

Mo的原位合金化实现LPBF奥氏体钢向双相钢的转变

苗蕴卿¹, 李志杰^{1,2*}, 冯泉^{2,3}, 庄博文³, 潘妍燕¹

¹沈阳工业大学理学院, 辽宁 沈阳

²辽宁省复合金属纳米材料与磁性技术重点实验室, 辽宁 沈阳

³沈阳盛世五寰科技有限公司, 辽宁 沈阳

收稿日期: 2026年2月6日; 录用日期: 2026年2月28日; 发布日期: 2026年3月16日

摘要

为了解决321奥氏体不锈钢低强度和添加多数陶瓷相难以控制奥氏体-铁素体双向平衡导致延展性急剧下降的问题, 采用行星式球磨方法将Mo和321粉末混合并通过激光粉末床熔化技术(LPBF)使混合粉末原位合金化。并通过显微结构表征与力学性能测试对制备的321-Mo复合材料进行分析。研究发现: 添加3wt% Mo能达到奥氏体-铁素体双相平衡, 显著提升材料强度和硬度。抗拉强度由675 MPa提高到1237 MPa, 屈服强度由479 MPa提高到781 MPa, 硬度由289.6 HV提高到377.4 HV, 并保持良好延展性, 延展性为42.2%。该研究成果为开发具有独特微观结构和卓越性能的不锈钢材料提供了新思路。

关键词

LPBF, 321不锈钢, 原位合金化, 双相钢, 强塑协同

In-Situ Alloying of Mo Enables the Transformation of LPBF Austenitic Steel into Duplex Steel

Yunqing Miao¹, Zhijie Li^{1,2*}, Quan Feng^{2,3}, Bowen Zhuang³, Yanyan Pan¹

¹School of Science, Shenyang University of Technology, Shenyang Liaoning

²Key Laboratory of Composite Metal Nanomaterials and Magnetic Technology, Liaoning Province, Shenyang Liaoning

³Shenyang Shengshi Wuhuan Technology Co., Ltd., Shenyang Liaoning

Received: February 6, 2026; accepted: February 28, 2026; published: March 16, 2026

*通讯作者。

文章引用: 苗蕴卿, 李志杰, 冯泉, 庄博文, 潘妍燕. Mo 的原位合金化实现 LPBF 奥氏体钢向双相钢的转变[J]. 材料科学, 2026, 16(3): 71-84. DOI: 10.12677/ms.2026.163053

Abstract

To address the low strength of 321 austenitic stainless steel and the sharp reduction in ductility caused by the difficulty in controlling the austenite-ferrite two-phase equilibrium when adding multiple ceramic phases, the planetary ball milling method was employed to mix molybdenum (Mo) and 321 powder, followed by *in-situ* alloying through laser powder bed fusion (LPBF) technology. The prepared 321-Mo composite material was analyzed via microstructural characterization and mechanical property testing. The study revealed that adding 3wt% Mo achieves austenite-ferrite two-phase equilibrium, significantly enhancing material strength and hardness. Tensile strength increased from 675 MPa to 1237 MPa, yield strength rose from 479 MPa to 781 MPa, and hardness improved from 289.6 HV to 377.4 HV while maintaining excellent ductility. These findings provide new insights for developing stainless steel materials with unique microstructures and superior performance.

Keywords

LPBF, 321 Stainless Steel, *In-Situ* Alloying, Dual-Phase Steel, Synergistic Development of Strength and Plasticity

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

增材制造(AM)工艺主要包括激光粉末床熔化(LPBF)、电子束熔化(EBM)和定向能量沉积(DED)等[1]-[3]。其中,激光粉末床熔化(LPBF)是一种利用高功率密度激光熔化金属粉末的3D打印技术,通过扫描激光束作用下形成的熔池逐层融合,可直接制造出接近全密度的终端金属构件[4]-[8]。LPBF工艺具有极高的冷却速率($10^5\sim 10^7$ K/s)和复杂的热梯度[8],通常形成以超细胞状亚结构的粗大柱状晶组织为主导的各向异性微观结构[9]-[11],这导致了微观结构的不均匀性。此外,熔池中的高温梯度和复杂的热循环使材料容易产生气孔等内部缺陷[12]。通过调整激光功率、扫描速度、层厚、扫描间距等工艺参数,确保粉末充分熔融,从而实现全致密零件制造[13]。所以,激光粉末床熔化(LPBF)技术制备不锈钢已得到广泛研究。

奥氏体不锈钢因其卓越的耐腐蚀性、良好成型性、优异的延展性,在结构件和工业应用领域展现出巨大潜力[14]-[17]。现已广泛应用于航空航天和生物医学领域[18]。321不锈钢就是一种常见的奥氏体不锈钢,含有较高比例的铬(Cr)和镍(Ni),并添加了钛(Ti)元素。添加钛元素可以激活非均匀相成核并原位形成氧化钛颗粒[19],这些颗粒能阻碍含钢晶粒的外延生长以及增材制造中常见的严重织构化现象[20]。此外,当钛含量较低时,铁与钛之间会发生共晶反应。采用低钛溶质添加以实现晶粒细化,避免形成Laves相[21][22]。321的主要特点是优异的耐高温性能和抗氧化能力、良好的延展性和较低的成本。基于这些优势,321不锈钢有希望在未来取代316L不锈钢,从而降低生产成本。然而,321不锈钢硬度低、强度不足和耐磨性差等缺点限制了其更广泛的工业应用[23]-[26]。作为一种低碳含量的奥氏体不锈钢,321不锈钢无法通过热处理来提高其力学性能[27]。为了达到提高321不锈钢强度与硬度并保持良好延展性的目的,最有效的办法是通过添加并调控增强相的含量使其与基体原位合金化,从而达到奥氏体-铁素体

双相平衡。

与传统铸锻 321 不锈钢相比, LPBF 成形的 321 在保持良好延展性的同时, 其强度也远高于铸锻 321 [28] [29]。Wang 等[30]通过 Ti 和 Nb 的原位合金化使复合材料抗拉强度(UTS)从 629 MPa 提高到 1111 MPa。Zhai 等[1]通过添加 Ti 使复合材料抗拉强度(UTS)从 704 MPa 提高到 1069 MPa, 屈服强度从 581 MPa 提高到 817 MPa。本文通过添加 Mo 使复合材料抗拉强度从 675 MPa 到 1237 MPa, 屈服强度从 479 MPa 提高到 781 MPa。Mo 作为铁素体相的形成元素, 通过调节其含量可以使 321 不锈钢达到奥氏体-铁素体双相平衡, 构建双相组织[31]-[33], 进而达到强塑协同, 提高力学性能。

2. 材料与方法

2.1. 粉末制备

321 粉末(辽宁冠达新材料科技有限公司)材料化学成分如表 1 所示。该粉末具有接近球形的颗粒, 粒径分布为 5~20 μm , 如图 1(a)所示。研究使用的原材料是类球形钼粉颗粒(嘉迈新材料有限公司), 其等效球形尺寸分布为 1~5 μm , 如图 1(b)所示。

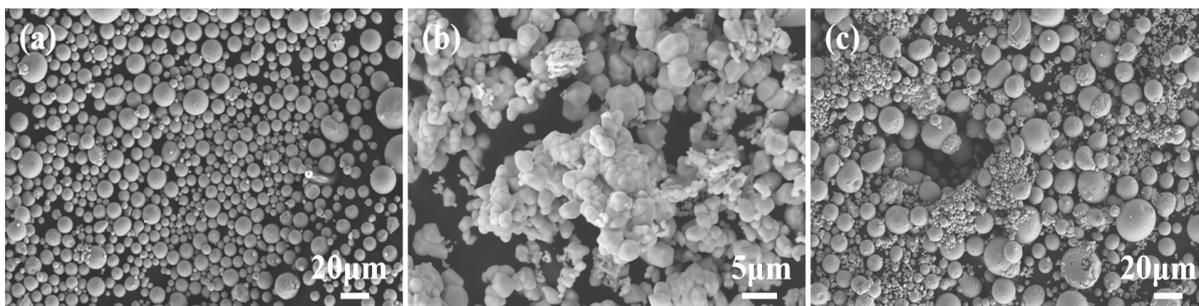


Figure 1. Morphology of composite powders: (a) 321, (b) Mo, (c) 321 composites

图 1. 复合粉末的形貌: (a) 321, (b) Mo 粉, (c) 321 复合材料

Table 1. Chemical composition of 321 powder (wt%)

表 1. 321 粉末化学成分表(wt%)

元素	Cr	Ni	Mn	Ti
标准值	17.0~19.0	9.0~12.0	<2.0	≥0.07
实测值	17.85	10.55	0.45	0.2
元素	C	S	Si	Fe
标准值	≤0.08	≤0.03	<1.0	Bal
实测值	0.035	0.0048	0.46	Bal

通过高能行星球磨机(YXQM-4L, MITR)以球与粉的重量比 2:1、盘转速 200 rpm 和研磨时间 2 h 的方法, 制备了三种不同含 2wt%、3wt%、4wt% Mo 颗粒的复合材料。球磨后, 混合粉末保持球形 Mo 颗粒镶嵌在 321 粉末上, 如图 1(c)所示。钼含量分别为 0、2、3 和 4wt%的复合粉末用于 LPBF 制备, 制备的样品分别定义为 321、321-2、321-3 和 321-4。

2.2. LPBF 处理

321 样品通过 HANS M260 LPBF 系统制备, 该系统配备了一台最大功率为 400 W 的 IPG 光纤激光

器, 激光光斑尺寸小于 $100\ \mu\text{m}$ 。加工参数包括激光功率(P)、扫描速度(v)、扫描间距(d)和层厚(e)。LPBF 过程中激光体能量密度 E (J/mm^3)可使用以下公式计算:

$$E = \frac{P}{vde} \quad (1)$$

当激光能量密度过低时, 粉末无法充分熔化, 反而会以粉末形态残留在成品中, 导致孔隙形成[34]。相反, 过高的激光能量密度会使熔池产生湍流, 伴随快速熔化和凝固过程, 从而在最终产品中形成气孔[35], 如图 2 所示。此外, 过高的激光能量密度还会引起熔化金属飞溅到未熔化的金属粉末上, 进而产生球化现象[36][37]。孔隙和球化问题会增大应力集中、降低样品表面质量, 导致样品的力学性能下降[38]。因此, 选取工艺参数对于减少微观缺陷和提升表面质量至关重要。此外, 样品采用蜿蜒扫描方式制备, 每层打印完成后扫描方向旋转 67° 。

在设计工艺实验时, 先设计实验, 对激光功率、扫描速度进行梯度设置, 以获得大致合适的能量密度区间, 如表 2 所示。其中激光功率 $240\sim 300\ \text{W}$, 扫描速度 $780\sim 900\ \text{mm}/\text{s}$, 扫描间距和单层厚度固定不变为 $0.1\ \text{mm}$ 和 $0.05\ \text{mm}$, 成形 $10\ \text{mm} \times 10\ \text{mm} \times 10\ \text{mm}$ 试样块。

成形后, 以试样块的致密度作为评价指标, 致密度越接近 100% , 代表着粉末熔融效果越好, 工艺参数越合适。通过阿基米德排水法进行致密度检测, 得到的结果如表 3 所示。通过表 3 得知最佳工艺参数: 激光功率为 $280\ \text{W}$, 扫描速度为 $820\ \text{mm}/\text{s}$, 扫描线间距为 $0.1\ \text{mm}$, 层厚为 $0.08\ \text{mm}$, 体能量密度 $E = 42.67\ \text{J}/\text{mm}^3$ 。

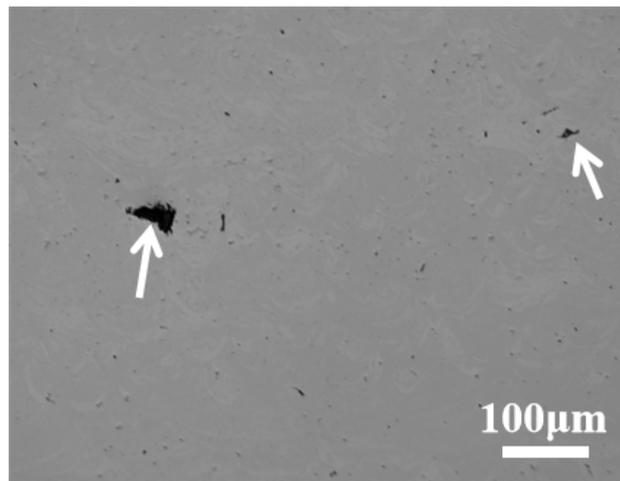


Figure 2. Hole defects in printing process
图 2. 打印过程中的孔洞缺陷

Table 2. Table of orthogonal experiment of 321
表 2. 321 实验设计表

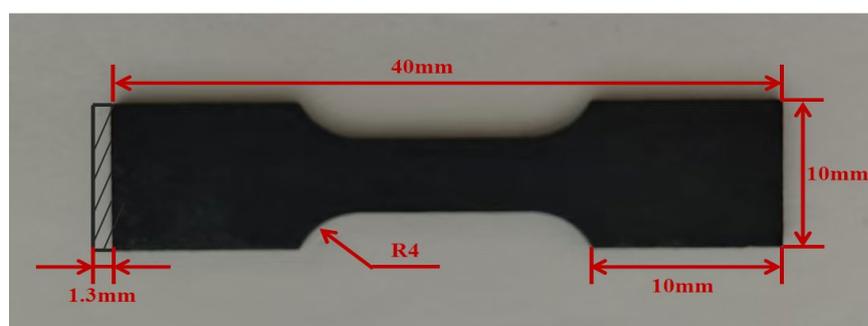
	激光功率/W	扫描速度/ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	扫描线间距/mm	层厚/mm
水平 1	240	780	0.1	0.08
水平 2	260	820	0.1	0.08
水平 3	280	860	0.1	0.08
水平 4	300	900	0.1	0.08

Table 3. Orthogonal experiment results of 321**表 3.** 321 实验设计结果

序号	激光功率/W	扫描速度/mm·s ⁻¹	扫描线间距/mm	层厚/mm	致密度
1	240	780			97.88
2	260	820			98.26
3	280	860			98.59
4	300	900			98.94
5	260	780			99.26
6	280	820			99.64
7	300	860			99.02
8	240	900	0.1	0.08	99.15
9	280	780			98.78
10	300	820			98.83
11	240	860			98.46
12	260	900			98.50
13	300	780			98.13
14	240	820			97.91
15	260	860			97.68
16	280	900			97.87

2.3. 测试与表征

对于拉伸试验, 采用电火花加工方法从制造部件上沿垂直和水平方向加工出规格尺寸为 40 mm (长) × 10 mm (宽) × 1.3 mm (厚) 的狗骨形拉伸试样, 如图 3 所示。样品经过自动抛光机、SiC 砂纸和 80 nm 金刚石抛光液的研磨和抛光处理, 表面质量通过光学显微镜(OM, WY-3230)表征, 之后通过阿基米德排水法计算其相对密度。

**Figure 3.** Geometry and photograph of LPBF-fabricated 321 and its composites**图 3.** LPBF 制造的 321 及 321-Mo 复合材料的几何形状

显微组织结构和断口形貌通过场发射扫描电子显微镜(SEM, 蔡司 Gemini-300)进行分析。在显微结构观察前, 样品用金属组织蚀刻液(10 g FeCl₃, 30 ml HCl 和 120 ml H₂O)蚀刻 15 s。最后, 物相组成和晶

体取向由 X 射线衍射仪(XRD, XRD-7000)和电子背散射衍射检测器(EBSD)研究。在进行 EBSD 检测前应对样品进行电解抛光, 电解抛光液组成为 20 ml HClO₄ 和 80 ml 乙醇, 电解电压为 12 V, 电流为 0.4 A, 电解时长为 30 s。EBSD 使用的步长、加速电压和电流分别为 0.75 μm、20 kV 和 10 nA, 数据通过 AZtec-Crystal 进行分析。

3. 结果与讨论

3.1. 微观表征

3.1.1. SEM 微观结构分析

图 4 为 321 及其复合材料的 SEM 图, 分别展示了通过 LPBF 制备的 321 和 321-Mo 复合材料的金相组织。如图 4 所示可知, 321 样品呈现单一的 γ -Fe 相, 因为 LPBF 快速冷却使熔池产生极大的过冷度, 此时奥氏体的自由能远低于平衡状态下的铁素体自由能, 使得奥氏体成为室温下的稳定相。此外, 321 不锈钢的加入 Ti 作为碳稳定化元素, LPBF 工艺虽快速冷却, 但熔池仍存在轻微的微区偏析, 而 Ti 的原子活性远高于 Cr, 会在熔凝过程中优先与钢中的 C 结合形成细小的 TiC 颗粒, 而非让 C 与 Cr 结合形成 Cr₂₃C₆。这一过程消除了 C 作为间隙原子对奥氏体晶格的畸变作用, 让奥氏体的晶格结构更稳定, 不会因 C 的偏析而诱发铁素体析出。

随着 Mo 元素的添加, 金相组织由单一 γ -Fe 转变为 γ -Fe 与 α -Fe 双相组织。这是因为 Mo 会在奥氏体晶界、晶内缺陷处产生微区成分偏析, 这些偏析区的 Creq(Cr 当量)更高, 成为铁素体的择优形核点, 大幅降低铁素体的形核能垒; 此外, Mo 会抑制奥氏体晶粒的长大, 使奥氏体晶界数量大幅增加, 而晶界是原子扩散快、缺陷多的区域, 既为铁素体提供更多形核点, 也加快了铁素体晶核的长大速度。在 Mo 的含量达到 4wt%时, 部分 α -Fe 转变成片状魏氏组织。这是由于 Mo 的强铁素体形成特性打破了钢的奥氏体 - 铁素体平衡, 使凝固及冷却过程中铁素体相变模式偏离正常析出, 转而以片状魏氏组织沿奥氏体晶界及晶内特定晶面<111>长大。

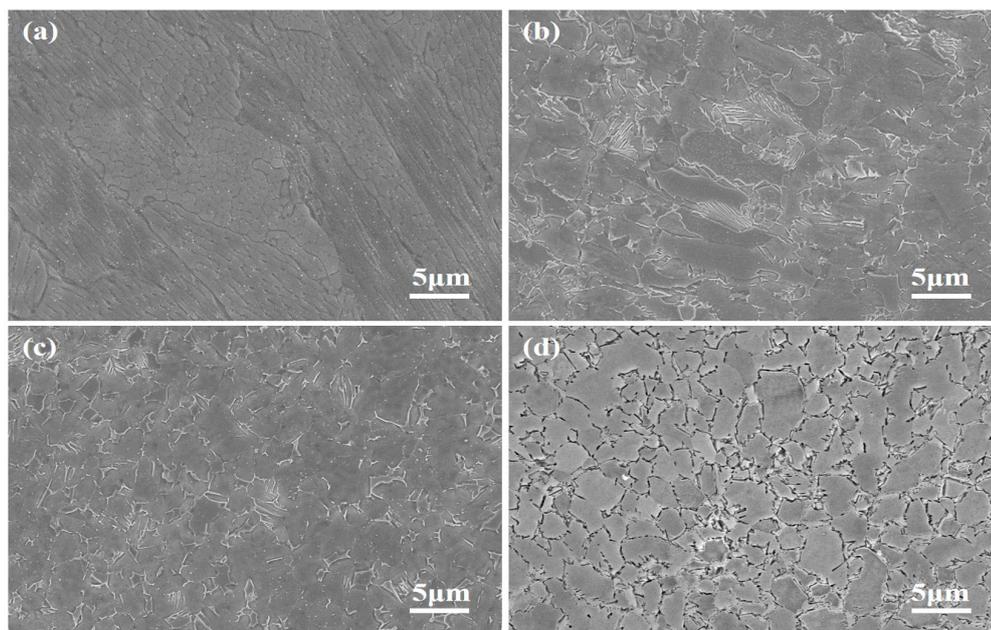


Figure 4. SEM images of LPBF fabricated 321 and its composites: (a) 321, (b) 321-2, (c) 321-3, (d) 321-4
图 4. LPBF 制造的 321 及其复合材料的 SEM 图: (a) 321, (b) 321-2, (c) 321-3, (d) 321-4

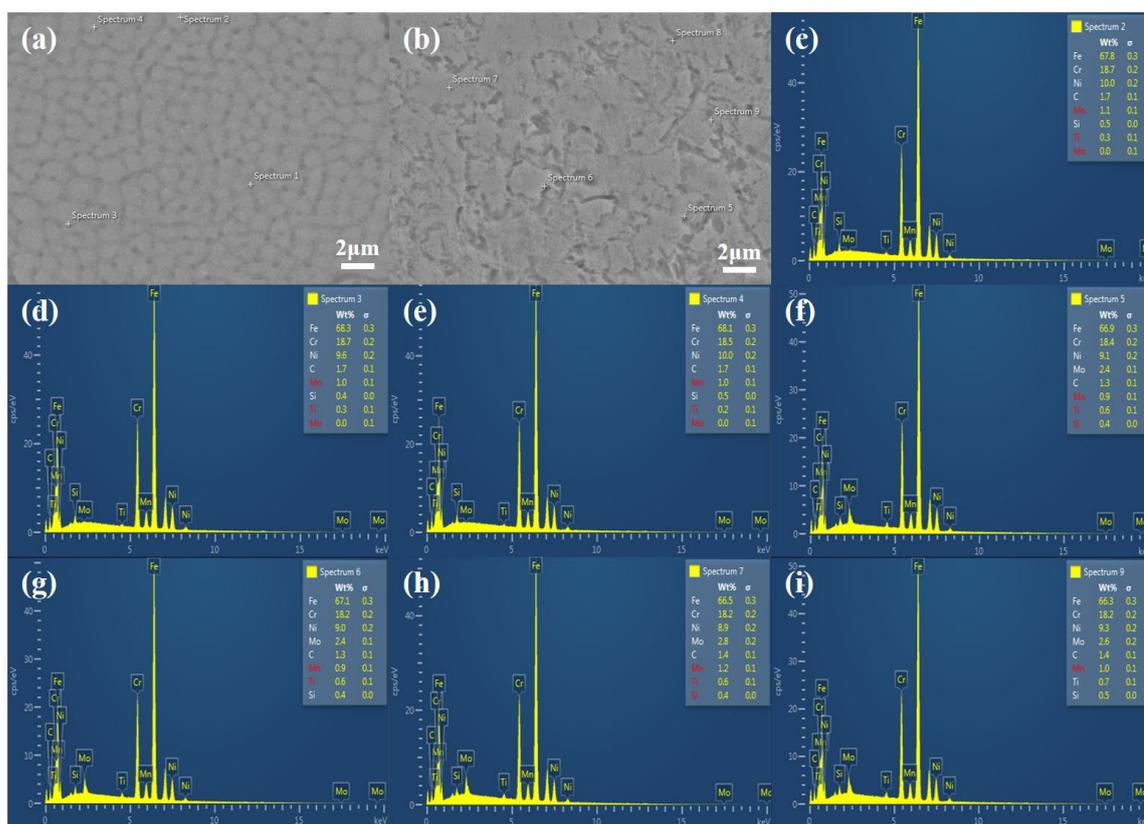


Figure 5. EDS mapping of LPBF fabricated 321 and its composites: (a) 321, (b) 321-Mo, (c)-(i) EDS mapping
图 5. LPBF 制造的 321 及其复合材料的 EDS 图: (a) 321, (b) 321-Mo, (c)-(i) EDS 图

图 5 为 321 及其复合材料的 EDS 能谱图。如图 5 所示, Mo 的加入可显著改变第二相粒子的尺寸与分布特征。Mo 能够降低 Ti、C、N 原子在奥氏体基体中的扩散速率,并在 Ti(C,N)晶界面处发生偏聚形成扩散阻挡层,从而提高第二相形核率、抑制粒子长大,使析出相尺寸明显细化。同时,如图 5(a)、(b) 所示, Mo 可减轻成分偏析,改善 C、N、Ti 的均匀性,减少第二相局部聚集与条带状分布,使组织更加均匀。此外,如图 5(c)-(i) 所示, Mo 可固溶进入 Ti(C,N)晶格,形成界面能更低、热力学更稳定的(Ti, Mo)(C,N)复合相,从而促进 Ti 化物在晶界缺陷位置的形核,最终使 Ti 化物优先并大量在晶界处析出。纳米级 Ti 化物在奥氏体基体中均匀弥散分布,可作为高强度的第二相粒子,有效阻碍位错的滑移,从而显著提高材料的强度。此外, Ti 化物在晶界处析出可有效钉扎晶界,提升晶界强度与热稳定性,抑制晶界滑移与迁移,提高材料的塑性。

3.1.2. XRD 分析

图 6 展示了 321 及其复合材料的 XRD 结果。如图 6 所示,纯 321 样品仅出现奥氏体 γ -Fe 衍射峰。当 Mo 添加量为 2wt% 时,在约 44.32° 检测到了铁素体的主峰。此外,在 64.47° 、 74.89° 和 98.06° 处也检测到铁素体峰。随着 Mo 元素含量的增加,由于 Mo 是促进铁素体相形成的元素,所以铁素体 α -Fe 衍射峰强度随之增强且铁素体相的峰比奥氏体相的峰更为显著。在添加 3wt% Mo 时, α -Fe 与 γ -Fe 衍射峰强度更为接近,即结晶度相近,从而更接近双相组织。

由于 Mo 的原子半径远大于 Fe 原子,当 Mo 溶入奥氏体的 FCC 晶格时,会产生强烈的晶格畸变,大幅提高 FCC 晶格的内应力,让奥氏体的结构稳定性下降;铁素体的 BCC 晶格间隙更大,能更好地容纳

Mo 原子，Mo 溶入后产生的晶格畸变更小，这是因为 BCC 晶格的结构稳定性远高于 FCC 晶格。

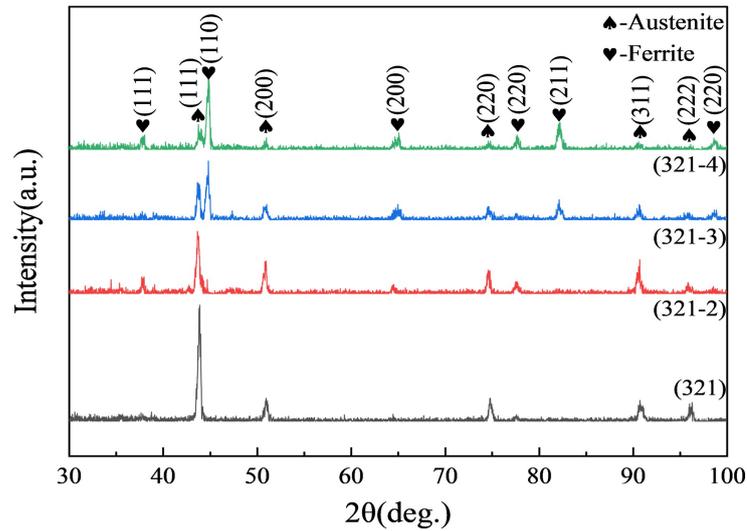


Figure 6. The XRD pattern of 321 and its composites

图 6. 321 及其复合材料的 XRD 图

3.1.3. EBSD 分析

图 7 和图 8 分别展示了 321 及其复合材料的反极图(IPF)和相分布图。如图 7 所示，随着 Mo 的添加，大多数柱状晶体转变为胞状晶体，晶粒尺寸减小。未添加 Mo 时，321 的晶粒尺寸为 $24.45\ \mu\text{m}$ 。加入 2wt%、3wt% 的 Mo 后，晶粒细化至 $3.43\ \mu\text{m}$ 和 $3.41\ \mu\text{m}$ 。这是因为在 LPBF 过程中，较小的液态熔池导致冷却速率加快，快速熔化和凝固会导致晶胞内几乎没有膨胀[39][40]。在 AM 工艺过程中，晶粒结构会受到两个关键因素的影响：温度梯度和凝固速率[41]。所以在熔池凝固过程中，Mo 颗粒作为异质成核位点，增加了成核与晶粒数量的比例导致晶粒细化。

321 的 IPF 图显示，晶粒主要沿 $\langle 101 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 方向生长。然而，与 321 的 IPF 图(图 7(a))相比，321-Mo 复合材料样品的 IPF 图(图 7(b)~(d))显示蓝色区域较少，绿色区域较大，这表明与 321 相比，复合材料中的 $\langle 101 \rangle$ 取向增强，而 $\langle 111 \rangle$ 取向减弱。这是因为 Mo 的激光吸收率和热导率高于 321，因此在马兰戈尼流的作用下，熔池中的 Mo 移动会改变热流的方向[42]。

如图 8 所示，在复合材料相分布中检测到了铁素体相，321、321-2、321-3 和 321-4 中的铁素体相含量分别为 0%、5.1%、57.8% 和 83.1%。这说明 Mo 作为铁素体相的重要组成元素，其含量变化可以影响奥氏体相与铁素体相的平衡。通常，不锈钢可根据 $\kappa = \text{Creq}/\text{Nieq}$ 的比值分为铁素体或奥氏体类型。其中 Creq (Cr 当量) 和 Nieq (Ni 当量) 的计算方法参考公式(2)和(3)。

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + 1.37 * \% \text{Mo} + 1.5 * \% \text{Si} + 2 * \% \text{Nb} + 3 * \% \text{Ti} \quad (2)$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 0.31 * \% \text{Mn} + 14.2 * \% \text{N} + 22 \% \text{C} + \% \text{Cu} \quad (3)$$

通过公式得知：Mo 含量增加导致 Creq 值增加，从而使 κ 值增加。总体而言，较高的 κ 值通常伴随着 321 不锈钢平均粒径的减小。此外，固溶于钢中的微合金元素会阻断所有扩散过程，且这种阻断作用随元素原子尺寸与铁原子尺寸的差异增大而增强。由于 Mo 原子尺寸与 Fe 原子存在显著差异，这种溶质原子拖曳效应在成形过程中促进晶粒细化，尤其能有效抑制熔池边界附近热影响区奥氏体晶粒的生长。

图 9 和图 10 为 321、321-2、321-3、321-4 用不同偏转角定义的边界(GB)图和核平均位错(KAM)图。

如图 9 所示, 随着 Mo 的添加 HAGB 的比例有所提高。321、321-2、321-3 和 321-4 的高角度晶界(HAGB)的比例分别为 66%、97.7%、98%和 97.4%, 这表明 Mo 元素的添加促进了 HAGB 的形成。由于 Mo 和 321 基体在复合合金中的热膨胀系数不同, 界面残余应力远高于纯 321, 这有助于促进 HAGB 的形成[42]。如图 10 所示, 321 样品的平均 KAM 值高于 321-Mo 复合材料的 KAM 值。这是因为 Mo 原位合金化后形成了较多的 HAGB, 然而, 具有较高 HAGB 密度的区域往往表现出较低的 KAM 值。这表明晶界特性会对位错行为和材料性能产生影响。

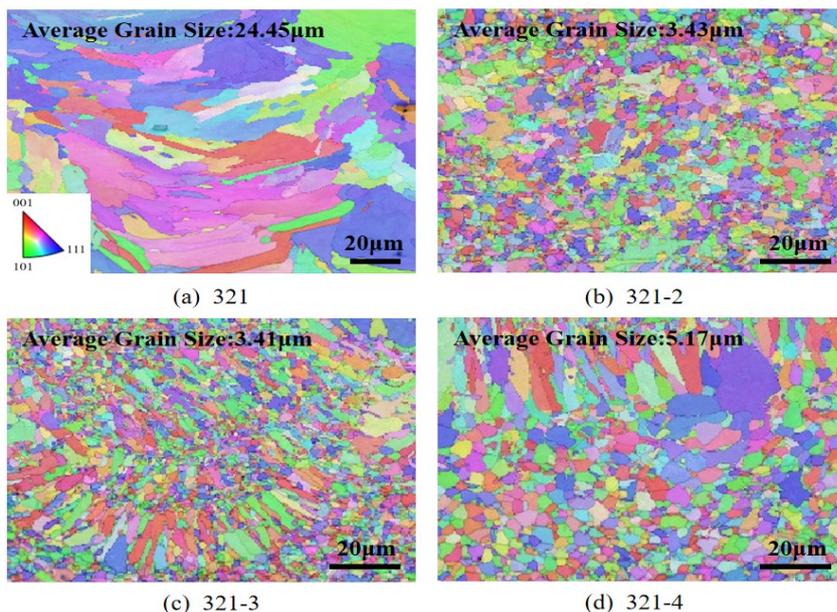


Figure 7. The IPF images of 321 and its composites

图 7. 321 及其复合材料的 IPF 图像

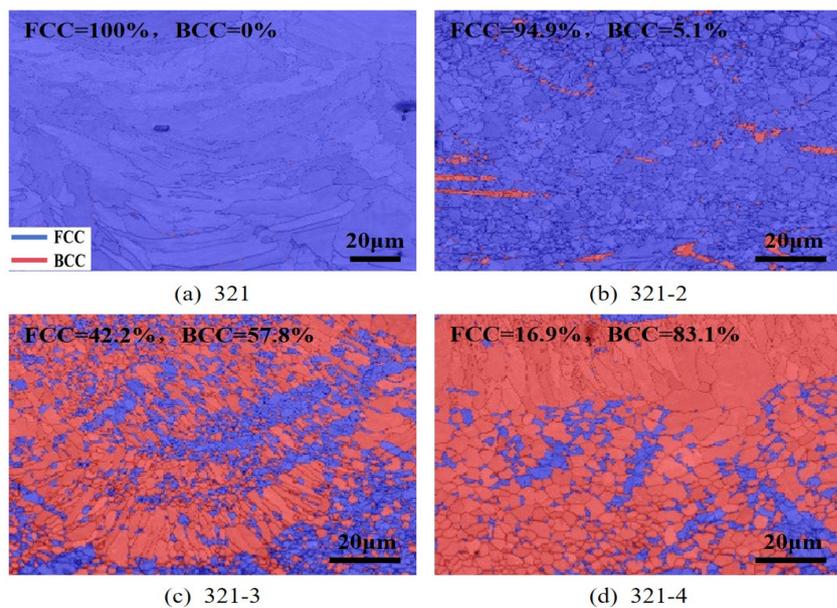


Figure 8. Phase diagram of 321 and its composites

图 8. 321 及其复合材料相分布图

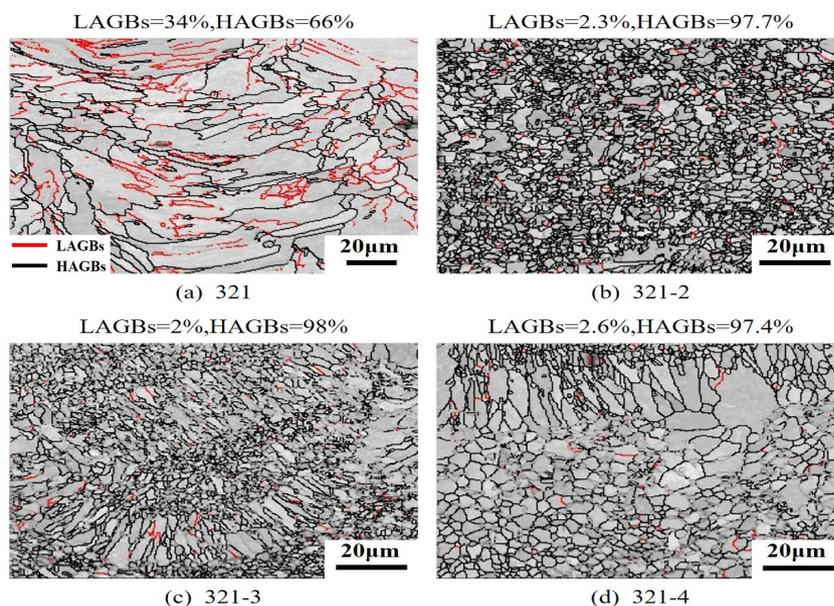


Figure 9. The grain boundary distribution images of 321 and its composites
图 9. 321 及其复合材料的晶界分布图

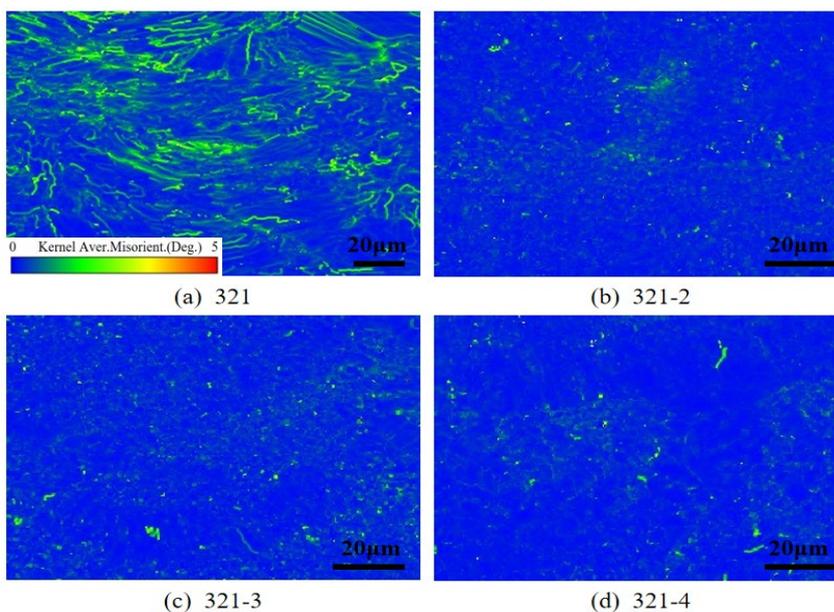


Figure 10. The KAM images of 321 and its composites
图 10. 321 及其复合材料的 KAM 图

3.2. 力学性能分析

图 11 为 LPBF-321、321-2、321-3 和 321-4 的拉伸曲线。力学性能如表 4 所示，其中通过锻造获得的 321 不锈钢设计标准值作为参考列出。从表 4 可以看出，LPBF-321 试样的力学性能显著超过了锻造 321 的设计标准。如图 11 和表 4 所示，Mo 元素的添加对 LPBF 制造的 Mo-321 复合材料的力学性能有显著影响。随着 Mo 元素质量分数从 0 增加到 4wt%，试样的拉伸强度从 675 MPa 提高到 1237 MPa，屈服强度从 479 MPa 提高到 781 MPa，分别提高了 83.3%和 61.3%。

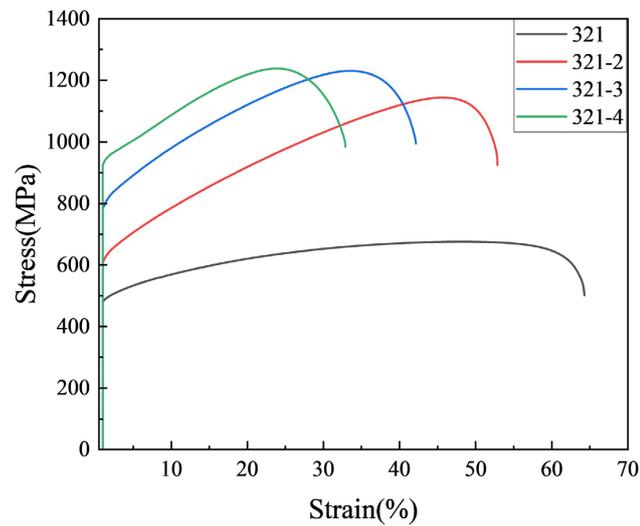


Figure 11. Mechanical properties of 321 and its composites
图 11. 321 及其复合材料力学性能曲线

Table 4. Mechanical properties of 321 and its composites

表 4. 321 及其复合材料力学性能表

样品	UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	MH (HV)
321	675	479	63.3	289.6
321-2	1141	626	51.8	312.9
321-3	1237	781	42.2	377.4
321-4	1245	925	31.9	386.1
锻造	520	205	40.5	226.5

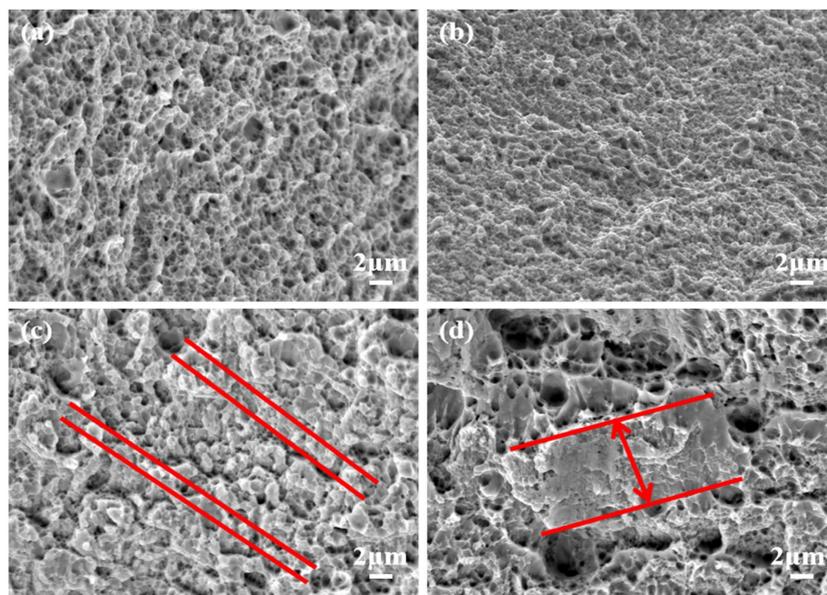


Figure 12. Fracture surface morphology of 321 and its composites: (a) 321, (b) 321-2, (c) 321-3, (d) 321-4
图 12. 321 及其复合材料断口形貌图: (a) 321, (b) 321-2, (c) 321-3, (d) 321-4

随着 Mo 元素含量的增加, Mo-321 复合材料的硬度也有所提升。321 的硬度为 289.6 HV, 而当 Mo 元素含量增加至 4wt% 时, 其硬度达到 386.1 HV。强度和硬度的提升归因于强化相的生成和晶粒细化, 这一点通过 EBSD 分析可以证实。然而, 随着 Mo 元素含量增加至 4wt%, 延伸率从 63.4% 下降到 30.9%, 这是由于铁素体相的脆性所致。

图 12 展示了 LPBF 制备的 321 和复合材料在拉伸测试后的断裂形态。如图 12 所示, 321 的断裂面呈现出典型的韧性断裂, 韧窝平均尺寸为 2 μm 。321-2 的断裂面上的韧窝开始变浅, 尺寸相较于 321 样品变小, 表明强度开始增强, 塑性开始下降。321-3 的断裂面上开始出现了脆性断裂带, 带宽小于 2 μm , 但韧窝尺寸不变。而对于 321-4, 脆性断裂带平均宽度达到 8 μm , 脆性断裂进一步加剧。综上所述, 随着 Mo 元素含量的增加, Mo-321 复合材料的强度得到了提升, 但塑性下降。

4. 结论

本研究为提高 321 不锈钢力学性能和实现奥氏体 - 铁素体双相平衡提供了新的思路, 系统阐述了通过 LPBF 加工形成的 321 不锈钢和 Mo 的复合材料的强化机制以及力学性能提高的程度。具体总结如下:

证明了铁素体形成的组分(钼)是微观结构细化过程的重要因素, 其中晶粒尺寸随 κ 值增加而减小。平均晶粒尺寸从 321 不锈钢的 24.45 μm 降至 321-3 复合材料的 3.41 μm 。

Mo 元素的加入促进了 321-Mo 复合材料中的高角度晶界(HAGB)生成。321 不锈钢和 321-Mo 复合材料中, HAGB 区域对应较低的 KAM 值。因此, 添加 Mo 元素可实现奥氏体与铁素体双相平衡, 添加 3wt% Mo 可以实现 60%铁素体-40%奥氏体最佳平衡状态。

强度和硬度大幅度提高(抗拉强度、屈服强度分别提高至原来的 1.8 倍、1.6 倍, 硬度提高至原来的 1.3 倍), 并保持良好的延展性(仍保持在 40%以上), 实现强塑协同。

综上所述, 在 321 基体中添加适量的 Mo 可通过细晶强化、固溶强化以及位错强化机制提高 321 的力学性能。

参考文献

- [1] Zhai, W., Zhou, W. and Nai, S.M.L. (2022) Grain Refinement of 316L Stainless Steel through *In-Situ* Alloying with Ti in Additive Manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, **840**, Article 142912. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142912>
- [2] Zheng, Q., Chen, H.S., Zhou, J., Wang, W., Xi, S.X. and Yuan, Y. (2023) Effect of Boron Element on Microstructure and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel Manufactured by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Research and Technology*, **26**, 3744-3755. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.08.148>
- [3] Zhang, K., Meng, J., Hu, Y., Chen, Z. and Liu, Y. (2024) Microstructure and Dynamic Deformation Mechanism of Laser Powder Bed Fusion of 316L-Containing Ti-6Al-4V with Dual-Phase Heterostructure. *Journal of Materials Research and Technology*, **33**, 5976-5986. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.227>
- [4] Luo, M., Wang, H., Rielli, V.V., Liao, X., Ringer, S.P., Primig, S., *et al.* (2025) Grain Boundary Character Evolution in Stainless Steel 316L Upon Laser Powder-Bed Fusion and Post-Process Heat Treatment. *Materials Science and Engineering: A*, **927**, Article 148029. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148029>
- [5] Zhao, C., Bai, Y., Yan, Q. and Li, B. (2025) Enhanced Corrosion Resistance of Laser Powder Bed Fusion 316L Stainless Steel by Modifying the Microstructure through Heat Treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, **36**, 7158-7171. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.05.001>
- [6] AlMangour, B., Grzesiak, D. and Jenn-MingYang, (2016) Selective Laser Melting of Tic Reinforced 316L Stainless Steel Matrix Nanocomposites: Influence of Starting Tic Particle Size and Volume Content. *Materials & Design*, **104**, 141-151. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.018>
- [7] AlMangour, B., Grzesiak, D. and Yang, J. (2017) Selective Laser Melting of Tib2/316L Stainless Steel Composites: The Roles of Powder Preparation and Hot Isostatic Pressing Post-treatment. *Powder Technology*, **309**, 37-48. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2016.12.073>
- [8] Wrobel, R., Del Guidice, L., Scheel, P., Abando, N., Maeder, X., Vassiliou, M., *et al.* (2024) Influence of Wall Thickness

- on Microstructure and Mechanical Properties of Thin-Walled 316L Stainless Steel Produced by Laser Powder Bed Fusion. *Materials & Design*, **238**, Article 112652. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.112652>
- [9] Zhai, W., Zhou, W. and Nai, S.M.L. (2022) *In-Situ* Formation of Tic Nanoparticles in Selective Laser Melting of 316L with Addition of Micron-sized Tic Particles. *Materials Science and Engineering: A*, **829**, Article 142179. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142179>
- [10] Yao, J., Tan, Q., Venezuela, J., Atrons, A. and Zhang, M. (2024) Additive Manufacturing of High-Strength Low-Alloy AISI 4340 Steel with an Optimal Strength-Ductility-Toughness Trade-Off. *Additive Manufacturing*, **94**, Article 104496. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104496>
- [11] Gargalis, L., Karavias, L., Graff, J.S., Diplas, S., Koumoulos, E.P. and Karaxi, E.K. (2023) Novel Powder Feedstock Towards Microstructure Engineering in Laser Powder Bed Fusion: A Case Study on Duplex/Super Duplex and Austenitic Stainless-Steel Alloys. *Metals*, **13**, Article 1546. <https://doi.org/10.3390/met13091546>
- [12] Gargalis, L., Karavias, L., Graff, J.S., Diplas, S., Koumoulos, E.P. and Karaxi, E.K. (2023) A Comparative Investigation of Duplex and Super Duplex Stainless Steels Processed through Laser Powder Bed Fusion. *Metals*, **13**, Article 1897. <https://doi.org/10.3390/met13111897>
- [13] Zhang, Z., Liu, G., Wang, A., Su, J., Ding, Y. and Ning, J. (2025) The Effects of Selective Laser Melting (SLM) Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic Nitrogen-Containing Stainless Steel. *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*, **10**, Article 100181. <https://doi.org/10.1016/j.jalmes.2025.100181>
- [14] Khairallah, S.A., Anderson, A.T., Rubenchik, A. and King, W.E. (2016) Laser Powder-Bed Fusion Additive Manufacturing: Physics of Complex Melt Flow and Formation Mechanisms of Pores, Spatter, and Denudation Zones. *Acta Materialia*, **108**, 36-45. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>
- [15] Javidi, M.J., Hosseini, S.M., Khodabakhshi, F., Mohammadi, M., Orovciik, L., Nagy Trembošová, V., *et al.* (2023) Laser Powder Bed Fusion of 316L Stainless Steel/Al₂O₃ Nanocomposites: Taguchi Analysis and Material Characterization. *Optics & Laser Technology*, **158**, Article 108883. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.108883>
- [16] Shin, W., Lee, T., Sohn, H., Kim, Y. and Park, C. (2025) Microstructural and Mechanical Properties Degradation of the Acceleration/Deceleration Zones in Stainless Steel 316L Fabricated by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Research and Technology*, **35**, 2215-2225. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.01.183>
- [17] Zhou, C., Hu, S., Shi, Q., Tao, H., Song, Y., Zheng, J., *et al.* (2020) Improvement of Corrosion Resistance of SS316L Manufactured by Selective Laser Melting through Subcritical Annealing. *Corrosion Science*, **164**, Article 108353. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108353>
- [18] Wang, C., Zhu, P., Wang, F., Lu, Y.H. and Shoji, T. (2022) Anisotropy of Microstructure and Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing. *Corrosion Science*, **206**, Article 110549. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110549>
- [19] Zhang, Y., Zhang, J., Yan, Q., Zhang, L., Wang, M., Song, B., *et al.* (2018) Amorphous Alloy Strengthened Stainless Steel Manufactured by Selective Laser Melting: Enhanced Strength and Improved Corrosion Resistance. *Scripta Materialia*, **148**, 20-23. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.01.016>
- [20] Haines, M.P., Peter, N.J., Babu, S.S. and Jäggle, E.A. (2020) *In-Situ* Synthesis of Oxides by Reactive Process Atmospheres during L-PBF of Stainless Steel. *Additive Manufacturing*, **33**, Article 101178. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101178>
- [21] Ikehata, H., Mayweg, D. and Jäggle, E. (2021) Grain Refinement of Fe-Ti Alloys Fabricated by Laser Powder Bed Fusion. *Materials & Design*, **204**, Article 109665. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109665>
- [22] Zhang, S., Jia, M., Wang, W., Hou, J. and Kuang, W. (2024) The Effects of Heat Treatment and Surface State on the Corrosion Resistance of Laser Powder Bed Fusion 304L Stainless Steel in 3.5 Wt% NaCl Solution. *Journal of Materials Research and Technology*, **29**, 5620-5632. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.025>
- [23] Haghdad, N., Breen, A.J., Chen, H., Theska, F., Davids, W.J., Liao, X.Z., *et al.* (2024) New Insights into the Character of Austenite-Ferrite Boundaries in an Additively Manufactured Duplex Stainless Steel. *Scripta Materialia*, **245**, Article 116049. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116049>
- [24] AlMangour, B., Kim, Y., Grzesiak, D. and Lee, K. (2019) Novel TiB₂-Reinforced 316L Stainless Steel Nanocomposites with Excellent Room- and High-Temperature Yield Strength Developed by Additive Manufacturing. *Composites Part B: Engineering*, **156**, 51-63. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.07.050>
- [25] Zhai, W., Zhu, Z., Zhou, W., Nai, S.M.L. and Wei, J. (2020) Selective Laser Melting of Dispersed Tic Particles Strengthened 316L Stainless Steel. *Composites Part B: Engineering*, **199**, Article 108291. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108291>
- [26] Zhong, Y., Liu, L., Zou, J., Li, X., Cui, D. and Shen, Z. (2020) Oxide Dispersion Strengthened Stainless Steel 316L with Superior Strength and Ductility by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Science & Technology*, **42**, 97-105. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.11.004>

- [27] Hu, Z., Guan, K., Qian, Z., Dong, J., Wu, J. and Ma, Z. (2022) Simultaneous Enhancement of Strength and Ductility in Selective Laser Melting Manufactured 316L Alloy by Employing Y₂O₃ Coated Spherical Powder as Precursor. *Journal of Alloys and Compounds*, **899**, Article 163262. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163262>
- [28] Kong, D., Dong, C., Ni, X., Zhang, L., Yao, J., Man, C., *et al.* (2019) Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel after Different Heat Treatment Processes. *Journal of Materials Science & Technology*, **35**, 1499-1507. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.003>
- [29] Bean, C., Wang, F., Charpagne, M.A., Villechaise, P., Valle, V., Agnew, S.R., *et al.* (2022) Heterogeneous Slip Localization in an Additively Manufactured 316L Stainless Steel. *International Journal of Plasticity*, **159**, Article 103436. <https://doi.org/10.1016/j.iplas.2022.103436>
- [30] Wang, Y., Xiao, B., Liang, X., Peng, H., Zhou, J. and Lin, F. (2025) Strengthened Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic 316L Stainless Steels by Grain Refinement and Solute Segregation. *Journal of Materials Research and Technology*, **34**, 552-565. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.12.086>
- [31] Teng, H., Tan, Z., Zhao, X., Fan, G., Yue, Z., Li, Z., *et al.* (2023) Simultaneously Enhanced Strength and Ductility in Graphene Nanosheet/Al-Cu-Mg Nano-Laminated Composites by Incorporating Coarse Domains. *Materials Research Letters*, **11**, 143-151. <https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2128917>
- [32] Tung, S., Hsu, T., Zhu, Y. and Tsai, M. (2024) Recrystallized Hard Zone and Resultant Tri-Modal Microstructure Produces Superior Mechanical Properties in a Single-Phase Heterostructured High-Entropy Alloy. *Acta Materialia*, **273**, Article 119957. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.119957>
- [33] Liu, T., Zhang, X., Song, W., Li, C., Wang, P., Li, D., *et al.* (2025) Dynamic Hetero-Deformation Induced Hardening through Strength Reversal between Hetero-Zones in Austenite-Ferrite Duplex Steel. *Acta Materialia*, **293**, Article 121120. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.121120>
- [34] Wei, H.L., Cao, Y., Liao, W.H. and Liu, T.T. (2020) Mechanisms on Inter-Track Void Formation and Phase Transformation during Laser Powder Bed Fusion of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, **34**, Article 101221. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101221>
- [35] Liu, C., Xue, X., Wang, Y., Zhang, H., Li, J., Lu, Y., *et al.* (2024) Investigation on the Characteristics of Porosity, Melt Pool in 316L Stainless Steel Manufactured by Laser Powder Bed Fusion. *Journal of Materials Research and Technology*, **32**, 1832-1844. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.028>
- [36] Guo, Q., Zhao, C., Escano, L.I., Young, Z., Xiong, L., Fezzaa, K., *et al.* (2018) Transient Dynamics of Powder Spattering in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing Process Revealed by *In-Situ* High-Speed High-Energy X-Ray Imaging. *Acta Materialia*, **151**, 169-180. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.036>
- [37] Wang, D., Wu, S., Fu, F., Mai, S., Yang, Y., Liu, Y., *et al.* (2017) Mechanisms and Characteristics of Spatter Generation in SLM Processing and Its Effect on the Properties. *Materials & Design*, **117**, 121-130. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.060>
- [38] Sanaei, N. and Fatemi, A. (2021) Defects in Additive Manufactured Metals and Their Effect on Fatigue Performance: A State-of-the-Art Review. *Progress in Materials Science*, **117**, Article 100724. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100724>
- [39] Yao, L., Huang, S., Ramamurty, U. and Xiao, Z. (2021) On the Formation of “Fish-Scale” Morphology with Curved Grain Interfacial Microstructures during Selective Laser Melting of Dissimilar Alloys. *Acta Materialia*, **220**, Article 117331. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117331>
- [40] Meng, X., Yan, J., Ou, B., He, Q., Zhang, Y. and Fang, S. (2023) Effect of Tac on Microstructure and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel by Selective Laser Melting. *Materials Characterization*, **202**, Article 112990. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112990>
- [41] Ren, C., Liang, T., Jin, S., Song, Z., Dan, X., Liu, Q., *et al.* (2025) Exceptional Strength and Antibacterial Durability in Hierarchically Structured Cu-Bearing 316L Stainless Steel through Additive Manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*, **36**, 5273-5285. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.04.220>
- [42] Chen, D., Pan, Q., Liu, Z., Zeng, S., Shi, Q., Peng, J., *et al.* (2024) Microstructural Evolution, Mechanical Properties and Tribological Behavior of Sic Reinforced 316L Matrix Composites Fabricated by Additive Manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*, **30**, 1889-1899. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.240>