHU Y T. New deformation twinning mechanism generates zero macroscopic strain in nanocrystalline metals[J]. *Phys Rev Lett*, 2008, 100: 095701–095704.
- [18] SPENCER K, LECOUTURIER F, THILLY L, EMBURY J. Established and emerging materials for use as high-field magnet conductors[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(5): 290–297.
- [19] VIDAL V, THILLY L, LECOUTURIER F, RENAULT P O. Effects of size and geometry on the plasticity of high-strength copper/tantalum nanofilamentary conductors obtained by severe plastic deformation[J]. *Acta Mater*, 2006, 54: 1063–1075.
- [20] THILLY L, RENAULT P O, VIDAL V, LECOUTURIER F, van PETEGEM S, STUHR U, van SWYGENHOVEN H. Plasticity of multiscale nanofilamentary Cu/Nb composite wires during in situ neutron diffraction: Codeformation and size effect[J]. *Appl Phys Lett*, 2006, 88: 2202720–2202722.
- [21] PANTSIRNY V I, SHIKOV A K, VOROBIEVA V E, KHLEBOVA N E, KOZLENKOVA N I, DROBISHEV V A, POTAPENKO I I, BELIAKOV N A, POLIKARPOVA M V. High strength, high conductivity microcomposite Cu-Nb wires with cross sections in the range of 0.01–100 mm²[J]. *IEEE Trans Appl Superconduct*, 2008, 18(2): 616–619.
- [22] STAMOPOULOS D, PISSAS M, SANDIM M J R, SANDIM H R Z. Proximity induced superconductivity in bulk Cu-Nb composites: The influence of interface's structural quality[J]. *Physica C*, 2006, 442: 45–54.
- [23] CUI B Z, XIN Y, HAN K. Structure and transport properties of nanolaminate Cu-Nb composite foils by a simple fabrication route[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56: 879–882.
- [24] LIANG Ming, LU Ya-feng, CHEN Zi-li, LI Cheng-shan, YAN Guo, LI Chun-guang, ZHANG Ping-xiang. Characteristics of high strength and high conductivity Cu-Nb micro-composites[J]. *IEEE Trans Appl Superconduct*, 2010, 20(3): 1619–1621.
- [25] FUNKENBUSCH P, COURTNEY T. On the strength of heavily cold worked in situ composites[J]. *Acta Metall*, 1985, 33: 913–922.
- [26] VERHOEVENA J D, CHUMBLEY L S, LAABSA F C, SPITZIG W A. Measurement of filament spacing in deformation processed Cu-Nb alloys[J]. *Acta Metall*, 1991, 39: 2825–2834.
- [27] SPITZIG W A. Strengthening in heavily deformation processed Cu-20%Nb[J]. *Acta Metall*, 1991, 39: 1085–1090.
- [28] SPITZIG W A, PELTON A R, LAABS F C. Characterization of the strength and microstructure of heavily cold worked Cu-Nb composites[J]. *Acta Metall*, 1987, 35: 2427–2442.
- [29] WANG J, HOAGLAND R G, HIRTH J P, MISRA A. Atomistic modeling of the interaction of glide dislocations with “weak” interfaces[J]. *Acta Mater*, 2008, 56: 5658–5693.
- [30] WANG J, HOAGLAND R G, HIRTH J P, MISRA A. Atomistic simulations of the shear strength and sliding mechanisms of copper-niobium interfaces[J]. *Acta Mater*, 2008, 56: 3109–3119.
- [31] DEMKOWICZ M J, HOAGLAND R G, HIRTH J P. Interface structure and radiation damage resistance in Cu-Nb multilayer nanocomposites[J]. *Phys Rev Lett*, 2008, 100: 136102–136105.
- [32] HOAGLAND R G, MITCHELL T E, HIRTH J P, KUNG H. On the strengthening effects of interfaces in multilayer fcc metallic composites[J]. *Philos Mag A*, 2002, 82: 643–664.
- [33] OHSAKI S, YAMAZAKI K, HONO K. Alloying of immiscible phases in wire-drawn Cu-Ag filamentary composites[J]. *Scripta Mater*, 2003, 48: 1569–1574.
- [34] SANDIM H R Z, SANDIM M J R, BERNARDI H H, LINS J F C, RAABE D. Annealing effects on the microstructure and texture of a multifilamentary Cu-Nb composite wire[J]. *Scripta Mater*, 2004, 51: 1099–1104.
- [35] SANDIM M J R, dos SANTOS C A M, SANDIM H R Z, GHIVELDER L. Influence of the filament morphology on the magnetic properties of a Cu-Nb composite[J]. *Physica C*, 2004, 408/410: 207–208.
- [36] RAABE D, OHSAKI S, HONO K. Mechanical alloying and amorphization in Cu-Nb-Ag in situ composite wires studied by transmission electron microscopy and atom probe tomography[J]. *Acta Mater*, 2009, 57(17): 5254–5263.
- [37] GIL SEVILLANO J. Substructure and strengthening of heavily deformed single and two-phase metallic materials[J]. *J Phys III*, 1991, 1: 967–988.
- [38] MISRA A, HIRTH J P, HOAGLAND R G. Length-scale-dependent deformation mechanisms in incoherent metallic multilayered composites[J]. *Acta Mater*, 2005, 53: 4817–4824.
- [39] EMBURY J D, HIRTH J P. On dislocation storage and the mechanical response of fine scale microstructures[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(6): 2051–2056.
- [40] EMBURY J D, SINCLAIR C W. The mechanical properties of fine-scale two-phase materials[J]. *Material Science and Engineering A*, 2001, 319/321: 37–45.
- [41] EMBURY J. Micromechanical descriptions of heavily deformed

- materials[J]. Scripta Metall Mater, 1992, 27: 981–986.
- [42] VIDAL V, THILLY L, van PETEGEM S, STUHR U, LECOUTURIER F, RENAULT P O, Van SWYGENHOVEN H. Plasticity of nanostructured Cu-Nb-based wires: Strengthening mechanisms revealed by in situ deformation under neutrons[J]. Scripta Materialia, 2009, 60: 171–174.
- [43] LUDOVIC T, STEVEN VAN P, PIERRE-OLIVIER R, FLORENCE L, VANESSA V, BERND S, HELENA VAN S. A new criterion for elasto-plastic transition in nanomaterials: Application to size and composite effects on Cu-Nb nanocomposite wires[J]. Acta Materialia, 2009, 57: 3157–3169.
- [44] YAO D W, MENG L. Effects of solute, temperature and strain on the electrical resistivity of Cu-Ag filamentary composites[J]. Physica B, 2008, 403: 3384–3388.
- [45] LIU J B, MENG L, ZENG Y W. Microstructure evolution and properties of Cu-Ag microcomposites with different Ag content[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 435/436: 237–244.
- [46] TIAN Y Z, ZHANG Z F. Microstructures and tensile deformation behavior of Cu–16wt.%Ag binary alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 508: 209–213.
- [47] RAABE D, MATTISSEN D. Microstructure and mechanical properties of a cast and wire-drawn ternary Cu-Ag-Nb in situ composite[J]. Acta Mater, 1998, 46: 5937–5984.
- [48] RAABE D, MIYAKE K, TAKAHARA H. Processing, microstructure and properties of ternary high-strength Cu-Cr-Ag in situ composites[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 291: 186–197.
- [49] HONG S I, HILL M A. Mechanical and electrical properties of heavily drawn Cu-Nb microcomposites with various Nb contents[J]. J Mater Sci, 2002, 37: 1237–1245.
- [50] HONG S I, HILL M A. Microstructure and conductivity of Cu-Nb microcomposites fabricated by the bundling and drawing process[J]. Scripta Materialia, 2001, 44: 2509–2515.
- [51] RAABE D, HANGEN U. Correlation of microstructure and type II superconductivity of a heavily cold rolled Cu-20mass% Nb in situ composite[J]. Acta Mater, 1995, 44: 953–961.
- [52] RAABE D, MATTISSEN D. Experimental investigation and Ginzburg-Landau modeling of the microstructure dependence of superconductivity in Cu-Ag-Nb wires[J]. Acta Mater, 1999, 47: 769–777.
- [53] MATTISSEN D, RAABE D, HERINGHAUS F. Experimental investigation and modeling of the influence of microstructure on the resistive conductivity of a Cu-Ag-Nb in situ composite[J]. Acta Mater, 1999, 47: 1627–1634.
- [54] SANDIM M J R, STAMOPOULOS D, SANDIM H R Z, GHIVELDER L, THILLY L, VIDAL V, LECOUTURIER F, RAABE D. Size effects on the magnetic properties of Cu-Nb nanofilamentary wires processed by severe plastic deformation[J]. Supercond Sci Technol, 2006, 19: 1233–1239.

(编辑 李艳红)