

引用格式: 谢文博, 罗军. 激光增材制造技术在涡轮叶片材料中的研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(8): 750-760.

XIE W B, LUO J. Research Progress of Laser Additive Manufacturing Technology in Turbine Blade Materials[J]. Materials China, 2025, 44(8): 750-760.

激光增材制造技术在涡轮叶片材料中的研究进展

谢文博¹, 罗 军²

(1. 中国航空发动机集团有限公司, 北京 100097)

(2. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 航空发动机涡轮叶片是飞机动力系统的核心部件, 涡轮叶片材料的选择关系到航空发动机的推力、燃油效率和可靠性, 直接影响飞机的性能和安全性。与传统制造技术相比, 激光增材制造技术在设计自由度、制造成本、重量及力学性能等方面拥有显著优势, 可应用于涡轮叶片材料的制造和生产。回顾了航空发动机涡轮叶片材料的发展历史, 总结了涡轮叶片的服役条件及环境, 分析了镍基高温合金、TiAl合金以及陶瓷基复合材料在发动机涡轮叶片上的应用现状, 探讨了激光增材制造技术在涡轮叶片材料中的最新研究进展, 并对未来涡轮叶片材料的研究方向进行了展望, 包括材料性能的持续提升、激光增材制造技术的深入应用、新型材料的开发、成本效益的优化以及全生命周期管理。

关键词: 涡轮叶片; 激光增材制造技术; 镍基高温合金; TiAl合金; 陶瓷基复合材料

中图分类号: V232.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)08-0750-11

Research Progress of Laser Additive Manufacturing Technology in Turbine Blade Materials

XIE Wenbo¹, LUO Jun²

(1. Aero Engine Corporation of China, Beijing 100097, China)

(2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Aero-engine turbine blade is the core component of the aircraft power system, and the material selection of the turbine blade is related to the thrust, fuel efficiency and reliability of the aero-engine, which directly affects the performance and safety of the aircraft. Compared with traditional manufacturing technologies, laser additive manufacturing technology has significant advantages in terms of design freedom, manufacturing cost, weight and mechanical properties, and can be applied to the manufacture and production of turbine blade materials. In this paper, the development history of aero-engine turbine blade materials is reviewed. The service conditions and environment of turbine blades are summarized. The application status of nickel-based superalloys, TiAl alloys and ceramic matrix composites in engine turbine blades is analyzed. The latest research progress of laser additive manufacturing technology in turbine blade materials is discussed. The future research directions of turbine blade materials are prospected, including the continuous improvement of material properties, the in-depth application of laser additive manufacturing technology, the development of new materials, the optimization of cost-effectiveness, and the whole life cycle management.

Key words: turbine blade; laser additive manufacturing technology; nickel-based superalloy; TiAl alloy; ceramic matrix composites

1 前言

航空发动机是整个飞机的核心, 其性能的优劣直接关系到飞机整体性能, 因此被誉为“工业皇冠上的明珠”^[1]。在航空燃气涡轮发动机的众多部件中, 涡轮叶片所处的工况最为严酷, 承受的应力也最为复杂, 它们不仅需要轻质小型化, 而且更是实现发动机高性能的关

收稿日期: 2025-01-22 修回日期: 2025-07-07

第一作者: 谢文博, 男, 1986年生, 高级工程师

通讯作者: 罗 军, 男, 1990年生, 高级工程师, 硕士生导师,

Email: luojunxt@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202501020

键要素^[2]。因此, 如果将航空发动机比作飞机的心脏, 那么涡轮叶片就是这颗心脏中最为关键的部分。如何发展性能优异的叶片材料及制造技术是提升发动机性能、提高飞机推重比的关键。与传统制造技术(铸造、锻造等)相比, 激光增材制造技术(laser additive manufacturing, LAM)在复杂形状制造、设计自由度、制造成本、交货周期、重量及力学性能等方面拥有显著优势^[2-6], 可以应用于叶片材料的生产、研发、修复与再制造, 为发展高性能涡轮叶片提供了技术支持。

本文回顾了航空发动机涡轮叶片材料的发展历史, 总结了涡轮叶片的服役条件及环境, 分析了镍基高温合金、TiAl 合金以及陶瓷基复合材料(ceramic matrix composites, CMCs)在发动机涡轮叶片上的应用现状, 探讨了激光增材制造技术在涡轮叶片材料中的最新研究进展, 并对未来涡轮叶片材料的研究方向进行了展望。

2 涡轮叶片材料的发展历史

航空发动机涡轮叶片材料的发展经历了多个重要阶段, 从最初的变形高温合金、铸造高温合金到定向凝固合金, 最终到单晶高温合金(图 1^[7])、高温钛合金和 TiAl 合金及 CMC(如表 1^[7-9]所列), 不断进步, 以满足更高的性能需求。高温合金材料用于涡轮叶片, 其发展经历了 4 个阶段, 主要包括变形(锻造)高温合金、普通铸造等轴晶高温合金、定向凝固高温合金和单晶高温合金^[7], 其中单晶高温合金材料在涡轮叶片中应用最为广

泛。到目前为止, 单晶高温合金材料经过多年发展, 已经从第一代如 PWA1480、CMSX-2、SRR99、RenéN4、AM3、DD3 等发展到第六代如 TMS-238 等^[10]。进入 20 世纪 80 年代以后, 陶瓷叶片材料开始被研究, 旨在进一步提高叶片的耐高温等级。同时, 微叠层复合材料作为叶片的“热障涂层”也受到了重视, 这种材料结合了金属间化合物的高温强度和韧性金属的抗蠕变性能, 可以缓解金属材料的高温氧化问题。热障涂层作为一种覆盖在涡轮叶片表面的防护性陶瓷材料, 具备低热传导性、高熔点、能在高温下保持稳定相态和化学稳定性等优势, 已成为航空发动机制造中的关键技术^[11]。有研究表明, 当第 1 级涡轮叶片表面应用热障涂层后, 能够使冷却空气流量降低 50%, 并且显著提升叶片的使用寿命。

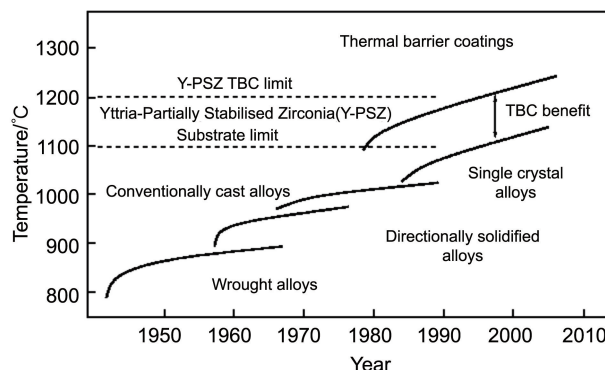


图 1 高温合金涡轮叶片的发展历程^[7]

Fig. 1 Development history of superalloy turbine blades^[7]

表 1 涡轮叶片材料的发展历史^[7-9]

Tabel 1 Development history of turbine blade materials^[7-9]

Time period	Materials	Manufacturing technology	Advantages
1940s	Wrought superalloys	Forging, rolling	Successfully being applied in turbine engine blades, further advancing superalloy use in aeroengines
1950s	Conventionally cast equiaxed crystal superalloys	Vacuum melting, investment casting	Reduce impurity content, improve alloy purity, enhance performance and casting quality, suitable for complex structural components
1960s	Directionally solidified superalloys	Directional solidification technology	Aligned crystal growth with stress direction, reduced transverse grain boundaries, improved plasticity and thermal fatigue resistance, operating temperature being increased to 1000 °C
1970s~Present	Single crystal superalloys	Single crystal casting technology	Complete elimination of grain boundaries, further increased blade temperature capability and mechanical properties
1980s~Present	High-temperature Ti alloy, TiAl Alloys	Investment casting technology, additive manufacturing technology	Replacing nickel with titanium reduces weight by over 40%, significantly improving engine thrust-to-weight ratio and service performance
1980s~Present	CMCs	Prepreg-melt infiltration process, additive manufacturing technology	Increased temperature resistance of engine components to 1200~1350 °C, weight approximately 1/4~1/3 of nickel-based superalloy components

与传统镍基高温合金相比, TiAl 合金最突出的优势是密度仅约 $4 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 仅为镍基合金的一半, 可在保持叶片强度和刚度的前提下实现近 50% 的结构减重, 从而显著降低转子惯性、提高发动机推重比并减少燃油消耗。自 20 世纪 80 年代以来, 欧美国家相继开发出 $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 高温钛合金, 如英国 IMI 钛公司和 Rolls-Royce 公司联合开发的 IMI834、美国开发的 Ti1100 以及俄罗斯开发的 BT36 等^[12], 这些高温钛合金在超过 $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 及以上的环境中, 在比强度、比疲劳强度等方面有明显优势, 以钛代替镍可减重 40% 以上, 显著提高了发动机的推重比和使用性能。

随着航空发动机性能的不不断提升, 对涡轮叶片材料的要求也越来越高。CMC 具有低密度、高强度、高刚度和优异的热稳定性, 能够在高温环境下保持良好的性能^[13]。与高温合金相比, CMC 拥有更高的承温能力、更低的密度、更优异的高温持久强度和更高的灵活性, 符

合先进航空发动机性能提升对材料承温能力大幅提高的迫切需求, 成为国内外先进航空发动机研究的热点^[14]。全球 CMC 市场规模预计将从 2018 年的 81 亿美元增长到 2026 年的 207 亿美元, 年增长率超过 19%^[15]。

3 涡轮叶片的服役条件

以波音 787 飞机 GE CF6 涡轮发动机为例(图 2^[1]), 涡轮叶片根据其在发动机中的工作环境可以分为高压涡轮叶片和低压涡轮叶片, 两类叶片的对比见表 2^[16]。从图 2 中可以看出各类材料在发动机中的使用量, 其中镍基高温合金使用量最高, 目前涡轮叶片材料主要以镍基高温合金为主。随着航空发动机性能要求不断提升, 高压涡轮叶片材料技术也在不断进步, 例如采用定向结晶和单晶材料来增强叶片的抗热疲劳和抗热冲击性能。涡轮叶片的设计、制造和材料选择对于整个发动机的性能和可靠性至关重要。

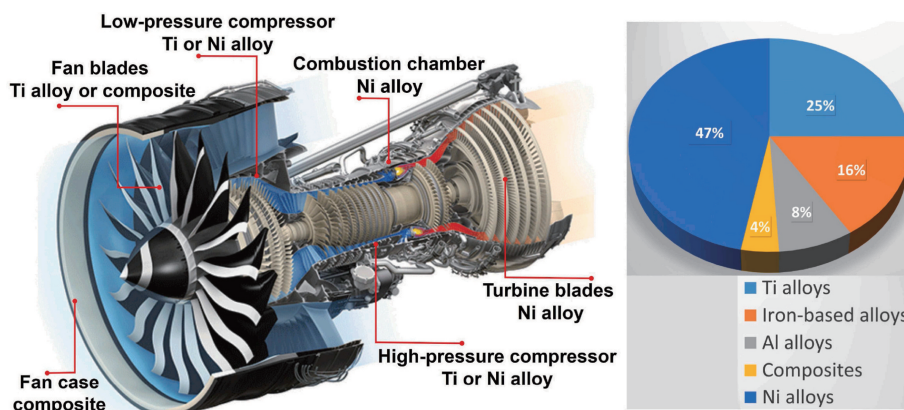


图 2 波音 787 飞机 GE CF6 涡轮发动机的材料使用^[1]

Fig. 2 Materials used in GE CF6 turbine engine of Boeing 787 aircraft^[1]

表 2 涡轮叶片的分类^[16]

Tabel 2 Classification of turbine blades^[16]

Blade type	Materials	Position & function	Performance requirements
High pressure turbine blade	Single crystal superalloys, thermal barrier coating (TBC)	Highest temperature/pressure zone, withstands extreme operating conditions	Excellent high-temperature strength, superior thermal fatigue resistance, extended service life
Low pressure turbine blade	Titanium alloys, superalloys, CMCs	Lower temperature/pressure zone, requires high temperature durability & mechanical performance	Lower temperature demands enable the use of lighter weight materials

涡轮叶片作为航空发动机中的关键部件, 服役条件、部件结构与性能要求极为复杂且苛刻^[17], 主要体现在以下几个方面。

(1) 高温工作环境: 涡轮叶片必须在极端高温条件

下运行^[18], 随着涡轮技术的进步, 涡轮进气口的温度持续攀升^[19], 现代军用发动机的这一温度已高达 $1850 \sim 2000 \text{ K}$ ^[20]。叶片上的温度分布不均, 榫头和叶根区域相对较低, 而叶片中段至叶尖则处于高温状态; 在叶片的

横截面上，进气边和排气边都是高温区域。

(2) 高应力工作环境：在大约 $12\,000\text{ r}\cdot\text{min}^{-1}$ 的转速下，涡轮叶片因自身重量而产生显著的离心力^[21]。叶片中部可能要承受高达 140 MPa 的拉伸应力，而叶根区域的平均拉伸应力更是介于 $280\sim 560\text{ MPa}$ 。此外，叶片上的应力分布并不均匀，特别是在进气边、排气边和叶片背部，这些区域承受的应力更为集中^[22]。

(3) 腐蚀性工作环境：涡轮叶片面临着由高温燃气引起的氧化和热腐蚀问题^[23]。即便使用高规格的航空燃油（其中仍含有少量硫），热腐蚀问题在飞机飞越沿海或海洋时尤为明显，因为发动机会吸入含 NaCl 的空气，形成 Na_2SO_4 并在叶片表面沉积，引发热腐蚀，这种腐蚀比单纯的氧化作用更为严重，可能导致叶片提前失效^[24, 25]。

(4) 复杂结构带来的风险：当前的涡轮叶片普遍采用空心设计，内部众多细小管道中流通高压冷空气，以实现强制冷却效果。为了提升冷却效率，叶片的内部结构设计愈发复杂，壁厚也逐渐减少^[26]。与实心叶片相比，这种空心且结构复杂的叶片以及较薄的壁厚，导致温度和应力分布更加不均匀，有效承载区域减少，增加了叶片故障风险^[27]。

(5) 严格的材料性能需求：鉴于上述严苛的服役条件，涡轮叶片材料需满足以下性能：优异的力学性能，包括高温下的蠕变性能、抗机械疲劳、抗热疲劳和抗冲击能力以及良好的高温塑性^[28]；出色的抗热腐蚀和抗氧化能力，且表面适合施加多种保护层，例如渗铝、渗铝铬、渗铂铝、五元涂层、六元涂层、热障涂层等^[29]；良好的加工性能及物理性能，包括铸造性、焊接性等加工性能以及高导热率、低热膨胀率和较小的密度等物理特性；高熔点，以承受短时超温状况^[30]；良好的组织稳定性，长期使用中能维持稳定的组织结构，避免有害相的形成。

综上，涡轮叶片材料必须具备卓越的耐高温、高强度、耐腐蚀和抗疲劳特性，以确保发动机的安全和可靠运行。同时，叶片的设计和制造也必须充分考虑其工作条件，以满足这些严苛的要求。

4 激光增材制造技术在涡轮叶片材料中的研究进展

4.1 镍基高温合金

飞机发动机必须面对外部高温高压环境以及由高速旋转产生的离心力。因此，飞机发动机的涡轮叶片不仅要耐高温，还要在高温条件下保持优异的力学性能^[14]。高温合金材料的优异性能使其成为涡轮叶片中应用最广泛的材料。高温合金根据成分可分为铁基、钴基和镍基高温合金^[31]，与其他高温合金相比，镍基高温合金可以

在更高的温度下服役，是目前应用最多的一种涡轮叶片材料。镍基高温合金微观结构、耐高温性及其强化的主要机制如图 3 所示^[32]。镍基高温合金的发展主要包括两个方面：高温力学性能和抗氧化性，这两方面性能与合金的成分、内部析出相结构密切相关。镍基高温合金的强化机制从最初的固溶强化到析出相强化（包括碳化物析出相和有序 L_{12} 结构析出相），再到立方有序 γ' 相强化（镍基单晶高温合金），使合金的服役温度得到了明显提升，更适合在航空发动机的恶劣环境（如高温、复杂应力和氧化）中工作。在服役过程中，镍基单晶高温合金材料受到蠕变载荷时主要考察蠕变应变和断裂强度。在不同温度和应力下主要发生的微观变形机制包括筏化、微孪晶、蠕变、层错等（如图 4 所总结^[32]）。单晶高温合金材料性能衰减一般采用 γ' 相筏化来表示，即在温度和应力的影响下，析出相的伸长或定向粗化行为， γ' 相筏化主要与 γ/γ' 界面处的拉/压应力场分布密切相关。单晶高温合金在进行低应力退火处理时，由于枝晶的局部化学偏析，也会发生自发筏化。

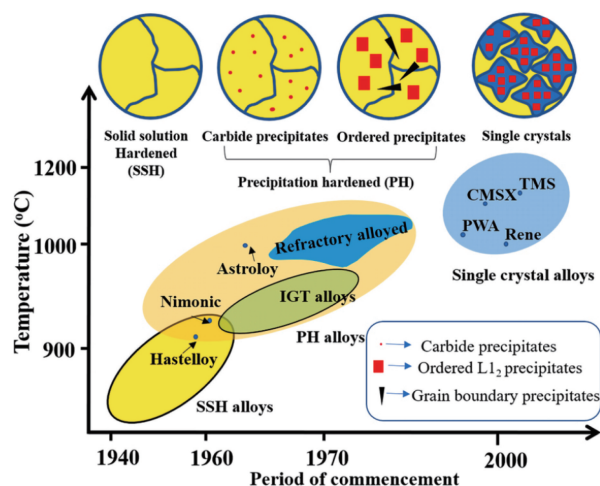


图 3 镍基高温合金微观结构和耐高温性的演变^[32]

Fig. 3 Evolution of microstructure and temperature capabilities of nickel-based superalloys^[32]

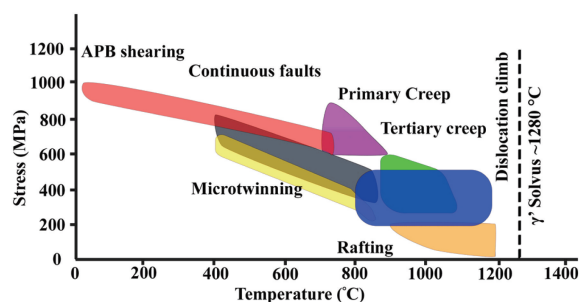


图 4 温度和应力对镍基单晶合金变形机制的影响^[32]

Fig. 4 Effect of temperature and stress on deformation mechanism of nickel-based single crystal alloys^[32]

推重比是飞机发动机的关键性能指标, 减重是提高推重比的最有效方法之一。增材制造技术可以通过设计和优化部件结构, 为减重提供一种可靠可行的方法^[33]。在众多增材制造技术中, LAM 具有设计自由度高、复杂结构制造能力强、高精度和高致密度、力学性能优异及生产效率高等优势, 广泛应用于镍基高温合金的生产和制造^[4, 34-48]。

室温拉伸性能是表征镍基高温合金性能最广泛使用的指标之一。图 5a 总结了 LAM 制造的镍基高温合金室温拉伸性能^[1, 4, 34-51], 可以发现报道主要集中在 IN718、IN625 和 Hastelloy X 合金上, 这很有可能是由于它们更容易制造出致密无缺陷的微观结构。对于其他类型的镍基高温合金如 γ' 相强化合金, 容易开裂; 单晶合金容易产生杂晶。有研究表明, 通过选择性激光熔化技术制造的 Inconel 718 合金, 经过热等静压处理以及不同的热处理后, 其应力水平与传统方法加工的 Inconel 718 合金相当, 但疲劳寿命明显低于后者, 这与 δ 相和亚微米结构密切相关, 这说明在合金设计和制造过程中需要考虑微观结构演变对性能的影响^[35]。在另一个相似研究中发现, 选择性激光熔化参数对 Inconel 718 合金的微观结构和力学性能有一定影响^[44], 并指出了热处理在改善材料性能中的重要作用。不同预热温度 (25, 800, 900 和 1050 °C) 对激光立体成形制造的镍基合金 IN-738LC 的微观结构和力学性能有显著影响^[37]。预热促进了从柱状晶向等轴晶转变, 并且随着预热温度的升高, Ti 和 Al 的偏析加剧, 促进块状碳化物和 γ - γ' 共晶的尺寸增加。 γ' 相尺寸随着预热温度的升高而增加, 并且在预热温度为 1050 °C 时, γ' 相呈现出双峰分布。与铸造合金相比, 1050 °C 预热后合金具有更好的室温拉伸性能, 其屈服强度和抗拉强度均提高了 14%, 延伸率提高了 44%。Hu 等^[36] 使用激光定向能量沉积技术制造了 GH4099 镍基合

金, 并探讨了高温固溶处理和时效处理对微观结构演变和力学性能的影响。研究发现, GH4099 合金的微观结构主要由沿着沉积方向生长的柱状晶粒组成。固溶处理后, 柱状晶被细小的等轴晶粒和孪晶界取代。时效处理后, 在基体中形成了立方形态的 γ' 相沉淀。固溶处理和时效处理显著提高了合金的室温力学性能。固溶处理后合金具有最低的强度和最高的塑性, 而固溶-时效处理后具有最佳的综合性能, 即高强度和良好的塑性。采用 LAM 技术制备新设计的镍基超合金 WSU 150, 沉积态 WSU 150 合金表现出优异的室温力学性能, 屈服强度为 867 MPa, 抗拉强度为 1188 MPa, 延伸率为 27.9%; 热处理后, 屈服强度提高到 1114 MPa, 抗拉强度提高到 1396 MPa, 延伸率降低到 16.1%^[4]。

LAM 制造的不同类型镍基高温合金具有不同的高温拉伸性能^[43, 46, 51-57], 如图 5b 所示。固溶强化高温合金的高温强度最低, 而 γ' 相强化高温合金具有最高的高温强度。通过不同的热处理工艺可以调整选择性激光熔化技术制造的 Inconel 718 合金的微观结构和力学性能^[43], 经过热等静压和热等静压+热处理的合金在室温和高温下的拉伸性能优于铸造态和锻造态合金。在此基础上, Gao 等^[54] 研究了不同热处理条件对选择性激光熔化工工艺制造的 Inconel 718 合金微观结构和高温力学性能的影响, 揭示了适当的热处理可以调控 δ 相的析出, 适量的 δ 相沿晶界析出可以提高 Inconel 718 合金的高温力学性能, 而过量的 δ 相则会降低其高温性能。后处理条件对 LAM 制造的镍基高温合金高温性能有明显影响。Zhao 等^[57] 通过激光粉末床熔融工艺制造了 Inconel 718 合金, 并探究不同热处理 (双时效处理、固溶处理+双时效处理、均匀化处理+固溶处理+双时效处理) 对合金高温拉伸性能 (650 °C) 的影响。与室温拉伸性能相比, 所有样品在 650 °C 的抗拉强度都有所降低。这表明随着温度的升高,

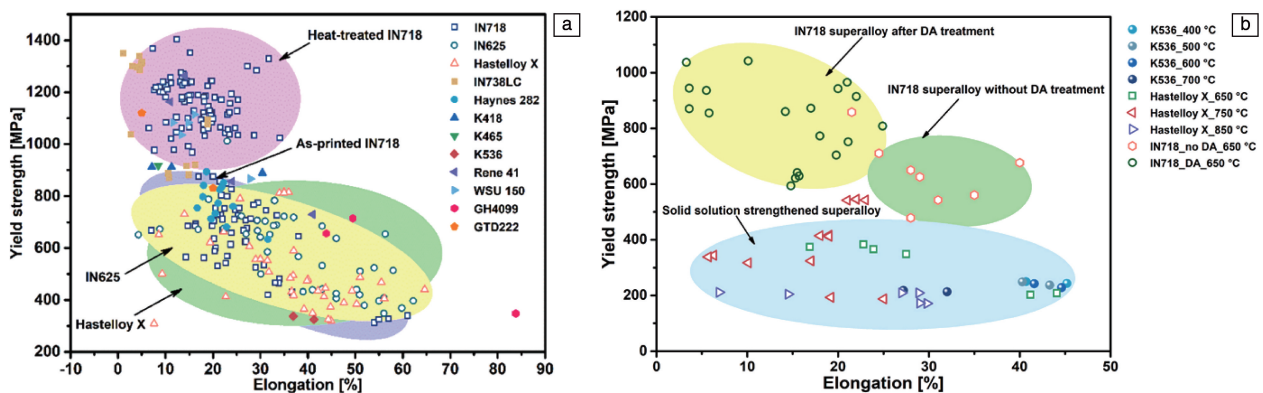


图 5 激光增材制造的镍基高温合金室温拉伸性能 (a)^[1, 4, 20, 34-51] 和高温拉伸性能 (b)^[43, 46, 51-57]

Fig. 5 Room-temperature tensile properties (a)^[1, 4, 20, 34-51] and high-temperature tensile properties (b)^[43, 46, 51-57] of laser additive manufactured nickel-based superalloys

Inconel 718 合金的强度会下降, 这与一般金属在高温下的行为一致。经过热处理的合金在 650 °C 的延展性显著降低, 表现出高温脆化现象, 研究结果对于航空航天等领域中 Inconel 718 合金的应用具有重要的参考价值。激光粉末床熔融技术制造的无裂纹 Hastelloy X 镍基合金在 750 °C 的高温拉伸测试中, 抗拉强度和屈服强度与锻造态合金相当或更高。然而, 由于碳化物析出和晶界偏析, 延伸率低于锻造态合金。经过热等静压处理和传统热处理, 高温下的延伸率是原始状态的 3 倍, 研究结果对于理解激光粉末床熔融制造的镍基高温合金的性能具有重要意义, 并为后续的材料设计和后处理提供了科学依据^[52]。在另一个相似的研究中, 研究者首次系统地分析了选择性激光熔化制造的无微裂纹 Hastelloy X 镍基合金经过不同热处理(1177 和 800 °C)的微观结构演变和力学行为^[53]。研究发现, 在 750 °C 高温拉伸时, 所有合金的拉伸应变都显著下降, 这是该温度下碳化物和富 Mo 金属间化合物相的沉淀所导致。经过 1177 °C 热处理后的合金在高温拉伸测试中表现出更高的延展性, 这可能是因为初始微观结构中位错密度较低和更均匀的微观结构, 导致不利的碳化物形核位点较少。

涡轮叶片作为航空发动机的关键热端部件, 在运行过程中会面临极其复杂的温度环境, 导致叶片各区域的服役温度存在显著差异。在这样的条件下, 温度变化、应力水平以及循环频率均对高温合金的疲劳强度产生重要影响, 它直接关系到涡轮叶片的使用寿命和可靠性。越来越多的学者对镍基高温合金的疲劳性能进行了研究^[35, 58], 与锻造件相比, LAM 技术制备的镍基高温合金的疲劳性能较差^[59-61], 这主要是由于, 一方面, LAM 技术制备过程中容易产生一些冶金缺陷, 如气孔、未熔合和夹杂等; 另一方面, LAM 技术制备的镍基高温合金具有明显的各向异性, 可能导致材料或零部件在不同方向上的疲劳性能存在巨大差异; 还有就是, 制造过程中产生的不利残余应力等因素都会降低疲劳性能。因此, 为了提高 LAM 制备的镍基高温合金的疲劳性能, 需要进一步优化工艺参数, 减少缺陷, 通过后处理消除残余应力, 控制微观结构, 改善表面处理技术, 并深入研究疲劳机理以提升材料性能。

在单晶高温合金研究方面, Yang 等^[62]研究了加工参数对激光定向能量沉积的单晶高温合金杂晶和裂纹的影响, 在单道打印中, 层间停留时间、激光扫描策略和激光功率对杂晶和裂纹形成影响显著。延长层间停留时间有助于抑制高角度晶界的形成, 减少杂晶, 但过长会降低打印效率; 在激光扫描策略方面, 单向扫描易诱发杂晶形成, 而双向扫描可减少杂晶并抑制裂纹。通过优化

参数能够有效抑制杂晶和裂纹的形成, 从而提高单晶高温合金的完整性和性能。任晨宇等^[63]研究了 LAM 的镍基单晶高温合金 SRR99 在服役温度下的组织稳定性, 研究发现增材制造的 SRR99 合金样品在服役温度(650 °C)下进行 100 h 的退火处理后, 其 γ' 强化相的形貌和尺寸(约 70 nm)依然保持稳定。相较于传统铸造样品, 增材制造样品在退火处理后的硬度提升了超过 20%, 达到 6.6 GPa, 研究结果为 LAM 在镍基单晶高温合金涡轮叶片榫头修复及性能提升方面的应用提供了有力的实验依据。

单晶高温合金叶片长期在高温、高压及高应力的环境下服役, 容易出现热机械疲劳、磨损、裂纹等损伤, 导致叶片性能下降。由于其制造工序复杂、周期较长、成本较高等原因, 可以采用激光增材修复技术对受损叶片进行修复, 从而延长其服役时间和寿命^[64]。目前的研究主要集中在缺陷控制^[65-67]、修复后续热处理工艺^[68, 69]、力学性能^[70-72]等方面。Lu 等^[65]对第三代镍基单晶高温合金 CMSX-10 在定向能量沉积过程中的热裂纹行为和形成机制进行了分析, 研究发现 CMSX-10 表现出较强的热裂纹敏感性, 热裂纹主要出现在高角度晶界和低角度晶界交界处, 其形成原因包括稳定的液膜、应力集中以及富 Re 析出相, 富 Re 析出相在液膜中析出, 阻碍液态金属的补充, 从而促进了热裂纹的形成。通过采用动态沉积策略, 有效减少了应力集中并抑制了杂晶形成, 成功制备出无裂纹样品, 为实现高质量增材制造和修复非可焊镍基单晶高温合金提供技术支持。Zhou 等^[69]对激光定向能量沉积技术制备的 CSU-B1 单晶进行了一次时效退火, 发现这种方式可以消除枝晶偏析和应力集中, 并且没有出现过多的碳化物, 有助于改善材料的微观结构均匀性。在标准热处理后, 在 1000 °C/280 MPa 条件下的力学性能研究表明^[71], 增材制造样品的平均应力断裂寿命(66.4 h)长于铸态样品(59.1 h)。这主要是由于增材制造样品具有更细小的枝晶结构、更低的枝晶间偏析以及更均匀的碳化物分布, 避免了 TCP 相的形成, 并且细小均匀分布的碳化物不会导致裂纹形成, 从而提高了应力断裂强度。

4.2 TiAl 合金

随着航空发动机性能的不不断提升, 对涡轮叶片材料提出了更高要求。钛合金因其轻质、高强度、耐高温、耐腐蚀等特性, 在涡轮叶片的应用中展现出显著的优势^[73]。与普通钛合金和镍基高温合金等材料相比, TiAl 合金具有更高的比强度^[74](图 6)、比刚度、蠕变抗力、优异的抗氧化和阻燃性能^[75], 已成功应用于航空发动机涡轮叶片, 如波音 787 的 GENx 发动机以及空客 A-320NEO

和波音 737MAX 的 CFM LEAP 发动机最后两级低压涡轮工作叶片均采用 Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金, 使用这种合金使发动机每级叶片减重约 90 kg^[9]。中国科学院金属研究所采用离心精密铸造技术自主研发了国产 γ -TiAl 合金的低压涡轮叶片, 这些叶片已在 Rolls-Royce 公司的 Trent XWB 大推力大涵道比发动机上完成了 1750 次模拟飞行循环考核试验。然而, 由于复杂构件在高温环境下使用需求不断增加, 采用传统工艺制造复杂形状和高性能合金构件受到限制。增材制造技术的出现为应对这些挑战提供了新的解决方案。在众多增材制造技术中, LAM 技术在学习成本和操作方便性方面具有显著优势, 生产的构件具有高的尺寸精度和低的表面粗糙度^[76, 77], 可以获得较好的拉伸性能。材料的疲劳性能是航空发动机行业最关心的问题之一。TiAl 合金的疲劳行为与增材制造过程中形成的残余应力^[2]和内部缺陷直接相关, 如夹杂的孔隙、未熔合或未熔化的粉末和表面粗糙度^[78], 这些缺陷可能成为疲劳裂纹的起始点, 导致疲劳性能下降^[79]。为了提高疲劳强度, 控制微观结构、消除缺陷及降低残余应力被证明是有效的方法^[80]。

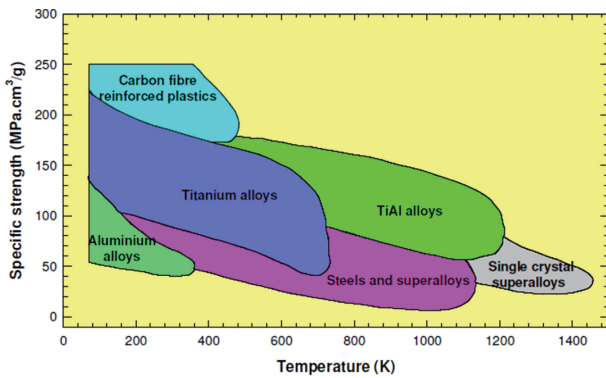


图 6 TiAl 合金和其他金属结构材料比强度的比较^[74]

Fig. 6 Specific strength comparison of TiAl alloy and other metallic structural alloy^[74]

在拉伸性能方面, Zhang 等^[81]采用直接激光沉积技术制备了 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金, 对比了不同拉伸方向上力学性能的变化规律, 发现合金的强度和延伸率与加载方向(θ)密切相关。当加载方向与基体平行($\theta=0^\circ$)时, 合金具有最佳的综合拉伸性能, 最大抗拉强度和延伸率分别为 706 MPa 和 0.51%; 当 $\theta=45^\circ$ 时, 抗拉强度降至 358 MPa, 延伸率保持在相对较高的 0.49%; 当 $\theta=90^\circ$ 时, 抗拉强度和延伸率降到最低, 分别为 273 MPa 和 0.16%。不同加载方向的力学性能变化与微观结构密切相关, 当 $\theta=0^\circ$ 时, 变形孪晶为横向形态, 并且完全被限制在单个 γ 片层内; 当 $\theta=45^\circ$ 时, 变形孪晶和滑移线与片层界面平行, 横向变形孪晶较少; 当 $\theta=90^\circ$ 时, 大多

数变形孪晶与片层界面相互作用, 并跨越多个片层组织。该研究结果揭示了 TiAl 合金各向异性的力学行为, 并探讨了不同加载方向下的力学性能变化, 这些发现对于理解 LAM 技术制备 TiAl 合金的力学行为和优化制造工艺具有重要意义。在另一个相关的研究中^[82], 研究者采用激光定向能量沉积技术制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金具有较好的室温拉伸性能(抗拉强度(545 \pm 9) MPa、延伸率(1.50 \pm 0.47)%)和高温拉伸性能(抗拉强度(471 \pm 37) MPa、延伸率(1.50 \pm 0.45)%), 这主要与成形过程中形成的独特微观结构密切相关(包括交替排列的层状柱状晶和等轴晶以及 γ_m 相)。研究结果为深入理解 LAM 技术制造的 TiAl 合金微观结构-性能关系提供了重要信息, 并为进一步优化制备工艺提供了理论依据。在此基础上, 通过设计高频热循环来控制增材制造过程中固态相变, 可以实现细晶全片层 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的制备^[83], 在不同温度的高温拉伸测试过程中表现出优异的力学性能, 如在 700, 750 及 800 $^\circ\text{C}$ 下抗拉强度分别为(572.0 \pm 36.4), (613.0 \pm 44.0), (535.3 \pm 7.6) MPa, 延伸率分别为(1.4 \pm 0.4)%, (1.9 \pm 0.5)%, (6.6 \pm 4.4)%, 这与细晶全片层状微观结构密切相关, 细晶全片层状结构限制了晶粒内部的扩散和位错运动, 同时引入了锯齿状的晶界, 这些特征有助于提高合金的高温蠕变抗力。这些发现为进一步开发和应用这种高性能合金提供了重要的科学依据。在另一个相似的研究中^[84], 在激光定向能量沉积过程中采用不同的功率(500 和 1000 W)制备了 Ti-48Al-8Nb 合金, 研究发现随着激光功率的增加, 合金的微观结构从等轴晶结构转变为柱状结构, 合金的拉伸性能呈现出下降趋势, 这是由于高功率下晶粒尺寸和层片间距较大, 导致拉伸性能较差。激光功率 500 W 制备的合金, 在 800 和 900 $^\circ\text{C}$ 下抗拉强度分别为 737 和 594 MPa, 比铸造态分别高了 1.54 倍和 1.39 倍, 这些性能数据表明 TiAl 合金是一种有潜力的高温结构材料, 适用于航空航天等领域的高性能应用, 为后续用于涡轮叶片的制备和应用提供了有利的参考价值。

与 TiAl 合金相比, TiAl 单晶通过完全消除晶界(尤其是横向晶界)从根本上解决了传统多晶 TiAl 合金因晶界弱化导致的室温塑性低(塑性 $<$ 2%)、高温强度不足(900 $^\circ\text{C}$ 屈服强度 \leq 400 MPa)和抗蠕变性能差三大瓶颈, 其最小蠕变速率和持久寿命优于传统多晶 TiAl 合金(如美国 4822 合金)1~2 个数量级, 显著提升高温稳定性^[85]。通过制备 PST(polysynthetic twinned)-TiAl 单晶可实现室温塑性、高温强度及蠕变性能的协同提升, 使其成为航空发动机高压涡轮叶片的理想材料^[86]。TiAl 单晶将材料的适用温度上限从多晶 TiAl 合金的 750 提升至

900~950 °C^[85], 直接满足航空发动机高压涡轮后级叶片的严苛工况, 具有明显的应用优势, 如抗氧化性显著增强、热疲劳抗力成倍提升及组织稳定性更优。

Chen 等^[85]采用定向凝固技术, 通过调节提拉速率来控制 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中的片层取向, 成功制备了具有 0° 和 45° 片层取向的 Ti-45Al-8Nb 单晶。研究发现, 0° 取向的单晶在室温下平均拉伸塑性达到 6.9%, 屈服强度为 708 MPa, 断裂强度为 978 MPa; 在 900 °C 时, 0° 取向的单晶仍保持较高的屈服强度 (637 MPa) 和 8.1% 的塑性, 并展现出优异的抗蠕变性能。与传统多晶 TiAl 合金相比, 其服役温度可潜在提高至 900 °C; 在 900 °C 和不同应力下, Ti-45Al-8Nb 单晶的蠕变寿命显著优于商业 Ti-48Al-2Cr-2Nb 多晶合金, 最低蠕变速率低一个数量级以上, 这主要归因于材料内部的纳米级孪晶结构和细化的片层结构。该研究为 TiAl 单晶合金在航空、航天等高温领域的应用提供了重要的理论基础和技术支持。Kong 等^[86]采用定向凝固技术制备了 PST-TiAl 单晶, 研究发现 TiAl 单晶的 α_2/γ 相比比例可以通过高真空退火工艺进行精确调控, 实现任意相比比例的制备。元素扩散率是调控相比比例的关键因素, 在不同温度下, Ti 和 Al 的扩散率差异导致了表面再结晶层的形成和内部相比比例的变化, 相比比例的变化直接影响了 TiAl 单晶的片层厚度和断裂模式。通过调控相比比例, 可以在一定程度上优化 TiAl 单晶的力学性能, 使其在复杂条件下具有更好的工程应用潜力。这项研究为 TiAl 合金的微观结构设计和性能优化提供了重要的实验数据和理论支持, 对于开发新型高温结构材料具有重要的科学意义和应用价值。

4.3 陶瓷基复合材料

航空发动机涡轮叶片必须能够承受高温, 并在高温下表现出良好的力学性能。与金属材料相比, CMC 特别是 SiC/SiC 复合材料具有更好的耐高温性和高温稳定性以及更小的相对密度, 使其更适合在大推重比航空发动机中使用。因此, 世界各地的发动机制造商, 如 GE 公司、Rolls-Royce 公司、Pratt&Whitney-UTC 公司和 Safran 集团等都投入了大量资金开发高稳定性 SiC-CMC 结构和高效叶片成形技术^[14]。GE 公司在航空发动机领域采用 SiC_t/SiC 复合材料制造了第三级低压涡轮导向叶片, 并在 F136 等型号发动机中进行了测试。这些叶片能够在高达 1204 °C 的环境中稳定工作, 实现了减重 70%, 同时冷却空气减少了 50%^[87]。GE 公司成功在 F414 发动机的低压涡轮进行了 CMCs 转子叶片的验证测试, 结果显示, 在经过 500 次循环应力后, CMCs 转子叶片保持完好, 这证实了它们能够承受高温和高速旋转产生的应力^[88]。

SiC 梯度陶瓷因其高孔隙率、优异的机械强度以及

在特定区域承受不同机械应力的能力, 成为制造涡轮叶片的理想材料之一, 被认为在航空航天领域具有较好的应用前景^[89]。传统制造方法通常需要模具成型和后烧结加工, 存在生产过程复杂、成本高、周期长等问题^[90]。与传统制造技术相比, 增材制造在制备陶瓷或 CMC 构件方面具有诸多优势^[3, 13, 91]: ① 能制造出几何形状复杂、定制化生产的部件, 提高设计灵活性; ② 能快速原型制作, 降低小批量生产成本; ③ 能生产具有梯度功能的材料部件。特别是激光粉末床熔融技术因其精确度高、便利性好, 适合制造复杂的 SiC 陶瓷构件^[92]。Wu 等^[93]采用激光粉末床熔融技术和液态硅浸渗工艺制造了 SiC 陶瓷晶格结构, 并对其静态压缩性能和疲劳性能进行了分析, 研究发现 Si/SiC 陶瓷晶格结构的力学性能随着实体材料所占体积分数的增加而增加, 当体积分数从 25% 增加到 55% 时, 弹性模量从 121.9 增加到 932.0 MPa, 压缩强度从 2.3 增加到 16.3 MPa。随着体积分数的增加, 材料的致密度和承载能力增强。在疲劳强度方面, 梯度 SiC 陶瓷晶格结构的疲劳比 (0.74) 优于均匀 SiC 陶瓷晶格结构的疲劳比 (0.7)。研究表明, 通过合理设计 Si/SiC 梯度陶瓷晶格结构可以显著提高其力学性能, 尤其是在疲劳性能方面。在后续的优化试验过程中, 该团队^[94]通过相同的技术制造了 SiC 梯度陶瓷晶格结构, 发现 SiC 陶瓷晶格结构在尺寸和制造精度方面表现出良好的重复性和稳定性。研究发现, 均匀 SiC 陶瓷晶格结构的弹性模量和压缩强度分别为 (1573.0±439.0) MPa 和 (21.7±3.0) MPa, 而梯度 SiC 陶瓷晶格结构的弹性模量和压缩强度分别为 (2161.0±677.1) MPa 和 (23.0±6.3) MPa, 梯度 SiC 陶瓷晶格结构展现出比均匀 SiC 陶瓷晶格结构更高的疲劳性能, 这与梯度结构在疲劳裂纹扩展过程中的应力重分布以及具有更大的裂纹扩展阈值有关。SiC 梯度陶瓷晶格结构在静态压缩和疲劳载荷下均展现出优异的性能, 特别是梯度设计显著提高了结构的疲劳抗力和变形抗力。这些发现对于高性能 SiC 陶瓷晶格结构的设计与制造具有重要意义。在此基础上, Sun 等^[95]采用相同的技术制备了具有不同孔隙梯度的多孔结构 Si/SiC 陶瓷构件, 发现具有恒定梯度变化率且梯度跨度为 30% 的多孔 Si/SiC 陶瓷构件展现出了良好的强度和韧性, 其压缩强度可达到 11.71 MPa, 等效弹性模量可达到 2.28 GPa。与其他多孔 SiC 陶瓷构件相比, 在相同孔隙率下, 梯度多孔 Si/SiC 陶瓷的比强度和比刚度比均匀结构高出 22.07% 和 203.02%^[93], 文中提供了一种有效的方法来制造梯度多孔陶瓷构件, 并通过实验分析了梯度结构对力学性能的影响, 为设计和预测梯度多孔陶瓷构件的力学性能提供了可行的手段, 也为 SiC 梯度陶瓷在涡轮叶片等高性能

能应用方面的设计与制造提供了重要的理论和实验依据。

在工程化应用研究方面,吴宇等^[96]针对单晶高温合金、TiAl合金等各种材料,深入开展对粉末成分、激光选区熔化工艺、后处理工艺及组织性能等的研究^[97],成功开发了多材料复合增材制造方法^[98],通过集成激光熔覆与熔融沉积技术,可实现复杂内腔叶片材料与结构的一体化制造,为航空发动机涡轮叶片的应用奠定了基础。

5 结 语

本文回顾了涡轮叶片材料从最初的高温合金到单晶合金和复合材料的演变过程,强调了材料性能的逐步提升对于满足航空发动机更高推力、燃油效率和可靠性需求的重要性;分析了涡轮叶片在高温、高应力、腐蚀性环境下的工作条件,指出了这些条件对材料性能的严苛要求;总结了镍基高温合金、TiAl合金和陶瓷基复合材料在涡轮叶片上的应用现状,讨论了这些材料的优势和局限;探讨了激光增材制造技术的显著优势及其在涡轮叶片材料制造中的研究进展。随着发动机性能的不不断提升,对叶片材料及相关制造技术的要求也越来越高,相关研究正朝着提升材料性能、优化激光增材制造工艺、开发新型材料、增强环境适应性、降低成本和全生命周期管理等方向发展,未来的研究将更加注重叶片材料的耐高温、高强度、耐腐蚀和抗疲劳特性,同时结合计算模拟和实验研究,以实现材料科学、制造技术和工程实践的深度融合,未来研究方向具体体现在以下几个方面。

(1)材料性能的持续提升:通过添加难熔金属元素进一步提升镍基高温合金的承温能力,同时保持或提高其力学性能;通过合金化和热处理工艺的优化,提高TiAl合金的室温塑性和高温稳定性,以适应更广泛的应用场景;通过纤维和基体材料的创新,提高陶瓷基复合材料的损伤容限和耐久性,使其能够在更极端的环境下工作。

(2)激光增材制造技术的深入应用:通过深入研究激光增材制造过程中的热力学行为,优化工艺参数,减少冶金缺陷,提高构件的一致性和可靠性;通过精确控制激光增材制造过程中的微观结构演变,如晶粒大小、相分布等,获得更优异的力学性能;开发高效的后处理技术,如热等静压和表面处理技术,以消除残余应力,改善表面质量。

(3)新型材料的开发:开发能够在更高温度下稳定工作的超高温材料;研究能够在极端腐蚀环境下保持优异性能的材料,如新型涂层技术;针对不同的工作环境,如海洋、沙漠等,开发具有优异耐热腐蚀性能的材料;

探索具有自修复、自适应能力的智能材料,以提高涡轮叶片的使用寿命。

(4)成本效益的优化:通过优化设计和改进制造工艺,减少材料浪费,降低制造成本;开发易于维护和修复的材料,减少维护成本和停机时间;进行全面的生命周期成本分析,以实现材料和制造工艺的最优选择。

(5)全生命周期管理:在设计阶段就考虑材料的全生命周期性能,包括制造、使用和回收;开发先进的健康监测技术,实时监测涡轮叶片的状态,预测潜在的故障;基于健康监测数据,制定科学的维护策略,以延长涡轮叶片的使用寿命。

参考文献 References

- [1] TAN C L, WENG F, SUI S, *et al.* International Journal of Machine Tools and Manufacture[J], 2021, 170: 103804.
- [2] WANG L F, LI Y H, ZHOU L C, *et al.* Materials Research Letters [J], 2023, 11(12): 973-1012.
- [3] ZHANG X Q, ZHANG K Q, ZHANG L, *et al.* Materials & Design [J], 2022, 215: 110470.
- [4] SREERAMAGIRI P, BHAGAVATAM A, RAMAKRISHNAN A, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2020, 47: 20-28.
- [5] 王冠, 宋巍, 梁静静, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2024, 53(3): 787-795.
WANG G, SONG W, LIANG J J, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2024, 53(3): 787-795.
- [6] CHEN S, YANG Y H, GUO Z Q, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2024, 53(9): 2478-2484.
- [7] SCHULZ U, LEYENS C, FRITSCHER K, *et al.* Aerospace Science and Technology[J], 2003, 7(1): 73-80.
- [8] 杨金华, 董禹飞, 杨瑞, 等. 航空动力[J], 2021(5): 56-59.
YANG J H, DONG Y F, YANG R, *et al.* Aerospace Power[J], 2021(5): 56-59.
- [9] 蔡建明, 弭光宝, 高帆, 等. 材料工程[J], 2016, 44(8): 1-10.
CAI J M, MI G B, GAO F, *et al.* Journal of Materials Engineering [J], 2016, 44(8): 1-10.
- [10] 张龙飞, 江亮, 周科朝, 等. 中国有色金属学报[J], 2022, 32(3): 630-644.
ZHANG L F, JIANG L, ZHOU K C, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2022, 32(3): 630-644.
- [11] XIE Y Q, LIU J K, LIU W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2024, 1008: 176889.
- [12] 黄栋, 杨绍利, 马兰, 等. 钢铁钒钛[J], 2018, 39(1): 60-66.
HUANG D, YANG S L, MA L, *et al.* Iron Steel Vanadium Titanium [J], 2018, 39(1): 60-66.
- [13] CHEN N H, HE C L, PANG S P. Journal of Materials Science & Technology[J], 2022, 127: 29-47.
- [14] WANG X, GAO X, ZHANG Z, *et al.* Journal of the European Ceramic Society[J], 2021, 41(9): 4671-4688.

- [15] SUN J X, YE D R, ZOU J, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2023, 138: 1–16.
- [16] ZHAO Y C, YANG Y Q, ZHAO Y, *et al.* Aerospace Science and Technology[J], 2024, 153: 109437.
- [17] LIU H, SUN J Z, LEI S Y, *et al.* Propulsion and Power Research [J], 2021, 10(4): 360–373.
- [18] HUANG K, CHENG X, YANG X, *et al.* Applied Thermal Engineering[J], 2024, 239: 122100.
- [19] MENG X L, ZHU Y S, WANG Y C, *et al.* Case Studies in Thermal Engineering[J], 2024, 61: 105025.
- [20] LIU J, LI G C, CAO Z S, *et al.* Applied Thermal Engineering[J], 2025, 258: 124730.
- [21] LIU K M, TAN Y D, WANG F, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2024, 32: 2386–2394.
- [22] WANG X, ZHAO J J, TAN Y D, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2024, 978: 173448.
- [23] DONG H, WANG H J, HUANG C H, *et al.* Engineering Fracture Mechanics[J], 2025, 313: 110636.
- [24] YANG S, GAO S Y, XUE W H, *et al.* Corrosion Science[J], 2024, 230: 111899.
- [25] SATTAR S, ALAIWI Y, RADHI N S, *et al.* Journal of King Saud University-Science[J], 2023, 35(8): 102861.
- [26] WANG R, YE L, ZHANG L J, *et al.* Applied Thermal Engineering [J], 2024, 243: 122662.
- [27] MOURAD A I, ALMOMANI A, AHMAD SHEIKH I, *et al.* Engineering Failure Analysis[J], 2023, 146: 107107.
- [28] QIAN B, ZHANG L H, FAN H R, *et al.* Materials Today Communications[J], 2024, 38: 108247.
- [29] JIANG P, YANG L Y, CHEN Y W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2024, 1002: 175253.
- [30] ZHAO J B, ZHAO Y S, FAN H, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2024, 30: 9248–9257.
- [31] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, *et al.* Progress in Materials Science[J], 2018, 92: 112–224.
- [32] GUDIVADA G, PANDEY A K. Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 963: 171128.
- [33] SANCHEZ S, SMITH P, XU Z K, *et al.* International Journal of Machine Tools and Manufacture[J], 2021, 165: 103729.
- [34] WANG R, ZHU G L, YANG C, *et al.* Nano Materials Science[J], 2020, 2(4): 316–322.
- [35] AYDINÖZ M E, BRENNE F, SCHAPER M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 669: 246–258.
- [36] HU Y L, LIN X, LI Y L, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 800: 163–173.
- [37] XU J J, LIN X, GUO P F, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 691: 71–80.
- [38] RAMAKRISHNAN A, DINDA G P. Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 748: 347–356.
- [39] ATABAY S E, SANCHEZ-MATA O, MUÑIZ-LERMA J A, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 773: 138849.
- [40] CHEN Z, CHEN S G, WEI Z Y, *et al.* Progress in Natural Science: Materials International[J], 2018, 28(4): 496–504.
- [41] RAMAKRISHNAN A, DINDA G P. Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 740/741: 1–13.
- [42] CHEN Y, LU F G, ZHANG K, *et al.* Carbon[J], 2016, 107: 361–370.
- [43] POPOVICH V A, BORISOV E V, POPOVICH A A, *et al.* Materials & Design[J], 2017, 131: 12–22.
- [44] MOUSSAOUI K, RUBIO W, MOUSSEIGNE M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 735: 182–190.
- [45] CHEN Z, WEI P, ZHANG S Z, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 769: 138484.
- [46] JIAO Z H, LEI L M, YU H C, *et al.* International Journal of Fatigue [J], 2019, 121: 172–180.
- [47] XU J H, GRUBER H, BOYD R, *et al.* Materialia [J], 2020, 10: 100657.
- [48] MONTERO-SISTIAGA M L, POURBABAK S, van HUMBEECK J, *et al.* Materials & Design[J], 2019, 165: 107598.
- [49] ZHONG C L, GASSER A, KITTEL J, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 98: 128–134.
- [50] LI Q, LIN X, LIU F G, *et al.* Materials Science and Engineering: A [J], 2017, 700: 649–655.
- [51] NI M, CHEN C, WANG X J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 701: 344–351.
- [52] SANCHEZ-MATA O, MUÑIZ-LERMA J A, WANG X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 780: 139177.
- [53] MONTERO-SISTIAGA M L, LIU Z Z, BAUTMANS L, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 31: 100995.
- [54] GAO Y, ZHANG D Y, CAO M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 767: 138327.
- [55] ZHANG Y C, YANG L, LU W Z, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 771: 138580.
- [56] TROSCHE T, STRÖBNER J, VÖLKL R, *et al.* Materials Letters[J], 2016, 164: 428–431.
- [57] ZHAO J R, HUNG F Y, LUI T S. Journal of Materials Research and Technology[J], 2020, 9(3): 3357–3367.
- [58] POULIN J R, BRAILOVSKI V, TERRIAULT P. International Journal of Fatigue[J], 2018, 116: 634–647.
- [59] PEI C H, SHI D, YUAN H, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 759: 278–287.
- [60] SABELKIN V P, COBB G R, SHELTON T E, *et al.* Materials & Design[J], 2019, 182: 108095.
- [61] SALVATI E, LUNT A J G, HEASON C P, *et al.* Materials & Design [J], 2020, 191: 108605.
- [62] YANG Z Y, LI X C, CHANG J Q, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2025, 36: 7125–7134.
- [63] 任晨宇, 林思聪, 陈凯, 等. 中国有色金属学报[J], 2024, 34(9): 3002–3012.

- REN C Y, LIN S C, CHEN K, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2024, 34(9): 3002-3012.
- [64] 张兆裕, 陈超越, 徐松哲, 等. 精密成形工程[J], 2024, 16(10): 61-72.
- ZHANG Z Y, CHEN C Y, XU S Z, *et al.* Journal of Netshape Forming Engineering[J], 2024, 16(10): 61-72.
- [65] LU N N, LEI Z L, HU K, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 34: 101228.
- [66] ZHOU Z P, HUANG L, SHANG Y J, *et al.* Materials & Design[J], 2018, 160: 1238-1249.
- [67] 王楠, 李金国, 刘纪德, 等. 中国有色金属学报[J], 2024, 53(1): 257-269.
- WANG N, LI J G, LIU J D, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2024, 53(1): 257-269.
- [68] LIN S C, CHEN K, HE W F, *et al.* Materials & Design[J], 2022, 222: 111075.
- [69] ZHOU Z P, LEI Q, ZHANG L F, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 904: 163943.
- [70] CI S W, LIANG J J, LI J G, *et al.* Journal of Materials Science & Technology [J], 2020, 45: 23-34.
- [71] CI S W, LIANG J J, LI J G, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2021, 854: 157180.
- [72] GUO J C, HAN S X, YANG R N, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 836: 142714.
- [73] SRIVASTAVA M, JAYAKUMAR V, UDAYAN Y, *et al.* Applied Materials Today[J], 2024, 41: 102481.
- [74] TSHEPHE T S, AKINWAMIDE S O, OLEVSKY E, *et al.* Heliyon [J], 2022, 8(3): e09041.
- [75] ZHENG G M, TANG B, ZHAO S K, *et al.* Acta Materialia[J], 2022, 225: 117585.
- [76] MUKHERJEE T, DEBROY T. Computational Materials Science[J], 2020, 182: 109791.
- [77] LI W, YANG Y, LIU J, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 136: 90-104.
- [78] SOLIMAN H A, ELBESTAWI M. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2022, 119(9): 5583-5614.
- [79] ZHOU W, SHEN C, WANG L, *et al.* Materials Characterization[J], 2024, 218: 114526.
- [80] PATEL S, LIU Y, SIDDIQUE Z, *et al.* Journal of Manufacturing Processes[J], 2024, 131: 1179-1201.
- [81] ZHANG X Y, LI C W, ZHENG M Y, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2020, 32: 101087.
- [82] WANG J W, LUO Q, WANG H M, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2020, 32: 101007.
- [83] ZHU Y C, WANG Z F, YU B, *et al.* Materials & Design[J], 2023, 230: 111989.
- [84] XUE H, SONG Y, TONG X H, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2024, 86: 104194.
- [85] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, *et al.* Nature Materials[J], 2016, 15(8): 876-881.
- [86] KONG L W, XING Z B, CHEN F R, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2025, 212: 223-236.
- [87] 刘巧沐, 黄顺洲, 何爱杰. 材料工程[J], 2019, 47(2): 1-10.
- LIU Q M, HUANG S Z, HE A J. Journal of Materials Engineering [J], 2019, 47(2): 1-10.
- [88] 石多奇, 王振宇, 刘长奇, 等. 航空动力学报[J], 2023, 38(2): 431-444.
- SHI D Q, WANG Z Y, LIU C Q, *et al.* Journal of Aerospace Power [J], 2023, 38(2): 431-444.
- [89] ZHANG F, LI Z G, XU M J, *et al.* Journal of the European Ceramic Society[J], 2022, 42(8): 3351-3373.
- [90] ZOU Y, LI C H, HU L, *et al.* Ceramics International[J], 2020, 46 (8, Part B): 12102-12110.
- [91] ZHANG K Q, MENG Q Y, ZHANG X Q, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2022, 118: 144-157.
- [92] FU H, ZHU W, XU Z F, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 792: 1045-1053.
- [93] WU S, YANG L, WANG C S, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2022, 56: 102910.
- [94] WU S, YANG L, YAN C Z, *et al.* Journal of the European Ceramic Society[J], 2024, 44(15): 116695.
- [95] SUN C, ZHANG S, TU R, *et al.* Composite Structures[J], 2025, 352: 118693.
- [96] 吴宇, 陈冰清, 刘伟, 等. 航空材料学报[J], 2024, 44(1): 31-45.
- WU Y, CHEN B Q, LIU W, *et al.* Journal of Aeronautical Materials [J], 2024, 44(1): 31-45.
- [97] LI N, HUANG S, ZHANG G, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2019, 35(2): 242-269.
- [98] 王天元, 黄帅, 周标, 等. 航空材料学报[J], 2023, 43(1): 1-17.
- WANG T Y, HUANG S, ZHOU B, *et al.* Journal of Aeronautical Materials[J], 2023, 43(1): 1-17.