

引用格式: 薛飒, 朱振, 兰剑, 等. 航空航天用激光增材制造金属构件热处理研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(6): 568-580.
XUE S, ZHU Z, LAN J, *et al.* Research Progress on Heat Treatment of Metal Components Manufactured by Laser Additive Manufacturing for Aerospace Applications[J]. Materials China, 2025, 44(6): 568-580.

航空航天用激光增材制造金属构件热处理研究进展

薛飒, 朱振, 兰剑, 赖运金, 左振博, 李少强

(西安欧中材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: 航空航天用金属构件需同时满足高性能、低成本、高可靠性等要求, 铝、钛、镍三类合金由于具有优异的综合性能成为航空航天领域重点发展材料, 也是激光增材制造中重要的应用材料。选区激光熔化技术成形精度高、生产效率高, 可获得近全致密的复杂结构金属构件, 是目前增材制造的研究热点。热处理是增材制造金属构件后处理环节中的主要步骤, 在调整组织及最终性能方面起着重要作用。重点介绍了近年来面向航空航天用选区激光熔化增材制造 Al-Si-Mg、Ti6Al4V 和 Inconel 718 合金构件热处理工艺的研究进展, 并对其未来发展方向进行了展望。

关键词: 选区激光熔化; 热处理; Al-Si-Mg; Ti6Al4V; Inconel 718

中图分类号: TG146; TG156 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)06-0568-13

Research Progress on Heat Treatment of Metal Components Manufactured by Laser Additive Manufacturing for Aerospace Applications

XUE Sa, ZHU Zhen, LAN Jian, LAI Yunjin, ZUO Zhenbo, LI Shaoqiang
(Xi'an Sino-Euro Materials Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

Abstract: Metal components for aerospace applications need to meet the requirements of high performance, low cost and high reliability simultaneously. Aluminum, titanium, and nickel alloys have become key materials in the aerospace field due to their excellent comprehensive properties, and they are also important application materials in laser additive manufacturing. The selective laser melting (SLM) technology offers high forming accuracy, high production efficiency, and the ability to produce nearly fully dense complex metal structures, making it a hotspot in current additive manufacturing research. The heat treatment is a major step in the post-processing for additive manufactured metal components, playing a crucial role in adjusting the microstructure and final performance. This paper focuses on the recent research progress in the heat treatment processes of Al-Si-Mg, Ti6Al4V and Inconel 718 alloy components manufactured by SLM for aerospace applications, and it provides an outlook on future development directions.

Key words: selective laser melting; heat treatment; Al-Si-Mg; Ti6Al4V; Inconel 718

1 前言

增材制造, 亦称 3D 打印, 与传统的制造技术及工艺相比, 能够突破传统制造方式的约束, 实现复杂结构件的制造^[1, 2]。激光增材制造因其能量密度高, 非常适用于难加工金属的制造, 能够直接制备出具有复杂三维形

状的金属构件, 如航空航天领域采用的钛合金、高温合金等复杂结构件。在激光增材制造中, 选区激光熔化 (selective laser melting, SLM)^[3] 技术成形精度高, 可以直接成形出近乎全致密且性能良好的金属零件, 对特殊复杂结构制造的零件适用程度高, 针对中小型复杂构件直接精密净成形具有较大的潜力, 尤其在航空航天等高端制造领域具有广阔的应用及发展前景^[4]。

在航空航天领域, 金属构件必须同时满足高性能、低成本、高可靠性等要求, 以铝、钛合金为代表的轻质高强合金、以镍基高温合金为代表的承载耐热合金, 是航空航天领域重点发展的金属材料, 也是激光增材制造

收稿日期: 2024-07-02 修回日期: 2024-11-10

第一作者: 薛飒, 女, 1981 年生, 高级工程师

通讯作者: 李少强, 男, 1979 年生, 正高级工程师,

Email: quality@c-semt.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202407003

中重要的应用材料^[5-7]。尽管 SLM 技术在航空航天用复杂形状构件制造方面具有巨大的优势, 但采用该方法直接制造的零件的材料属性并不是最佳状态, 所产生的残余应力、亚稳相、孔隙等因素会造成材料性能的恶化。热处理是大多数增材制造金属材料后处理环节中的主要步骤, 在调整材料最终使用性能方面起着重要作用。本文针对航空航天领域三类典型金属材料(铝、钛、镍基合金), 阐述了近年来航空航天用 SLM 增材制造 Al-Si-Mg、Ti6Al4V 和 Inconel 718 合金构件热处理工艺的研究进展, 并就未来 SLM 技术在热处理方面的研究方向进行了展望。

2 Al-Si-Mg

Al-Si 合金由于具有高强度及轻质特性而广泛应用在

航空航天领域^[8-11]。在所有 Al-Si 基合金中, Al-Si-Mg 是在 SLM 加工研究中应用最多的铝合金^[12-14]。可以通过在 Al-Si 合金中添加 Mg(通常为 0.15%~0.7%, 质量分数)细化共晶 Si 相, 并经过时效硬化处理促进 Mg₂Si 沉淀的形成^[15]。Al-Si10Mg 合金具有优异的力学性能、耐腐蚀性能、良好的导热和导电性能等, 近年来成为 SLM 增材制造的热点材料^[16-18]。由于经过 SLM 后的组织通常是亚稳态, 因此获得“优化”组织所需的热处理工艺与铝合金传统处理工艺有很大区别。SLM 成形的 Al-Si10Mg 零件通常需要进行退火、T6 热处理和热等静压(hot isostatic pressing, HIP), 以减弱因逐层构建而产生的各向异性, 从而有效改善组织和性能。目前, 针对 SLM 成形的 Al-Si-Mg 合金力学性能如表 1 所示^[19-27]。

表 1 激光增材制造 Al-Si-Mg 合金的力学性能
Table 1 Mechanical properties of Al-Si-Mg alloys by laser additive manufacturing

Materials	Heat treatment	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Ref.
Al-Si10Mg	450 °C + 2 h	396±8	3.47±0.60	[19]
Al-Si10Mg	450 °C + 2 h	282.36±6.10	13.40±0.51	[20]
Al-12Si	500 °C + 2 h	380	3	[21]
Al-20Si	400 °C + 6 h	252±3	8.7	[22]
Al-Si7Mg	300 °C + 3 h	226.32±3.06	12.87±1.60	[23]
Al-Si10Mg	T6	315	7.3	[24]
Al-Si10Mg	T6 450 °C + ageing	219	11	[25]
Al-Si10Mg	T6 550 °C + ageing	307	9	[25]
Al-Si10Mg-TiC	T6	486	10.9	[26]
Al-Si10Mg-TiB ₂	T6	530	15.5	[27]

2.1 退火

铝合金的退火热处理温度受合金类型、初始微观结构及状态的多重影响, 其退火温度区间通常设定在 300~410 °C。这一热处理工艺能够有效释放铝合金在冷加工过程中积累的内应力。通过合理调控退火工艺参数, 可实现 SLM 成形的 Al-Si 基合金强度与延展性在大范围内的灵活优化。Kempen 等^[19]发现 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金零件经过退火后的力学性能与常规铸造 Al-Si10Mg 相当甚至超过。Li 等^[20]认为通过适当的固溶和人工时效热处理, 可以定制 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金的组织 and 力学性能。特别是, Prashanth 等^[28]将 SLM 成形的 Al-12Si 合金在不同温度(200~500 °C)下进行退火(6 h), 发现 Si 在热处理过程中从过饱和基体中析出并形成 Si 颗粒。经此退火处理后, 该合金展现出优异的力学性能: 屈服强度约 260 MPa, 抗拉强度约 380 MPa, 断裂应变约为 3%, 较退火前性能得到显著提升。对于 SLM 成形的 Al-Si 基合金,

Si 相的晶粒细化、过饱和以及精细分布均会产生亚晶界, 阻碍位错的运动, 这是该合金在打印状态下具有较高抗拉强度的原因。尽管 SLM 成形的 Al-Si 基合金具有较高的拉伸强度, 但细小且连接的 Si 网络是导致其延展性降低的原因。退火处理促进了 Si 颗粒的析出和粗化, 降低了材料中 Si 颗粒的密度。Ma 等^[29]得到了类似的结果, SLM 成形的 Al-20Si 在高于 200 °C 退火后, 延伸率从 1.8% 增长到 8.7%。此外, 为了获取超细组织并实现优异的力学性能, Wang 等^[30]研究了退火对 SLM 成形的 Al-Si7Mg 合金零件组织和力学性能的影响, 从图 1 可以看出经过退火后合金的残余应力明显松弛, 维氏硬度和拉伸应力显著降低, 延伸率有所提高。

为了更好地理解 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金在退火处理过程中的微观结构演变以及其对力学性能的影响, Takata 等^[31]系统对比了 SLM 态与退火态 Al-Si10Mg 合金的显微组织和力学性能。研究发现, SLM 态样品呈现出

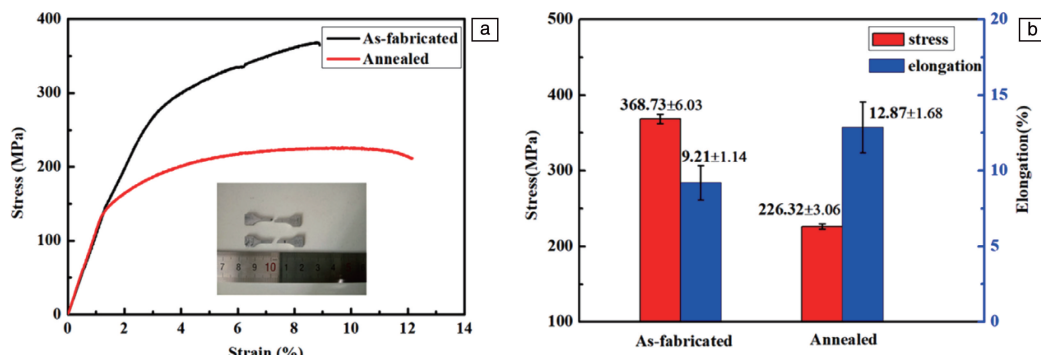


图 1 SLM 态和退火态 AlSi7Mg 试样的工程应力-应变曲线(a)和对应力学性能(b)^[30]

Fig. 1 Engineering stress-strain curves (a) and corresponding mechanical property (b) of the SLM and annealed samples of AlSi7Mg^[30]

显著的 {001} 织构变化；在退火过程中，Si 颗粒发挥晶界钉扎作用，有效抑制晶界迁移，进而维持 α -Al 基体的特征结构与织构稳定性。经 530 °C 热处理后，样品的拉伸延展性不再表现出明显的方向依赖性。该研究结果为通过 SLM 制备的 Al-Si10Mg 合金的拉伸性能方向依赖性的控制提供了新的思路。由于 SLM 态铝合金微观结构特性受到构建过程中快速加热和冷却速率的严重影响，因此传统铸造铝合金的热处理方法是否适用于 SLM 态是值得商榷的。为此，Fiocchi 等^[32]开展了针对 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金新型热处理方法的系统性研究。研究团队采用差示扫描量热法对成形样品进行热分析，精准捕捉到合金内部存在 2 个明显的放热峰。经深入分析证实，这些放热过程分别与 Mg_2Si 相的析出和 Si 原子的扩散行为密切相关。基于上述发现，研究人员明确提出，开发适用于 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金的专用热处理工艺，能够有效克服传统工艺的局限性，为提升该合金性能提供更优的替代方案。

以上研究结果表明，退火过程中 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金的微观结构演变和力学性能变化与高残余应力和快速冷却速率密切相关。具体来说，退火处理可以有效缓解 SLM 的高残余应力，有助于提高强度和韧性，为调整 Al-Si10Mg 合金的微观结构和相应性能以满足特定要求提供了可能。

2.2 T6 热处理

通常情况下，T6 热处理用于提升 Al-Si-Mg 合金的强度。在进行 T6 热处理时，首先进行高温固溶处理，从而溶解较大金属间化合物颗粒并使合金元素均匀化。然后在较低温度下进行人工时效处理，以形成细小的析出物^[21, 22]。T6 热处理能够有效均匀化原始微观结构，包括树枝晶、激光打印轨迹以及热影响区等。在 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金中，T6 热处理可促使 Si 颗粒从树枝状转变为球球形态^[23]。因此，通过 T6 热处理可以有效调控 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金的微观组织，从而使

该合金获得更加优异的力学性能。Yu 等^[33]提出的两阶段 T6 热处理工艺，可以在第一阶段的 535 °C 固溶处理中形成再结晶态的细晶组织，使处理后样品硬度低于未经处理的样品；在第二阶段的 158 °C + 10 h 人工时效过程中，由于充分的扩散作用，样品中形成了聚集的氧化物和均匀分布的小坑。类似地，Zhou 等^[34]在研究经过 T6 热处理 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金组织和析出物与硬度的关系中发现，520 °C 固溶热处理会导致胞状组织的溶解，160 °C 人工时效没有改变组织，但导致了 Mg_2Si 亚稳相的形成，在析出硬化作用下，合金硬度在人工时效为 6 ~ 10 h 时达到最大值。Aboulkhair 等^[24]报道了经过 T6 热处理的 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金的拉伸强度可以达到 315 MPa。与先前的结果相反，新的研究表明，当在 300 或 530 °C 的温度下退火时，T6 热处理可能会导致铸造合金的软化而不是硬化^[35]。类似地，SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金经过 T6 热处理后也会发生软化，显微硬度由 (125 ± 1) HV 降至 (100 ± 1) HV^[36]。这是因为随着固溶温度的升高，人工时效使 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金中的 Si 原子在 Al 基体中的溶解度降低，从而导致合金抗拉强度下降^[37]。与同等抗拉强度的铸态 Al-Si10Mg 合金相比，Iturrioz 等^[25]发现经 T6 热处理 (550 °C 固溶处理 2 h + 180 °C 时效 12 h) 的 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金是拉伸强度和塑性的最佳组合，如图 2 所示。T6 热处理使 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金达到最佳的强塑匹配的这种结果，也可以在经过退火处理的 SLM 成形的 Al-12Si 合金中找到，退火温度从 200 到 500 °C，持续 6 h^[28]。

传统的固溶热处理会使 Al 晶格中的大部分 Si 脱溶，增加孔隙率并消除共晶带。但是，传统的热处理可能并不总适合于 SLM 成形的 Al-Si10Mg 独特的微观结构。Fite 等^[38]采用室温保温和 170 °C 时效相结合的替代热处理方案，在过饱和 Si 的胞状组织中心形成稳定的 Si 沉淀相，并保留了共晶带，获得的合金硬度值比传统固溶热处理 + 170 °C 时效组合高 47%。Gu 等^[26]采用 SLM 法制备 TiC/

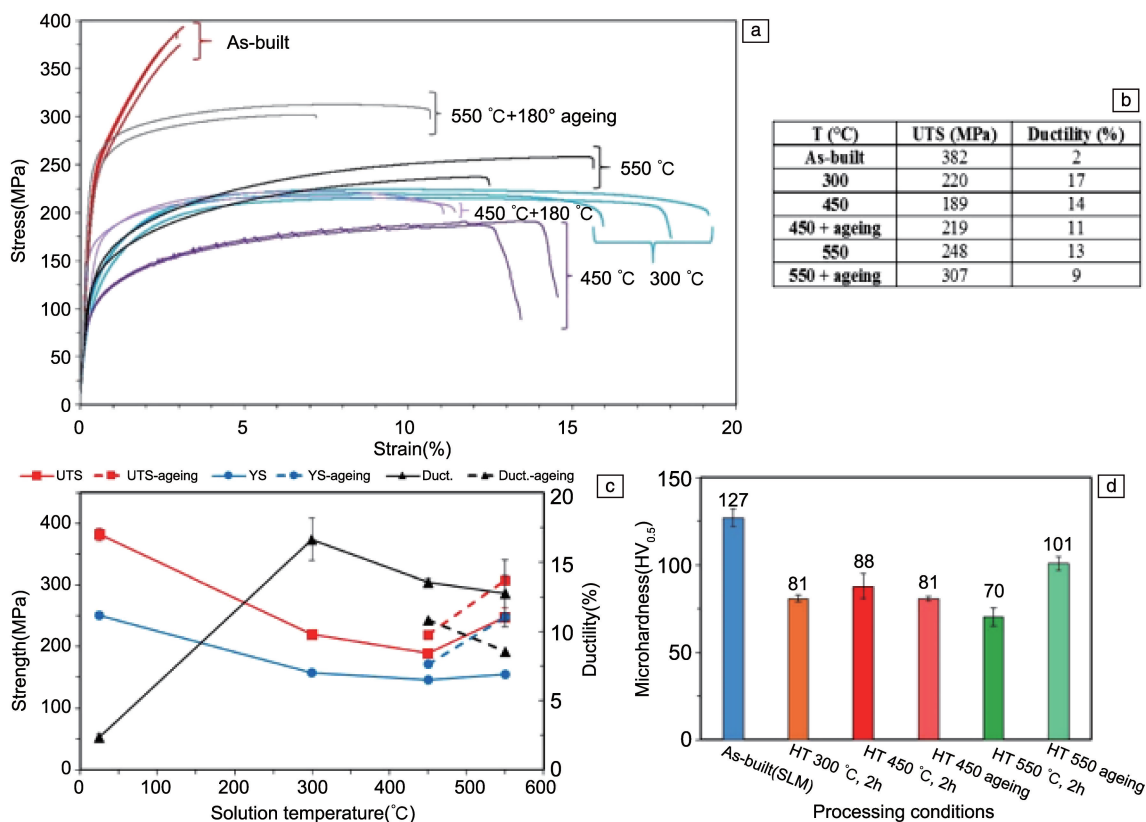


图2 SLM成形 Al-Si10Mg 合金的力学性能^[25]: (a) 热处理前后的工程应力-应变曲线, (b) 热处理前后抗拉强度和断后伸长率平均值, (c) 热处理后的抗拉强度、屈服强度和延伸率值, (d) 热处理前后的硬度值

Fig. 2 Mechanical property of SLM-formed Al-Si10Mg alloy^[25]: (a) engineering stress-strain curves before and after heat treatment, (b) the average values of tensile strength and elongation after fracture before and after heat treatment, (c) tensile strength, yield strength and ductility values after heat treatment, (d) hardness values before and after heat treatment

Al-Si10Mg 纳米复合材料, 与未增强 Al-Si10Mg 合金相比, 经过 T6 热处理后合金抗拉强度 (486 MPa) 有所提高, 而伸长率下降 (10.9%), 认为这是环形纳米 TiC 增强引起的晶粒细化和晶界强化共同作用的结果。Li 等^[27] 发现经过 T6 热处理后的 Al-Si10Mg-TiB₂ 具有优良的拉伸强度 (530 MPa) 和延展性 (15.5%)。因此, 可以通过定制热处理工艺, 利用 SLM 增材制造的显微组织优势, 加上适当的后处理, 根据最终应用需求获得性能优异的 Al-Si10Mg 合金。

2.3 热静等压

众所周知, HIP 工艺被认为是 SLM 后处理中行之有效的办法, 该工艺有助于减少增材制造过程中残留的表面孔隙和内部孔隙, 以增加零件密度^[39]。传统时效硬化 Al-Si-Mg 合金经过 HIP 处理 (75 MPa、510 °C 下持续 120 min) 能够完全去除铸造孔隙。通常 HIP 需要与热处理相结合, 包括固溶退火、淬火和时效, 以获得具有少量疲劳裂纹起始位置的致密及高强度材料^[40, 41]。然而, 在 HIP 过程中 SLM 铝合金 (如 Al-Si10Mg^[42, 43]、Al-Si12^[28] 和 Al-Si20^[29]) 的强度在热处理后会下降, 而延展性增加。然而, 这种热处理也显著降低了材料的屈服强度

和抗拉强度。Finrock 等^[44] 认为 HIP 倾向于以降低强度为代价来增加延展性, 发现 SLM 成形的 Al-Si10Mg 样品经过去应力退火和 HIP 处理后消除了内部孔隙, 减小了表面孔隙的大小。此外, 在 SLM 成形的 Al-Si-Mg 合金上应用 HIP 还可以减小因零件分层制造而引起的各向异性的影响。为了获得强度-塑性匹配性能优异的 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金, Wang 等^[45] 考察了纳米增强和 HIP 两种方法对 SLM 成形的 Al-Si10Mg 的组织 and 力学性能的综合影响。结果表明, HIP 能够有效减少内部缺陷, 并且纳米颗粒在 HIP 过程中有效防止了微观结构的粗化。因此, 经过 HIP 处理的纳米 TiC 颗粒增强 Al-Si10Mg 合金具有均匀无缺陷的微观结构, 并且显著增强了拉伸性能, 而延展性没有明显降低。

在 HIP 工艺之后进行 T6 热处理可以再次提高屈服强度和抗拉强度, 但会降低试样的伸长率。Tradowsky 等^[46] 研究了 HIP 处理的效果, 并发现 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金在 HIP 处理后进一步经过 T6 处理抗拉强度增加。HIP 处理可以消除孔隙率并减少由层叠造成的各向异性效应, 使合金延伸率超过 20%^[47]。然而, Hirata

等^[48]认为 HIP 处理对于消除 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金中的内部孔隙并不真正有效,发现经过 HIP 处理后细小的树突胞状微观结构转变为颗粒状析出,与未增强的材料相比,处理后合金屈服强度和极限拉伸强度分别提高了 14.9% 和 33.9%,断裂延伸率达到 11%。

3 Ti6Al4V

钛合金因其高比强度、优异的耐蚀性、较高的高温稳定性、良好的断裂韧性和疲劳性能而在航空航天领域

受到广泛关注及应用^[49]。钛合金激光增材制造技术于 1995 年第一次提出,在零件缺陷修复或复杂零件的近净成形制造中得到了推广应用^[50-52]。虽然 SLM 直接成形 Ti6Al4V 钛合金力学性能呈现高强度特征,但是零件内部存在较大的内应力,使得 SLM 成形的 Ti6Al4V 钛合金零件难以被直接应用^[53-55]。需要经过热处理来优化其力学性能和其他性能,常用的热处理方法包括退火、固溶处理和 HIP。目前,针对 SLM 成形的 Ti6Al4V 钛合金的热处理研究结果如表 2 所示^[56-61]。

表 2 激光增材制造 Ti6Al4V 合金的力学性能
Table 2 Mechanical properties of Ti6Al4V alloys by laser additive manufacturing

Materials	Heat treatment	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Ref.
Ti6Al4V	650 °C + 4 h	1195	5.7	[56]
	—	1046±6	9.5±1.0	[57]
	800 °C + 2 h	980	—	[58]
	600 °C + 8 h	1181±9	5.0±0.1	[59]
	700 °C	1115	11.3	[60]
	900 °C	988	9.5	[60]
	HIP	973	19.0	[60]
	HIP (920 °C + 4 h)	1040±30	12.5±0.5	[61]

3.1 退火

国内外诸多学者研究了退火工艺对 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金综合力学性能的影响规律^[62]。肖美立等^[56]在研究退火工艺对 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金室温力学性能及组织的影响时发现,经过 650 °C 真空退火后,合金的整体强度和韧性得到了显著提高,随着真空退火加热温度和保温时间的增加, β 晶界逐渐模糊,晶粒趋于等轴。从图 3 中可以看出,SLM 成形的 Ti6Al4V 合金组织主要由转变 α' 针状马氏体组成,随着退火温度升高组织逐渐粗化,但粗化的程度并不显著。Vilaro 等^[57]研究了 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金在热处理后的不同类型显微组织,发现经过低温退火后,针状 α 相嵌入到更稳定的 ($\alpha+\beta$) 相中,合金拉伸强度可以达到 (1046±6) MPa。

Aydin 等^[63]研究了 SLM 成形的 Ti6Al4V 热处理温度与 V 形弯曲成形工艺角度的匹配关系,发现在 550, 800 和 950 °C 的热处理温度下,6° 为弯曲成形的极限角度。Hutasoit 等^[58]研究了氩气氛对真空热处理 SLM 成形的 Ti6Al4V 试样力学性能的影响。研究发现,在真空无氩气条件下,SLM 成形的 Ti6Al4V 试样 850 °C 退火 2 h 后,抗拉强度达到 750 MPa,而在真空有氩气条件下的抗拉强度提高到 980 MPa,该结果高于目前文献报道的水平。

此外,退火处理可对 SLM 成形的 Ti6Al4V 微观组织

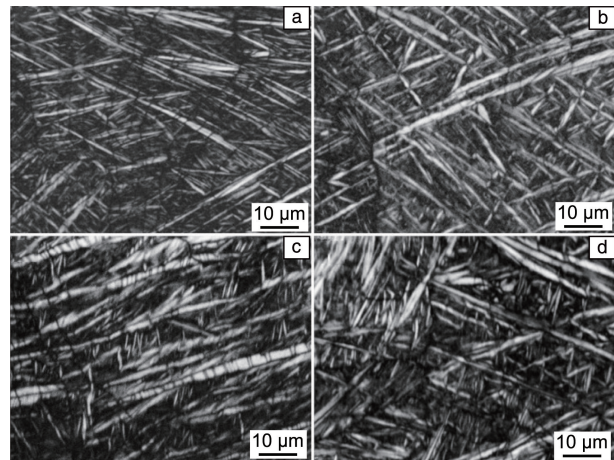


图 3 SLM 成形 Ti6Al4V 合金真空退火试棒的 SEM 照片^[56]: (a) 沉积态, (b) 650 °C × 4 h, (c) 750 °C × 4 h, (d) 800 °C × 4 h
Fig. 3 SEM images of the vacuum annealed SLM-Ti6Al4V alloy specimens^[56]: (a) as-fabricated, (b) 650 °C × 4 h, (c) 750 °C × 4 h, (d) 800 °C × 4 h

进行有效调控从而使其性能得到提升。其中, Losertová 等^[59]对 SLM 成形的 Ti6Al4V 试样热处理前后的拉压力学性能开展研究,发现热处理可以使马氏体转变为由 ($\alpha+\beta$) 相组成的层状结构,试样的塑性性能得到明显改善。Popovich 等^[64]发现经过退火处理后 SLM 成形的 Ti6Al4V

合金试样的显微组织为细小分散的针状马氏体 α' 相，其力学性能符合美国增材制造标准 ASTM F2924-14。Frkan 等^[65] 在研究热处理对 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金试样性能的影响中发现，试样经过退火处理后的力学性能与锻造态相当，在最佳的热处理条件下，预估 Ti6Al4V 在循环次数达到 1×10^7 时的疲劳强度为 150 MPa。此外，还注意到试件表面经过机械加工后，循环次数为 1×10^7 时的疲劳强度估计可达到 500 MPa，类似于锻造态 Ti6Al4V。

3.2 固溶处理

SLM 成形的 Ti6Al4V 合金时冷却速率快，易形成脆性马氏体 α' 组织，降低合金的塑性。通过固溶处理将马氏体 α' 相转变为 α 相，可有效提高 SLM 成形的 Ti6Al4V 零件的力学性能^[66-68]。Lu 等^[69] 研究了 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金热处理后的 β 晶粒演化和相变，并提出了一种基于特殊角度晶界 ($15^\circ \sim 55^\circ$ 和 $70^\circ \sim 85^\circ$) 的识别方法，以清晰直观地描述初生 β 介观结构。研究表明，经过固溶处理的 SLM 成形的 Ti6Al4V 试样的显微组织由不同取向的 α/α' 条组成，如图 4 所示。

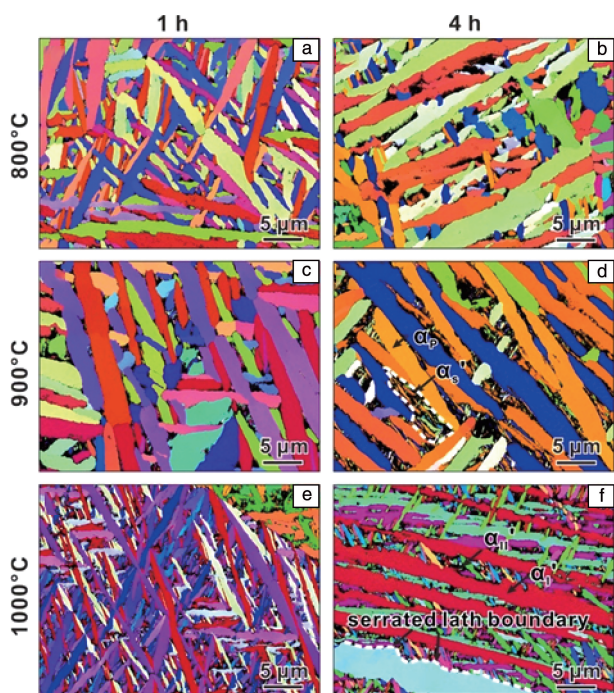


图 4 固溶处理后的 SLM 成形的 Ti6Al4V 的 EBSD 照片^[69]：(a) 800 °C，1 h；(b) 800 °C，4 h；(c) 900 °C，1 h；(d) 900 °C，4 h；(e) 1000 °C，1 h；(f) 1000 °C，4 h

Fig. 4 EBSD images of SLM-fabricated Ti6Al4V after solution treatment^[69]：(a) 800 °C，1 h；(b) 800 °C，4 h；(c) 900 °C，1 h；(d) 900 °C，4 h；(e) 1000 °C，1 h；(f) 1000 °C，4 h

Li 等^[70] 在研究热处理工艺对 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金显微组织和力学性能的影响中发现，随着固溶温度的升高， α 相长宽比增加，间距减小， α 束变大，试样强

度增大、塑性降低，并指出 800 °C + 2 h 热处理后进行炉冷是最佳的热处理工艺，该工艺可以使 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金获得较好的综合力学性能。Kubeš 等^[71] 提出一种固溶时效处理工艺：将合金在 955 °C 进行固溶处理，然后炉冷至 855 °C，随后水淬，最后在 600 °C 进行空冷时效。对比固溶时效处理前后 SLM 成形的 Ti6Al4V 的断口形貌，发现固溶时效处理会促进马氏体转变为 $(\alpha + \beta)$ 层状结构，从而改善合金塑性。Zhang 等^[72] 对不同热处理方式的梯度多孔结构 SLM 成形的 Ti6Al4V 的压缩断口进行形貌分析，认为经过 800 °C + 120 min 后炉冷使断裂机制由脆性断裂转变为韧性断裂，如图 5 所示，并指出固溶处理使得板条 α 相变粗，纳米级 β 颗粒数量减少，从而提高了材料的能量吸收率。

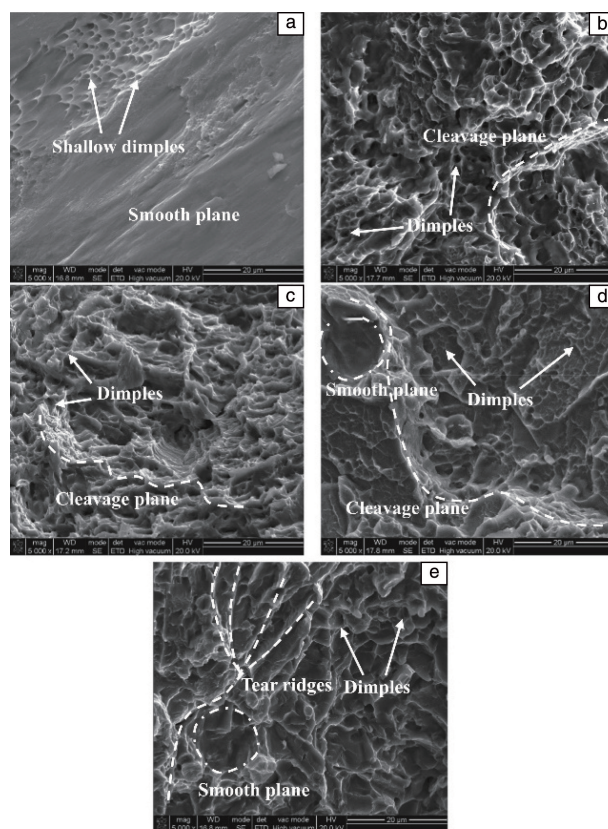


图 5 SLM 成形 Ti6Al4V 梯度多孔结构压缩后断口 SEM 照片^[72]：(a) 打印态，(b) 800 °C + 空冷，(c) 800 °C + 炉冷，(d) 900 °C + 空冷，(e) 900 °C + 炉冷

Fig. 5 SEM images of SLM-fabricated Ti6Al4V gradient porous structures after compression^[72]：(a) as-fabricated，(b) 800 °C + air cooling，(c) 800 °C + furnace cooling，(d) 900 °C + air cooling，(e) 900 °C + furnace cooling

残余应力对 Ti6Al4V 的疲劳性能也有影响，较高的疲劳强度归因于在快速冷却时获得的非常精细的 α' 和 α 板条。一般来说，较高的 α 板条厚度会导致材料疲劳韧性的增强。针对 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金疲劳强度低这

一问题, Morita 等^[73]提出短时固溶+短时时效两步来改善材料的疲劳性能。结果发现该种组合的短时热处理工艺有效抑制了疲劳裂纹的萌生, 并显著地将材料疲劳强度提高到与锻造态材料相同的水平。

3.3 热等静压

HIP 是一种利用高温、高压增强材料性能的热处理工艺^[74], 在传统粉末冶金和铸造技术中使用较多, 可以有效改善 SLM 成形的 Ti6Al4V 零件的组织 and 力学性能^[75]。在 SLM 成形 Ti6Al4V 合金的过程中, HIP 处理可以在 β 相转变点上下进行, 从而导致不同的初生 β 颗粒形态。HIP 通常以牺牲强度为代价来提高塑性, 被认为是 Ti6Al4V 必不可少的增材制造后处理工艺。Kasperovich 等^[60]发现 SLM 成形的 Ti6Al4V 经过 HIP 处理后可降低其孔隙率, 使其延展性和疲劳强度得到显著提高。Brüggenmann 等^[76]在对 SLM 成形的 Ti6Al4V 的研究中发现 HIP 可以减少孔隙, 改善材料性能。并且认为在 800 °C 条件下进行热处理有利于消除 SLM 成形的 Ti6Al4V 制件的残余应力。Qiu 等^[61]发现 SLM 成形的 Ti6Al4V 经过 HIP 处理后消除了大部分孔隙, 并且使马氏体完全转变为 $(\alpha+\beta)$ 相, 经过 HIP 处理后试样的拉伸性能与常规热加工后的样品相当, 如图 6 所示, 延伸率可达到 18%。

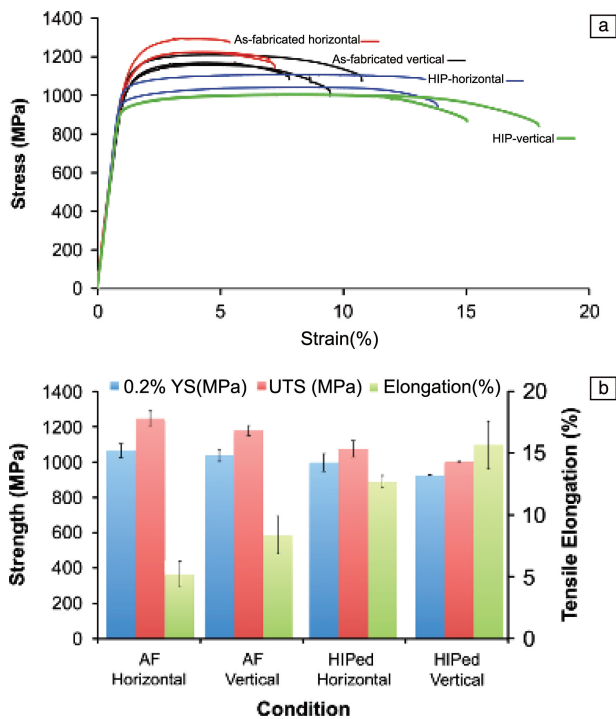


图 6 不同取向制造的和 SLMed+HIPed 试样的拉伸性能 (a), 水平和垂直构建的样品沿纵向拉伸轴的测试结果 (b)^[61]

Fig. 6 Tensile properties of as-fabricated and SLMed+HIPed samples with different orientations (a), test results of the horizontally and vertically built samples with tensile axis along their longitudinal directions (b)^[61]

此外, HIP 处理还可以起到抑制裂纹扩展的作用, 从而提高 SLM 成形的 Ti6Al4V 的疲劳性能。Leuders 等^[77]发现 SLM 成形的 Ti6Al4V 组织的各向异性会影响材料的疲劳性能, 经过 HIP 处理可以有效减少孔隙的大小和数量, 从而抑制潜在的裂纹萌生。Chen 等^[78]在对 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金进行压缩实验时发现, 经过 HIP 处理后该合金在压缩过程中的断裂强度降低了, 这是由于 α' 马氏体相转变为更具延展性的 $(\alpha+\beta)$ 相。此外, 他们还发现 HIP 处理可以有效地减小内部孔隙的大小和数量, 从而抑制 SLM 成形的 Ti6Al4V 中潜在的裂纹萌生。Ellyson 等^[79]发现 HIP 处理可以大大提高 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金的疲劳寿命, 甚至超过变形合金的疲劳寿命, 他们认为这主要是由于经过 HIP 处理后合金产生了更精细且无缺陷的片层组织。

4 Inconel 718

Inconel 718 合金是一种具有良好高温性能的沉淀强化镍基高温合金, 其 650 °C 以下的屈服强度在高温合金中排名第一, 广泛应用于长期经受高温和复杂应力环境的压气机叶片、发动机燃烧室等关键部件^[80-83]。Inconel 718 合金是最广泛使用的镍基高温合金, 以铸造、锻造和粉末的形式存在, 占有高温合金产量的 35% 以上。然而, Inconel 718 合金由于加工硬化倾向和元素偏析, 传统制造过程复杂且价格昂贵。并且, 传统的铸造工艺会使 Inconel 718 发生穿晶脆性断裂, 需辅助高昂的热处理, 大大提高了制备成本。Inconel 718 合金具备良好的焊接性能, 特别适合通过 SLM 工艺制备, 且制备的结构件具有良好的力学性能和较少的缺陷^[84]。但是, 经过 SLM 处理后 Inconel 718 合金会产生元素偏析、残余应力和有害相, 通常需采用热处理消除以上缺陷。增材制造后热处理可用于消除缺陷、元素偏析、残余应力和有害相, 从而达到特定应用所需的增强功能性能。对 Inconel 718 合金激光增材制造后进行热处理可以改变其力学性能, 如固溶和时效可以改变晶粒和析出相的尺寸和取向, 而 HIP 可以改变孔隙的大小和分布。表 3 列出了激光增材制造 Inconel 718 合金的热处理研究结果^[85-89]。

4.1 固溶处理

SLM 成形的 Inconel 718 合金虽然可以避免宏观偏析, 但在打印过程中仍然存在微观偏析。首先, SLM 成形的 Inconel 718 合金晶间的 Laves 相阻碍了第二相强化颗粒的充分析出, 并且具有高含量的晶间脆性相会导致零件的力学性能低于锻造标准^[90]。在固溶处理过程中, 位错胞结构以及纳米级氧化物和碳化物能够稳定界面并减缓晶粒生长。经过短时 15 min 固溶处理就足以溶解脆性 Laves 相, 使 Nb 和 Ti 分布均匀化。Laves 相形状不规则, 通常

表 3 激光增材制造 Inconel 718 合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of Inconel 718 alloy by laser additive manufacturing

Materials	Forming process	Heat treatment	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Ref.
Inconel 718	SLM	980 °C/1 h	471±4	18.9±1.3	[85]
		1080 °C/1 h	1529±19	18.6±0.9	[85]
		1130 °C/1 h	1500±1	19.8±1.2	[85]
		DA	1605	21.0	[86]
		HSA	1570	27.3	[86]
		DA	1047	13	[87]
		SA	1173	10.7	[87]
		HSA	1102	12.4	[87]
		SHT	1430±10	16.8	[88]
		HG	1384±10	11.7±2.0	[88]
		AG	1429±9	12.7±2.0	[88]
		HIP	1153±7	29.2±0.5	[89]
		HIP+HT	1225±5	25.3±0.4	[89]

Notes: DA represents direct ageing, HSA represents homogenization+solution annealing, SA represents solution annealing, SHT represents standard heat treatment, HG represents homogenization treatment, AG represents ageing, HIP represents hot isostatic pressing, HIP+HT represents hot isostatic pressing+heat treatment

含有 Nb 和 Mo 等重元素，这就需要采用均质处理，使 Nb 和 Mo 扩散回 γ 基体中，从而消除 Laves 相。为了消除 Inconel 718 合金在 SLM 过程中产生的有害 Laves 相，Huang 等^[85]发现可以通过调节固溶冷却速率和时效时间，控制强化相的数量，实现 SLM 成形的 Inconel 718 合

金强度与塑性的匹配。在随后的研究中，Huang 等^[91]注意到当固溶温度达到 1080 °C，SLM 成形的 Inconel 718 合金中存在的 Laves 相会发生溶解。且经固溶时效热处理后，该合金不仅实现了晶粒细化，其拉伸强度和塑性指标也显著优于锻造态，如图 7 所示。

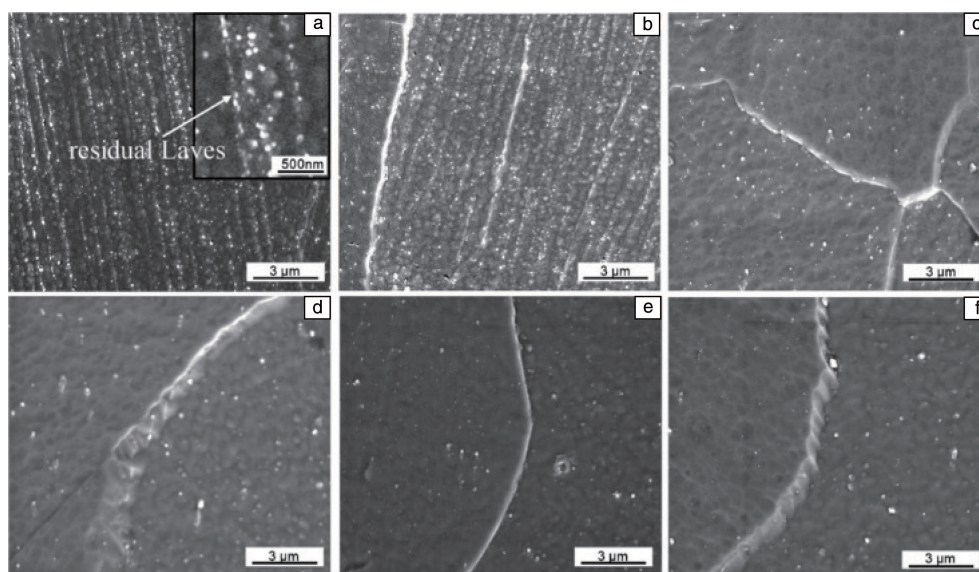


图 7 经不同温度固溶处理 1 h 并空冷后原始态试样中残留的 Laves 相^[91]: (a) 980 °C, (b) 1030 °C, (c) 1080 °C, (d) 1130 °C, (e) 1180 °C, (f) 1230 °C

Fig. 7 Residual Laves phases of as-fabricated samples solution treated at different temperatures for 1 h followed by AC^[91]: (a) 980 °C, (b) 1030 °C, (c) 1080 °C, (d) 1130 °C, (e) 1180 °C, (f) 1230 °C

其次, 固溶处理还可以对 SLM 成形的 Inconel 718 合金进行组织调控, 从而使其力学性能得到改善^[92]。Wang 等^[86]研究了均匀化+固溶时效处理对 SLM 成形的 Inconel 718 合金组织和力学性能的影响, 发现经过均匀化+固溶时效热处理后合金中析出超细球形 γ' / γ'' 强化相并发生完全再结晶, 抗拉强度从 946 提高至 1570 MPa。Zhao 等^[93]比较了 SLM 成形的 Inconel 718 合金和常规变形法制备的 Inconel 718 合金在后续热处理过程中的组织演变及力学性能, 发现经过 1080 °C 固溶热处理后合金晶粒尺寸保持不变, 位错及亚晶组织保持不变, 而锻造后的晶粒明显变粗。其中, SLM 成形的 Inconel 718 的室温伸长率显著提高至 29%, 而强度仅略有下降。Cao 等^[94]系统研究了固溶热处理温度对 SLM 成形的 Inconel 718 合金析出相、晶界演化的影响。结果表明, SLM 成形的 Inconel 718 合金在 1090 °C 时发生静态再结晶, 1130 °C 时则快速进入完全再结晶, 从而使晶粒得到细化。Yang 等^[95]认为复杂的位错和第二相粒子阻碍了滑移位错在延性变形过程中的迁移, 使 SLM 成形的 Inconel 718 的屈服强度从 680 增加到 1205 MPa。此外, 固溶热处理还可以通过去除 Inconel 718 中有害的 Laves 相来提升其耐蚀性。Zhang 等^[96]研究了固溶热处理对 SLM 成形的 Inconel 718 合金显微组织和电化学腐蚀行为的影响。结果表明, 经过固溶处理的 Inconel 718 合金具有更好的耐蚀性, 这是由于经过退火后的 Inconel 718 合金中只存在少量富 Nb 的 Laves 相。

4.2 时效

Inconel 718 在 SLM 成形过程中由于不同位置的热膨胀和热收缩不一致而产生不同程度的塑性变形, 从而形成残余热应力, 通过时效处理可以改善材料的微观结构及相应的力学性能^[97, 98]。通常 SLM 成形的 Inconel 718 经过固溶处理后需要进行直接、单步或双步时效的热处理程序, 以达到延性和强度的最佳平衡。Qi 等^[99]根据第二相颗粒的析出/溶解规律和材料特性, 分析了 3 种热处理方案(析出时效、 δ 时效+析出时效、高温组织均匀化+ δ 时效+析出时效)下 SLM 成形的 Inconel 718 试件的力学行为。结果表明, 3 种热处理体系下材料的抗拉强度和屈服强度均能达到锻件水平, 但伸长率有所下降。Huang 等^[87]研究了不同热处理制度(析出时效、 δ 时效+析出时效、高温组织均质化+ δ 时效+析出时效)下 SLM 成形 Inconel 718 合金沿成形高度的组织演变机理和相应的力学行为。从图 8 可以看出, 随着热处理温度的升高, 试件的“孔洞”熔池和长条形熔槽逐渐减少和消失, 再结晶依次形成并显著增加。热处理后试样的综合力学性能均优于 Inconel 718 合金的锻造和铸造力学标准。

Teng 等^[88]探究了 SLM 成形的 Inconel 718 以及其时效处理后的显微组织演变和拉伸性能。结果表明, SLM

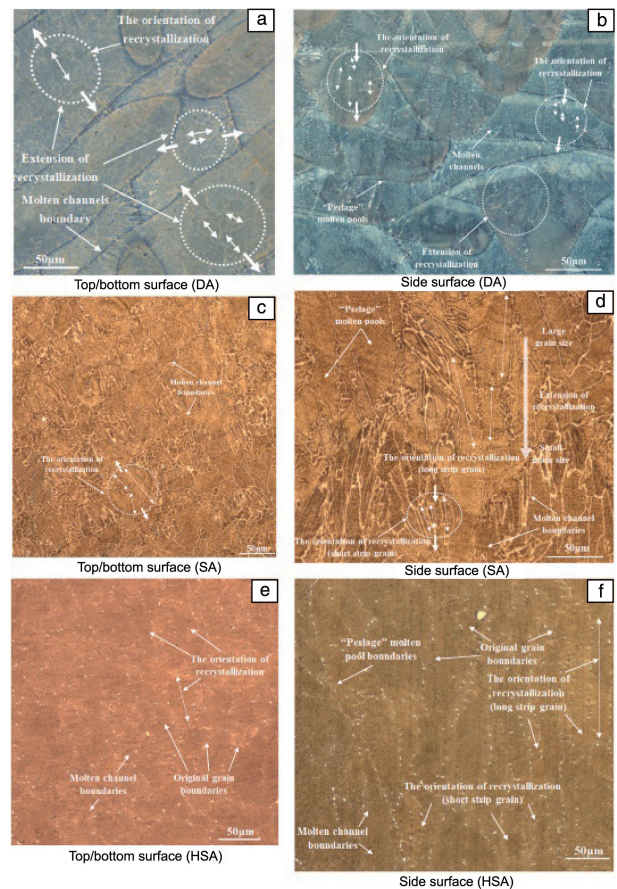


图 8 Inconel 718 热处理件在不同成形高度的组织特征^[87]: (a) 上下表面(DA), (b) 侧面(DA), (c) 上/下表面(SA), (d) 侧面(SA), (e) 上下表面(HSA), (f) 侧面(HSA)

Fig. 8 Microstructure characteristics of different height regions of SLM-fabricated Inconel 718 after heat-treatment^[87]: (a) top/bottom surface (DA), (b) side surface (DA), (c) top/bottom surface (SA), (d) side surface (SA), (e) top/bottom surface (HSA), (f) side surface (HSA)

成形的 Inconel 718 组织主要由枝晶和胞状组织组成, 时效处理后形成小的 γ'' 相和针状 δ 相, 在析出强化作用下, 试样的室温抗拉强度提高了 43.7%, 甚至比锻造标准试样提高了 12%。SLM 成形的 Inconel 718 的双步时效有利于 γ' 和 γ'' 相的形成和生长。第一步是在有利于 γ' 和 γ'' 形成的温度下进行的, 其次是在较低温度下进行的第二步, 以控制 γ' 和 γ'' 的尺寸和体积分数。为了优化 SLM 成形的 Inconel 718 合金高温应力断裂性能, Zhang 等^[100]提出了 HIP+固溶+时效处理的热处理方式, 发现随着时效时间由 8 延长到 32 h, γ'' 析出物体积分数变大, 应力断裂过程中的主要变形机制由位错滑移和微孪转变为位错滑移和孤立断裂。此外, Cao 等^[101]研究了 SLM 成形的 Inconel 718 合金的显微组织, 发现经过 1080 °C 均匀化热处理+980 °C 固溶热处理+常规时效处

理的试样在 650 °C 时力学性能最佳。

4.3 热等静压

为了减少材料内部缺陷以及实现强度与塑性的平衡, 研究人员将 HIP 技术应用于 SLM 成形的 Inconel 718 合金并取得了良好进展, 该技术主要通过消除 SLM 制造后试件的孔隙以及 Laves 和 δ 有害相使试样性能得到提升。然而, 关于 HIP 及其参数(如时间、温度、压力和冷却速率)对 SLM 成形的 Inconel 718 的组织及性能的影响, 目前还缺乏详细的研究, 正确选择 HIP 参数至关重要。Tillmann 等^[102]采用微 X 射线计算机断层扫描和扫描电子显微镜研究了 HIP 工艺参数对 SLM 成形的 Inconel 718 零件密度和显微组织的影响, 发现 HIP 处理可有效消除孔隙、裂纹及未熔合等缺陷。Pedash 等^[103]对 SLM 成形的 Inconel 718 合金试样进行 HIP 与随后的热处理, 发现几乎完全消除了金属内部的微孔隙, 且在 Z 方向上打印的试样获得了更高的应力断裂强度。Popovich 等^[104]通过对 SLM 成形的 Inconel 718 工艺参数调整和热处理实现了显微组织设计, 发现采用 HIP 可消除沉积态样品内部的 Laves 相、 δ 相和孔隙缺陷, 改善材料的力学性能, 并认为上述方法可以用于获得具有良好高温力学性能的增材制造复杂部件。罗浩等^[89]研究了 HIP 对 SLM 成形的 Inconel 718 合金在平行和垂直于构建方向的微观组织和力学性能的影响。发现经过 HIP 处理后, SLM 成形的 Inconel 718 合金晶界附近大部分 Laves 相消失, γ 基体中析出大量碳化物, 并认为 HIP 处理后可以改变不同方向的晶粒形态和取向, 消除裂纹和气孔等缺陷, 从而全面提高 SLM 成形的 Inconel 718 合金的力学性能。

但是, 在 HIP 处理 SLM 成形的 Inconel 718 过程会出现晶粒粗大的现象。Smith 等^[105]采用退火、双时效和热等静压工艺对 SLM 成形的 Inconel 718 进行了热处理, 发现经过 HIP 处理的样品中存在粗大的微观结构, 并产生了大量的退火孪晶, 相对于退火和时效处理材料, HIP 降低了材料屈服应力, 但提高了延展性。Seede 等^[106]研究了 HIP 处理对 SLM 成形的 Inconel 718 试样的显微组织、织构和显微硬度的影响, 发现 HIP 处理会导致晶粒明显粗化, 形成平均直径为 154.8 μm 的等轴晶粒, 在 HIP 处理条件下, 由于 γ' 相溶解和晶粒形貌的差异, 试样显微硬度降低了 36.1%。随后该课题组 Mostafa 等^[107]发现经过均匀化和 HIP 处理后的 SLM 成形的 Inconel 718 获得平均晶粒尺寸约为 150 μm 的等轴结构, 在晶界处形成 δ 相和脆性碳化物, 如图 9 所示。由此可见, 采用 HIP 处理 SLM 成形的 Inconel 718 虽然可以修复孔隙和缺陷, 但是也可能导致晶粒长大或者产生其他有害相, 因此考虑材料的特定应用并制定出合理的 HIP 参数是至关重要的。

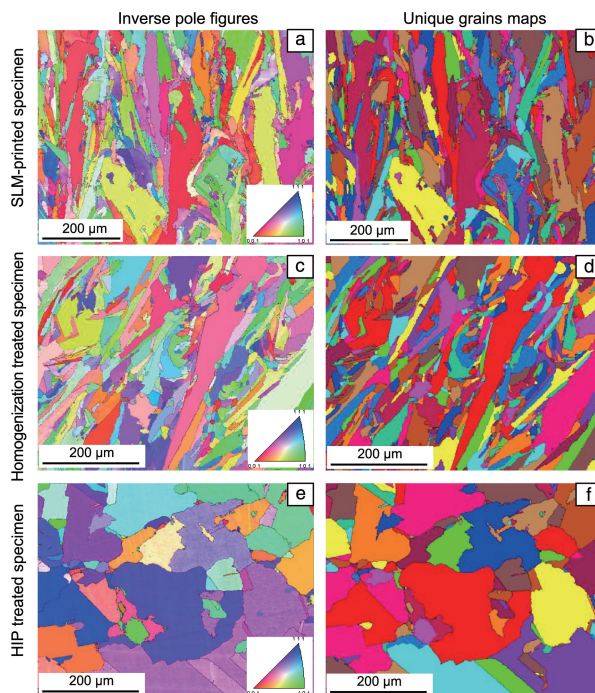


图 9 Inconel 718 试样的反极图和独特晶粒图^[107]: (a, b) SLM 打印态; (c, d) 均质化; (e, f) HIP 处理后

Fig. 9 Inverse pole images and unique grain maps of Inconel 718 specimens^[107]: (a, b) SLM-printed; (c, d) homogenized; (e, f) HIP-treated

5 结 语

选区激光熔化(selective laser melting, SLM)是航空航天用金属构件最高效的增材制造方法之一。与传统工艺相比, SLM 可以快速制造部件, 减少工具和模具的限制以及提高材料的利用率。通过热处理工艺可以显著改善 SLM 金属构件的微观组织并提升其力学性能。本文重点总结了近年来航空航天用 3 种典型 SLM 金属构件的热处理工艺研究进展, 包括 Al-Si-Mg、Ti6Al4V 和 Inconel 718 合金, 并得出以下结论。

(1) SLM 构件热处理过程中的相变和析出行为会影响材料的性能, 快速冷却可能会导致不稳定的相结构。阐明热处理条件(温度、时间、冷却速率)对相变和析出的影响机制, 从而实现对微观组织的精确控制, 是 SLM 构件热处理面临的基础科学问题。

(2) 合理的 T6 热处理工艺可以使 SLM 成形的 Al-Si10Mg 合金实现最佳的拉伸强度和塑性匹配, 未来可以根据最终应用需求, 通过定制热处理工艺得到具有理想使用性能的试样。

(3) 退火、固溶和热等静压处理均会促进 SLM 成形的 Ti6Al4V 合金中的马氏转变为 $(\alpha+\beta)$ 双相, 从而有效改善构件的强度和塑性, 建议加强对 SLM 成形的

Ti6Al4V 合金在热处理过程中相变的综合研究。

(4) 热等静压处理已广泛用于消除 SLM 3 种合金构件中的孔隙和其他缺陷。但是, 经过热等静压处理的 SLM 成形的 Inconel 718 会出现晶粒粗大的现象, 选择合理的热等静压参数(如压力、温度和时间)无疑是未来 SLM 成形的 Inconel 718 热处理的研究重点之一。

(5) 采用热处理改善 SLM 增材制造金属构件的性能还有巨大的开发潜力。研究两种或多种热处理结合的方式对构件微观组织的影响, 尤其是对空隙、夹杂和有害相等内在缺陷进行深入、量化的研究, 优化热处理制度, 从而获得具有更加优异性能的构件。

(6) 热处理过程通常需要较长的时间和高能耗, 增加了制造成本和时间。提高热处理工艺效率并降低成本, 同时保持材料的性能和质量, 是 SLM 构件热处理面临的技术难题。开发实时监测和控制系统, 利用传感器和数据分析技术, 是实现热处理过程精确控制和优化的必要途径。

参考文献 References

- [1] LIU Y, W T, CHEN H, *et al.* International Journal of Impact Engineering[J], 2024, 191: 104992.
- [2] FRAZIER W E. Journal of Materials Engineering and Performance [J], 2014, 23(6): 1917-1928.
- [3] GU D D, MEINERS W, WISSENBACH K, *et al.* International Materials Reviews[J], 2012, 57(3): 133-164.
- [4] YAP C Y, CHUA C K, DONG Z L, *et al.* Applied Physics Reviews [J], 2015, 2(4): 4935926.
- [5] BLAKEY-MILNER B, GRADL P, SNEDDEN G, *et al.* Materials & Design[J], 2021, 209: 110008.
- [6] RAGHAVENDRA P K, VIJAYAN V, NARAYAN P K. Materials Today: Proceedings[J], 2024, 5: 008.
- [7] BOURELL D L, ROSEN D W, LEU M C. 3D Printing and Additive Manufacturing[J], 2014, 1(1): 6-9.
- [8] MA P, JIA Y, PRASHANTH K G, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 657: 430-435.
- [9] POZDNIAKOV A V, CHURYUMOV A Y, LOGINOVA I S, *et al.* Materials Letters[J], 2018, 225: 33-36.
- [10] KNOOP D, LUTZ A, MAIS B, *et al.* Metals[J], 2020, 10(4): 514.
- [11] GHONCHEHM H, ASGARI A, SHALCHI AMIRKHIZ B, *et al.* Materials Characterization[J], 2024, 217: 114384.
- [12] ZHANG J, BO S, WEI Q, *et al.* Journal of Materials Science and Technology[J], 2019, 35(2): 270-284.
- [13] REVILLA R I, VERKENS D, RUBBEN T, *et al.* Materials [J], 2020, 13(21): 1-25.
- [14] LIN G, ZHANG Z, WANG H, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 650: 210-217.
- [15] AKSOY S, KABAKCI F, ACARER M, *et al.* Industrial Lubrication and Tribology[J], 2023, 75(1): 27-35.
- [16] ALTIPARMAK S C, XIAO B. Journal of Manufacturing Processes[J], 2021, 68: 728-738.
- [17] JYOTHISH K L, KRISHNADAS N C G. Advances in 3D Printing and Additive Manufacturing Technologies[M]. Berlin: Springer Publishing Company, 2016: 39-54.
- [18] LI S H, ZHAO Y, RAMAMURTY U. Scripta Materialia[J], 2023, 234: 115566.
- [19] KEMPEN J V H, THIJS K L. Physics Procedia[J], 2012, 39: 439-446.
- [20] LI W, LI S, LIU J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 663: 116-125.
- [21] SJÖLANDER E, SEIFEDDINE S. Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 528(24): 7402-7409.
- [22] SJÖLANDER E, SEIFEDDINE S. Journal of Materials Processing Technology[J], 2010, 210(10): 1249-1259.
- [23] DADBAKHSH S, HAO L. Journal of Alloys and Compounds [J], 2012, 541: 328-334.
- [24] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PARRY L, *et al.* Progress in Materials Science[J], 2019, 106: 100578.
- [25] ITURRIOZ A, GIL E, PETITE M M, *et al.* Welding in the World [J], 2018, 62(4): 885-892.
- [26] GU D, WANG H, DAI D, *et al.* Scripta Materialia[J], 2015, 96: 25-28.
- [27] LI X P, JI G, CHEN Z, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 129: 183-193.
- [28] PRASHANTH K G, SCUDINO S, KLAUSS H J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2014, 590: 153-160.
- [29] MA P, PRASHANTH K, SCUDINO S, *et al.* Metals[J], 2014, 4(1): 28-36.
- [30] WANG M, SONG B, WEI Q, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 739: 463-472.
- [31] TAKATA N, KODAIRA H, SEKIZAWA K, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 704: 218-228.
- [32] FIOCCHI J, TUISSI A, BASSANI P, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 695: 3402-3409.
- [33] YU X, WANG L. Procedia Manufacturing[J], 2018, 15: 1701-1707.
- [34] ZHOU L, MEHTA A, SCHULZ E, *et al.* Materials Characterization [J], 2018, 143: 5-17.
- [35] ABOULKHAIR N T, TUCK C, ASHCROFT I, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science [J], 2015, 46(8): 3337-3341.
- [36] ABOULKHAIR N T, MASKERY I, TUCK C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 667: 139-146.
- [37] ZHANG X, CHEN S, WANG Z, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2024, 1007: 176494.
- [38] FITE J, ESWARAPPA P S, SLOTWINSKI J A, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 36: 101429.
- [39] HAFENSTEIN S, WERNER E. IOP Conference Series: Materials Sci-

- ence and Engineering[J], 2018, 416: 012084.
- [40] BRUMMER M, HOFFMANN H, WERNER E. Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys[J], 2010(5-9): 1095-1100.
- [41] WANG Q G, DAVIDSON C J. Journal of Materials Science[J], 2001, 36(3): 739-750.
- [42] FOUŠOVÁ M, DVORSKÝ D, MICHALCOVÁ A, *et al.* Materials Characterization[J], 2018, 137: 119-126.
- [43] ROSENTHAL I, SHNECK R, STERN A. Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 729: 310-322.
- [44] FINFROCK C B, EXIL A, CARROLL J D, *et al.* Metallography, Microstructure, and Analysis[J], 2018, 7(4): 443-456.
- [45] WANG Y, SHI J. Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 788: 139570.
- [46] TRADOWSKY U, WHITE J, WARD R M, *et al.* Materials and Design[J], 2016, 105: 212-222.
- [47] HAFENSTEIN S, HITZLER L, SERT E, *et al.* Technologies[J], 2020, 8(3): 341-351.
- [48] HIRATA T, KIMURA T, NAKAMOTO T. Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 772: 138713.
- [49] QIAN M, XU W, BRANDT M, *et al.* MRS Bulletin[J], 2016, 41(10): 775-784.
- [50] MA R, LIU Z, WANG W, *et al.* Materials Characterization[J], 2020, 164: 110321.
- [51] SHAH K, KHURSHID H, HAQ I U, *et al.* International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2018, 95(1-4): 847-860.
- [52] LAVRYS S, DANYLIAK M O, POHRELYUK I, *et al.* Procedia Structural Integrity[J], 2024, 53: 246-253.
- [53] 肖振楠, 刘婷婷, 廖文和, 等. 中国激光[J], 2017, 44(9): 87-95.
XIAO Z N, LIU T T, LIAO W H, *et al.* Chinese Journal of Lasers[J], 2017, 44(9): 87-95.
- [54] SHAH S W A, ALI S, ULLAH H, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2024, 33: 1756-1763.
- [55] KARIMI J, ANTONOV M, KOLLO L, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 897: 163207.
- [56] 肖美立, 咎林, 柯林达, 等. 金属热处理[J], 2022, 45(8): 108-112.
XIAO M L, ZAN L, KE L D, *et al.* Heat Treatment of Metals[J], 2022, 45(8): 108-112.
- [57] VILARO T, COLIN C, BARTOUT J D. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science[J], 2011, 42(10): 3190-3199.
- [58] HUTASOIT N, MASOOD S H, POGULA K S, *et al.* IOP Conference Series: Materials Science and Engineering[J], 2018, 377: 012138.
- [59] LOSERTO VÁ M, KUBEŠ V. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering[J], 2017, 266: 012009.
- [60] KASPEROVICH G, HAUSMANN J. Journal of Materials Processing Technology[J], 2015, 220: 202-214.
- [61] QIU C, ADKINS N J E, ATTALLAH M M. Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 578: 230-239.
- [62] ZHOU Z, LIU Y, LIU X. Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 844: 143173.
- [63] AYDIN K, KARAMOLLA M, KARAAÇAÇ İ, *et al.* Arabian Journal for Science and Engineering[J], 2023, 48: 11773-11780.
- [64] POPOVICH A, SUFIAROV V, BORISOV E, *et al.* Key Engineering Materials[J], 2015, 651: 677-682.
- [65] FRKAN M, KONECNA R, NICOLETTO G. Communications Scientific Letters of the University of Žilina[J], 2018, 20(4): 52-57.
- [66] LI Y, FANG W, GUO S, *et al.* Materials Characterization[J], 2024, 212: 113952.
- [67] BAI P, CHEN M, DU W, *et al.* Results in Physics[J], 2024, 61: 107781.
- [68] GUO S, LI Y, GU J, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 23: 1934-1946.
- [69] LU S L, ZHANG Z J, LIU R, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 914: 165235.
- [70] LI W X, YI D Q, LIU H Q, *et al.* Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy[J], 2017, 22(1): 70-78.
- [71] KUBEŠ V, LOSERTO VÁ M, ŠKODA J, *et al.* IOP Conference Series: Materials Science and Engineering[J], 2018, 461: 012046.
- [72] ZHANG M, YANG Y, WANG D, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 736: 288-297.
- [73] MORITA T, OKA Y, TSUTSUMI S, *et al.* Materials Transactions[J], 2022, 63(6): 854-863.
- [74] AGARWALA M, BOURELL D, BEAMAN J, *et al.* Rapid Prototyping Journal[J], 1995, 1(2): 36-44.
- [75] THÖNE M, LEUDERS S, RIEMER A, *et al.* 2012 International Solid Freeform Fabrication Symposium[C]. Austin: University of Texas, 2012.
- [76] BRÜGGEMANN J P, RISSE L, KULLMER G, *et al.* Procedia Structural Integrity[J], 2018, 13: 317-321.
- [77] LEUDERS S, THÖNE M, RIEMER A, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2013, 48: 300-307.
- [78] CHEN J K, WU M W, CHENG T L, *et al.* Materials Science and Engineering: C[J], 2019, 100: 781-788.
- [79] ELLYSON B, BROCHU M. International Journal of Fatigue[J], 2017, 99: 25-34.
- [80] SABERI E, NAKHODCHI S, DARGAHI A, *et al.* Engineering Failure Analysis[J], 2020, 108: 104226.
- [81] XU X, HONG W, ZHANG Y E, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2019, 29(3): 569-578.
- [82] RAJ B A, JAPPES J T W, KHAN M A, *et al.* Optik[J], 2020, 202: 163735.
- [83] HOSSEINI E, POPOVICH V A. Additive Manufacturing[J], 2019, 30: 100877.
- [84] RAHMANI R, BROJAN M, ANTONOV M, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2020, 88: 105192.
- [85] HUANG W, YANG J, YANG H, *et al.* Materials Science and En-

- neering: A[J], 2019, 750: 98–107.
- [86] WANG W, WANG S, ZHANG X, *et al.* Journal of Manufacturing Processes[J], 2021, 64: 530–543.
- [87] HUANG L, CAO Y, ZHANG J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 865: 158613.
- [88] TENG Q, LI S, WEI Q, *et al.* Journal of Manufacturing Processes [J], 2021, 61: 35–45.
- [89] 罗浩, 李小强, 潘存良, 等. 表面技术[J], 2022, 51(3): 333–341. LUO H, LI X Q, PAN C L, *et al.* Surface Technology[J], 2022, 51(3): 333–341.
- [90] GHAEMIFAR S, MIRZADEH H, KHORRAMI M S, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 27: 4248–4255.
- [91] HUANG W, WANG Z, YANG J, *et al.* Proceedings of the 29th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium-An Additive Manufacturing Conference [C]. Austin: The University of Texas at Austin, 2020: 1268–1276.
- [92] BAI P, HUO P, JIE W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 911: 164988.
- [93] ZHAO Y, GUO Q, MA Z, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 791: 139735.
- [94] CAO Y, BAI P, LIU F, *et al.* Materials[J], 2020, 13(2): 340.
- [95] YANG P, SU H, GUO Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2024, 902: 146603.
- [96] ZHANG Q, LI H, YANG Y. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering[J], 2019, 677(2): 022081.
- [97] WANG W, CHEN Z, LU W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2022, 913: 165171.
- [98] MOHANTY S, SINGH M H, GOKULDOSS P K, *et al.* Materials Today: Proceedings[J], 2023, 3: 164.
- [99] QI H, AZER M, RITTER A. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2009, 40: 2410–2422.
- [100] ZHANG S, LIN X, WANG L, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 803: 140702.
- [101] CAO M, ZHANG D, GAO Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 801: 140427.
- [102] TILLMANN W, SCHAACK C, NELLESEN J, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2017, 13: 93–102.
- [103] PEDASH AA, LYSENKO N A, KLOCHKHIN V V, *et al.* Euro PM 2019 Congress and Exhibition [C]. Maastricht: European Powder Metallurgy Association, 2019.
- [104] POPOVICH V A, BORISOV E V, POPOVICH A A, *et al.* Materials & Design[J], 2017, 131: 12–22.
- [105] SMITH D H, BICKNELL J, JORGENSEN L, *et al.* Materials Characterization[J], 2016, 113: 1–9.
- [106] SEEDE R, MOSTAFA A, BRAILOVSKI V, *et al.* Journal of Manufacturing and Materials Processing[J], 2018, 2(2): 30.
- [107] MOSTAFA A, PICAZO R I, BRAILOVSKI V, *et al.* Metals [J], 2017, 7(6): 196.