

专题: 无序合金的序调控

# 基于准晶结构设计的 Ti 基金属玻璃实现 比强度与塑性的协同提升\*

蔡正清<sup>1)</sup> 李子敬<sup>2)</sup> 冯士东<sup>1)†</sup> 王利民<sup>1)3)</sup> 刘日平<sup>1)</sup>

1) (燕山大学亚稳材料全国重点实验室, 先进结构材料中心, 秦皇岛 066004)

2) (燕山大学理学院, 秦皇岛 066004)

3) (河北工业大学材料科学与工程学院, 天津 300130)

(2025 年 10 月 16 日收到; 2025 年 11 月 12 日收到修改稿)

在高性能结构材料的发展中, 实现轻质、高强与良好塑性的平衡始终是材料设计的重要挑战. 钛基金属玻璃因其极高的比强度而备受关注, 但强度与塑性之间的固有矛盾长期限制了其应用潜力. 本文基于前期由准晶  $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20}$  衍生的  $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28}$  块体金属玻璃体系, 通过引入少量 Al 元素实现了性能的协同优化. 结果表明,  $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28}\text{Al}_3$  块体金属玻璃的比强度高达  $5.34 \times 10^5 \text{ N}\cdot\text{m}/\text{kg}$ , 创造了 Ti 基金属玻璃的新纪录, 同时塑性应变达到了 13%, 突破了金属玻璃比强度-塑性的性能界限. 结构分析表明, Al 的微合金化有效继承并调控了源自准晶相的短程有序结构特征, 从而实现了强度与塑性的协同提升. 本研究为 Ti 基金属玻璃的成分设计及其在轻量化结构材料领域的应用提供了新的思路.

**关键词:** 钛基金属玻璃, 比强度, 塑性, 微合金化**DOI:** 10.7498/aps.75.20251415**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251415

## 1 引言

在汽车、航空航天和国防军事等领域, 对兼具轻质、高强度和高比强度的结构材料需求日益迫切<sup>[1-3]</sup>. 块体金属玻璃 (BMGs) 因其在冷却过程中绕过晶体形核与生长而直接固化为非平衡态, 被视为“冻结的液体”. 这种独特的无序结构使其具备接近理论极限的强度和高硬度, 同时兼具优异的耐腐蚀性、耐磨损性, 以及在特定体系下表现出的优良磁学和电学特性<sup>[4-6]</sup>. 过去数十年中, 研究者已成功合成多种 BMG 体系, 并系统揭示了其形成机制与性能本质<sup>[7-9]</sup>.

在众多 BMG 体系中, Ti 基 BMG 因其高比强度和良好耐腐蚀性而备受关注, 显示出在国防、海

洋和能源等关键领域的广阔应用前景. 然而, 尽管现有 Ti 基 BMG 的比强度可达传统 Ti 合金的 2 倍, 其塑性仍十分有限, 通常伴随明显的脆性断裂行为. 例如, 当前报道的比强度最高的 Ti-Zr-Be-Al 体系<sup>[10]</sup>, 其比强度虽达  $4.65 \times 10^5 \text{ N}\cdot\text{m}/\text{kg}$ , 但塑性仅有约 2.1%, 凸显出强度与塑性难以兼顾的固有限制. 因此, 如何实现 Ti 基 BMG 的高比强度与高塑性的协同提升, 成为当前亟待突破的关键科学问题.

目前已有研究表明, 基于准晶前驱体设计的  $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28}$  BMG 富含大量扭曲和完整的二十面体团簇, 从而表现出优异的综合力学性能<sup>[11]</sup>. 在此基础上, 采用微合金化策略引入 Al 元素, 有望进一步实现性能的协同优化. 一方面, Al 具有较高的泊松比, 已在 Zr-Cu-Ti 及 Cu 基 BMG 体系

\* 国家重大科研仪器研制项目 (批准号: 52127808) 和国家自然科学基金 (批准号: 52471185, 52271155) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: shidongfeng@ysu.edu.cn

中被证明能改善加工硬化行为,并同时提升强度与塑性<sup>[12]</sup>;另一方面,Al的低密度(2.7 g/cm<sup>3</sup>)有助于降低合金整体密度,从而提升比强度.此外,Al与Ti,Zr之间较大的负混合焓(分别为-30和-44 kJ/mol)有助于形成稳定化学键,增强原子间结合强度并提高抗变形能力<sup>[13]</sup>.已有研究还显示,在Zr-Ti-Ni-Nb体系中,Al的添加能促进短程有序结构的形成,并调控自由体积的分布,从而显著改善力学性能<sup>[14]</sup>.

基于上述认识,本文以源自准晶结构的(Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub> BMG为研究基础,通过引入Al元素实现比强度与塑性的协同提升,旨在突破现有Ti基BMG的强度-塑性性能边界,并为轻质高强结构材料的成分设计提供新的思路与理论依据.

## 2 实验方法

在高纯氩气(纯度大于99.999%)保护气氛下,用真空电弧熔炼炉制备((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub>( $x = 1.5, 3, 4.5, 6, 7.5$ )母合金锭.在熔炼母合金锭前首先熔炼钛锭以吸收炉内残余的氧含量,为确保合金成分的均匀性,每块合金锭翻转熔炼6次,原料采用纯度为大于99.9%的单质金属元素.之后采用铜模吸铸的方法制备2 mm的圆柱试样.

铸态非晶试样在水冷的条件下利用金刚石慢速锯分割,通过X射线衍射仪(X-ray diffractometer, XRD, D/max-2500/PC)结合铜靶, K $\alpha$ 辐射对这些铸态的合金棒的微观结构进行表征.采用万能试验机(universal testing machine, Instron-5982)对试样进行单轴压缩试验,压缩试样的直径为2 mm,长径比为2:1,应变速率为 $5 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup>.为保证数据的可靠性,每组压缩实验均重复3次.用扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM, Hitachi S-3400)测试分析了压缩试样的断口和侧表面形貌.在水冷却的条件下利用金刚石慢速锯切割吸铸的2 mm合金棒,每份为0.5 mm的圆形薄片,用丙酮和酒精多次超声清洗;称量样品质量10—20 mg进行差示扫描量热(differential scanning calorimetry, DSC, NETZSCH 449F3)测试,采用20 K/min的升温速率对吸铸样品进行量热分析.为便于区分,下面将根据Al含量的不同将((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs称为Al<sub>x</sub>.

## 3 结果

对不同Al含量的((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub>合金的微观结构及热力学性质进行系统研究.图1(a)为((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub>合金X射线衍射(XRD)图谱.从图1可以看出,各试样的衍射图谱均呈现出典型的宽弥散峰,未观察到任何晶体的布拉格衍射峰,表明所得样品均为非晶结构.图1(b)为不同Al含量合金在20 K/min加热速率时的差示扫描量热(DSC)曲线.随着温度升高,所有试样均出现明显的玻璃化转变和宽的过冷液体吸热峰;进一步升温时,曲线中出现多个放热峰,表明试样在加热过程发生多阶段晶化反应,进一步验证了其非晶特征.随着Al元素的增大,合金展现出不同的结晶行为,当Al原子含量为1.5%时出现两个明显的晶化峰,而当Al原子含量继续增至3%及以上时,晶化峰数量增至3个甚至更多,表明Al元素的加入显著影响了合金的晶化过程和热稳定性.在更高温度区,可观察到多个吸热

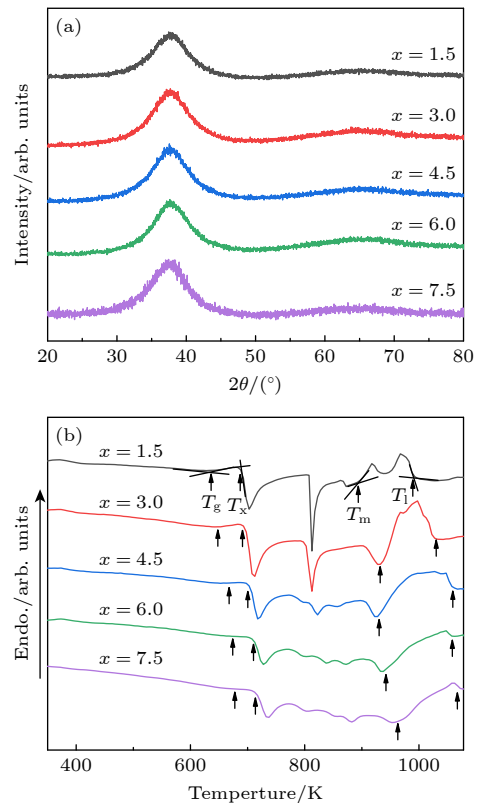


图1 直径2 mm的((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs的(a) XRD图谱和(b) DSC曲线

Fig. 1. (a) XRD spectrum and (b) DSC curve of ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs with a diameter of 2 mm.

峰, 对应于合金在不同阶段的熔化行为. 根据 DSC 曲线可提取出合金的关键热物性参数, 包括玻璃转变温度 ( $T_g$ )、晶化温度 ( $T_x$ )、过冷液相区宽度 ( $\Delta T_x = T_x - T_g$ )、熔化温度 ( $T_m$ ) 以及液相线温度 ( $T_l$ ), 结果列于表 1. 可以看出, 随着 Al 元素原子含量的增大, 合金的玻璃转变温度、晶化温度、过冷液相区宽度均呈上升趋势, 表明 Al 元素的引入有效提升了合金的热稳定性.

表 1 ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs 热物性参数  
Table 1. Thermal physical parameters of ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs.

Composition	$T_g$ /K	$T_x$ /K	$T_m$ /K	$T_l$ /K	$\Delta T_x$ /K	$T_{rg}$	$\gamma$
$x = 1.5$	633.1	690.6	898.9	988.9	57.5	0.64	0.43
$x = 3.0$	641.1	698.2	939.2	1026.0	57.1	0.62	0.42
$x = 4.5$	644.3	705.6	930.3	1056	61.3	0.61	0.41
$x = 6.0$	649.4	712.1	938.8	1089.5	62.7	0.60	0.41
$x = 7.5$	655.4	718.2	976.1	1125.3	62.8	0.58	0.40

基于玻璃形成热力学和动力学, 已经提出很多评估玻璃形成能力的准则. 其中, 最常用的两个参数分别为约化玻璃转变温度  $T_{rg} = T_g/T_l$  和  $\gamma = T_x/(T_g + T_l)$  参数<sup>[15]</sup>, 本文计算的相关数据列于表 1 中. 可以看出, 随着 Al 元素原子含量的增大, 合金的约化玻璃转变温度  $T_{rg}$  和参数  $\gamma$  分别处于 0.58—0.64 和 0.40—0.43 的范围内, 均具有较高的数值, 说明该体系整体具有优异的玻璃形成能力. 然而, 从  $T_{rg}$  和参数  $\gamma$  随 Al 含量的增大而略有下降的趋势来看, 合金的玻璃形成能力可能随着 Al 含量的增大略微下降.

图 2 为直径 2 mm 的 ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs 在室温下的单轴压缩应力-应变曲线. 可以看出, 所有合金均在到达弹性极限以后产生屈服, 并经历一定程度的塑性变形. 在屈服后, 合金表现出类似加工硬化的阶段, 应力逐渐上升至最大值, 随后发生软化直至断裂. 表 2 所示为不同合金的屈服强度 ( $\sigma_y$ )、最大抗压强度 ( $\sigma_{max}$ )、和塑性应

变 ( $\epsilon_p$ ). 随后通过阿基米德排水法测得合金密度 ( $\rho$ ) 并计算了合金的比强度 ( $\sigma_c$ ), 同样列于表 2. 可以看出随着 Al 元素的加入, 合金的变形发生显著的改变. 当 Al 原子含量为 3% 时, 合金的最大抗压强度和塑性应变均达到峰值, 分别为 2845 MPa 和 13%, 表明该组分具备最优的综合力学性能. 随着 Al 原子含量的进一步增大, 合金的强度和塑性均呈下降趋势. 总体来看, Al 元素的添加使 ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> 体系的抗压强度和塑性变形表现出“先升后降”的规律性变化, 其中 Al = 3% 的原子含量组分实现了强度与塑性的最佳平衡.

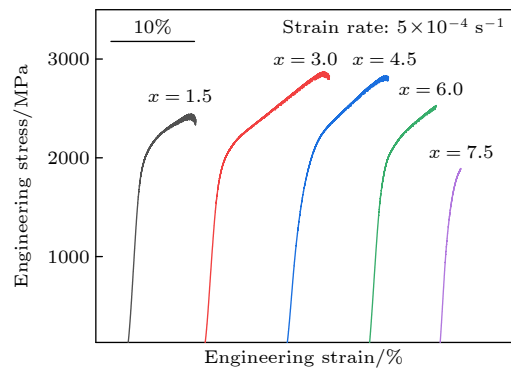


图 2 直径 2 mm 的 ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs 的单轴压缩应力-应变曲线  
Fig. 2. The uniaxial compression stress-strain curve of ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs with a diameter of 2 mm.

由于 BMG 的塑性变形几乎完全局限于狭窄的剪切带, 其塑性的变化与剪切带的演化密切相关. 为进一步研究 Al 元素添加对 ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs 变形机制的影响, 对不同 Al 含量试样的压缩断口及侧面剪切带形貌进行 SEM 观察, 如图 3 所示. 从图 3(a<sub>1</sub>) 可以看出, Al1.5 压缩试样的压缩断裂角度为 42.2°, 符合 von Mises 断裂准则. 而随着 Al 元素的增大, Al3 和 Al6 的压缩断裂角度分别增大至 50.1° 和 48.9° (图 3(b<sub>1</sub>), (c<sub>1</sub>)), 说明合金在断裂过程中可能承受了显著的法向拉

表 2 ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs 的力学性能及密度  
Table 2. The mechanical properties and density of the ((Ti<sub>40</sub>Zr<sub>40</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>72</sub>Be<sub>28</sub>)<sub>100-x</sub>Al<sub>x</sub> BMGs.

Alloy	$\sigma_y$ /MPa	$\sigma_{max}$ /MPa	$\epsilon_p$ /%	$\rho$ /(g·cm <sup>-3</sup> )	$\sigma_c$ /(N·m·kg <sup>-1</sup> )
$x = 1.5$	1830 ± 51	2433 ± 28	6.3 ± 1.1	5.42 ± 0.1	4.49 × 10 <sup>5</sup>
$x = 3$	1833 ± 37	2845 ± 30	13 ± 1.7	5.33 ± 0.07	5.34 × 10 <sup>5</sup>
$x = 4.5$	1822 ± 43	2803 ± 32	9.6 ± 2.2	5.26 ± 0.09	5.33 × 10 <sup>5</sup>
$x = 6$	1756 ± 21	2529 ± 19	6.4 ± 1.4	5.20 ± 0.1	4.86 × 10 <sup>5</sup>
$x = 7.5$	1884 ± 28	1884 ± 23	—	5.16 ± 0.05	3.65 × 10 <sup>5</sup>

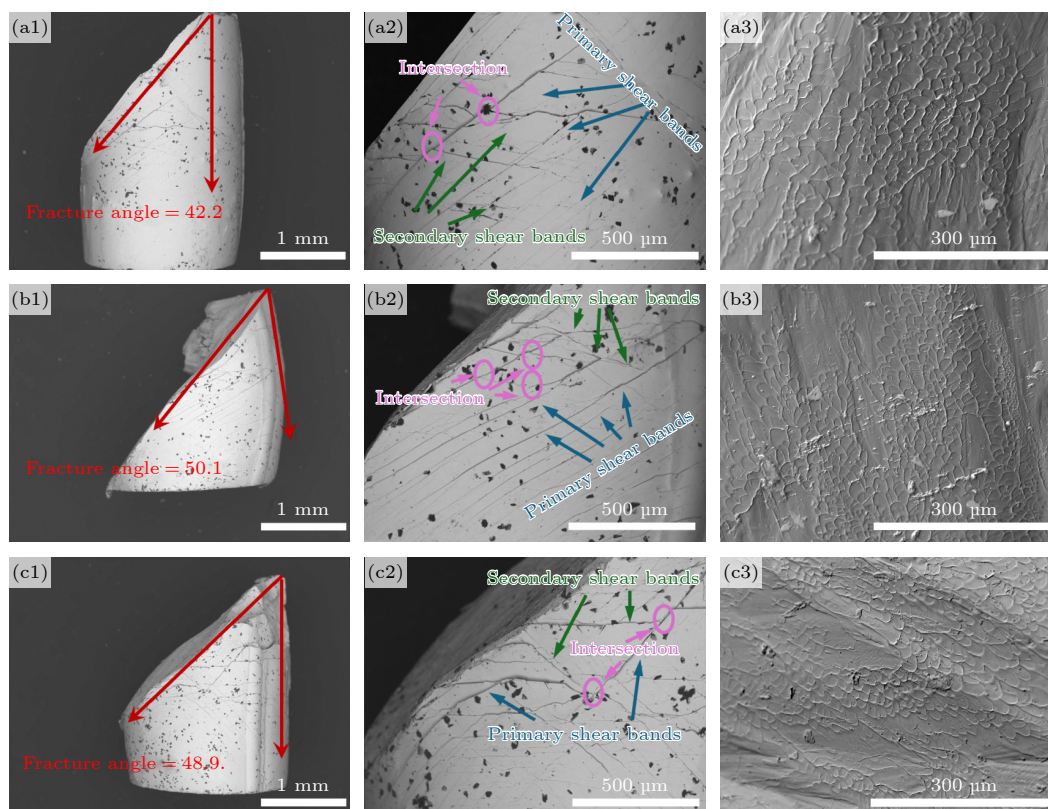


图 3  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs 的断口形貌及侧面剪切带形貌 (a<sub>1</sub>)—(a<sub>3</sub>)  $x = 1.5$ ; (b<sub>1</sub>)—(b<sub>3</sub>)  $x = 3$ ; (c<sub>1</sub>)—(c<sub>3</sub>)  $x = 6$

Fig. 3. The fracture morphology and side shear band morphology of the  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs with a diameter of 2 mm: (a<sub>1</sub>)—(a<sub>3</sub>)  $x = 1.5$ ; (b<sub>1</sub>)—(b<sub>3</sub>)  $x = 3$ ; (c<sub>1</sub>)—(c<sub>3</sub>)  $x = 6$ .

应力作用. 该拉应力来源于材料的侧向膨胀效应, 表明 Al 元素的引入导致了断裂机制的改变<sup>[16]</sup>. 从试样侧面观察可见, Al<sub>1.5</sub> (图 3(a<sub>2</sub>))、Al<sub>3</sub> (图 3(b<sub>2</sub>)) 及 Al<sub>6</sub> (图 3(c<sub>2</sub>)) 中均存在沿断裂方向延伸的主剪切带 (primary shear bands) 以及大量分叉、交割形成的次级剪切带 (secondary shear bands). 多重剪切带的相互作用不仅能阻碍剪切带的快速扩展, 还可以有效地缓解局部应力集中, 抑制裂纹萌生, 从而显著提高 BMG 的塑性变形能力<sup>[17]</sup>. 其中, Al<sub>3</sub> 试样表现出最密集的剪切带网络, 契合其最优的塑性性能.

进一步观察断口形貌 (图 3(a<sub>3</sub>), (b<sub>3</sub>), (c<sub>3</sub>)) 可见, 所有样品的断口上均存在典型的脉络状花纹, 其形成源于剪切带断裂前的高弹性能瞬时释放及伴随的局部绝热升温, 使非晶态局部软化或熔化. Spaepen<sup>[18]</sup> 认为该花纹源于剪切带中浅层空洞引发的黏性连接断裂, 而 Argon<sup>[19]</sup> 提出其由局部软化区流动凝固形成. 研究表明这类脉络状花纹能够延缓剪切带的灾变扩展, 从而赋予 BMGs 更高的塑性<sup>[20]</sup>. 对断口脉络状花纹的平均尺寸统

计结果显示, Al<sub>1.5</sub>, Al<sub>3</sub> 和 Al<sub>6</sub> 样品分别为 18.6, 14.0, 16.7  $\mu\text{m}$ . 花纹尺寸与合金塑性表现出明显的反相关性, 塑性最优的 Al<sub>3</sub> 样品具有最小的脉络状花纹尺寸.

为进一步阐明  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs 相对于其他传统金属以及其他 BMG 的综合性能优势, 绘制了不同材料的比强度-密度关系与比强度-塑性关系, 如图 4 所示. 图 4(a) 展示了镁基、铝基、钛基、钽基 BMG 以及典型的 Ti-6Al-4V 合金, AZ91 镁合金以及 7075 T6 铝合金的比强度与密度之间的关系<sup>[10,21]</sup>, 由图可以看出本文的  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs 表现出极高的比强度, 突破了现有的钛基 BMG 的强度记录, 且远高于传统的钛合金、铝合金以及镁合金. 同时, 其相对较低的密度进一步凸显了其在轻量化结构材料领域的潜力. 图 4(b) 展示了钛基、镁基、铝基以及钽基 BMG 的比强度与塑性之间的关系. 结果表明, 该体系不仅具有超高的比强度, 还具有优异的塑性, 突破了传统 BMG 在“高比强度-低塑性”之间的性能限制, 实现了比强度与塑性的兼顾.

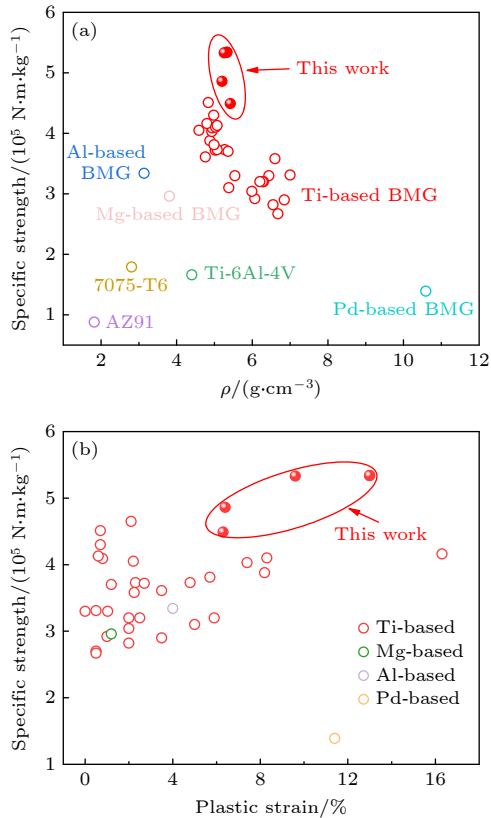


图 4  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMG 的性能与传统晶体合金及其他 BMG 的对比 (a) 密度和比强度与其他体系对比; (b) 塑性变形能力和比强度与其他体系对比

Fig. 4. Comparison of the properties of the  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs with traditional crystalline alloys and other BMGs: (a) Comparison of density and specific strength with other systems; (b) comparison of plastic deformation ability and specific strength with other systems.

## 4 讨论部分

Al 的添加使得  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs 的热力学性质以及力学性能得到显著的改善. 从热稳定性提升来看, Al 的引入显著强化了 BMGs 的抗晶化能力, 这与 Zr 基体系中 Al 通过促进短程有序结构、从而提升热稳定性的机制一致<sup>[22]</sup>. 该体系以  $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20}$  准晶为前驱体, 本身富含类二十面体团簇; Be 的加入通过“混乱原理”促进非晶化, 同时保留了部分扭曲或完整的团簇结构<sup>[11,23]</sup>. 进一步加入 Al 元素后, 由于其与 Zr(0.160 nm), Ni(0.125 nm) 之间存在约 11.9% 与 12.6% 的原子尺寸差<sup>[22]</sup>, 促进了高密堆积的随机排列类二十面体团簇形成. 这些团簇的高密度分布大幅增加了原子扩散阻力, 从而抑制晶核的形核与生长. 同时, Al 与 Zr(-44 kJ/mol), Ti(-30 kJ/mol),

Ni(-22 kJ/mol) 的强负混合焓有利于稳定的 Al-Zr, Al-Ti 等原子对, 这些强键合作为“团簇核心”增强了类二十面体团簇的内聚力<sup>[14]</sup>, 从而抑制长程有序化并提升整体热稳定性.

在力学性能方面, Al 的添加通过结构异质性调控与键合强化的协同作用, 实现了比强度与塑性的同步提升. 其一, Al 的 3p 轨道与 Zr, Ti 等过渡金属的 d 轨道杂化形成类共价键, 从电子层面提高了结构稳定性, 与 Al 基体系中核磁共振观察到的 Knight 位移降低现象相一致<sup>[23]</sup>; 其二, 负混合焓驱动 Al-Zr, Al-Ti 强键合构建了“刚性骨架”, 在保证低密度的同时显著提升了承载能力<sup>[24]</sup>. 此外, Al 的引入还诱导了明显的结构异质性, 由于 Al 与基体元素存在尺寸差, 其局部偏聚造成 Al 富集区与贫化区<sup>[12]</sup>, 这些异质区域为剪切转变区 (STZs) 的形核提供了大量潜在位点, 促进多剪切带形成. 同时, 密堆积的类二十面体团簇作为“硬区”阻碍剪切带快速传播, 而富缺陷的疏松区域则可吸纳剪切应变, 使剪切带发生分叉与偏转<sup>[14,25-29]</sup>, 二者的协同作用显著延缓了局部失稳, 从而实现应变的渐进传递与扩散, 表现出类加工硬化行为. 这种加工硬化机制是传统 BMG 中罕见的, 赋予合金优异的比强度以及塑性.

## 5 结论

综上所述,  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{100-x}\text{Al}_x$  BMGs 中通过以准晶为前驱体保留大量扭曲或完整的团簇结构, 并在 Al 元素的引入下实现原子尺寸错配诱导结构异质性、负混合焓驱动的键合强化以及电子杂化引起的结构稳定化的协同作用. 上述机制共同调控了剪切带的形核与演化行为, 最终实现了热稳定性与力学性能的同时提升, 为高比强度、高塑性的轻质 BMGs 设计提供了新的结构调控途径. 此外, 本研究提出的“以准晶为前驱体”的结构调控思路在其他 Zr 基和 Co 基等非晶合金体系中同样具有广泛的适用性. 未来可结合实验测定与模拟计算, 系统研究应变速率敏感指数 ( $m$ ) 的演化规律.  $m$  值的提升有望实现剪切带行为的可控化, 促进应变从局部向整体的逐级传递, 从而揭示 Al 微合金化体系中塑性增强的内在机制. 与此同时, 可进一步利用原子探针层析与同步辐射散射等先进表征手段, 深入解析 Al 元素的偏聚特征及其对短程有

序结构演化的影响,以全面深化对微合金化调控机制的理解。

## 参考文献

- [1] Li J, Yan Q, Chen B 2024 *Mater. Dev. Appl.* **39** 1 (in Chinese) [李金山, 晏琪, 陈彪 2024 材料开发与应用 **39** 1]
- [2] Wyatt B C, Nemani S K, Hilmas G E, Opila E J, Anasori B 2024 *Nat. Rev. Mater.* **9** 773
- [3] Yan Y Q, Cha W H, Liu S, Ma Y, Luan J H, Rao Z, Liu C, Shan Z W, Lu J, Wu G 2025 *Science* **387** 401
- [4] Inoue A 2000 *Acta Mater.* **48** 279
- [5] Inoue A, Takeuchi A 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **375-377** 16
- [6] Wang W H, Dong C, Shek C H 2004 *Mater. Sci. Eng. R* **44** 45
- [7] Peker A, Johnson W L 1993 *Appl. Phys. Lett.* **63** 2342
- [8] Inoue A, Zhang T 1996 *Mater. Trans.* **37** 185
- [9] Inoue A, Nishiyama N, Amiya K, Zhang T, Masumoto T 2007 *Mater. Trans. JIM* **30** 131
- [10] Bu H T, Gu J L, Su Y S, Shao Y, Yao K F 2025 *Rare Met.* **44** 1932
- [11] Qiao Q, Wang J, Cai Z Q, Feng S D, Song Z Q, Huo B K, Li Z J, Wang L M 2023 *Chin. Phys. B* **32** 116401
- [12] Cai A H, Tan J, Ding D W, Wang H, Liu Y, Wu H, An Q, Ning H, Zhou G J 2020 *Mater. Chem. Phys.* **251** 123072
- [13] Li Y H, Zhang W, Dong C, Qiang J B, Yubuta K, Makino A, Inoue A 2010 *J. Alloys Compd.* **504** S2
- [14] Tan Y, Wang Y W, Cheng X W, Fu Q, Xin Z H, Xu Z Q, Cheng H W 2021 *J. Non-Cryst. Solids* **568** 120962
- [15] Long Z L, Wei H Q, Ding Y H, Zhang P, Xie G Q, Inoue A 2009 *J. Alloys Compd.* **475** 207
- [16] Zhang Z, Eckert J, Schultz L 2003 *Acta Mater.* **51** 1167
- [17] Zhai H M, Xu Y H, Zhang F, Ren Y, Wang H F, Liu F 2017 *J. Alloys Compd.* **694** 1
- [18] Spaepen F 1977 *Acta Metall.* **25** 407
- [19] Argon A 1979 *Acta Metall.* **27** 47
- [20] Li C Y, Yin J F, Ding J Q, Zhu F P, Zhao Y C, Kou S Z 2018 *Mater. Sci. Technol.* **34** 1887
- [21] Gong P, Deng L, Jin J S, Wang S B, Wang X Y, Yao K F 2016 *Metals* **6** 264
- [22] Inoue A, Takeuchi A 2005 *Mater. Trans.* **43** 1892
- [23] Wang L M, Liu R P, Tian Y J 2020 *Acta. Phys. Sin.* **69** 196401 (in Chinese) [王利民, 刘日平, 田永君 2020 物理学报 **69** 196401]
- [24] Sun B A, Pan M X, Zhao D Q, Wang W H, Xi X K, Sandor M, Wu Y 2008 *Scr. Mater.* **59** 1159
- [25] Takeuchi A, Inoue A 2005 *Mater. Trans.* **46** 2817
- [26] Chen Y, Xiao Y, Lyu G J, Wang B, Wang Y J, Yang Y, Pineda E, Fusco C, Chazeau L, Qiao J C 2025 *Int. J. Eng. Sci.* **217** 104394
- [27] Liang S, Zhu F, Wang Y J, Pineda E, Wada T, Kato H, Qiao J C 2024 *Int. J. Eng. Sci.* **205** 104146
- [28] Meng S Y, Hao Q, Lyu G J, Qiao J C 2023 *Acta. Phys. Sin.* **72** 076101 (in Chinese) [孟绍怡, 郝奇, 吕国建, 乔吉超 2023 物理学报 **72** 076101]
- [29] Wei X Q, Bi J Z, Li R 2017 *Acta. Phys. Sin.* **66** 176408 (in Chinese) [魏新权, 毕甲紫, 李然 2017 物理学报 **66** 176408]

SPECIAL TOPIC—Order tuning in disordered alloys

# Synergistic improvement of specific strength and plasticity achieved in Ti-based metallic glass designed based on quasicrystal structure\*

CAI Zhengqing<sup>1)</sup> LI Zijing<sup>2)</sup> FENG Shidong<sup>1)†</sup>WANG Limin<sup>1)3)</sup> LIU Riping<sup>1)</sup>

1) (*Center for Advanced Structural Materials, State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China*)

2) (*College of Science, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China*)

3) (*School of Materials Science & Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China*)

( Received 16 October 2025; revised manuscript received 12 November 2025 )

## Abstract

Achieving a balance between low density, high strength, and good ductility remains a major challenge in the development of structural materials. Ti-based bulk metallic glasses (BMGs) have attracted considerable attention due to their exceptionally high specific strength. However, the intrinsic strength–plasticity trade-off has hindered their practical applications. Based on a quasicrystal-derived structural heredity and minor-element microalloying, this work realizes a synergistic enhancement of specific strength and plasticity in Ti-based BMGs. The resulting  $((\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{20})_{72}\text{Be}_{28})_{97}\text{Al}_3$  BMGs demonstrate an ultrahigh specific strength of  $5.34 \times 10^5 \text{ N}\cdot\text{m}\cdot\text{kg}^{-1}$ , establishing a new record for Ti-based BMGs, along with a plastic strain of 13%, breaking through the traditional strength–plasticity limitation of BMGs. Structural analyses show that Al microalloying effectively inherits and modulates the short-range order derived from quasicrystalline structures, thereby achieving an observed synergistic enhancement in both strength and plasticity. This work provides new insights into composition design and lightweight structural applications of Ti-based BMGs.

**Keywords:** titanium-based bulk metallic glasses, specific strength, plasticity, microalloying

DOI: [10.7498/aps.75.20251415](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251415)

CSTR: [32037.14.aps.75.20251415](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20251415)

\* Project supported by the National Major Scientific Instrument Research Program (Grant No. 52127808) and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 52471185, 52271155).

† Corresponding author. E-mail: [shidongfeng@ysu.edu.cn](mailto:shidongfeng@ysu.edu.cn)



## 基于准晶结构设计的Ti基金属玻璃实现比强度与塑性的协同提升

蔡正清 李子敬 冯士东 王利民 刘日平

### Synergistic improvement of specific strength and plasticity achieved in Ti-based metallic glass designed based on quasicrystal structure

CAI Zhengqing LI Zijing FENG Shidong WANG Limin LIU Riping

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 020802 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251415

CSTR: 32037.14.aps.75.20251415

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251415>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

#### 您可能感兴趣的其他文章

##### Articles you may be interested in

局部塑性变形下铁基金属玻璃的致密化和非均匀性增强

Densification and heterogeneity enhancement of Fe-based metallic glass under local plastic flow

物理学报. 2022, 71(5): 058101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211304>

FeZrB基金属玻璃的强脆转变行为及其对玻璃形成能力的影响机制

Fragile-to-strong transition of FeZrB-based metallic glass and its influence on glass-forming ability

物理学报. 2025, 74(19): 196402 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250889>

软硬相序构金属玻璃中的剪切带行为

Shear banding behavior in soft-hard phase ordered metallic glasses

物理学报. 2025, 74(19): 196101 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250845>

基于深度学习的长波红外介电光栅加速器结构设计

Deep learning-based design of long-wave infrared dielectric grating accelerator structures

物理学报. 2025, 74(14): 144101 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250130>

一种突触可塑性导致的觉醒-睡眠周期中突触强度变化和神经动力学转变

A synaptic plasticity induced change in synaptic intensity variation and neurodynamic transition during awakening-sleep cycle

物理学报. 2023, 72(24): 248706 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231037>

锆基非晶合金的动态弛豫和应力松弛

Dynamical relaxation and stress relaxation of Zr-based metallic glass

物理学报. 2023, 72(13): 136101 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230181>