

引用格式: 潘万枫, 李尚, 张健, 等. 激光粉末床熔融技术制备双相不锈钢研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(11): 969-983.
PAN W F, LI S, ZHANG J, *et al.* Research Advance in Preparation of Duplex Stainless Steel by Laser Powder Bed Melting Technology[J]. Materials China, 2025, 44(11): 969-983.

激光粉末床熔融技术制备双相不锈钢研究进展

潘万枫¹, 李尚¹, 张健¹, 董选普^{1,2}, 刘鑫旺^{1,2},
计效园^{1,2}, 向红亮^{3,4}, 曹华堂^{1,2}

(1. 华中科技大学材料科学与工程学院, 湖北 武汉 430074)

(2. 华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室, 湖北 武汉 430074)

(3. 福州大学机械工程及自动化学院, 福建 福州 350108)

(4. 三明医学科技职业学院, 福建 三明 365000)

摘要: 双相不锈钢(DSS)因其优异的综合性能,在海洋、化工等领域得到广泛应用。传统方法制造DSS具有形状受限、成本高、材料利用率较低的缺点,激光粉末床熔融(LPBF)技术因其高精度和适合制造复杂几何形状的能力而备受关注,为制备高性能、复杂结构的双相不锈钢提供了新的途径。该方式制备的DSS微观结构以铁素体为主,晶粒细小(1~10 μm),通过调整工艺参数和热处理可优化两相比。在力学性能方面表现出高硬度和抗拉强度,但延展性、疲劳强度和耐摩擦性较低,可通过合适的热处理工艺进一步改善。其耐腐蚀性与传统双相不锈钢相当,钝化膜较厚,但受孔隙和合金元素蒸发的影响较大。未来研究应聚焦于合金设计、工艺优化和数值模拟,以进一步提升LPBF DSS的综合性能并推动其在航空航天、石油化工、能源及生物医疗等领域的工业化应用。

关键词: 激光粉末床熔融; 双相不锈钢; 力学性能; 摩擦性能; 耐腐蚀性; 微观组织

中图分类号: TG142.71; TG665 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)11-0969-15

Research Advance in Preparation of Duplex Stainless Steel by Laser Powder Bed Melting Technology

PAN Wanfeng¹, LI Shang¹, ZHANG Jian¹, DONG Xuanpu^{1,2}, LIU Xinwang^{1,2},
JI Xiaoyuan^{1,2}, XIANG Hongliang^{3,4}, CAO Huatang^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(3. School of Mechanical Engineering and Automation, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China)

(4. Sanming Medical and Polytechnic Vocational College, Sanming 365000, China)

Abstract: Duplex stainless steel (DSS) is widely used in marine, chemical and other fields due to its excellent comprehensive performance. The traditional method to manufacture DSS has the disadvantages of limited shape, high cost and low material utilization. The laser powder bed fusion (LPBF) technology has received increasingly attention due to its high accuracy and the ability to manufacture complex geometries, which provides a new way to prepare DSS with high performance and complex structure. The microstructure of DSS prepared by this method mainly consists of ferrite with fine grain (1~10 μm). The proportion of phases can be optimized by adjusting process parameters and heat treatment. LPBF DSS exhibits high hardness and tensile strength in terms of mechanical properties, but low ductility, fatigue strength and friction resistance which can be further improved by suitable heat treatment. Corrosion resistance of LPBF DSS is comparable to that of conventional

收稿日期: 2025-07-02 修回日期: 2025-08-27

基金项目: 国家重点研发计划-增材制造与激光制造专项(2023YFB4605200); 湖北省自然科学基金项目(2022CFB770); 中央高校基本科研业务费资助项目(HUST 2024JYCXJJ014)

第一作者: 潘万枫, 男, 2002年生, 硕士研究生

通讯作者: 曹华堂, 男, 1987年生, 教授, 博士生导师,

Email: caoht@hust.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202507001

accuracy and the ability to manufacture complex geometries, which provides a new way to prepare DSS with high performance and complex structure. The microstructure of DSS prepared by this method mainly consists of ferrite with fine grain (1~10 μm). The proportion of phases can be optimized by adjusting process parameters and heat treatment. LPBF DSS exhibits high hardness and tensile strength in terms of mechanical properties, but low ductility, fatigue strength and friction resistance which can be further improved by suitable heat treatment. Corrosion resistance of LPBF DSS is comparable to that of conventional

DSS, with a thick passive film, but is significantly influenced by porosity and evaporation of alloy elements. Future research should focus on alloy design, process optimization and numerical simulation to improve the comprehensive performance of LPBF DSS and promote its extensive industrial applications in aerospace, petrochemical, energy and biomedical fields.

Key words: laser powder bed fusion; duplex stainless steel; mechanical properties; tribological properties; corrosion resistance; microstructure

1 前言

双相不锈钢 (duplex stainless steel, DSS) 因其独特的微观结构——铁素体 (α) 和奥氏体 (γ) 相混合, 展现出优异的综合性能, 如良好的强度与韧性、出色的耐腐蚀性等, 在石油化工、海洋工程、食品加工等众多领域得到广泛应用^[1]。据报道, 在过去 5 年中, DSS 在全球不锈钢总消费量中的占比增加了 4 倍^[2]。考虑到现今市场对高质量耐腐蚀材料的大量需求和制造技术的进步, DSS 的竞争力日益增强。而传统的 DSS 加工方法, 如铸造、锻造、热轧和机械加工等, 在复杂形状零件制造方面具有一定的局限性, 且存在制造成本高、材料利用率较低等问题。

增材制造 (additive manufacturing, AM), 也称为 3D 打印, 是一种通过逐层堆积材料来制造三维物体的技术。因具有材料利用率高、制造周期短、设计灵活度高、可生产复杂几何形状等优点, 增材制造在过去的几十年中获得了广泛的关注。虽然增材制造技术也用于制造聚合物和陶瓷等, 但金属增材制造技术仍是近期发展中最为突出的研究方向^[3, 4]。根据 ISO/ASTM52900—2015 标准, 增材制造技术分为 7 种类型, 每种类型都有其独特的制造工艺。图 1 概述了常见金属增材制造类别和相应的制造工艺^[5]。

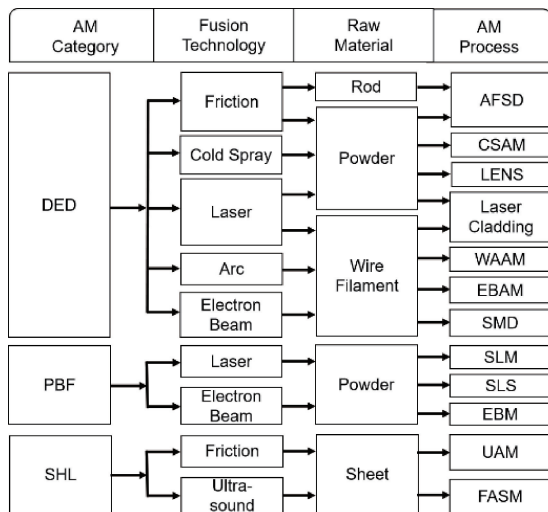


图 1 常见金属增材制造工艺的分类^[5]

Fig. 1 Classification of common metal additive manufacturing (AM) processes^[5]

DSS 的增材制造研究近年来刚刚开始, 仍处于起步阶段。目前, 线弧增材制造 (wire arc additive manufacturing, WAAM)、激光金属沉积 (laser metal deposition, LMD) 和激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 已用于制造 DSS。而在上述技术中, LPBF 技术能够以最高的精度进行近净成形。根据目前的文献, LPBF 制备的 DSS 的典型晶粒尺寸约为 1~10 μm , 远小于 LMD 和 WAAM^[6]。因此当前 DSS 增材制造研究趋势主要集中在 LPBF 工艺上, 以及研究热处理对 DSS 力学性能和微观结构变化的影响。如 He 等^[7]研究了 LPBF 工艺参数对铁素体到奥氏体相变的影响, 随着激光功率的降低和扫描速度的增加, 铁素体晶粒中较高的位错密度会导致晶内奥氏体晶粒尺寸较小。Shen 等^[8]研究了在不同温度下热处理对 LPBF 制备的 2205 DSS 的微观组织、力学性能和耐腐蚀性的影响。还有部分研究采用数值模拟的方法探究 LPBF 过程, Vanini 等^[9]模拟了不同熔炼状态下的 LPBF 过程, 首次阐明熔池长度与激光功率成正比。

目前, 针对 LPBF 制备 DSS 的系统性评述尚存在空白, 本文全面梳理了 LPBF 技术原理, DSS 微观组织演化, 力学性能与耐磨、耐腐蚀性等特征, 分析致密化、表面质量等关键挑战与解决措施, 并展望工艺优化、材料设计及数值模拟等未来发展方向, 旨在为该领域的工艺优化与材料性能调控提供坚实理论依据, 以推动 LPBF 技术在 DSS 复杂构件制造中的应用与发展。

2 双相不锈钢特性与 LPBF 技术原理

2.1 双相不锈钢材料学特性

图 2a 和 2b 为 DSS 的典型微观组织结构, 可以看出 DSS 由铁素体和奥氏体两相组成, 其理想的两相比约为 1:1 (通常为体积比), 该相组成能够形成良好的力学性能和耐腐蚀性组合^[10, 11]。DSS 中的合金元素分为两类: Cr 和 Mo 等铁素体形成元素, 以及 Ni 和 N 等奥氏体形成元素^[12]。与奥氏体不锈钢相比, DSS 的 Cr 浓度较高 (>19.5%, 质量分数), Ni 浓度通常较低 (3%~8.5%)。在 DSS 中形成奥氏体的趋势受 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 值的影响, 如图 2c 所示, 较高的 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 意味着形成铁素体的趋势较强, 形成奥氏体的趋势较弱, 反之亦然^[12]。如表 1 所示, 常见 DSS 的 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 范围为 1.7~3^[13]。根据图 2d 中的 Fe-Cr-Ni 伪二元

图, 由于 DSS 中较高的 Cr 含量, 首先由铁液凝固形成铁素体, 在金属温度低于铁素体固溶线温度时奥氏体从铁素体中形核^[10]。如图 2e 所示, 经过 1050~1100 °C 的固溶热处理后, 两相比可以调整为 1:1^[8], 且不会出现 σ 相。除了两相比外, DSS 的性能还与析出物相关, 主要包括 CrN 和 Cr₂N 等氮化物、M₇C₃ 和 M₂₃C₆ (M 为 Fe 或 Cr) 等碳化物, 以及 σ 、 χ 相等金属间化合物, 这些析出物对力学性能和耐腐蚀性有很大影响。因此, 稳定两相比并同时避免有害沉淀物产生至关重要。

DSS 的开发始于 1930 年代^[14, 15]。1929 年出现了第一款商业 DSS: 25Cr-5Ni, 与现代奥氏体不锈钢相比, DSS 中 Cr 含量的增加增强了抗晶间腐蚀能力, Mo 的添加增强了抗点蚀性。之后 25Cr-5Ni-1Mo、20Cr-8Ni-2.5Mo 等相继研发。随着 1935 年 Cu 的加入, 25Cr-5Ni-2.5Mo-2.5Cu 进一步提高了奥氏体相的稳定性。以上为第一代 DSS 的发明, 提高了耐腐蚀性以及降低了 Ni 含量, 但是第一代 DSS 的焊接性很差。自 1970 年代以来, 以 2205 为代表的第二代 DSS 被称为标准双相不锈钢 (standard duplex stainless steel), 通过降低 C, S 和 O 等杂质的含量, 有效抑制了有害沉淀物的形成。此外, 添加强奥氏体形

成元素 N 有助于在焊接后保持两相的平衡。以 2507 为代表的第三代 DSS, 称为超级双相不锈钢 (super duplex stainless steel)。它们的 C 含量更低, 奥氏体形成元素 (包括 N 和 Ni) 的含量更高, 因此实现了耐腐蚀性和焊接性的综合改善。在焊接过程中, 不平衡的两相比以及有害的沉淀物得到了极大的缓解。一些典型的 DSS 种类如表 1 所示, 其中精益双相不锈钢 (lean duplex stainless steel) 降低了昂贵的合金元素的含量并可保持优良的性能, 获得了更好的经济效益。超双相不锈钢 (hyper duplex stainless steel) 在超级双相不锈钢的基础上增加了 Cr, Mo, Co 等合金元素的含量, 性能更加优异。各种类型的 DSS 可以满足不同的应用要求, 并且作为腐蚀环境中使用的关键结构材料发挥着重要作用。DSS 焊接性能的提升也促进了其在增材制造方面的应用。

2.2 LPBF 工作原理及相关工艺参数

LPBF 是目前应用最为广泛的增材制造工艺之一。在该工艺中, 高度聚焦的激光束在计算机控制下按照设计的模式扫描预先铺展在粉末床上的金属粉末, 选择性地逐层熔化粉末床, 凝固的金属层层堆积最终形成三维零件, 其工作原理如图 3 所示^[16]。其中高能量密度激光的

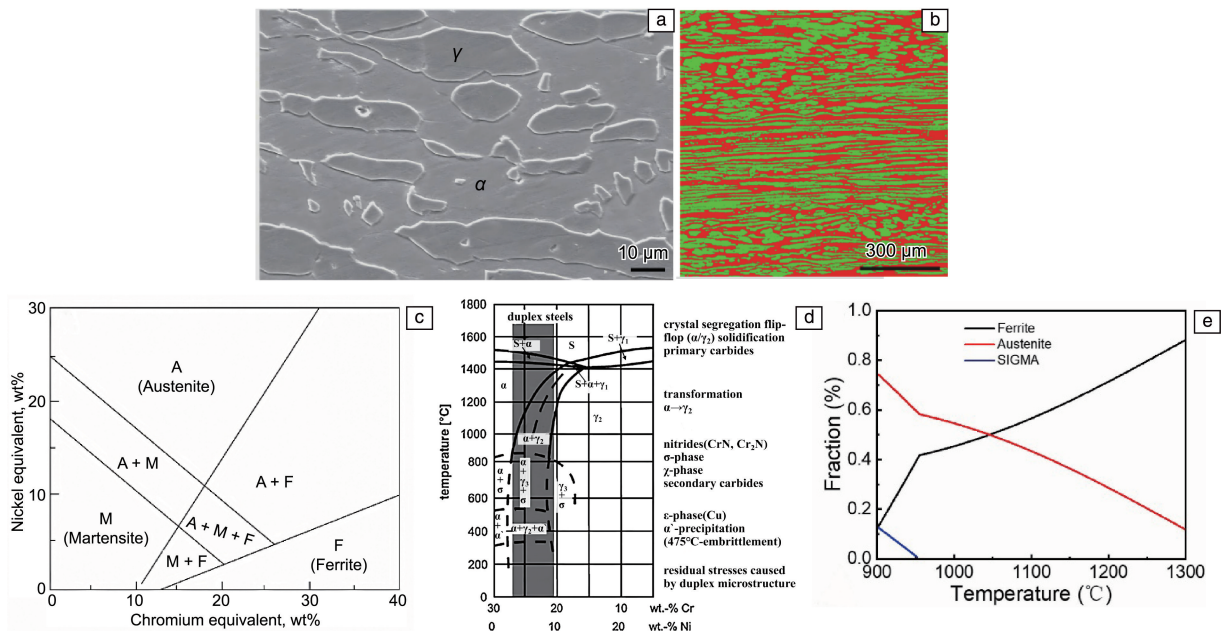


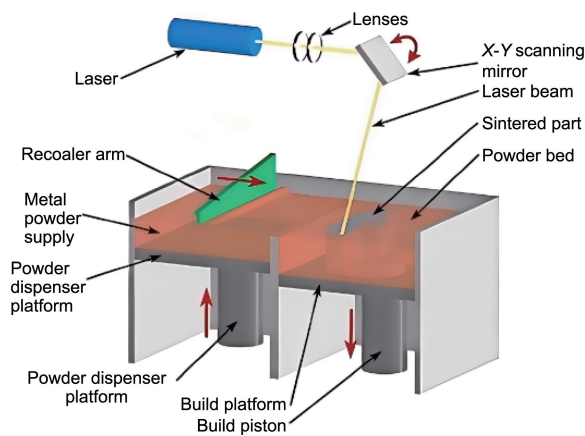
图 2 双相不锈钢 (DSS): (a) 2507 DSS 的微观结构^[10]; (b) 热轧后 2205 DSS 的 EBSD 相图, 图中红色是铁素体, 绿色是奥氏体^[11]; (c) DSS 的舍弗勒图, $Ni_{eq} = Ni + Co + 30C + 25N + 0.5Mn + 0.3Cu$ 和 $Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 5.5Al + 1.75Nb + 1.5Ti + 0.75W$ ^[12]; (d) 70% Fe 下的伪二元 Fe-Cr-Ni 相图^[10]; (e) 2205 DSS Thermo-Calc 的不同相分数模拟图^[8]

Fig. 2 Duplex stainless steels (DSS): (a) microstructure of 2507 DSS^[10]; (b) EBSD phase map of hot-rolled 2205 DSS, the red is ferrite and the green is austenite, respectively^[11]; (c) Schaeffler diagram of DSS, $Ni_{eq} = Ni + Co + 30C + 25N + 0.5Mn + 0.3Cu$, wt%, and $Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 5.5Al + 1.75Nb + 1.5Ti + 0.75W$, wt%^[12]; (d) pseudo-binary Fe-Cr-Ni phase diagram at 70wt% Fe^[10]; (e) different phase fraction of 2205 DSS Thermo-Calc simulation diagram^[8]

表 1 典型双相不锈钢的化学成分和 Cr_{eq}/Ni_{eq} [13]Table 1 Chemical composition and Cr_{eq}/Ni_{eq} of typical DSS (w%) [13]

Types	Lean	Standard	Super	Hyper
	2003	2205	2507	2707
Cr	19.5~22.5	22~23	24~26	26~29
Ni	3~4	4.5~6.5	6~8	5.5~9.5
Mo	1.5~2	3~3.5	3~5	4~5
N	0.14~0.2	0.14~0.2	0.24~0.32	0.3~0.5
Others	2Mn	2Mn	1.5Mn	1.5Mn, 0.5~2Co
Cr_{eq}/Ni_{eq}	2.7	2.5	2.1	1.7

聚焦是由振镜驱动的反射镜^[17]控制激光束的光栅运动发生的。在 LPBF 工艺中, 关键加工参数包括激光功率 P 、光斑直径 d_L 、扫描速度 V_s 、层厚 D_s 和扫描间距 H_s 。其中 d_L 为 30~100 μm 。LPBF 工艺中通常使用 3 个指标来评估能量输入, 第一个是能量强度 E_i ($E_i = 4P/\pi d_L^2$), 通常激光束功率会超过 100 W, 提供的能量强度 E_i 也会超过 10^6 W/cm^2 ^[18]。因此能量强度能够达到材料熔点, 实现金属的熔化与凝固。第二个是线能量输入 E_l ($E_l = P/V_s$), 第三个是激光能量密度 E_v ($E_v = P/(V_s \times H_s \times D_s)$), LPBF 工艺的加工参数对构件质量的影响通常可以归结于线能量输入与激光能量密度大小的影响。前者侧重于单位长度上的能量分布, 后者侧重于单位面积上的能量分布, 其本质都是通过控制“能量在空间与时间上的分布”, 从根源上决定构件的成形质量。与 WAAM 和 LMD 相比, LPBF 的热输入最低, 温度梯度最高, 冷却速率最快。

图 3 LPBF 工艺的工作原理示意图^[16]Fig. 3 Schematic diagram of working principle of LPBF process^[16]

在 LPBF 工艺中, 粉末均匀、稳定地铺展成薄层是保证成形质量的关键因素。该工艺对粉末的质量要求极为严格, 理想的粉末应呈规则球形、尺寸分布均匀、密度高、无气孔和夹杂物等缺陷^[19]。通常粉末的平均粒径

在 20~50 μm 之间。LPBF 粉末常通过气体雾化和等离子旋转电极工艺生产, 以确保粉末质量。对粉末的严格要求增加了材料成本, 但高能量密度的激光束以及高精度的粉末床给予了 LPBF 技术巨大的尺寸精度优势。

3 LPBF 技术制备双相不锈钢的组织与性能

3.1 微观组织演化

3.1.1 凝固过程

LPBF 过程受不同空间和时间尺度上发生的动力学和热力学机制的控制。当激光束击中粉末表面, 金属粉末升温由固态转变为液态, 形成熔融熔池, 并随着激光的移动形成连续的熔融轨迹。由于激光束扫描速度过快, 在熔池中产生的温度梯度较高, 熔池内的热传递主要由马兰戈尼对流效应(液体会从温度高的地方流向温度低的地方)决定^[20], 因此液态金属会从较热的激光点流向较冷的熔池后方, 其表现也受颗粒积累结构形成机制(如颗粒会通过相互作用逐渐聚集、沉积)的影响。当熔融熔池开始凝固时, 冶金微观结构也会随之建立。在传统焊接工艺中, 形核开始于熔合线中现有的母材晶粒, 这些晶粒向焊缝中心外延生长, 如图 4a^[21]。均匀形核通常需要更长的孕育时间, 而 LPBF 工艺中冷却速率相当快, 约为 $10^5 \sim 10^6 \text{ K/s}$ ^[17]。LPBF 工艺中钢的形核通常从母材金属晶粒表面和熔融熔池之间的固液界面处开始, 并指向熔融熔池本身的中心, 如图 4b 和 4c^[22], 同时观察到晶粒有穿过多个熔池生长的现象, 体现出很强的外延生长特征。晶粒在垂直于熔融熔池边界的方向上沿着最大温度梯度生长, 有利于形成最大程度的热量传递和最高的过冷度^[23]。

3.1.2 晶粒尺寸和形态

晶粒尺寸和形态是晶粒结构的两个最重要的属性^[24], 因为它们会影响增材制造金属零件的性能和适用性。LPBF 工艺中的凝固区域分为两个, 与激光束直接接触的熔合区和热影响区(heated affected zone, HAZ)^[17]。熔合区在熔融熔池中经历了高度复杂的动力学和热力学机制。LPBF 过程中的非平衡凝固条件导致了细晶粒亚稳态微观结构的形成^[20], 由于晶粒细化构件通常会拥有优异的力学性能。在热影响区中, 熔合区产生的热量不断向热影响区中传递, 熔合区位于当前扫描层下方, 远离激光热源, 但这些区域长时间暴露在重复加热和冷却循环中, 导致固相转变和晶粒粗化。晶体取向主要取决于扫描策略^[22]。在钢的 LPBF 过程中, 柱状晶的优先生长方向为 $\langle 100 \rangle$ 方向, 与构建方向(Z 轴)对齐, 如图 5c^[21]。在构建方向上的晶粒(图 5a)普遍较长, 呈现柱状晶特征, 而在横向上通常呈现等轴晶的特征(图 5b)^[25]。

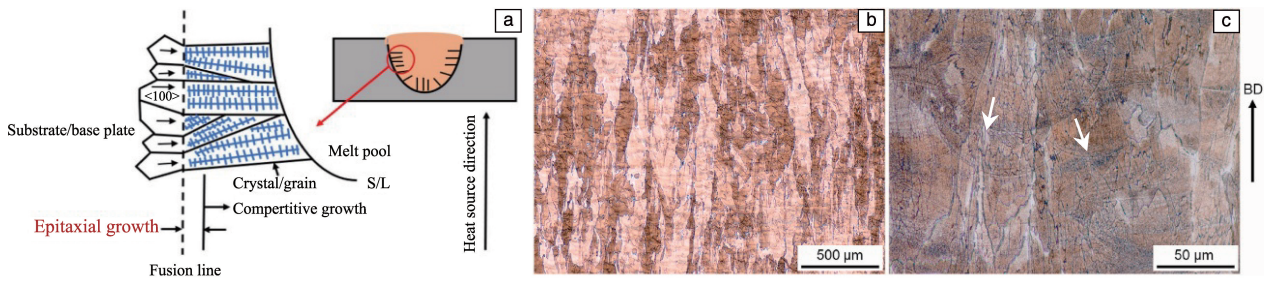


图 4 传统焊接中外延生长示意图(a)^[21]；LPBF 制备 2205 DSS 样品的典型光学显微照片，图 4c 中箭头为熔池边界(b, c)^[22]
 Fig. 4 Schematic illustration of epitaxial growth in conventional welding process (a)^[21]；typical optical micrographs of 2205 DSS samples prepared by LPBF, arrows in Fig. 4c showing the pool boundary(b, c)^[22]

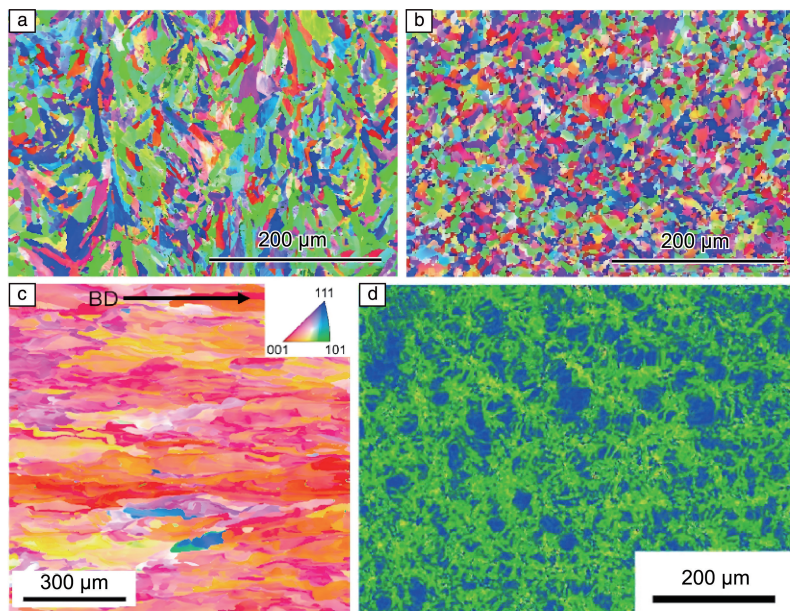


图 5 构建方向的细长晶粒(a)和横向的等轴晶粒(b)EBSD 相图^[25]；LPBF 制备 2205 DSS 样品中心区域的 EBSD IPF 面分布图(c)^[21]；LPBF 制备 DSS 样品的 GND 图(d)^[29]
 Fig. 5 EBSD phase maps of elongated grains in the build direction (a) and equiaxed grains in the transverse direction (b)^[25]；EBSD IPF map taken from the central region of 2205 DSS samples prepared by LPBF (c)^[21]；GND map of DSS sample prepared by LPBF (d)^[29]

LPBF 构件的晶粒尺寸主要由凝固温度范围内的冷却速率决定，而冷却速率主要取决于能量密度和扫描速度^[26]。高冷却速率导致晶粒细化，构件的强度和延展性也大大提升，晶粒尺寸对耐腐蚀性也有很大影响^[27]。据 Murkute 等^[28]报道，在 2507 DSS 的 LPBF 中，当扫描速度从 100 增加到 1000 mm/s 时，平均晶粒面积从 108 减小到 19 μm²。高冷却速率同时也会导致高内应力，从而使位错密度大大增加，如图 5d^[29]。由于铁素体和奥氏体晶粒在凝固过程中形成，在随后的快速冷却过程中，两者热膨胀系数和材料收缩的差异导致界面区域会产生明显的应力和应变。在冷却过程中，高应力状态会导致铁素体和奥氏体晶粒都逐渐细化，并且铁素体晶粒的细化速率明显高于奥氏体晶粒，但不会发生相变^[30]。Nie

等^[29]研究了 LPBF 制备 DSS 过程中位错的分布以及应变调节机制，发现构件中位错密度相当高，且由于不同的调节机制，铁素体中的位错密度要显著高于奥氏体。

3.1.3 相组成

在增材制造凝固过程中，首先形成高温铁素体相，随着温度的降低，部分铁素体通过包晶反应或共析反应转变为奥氏体相。两相比取决于化学成分和加工参数两个因素。化学成分对两相比的影响与传统铸造相似，奥氏体的形成趋势受 Cr_{eq}/Ni_{eq} 值的影响。对于加工参数的影响，以焊接为例，尤其是热输入相对较小的激光焊接，热影响区的快速冷却会导致铁素体过多^[31]。与焊接相比，LPBF 工艺中进行了多次重复加热。由于热输入小，通常会在 LPBF 生产的 DSS 部件中发现过多的铁素体

(图 6a)^[11], 甚至在 LPBF 生产的某些 DSS 零件中几乎看不到奥氏体相。如在对 DSS 的 LPBF 加工的首次研究中, 相对密度仅为 90%, 且微观结构几乎完全是铁素体, 仅在晶界处有少量奥氏体和氮化物^[32]。由于 LPBF 冷却速率快, 在 DSS 中通常会形成大量氮化物沉淀, 主要为 Cr_2N , 大多数在铁素体晶粒内沉淀, 也可以沿着铁素体晶界观察到一些晶间 Cr_2N , 如图 6c~6g 所示^[11]。Murkute 等^[28]发现, 在 2507 DSS 的 LPBF 期间, 随着扫描速度从 1000 降低到 100 mm/s, 奥氏体含量从 1.1% 增加到 10.7% (质量分数)。低扫描速度为从铁素体到奥氏体的相变提供了更多时间。激光能量输入越高, 冷却速率越慢, 奥氏体在高温下生长的时间就越长, 最终奥氏体分数就越高。

虽然通过调整加工参数可以改变两相比, 但 LPBF 构件微观结构中依然以铁素体为主。商用 DSS 的增材制造似乎很难仅通过调整加工参数来实现预期的两相比和微观结构的均匀分布。因此通常采用固溶后处理的方式来调节两相比并使微观结构的分布均匀化^[33], 如图 6b^[11]。Jiang 等^[34]使用两种定制的 DSS 粉末 22Cr 和 25Cr 研究了固溶处理对 LPBF 制备的 DSS 两相比的影响。结果发现, 固溶处理后, 22Cr 和 25Cr 的奥氏体与铁素体的比例由接近 100% 的铁素体恢复到 45:55 和 52:48。

3.2 力学性能

表 2 展示了不同加工条件下不同化学成分的 DSS 构件的力学性能^[14, 35-37], 可以看出 DSS 的硬度随化学成分和加工条件的变化而变化。奥氏体和铁素体的硬度随着其溶解合金元素的增加而增加^[38], 合金元素的扩散速率取决于温度和冷却速率, 合金元素的扩散会导致化学成分、微观结构和硬度的重新分布。硬度还会随两相比的变化而变化, 铁素体含量越高硬度越大。硬度也与晶粒大小和位错密度相关, 由于 LPBF 工艺冷却速率快和温度梯度大的特点, LPBF 制备 DSS 构件中晶粒细小并分布大量位错, 而晶粒越细小, 位错密度越大, 硬度越大。此外, 高冷却速率促进了 LPBF 过程中氮化物的形成, 次生脆相的析出也显著增加了硬度^[39]。以 2205 DSS 为例^[40], LPBF 样品的平均硬度为 419HV, 相比之下, 锻造 2205 DSS 的硬度为 267HV。热处理会在很大程度上影响合金元素的分布、两相比和次生相的形成, 因此对各种增材制造工艺产生的样品的硬度有很大影响^[41]。

一般来说, DSS 的拉伸强度比奥氏体不锈钢 (austenitic stainless steel, ASS) 高 1.5 倍^[42]。由于奥氏体和铁素体两个相的存在阻碍了彼此晶粒的生长, DSS 比 ASS 的晶粒尺寸要细得多, 因此 DSS 通常拥有更高的强度^[43]。

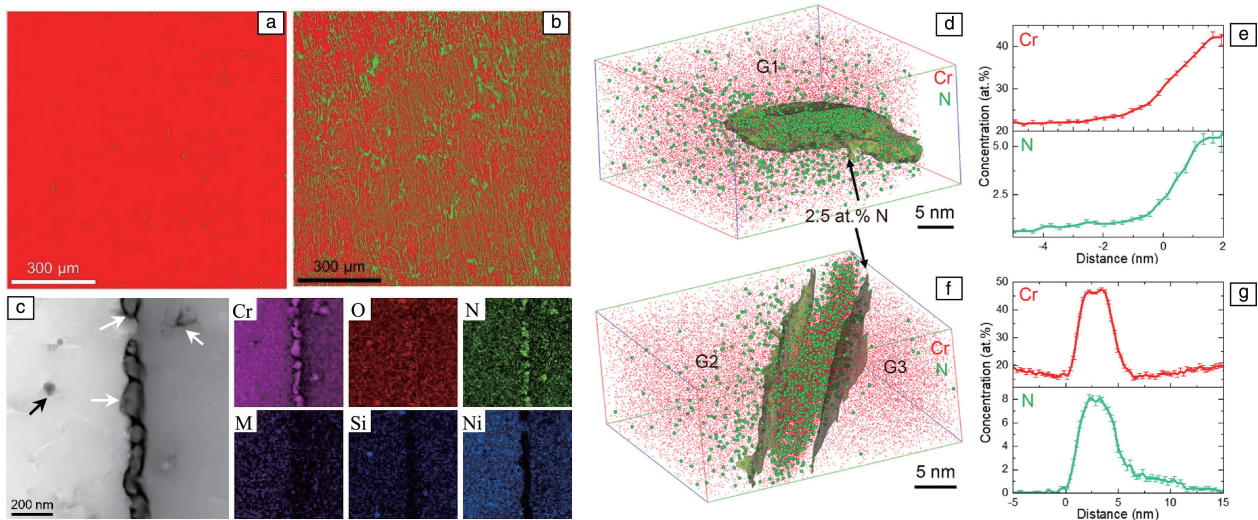


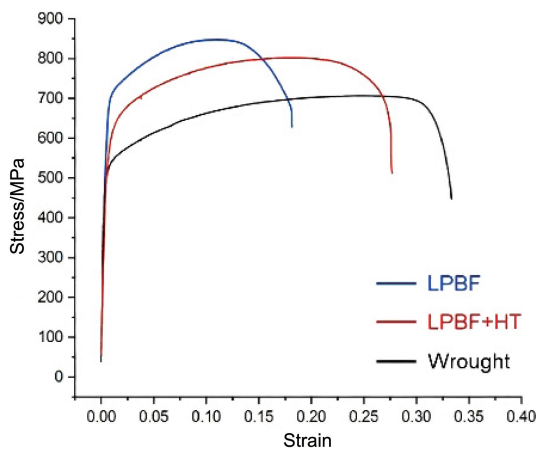
图 6 LPBF 2205 DSS 样品的 EBSD 相图 (a), 热处理后 LPBF 样品的 EBSD 相图, 红色是铁素体, 绿色是奥氏体 (b); LPBF 2205 DSS 样品微观结构晶内和晶间区域的 LAADF-STEM 图像及相应的元素信息, 白色箭头表示 Cr_2N 夹杂物, 黑色箭头表示一些典型的氧化夹杂物 (c); 铁素体晶粒和晶界中 Cr 和 N 的三维原子分布图 (d, f); 基于图 6d 和 6f 中 2.5% N 等浓度表面的近似图, G1、G2 和 G3 表示单个铁素体晶粒 (e, g)^[11]

Fig. 6 EBSD phase maps of as-built (a) and heat-treated (b) LPBF 2205 DSS where red is ferrite and green is austenite; LAADF-STEM images of the microstructure of the LPBF 2205 DSS samples in the intragranular and intergranular regions, where white arrows and black arrows show Cr_2N inclusions and typical oxide inclusions, respectively (c); 3D atom distribution maps of Cr and N in a ferrite grains and across grain boundary phase (d, f); approximate graph based on the 2.5at% N iso-concentration surfaces in Fig. 6d and 6f, G1, G2 and G3 indicate individual ferrite grains (e, g)^[11]

表 2 LPBF 制备 DSSs 的加工条件、微观结构和力学性能^[14, 35-37]Table 2 Processing conditions, microstructure and mechanical properties of DSSs fabricated by LPBF^[14, 35-37]

Materials	2205	2205	2205	2507	2507	2707
Heat input/(J/mm)	0.35	0.2~0.7	0.37	0.25	0.33	0.24
Shielding gas	Ar	N ₂	Ar	Ar	—	—
Relative density/%	99.6	97.7~98.7	99.13	98.71	99.48	98.2
Austenite percentage/vol%	1	0.7	1.4	0.01	1	0.2
Hardness(HV)	—	419	—	—	400	528.7
Ultimate tensile strength/MPa	940	872	1035	1173	1276	1493
Total elongation/%	12	11	15	18	15	13.2

由于奥氏体和铁素体本身具有不同的力学性能, 两相比的变化也会影响 DSS 的强度, 奥氏体可以容纳更多的塑性变形, 并提高 DSS 的延展性; 而随着铁素体含量的增加, DSS 强度增加, 但延展性和韧性降低, 反之亦然^[44]。根据表 2, LPBF 制备的 DSS 构件的拉伸强度很高, 大多超过 900 MPa, 但伸长率很低, 通常约为 10%, 其拉伸性能的表现与晶粒细小、铁素体相过多、氮化物沉淀和高位错密度有关。图 7 展示了 LPBF 样品、热处理后样品以及传统锻造(热轧)样品的拉伸性能^[21]。LPBF 制备的 DSS 构件展现出比热轧样品高得多的拉伸强度, 但拉伸率降低较多。通过热处理后, LPBF 制备的 DSS 构件恢复到了较好的综合力学性能。此外, 在金属中添加陶瓷纳米颗粒是实现强度-延展性协同增强的有效方法。Fang 等^[45]研究发现, 在 2507 DSS 中引入 TiC 颗粒, 热处理后 LPBF 构件的极限拉伸强度和延伸率分别为 982 MPa 和 22.4%, 而未添加 TiC 颗粒的构件的极限拉伸强度和延伸率分别 843 MPa 和 20.8%。

图 7 3D 打印(LPBF)样品、热处理后(LPBF+HT)样品和热轧样品的拉伸应力-应变曲线^[21]Fig. 7 Representative tensile stress-strain curves for as-printed (LPBF), heat treated (LPBF+HT) and hot-rolled samples^[21]

铁素体相的冲击韧性在温度降低到某一临界点时会突然下降, 即脆性转变温度(ductile-brittle transition temperature, DBTT)。冲击韧性常通过吸收能量和铁素体相的脆性转变温度来评估, 奥氏体相的冲击韧性随温度的变化没有明显变化, 即使在非常低的温度下, ASS 通常也具有出色的冲击韧性。DSS 的冲击韧性介于铁素体钢和 ASS 之间^[14], 随着 DSS 奥氏体百分比的增加, DSS 韧性增加, 反之亦然。Shang 等^[46]研究了 LPBF 构建的 2707 DSS 样品的拉伸性能和冲击韧性。根据简支梁 V 型缺口冲击试验, 尺寸为 55 mm×10 mm×10 mm 的矩形构件在室温下的吸收能量仅为 18 J, 构件中奥氏体的质量分数仅为 0.2%。1150 °C 固溶处理后, 铁素体与奥氏体的比值恢复到 61.4:38.6(积体比), 未观察到第二相, 吸收能量增加到 132 J。此外, 晶粒大小和织构类型对冲击韧性有着显著影响, 由于 DSS 在 LPBF 过程中存在优先生长方向, 其冲击韧性也表现出显著的各向异性。

疲劳性能是衡量 DSS 在交变载荷下可靠性的重要指标。较高的屈服强度通常会导致较高的疲劳强度。然而, 表面粗糙度和内部缺陷(如孔隙和未熔合)会显著影响 DSS 的疲劳强度^[47]。表面粗糙度过大会损害构件的疲劳强度, 而缺陷通常存在于应力集中区域, 极大地损害了疲劳强度^[35]。根据 Kunz 等^[48]的研究, 2205 DSS 的极限抗拉强度和屈服强度分别高达 865 和 773 MPa, 而疲劳强度仅为 203 MPa, 远低于砂型铸造试样的 367 MPa, 其原因是粉末颗粒附着和孔隙缺陷形成导致的高表面粗糙度。此外, 奥氏体相的塑性变形能力高于铁素体, 可吸收能量并降低缺口敏感性。而 LPBF 构件通常以铁素体为主, 具有较高的缺口敏感性。可采用表面改性和后热处理来改善 LPBF 样品的疲劳性能, 固溶处理通过改变两相比, 将疲劳强度从 203 提高到 372 MPa; 热等静压可使孔隙率显著降低, 进一步将疲劳强度提高到 470 MPa。

3.3 摩擦磨损性能

LPBF DSS 中主要的磨损现象源于预先存在的表面缺

陷, 这些缺陷会导致部件在较低的载荷下过早失效, 若熔池之间存在孔隙和裂纹, 将会引起材料剥落。表面质量在决定 LPBF 钢部件的力学、摩擦学性能方面起着关键作用。此外, LPBF DSS 的磨损率取决于构件中孔隙率的体积百分比^[25], 对于孔隙较多、密度较低的 LPBF 构件, 其磨损率比传统锻造 DSS 高 6%~17% (图 8a 和 8b)。如果 LPBF 制造的钢部件完全致密且表面缺陷数量较少, 则有可能实现与传统锻造 DSS 同等或更高的耐磨性。目前, 很难将 LPBF 加工零件的磨损和表面纹理特性与实际应用联系起来。然而, 要将 LPBF 的应用扩展到摩擦对中, 研究 LPBF 钢部件在各种接触条件下的磨损性能至关重要。陈旭斌等^[49]研究了在黄铜(软材料)和 38CrMoAl(硬材料)上 LPBF 钢部件的摩擦性能, 发现 LPBF 钢部件在软、硬材料上的磨损机制有所不同。Freitas 等^[50]研究了 LPBF 制备的 DSS 的摩擦性能, 与热轧试样相比, LPBF 样品的硬度和耐磨性略高(图 8c), 其中晶粒细化有利于提高样品的耐磨性, 减小接触时的塑性变形。在 LPBF 过程中, 较低的能量密度会导致破碎、粗糙和分散的多孔磨损表面, 过高的能量密度会导致熔滴飞溅并重新沉积在零件表面, 从而导致更高的表面粗糙度。除了可以通过选择优化的 LPBF 工艺参数外, 还可以采用激光重熔和合适的后处理方法来提高耐磨性和表面光洁度。

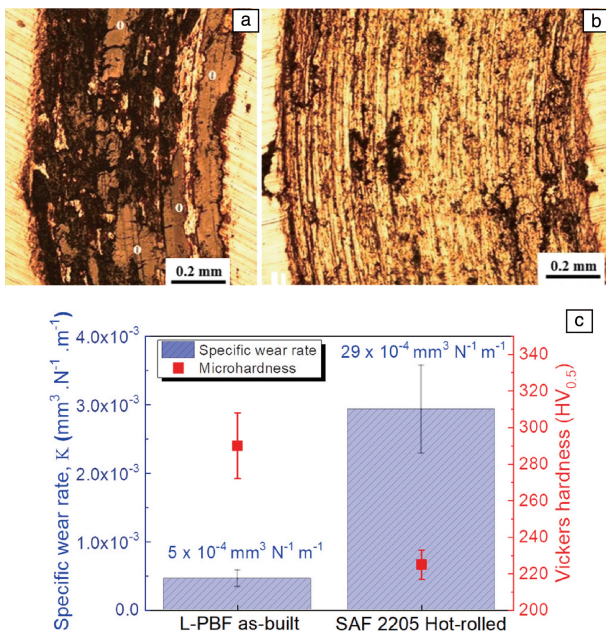


图 8 传统锻造钢材(a)和 LPBF 钢部件(b)的干磨损测试下磨损形貌比较^[25]; LPBF 样品和热轧样品的磨损和显微硬度结果(c)^[50]

Fig. 8 Comparison of wear morphology in dry wear test of conventional forged steel (a) and LPBF steel samples (b)^[25]; wear and microhardness results of the LPBF samples and hot-rolled samples (c)^[50]

3.4 耐腐蚀性能

众所周知, 表面保护层的形成是不锈钢具有非凡耐腐蚀性的原因。不锈钢的钝化膜由 Fe 和 Cr 的两层氧化物和氢氧化物组成^[51], 在钝化膜中起主要耐腐蚀作用的是 Cr 的化合物, 相反 Fe 的氧化物会对耐腐蚀性能有轻微的降低作用。不锈钢的耐腐蚀性能在很大程度上取决于钝化膜的生长和稳定性, 而钝化膜与不锈钢的化学成分、微观结构、腐蚀介质等相关。腐蚀是一个复杂的物理和化学过程, 可分为均匀腐蚀、晶间腐蚀、点蚀、缝隙腐蚀、应力腐蚀开裂等^[52]。

两相比对耐腐蚀性能的影响主要取决于两相中溶解的合金元素的含量^[53]。如 Cr 能提高 DSS 的耐腐蚀性和抗氧化性, Mo 能提高 DSS 的耐腐蚀性和高温强度等^[54], 这些元素的分布很大程度上取决于制造过程和制造后的热处理。抗点蚀当量数(pitting resistance equivalent number, PREN)可以用来评估合金元素对钢的耐腐蚀性的有益影响^[55], 较高的 PREN ($\text{PREN} = \text{Cr} + 3.3\text{Mo} + 16\text{N}$, 质量分数)表示钢具有更好的耐腐蚀性, DSS 中 PREN 值较低的相决定了其点蚀敏感性。在 DSS 早期开发阶段, 如果两相中合金元素的含量不同, DSS 的耐腐蚀性会下降, 因为两相可能会因电位差而在腐蚀介质中产生电流。考虑到在制造和使用过程中难以一直保持合金元素的等效含量, 两相比在一定程度上已成为 DSS 应用的一大关注点。然而, 也有研究人员表明, 即使两相比偏离理想的 1:1 或合金元素分布不均匀, DSS 的耐腐蚀性依然较好^[34]。

此外次生相的形成, 如 σ 相的沉淀, 会大大恶化耐腐蚀性。而 LPBF 构件的耐腐蚀性通常表现较好, 这可能与钝化膜较厚且不存在有害的次生相有关^[56]。一般 DSS 的耐腐蚀性随着晶粒尺寸的减小而降低, 细晶粒尺寸增加了高能晶界的面积, 从而加速了腐蚀^[57]。然而, 也有一些报道显示了相反的结论。Ma 等^[58]报道了搅拌摩擦焊引起的晶粒细化使 2507 DSS 的腐蚀电流从 8.26×10^{-7} 降低到 2.72×10^{-7} A/cm², 这是由于晶界面积扩大导致了钝化膜的增强。Lodhi 等^[59]发现, 与传统制造的不锈钢相比, 增材制造的不锈钢的钝化膜由于其更细的晶粒结构而在极端酸性介质中表现出更好的阻隔特性, 从而降低了腐蚀速率并提高了击穿电位。另外表面纹理对钝化膜的成分也有影响, 从而影响 DSS 的腐蚀行为。具有 $\langle 001 \rangle$ 织构的钝化膜是多孔结构, 且 NiO 较多而 Cr₂O₃ 较少, 保护性较差; 而具有 $\langle 111 \rangle$ 织构的钝化膜孔隙较少, Cr 氧化物较多, 因此具有更高的耐腐蚀性^[60]。

Nigon 等^[61]研究了构建方向和热处理对 LPBF 制备的 2205 DSS 耐腐蚀性的影响。尽管在不同构建方向和热处理下样品间存在明显的微观结构差异, 但所有 LPBF 样

品测得的耐点蚀性相似，且与 2205 DSS 锻造样品相当，这表明材料本身的化学成分是抗点蚀性的主要控制因素。Shen 等^[8]研究了不同温度热处理下 LPBF 2205 DSS 的耐腐蚀性，如图 9 所示，耐腐蚀性随热处理温度的升高呈先增加后降低的趋势。

在侵蚀腐蚀研究中，去除钝化膜后恢复钝化膜的能力也很重要。与传统方法相比，增材制造的生产机制完全不同，工艺参数对钝化膜的形成、稳定性和再生能力有较大影响。Kong 等^[62]发现，与传统方式相比，LPBF 样品的钝化膜更厚，这是由于在 LPBF 过程中形成了更

高的位错密度，它们是钝化膜生长的首选位点。此外还观察到热处理后腐蚀电位和钝化膜的厚度均降低。Laleh 等^[63]发现，LPBF 样品的钝化膜再生能力比传统制造的零件弱，这是由于加工过程中形成了较多的孔隙。当溶液被困在这些孔隙中时，孔内溶液的化学反应会阻碍钝化层的形成。

3.5 LPBF DSS 的应用领域

LPBF 技术制备的 DSS 凭借其优异的耐腐蚀性、高强度和良好的抗疲劳性能，在多个工业领域展现出了独特优势。图 10 展示了 LPBF DSS 的一些应用领域。在航空

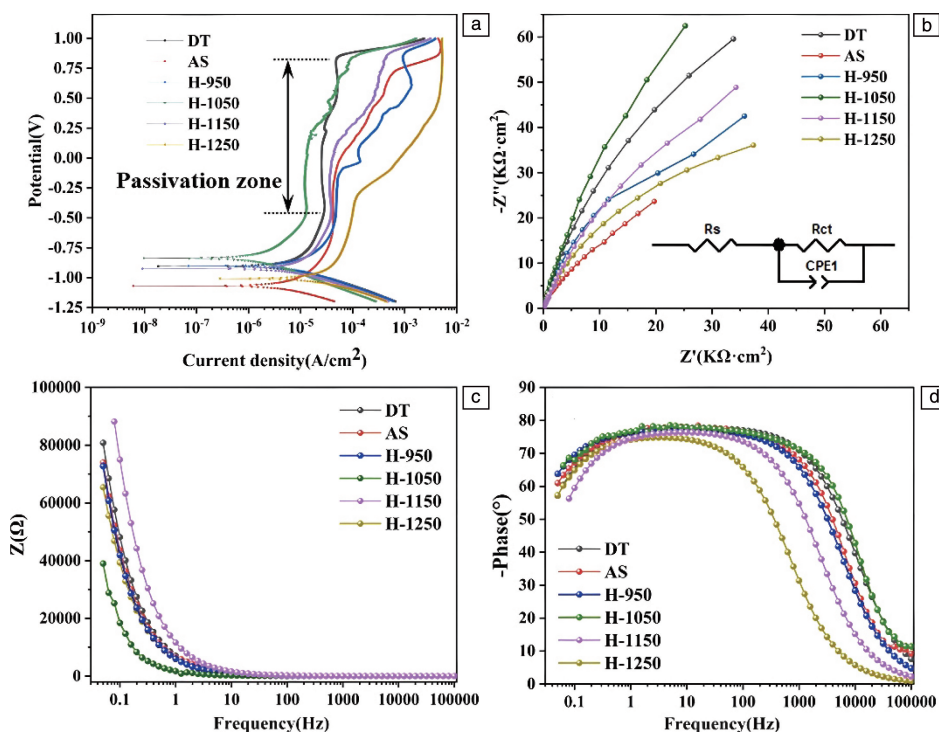


图 9 LPBF 2205 DSS 试样在人工海水溶液中的极化曲线(a)、奈奎斯特图(b)、波特图(c)和波特相图(d)^[8]

Fig. 9 Polarization curves (a), Nyquist (b), Bode (c) and Bode-phase plots (d) of different LPBF 2205 DSS samples in artificial seawater solution^[8]

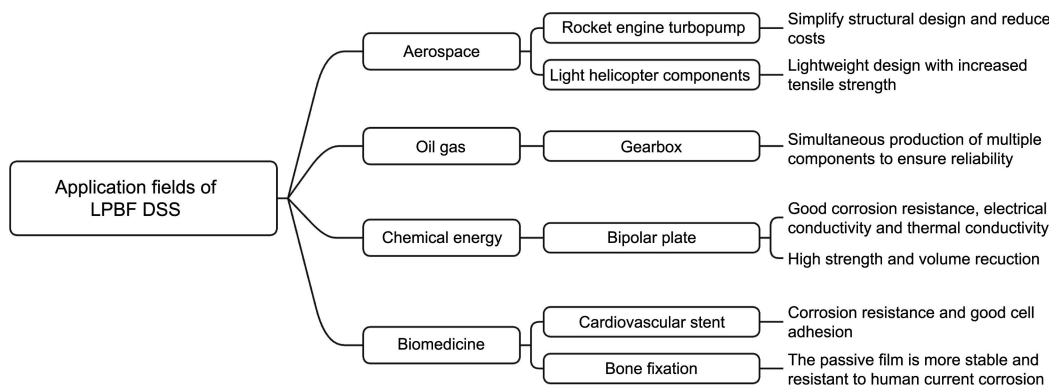


图 10 LPBF DSS 的应用领域

Fig. 10 The application area of LPBF DSS

航天领域,传统的制造工艺会产生大量的接头,从而降低了可靠性。采用 LPBF 与后热处理相结合生产的 DSS,可减少接头数量并提高整体可靠性。LPBF DSS 的使用范围正在迅速扩大,涵盖了关键航空航天部件的快速生产,如起落架、低温热交换器、推进器等^[64, 65]。在石油天然气领域,LPBF DSS 的快速原型样件制备具有显著潜力,可缩短零件开发周期。其在恶劣环境中的灵活性和适应性减少了对其他行业的依赖,尤其是在偏僻零件故障期间^[66]。在化工与能源行业中,理想的双极板材料具有优异的耐腐蚀性、高导电性和导热性等^[67]。与目前广泛使用的石墨板相比,DSS 可以满足大部分使用要求,且成本较低。此外,DSS 的高强度允许生产薄板,可大幅降低电池体积。但是双极板运行过程处于强酸环境中,对于此应用的 LPBF DSS,应确保零件在役时的耐用性。例如,在汽车行业,燃料电池应至少持续使用 3000~5000 h,且没有腐蚀侵蚀的迹象。在生物医疗方面,DSS 在医疗植入物中的应用已经大大增长,包括骨科骨固定装置(钢板、螺钉)和骨折修复的人造骨骼等^[68]。但人体内的电化学反应会导致这些部件腐蚀,影响其使用寿命,还会引起炎症和过敏反应。与传统材料相比,生物应用 LPBF DSS 的钝化膜更稳定,具有更好的阻隔特性,并且具有更好的细胞粘附能力^[69],但提高 LPBF DSS 在生物环境中的耐腐蚀性能仍需要更多的研究。

4 LPBF 制备 DSS 面临的挑战与解决措施

4.1 致密化

未熔合和孔隙是 DSS 增材制造过程中的常见缺陷,由于它们对性能的不利影响,需要将其最小化,通常通过检查 DSS 相对密度来评估。构件的相对密度根据激光能量输入大小而变化,如图 11 所示^[40]。在 LPBF 样品内部观察到包括未熔合和孔隙在内的缺陷,如图 12a~12d 所示^[70]。未熔合是由于热量输入不足导致熔合不完全造成的,表明扫描轨迹和粉末层之间存在不规则的空隙,如图 12a 和 12b 所示,该缺陷可以通过增加激光能量密度来消除。

增材制造过程中的孔隙有两种主要形成机制:冶金孔和锁孔。LPBF 熔池在密闭腔室中受到惰性气体保护,无需担心周围空气的夹杂导致的冶金孔隙。LPBF 产生的冶金孔隙主要来自粉末颗粒或保护气体,凝固过程中被截留的气体会产生微小的球形气孔,如图 12c 和 12d 所示。锁孔通常是球形的,其产生的原因是金属蒸气反冲压力会大大压低熔池表面,但同时表面张力具有使表面积最小化的自然趋势,从而阻止锁孔的形成。由于两种相反的作用力,熔池内锁孔的几何形状和液体流动变得

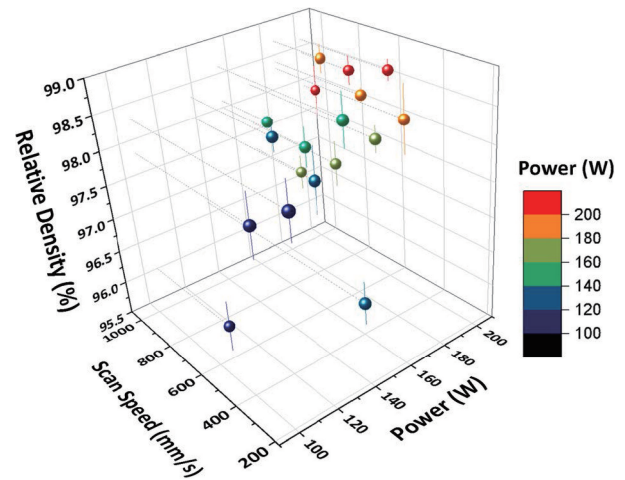


图 11 LPBF 2205 DSS 的参数优化与相对密度的关系^[40]

Fig. 11 Relationship between parameter optimization and relative density of LPBF 2205 DSS^[40]

非常不稳定,可能会引发锁孔坍塌,在沉积的金属内留下由截留的金属蒸气或保护气体组成的气孔^[71, 72]。锁孔孔隙的形成演变过程如图 12e 所示^[71]。LPBF 制造过程中形成的孔隙大多为锁孔,孔隙的形成与能量输入直接相关。能量输入太小会导致未熔合,过大会导致锁孔稳定产生,只有合适的能量输入才能获得高致密化构件。锁孔的性质使得几乎不可能消除 LPBF 部件中的所有锁孔^[40]。微小的孔隙对材料拉伸强度影响不大,但对其疲劳强度的破坏较大。此外,如果孔隙出现在表面,它们会自然成为点蚀的起始位置,从而降低耐腐蚀性。热等静压已成功应用于解决致密化问题,从而提高增材制造生产的 DSS 零件的性能^[48]。

4.2 表面质量

表面粗糙度不仅决定产品的外观,还在很大程度上影响疲劳性能和耐腐蚀性^[73]。LPBF 部件的表面粗糙度相对较小,约为数十微米。如有必要,通常可使用喷砂、蚀刻或激光重熔代替机械加工来提高表面质量^[74, 75]。加工工艺参数也会影响表面质量,如图 13a 所示,LPBF 部件的表面粗糙度随着能量密度的增加而降低^[40]。较低的能量输入会导致熔融金属液不足,熔池粘性增大,容易发生团聚现象,凝固后形成尺寸较大的凸起^[76]。由图 13b 可以看出,LPBF DSS 表面粗糙度随着扫描速度的增加而增加^[28],当激光功率一定时,随着扫描速度的增加,熔池的不稳定性显著提高,周围形成大量微米级的球形飞溅。因此,相对较高的能量输入和较低的扫描速度有利于提高 LPBF DSS 的表面质量。

4.3 残余应力和变形

热制造工艺通常都会产生残余应力,由于 LPBF 过程

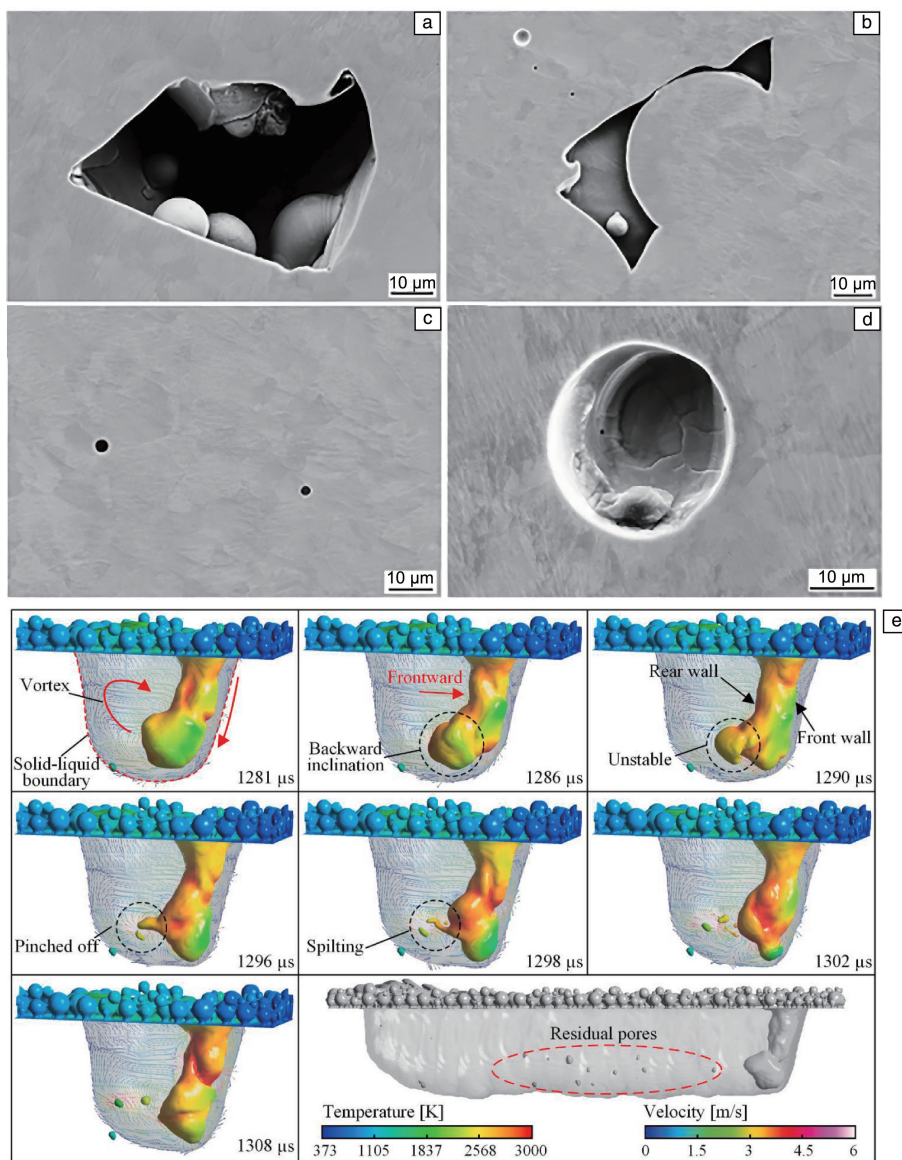


图 12 LPBF 样品中不同类型孔隙的 SEM 照片(a~d)^[70]，LPBF 过程中锁孔孔隙的演变过程(e)^[71]

Fig. 12 SEM images of different pores in LPBF samples (a~d)^[70]，the evolution of keyhole during LPBF (e)^[71]

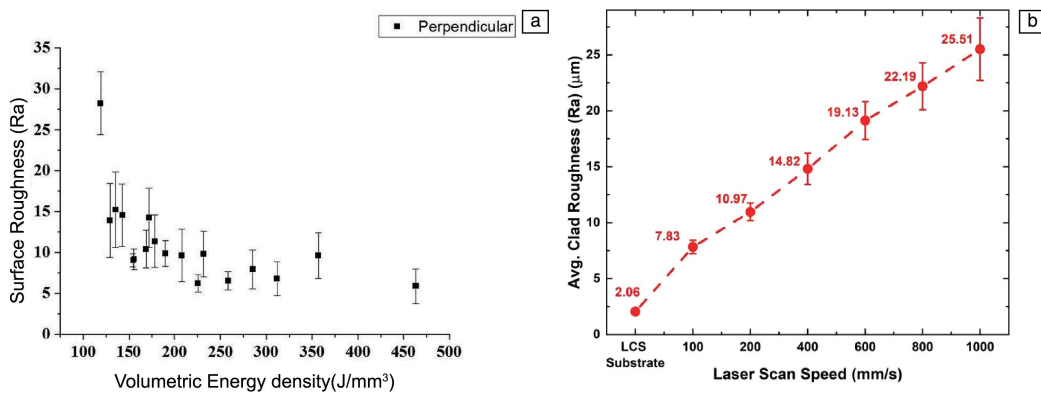


图 13 LPBF DSS 的表面粗糙度与能量密度的关系(a)^[40]，LPBF DSS 的表面粗糙度与扫描速度的关系(b)^[28]

Fig. 13 Relationship between surface roughness and energy density of LPBF DSS parts (a)^[40]，relationship between surface roughness and scanning speed of LPBF DSS parts (b)^[28]

中不均匀的温度分布，其生产的零件特别容易受到残余应力的影响。热应力通常由温度梯度或凝固材料中相邻激光熔化区的凝固诱导收缩引起，因此热应力的降低也会导致残余应力的减少。高热应力会导致表面缺陷的形成，这些缺陷通常发生在熔池周围。在极端情况下，较高的残余应力会导致 LPBF 生产的零件变形、收缩、开裂、翘曲和分层^[77]。图 14a 显示了 LPBF 生产的 2205

DSS 部件的残余应力分布^[56]，对圆柱形试样进行残余应力测量，圆柱形试样侧面表现出拉应力状态，试样内部大多表现出压应力状态，最大残余拉伸应力为 800 MPa。在 1000 °C 下热处理 5 min 后，应力水平大幅下降，同时在内部显示出拉应力，表面出现压应力，如图 14b 所示。残余应力对疲劳和耐腐蚀性的影响需要在实验和模拟方面进行进一步研究。

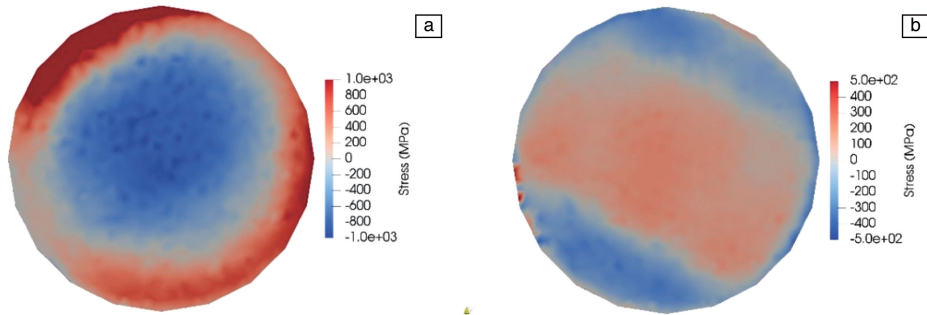


图 14 LPBF 2205 DSS 的残余应力分布^[56]：(a)3D 打印样品，(b)热处理后
Fig. 14 Residual stress distribution of LPBF 2205 DSS^[56]：(a) as-built, (b) after heat treatment

4.4 合金元素蒸发

由于熔池温度高，合金元素的蒸发损失可能相当大。蒸发损失量取决于蒸发通量、熔池表面积和持续时间^[78]。蒸发通量在很大程度上受能量强度的影响，蒸发损失随着热输入的增加而增加。各种元素的不同蒸发损失导致初始材料和最终构件之间的成分发生变化，从而直接影响构件的微观结构和性能^[79]。如图 15a 所示，LPBF

生产的 2507 DSS 随着扫描速度从 1000 降低到 100 mm/s，Cr 含量从 25.2%降低到 12.2%(质量分数)^[28]。图 15b 显示了 DSS 焊接过程中 N 损失的机制，主要是由于熔池和保护气体之间的 N 浓度不同而发生的，当从熔池到保护气体的浓度梯度为负时，N 元素从熔池逸出到大气中。为了有效补偿 N 的蒸发损失，可以使用含 N₂ 的保护气体^[80]。

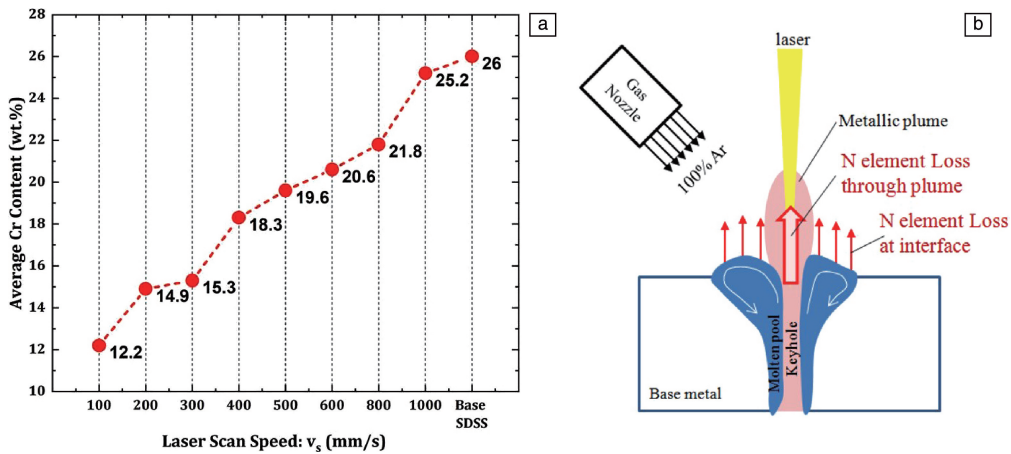


图 15 LPBF 过程中 Cr 元素含量的蒸发损失 (a)^[28]，激光焊接过程中 N 损失的机制 (b)^[80]
Fig. 15 Evaporation loss of Cr content in LPBF process (a)^[28]，mechanism of N loss in laser welding process (b)^[80]

5 结 语

双相不锈钢 (duplex stainless steel, DSS) 的激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 工艺越来越受欢

迎，其应用显著增长，在技术方面展现出先进性与新颖性，为制造复杂结构和多功能构件提供了新的途径。本文回顾了 LPBF 技术制备 DSS 的研究现状。

(1) 由于极高的冷却速率，LPBF DSS 的微观结构以

铁素体为主, 晶粒较细, 约为 1~10 μm 。在构建方向上呈柱状晶, 横向上呈等轴晶。加大热输入可以相应增加奥氏体百分比, 同时会影响材料的力学性能和耐腐蚀性。通常可通过固溶处理改善 LPBF DSS 两相比并使其微观结构均匀化。

(2) LPBF DSS 的力学性能由成形质量和微观结构决定。一般来说, LPBF DSS 的硬度和抗拉强度较高, 延展性较低, 主要是因为晶粒较细且铁素体含量高; 而微小缺陷的存在使其疲劳强度较低。

(3) LPBF DSS 的耐腐蚀性主要取决于化学成分、表面质量和微观结构。LPBF DSS 的表面质量相对较好, 且微观结构中不存在有害的次生相。因此 LPBF DSS 的耐腐蚀性较其他增材制造工艺要好。但由于孔隙的存在以及熔池温度高导致的合金元素蒸发(尤其是 Cr), 其耐腐蚀性通常与传统制造的同类产品相当或较差。

目前的研究趋势主要集中在 LPBF 工艺优化, 以及研究后处理对微观结构变化和力学性能的影响。针对其发展趋势提出如下展望。

(1) 目前使用的金属粉末并不是为增材制造工艺设计的, 并未考虑增材制造过程对 DSS 微观结构演变等特殊影响。为特定增材制造工艺进行 DSS 材料的制备有望提高产品性能并实现定制化性能。如对于 LPBF 工艺, 可在 DSS 材料中增加奥氏体形成元素的含量, 以平衡两相比。

(2) 数值模拟是了解机理、优化加工和预测性能的强大工具。增材制造过程的数值模拟发展非常迅速, 并取得了一些应用, 但到目前为止仍处于起步阶段。数值模拟可以提供增材制造过程中详细的温度演变, 有助于以更小的成本优化工艺参数, 还有利于预测熔池的几何形状、微观结构、表面质量和力学性能。

(3) 如今人工智能应用发展十分迅速, 可以利用人工智能模块分析历史数据, 预测最佳参数组合, 避免缺陷。还可以筛选金属材料配方, 预测性能, 加速材料研发。

参考文献 References

- [1] ATTAR H Z, FELLOWES J W, ROY M J, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2024, 55(5): 1600-1625.
- [2] ZITELLI C, FOLGARAIT P, DI SCHINO A. Metals[J], 2019, 9(7): 731.
- [3] 王岩, 李云哲, 刘世锋, 等. 中国材料进展[J], 2022, 41(4): 241-251.
WANG Y, LI Y Z, LIU S F, *et al.* Materials China[J], 2022, 41(4): 241-251.
- [4] 宋波, 张金良, 章媛洁, 等. 金属学报[J], 2023, 59(1): 1-15.
- [5] SONG B, ZHANG J L, ZHANG Y J, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J] 2023, 59(1): 1-15.
- [6] ZAINELABDEEN I H, ISMAIL L, MOHAMED O F, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2024, 909: 146833.
- [7] ATTAR H Z, ZHOU Y, ROY M J, *et al.* Electrochimica Acta[J], 2025, 534: 146564.
- [8] HE X Y, RIELLI V V, LIU Q, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2025, 107: 104825.
- [9] SHEN T, FENG L, SHAO Y, *et al.* Materials Today Communications [J], 2025, 44: 111919.
- [10] VANINI M, SEARLE S, VANMEENSEL K, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2024, 92: 104369.
- [11] MAURYA A K, PANDEY C, CHHIBBER R. International Journal of Pressure Vessels and Piping[J], 2021, 192: 104439.
- [12] HAGHDADI N, LALEH M, CHEN H, *et al.* Materials & Design[J], 2021, 212: 110260.
- [13] KAIN V. 5-Stress Corrosion Cracking (SCC) in Stainless Steels [M]//Stress Corrosion Cracking Theory and Practice. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011: 199-244.
- [14] ASTM A790/A790M-20. Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe[C]. Philadelphia, Pennsylvania: American Society for Testing and Materials, 2020.
- [15] ZHANG D, LIU A, YIN B, *et al.* Journal of Manufacturing Processes [J], 2022, 73: 496-517.
- [16] ALVAREZ-ARMAS I. Recent Patents on Mechanical Engineering[J], 2008, 1(1): 51-57.
- [17] GU D, SHI X, POPRAWA R, *et al.* Science[J], 2021, 372(6545): eabg1487.
- [18] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, *et al.* Progress in Materials Science[J], 2018, 92: 112-224.
- [19] HUANG G, WEI K, DENG J, *et al.* Journal of Manufacturing Processes[J], 2022, 83: 235-245.
- [20] LE T N, LO Y L. Materials & Design[J], 2019, 179: 107866.
- [21] PRASHANTH K G, ECKERT J. Journal of Alloys and Compounds [J], 2017, 707: 27-34.
- [22] HAGHDADI N, LEDERMUELLER C, CHEN H, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 835: 142695.
- [23] WANG C, ZHANG J, LIU L, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2011, 27(7): 668-672.
- [24] GU D. Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials [M]. Berlin Heidelberg: Springer, 2015.
- [25] TODARO C J, EASTON M A, QIU D, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2021, 37: 101632.
- [26] NARASIMHARAJU S R, ZENG W, SEE T L, *et al.* Journal of Manufacturing Processes[J], 2022, 75: 375-414.
- [27] TAN C, ZHOU K, KUANG M, *et al.* Science and Technology of Advanced Materials[J], 2018, 19(1): 746-758.
- [28] LI H, JIANG Z, ZHANG Z, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2009, 16(1): 58-61.

- [28] MURKUTE P, PASEBANI S, BURKAN ISGOR O. Scientific Reports [J], 2020, 10(1): 10162.
- [29] NIE Y J, YANG F, MENG L X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2024, 914: 147127.
- [30] ZHAO W, XIANG H, ZHAN X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2024, 901: 146572.
- [31] VERMA J, TAIWADE R V. Journal of Manufacturing Processes[J], 2017, 25: 134–152.
- [32] 杨智凯, 张欣悦, 易林, 等. 金属热处理[J], 2023, 48(5): 174–183.
YANG Z K, ZHANG X Y, YI L, *et al.* Heat Treatment of Metals[J], 2023, 48(5): 174–183.
- [33] TANG Y, DAI N, WU J, *et al.* Materials[J], 2019, 12(5): 738.
- [34] JIANG D, BIRBILIS N, HUTCHINSON C R, *et al.* Corrosion[J], 2020, 76(9): 871–883.
- [35] ZHAO W, XIANG H, ZHAN X, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2024, 33: 2113–2124.
- [36] XIE C, LI B, LIU G, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 26: 2070–2081.
- [37] ZHU X, DONG L, LI G, *et al.* Materials Science and Engineering: A [J], 2024, 913: 147084.
- [38] VIJAYALAKSHMI K, MUTHUPANDI V, JAYACHITRA R. Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 529: 447–451.
- [39] DAVIDSON K P, SINGAMNENI S B. Rapid Prototyping Journal[J], 2017, 23(6): 1146–1163.
- [40] NIGON G N, ISGOR O B, PASEBANI S. Optics & Laser Technology [J], 2021, 134: 106643.
- [41] IAMS A D, KEIST J S, PALMER T A. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2020, 51: 982–999.
- [42] HWANG H, PARK Y. Materials Transactions [J], 2009, 50(6): 1548–1552.
- [43] 胡建斌, 刘晓静, 王智勇, 等. 粉末冶金技术[J], 2023, 41(4): 302–306.
HU J B, LIU X J, WANG Z Y, *et al.* Powder Metallurgy Technology [J], 2023, 41(4): 302–306.
- [44] PAN M, ZHANG X, CHEN P, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 788: 139540.
- [45] FANG Y, KIM M K, ZHANG Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2025, 928: 148079.
- [46] SHANG F, CHEN X, WANG Z, *et al.* Metals [J], 2019, 9(9): 1012.
- [47] MOLAEI R, FATEMI A. Procedia Engineering[J], 2018, 213: 5–16.
- [48] KUNZ J, BOONTANOM A, HERZOG S, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 794: 139806.
- [49] 陈旭斌, 葛翔, 祝毅, 等. 机械工程学报[J], 2018, 54(3): 63–72.
CHEN X B, GE X, ZHU Y, *et al.* Journal of Mechanical Engineering [J], 2018, 54(3): 63–72.
- [50] FREITAS B J M, RODRIGUES L C M, CLAROS C A E, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 918: 165576.
- [51] MASSOUD T, MAURICE V, KLEIN L H, *et al.* Journal of the Electrochemical Society[J], 2013, 160(6): C232.
- [52] VERMA J, TAIWADE R V, KHATIRKAR R K, *et al.* Transactions of the Indian Institute of Metals[J], 2017, 70: 225–237.
- [53] LIPPOLD J C. Welding Metallurgy and Weldability[M]. New York: John Wiley & Sons, 2014.
- [54] TIAN H, CHENG X, WANG Y, *et al.* Electrochimica Acta [J], 2018, 267: 255–268.
- [55] TAHCHIEVA A B, LLORCA-ISERN N, CABRERA J M. Metals[J], 2019, 9(3): 347.
- [56] PAPULA S, SONG M, PATERAS A, *et al.* Materials[J], 2019, 12(15): 2468.
- [57] SOLEIMANI M, MIRZADEH H, DEGHANIAN C. Materials Research Express[J], 2020, 7(1): 016522.
- [58] MA C Y, ZHOU L, ZHANG R X, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2020, 9(4): 8296–8305.
- [59] LODHI M J K, DEEN K M, HAIDER W. Materialia[J], 2018, 2: 111–121.
- [60] ZHANG Y, CHENG F, WU S. Materials Characterization[J], 2021, 171: 110743.
- [61] NIGON G N, ISGOR O B, PASEBANI S. Journal of the Electrochemical Society[J], 2020, 167(14): 141508.
- [62] KONG D, DONG C, NI X, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2019, 35(7): 1499–1507.
- [63] LALEH M, HUGHES A E, XU W, *et al.* Corrosion Science [J], 2019, 155: 67–74.
- [64] 史玉升, 李瑞迪, 章文献, 等. 电加工与模具[J], 2010(S1): 67–72.
SHI Y S, LI R D, ZHANG W X, *et al.* Electromachining & Mould [J], 2010(S1): 67–72.
- [65] 郭朦, 戴延丰, 黄斌达. 中国激光[J], 2023, 50(16): 242–258.
GUO M, DAI Y F, HUANG B D. Chinese Journal of Lasers [J], 2023, 50(16): 242–258.
- [66] YAN J, FENG X, FENG Y, *et al.* Materials Today Communications [J], 2025, 44: 111803.
- [67] KARIMI S, FRASER N, ROBERTS B, *et al.* Advances in Materials Science and Engineering[J], 2012, 2012(1): 828070.
- [68] GATTO M L, SANTONI A, SANTECCHIA E, *et al.* Metals [J], 2023, 13(5): 949.
- [69] LODHI M J K, DEEN K M, GREENLEE-WACKER M C, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2019, 27: 8–19.
- [70] LALEH M, HUGHES A E, YANG S, *et al.* Corrosion Science [J], 2020, 165: 108394.
- [71] REN Z, FU G, LIU F, *et al.* Journal of Materials Research and Technology [J], 2024, 32: 1672–1682.
- [72] ZHAO C, PARAB N D, LI X, *et al.* Science [J], 2020, 370(6520): 1080–1086.
- [73] LEE S, PEGUES J W, SHAMSAEI N. International Journal of Fa-

- tigue[J], 2020, 141: 105856.
- [74] GU D D, MEINERS W, WISSENBACH K, *et al.* International Materials Reviews[J], 2012, 57(3): 133-164.
- [75] 朱静, 华宇婷, 贺庆升, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(5): 1932-1942.
- ZHU J, HUA Y T, HE Q S, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(5): 1932-1942.
- [76] ZHAO W, XIANG H L, WU C C, *et al.* Optics & Laser Technology [J], 2024, 172: 110536.
- [77] LI C, FU C H, GUO Y B, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2016, 229: 703-712.
- [78] WANG L, ZHANG Y, YAN W. Physical Review Applied[J], 2020, 14(6): 064039.
- [79] VALIENTE BERMEJO M A, THALAVAI PANDIAN K, AXELSSON B, *et al.* Welding in the World[J], 2021, 65: 525-541.
- [80] LAI R, CAI Y, WU Y, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2016, 231: 397-405.



特约撰稿人曹华堂

曹华堂: 男, 1987 年生, 华中科技大学教授、博士生导师, 国家级高层次人才和湖北省高层次人才入选者。2019 年博士毕业于荷兰格罗宁根大学, 2019~2022 年英国曼彻斯特大学博士后。2024 年任华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室教授, 主要从事功能防护涂层、高能束表面改性、摩擦学、金属智能成形与增材制造等研究工作。在 *Adv. Funct. Mater.*, *Sci. Mater.*, *Friction* 等期刊发表论文 90 余篇, 申请/授权发明专利 10 余项, 参编中文专著 1 部。担任 *Frontiers in Coatings*, *Dyes and Interface Engineering Materials*, *Advanced Equipment* 副编辑, *Advanced Materials Joining*, *Advanced Manufacturing*, 《特种铸造及有色合金》、《中国表面工程》、《金属加工(热加工)》等期刊青年编委, 长三角钢铁产业发展协会全国增材制造专家委员、湖北省铸造学会理事、湖北省复合材料学会理事、中国机械工程学会高级会员等。担任 *Scr. Mater.*, *Eng.*, *Mater. Sci. Eng. A* 等 30 余种期刊审稿人。