

钛基双相非晶设计实现力学性能突破

管金乐

新疆工程学院数理学院, 新疆 乌鲁木齐

收稿日期: 2025年7月20日; 录用日期: 2025年8月14日; 发布日期: 2025年8月26日

摘要

目前, 微机电系统(MEMS)在航空航天、电力电子及生物医学领域的广泛应用对材料力学性能提出更高要求, 而传统Ti基合金难以满足严苛服役环境。非晶合金因缺乏晶界和位错等晶体缺陷, 具备优异机械性能, 但其塑性不足严重限制了实际应用。为此, 我们开发了一种新型“可控微结构编程”策略, 通过在Ti合金中引入具有高正混合焓和大原子尺寸失配的镱(Yb)元素, 结合磁控溅射技术的高冷却速率特性, 实现对Ti基微观结构的精确调控, 成功制备出双相非晶结构的TiYb合金薄膜。该材料表现出超越晶态薄膜的优异力学性能: (1) 超高硬度: 硬度达7.8 GPa, 弹性模量达163 GPa; (2) 均匀塑性变形能力: 平滑的加载曲线表明多重剪切带激活, 有效避免非晶材料的脆性失效。性能提升机制源于双相协同作用: 强度提升归因于富Yb非晶相的高硬度和强度抑制了单一剪切带的扩展; 塑性改善: 较软的富Ti非晶相为剪切转变区(STZs)和胚胎剪切带提供形核位点, 促进多重剪切带在应力下持续演化, 显著增强塑性流动能力。本研究为Ti基薄膜体系提供了创新设计思路, 并为高性能MEMS器件开发了极具潜力的候选材料。

关键词

Ti基非晶合金薄膜, 非晶合金, 力学性能, 航空航天

Titanium-Based Biphasic Amorphous Design Achieves Breakthrough in Mechanical Properties

Jinyue Guan

School of Mathematics and Physics, Xinjiang University of Engineering, Urumqi Xinjiang

Received: Jul. 20th, 2025; accepted: Aug. 14th, 2025; published: Aug. 26th, 2025

Abstract

The proliferating deployment of micro-electromechanical systems (MEMS) in aerospace, power electronics, and biomedical sectors imposes rigorous mechanical demands on structural materials,

文章引用: 管金乐. 钛基双相非晶设计实现力学性能突破[J]. 材料科学, 2025, 15(8): 1659-1666.

DOI: 10.12677/ms.2025.158177

which conventional Ti-based alloys increasingly fail to meet under stringent service conditions. Although amorphous alloys exhibit superior mechanical properties due to the absence of crystalline defects (e.g., grain boundaries and dislocations), their intrinsic plasticity deficit critically constrains practical implementation. To address this limitation, we devised a “controlled microstructure programming” strategy. By introducing ytterbium (Yb)—an element with high positive mixing enthalpy and significant atomic size mismatch—into Ti alloys and exploiting the ultrahigh cooling rates intrinsic to magnetron sputtering, we achieved atomic-level microstructural control, fabricating TiYb thin films with a biphasic amorphous architecture. The resultant material demonstrates exceptional mechanical properties transcending crystalline film benchmarks: (1) Ultrahigh hardness (7.8 GPa) and elastic modulus (163 GPa); (2) Homogeneous plastic deformation manifested by smooth loading curves, confirming activation of multiple shear bands that effectively suppress the characteristic brittle fracture of amorphous materials. This performance enhancement originates from biphasic synergy: Enhanced strength stems from the Yb-rich amorphous phase impeding single shear-band propagation via its inherent high hardness/strength; plasticity improvement arises as the softer Ti-rich amorphous phase nucleates shear transformation zones (STZs) and embryonic shear bands, driving sustained evolution of multiple shear bands under stress and substantially augmenting plastic flow capacity. This work establishes a pioneering design paradigm for Ti-based thin-film systems and delivers a high-potential candidate material for next-generation MEMS devices demanding extreme mechanical reliability.

Keywords

Ti-Based Amorphous Alloys Thin Films, Amorphous Alloys, Mechanical Properties, Aerospace

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

材料的强度提升通常依赖于对晶体缺陷运动的阻碍，主要机制包括晶界强化、孪晶强化、固溶强化以及沉淀(或弥散颗粒)强化等[1]-[3]。然而，这些强化策略存在固有的物理极限：当缺陷密度过高时，材料的塑性变形机制将从依赖位错滑移转变为以缺陷介导的软化行为为主导[2]。典型例证如细晶强化：当晶粒尺寸降至约 20 纳米以下时，塑性变形主要通过晶界迁移和晶粒旋转实现，从而引发强度随晶粒尺寸减小而下降的反霍尔 - 佩奇效应[4] [5]。类似地，在晶粒尺寸约 500 纳米的细晶铜中，若孪晶片层厚度低于 15 纳米，孪晶界与晶界处大量易于激活的位错源会支配塑性过程，导致强度随孪晶片层减薄而降低[2]。因此，传统纳米晶/纳米孪晶材料的强度提升潜力受到严重制约。

非晶合金(亦称为金属玻璃)由于其长程无序的原子结构，完全缺乏晶界、位错等晶体缺陷，在物理、化学及力学性能上与晶体合金形成鲜明对比[6]。非晶化使变形机制发生根本转变——从位错滑移主导转为剪切带形核与扩展主导。金属玻璃的理论强度(通常为杨氏模量 E 的约 $1/50$ [2])普遍高于其晶体对应物。然而，其宏观塑性变形因高度局域化于狭窄的剪切带内而受到严重限制(通常最大工程应变 $\leq 2\%$)，这一剪切带软化效应归因于剧烈的局域温升与自由体积增加[7]，致使非晶材料的实际强度同样远低于其理想值。

目前，接近理想强度的材料实例几乎完全排除了缺陷，如单晶晶须[8]、晶态纳米线[9]或微纳尺度金属玻璃[10]。然而，此类近乎无缺陷材料的制备条件极其苛刻且工艺复杂，严重阻碍了其实际应用。相比之下，非晶或纳米晶材料虽具备更佳的工艺可行性及优异的强度，但开发能规模化制备接近理想强度的

大尺寸块体材料仍面临巨大挑战。据此,一个具有前景的构想应运而生:若能构筑一种由两种非晶相组成的双相结构,则有望充分利用非晶材料自身各向同性及无传统晶体缺陷的特点,规避由晶界、位错等带来的不利影响。此外,依据 Gleiter 理论[11],由纳米尺度玻璃畴通过玻璃/玻璃界面互连构成的纳米结构金属玻璃,已被视为一种潜在的新型高强度非晶构型。因此,开发纳米尺度的“双相非晶”结构,被预测为一种突破材料强度极限的有效策略。

钛(Ti)基合金因其优异的综合性能,包括高强度、出众的耐腐蚀性和良好的生物相容性,在生物医学植入体、航空航天结构件及特殊防护领域获得了广泛应用[12]。然而,随着微机电系统(MEMS) [13] [14] 技术的飞速发展,其所用材料需要在更复杂(如多物理场耦合)且严苛的微纳服役环境中维持可靠性能,这对材料的力学性能提出了前所未有的更高要求。传统的 Ti 基晶体合金受固有晶体缺陷限制,其力学性能(尤其是强度)往往难以满足新一代 MEMS 器件的需求[12]。因此,开发具有突破性强度的新型 Ti 基材料体系显得尤为迫切。

基于上述背景,本研究旨在通过磁控共溅射技术制备双相非晶 Ti 基合金薄膜,以期实现强度的大幅提升。值得指出的是,可控构筑双相非晶结构本身存在显著挑战。传统基于热力学平衡的设计策略面临核心难题:过大或过小的原子混合焓通常导致完全相分离(形成晶体相)或完全固溶(形成均质单相非晶)。为解决这一难题,本研究创新性地提出“可控微结构编程”策略。该策略充分借助磁控溅射固有的超高冷却速率(通常 $> 10^8$ K/s)特性,非平衡地引入具有大正混合焓($\Delta H_{\text{Ti-Yb}} = 41$ KJ/mol)和显著原子尺寸失配(约 14%)的铈(Yb)元素。这种元素的精心选择与精准调控,旨在沉积过程中诱导可控的相分离,最终实现对薄膜双相非晶微结构的精确编程。

2. 实验设计及测试方法

采用磁控共溅射技术在 Si (100)晶圆($1 \times 1 \text{ cm}^2$)上沉积 Ti-Yb 合金薄膜。固定衬底与 Ti 靶、Yb 靶的取向角约为 20° 。靶材纯度均为 99.999%。鉴于 Ti 的亲氧特性,溅射室本底真空优于 1×10^{-4} Pa。沉积过程中,持续通入 99.9995%高纯 Ar 气,流量由质量流量计控制在 50 sccm,溅射工作气压维持于 1 Pa。衬底温度控制在 200°C ,待温度稳定后方开始沉积。通过调节溅射时间(平均沉积速率约 12.5 nm/min)控制薄膜厚度至 $1 \mu\text{m}$ 。为保障膜层均匀性,衬底平台以 5 r/min 旋转。调节 Ti 靶和 Yb 靶的溅射功率分别控制元素比例:Ti 靶功率恒定为 150 W;Yb 靶功率分别为 10 W、50 W 和 100 W,相应的样品标记为 S1、S2 及 S3。

使用配备 Cu-K α 辐射源的粉末 X 射线衍射仪(XRD, MiniFlex 600)表征薄膜结构。力学性能通过纳米压痕仪(Bruker TI980, 配备金刚石 Berkovich 压头)测试。硬度测量参数设定为:最大载荷 3 mN,加载-保载-卸载时间序列为 5 s-2 s-5 s。

3. 结果与讨论

图 1 展示了 TiYb 合金体系随 Yb 溅射功率变化的 XRD 图谱。结果表明,薄膜的微观结构呈现出显著的成分依赖性。Yb 溅射功率为 10 W (薄膜 S1): XRD 图谱在 $2\theta \approx 28.5^\circ$ 和 58.9° 处呈现尖锐的中心衍射峰和高角度峰(见图 1),表明其主体微观结构为晶态。值得注意的是,在 $2\theta \approx 40^\circ$ 附近(见图 1 黑色箭头所示)观察到一个微弱的漫散射峰特征。该特征暗示局部区域可能存在非晶相。这一发现表明,通过调控工艺参数,我们初步实现了对薄膜局部微结构的调控。Yb 溅射功率增加至 50 W (薄膜 S2): S1 的中心峰分裂为位于 $2\theta \approx 29.7^\circ$ 和 38.2° 处的两个衍射峰。更为重要的是,在 $2\theta \approx 36.1^\circ$ 、 41.4° 、 59° 和 75.2° 附近出现了多个微弱的漫散射峰。然而,这些峰的特征存在明显差异: 40° 附近的漫射峰表现出典型极细纳米晶的衍射特征,而高角度处的漫射峰则显示出更宽化、更弥散的强无序特征。随着 Yb 含量的提升,Ti 和 Yb

之间较大的正混合焓显著促进了局部区域的元素偏析行为。这种偏析过程为微观结构提供了额外的形核位点,导致多尺度结构特征(晶态与非晶相共存)增强,XRD 峰数量随之增加。这进一步验证了通过组分调控实现微结构“编程”的可行性。Yb 溅射功率进一步增至 100 W (薄膜 S3): XRD 图谱呈现根本性转变。尖锐的衍射峰消失,取而代之的是位于 $2\theta \approx 32^\circ$ 和 40.2° 附近的两个典型宽化漫散射峰(“馒头峰”)。这种峰形的显著变化明确指示 S3 薄膜整体结构转变为典型的双相非晶态特征。更高的 Yb 含量加剧了 Ti 和 Yb 的偏析程度,促使更多局部区域发生微观结构演变。在薄膜沉积和生长过程中,原子或团簇倾向于在具有最低势能的环境中稳定堆积和结构弛豫[15]。值得注意的是,与 S2 相比, S3 的 XRD 图谱仅在 $2\theta \approx 30^\circ \sim 40^\circ$ 范围内保留显著的结构特征,先前在 S2 中观察到的多尺度结构特征(特别是高角度峰)基本消失。我们认为,这一现象主要源于本研究施加的基底温度场(约 200°C)。该温度场提供了更高的原子动能,使得沉积的原子或团簇能够克服部分能垒,在时-空维度上更有效地弛豫至更低势能的稳定构型[15]。最终,这种热力学驱动的弛豫过程稳定形成了特征性双相非晶结构。

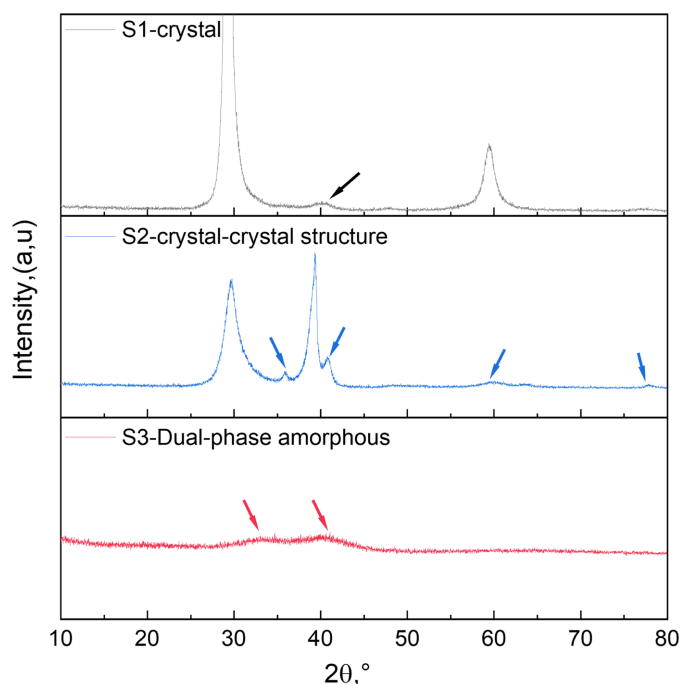


Figure 1. XRD patterns of the thin-film Ti alloy system, demonstrating the structural evolution from crystalline to amorphous and ultimately to biphasic amorphous architecture with increasing Yb content

图 1. 薄膜 Ti 合金体系的 XRD 图谱,表明随着 Yb 元素含量的增加薄膜结构由晶态合金变为非晶态合金进一步转变为双相非晶结构

为系统研究 TiYb 薄膜体系的力学性能特征,我们对 S1~S3 系列样品进行了纳米压痕测试(见图 2)。测试结果清晰地展示了 Yb 含量对薄膜力学行为的显著调控作用。对于晶态主导的 S1 薄膜(Yb 功率 10 W),纳米压痕曲线显示其蠕变初始位移(h_0)和最大位移($h_{\max}$)分别为 149.2 nm 和 155.7 nm,蠕变位移 $\Delta h = 6.5$ nm (见图 2(b))。这一较大的蠕变量表明材料表现出较差的抗蠕变性能。当 Yb 功率增至 50 W (S2 薄膜)时, h_0 和 $h_{\max}$ 分别降至 135.3 nm 和 139.9 nm,蠕变位移减小至 $\Delta h = 5.6$ nm (见图 2(b))。这一显著降低的蠕变量(约 14% 的降幅)明确指示材料抗蠕变性能的改善。这种性能提升可归因于多尺度结构的形成。随着 Yb 含量增加, Ti-Yb 正混合焓驱动的元素偏析行为在微观尺度上形成了晶态/非晶混合结构(如 XRD 结果所示)。这种多尺度异质结构能有效阻碍晶体缺陷(如位错)的运动[16][17],从而增强材料的抗蠕变能

力。这一发现与近期关于异质结构材料强化机制的研究结论高度一致[18]。当 Yb 功率达到 100 W (S3 薄膜) 时, 材料表现出令人瞩目的力学性能转变。纳米压痕测试显示 h_0 和 $h_{\max}$ 进一步降至 124.2 nm 和 127.6 nm, 蠕变位移 Δh 仅为 3.4 nm (见图 2(b)), 较 S1 样品降低了约 48%。这一显著的抗蠕变性能提升与材料完全转变为双相非晶结构密切相关。

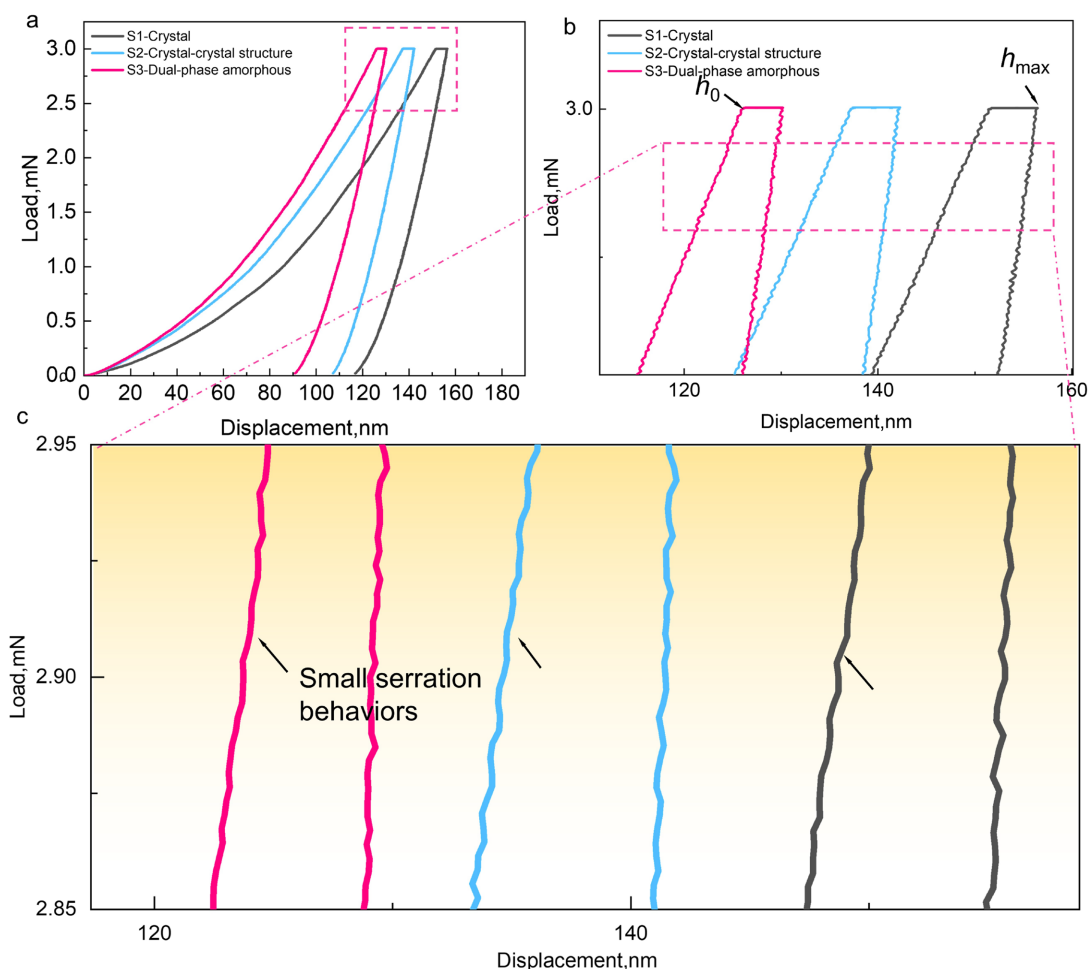


Figure 2. Load-displacement curves for thin films S1~S3, confirming enhanced mechanical performance with progressive Yb incorporation

图 2. 薄膜 S1~3 的位移 - 载荷曲线图谱, 表明随着 Yb 元素含量的增加薄膜的力学性能增强

材料在外加载荷作用下的塑性变形行为与其微观结构特征密切相关。对于具有晶体特征的 S1 和 S2 薄膜, 纳米压痕测试显示其载荷 - 位移曲线呈现典型的锯齿状流动特征(见图 2(c)黑色箭头所示)。这种离散的位移爆发行为(见图 3(c)箭头所示)源于晶体材料中位错滑移和间歇性滑移带的形核与扩展[17] [18]。定量力学性能测试表明, S1 薄膜的硬度和杨氏模量分别为 $H = 5.1$ GPa 和 $E = 140$ GPa, 而 S2 薄膜提升至 $H = 6.1$ GPa 和 $E = 155$ GPa (见图 3)。这种力学性能的改善可归因于多尺度异质结构的形成——随着 Yb 含量增加, Ti-Yb 正混合焓驱动的元素偏析促进了晶态/非晶混合结构的形成[19]。这种多尺度结构能有效阻碍位错运动, 使材料力学性能从 Zone1 区域过渡到 Zone2 区域(见图 3)。

与晶态薄膜形成鲜明对比的是, 双相非晶结构的 S3 薄膜展现出完全不同的变形特征。其载荷 - 位移曲线表现出显著平滑化的趋势, 仅保留高频低幅的位移波动(见图 2(c))。这种变形行为的转变源于金属玻

璃特有的剪切带主导变形机制[17]-[20]。与传统非晶合金相比，S3 薄膜的独特之处在于其原子尺度上具有化学可识别的双相结构特征。力学性能测试显示，S3 薄膜的硬度($H = 7.8 \text{ GPa}$)和杨氏模量($E = 163 \text{ GPa}$)较 S1~S2 提升了 10%~15%，位于图 3 所示的 Zone3 性能区域。这种显著的性能提升主要归因于 Yb-rich 非晶相的增加。相比于 Ti-rich 相，Yb-rich 相具有更高的硬度和模量，为材料提供了强度基础。特别值得注意的是，S3 薄膜成功突破了传统非晶材料强度 - 塑性的倒置关系。虽然 Yb-rich 硬相的增加通常会牺牲材料的塑性，但本研究中 Ti-rich 相的存在为多重剪切带的形核提供了有利条件。通过高分辨变形分析发现，Ti-rich 相中大量增殖的剪切转变区(STZs)能够有效促进应力均匀分布，缓解局部应变集中[17]。这种双相协同作用机制使得材料在获得高强度的同时，仍能保持优异的塑性变形能力。微观结构表征进一步证实，双相界面形成的化学/结构梯度能够阻碍单一剪切带的过度扩展，从而避免灾难性失效的发生。这种独特的力学性能优化机制为设计新型高性能非晶材料提供了重要启示：通过精确调控化学组成，可以实现双相非晶结构的可控构筑双相界面工程是优化非晶合金强塑性的有效途径。本研究揭示的 TiYb 双相非晶薄膜的变形机制和性能优化规律，不仅丰富了非晶合金的强韧化理论，也为开发新一代高性能薄膜材料提供了实验基础和理论指导。未来研究可进一步探索双相非晶结构的原子尺度特征及其与宏观力学性能的构效关系。

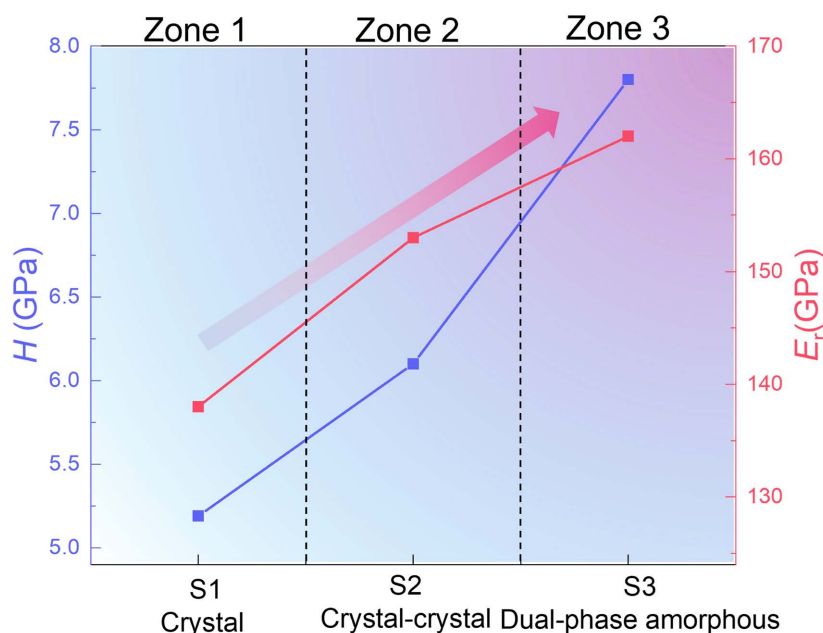


Figure 3. Plots of elastic modulus and hardness versus Yb content for thin films S1~S3

图 3. 薄膜 S1~3 弹性模量、硬度随 Yb 元素含量变化折线图

4. 总结

本研究通过创新的“可控微结构编程”策略，成功实现了 Ti 基双相非晶合金薄膜的可控制备。利用磁控溅射技术特有的超高冷却速率，在 Ti 合金中引入具有大正混合焓和大原子尺寸失配的 Yb 元素，我们突破了传统非晶合金单相结构的限制，获得了具有化学有序特征的双相非晶结构。这种新型薄膜材料展现出卓越的力学性能组合：其硬度(7.8 GPa)和弹性模量(163 GPa)较传统晶态 Ti 合金提升 10%~14%，同时保持了优异的均匀塑性变形能力。纳米压痕测试中异常平滑的载荷 - 位移曲线证实了多重剪切带机制的激活，有效克服了非晶材料固有的脆性失效问题。深入分析揭示了这种突破性性能的微观机制：Yb-

rich 非晶相通过形成能量壁垒有效抑制单一剪切带的快速扩展，为材料提供了强度基础；而 Ti-rich 相则通过提供丰富的剪切转变区(STZ)形核位点，在变形过程中逐步演化为胚胎剪切带，实现应力的均匀分布和塑性流动。这种独特的“硬相增韧、软相补强”协同效应，成功突破了传统非晶材料强度与塑性的倒置关系。本研究不仅为 Ti 基薄膜材料的设计提供了新范式，其揭示的双相非晶结构调控原理也为开发新型高性能非晶材料开辟了道路。特别值得注意的是，该材料优异的力学性能和薄膜形态使其成为 MEMS 器件的理想候选材料，有望显著提升微纳器件的可靠性和使用寿命。未来研究将聚焦于双相非晶结构的精确调控及其在更复杂服役环境下的性能表现。

参考文献

- [1] Zhu, L., Ruan, H., Li, X., Dao, M., Gao, H. and Lu, J. (2011) Modeling Grain Size Dependent Optimal Twin Spacing for Achieving Ultimate High Strength and Related High Ductility in Nanotwinned Metals. *Acta Materialia*, **59**, 5544-5557. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.05.027>
- [2] Wang, W.H. (2006) Correlations between Elastic Moduli and Properties in Bulk Metallic Glasses. *Journal of Applied Physics*, **99**, Article 093506. <https://doi.org/10.1063/1.2193060>
- [3] Schiøtz, J. and Jacobsen, K.W. (2003) A Maximum in the Strength of Nanocrystalline Copper. *Science*, **301**, 1357-1359. <https://doi.org/10.1126/science.1086636>
- [4] Yip, S. (1998) Nanocrystals: The Strongest Size. *Nature*, **391**, 532-533. <https://doi.org/10.1038/35254>
- [5] Schiøtz, J., Di Tolla, F.D. and Jacobsen, K.W. (1998) Softening of Nanocrystalline Metals at Very Small Grain Sizes. *Nature*, **391**, 561-563. <https://doi.org/10.1038/35328>
- [6] Wang, Z.R., Qiang, J.B., Wang, Y.M., Wang, Q., Dong, D.D. and Dong, C. (2016) Composition Design Procedures of Ti-Based Bulk Metallic Glasses Using the Cluster-Plus-Glue-Atom Model. *Acta Materialia*, **111**, 366-376. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.072>
- [7] Greer, A.L. (1995) Metallic Glasses. *Science*, **267**, 1947-1953. <https://doi.org/10.1126/science.267.5206.1947>
- [8] Richter, G., Hillerich, K., Gianola, D.S., Mönig, R., Kraft, O. and Volkert, C.A. (2009) Ultrahigh Strength Single Crystalline Nanowhiskers Grown by Physical Vapor Deposition. *Nano Letters*, **9**, 3048-3052. <https://doi.org/10.1021/nl9015107>
- [9] Deng, C. and Sansoz, F. (2009) Near-Ideal Strength in Gold Nanowires Achieved through Microstructural Design. *ACS Nano*, **3**, 3001-3008. <https://doi.org/10.1021/nn900668p>
- [10] Tian, L., Cheng, Y., Shan, Z., Li, J., Wang, C., Han, X., *et al.* (2012) Approaching the Ideal Elastic Limit of Metallic Glasses. *Nature Communications*, **3**, Article No. 609. <https://doi.org/10.1038/ncomms1619>
- [11] Gleiter, H., Schimmel, T. and Hahn, H. (2014) Nanostructured Solids—From Nano-Glasses to Quantum Transistors. *Nano Today*, **9**, 17-68. <https://doi.org/10.1016/j.nantod.2014.02.008>
- [12] Chema, K., Hassani, S. and Gaceb, M. (2021) Characterization and Tribological Properties of W-Ti-N/Al-Si Multilayer Surface Coating for Iron Alloy Pistons. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **30**, 8023-8029. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05996-7>
- [13] Findings in Sensor Research Reported from Slovak University of Technology (2023) Towards a MEMS Force Sensor via the Electromagnetic Principle. *Electronics Newsweekly*.
- [14] Hartansky, R., Mierka, M., Jancarik, V., Bittera, M., Halgos, J., Dzuris, M., *et al.* (2023) Towards a MEMS Force Sensor via the Electromagnetic Principle. *Sensors*, **23**, Article 1241. <https://doi.org/10.3390/s23031241>
- [15] Zhou, J., Liu, X., Li, X., Yu, J., Zhao, H., Zhou, J., *et al.* (2022) High-Temperature Malleable Ta-Co Metallic Glass Developed by Combinatorial Method. *Scripta Materialia*, **219**, Article 114883. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114883>
- [16] Liu, X., Di, S., Zhou, J., Miao, F., Wang, H., Wu, Y., *et al.* (2024) Multi-Scale Inhomogeneity and Anomalous Mechanical Response of Nanoscale Metallic Glass Pillar by Cryogenic Thermal Cycling. *Rare Metals*, **43**, 6771-6780. <https://doi.org/10.1007/s12598-024-02964-7>
- [17] Wang, X.L., Jiang, F., Hahn, H., Li, J., Gleiter, H., Sun, J., *et al.* (2015) Plasticity of a Scandium-Based Nanoglass. *Scripta Materialia*, **98**, 40-43. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.11.010>
- [18] Wright, W., Saha, R. and Nix, W. (2001) Deformation Mechanisms of the Zr₄₀Ti₁₄Ni₁₀Cu₁₂Be₂₄ Bulk Metallic Glass. *Materials Transactions*, **42**, 642-649. <https://doi.org/10.2320/matertrans.42.642>

- [19] Liu, X., Di, S., Liu, L., Zhou, J., Li, Q., Sun, B., *et al.* (2025) Precise Microstructural Tailoring in High-Entropy Alloys for Superior Mechanical Performances. *Materials Research Letters*, **13**, 810-819.
<https://doi.org/10.1080/21663831.2025.2520562>
- [20] Schuh, C.A., Lund, A.C. and Nieh, T.G. (2004) New Regime of Homogeneous Flow in the Deformation Map of Metallic Glasses: Elevated Temperature Nanoindentation Experiments and Mechanistic Modeling. *Acta Materialia*, **52**, 5879-5891. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.09.005>