

十周年专栏

金属纳米叠层材料的力学性能与辐照损伤容限

张金钰, 吴 凯, 刘 刚, 孙 军

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘 要: 金属纳米叠层材料由于不仅可以调整其组元几何尺寸和微观结构尺度, 而且可以引入具有不同本征性能的组元材料和不同结构的层间异质界面, 在获得高强韧与高辐照损伤容限金属结构材料方面具有潜在的能力。结合当前国内外有关金属叠层材料力学性能与辐照特性尺寸效应研究的最新进展, 分别阐述了晶体/晶体 Cu/Mo 与晶体/非晶 Cu/Cu-Zr 金属叠层材料 He⁺辐照前后的结构演变与力学特性, 揭示了上述两类金属叠层材料的强化与损伤机制的异同, 并对高辐照损伤容限纳米叠层材料研究的发展趋势进行了展望。

关键词: 金属纳米叠层材料; 界面; 塑性变形; 辐照损伤容限; 尺寸效应

中图分类号: TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2018)08-0575-07

Mechanical Properties and Irradiation Tolerance of Metallic Nanolaminates

ZHANG Jinyu, WU Kai, LIU Gang, SUN Jun

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Metallic nanolaminates act as one class of typical heterogeneous materials and manifest great potential to obtain the structural materials with the combination of high strength/toughness and superior irradiation tolerance, owing to their tunable dimensional and microstructural length as well as the great advantage of tunable interfacial structures. The present authors had systematically investigated the size effects on the plastic characteristics and irradiation behavior of crystalline/crystalline Cu/Mo and crystalline/amorphous Cu/Cu-Zr nanolaminates, in addition to their microstructure evolution. In this paper, the progress and the difference in the underlying strengthening mechanisms and irradiation damage mechanisms of these two kinds of metallic nanolaminates are reviewed. Finally, a brief prospect on the studies of highly irradiated tolerant nanolaminates in future is discussed.

Key words: metallic nanolaminates; interface; plastic deformation; irradiation damage tolerance; size effect

1 前 言

高性能金属结构材料是制约核反应堆使用寿命、运行稳定性和转换效率的重要因素之一, 因此设计制备力学性能优异、抗辐照损伤的结构材料是材料研究领域面临的重大挑战^[1]。在核反应堆运行过程中, 粒子辐照通常会在金属材料内部产生大量的间隙原子和空位 (frenkel

pairs), 随后这些缺陷通过重组或偏聚形成间隙团簇、堆垛层错四面体、位错环、孔洞和氦气泡等, 最终导致材料发生辐照硬化、辐照脆化及辐照肿胀等^[2]。目前, 提高金属结构材料抗辐照能力的有效方法是在材料中引入高密度的纳米级辐照缺陷陷阱, 例如晶界或孪晶界^[3]、位错或位错网状结构^[4]以及异质界面^[5]。这些陷阱具有低的空位形成能和低的扩散能垒, 使得辐照缺陷容易在陷阱处形成并重组, 急剧降低辐照缺陷的密度, 进而显著提升金属材料的抗辐照能力^[6, 7]。

金属纳米叠层材料具有可调控的组元种类与结构, 因而具有优异的力学性能, 同时其异质界面作为辐照缺陷的有效陷阱, 可以显著提高氦在界面处的富集浓度^[8, 9]。与传统的块体材料相比, 纳米叠层材料 (如, Cu/Nb^[10]、Cu/V^[11]、V/Ag^[12]和 Fe/W^[13]等) 不仅具有更高的强度, 而且在 He⁺辐照条件下呈现出更低的辐照

收稿日期: 2018-06-19

基金项目: 国家自然科学基金创新群体研究资助项目 (51621063); 国家自然科学基金面上项目 (51625103, 51790482, 51722104)

第一作者: 张金钰, 男, 1982 年生, 教授, 博士生导师

通讯作者: 孙 军, 男, 1959 年生, 教授, 博士生导师,

Email: junsun@mail.xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2018.08.02

强化、辐照脆化倾向以及较高的结构稳定性^[14]。因此, 叠层材料的力学行为与辐照损伤容限的相关研究是近年来研究的热点。对于金属叠层材料而言, 微观多级组织结构, 尤其是异质界面结构决定了其力学性能与抗辐照特性。由于组元结构的差异, 晶体/晶体叠层材料在制备过程中界面处通常存在一定数量的失配位错以缓解界面应力, 而在其塑性变形过程中此位错塞积型界面也会引起应力集中, 导致材料的过早屈服与失效^[15]。与晶体/晶体界面截然不同, 晶体/非晶界面具有独特的剪切滑移特性, 尤其是在塑性变形过程中, 非晶层能够吸收位错同时通过局部的剪切变形缓解应力集中, 使得晶体/非晶金属纳米叠层材料兼具高强度与高塑性^[16]。因此, 界面结构也将显著影响金属叠层材料的辐照损伤容限。

通常, 应变速率敏感性指数 m 和应力激活体积 V^* 被用来定量地描述材料强度与应变速率的关系, 并揭示金属材料的微观塑性变形机制^[17]。在纳米尺度范围内, fcc 金属的 m 值随着晶粒尺寸的减小逐渐增加, 这主要是由晶粒尺寸减小时位错与晶界的交互作用增强所导致的^[18]; 而 bcc 金属中由于刃型位错在其塑性变形过程中起主导作用, 导致 m 值随晶粒尺寸的减小而增加, 呈现出与螺位错主导变形相反的变化趋势^[19]。相比之下, 对于纳米尺度非晶合金而言, 有限的研究结果表明, m 值受材料晶化能力的影响, 非晶晶化倾向越高, 其 m 值越小且为负值^[19]。因此, 由不同晶体结构的组元交替叠加构成的金属叠层材料应变速率敏感性的相关研究也是近年来的热点之一。

本文以作者课题组近期的研究结果为基础, 围绕铜基金属叠层结构材料, 分别介绍了晶体/晶体与晶体/非晶两类叠层材料的塑性变形特性(硬度/强度、速率敏感性、应力激活体积)和抗辐照损伤特性等相关结果的最新进展, 讨论了金属纳米叠层材料力学性能与辐照损伤容限的尺度效应及其内在的物理机制。

2 金属叠层材料的硬度与强化机制

Koehler^[20]在其经典论文《Attempt to Design a Strong Solid》中率先提出: 如果组元层厚度 h 减小到位错不能在界面塞积的尺度, 即使是两个低强度组元匹配也能组成具有高强度的金属叠层结构材料(如 Cu/Al、Cu/Ni), 甚至能够达到组元材料理论强度的 $1/3 \sim 1/2$ 。由此, 金属纳米叠层材料力学性能研究引起了广泛的关注。大量的研究结果^[21-23]均表明, 随着晶体/晶体金属纳米叠层材料内部特征尺寸层厚 h 的减小, 其塑性变形机制呈现明显的尺寸依赖性, 具有 3 个不同的阶段(如图 1 所示):

① 层厚 h 在微米到亚微米范围, 位错在界面处堆积, 硬度遵循经典的 Hall-Petch 关系, 即 $H \propto h^{-0.5}$; ② 当层厚 h 减小到 ~ 10 nm 和 ~ 100 nm 之间时, 单根位错在组元层内进行 Orowan 弓出滑移, 硬度遵循约束层滑移(confined layer slip, CLS)模型, 即 $H \propto (\mu b/h) \ln(h/b)$, 其中 μ 是剪切模量, b 是位错伯氏矢量的模; ③ 当层厚 h 小于 ~ 10 nm 时, 位错承受的应力大于界面强度, 位错可以穿过界面, 硬度出现平台或略有降低。在此尺度范围内, 多层膜的硬度可以通过界面强度(interface barrier strength, IBS)模型^[24](主要包括模量失配效应 τ_k 、失配位错的贡献 τ_{mis} 以及层错能差异 τ_{sf})来定量描述, 即 $H \propto (\tau_k + \tau_{\text{mis}} + \tau_{\text{sf}})$ 。需要说明的是, 上述唯象强化模型主要针对等层厚(调制比 $\eta = 1$)多层膜的力学性能分析, 作者^[25]研究发现上述强化模型也能够适用于描述非等层厚(调制比 $\eta \neq 1$)多层膜硬度的变化规律。

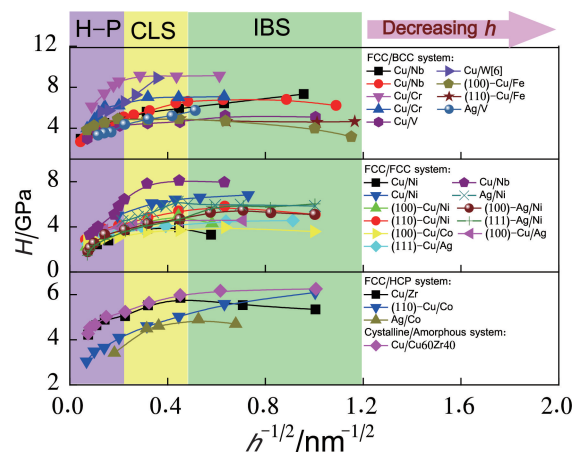


图 1 不同晶体/晶体 (fcc/bcc, fcc/fcc, fcc/hcp) 与晶体/非晶体系中金属纳米叠层材料硬度 H 与单层厚度 h 的关系^[21]

Fig. 1 Relationship between hardness H and the layer thickness h of different crystalline/crystalline (fcc/bcc, fcc/fcc, fcc/hcp) and crystalline/amorphous systems^[21]

3 金属叠层材料的辐照损伤及其尺寸效应

3.1 晶体/晶体金属叠层材料

目前, 有关晶体/晶体金属纳米叠层材料辐照损伤容限的研究主要集中在不互溶叠层材料体系, 例如 Cu/Mo 与 Cu/Nb 等, 这是由于此类材料在粒子辐照条件下通常能够保持相对完好的界面结构。与尺寸相关的力学性能相似, 晶体/晶体金属纳米叠层材料的抗辐照特性同样具有强烈的尺寸依赖性, 即叠层材料的辐照损伤容限通常随着层厚的减小而增加。例如, 作者^[26]在 He⁺辐照后的晶体/晶体 Cu/Mo 叠层材料中发现, 当层厚 h 从 200 nm 减小到 10 nm 时, Cu 层内的氦泡密度减小

了大约6倍, 而氦泡间距从 ~ 2.75 nm 增加到了 ~ 5.03 nm; 界面处氦泡间距对层厚变化不敏感, 约为3.5 nm, 与Cu/Mo的K-S取向界面处失配位错的理论间距 ~ 3.7 nm相当。这是因为界面可以作为辐照缺陷有效的陷阱, 捕获、吸收和湮灭辐照产生的缺陷以及氦原子。因此, 减小层厚(即急剧增加界面数量)将会导致气泡密度的急剧下降, 从而使得层内的气泡间距增加。同时, 上述结果在一定程度上暗示了叠层材料界面失配位错的交叉点可以作为氦泡的优先形核位置, 与原子模拟的结果^[27]相吻合。同时, 以往的研究结果^[2, 14]表明: 随着金属叠层材料组元层厚的减小, 辐照后叠层材料的硬度均逐渐提高, 表现出与辐照前相似的“越小越强”的趋势; 并且辐照硬化行为随着层厚的减小显著降低, 如图2所示。微观结构分析与力学性能的测试两方面的结果均表明, 较小层厚的金属纳米叠层材料具有较好的抗辐照损伤的能力。

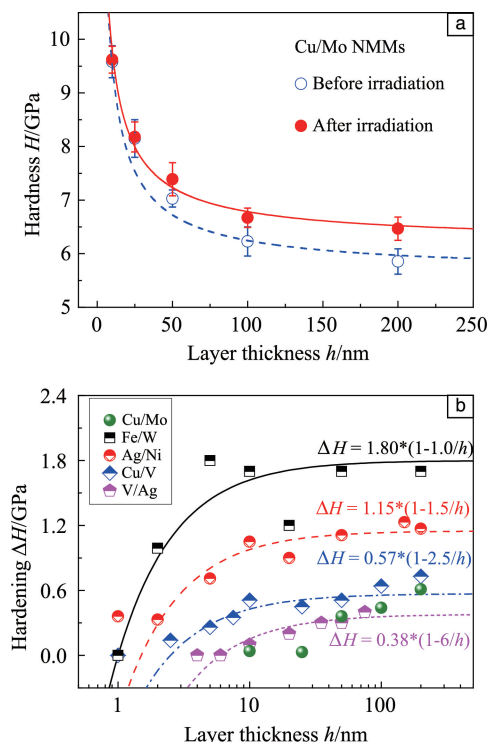


图2 He^+ 辐照前后 Cu/Mo 叠层材料的硬度 H 与单层厚度 h 的关系 (a), 不同叠层材料的辐照硬化 ΔH 与单层厚度 h 的关系 (b)^[26]

Fig. 2 Nanoindentation hardness of the Cu/Mo nanolaminates as a function of h before and after He^+ implantation (a), a comparison of the radiation hardening as a function of the layer thickness h between the present Cu/Mo and other reported nanolaminated systems (b)^[26]

在假设氦泡是阻碍位错运动的弱钉扎点的基础上, Wei 等^[12]依据前述金属叠层材料的位错强化机制尺寸

效应模型, 提出了晶体/晶体叠层材料 He^+ 辐照强化行为的尺寸效应模型, 并阐明了不同尺度下位错-氦泡交互作用机制。最近关于 He^+ 辐照的 Cu 单晶的原位拉伸实验^[28]已经证明了位错确实能够切割氦泡。实际上, 大部分研究结果均表明: 当金属叠层材料的层厚较大时, 辐照硬化十分显著, 而当层厚 h 小于 $5 \sim 10$ nm 时, He^+ 辐照硬化效果显著降低。这表明在不同的尺度区间位错-氦泡的交互作用也有所不同。根据前述金属叠层材料的位错强化机制尺寸效应模型, 叠层材料辐照后的强化机制也可以相应分成3个尺度相关的区域: ① 层厚 $h \gg$ 氦泡间距 l_{bub} , 此时位错能够在组元层内塞积, 叠层材料的辐照硬化效果与块体材料的辐照行为基本一致; ② 层厚 $h >$ 氦泡间距 l_{bub} , 此时仅有单根位错在组元层内滑移, 叠层材料的辐照硬化效果主要取决于层内位错-氦泡的交互作用, 层间界面处的氦泡对叠层材料硬化的贡献可以忽略, 如图3a所示; ③ 层厚 $h \leq$ 氦泡间距 l_{bub} , 此时位错穿过界面协调变形, 界面氦泡一方面能够阻碍位错滑移强化材料, 另一方面又能够弱化界面软化材料, 如图3b所示。

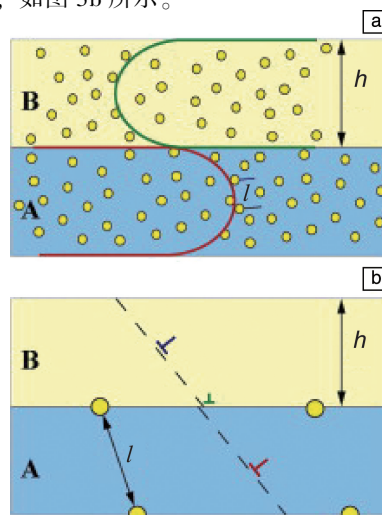


图3 叠层材料中氦泡分布示意图: (a) 单层厚度 $h >$ 氦泡间距 l_{bub} , 层间位错-氦泡交互作用机制, (b) 单层厚度 $h \leq$ 氦泡间距 l_{bub} , 位错-界面交互作用机制^[12]

Fig. 3 Schematic illustration of the bubble distribution in nanolaminates (the circles indicate bubbles): (a) when the layer thickness is a few tens of nanometers, $h > l_{\text{bub}}$ and the deformation is via confined layer slip, dislocations gliding in a given layer confined by the interfaces are pinned by nanometer-scale bubbles, (b) when the layer thickness is of the order of a few nanometers, $h \leq l_{\text{bub}}$, the deformation is determined by the crossing of single dislocations across interfaces containing a distribution of nanometer-scale He bubbles in the interface plane^[12]

3.2 晶体/非晶金属叠层材料

明显不同于不互溶型晶体/晶体金属叠层材料, 晶体/非晶金属叠层材料由于其组元非晶层的亚稳态特性, He^+ 辐照过程中常常出现组元结构演变, 例如辐照致非晶层晶化现象。作者^[29]通过研究晶体/非晶 Cu/Cu₆₀Zr₄₀ 金属叠层材料的 He^+ 辐照行为发现: 层厚较大 ($h > 10$ nm) 时组元 Cu-Zr 非晶层为 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 相, 而层厚较小 ($h \leq 10$ nm) 时其转变为 Cu-Zr 固溶体。相应地, 晶体/非晶界面结构也分别转变成 (局部) 非共格界面和完全共格界面。与此同时, Cu-Zr 非晶层晶化面积分数表现出随层厚变化的非单调性行为, 即随着层厚 h 减小到 10 nm, 晶化分数逐渐降低至最小值, 进一步减小层厚非晶层晶化分数反而增加, 如图 4 所示。

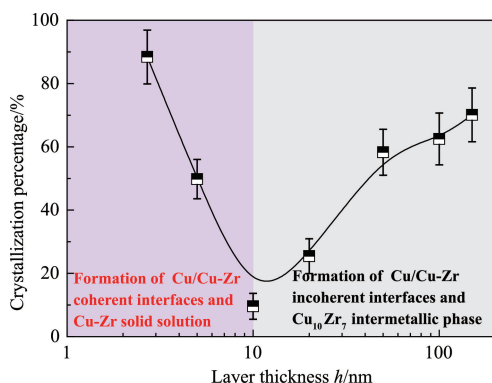


图 4 辐照后组元 Cu-Zr 非晶层晶化面积百分数与单层厚度 h 的关系, 层厚小于 10 nm 时辐照致晶化导致形成完全共格界面与 Cu-Zr 固溶体, 层厚大于 10 nm 时辐照致晶化导致形成非共格界面与 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 金属间化合物^[29]

Fig. 4 Layer thickness h -dependent crystallization (or RID) mechanism map after irradiation, divided by a critical layer thickness of ~ 10 nm, below this critical size RID leads to the formation of (localized) coherent crystalline/crystalline interfaces (CCIs) and fcc Cu-Zr solid solution; while above this critical size RID leads to the formation of (localized) incoherent CCIs and $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ intermetallics^[29]

另一方面, 晶体/非晶 Cu/Cu₆₀Zr₄₀ 金属叠层材料也具有与晶体/晶体叠层材料类似的尺寸相关的辐照硬化行为, 即随着层厚的减小辐照硬化逐渐降低。但是, He^+ 辐照后 Cu/Cu₆₀Zr₄₀ 叠层材料呈现出 2 个尺寸无关的硬度平台区, 即当层厚 $h \geq 10$ nm 时硬度为 5.9 GPa, 当层厚 $h < 10$ nm 时硬度为 6.6 GPa, 如图 5 所示。晶体/非晶叠层材料的辐照硬化行为仍然可以基于晶体/晶体叠层材料中相关的机制进行定量分析, 即层厚 $h \geq 10$ nm, 饱和硬度源于位错挣脱层内氦泡钉扎机制, 层厚 $h < 10$ nm, 饱和硬度源于切过界面氦泡机制。

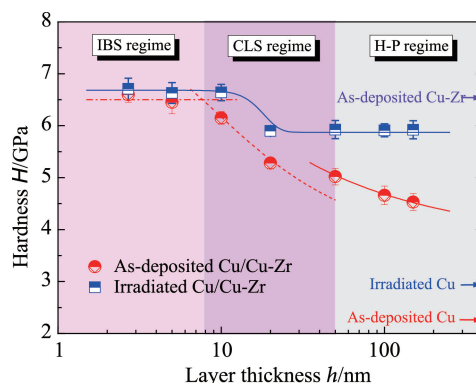


图 5 He^+ 辐照前后 Cu/Cu-Zr 叠层材料的硬度 H 与单层厚度 h 的关系, 辐照前硬度呈现出 3 个尺寸相关的区域, 辐照后硬度呈现出 2 个尺寸相关的区域

Fig. 5 Nanoindentation hardness of the Cu/Cu-Zr nanolaminates as a function of the layer thickness h before and after He^+ radiation, the hardness of as-deposited Cu/Cu-Zr shows 3 size-dependent regimes; IBS regime, CLS regime and H-P regime, while the irradiated one shows 2 size-dependent regime

4 金属叠层材料的变形机制及其辐照效应

4.1 晶体/晶体金属叠层材料

对于叠层材料而言, 其力学性能复合效应的基础正是源于组元材料性能的差异。目前关于晶体/晶体铜基叠层材料研究表明^[30-32], 其应变速率敏感性指数 m 通常随着层厚的减小而单调增加, 相应的应力激活体积 V^* 随着层厚的减小而减小。例如 Cu/Mo 叠层材料的层厚由 200 nm 减小到 10 nm 时, 其 m 值由 0.02 增加到 0.039; 相应的应力激活体积由 $10b^3$ 减小到 $3b^3$ ^[26]。以往的原子模拟研究发现^[33], 当材料的应力激活体积小于 $10b^3$ 时, 通常是界面或晶界位错形核机制启动。因此, 对于 Cu/Mo 叠层材料而言, 层厚 $h \geq 50$ nm 时, 层内晶界位错源激活过程主导变形过程, 当层厚 $h < 50$ nm 时, 层间界面位错源激活过程主导变形过程。特别地, 纳米孪晶的引入也能够显著提高金属叠层材料 (如 Cu/Cr、Cu/Zr) 的应变速率敏感性^[30], 与单质金属材料 (如 Cu, Ni) 相似。其内在原因在于位错-孪晶界交互作用显著增加, 提高了金属纳米叠层材料的应变速率敏感性。

然而, 作者^[26]发现在 He^+ 辐照后, Cu/Mo 叠层材料的应变速率敏感性指数 m 与应力激活体积 V^* 随着层厚的减小均呈现出非单调的变化行为, 即层厚 $h = 50$ nm 时 m 值最小, 相应的 V^* 值最大, 明显不同于未辐照的 Cu/Mo 试样, 如图 6 所示。而且, 层厚 $h > 50$ nm 时辐照试样的 m 值显著高于未辐照的叠层材料试样, 而层厚 $h < 50$ nm 时, 辐照前后试样的 m 值变化不大。这表明辐照后 Cu/Mo 叠

层材料的变形机制发生了转变。如前所述,不同层厚的叠层材料辐照后其内部的氦泡分布有所不同,即层厚较大时层内氦泡为主,层厚较小时氦泡主要分布在层间界面。因此,层厚 $h > 50$ nm 时,高的 m 值主要是位错-氦泡交互作用引起的,层厚 $h < 50$ nm 时,高的 m 值主要是位错-界面交互作用引起的。换言之,随着层厚的减小,辐照后的 Cu/Mo 叠层材料其变形机制由位错-氦泡交互作用转变为位错-界面交互作用。

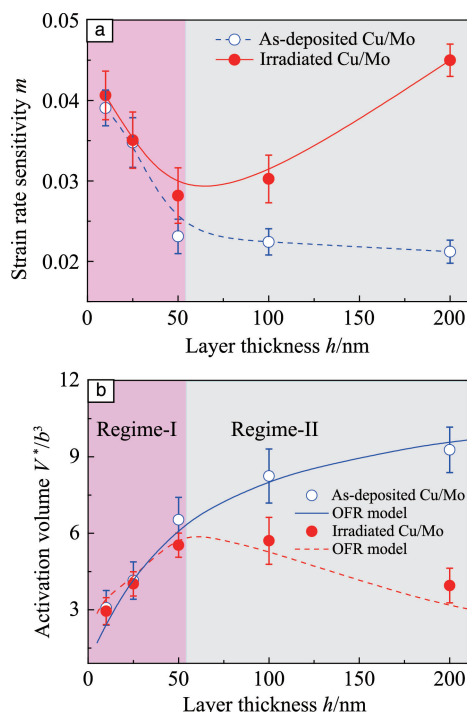


图 6 He^+ 辐照前后 Cu/Mo 金属叠层材料的应变速率敏感性指数 m (a) 和应力激活体积 V^* (b) 随单层厚度 h 的变化关系, 图 6b 中的实线和虚线是通过 OFR 模型得到的拟合曲线^[26]

Fig. 6 Experimental results of strain rate sensitivity m (a) and activation volume V^* (b) as a function of the layer thickness h for the Cu/Mo nanolaminates before and after He^+ implantation, the solid and dashed curves in fig. 6b are calculated from the OFR model^[26]

进一步考虑到软相 Cu 层主导塑性变形, 作者^[26]对辐照前后 Cu/Mo 叠层材料的应变速率敏感性指数 m 和应力激活体积 V^* 的尺寸效应, 即位错与界面和位错与气泡交互作用的竞争效应进行定量分析。基于 Nabarro 提出的被钉扎的位错以 Orowan-Frank-Read 形式弓出的热激活脱钉过程(OFR 模型), 对位错在强、弱两类钉扎条件下所需要的激活体积进行了理论预测。叠层材料中的异质界面或者晶界被认为是具有无限强度 (σ_{CLS}) 的强钉扎, 位错将层内弓弯滑移。相比之下, 氦气泡作为弱钉扎具有有限强度 (σ_{Orowan}), 可动位错能够切过气泡。根据

Nabarro 的推导, OFR 模型可以表述为式 (1) 和式 (2) 两种形式^[34]。

对于不可穿透的强钉扎, 表达式为式 (1):

$$V^* = K_1 \left(1 - \frac{\sigma_{\text{Orowan}}}{\sigma_{\text{CLS}}} \right)^{1/2} b l^{*2} \quad (1)$$

对于可穿透的弱障碍物, 表达式为式 (2):

$$V^* = K_2 \left(1 - \frac{b l \sigma_{\text{Orowan}}}{F} \right)^{1/2} b^2 l^* \quad (2)$$

式中, b 是铜层内偏位错伯氏矢量的模, K_1 和 K_2 为比例因子, F 为障碍物所承受的最大载荷, l^* 为等效钉扎点间距或者等效位错源长度。计算结果表明, OFR 模型能够很好地描述 Cu/Mo 叠层材料应变速率敏感性的尺寸效应, 如图 6b 所示。

4.2 晶体/非晶金属叠层材料

由于非晶合金具有与金属晶体材料迥然不同的结构特征, 因此由晶体与非晶材料交替叠加构成的晶体/非晶叠层材料很可能具有不同于晶体/晶体叠层材料的力学特性。现有研究表明: 与等层厚晶体/晶体叠层材料类似, 等层厚晶体/非晶叠层材料 He^+ 辐照前仍然呈现出随层厚减小单调增加的应变速率敏感性^[32], 然而非等层厚晶体/非晶叠层材料的应变速率敏感性受到组元非晶层体积分数的影响强烈, 表现出不同于晶体/晶体叠层材料的力学行为。例如, 作者^[29]通过对等层厚 Cu/Cu60Zr40 晶体/非晶纳米叠层材料的应变速率敏感性的研究发现: 随着层厚由 150 nm 减小至 2.5 nm, 应变速率敏感性指数 m 由 0.015 单调增加至 0.047, 但是略低于相同内在特征尺寸下 Cu/Mo 叠层材料的 m 值, 如图 7 所示。这表明, 与组元 Mo 相比, 组元 Cu-Zr 非晶的应变速率敏感性更低。Wang 等^[31]通过对调制周期恒定 (100 nm) 的非等层厚的 Cu/Cu75Zr25 晶体/非晶纳米叠层材料应变速率敏感性的研究发现: 随着组元非晶层体积分数由 10% 增加到 90%, 其 m 值由 0.013 减小至 -0.01, 即应变速率敏感性由正转负。这是由于尽管随着层厚的减小组元 Cu 层的 m 值单调增加, 但同时组元非晶层晶化导致组元非晶层的 m 值降低, 二者之间的竞争效应决定了 Cu/Cu-Zr 晶体/非晶纳米叠层材料的应变速率敏感性。

作者^[29]通过对 He^+ 辐照后等层厚 Cu/Cu60Zr40 晶体/非晶纳米叠层材料的应变速率敏感性的研究发现: 随着层厚由 150 nm 减小至 50 nm, 应变速率敏感性指数 m 单调降低; 当进一步减小层厚至 10 nm 时, m 值反而呈现单调增加的趋势; 当层厚小于 5 nm 时, 应变速率敏感性指数 m 又急剧降低且与层厚无关, 为恒定值, 如图 7a 所示。应力激活体积 V^* 随层厚的变化趋势与指数 m 的变化规律相反。如前所述, He^+ 辐照后, Cu/Cu60Zr40 晶体/

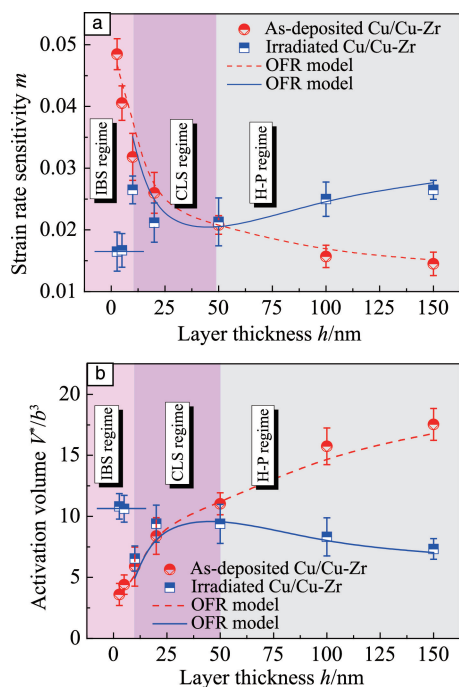


图 7 He^+ 辐照前后 Cu/Cu-Zr 金属叠层材料的应变率敏感性指数 m (a) 和应力激活体积 V^* (b) 随单层厚度 h 的变化关系, 图 7 中的实线和虚线是通过 OFR 模型得到的拟合曲线^[29]

Fig. 7 Experimental results of strain rate sensitivity m (a) and activation volume V^* (b) as a function of the layer thickness h for the Cu/Cu-Zr nanolaminates before and after He^+ implantation, the solid and dashed curves in fig. 7b are calculated from the OFR model^[29]

非晶纳米叠层材料的微观结构发生了明显的变化, 应变率敏感性随层厚的变化表明了辐照后其内在的变形机制发生了根本性的变化。具体来说, 当层厚 $h \geq 50$ nm 时, 晶体层内位错-氢泡交互作用与显著晶化的非晶层协同作用决定应变率敏感性; 当层厚 $50 \text{ nm} > h \geq 10$ nm 时, 位错-界面与位错-氢泡的协同作用决定应变率敏感性; 当层厚 $h < 10$ nm 时, 位错-界面交互作用控制应变率敏感性。相应地, Cu/Cu₆₀Zr₄₀ 晶体/非晶纳米叠层材料的应变率敏感性的尺寸效应也可以通过 OFR 模型进行量化分析, 如图 7b 所示。

5 结 语

金属纳米叠层结构材料由于其灵活多变的组元种类与微观结构特征, 成为工程与微电子领域潜在的高强高韧结构材料。此类材料复合效应的物理基础正是源于组元材料的性能差异及其微观结构, 尤其是界面结构/特性。因此, 将微观结构表征与机理研究相结合, 在更深的层次上揭示材料微观结构特征与宏观力学特性的内在联系, 建立行之有效的材料组分与结构设计准则, 进而通过界面工程在原子尺度上调控层状结构材料的界面结

构/特性来调控其极端环境下使役性能, 是未来研究的热点与挑战。

参考文献 References

- [1] Zinkle S J, Busby J T. *Materials Today*[J], 2009, 12(11): 12-19.
- [2] Beyerlein I J, Demkowicz M J, Misra A, et al. *Progress in Materials Science*[J], 2015(74): 125-210.
- [3] Bai X M, Voter A F, Hoagland R G, et al. *Science*[J], 2010, 327(5973): 1631-1634.
- [4] Kashinath A, Misra A, Demkowicz M J. *Physical Review Letters*[J], 2013, 110(8): 086101.
- [5] Han W, Demkowicz M J, Mara N A, et al. *Advanced Materials*[J], 2013, 25(48): 6975-6979.
- [6] Beyerlein I J, Caro A, Demkowicz M J, et al. *Materials Today*[J], 2013, 16(11): 443-449.
- [7] Demkowicz M J, Misra A, Caro A. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*[J], 2012, 16(3): 101-108.
- [8] Hetherly J, Martinez E, Di Z F, et al. *Scripta Materialia*[J], 2012, 66(1): 17-20.
- [9] Demkowicz M J, Bhattacharyya D, Usov I, et al. *Applied Physics Letters*[J], 2010, 97(16): 161903.
- [10] Li N, Nastasi M, Misra A. *International Journal of Plasticity*[J], 2012, 32(33): 1-16.
- [11] Fu E G, Misra A, Wang H, et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2010, 407(3): 178-188.
- [12] Wei Q M, Li N, Mara N, et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(16): 6331-6340.
- [13] Li N, Fu E G, Wang H, et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 389(2): 233-238.
- [14] Zhang X H, Hattar K, Chen Y X, et al. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 96: 217-321.
- [15] Zhang J Y, Zhang X, Wang R H, et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(19): 7368-7379.
- [16] Kim J Y, Jang D, Greer J R. *Advanced Functional Materials*[J], 2011, 21(23): 4550-4554.
- [17] Meyers M A, Mishra A, Benson D J. *Progress in Materials Science*[J], 2006, 51(4): 427-556.
- [18] Chen J, Lu L, Lu K. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(11): 1913-1918.
- [19] Wei Q, Cheng S, Ramesh K T, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2004, 381(1-2): 71-79.
- [20] Koehler J S. *Physical Review B*[J], 1970, 2(2): 547-551.
- [21] Sun Jun(孙 军), Zhang Jinyu(张金钰), Wu Kai(吴 凯), et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(10): 1249-1258.
- [22] Zhu Xiaoying(朱晓莹), Pan Feng(潘 峰). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2011, 30(10): 1-13.
- [23] Zhang G P, Zhu X F. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2014, 50(2): 148-155.
- [24] Liu Y, Bufford D, Wang H, et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(5): 148-155.

- 1924–1933.
- [25] Zhang J Y, Zhang X, Liu G, *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2011, 528(6): 2982–2987.
- [26] Zhang J Y, Zeng F L, Wu K, *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2016, 673(15): 530–540.
- [27] Di Z, Bai X M, Wei Q, *et al. Physical Review B*[J], 2011, 84(5): 052101.
- [28] Ding M S, Tian L, Han W Z, *et al. Physical Review Letters*[J], 2016, 117(21): 215501.
- [29] Zhang J Y, Wang Y Q, Liang X Q, *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 92: 140–151.
- [30] Niu J J, Zhang J Y, Liu G, *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(9): 3677–3689.
- [31] Wang Y Q, Zhang J Y, Liang X Q, *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 95: 132–144.
- [32] Zhang J Y, Wang Y Q, Wu K, *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2014, 612: 28–40.
- [33] Zhu T, Li J, Samanta A, *et al. Physical Review Letters*[J], 2008, 100(2): 025502.
- [34] Nabarro F R N. *Acta Metallurgica et Materialia* [J], 1990, 38(2): 161–164.

(编辑 张雨明 惠 琼)



特约撰稿人孙 军

孙 军: 男, 1959 年生, 西安交通大学教授、博士生导师。1982 年在吉林工业大学获工学学士学位, 1986 年和 1989 年分别在西安交通大学获工学硕士和博士学位。1992~1995 年获加拿大国家科学与工程研究理事会(NSERC)“国际研究员”研究奖学金(女王大学)。1999 年获国家杰出青年科学基金资助, 并受聘“长江学者奖励计划”特聘教授, 首批“新世纪百千万人才工程国家级人

选”入选者, 首批教育部“长江学者创新团队”学术带头人。2002 年起任金属材料强度国家重点实验室主任, 2005~2016 年任西安交通大学材料学院院长。主要研究领域为金属材料的强韧化及其微纳尺寸效应, 包括金属材料微观组织优化和力学性能等研究, 涉及铜合

金、铝合金、钛合金、形状记忆合金和纳米金属多层膜材料等。连续两次受聘担任国家“973 计划”项目首席科学家, 所带领的团队获得基金委创新研究群体项目连续两期支持。先后主持国家外专局首批“111 引智计划”项目、国家自然科学基金委“重大国际合作”项目和“863 计划”新材料技术领域重点项目。已在包括 *Nature*, *Nature Materials* 等国际学术期刊上发表论文 200 余篇, 被 SCI 他引 3000 余篇次。在包括国际断裂大会和中国材料大会在内的大型系列国际会议作大会邀请报告十余次。以第一发明人获授权 20 件国家发明专利。所主持完成的研究成果入选了 2010 年度“中国高等学校十大科技进展”, 以第一完成人获得 2013 年度国家技术发明二等奖和 2017 年度国家自然科学基金二等奖各 1 项。学术兼职主要有: 中国材料研究学会常务理事兼疲劳分会副理事长, 中国机械工程学会理事兼材料分会理事长。