

特约专栏

纳米双金属多层膜力学行为的研究进展

沈心成, 张子扬, 张运伍, 操振华

(南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210000)

摘要: 纳米双金属多层膜是由 2 种金属按照一定的调制周期交替沉积而形成的一种层状薄膜材料, 凭借着特殊的结构和优异的物理、化学和力学性能, 在微机电系统、机械加工以及微电子器件等领域有着广泛的应用潜力, 被国内外学者广泛关注和研究。针对近年来纳米金属多层膜力学行为的研究现状, 围绕纳米金属多层膜的微观结构、力学性能及其内在塑性变形机制 3 个方面进行了综述。总结了纳米金属多层膜中的晶粒尺寸、孪晶以及异质界面等微观结构, 分析了这些因素对其力学性能的影响, 阐述了力学性能和塑性变形的尺寸效应, 介绍了兼具良好强度和塑性的纳米金属多层膜设计策略, 可通过控制多层膜的调制周期和引入合适的界面结构制备具有高强度/塑性的纳米金属多层膜, 讨论了影响纳米金属多层膜塑性变形的内禀机制及主要影响因素。最后, 对纳米金属多层膜未来的发展方向进行了分析和展望。

关键词: 纳米金属多层膜; 微观结构; 尺寸效应; 界面结构; 力学性能

中图分类号: TB383 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)01-0001-10

引用格式: 沈心成, 张子扬, 张运伍, 等. 纳米双金属多层膜力学行为的研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(1): 1-10.

SHEN X C, ZHANG Z Y, ZHANG Y W, *et al.* Progress in Research on the Mechanical Behavior of Nanostructured Bimetal Multilayers [J]. Materials China, 2024, 43(1): 1-10.

Progress in Research on the Mechanical Behavior of Nanostructured Bimetal Multilayers

SHEN Xincheng, ZHANG Ziyang, ZHANG Yunwu, CAO Zhenhua

(College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 210000, China)

Abstract: Nanostructured metallic multilayers are a type of layered thin film material composed of two or more metals by alternating deposition. They are deposited in a specific pattern which creates a layered structure. With their special structure and excellent physical, chemical and mechanical properties, they are applicable in various fields, such as micro-electro-mechanical systems, machining, and microelectronic devices. As a result, they have garnered significant attention and research from researchers worldwide. This review aims to provide an overview of recent research progress on the mechanical behavior of nanostructured metallic multilayers. It specifically focuses on three key aspects: microstructural characteristics, mechanical properties, and inherent plastic deformation mechanisms. The microstructure characteristics of grain size, twins and heterogeneous interfaces in nanostructured metallic multilayers, and their effects on mechanical properties are analyzed. The size effects on the mechanical properties, plastic deformation of nanostructured metallic multilayers and the design strategies for high strength and ductility are discussed. Nanostructured metallic multilayers with high strength/ductility can be achieved by controlling the modulation period of the multilayers and introducing suitable interface structures. The intrinsic mechanisms and main influencing factors affecting the plastic deformation of nanostructured metallic multilayers are discussed. At last, the future development trends of nanostructured metallic multilayers are analyzed and prospected.

Key words: nanostructured metallic multilayers; microstructure; size effect; interface structure; mechanical property

收稿日期: 2023-09-13 修回日期: 2023-11-22

基金项目: 国家自然科学基金项目(52071176, 51671103); 江苏

高校优势学科建设工程项目

第一作者: 沈心成, 男, 2000 年生, 硕士研究生

通讯作者: 操振华, 男, 1979 年生, 教授, 博士生导师,

Email: zhenhuacao@njtech.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202309010

1 前言

人类社会的发展离不开金属材料, 这是因为金属材料在工业制造、交通运输和信息通讯等领域都发挥着重

要作用。随着科技的进步,人们对金属材料的研究不断深入^[1]。其中,双金属多层膜作为金属材料中的一种,与块体材料不同,由于其特殊的微结构,呈现出优异的物理、化学及力学性能,引起人们的广泛关注^[2-5]。双金属多层膜是由 2 种金属按照一定的调制周期 λ 或调制比 η ^[6],交替沉积而成的一种薄膜材料。在纳米尺度下对双金属多层膜单层厚度(h)进行调控,可获得达到理论强度值 $1/3 \sim 1/2$ 的高强度^[7],远大于通过混合规则计算的强度值。随着层厚的减小,在许多纳米金属多层膜中都观察到了显著的强化效应。通过在层与层之间引入高密度界面,不但可以提高多层膜的强度、耐磨损性和耐腐蚀性,还可以改变多层膜的电导率和磁导率。这些优异的性能使得金属多层膜在微电子器件等领域具有广泛的应用潜力。因此,如何设计多层膜的调制周期和引入合适的界面结构,成为提升其性能的关键。由于金属多层膜界面结构十分复杂,进一步研究其微观结构对理解金属多层膜力学特性具有重要意义。经过大量的实验研究和模拟计算,研究者们提出了适用于多种金属多层膜的强化模型,如 Hall-Petch 强化^[8]、模量错配(Koehler)^[7]、共格应力^[9]等模型,这些模型的建立为人们研究金属多层膜的力学特性提供了理论依据。

2 纳米双金属多层膜的微结构特征

2.1 纳米晶粒

晶粒尺寸和形状直接影响纳米金属多层膜的力学性能^[10]。纳米金属多层膜的晶粒可以分为等轴晶、柱状晶和超晶格柱状晶 3 种^[11]。Ag/Co^[12]和 Ag/Cu^[13]多层膜具有典型的等轴晶,其晶粒尺寸接近单层厚度;Ag/Ni^[14]和 Cu/W^[15]多层膜则具有层内柱状晶,其横向晶粒尺寸比单层厚度大几倍;而具有超晶格柱状晶的 Cu/Ni^[16]、Cu/Nb^[5]、Ni/Ru^[17]多层膜,其晶粒是通过每层的共格外延生长形成的。Bauer 等^[18]提出了 fcc/bcc 多层膜的超晶格结构形成准则,当表面能错配比 $\Gamma_{AB} = 2 |(\gamma_A - \gamma_B) / (\gamma_A + \gamma_B)| < 0.5$ 且原子半径比 $r_{AB} \leq 1.00$ 或 $r_{AB} \geq 1.15$ 时,可以形成超晶格结构,并且层厚越小越容易形成。Wen 等^[12-15, 17]研究了 Ag/Co、Ag/Cu、Ag/Ni、Cu/W 和 Ni/Ru 多层膜的微观结构与力学特性,结果表明,变形行为受晶粒形状影响。具有等轴晶的 Ag/Co 和 Ag/Cu 多层膜变形机制以非均匀剪切变形为主,具有层内柱状晶的 Ag/Ni 和 Cu/W 多层膜则是均匀变形,而具有超晶格柱状晶的 Ni/Ru 多层膜的变形机制以滑动剪切为主。

Cao 等^[19]采用磁控溅射制备了 Ag/Nb 多层膜,截面组织如图 1 所示,多层膜层状结构均匀,异质界面清晰,并且观察到柱状晶,其晶粒尺寸随层厚的减小而不断减小。多层膜晶粒尺寸减小原因有 2 个:一是,多层膜中

原子扩散动能低,减缓了沉积过程中的晶粒生长;二是,随着层厚的减小,晶界数量大幅增加,较高的晶界能使晶粒生长受到限制,导致晶粒尺寸减小。

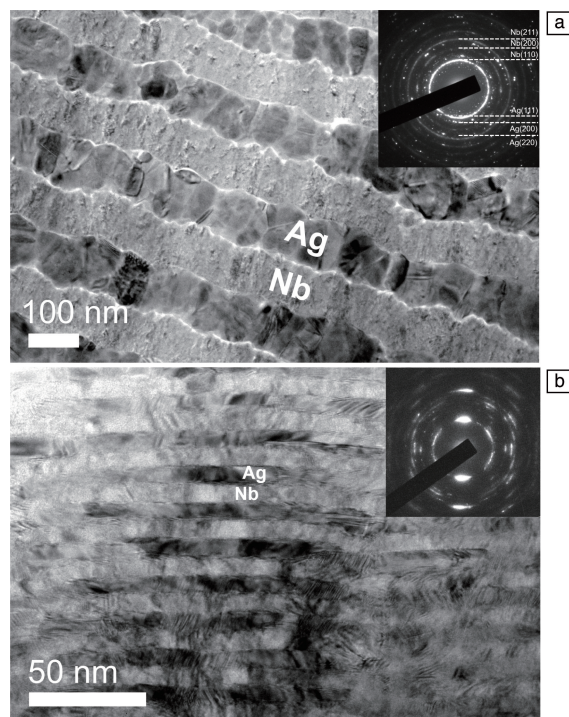


图 1 单层厚度分别为 100(a)和 10(b) nm 的 Ag/Nb 多层膜截面 TEM 照片^[19]

Fig. 1 Cross-sectional TEM images of Ag/Nb multilayer with thickness of 100 (a) and 10 (b) nm^[19]

对于晶体/非晶纳米金属多层膜,当非晶层厚度足够薄时,晶体层可以容纳塑性,抵消非晶层的剪切变形,提高晶体/非晶多层膜的延展性^[20, 21]。Fan 等^[22]采用磁控溅射制备了单层厚度在 1~200 nm 的 Cu/非晶 CuNb 多层膜。多层膜层界面清晰,Cu 的平均柱状晶粒尺寸与层厚相当。此外,在 Cu 层中还发现了大量的纳米孪晶和层错。利用高分辨透射电镜(high resolution transmission electron microscopy, HRTEM)观察到 Cu 层和非晶 CuNb 层之间形成了薄的半晶化中间层,该中间层阻碍位错在界面上传递,从而影响层间塑性传递。同时,分子动力学(molecular dynamics, MD)模拟表明,Cu 层中的位错塞积降低了非晶 CuNb 层中剪切转变区的激活应力。

2.2 异质界面

大量研究工作表明不同界面结构对于纳米金属多层膜的力学性能具有重要影响,包括 fcc/fcc^[23], bcc/bcc^[24], fcc/bcc^[25, 26], fcc/amorphous^[22]不同体系的异质界面。异质界面结构与晶格常数、晶体结构和相邻层滑移系统有关。在立方结构金属多层膜中,根据各组元之间界面的匹配关系,可将界面分为透明界面和模糊界面。

根据滑移面在界面上的连续性,基于晶格错配度(δ),多层膜界面可分为共格界面、半共格界面和非共格界面3种。当 $\delta < 5\%$ 时,两层的晶格常数接近相等,界面上的原子同处于晶格点阵的节点上,称为共格界面,若在界面完美匹配且方向一致,又可称为外延生长。在外延生长初期,界面错配度由弹性变形吸收,一旦超过临界厚度,界面处就会出现错配位错。当 $5\% < \delta < 10\%$ 时,两组元之间的晶格常数相差较大,界面存在大的弹性畸变,为了达到平衡,错配位错会在界面形成,此时称为半共格界面。当 $\delta > 10\%$ 时,由于晶格常数相差很大,界面晶格错配度高,相邻层之间的滑移系统没有连续性,此时称为非共格界面^[27]。因此,半共格界面中存在2个区域,分别为原子相互匹配的共格区以及存在错配位错的非共格区。对于Cu/Ni多层膜,Cu和Ni晶体结构相同,晶格错配度约为2.5%,通常存在共格界面。Liu等^[28]采用磁控溅射制备了Cu/Ni多层膜,并利用透射电镜对其截面的微观结构进行观察。在 $h = 1$ nm时,发现Cu和Ni层间形成了共格孪晶界面。Hou等^[29]采用磁控溅射制备了Ti/Ta多层膜,界面结构如图2a和2b所示。当 $h \leq 7.5$ nm时,Ti层完全相变,形成bcc/bcc Ti/Ta共格界面;当 $h > 7.5$ nm时,Ti层部分相变,同时存在bcc/bcc Ti/Ta共格界面和bcc/hcp Ti/Ti相界面。在Cu/Ag多层膜^[30]中, $h = 5$ nm时,界面结构如图2c和2d所示,具有典型的半共格界

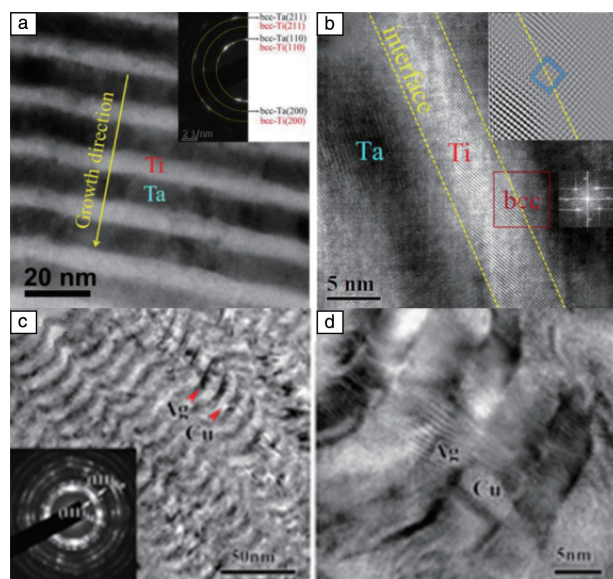


图2 单层厚度为7.5 nm的Ti/Ta多层膜截面TEM和HRTEM照片(a, b)^[29];单层厚度为5 nm的Ag/Cu多层膜截面TEM和HRTEM照片(c, d)^[30]

Fig. 2 Cross-sectional TEM and HRTEM images of Ti/Ta multilayer with layer thickness of $h = 7.5$ nm (a, b)^[29]; cross-sectional TEM and HRTEM images of Ag/Cu multilayer with $h = 5$ nm (c, d)^[30]

面,柱状晶尺寸大于层厚,并且在界面处观察到Cu层和Ag层之间的外延生长,证明了Cu/Ag多层膜具有很强的fcc/fcc取向关系。同时界面存在大量层错,提高了多层膜的强度。当 $h < 5$ nm时,在XRD图谱中观察到了卫星峰,说明多层膜存在超晶格结构。上述这些fcc/fcc和bcc/bcc结构的多层膜中通常具有共格界面。

对于非共格界面,通常存在于fcc/bcc和fcc/amorphous等结构的多层膜中。但是在Cao等^[19]制备的Ag/Nb多层膜中,在小尺度下观察到共格界面,如图3。图3a显示Ag和Nb层之间存在约4 nm厚的明亮条纹区域,图3b表明该区域具有无序原子结构,为非晶区。单金属层越厚,Ag原子越容易扩散到Nb层中。当Nb层中Ag原子的含量超过10%时,可以得到非晶层。当 $20 \text{ nm} > h > 2.5$ nm时,非晶界面转变为fcc/bcc结构,并且界面变得共格,如图3c和3d所示($h = 10$ nm)。由于Ag和Nb之间的晶格错配度只有约1%,小的晶格错配有利于在fcc(111)/bcc(110)晶体方向上的外延生长,其中fcc

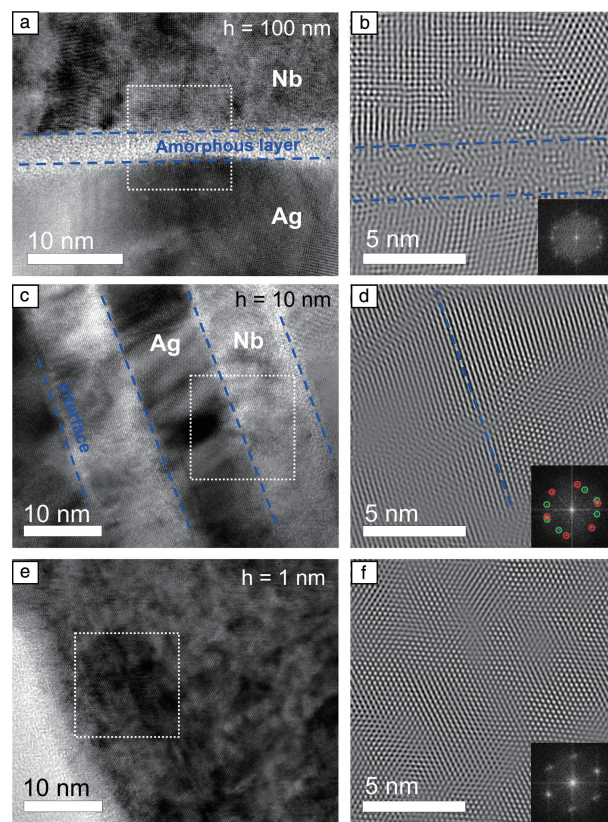


图3 单层厚度分别为100(a), 10(c)和1(e) nm的Ag/Nb多层膜截面HRTEM照片,图2a、2c和2e相应白框区域的反傅里叶转换图像(b, d, f)^[19]

Fig. 3 Cross-sectional HRTEM images of the as-deposited Ag/Nb multilayers with $h = 100$ (a), 10 (c) and 1 (e) nm, respectively; corresponding inverse Fourier-filtered images of the selected areas marked in fig. 2a (b), fig. 2c (d) and fig. 2e (f)^[19]

晶体(111)晶面上的原子排列与 bcc 晶体(110)晶面上的原子排列一致。随着 h 减小到 1 nm 时, Ag/Nb 多层膜 fcc/bcc 界面消失(图 3e), 出现 fcc/fcc 共格界面(图 3f), 原因是 Nb 在极薄的厚度下由 bcc 转变为 fcc 相。具有 2 种不同晶体结构的异质界面比具有相同晶体结构的共格界面具有更高的强化能力, 这是由于前者具有较强的阻碍位错滑移强度^[31, 32]。在 Ag/Nb 和 Cu/Nb 多层膜中, 利用 HRTEM 观察到界面上存在 2 种不同的取向关系, 分别为 Kurdjumov-Sachs(K-S)取向关系和 Nishiyama-Wasserman(N-W)取向关系。由于多层膜非共格界面具有较低的剪切强度, 在外部载荷作用下, 容易发生剪切。Wang 等^[33, 34]采用原子模拟研究了位错与非共格界面之间的相互作用, 发现 Cu/Nb 界面剪切强度具有很强的各向异性, 强烈依赖于界面原子结构。

对二维(2D)界面结构的调控可以提高纳米金属多层膜的强度、变形能力和抗辐射损伤能力。2020 年, Chen 等^[35]制备出具有三维(3D)界面的 Cu/Nb 多层膜, 该 3D 界面是由纯 Cu 和 Nb 的化学/结构梯度组成, 如图 4 所示。虽然 3D 界面上的原子排列没有完美晶格有序, 但其界面为晶体而不是非晶, 具有短程有序。在塑性变形过程中, 3D 界面不像 2D 界面那样阻碍位错传递, 而是通过位错在界面直接传递或在界面上被吸收, 然后再释放位错来传递应变。研究还发现 3D Cu/Nb 多层膜具有更高的屈服强度, 比 2D Cu/Nb 多层膜提高了 50%。

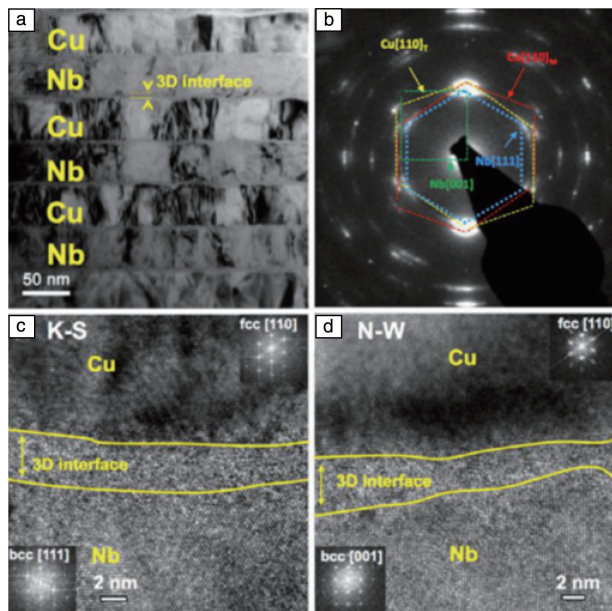


图 4 含三维界面的 Cu/Nb 多层膜截面 TEM 照片(a)、选区电子衍射(SAED)花样(b)和界面 HRTEM 照片(c, d)^[35]

Fig. 4 Cross-sectional TEM image (a), selected area electron diffraction (SAED) pattern (b), and HRTEM images of the interface (c, d) of the Cu/Nb multilayer containing 3D interfaces^[35]

3 纳米双金属多层膜的力学特性

3.1 强度/硬度

对纳米金属多层膜的关注最初起源于强度/硬度的数量级提高^[36]。通常, 随着 h 的减小, 多层膜的硬度会迅速升高, 在某一临界值到达饱和, 并且该处的硬度值一般大于混合规则计算结果。之后, 随着 h 的进一步减小, 多层膜的硬度一般保持不变或是下降。研究者们利用纳米压痕测试得出了各类纳米多层膜的硬度, 如 fcc/fcc 结构 Cu/Ni^[8]、Cu/Au^[37]、Cu/Co^[38]、Ag/Al^[39]、Ag/Cu^[40]; fcc/bcc 结构 Cu/Cr^[8]、Cu/Nb^[8]、Cu/W^[15]、Cu/V^[41]、Ag/Nb^[42]、Al/Nb^[43] 多层膜。不同纳米金属多层膜强度随 $h^{-1/2}$ 的变化规律如图 5 所示^[44], 当 $h > 20$ nm 时, 多层膜的强度随着 h 的减小呈单调增大, 符合 Hall-Petch 模型; 当 $h < 20$ nm 时, Hall-Petch 模型失效, 多层膜强度随 h 减小强化效应减弱, 此时强化机制为单位错的滑动; 当 h 继续减小到几纳米, 其强度不再随 h 的减小而单调增大, 而是达到了饱和甚至发生软化现象。根据多层膜的强度随单层厚度的变化趋势, 可以将变化曲线分成 3 个区域^[45]: ① 层厚在亚微米尺度时($h > 50$ nm), 由于界面的阻碍, 位错在界面塞积, 硬度随 h 的减小而增大, 遵循 Hall-Petch 模型; ② h 在纳米尺度下(10~50 nm), 由于层内位错密度小, 位错难以穿越界面, 只能在层内沿平行于界面的方向滑移, 此时薄膜的硬度通常遵循约束层滑移(confined layer slip, CLS)模型; ③ 当 h 为几个纳米时, 单个位错在层内滑移所需的应力远大于穿越界面所需的应力, 位错穿越界面为主导机制, 薄膜硬度遵循界面阻碍强化(interface barrier strength, IBS)模型。

除了多层膜的调制周期能影响其强度之外, 界面类型和晶体结构也是影响其强度的一个关键因素。图 6a 为 Cu/Ta、Cu/Ag 和 Ag/Nb 多层膜的硬度与 h 之间的关系^[30]。为了进一步地揭示多层膜的强化行为, 测得强度随 $h^{-1/2}$ 的函数关系, 如图 6b 所示^[30]。可以看出, 3 种多层膜体系的强度/硬度随 h 的减小而变化, 并且还表现出不同的尺寸效应。在 Ag/Nb 多层膜中, 强度随 h 减小而增大, 符合 Hall-Petch 模型, 即使 h 减小到 1 nm, 强度仍然增大, 无软化行为。Ag(111)与 Nb(110)晶格错配度约为 1%, 容易形成异质外延的共格界面。当单层厚度较大时, 错配位错使共格应力松弛; 然而, 当 $h < 5$ nm 时, 错配位错减少, 共格应力成为主导应力。此外, 在多层膜中还发现高密度层错区域, 它阻碍位错在界面滑移, 所以多层膜强度随 h 减小而增大。Cu/Ta 多层膜强度随 h 减小先增大, 符合 Hall-Petch 模型, 在 $h = 10$ nm 时强度达到最大值, 此时 Ta 层由较硬的亚稳四方 β -Ta(002)

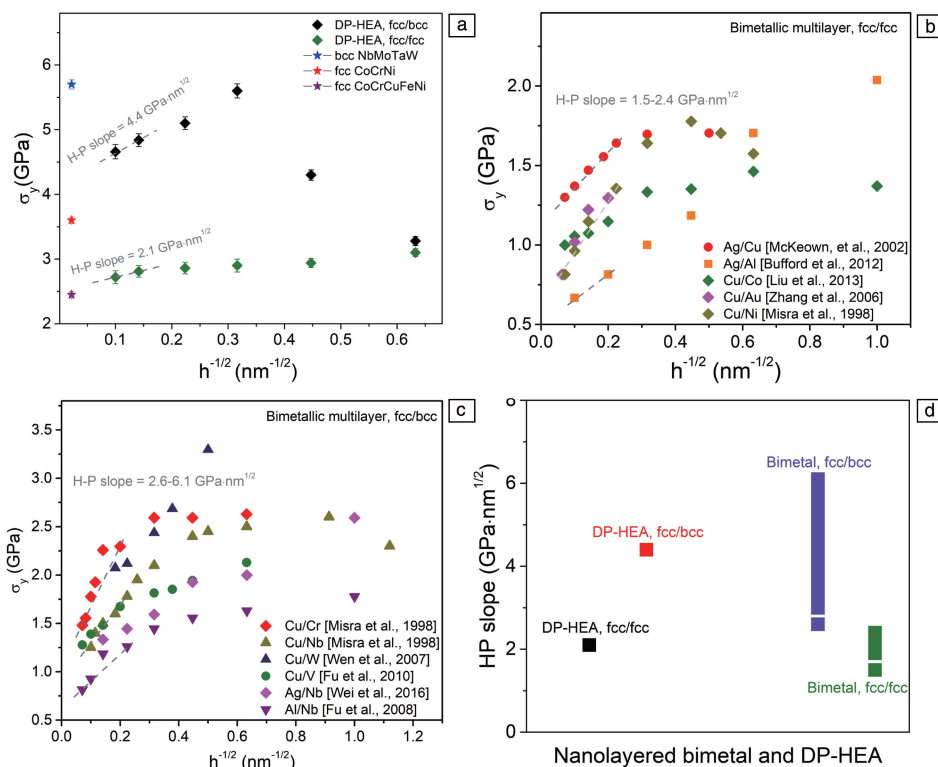


图 5 纳米多层高熵合金薄膜的屈服强度随 $h^{-1/2}$ 的变化规律 (a)；fcc/fcc (b) 和 fcc/bcc (c) 结构双金属多层膜的屈服强度随 $h^{-1/2}$ 的变化规律；高熵合金和双金属多层膜的 Hall-Petch 斜率对比 (d) [44]

Fig. 5 Yield strength as a function of $h^{-1/2}$ for nanolaminate HEAs system (a)；yield strength as a function of $h^{-1/2}$ for fcc/fcc (b) and fcc/bcc (c) bimetallic multilayers reported in the literatures；Hall-Petch slope for HEAs and bimetallic multilayers (d) [44]

和 α -Ta(110) 组成。当 h 从 10 nm 减小到 5 nm，出现明显的软化现象，主要原因是亚稳 β -Ta(002) 完全转变为 α -Ta(110)；当 h 继续减小到 1 nm，此时强度保持不变。对于 Ag/Cu 多层膜， $h=50$ nm 时强度大于 $h=20$ nm 的多层膜，出现了反 Hall-Petch 现象，这是由于多层膜界面结构为曲折的锯齿形状，位错在界面滑移困难，导致其强度偏大。随 h 进一步减小，除了界面阻碍位错，大量的层错也阻碍位错滑移，导致强度增大，当 $h=5$ nm 时多层膜强度达到最大，之后随 h 减小发生软化。通过对比这 3 种多层膜强度变化，发现差异主要集中在 1~5 nm 范围内，Cu/Ta、Ag/Cu 和 Ag/Nb 多层膜强度分别呈现不变、软化和增大。通过对比这 3 种多层膜不同的强度变化曲线，发现差异主要集中在 1~5 nm 范围内。当层厚大于 5~10 nm 时，除了 $h=50$ nm 时 Cu/Ag 多层膜的强度高于 $h=20$ nm 的外，趋势相似。当 $h<5$ nm 时，Cu/Ta、Cu/Ag 和 Ag/Nb 多层膜的强度随 h 减小变化曲线分别呈现不变、软化和增大的变化趋势。通过比较不同界面类型的多层膜强度，发现具有 fcc/bcc 结构的的多层膜强度普遍比 fcc/fcc 结构的大，这是因为在 fcc/bcc 结构中各组元晶格错配较大，并且 bcc 结构的薄膜一般比 fcc 结构具有更高的硬度，这些因素都会导致 fcc/bcc 结构多层

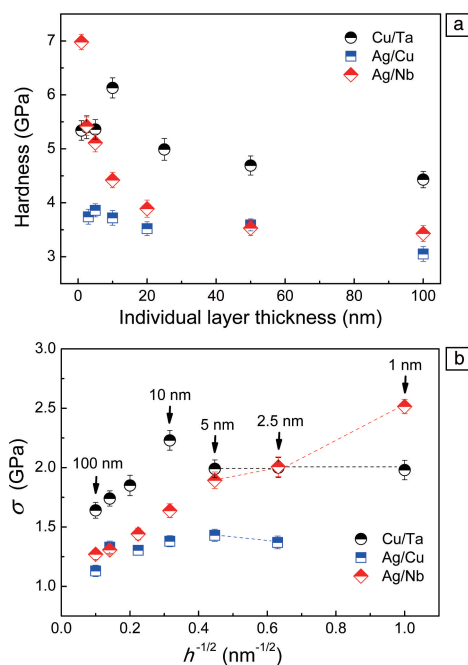


图 6 Cu/Ta、Ag/Cu 和 Ag/Nb 多层膜的硬度随单层厚度 h 的变化曲线 (a) 和强度随 $h^{-1/2}$ 的变化曲线 (b) [30]

Fig. 6 Hardness of Cu/Ta, Ag/Cu and Ag/Nb multilayers plotted as a function of h (a) and strength of the multilayers plotted as a function of $h^{-1/2}$ (b) [30]

膜具有更高的硬度。对于晶体/非晶纳米金属多层膜, Cui 等^[46]通过改变非晶层 CuZr 厚度和固定 Cu 层的厚度, 测量了 Cu/CuZr 多层膜的硬度。结果表明, 随着非晶层 CuZr 厚度的减小, 多层膜的硬度表现出强烈的尺寸效应。Cu/CuZr 多层膜的临界非晶层厚度为 20 nm, 当非晶层厚度大于 20 nm 时, 非晶层有效地阻碍位错运动, 发生剪切带变形, 导致界面软化, 多层膜表现出较小的硬度; 当非晶层厚度小于 20 nm 时, 多层膜发生均匀变形, 晶体/非晶界面起强化作用。

3.2 塑性

除了强度与硬度, 塑性是纳米金属多层膜另一个重要力学特性^[47]。随着 h 的减小, 纳米金属多层膜的变形通常由均匀变形过渡到剪切带变形, 因此强度的提升往往以牺牲多层膜塑性为代价。由于位错容易被界面或自由表面吸收, 这在很大程度上会影响多层膜的塑性变形。“越小越强”的一般原则^[48]在单晶微柱和纳米柱中得到了广泛的证明。例如, 随着金属微柱直径(D)的减小, 材料的强度显著增大。不同的是, 金属玻璃随着直径的减小而变得更软和更韧, 均匀变形为主导^[49]。相比之下, 纳米金属多层膜微柱的变形涉及到异质界面, 如共格界面、非共格界

面和晶体/非晶体界面, 塑性变形过程变得更加复杂。

在 Al/Al₃Sc 纳米多层膜^[50]中观察到明显的应变软化, 其共格界面对位错滑移的阻碍较小, 应变软化程度随 h 的增加而减小。对于半共格 Al/Pd 多层膜^[51], 当 $h < 10$ nm 时发生严重的剪切带变形。在非共格 Cu/Zr 多层膜^[52]中, 当 $h > 20$ nm 时, 变形仅依赖于纳米柱直径, 强度随着纳米柱直径 D 的减小而增加。在层厚较小的情况下, 纳米柱的强度大, 但是塑性下降。Cu/非晶 CuZr 多层膜^[53]在 $h = 10$ nm 的临界尺寸时, 纳米柱的变形模式由均匀变形转变为剪切带变形, 表明存在显著的尺寸效应。当 $h < 10$ nm 时, D 对塑性变形的影响变得显著, D 和 h 的共同作用使 Cu/非晶 CuZr 纳米柱具有 4.8 GPa 的超高强度。研究发现, 通过调控 D 或 h 可实现纳米金属多层膜的韧脆转变。Cao 等^[19]展示了 2 种调节 Ag/Nb 多层膜纳米柱脆性-延性转变的方法, 如图 7 所示。对于 $D = 1200$ nm 的纳米柱, 当 h 从 100 减小到 1 nm 时, 发生脆性到韧性的转变, 变形模式由突变剪切变形转变为多次剪切变形, 最后转变为均质共变形。这种变形模式的转变不同于多层膜 Cu/Zr (fcc/hep) 和 Al/Pd (fcc/fcc) 纳米柱, 其主要原因是 Ag/Nb 的界面结构与其他 2 种体系有

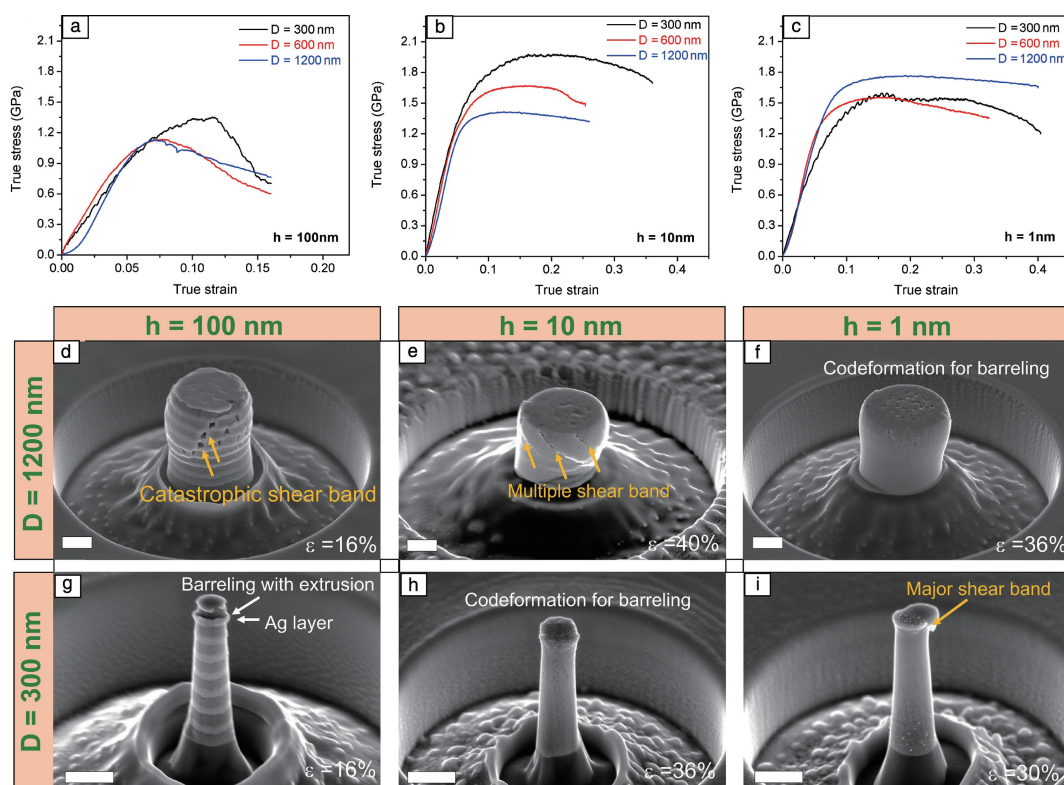


图 7 单层厚度分别为 100 (a)、10 (b) 和 1 (c) nm 的 3 种直径的 Ag/Nb 多层膜纳米柱的应力-应变曲线; 变形后不同层厚、直径的 Ag/Nb 多层膜纳米柱在 52° 倾斜下 SEM 照片 (d~i)^[19]

Fig. 7 Stress-strain curves of Ag/Nb multilayers pillars with three diameters and different h of 100 (a), 10 (b) and 1 (c) nm; typical 52°-tilted SEM images of the Ag/Nb multilayers pillars with three diameters and different h after deformation (d~i)^[19]

很大的不同。Cu/Zr 和 Al/Pd 多层膜均具有非共格和半共格界面，而 Ag/Nb 多层膜的界面随着 h 的减小由非晶层向共格界面演化。而对于 $D=300\text{ nm}$ 的纳米柱，随着 h 的减小，变形模式变化相反，即发生韧性-脆性转变。当 $h=100\text{ nm}$ 时，无剪切带的 Ag 层均匀变形是主导变形机制。当 $h=10\text{ nm}$ 时，塑性变形由均匀共变形主导。层厚 h 和直径 D 的减小使 Ag 层变硬，同时 fcc/bcc 共格界面对位错产生了强的阻碍作用。这 2 种因素导致了共变形过程。当 h 减小到 1 nm 时，由于直径和柱状晶粒尺寸较小，晶粒内的位错倍增失效，位错一旦通过共格界面，有限的柱状晶界并不能阻止剪切带的发生^[54, 55]。

纳米金属多层膜的力学特性不仅与界面结构相关，还受其晶粒尺寸的影响，所以从材料内部引入梯度变化的晶粒尺寸是获得良好强度和塑性匹配的有效策略^[56, 57]，其中纳米晶粒提供高流变应力以抵抗变形，粗晶粒维持大的均匀变形。Fang 等^[58]报道，梯度晶 Cu 的屈服强度是粗晶 Cu 的 2 倍，并能维持约 100% 的均匀塑性变形。在异质纳米结构材料中也发现了类似的强化作用，Wu 等^[59]报道异质层状结构纯 Ti 同时具有超细晶 Ti 的高强度和粗晶 Ti 的高延展性。Cao 等^[60]通过引入坚硬稳定的“人工”相界面，制备了具有等厚和梯度结构的 Cu/Ta 多层膜。微压缩试验表明，2 种异质结构具有超高的屈服强度和显著的均匀塑性应变。对于梯度结构试样，由 4 个梯度层组成，分别为软层（层厚为 100 nm 、 200 nm ）和硬层（层厚为 20 nm 、 50 nm ），其具有 3 个重复的梯度结构，3 段分别命名为 S1、S2 和 S3，实际上是一种典型的具有梯度晶粒尺寸和纳米层状相界面的异质结构。在压缩过程中，这 3 段依次发生变形。随着应变的增大，S1 段首先发生塑性变形，其余两段保持弹性变形。随应变进一步增大，软层由于应变硬化而变得更强，使得 S1 段难以再变形，应力积累从 S1 段向 S2 段传递，S2 段开始进行塑性变形。同样，当应变再次增大，应力从 S2 段传递到 S3 段，S3 段开始发生塑性变形。对于等厚纳米晶样品，随着层厚的减小，其变形更加均匀，高强度和抗压塑性的最佳结合在层厚为 20 nm 时。首先，随着层厚的减小，晶粒尺寸迅速减小；当层厚小于 50 nm 时，Cu 的平均面内晶粒尺寸小于 80 nm 。因此，由于小晶粒尺寸限制了位错增殖，位错塞积变得困难，位错在纳米晶金属难以塞积^[61, 62]，特别是对于尺寸小于 50 nm 的晶粒。MD 模拟还表明，由于位错的相互作用和增殖的减少，位错密度随着晶粒尺寸的减小而下降，这将减小界面处的应力集中，避免变形过程中剪切带的激活。其次，变形主要是由位错发射和异质界面的滑动来调节，而不是位错塞积，变形后 Cu 层中大量的位错发射证明了这一点。在 $h=20\text{ nm}$ 时，Cu 层的强度达到 1.1 GPa ，随着塑性应

变的增加，Cu 层的强度进一步提高。提高 Cu 层的强度可以降低界面的不相容性，但相界面仍比 Cu 层更硬，界面相对较低的不相容性通常可以抑制应变失稳，促进均匀的共变形。再次，与较硬、较薄的相界面相比，Cu 层仍然具有较大的塑性变形。此外，由于相界面的强约束作用，Cu 层完全限制在纳米柱内部变形，导致高应变区和高密度界面位错。随着塑性应变的增加，界面位错引起的背应力不断增加，最高可达 0.8 GPa 。背应力产生反向内应力，使部分位错成核的临界应力更高。因此， $h=20\text{ nm}$ 的等厚纳米多晶样品完全保持了均匀的共变形，具有高强度和高塑性。这种具有“人工”相界面的异质结构被证明是获得高强度且高塑性金属多层膜材料的有效途径。

4 纳米双金属多层膜的变形机制

目前，广泛用于解释纳米金属多层膜强化行为尺寸效应的模型是 Misra 等^[45]提出的 Hall-Petch 模型、CLS 模型和 IBS 模型。基于位错塞积理论推导出 Hall-Petch 斜率 K 与峰值硬度 H_{peak} 之间的关系， K 值越大表明多层膜在较大的 h 下可以达到饱和强度，甚至是组分的理想强度^[63]。此外，研究者们试图将纳米金属多层膜的峰值硬度与其物理参数相关联^[43, 64, 65]，如组元的层错能 ($\Delta\gamma_{\text{sf}}$)、模量错配 ($\Delta\mu$)、混合焓 (ΔH_{mix}) 等。然而，由于界面与位错相互作用的复杂性，难以定量描述其变化趋势。Liu 等^[66]指出 ΔH_{mix} 对晶体/晶体界面处的界面剪切强度有很大的影响，界面临界剪切应力随正 ΔH_{mix} 的减小而增大，但随 ΔH_{mix} 变为负值而开始减小。 ΔH_{mix} 值可以作为纳米层状材料中金属之间双原子相互作用强度的标志^[67]。对于具有正 ΔH_{mix} 的晶体/晶体纳米多层膜 (C/C NLs)，在界面处存在双原子相互作用的排斥应力，并且形成尖锐的界面，阻碍位错运动。反之，负 ΔH_{mix} 表明界面处双原子存在吸引应力来驱动这些原子混合，其绝对值越大，界面处的吸引应力越大。Zhang 等^[68]尝试将 K 和 H_{peak} 分别与混合焓 ΔH_{mix} 联系起来，如图 8 所示。在 C/C NLs 中，当 $\Delta H_{\text{mix}} > 0$ 的时候，发现散点较大， K 值与 ΔH_{mix} 之间没有很好的关联性。相比之下，在 $\Delta H_{\text{mix}} < 0$ 时， K 值随 ΔH_{mix} 的减小而减小，而 H_{peak} 则随 ΔH_{mix} 的减小而增大。这表明 K 值越小， H_{peak} 越高，但这与普遍认为的 K 值越大，C/C NLs 的 H_{peak} 越大的观点相违背。另一方面，在晶体/非晶纳米多层膜中 (C/A NLs)，随着 ΔH_{mix} 的减小， K 值减小而 H_{peak} 增大，表明 K 值与 H_{peak} 之间存在反比关系，这些结果表明 ΔH_{mix} 对纳米金属多层膜的力学性能起重要作用，特别是在 $\Delta H_{\text{mix}} < 0$ 时，这是因为 ΔH_{mix} 与塑性变形过程中微观结构的稳定性密切相关。随后，Zhang 等^[68]提出了能量因子这一因素，发现该因素能够定量预测纳米金属多层膜中 K 值和 H_{peak} 随界面结构的变化。

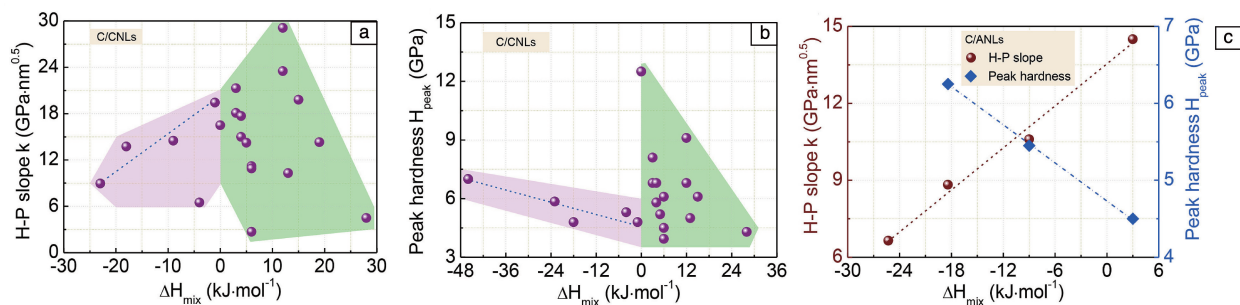


图 8 晶体/晶体纳米多层膜的 Hall-Petch 斜率 K (a) 和峰值硬度 H_{peak} (b) 与混合焓 ΔH_{mix} 的关系; 晶体/非晶纳米多层膜的 Hall-Petch 斜率和峰值硬度与混合焓的关系 (c) [68]

Fig. 8 Hall-Petch slope (a) and peak hardness (b) versus enthalpy of mixing for the crystalline/crystalline nanolaminates (C/C NLs); Hall-Petch slope and peak hardness versus enthalpy of mixing for the crystalline/amorphous nanolaminates (C/A NLs) (c) [68]

从图 5b 和 5c 中可以看出, 具有 fcc/bcc 结构的纳米金属多层膜屈服强度随 $h^{-1/2}$ 的变化曲线斜率往往比 fcc/fcc 结构的更大, 这是由于界面错配以及组元之间的模量错配都会显著影响 K 值。与纳米双金属多层膜相比, 研究发现高熵合金多层膜并没有表现出更高的 K 值。如图 5d 所示, 在 fcc/bcc Cu/Cr 体系的 K 值远大于 fcc/bcc NbMoTaW/CoCrNi 高熵合金多层膜, 其中有 2 个可能的原因导致 K 值的增加: 第一, Cr 的剪切模量是 Cu 的 2.4 倍^[8], 而高熵合金的剪切模量差仅为 1.3 倍^[69, 70]。较高的剪切模量错配导致较大的弹性模量错配 (Koehler) 应力, 可以阻止位错在界面上滑动, 从而增强了界面上的位错积累^[71]。第二, 与高熵合金多层膜相比, Cu/Cr 体系具有 Cu(111)//Cr(110) K-S 取向关系。最近, 在沉积的 Cu/Cr 多层膜中观察到亚稳态的 Bain-Pitsch (B-P) 取向关系^[72]。与 K-S 相比, B-P 取向关系具有较低的界面附着能。因此, 较低的抗剪切强度需要较高的临界应力来实现界面滑动, 从而产生较高的界面强化效果。

当层厚减小到 10~50 nm 时, 位错难以在界面塞积, 此时, 层内单位错弯曲滑移是主要变形机制, 称为 CLS 模型^[73]。在这种情况下, 硬度的增大速率随层厚的减小而变慢。对于 CLS 模型, 研究者们考虑了 3 种影响因素。首先, 纳米多层膜的界面处可能存在位错核, 原子模拟模型预测, 在应力作用下, 界面可能发生剪切, 导致滑移位错被界面吸收, 而位错核在界面上扩散, 降低了 CLS 应力。其次, 界面应力也有显著的影响, 由于界面应力的存在, 相邻两层的界面会受到预应力, 并通过 CLS 机制协助外加应力导致屈服。第三, 塑性变形过程中相互作用的位错数量是可数的。通常, 纳米金属多层膜的界面具有单个或多个错配位错阵列, 在变形过程中起阻碍作用。此外, 在 CLS 模型中, 界面的滑移位错可能发生重排, 形成新的结构。在形成新结构的过程中, 来自不同滑移体系的位错在界面滑移, 可能会发生反应

形成新的位错。

虽然 CLS 模型表明硬度随层厚的减小而增大, 但大量的实验结果表明, 层厚在 10 nm 左右时硬度通常会达到峰值, 之后硬度随层厚进一步减小而降低。所以, 当层厚减小到几个纳米时, CLS 模型不成立, 此时 IBS 机制起主要作用。在这种情况下, 硬度取决于阻碍位错穿过界面的能力, 并且共格和非共格界面的强化机制是不同的。在具有共格界面的纳米金属多层膜中, 位错在界面上滑移受到阻碍小, 虽然在界面处容易发生位错滑移, 但纳米金属多层膜的硬度仍高于块体材料。这种界面效应的强化机制包括: 弹性模量错配 (Koehler)、共格应力 (coherency stresses)、错配位错等。在这些强化机制中, Koehler 应力被认为是位错滑移的主要障碍。在纳米金属多层膜中, 位错在低模量层形核, 并向高模量层移动。晶格错配度也是一个重要因素, 与共格应力相关。在晶格错配度较大的纳米金属多层膜中, 当层厚大于形成共格界面的临界层厚时, 将产生错配位错。Hoagland 等^[74]预测了具有共格和半共格界面的纳米金属多层膜的滑移行为, 由于界面和位错之间的相互作用, 半共格界面比共格界面更能阻碍位错滑移。对于具有非共格界面的纳米金属多层膜, 界面阻碍位错滑移能力取决于界面剪切强度, 剪切强度越低, 阻碍位错滑移的能力越大, 表现出比共格界面更高的硬度。

5 结 语

纳米双金属多层膜以其独特的结构和各种优异的物理、化学以及力学性能, 在各个领域都有着极其广泛的应用前景, 受到了人们的密切关注。影响纳米金属多层膜性能的因素较多, 其中多层膜的调制周期和界面结构是两个关键因素。此外, 制备方法、晶粒尺寸及形貌和孪晶等因素也会影响多层膜的性能。从近年的研究结果来看, 纳米金属多层膜的强度随层厚的减小而增大, 到

临界层厚时, 多层膜强度再随层厚的减小呈现不变、软化和增强3种不同的变化趋势。虽然 fcc/fcc 和 fcc/bcc 晶体结构的纳米金属多层膜已经被广泛研究, 但对 bcc/hcp 和 hcp/hcp 体系的多层膜研究还不够充分。此外, 除了双金属多层膜外, 金属/高熵合金^[75, 76]和高熵合金/高熵合金^[77]多层膜成为了一个新的研究热点。高熵合金多层膜具有独特的界面结构^[75, 78, 79], 界面结构强烈依赖于多层膜的晶格错配和特征尺度。由于界面存在多种金属元素, 导致大的原子半径差, 高熵界面易发生由晶体向非晶的转变。例如, NbMoTaW/CoCrNi 高熵合金多层膜^[80]界面的晶格错配度高达 9.3%, 并且其原子半径错配为 5.8%, 远高于单层的 2.3% 和 0.17%。因此, 高弹性能通过界面残余应变储存起来, 成为晶体向非晶转变的驱动力。其次, NbMoTaW 层和 CoCrNi 层的混合焓 (ΔH_{mix}) 分别为 -6.5 和 -4.9 kJ/mol, 包含 7 种元素的高熵界面 ΔH_{mix} 为 -14.2 kJ/mol。因此, 层界面原子半径错配增大和混合焓降低是相变行为的主要原因^[81]。与双金属多层膜相比, 高熵合金多层膜具有更高的硬度^[77], 其主要原因有: ① 高熵合金多层膜由多个不同的金属元素构成, 高熵合金复杂的界面结构阻碍位错的运动。② 高熵合金多层膜中界面通常具有较高的应变能, 能够限制位错运动来增强界面的稳定性。③ 高熵合金多层膜中的多种元素形成固溶体, 其中的溶质原子会导致晶格畸变, 并阻碍位错的运动。因此, 新型高熵合金具有的优异力学和物理特性^[82, 83], 为设计高强、高韧、耐磨以及耐高温的纳米结构金属多层膜提供了广阔的空间。

参考文献 References

- [1] 陈鑫. 山西科技[J], 2015, 30(1): 75-76.
CHEN X. Shanxi Science and Technology[J], 2015, 30(1): 75-76.
- [2] MARA N A, BHATTACHARYA D, HOAGLAND R G, *et al.* Scripta Materialia[J], 2008, 58(10): 874-877.
- [3] ZHANG J Y, ZHANG X, LIU G, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2011, 528(6): 2982-2987.
- [4] HE C L, ZHANG J L, XIE L P, *et al.* Rare Metals[J], 2019, 38(10): 979-988.
- [5] ZHU X Y, LUO J T, ZENG F, *et al.* Thin Solid Films[J], 2011, 520(2): 818-823.
- [6] ZHANG J Y, ZHANG X, LIU G, *et al.* Scripta Materialia[J], 2010, 63(1): 101-104.
- [7] KOEHLER J S. Physical Review B[J], 1970, 2(2): 547-551.
- [8] MISRA A, VERDIER M, LU Y C, *et al.* Scripta Materialia[J], 1998, 39(4/5): 555-560.
- [9] MISRA A, KUNG H. Advanced Engineering Materials[J], 2001, 3(4): 217-222.
- [10] 沈如翠, 安邦, 王亚强, 等. 稀有金属[J], 2023, 47(4): 555-569.
SHEN R C, AN B, WANG Y Q, *et al.* Chinese Journal of Rare Metals[J], 2023, 47(4): 555-569.
- [11] WEN S P, ZENG F, PAN F, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2009, 526(1/2): 166-170.
- [12] WEN S, ZENG F, GAO Y, *et al.* Scripta Materialia[J], 2006, 55(2): 187-190.
- [13] WEN S P, ZONG R L, ZENG F, *et al.* Journal of Materials Research[J], 2011, 22(12): 3423-3431.
- [14] WEN S P, ZONG R L, ZENG F, *et al.* Applied Surface Science[J], 2009, 255(8): 4558-4562.
- [15] WEN S, ZONG R, ZENG F, *et al.* Acta Materialia[J], 2007, 55(1): 345-351.
- [16] ZHU X Y, LIU X J, ZONG R L, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2010, 527(4/5): 1243-1248.
- [17] WEN S P, ZONG R L, ZENG F, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2008, 202(10): 2040-2046.
- [18] BAUER E, van der MERWE J H. Physical Review B[J], 1986, 33(6): 3657-3671.
- [19] CAO Z H, CAI Y P, SUN C, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2019, 113: 145-157.
- [20] NIEH T G, WADSWORTH J. Intermetallics[J], 2008, 16(9): 1156-1159.
- [21] LIU M C, LEE C J, LAI Y H, *et al.* Thin Solid Films[J], 2010, 518(24): 7295-7299.
- [22] FAN Z, XUE S, WANG J, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 120: 327-336.
- [23] MA Y J, WEI M Z, SUN C, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2017, 686: 142-149.
- [24] LI N, YU K Y, LEE J, *et al.* Journal of Applied Physics[J], 2010, 107(9): 093503.
- [25] WEI M Z, HUO J Z, YE C Z, *et al.* AIP Advances[J], 2020, 10(4): 045201.
- [26] HUO J Z, WEI M Z, MA Y J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2020, 772: 138818.
- [27] 朱晓莹, 若干金属纳米多层膜界面结构及力学性能研究[D]. 北京: 清华大学, 2010.
ZHU X Y. Research on the Interfacial Structure and Mechanical Properties of Some Nanoscale Metallic Multilayers[D]. Beijing: Tsinghua University, 2010.
- [28] LIU Y, BUFFORD D, WANG H, *et al.* Acta Materialia[J], 2011, 59(5): 1924-1933.
- [29] HOU Z Q, ZHANG J Y, LI J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2017, 684: 78-83.
- [30] WEI M Z, CAO Z H, MENG X K. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)[J], 2016, 29(2): 199-204.
- [31] HOAGLAND R G, KURTZ R J, HENAGER C H. Scripta Materialia[J], 2004, 50(6): 775-779.
- [32] MASTORAKOS I N, ZBIB H M, BAHR D F. Applied Physics Letters[J], 2009, 94(17): 173114.
- [33] WANG J, HOAGLAND R G, HIRTH J P, *et al.* Acta Materialia[J], 2008, 56(13): 3109-3119.
- [34] WANG J, HOAGLAND R G, HIRTH J P, *et al.* Acta Materialia[J],

- 2008, 56(19): 5685–5693.
- [35] CHEN Y, LI N, HOAGLAND R G, *et al.* Acta Materialia[J], 2020, 199: 593–601.
- [36] 张金钰, 吴凯, 刘刚, 等. 中国材料进展[J], 2018, 37(8): 575–581.
- ZHANG J Y, WU K, LIU G, *et al.* Materials China[J], 2018, 37(8): 575–581.
- [37] ZHANG G P, LIU Y, WANG W, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2006, 88(1): 013105.
- [38] LIU Y, CHEN Y, YU K Y, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2013, 49: 152–163.
- [39] BUFFORD D, BI Z, JIA Q X, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2012, 101(22): 223112.
- [40] MCKEOWN J, MISRA A, KUNG H, *et al.* Scripta Materialia[J], 2002, 46(8): 593–598.
- [41] FU E G, MISRA A, WANG H, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2010, 407(3): 178–188.
- [42] WEI M Z, SHI J, MA Y J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2016, 651: 155–159.
- [43] FU E G, LI N, MISRA A, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2008, 493(1–2): 283–287.
- [44] CAO Z H, ZHAI G Y, MA Y J, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2021, 145: 103081.
- [45] MISRA A, HIRTH J P, HOAGLAND R G. Acta Materialia[J], 2005, 53(18): 4817–4824.
- [46] CUI Y, HUANG P, WANG F, *et al.* Thin Solid Films[J], 2015, 584: 270–276.
- [47] 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.
- [48] GREER J R, NIX W D. Physical Review B[J], 2006, 73(24): 245410.
- [49] WANG C C, DING J, CHENG Y Q, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(13/14): 5370–5379.
- [50] HAN S M, PHILLIPS M A, NIX W D. Acta Materialia[J], 2009, 57(15): 4473–4490.
- [51] DAYAL P, QUADIR M Z, KONG C, *et al.* Thin Solid Films[J], 2011, 519(10): 3213–3220.
- [52] ZHANG J Y, LEI S, LIU Y, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(4): 1610–1622.
- [53] ZHANG J Y, LIU G, LEI S Y, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(20): 7183–7196.
- [54] ZHU T, LI J, SAMANTA A, *et al.* Physical Review Letters[J], 2008, 100(2): 025502.
- [55] JENNINGS A T, LI J, GREER J R. Acta Materialia[J], 2011, 59(14): 5627–5637.
- [56] MA E, ZHU T. Materials Today[J], 2017, 20(6): 323–331.
- [57] DING J, LI Q, LI J, *et al.* Acta Materialia[J], 2018, 149: 57–67.
- [58] FANG T H, LI W L, TAO N R, *et al.* Science[J], 2011, 331(6024): 1587–1590.
- [59] WU X L, YANG M X, YUAN F P, *et al.* PNAS[J], 2015, 112(47): 14501–14505.
- [60] CAO Z H, SUN W, MA Y J, *et al.* Acta Materialia[J], 2020, 195: 240–251.
- [61] CARLTON C E, FERREIRA P J. Acta Materialia[J], 2007, 55(11): 3749–3756.
- [62] TRELEWICZ J R, SCHUH C A. Acta Materialia[J], 2007, 55(17): 5948–5958.
- [63] YU Q, SHAN Z W, LI J, *et al.* Nature[J], 2010, 463(7279): 335–338.
- [64] RAO S I, HAZZLEDINE P M. Philosophical Magazine A[J], 2000, 80(9): 2011–2040.
- [65] ZENG Y, HUNTER A, BEYERLEIN I J, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2016, 79: 293–313.
- [66] LIU X Y, HOAGLAND R G, WANG J, *et al.* Acta Materialia[J], 2010, 58(13): 4549–4557.
- [67] CHOOKAJORN T, MURDOCH H A, SCHUH C A. Science[J], 2012, 337(6097): 951–954.
- [68] ZHANG J Y, WU K, ZHANG L Y, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2017, 96: 120–134.
- [69] WU Z, BEI H, PHARR G M, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 81: 428–441.
- [70] ZOU Y, MAITI S, STEURER W, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 65: 85–97.
- [71] CAO Z H, WEI M Z, MA Y J, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2017, 99: 43–57.
- [72] KASPAR T C, PANG Q, SUSHKO P V, *et al.* Scripta Materialia[J], 2021, 194: 113635.
- [73] WEI Q, MISRA A. Acta Materialia[J], 2010, 58(14): 4871–4882.
- [74] HOAGLAND R G, MITCHELL T E, HIRTH J P, *et al.* Philosophical Magazine A[J], 2002, 82(4): 643–664.
- [75] CAO Z H, MA Y J, CAI Y P, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 873: 159775.
- [76] HAN X T, MA Y J, MA H, *et al.* Vacuum[J], 2023, 215: 112306.
- [77] CAI Y P, WANG G J, MA Y J, *et al.* Scripta Materialia[J], 2019, 162: 281–285.
- [78] 张金钰, 屈启蒙, 王亚强, 等. 金属学报[J], 2022, 58(11): 1371–1384.
- ZHANG J Y, QU Q M, WANG Y Q, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2022, 58(11): 1371–1384.
- [79] ZHANG Z J, HAN X T, MA Y J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 935: 168114.
- [80] CAO Z H, MA Y J, CAI Y P, *et al.* Scripta Materialia[J], 2019, 173: 149–153.
- [81] YE Y F, WANG Q, LU J, *et al.* Materials Today[J], 2016, 19(6): 349–362.
- [82] MIRACLE D B, SENKOV O N. Acta Materialia[J], 2017, 122: 448–511.
- [83] DING Q, ZHANG Y, CHEN X, *et al.* Nature[J], 2019, 574(7777): 223–227.