

纳米多层金属复合材料研究进展

丁朝刚^{1,2}, 徐 杰^{1,2}, 单德彬^{1,2}, 郭 斌^{1,2}

(1. 哈尔滨工业大学 微系统与微结构制造教育部重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150080)

(2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 向金属中加入纤维、颗粒、晶须等增强体是提高金属复合材料力学性能的重要途径。而现代工业的不断发展对材料的多功能性提出了更高的要求。为改善材料的综合性能, 保证其在高温、辐照等极端条件下的使用, 研究人员设计了由纳米级交替层组成的材料体系——纳米多层金属复合材料。由于其具有极高的界面密度, 可以有效地阻碍位错移动从而强化材料, 同时促进了辐照缺陷的吸收, 有效减轻金属的辐照损伤, 在快堆、聚变堆等先进核反应堆中具有重要的应用前景。近年来, 纳米多层金属复合材料在国内外得到了广泛而深入的研究, 在制备技术、结构表征和综合性能等研究方面取得了长足的进步。以 Cu/Nb 纳米多层复合材料为例, 综述了其制备技术、变形行为及热稳定性、抗辐照性、导电性等综合性能的研究进展, 并探讨了纳米多层金属复合材料的发展趋势及应用前景。

关键词: 纳米多层金属复合材料; 沉积复合技术; 累积叠轧技术; Cu/Nb 纳米多层复合材料; 变形行为; 抗辐照损伤; 导电性

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2022)10-0808-11

引用格式: 丁朝刚, 徐杰, 单德彬, 等. 纳米多层金属复合材料研究进展[J]. 中国材料进展, 2022, 41(10): 808-818.

DING C G, XU J, SHAN D B, *et al.* Research Progress on Metallic Nanolamellar Composites[J]. Materials China, 2022, 41(10): 808-818.

Research Progress on Metallic Nanolamellar Composites

DING Chaogang^{1,2}, XU Jie^{1,2}, SHAN Debin^{1,2}, GUO Bin^{1,2}

(1. Key Laboratory of Micro-Systems and Micro-Microstructures Manufacturing of Ministry of Education, Harbin Institute of Technology, Harbin 150080, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The introduction of reinforcements such as fibers, particles, and whiskers was revealed as an effective method for enhancing the mechanical properties of metal matrix composites. With the rapid development of the modern industry and science technology, higher requirements for multifunctional materials have been put forward. With aim to supply future demand from energy and national defense fields, a novel material system consisting of alternating nanoscale layers was designed and prepared, named metallic nanolamellar composites. Metallic nanolamellar composites has been a promising strategy to improve the comprehensive properties of materials, which can ensure its service life under extreme conditions such as high temperature and irradiation. Compared with traditional metal composites, metallic nanolamellar composites have very high interface density, which can effectively prevent dislocation movement and strengthen the material. In addition, the heterogeneous interface promotes the absorption and annihilation of irradiated defects, which effectively reduces the irradiation damage. Therefore, metallic nanolamellar composites are expected to become a new generation of super radiation resistant materials, and have important application prospects in advanced nuclear reactors such as fast reactor and fusion reactor. In recent years, metallic nanolamellar composites have been extensively and deeply researched, and significant progress has been made in their preparation technology, structural characterization and comprehensive performance research. Taking Cu/Nb

nanolamellar composites as an example, recent research progress on preparation technology, deformation behavior, thermal stability, radiation resistance, as well as electrical conductivity of nanolaminate composites are reviewed. The development trend and application prospect of metallic nanolamellar composites are briefly discussed.

Key words: metallic nanolamellar composites; deposition method; accumulative roll bonding; Cu/Nb nanolamellar composites; deformation behavior; radiation damage resistance; electrical conductivity

收稿日期: 2021-05-11 修回日期: 2021-06-04

基金项目: 国家自然科学基金重点项目(51635005); 中央高校基本科研业务经费资助项目(ZDXMPY20180104); 高等学校学科创新引智计划资助项目(B18017)

第一作者: 丁朝刚, 男, 1990 年生, 博士研究生

通讯作者: 徐 杰, 男, 1980 年生, 教授, 博士生导师,

Email: xjihit@hit.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202104041

1 前言

金属材料具有良好的力学性能及优异的导热导电等性能,被广泛应用于人类社会的各个领域。为了进一步提高其适用性,人们在金属材料基体中引入纤维、颗粒、晶须等增强体,并采取组分调节及结构设计等策略,获得了具有高强度、高韧性、耐高温、耐磨损等优异综合性能的金属基复合材料^[1-3],在航空航天、能源电力、交通运输等重大工程领域取得了广泛的应用。然而,随着科学技术的发展,对材料性能,特别是对金属材料的强韧性及极端使用环境下的寿命等方面提出了更高的要求,材料具有优异的单一性能已经不能满足使用需求。因此,如何制备兼具高强度、高热稳定性及极端环境下特定功能特性等综合性能的材料是一项亟待解决的科学问题^[4, 5]。

近年来,通过界面结构调控提升复合材料综合性能成为新的研究热点^[6]。纳米多层金属复合材料是通过界面结构调控材料性能的典型代表,其是通过一定的复合技术将两种或两种以上不同金属材料以纳米级层厚度交替排布,并在界面形成牢固冶金结合的多层复合材料^[7, 8]。金属层状复合材料能够综合各组元的优势性能,其独特的层状结构及高密度两相界面结构显著影响了纳米多层金属复合材料的力学性能和物理性能^[9]。近年来,国内外材料科学家对纳米多层金属复合材料进行了广泛的研究,发现通过调控纳米多层金属复合材料的成分与层厚,可以提高其力学性能、热稳定性、耐辐照及导电性等综合性能。例如,Zhang 等^[10]在多种纳米多层金属复合材料的单轴拉伸实验中发现,材料屈服强度随单层厚度的减小而增加,并且断裂行为存在明显的尺寸依赖性。Zheng 等^[11]研究发现,Cu/Nb 纳米多层复合材料在 500 °C 下进行 1 h 退火处理,其层状结构基本不发生变化,即使温度升高至 1000 °C,其抗拉强度依然保持在 450 MPa 以上,证实该材料具有较高的热稳定性。Han 等^[12]对 Cu/Nb 纳米多层复合材料的辐照研究表明,辐射诱导产生的空位等缺陷可以被界面吸收、湮灭,从而有效降低了辐照损伤,表明其具有优异的抗辐照性能。Zeng 等^[13]发现 Cu/Ag 纳米多层复合材料的抗拉强度为 938.1 MPa,且具有比铜更高的电导率,为高强高导材料的研制提供了新思路。因此,探究界面对纳米多层金属复合材料综合性能的影响机制,对充分发挥界面调控的优势进而发掘材料性能潜力具有重要意义。

本文首先回顾了纳米多层金属复合材料的主要制备方法,着重探讨了沉积复合法和轧制复合法制备纳米多层金属复合材料的工艺过程及特点;以 Cu/Nb 纳米多层

复合材料为例,介绍了制备工艺对材料界面结构的影响规律,对 Cu/Nb 纳米多层复合材料的综合力学性能、热稳定性及功能特性(抗辐照性能、导电性能)等研究进展进行综述和分析;最后对纳米多层金属复合材料的发展趋势进行了展望。

2 纳米多层金属复合材料的制备工艺

构建纳米多层金属复合材料的主导思想大致分为两类:一类是“自下而上”的方法,即利用材料本身物化特性,使材料中不同原子在电场或磁场的作用下交替沉积在基体上,以此组装构建成含有纳米多层结构的薄膜材料^[14, 15];另一类是“自上而下”的方法,即直接将大尺度板材叠合,通过多次轧制制备含有纳米多层结构的块体材料。本文将主要介绍纳米多层金属复合材料两种典型的制备工艺:“自下而上”的沉积复合法和“自上而下”的轧制复合法。

2.1 沉积复合法

纳米多层金属复合材料的沉积制备工艺主要包括物理气相沉积、化学气相沉积、电沉积等。物理气相沉积技术制备纳米多层金属复合材料的主要流程是:在真空环境下将固体靶材由固态转变为气态,以原子或分子形式蒸发,然后输运到衬底表面,交替沉积在衬底表面形成多层薄膜。物理气相沉积方法主要有磁控溅射沉积技术、真空电弧沉积技术、真空蒸镀技术、脉冲激光沉积技术等^[14-17]。由于该工艺是在原子尺度制备纳米多层复合材料,因此具有膜厚精确可控、工艺可重复性强、容易获得较大面积厚度均匀的薄膜的优点。例如,Xu 等^[15]利用磁控溅射技术设计和研制了 Al/MoO₃ 纳米多层复合材料,通过交替调节 Al 和 MoO₃ 的溅射时间,精确控制了组分的层厚,最终制备出多种层厚体系的 Al/MoO₃ 纳米多层复合材料(图 1a 和 1f)。Kravchenko 等^[16]利用真空电弧沉积法合成了一系列具有不同调制周期的 (Al₅₀Ti₅₀)N/ZrN 纳米多层复合材料(图 1b),进而研究了调制周期对材料微观结构的演变和力学性能的影响。此外,随着物理气相沉积技术的成熟,多种纳米多层复合材料,如 Cu/Ta、Cu/Nb 等(图 1g~1i)被成功制备^[18-20]。化学气相沉积技术是一种利用含有所需元素的气相反应物在衬底表面进行化学反应生成薄膜的制备方法,这种原子沉积方法可以制备原子或纳米尺度结构可控的高纯度材料(图 1c)^[21],可以实现单层、多层、复合、纳米结构和功能梯度涂料的制备^[17]。化学气相沉积方法主要包括等离子体辅助化学气相沉积、低压辅助化学气相沉积、金属有机化学气相沉积和光辅助化学气相沉积等^[22-24]。基于等离子体辅助化学气相沉积技术,Stoiber 等^[22]通过

改变气体流速沉积了具有不同层数的 TiN/TiBN 的纳米多层涂层。Bjormander 等^[25]利用化学气相沉积技术,成功在 WC-Co 刀具上制备出总层数超过 40 层的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 纳米多层复合材料。Chen 等^[26]通过化学气相沉积技术成功制备了高质量 $\text{MoS}_2/\text{MoSe}_2$ 纳米层状结构,表明化学气相沉积技术为制备异质结薄膜开辟了一条独特的途径(图 1d)^[26]。电沉积技术是通过外加电场将电解液中所需金属离子沉积在基体表面的一种方法(图 1e)^[9]。电沉积方法制备纳米多层金属复合材料主要包括单槽法、双

槽法等,具有制备方法简单、对设备要求低等优点,被广泛应用于多层金属复合材料的制备。例如, Rafaja 等^[27]通过合理控制沉积参数,成功利用单槽法研制出多个层厚体系的 Co/Cu 纳米多层复合材料。然而,由于单槽法不可避免地会引起元素共沉积,采用不同的电解质溶液并放置在不同的槽中的双槽法被广泛地应用于多层复合材料的制备,例如 Cu/Ni^[28]、Ni/Sn^[29]、Co/Pt^[30]等。此外, Esmaili 等^[31]利用双槽法成功制备出最小层厚为 20 nm 且层状结构连续的 NiFe/Cu 纳米多层复合材料。

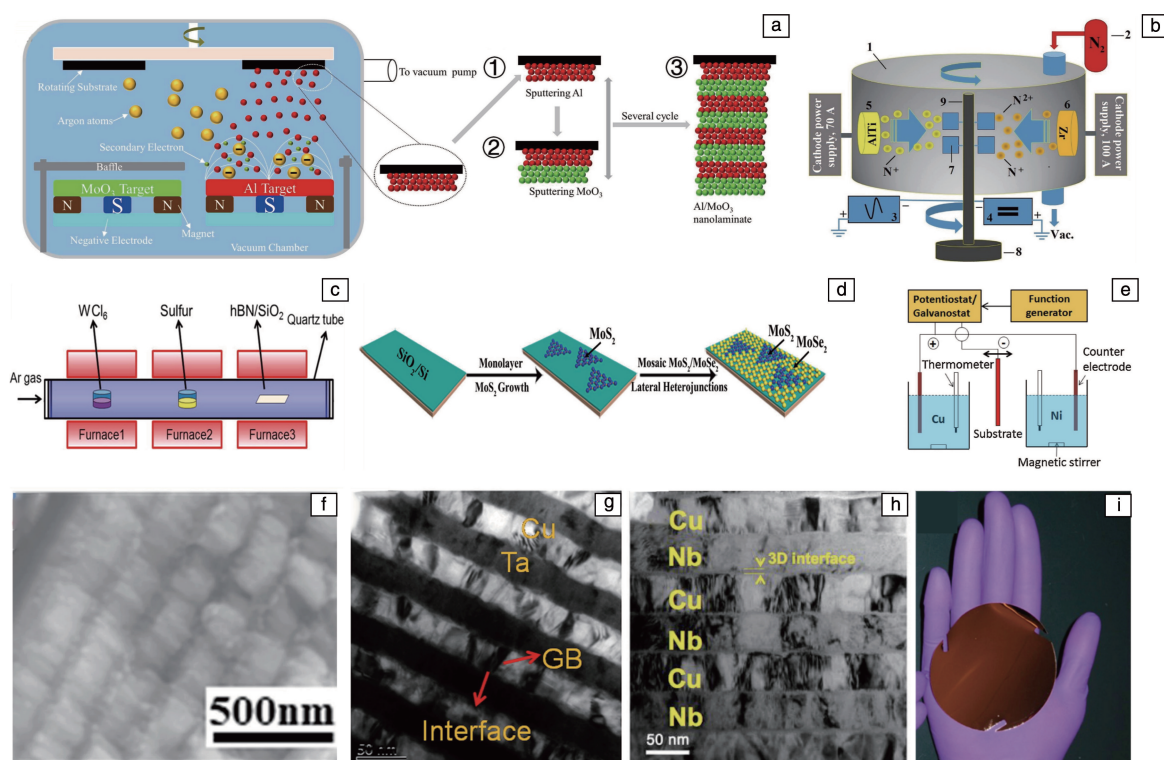


图 1 纳米多层复合材料的沉积工艺: (a) 磁控溅射沉积技术^[15]; (b) 真空电弧沉积技术^[16]; 化学气相沉积技术(c)及制备 $\text{MoS}_2/\text{MoSe}_2$ 纳米层状复合材料(d)工艺流程^[21, 26]; (e) 双槽法电沉积技术^[9]; (f~i) 采用沉积技术制备的纳米多层复合材料: Al/MoO_3 纳米多层膜(f)^[15]; Cu/Ta 纳米多层膜(g)^[18]; Cu/Nb 纳米多层膜及宏观照片(h, i)^[19, 20]

Fig. 1 Schematic illustrations of the deposition processes for nanolamellar composites: (a) magnetron sputtering system for depositing multilayer thin films^[15]; (b) vacuum-arc deposition^[16]; chemical vapor deposition (c) and two-step chemical vapor deposition technique for the preparation of $\text{MoS}_2/\text{MoSe}_2$ (d)^[21, 26]; (e) dual-bath electrodeposition^[9]; (f~i) nanolamellar composites prepared by deposition process: Al/MoO_3 nanolaminate film (f)^[15]; Cu/Ta nanolaminate film (g)^[18]; microstructure and macro-morphology of Cu/Nb nanolaminate film (h, i)^[19, 20]

2.2 轧制复合法

轧制复合法是借助轧机的强大压力对两层或多层金属板材进行轧制,产生较大塑性变形使表面金属层破裂并相互接触,形成原子间金属键而产生冶金结合,最终使组元之间的层界面紧密结合的一种加工工艺。累积叠轧技术(accumulative roll bonding, ARB)是轧制复合法的一种,主要工序包括表面处理、叠合、轧制复合、裁剪、退火处

理等,并重复以上工序(如图 2a 所示),直至材料层厚尺寸满足所需的要求^[32, 33]。该工艺最初主要被用来通过不断积累塑性变形量制备超细晶板材,随后被广泛用于制备纳米多层金属复合板材,如 Cu/Nb ^[7, 8, 34]、 Cu/Ag ^[13]、 Cu/V ^[35]、 Cu/Zr ^[36]、 Cu/Ta ^[37]、 Ti/Nb ^[38]等。例如, Shahabi 等^[39]通过 ARB 技术生产了 Cu/Nb 层状复合材料,发现当真应变超过 2 时, Nb 层出现颈缩和断裂;当真应

变达到 8.5 时, 层状结构厚度不均匀, 呈现从纳米级到微米级尺度的层厚分布。Carpenter 等^[34]利用 ARB 技术结合中间退火处理, 成功制备出单层厚度跨度为 $600\ \mu\text{m} \sim 10\ \text{nm}$ 的 Cu/Nb 多层复合材料, 其中退火工艺平衡了 Cu 层和 Nb 层之间加工硬化差异导致的强度差, 确保了 Cu/Nb 纳米多层复合材料的层状结构连续。Mao 等^[40]对包套后的 Cu/Nb 板材进行 3 道次累积叠轧, 其中道次间下压量为 90%, 最终制备出最小层厚为 $300\ \text{nm}$ 的 Cu/Nb 多层复合材料。Xu 等^[8, 41]对等厚 ($1\ \text{mm}$) 的 Cu 板和 Nb 板采取 Cu-Nb-Cu 方式进行叠合, 利用 ARB 技术制备出具有纳米级层厚的块体 Cu/Nb 复合材料(图 2b), 且内部 Cu/Nb 层

厚比约为 2:1(图 2c), 降低了稀有金属 Nb 的用量, 研究还表明该复合材料兼具高强度和优异的导电性。

针对层状结构在累积叠轧过程中出现失稳断裂的问题, Zeng 等^[37]提出了正交累积叠轧工艺(cross accumulative roll bonding, CARB), 与 ARB 不同的是, 在样品轧制前使材料绕法线方向旋转 90° (图 2d), 这样保证相邻轧制道次中材料不断在轧向和横向之间变换, 有效缓解了层状结构的失稳破裂现象。基于 CARB 技术, Zeng 等^[13, 35, 37]成功制备出 Cu/Ag、Cu/V、Cu/Ta 等纳米多层复合材料(图 2e 和 2f^[37]), 极大地拓展了轧制复合技术在纳米多层金属复合材料制备中的应用。

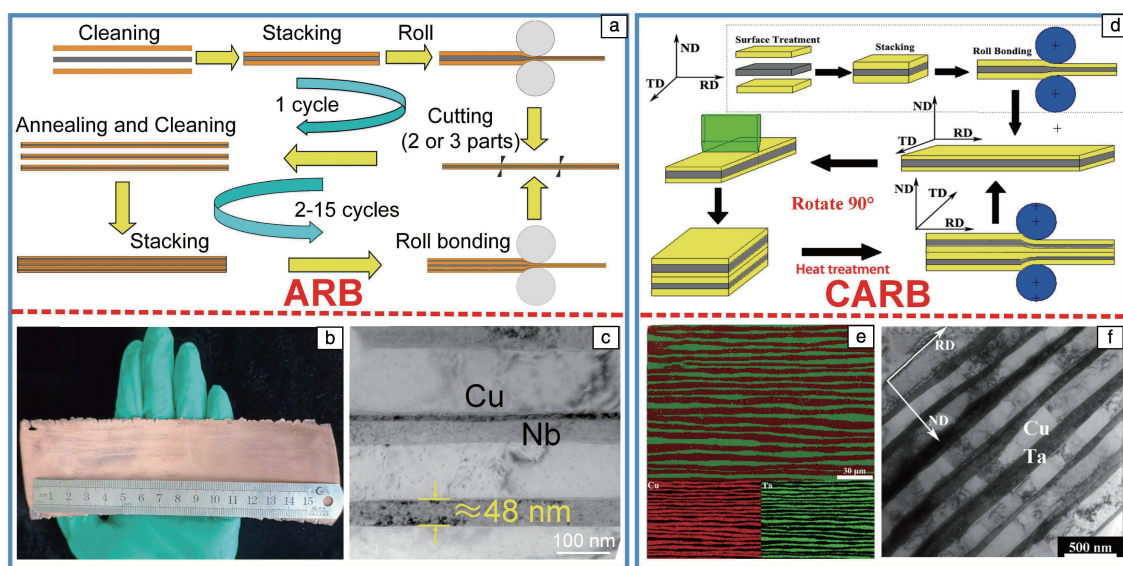


图 2 累积叠轧(accumulative roll bonding, ARB)工艺流程及制备的 Cu/Nb 多层复合材料微观组织(a~c)^[8]; 正交累积叠轧(cross accumulative roll bonding, CARB)工艺流程及 Cu/Ta 多层复合材料微观组织(d~f)^[37]

Fig. 2 Schematic illustration of ARB process and microstructure of Cu/Nb multilayer composites prepared by ARB (a~c)^[8]; schematic illustration of CARB process and microstructure of Cu/Ta multilayer composites prepared by CARB (d~f)^[37]

综上所述, 沉积复合工艺能够精确控制纳米多层材料中组元的厚度, 且可沉积多种材料体系, 因此在纳米多层金属复合材料制备中应用广泛。但总体而言, 这种“自下而上”的制备方法目前仅适用于薄膜样品的制备(如图 1i 所示)^[20], 存在周期长、效率低、生产成本低, 无法制造出块状纳米多层复合材料的缺点, 极大地限制了纳米多层金属复合材料的发展和应用。与沉积复合法相比, 轧制复合工艺虽然存在仅能制备不互溶纳米多层材料体系的缺点, 但其具有生产效率高、成本低、可批量生产大尺寸块体材料的优点, 受到了广泛的研究与应用。因此, 在制备纳米多层金属复合材料时, 可根据沉积复合工艺以及轧制复合工艺的优缺点, 并结合材料特点及应用背景, 选择合适的制备工艺。最后, 作者统计了几十种采用沉积复合法和轧制复合法制备的纳米多层

复合材料体系(如图 3 所示), 可以发现, 沉积复合法和轧制复合法已经被广泛应用于纳米多层金属复合材料的制备领域^[13, 18, 33-98]。

3 纳米多层金属复合材料的变形行为

根据传统强化理论, 对金属材料多通过控制微观组织阻碍位错运动, 达到强化材料的目的。由于纳米多层金属复合材料具有层厚可调、界面密度高及类型多样等特点, 导致材料在塑性变形时位错与界面发生相互作用, 对其力学性能有较大的影响。Misra 等^[99]对层厚在 $0.8 \sim 600\ \text{nm}$ 的不同 Cu/Nb 多层材料进行纳米压痕测试, 发现强度随层厚减小呈现先增大后减小的趋势(图 4a)^[99], 并建立了 3 种模型表征多层金属材料不同层厚尺度阶段的变形行为: ① 在亚微米尺度时, 塑性变形引起位错移

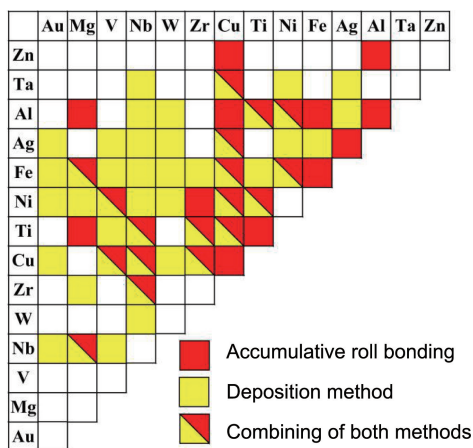


图 3 对通过沉积复合及轧制复合制备的多层金属复合材料的统计
Fig. 3 Statistical chart of multilayer composites fabricated by deposition process and accumulative roll bonding

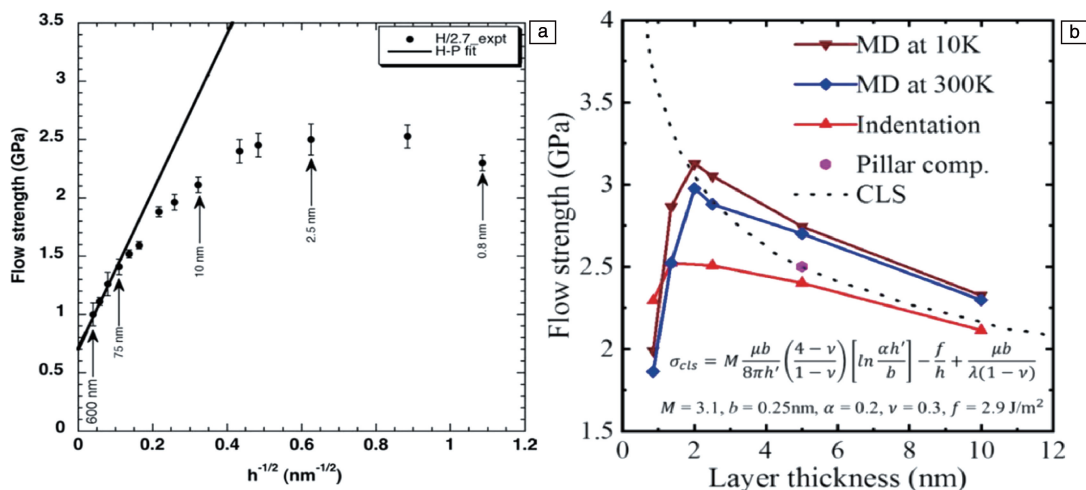


图 4 Cu/Nb 纳米多层复合材料强度与层厚关系: (a) 实验结果^[99], (b) 分子动力学模拟结果^[100]

Fig. 4 Relationship between strength and layer thickness of Cu/Nb nanolaminate composites: (a) experimental data^[99], (b) molecular dynamics simulation^[100]

Nizolek 等^[93]对层厚为 15~1800 nm 的 Cu/Nb 层状复合材料进行单轴拉伸实验,发现材料的屈服强度和抗拉强度均随层厚减小而增加,且屈服强度与层厚之间的关系符合 Hall-Petch 关系,表明降低层厚能够显著提高强度。类似的压缩实验也发现材料的强度随着层厚的减小而增加,但当层厚低于 100 nm 时,由于局部剪切和层状结构的重新取向引起了扭折带变形行为^[101],微观组织分析表明:尽管扭折带的边缘非常尖锐,但是层状结构仍然保持连续,且扭折带的出现未导致明显的应力下降,表明该材料在大变形过程中具有吸收能量的潜力^[101]。Xu 等^[41]对层厚为 2.8~200 μm 的 Cu/Nb 层状材料进行拉伸测试,发现材料的屈服强度随层厚的减小而增加,并且符合经典的 Hall-Petch 关系,由此将 Cu/Nb 层状材

料并塞积在界面处,强度与层厚关系符合经典的 Hall-Petch 模型;②层厚下降至几纳米至几十纳米尺度时,由于该尺度下位错无法在界面处形成塞积,且只能被约束在层内受界面钉扎作用而发生层内滑移,因此虽然强度仍随厚度的降低而增加,但已经不满足 Hall-Petch 关系;③当层厚进一步降低至 2 nm 以下时,强度发生反尺寸效应,即随层厚的减小而降低,这主要是由于层厚过小时,层内位错滑动的阻力超过界面上位错传递的应力,位错跨越界面传输到相邻层,形成局部剪切带并触发软化。Dong 等^[100]基于分子动力学对不同层厚 Cu/Nb 纳米多层材料进行压缩模拟,同样发现当单层厚度小于 2 nm 时出现反尺寸效应(图 4b)^[100],证实了临界厚度以下强度降低是由跨界面位错传递引起的剪切局部化导致的。

料的性能研究由纳米尺度扩展到百微米尺度。他们进一步分析了纳米尺度 Cu/Nb 层状材料的力学性能^[8],发现材料屈服强度、抗拉强度及硬度随着层厚下降而增加,当层厚下降至~16 nm 时,屈服强度达到 1.06 GPa,抗拉强度达到 1.2 GPa,维氏硬度达到 229,且断裂延伸率约为 10%。强度的明显提高主要是由于界面密度随着层厚的下降而增加,界面对位错的阻碍作用增强导致的。

随着微机电系统的发展,纳米力学测试技术取得了长足的进步。目前,通过原位透射电镜中的纳米力学系统可以实时观察材料力学响应与微观组织演变过程,成为研究纳米结构材料变形机理及断裂行为的重要手段。Liu 等^[102]利用原位透射电镜研究了 Cu/Nb 纳米多层复合材料的拉伸变形行为,发现位错优先在 Cu/Nb 界面处成

核, 在应变小于 6% 时, 材料发生均匀塑性变形, 获得超过 4.2 GPa 的最大应力; 应变为 6% 时, 出现变形局部化并形成裂纹, 且裂纹在 Nb 层传播时发生偏转并发生钝化; 随着变形的增加, 裂纹逐渐扩展最终导致材料失效 (如图 5 所示)^[102]。赵晓然等^[103]在透射电镜下利用自制的纳米力学测试系统对 Cu/Nb 层状材料进行原位拉伸测试, 发现变形过程中晶界和相界向铜层内发射位错, 并且观察到界面对位错的堆叠、钉扎和湮灭现象, 揭示了界面阻碍位错运动进而强化材料的机理。Chen 等^[19]研究表明, 具有 3D 界面的 Cu/Nb 复合材料的屈服强度和抗拉强度比尖锐界面的材料分别提高了 50% 和 22%, 透射电镜表征分析表明, 这两种界面对位错的不同作用导致了性能的差异: 在尖锐界面的 Cu/Nb 纳米多层复合材料中, 位错倾向于集中在界面处形核, 并出现应力集中, 导致剪切局域化并出现软化; 而 3D 界面在变形中不容易出现应力集中, 因此需要更高的应力使位错开动, 导致 3D 界面的 Cu/Nb 纳米多层复合材料屈服强度更高。该研究表明, 合理地控制界面结构是设计兼具强韧性的纳米多层复合材料的一种思路。

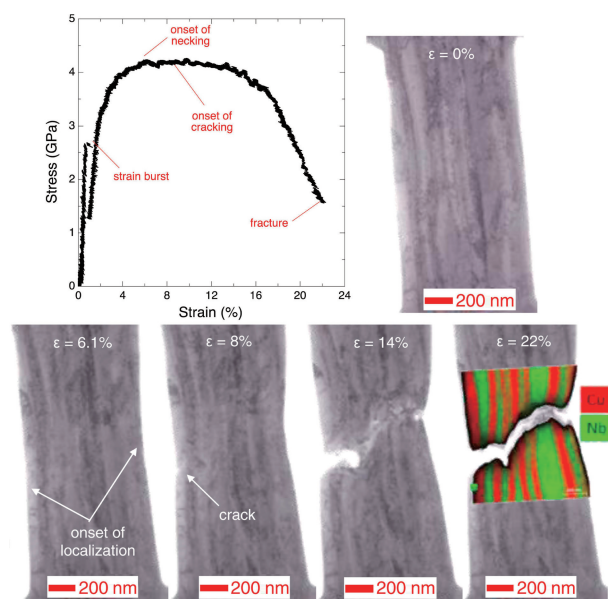


图 5 Cu/Nb 纳米多层复合材料应力-应变曲线及变形行为的 TEM 原位表征^[102]

Fig. 5 Stress-strain curve and *in-situ* TEM tensile characterization of the Cu/Nb nanolaminate composite^[102]

4 纳米多层金属复合材料的性能研究

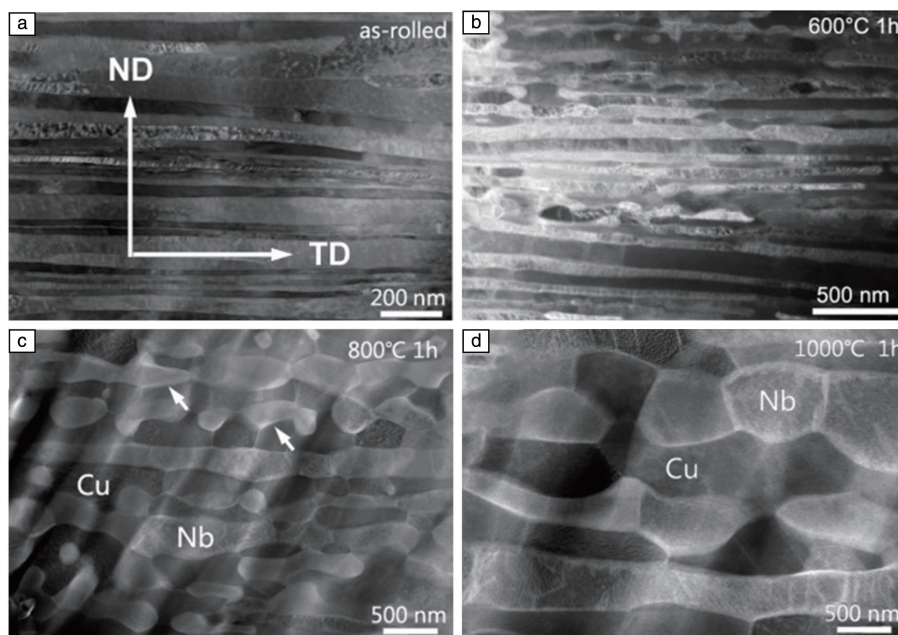
4.1 热稳定性

纳米结构材料因具有较高的综合力学性能, 在能源、国防等领域具有广泛的应用前景。但是在面对高温服役

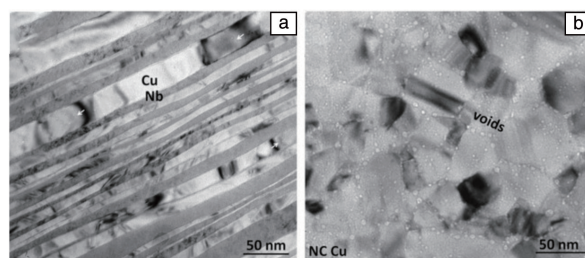
环境时, 纳米结构材料能否保持原始微观结构是保证其综合性能的关键, 因此, 研究纳米结构材料在高温条件下的组织稳定性具有重要意义。研究表明, 纳米晶材料含有较高的晶界密度, 保证了优异的力学性能^[104, 105], 但纳米晶材料是不稳定的, 甚至在常温下就会发生晶粒长大进而降低材料的性能, 因此, 热稳定性差导致纳米结构消失的固有问题严重限制了纳米晶材料的应用^[106]。2004 年, Misra 等^[96]对 Cu/Nb 纳米多层材料进行高温退火处理, 发现相界与晶界交界处形成的“Z”型微结构可以有效阻止原子层间扩散及层内脱离, 使材料具有较高的热稳定性, 指出其可作为高温下实现纳米结构材料组织稳定的新途径。万海波^[107]基于经典热致沟槽理论对该结构进行了系统的热力学分析和扩散动力学模拟, 建立了包含相界、晶界和三叉点运动相协调的多层复合材料高温下微结构演化模型, 发现层状结构的稳定性与晶界能-相界能之比、初始晶粒纵横比及晶粒堆垛方式有关, 并建立了 Cu/Nb 纳米多层复合材料“Z”字型稳定微结构形成参数的图谱和稳定性判据, 为纳米多层膜的设计和制备及性能的改进等提供了理论支持。Carpenter 等^[108]对层厚 18 nm 的 Cu/Nb 纳米多层复合材料的织构研究发现: 在温度高达 85% 熔融温度时, Cu 层中没有观察到再结晶; 随着温度的升高, 高能取向界面消失, 低能的 K-S 界面取向关系保留, 并且保持了清晰的层状结构。该研究指出通过对层状复合材料进行退火, 可以实现低能界面材料的制备, 为设计高延展性、抗辐射及耐冲击性能的材料提供思路。Zheng 等^[109]对 18 nm 层厚的 Cu/Nb 纳米多层复合材料进行退火处理, 发现由于晶粒纵横比过大, 远离界面/晶界交叉点的相界面在高温下触发瑞利失稳引起厚度的扰动, 导致层状结构颈缩直至夹断; 并对 32 nm 层厚的 Cu/Nb 纳米多层复合材料退火处理, 发现当退火温度为 500 °C 时, 材料微观组织与原始态相比基本无变化; 当退火温度升高至 600 °C 时, 层厚变大, 且部分条带形晶粒发生再结晶形成球形晶粒; 随着退火温度升高, 层厚逐渐增加, 且层内球形晶粒的比例继续增加, 界面形态随晶粒形状的改变逐渐呈波浪形 (如图 6 所示)^[11]。同时发现, 材料屈服强度与层厚的关系满足 Hall-Petch 关系, 但是与平坦界面相比, 退火后波浪形界面导致了更高的 Hall-Petch 斜率, 这是由于波浪形界面具有更高的抵抗位错滑移的能力。此外, 该研究还表明, 在 1000 °C 下退火 1 h 后材料仍具有较高的强度 (468 MPa) 和延伸率 (6.4%)^[11]。

4.2 抗辐照损伤性能

核能被认为是实现绿色清洁低碳能源最有前景的选择之一。但是核反应过程中会产生大量高能粒子, 这些高能粒子不断冲击反应堆材料, 使材料内部形成大量

图 6 Cu/Nb 纳米多层复合材料退火处理后的 TEM 照片^[11]Fig. 6 TEM images of Cu/Nb nanolamellar composites after annealing^[11]

的孔洞及气泡等缺陷,导致材料脆化和膨胀,加速材料失效破坏。Bai 等^[110]利用分子动力学模拟了高能粒子轰击下材料界面对缺陷的影响,发现材料界面密度较高时,辐照产生的间隙原子容易被约束在界面包围的区域中,增加了间隙原子与空位缺陷复合的几率,提高了材料的抗辐照性能,进而提出了基于界面自修复理论的抗辐照强化机制。基于这种自修复理论,含有大量晶界和相界面的纳米结构材料被广泛研究。Han 等^[12]进行了氦离子对 Cu/Nb 纳米多层复合材料的辐照实验,结果表明,辐射诱导产生的缺陷可以扩散到界面处并被吸收,表明界面具有吸收辐射损伤的作用,在纳米晶纯铜的对照实验中发现,纳米晶纯铜的晶界处出现了大量辐照损伤气孔(如图 7 所示)^[12],表明 Cu/Nb 纳米多层复合材料比纳米晶纯铜具有更好的耐辐照性能。Gao 等^[111]对具有 K-S 取向、混溶界面过渡区和非晶区等多种界面结构的 Cu/Nb 纳米多层复合材料进行了辐照实验和分子动力学研究,发现在有序的二维 K-S 取向界面中,氦离子容易扩散聚集形成气泡缺陷;而混溶界面过渡区和非晶区等存在无序原子结构的界面,提供了丰富的氦形核位点,增强了氦团簇的成核密度进而有效抑制了缺陷的长大,保证了材料的完整性,使其具有更好的耐辐照能力。上述研究表明,这类基于界面工程理论设计的纳米多层复合材料是实现优异耐辐照性能的有效策略,在聚变堆和裂变堆中具有广阔的前景。上述基于界面自修复机制的新型抗辐照纳米结构材料,被美国能源部列入先进反应堆系统用材料的九大基本研究方向之一^[112]。

图 7 Cu/Nb 纳米多层材料 (a) 与纳米晶纯铜 (b) 辐照后的 TEM 照片^[12]Fig. 7 TEM images of Cu/Nb nanolamellar composites (a) and nano-crystalline Cu (b) after He ion irradiation^[12]

4.3 导电性能

具有高强度和高导电性的导体材料是高强脉冲磁场、超高压输电线路及高密度电机导线领域的关键材料。但是,在常规导体材料中这两种性能不可兼得,因为传统强化材料的方法如合金化和严重塑性变形是通过引入溶质原子或晶体结构缺陷来抑制位错运动使材料强化,但是晶界和位错等晶体缺陷会增加电子散射,阻碍了其有效传输,进而降低了材料的电导率^[113]。Lima 等^[114]对总厚度为 500 nm 的 Cu/Nb 多层复合材料的电阻率进行研究,发现随着单层厚度由 80 下降至 2.4 nm,材料电阻率由 5.6 升高至 66.2 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$,结合理论计算表明,随着层厚的减小,界面和晶界对电子的散射作用导致了材料电阻率的增加。Tian 等^[113]结合声子散射、杂质散射、界面散射、晶界散射和位错散射等几种主要电子散射机制,对经严重塑性变形加工的金属复合材料的电阻率进行建

模, 并成功预测了 Cu/Nb 和 Au/Ag 等纳米多层复合材料的电阻率, 发现界面和晶界对电子的散射随变形量的增加而增加, 进而导致电阻率升高。

近年来, 很多实验研究也表明纳米多层复合材料电阻率随单层厚度的减小而增加。例如, Wang 等^[98]通过测量 Cu/V 纳米多层复合材料的电阻率发现, 随着单层厚度由 100 减小到 10 nm, 材料电阻率从 $6.06 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ 急剧增加到 $14.1 \mu\Omega \cdot \text{cm}$; 同样地, Dong 等^[115]对 Cu/W 纳米多层膜进行研究也发现, 随单层厚度的下降, 电阻率由层厚 150 nm 时的 $4.2 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ 增加至 12 nm 时的 $21 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ (如图 8 所示), 这是由于随着层厚降低, 晶界密度和界面密度增加, 加剧了电子的散射作用。

如上所述, 尽管引入的晶界/界面可以显著提高纳米多层材料的强度, 但是也显著增加了电子散射, 造成材料导电性能的大幅度下降。因此, 合理选择制备工艺, 控制晶界/界面等微观组织的密度及形态, 是实现高导电材料的重要手段。Zhang 等^[116, 117]基于仿生设计思想, 通过精确控制材料微观组织, 制备了具有层状结构的石墨烯增强铜基复合材料, 其屈服强度和弹性模量比纯铜提高了 177% 和 25%, 并保留了与纯铜相当的延展性和导电性, 该策略为开发具有优异综合性能的复合材料提供了启发。Xu 等^[8]系统研究了 Cu/Nb 复合材料中连续纳米多层结构对强度及导电性的影响规律, 结果表明, 随着单层厚度的降低, 材料屈服强度和抗拉强度逐渐增加, 当层厚由 $5.56 \mu\text{m}$ 下降至 16 nm 时, 抗拉强度由 440 MPa 升高至 1.2 GPa, 且仍保持较低的电阻率 ($\sim 2.83 \mu\Omega \cdot \text{cm}$)

(如图 8 所示)。通过详细的微观组织分析发现, 材料内部界面密度极高 ($\sim 32 \mu\text{m}^2/\mu\text{m}^3$), 使得界面对位错运动的阻碍增加, 材料强度提高^[8]; 同时, 材料内部层状结构平直连续, 在较长的范围内未观察到晶界 (如图 9 所示), 极大地降低了晶界/界面对电子的散射作用, 因此内部连续的铜层结构为电子的快速传输提供了连续通道。与大量铜基复合材料进行对比发现 (如图 10 所示), 这种具有连续纳米多层结构的 Cu/Nb 复合材料兼具高强度和优异导电性, 表明通过对纳米结构材料的结构和成分进行设计和调控, 有望制备具有传热、催化和耐辐射等综合性能的先进功能复合材料。

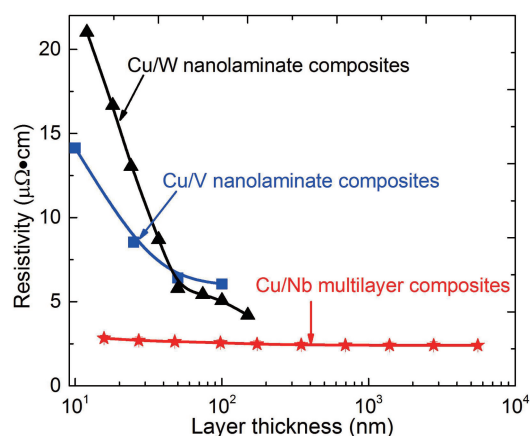


图 8 纳米多层复合材料电阻率与层厚关系^[8, 98, 115]

Fig. 8 Relationship between electrical resistivity and layer thickness of nanolaminar composites^[8, 98, 115]

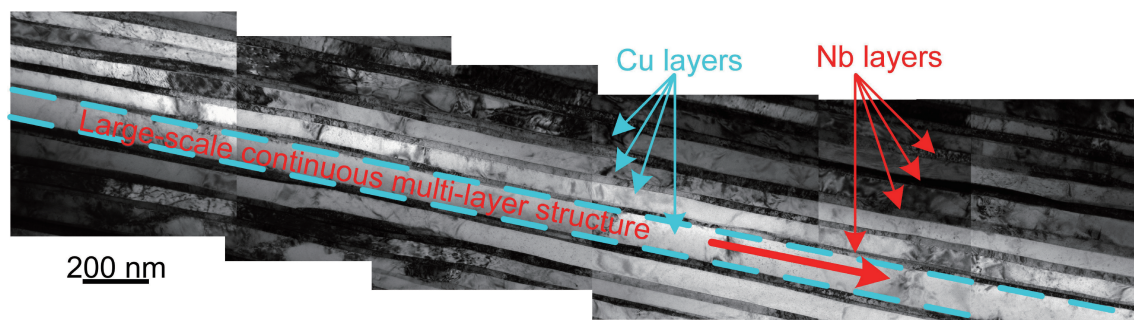


图 9 累积叠轧工艺制备的 Cu/Nb 纳米多层复合材料的 TEM 照片^[8]

Fig. 9 TEM images of Cu/Nb nanolaminar composites prepared by ARB^[8]

4 结 语

随着各国学者不断深入研究, Cu/Nb 纳米多层复合材料的设计、制备工艺得到了快速发展, 对其变形行为、热稳定机制、耐辐照机理等方面的研究取得了长足的发展。然而, 目前纳米多层复合材料的研究仍存在一些关键的基础问题, 如材料界面形成机制及界面强化机理尚

不明确, 纳米多层金属复合材料体系尚不完整等。今后的工作, 一方面应该借助先进的测试方法, 如透射电镜下的原位加热及力学测试系统、三维原子探针等, 在纳米尺度上实时分析层状结构对纳米多层金属复合材料变形行为的影响; 针对实验难以跟踪原子尺度界面结构演化的问题, 应结合第一性原理计算及分子动力学等方法对材料界面结合机制及界面变形行为进行综合分析。另

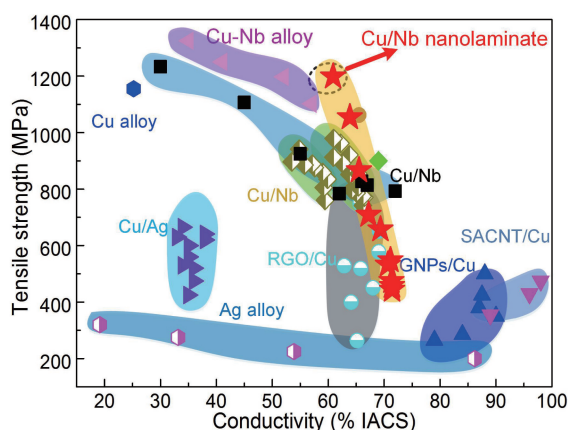


图 10 Cu/Nb 纳米多层复合材料强度和电导率与其他复合材料及合金的比较

Fig. 10 Comparison of strength and electrical conductivity of Cu/Nb nanolamellar composites with other composites and alloys

一方面, 应该选择合适的组元及工艺, 拓宽纳米多层金属复合材料种类, 在满足其可控制备的基础上, 以性能需求为导向设计和制备纳米多层金属复合材料, 进一步推动其在更多领域的应用。

参考文献 References

- [1] 马思源, 郭强, 张荻. 中国材料进展[J], 2019, 38(6): 577-587.
MA S Y, GUO Q, ZHANG D. Materials China[J], 2019, 38(6): 577-587.
- [2] 陈安琦, 霍望图, 董龙龙, 等. 中国材料进展[J], 2021, 40(2): 152-160.
CHEN A Q, HUO W T, DONG L L, *et al.* Materials China[J], 2021, 40(2): 152-160.
- [3] HUANG L J, AN Q, GENG L, *et al.* Advanced Materials[J], 2021, 33(6): 20006886.
- [4] BEYERLEIN I J, CARO A, DEMKOWICZ M J, *et al.* Materials Today[J], 2013, 16(11): 443-449.
- [5] 李毅. 中国材料进展[J], 2016, 35(9): 658-665.
LI Y. Materials China[J], 2016, 35(9): 658-665.
- [6] WANG S, HUANG L J, JIANG S, *et al.* Materials & Design[J], 2021, 197: 109237.
- [7] ZHENG S J, BEYERLEIN I J, CARPENTER J S, *et al.* Nature Communications[J], 2013, 4: 1696.
- [8] DING C G, XU J, SHAN D B, *et al.* Composites Part B: Engineering[J], 2021, 211: 108662.
- [9] NASIM M, LI Y C, WEN M, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2020, 50: 215-244.
- [10] 张金钰, 刘刚, 孙军. 中国材料进展[J], 2016, 35(5): 374-380.
ZHANG J Y, LIU G, SUN J. Materials China[J], 2016, 35(5):

374-380.

- [11] YANG W F, BEYERLEIN I J, JIN Q Q, *et al.* Scripta Materialia[J], 2019, 166: 73-77.
- [12] HAN W Z, DEMKOWICZ M J, MARA N A, *et al.* Advanced Materials[J], 2013, 25(48): 6975-6979.
- [13] YOU C P, XIE W B, MIAO S, *et al.* Materials & Design[J], 2021, 200: 109455.
- [14] BHATTACHARYA D, MARA N A, DICKERSON P, *et al.* Journal of Materials Research[J], 2009, 24(3): 1291-1302.
- [15] XU J B, SHEN Y, WANG C G, *et al.* Chemical Engineering Journal[J], 2019, 373: 345-354.
- [16] KRAVCHENKO Y O, COY E, PEPLINSKA B, *et al.* Applied Surface Science[J], 2020, 543: 147573.
- [17] CHOY K L. Progress in Materials Science[J], 2003, 48(2): 57-170.
- [18] ZHOU Q, LI J J, WANG F, *et al.* Scripta Materialia[J], 2016, 111: 123-126.
- [19] CHEN Y, LI N, HOAGLAND R G, *et al.* Acta Materialia[J], 2020, 199: 593-601.
- [20] MARA N A, CARPENTER J S, HAN W Z, *et al.* Microscopy and Microanalysis[J], 2012, 18(S2): 726-727.
- [21] OKADA M, SAWAZAKI T, WATANABE K, *et al.* ACS Nano[J], 2014, 8(8): 8273-8277.
- [22] STOIBER M, PERLOT S, MITTERER C, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2004, 177: 348-354.
- [23] HOLZSCHUH H. Thin Solid Films[J], 2004, 469: 92-98.
- [24] ZIEBERT C, ULRICH S. Journal of Vacuum Science & Technology A[J], 2006, 24(3): 554-583.
- [25] BJORMANDER C. Surface and Coatings Technology[J], 2006, 201(7): 4032-4036.
- [26] CHEN X S, QIU Y F, YANG H H, *et al.* ACS Applied Materials Interfaces[J], 2017, 9(2): 1684-1691.
- [27] RAFAJA D, SCHIMPF C, KLEMM V, *et al.* Acta Materialia[J], 2009, 57(11): 3211-3222.
- [28] HASEEB A S M A, CELIS J P, ROOS J R. Journal of the Electrochemical Society[J], 1994, 141(1): 230-237.
- [29] WANG W C, SINGH R N. Materials Science & Engineering: A[J], 1998, 251(1): 184-191.
- [30] HAYASHI Y, KASHIWABARA S, JYOKO Y. Physica B: Condensed Matter[J], 1997, 239(1): 35-40.
- [31] ESMAILI S, BAHROLOLOOM M E, KAVANAGH K L. Materials Characterization[J], 2011, 62(2): 204-210.
- [32] SAITO Y, TSUJI N, UTSUNOMIYA H, *et al.* Scripta Materialia[J], 1998, 39(9): 1221-1227.
- [33] SAITO Y, UTSUNOMIYA H, TSUJI N, *et al.* Acta Materialia[J], 1999, 47(2): 579-583.
- [34] CARPENTER J S, VOGEL S C, LEDONNE J E, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(4): 1576-1586.
- [35] ZENG L F, FAN P, ZHANG L F, *et al.* Journal of Nuclear Materi-

- als[J], 2018, 508: 354–360.
- [36] OHSAKI S, KATO S, TSUJI N, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(8): 2885–2895.
- [37] ZENG L F, GAO R, FANG Q F, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 110: 341–351.
- [38] JIANG S, PENG R L, HEGEDS Z, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2021, 205: 116546.
- [39] SHAHABI H S, MANESH H D. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2009, 482(1/2): 526–534.
- [40] 赵晓然, 毛圣成, 蔡吉祥, 等. *电子显微学报*[J], 2017, 36(6): 556–563.
- ZHAO X R, MAO S C, CAI J X, *et al.* *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*[J], 2017, 36(6): 556–563.
- [41] DING C G, XU J, LI X W, *et al.* *Advanced Engineering Materials* [J], 2020, 22(1): 1900702.
- [42] HOFMANN S, YANG H, KOVAČ J, *et al.* *Materials Characterization*[J], 2020, 171: 110774.
- [43] NG H P, PRZYBILLA T, SCHMIDT C, *et al.* *Materials Science & Engineering: A*[J], 2013, 576: 306–315.
- [44] SAHA R, RAY R K, BHATTACHARJEE D. *Scripta Materialia*[J], 2007, 57(3): 257–260.
- [45] WAN L, THOMPSON G. *Thin Solid Films*[J], 2016, 616: 555–561.
- [46] NAKAMURA T, KITAHARA H, LEE J G, *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2007, 26–28: 695–698.
- [47] CARPENTER J S, NIZOLEK T, MCCABE R J, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 92: 97–108.
- [48] BAGCHI S, LALLA N P. *Thin Solid Films*[J], 2007, 515(13): 5227–5232.
- [49] LI J, CHEN Y, XUE S, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 114: 154–163.
- [50] FRISK A, ALI H, SVEDLINDH P, *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2018, 646: 117–125.
- [51] SINGH S, BASU S, PRAJAPAT C L, *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2014, 550: 326–333.
- [52] LI X, KREUTER T, LUO X M, *et al.* *Materials Research Letters* [J], 2017, 5(1): 20–28.
- [53] LIU B B, YU X J, JIANG X, *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2021, 546: 149098.
- [54] BAGCHI S, ANWAR S, LALLA N P. *Applied Surface Science*[J], 2009, 256(2): 541–546.
- [55] ZHANG B, ZHANG Z J, ZHAO T L, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 803: 265–276.
- [56] ZHANG L F, GAO R, ZHAO B L, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 827: 154312.
- [57] YANG F L, GREER A L, SOMEKH R E. *Thin Solid Films*[J], 1996, 275(1/2): 258–261.
- [58] YANG M Z, XIE T L, FU L C, *et al.* *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2021, 31(1): 25–32.
- [59] WANG L, DU Q L, LI C, *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(8): 1621–1630.
- [60] 陈涛. Fe/Ti 纳米多层薄膜界面反应机制研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2007.
- CHEN T. *Solid State Reaction Mechanism in Interfaces of Fe/Ti Nanometer-Scale Multilayers*[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2007.
- [61] SCHWEITZ K O, CHEVALLIER J, BOTTIGER J, *et al.* *Philosophical Magazine A*[J], 2001, 81(8): 2021–2032.
- [62] LI N, MARTIN M S, ANDEROGLU O, *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2009, 105(12): 123522.
- [63] KLOSE F, REHM C, FIEBER-ERDMANN M, *et al.* *Physica B: Condensed Matter*[J], 2000, 283(1–3): 184–188.
- [64] DANAIE M, MAUER C, MITLIN D, *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2011, 36(4): 3022–3036.
- [65] MAJID N A A, WATANABE J, NOTOMI M. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2021, 46(5): 4181–4187.
- [66] ZHANG H Y, REN F, WANG Y Q, *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2015, 467: 537–543.
- [67] WU K, CHANG H, MAAWAD E, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2010, 527(13/14): 3073–3078.
- [68] CHEN Y, LI N, BUFFORD D C, *et al.* *Journal of Nuclear Materials* [J], 2016, 475: 274–279.
- [69] LI S, WANG F, ZHANG L F, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 767: 138438.
- [70] ERIKSSON F, GHAFOR N, SCHAFERS F, *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2006, 500(1/2): 84–95.
- [71] DEHSORKHI R N, QODS F, TAJALLY M. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2011, 530: 63–72.
- [72] JI C, HE Y, WANG C T, *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 116: 591–598.
- [73] ZHARKOV S M, ALTUNIN R R, YUMASHEV V V, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 871: 159474.
- [74] ELKABIL R, BENKIRANE K, BENRABH M, *et al.* *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*[J], 2005, 16: 323–327.
- [75] KRYUKOV S A, BOSOMTWEI A, de LONG L E, *et al.* *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 2006, 67(1–3): 610–612.
- [76] JIANG S, PENG R L, JIA N, *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(6): 1165–1174.
- [77] SUN Y F, CHEN Y, TSUJI N, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 819: 152956.
- [78] SAVAGE D J, BEYERLEIN I J, MARA N A, *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2019, 125: 1–26.
- [79] JANKOWSKI A F, PERRY P L. *Thin Solid Films*[J], 1990, 193–194(2): 799–806.
- [80] ZHANG H, WANG X L, QIAO Y Q, *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2011, 257(13): 5759–5765.
- [81] LU Y, SEKIDO N, YOSHIMI K, *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2020, 712: 138314.

- [82] WANG Z, PEREPEZKO J H, LARSON D, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 643: 246–249.
- [83] HOU Z Q, ZHANG J Y, ZHANG P, *et al.* Applied Surface Science [J], 2020, 502: 144118.
- [84] KNOEDLER H L. Interfacial Instability of Copper-Silver Multilayer Thin Films at Elevated Temperatures[D]. Santa Barbara: University of California, 2000.
- [85] 杨孟锦. Nb-Ag 和 Nb-Cr 纳米多层膜的力学性能研究[D]. 北京: 清华大学, 2007.
- YANG M J. Mechanical Properties of the Nb-Ag and Nb-Cr Nanomultilayers[D]. Beijing: Tsinghua University, 2007.
- [86] THOMPSON G B, BANERJEE R, DREGIA S A, *et al.* Acta Materialia[J], 2003, 51(18): 5285–5294.
- [87] HUANG S Y, LEE S F, LIANG J J, *et al.* Journal of Magnetism and Magnetic Materials[J], 2006, 304(1): e81–e83.
- [88] ZHANG Y F, XUE S, LI Q, *et al.* Acta Materialia [J], 2019, 175: 466–476.
- [89] ZHOU Q, WANG F, HUANG P, *et al.* Thin Solid Films [J], 2014, 571(2): 253–259.
- [90] MUNGOLE T, MANSOOR B, AYOUB G, *et al.* Scripta Materialia [J], 2017, 136: 87–91.
- [91] PATHAK S, VELISAVLJEVIC N, BALDWIN J K, *et al.* Scientific Reports[J], 2017, 7: 8264.
- [92] SMARDZ L. Journal of Alloys and Compounds[J], 2005, 395(1/2): 17–22.
- [93] NIZOLEK T, BEYERLEIN I J, MARA N A, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2016, 108: 051903.
- [94] AZZEDDINE H, TIRSATINE K, BAUDIN T, *et al.* Materials Characterization[J], 2014, 97: 140–149.
- [95] ZHANG Y F, SU R, NIU T J, *et al.* Scripta Materialia[J], 2020, 186: 219–224.
- [96] MISRA A, HOAGLAND R G, KUNG H. Philosophical Magazine [J], 2004, 84(10): 1021–1028.
- [97] HSIEH P J, HUNG Y P, HUANG J C. Scripta Materialia [J], 2003, 49(2): 173–178.
- [98] WANG P P, WANG X J, DU J L, *et al.* Acta Materialia [J], 2017, 126: 294–301.
- [99] MISRA A, HIRTH J P, HOAGLAND R G. Acta Materialia [J], 2005, 53(18): 4817–4824.
- [100] DONG S J, CHEN T J, HUANG S X, *et al.* Scripta Materialia [J], 2020, 187: 323–328.
- [101] NIZOLEK T, MARA N A, BEYERLEIN I J, *et al.* Metallography, Microstructure, and Analysis[J], 2014, 3(6): 470–476.
- [102] LIU Z, MONCLÚS M A, YANG L W, *et al.* Extreme Mechanics Letters[J], 2018, 25: 60–65.
- [103] 赵晓然. 累积叠轧焊制备 Cu-Nb 层状复合材料织构演变及变形机制研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2017.
- ZHAO X R. Texture Evolution and Deformation Mechanism of Cu-Nb Multilayer Composites Fabricated via Accumulative Roll Bonding[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2017.
- [104] KOCH C C. Journal of Materials Science [J], 2007, 42: 1403–1414.
- [105] LU K. Science[J], 2014, 345(6203): 1455–1456.
- [106] HUANG Y, SABBAGHIANRAD S, ALMAZROUEE A I, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 656: 55–66.
- [107] 万海波. 纳米多层膜高温下微结构的演化[D]. 上海: 上海交通大学, 2012.
- WAN H B. Evolution of Microstructures in Nano-Multilayers at High Temperatures[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2012.
- [108] CARPENTER J S, ZHENG S J, ZHANG R F, *et al.* Philosophical Magazine[J], 2013, 93(7): 718–735.
- [109] ZHENG S J, CARPENTER J S, WANG J, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2014, 105: 111901.
- [110] BAI X M, VOTER A F, HOAGLAND R G, *et al.* Science[J], 2010, 327(5973): 1631–1634.
- [111] GAO R, JIN M M, HAN F, *et al.* Acta Materialia [J], 2020, 197: 212–223.
- [112] ROBERTO J, DIAZ D L R T, GIBALA R, *et al.* Basic Research Needs for Advanced Nuclear Systems[R]. Office of Scientific & Technical Information Technical Reports, 2006.
- [113] TIAN L, ANDERSON I, RIEDEMANN T, *et al.* Acta Materialia [J], 2014, 77: 151–161.
- [114] LIMA A L, ZHANG X, MISRA A, *et al.* Thin Solid Films [J], 2007, 515(7): 3574–3579.
- [115] DONG L, WEI G, CHENG T, *et al.* ACS Applied Materials & Interfaces [J], 2020, 12(7): 8886–8896.
- [116] CAO M, XIONG D B, TAN Z Q, *et al.* Carbon [J], 2017, 117: 65–74.
- [117] LI Z, WANG H T, GUO Q, *et al.* Nano Letters [J], 2018, 18(10): 6255–6264.

(本文为本刊约稿, 编辑 惠 琼)