引用格式：李红，金天，潘瑞，等.Cu/难熔金属体系不互溶纳米多层膜的研究现状与展望：从微观界面设计到宏观连接制造[J].材料工程，2026，54(8)：53-68.
LI Hong，JIN Tian，PAN Rui，et al.Research status and prospects of immiscible nano-multilayer films in Cu/refractory metal systems：from microscopic interface design to macroscopic joining manufacturing[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(8)：53-68.

Cu/难熔金属体系不互溶纳米多层膜的研究现状与展望：从微观界面设计到宏观连接制造

李　红[1*]，金　天[1]，潘　瑞[1]，熊华平[2]，王义朋[1]，HODÚLOVÁ Erika[3]
（1 北京工业大学 材料科学与工程学院，北京 100124；2 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095；
3 斯洛伐克科学院 材料和机械研究所，斯洛伐克 布拉迪斯拉发 84513）

摘要：随着现代高端制造向微型化、多功能化的深入发展，异种材料的高质量连接面临严峻的技术瓶颈。针对这一挑战，纳米多层膜凭借其显著的尺寸效应与高密度界面结构展现出独特优势，为实现低温、高可靠连接提供了一条极具潜力的技术路径。本文聚焦于Cu/X(X=W，V，Mo，Ta，Nb)难熔金属体系不互溶纳米多层膜，系统阐释了界面微观结构主导的热稳定性演化机制、调控力学性能与辐照响应的内在机理；同时综述了将其作为高性能钎料或中间层应用于钎焊与扩散焊的研究进展，指出该体系在缓解接头残余应力、抑制脆性金属间化合物生成等方面发挥关键作用。最后指出未来应重点关注跨尺度计算模拟空间界面传输机制、多场耦合下的界面演变机理；突破该体系的高温热稳定性瓶颈是推进其工程化应用的关键方向。

关键词：难熔金属；纳米多层膜；元素扩散；界面结构；残余应力；热稳定性
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000268　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000268
中图分类号：TG454；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)08-0053-16

Research status and prospects of immiscible nano-multilayer films in Cu/refractory metal systems: from microscopic interface design to macroscopic joining manufacturing

LI Hong[1*]，JIN Tian[1]，PAN Rui[1]，XIONG Huaping[2]，WANG Yipeng[1]，HODÚLOVÁ Erika[3]
（1 College of Materials Science and Technology，Beijing University of Technology，Beijing 100124，China；
2 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；
3 Institute of Materials and Machine Mechanics，Slovak Academy of Sciences，Bratislava 84513，Slovakia）

Abstract：As modern high-end manufacturing increasingly trends towards miniaturization and multifunctionality，achieving high-quality joining of dissimilar materials has encountered severe technical bottlenecks. Addressing this challenge，nano-multilayer films have emerged as a highly promising technological pathway for realizing low-temperature，highly reliable bonding，owing to their pronounced size effects and high-density interfacial structures. This review focuses on immiscible nano-multilayer films of the Cu/X (X=W，V，Mo，Ta，Nb) refractory metal systems，systematically elucidating the thermal stability evolution mechanisms governed by interfacial microstructures，as well as the intrinsic mechanisms that modulate mechanical properties and irradiation responses. Furthermore，it summarizes the recent research progress on their applications as high-performance brazing fillers or interlayers in brazing and diffusion bonding，highlighting their critical roles in mitigating residual stress in joints and suppressing the formation of brittle intermetallic compounds. Finally，it points out that future research should focus on the multi-scale computational modeling of spatial interfacial transport mechanisms and interfacial evolution

mechanisms under multi-field coupling. Overcoming the high-temperature thermal stability bottleneck of this system is also identified as a key direction to advance its engineering applications.

Key words: refractory metal; nano-multilayer film; elemental diffusion; interfacial structure; residual stress; thermal stability

随着材料连接技术在航空发动机高温组件、热核聚变反应堆、超高温热防护系统、微电子组件封装以及耐磨部件材料等极端环境中的广泛应用，零部件的制造正朝着微型化、复杂化、精密化和多功能化方向发展[1-3]。传统焊接技术因其高热输入，极易导致基体材料晶粒粗化、热影响区性能退化，并在异种金属界面处形成脆性金属间化合物，从而严重削弱接头的力学完整性。特别是在高强铝合金[4]、不锈钢[5]、镍基高温合金[6]及钛合金[7]体系中，传统钎料普遍存在润湿性差、熔点高、界面反应复杂且可控性差等问题，难以在复杂或极端服役条件下保持稳定的连接性能。因此，开发低温、高性能、界面反应可控的新型中间层连接材料具有重要的研究意义。

在此背景下，纳米多层膜技术为解决上述难题提供了有效途径。近年来，微纳互连材料及连接技术逐渐兴起，引起了研究者的广泛关注[8-9]。其中，难熔金属体系中的不互溶纳米多层膜因其优异的硬度、强度、耐磨性和耐腐蚀性(图1)，在众多精密制造和极端服役环境中展现出不可替代的应用价值。在航空航天领域，纳米多层膜优异的高温热稳定性及扩散协同性有利于实现高温发动机中耐热合金与轻型构件的高质量精密连接[10-11]。在热核聚变工程领域，纳米多层膜高密度异质界面及其优异的抗辐照性，可解决面向等离子体材料连接中的热失配难题，同时实现抗辐照性能的协同提升[12-13]。在超高温热防护领域，纳米多层膜自身的结构稳定性及其层状物理阻隔效应使其有利于实现难熔金属与异质基体的高质量结合，从而构筑极端耐热防护体系[14-15]。在电子封装领域，纳米多层膜的熔点降低效应有望实现功率芯片与基底材料的低温连接，构建可靠的微电子封装结构[16-17]。在耐磨部件领域，纳米多层膜异质界面对位错的强阻碍作用及其应变调节机制，有望解决传统硬质涂层易剥落的问题，从而实现超高硬度与优异断裂韧性的协同耐磨防护[18-19]。

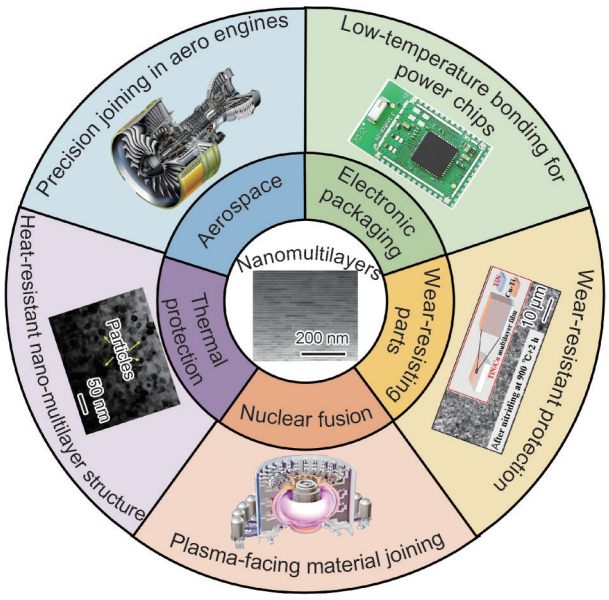


图1 纳米多层膜技术在先进制造中的应用

Fig.1 Application of nano-multilayer film technology in advanced manufacturing

磁控溅射法具有微观结构可控性强、效率高以及基体与薄膜间结合力好等优势，已成为制备纳米多层膜的首选方法[20]。通过磁控溅射沉积制备的薄膜，可实现工艺参数的多变与可控[21-22]。例如，调制周期、单层厚度及成分含量等参数在溅射过程中均可精准控制，该方法同样适用于制备成分不同的合金薄膜及化合物薄膜[23-24]。因此，磁控溅射法因其诸多优势而被广泛应用于纳米多层膜的制备[25-26]。用于中间层连接的纳米多层膜通常由两种组元材料以一定的单层厚度交替沉积而成，这种特殊的周期性调制结构使得纳米多层膜的微观组织受到组元层尺度约束和层间异质界面结构的显著影响。纳米多层膜的性能由组元金属的本征性能、界面结构及热力学特征共同决定。根据组元金属之间的热力学相互作用，可将纳米多层膜体系分为互溶型和非互溶型两大类。在互溶体系中，两组元的原子容易发生互扩散，导致成分混合，层状结构易被破坏，甚至界面倾向于通过扩散形成脆性金属间化合物，从而引起材料性能退化[27-28]。不互溶体系纳米多层膜由固溶度极低、混合焓为正的金属组元构成，其中面心立方(face centered cubic，FCC)与体心立方(body centered cubic，BCC)金属交替沉积，形成不互溶界面结构。由于两相滑移系的不连续性及模量失配，界面对位错穿越表现出极高的阻力；同时，非共格或半共格的原子结构通常具有更高的缺陷捕获效率与容纳能力[29]。

本文聚焦于Cu/W、Cu/V、Cu/Mo、Cu/Ta、Cu/Nb 5种难熔金属体系纳米多层膜。这些体系不仅涵

盖了从低晶格错配到高晶格错配的广泛几何特征,更因其热力学上的不互溶特性而表现出卓越的热稳定性能、力学性能及抗辐照性能,已成为该领域的研究热点之一[30-32]。本文分别阐述了上述5种体系的界面特性、扩散行为、热稳定性、微观结构演变机制、辐照损伤响应及其在钎焊与扩散焊领域的最新研究进展,并对未来用于钎焊或扩散连接的纳米多层膜研究方向进行了总结和展望,以期为纳米多层膜材料的设计制备、微纳米连接技术的研发及工程应用提供重要参考。

1　Cu/W 纳米多层膜

1.1　Cu/W 纳米多层膜界面特性

在Cu/W纳米多层膜的生长过程中,界面形态并非总是理想的平整与对称。Wen等[33]制备了具有良好调制结构的Cu/W纳米多层膜,其中W沉积在Cu表面时形成的界面相对尖锐,而Cu沉积在W表面时形成的界面则较为扩散且呈波浪状。这是由于W层表面较为粗糙且含有大量点缺陷和空位,当Cu原子沉积在W表面时,容易扩散进入W层的缺陷位点,从而形成扩散型Cu/W界面。Gladyszewski等[34]研究也表明,在适当的工艺控制下,Cu/W超晶格可显示出尖锐的界面,其均方根粗糙度小于2个单原子层。该研究还揭示了Cu与W单原子层之间存在取向差,且原子面在穿越界面时保持了这种取向的连续性。

尽管Cu和W在热力学平衡态下不互溶,但在纳米尺度下,特别是当调制周期极小时,界面处会出现原子扩散混合现象[35]。在短周期Cu/W多层膜中,W层晶格参数的收缩暗示了Cu原子溶入W晶格。这是由于当层厚减小至纳米量级时,表面能和扩散系数发生显著变化,导致互扩散系数急剧增加。此外,沉积过程中高能原子的注入效应也是导致界面混合的重要原因,入射原子的动能可辅助原子跨越界面势垒,从而促进亚稳态界面的形成。Wen等[33]也证实了界面混合导致W层晶面间距的压缩。这是由于Cu原子半径较小,Cu扩散进入W层,占据缺陷位置或置换晶格原子,引起W晶格的收缩。相比之下,Zhou等[36]研究发现当单层厚度减小至1.5 nm时,Cu/W体系由于晶体结构的显著差异,即使在此极小尺度下仍能保持清晰的层状结构,两相界面仍以非共格为主。为更深入地理解Cu/W界面的化学本质,Troncoso等[37]重点研究了界面内的结构退化过程,发现处于拉伸应力状态下的Cu/W多层膜表现出更快的结构退化速率。第一性原理计算分析表明,该过程由界面空位驱动,促进了原子的跨界面扩散和重排,从而加速了层状结构的破坏。此外,Cu和W纳米层中的热应力演化与本征生长应力相互叠加,在约750 ℃时发生应力弛豫,该温度与W沿晶界和相界迁移的热激活温度相吻合[38]。

1.2　Cu/W 纳米多层膜热稳定性及尺寸效应

Cu/W纳米多层膜的两组元在热力学上互不相溶,但由于极高的界面密度为体系提供了巨大的界面自由能,使其处于热力学亚稳态。特别是在400～800 ℃的温度范围内,层状调制结构会发生不可逆的退化。Moszner等[39]研究表明,随着退火温度的升高,首先在晶界处发生热沟槽化,随后层状结构断裂形成不连续的岛状结构,最终通过球化机制演变为球状纳米复合材料。这一形态演变的驱动力主要来源于界面总自由能的最小化。Chiang和Baxter[40]利用原位退火条件下的X射线衍射实验也证实了这一点,随着温度升高,多层膜的卫星峰强度逐渐衰减,表明成分调制振幅的降低及层状结构的破坏。最终由有序的层状结构转变为更稳定的纳米复合结构,即W以球形颗粒形式弥散分布在Cu基体中。Li等[41]研究发现,Cu晶粒的长大和再结晶过程破坏了原始的分层结构。较小的Cu晶粒倾向于通过界面扩散融入W晶粒中,这一过程伴随着物质的重新分布,加速了界面失稳,使层状结构被完全破坏。Villain等[42]发现,当调制周期小于3 nm时,Cu/W多层膜中观察到亚稳态固溶体,且W层的晶格常数发生显著变化,表明Cu原子自发溶入W晶格。这主要归因于尺寸依赖的热力学效应,随着层厚减小,表面能与界面能对系统自由能的贡献占据主导地位,导致互扩散系数呈数量级式增长。

纳米金属多层膜的强度通常遵循霍尔-佩奇(Hall-Petch)关系,即随层厚减小而增加。然而,部分研究揭示了不同的强化机制。当单层厚度在5～30 nm范围时,并未表现出强烈的尺寸依赖性,位错塞积机制不再占主导地位,塑性变形主要受位错穿越界面阻力的控制。硬度对层厚的依赖性较弱,且随温度升高而迅速下降,这是因为高温下Cu层发生显著的塑性流变,并沿W层晶界渗透,导致多层膜结构遭到破坏[43]。Castelnau等[44]结合X射线衍射应力分析与微观力学模型,证实多层膜的宏观弹性模量可通过混合法则进行预测,但需对该法则进行修正,以考虑晶粒取向分布的影响。He等[45]利用双数字图像相关(dual digital image correlation,Dual-DIC)技术结合有限元模拟,更为精细地验证了柔性基底上Cu/W多层膜的弹性响应行为。结果表明,薄膜与基底之间的应变差与Cu/W的厚度比呈良好的线性关系。

单层厚度是决定纳米多层膜热稳定性的关键参数，Druzhinin 等[46]研究发现，层厚决定了 Cu 和 W 层中初始压应力的大小，而 Cu 向表面扩散是 Cu/W 多层膜主要的应力释放机制。Cu/W 厚度比越高，多层膜的热稳定性越低，Cu 的溶解速率越快。对于 Cu 和 W 单层厚度均为 10 nm 的多层膜，在 800 ℃以下仍能保持多层膜结构，这主要归因于 W 层中的高应力阻碍了多层膜的结构退化。Lorenzin 等[47]进一步指出，通过调节调制比及其所引起的内应力状态，可以影响扩散动力学。处于拉伸应力状态的 Cu 薄膜表现出更快的退化速率，这是因为拉伸应力降低了空位形成能，从而加速了原子扩散。因此，增加单层厚度或调整调制比以引入适当的压缩应力，是提高 Cu/W 多层膜热稳定性的有效途径。

1.3 Cu/W 纳米多层膜应力状态及辐照响应

Cu/W 多层膜凭借其独特的结构，兼具高强度和断裂韧性，同时具有良好的扩散阻挡作用及耐辐射性能。Romano-Brandt 等[48]引入了基于聚焦离子束-数字图像相关（focused ion beam digital image correlation，FIB-DIC）的环形应变分析技术。该技术通过在样品表面加工环形沟槽以释放局部应力，并利用 DIC 追踪形变，从而反演残余应力。结果表明，Cu/W 多层膜在厚度方向上呈现从压缩残余应力到拉伸残余应力的应力梯度。Zeng 等[49]进一步将 FIB-DIC 技术应用于高功率脉冲磁控溅射制备的 Cu/W 薄膜中，展示了该技术在解析微米尺度局部应力方面的优越性。研究发现，不同沉积工艺会导致更致密的结构和更高的本征压应力。

在具有极高界面密度的纳米多层膜中，界面结构受残余应力与体积应力的相互作用控制。针对 Cu/W 多层膜中界面应力随层厚和沉积条件变化而从压应力转变为拉应力的反常现象，Hu 等[50]利用基于化学精确神经网络势的原子模拟，研究了不同氩气压力下 Cu/W 多层膜中界面应力的转变过程。结果表明，在高沉积压力（P_{Ar}>1 Pa）下，界面混合产生拉应力，而在低沉积压力（P_{Ar}<1 Pa）下，亚稳态 BCC 结构 Cu/W 的形成产生压应力。当层厚极薄时，界面无序度诱导的拉应力场会抵消 W 层本征的压应力。Hu 等[51]还提出了包含界面粗糙度和层状波纹度的修正力学模型，对纳米多层膜中界面应力的测量方法进行了修正与优化。界面形态的几何层状起伏通过毛细作用改变局部应力分布，如果忽略粗糙度和波纹度会在界面应力计算中引入高达 0.4 J/m^2 的显著误差。纳米多层膜应力演化的多尺度特性，其范围涵盖了面内残余应变、局部化学互混以及可能出现的亚稳相形成。未来的研究必须综合考虑不同尺度的结构特征，更全面地阐明膜内的本征应力情况。

通过工艺参数调节应力状态是优化 Cu/W 纳米多层膜性能的重要手段。Lorenzin 等[52]研究发现，通过调节溅射压力或改变 Cu/W 的厚度比，可以实现薄膜从高压缩应力到低拉应力的连续调节，这种应力调节直接影响薄膜的硬度与弹性模量。图 2[33,36,43,52]汇总了相关文献中层厚对硬度和杨氏模量的影响趋势。相比之下，Wen 等[33]发现当层厚减小时，硬度和杨氏模量均有所增加。这种差异可能是由于各研究中采用的沉积条件与工艺技术不同所导致。Druzhinin 等[53]的研究揭示了内应力对晶界短路扩散具有显著的驱动作用。基于扩散理论，拉伸应力状态倾向于降低空位形成能，促进 Cu 原子沿 W 晶界的扩散，从而降低了多层膜的热稳定性；而适当的压缩应力

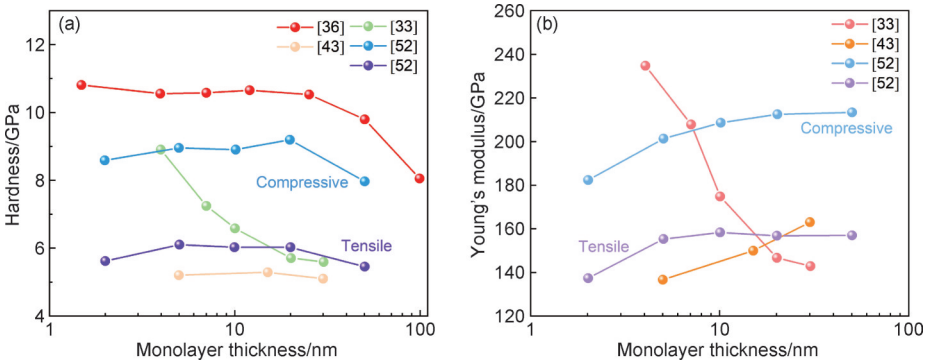


图 2 Cu/W 纳米多层膜层厚对力学性能的影响

（a）利用纳米压痕测量具有 Hall-Petch 效应的 Cu/W 纳米多层膜显微硬度对比[33,36,43,52]；

（b）利用纳米压痕测量 Cu/W 纳米多层膜杨氏模量对比[33,43,52]

Fig.2 Effect of layer thickness on mechanical properties of Cu/W nano-multilayer films

(a) comparison of microhardness of Cu/W nano-multilayer films with Hall-Petch effect using nanoindentation measurement[33,36,43,52]; (b) comparison of Young's modulus for Cu/W nano-multilayer films measured by nanoindentation[33,43,52]

则能有效抑制扩散蠕变,延缓高温下层状结构的失稳。

Callisti 等[54]研究了氦气泡对溅射沉积 Cu/W 多层膜结构及力学性能的影响。氦气泡主要在 Cu 层中形成,其分布受氦浓度及辐射损伤的直接影响,而高密度的 Cu/W 界面能有效地捕获辐照过程中产生的空位及氦原子,从而抑制氦泡的过度长大与聚集。在低氦浓度区域,气泡主要沿界面分布;而在 Cu 层内部及高氦浓度区域,气泡则更均匀地沿柱状晶界分布。更重要的是,该研究建立了辐照后硬度变化与氦泡尺寸分布之间的联系,界面间距越小,抗辐照硬化能力越强,这归因于界面对位错运动及缺陷团簇均具有极强的钉扎作用。Cu/W 多层膜对氦具有优异阻碍效应的物理机制在于:Cu 和 W 界面处存在大量失配位错网,这些缺陷网络构成了氦原子的深能级陷阱,降低了氦的有效扩散系数。因此,该界面机制既延缓了氦泡的形成,又抑制了氦向基体的渗透,从而保护了基底材料的力学性能。

1.4　Cu/W 纳米多层膜微观结构演变机制

在高温、高应力或辐照等极端服役环境下,Cu/W 纳米多层膜的微观结构会发生显著演变,进而导致性能退化甚至失效。Romano-Brandt 等[55]利用原位掠入射小角 X 射线散射(grazing-incidence small-angle X-ray scattering,GISAXS)和能量色散 X 射线光谱(energy-dispersive X-ray spectroscopy,EDX)技术,阐明了沉积态高压应力如何加速扩散阻挡层的失效。结果表明,沉积引入的压应力及点缺陷在加热时诱导 Cu 原子沿 W 层晶界方向定向扩散。Cu 能在远低于熔点的温度下穿透 W 层,形成贯穿型扩散通道,并进一步扩散进入 Si 基底,形成 η″-Cu_3Si 相,最终造成多层膜结构的快速解体(图 3)。Wheeler 等[56]通过高温压缩实验,对不同单层厚度(5、20、100 nm)的 Cu/W 多层膜从室温至高温区间的失效模式进行了研究,揭示了温度升高时材料失效机制从“剪切带主导”向“各向异性塑性流动”的转变。高温下,较软的 Cu 层受到较硬的 W 层的几何约束,表现出塑性流变行为,而 W 层本身更容易发生脆性断裂。这一结果表明,提高 Cu/W 多层膜高温强度的根本途径在于增强 W 层的塑性变形能力或优化界面的剪切强度,以避免层间协同变形能力的丧失。

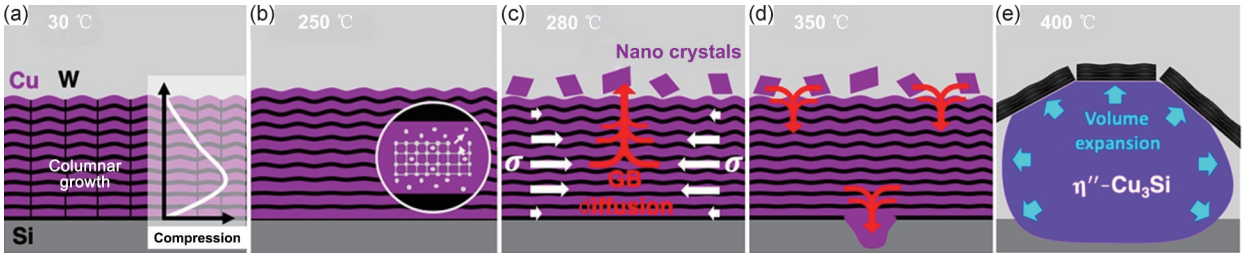


图 3　硅衬底上 Cu/W 纳米多层膜微观结构破坏机制示意图[55]

(a)30 ℃下 Cu/W 纳米多层膜的柱状生长特征;(b)250 ℃下 Cu 和 W 层之间发生界面扩散;(c)280 ℃下 Cu 沿 W 晶界扩散;(d)350 ℃下 Cu 原子向 Si 基底扩散;(e)400 ℃下 Cu 与 Si 基底发生界面反应

Fig.3　Illustration showing the mechanism leading to large-scale microstructural breakdown in Cu/W nano-multilayer films on the Si substrate[55]

(a)columnar growth features of the Cu/W nano-multilayer films at 30 ℃;(b)interfacial diffusion between the Cu and W layers at 250 ℃;(c)Cu diffusion along the W grain boundaries at 280 ℃;(d)diffusion of Cu atoms into the Si substrate at 350 ℃;(e)interfacial reaction between Cu and the Si substrate at 400 ℃

综上所述,Cu/W 体系在极小尺度下仍能保持显著的非共格层状结构,高密度的异质界面不仅有效阻碍了位错运动,还能高效捕获辐照过程中产生的点缺陷,表现出优异的抗辐照性能。然而,Cu/W 纳米多层膜在高温下面临晶界易扩散所诱发的热沟槽化、层状结构夹断及球化等问题。此外,薄膜内部累积的残余应力严重影响其热稳定性。后续研究可以围绕抑制高温扩散蠕变、残余应力调控机制以及延缓层状结构崩溃等方面开展,以推动 Cu/W 纳米多层膜在极端高温与辐照环境下的工程应用。

2　Cu/V 纳米多层膜

2.1　Cu/V 纳米多层膜界面特性及尺寸效应

在 Cu/V 纳米多层膜的制备过程中,Guo 和 Thompson[57]采用原位曲率测量技术,研究了磁控溅射 Cu/V 多层膜生长应力与界面结构的关系。当双层膜周期大于 4 nm 时,Cu 层保持稳定的面心立方结构,V 层为体心立方结构,二者界面呈现经典的 Kurdjumov-Sachs(K-S)取向关系。当调制周期减小至临界值 2 nm 时,体系发生重要的相变,即 Cu 层相转变为 BCC 结构,但其晶格参数与 V 不同。更有趣的

是,当层厚进一步减小至 2 nm 以下时,非共格界面减少,界面应变重新分布,从而导致整体拉伸应力显著下降。纳米尺度下的“尺寸诱导相变”成为调控 Cu/V 纳米多层膜内应力状态最有效、最直接的物理机制。

这种伴随尺寸诱导相变、界面共格化重构以及内应力调控,构成了主导该体系尺寸效应的根源。实验表明,Cu/V 纳米多层膜的硬度、断裂韧性及应变率敏感性均与这种高密度的异质界面特性密切相关。Fu 等[58]分析了 Cu/V 多层膜硬度随单层厚度(h)的变化规律,证实硬度随 h 减小而增大,且严格遵循 Hall-Petch 关系。由于界面密度极高且对位错滑移具有强烈的阻碍作用,硬度在接近相变临界点 2~5 nm 范围内达到了最大值。与硬度强化的尺寸相依性类似,界面共格性的转变也对形变动力学产生了深远影响。Liu 等[59]探讨了界面共格性对应变率敏感性影响的研究,结果表明 Cu/V 体系的应变率敏感性随层厚减小而显著提高。界面位错限制了热激活体积的增长,同时半共格界面处形成的复杂位错网络及其应力场本身构成了高密度的位错形核源,使得材料在动态载荷下表现出更明显的应力增强效应。

2.2 Cu/V 纳米多层膜辐照响应

Cu/V 纳米多层膜具有卓越的抗辐照损伤能力,其核心优势源于界面能够高效捕获间隙原子、空位等点缺陷,并促进其复合与湮灭。Zhang 等[60]系统对比了层状结构在高温下对氦离子辐照的响应。结果表明,氦原子明显向界面偏聚,形成高密度、小尺寸的弥散氦泡,而界面同时有效抑制了氦泡的过度长大,从而直接抑制了辐照肿胀。相比之下,高温处理后的氦泡不仅无序地集聚在残存的相界和晶界处,而且尺寸分布极不均匀。这表明层状结构的完整性对材料的抗辐照性能至关重要。得益于高密度界面,Cu/V 多层膜兼具高强度与优异的耐辐照性能。Sheng 等[61]深入探究了 350 ℃氦离子辐照条件下 Cu/V 多层膜的界面行为。在离子辐照及热效应的共同作用下,原本锐利的相界面因 Cu、V 原子的剧烈互扩散而逐渐模糊,甚至原位形成了非晶态或亚稳态的固溶体过渡区。辐照层内出现多面体状气泡及微裂纹,同时观察到明显的辐照诱导原子混合现象。Wang 等[62]从电学性能角度对辐照损伤进行了间接评估。离子辐照前后电阻率的变化本质上受界面结构、晶界及辐射诱导缺陷的调控。辐照后所有样品的电阻率均升高,这是典型的辐照点缺陷及缺陷团簇增强电子散射所致。更重要的是,电阻率的增量与单层厚度存在明确关联:层厚越小,界面密度越高,离子辐照引起的电阻率变化越小。

2.3 Cu/V 纳米多层膜微观结构演变机制

针对纳米多层膜塑性低、易脆断的问题,Wei 等[63]在 Cu/V 纳米层状结构中发现了两种不同类型的界面:尖锐界面和界面过渡区。变形后,这两类界面对 Cu/V 纳米多层膜的断裂行为产生了显著影响。尖锐界面能通过偏转裂纹扩展路径、钝化裂纹尖端,抑制裂纹沿界面的快速解理扩展;而界面过渡区会诱导微裂纹萌生,促进断裂过程。这种由界面结构诱导的增韧机制,为解决纳米金属材料的韧性瓶颈提供了极具价值的新思路。更难得的是,Cu/V 多层膜在循环载荷下的失效模式与单调加载存在明显差异。Wei 等[64]还对 Cu/V 纳米多层膜在疲劳过程中的界面损伤机制进行了实时原位观测。在循环压缩应力作用下,界面附近位错的往复运动导致界面结构发生不可逆的粗化与迁移。随着越来越多的位错在局部区域积累,最终诱发了变形孪晶的形成。孪晶形成后进一步成为位错滑移的优先通道,最终在薄膜表面出现了宽度与孪晶厚度相当的纳米级侵入/挤出特征。

综上所述,Cu/V 体系不仅遵循 Hall-Petch 强化规律,还展现出独特的“尺寸诱导相变”特性,从而能够有效调控界面应变。高密度的半共格异质界面可作为高效的缺陷湮灭点,抑制氦泡长大,进而提高抗辐照能力。然而,在高温条件下,连续的纳米层会发生断裂并收缩成球状颗粒,导致材料强度急剧下降。为了更有效地抑制高温下的热失稳与球化现象,未来可以从优化调制参数、元素掺杂以及后续热处理方式等方面开展深入研究。

3 Cu/Mo 纳米多层膜

3.1 Cu/Mo 纳米多层膜界面特性及尺寸效应

Cu/Mo 体系在沉积过程中形成的特定晶体学取向及其内应力演化,是构筑其独特界面特性的核心因素。Yeom 等[65]深入研究了磁控溅射制备的 Cu/Mo 纳米多层膜的织构特征,证实了其内部存在强烈的异质外延生长倾向。由于 Cu 与 Mo 之间固有的晶格常数差异,以及沉积过程中高能粒子不可避免的轰击效应,导致薄膜在生长过程中积累了显著的压应力。该研究进一步采用修正的微晶群法,准确评估了该各向异性体系中的应力状态。结果表明,Cu 层与 Mo 层普遍处于面内压应力状态,且随着调制周期的逐步减小,界面体积分数增加,界面应力对总应力的影响趋于显著。这种由高密度界面引发的极高本征压应力,不仅是后续结构弛豫的驱动力,更为极小尺度下特异性塑性变形与相变机制的激活提供了高能态基础。

由于这种强烈的界面约束与本征应力状态,Cu/Mo纳米多层膜的力学响应表现出显著的尺寸效应。Sahu等[66]系统研究了单层Cu、Mo薄膜与不同层厚Cu/Mo多层膜。结果表明,Cu/Mo纳米多层膜的硬度显著提升,且强化效果随层厚减小而增强;然而,随着剪切带内部纳米层发生弯曲,应变率敏感性略有降低。在层厚为100 nm的样品中,塑性变形主要由层内的位错塞积及其交互作用控制;而在层厚为5 nm的样品中,变形受到界面的强烈约束,位错激活体积大幅减小。当尺寸邻近极限时,极端高压应力与界面约束的协同作用甚至能改变材料的本征晶体结构。Sahu等[67]对5 nm的Cu/Mo多层膜进行高应变率冲击纳米压痕实验揭示,为了协调极高应变与界面几何失配,5 nm厚的Mo层中发生了从BCC结构到亚稳态FCC结构的尺寸诱导相变,同时Cu层中形成了精细的变形孪晶。这种亚稳态FCC-Mo与相邻的FCC-Cu层形成共格界面,并在剪切带内部通过形变孪晶实现协同变形。相比之下,在较厚的层中,Mo层仅表现为常规的位错滑移,未观察到剪切带和局部相变现象。此外,高密度界面的强约束效应也从根本上改变了材料的断裂力学行为。Wu等[68]系统研究了Cu/Mo纳米结构多层膜的断裂行为及界面附着力。随着调制周期从250 nm减小至10 nm,断裂模式由开裂转变为剪切,这种转变与韧性Cu层对Mo层中微裂纹萌生的约束作用有关。

3.2　Cu/Mo纳米多层膜强韧化设计及辐照响应

为解决传统纳米多层膜层状结构导致的各向异性强、抗剪切能力不足等问题,研究者提出了构建分级或双连续纳米复合结构的新策略。Cui等[69]采用高温共溅射法制备了具有“分级双连续缠结结构”的Cu/Mo纳米复合材料,与规则的层状堆叠不同,该结构由富Cu相和富Mo相在三维空间相互缠结而成,且微米尺度的相区内含有纳米尺度的析出相。压缩实验表明,这种特殊分级结构兼具超高的强度和优异的压缩塑性,并完全抑制了剪切带的形成。相互缠结的相界面及多尺度结构特征共同作用,有效阻碍了剪切局域化,促使塑性变形在材料整体范围内均匀分布,从而实现强度与韧性的协同提升。Zhang等[70]利用纳米压痕技术研究了氦离子辐照对不同层厚(10～200 nm)Cu/Mo多层膜塑性变形特征的影响。辐照后所有样品的硬度均得到升高,这归因于气泡硬化效应。在大层厚样品中,氦泡主要分布在晶粒内部,对位错运动产生强烈的钉扎作用,导致显著硬化;而在小层厚样品中,高密度的界面吸收了绝大部分He原子和空位,抑制了晶内气泡的形成,从而降低了硬化的增幅。此外,辐照还改变了材料的应变率敏感性。该研究揭示了辐照诱导缺陷对纳米多层膜塑性特征的影响,为纳米多层膜的微结构设计提供了一定的指导意义。

3.3　Cu/Mo纳米多层膜热稳定性与退化机制

Cu和Mo互不相溶,但在高温环境下,纳米多层膜的高界面能仍会驱动微观结构的演变与结构退化。Cu/Mo纳米多层膜的热分解过程可分为3个阶段,阶段Ⅰ(沟槽化起始):在较低温度或短时间内,原本平整的界面出现微小的热沟槽,以平衡界面张力和晶界张力;阶段Ⅱ(显著沟槽化):沟槽深度增加,甚至贯穿单层,导致层状结构局部破坏;阶段Ⅲ(球化与夹断):层状结构完全崩溃,演变为球状颗粒组织。研究发现,层厚比对热稳定性具有重要影响,非对称结构比等厚结构表现出更好的热稳定性,这是因为较厚的Mo层骨架限制了Cu层的失稳与断裂[71]。在纳米多层膜中,界面扩散和晶界扩散是主导的质量传输机制。随着退火温度升高,Cu层收缩成孤立颗粒,最终导致薄膜层状结构断裂坍塌。Yeom等[72]对Cu/Mo多层膜在300～850 ℃温度范围内的等温退火过程进行了微观结构演变分析,如图4所示,600 ℃退火导致纳米多层膜开始出现晶粒沟槽,800 ℃时则退化为球状纳米复合材料结构。

综上所述,Cu/Mo体系具有强烈的异质外延生长倾向,薄膜内部容易累积显著的压应力。在纳米尺度和冲击载荷作用下,Mo层发生从BCC结构到亚稳态FCC结构的相变,并重新与Cu层形成共格界面;在辐照作用下,高密度界面可有效吸收氦原子和空位,从而抑制过度硬化,并改变材料的应变率敏感性。此外,构建分级或双连续型纳米复合结构,为克服传统层状结构各向异性强、抗剪切能力不足提供了新思路。然而,对于复杂应力状态下的界面调控机理以及极端环境下的微观结构演变机制仍有待深入研究。

4　Cu/Ta纳米多层膜

4.1　Cu/Ta纳米多层膜界面特性及热稳定性

Cu/Ta纳米多层膜因Ta存在α-Ta与β-Ta两种稳定的同素异形体,其界面的微观演变往往呈现出复杂行为。Francis等[73]利用分子动力学模拟研究了Cu/Ta多层膜的沉积过程。Cu原子沉积于Ta基底时,倾向于铺展并生长为连续的多晶薄膜,而Ta在Cu表面形核及生长时则呈典型的岛状模式,二者生长方式的差异直接导致界面的非对称性。而沉积原子能量越高,界面混合层厚度越大,越容易发生非晶化。模拟结果表明,界面处存在大量的错配位错和堆垛层

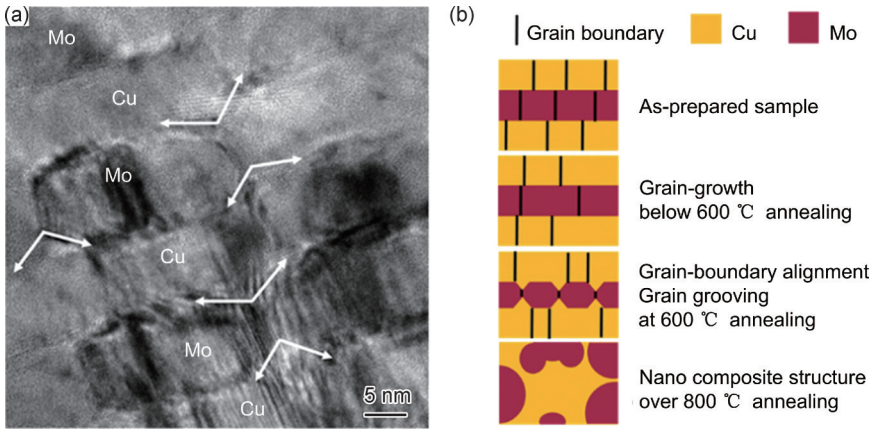


图4 退火过程中的微观组织演变[72]

(a)600 ℃退火处理的Cu/Mo纳米多层膜截面HR-TEM图;(b)Cu/Mo纳米多层膜结构退化机制示意图

Fig.4 Microstructure evolution upon annealing[72]

(a)HR-TEM cross-sectional image of Cu/Mo nano-multilayer films annealed at 600 ℃;

(b)schematic of degradation mechanism of Cu/Mo nano-multilayer films

错,这些缺陷缓解了FCC-Cu与BCC-Ta之间的晶格失配应力。针对界面缺陷对材料性能的影响,Lu等[74]通过分子动力学模拟探讨了界面缺陷与调制周期对Cu/Ta纳米多层膜宏观变形机制的深度调控作用。非共格界面在形变过程中既是位错形核的源头,又是阻碍位错运动的势垒,界面缺陷密度直接控制位错的存储能力。随着调制周期增大,更多位错积聚于非共格界面,导致界面能升高。

这种由界面缺陷与非对称生长共同构成的非共格界面,不仅影响材料的变形机制,更是主导Cu/Ta体系高温热稳定性和相变行为的关键因素。在磁控溅射制备的Cu/Ta多层膜中,Ta层通常以β-Ta形式存在。Lee等[75]的开创性研究表明,Cu层对Ta相变具有催化作用。通常情况下,纯Ta薄膜中β-Ta向稳定性α-Ta转变所需的温度高达800 ℃。而在Cu/Ta多层膜中,该相变温度显著降低。在约600~700 ℃退火过程中,β-Ta即开始向α-Ta转变。该相变过程自Cu/Ta界面开始,Cu原子明显降低了BCC相形核势垒,从而诱导了界面处的异质形核。这种由界面缺陷驱动的相变反应不仅改变了Ta层的晶体结构,也直接打破了多层膜原有的热力学平衡。此外,界面的热稳定性还受到基底和缓冲层的综合影响。虽然适当的热处理可以消除沉积过程中引入的微观应力与生长缺陷,但是过度的退火必然会引发界面处严重的层间扩散,最终导致层状结构的完整性遭到破坏[76]。

4.2 Cu/Ta纳米多层膜尺寸效应与剪切行为

图5综合对比了Wei等[77]与Karpinski等[78]关于单层厚度对Cu/Ta纳米多层膜力学性能演化影响规律的研究结果。当单层厚度大于10 nm时,两项研究结

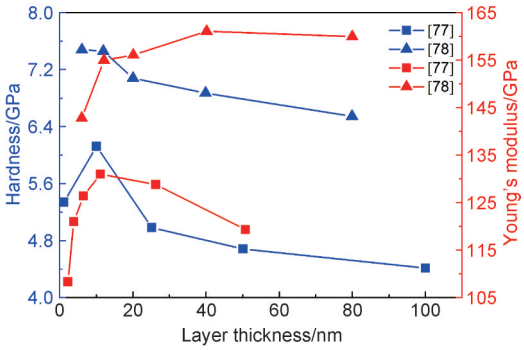


图5 Cu/Ta纳米多层膜硬度及杨氏模量与单层厚度的关系[77-78]

Fig.5 Hardness and Young's modulus of Cu/Ta nano-multilayer films as a function of single-layer thickness[77-78]

果均遵循尺寸效应,即随着层厚减小,高密度异质界面更有效地阻碍位错运动,从而使硬度显著提升,而杨氏模量在该范围内变化极小,基本保持稳定。然而,当单层厚度减小至临界尺度(≤10 nm)时,两项结果却呈现出不同的变化趋势。Wei等[77]研究表明,当h减小到10 nm以下时,硬度急剧下降,呈现出“反常软化”现象。当h>10 nm时,Ta层中亚稳态β-Ta与稳定态α-Ta共存;当h=10 nm时,Ta层几乎全部转变为α-Ta;而当h<10 nm时,界面处出现非晶相,且Ta层的晶体完整性被破坏。相变引起的界面结构及Ta层硬度的变化,导致硬度异常降低。因此,Cu/Ta多层膜的极限强度不仅取决于几何层厚,更加取决于Ta层的相结构及其与Cu层的界面共格状态。

值得注意的是,这种在极小尺度下发生的相结构失稳与界面无序化,直接导致材料宏观变形失效模式的转变,即剪切不稳定性取代了塑性变形,成为该体系的主要失效模式。Wang等[79]通过纳米压痕实验和

FIB截面观察,首次报道了Cu/Ta多层膜中剪切带形成的尺寸依赖性。只有当单层厚度减小至9 nm及以下时,压痕周围才会出现明显的剪切带,且剪切带内部的层状结构发生严重的旋转和弯曲。这种现象归因于在极小尺度下,晶界和异质界面的协同滑移及旋转成为适应大塑性变形的主要方式,最终导致应变高度局域化。此外,这种由界面主导的剪切失效行为还具有显著的温度敏感性。Xu等[80]通过模拟研究发现,随着温度升高,界面原子结构变得更加无序,材料的剪切强度和模量均随之降低。高温不仅削弱了内部的位错活动,特别是对Cu层位错活性的抑制作用更为显著,同时大幅降低了剪切带的形核势垒,从而进一步促进了剪切带的萌生与扩展。

4.3 Cu/Ta纳米多层膜界面位错作用机制

在Cu/Ta界面处,位错从软相Cu向硬相Ta运动时受到强烈阻碍,位错在界面处塞积或被界面吸收,难以直接穿越。相反,在Ta/Cu界面处,位错从硬相Ta向软相Cu运动时,界面充当位错发射源。由于界面处的应力集中,位错极易在此处形核并向Cu层发射。Ta层的变形行为对整体硬度具有决定性作用,其晶格畸变和局部非晶化是高应力下的主要调节方式[81]。Shi等[82]采用分子动力学模拟揭示了一种在复杂划痕载荷下发生的跨层塑性传递机制。在双层结构中,Cu/Ta界面吸附并阻止位错传播,而Ta/Cu界面则作为位错的产生源。在Cu/Ta/Cu三层结构中,即使中间的硬质Ta层保持弹性或仅发生微小变形,上层Cu中的剪切应力仍能通过界面传递,诱导下层Cu中位错的重新形核。在纳米尺度下,硬质层并不能完全屏蔽下层产生的塑性变形。增加单层厚度会削弱界面对位错的限制,从而导致摩擦因数和磨损深度增加。除了平直界面,Dai等[83]还通过分子动力学模拟研究了具有波浪形界面的样品在拉伸过程中的流动应力、应变不兼容及变形机制。研究表明,周期性波浪形界面能够通过改变局部应力状态钉扎位错,从而有效提高了Cu/Ta纳米多层膜的流动应力。与平直界面相比,波浪形界面可显著提升材料的屈服强度和加工硬化能力。

在高应变率冲击下,相变成为Cu/Ta体系重要的能量耗散机制。Tran[84]的模拟研究指出,Cu层中会发生显著的相变,由FCC结构转变为HCP、BCC及非晶结构;而Ta层相对稳定,只有少量的BCC结构转变为非晶结构。对于水平层状试样(层界面平行于加载方向),缺陷出现在Ta层和界面中。在相同的实验条件下,垂直层状试样(层界面垂直于加载方向)的抗拉强度低于水平层状试样。随着温度升高,抗拉强度和位错密度均降低。而随着应变速率增加,两者均升高。抗拉强度随调制周期的变化略有波动,且调制周期越大,位错密度越高。Liu等[85]在压缩模拟中发现,随着应变率增加,屈服强度和屈服应变均随之提升,而弹性模量基本保持不变。当应变率超过临界值$10^9\ s^{-1}$时,屈服强度急剧增加。在较低应变速率下,变形行为主要由硬质相(Ta层)中的位错演化主导,而在较高应变速率下,则由Ta层的原子非晶化主导。

综上所述,Cu/Ta体系中的Cu层可以催化Ta相由β-Ta向α-Ta转变,该体系的热稳定性本质上由Ta层的相变行为决定,其力学性能具有显著的尺寸依赖性,但在极小尺度下,剪切带极易形成,导致层状结构发生旋转和弯曲,最终使应变高度局域化;同时,高温环境会促进剪切带的形核与扩展。因此,通过优化退火工艺与调控界面微观结构,有望平衡界面稳定性并抑制高温下的剪切带形成,从而突破该体系的性能瓶颈。

5 Cu/Nb纳米多层膜

5.1 Cu/Nb纳米多层膜界面特性

不同于大多数难熔金属纳米多层膜,Cu/Nb纳米多层膜在纳米尺度下表现出十分显著的相结构不稳定性,其中最典型的是其特有的双向相变特征。围绕这一现象,Guo等[86]从界面相稳定性的角度出发,探讨了原位生长应力的作用。随着层厚减小,FCC-Cu呈现出向BCC结构演变的明显倾向,而BCC-Nb则存在向FCC相转变的可能性。此外,界面处并未观察到失配位错,而是显示界面处晶面有适度畸变,表明其为共格界面。当双层厚度减小至2 nm,界面部分区域仍然存在类似的畸变。而在沿界面的其他区域则呈现出相对无畸变的状态。这归因于Cu与Nb之间较小的晶格失配度及其特殊的界面能属性,在极小尺度下还伴随着剧烈的晶格畸变与界面混合层生成等一系列复杂的微观结构重构[87]。Anderson等[88]分析了Cu/Nb体系织构演化的尺寸依赖性。当单层厚度超过临界值75 nm时,其变形织构与块体Cu、Nb叠加后的织构相近,仍遵循各自独立的滑移系旋转规律;而当单层厚度小于75 nm时,界面对晶粒滑移及旋转的约束作用占据绝对主导地位,最终演化出高度取向一致性的K-S织构。这一研究结果对于阐明纳米层状材料的各向异性力学响应具有重要意义。

Cu/Nb界面的原子结构特征直接决定其与位错的相互作用方式,进而决定了材料的强化机制。Wang等[89]从原子尺度到微米尺度系统分析了Cu/Nb界面的力学行为。结果表明,Cu/Nb非共格界面本质上是

一个抗剪切能力较弱的“弱界面”。当位错接近界面时，在位错应力场作用下容易诱发界面局部剪切，从而将位错吸引至界面处。这种吸引力源于位错应力场引起的界面剪切，而界面位错本身极易在界面内滑移或攀移。与传统半共格界面不同，Yang等[90]关注了“无序界面”对力学性能的独特贡献。在Cu/Nb多层膜中引入一定厚度的无序界面层会产生明显的硬化效应。分子动力学模拟显示，当位错切入无序界面时，其位错核会显著扩展。这种扩展极大地增加了位错在界面内的运动阻力，使得无序界面成为比有序半共格界面更强的位错势垒。这一机制为通过界面无序化设计进一步提升纳米多层膜的强度提供了新的理论依据。

5.2 Cu/Nb纳米多层膜热稳定性及尺寸效应

Cu/Nb纳米层状材料在500 ℃以下表现出较好的热稳定性，层状结构保持完整。然而，当温度升高至600～700 ℃区间时，界面处开始发生热致沟槽化，进而引发层的“夹断”现象。随着温度进一步升高至800～1000 ℃，层状结构彻底崩溃并完全球化[91]。除了经典的球化机制，Misra等[92-93]研究发现，在Cu/Nb纳米多层膜中，热致沟槽效应反而导致形成稳定的“Z”字形三叉点分布，有效阻止了层内脱离的发生。这一研究结果为高温下实现纳米多层膜材料微结构稳定化提供了新途径，也为纳米多层膜的设计指明了新方向。

为了突破不互溶体系的热稳定性瓶颈，研究人员提出了基于界面几何构型设计及化学掺杂的稳定化策略。Cheng等[94]设计了有望提高稳定性的“三维界面”。该界面在空间上具有纳米尺度的异质性及互锁特性。在300 ℃退火时能有效抑制层状结构的退化，保持界面连续性；即使在更高温度下，三维界面结构也倾向于晶粒粗化，而不发生层间夹断。此外，Lu等[95]系统论证了溶质原子掺杂在抑制界面迁移、提高纳米结构强度及热稳定性方面的巨大潜力。通过引入少量Ag，制备了Ag掺杂的Cu/Nb纳米多层膜，其中Ag原子在Cu/Nb界面处偏聚并形成纳米析出相，作为晶界及相界面的有效位错钉扎点，使Cu/Nb多层膜的热稳定性显著提高，硬度达到5.1 GPa。这种协同强化与稳定化策略表明，微合金化是提升纳米多层膜高温性能的有效途径。

高温环境通常会导致纳米多层膜的性能退化，但适当的退火诱导结构转变也可能带来力学性能的有益变化。Li等[96]研究了200～400 ℃真空退火处理后Cu/Nb纳米复合薄膜的热稳定性和力学性能。在动力学蒙特卡洛模型中，Cu/Nb体系通常被认为不稳定，其初始分解温度约为200 ℃，但在400 ℃以下仍表现出优异的热稳定性。这得益于富铜相中高度分散的富Nb纳米析出物；该纳米析出物与富铜相形成多界面结构，增强了溶质拖曳效应和位错钉扎效应，从而提高了Cu/Nb纳米多层膜的热稳定性。

Cu/Nb纳米多层膜的强度遵循Hall-Petch关系，随层厚(h)减小而显著增加，直至达到临界尺寸。Zhu等[97]通过纳米压痕与微观结构表征发现，当层厚减小至2.5 nm时，Cu/Nb多层膜达到最高强度3.27 GPa。当$h>6.5$ nm时，主导机制为受限层滑移；当$h<6.5$ nm时，机制转变为位错穿越界面。Li等[98]研究了30 nm Cu/20 nm Nb多层膜中的受限层滑移行为，发现位错从两层中的Cu/Nb界面成核。位错滑动被限制在每层内发生，未发生跨界面传输。Cu和Nb层共同协调塑性变形而不发生开裂。上述显微观察结果为揭示纳米金属多层膜在变形、加工硬化和回复过程中的微观机制提供了关键启示。对于FCC型Cu/Nb多层膜，随着调制周期的减小，多层膜强度增加，这种尺寸效应引起的强化源于位错强化，同时导致杨氏模量升高，且强化效果趋于饱和[99]。

5.3 Cu/Nb纳米多层膜微观结构演变与变形机制

在高温服役环境下，Cu/Nb纳米多层膜的力学性能本质上由微观结构的热稳定性决定。Mara等[100-101]系统研究了不同层厚的Cu/Nb多层膜在20～700 ℃范围内的拉伸行为。结果表明，材料的屈服强度随温度升高而降低，但即使在700 ℃时，纳米层状结构仍能保持较高的强度，远高于纯Cu和纯Nb。随着层厚减小，高温下的软化速率加快，高温断裂机制由穿晶剪切逐渐演变为沿晶界或相界面滑移。特别是对于层厚为40 nm的样品，高温下出现了显著的晶界孔洞形成与连接，表明界面滑移成为此时的主导变形机制。Budiman等[102]通过原位微梁弯曲实验直接证实，界面诱导的界面剪切、位错吸收等机制能有效偏转裂纹的扩展路径，从而抑制脆性解理。Polyakov等[103]通过原位XRD拉伸实验发现，尽管Cu是软相，但在纳米尺度下，由于界面的强约束作用，Cu层仍承担了较多的塑性载荷。随着Cu层厚度减小，Cu层在断裂时承受较高的应力，而Nb层承受的应力则相对较低，两者的协同变形是纳米多层膜高强韧性的重要来源。Cu/Nb纳米多层膜的流动应力不仅取决于层厚，同时还受到调制比及界面微观结构(如孪晶界、层错等)的显著影响[104]。

虽然Cu/Nb多层膜具有极高的强度，但其塑性变形必然伴随着剪切不稳定性。Dong等[105]的分子动力学模拟显示，当层厚小于2.0 nm时，材料出现“反常软化”现象，其根本原因在于严重的剪切局部化，而界面

处位错的不对称传输会诱发剪切局部化,进而促进Cu/Nb宏观剪切带的形成。Pole等[106]在压痕与循环剪切实验中发现,Nb层应力区域出现晶粒细化、裂纹形成以及非晶界面的局部结晶现象。Cu层内生长孪晶的去孪晶化过程会在其中留下大量的位错和位错环。因此,抑制剪切带形成、提高加工硬化能力的最佳途径是合理设计界面几何构型。Chen等[107]基于“三维界面”概念,利用基底预处理手段在界面处形成波浪形或互锁状的微观结构。三维界面能有效阻碍剪切带的贯穿扩展,同时促进位错在三维空间内均匀增殖与塞积。这种界面几何硬化机制使得三维Cu/Nb多层膜在保持高强度的同时,显著提升压缩塑性和断裂应变。

综上所述,Cu/Nb体系的界面相结构受调制周期的影响显著。在极小尺度下,高界面能与晶格畸变共同作用,使得主导变形机制由受限层滑移转变为位错穿越界面,同时伴随固态非晶化现象。此外,该体系在高温下表现出热沟槽化、球化等结构失稳行为,通过界面无序化诱导位错核扩展以及析出物钉扎效应,可有效提升材料的强韧化与热稳定性。目前,力学性能研究多局限于室温条件,对于高温及多场耦合复杂环境下的动态界面演变与变形机理尚缺乏深入认识。未来应着力优化多尺度复合界面设计,以进一步提升综合性能,并揭示动态服役条件下的界面行为。

6　Cu/难熔金属纳米多层膜在异质材料连接中的应用

Cu/难熔金属体系纳米多层膜在磁控溅射制备过程中,因高界面密度而产生极高的界面自由能。虽然这种热力学亚稳态容易导致高温晶界热沟槽化、层状结构夹断及球化现象等热稳定性缺陷,但在连接工艺中,这种组织退化趋势反而可以激活界面传质,凭借极高的界面能驱动Cu原子沿晶界及相界快速扩散,促使材料在较低温度下实现界面的冶金润湿与致密化贴合。这种将“热失稳”转变为“高扩散通量”的机制,契合了异种材料低温连接的严苛要求。纳米薄膜生长累积的本征残余应力以及异种材料连接时诱发的热应力是导致接头断裂的根源。然而,Cu/难熔金属多层膜软硬交替的层状结构及非共格或半共格异质界面,能够高效弛豫异种材料间的热应力。表1[39,56-57,63,65,72-73,77,86,106]分析了Cu/难熔金属纳米多层膜的界面特征、内在优势及潜在缺陷。总体而言,由于难熔金属(如W、Mo、Ta等)具有极高的热稳定性和极低的扩散系数,其构筑的高密度界面可有效迟滞活性元素跨界面迁移,作为可靠的扩散阻隔层抑制界面脆性相的生成。这种热力学与动力学特性,赋予了Cu/难熔金属体系不互溶纳米多层膜在异质材料精密连接领域的巨大应用潜能。

表1　Cu/难熔金属纳米多层膜的内在优势、缺陷及连接潜力分析

Table 1　Analysis of the intrinsic advantages, defects, and joining potential of Cu/refractory metal nano-multilayer films

Multilayer film	Interfacial property	Advantage	Defect	Application scenario	Reference
Cu/W	FCC/BCC	High interfacial energy promotes diffusion; W thermal stability as a diffusion barrier	Fracturing and spheroidization of layered structures at high temperatures	Plasma-facing materials in thermonuclear fusion reactors	[39,56]
Cu/V	FCC/BCC	Lower activation energy achieves a balance between joint strength and ductility	Nanoconfined instability; transition of a structure from disorder to order	Dissimilar materials for advanced nuclear reactors	[57,63]
Cu/Mo	FCC/BCC; incoherent interface	Release of intrinsic compressive stress provides an extra thermodynamic driving force for interfacial transport	Massive in-plane compressive residual stresses	Extreme thermal cycling sensors	[65,72]
Cu/Ta	FCC/BCC; competitive relationship exists between α-Ta and β-Ta	Amorphous interfaces provide wide, disordered channels for fast diffusion	Phase instability and anomalous softening	Diffusion barriers in integrated circuits	[73,77]
Cu/Nb	FCC/BCC; formation of K-S orientation relationships	Interfacial relaxation dissipates a massive amount of thermal mismatch strain energy	Phase transformation and accumulation of severe growth stresses	Superconducting cables	[86,106]

Liyanage等[108]研究表明,Cu/W纳米多层膜将Cu优异的热导率、电导率与难熔金属W的高耐磨性及热稳定性相结合,可用作等离子体环境中的连接钎料和辐射屏蔽材料。该研究还开发了一种基于机器学习

的神经网络势函数，该模型深入揭示了Cu/W纳米多层膜在不同局部原子环境下的冶金行为、能量状态及微观结构演化机制，对推动Cu/难熔金属体系不互溶纳米多层膜在中间层及功能复合材料中的设计与优化具有重要意义。利用纳米多层膜显著的熔点降低效应，Moszner等[109]在750 ℃较低温度及施加压力条件下，采用Cu/W纳米多层膜作为层状钎料成功实现了高强度的冶金结合。高温下软相Cu层的塑性流动行为与硬相W提供的微观机械互锁效应协同作用，不仅有效降低了宏观连接温度，同时W的高熔点保持了接头在高温下的结构完整性。Li等[110]采用单层厚度为4 μm的Cu/W纳米多层膜作为中间层，通过脉冲加压扩散连接Ti6Al4V。随着加热速率提高至30 ℃/s，Cu原子加速向Ti6Al4V基体扩散并形成固溶体，有效减少了脆性金属间化合物的生成，使接头抗拉强度显著提升。该研究表明“纳米结构＋脉冲能场”的协同效应在快速扩散焊领域具有巨大潜力。

除了作为单一的纳米阻挡层或钎料中间层，Cu/难熔金属（V、Nb）双层或多层结构在钛合金与钢、高温合金等异种材料连接时，将“既是阻挡层又是钎料中间层”的复合优势发挥到极致，有效抑制了脆性金属间化合物的生成。Wang等[111]在高温高压固相连接条件下对Cu/Mo层状复合材料的界面进行了深入研究，发现高延展性的Cu层在变形过程中萌生大量位错并发生均匀的塑性流变，充当了优异的应力缓冲层；而高熔点、高强度的Mo层则发挥了扩散阻隔层的作用，使得原子的跨界面混合被限制在狭窄的15 nm范围内。这种润湿缓冲与阻挡的多层协同作用，既避免了界面的过度退化，又通过界面局部的固溶强化、位错强化与金属键合，实现了高达170.3 MPa的优异抗剪强度。Bi等[112]创新地采用Cu/V双层结构作为中间层，实现了钛合金与304不锈钢的单道激光焊接。在钛合金一侧，V与Ti发生原子互扩散形成固溶体，从而避免了Ti与Fe脆性金属间化合物的生成，充分发挥了阻挡与固溶作用。而在不锈钢一侧，低熔点Cu在激光热源作用下熔化并实现与304不锈钢的钎焊，获得了优异的冶金结合。Liu等[113]采用Cu/Nb中间层实现了钛合金与Inconel 718高温合金的激光焊接。高熔点的Nb彻底阻断了Ti与Ni的混合，成功抑制了脆性Ti-Ni金属间化合物的生成。低熔点的Cu不仅润湿Inconel 718母材，还促进界面形成多相固溶体过渡层，极大地改善了界面的冶金相容性。

上述结果进一步证实，在双重作用模式下，Cu/难熔金属多层体系既能借助熔点降低效应实现低温连接，同时通过形成多相固溶体抑制脆性金属间化合物的生成。这一机制显著提升了异种材料接头的力学性能，已成为目前纳米多层膜在异种材料连接中最核心且最具应用前景的形式。因此，进一步开发高性能Cu/难熔金属不互溶纳米多层膜材料在微纳连接领域的应用潜力具有重要的研究意义。该体系不仅为异种材料界面调控与高可靠连接提供了新的理论与技术支撑，也为航空航天、核能装备等极端服役环境下异种材料的高性能连接开辟了全新的技术路径。

7 结束语

本文围绕Cu/难熔金属体系不互溶纳米多层膜在界面特性、热稳定性、抗辐照性、微观结构演变及其在钎焊与扩散焊技术中应用的研究现状进行了系统综述。其中，该体系特有的界面取向关系及局部非晶化现象，可有效调控位错的形核与湮灭过程，为界面强韧化设计提供了微观依据。此外，纳米尺度下某些体系（如Cu/V、Cu/Mo）还表现出尺寸诱导的相变行为（如FCC-BCC双向相变，β-Ta向α-Ta的催化转变），为界面应变调控提供了新路径；而高密度界面更是优异的辐照缺陷湮灭中心，使多层膜兼具抗辐照损伤能力。在实际面向钛合金、不锈钢及高温合金等异种材料精密连接时，该体系利用高延展性Cu层充当优异的应力缓冲层，并依靠难熔金属层有效迟滞活性元素过度扩散、抑制脆性金属间化合物生成，展现出传统中间层连接材料难以比拟的服役优势。

然而，面向航空航天、先进核反应堆及超高温热防护等复杂工程化领域时，Cu/难熔金属体系仍面临诸多科学问题与应用瓶颈：一是高温热循环下的热力学失稳难题。在高温环境与高界面能的双重驱动下，多层膜层状结构常遵循“晶界热沟槽化→层状结构夹断→球化”的动力学路径发生不可逆的退化，导致钎焊接头过早失效。二是复杂应力作用下的力学不稳定性与断裂风险。薄膜原位生长累积的本征应力与异种母材焊接热应力在界面处叠加，容易诱发裂纹萌生及扩展，导致接头发生脆性断裂或界面剥离。三是极端多场耦合工况下的液/固界面原子跨尺度扩散及相变演化机制尚不明确，制约了微观结构调控的精准性。亟待进一步开展系统而深入的机理性研究。基于上述问题，未来研究重点应从以下方面协同突破，以推动该体系在先进微纳连接领域的工程化应用：

（1）基于跨尺度模拟的界面演变精准预测。突破理想界面假设，深度融合第一性原理计算、分子动力学模拟与有限元数值模拟，并结合机器学习的神经网络势函数，建立“工艺参数-微观结构-服役性能”的定

量关系,揭示合金元素在纳米受限空间内的扩散与反应规律,实现高温服役条件下界面结构的热力学与动力学设计。

(2)优化异质界面的应力弛豫调控与强韧化机制。利用多层膜纳米尺度“尺寸诱导相变”及活性元素诱发的有益金属间化合物(如Cu-Ti相)原位生成,触发界面重构,消耗局部应变能,缓解应力集中,从而有效抑制界面裂纹萌生与扩展,协同提升接头结合强度与断裂韧性。同时,探索三维波浪形界面几何硬化机制与辐照缺陷吸收的协同增益效应,以构建兼具抗热振动与抗辐照性能的多功能界面。

(3)瞬态连接工艺与多场耦合下的服役行为评估。发展“纳米结构+高能瞬态”连接技术(例如脉冲电流辅助、激光诱导自蔓延反应),利用纳米尺度的熔点降低效应与瞬态反应连接机制,避免纳米多层膜在高温下的长时间暴露与结构退化。建立辐照-热-力多场耦合环境下的结构演变与寿命预测模型,为极端工况下的可靠性评估提供依据。

(4)拓展新型多组元纳米多层膜体系。突破传统二元体系的局限性,引入界面多元微合金化策略,借助高熵合金固有的熵稳定性与迟滞扩散效应,设计兼具极高热稳定性、强扩散阻隔能力及优异力学性能的新型连接材料。

(5)开发大尺寸复杂异形构件的连接技术。针对目前磁控溅射沉积效率低、复杂表面成膜质量及残余应力难以控制的工程瓶颈问题,研发大面积、三维曲面可控的高效均匀沉积技术,同时,解决纳米多层膜在复杂构件上的沉积与应力控制难题,推动其在航空航天及核能等极端服役环境中的应用。

参考文献

[1] Song H L, Luo G Q, Ji Z Y, et al. Highly-integrated, miniaturized, stretchable electronic systems based on stacked multilayer network materials[J]. Science Advances, 2022, 8(11): eabm3785.

[2] Xiao M, Zheng S, Shen D Z, et al. Laser-induced joining of nanoscale materials: processing, properties, and applications[J]. Nano Today, 2020, 35: 100959.

[3] 何鹏,矫震,王君,等. 纳米尺度连接技术的研究现状与展望[J]. 焊接学报,2013,34(2):109-112.
He P, Jiao Z, Wang J, et al. Research and application of joining technology at nanometer scale[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(2): 109-112.

[4] 马月婷,董红刚,李鹏. 铝合金/钢钨极氩弧熔-钎焊接头微观组织及力学性能[J]. 材料工程,2026,54(3):144-160.
Ma Y T, Dong H G, Li P. Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy/steel tungsten inert gas fusion-brazed joints [J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(3): 144-160.

[5] Liu Z X, Wang P, Zhao W Z, et al. Fabrication of aluminum/steel bimetallic structures by low-temperature hot dipping[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2025, 302: 110577.

[6] 马晓鹏,徐雅欣,李文亚. 镍基高温合金惯性摩擦焊接研究进展[J]. 材料工程,2026,54(1):74-89.
Ma X P, Xu Y X, Li W Y. Research progress in inertia friction welding of nickel-based superalloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(1): 74-89.

[7] Auwal S T, Ramesh S, Yusof F, et al. A review on laser beam welding of titanium alloys[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 97(1/2/3/4): 1071-1098.

[8] 邹贵生,闫剑锋,母凤文,等. 微连接和纳连接的研究新进展[J]. 焊接学报,2011,32(4):107-112.
Zou G S, Yan J F, Mu F W, et al. Recent progress in microjoining and nanojoining[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(4): 107-112.

[9] Riano J S, Hodge A M. Exploring the thermal stability of a bimodal nanoscale multilayered system[J]. Scripta Materialia, 2019, 166: 19-23.

[10] Cheng W J, Wang J J, Ma X, et al. A review on microstructures and mechanical properties of protective nano-multilayered films or coatings[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 2413-2442.

[11] Janczak-Rusch J, Kaptay G, Jeurgens L P H. Interfacial design for joining technologies: an historical perspective[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(5): 1608-1613.

[12] Cheaito R, Gorham C S, Misra A, et al. Thermal conductivity measurements via time-domain thermoreflectance for the characterization of radiation induced damage[J]. Journal of Materials Research, 2015, 30(9): 1403-1412.

[13] Oku T. Possible applications of nanomaterials for nuclear fusion devices[J]. Energy Harvesting and Systems, 2018, 5(1/2): 11-27.

[14] Zuo J D, Wang Y Q, Wu K, et al. High thermal stability of nanostructured Al mediated by heterophase interfaces and nanotwinning[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 793: 139823.

[15] Ye Z Y, Wang S Q, Zou Y C, et al. A promising high-temperature thermal protection performance of silicide-based ceramic coating based on multi-particles/multilayer synergistic design strategy[J]. Chemical Engineering Journal, 2024, 496: 153556.

[16] Boschetto G, Carapezzi S, Todri-Sanial A. Graphene and carbon nanotubes for electronics nanopackaging[J]. IEEE Open Journal of Nanotechnology, 2021, 2: 120-128.

[17] Saeed W, Liu Z Y, Yan R B, et al. Nanostructured compliant interconnections for advanced Micro-electronic packaging[J]. Materials & Design, 2024, 244: 113166.

[18] Fang H X, Zhao H J, He J N. Improved the wear resistance of Ti/Cu multilayer film by nitriding[J]. Coatings, 2022, 12(7): 987.

[19] Chagas da Silva L, Libório M S, Radi P A, et al. DLC/a-Si: H multilayers films to improve wear resistance of components of common rail injection system[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 2617-2628.

[20] 李仲博. Ti_3AlN/ZrYN纳米多层膜力学性能、抗氧化及疏水性能[J]. 材料工程,2024,52(2):190-197.
Li Z B. Mechanical properties, oxidation resistance and hydrophobicity of Ti_3AlN/ZrYN nanomultilayers[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(2): 190-197.

[21] Schoeppner R L, Mohanty G, Polyakov M N, et al. An exploratory study on strengthening and thermal stability of magnetron sputtered W nanoparticles at the interface of Cu/Ni multilayer films[J]. Materials & Design, 2020, 195: 108907.

[22] Huang Y, Nguyen T A K, Dang N M, et al. Materials' properties of low temperature deposited Cu/W and Cu/Cr multilayer thin films using high power impulse magnetron sputtering[J]. Journal of Vacuum Science & Technology A, 2024, 42(3): 033407.

[23] Lu Z, Kang H, Zhong Z, et al. Structural, electrical and optical properties of transparent conductive titanium-gallium-zinc oxide films by magnetron sputtering[J]. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 2016, 27(12): 13271-13279.

[24] Huang Y, Chen Z, Wagner A, et al. High density of stacking faults strengthened TaN/TiN multilayer[J]. Acta Materialia, 2023, 255: 119027.

[25] Hu H B, Gao W J, Zang R, et al. Direct growth of vertically orientated nanocavity arrays for plasmonic color generation[J]. Advanced Functional Materials, 2020, 30(32): 2002287.

[26] Liang J, Liu Q, Li T S, et al. Magnetron sputtering enabled sustainable synthesis of nanomaterials for energy electrocatalysis[J]. Green Chemistry, 2021, 23(8): 2834-2867.

[27] Chen Y X, Fu E G, Yu K Y, et al. Enhanced radiation tolerance in immiscible Cu/Fe multilayers with coherent and incoherent layer interfaces[J]. Journal of Materials Research, 2015, 30(9): 1300-1309.

[28] Anwar Ali H P, Radchenko I, Li N, et al. Effect of multilayer interface through *in situ* fracture of Cu/Nb and Al/Nb metallic multilayers[J]. Journal of Materials Research, 2019, 34(9): 1564-1573.

[29] Kim Y, Budiman A S, Baldwin J K, et al. Microcompression study of Al-Nb nanoscale multilayers[J]. Journal of Materials Research, 2012, 27(3): 592-598.

[30] 林路禅, 刘磊, 邹贵生, 等. 基于结构纳米薄膜的微纳连接技术研究进展[J]. 机械工程学报, 2022, 58(2): 17-25.
Lin L S, Liu L, Zou G S, et al. Research progress of structured nano thin-films based micro/nanojoining technologies[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2022, 58(2): 17-25.

[31] Gao Y, Yang T F, Xue J M, et al. Radiation tolerance of Cu/W multilayered nanocomposites[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 413(1): 11-15.

[32] Zhou Q, Ren Y, Du Y, et al. Cracking and toughening mechanisms in nanoscale metallic multilayer films: a brief review[J]. Applied Sciences, 2018, 8(10): 1821.

[33] Wen S P, Zong R L, Zeng F, et al. Evaluating modulus and hardness enhancement in evaporated Cu/W multilayers[J]. Acta Materialia, 2007, 55(1): 345-351.

[34] Gładyszewski G, Pacaud J, Goudeau P, et al. Interface of the Cu-W multilayers[J]. Vacuum, 1994, 45(2/3): 285-287.

[35] 郭中正, 孙勇, 段永华, 等. 溅射沉积Cu/W纳米多层膜结构与性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 906-910.
Guo Z Z, Sun Y, Duan Y H, et al. Structures and properties of Cu/W nanostructured multilayers deposited by sputtering[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4): 906-910.

[36] Zhou Q, Li Y, Wang F, et al. Length-scale-dependent deformation mechanism of Cu/X (X=Ru, W) multilayer thin films[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 664: 206-214.

[37] Troncoso J F, Lorenzin G, Cancellieri C, et al. Explaining the effect of in-plane strain on thermal degradation kinetics of Cu/W nano-multilayers[J]. Scripta Materialia, 2024, 242: 115902.

[38] Cancellieri C, Moszner F, Chiodi M, et al. Investigation of thermal stability of Cu/W multilayers by *in situ* X-ray diffraction[J]. Acta Crystallographica Section A: Foundations and Advances, 2016, 72: s418.

[39] Moszner F, Cancellieri C, Chiodi M, et al. Thermal stability of Cu/W nano-multilayers[J]. Acta Materialia, 2016, 107: 345-353.

[40] Chiang W C, Baxter D V. Low-angle X-ray diffraction with *in situ* annealing: application to W/Cu multilayers[J]. Journal of Applied Physics, 1993, 74(7): 4331-4338.

[41] Li H, Xing Z C, Li B J, et al. Microstructural evolution of Cu/W nano-multilayers filler metal during thermal treatment [J]. Vacuum, 2022, 200: 111007.

[42] Villain P, Goudeau P, Badawi F, et al. Physical origin of spontaneous interfacial alloying in immiscible W/Cu multilayers[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(17): 7446-7450.

[43] Monclús M A, Karlik M, Callisti M, et al. Microstructure and mechanical properties of physical vapor deposited Cu/W nanoscale multilayers: influence of layer thickness and temperature[J]. Thin Solid Films, 2014, 571: 275-282.

[44] Castelnau O, Geandier G, Renault P O, et al. Characterization and modelling of the elastic properties of nano-structured W/Cu multilayers[J]. Thin Solid Films, 2007, 516(2/3/4): 320-324.

[45] He W, Han M D, Wang S B, et al. Elastic property determination of nanostructured W/Cu multilayer films on a flexible substrate [J]. Acta Mechanica Sinica, 2019, 35(6): 1210-1216.

[46] Druzhinin A V, Ariosa D, Siol S, et al. Effect of the individual layer thickness on the transformation of Cu/W nano-multilayers into nanocomposites[J]. Materialia, 2019, 7: 100400.

[47] Lorenzin G, Bin Hoque M S, Ariosa D, et al. Tensile and compressive stresses in Cu/W multilayers: correlation with microstructure, thermal stability, and thermal conductivity[J]. Acta Materialia, 2022, 240: 118315.

[48] Romano-Brandt L, Salvati E, Le Bourhis E, et al. Nano-scale residual stress depth profiling in Cu/W nano-multilayers as a function of magnetron sputtering pressure[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 381: 125142.

[49] Zeng Z Y, Nguyen T A K, Dang N M, et al. FIB-DIC ring-core measurement of the residual stress on HiPIMS W/Cu and Cr/Cu multilayer thin films[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 483: 130768.

[50] Hu Y, Sharma A, Lorenzin G, et al. Origin of interface stress enhancement and compressive-to-tensile stress transition in immiscible nanomultilayers[J]. Acta Materialia, 2025, 297: 121323.

[51] Hu Y, Sharma A, Druzhinin A, et al. Refining interface stress measurement in nanomultilayers through layer corrugation and interface roughness corrections[J]. Applied Surface Science, 2025, 703: 163190.

[52] Lorenzin G, Klimashin F F, Yeom J, et al. Effect of residual stress and microstructure on mechanical properties of sputter-grown Cu/W nanomultilayers[J]. APL Materials, 2024, 12(10): 101109.

[53] Druzhinin A V, Rheingans B, Siol S, et al. Effect of internal stress on short-circuit diffusion in thin films and nanolaminates: applica-

tion to Cu/W nano-multilayers [J]. Applied Surface Science, 2020,508:145254.

[54] Callisti M, Karlik M, Polcar T. Bubbles formation in helium ion irradiated Cu/W multilayer nanocomposites: effects on structure and mechanical properties[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 473:18-27.

[55] Romano Brandt L, Salvati E, Wermeille D, et al. Stress-assisted thermal diffusion barrier breakdown in ion beam deposited Cu/W nano-multilayers on Si substrate observed by *in situ* GISAXS and transmission EDX[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2021, 13(5):6795-6804.

[56] Wheeler J M, Raghavan R, Chawla V, et al. Failure mechanisms in metal-metal nanolaminates at elevated temperatures: microcompression of Cu-W multilayers [J]. Scripta Materialia, 2015, 98: 28-31.

[57] Guo Q Y, Thompson G B. Evolution of *in situ* growth stresses and interfacial structure in phase changing Cu/V multilayered thin films[J]. Acta Materialia, 2018, 148:63-71.

[58] Fu E G, Li N, Misra A, et al. Mechanical properties of sputtered Cu/V and Al/Nb multilayer films[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 493(1/2):283-287.

[59] Liu Y, Yang K M, Hay J, et al. The effect of coherent interface on strain-rate sensitivity of highly textured Cu/Ni and Cu/V multilayers[J]. Scripta Materialia, 2019, 162:33-37.

[60] Zhang L F, Gao R, Hou J, et al. The effects of interfaces stability on mechanical properties, thermal conductivity and helium irradiation of V/Cu nano-multilayer composite[J]. Materials & Design, 2022, 216:110535.

[61] Sheng Y B, Zhang H P, Shen T L, et al. Atomic mixing induced by ion irradiation of V/Cu multilayers [J]. Chinese Physics Letters, 2020, 37(3):036101.

[62] Wang P P, Xu C, Fu E G, et al. The study on the electrical resistivity of Cu/V multilayer films subjected to helium (He) ion irradiation[J]. Applied Surface Science, 2018, 440:396-402.

[63] Wei S Y, Zheng S J, Zhang L F, et al. Role of interfacial transition zones in the fracture of Cu/V nanolamellar multilayers[J]. Materials Research Letters, 2020, 8(8):299-306.

[64] Wei S Y, Zhao Z Y, Zheng S J, et al. Fatigue-induced interface damage in Cu/V nanoscale metallic multilayers[J]. Scripta Materialia, 2021, 190:103-107.

[65] Yeom J, Lorenzin G, Cancellieri C, et al. Evaluation of residual stresses in Cu/Mo, Cu/Nb nanomultilayers with a strong fiber texture[J]. Materials Letters, 2023, 352:135074.

[66] Sahu B P, Higgins W H, Derby B K, et al. Strain-rate dependent deformation mechanisms in single-layered Cu, Mo, and multilayer Cu/Mo thin films [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 838:142776.

[67] Sahu B P, Walker C C, Pharr G M, et al. Nanoscale phase transition in impact indented Mo/Cu thin films[J]. Scripta Materialia, 2024, 240:115846.

[68] Wu K, Zhang J Y, Zhang P, et al. Fracture behavior and adhesion energy of nanostructured Cu/Mo multilayer films [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 613:130-135.

[69] Cui Y C, Derby B, Li N, et al. Suppression of shear banding in high-strength Cu/Mo nanocomposites with hierarchical bicontinuous intertwined structures[J]. Materials Research Letters, 2018, 6(3):184-190.

[70] Zhang J Y, Zeng F L, Wu K, et al. Size-dependent plastic deformation characteristics in He-irradiated nanostructured Cu/Mo multilayers: competition between dislocation-boundary and dislocation-bubble interactions [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 673:530-540.

[71] Srinivasan D, Sanyal S, Corderman R, et al. Thermally stable nanomultilayer films of Cu/Mo [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(3):995-1003.

[72] Yeom J, Lorenzin G, Ghisalberti L, et al. The thermal stability and degradation mechanism of Cu/Mo nanomultilayers [J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2024, 25:2357536.

[73] Francis M F, Neurock M N, Zhou X W, et al. Atomic assembly of Cu/Ta multilayers: surface roughness, grain structure, misfit dislocations, and amorphization[J]. Journal of Applied Physics, 2008, 104(3):034310.

[74] Lu L, Huang C, Pi W L, et al. Molecular dynamics simulation of effects of interface imperfections and modulation periods on Cu/Ta multilayers [J]. Computational Materials Science, 2018, 143: 63-70.

[75] Lee H J, Kwon K W, Ryu C, et al. Thermal stability of a Cu/Ta multilayer: an intriguing interfacial reaction [J]. Acta Materialia, 1999, 47(15/16):3965-3975.

[76] Hussain R, Aakansha, Ravi S, et al. Influence of substrate (Si and glass), Cu under-layer, *in situ* annealing of Ta/Cu and post-annealing on magnetic properties of [Co(0.3 nm)/Ni(0.6 nm)]4, 10 multilayer thin films[J]. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 2020, 31(14):11975-11982.

[77] Wei M Z, Cao Z H, Shi J, et al. Anomalous plastic deformation in nanoscale Cu/Ta multilayers[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 598:355-359.

[78] Karpinski D, Polcar T, Bondarev A. Exploring nanoscale metallic multilayer Ta/Cu films: structure and some insights on deformation and strengthening mechanisms[J]. Materials Characterization, 2024, 212:113933.

[79] Wang F, Huang P, Xu M, et al. Shear banding deformation in Cu/Ta nano-multilayers [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(24):7290-7294.

[80] Xu K Z, Zhou Y Q, Chen Y X, et al. Investigation of shear responses and underlying deformation mechanisms of Cu/Ta nanolayered composite [J]. Applied Surface Science, 2025, 688: 162395.

[81] Wang J Y, Shi J Q, Lu Y, et al. Deformation evolution of Cu/Ta nanoscale multilayer during nanoindentation by a molecular dynamics study [J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 441: 128562.

[82] Shi J Q, Wang J Y, Yi X B, et al. Nanoscratching-induced plastic deformation mechanism and tribology behavior of Cu/Ta bilayer and multilayer by a molecular dynamics study[J]. Applied Surface Science, 2022, 586:152775.

[83] Dai K Q, Zhao T K, Li J, et al. The influence of periodic wavy interfaces on the mechanical properties of Cu/Ta nanomultilayers [J]. Journal of Applied Physics, 2025, 138(21):215103.

[84] Tran A S. Phase transformation and interface fracture of Cu/Ta

multilayers: a molecular dynamics study[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2020, 239: 107292.
[85] Liu X P, Xu K Z, Lu P, et al. Influence of strain rate on the compressive behavior of heterogeneous Cu/Ta multilayer: a molecular dynamics simulation study[J]. Solid State Communications, 2024, 379: 115432.
[86] Guo Q Y, Wan L, Yu X X, et al. Influence of phase stability on the *in situ* growth stresses in Cu/Nb multilayered films[J]. Acta Materialia, 2017, 132: 149-161.
[87] Polyakov M N, Courtois-Manara E, Wang D, et al. Microstructural variations in Cu/Nb and Al/Nb nanometallic multilayers[J]. Applied Physics Letters, 2013, 102(24): 241911.
[88] Anderson P M, Bingert J F, Misra A, et al. Rolling textures in nanoscale Cu/Nb multilayers[J]. Acta Materialia, 2003, 51(20): 6059-6075.
[89] Wang J, Hoagland R G, Misra A. Mechanics of nanoscale metallic multilayers: from atomic-scale to micro-scale[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(12): 1067-1072.
[90] Yang W F, Gong M Y, Yao J H, et al. Hardening induced by dislocation core spreading at disordered interface in Cu/Nb multilayers[J]. Scripta Materialia, 2021, 200: 113917.
[91] Ding C G, Xu J, Shan D B, et al. The thermal instability mechanism and annealed deformation behavior of Cu/Nb nanolaminate composites[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 157: 163-173.
[92] Misra A, Hoagland R G, Kung H. Thermal stability of self-supported nanolayered Cu/Nb films[J]. Philosophical Magazine, 2004, 84(10): 1021-1028.
[93] Misra A, Hoagland R G. Effects of elevated temperature annealing on the structure and hardness of copper/niobium nanolayered films[J]. Journal of Materials Research, 2005, 20(8): 2046-2054.
[94] Cheng J Y, Li Z Z, Poerschke D L, et al. Thermal stability of 3D interface Cu/Nb nanolaminates[J]. Scripta Materialia, 2025, 254: 116319.
[95] Lu X, Zeng L F, Zhang J H, et al. Significant enhancement in the strength and thermal stability of Cu/Nb nano-multilayer via a minor Ag doping[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1022: 180035.
[96] Li Y G, Chen H, Huang Y C, et al. Thermal stability and mechanical properties of Cu-Nb nanocomposite thin films[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024, 33(20): 11289-11297.
[97] Zhu X Y, Luo J T, Zeng F, et al. Microstructure and ultrahigh strength of nanoscale Cu/Nb multilayers[J]. Thin Solid Films, 2011, 520(2): 818-823.
[98] Li N, Wang J, Misra A, et al. Direct observations of confined layer slip in Cu/Nb multilayers[J]. Microscopy and Microanalysis, 2012, 18(5): 1155-1162.
[99] Zhang J Y, Zhang P, Zhang X, et al. Mechanical properties of fcc/fcc Cu/Nb nanostructured multilayers[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 545: 118-122.
[100] Mara N A, Misra A, Hoagland R G, et al. High-temperature mechanical behavior/microstructure correlation of Cu/Nb nanoscale multilayers[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 493(1/2): 274-282.
[101] Mara N A, Tamayo T, Sergueeva A V, et al. The effects of decreasing layer thickness on the high temperature mechanical behavior of Cu/Nb nanoscale multilayers[J]. Thin Solid Films, 2007, 515(6): 3241-3245.
[102] Budiman A S, Sahay R, Anwar Ali H P, et al. Interface-mediated plasticity and fracture in nanoscale Cu/Nb multilayers as revealed by *in situ* clamped microbeam bending[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140705.
[103] Polyakov M N, Lohmiller J, Gruber P A, et al. Load sharing phenomena in nanoscale Cu/Nb multilayers[J]. Advanced Engineering Materials, 2015, 17(6): 810-814.
[104] Wang F, Zhang L F, Huang P, et al. Microstructure and flow stress of nanoscale Cu/Nb multilayers[J]. Journal of Nanomaterials, 2013, 2013: 912548.
[105] Dong S J, Chen T J, Huang S X, et al. Thickness-dependent shear localization in Cu/Nb metallic nanolayered composites[J]. Scripta Materialia, 2020, 187: 323-328.
[106] Pole M, Lu Z X, Ajantiwalay T A, et al. Modes of strain accommodation in Cu-Nb multilayered thin film on indentation and cyclic shear[J]. Surfaces and Interfaces, 2023, 37: 102712.
[107] Chen Y, Li N, Hoagland R G, et al. Effects of three-dimensional Cu/Nb interfaces on strengthening and shear banding in nanoscale metallic multilayers[J]. Acta Materialia, 2020, 199: 593-601.
[108] Liyanage M, Turlo V, Curtin W A. Machine learning potential for the Cu-W system[J]. Physical Review Materials, 2024, 8(11): 113804.
[109] Moszner F, Cancellieri C, Becker C, et al. Nano-structured Cu/W brazing fillers for advanced joining applications[J]. Journal of Materials Science and Engineering B, 2016, 6(5): 226-230.
[110] Li H, Li B J, Xing Z C, et al. Pulse-pressure diffusion bonding of Ti-6Al-4V alloy with nanostructured Cu-W multilayer film as interlayer[J]. Welding in the World, 2023, 67(5): 1337-1345.
[111] Wang D Z, Chen D D, Yang Y H, et al. Interface of Mo-Cu laminated composites by solid-state bonding[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015, 51: 239-242.
[112] Bi Y B, Xu Y, Zhang Y, et al. Single-pass laser welding of TC4 Ti alloy to 304 SS with V interlayer and V/Cu bilayer[J]. Materials Letters, 2021, 285: 129072.
[113] Liu J, Liu H, Gao X L, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welding of Ti6Al4V to Inconel 718 using Nb/Cu interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 277: 116467.

基金项目：国家自然科学基金(52475316)；国家外国专家项目(H20240059)
收稿日期：2026-05-06；**录用日期**：2026-06-08
通讯作者：李红(1977—)，女，教授，博士，研究方向为微纳米连接材料和金属增材制造，联系地址：北京市朝阳区平乐园100号北京工业大学材料科学与工程学院(100124)，E-mail：hongli@bjut.edu.cn

(本文责编：寇凤梅)