

引用格式: 沈鸿葵, 林峰, 韩明亮, 等. 轻质高熵高温合金成分设计研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(1): 40-48.

SHEN H K, LIN F, HAN M L, *et al.* Research Progress in Composition Design of Lightweight High-Entropy High-Temperature Alloys[J]. Materials China, 2025, 44(1): 40-48.

特约专栏

轻质高熵高温合金成分设计研究进展

沈鸿葵, 林峰, 韩明亮, 张英杰, 吴渊, 张晓宾,
王辉, 刘雄军, 蒋虽合, 吕昭平

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘要: 相比于传统镍基高温合金, 轻质高熵高温合金可同时具有高强度、低密度等特点, 受到了广泛关注。综述了轻质高熵高温合金的研究进展, 并依据相结构将其划分为 4 类: 单相固溶强化合金、金属间化合物相强化合金、共晶组织强化合金和非金属元素强化合金。单相固溶强化合金通过元素调控实现性能优化, 例如 Al-Nb-V-Ti-Zr 体系中 Al 元素的添加可显著提升其强度和硬度。金属间化合物相强化合金通过第二相的加入提升性能, 但需注意某些金属间化合物可能导致脆化。共晶组织强化合金展现出良好的高温性能, 但其室温塑性仍需改进。非金属元素强化合金通过多种机制进行强化, 但元素添加量的精确控制至关重要。尽管在轻质高熵高温合金的成分设计和微观结构优化方面已取得一定成果, 但仍面临成本高和工艺复杂等挑战。未来研究应聚焦于优化成分结构、深化理论研究、降低制备成本以及拓展应用与跨领域合作等方面, 以促进轻质高熵高温合金的发展与广泛应用。

关键词: 轻质高熵合金; 高温合金; 高温性能; 成分设计; 相结构; 强化机制

中图分类号: TG139; TG132.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)01-0040-09

Research Progress in Composition Design of Lightweight High-Entropy High-Temperature Alloys

SHEN Hongkui, LIN Feng, HAN Mingliang, ZHANG Yingjie, WU Yuan, ZHANG Xiaobin,
WANG Hui, LIU Xiongjun, JIANG Suihe, LU Zhaoping

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

Abstract: Compared with traditional nickel-based superalloys, lightweight high-entropy high-temperature alloys can possess remarkable characteristics, such as high strength and low density, and have captured extensive attention. This paper reviews recent advancements in this field and categorizes these alloys into four types based on phase structures: single-phase solid solution strengthening alloys, intermetallic compound phase strengthening alloys, eutectic structure strengthening alloys, and non-metallic element strengthening alloys. Single-phase solid solution strengthening alloys improve performance through elemental regulation, for instance, the addition of Al element in the Al-Nb-V-Ti-Zr system can significantly enhance its strength and hardness. Intermetallic compound phase strengthening alloys improve performance by incorporating a second phase, although certain intermetallic compounds may introduce brittleness. Eutectic structure strengthening alloys demonstrate excellent high-temperature performance but require further improvement in room temperature ductility. Non-metallic element strengthening alloys benefit from various strengthening mechanisms, and precise control of the addition amount is critical. While significant progress has been made in composition design and microstructure optimization of lightweight high-entropy high-temperature al-

loys, they still face challenges such as high cost and complex manufacturing processes. In the future, we should focus on optimizing composition and structure, deepening theoretical understanding, reducing manufacturing cost, and expanding applications through interdisciplinary collaboration to promote the development and widespread adoption of lightweight high-entropy high-temperature alloys.

收稿日期: 2024-12-22 修回日期: 2025-01-07

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52225103, 51921001)

第一作者: 沈鸿葵, 男, 2000 年生, 硕士研究生

通讯作者: 吴渊, 男, 1980 年生, 教授, 博士生导师,

Email: wuyuan@ustb.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202412012

Key words: lightweight high-entropy alloys; superalloys; high-temperature performance; composition design; phase structure; strengthening mechanism

1 前言

航空航天、核电等领域对新型耐更高温度结构材料的需求不断提高, 亟待研发出可在超越镍基高温合金工作温度上限的条件下稳定服役的新型金属材料^[1-4]。镍基高温合金是主要的高温金属结构材料, 在航空航天发动机、燃气轮机、工业加热炉部件、核反应堆等众多领域起到了十分重要的作用, 但在进一步提高其承温能力、降低密度方面遇到了挑战。因此, 需要研发具有更高承温能力和更低密度的新型合金。高熵合金的出现带来了新的机遇。高熵合金通常由 5 种或 5 种以上元素以大约等摩尔比组成, 具有独特的结构和性能。其中美国空军实验室 Senkov 等公司^[5]于 2010 年首次开发了基于不同耐火元素的单相(BCC_A2 结构)高熵高温合金(WNbMoTa 和 WNbMoTaV), 该合金在 1600 °C 下具有接近 500 MPa 的强度。然而早期的典型高熵高温合金, 如 MoNbTaW、MoNbTaVW^[5, 6]、HfNbTaTiZr^[7, 8]和 CrMo_{0.5}NbTa_{0.5}TiZr^[9, 10]等, 它们大多呈 BCC 单相结构, 这可能是由合金体系中存在高混合熵以及合金元素原子半径相近所致, 而 CrMo_{0.5}NbTa_{0.5}TiZr 则因加入了 Cr 而形成了一个额外的小 Laves 相, 其晶体结构为 FCC。这些高熵高温合金具有相当高的密度, 从 CrMo_{0.5}NbTa_{0.5}TiZr 合金的 8.2 g/cm³ 到 MoNbTaW 合金的 13.8 g/cm³ 不等。为了降低密度, 人们通过加入不同的低密度元素(如 Ti, Al, V, Zr)^[11]探索设计了多个体系的轻质高熵高温合金, 如 NbTiVZr、CrNbTiZr^[12]、AlNbTiV^[13]等。部分轻质高熵高温合金不仅具有比传统高温合金更高的强度, 还具有更低的密度, 一般小于 8 g/cm³。此外, 轻质高熵高温合金中往往含有一定量的高密度(10 g/cm³)难熔元素(如 Mo, Hf, Ta, W 和 Re), 这也是其密度没有进一步降低的原因。综上所述, 轻质高熵高温合金可作为航空航天、核电等领域的候选材料, 越来越受到材料界的关注。

2 轻质高熵高温合金成分设计的研究现状

相的类型、数量与形态对目标合金的性能有着极为关键的影响。为了能更好地设计新型合金, 深入探究了解各元素对相的影响关系及作用机理, 以及不同轻质高熵高温合金中的相形成特点, 就显得尤为重要。在此, 依据相的数量及类型, 将轻质高熵高温合金分为单相固溶强化合金、金属间化合物相强化合金、共晶组织强化合金以及非金属元素强化合金 4 类, 下文分别对其成分设计研究现状进行总结。

2.1 单相固溶强化合金

目前大多数轻质高熵高温合金通常是由具有无序 BCC_A2 结构的 V 族(如 V, Nb)和 VI 族(如 Cr, Mo)难熔金属与具有无序 BCC_A2 结构的 IV 族(Ti, Zr)金属组成, 其中无序 BCC_A2 结构在高温下表现出较高的稳定性。目前单相固溶强化轻质高熵高温合金的主流体系为 Al-Nb-V-Ti-Zr。研究者们通过利用该体系的固溶强化机制调整其中的元素组成, 以提升或优化合金的强度、延展性和硬度等力学性能。例如, 通过增加 Al 元素可以有效提高合金的强度与硬度。Song 团队^[14]在 NbTiV 的基础上加入不同含量的 Al 元素, 制备了 NbTiV、Al_{0.4}NbTiV、Al_{0.8}NbTiV 和 AlNbTiV(原子数分数, 下同)这 4 种合金, 并对其性能进行了测试。结果表明, 随着 Al 含量的增加, 合金的屈服强度从 790 显著提高到 1379 MPa, 显微硬度与强度的变化趋势一致, 但延展性没有明显降低。其中 Al_{0.8}NbTiV 合金表现出高的屈服强度和良好的塑性。同样, Li 团队^[15]在 CrNbTiV 合金中添加 Al 元素, 采用真空电弧熔炼制备了 Al_xCrNbTiV($x=0.2, 0.5$ 和 0.8)合金。铸态下, Al_xCrNbTiV 表现出明显的枝晶组织 BCC 相, 密度范围为 5.82 ~ 6.38 g/cm³。Al_xCrNbTiV 的硬度由 462HV_{0.2} 提高到 549HV_{0.2}, 展示了显著的固溶强化效应。由于位错运动和扭结带的同时发展, Al_{0.2}CrNbTiV 在室温下表现出良好的强度和塑性, 压缩变形达到 50%, 屈服强度为 1570 MPa, 比屈服强度为 246 MPa · cm³/g。Al_{0.5}CrNbTiV 和 Al_{0.8}CrNbTiV 表现出典型的脆性特征, 在压缩温度升高至 1000 °C 时析出了 Cr₂Nb 型 C14 Laves 相。

成分设计不仅可以提高合金的强度与硬度, 还可以提高其延展性。Bian 团队^[16]在 Ti-V-Zr-Nb 高熵合金体系中, 通过调整 Ti, V 元素含量, 成功将合金的均匀伸长率提高了 3 倍以上, 且不会显著牺牲强度, 从而实现了强度和延展性的最佳组合。这主要是因为较高的 Ti 和 V 含量使晶界处的 HCP 沉淀物消失, 导致合金的断裂模式从晶间断裂变为凹陷断裂。更重要的是, Ti 和 V 的添加可以将变形模式从平面滑移转变为多重模式滑移。同样, Li 团队^[17]通过调节合金的价电子浓度来优化材料的本质延展性, 提出了一种新方法^[18], 即适当调整 V 和 Nb 的含量以提高合金的变形能力。采用该方法成功设计得到了具有低密度(6 g/cm³)和良好延展性的 V_{0.5}Nb_{0.5}ZrTi 高熵高温合金, 该均匀化合金具有稳定的 BCC 组织、显著的加工硬化率、可观的拉伸应力(787 MPa)和伸长率(~21.9%)。Lu 团队^[19]在 2020 年探讨了 Ti 添加量对

Ti_xZrVNb 合金组织和性能的影响。研究表明, TiZrVNb 、 $\text{Ti}_{1.5}\text{ZrVNb}$ 和 Ti_2ZrVNb 合金的屈服强度分别为 1229, 1119 和 1086 MPa, 可知随 Ti 添加量的增加合金屈服强度呈轻微下降趋势。然而, 当 Ti 添加量从 1% 增加到 1.5% 时, 合金的断裂应变从 35.2% 显著增加到 50%。当 Ti 含量增加到 2% 时, 合金仍能保持良好的延展性。

添加高熔点元素可以有效提高合金的高温性能。Liu 团队^[20]在 $\text{AlCr}_{0.5}\text{NbTa}_x\text{Ti}_{4-x}$ ($x=0, 0.5, 1$, 分别命名为 Ta_0 、 $\text{Ta}_{0.5}$ 和 Ta_1) 高熵合金中, 通过调控 Ta 元素的含量, 使合金发生更为剧烈的晶格畸变, 从而以增强固溶强化效应的方式来提高合金的高温强度。在高温氧化和摩擦力的共同影响下, 形成了由最上方的氧化摩擦层、中间的摩擦变形层以及最下方的氧化物层组成的摩擦层, 使合金获得了优异的高温耐磨性能。Ta 元素在最表层的氧化摩擦层中形成了具有高温润滑作用的 Ta_2O_5 , 进一步改善了合金的高温耐磨性能。研究发现, Ta_1 合金在 800 °C 时表现出优异的耐磨性, 其磨损率低至 $4.40 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

通过成分设计与相应的加工工艺调控, 可以使合金的相结构从多相变为单相, 从而显著提高其力学性能。例如, Tang 团队^[21]通过调整 AlNbZrTi_x ($x=1, 2, 3$) 多主元合金中的 Ti 元素含量, 并结合特定的退火工艺, 成功制备出单相 B2 有序结构。研究表明, 随着 Ti 含量的增

加, 该多主元合金的微观结构从双相 (B2 有序和 Zr_5Al_3 型结构) 转换为单相 B2 有序结构, 其密度从 5.85 g/cm^3 ($x=1$) 降低至 5.34 g/cm^3 ($x=3$), 降幅达 8.7%。此外, AlNbZrTi_x ($x=1, 2, 3$) 合金分别展现出 270, 221 和 $208 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3/\text{g}$ 的高比屈服强度, 以及 17.8%、21.8% 和 >50% 的优异断裂应变。这些合金的压缩性能优于大多数报道的以 BCC/B2 结构为主导的多主元合金。B2 有序结构的变形机制被解释为一种基于位错的机制, 并伴有反相结构域。

北京科技大学吕昭平团队^[22]在 Al-Mg 合金中加入 Li 和 Zn 元素, 并通过高温高压处理, 成功将铝基复杂浓缩合金 (complex concentrated alloy, CCA) 中的多种脆性金属间化合物转变为单相延性固溶体, 成功开发出一种单相 FCC 结构的铝基 CCA ($\text{Al}_{55}\text{Mg}_{35}\text{Li}_5\text{Zn}_5$)。该合金密度仅为 2.4 g/cm^3 (低于大多数铝合金的 2.8 g/cm^3), 比屈服强度达到 $3.44 \times 10^5 \text{ N} \cdot \text{m/kg}$ (目前常见铝基合金的比屈服强度约为 $2 \times 10^5 \text{ N} \cdot \text{m/kg}$), 如图 1 所示。分析表明, 单相 CCA 的形成主要归因于高压条件下溶质元素与 Al 之间原子尺寸和电负性差异的减少, 以及高温高压条件下的协同高熵效应。超高的强度来自于单一 FCC 晶格中多种元素导致的固溶强化, 以及纳米级化学波动引起的位错钉扎效应。这些工作都为日后超轻质单相高熵高温合金的开发提供了指导思路。

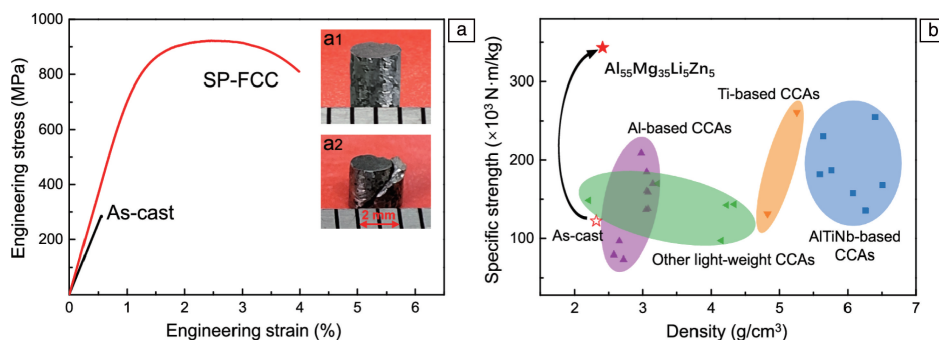


图 1 铸态和单相面心立方 $\text{Al}_{55}\text{Mg}_{35}\text{Li}_5\text{Zn}_5$ 复杂浓缩合金 (CCAs) 在室温压缩下的应力-应变曲线 (插图 a1 和 a2 分别是 SP-FCC 样品压缩前后的光学照片) (a); SP-FCC $\text{Al}_{55}\text{Mg}_{35}\text{Li}_5\text{Zn}_5$ CCA 与各种轻质 CCAs 的比屈服强度和密度比较 (不同颜色的阴影和符号代表不同的 CCAs 性能) (b)^[22]

Fig. 1 Stress-strain curves of the as-cast and SP-FCC $\text{Al}_{55}\text{Mg}_{35}\text{Li}_5\text{Zn}_5$ CCAs at room temperature under compression (insets a1 and a2 are the optical images of the SP-FCC sample before and after compression, respectively) (a); specific yield strength and density of the SP-FCC $\text{Al}_{55}\text{Mg}_{35}\text{Li}_5\text{Zn}_5$ CCA, in comparison with those of various lightweight CCAs (different colored shadows and symbols represent the performance of different CCAs) (b)^[22]

2.2 金属间化合物相强化合金

高温条件下, 材料通常会出现软化现象^[8], 材料中相的种类、数量和分布对其软化行为有重要影响。一些金属间化合物相在高温下的稳定性决定了材料的软化特性。如镍基高温合金中的 γ' 相, 在合适的温度范围内能够保持稳定的尺寸和形状, 进而有效阻碍位错运动, 防

止合金软化。但当温度超过其稳定极限时, γ' 相可能会发生粗化或者溶解, 导致合金软化加剧。

而在轻质高熵高温合金中, 大多数双相轻质高熵高温合金均含有 BCC_A2 或 BCC_B2 基体, 其中通过成分调节可以形成不同的第二相, 从而进一步提升合金在室温及高温下的力学性能。主要的第二相包括 σ 相、B2

相, 以及最常报道的 Laves 相。

Song 团队^[14]通过在 $\text{Al}_{0.8}\text{NbTiV}$ 高熵合金的基础上添加 Ni 或 Co 来制备 σ 颗粒沉淀强化的轻质高熵高温合金。Ni 或 Co 的加入可形成分布均匀的 σ 相, 而 σ 颗粒的形成和均匀分布对提高合金屈服强度起着至关重要的作用。 σ 相是一种金属间化合物相, 通常具有复杂的四方晶体结构, 其晶格排列相对紧密, 原子间结合力较强。 σ 相的化学式可以表示为 A_xB_y , 其中 A 和 B 是不同的金属元素。例如在一些不锈钢和高温合金中, 它可以由 Cr, Mo, Fe 等元素组成。此外, $\text{Al}_{0.8}\text{NbTiVM}_{0.2}$ ($M=\text{Co}, \text{Ni}$) 高熵合金在高温下的比屈服强度优于单相 AlNbTiV 、 NbTiVZr 难

熔高熵合金以及传统的镍基高温合金 (Inconel 718)。

北京理工大学薛云飞团队^[23]在非等摩尔比 Ti-Zr-V-Nb-Al BCC 轻质高熵合金体系中调整了 Al 的含量 (0, 6.67%, 12.5% 和 17.5%, 合金分别命名为 Al_0 、 $\text{Al}_{6.67}$ 、 $\text{Al}_{12.5}$ 和 $\text{Al}_{17.5}$), 使相干有序纳米析出 B2 相与基体之间的晶格失配很好地保持在较低水平 ($\sim 0.2\%$)。这一调整获得了 65% 高含量分散分布的相干有序纳米析出 B2 相, 分布情况如图 2 所示。最终, 高含量分散分布的相干有序纳米析出的 B2 相显著提高了 Ti-Zr-V-Nb-Al BCC 轻质高熵合金的拉伸屈服强度, 达到 433 MPa (占 1072 MPa 总拉伸屈服强度的 41%), 并保持了 16% 的高延展性。

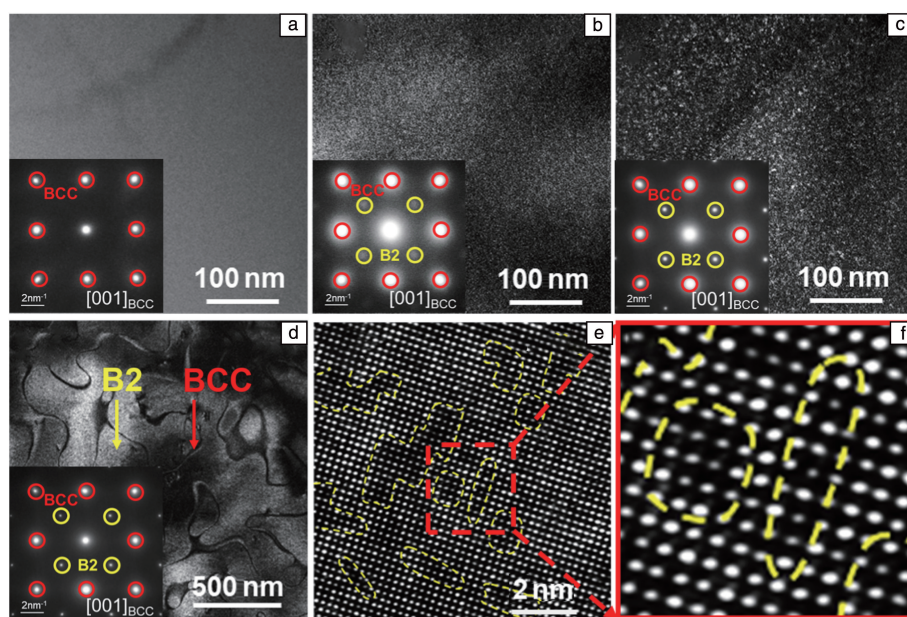


图 2 Al_0 合金 (a)、 $\text{Al}_{6.67}$ 合金 (b)、 $\text{Al}_{12.5}$ 合金 (c) 和 $\text{Al}_{17.5}$ 合金 (d) 的 TEM 暗场照片和相应的 SAED 图谱; $\text{Al}_{12.5}$ 合金的 HR-TEM 照片 (e); BCC 和 B2-CON 的相干界面 (f) ^[23]

Fig. 2 TEM dark-field images and corresponding selected area electron diffraction (SAED) patterns of Al_0 alloy (a), $\text{Al}_{6.67}$ alloy (b), $\text{Al}_{12.5}$ alloy (c) and $\text{Al}_{17.5}$ alloy (d); HRTEM image of $\text{Al}_{12.5}$ alloy (e); the coherent interface of BCC and B2-CON (f) ^[23]

Liao 团队^[24]在 $\text{Al}_{0.5}\text{Ti}_2\text{Nb}_1\text{Zr}_1\text{W}_x$ ($x=0\sim 0.7$) 合金中添加 W 元素, 成功在室温下获得了较高的比屈服强度 ($187 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3/\text{g}$)、应变硬化和出色的塑性 ($>68\%$), 并且在 1073 K 压缩后, 仍保持良好的比屈服强度 ($94 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3/\text{g}$)。研究表明, 这些合金的高强度和硬度主要源于其特殊的微观结构, 即 BCC 基体中析出的 B2 纳米沉淀相。

Laves 相通常出现在含 Cr 或含 Zr 的轻质高熵高温合金中, 是一种可以提高合金强度、硬度的有效相。相关研究也颇多^[12, 25-33]。该相是一种典型的拓扑紧密堆积相, 其分子式为 AB_2 ^[33]。Salishchev 团队^[25]通过在 AlNbTiV 基体中添加 Cr 元素来诱导析出 Laves 颗粒, 从而使 AlNbTiV 的室温及高温强度都得到进一步提高。其中

AlNbTiV 和 $\text{AlCr}_{1.5}\text{NbTiV}$ 合金的屈服强度在室温下分别为 1000 和 1700 MPa, 在 800 °C 下分别为 560 和 970 MPa, Cr 元素的添加使 AlNbTiV 的高温屈服强度提升明显。Zhan 团队^[34]研究了 Zr 元素含量对 $\text{Al}_{0.8}\text{Nb}_{0.5}\text{Ti}_2\text{V}_2\text{Zr}_x$ ($x=0, 0.3, 0.6$ 和 0.9) 轻质高熵高温合金的影响, 分析了 Zr 对室温和高温条件下合金微观结构、密度、硬度和压缩性能的影响。结果表明, Zr 的添加使 AlNbTiV 合金从单相 BCC 结构转变为双相 BCC+C14-Laves 结构。由于颗粒状第二相的强化作用, $\text{Al}_{0.8}\text{Nb}_{0.5}\text{Ti}_2\text{V}_2\text{Zr}_{0.3}$ 在室温和 873 K 下表现出优异的强塑性。如图 3 所示, 与现有大部分已报道的高熵合金相比, $\text{Al}_{0.8}\text{Nb}_{0.5}\text{Ti}_2\text{V}_2\text{Zr}_x$ ($x=0, 0.3, 0.6$ 和 0.9) 展现出优异的室温塑性和高温强度。

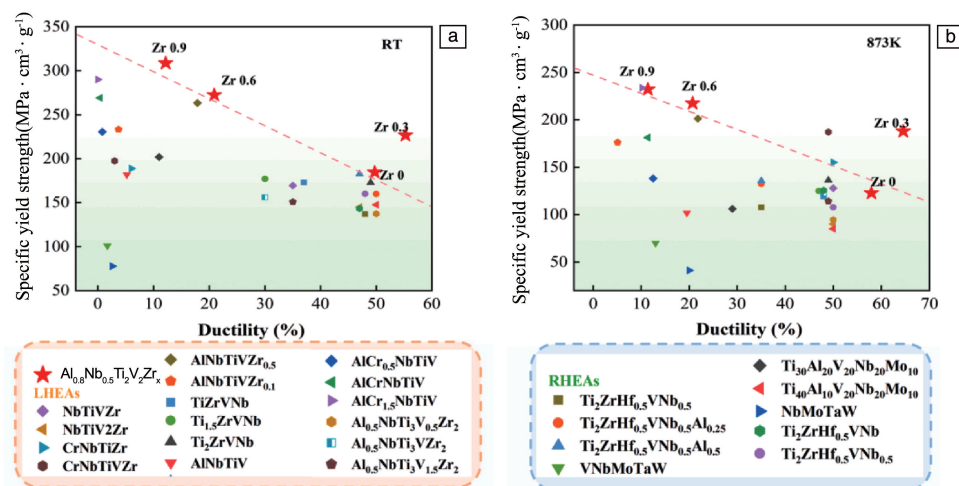


图 3 $Al_{0.8}Nb_{0.5}Ti_2V_2Zr_x$ 和其他已报道的轻质高熵高温合金在室温(a)和 873 K(b)下的比屈服强度^[34]

Fig. 3 Specific yield strength of the $Al_{0.8}Nb_{0.5}Ti_2V_2Zr_x$ compared with other reported HEAs at room temperature (a) and 873 K (b)^[34]

Stepanov 团队^[27]在研究 Al 含量对 $Al_xCrNbTiVZr$ ($x = 0, 0.25, 0.5$ 和 1) 合金相结构的作用时发现, 向 $CrNbTiVZr$ 合金中添加 Al 能够促使 C15 Laves 相转变为两种不同的 C14-Laves 相, 且合金的密度随着 Al 含量的增加而降低。该合金在 800~1000 °C 的温度下具有高强度, 如在 800 °C 时, $AlCrNbTiVZr$ 合金的屈服强度从 $CrNbTiVZr$ 合金的 440 提高到 1250 MPa。然而, 该合金在室温和 600 °C 下表现出较大的脆性, 这是目前 Laves 相应用中面临的重大问题, 并且 Laves 析出物对轻质高熵高温合金高温力学性能影响的详细机理目前尚不清楚。

2.3 共晶组织强化合金

材料中相的种类、数量和分布对软化行为具有重要影响。在双相合金体系中, 当软相和硬相同时存在时, 高温环境下软相易发生变形, 此时硬相便能为软相提供支撑, 并阻碍其变形进程。倘若硬相分布均匀且呈弥散状态, 那么材料的软化现象就能得到有效抑制。而共晶组织就是具有此类独特结构的组织形式, 在高温条件下展现出卓越的强度、比强度以及高温热稳定性, 在轻质高温材料领域占据着重要的地位, 有着不可忽视的价值与应用潜力。

大连理工大学卢一平团队^[35]通过调控 Al, Cr, Ti, Ni 元素配比, 开发了轻质耐高温共晶高熵合金 $AlCr_{1.3}TiNi_2$ 。该合金具有均匀超细层状结构, 层间距约为 400 nm, 由 BCC 和 $L2_1$ 相组成, BCC 相富含 Cr, $L2_1$ 相分子式为 Ni_2AlTi , 是一类 Heusler 型有序相, 这也是 Heusler 型 $L2_1$ 相首次在共晶高熵合金中被发现。在常温下, $AlCr_{1.3}TiNi_2$ 和 $Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5}$ ^[36] 具有相似的硬度, 但 $AlCr_{1.3}TiNi_2$ 共晶高熵合金在较高温度的性能远远优于 $Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5}$ 高熵合金, 具有出色的

抗高温软化性能和优异的高温塑性, 且在室温和高温下均保持较高的比屈服强度。另外, 该团队设计的新型 $Al_{17}Ni_{34}Ti_{17}V_{32}$ 共晶高熵合金^[37]由 $L2_1$ 相和 BCC 相组成, 层间间距约为 320 nm, 晶格错配率仅为 2.4%。如图 4 所示, 该合金不仅在已报道的所有共晶高熵合金中具有最低的密度 ($\sim 6.2 \text{ g/cm}^3$), 并且表现出比大多数报道的难熔高熵合金、轻质高熵合金、共晶高熵合金和传统高温合金更高的高温硬度和比屈服强度。然而, $Al_{17}Ni_{34}Ti_{17}V_{32}$ 合金的室温塑性很差, 导致该合金无法制备出完整的拉伸样品, 这一缺点限制了其在工业领域的应用。因此, 开发具有良好室温塑性的轻质耐高温共晶高熵合金显得尤为重要。

相比之下, 燕山大学李工团队^[38]在 $AlCoCrNi$ 体系中通过调节 Ni 和 Al 含量的比例, 成功制备了 $Al_{19.3}Co_{15}Cr_{15}Ni_{50.7}$ 共晶高熵合金。虽然该合金的密度 (7.22 g/cm^3) 高于 $Al_{17}Ni_{34}Ti_{17}V_{32}$, 但其在室温下的拉伸延伸率可达约 10%, 这使其在工业应用中更具优势。该合金的密度相较于目前主流的 Inconel 718 高温合金降低了 12.4%。此外, 该合金的室温抗拉强度为 1200 MPa, 在 700~900 °C 温度范围内, 其比压缩强度高于 Inconel 718, 在航空航天、核电等相关领域显示出巨大的应用潜力。

Wang 团队^[39]设计了一种新颖的具有优异力学性能的 $Ni_{30}Co_{30}Cr_{10}Fe_{10}Al_{18}W_2$ 共晶高熵合金, 该合金由 FCC 相和 B2 相组成, 呈现出规则的层状微观组织和分布在不同区域的不规则微观组织。在铸态下, 该合金的极限抗拉强度为 1266.5 MPa, 伸长率达到 20.3%, 优异的铸态特性使得该合金能够通过直接铸造制造高性能产品。此外, 该合金在高温下表现出优异的热稳定性^[40], 在高温结构材料领域展现出巨大的应用潜力。

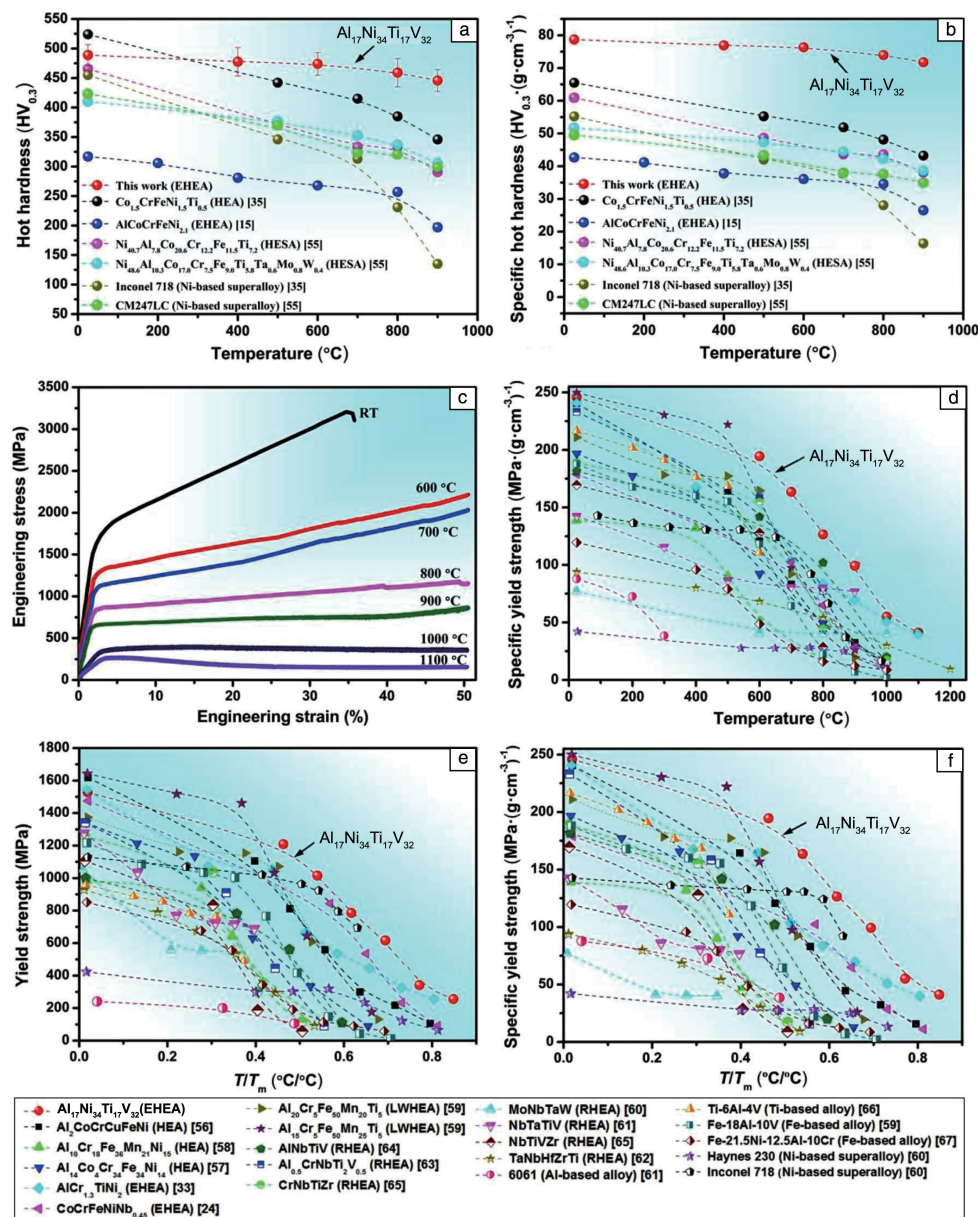


图4 铸态 $\text{Al}_{17}\text{Ni}_{34}\text{Ti}_{17}\text{V}_{32}$ 合金的力学性能^[37]：(a, b) 该合金与其他代表性合金在不同测试温度下的硬度和比硬度；(c) 不同温度下的压缩工程应力-应变曲线；(d) 该合金与其他代表性合金在不同测试温度下的比屈服强度；(e, f) 该合金与其他代表性合金的屈服强度和比屈服强度随同源温度 (T/T_m) 的变化

Fig. 4 Mechanical properties of the as-cast $\text{Al}_{17}\text{Ni}_{34}\text{Ti}_{17}\text{V}_{32}$ alloy^[37]：(a, b) hardness and specific hardness as a function of testing temperature of this alloy in comparison with other representative alloys, respectively；(c) compressive engineering stress-strain curves at various temperatures；(d) specific yield strength as a function of testing temperature of this alloy in comparison with other representative alloys；(e, f) yield strength and specific yield strength as a function of homologous temperature (T/T_m) of this alloy in comparison with other representative alloys, respectively

2.4 非金属元素强化合金

一些常见的非金属元素，如 C, N, O 等可有效强化合金。这些非金属元素在合金凝固或后续热处理过程中，会与金属元素形成各种化合物或间隙固溶体。Luo 等^[41]在轻质 AlCrTiV 合金中加入 B, C 或 Si, 观察到典型的

双相组织 (如 $\text{BCC_B2}+\text{TiB}$ 、 $\text{BCC_B2}+\text{TiC}$ 和 $\text{BCC_B2}+\text{Ti}_3\text{Si}_3$)。这种双相组织使得轻质难熔高熵合金的硬度得到了显著提高。同样，东南大学沈宝龙团队^[42]通过真空电弧熔炼法在 HfNbTaTiZr 高熵高温合金中添加了体积分数为 4% 的 Al_2O_3 , 显著改善了该合金在高温下的

力学性能和相稳定性。如图 5 所示, 该合金在室温、800 和 1000 °C 的压缩屈服强度分别为 2700, 1392 和 693 MPa, 表现出优异的高温力学性能。 Al_2O_3 的加入同时诱导了间隙强化、晶界强化和弥散强化。一方面, 氧原子的间隙固溶增加了晶格畸变, 使轻质高熵合金表现出优异的间隙强化效果。另一方面, Al_2O_3 颗粒固定在晶界处, 不但可以细化晶粒, 而且阻碍了位错的运动。该项工作也为开发宽温域内具有优异力学性能的轻质高熵高温合金提供了新的设计思路。

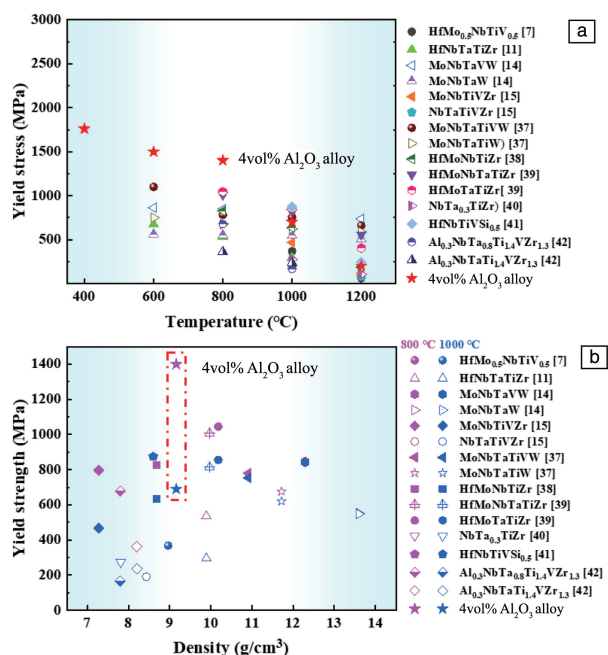


图 5 4% Al_2O_3 合金和其他高熵高温合金的力学性能比较^[42]: (a) 屈服强度随温度的变化规律, (b) 800 和 1000 °C 高温下密度与屈服强度的关系

Fig. 5 Mechanical property comparison between the 4vol% Al_2O_3 alloy and other RHEAs^[42]: (a) temperature dependence on the yield strength, (b) density-yield strength at elevated temperatures of 800 and 1000 °C

西北工业大学王锦程团队^[43]研究了少量 B 元素的添加对 $\text{Ni}_{30}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{10}\text{Al}_{18}\text{W}_2$ 共晶高熵合金高温力学性能的影响。研究表明, 少量 B 元素的加入可以显著强化 FCC 晶界和 FCC/B2 相界。在 800 °C 下, 该合金的拉伸屈服强度超过 581 MPa, 伸长率达到 71%。无硼产品相比, 其屈服强度提高了 45%, 延展性提高了 129%。在高温服役过程中, 伴随着 B 元素对相边界的强化, FCC 和 B2 相中发生了可持续的动态回复, 确保了合金优异的延展性。这些研究成果为研发轻质共晶高熵高温合金指明了方向, 即通过微合金化策略优化合金的力学性能, 有望推动该领域的进一步发展。Lu 团队^[44]研究了 C

元素对 $\text{C}_x\text{Hf}_{0.25}\text{NbTaW}_{0.5}$ ($x=0, 0.05, 0.15$ 和 0.25) 高熵高温合金微观组织与力学性能的影响。研究结果显示, 该合金在 1200 °C 时展现出高达 792 MPa 的屈服强度, 并且在 1400 °C 时仍能维持 749 MPa 的屈服强度。在 1200 °C 高温环境下, 合金的强化效果主要取决于碳化物的作用, 碳化物通过在基体中的弥散分布有效阻碍位错的运动, 成为维持合金高温强度的关键因素。

相较于 C, B 元素, 在高熵高温合金体系中引入间隙元素 N 能够更好地实现强度-延展性协同效应。其主要原因在于, N 元素能够在晶粒内部构建起大量分散分布的钉扎位点^[45]。这些钉扎位点所产生的钉扎效应, 一方面显著提升了位错运动的势垒, 使得位错在运动过程中遭遇更大的阻碍, 进而强化了合金; 另一方面, 该效应还刺激了位错的增殖^[46], 增加了可参与变形的位错数量, 有利于提升合金的变形能力。此外, 这种钉扎效应有力地推动了晶粒内部位错的运动, 同时有效抑制了晶界附近的非均匀变形状况, 从而成功缓解了局部应变的产生与累积, 极大地提高了高熵高温合金的延展性。苏翔等^[47]利用 N 元素与 Al 元素形成的 AlN 颗粒成功制备了 AlN 增强型 AlCoCrFeNi 轻质高熵高温合金。该合金的显微组织由初生 FCC 相枝晶和共晶片层组织组成, 且共晶片层由 FCC 相与 BCC 相共同构成, 初生 FCC 相和共晶片层中的 FCC 相内弥散分布着亚微米级和微米级 AlN 相。该合金材料具有优异的高温拉伸性能, 在 900 °C 下的抗拉强度超过 300 MPa, 最高可达 500 MPa, 相比于现有的 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 合金, 抗拉强度提升了近 1 倍。

综合来看, 轻质高熵高温合金中非金属元素的强化机理主要包括: ① 原子半径较小的元素固溶于基体, 产生间隙固溶强化; ② 原子半径较小的元素在晶界处聚集, 产生晶界强化; ③ 与金属元素反应生成化合物, 起到第二相强化作用; ④ 细化基体晶粒尺寸, 产生细晶强化作用^[48]。

然而, 在轻质高熵高温合金的成分设计环节, 非金属元素的添加量必须精确控制。若添加量过多, 可能会引发一系列问题, 如合金脆性显著增加、韧性大幅下降等, 严重损害合金的综合力学性能。

3 结 语

轻质高熵高温合金作为新型合金材料, 在航空航天、能源等领域展现出巨大的应用潜力。本文综述了轻质高熵高温合金的研究进展, 总结了其成分设计方面的成果与挑战。在相结构研究方面, 涵盖了单相、双相及多相合金。单相固溶强化合金(如 Al-Nb-V-Ti-Zr 体系)通过元素调控实现性能优化; 金属间化合物相强化合金则利用

第二相提升性能,但部分相存在脆化等问题;共晶组织强化合金虽有高温优势,但室温塑性有待提高;非金属元素强化合金通过多种机制强化,但其元素添加量需精确控制。总体而言,虽然目前已在轻质高熵高温合金的成分调控和微观结构优化方面取得了一定成果,但仍面临成本高、工艺复杂等诸多挑战。因此,亟需科研人员创新研究思路,探索新的制备工艺和成分体系以降低成本、简化工艺,推动轻质高熵高温合金从实验室走向实际应用,为高温结构材料领域带来新的突破。

(1)成分与结构优化:①多元合金设计:深入探索不同元素组合,尤其是轻质元素与难熔元素的协同作用,开发性能卓越的新合金。例如,研究Al、Ti等轻质元素与Ta、W等高熔点元素的最佳配比,以实现更高的强度和温度稳定性。②微观结构精细调控:借助先进的制备技术,精准控制晶粒尺寸、相分布及形态,从而提升合金的综合性能。例如,利用纳米技术制备纳米晶轻质高熵合金,以增强合金的强度与塑性。

(2)理论研究深化:①强化机制量化与协同研究:运用计算模拟与实验结合,量化各强化机制对性能的贡献,明确高温下的协同作用机理。例如,模拟 Al_2O_3 在 HfNbTaTiZrV 合金中的强化过程,分析间隙、晶界与弥散强化的相互影响。②变形机理深入探究:揭示高温下塑性变形的微观机制,为设计高塑性合金提供理论支撑。研究位错运动、晶界滑移与动态再结晶之间的关系,特别是在共晶和多相合金中的行为。

(3)制备成本降低:①工艺创新与优化:开发高效、低成本制备工艺,简化流程,减少对设备的依赖。如改进熔炼技术,降低能耗与设备投资;探索新型热处理工艺,缩短处理时间。②原材料国产化与低成本合成:寻找国内替代原料,开发低成本合成方法,确保供应稳定并降低成本。例如,探索利用国内稀土元素替代部分昂贵元素。

(4)应用拓展与跨领域研究:①多领域应用潜力挖掘:除了在航空航天领域的应用外,探索轻质高熵高温合金在汽车、能源、电子等领域的潜力。例如,应用于汽车发动机部件、能源转换装置、电子封装材料等。②跨学科研究合作:联合材料、物理、化学等多学科力量,共同解决关键问题,加速合金研发与应用。例如,物理学研究可以为合金的物理性能研究提供理论依据,化学研究则可助力新型制备方法的开发。

参考文献 References

- [1] SENKOV O N, MIRACLE D B, CHAPUT K J, *et al.* Journal of Materials Research[J], 2018, 33(19): 3092–3128.
- [2] FENG R, ZHANG C, GAO M C, *et al.* Nature Communications[J], 2021, 12(1): 4329.
- [3] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, *et al.* Advanced Engineering Materials[J], 2004, 6(5): 299–303.
- [4] YURCHENKO N Y, PANINA E S, ZHEREBTSOV S V, *et al.* Materials Characterization[J], 2019, 158: 109980.
- [5] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, *et al.* Intermetallics[J], 2010, 18(9): 1758–1765.
- [6] SENKOV O N, WILKS G B, SCOTT J M, *et al.* Intermetallics[J], 2011, 19(5): 698–706.
- [7] SENKOV O N, SCOTT J M, SENKOVA S V, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2011, 509(20): 6043–6048.
- [8] SENKOV O N, SCOTT J M, SENKOVA S V, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2012, 47(9): 4062–4074.
- [9] SENKOV O N, WOODWARD C F. Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 529: 311–320.
- [10] SENKOV O N, SENKOVA S V, DIMIDUK D M, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2012, 47(18): 6522–6534.
- [11] FENG R, GAO M C, LEE C, *et al.* Entropy[J], 2016, 18(9): 333.
- [12] SENKOV O N, SENKOVA S V, MIRACLE D B, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 565: 51–62.
- [13] STEPANOV N D, SHAYSULTANOV D G, SALISHCHEV G A, *et al.* Materials Letters[J], 2015, 142: 153–155.
- [14] LEE K, JUNG Y, HAN J, *et al.* Materials[J], 2021, 14(8): 2085.
- [15] LOU L Y, CHEN S N, LIU Y, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2022, 104: 105784.
- [16] JIA Y, LI G, REN C, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2025, 206: 234–247.
- [17] CHEN Y, XU Z, WANG M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 792: 139774.
- [18] SHEIKH S, SHAFEIE S, HU Q, *et al.* Journal of Applied Physics[J], 2016, 120(16): 164902.
- [19] HUANG T D, WU S Y, JIANG H, *et al.* International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials[J], 2020, 27(10): 1318–1325.
- [20] LI H, LI X, JIN C, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2023, 156: 241–253.
- [21] TANG Q H, SU H H, PENG S L, *et al.* Metals[J], 2022, 12(6): 932.
- [22] HAN M, WU Y, ZONG X, *et al.* Nature Communications[J], 2024, 15(1): 7102.
- [23] DOU B, PAN Y, LIU S, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2024, 889: 145861.
- [24] ABUBAKER K M, WANG T L, FENG C, *et al.* Materials & Design[J], 2022, 222: 111034.
- [25] STEPANOV N D, YURCHENKO N Y, SKIBIN D V, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 652: 266–280.
- [26] YURCHENKO N, PANINA E, TIKHONOVSKY M, *et al.* Materials Letters[J], 2020, 264: 127372.
- [27] YURCHENKO N Y, STEPANOV N D, SHAYSULTANOV D G, *et al.* Materials Characterization[J], 2016, 121: 125–134.

- [28] YURCHENKO N, PANINA E, SALISHCHEV G, *et al.* IOP Conference Series: Materials Science and Engineering [J], 2021, 1014 (1): 012058.
- [29] ZHU M, YAO L, LIU Y, *et al.* Materials Letters [J], 2020, 272: 127869.
- [30] YAO H, LIU Y, SUN X, *et al.* Intermetallics [J], 2021, 133: 107187.
- [31] NASER Z H, KIANI R A R, VAHDATI K J. Vacuum [J], 2020, 181: 109614.
- [32] SENKOV O N, RAO S, CHAPUT K J, *et al.* Acta Materialia [J], 2018, 151: 201–215.
- [33] STEIN F, LEINWEBER A. Journal of Materials Science [J], 2021, 56(9): 5321–5427.
- [34] FANG Y, HU Z, JI J, *et al.* Materials Science and Engineering: A [J], 2024, 918: 147441.
- [35] WANG M, LU Y P, WANG T, *et al.* Scripta Materialia [J], 2021, 204: 114132.
- [36] KUMAR D, JAISHRI B, MEENA D K, *et al.* Wear [J], 2021, 468–469: 203595.
- [37] WANG M, LU Y P, LAN J, *et al.* Acta Materialia [J], 2023, 248: 118806.
- [38] LIU Q, LIU X, FAN X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2022, 904: 163775.
- [39] WU Q, WANG Z, ZHENG T, *et al.* Materials Letters [J], 2019, 253: 268–271.
- [40] WU Q, WANG Z, HE F, *et al.* Journal of Materials Science & Technology [J], 2022, 128: 71–81.
- [41] HUANG X, MIAO J, LUO A A. Journal of Materials Science [J], 2019, 54(3): 2271–2277.
- [42] WANG B, WANG Q, LU N, *et al.* Journal of Materials Science & Technology [J], 2022, 123: 191–200.
- [43] JIA Y, WANG Z, WU Q, *et al.* Acta Materialia [J], 2024, 262: 119427.
- [44] WU S, QIAO D, ZHANG H, *et al.* Journal of Materials Science & Technology [J], 2022, 97: 229–238.
- [45] JODI D E, PARK J, PARK N. Materials Letters [J], 2020, 258: 126772.
- [46] DING Q, ZHANG Y, CHEN X, *et al.* Nature [J], 2019, 574(7777): 223–227.
- [47] 苏翔, 刘宇航, 王崇安, 等. 一种 AlN 增强轻质耐热高熵合金及其制备方法: CN116607059A [P]. 2023–08–18.
- SU X, LIU Y H, WANG C A, *et al.* The Invention Pertains to an AlN-Reinforced Light and Heat-Resistant High Entropy Alloy and Its Preparation Method: CN116607059A [P]. 2023–08–18.
- [48] 吴昊, 于佳石, 贾志强, 等. 航空材料学报 [J], 2024, 44(2): 45–59.
- WU H, YU J S, JIA Z Q, *et al.* Journal of Aeronautical Materials [J], 2024, 44(2): 45–59.