引用格式：陈波尔，郭春江，李仲瀚，等．宽温域超弹性NiTi基形状记忆合金研究进展及其在航空航天领域的应用[J]．材料工程，2026，54(7)：19-33.
CHEN Boer, GUO Chunjiang, LI Zhonghan, et al. Research progress in wide-temperature-range superelastic NiTi-based shape memory alloys and their applications in aerospace[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(7): 19-33.

宽温域超弹性NiTi基形状记忆合金研究进展及其在航空航天领域的应用

陈波尔，郭春江，李仲瀚，崔立山，郝世杰*
（中国石油大学（北京）新能源与材料学院，北京 102249）

摘要：航空航天领域的快速发展对弹性材料提出了严苛要求，要求其在宽温域范围内兼具轻质高强、大的可回复应变、优异的能量耗散及抗疲劳性能。NiTi形状记忆合金因热弹性马氏体相变赋予的超弹性而展现出巨大应用潜力。然而，受限于低屈服强度与超弹应力的高温度依赖性，导致超弹性服役温域狭窄，制约了其在航空航天等极端温变环境中的工程应用。本文聚焦于宽温域超弹性NiTi基形状记忆合金，综述了超弹性温域的调控原理，总结了晶粒细化、元素掺杂、热处理调控及构建复合结构等拓展超弹性温域的研究进展，分析了各策略在温域拓展效果及工程适用性方面的优劣，概述了其在航天领域的最新应用，并对超弹性合金性能提升的技术路径与应用场景的拓展方向进行了展望，以期为该类材料的高性能设计与工程化应用提供理论参考和技术思路。

关键词：NiTi形状记忆合金；超弹性；宽温域；航空航天
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000068　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000068
中图分类号：TG139.6；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0019-15

Research progress in wide-temperature-range superelastic NiTi-based shape memory alloys and their applications in aerospace

CHEN Boer, GUO Chunjiang, LI Zhonghan, CUI Lishan, HAO Shijie*
（College of New Energy and Materials, China University of Petroleum, Beijing 102249, China）

Abstract: The rapid development of the aerospace field imposes stringent requirements on elastic materials, which need to simultaneously exhibit light weight, high strength, large recoverable strain, excellent energy dissipation, and fatigue resistance over a wide temperature range. NiTi shape memory alloys are promising candidates due to their superelasticity derived from thermoelastic martensitic transformation. However, limited by their low yield strength and high temperature dependence of superelastic stress, they exhibit a narrow superelastic temperature range, which limits their engineering applications in extreme environments such as aerospace. This paper focuses on NiTi-based alloys with wide-temperature-range superelasticity, systematically reviews the governing mechanisms of the superelastic temperature window, and summarizes the research progress of optimization strategies for expanding the superelastic temperature window, including grain refinement, elemental doping, heat treatment regulation, and composite structure construction. The temperature window expansion efficiency and engineering applicability of each strategy are analyzed. Furthermore, it summarizes the latest frontier applications in the aerospace field and discusses prospective technical pathways for improving material properties as well as potential directions for application expansion. This work aims to provide theoretical reference and technical insights for the high-performance design and engineering application of such materials.

Key words: NiTi shape memory alloy; superelasticity; wide temperature range; aerospace

从执行器、精密弹性器件到各类飞行器，航空航天实际工业应用场景中迫切需要兼具高强度与大弹性应变极限的金属材料，用以满足航空航天装备日益增长的轻量化与功能化需求，进而实现结构减重、提升载荷效率与服役可靠性。然而传统块体金属材料受限于位错活动的开始以及结构缺陷引起的早期失效，其弹性应变极限通常限制在1%以下，难以适配关键器件的高性能服役要求。

形状记忆合金（shape memory alloys，SMAs）是一类依托可逆相变实现功能响应的智能金属材料，其在外加温度场或应力作用下可发生可逆的热致或应力诱发热弹性马氏体相变，进而表现出形状记忆效应和超弹性[1-2]。目前，针对形状记忆合金超弹性的研究主要涵盖Cu基、Fe基、Ti基、NiTi基和Mg基。其中，作为商业化最为广泛的超弹性NiTi基合金，其在加载-卸载过程中可实现约8%的可回复应变，呈现“旗形”滞后平台特征并伴随显著的能量耗散，同时兼具优异的耐腐蚀性与耐磨性，这赋予其在航空航天领域突出的应用潜力[3-7]。

在实际服役场景中，航空航天构件及装备往往需要经历工作温度变化较大的极端温度环境[8-11]，例如火星上的温度变化为120～290 K，月球表面昼夜温度变化范围为100～400 K，如此剧烈的温度波动对材料的超弹性响应提出了极高要求。然而，传统超弹性NiTi合金，受限于有限的屈服强度（＜800 MPa）以及相变临界应力的高温度依赖性（约7 MPa/K）[2,11]，导致超弹性温域通常小于60 K，在极端温域下易出现超弹性衰减与功能失效，严重制约了其工程应用。因此，研究者们通过多种合金成分设计与改性策略来拓展NiTi基合金的超弹性温域、提升其在宽温域范围内的功能稳定性与可靠性。

本文聚焦于具备吸能特性的“平台型”NiTi基超弹性合金，围绕如何拓宽其超弹性温域这一关键问题，梳理并总结了现有研究成果，重点综述了晶粒细化、元素掺杂、热处理调控以及构建复合结构等拓宽超弹性温域策略的研究进展，旨在为高性能宽温域NiTi基超弹性合金的设计与制备提供理论参考。此外，本文概述了该类材料在航天领域的最新应用情况，并在文末阐述了宽温域超弹性NiTi基合金未来研究的重点、难点及其未来发展趋势。

1 超弹性的温度-应力区间及其拓宽原理

形状记忆合金的超弹性存在于特定温度-应力区间内[1]（图1(a)），具体由位错滑移临界应力与温度的关系线（$\sigma_{cr}^{slip}(T)$）、应力诱发马氏体相变临界应力（stress-induced martensite transformation，SIMT）与温度的关系线（$\sigma_{cr}^{SIMT}(T)$）以及逆相变开始温度线（A_s）所围成的阴影三角区域确定，如图1(b)所示[12]。其中相变临界应力（σ_{cr}^{SIMT}）遵循Clausius-Clapeyron关系[13]：σ_{cr}^{SIMT}随温度升高而增大，而σ_{cr}^{slip}随温度升高而降低，二者相交于临界温度（M_d）。当T高于M_d时，σ_{cr}^{SIMT}高于σ_{cr}^{slip}，塑性变形先于应力诱发相变发生，超弹性消失。当T低于A_s时，仅发生形状记忆效应，无法获得超弹性。由此可见，只有当T在$A_s<T<M_d$范围时，可获得超弹性。通过图1(b)分析可知，若同时实现$\sigma_{cr}^{SIMT}(T)$斜率的减小、$\sigma_{cr}^{slip}(T)$向更高强度方向的移动并降低A_s，如图1(c)所示，则可显著拓宽超弹性的温度范围。

2 NiTi基合金超弹性温域的拓宽策略

为推动超弹性NiTi基形状记忆合金在航空航天领域的工程化应用，基于上述超弹性温域拓宽原理，研究者们围绕“提高屈服强度、降低相变临界应力温度敏感性以及调控相变温度”三个核心方向开展了大量研究。以下将详细介绍晶粒细化、元素掺杂、热处理调控和构建复合结构等策略在拓宽超弹性温域方面的研究进展。

2.1 晶粒细化

晶粒细化是拓宽NiTi基合金超弹性温域的有效途径。相较于常规微米尺度晶粒，纳米晶（＜100 nm）因具备更高的晶界密度与尺寸约束效应[14]，可有效阻碍位错滑移，提高基体屈服强度；同时能够降低马氏体相变起始温度（M_s），拓展超弹温域下限。因此，研究者们通常采用剧烈的塑性变形工艺（如冷变形量＞60%）以诱导合金基体非晶化[15-17]，随后通过调控退火温度及保温时间，实现对晶粒尺寸的可控调节。随着退火温度的增加，非晶基体发生晶化转变，冷变形过程中引入的大量位错及诱导的B19′相逐渐消失，晶粒尺寸（grain size，GS）逐渐增大（图2(a)），与之对应的应力-应变曲线由近线性、窄滞后的特征逐步向“平台型”特征转变（图2(b)）[18]。

此外，晶粒尺寸的减小还可有效降低相变临界应力的温度依赖性。Sun等[18]实验结果表明，当晶粒尺寸由1500 nm减小至64 nm时，$d\sigma/dT$从6.45 MPa/K减小至6.07 MPa/K；当晶粒尺寸为10 nm时，$d\sigma/dT$低至0.3 MPa/K（图3(a)）。该现象的主要原因是纳米晶NiTi样品中晶界对马氏体相变的约束作用，使样品在加载过程中呈现对温度不敏感的弹性变形行为。其

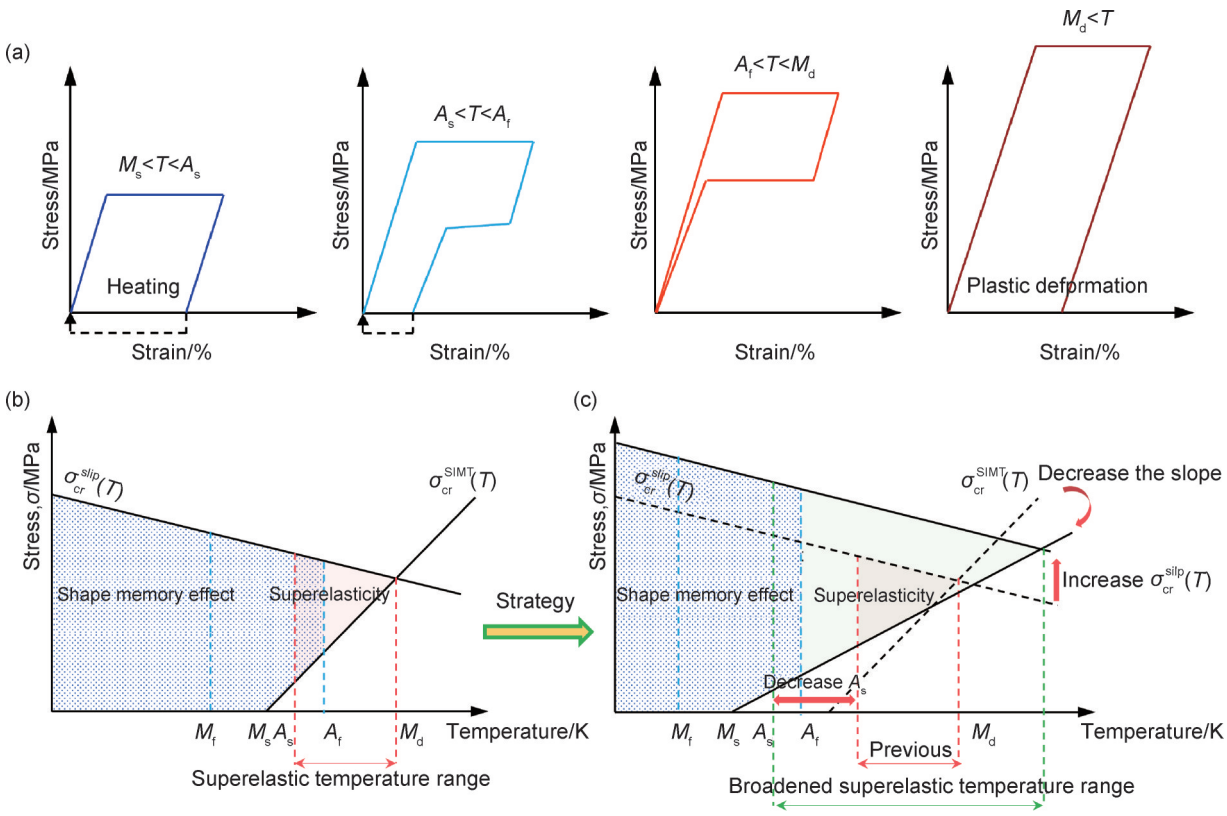


图1　超弹性的温度-应力示意图及其拓宽策略

(a)NiTi合金不同温度下的应力-应变曲线示意图;(b)超弹性和形状记忆效应区域示意图;(c)拓宽超弹性温域示意图

Fig.1　Temperature-stress diagram for superelasticity and its broadening strategies

(a)schematic diagram of stress-strain curves of NiTi alloys at different temperatures;(b)schematic diagram of superelasticity and shape memory effect;(c)schematic diagram of broadening superelastic temperature range

他研究报道中也存在类似特征,但值得注意的是,这些低温退火处理(< 300 ℃)的纳米晶样品,因晶化不完全而存在冷变形马氏体相及非晶等区域,不能反映完全晶化纳米晶NiTi合金应力诱发马氏体相变的超弹性行为。Wang 等[19]报道了完全晶化纳米晶NiTi合金的超弹性行为(图3(b))。当晶粒尺寸从1000 nm减小至15 nm时,B2→B19′相变的 $d\sigma/dT$ 值由6.8 MPa/K减小至4.7 MPa/K,且合金应力平台清晰可见,同时相变临界应力随晶粒尺寸的减小而升高,

除上述晶界约束效应外,晶粒尺寸减小引发的相变路径改变,也是导致相变临界应力温度依赖性降低的原因之一。近等原子比的NiTi合金存在B2、R以及B19′等三种平衡相,当晶粒尺寸小于50 nm时,合金在冷却过程中仅发生B2→R相变。相比于B2→B19′相变(约7 MPa/K),应力诱导的R→B19′相变因两相间相变熵差更小,而具备更低的相变应力温度依赖性(3~5 MPa/K)[20-21]。

然而利用非晶晶化制备纳米晶的方式,当退火温度较低时,合金组织表现为非晶和纳米晶的混合态,难以获得晶粒尺寸小于15 nm的单一B2相纳米晶NiTi合金[19],限制了其性能的进一步提升。此外,非在330 K测试温度下,由270 MPa增加至860 MPa。$d\sigma/dT$ 值的降低归因于马氏体相变过程中需克服的弹性应变能(ΔE_{el})具有晶粒尺寸与温度依赖性。具体而言,在应力诱发马氏体相变过程中,由于纳米晶晶界约束作用,不同晶粒中的单变体马氏体之间相互协调变形而储存 ΔE_{el},并且随着温度降低而进一步增强。进而导致克服 ΔE_{el} 所需的相变应力大幅提升,补偿了相变应力的热力学下降趋势,减小了 $d\sigma/dT$ 值。

晶态的获得依赖极端加工条件,如大冷变形量的强塑性加工(冷拔、高压扭转法等)[15,22],或通过极高的冷却速率(如熔体快淬甩带法)等来抑制晶粒形核与长大,这类严苛的工艺条件制约了型材的规格样式(通常为丝材),难以制备复杂结构器件,增加了材料加工难度与成本,限制了其规模化工业应用。

2.2　元素掺杂

调控掺杂元素种类与成分配比是拓展NiTi基合金超弹性温域的另一有效途径。合金化元素的调控主要体现在以下三方面:其一,作为置换型溶质原子产生固溶强化效应,可有效提高母相基体的屈服强度,拓宽超弹温域上限;其二,能定向调控合金超弹温

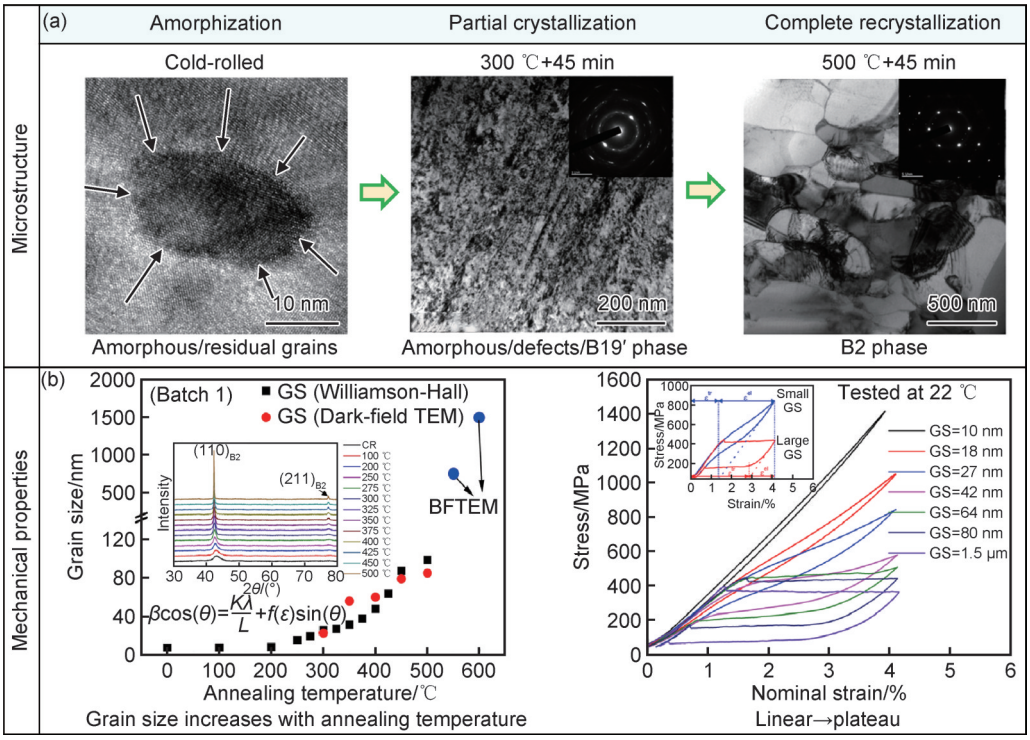


图2 退火工艺对冷变形NiTi合金微观组织及力学性能的影响[18]

(a)退火工艺对冷变形微观组织结构的影响;(b)晶粒尺寸对应力-应变曲线的影响

Fig.2 Effects of annealing treatment on microstructure and mechanical properties of cold-deformed NiTi alloys[18]

(a)effect of annealing treatment on cold-deformed microstructure;(b)grain size effect on stress-strain curves

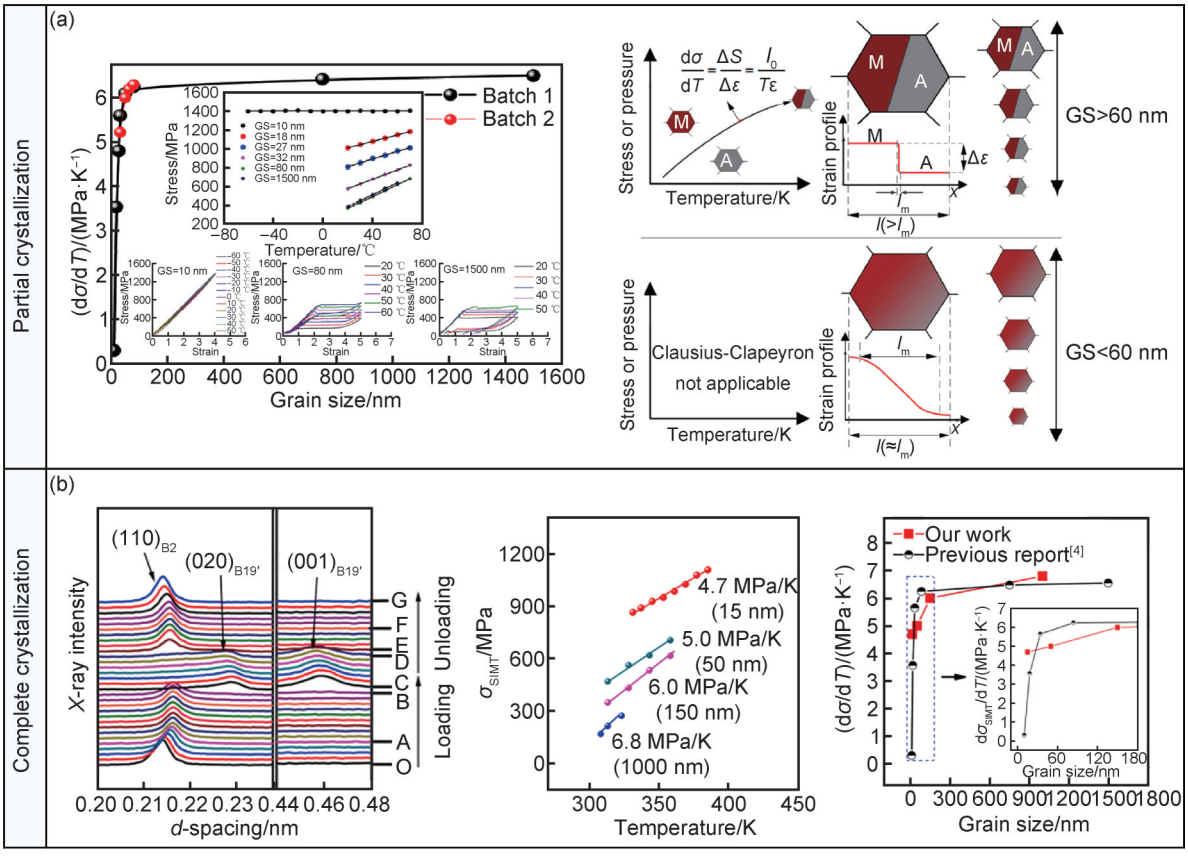


图3 非完全晶化(a)与完全晶化(b)的纳米晶NiTi合金dσ/dT随晶粒尺寸的变化[18-19]

Fig.3 Variation of temperature sensitivity with grain size in partially(a) and completely(b) crystallized nanocrystalline NiTi alloys[18-19]

域的拓展方向，如Hf、Zr、Pd等元素可显著提升M_s[23-26]，使合金在100 ℃以上的高温工况下表现出超弹性。而Ni、Nb、V、Fe等元素可显著降低M_s[27-30]，从而拓宽超弹温域下限。其三，元素掺杂可通过以下四个方面，实现超弹温域的有效拓展：(1)减小相变熵差[31-32]，降低热力学上本征的相变应力温度依赖性；(2)引入过量点缺陷诱导应变玻璃转变[33-34]；(3)调控相变路径(诱导R→B19′相变的强抑制效果、无热致相变行为)[35-36]；(4)构筑强晶格应变场(无序分布的固溶原子)[37]，随环境温度降低产生显著动力学效应，提高低温区间内相变临界应力的负温度依赖性。

二元NiTi合金的相变行为对成分高度敏感，Ni原子分数每增加0.1%，M_s降低约10 K[27]；当合金成分显著偏离等原子比(如$Ni_{50+x}Ti_{50-x}$，$x>1$)时，马氏体相变可被完全抑制，并且合金在低温域区间内呈现马氏体相变临界应力随温度降低而增大的反常温度依赖性。这源于过量Ni原子的掺杂，这些随机分布的点缺陷在基体中产生局部应力场，能够有效抑制长程应变有序马氏体相变的发生，促进形成局部晶格应变有序的冻结应变玻璃态(图4(a))[34]。应变玻璃态下，合金系统因遍历性破缺陷入非平衡态，低温下热激活能急剧下降，难以克服点缺陷引入的局部能垒，而这种动力学限制的增强速度远超低温下马氏体相热力学稳定性提升所产生的相变驱动力，最终导致马氏体相变临界应力随温度降低反而呈现增大趋势。

元素掺杂作为调控NiTi合金相变路径的有效手段，可显著影响其超弹性能与超弹温域。Fe元素的添加可有效抑制B2→B19′相变，仅发生B2-R相变，随着温度降低，由于R→B19′相变的强抑制效果，处于抑制态的R相体积分数、晶格畸变程度及内部原子重排持续增强，进而显著提高相变阻力。如Li等[35]报道了纳米晶$Ni_{47}Ti_{50}Fe_3$合金的超弹性能，Fe元素掺杂与纳米晶尺度效应的协同作用，进一步限制了R相纳米畴的应力诱导取向重排(图4(b))，最终使合金在−196～20 ℃的温域范围内，展现出8%的可回复应变及800 MPa以上的高超弹应力，且其超弹临界应力呈非线性温度依赖性。而Nb、V元素的协同掺杂可进一步抑制R相产生[36]，使合金在降温过程中始终保持B2平均结构不变；随温度降低，纳米畴间的相互作用逐渐增强以及原子重排加剧，二者促进相变临界应力随温度降低呈现反常上升趋势，有效拓宽超弹温域。

此外，调控成分起伏可诱导局部晶格应变场的空间波动，进而实现对相变临界应力温度依赖性的调控。其中，均匀无序的化学分布能够加剧$d\sigma/dT$的偏离，这是源于低温下均匀无序分布的固溶原子会诱导形成均匀的晶格应变场(图4(c))[37]，该应变场将马氏体胚细化至数个晶格间距尺度，使得相变以连续形式发生，加载过程中成熟马氏体的形核与长大被有效延迟，从而提高相变临界应力。如Zhao等[37]对$Ni_{50}Ti_{47.2}Nb_{2.8}$开展了分子动力学模拟表明，减小成分起伏可有效增强Nb掺杂NiTi形状记忆合金超弹性行为的负温度依赖性($d\sigma/dT$为负)程度。

元素掺杂还可通过改变相变熵差，结合Clausius-Clapeyron关系，实现对合金热力学本征温度依赖性的调控。二元NiTi合金的相关研究证实[31]，马氏体相变的焓变和熵变随着Ni原子含量的增加而单调减小(图4(d))，这归因于Ni含量升高使合金质量密度增大，引发振动熵显著降低，并克服了传导电子熵的增加贡献，最终导致总相变熵差下降，进而削弱温度对相变应力的调控作用[38]。Kimura等[32]在TiNiCu合金体系中，同样发现了该现象：以$Ti_{50-x}Ni_{40+x}Cu_{10}$合金为例，随Ni原子分数由40.0%增加至41.8%，相变熵差由2.56 J/(mol·K)减小至1.36 J/(mol·K)，实现了温度依赖性的显著降低，其中$Ti_{47.6}Ni_{42.4}Cu_{10}$合金的超弹应力温度依赖性仅为1.9 MPa/K。

采用元素掺杂拓宽超弹性温域仍存在局限性：其一，固溶强化对基体强化效果有限，且不当的元素选择或过量掺杂往往伴随加工难度的增加及部分力学性能恶化，如过量Ni掺杂导致的脆化[39-40]，以及B19′相晶体结构参数的改变，如单斜角减小导致相变输出应变的降低[41]；其二，部分贵金属掺杂元素(如Pd、Au等)会大幅提升材料制备成本，限制其规模化工程应用。

2.3　热处理调控

热处理调控是拓宽富镍NiTi基合金超弹性温域的有效手段。其强化效果强烈依赖于富Ni团簇/Ni_4Ti_3析出相的尺寸与数量密度。从强化机制与相变调控规律来看，富Ni团簇(<5 nm)或细小(<15 nm)且弥散分布的Ni_4Ti_3析出相，可有效阻碍位错滑移实现基体屈服强度的提升[20,42-44]，拓宽超弹温域上限；同时其周围产生的共格应力/应变场，能显著抑制B19′相变[20,44-47]，降低M_s，并诱导R相变产生。而应力作用下R→B19′相变的发生，可进一步降低马氏体相变应力的温度依赖性[20,48]。

具体而言，随着时效温度升高与保温时间的延长，合金基体内过饱和Ni原子逐渐发生偏聚与重排，析出相演变遵循“富Ni团簇→共格纳米析出相→共格/非共格析出相→非共格析出相”的渐进路径(图5(a))[47]。此外，富Ni团簇/Ni_4Ti_3析出相的成核速率与数量密度，还受Ni/Ti原子比(即Ni过饱和度)的影响[49]：热力学上高Ni过饱和度会促进团簇的进一步聚集，转变

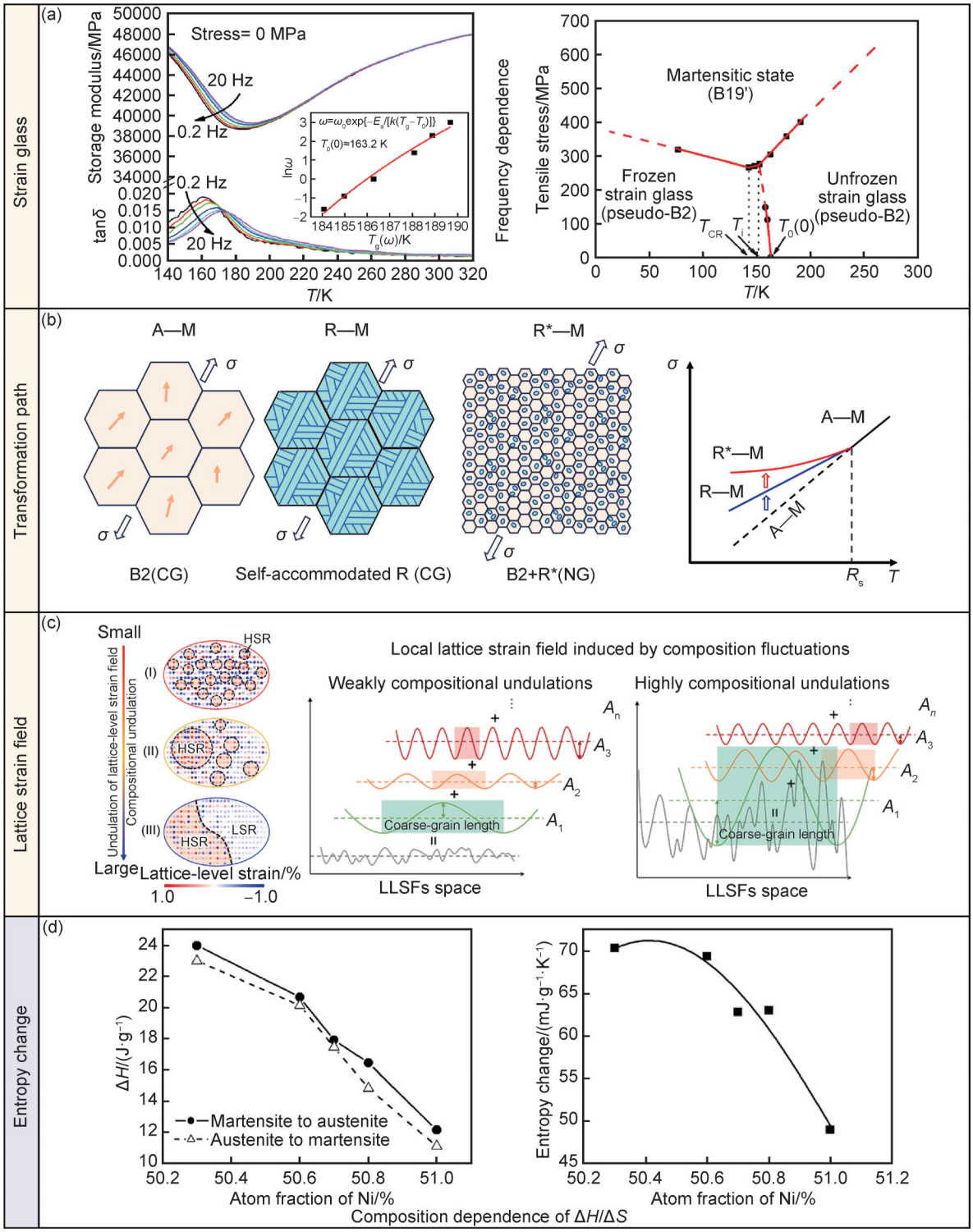


图4 基于元素掺杂的温度依赖性调控原理

(a)应变玻璃[34];(b)相变路径[35];(c)晶格应变场[37];(d)相变熵[31]

Fig.4 Mechanism of temperature sensitivity regulation via element doping

(a)strain glass[34];(b)transformation path[35];(c)lattice strain field[37];(d)entropy change[31]

为更稳定的Ni_4Ti_3析出相;动力学上可提升Ni原子的迁移速率,促进其快速达到析出相成核临界尺寸并持续长大(图5(b)[49])。相比于中高温时效(673~823 K),低温时效(<523 K)条件下的Ni原子扩散动力学受限,析出相的成核与生长更为迟缓,这一特性使析出强化效应的可控性更强,为超弹温域的精准优化提供了更大空间。

富Ni团簇与Ni_4Ti_3析出相的尺寸与数量密度,是驱动富镍NiTi基合金相变路径发生改变的核心因素(图6(a)[20,45,47])。对于纳米尺度的共格析出相,其与

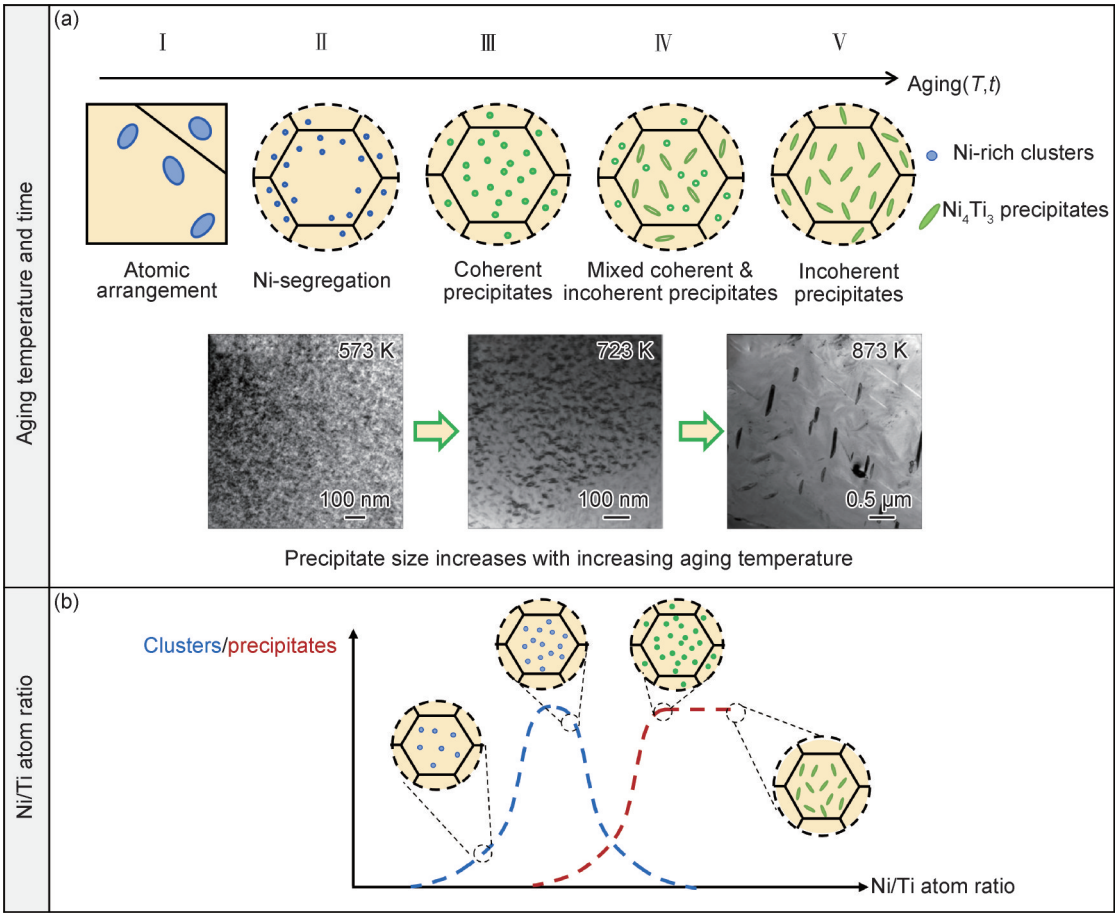


图5　时效工艺与成分对微观组织的影响

(a)时效温度及时间[47,50]；(b)Ni/Ti原子比[49]

Fig.5　Effects of aging process and composition on microstructure

(a)aging temperature and aging time[47,50]; (b)Ni/Ti atom ratio[49]

基体界面形成的强共格应变场可显著降低马氏体相变温度(M_s<100 ℃)；基于晶界与晶内Ni浓度分布的均匀性，而呈现A-R_1-R_2(非均匀分布)/单一A-R(均匀分布)相变特征。对于半共格或非共格尺度的析出相，由于其与基体间产生的应力场较弱，而通常呈现A-R-M相变行为[20,45,47,51-52]。随着基体内过饱和Ni原子的减少，R_s、M_s随时效温度及时间的增加而升高。而R相变路径的引入，以及降温过程中R相体积分数的稳定能够降低相变应力的温度依赖性。如Wang等[20]研究表明$Ti_{49.2}Ni_{50.8}$合金在小晶粒中经523 K低温时效处理形成纳米Ni_4Ti_3析出相，随时效时间由1 h增加至500 h，合金相变行为由A-M转变为A-R相变，$d\sigma/dT$值由5.7 MPa/K降低至3.9 MPa/K。

此外，富Ni团簇构建的局部化学不均匀性环境以及纳米尺度共格析出相均能通过钉扎效应有效阻碍位错滑移[43,53-55]，抑制塑性变形的发生(图6(b)[54])。不同于长程有序Ni_4Ti_3析出相的强界面异质性，团簇与位错之间以剪切机制发生相互作用，可大幅缓解界面处的局部应力集中，有效抑制裂纹萌生，从而避免合金延性退化。Li等[54]对增材制造的$Ni_{51}Ti_{49}$合金进行低温时效处理，诱导基体内形成高密度富Ni局部化学不均匀性实体，使合金兼具大于7%的可回复应变、10次循环衰减仅0.26%的优异循环稳定性，以及(11.2±0.3)%的良好延展性。当析出相尺寸超过15 nm时，位错滑移临界应力和最大回复应变呈降低趋势[42]。若进一步粗化至500 nm以上的非共格析出相，将导致合金转变应变显著降低[56]，并引发力学性能的恶化。

团簇还会引发强烈的晶格畸变(图6(c))[46,53,57]，抑制应力诱发马氏体相变(SIMT)过程中马氏体胚的形核与长大，且该晶格畸变程度随温度降低而逐渐增强，这种强动力学效应使得低温区SIMT临界应力增加得更多，进而降低$d\sigma/dT$值。如Chu等[53]对低温时效诱导Ni纳米偏析的$Ni_{50.9}Ti_{49.1}$合金进行了超弹性测试，结果表明，合金的相变临界应力温度依赖性由时效前的(6.8±0.2) MPa/K降低至(5.0±0.1) MPa/K，验证了团簇诱导晶格畸变对温度依赖性的调控效果。

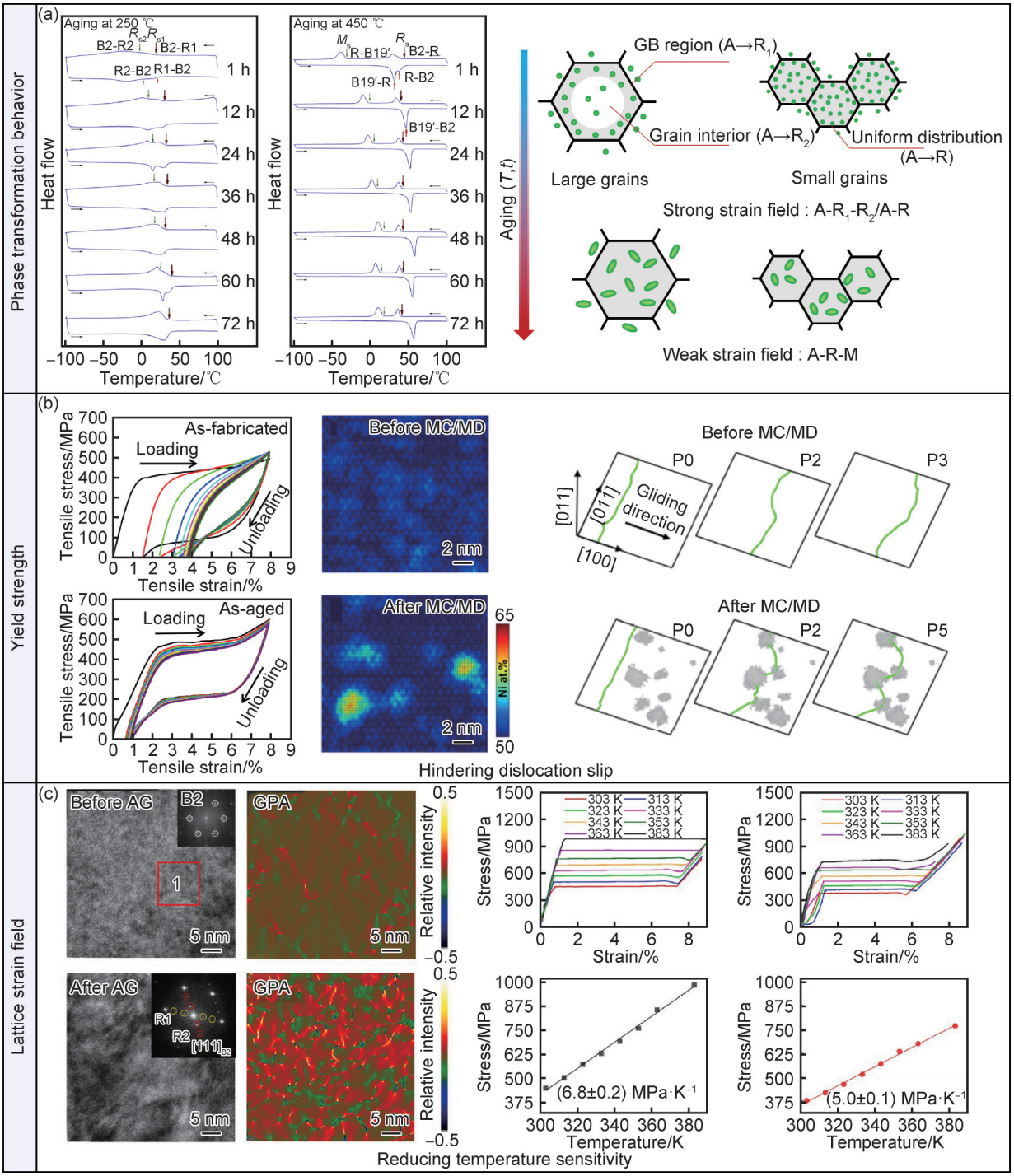


图6 时效处理的温度依赖性调控原理

(a)相变路径[20,45,47];(b)屈服强度[54];(c)晶格应变场[53]

Fig.6 Mechanism of temperature sensitivity regulation via aging treatment

(a)transformation path[20,45,47];(b)yield strength[54];(c)lattice strain field[53]

综上所述,富 Ni 团簇与 Ni_4Ti_3 析出相通过相变路径调控、位错钉扎及晶格畸变强化的协同作用,可实现 NiTi 基合金超弹性温域的有效拓宽,而其尺寸与数量密度的精准调控是该策略的核心关键。

低温时效处理与增材制造等先进成型技术相结合可实现 NiTi 基合金复杂结构件的超弹性能调控,拓宽其应用场景;同时可通过调控时效温度及时间,优化相变温度及相变路径以匹配目标服役温域的使用需求。但该技术存在明显局限性:析出相的形核与长大高度依赖基体中 Ni 元素的过饱和度,这使得其适用材料体系受限,仅能用于富 Ni 型 NiTi 基合金。热力学角度而言,时效至相平衡状态后,析出驱动力消失,

无法持续形成新析出相，导致屈服强度的提升及超弹温域的扩展受限；动力学上，低温时效下原子扩散缓慢，需延长热处理时间，显著增加制备成本，不利于工业化应用。

2.4　构建复合结构

构建复合结构是拓宽NiTi基合金超弹性温域的另一有效策略。第二相能够阻碍位错滑移，提高屈服强度的同时，对相变基体施加约束效应，抑制马氏体相变[58-63]，拓宽超弹温域下限。复合材料结构具备多样的功能可设计性，调控效果主要取决于以下关键因素：NiTi超弹合金基体本征的力学性能和应变恢复特性、复合材料的制备工艺参数、后续的变形和热处理工艺、第二相种类与含量配比及其分布特征以及增强相与基体的界面结合强度[64]。

在众多复合结构设计中，纳米线增强复合材料是典型代表之一。将NiTi记忆合金作为Nb纳米线增强复合材料的基体相（图7(a)）[65]，利用Nb纳米线的本征高强度及其与NiTi基体间的界面强耦合作用，能够有效阻碍位错滑移、抑制界面位错堆积引发的应力集中，提升材料的屈服强度。同时，Nb纳米线的第二相强化效应能增强对B2→B19′相变的约束，增大相变后储存的弹性应变能以提高相变应力，结合“晶格应变匹配”理论，其在拉伸过程中发生的弹性变形可减小相变熵差，二者协同作用有效降低了$d\sigma/dT$值。Wang等[59]报道了纳米晶NiTi/Nb复合材料的宽温域超弹性能，其超弹应力超1 GPa，且展现出比纳米晶NiTi合金更低的超弹应力温度依赖性，低至4.1 MPa/K（图7(d)）。

除了引入单一增强相外，另一种重要的设计逻辑是“组分协同互补”。单一组分合金的性能存在天然瓶颈，而复合材料可通过巧妙组合不同特性的组分来规避各自的短板，实现单一组分合金难以突破的宽温域功能特性。如Hu等[66]基于“低温型＋高温型”组分的温域互补理念，设计并制备了一种具有层状结构的SMA复合材料（图7(b)），其由具备低温域超弹窗口的$Ni_{46}Ti_{47}Nb_3Fe_4$合金与拥有高温域超弹窗口$Ni_{50.2}Ti_{49.8}$合金构成。该复合材料在−196～140 ℃的宽温度区间内展现出超弹性，同时兼具700～1400 MPa的高超弹应力（图7(d)）。这源于两种SMA组分间的强耦合效应：高温下，NiTi组分的应力诱发马氏体相

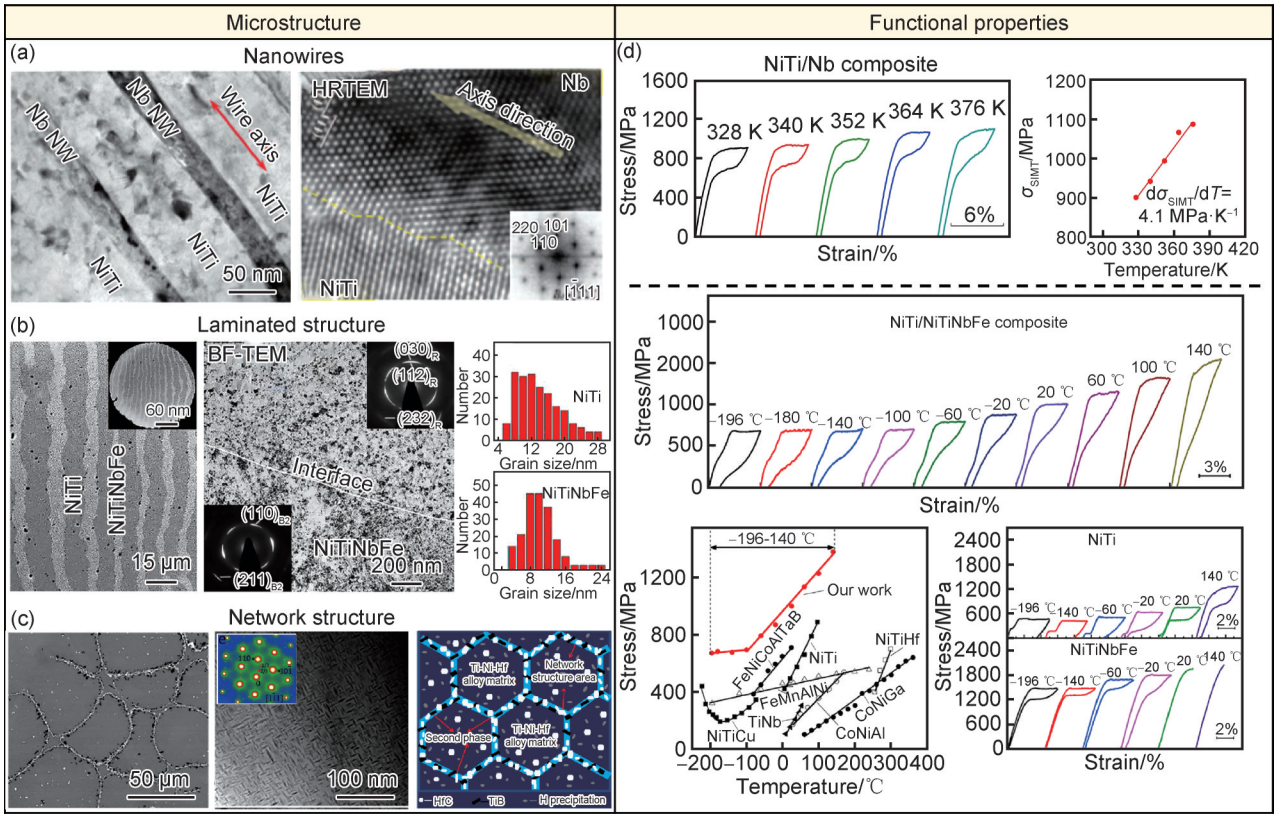


图7　复合材料的微观结构

(a)NiTi/Nb纳米线[65]；(b)NiTi/NiTiFeNb层状结构[66]；(c)TiB/HfC/NiTiHf网状结构[67]；(d)宽温域超弹性[59,66]

Fig.7　Wide-temperature-range superelasticity of composite materials

(a)NiTi/Nb nanowires[65]; (b)NiTi/NiTiFeNb layered structures[66]; (c)TiB/HfC/NiTiHf network structures[67]; (d)wide-temperature-range superelasticity[59,66]

变抑制了NiTiNbFe组分中的局部应力应变集中，使其具备相变能力并展现超弹性；低温下，NiTiNbFe组分的逆应力诱发马氏体相变通过促进马氏体的“反向”再取向，实现了NiTi组分的形变回复。二者协同实现宽温域覆盖。

原位反应自生法是构建复合结构的另一条重要技术路径。该方法可通过改变增强相种类/含量及工艺参数，来调控原位相的类型、尺寸及空间分布，在提高基体屈服强度、抑制马氏体相变的同时，最大限度地保留基体应力诱发马氏体相变的应变与应力协调性，实现力学性能与功能特性的协同优化。Yi等[67]通过低能球磨结合热压烧结工艺，将NiTiHf合金粉末与B4C陶瓷颗粒混合，成功制备出NiTiHf形状记忆合金复合材料；其微观结构表现为原位生成的TiB晶须与HfC颗粒构筑的准连续网络结构（图7(c)），以及基体中弥散分布的细小共格H相析出相。该复合材料展现出9.5%压缩可恢复应变，同时兼具高抗压强度与良好延展性。尽管目前该合金的$d\sigma/dT$值高达12.45 MPa/K，超弹性仅能在有限温域内呈现。但该体系具备广阔的设计空间，在拓宽超弹性温域方面展现出显著的应用潜力。

需要指出的是，复合材料在实际应用中仍面临诸多挑战。其制备工艺包含机械加工法、熔铸法＋热/冷加工法、粉末冶金法（外加法、原位反应自生法）等[64]，流程繁琐、复杂，参数调控要求严苛，制备成本较高。此外，增强相（如TiC、Al_2O_3等）的添加，不具备相变能力，其引入会显著削弱相变基体的相变输出应变，且因第二相与基体的晶体结构、力学性能差异较大，应变协调性不佳，易引发界面应力集中，进而导致合金延性恶化[60-63]。

3 宽温域超弹性NiTi基合金的最新应用进展

近年来，国内外科研团队围绕该类合金的性能优化与工程化应用展开攻关，取得了一系列具有里程碑意义的成果，如北京航空航天大学徐惠彬和赵新青团队承担了嫦娥五号（2020年）、嫦娥六号（2024年）月壤钻取系统的自动封口器研制任务[68]，基于应变玻璃理论框架，研发出新型宽温域超弹性记忆合金，实现了形状记忆合金在航天高技术领域的工程化应用，成功

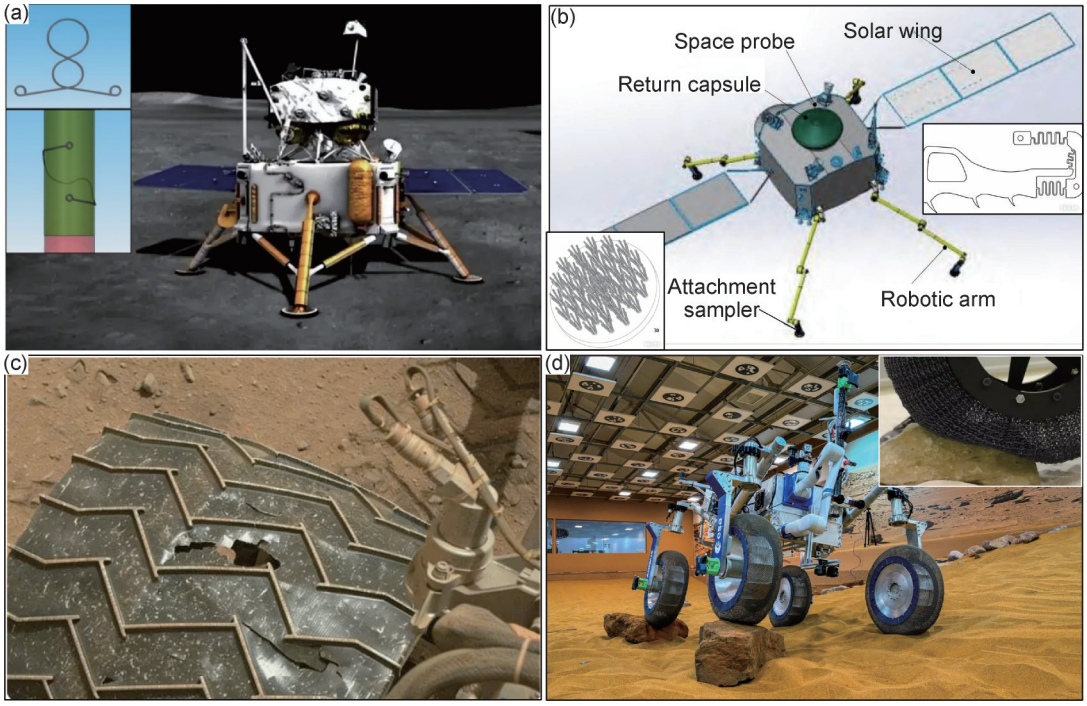


图8 航天领域最新应用进展

(a)宽温域应变玻璃合金成功用于中国探月工程“嫦娥五号”某关键部位[68]；(b)宽温域NiTi-X超弹性合金成功用于“天问二号”星表固定、星壤采集及封装系统[69-70]；(c)“好奇号”火星探测车前轮破损[71]；(d) NASA研发的形状记忆合金超弹性轮胎[72]

Fig.8 Latest application advances in the aerospace field

(a)the wide-temperature-range strain glass alloy has been successfully applied to a key component of Chang’e-5 in China’s Lunar Exploration Program[68]; (b)the wide-temperature-range NiTi-X superelastic alloy has been successfully used in the planetary surface fixation, planetary soil collection and encapsulation system of Tianwen-2[69-70]; (c)damaged front wheel of the Curiosity Mars rover[71]; (d)superelastic shape memory alloy tire developed by NASA[72]

支撑探月工程“嫦娥五号”、“嫦娥六号”的月壤钻取采集的核心任务的圆满完成(图8(a))。中国石油大学(北京)崔立山教授、郝世杰教授领衔的研究团队研发的宽温域NiTi-X超弹性记忆合金器件,针对天问二号(2025年)采样任务中弱引力环境及采样机械系统低载荷限制的核心诉求,依托材料本身宽温域大回复应变的特性,结合特殊结构设计实现了低刚度特性调控。该器件在较低采样力作用下即可产生大变形回复,通过形变包裹、柔性贴合的方式适配星壤松散特性与粒径差异,成功用于星表固定连接与星壤采集及封装系统(图8(b)[69-70]),为这场跨越十年的深空采样之旅提供了坚实的技术支撑。

为适应星体表面复杂地形环境,保障外星探测运载工具的地表行驶能力和运行稳定性(图8(c)[71]),美国国家航空航天局(NASA)联合固特异轮胎公司研发出一款形状记忆合金超弹性轮胎(图8(d)[72])。该轮胎依托宽温域变形恢复能力与抗疲劳特性,可耐受火星等天体表面的崎岖地形及极端昼夜温差环境,同时有效抵御砂石撞击与复杂地形带来的磨损、冲击载荷。相关研究已于2024年在空客火星模拟实验场完成了地面模拟测试,针对轮胎的行驶稳定性、机动性和岩石越障能力开展了系统验证,测试结果符合预期要求。此外,60NiTi合金(质量分数60%Ni、40%Ti)兼具高硬度、适中的弹性模量、超弹性和优异的耐磨性和耐腐蚀性,使其可耐受酸性废水侵蚀以及航天器发射过程中的重型载荷冲击等严苛工况。因此,该合金已成功应用于国际空间站蒸馏组件的离心机轴承结构中[73],成为适配航空航天等极端服役环境的新一代高性能轴承材料。

4　挑战与展望

4.1　面临挑战

尽管宽温域超弹性NiTi基合金已在航空航天等领域展现出多元化应用价值并迈入了工程实践阶段,但受限于材料本身特性,其规模化应用仍面临两大难题。一是高温性能上限不足:如表1[5,18-20,26,32,34-36,38,53,59,66,74-76]所示,尽管晶粒细化、元素掺杂等现有调控策略在低温域区间内(>77 K)展现出了优异的超弹性,但当服役温度大于373 K(100 ℃)时,随相变临界应力的增加,受限于有限的屈服强度,易发生位错滑移导致功能退化,难以满足深空探测任务对低、中、高温全温域的服役需求(如月球赤道)。二是可加工性能差,如图9所示,现有宽温域高性能超弹性NiTi基合金(超弹温域>200 K)的型材样式仍以丝材为主,难以平衡

表1　宽温域超弹性NiTi基合金的性能

Table 1　Properties of NiTi-based alloys with wide-temperature-range superelasticity

Material composition	Modulation strategy	Superelastic temperature range/K	Critical stress/MPa	$(d\sigma_{M_s}/dT)$/(MPa·K^{-1})	Reference
$Ni_{50.2}Ti_{49.8}$	Nanocrystalline	331-385	> 860	4.7	[19]
$Ni_{50.9}Ti_{49.1}$	Nanocrystalline		> 400	5.8	[18]
$Ni_{51.5}Ti_{48.5}$	Ni doping	148-191	> 260	3.3	[34]
$Ni_{51.8}Ti_{48.2}$	Ni doping	40-180	> 600 (compression)	< 2.5	[38]
$Ti_{47.6}Ni_{42.4}Cu_{10}$	Cu doping	70-200	> 200 (compression)	< 1.9	[32]
NiTiNbFe	Nb/Fe doping	77-253	> 1400	1.83	[66]
$Ni_{45.3}Ti_{29.7}Hf_{20}Pd_5$	Hf/Pd doping	323-403	> 700 (compression)	10.6	[74]
$Ni_{50.6}Ti_{24.4}Hf_{25}$	Hf doping	513-588	> 400 (compression)	7.0	[75]
$Ni_{50}Ti_{46}Zr_4$	Zr doping + nanocrystalline	293-473	> 670	5.3	[26]
$Ni_{47}Ti_{50}Fe_3$	Fe doping + nanocrystalline	77-293	> 800	< 4.4	[35]
$Ni_{48}Ti_{50}Mo_2$	Mo doping + nanocrystalline	213-373	> 600	< 5.7	[76]
$Ni_{51}Ti_{47}Nb_2$	Nb doping + nanocrystalline	153-393	>500	4.14	[5]
$Ni_{51}Ti_{46}V_1Nb_2$	Nb/V doping + nanocrystalline	143-323	> 600	< 5	[36]
$Ni_{50.8}Ti_{49.2}$	Ni_4Ti_3 precipitates	258-318	> 430	3.9	[20]
$Ni_{50.9}Ti_{49.1}$	Ni clusters	303-383	> 380	5.0	[53]
NiTi/Nb	Composite + nanocrystalline	328-376	> 900	4.1	[59]
NiTi/NiTiNbFe	Composite	77-413	> 700	2.8	[66]

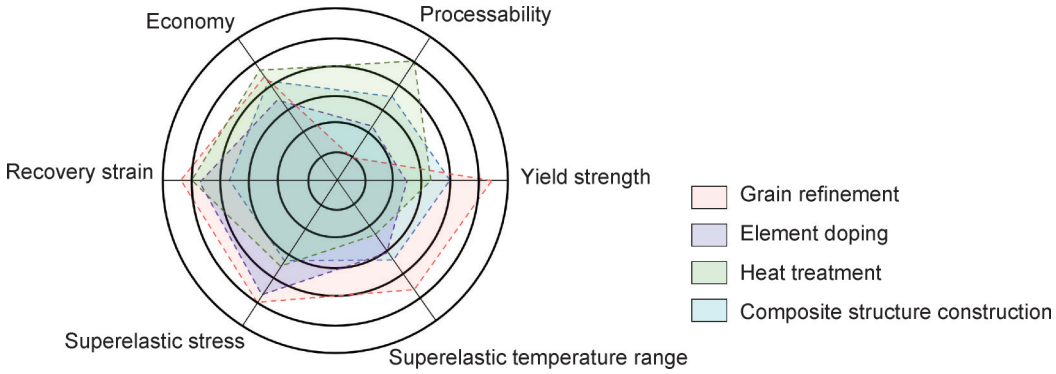


图 9 宽温域超弹性 NiTi 基合金调控策略的多性能对比雷达图

Fig.9 Multi-performance comparison radar chart of modulation strategies for wide-temperature-range superelastic NiTi-based alloys

“高性能”与“复杂构型”的需求，极大限制了其在异形构件、集成化部件中的应用场景拓展。

4.2 未来展望

基于上述存在的困难和挑战，未来 NiTi 基合金的超弹性能、服役温域范围以及工程化应用可从以下几点探索：

(1)材料性能优化：通过多主元素掺杂、时效诱导纳米团簇析出等策略，构建具有局部化学异质性的 NiTi 基合金体系。依托成分异质性带来的基体内不同微区相变难易程度的差异性与强约束效应抑制马氏体相变，拓宽超弹性温域下限；同时其诱导的晶格畸变场产生强动力学效应，降低相变应力的温度依赖性；结合纳米晶化等调控手段提高屈服强度，进一步拓宽超弹性温域上限。通过多维度微观结构协同强化，有望实现宽温域 NiTi 基合金超弹性温域性能的突破性提升。

(2)工程化应用：宽温域超弹性 NiTi 合金兼具稳定可逆的形变能力与优异的吸能特性，通过结合高镂空度结构设计，可实现大应变回复(>50%)与能量耗散的协同优化，在可重复缓冲吸能领域具有广阔应用前景[77]。为航天探测器着陆缓冲、星载设备碰撞防护等太空极端环境中发挥关键作用，可保障缓冲部件在多次冲击载荷下的结构完整性。通过对 NiTi 合金丝进行螺旋网状结构设计，可制备形状记忆合金防护结构，依托宽温域大回复应变特性以及优异的耐磨与抗疲劳性能，可耐受火星等星体表面极端昼夜温差，同时抵御砂石及微陨石撞击，有望为未来规模化月球/火星科考站提供关键保护。此外，基于该类合金制备的弹性展开器件(如离轨帆、太空天线等)，凭借精准可控的超弹性，相比于传统弹簧钢，驱动应变更大，并可在目标轨道完成从收拢态至预设构型的缓慢可控展开，大幅简化器件传动机构设计，有效解决传统展开系统结构笨重、展开速率过快易致结构损伤、难以重复服役的技术痛点。

(3)先进制造技术与多学科融合：将宽温域超弹性 NiTi 基合金与激光选区熔化、电子束熔丝成形等增材制造技术结合[78-80]，可实现复杂智能构件的一体化近净成形，突破传统加工难以制备高性能复杂构件的技术瓶颈，显著提升材料工程化应用的可制造性与规模化潜力。通过推动该类材料与智能传感、先进控制、结构设计等多领域交叉融合，有望赋予航天装备自感知、自适应的智能特性，更好满足先进航天器轻量化、智能化的发展需求。

(4)应用领域拓展：除航空航天外，宽温域超弹性 NiTi 基合金凭借宽温域稳定、大应变回复、优异减振抗疲劳等特点，在诸多极端环境高端装备领域展现出重要应用潜力：如油气井下高温执行器、可耐受井下高温、高压、强腐蚀等极端工况；用于深海探测密封件、极地科考设备缓冲构件、水下机器人驱动单元等，兼具耐低温、耐海水腐蚀与大变形回复特性。

5 结束语

总之，通过晶粒细化、元素掺杂、热处理调控及构建复合结构等技术策略，已在一定程度上拓展了 NiTi 基合金的超弹性温域，且在航天领域的部分关键场景下实现了工程化应用。然而，材料仍存在技术瓶颈：(1)高温性能上限不足(100 ℃以上易功能退化)；(2)型材样式单一、难以兼顾高性能与复杂构型的一体化制备需求。未来通过多维度微观结构协同强化策略突破材料性能瓶颈，并结合增材制造等先进成型技术，推动多学科深度交叉融合，有望进一步拓展其在航空航天复杂智能构件中的规模化工程应用，为深空探测中的重复缓冲吸能、弹性展开器件等关键场景提供可靠的材料支撑，助力极端环境下航天任务的高效、稳定实施。

参考文献

[1] MIYAZAKI S, KIM H Y. TiNi-base and Ti-base shape memory alloys[J]. Materials Science Forum, 2007, 561/562/563/564/565: 5-21.

[2] OTSUKA K, REN X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. Progress in Materials Science, 2005, 50(5): 511-678.

[3] OTSUKA K, KAKESHITA T. Science and technology of shape-memory alloys: new developments[J]. MRS Bulletin, 2002, 27(2): 91-100.

[4] THOMAS S, BEHERA A, NGUYEN T A. Nickel-titanium smart hybrid materials: from micro- to nano-structured alloys for emerging applications [M]. Amsterdam Oxford Cambridge: Elsevier, 2022.

[5] 王美,刘何龙,戴广永,等.用于航空航天的NiTiNb高弹合金柔性铰链性能研究[J].航空制造技术,2025,68(22):88-96.
WANG M, LIU H L, DAI G Y, et al. Performance of NiTiNb high-elastic alloy flexible hinges for aerospace applications [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(22): 88-96.

[6] 杨超,廖雨欣,卢海洲,等.NiTi形状记忆合金的功能特性及其应用发展[J].材料工程,2024,52(2):60-77.
YANG C, LIAO Y X, LU H Z, et al. Functional properties of NiTi shape memory alloys and their application development[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(2): 60-77.

[7] XU Z Z, JI Y C, LIU C, et al. A polymer-like ultrahigh-strength metal alloy[J]. Nature, 2024, 633(8030): 575-581.

[8] HE Q F, WANG J G, CHEN H A, et al. A highly distorted ultra-elastic chemically complex Elinvar alloy [J]. Nature, 2022, 602 (7896): 251-257.

[9] SONG Y X, XU S, SATO S, et al. A lightweight shape-memory alloy with superior temperature-fluctuation resistance [J]. Nature, 2025, 638(8052): 965-971.

[10] XIA J, NOGUCHI Y, XU X, et al. Iron-based superelastic alloys with near-constant critical stress temperature dependence[J]. Science, 2020, 369(6505): 855-858.

[11] GOU J M, LIU G X, YANG T Z, et al. A high-entropy alloy showing gigapascal superelastic stress and nearly temperature-independent modulus[J]. Nature Communications, 2025, 16: 1227.

[12] OTSUKA K, SHIMIZU K. Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys[J]. International Metals Reviews, 1986, 31(1): 93-114.

[13] WOLLANTS P, DE BONTE M, ROOS J R. A thermodynamic analysis of the stress-induced martensitic transformation in a single crystal [J]. International Journal of Materials Research, 1979, 70(2): 113-117.

[14] WAITZ T, ANTRETTER T, FISCHER F D, et al. Size effects on the martensitic phase transformation of NiTi nanograins [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2007, 55(2): 419-444.

[15] SHI X B, GUO F M, ZHANG J S, et al. Grain size effect on stress hysteresis of nanocrystalline NiTi alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 62-68.

[16] CHEN Y X, SHI X B, ZHANG J S, et al. Lattice distortion and atomic shuffle coupling of the R phase under grain size confinement in a $Ni_{48}Ti_{50}Fe_2$ alloy[J]. Acta Materialia, 2025, 292: 121055.

[17] WANG M L, CHU K J, REN F Z. Grain size-dependent wear mechanisms in nanocrystalline NiTi shape memory alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2026, 264: 28-36.

[18] AHADI A, SUN Q P. Stress hysteresis and temperature dependence of phase transition stress in nanostructured NiTi: effects of grain size[J]. Applied Physics Letters, 2013, 103(2): 021902.

[19] WANG T, MA Z, RAO X, et al. Temperature-dependence of superelastic stress in nanocrystalline NiTi with complete transformation capability[J]. Intermetallics, 2020, 127: 106970.

[20] WANG X B, KUSTOV S, LI K, et al. Effect of nanoprecipitates on the transformation behavior and functional properties of a Ti-50.8at.% Ni alloy with micron-sized grains[J]. Acta Materialia, 2015, 82: 224-233.

[21] TIMOFEEVA E E, SURIKOV N Y, TAGILTSEV A I, et al. The orientation dependence of thermal and stress hysteresis at R-B19' martensitic transformation in aged $Ni_{50.6}Ti_{49.4}$ single crystals [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 817: 152719.

[22] WAITZ T, KAZYKHANOV V, KARNTHALER H P. Martensitic phase transformations in nanocrystalline NiTi studied by TEM [J]. Acta Materialia, 2004, 52(1): 137-147.

[23] RAMAIAH K V, SAIKRISHNA C N, GOUTHAMA, et al. Microstructure and transformation behaviour of $Ni_{75-X}Ti_XPd_{25}$ high temperature shape memory alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 554: 319-326.

[24] EVIRGEN A, KARAMAN I, SANTAMARTA R, et al. Microstructural characterization and superelastic response of a $Ni_{50.3}Ti_{29.7}Zr_{20}$ high-temperature shape memory alloy [J]. Scripta Materialia, 2014, 81: 12-15.

[25] UMALE T, SALAS D, TOMES B, et al. The effects of wide range of compositional changes on the martensitic transformation characteristics of NiTiHf shape memory alloys[J]. Scripta Materialia, 2019, 161: 78-83.

[26] SUN D, XU H M, ZHANG J S, et al. Achieving high-temperature superelasticity and stable actuation response by nanocrystalline engineering in NiTiZr shape memory alloy[J]. Scripta Materialia, 2025, 267: 116836.

[27] FRENZEL J, GEORGE E P, DLOUHY A, et al. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys [J]. Acta Materialia, 2010, 58(9): 3444-3458.

[28] FAN Q C, ZHANG Y, ZHANG Y H, et al. Influence of Ni/Ti ratio and Nb addition on martensite transformation behavior of NiTiNb alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 790: 1167-1176.

[29] WANG D, ZHANG Z, ZHANG J, et al. Strain glass in Fe-doped Ti-Ni[J]. Acta Materialia, 2010, 58(18): 6206-6215.

[30] LI S H, LI Q Z, GUO J Y, et al. Enhanced strength and damping in NiTiV alloy through nanoengineered R-phase confinement[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 39: 2367-2372.

[31] KHALIL-ALLAFI J, AMIN-AHMADI B. The effect of chemical composition on enthalpy and entropy changes of martensitic

transformations in binary NiTi shape memory alloys[J].Journal of Alloys and Compounds,2009,487(1/2):363-366.

[32] KIMURA Y, XU X, NIITSU K, et al. Martensitic transformations and superelastic behavior at low temperatures in $Ti_{50-x}Ni_{40+x}Cu_{10}$ shape memory alloys [J]. Materials Transactions,2016,57(3):269-277.

[33] ZHANG J, WANG Y, DING X D, et al. Spontaneous strain glass to martensite transition in a $Ti_{50}Ni_{44.5}Fe_{5.5}$ strain glass [J]. Physical Review B, 2011, 84: 214201.

[34] WANG Y,REN X,OTSUKA K,et al.Temperature-stress phase diagram of strain glass $Ti_{48.5}Ni_{51.5}$[J]. Acta Materialia, 2008, 56 (12):2885-2896.

[35] LI Q Z,CHEN Y X,LIU Y N,et al.Non-linear temperature dependences of pseudoelastic stress and stress hysteresis of a nanocrystalline $Ni_{47}Ti_{50}Fe_3$ alloy[J].Acta Materialia,2024,265:119625.

[36] 郭精远,李诗翰,李卓颖,等.纳米晶NiTiVNb合金的超弹性研究[J].功能材料,2025,56(12):12008-12012.
GUO J Y,LI S H,LI Z Y,et al.Study on superelasticity of nanocrystalline NiTiVNb alloy [J]. Journal of Functional Materials, 2025,56(12):12008-12012.

[37] ZHAO L, TAO X F, ZONG H X, et al. Chemically disordered uniform promotes negative temperature-dependent superelasticity in shape memory alloys[J].Acta Materialia,2024,274:120030.

[38] NIITSU K, OMORI T, KAINUMA R. Stress-induced transformation behaviors at low temperatures in Ti-51.8Ni (at.%) shape memory alloy [J]. Applied Physics Letters, 2013, 102 (23): 231915.

[39] LI B,XU G X,ZHENG L J,et al.Dependence of microstructure and mechanical properties of 60NiTi alloy on aging conditions[J]. Materials Science and Engineering:A,2022,840:142903.

[40] SHEN H,ZHANG Q Q,KANG G F,et al.Enhancing thermal stability of laser powder bed fusion fabricated 60NiTi alloy *via* Nb alloying [J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 922: 147606.

[41] LI Y C,BAKHTIARI S,YANG H,et al.Effects of point defects on the monoclinic angle of the B19′ phase in NiTi-based shape memory alloys[J]. Shape Memory and Superelasticity, 2024, 10 (1):16-25.

[42] KIM J I, MIYAZAKI S. Effect of nano-scaled precipitates on shape memory behavior of Ti-50.9at.%Ni alloy[J].Acta Materialia,2005,53(17):4545-4554.

[43] ZHAO Z H,LIN J P,XIAO Y,et al.Improved superelastic stability by nanosegregation *via* low-temperature aging in Ti-50.9 at.% Ni shape memory alloy [J]. Scripta Materialia, 2024, 245: 116050.

[44] FAN Q C,ZHANG Y H,WANG Y Y,et al.Influences of transformation behavior and precipitates on the deformation behavior of Ni-rich NiTi alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017,700:269-280.

[45] XUE D Q,ZHOU Y M,REN X B.The effect of aging on the B2-R transformation behaviors in Ti-51at% Ni alloy [J]. Intermetallics,2011,19(11):1752-1758.

[46] HUO X Y, CHEN P, LAHKAR S, et al. Occurrence of the R-phase with increased stability induced by low temperature precipitate-free aging in a $Ni_{50.9}Ti_{49.1}$ alloy [J]. Acta Materialia, 2022,227:117688.

[47] ZHENG Y F,JIANG F,LI L,et al.Effect of ageing treatment on the transformation behaviour of Ti-50.9at.% Ni alloy [J]. Acta Materialia,2008,56(4):736-745.

[48] DUERIG T W, PELTON A R, BHATTACHARYA K. The measurement and interpretation of transformation temperatures in nitinol [J]. Shape Memory and Superelasticity, 2017, 3 (4): 485-498.

[49] ZHOU Y M, ZHANG J, FAN G L, et al. Origin of 2-stage R-phase transformation in low-temperature aged Ni-rich Ti-Ni alloys[J].Acta Materialia,2005,53(20):5365-5377.

[50] JIANG S Y,ZHANG Y Q,ZHAO Y N,et al.Influence of Ni_4Ti_3 precipitates on phase transformation of NiTi shape memory alloy [J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2015,25 (12):4063-4071.

[51] ABOUTALEBI M R,KARIMZADEH M,SALEHI M T,et al. Influences of aging and thermomechanical treatments on the martensitic transformation and superelasticity of highly Ni-rich Ti-51.5 at.% Ni shape memory alloy[J].Thermochimica Acta,2015,616: 14-19.

[52] WANG X B, LI K, SCHRYVERS D, et al. R-phase transition and related mechanical properties controlled by low-temperature aging treatment in a Ti-50.8at.% Ni thin wire[J].Scripta Materialia,2014,72:21-24.

[53] CHU H C,ZHAO Z H,FANG J Y,et al.Ni nanosegregation reduces temperature dependence of stress-induced martensitic transformation in $Ni_{50.9}Ti_{49.1}$ shape memory alloy[J].Journal of Materials Research and Technology,2025,35:4996-5003.

[54] LI Z H,CAI J X,ZHAO Z H,et al.Local chemical inhomogeneity enables superior strength-ductility-superelasticity synergy in additively manufactured NiTi shape memory alloys [J]. Nature Communications,2025,16:1941.

[55] XU K F,LUO J,LI C,et al.Mechanisms of stress-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in NiTi shape memory alloy related to superelastic stability [J]. Scripta Materialia,2022,217:114775.

[56] GALL K, SEHITOGLU H, CHUMLYAKOV Y I, et al. Tension-compression asymmetry of the stress-strain response in aged single crystal and polycrystalline NiTi [J]. Acta Materialia, 1999,47(4):1203-1217.

[57] SONG Y W,JIN M J,HAN X C,et al.Microstructural origin of ultrahigh damping capacity in $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ alloy containing nanodomains induced by insufficient annealing and low-temperature aging [J].Acta Materialia,2021,205:116541.

[58] HAO S J,CUI L S,JIANG D Q,et al.Nanostructured Nb reinforced NiTi shape memory alloy composite with high strength and narrow hysteresis [J]. Applied Physics Letters, 2013, 102 (23): 231905.

[59] 王涛涛,武泽园,李亚鹏,等.纳米晶NiTi形状记忆合金/Nb纳米线复合材料超弹应力的温度依赖性[J].中国有色金属学报,2024,34(3):835-840.

WANG T T, WU Z Y, LI Y P, et al. Temperature dependence of superelastic stress in nanocrystalline NiTi shape memory alloy/Nb nanowire composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2024, 34(3): 835-840.

[60] JOHANSEN K, VOGGENREITER H, EGGELER G. On the effect of TiC particles on the tensile properties and on the intrinsic two way effect of NiTi shape memory alloys produced by powder metallurgy[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 273: 410-414.

[61] VAIDYANATHAN R, BOURKE M A M, DUNAND D C. Stress-induced martensitic transformations in NiTi and NiTi – TiC composites investigated by neutron diffraction[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 273: 404-409.

[62] FARVIZI M, AKBARPOUR M R, AHN D H, et al. Compressive behavior of NiTi-based composites reinforced with alumina nanoparticles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 803-807.

[63] JIANG H J, CAO S, KE C B, et al. Nano-sized SiC particle reinforced NiTi alloy matrix shape memory composite[J]. Materials Letters, 2013, 100: 74-77.

[64] 冯欣欣, 衣晓洋, 王海振, 等. Ti-Ni基记忆合金复合材料的研究进展[J]. 复合材料学报, 2021, 38(7): 2070-2077.
FENG X X, YI X Y, WANG H Z, et al. Progress of Ti-Ni based shape memory alloy composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2021, 38(7): 2070-2077.

[65] HAO S J, CUI L S, JIANG D Q, et al. A transforming metal nanocomposite with large elastic strain, low modulus, and high strength[J]. Science, 2013, 339(6124): 1191-1194.

[66] HU X W, LIU Y N, GUO F M, et al. Enhanced superelasticity of nanocrystalline NiTi/NiTiNbFe laminar composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 853: 157309.

[67] YI X Y, MENG X L, CAI W, et al. Larger strain recovery characteristics of Ti-Ni-Hf shape memory alloy composite under compression[J]. Scripta Materialia, 2018, 153: 90-93.

[68] 任帅, 纪元超, 王栋, 等. 应变玻璃超级铁性智能材料的进展与展望[J]. 前瞻科技, 2025, 4(1): 128-138.
REN S, JI Y C, WANG D, et al. Progress and prospect of strain glass super ferroic smart materials[J]. Science and Technology Foresinght, 2025, 4(1): 128-138.

[69] 郝世杰, 刘鑫, 辛振坤, 等. 小天体星壤采集器及其采集方法. CN115675940B[P]. 2024-11-08: 1-2.

[70] 郝世杰, 曾磊, 李昊航, 等. 基于形状记忆合金的星表固定组件. CN115743609B[P]. 2024-10-18: 1-2.

[71] STEFANIE W. Curiosity Mars rover's wheels are more battered than ever-but they still work[EB/OL](2024-10-04)[2026-4-11]. https://www.space.com/curiosity-mars-rover-wheel-damage-sept-2024.

[72] SHAUNTINA L. NASA sets sights on Mars terrain with advanced tire tech[EB/OL](2025-1-21)[2025-4-11]. https://techxplore.com/news/2025-01-nasa-sights-mars-terrain-advanced.html.

[73] 官磊, 刘嘉兴, 孙士博, 等. NiTi基轴承合金研究进展[J]. 金属热处理, 2023, 48(12): 236-243.
GUAN L, LIU J X, SUN S B, et al. Research progress of NiTi-based bearing alloys[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(12): 236-243.

[74] KARACA H E, ACAR E, DED G S, et al. Shape memory behavior of high strength NiTiHfPd polycrystalline alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(13): 5036-5049.

[75] PATRIARCA L, SEHITOGLU H. High-temperature superelasticity of $Ni_{50.6}Ti_{24.4}Hf_{25.0}$ shape memory alloy[J]. Scripta Materialia, 2015, 101: 12-15.

[76] SUN D, DONG T T, PENG Z C, et al. Stable and wide temperature range superelasticity in an Mo-doped nanocrystalline Ni-Ti-Mo shape memory alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 902: 146641.

[77] XIONG Z W, LI M, HAO S J, et al. 3D-printing damage-tolerant architected metallic materials with shape recoverability *via* special deformation design of constituent material[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2021, 13(33): 39915-39924.

[78] ZHONG S Y, ZHANG L, LI Y, et al. Superelastic and robust NiTi alloys with hierarchical microstructures by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2024, 90: 104319.

[79] LIU Q W, FENG Y, LIU B C, et al. Regulation of microstructure, phase transformation behavior, and enhanced high superelastic cycling stability in laser direct energy deposition NiTi shape memory alloys *via* aging treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 915: 147207.

[80] YAN A, CAI W S, LI H Z, et al. Stable superelasticity with large recoverable strain in NiTi alloy *via* additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 911: 146935.

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB4600500); 北京市自然科学基金(L254005); 中核集团"领创科研"项目(CNNC-LCKY-2025-039)
收稿日期: 2026-01-27; **录用日期**: 2026-03-11

通讯作者: 郝世杰(1984—), 男, 教授, 博士, 研究方向为NiTi形状记忆合金及其应用, 联系地址: 北京市昌平区府学路18号中国石油大学(北京)新能源与材料学院(102249), E-mail: haoshijie@cup.edu.cn

(本文责编: 齐书涵)