面向极端服役条件的高熵合金结构材料：性能优势、瓶颈与突破路径

吕昭平 申耀祖 王先珍 陈 强 唐建国 张晓宾 于 勇
蒋虽合 刘雄军 王 辉 吴 渊

(北京科技大学 新金属材料全国重点实验室 北京 100083)

摘 要 超高温、极低温和强辐照是航空、航天、核能和深海装备等在服役过程中面临的极端工况。传统单一主元合金因相稳定性不足、低温韧脆转变及缺陷演化失控，性能已逼近极限，成为制约高端装备升级的核心瓶颈。高熵合金凭借多主元耦合的高构型熵、晶格畸变和化学短程有序，在极端条件下具有高热-力学稳定性、优异低温韧塑性和抗辐照损伤能力，被视为最具突破性能边界潜力的合金体系。本文系统梳理了高熵合金作为极端环境结构材料的潜力和挑战，围绕超高温、极低温和强辐照三类典型场景，剖析其性能优势并揭示高熵效应的作用机制。最后，总结关键瓶颈并提出发展路径，为高熵合金从实验室走向工程应用提供参考。

关键词 高熵合金，极端服役条件，结构材料，力学性能

中图分类号 TG139 **文章编号** 0412-1961(2026)05-0743-13

High-Entropy Alloys in Extreme Environments: A Perspective on Advantages, Challenges, and Breakthroughs

LU Zhaoping, SHEN Yaozu, WANG Xianzhen, CHEN Qiang, TANG Jianguo, ZHANG Xiaobin, YU Yong, JIANG Suihe, LIU Xiongjun, WANG Hui, WU Yuan

State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

Correspondent: LU Zhaoping, professor, Tel: (010)82375387, E-mail: luzp@ustb.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.52201171, 52225103, 52322102, U2441262, and W2412068), National Key Research and Development Program of China (No. 2022YFB4602101), Fundamental Research Funds for the Central Universities (No.FRF-IDRY-23-020), and State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials (No.2025-S11)

Manuscript received 2025−10−15, in revised form 2025−12−20

ABSTRACT Extreme environments, such as ultra-high temperatures, extremely low temperatures, and intense irradiation, impose growing demands on structural materials for next-generation engineering applications. Conventional single-principal-element alloys are approaching their performance limits because of

资助项目 国家自然科学基金项目Nos.52201171、52225103、52322102、U2441262和W2412068，国家重点研发计划项目No.2022-YFB4602101，中央高校基本科研业务费项目No.FRF-IDRY-23-020，及新金属材料全国重点实验室自主研究课题项目No.2025-S11

收稿日期 2025-10-15 **定稿日期** 2025-12-20

作者简介 吕昭平，男，1970年生，教授，博士，中国科学院院士

通讯作者 吕昭平，luzp@ustb.edu.cn，主要从事非晶与高熵合金、高性能钢铁等材料的高效设计与结构-性能关联研究

引用格式 吕昭平, 申耀祖, 王先珍等. 面向极端服役条件的高熵合金结构材料: 性能优势、瓶颈与突破路径 [J]. 金属学报, 2026, 62: 743−755.

Lu Z P, Shen Y Z, Wang X Z, et al. High-entropy alloys in extreme environments: A perspective on advantages, challenges, and breakthroughs [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 743−755. DOI: 10.11900/0412.1961.2025.00322

insufficient phase stability, low-temperature ductile-to-brittle transitions, and uncontrolled defect evolution. Conversely, high-entropy alloys (HEAs), characterized by multi-principal elements, exhibit high configurational entropy, severe lattice distortion, and chemical short-range order. These intrinsic characteristics enable exceptional thermal-mechanical stability, cryogenic toughness, and irradiation resistance, rendering them promising candidates for applications in extreme environments. Focusing on three representative conditions, this work summarizes the potentials and challenges of HEAs as structural materials, clarifies the underlying high-entropy-driven mechanisms, and identifies key technological barriers. Furthermore, we report perspectives on future research directions and propose pathways to accelerate the transition of HEAs from laboratory-scale research to practical engineering applications.

KEYWORDS high-entropy alloy, extreme environment, structural material, mechanical property

高熵合金，亦称多主元合金、成分复杂合金或复杂浓缩合金等，是由Yeh等[1]于2004年提出的一种全新合金设计范式。其核心思想在于通过引入多种主元提高构型熵，从而降低体系Gibbs自由能，抑制金属间化合物析出，形成结构稳定、性能优异的简单固溶体[2~5]。高熵合金理念的提出，将合金设计空间从传统合金聚焦的相图边缘区域拓展至中心区域，显著扩大了可探索的成分范围，同时，独特的多主元固溶体结构使其拥有更宽的性能调控窗口，因而迅速引起学术界的广泛关注。历经20余年的研究，高熵合金已成为全球金属结构材料领域最具前沿性的合金体系之一。

高熵合金最初被定义为由5种及以上金属主元以等原子比或近等原子比(5%~35%，下同)构成，基体为简单固溶体相的合金体系[1,2]。早期研究普遍认为，最大化构型熵能够稳定单相固溶体，加之显著的晶格畸变、缓慢的元素扩散及“鸡尾酒效应”，高熵合金表现出优于传统合金的力学性能。该阶段工作聚焦于成分设计，一方面通过遴选主元构建全新的合金体系，另一方面对现有合金体系进行高熵化以实现性能优化。已报道的合金主要可分为两类：(1) 以第IV周期元素(Fe、Co、Ni、Cr、Cu、Mn、Ti等)为主、具有fcc结构的体系，典型代表为CoCrFeNiMn，其塑性优异但强度相对有限[2]；(2) 以难熔金属元素(Mo、Ti、V、Nb、Hf、Ta、Cr、W等)为主、具有bcc结构的体系，如MoNbTaW合金，其具备较高强度但塑性相对不足[6]。通过成分和微观结构调控，能够在上述体系中引入固溶强化、细晶强化、析出强化等强韧化机制，进一步优化其力学性能。

随着高熵合金研究的深入，人们逐渐认识到等原子比对应的高构型熵并非稳定单相固溶体的必要条件，其力学性能也并非只由构型熵决定。因此，高熵合金的设计范式逐渐突破等原子比成分和单相固溶体结构的限制，拓展至非等原子比、多相及复杂组织。高熵化由高熵即单相的唯象判据，演变为利用多主元协同效应调控材料组织和性能的设计理念，概念边界随之泛化[7]。高熵合金普遍存在跨尺度化学不均匀性，即使在单相固溶体中，不同主元在晶格点阵上的排布也并非完全随机，而是受焓驱动的原子间交互作用的影响，呈现近程-中程化学有序特征[8,9]。借助熵-焓协同效应调控这种局域有序结构，能够影响位错运动，进而调控力学性能[10,11]。通过成分与结构协同优化，高熵合金甚至能够突破传统合金固有的室温强度-塑性倒置关系。然而，在实际工程应用中并不总是需要如此高的室温力学性能指标[12]。此外，高熵合金因多主元设计常含贵金属或战略元素，原料成本显著高于钢铁等传统合金；复杂成分体系在常规熔铸制备过程中易产生成分偏析等缺陷；且与现有工业化生产体系的兼容性不足。这些都限制了高熵合金的工程化推广应用。

就材料应用的梯度适配性而言，极端服役条件为高熵合金提供了更具针对性的发展空间。在超高温、极低温、强辐照等严苛工况下，传统合金往往因相稳定性不足、低温韧脆转变、缺陷演化失控等问题面临难以逾越的性能瓶颈[13]。高熵合金依托多主元协同效应，可实现原子扩散迟滞，并可提高晶格稳定性、抑制缺陷团聚，在突破极端条件服役性能边界的同时，仍可保持优异的室温强塑性，展现出显著的服役潜力。此外，对这类场景而言，性能权重往往高于成本考量，高熵合金的性能优势能够覆盖其原料成本偏高、工艺窗口窄等短板，并可突破传统合金无法逾越的“卡脖子”技术难题。因此，面向极端服役条件，不仅能充分发挥高熵合金的性能优势，也是推动其由实验室走向工程化、为国家重大工程提供材料支撑的关键路径。值得指出的是，近年来高熵合金在磁、电、催化等功能领域亦展现出极大应用潜力[14,15]，但本文主要聚焦其作为结构材料的应用。基于此，本文结合高熵合金结构特征，以超高温、极低温、强辐照为典型应用场景，阐述其极端服役性能优势并揭示高熵效应的作用机制，最后总结关键瓶颈并提出发展路径，为该材料体系的未来发展提供参考。

1 高熵合金的结构特点

高熵合金因多主元特性而表现出异于传统单一主元合金的结构特征,进而影响其力学性能。首先,高混合熵有利于促使合金以简单固溶体为基体,为获得优异力学性能奠定结构基础;尤其混合熵的影响程度随温度升高而增加,使合金在高温下表现出良好的相稳定性;优异的相稳定性极大拓宽了成分设计空间,使研究者能够在保持简单固溶体的前提下根据目标性能遴选具有不同特性的主元,并通过调整主元含量实现性能精准调控。其次,上述简单固溶体虽保持拓扑长程有序特性(即晶体点阵遵循周期性排列规律),但单胞晶格阵点由多种主元原子占据,呈现长程化学无序特征,能够为后续引入其他强化机制提供额外调控自由度。最后,对于多相高熵合金,各组成相通常仍为高熵固溶体相,具有简单晶体结构结合化学无序的核心特征,使整个多相体系仍能发挥多主元效应带来的性能优势[16]。

高熵合金的长程化学无序特征导致原子尺度上的复杂局域环境。与传统合金中基体原子普遍处于高度均一的近邻环境不同,高熵合金中任意金属原子的近邻位置均由多种主元以统计方式占据,因主元间的原子半径差异、弹性模量等物理性能不匹配,导致晶格势场起伏及局域弹性模量离散分布,诱发本征晶格畸变场[17,18]。除长程化学无序外,高熵合金还普遍存在近程-中程化学有序特征。由于各主元间的化学亲和性差异,负混合焓驱动最近邻元素倾向于成键,正混合焓则抑制成键,二者协同促进形成局域化学有序结构[8,9]。此类局域化学有序结构通过如下作用机制影响合金的力学性能:增大位错滑移局部阻力、改变滑移路径和交滑移频率[19];调控局域层错能水平,诱发孪晶形核并推动孪晶发生动态细化[20];作为预析出"胚核",影响合金的相稳定性等。上述跨尺度无序-有序协同效应共同决定了高熵合金在超高温、极低温、强辐照等极端服役条件下的力学响应特性及变形机制。

2 耐超高温高熵合金

航空航天、能源动力等领域的发展对高温结构材料的力学性能提出了更为苛刻的要求。以航空推进系统为例,燃烧室材料的承温能力直接决定涡轮进口燃气温度(TIT)上限,TIT越高,发动机热效率越高,越容易实现更高的推重比[21,22]。目前,新一代飞行器燃烧室等热端部件用高温结构材料的承温需求已突破1600 ℃,超过常规镍基高温合金的熔点(1350~1453 ℃),并且热端部件在服役过程中还需同时承受机械载荷和热冲击,因此材料必须保持足够的高温强度。而复杂薄壁等结构的精密成型也对材料的室温塑性提出要求。传统高温结构材料以单一主元为基体,通过微合金化和工艺优化调控力学性能,已逼近性能极限,高熵合金理念的提出为开发新型高性能超高温结构材料提供了新思路。

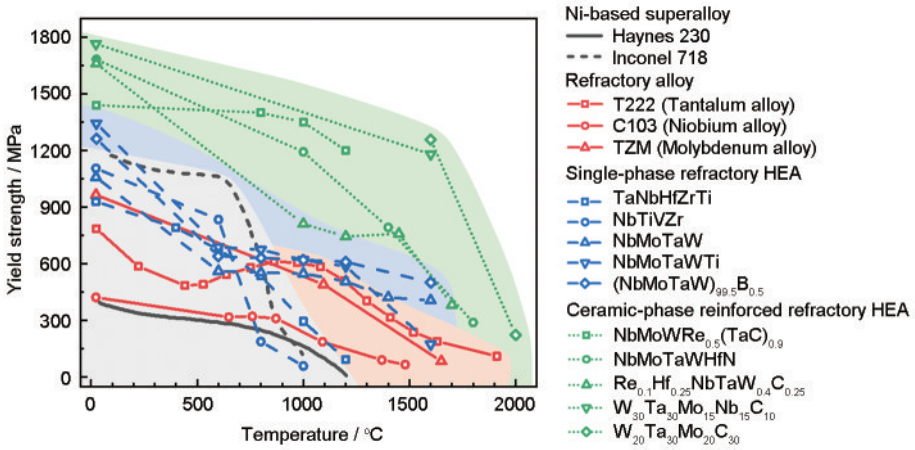
难熔高熵合金以Nb、Mo、Ta、W、V等难熔金属元素为主元,兼具难熔金属元素高熔点特性与高熵合金性能优势,可在超高温下实现优异强度-稳定性协同,已成为新一代超高温结构材料的重要候选体系[23]。自2010年首次报道以来,研究者已相继开发出MoNbTaW、HfNbTiZr、NbTaTiVZr等系列合金体系,不同合金的屈服强度-温度关系见图1[24]。其中含高熔点Ta (3290 ℃)、W (3422 ℃)主元的难熔高熵合金在T>1600 ℃ (T为变形温度)的超高温条件下仍能够保持显著强度优势。其核心机理在于:当$T/T_m>0.6$ (T_m为合金熔点)时,合金内部会发生剧烈的原子扩散进而导致材料显著软化[4]。因此,为确保材料在1600 ℃仍具备高强度,T_m需高于2666 ℃,这一严格的热力学约束,直接决定了合金必须以Ta、W等极高熔点元素为主元进行成分设计。至于HfNbTiZr、NbTaTiVZr等体系,虽可通过主动冷却或热障涂层降低构件表面温度,从而在超高环境温度下保持一定强度,但该方案会带来额外能量损耗同时大幅提高工艺复杂度。

MoNbTaW是较早报道的难熔高熵合金之一,其室温屈服强度为1058 MPa,随温度升高,强度下降,但当温度超过600 ℃后强度下降速率显著减缓,即便在1600 ℃超高温下仍能维持> 400 MPa的屈服强度[4],表现出优异的高温承载能力。此外,该合金在高温变形过程中呈现近似稳定的塑性平台特征(即屈服后应力基本保持恒定),显著区别于传统合金的高温应变软化现象。MoNbTaW合金优异的高温力学性能与其多主元特性密切相关:首先,以多种高熔点难熔金属元素为主元,合金兼具高熔点(2904 ℃)和高混合熵(11.38R,R为气体常数),在超高温下能够保持良好的热力学稳定性,从而避免因相结构失稳而导致的强度下降[4];其次,复杂的局域原子环境影响位错运动,剧烈的晶格畸变和局部化学波动不仅能够增大位错滑移阻力,迫使位错运动路径发生弯曲从而提高材料强度[25,26],还可以改变螺位错的核心结构。在传统bcc结构材料中,热激活扭折形核(指螺位错在滑移过程中通过热激活克服晶格阻力、形成局部弯折的形核过程)是螺位错运动的典型限速机制。而难熔高熵合金中螺位错核心结

构的改变使得这一限速机制失效，进而诱导形成由刃位错主导的变形模式，最终降低强度对温度的敏感性[27,28]。此外，难熔高熵合金中缓慢的原子扩散还可阻碍位错攀移，抑制因动态回复/动态再结晶造成的软化。

然而，耐超高温难熔高熵合金的室温塑性较差，如MoNbTaW合金室温压缩断裂应变仅为2.6%[4]。其脆化机制可主要归结为两点：(1) 紧密的位错核心具有更高的能量，室温下可动位错难以大量形核并激活[29]；(2) 在制备过程中不可避免地引入氧杂质(约100×10^{-6})，O在晶界富集并形成局域无序区域，削弱晶界结合强度，导致沿晶断裂[30,31]。降低W、Mo等本征脆性主元的含量或添加Ti、Zr等低价电子浓度(VEC)元素的含量虽可改善材料室温塑性，但导致高温强度显著下降[32,33]。Wang等[31]提出，可借助晶界工程调控策略在不影响高温性能的前提下改善难熔高熵合金的室温塑性。通过在MoNbTaW合金中添加微量B/C元素(5000×10^{-6}~8000×10^{-6})，利用其更低的晶界偏析能(比O低0.5 eV/atom)优先占据晶界位置，抑制脆性局域无序区域形成；同时通过B/C与金属原子之间的强电子相互作用增强晶界结合力和提高变形能力。该策略使MoNbTaW合金的室温压缩应变提高至> 10%，断裂模式由沿晶断裂转变为穿晶断裂，且在1600 ℃具有> 500 MPa的屈服强度(图2[31])。通过降低整体O含量或细化晶粒以分散晶界O含量，亦可抑制氧偏析致脆，优化室温塑性[34]。

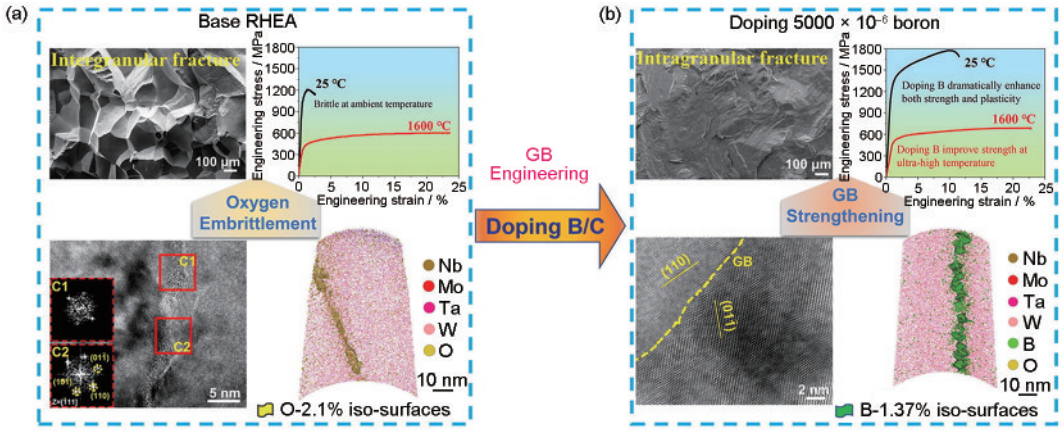
第二相强化是另一种有效的强韧化策略。通过在高熵合金基体中引入均匀弥散的第二相，并调控相界面匹配关系，能够达到增强增塑的效果。难熔金属的碳化物、硅化物和氮化物等陶瓷相一



Color online

图1 不同高温结构材料的屈服强度-温度汇总[24]

Fig.1 Summary diagrams showing yield strength *vs* temperature[24] (HEA—high-entropy alloy)



Color online

图2 通过晶界工程策略实现超高温难熔高熵合金室温塑性与超高温强度的协同提升[31]

Fig.2 Synergistic improvement of room-temperature plasticity and ultra-high-temperature strength of refractory HEA (RHEA) through grain boundary (GB) engineering strategies[31]

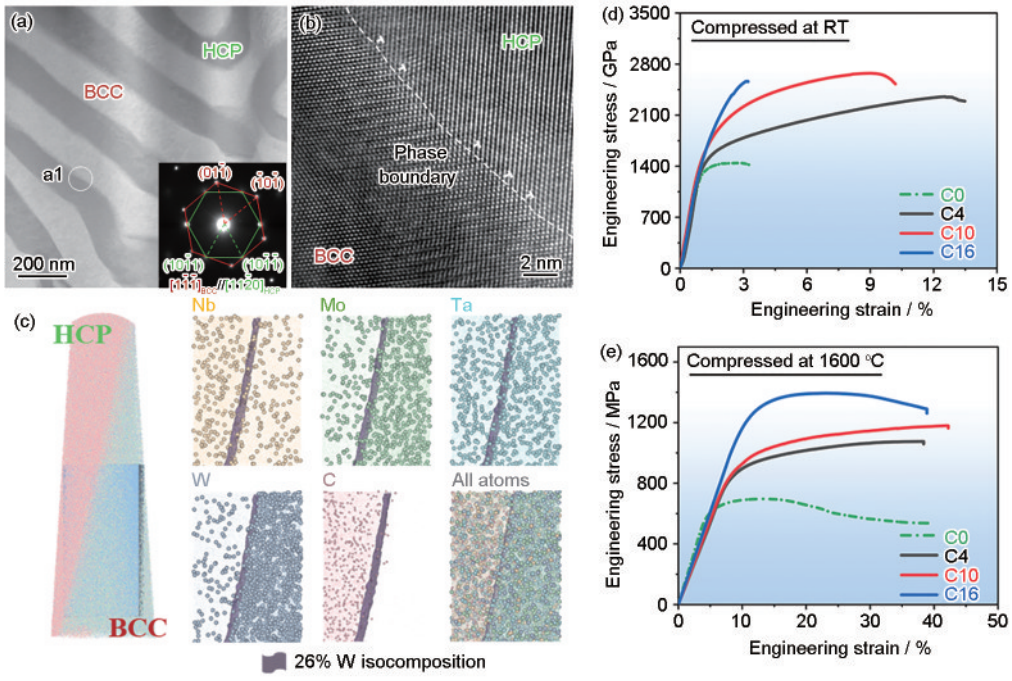
(a) microstructure, solute element distribution, and the mechanical properties of the MoNbTaW alloy

(b) microstructure, solute element distribution, and the mechanical properties of the MoNbTaW alloy doped with B

般具有高熔点、高强度、高硬度的特征，被认为是理想的高温强化相[35]。以 C 元素为例，C 与 Nb、Ta、W、Mo 等难熔金属元素间存在极负的混合焓和显著的原子半径差异，易结合生成碳化物相；且二元相图表明，C-难熔金属体系普遍存在共晶反应[36]。因此，在耐超高温难熔高熵合金中引入 C 元素会在凝固过程中形成共晶碳化物强化相，这一现象已在 $MoNbTaWC_x$[37]、$MoNbRe_{0.5}W(TaC)_x$[36]、$Hf_{0.25}NbTaW_{0.5}C_x$[38]、$MoNbRe_{0.5}TaW(TiC)_x$[39]、$Re_{0.1}Hf_{0.25}NbTaW_{0.4}C_{0.25}$[40]和 $NbTaW_{0.5}C_{0.25}$[41]等多种合金成分中得到实验验证。C 元素的引入通常采用熔炼难熔金属与对应碳化物(如 TaC、NbC、TiC、Mo_2C 等)或高纯石墨的混合物实现。

以 $(MoNb)_{40-x}Ta_{30}W_{30}C_x$ 合金为例，$x < 16$ 时合金呈现亚共晶组织，在初生 bcc 结构高熵合金枝晶间分布着由微米尺度片层状交替分布的 bcc 结构高熵合金相和 hcp 结构复杂成分碳化物相组成的共晶组织，且共晶组织的体积分数随 C 含量增加而递增；当 $x = 16$ 时，合金组织为完全共晶组织，如图 3[42]所示。高熵合金和复杂成分碳化物相均具有多主元特性，可在高温下提供协同强化作用，两相满足近似 Burgers 取向关系，即 $(110)_{bcc}//(0001)_{hcp}$，$[111]_{bcc}//[11\bar{2}0]_{hcp}$，且相界面呈半共格特征。这种具有良好匹配关系的低能界面既具有优异的高温稳定性，还能在变形过程中阻碍位错运动、协调相间变形。在“双高熵+高密度半共格相界面”作用下，碳化物强化难熔高熵合金的 1600 ℃ 屈服强度高达约 900 MPa，且具有高温加工硬化能力；室温变形时，在周围碳化物约束下，高熵合金中相对较软的合金相能够抑制裂纹扩展，使合金室温塑性达约 11%，实现了高温强度与室温塑性的协同优化，并且其力学性能可以通过改变共晶组织的体积分数进行调控。

综上所述，高熵合金的本征特性使其在超高温应用方面具有极大潜力，通过选择 Ta、W 等高熔点元素作为主元，可构筑具有优异超高温力学性能的难熔高熵合金体系，实现优于传统合金的超高温强度和抗软化能力；通过晶界工程和原位自生陶瓷相等强化策略可进一步实现性能提高。然而，耐超高温高熵合金的工程化应用仍存在诸多科学问题和技术瓶颈亟待突破，包括如何进一步优化其塑性变形



Color online

图 3 通过引入共晶碳化物实现超高温难熔高熵合金室温/高温力学性能的协同提升[42]

Fig.3 Synergistic improvement of the room temperature (RT) and high-temperature mechanical properties of ultra-high-temperature RHEA through the introduction of eutectic carbides[42]

(a) dual-phase microstructure and corresponding SAED pattern of the a1 region (inset)

(b) atomic-level bcc/hcp phase interface

(c) solute element distribution

(d) room-temperature mechanical properties (In $W_{30}Ta_{30}(MoNb)_{40-x}C_x$ alloy, where x represents the molar ratio of C, x = 0, 4, 10, and 16, hereafter referred to as C0, C4, C10, and C16, respectively)

(e) high-temperature mechanical properties

能力以获得室温拉伸塑性、如何同步提高抗氧化性能及降低密度以适配航空航天等领域的轻量化和极端环境防护需求、如何通过组织调控和缺陷控制技术克服高熔点多主元体系带来的制备难题以及发展面向工业化生产的短流程制备技术等。

3 耐极低温高熵合金

伴随我国深空探测、深海开发、极地科考及低温超导等战略的推进，极端低温工况对金属结构材料的综合力学性能，尤其是低温力学性能，提出了更为苛刻的要求。理想的低温合金需兼具高屈服强度与高加工硬化率，以实现均匀延伸率与抗拉强度的同步提高，从而获得优异韧性。然而，316L不锈钢等传统低温用合金普遍存在强度不足、强化相低温脆化等问题[43]。高熵合金凭借广阔的成分设计空间及复杂的局域原子环境，为突破上述瓶颈、开发高性能低温材料提供了新途径[44]。

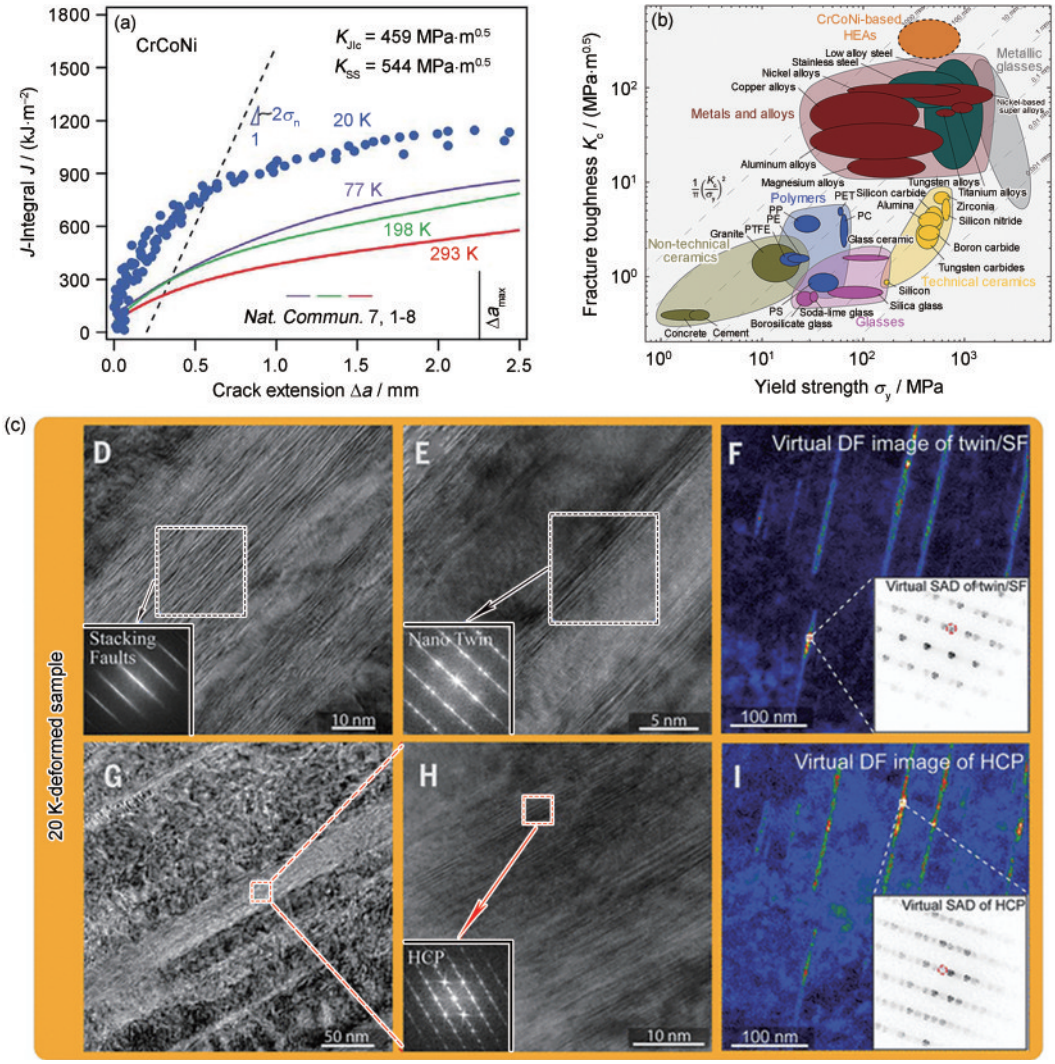
fcc结构CoCrFeNiMn高熵合金及其衍生体系(如CrCoNi)在低温下表现出显著区别于传统合金的“越低温、越强韧”行为，即随测试温度降低，其强度、塑性和断裂韧性均显著提高[45,46]。尤其在–253 ℃极低温下，CrCoNi合金的裂纹扩展韧性(KSS)高达544 MPa·m$^{1/2}$，超越现有报道的所有金属结构材料(图4[47])。其优异性能源于低温变形过程中大量堆垛层错、纳米孪晶及ε马氏体的协同演化。在低温条件下，全位错滑移被抑制，低层错能促使不全位错大面积滑移，形成密集的低能界面并细化微观组织，通过动态Hall-Petch效应维持高应变硬化率，同时有效分散应力集中，抑制微裂纹萌生，最终实现优异的韧性。然而，受自身晶体结构本征限制，fcc单相高熵合金普遍存在屈服强度偏低的问题。

借助细晶、固溶、相变、第二相等传统强化机制能够提高高熵合金的低温力学性能，并获得优于传统合金的强韧化效果[48~51]。以第二相强化为例，在传统合金中引入非共格或半共格相界面虽能有效阻碍位错滑移，提高强度，但在低温下易诱发界面位错塞积和应力集中，导致塑性骤减。而在多主元AlCFeMnNi奥氏体基体中，通过形成高密度局域化学有序结构并结合显著固溶强化，可大幅提高晶格摩擦应力，改变第二相周围的变形机制，使位错在变形过程中能够直接剪切脆性B2相颗粒[52]。该脆性金属间化合物剪切机制不仅可以充分发挥纳米沉淀相的强化和应变硬化潜力，还通过颗粒连续剪切变形实现塑性变形，从而使合金在近液氮温度下兼具约2 GPa的拉伸强度与34%的伸长率。

引入低界面能共格相界面同样是低温条件下实现高强度、大塑韧性的有效途径[53]。在fcc高熵合金基体中构筑超高密度共格$L1_2$纳米析出相，可在变形初期作为位错障碍提高屈服强度；当局部应力达到临界值时，$L1_2$颗粒作为位错源被激活，持续提供不全位错以保证高加工硬化率，从而获得大均匀延伸率。值得注意的是，超高密度$L1_2$纳米析出相在诱发孪生变形的同时可显著提高流变应力，驱动fcc基体向bcc相转变，能够进一步增大加工硬化率[54]。与传统富C马氏体因fcc-bct相变诱发低温脆性不同，该转变生成的bcc相中螺位错与刃位错可动性相近，可有效抑制相变致脆倾向。此外，借助高熵合金本征结构特征，构筑纳米尺度有序微结构亦可优化低温力学性能。例如，通过调控主元间焓相互作用及原子尺寸/剪切模量差异，可在VCoNi合金中实现短程有序与纳米长程有序共存的双尺度结构[55]，纳米长程有序区既阻碍位错运动、提高位错剪切应力，又通过形成新位错释放应力集中，从而使合金在近液氮温度下具有约1.8 GPa的抗拉强度和超过300 MPa·m$^{1/2}$的断裂韧性。

相较于fcc结构高熵合金，bcc结构高熵合金普遍表现出更高的屈服强度。以HfNbTaTiZr高熵合金为例，其室温屈服强度为875 MPa，当温度降至–196 ℃时，强度可升至1549 MPa，且保持> 20%的伸长率，未出现明显韧脆转变(图5[56])。其低温强韧协同行为源于变形机制的温度依赖性：在室温变形过程中，HfNbTaTiZr高熵合金维持单相bcc结构，塑性变形由螺位错缓慢滑移控制，局部延展性通过刃位错阵列成对排列形成扭折带实现；在低温下，bcc相稳定性降低，变形机制转变为由纳米孪晶生成、形变诱导bcc→ω相变与位错滑移的协同主导，从而维持优异的强塑性。

在HfNbTaTiZr高熵合金体系中，Hf、Zr、Ti在室温下呈hcp结构，通过调节β稳定元素Nb、Ta的含量，可连续调控相组成及bcc相稳定性，进而改变主导变形机制，实现力学性能定向设计[57]。例如，$Hf_{15}Nb_{45}Ta_{25}Ti_{15}$高熵合金具有优异的相稳定性，在–196~1200 ℃宽温域内稳定保持单相bcc结构，其塑性变形由位错滑移主导，具体表现为扭结带的形成和演化，通过晶体旋转协调应变，极大增强断裂韧性[58]。具体而言，螺位错与混合位错的滑移及交滑移提供初始应变硬化，随后<111>刃位错在{110}和{112}面上的协调滑移诱发扭折带成核；扭折带沿解析剪应力(resolved shear stress，指外加应力在“滑移面-滑移方向”组合上的有效剪应力分量，是驱动



Color online

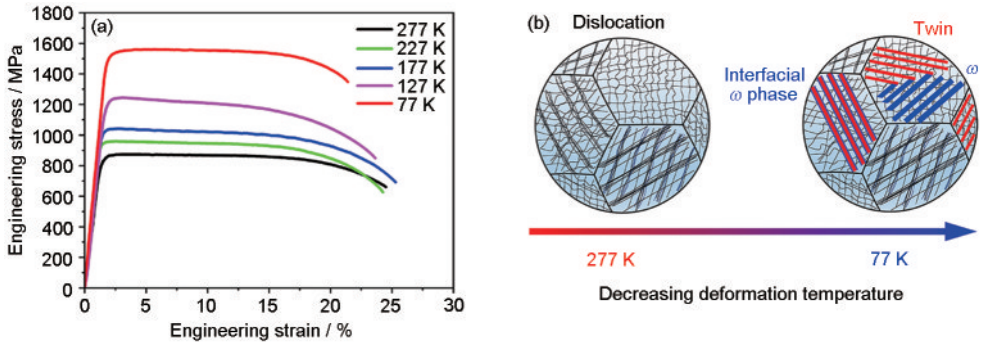
图 4 CrCoNi 合金的低温断裂韧性及变形组织分析[47]

Fig.4 Low-temperature fracture toughness and deformation microstructure of CrCoNi alloy[47]

(a) *J*-integral versus crack growth resistance curves and fracture toughness values for the CrCoNi alloy (K_{JIc}—crack-initiation fracture toughness, K_{SS}—crack-growth toughness, σ_n—strength, Δa_{max}—maximum value of the crack extension)

(b) Ashby map in terms of the fracture toughness versus the yield strength for a broad class of materials (PC—polycarbonate, PE—polyethylene, PET—polyethylene terephthalate, PP—polypropylene, PS—polystyrene, PTFE—polytetrafluoroethylene)

(c) deformed microstructures of the CrCoNi alloy at 20 K (DF—dark-field, SF—stacking fault, SAD—selected area diffraction)



Color online

图 5 HfNbTaTiZr 高熵合金室温和低温下的工程应力-应变曲线及变形机制分析[56]

Fig.5 Room-temperature and low-temperature stress–strain curves (a) and the schematic of the deformation mechanism (b) of HfNbTaTiZr HEA[56]

位错滑移的关键应力参数)较高的方向持续旋转晶格，抑制过度硬化，并将损伤分散至远离裂纹尖端的区域，最终实现优异断裂韧性。相反，降低Nb、Ta含量能够削弱bcc相稳定性，甚至可获得单相hcp结构高熵合金。该类合金在低温下以位错滑移为主导，缺乏孪晶、相变等辅助变形机制，虽然屈服强度提高，但拉伸塑性骤降，呈现明显的韧脆转变。

综上所述，随温度降低，高熵合金在变形过程中能够激活孪晶、相变、层错等多重变形机制，实现强度与延展性的同步提高；通过调控相稳定性和微观组织可进一步优化其低温力学性能，在极端低温工况下展现出巨大的应用潜力。值得强调的是，具有fcc和bcc结构的高熵合金，其低温性能和变形机制呈现显著差异性特征，适配不同的极端低温应用场景：fcc结构高熵合金无明显低温韧脆转变，在极低温下仍能保持超高断裂韧性，但室温及低温下屈服强度普遍偏低，其低温变形机制依赖于低层错能诱发的堆垛层错、纳米孪晶及ε马氏体相变的协同作用，通过动态细化组织维持高加工硬化率，进而实现优异低温韧性；bcc结构高熵合金则以高强度为显著特征，但相稳定性对成分敏感，降低β稳定元素含量易出现低温韧脆转变，其变形机制具有显著的温度依赖性，室温下以位错滑移和扭折带形成为主，低温下由纳米孪晶、bcc→ω相变与位错滑移等机制协同主导，部分体系通过扭折带协调应变提高断裂韧性。未来研究需针对性突破两类体系的性能短板，通过引入多尺度强化策略提高fcc高熵合金的屈服强度、通过优化主元配比和调控微观组织提高bcc合金宽温域塑性稳定性，或利用两相协同效应实现性能平衡，同时，鉴于高熵合金复杂的组织结构和丰富的变形模式，仍需系统阐明低温变形过程中的微观结构演化规律，深入揭示低温增韧和强化机理，为合金性能的定向设计提供理论依据。

4 耐强辐照高熵合金

核能作为高效可靠的低碳清洁能源，被视为保障未来能源供应和经济社会可持续发展的关键战略选择。反应堆结构材料长期服役于中子辐照、高温、应力及冷却剂侵蚀等多重极端工况，不仅需抵御辐照硬化、脆化、肿胀、氦脆及辐照加速应力腐蚀开裂等失效风险，还需具备优异的高温强度和塑性，以确保服役安全性和长期稳定性[59]。第四代先进裂变堆等新一代核能系统对运行温度和辐照剂量的要求进一步提高，且腐蚀环境更为严苛[60]，现有核用结构材料已渐趋性能极限。高熵合金设计理念可兼顾抗辐照与强韧化需求：一方面，通过调控主元类型和比例优化“初级缺陷”形成能和迁移势垒，或引入纳米析出相、纳米晶界等高密度缺陷阱，可显著提高抗辐照性能；另一方面，高熵合金具有本征相稳定性和高强塑性。这些均为开发新型高性能堆芯结构材料提供了新途径。

中子辐照损伤是核用结构材料长期服役时面临的核心失效机制之一。入射中子与晶格原子发生弹性碰撞后，会产生高能反冲原子，这类次级荷能粒子进一步与周围晶格原子引发级联碰撞，产生大量间隙原子和空位，这些点缺陷经扩散、聚集并演化为位错环、空洞等多种介观尺度缺陷团簇，诱发肿胀、相失稳、硬化/脆化等，最终影响材料服役的长期可靠性。早在20世纪70年代，Johnston等[61]在Cr-Fe-Ni合金体系中即发现主元浓度变化可影响合金抗辐照肿胀性能，近期研究[62]进一步证实，在单相合金中，增加主元数可降低空位等缺陷的浓度，从而提高抗辐照损伤容限。以CoCrFeNiMn高熵合金及其衍生体系为例，在相同离子辐照条件下，其晶格损伤程度显著轻于传统单主元合金，缺陷分布范围更窄、损伤层深度更浅[63~65]，如图6[65]所示。高熵合金的抗辐照性能优势在高温下尤为突出。尽管热效应与辐照效应的协同作用易诱发元素偏聚、介观尺度相分离及析出，高熵合金仍表现出更优的相稳定性。尤其是难熔高熵合金，凭借高熔点及本征结构特性可保持优异的相稳定性和抗肿胀性能，在高温辐照条件下具有显著优势[66]。

高熵合金的优异抗辐照性能源于其本征多主元特性。一方面，高化学无序度可增强电子散射，提高电阻率并降低热导率，使级联碰撞过程中载能粒子的能量沉积和耗散速率减慢、热峰持续时间延长，进而促进间隙原子和空位的复合湮灭；另一方面，严重的晶格畸变、长程化学无序与局域化学有序协同提高缺陷形成能并抑制扩散迁移，可显著降低辐照后的残余缺陷浓度[67~70]。局域化学有序结构能够提高合金离位能，降低晶格原子的平均离位概率，从而减少辐照级联弹道阶段产生的Frenkel缺陷对(自间隙原子-空位对)数量。同时，局域化学有序结构能够显著提高点缺陷迁移势垒，计算结果表明，与随机固溶体相比，局域化学有序结构使空位迁移能由0.88 eV增至0.97 eV、间隙原子迁移能由0.41 eV增至0.47 eV，进而有效抑制点缺陷扩散和大尺寸空洞的聚集长大[71~73]。此外，在辐照损伤累积阶段，局域化学有序区域可作为缺陷团簇优先形核位点，提高

间隙原子-空位复合概率，降低缺陷浓度，从而增强合金的抗辐照损伤容限，如图 7[74]所示。

除主元数量外，主元种类(混合焓)及其原子分数也影响合金的抗辐照性能。在相同辐照条件下，不同主元组合的高熵合金的稳定性及力学性能存在较大乃至定性的差异。如在四元 CoFeNiMn 和 CoCrFeNi 合金、三元 CoFeNi 和 CrCoNi 合金中均观察到辐照损伤行为存在明显差异[75,76]。其根源在于多主元体系复杂的局域原子环境使构型熵与混合焓协同作用于电子结构，改变电子平均自由程，进而影响辐照级联中热峰的持续时间；同时，构型熵与混合焓共同调控点缺陷的形成能和迁移势垒。上述两种机制最终

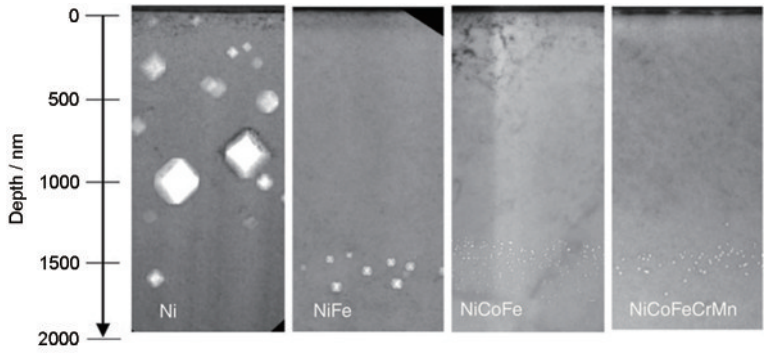
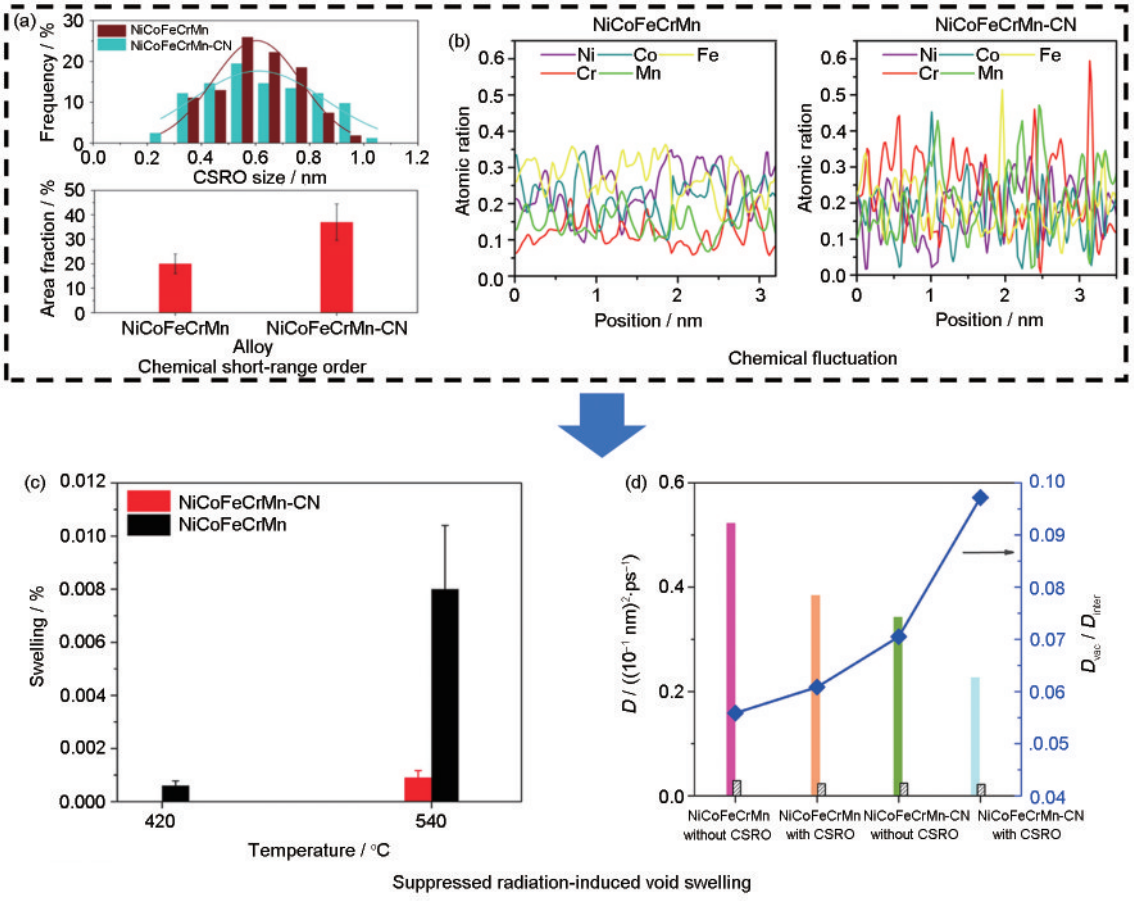


图 6 主元数量对合金中空洞等辐照缺陷的影响[65]

Fig.6 Cross-sectional TEM images of Ni, NiFe, NiCoFe, and NiCoFeCrMn irradiated with 3 MeV Ni^{+} to 5×10^{16} cm^{-2} at 773 K showing the influence of the number of principal elements on irradiation defects in alloys[65]



Color online

图 7 局域化学有序结构和成分波动对高熵合金中辐照缺陷的影响[74]

Fig.7 More pronounced chemical short-range order (CSRO) (a) and chemical fluctuation (b) in NiCoCrFeMn-CN compared to NiCoCrFeMn suppress void swelling (c, d) showing the influence of local chemical ordered structures and compositional fluctuations on irradiation defects in HEAs[74] (D, D_{vac}, and D_{inter} represent the diffusion coefficient, diffusion coefficient of self-interstitial atoms, and diffusion coefficient of vacancies, respectively)

影响自间隙原子-空位复合动力学及缺陷演化行为。因此，抗辐照高熵合金的设计需同步优化构型熵与混合焓匹配。此外，从反应堆中子经济性和放射性废料后处理角度考虑，进行抗辐照高熵合金成分设计时还需兼顾中子吸收和中子活化问题[77]。

在高熵合金主元调控的基础上，通过引入位错、孪晶、纳米晶及第二相等，可吸收或阻滞辐照点缺陷，促进其湮灭并抑制长程扩散，从而进一步提高抗辐照性能。具体而言，高密度位错和超细纳米晶等微观结构可有效捕获空位和自间隙原子，延缓空位团簇形核，抑制空洞长大，从而降低辐照肿胀率[78,79]；晶界通过偏置吸收自间隙原子并阻碍其长程迁移，限制缺陷团簇尺寸；局域化学有序与晶界协同，可进一步阻碍自间隙原子长程迁移，提高自间隙原子与空位复合的概率，显著减小缺陷团簇尺寸。尤其是具有三维周期性极小曲面的Schwarz-D受限晶体，其平均曲率为零且受共格孪晶界强约束，表现出更为优异的抗辐照损伤能力[76]。

与钢中利用第二相捕获辐照缺陷的思路[80]一致，在高熵合金中引入第二相能够有效降低辐照损伤。以fcc结构高熵合金中引入γ'共格纳米析出相为例，在高温辐照条件下，γ'相发生“回溶-再析出”动态演变，促使离位溶质原子和空位等点缺陷短程重组，实现点缺陷湮灭；同时，大量共格相界面作为缺陷阱，进一步降低点缺陷浓度；此外，γ'析出相本身能够阻碍位错环聚集长大。以上多重机制协同提高了合金的抗辐照性能[81,82]。在bcc结构高熵合金中引入第二相也能获得类似效果，如NbSiTaV难熔共晶高熵合金中的β-Nb_5Si_3相可借助其独特的共晶结构分解并修复穿过其内部的He泡，有效抑制He泡长大，从而显著增强抗辐照损伤能力[83]。需注意的是，第二相的晶体结构、体积分数、尺寸分布及其与基体的界面能均会影响缺陷演化行为，因此，在设计含第二相的抗辐照高熵合金时，应综合权衡上述影响因素，以实现缺陷阱密度与界面稳定性的最佳匹配。

综上所述，高熵合金凭借多主元特征和局域化学-结构复杂性，在抗辐照领域展现出独特优势。通过主元种类和含量调控，能够实现抑制缺陷浓度、阻碍He泡长大及提高相稳定性的效果；进一步引入位错、晶界、共格析出等微观缺陷陷阱，可协同优化其抗辐照性能。然而，获得优异抗辐照行为需综合权衡构型熵、混合焓及缺陷结构等多尺度因素，目前仍存在相关技术瓶颈，如缺乏原位实验手段对缺陷产生-演化全过程进行实时解析、模拟计算结果缺乏充足实验验证致使机理认知受限等。耐强辐照高熵合金研究仍具备广阔的探索空间和发展前景。

5 总结与展望

高熵合金的多主元设计范式显著扩展了工程材料的成分设计空间和性能调控边界，为新型高性能先进金属结构材料的开发提供了全新路径，更凭借其独特的成分-结构特性，为突破传统单一主元合金在极端服役条件下的性能瓶颈提供了核心解决方案。本文以超高温、极低温、强辐照三类典型极端工况为核心，综述了高熵合金在该领域的研究进展。传统单一主元合金受限于相稳定性不足、低温韧脆转变及缺陷演化失控等问题，性能已逼近极限，成为制约高端装备升级的核心瓶颈；而高熵合金在极端条件下具有高热-力学稳定性、优异低温韧塑性和抗辐照损伤能力，被视为最具潜力的突破性能边界的合金体系。

高熵合金的优异宏观性能源于其区别于传统单一主元合金的独特物理机制。传统单一主元合金依赖单一组分的本征特性和微合金化调控，其性能受限于单一主元的固有属性，且均一的晶格环境不仅导致位错等变形载体运动阻力较小，还使缺陷易扩散聚集，在极端温度、辐照等作用下相稳定性易遭破坏，难以从根源上突破性能瓶颈；高熵合金则依托多主元协同优势，既可通过主元组合灵活调控目标性能，更能以高构型熵抑制极端条件下的相分解和粗化，其长程化学无序特征构建了原子尺度的复杂局域环境，且普遍存在近程-中程化学有序特征，这种多主元耦合形成的复杂结构，能够精准调控变形载体和缺陷的运动及演化规律，从本质上解决了传统合金的机制性局限。这也使得宏观性能层面的差异尤为突出：超高温下传统单一主元合金因结构简单、原子扩散快速易软化失效，高熵合金通过难熔主元协同和复杂结构特征，实现1600 ℃以上超高温强度和抗软化能力；极低温下传统合金变形机制简单，高熵合金则可激活孪晶、相变等多重变形机制，实现强度与延展性的同步提高；强辐照下传统合金易发生肿胀、脆化和相失稳，高熵合金通过化学无序与缺陷阱协同，显著降低辐照缺陷浓度和长大速率。这种从物理机制到宏观性能的系统性优势，使高熵合金在传统合金难以适配的极端工况下具备突出优势。

然而，当前高熵合金在极端服役条件下的关键应用仍面临诸多重大挑战，在高效设计、机理揭示和应用验证等关键环节仍存在诸多亟待突破的瓶颈。

结合领域研究现状和工程化需求,未来相关研究应重点聚焦以下方向。

(1) 构建高效成分设计方法。高熵合金的多主元特征虽显著扩大了成分设计空间,但也为高性能合金成分的精准设计带来了挑战,传统试错法存在效率低、成本高的局限,亟需构建结合高通量实验、多尺度计算和机器学习的高效成分设计方法,实现极端工况服役性能驱动的高熵合金成分精准寻优。

(2) 突破高质量制备工艺瓶颈。高熵合金的多主元特征在带来优异性能的同时,也为合金制备带来困难。尤其对于耐超高温高熵合金,其高熔点、复杂成分特性极易引发成分偏析、疏松、缩孔等冶金缺陷,未来需重点突破多主元凝固偏析调控、高熵合金高温成形等关键技术,提高合金组织均匀性和制备稳定性。

(3) 建立极端环境性能评价体系。极端环境性能评价体系是高熵合金工程化应用的关键支撑,极端服役条件对测试设备的耐候性、检测精度及稳定性提出严苛要求,亟需建立适配超高温、极低温、强辐照场景的专项测试标准和性能评价方法,构建高熵合金极端服役性能数据库,为工程应用推广提供可靠依据。

(4) 揭示多场耦合下的作用机理。高熵合金的复杂结构特性与多场交互的非线性效应相互叠加,导致多场耦合下成分-结构-性能的动态关联难以精准解析,未来需借助多尺度表征技术结合计算模拟手段,系统解析服役过程中的组织演化规律,阐明多场耦合下的性能调控机制,为性能定向设计提供坚实理论支撑。

参 考 文 献

[1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes [J]. Adv. Eng. Mater., 2004, 6: 299

[2] Cantor B, Chang I T H, Knight P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys [J]. Mater. Sci. Eng., 2004, A375−377: 213

[3] Senkov O N, Miller J D, Miracle D B, et al. Accelerated exploration of multi-principal element alloys with solid solution phases [J]. Nat. Commun., 2015, 6: 6529

[4] Senkov O N, Wilks G B, Scott J M, et al. Mechanical properties of $Nb_{25}Mo_{25}Ta_{25}W_{25}$ and $V_{20}Nb_{20}Mo_{20}Ta_{20}W_{20}$ refractory high entropy alloys [J]. Intermetallics, 2011, 19: 698

[5] Han J C, Song B, Xu P, et al. Multiscale synthesis and performance regulation mechanisms of high-entropy materials [J]. Acta Metall Sin, 2026, 62: 397
(韩杰才, 宋 波, 徐 平等. 高熵材料的多尺度制备及性能调控机制 [J]. 金属学报, 2026, 62: 397)

[6] Senkov O N, Scott J M, Senkova S V, et al. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy [J]. J. Alloys Compd., 2011, 509: 6043

[7] George E P, Raabe D, Ritchie R O. High-entropy alloys [J]. Nat. Rev. Mater., 2019, 4: 515

[8] Wu Y, Zhang F, Yuan X Y, et al. Short-range ordering and its effects on mechanical properties of high-entropy alloys [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2021, 62: 214

[9] Wang Y H, Jiao M Y, Wu Y, et al. Enhancing properties of high-entropy alloys via manipulation of local chemical ordering [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2024, 180: 23

[10] Han X D, An Z B, Mao S H, et al. Negative mixing enthalpy alloying to promote the development of alloys with high strength and ductility [J]. Acta Metall. Sin., 2025, 61: 953
(韩晓东, 安子冰, 毛圣成等. 负混合焓合金化推动高强韧合金发展 [J]. 金属学报, 2025, 61: 953)

[11] Jiao M Y, Lei Z F, Wu Y, et al. Manipulating the ordered oxygen complexes to achieve high strength and ductility in medium-entropy alloys [J]. Nat. Commun., 2023, 14: 806

[12] Ma E, Liu C. Achieving alloys with concurrent high strength and high ductility [J]. Acta Metall. Sin., 2025, 61: 665
(马 恩, 刘 畅. 如何使合金兼具高强度与高塑性 [J]. 金属学报, 2025, 61: 665)

[13] Eswarappa Prameela S, Pollock T M, Raabe D, et al. Materials for extreme environments [J]. Nat. Rev. Mater., 2023, 8: 81

[14] Han L L, Zhu S Y, Rao Z Y, et al. Multifunctional high-entropy materials [J]. Nat. Rev. Mater., 2024, 9: 846

[15] Qi H, Chen L, Deng S Q, et al. High-entropy ferroelectric materials [J]. Nat. Rev. Mater., 2023, 8: 355

[16] Yang T, Zhao Y L, Tong Y, et al. Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys [J]. Science, 2018, 362: 933

[17] Lee C, Song G, Gao M C, et al. Lattice distortion in a strong and ductile refractory high-entropy alloy [J]. Acta Mater., 2018, 160: 158

[18] Chen H, Xu Y J, Liu L H, et al. Lattice distortion tuning resistivity Invar effect in high-entropy alloys [J]. Phys. Rev., 2025, 111B: 094209

[19] Lei Z F, Liu X J, Wu Y, et al. Enhanced strength and ductility in a high-entropy alloy via ordered oxygen complexes [J]. Nature, 2018, 563: 546

[20] Ding J, Yu Q, Asta M, et al. Tunable stacking fault energies by tailoring local chemical order in CrCoNi medium-entropy alloys [J]. Proc. Natl. Acad. Sci. U.S.A., 2018, 115: 8919

[21] Perepezko J H. The hotter the engine, the better [J]. Science, 2009, 326: 1068

[22] Zhao J C, Westbrook J H. Ultrahigh-temperature materials for jet engines [J]. MRS Bull., 2003, 28: 622

[23] Senkov O N, Miracle D B, Chaput K J, et al. Development and exploration of refractory high entropy alloys—A review [J]. J. Mater. Res., 2018, 33: 3092

[24] Shen Y Z, Wang X Z, Zhang X B, et al. Research progress on mechanical properties of ultra-high temperature WTa-containing re-

fractory multi-principal element alloys [J]. Tungsten, 2025, 7: 680

[25] Chen B, Li S Z, Ding J, et al. Correlating dislocation mobility with local lattice distortion in refractory multi-principal element alloys [J]. Scr. Mater., 2023, 222: 115048

[26] Wang X Y, Maresca F, Cao P H. The hierarchical energy landscape of screw dislocation motion in refractory high-entropy alloys [J]. Acta Mater., 2022, 234: 118022

[27] Maresca F, Curtin W A. Mechanistic origin of high strength in refractory BCC high entropy alloys up to 1900 K [J]. Acta Mater., 2020, 182: 235

[28] Yin S, Zuo Y X, Abu-Odeh A, et al. Atomistic simulations of dislocation mobility in refractory high-entropy alloys and the effect of chemical short-range order [J]. Nat. Commun., 2021, 12: 4873

[29] Tsuru T, Han S, Matsuura S, et al. Intrinsic factors responsible for brittle versus ductile nature of refractory high-entropy alloys [J]. Nat. Commun., 2024, 15: 1706

[30] Belcher C H, MacDonald B E, Apelian D, et al. The role of interstitial constituents in refractory complex concentrated alloys [J]. Prog. Mater. Sci., 2023, 137: 101140

[31] Wang Z Q, Wu H H, Wu Y, et al. Solving oxygen embrittlement of refractory high-entropy alloy via grain boundary engineering [J]. Mater. Today, 2022, 54: 83

[32] Han Z D, Luan H W, Liu X, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti_xNbMoTaW refractory high-entropy alloys [J]. Mater. Sci. Eng., 2018, A712: 380

[33] Li T X, Jiao W N, Miao J W, et al. A novel ZrNbMoTaW refractory high-entropy alloy with in-situ forming heterogeneous structure [J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A827: 142061

[34] Sun Y P, Hou C, Li Y R, et al. Ultrafine-grained refractory high-entropy alloy with oxygen control and high mechanical performance [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2025, 215: 45

[35] Golla B R, Mukhopadhyay A, Basu B, et al. Review on ultra-high temperature boride ceramics [J]. Prog. Mater. Sci., 2020, 111: 100651

[36] Wei Q Q, Xu X D, Shen Q, et al. Metal-carbide eutectics with multiprincipal elements make superrefractory alloys [J]. Sci. Adv., 2022, 8: eabo2068

[37] Wan Y X, Wang X, Zhang Z B, et al. Structures and properties of the $(NbMoTaW)_{100-x}C_x$ high-entropy composites [J]. J. Alloys Compd., 2021, 889: 161645

[38] Wu S Y, Qiao D X, Zhang H T, et al. Microstructure and mechanical properties of $C_xHf_{0.25}NbTaW_{0.5}$ refractory high-entropy alloys at room and high temperatures [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2022, 97: 229

[39] Wei Q Q, Luo G Q, Zhang J, et al. Designing high entropy alloy–ceramic eutectic composites of $MoNbRe_{0.5}TaW(TiC)_x$ with high compressive strength [J]. J. Alloys Compd., 2020, 818: 152846

[40] He H T, Wang J X, Cao Y, et al. Effect of Re and C on mechanical properties of $NbTaW_{0.4}$ refractory medium-entropy alloy at elevated temperature [J]. J. Alloys Compd., 2023, 931: 167421

[41] Wu S Y, Qiao D X, Zhao H L, et al. A novel $NbTaW_{0.5}$ $(Mo_2C)_x$ refractory high-entropy alloy with excellent mechanical properties [J]. J. Alloys Compd., 2021, 889: 161800

[42] Shen Y Z, Wang Z Q, Wang X Z, et al. Enhancing mechanical properties of refractory multi-principal element alloys via compositionally complex carbides [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2025, 232: 191

[43] Tanaka M, Tarleton E, Roberts S G. The brittle–ductile transition in single-crystal iron [J]. Acta Mater., 2008, 56: 5123

[44] Liu J P, Chen H, Zhang C, et al. Progress of cryogenic deformation and strengthening-toughening mechanisms of high-entropy alloys [J]. Acta Metall. Sin., 2023, 59: 727.
(刘俊鹏, 陈 浩, 张 弛等. 高熵合金的低温塑性变形机制及强韧化研究进展 [J]. 金属学报, 2023, 59: 727)

[45] Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications [J]. Science, 2014, 345: 1153

[46] Gludovatz B, Hohenwarter A, Thurston K V S, et al. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures [J]. Nat. Commun., 2016, 7: 10602

[47] Liu D, Yu Q, Kabra S, et al. Exceptional fracture toughness of CrCoNi-based medium- and high-entropy alloys at 20 kelvin [J]. Science, 2022, 378: 978

[48] Jo Y H, Jung S, Choi W M, et al. Cryogenic strength improvement by utilizing room-temperature deformation twinning in a partially recrystallized VCrMnFeCoNi high-entropy alloy [J]. Nat. Commun., 2017, 8: 15719

[49] Seol J B, Bae J W, Kim J G, et al. Short-range order strengthening in boron-doped high-entropy alloys for cryogenic applications [J]. Acta Mater., 2020, 194: 366

[50] Lu Y P, Gao X Z, Jiang L, et al. Directly cast bulk eutectic and near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range [J]. Acta Mater., 2017, 124: 143

[51] Sung M Y, Jang T J, Song S Y, et al. Ultrahigh strength with suppressed flow instability at liquid helium temperature via coherent nanoprecipitation in a medium-entropy alloy [J]. Adv. Funct. Mater., 2025, 36: e15593

[52] Wang F, Song M, Elkot M N, et al. Shearing brittle intermetallics enhances cryogenic strength and ductility of steels [J]. Science, 2024, 384: 1017

[53] Yang T, Zhao Y L, Luan J H, et al. Nanoparticles-strengthened high-entropy alloys for cryogenic applications showing an exceptional strength–ductility synergy [J]. Scr. Mater., 2019, 164: 30

[54] Sohail Y, Zhang C L, Gao S H, et al. A complex concentrated alloy with record-high strength–toughness at 77 K [J]. Adv. Mater., 2025, 37: 2410923.

[55] Lu T W, Sun B H, Li Y, et al. Dual-scale chemical ordering for cryogenic properties in CoNiV-based alloys [J]. Nature, 2025, 645: 385

[56] Wang S B, Wu M X, Shu D, et al. Mechanical instability and tensile properties of TiZrHfNbTa high entropy alloy at cryogenic temperatures [J]. Acta Mater., 2020, 201: 517

[57] Wen X C, Wu Y, Huang H L, et al. Effects of Nb on deformation-induced transformation and mechanical properties of HfNb*x*Ta0.2-TiZr high entropy alloys [J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A805: 140798

[58] Cook D H, Kumar P, Payne M I, et al. Kink bands promote excep-

tional fracture resistance in a NbTaTiHf refractory medium-entropy alloy [J]. Science, 2024, 384: 178

[59] Zinkle S J, Was G S. Materials challenges in nuclear energy [J]. Acta Mater., 2013, 61: 735

[60] Murty K L, Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities [J]. J. Nucl. Mater., 2008, 383: 189

[61] Johnston W G, Rosolowski J H, Turkalo A M, et al. An experimental survey of swelling in commercial Fe–Cr–Ni alloys bombarded with 5 MeV Ni ions [J]. J. Nucl. Mater., 1974, 54: 24

[62] Nagase T, Rack P D, Noh J H, et al. In-situ TEM observation of structural changes in nano-crystalline CoCrCuFeNi multicomponent high-entropy alloy (HEA) under fast electron irradiation by high voltage electron microscopy (HVEM) [J]. Intermetallics, 2015, 59: 32

[63] Zhang Y W, Stocks G M, Jin K, et al. Influence of chemical disorder on energy dissipation and defect evolution in concentrated solid solution alloys [J]. Nat. Commun., 2015, 6: 8736

[64] Granberg F, Nordlund K, Ullah M W, et al. Mechanism of radiation damage reduction in equiatomic multicomponent single phase alloys [J]. Phys. Rev. Lett., 2016, 116: 135504

[65] Lu C Y, Niu L L, Chen N J, et al. Enhancing radiation tolerance by controlling defect mobility and migration pathways in multicomponent single-phase alloys [J]. Nat. Commun., 2016, 7: 13564

[66] Li D, Jia N, Huang H, et al. Helium ion irradiation enhanced precipitation and the impact on cavity formation in a HfNbZrTi refractory high entropy alloy [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 552: 153023

[67] Xia X C, Zhang E K, Ding J, et al. Research progress on laser cladding of refractory high-entropy alloy coatings [J]. Acta Metall Sin, 2025, 61: 59
(夏兴川, 张恩宽, 丁 俭等. 激光熔覆难熔高熵合金涂层研究进展 [J]. 金属学报, 2025, 61: 59)

[68] Jin K, Bei H B. Single-phase concentrated solid-solution alloys: Bridging intrinsic transport properties and irradiation resistance [J]. Front. Mater., 2018, 5: 26

[69] Jin K, Zhang C, Zhang F, et al. Influence of compositional complexity on interdiffusion in Ni-containing concentrated solid-solution alloys [J]. Mater. Res. Lett., 2018, 6: 293

[70] Zhao S J, Egami T, Stocks G M, et al. Effect of *d* electrons on defect properties in equiatomic NiCoCr and NiCoFeCr concentrated solid solution alloys [J]. Phys. Rev. Mater., 2018, 2: 013602

[71] Ding J, Wang Z J. Local chemical order in high-entropy alloys [J]. Acta Metall Sin, 2021, 57: 413
(丁 俊, 王章洁. 高熵合金中的局域化学有序 [J]. 金属学报, 2021, 57: 413)

[72] Zhang Z R, Armstrong D E J, Grant P S. The effects of irradiation on CrMnFeCoNi high-entropy alloy and its derivatives [J]. Prog. Mater. Sci., 2022, 123: 100807

[73] Liu L Q, Liu X J, Du Q, et al. Local chemical ordering and its impact on radiation damage behavior of multi-principal element alloys [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2023, 135: 13

[74] Su Z X, Ding J, Song M, et al. Enhancing the radiation tolerance of high-entropy alloys via solute-promoted chemical heterogeneities [J]. Acta Mater., 2023, 245: 118662

[75] Ullah M W, Aidhy D S, Zhang Y W, et al. Damage accumulation in ion-irradiated Ni-based concentrated solid-solution alloys [J]. Acta Mater., 2016, 109: 17

[76] Liu L Q. Radiation damage behavior and the underlying mechanism of NiFeCr-based multi-principal element alloys by molecular dynamics simulations [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2024
(刘乐青. NiFeCr系多主元合金辐照损伤行为及其机理的分子动力学研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2024)

[77] Tan L Z, Ali K, Ghosh P S, et al. Design principles of low-activation high entropy alloys [J]. J. Alloys Compd., 2022, 907: 164526

[78] Pu G, Lin L W, Ang R, et al. Outstanding radiation tolerance and mechanical behavior in ultra-fine nanocrystalline $Al_{1.5}$CoCrFeNi high entropy alloy films under He ion irradiation [J]. Appl. Surf. Sci., 2020, 516: 146129

[79] Zhao Y F, Chen H H, Zhang D D, et al. Unusual He-ion irradiation strengthening and inverse layer thickness-dependent strain rate sensitivity in transformable high-entropy alloy/metal nanolaminates: A comparison of $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$/Cu vs $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Ni_{10}$/Cu [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2022, 116: 199

[80] Du J L, Jiang S H, Cao P P, et al. Superior radiation tolerance via reversible disordering–ordering transition of coherent superlattices [J]. Nat. Mater., 2023, 22: 442

[81] Cao P P. Tuning mechanical properties and irradiation resistance of FCC-based multi-principal element alloys via nano-precipitation [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2022
(曹培培. 基于纳米析出调控FCC系多主元合金的力学性能和辐照性能 [D]. 北京: 北京科技大学, 2022)

[82] Peng X Y, Cao P P, Liu D, et al. On the origin of superior stability of coherent nanoparticles under ion irradiation [J]. Mater. Des., 2024, 247: 113393

[83] Yang C, Wang B Y, Shen G Y, et al. High-throughput design of a light and strong refractory eutectic medium entropy alloy with outstanding He-ion irradiation resistance [J]. Sci. Adv., 2025, 11: eadq6828

(责任编辑:肖素红)