https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250386

激光增材制造GH3536高温合金研究进展

郝铭淞[1,2]，周 林[2]，王 冠[2]，王 凯[1]，梁静静[2]，李金国[2]

（1. 东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室，辽宁 沈阳 110819）

（2. 中国科学院 金属研究所 师昌绪先进材料创新中心高温合金结构材料研究部，辽宁 沈阳 110016）

摘 要：激光增材制造作为一种先进的数字化成形技术，广泛应用于高温合金制备研究中。GH3536作为一种固溶强化型镍基高温合金，由于其优异的力学性能，适用于制备航空发动机燃烧室的部件。综述了激光增材制造GH3536合金的冶金缺陷控制、微观结构调控及力学性能强化机制。分析了激光增材制造GH3536合金研究现状及进展，并且对其拉伸和蠕变性能的影响机制等的研究进行了展望。期望对激光增材制造GH3536合金的研究和发展提供参考。

关键词：激光增材制造；GH3536；冶金缺陷；微观组织；力学性能

中图法分类号：TG132.3^{+}3 **文献标识码：**A **文章编号：**1002-185X(2026)10-2687-26

1 引 言

随着我国航空航天工业的进一步发展，对于航空航天材料的高温性能要求也越来越严格。镍基高温合金作为航空发动机、燃气轮机的核心材料，一直以来都是技术附加值最高、技术保密性最强、垄断最严重的材料之一，更是衡量其科技核心竞争力的重要体现。为了提高航空航天领域的运载效率，高性能材料的使用需求变得愈加迫切[1–5]。近期首枚长征十二号火箭和海哨一号卫星的发射成功，以及歼-35、运-20为最新代表的一系列新型航空航天装备，证明了我国在高温合金的研发和应用方面取得了显著进展。但与全球领先国家相比，仍存在一定差距，还需要在高温合金性能提升、加工工艺改进、基础研究深化和国际合作等方面持续努力。GH3536（国外牌号Hastelloy X）是一种固溶强化型镍基高温合金，主要固溶元素为Fe、Cr和Mo。由于其在900 ℃以下具有良好的热成形性、可焊性、耐蚀性和较高的蠕变强度，常被用于燃气轮机发动机零部件和高温气冷堆（high temperature gas cooled reactor, HTGR）的制造[6–11]。

传统制造方式在制备航空航天复杂构件时面临精度不够、材料利用率低、生产周期长等问题。因此航空航天领域需要一种新型制造方法。与传统的减材制造技术不同，增材制造（additive manufacturing，AM）采用基于粉末累加的逐层制造技术，通常由激光将粉末熔化，并根据设定好的激光轨迹固化，从而形成最终的几何形状[12–14]。增材制造突破了传统制造技术工序繁琐、生产周期长、材料利用率低和复杂构件制备受限等瓶颈。因此，增材制造技术正在逐步改变航空航天行业的制造方式，带来了诸多创新和优势。随着增材制造技术的不断发展，增材制造技术在航空航天领域的前景将更加广阔[15–17]。

2 激光增材制造技术研究现状

激光增材制造技术（laser additive manufacturing，LAM）诞生于20世纪90年代，是一种利用高能激光束熔化金属粉末的先进快速成形工艺[18–21]。这项技术无需模具，材料消耗少，生产周期短，成形质量优越，特别适用于制造结构复杂、轻量化和高性能的零件[22–24]。激光增材制造技术主要包括以同步送粉为主要技术特征的激光立体成形（laser solid forming，LSF）[25–27]和以粉末床为主要技术特征的激光粉末床熔融（laser powder bed fusion，LPBF）[25,28–29]两种方法。

2.1 激光立体成形技术

激光立体成形是从20世纪90年代初期发展起来的一项先进制造技术，又被称作定向能量沉积（directed energy deposition，DED）[30]，直接金属沉积（directed metal deposition，DMD）[31]，激光熔化沉积（laser melting deposition，LMD）[32]。通常情况下，激光立体成形系统由激光器、数控工作台、送粉喷嘴、高精度可调送粉器和其他辅助设备组成。LSF技术的成形原理如图1所示[33]。通过快速成形技术和激光熔覆技术有机结合，高能激光束通过光学系统聚焦于基体表面，形成熔池。金属粉末从送粉喷嘴喷射，并集中到熔池中，在惰性气体（如氩气）的保护下熔化。随着激光光斑的移动，金属粉末不断被

收稿日期：2025-11-18

基金项目：云南省材料基因工程II期项目（202302AB080020）；辽宁省科技重大专项（2024JH1/11700038）

作者简介：郝铭淞，男，1995年生，博士生，东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室，辽宁 沈阳 110819，E-mail：humorous15@163.com

送入熔池，熔化后与基体冶金结合，形成沉积层。在成形过程中，按照数控系统规划的路径进行单层沉积，加工头每完成一层后提升相应高度，继续进行下一层沉积。通过这种逐层冶金结合的方法，最终实现从三维模型到实体金属零件的直接制造。利用高能激光束将同轴或侧向喷射的金属粉末熔化成液态，并通过运动控制，使熔化后的液态金属按照预定轨迹堆积凝固成形，从而获得尺寸和形状接近最终零件的“近形”制件[34–36]。

设备研究方面，美国SNL（Sandia National Laboratories）国家实验室建立了LENS系统（连接YAG固体激光器、可调整气体成分的手套箱、多坐标数控系统和送粉系统）[37]。随后Optomec Design公司研制的750型LENS™装备也获得了商用化许可[38]。另外，AeroMet公司和MTS（Mechanical Testing & Simulation）公司合作，使钛合金激光立体成形技术达到了实用阶段[39]。1997年起，以西北工业大学为代表的研究机构相继开展了金属零件激光立体成形技术的研究工作，并且成形试样的性能达到锻件标准及工业应用的要求[40–46]。近年，北京航空航天大学王华明团队在激光立体成形技术上取得突破，成功控制了构件内部缺陷并实现无损检测，制造出大型飞机的钛合金主承力构件加强框和航空发动机整体叶盘等关键部件[47–48]。西安交通大学在“973项目”中运用激光立体成形技术，成功制备了复杂结构的空心涡轮叶片[49]。西北工业大学黄卫东团队[50]利用激光立体成形制造了C919飞机使用的Ti-6Al-4V合金翼肋的上、下缘条构件，其静载强度和疲劳性能达到了锻件水平。此外，他们还研究了高温合金和钛合金的激光成形修复技术，解决了修复过程中零部件的局部应力和变形问题，实现了零件几何结构和力学性能的良好修复，并成功应用于航空发动机高温合金整体叶盘和轴承后机匣的修复。

2.2　激光粉末床熔融技术

激光粉末床熔融技术又被称作选区激光熔化（selective laser melting，SLM）技术[51]。通常情况下，激光粉末床成形系统由激光器、光学系统、粉末供给系统、加热系统、控制系统、工作台和气体保护系统等其他辅助设备组成。LPBF技术的成形原理如图2所示[49]。利用激光束按照预先设定的路径进行扫描，熔化事先铺设的金属粉末；完成一层扫描后，成形舱下降一层高度，铺粉器再铺设一层新粉末，如此循环往复，逐层堆积，直至生成所需的金属部件。整个加工过程在真空环境中进行，有效避免了空气中有害杂质的影响。该技术以金属粉末为原料，采用高能量密度的激光束将粉末逐层熔覆在金属基板上，形成金属部件。LPBF技术生产的零件精度较高，表面稍加处理即可满足使用要求，特别适合制造内部结构复杂且传统方法难以加工的复杂零件[52–55]。

设备研究领域，国外起步较早。2003年，德国的MCO（Mining and Chemical Products Limited）公司推出了全球首台金属SLM设备[56]，紧随其后的是EOS（Electro Optical Systems）、SLM-Solutions和Concept Laser公司推出的相关商用设备[57–59]。相比之下，国内的增材制造产业起步较晚，但自2000年起，国内各大重点计划和研究机构对选区激光熔化技术的发展给予了高度重视。近年来，国内对这一技术的研究逐年增加，主要集中在华中科技大学、中国工程物理研究院和西北工业大学等科研单位。2018年，西北工业大学团队[60]利用选区激光熔化成形打印仿生骨技术取得突破性进展，其打印的仿生骨可以做到与自然骨的成分、结构、力学性能达到高度一致。2022年，西北工业大学团队利用选区激光熔化技术成功生产个性化人工椎体，完成了腰椎重建任务[61]。虽取得了一定的研究成果，但是在成形设备商业化应用和工艺优化方面仍然与国外有一定的差距[62–63]。

2.3　激光增材制造技术工艺参数及热处理

激光增材制造是一种复杂的非平衡冶金过程，涉及强烈的热质交互作用，成形过程中瞬态温度场、流场、质量场和应力场与工艺参数密切相关。激光功率、光斑直径和扫描速率等参数影响能量密度，直接影响熔池的深

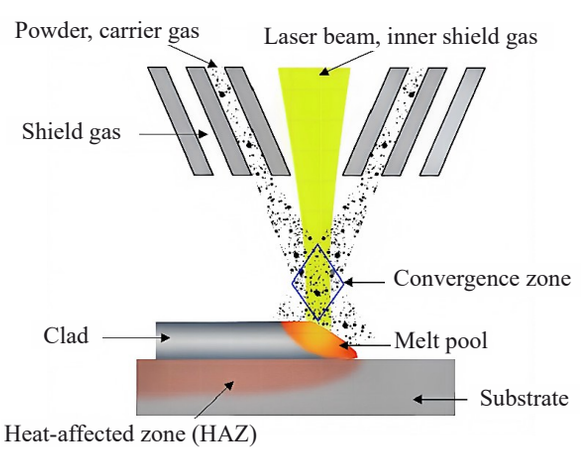


图1　激光立体成形技术成形原理

Fig.1　Schematic diagram of LSF technology[33]

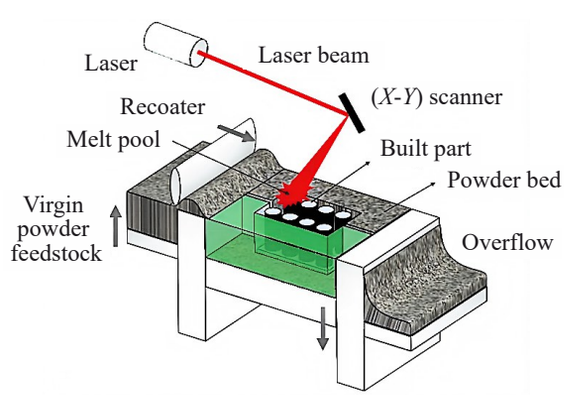


图2　激光粉末床熔化技术成形原理

Fig.2　Schematic diagram of LPBF technology[49]

度、宽度和形状。同时，搭接率、层厚度和扫描策略等几何参数则关系到内部组织和形状精度。不同道次和层之间的时间间隔、激光延时开关时间等时间参数，将能量参数与几何参数关联起来。因此，有效利用激光增材制造高温合金部件需要在微观和宏观上合理匹配这些工艺参数[23,28,30,35]。

激光增材制造中的主要工艺参数包括激光功率、扫描速度、成形层厚和扫描间距等，这些参数对能量密度的输入有直接影响。从而调控熔池形态和微观组织。在较低功率和高扫描速率下，能量输入不足，导致熔池不连续和孔隙形成；而较高功率和较低扫描速率则能增加能量密度，减少孔隙产生的几率。Moussaoui 等[64]发现 SLM 制备 Inconel 718 合金时，能量密度若是过高，会使熔池中部分金属液蒸发，局部区域会因材料不足发生凹陷，会一部分气体进入而产生球形孔隙。同时，在 Inconel 718 成形过程中，孔隙率会随着扫描速率的降低而降低，并且在 800~1200 mm/s 这个区间保持着稳定的低孔隙水平（＜0.9%）[65]。Tang 等[66]构建了一种工艺图，用于预测由于熔融不足引起的孔隙率，该图基于相对搭接间距（h/d，h 为搭接间距，d 为熔池深度）和相对层厚度（δ/w，δ 为层厚，w 为熔池宽度）。为了确保充分的熔池搭接，横向相邻熔池的搭接深度不得超过打印层厚。

另外，扫描策略同样也是激光增材制造技术中可以影响其组织缺陷的方式，扫描策略主要改变的是成形过程中的时间参数，如间隔时间，也在裂纹和孔隙中扮演者重要角色。通过合理的扫描策略（如棋盘扫描策略）和体能量密度（volumetric energy density, VED）的优化，可以有效减少裂纹和孔隙的形成。Thijs 等[67]采用棋盘状扫描策略研究了 $AlSi_{10}Mg$ LPBF 成形件的微观组织和可控织构，表明通过棋盘状扫描策略可以消除成形试样的各向异性。Carter 等[68]采用棋盘状扫描策略研究了 CM247LC 合金的晶粒组织和开裂行为，具有两个明显区域：柱状晶区和细晶区。同时，实验数据表明裂纹的分布发生在细晶边界区域。对于 LPBF 成形 GH3536 合金同样有许多研究学者进行了大量研究。Dai 等[69]通过模拟和实验得出结论，棋盘状扫描策略会在成形过程中产生更多热量，并加快冷却速度。同时大尺寸棋盘状扫描策略的试样纵截面具有更为均匀的<111>取向晶粒。

尽管激光增材制造技术在航空航天复杂形状组件制造中具有显著优势，但直接采用该方法制造的零件在材料属性上并未达到最佳状态。残余应力、亚稳相和孔隙等因素可能导致材料性能的下降。因此，热处理作为大多数增材制造金属材料后处理的重要步骤，对调整材料的最终使用性能至关重要。Gu 等[70]对于 SLM 成形 Inconel 718 合金的热处理研究表明，通过调节固溶冷却速率和时效时间，可以有效控制合金中的强化相数量，从而实现其强度与塑性的平衡。另外，Li 等[71]根据第二相颗粒的析出和溶解规律以及材料特性，研究了 3 种热处理方案（析出时效、δ 时效结合析出时效、高温组织均匀化后再进行 δ 时效和析出时效）下 SLM 成形的 Inconel 718 试件的力学性能。结果显示，3 种热处理体系使材料的抗拉强度和屈服强度均达到了锻件的水平，但伸长率有所降低。热等静压作为适用于激光增材制造技术的热处理工艺，Oros 等[72]研究了高温等静压（hot isostatic pressing, HIP）处理对 SLM 成形的 Inconel 718 试样在显微组织、织构和显微硬度方面的影响。研究发现，HIP 处理导致晶粒显著粗化，形成的等轴晶粒平均直径为 154.8 μm。由于 γ' 相的溶解及晶粒形貌的变化，在 HIP 处理后，试样的显微硬度降低了 36.1%。无论是对激光增材制造技术工艺参数的探索还是对其热处理制度的优化，作为一种新型的成形技术，对其研究并不完善，相较于传统成形方式而言，激光增材制造技术需要更多研究学者的深入研究。

3　GH3536 合金

GH3536 是一种固溶强化型镍基高温合金，含有较多 Fe 元素，主要的固溶元素为 Mo、W、Cr。在《高温合金手册》中，GH3536 合金的化学成分已经明确列出（表 1）。GH3536 合金的密度仅为 8.29 g/cm^3，对于追求高推力重量比的航空发动机制造行业，使用 GH3536 合金可以有效降低发动机质量。此外，这种合金还具有优秀的综合力学性能、高温耐受性、抗氧化和耐腐蚀性，适用于制作 900 ℃以下长期使用的航空发动机燃烧室部件，如燃料喷射器、发动机壳体和燃烧室火焰管以及其他在高温环境中使用的部件。GH3536 合金的基础结构是面心立方的奥氏体结构，也含有少量的 TiN 和 M_6C 型碳化物[73–79]。

3.1　强化机制

自 20 世纪 60 年代起，研究学者对传统高温合金 GH3536 的强化机制进行了分析。由于 GH3536 合金是固溶强化型高温合金。其最主要的强化机制为固溶强化，在 γ 基体中加入的大量合金元素（Cr、Mo、Fe）会提高

表 1　GH3536 合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of GH3536 alloy (wt%)

C	Cr	Co	W	Mo	Fe	Al	Ti	B	Mn	Si	P	S	Cu	Ni
0.05–0.15	20.50–23.00	0.50–2.50	0.20–1.00	8.00–10.00	17.00–20.00	≤0.50	≤0.15	≤0.010	≤1.00	≤1.00	≤0.025	≤0.015	≤0.50	Bal.

原子间的结合力。由于添加合金元素的原子半径比Ni原子大，会引起晶格畸变，产生弹性应力场，阻碍位错运动，同时可以降低成分偏析的几率，提高高温稳定性，提升合金强度。合金元素（如Co）能够降低合金基体的堆垛层错能，使位错滑移困难，从而显著提升合金强度[80–83]。

镍基高温合金的晶界在高温下成为薄弱区域，晶界变形量随温度升高而明显增加，晶界处原子排列不规则，存在大量位错和孔洞等缺陷，呈沿晶断裂的特征。而GH3536合金可通过抑制位错形核来提高强度，常用的方式就是通过控制晶界的密度和分布，能同时产生提升强度保持塑性的效果[84–86]。镍基高温合金中第二相强化也是关键的强化机制，GH3536合金中存在的碳化物同样会影响合金的强化效果，其中*M*C类型碳化物一般呈粗大且不规则的立方体结构[80]。*M*C碳化物在热处理或服役过程中会分解形成更稳定的M_6C或$M_{23}C_6$碳化物，在晶界上析出。M_6C与$M_{23}C_6$碳化物相似，通常以不连续的、不规则的块状粒子形态出现在晶界，有时也会呈现片状或规则的几何形态。因此，GH3536合金通过碳化物产生第二相强化可以增强合金的蠕变性能，但针状的M_6C型碳化物会降低合金塑性[87–88]。

3.2　热处理制度

为了探讨GH3536合金中各析出相的析出温度及其形成过程，研究人员对铸造成形GH3536合金进行了多种热处理制度的实验，并绘制了合金的TTT曲线（图3）。研究结果表明，铸造GH3536合金中存在M_6C和$M_{23}C_6$型碳化物，同时也有σ相和μ相分布。$M_{23}C_6$型碳化物以针状形式分布在晶间，而颗粒状σ相则在晶内析出，它们在900 ℃以下析出。由于σ相与$M_{23}C_6$碳化物在结构上相似，σ相通常在$M_{23}C_6$碳化物上形核。在GH3536合金中，另外两种析出相M_6C碳化物和μ相的析出温度范围为800~980 ℃。这两种析出相均呈针状，且在成分和结构上相似。因此，M_6C碳化物的存在有助于μ相析出。然而，由于μ相颗粒较大，并不具备强化作用，并且会降低

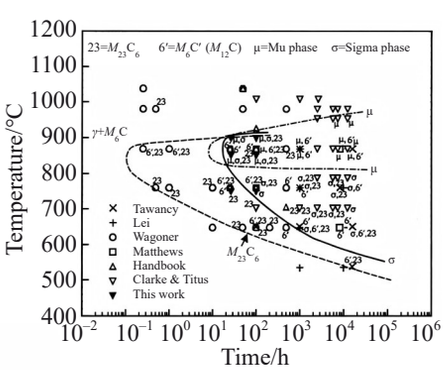


图3　GH3536合金的TTT曲线

Fig.3　TTT curves of GH3536 alloy[90]

合金的室温塑性[89–90]。

热处理的主要目的是通过固溶强化、析出强化以及改善加工性能来优化材料性能。对于传统工艺成形的GH3536合金以“固溶+时效”形式进行处理。通过高温（1150~1200 ℃）固溶处理溶解第二相并均匀化合金元素，随后快速空冷或水冷以保留过饱和固溶体并抑制粗大相析出。然后，在时效处理（700~900 ℃，常用800~850 ℃）中保温8~24 h，促使碳化物等细小强化相均匀析出，从而显著提高材料强度。此外，通过调整固溶温度和时间来控制晶粒尺寸，降低残余应力，可改善加工性能[91–93]。在时间参数控制方面，温度精度需严格限制在±10 ℃内，避免过烧或溶解不足。固溶后冷却速率直接影响有害相（如σ相）的抑制效果，而晶粒尺寸则需平衡材料韧性。最终，热处理对材料性能的影响体现在：时效析出相显著提升高温蠕变抗力和持久强度；固溶处理优化表面氧化层（如Cr_2O_3）的稳定性以增强抗氧化性；同时需避免过高时效温度或时间导致的脆性相析出，确保强韧性匹配[82,94–96]。

4　激光增材制造GH3536合金的缺陷特征

激光增材制造是一种复杂的多尺度、多物理场耦合过程（图4）[97]。在急剧的冷却和加热环境中，熔池及其周围区域经历快速的熔化、冷却和凝固[98]。合金在高能激光束的周期性、剧烈、非稳态循环加热和冷却作用下，激光束在成形过程中会发生瞬时的非平衡循环固态相变。如果原材料或成形工艺选择不当，生成的零件将不可避免地出现熔合不良、气孔、微裂纹等缺陷，甚至导致打印构件的翘曲变形和开裂等宏观缺陷，从而降低其力学性能，限制了金属增材制造的发展[99–101]。根据尺寸，金属构件内部的典型缺陷可分为孔洞、裂纹和未熔合缺陷（图5）[91,102–103]。例如，当原材料粉末含有气体时，由于激光增材制造过程中液体的冷凝速度快于气体的逃逸速度，形成气孔；当激光功率较小时，粉末不能完全熔化，形成未熔合孔；当激光与粉末的作用时间极短时，熔池及其周边区域的熔化、凝固和冷却速度较快，导致热应力增大，易产生裂纹等[98,104]。本部分综述了国内外学者关于激光增材制造GH3536合金内部缺陷的控制和消除方法。

4.1　气孔

气孔是激光增材制造过程中一种常见的体缺陷，其尺寸通常较小（＜100 μm），形状较为规则，多呈球形[5]。这类缺陷主要是由于能量输入密度过高或成形过程不稳定，导致气体残留在熔池中形成的。一方面，在成形过程中，激光能量输入密度过高会使气体在熔池中的溶解度增加，随着熔池冷却温度降低，溶解度减小，增加了气体残留的可能性[105]。另一方面，由于粉末多采用气雾化方

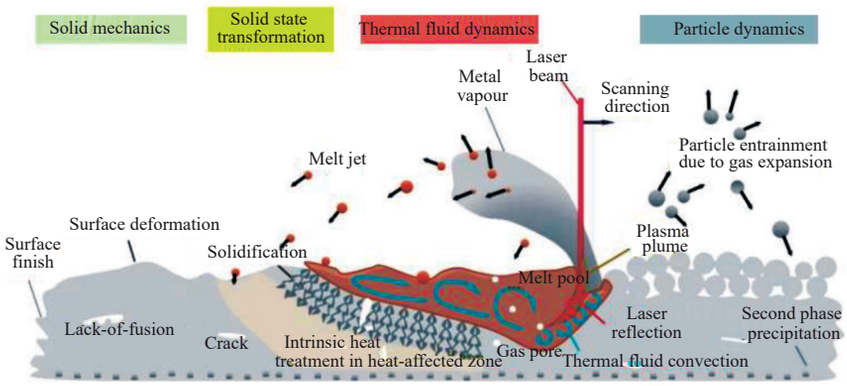


图4　增材制造过程多尺度、多物理场耦合过程示意图

Fig.4　Schematic illustration of multiscale and multi-physics processes in AM[97]

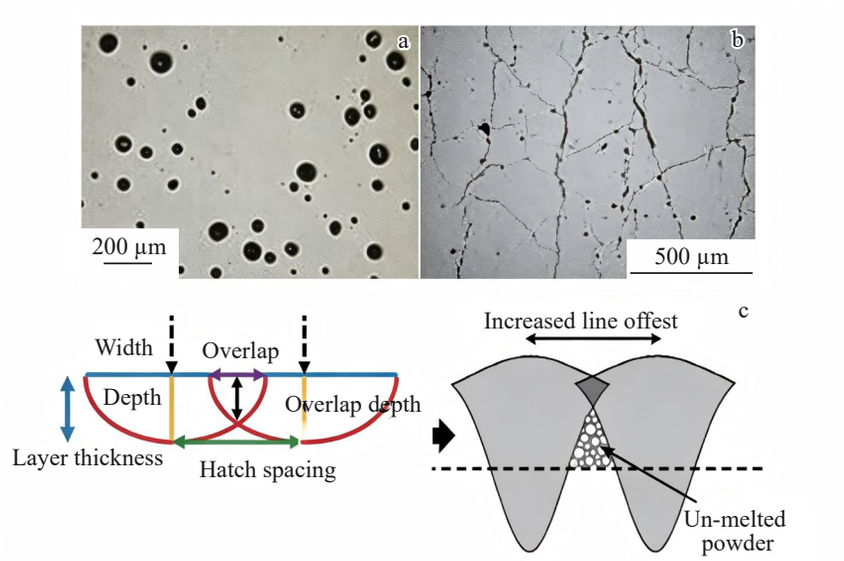


图5　增材制造中的缺陷

Fig.5　Three typical defects in components fabricated by AM: (a) pores[102], (b) crack[103], and (c) lack of fusion[97]

式制备，过程中在惰性气体（如氩气或氦气）环境中，因此所制备的粉末难免含有一定量的空心粉。在随后的成形过程中，粉末熔化和凝固速度极快，粉末中的气体没有足够的时间逸出，导致气体转移到金属构件中形成气孔[106–107]。由于受成形条件的影响，这类缺陷通常随机分布在成形件内部，难以彻底消除。

对于LSF成形工艺来说，其成形过程受送粉气体流速的影响，保护气体容易卷入熔池，成为熔池内气体的来源[99]。北京动力机械研究所[108]通过激光立体成形制备GH3536合金，并优化工艺参数，减少成形样品内部的孔洞，并获得比锻造GH3536合金具有更高强度的试样。张雪等[77]采用激光立体成形技术制备GH3536合金，探讨了45°交叉光栅和往复交叉两种扫描策略（图6）。研究结果显示，使用往复交叉扫描策略会在沉积过程中积聚更多热量，降低温度梯度，最终导致合金孔隙率的增加。

对于LPBF技术，粉床本身比较松散，粉末之间会存在部分气体[99]。对于激光粉末床成形技术，Zhang等[109]在不同的激光能量密度下制备了GH3536结构件，分析了气孔等缺陷的产生原因，当能量输入密度较低时，柱状晶在生长过程中没有完成较好的搭接效果，因此会在亚晶界处形成微孔，随着能量输入密度的增加，熔池可以较好的完成重叠，避免气孔的产生。Kitano等[110]发现，通过降低扫描速率，激光扫描路径上的粉末熔化并产生气化现象。由于冷却速度较高，气体在凝固过程中没有足够的时间逸出，残留在熔池内，形成了气孔缺陷，并且合金的孔隙率随着激光能量密度的变化呈现出先降低后升高的趋势。Dai等[69]通过调整扫描策略来提升LPBF GH3536合金的致密度。由于采用棋盘状扫描策略，合金在成形过程中展现出优良的流动性，且熔融金属的蒸发程度较小，因此合金内部的孔隙率较低（图7）。通过

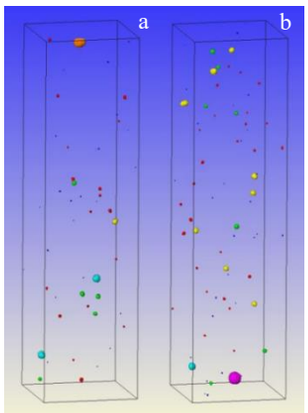


图6 2种扫描路径试样三维孔隙分布情况图

Fig.6 Three-dimensional distribution of pores with two scanning paths[77]: (a) 45° cross-grating and (b) zig-zag cross-grating

热等静压的方式可以有效消除LPBF GH3536合金沉积态的内部缺陷，并且随后进行固溶处理可以得到更致密的微观组织[111–112]。由此可见，对于增材制造成形GH3536合金而言，无论是LSF技术和LPBF技术，合金内部气孔形成因素不仅与工艺参数和扫描策略相关，同时成形过程中的保护气和粉末本身存在的气孔均会影响合金内部的气孔特征。

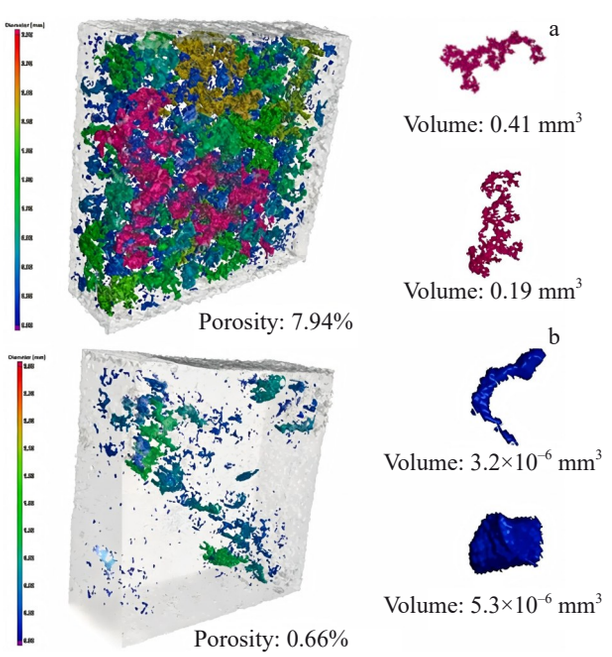


图7 不同策略成形试样的缺陷分布图像和不同策略成形试样的孔放大

Fig.7 Defect distribution images and the magnification images of pores of specimens formed by different scanning strategies[69]: (a) M90 and (b) CB2

4.2 未熔合缺陷

未熔合缺陷是激光增材制造中常见的缺陷之一，通常尺寸较大且呈不规则的形状。在成形时，激光能量呈高斯分布，中间区域能量高，而两侧能量低。相邻道次之间存在重熔区，如果该区域的深度小于成形层厚度，就会有部分粉末未熔化，导致未熔合缺陷的形成[113–115]，如图8所示。未熔合缺陷的产生主要与工艺参数有关。当激光能量输入密度较低时，熔池深度较浅、宽度较窄，相邻道次之间的搭接效果不佳，重熔区内会有大量未熔粉末，从而形成无规则形状的未熔合缺陷[99,116]。此外，已经生成的未熔合缺陷区域在后续成形过程中，金属流动性较差，导致缺陷向上扩展，最终形成较大的贯穿层缺陷[117]。因此，未熔合缺陷通常包含未熔粉末，分布在各扫描道次及沉积层之间。

加拿大滑铁卢大学的增材制造实验室Esmaeilizadeh等[102]和日本国家材料科学研究院结构材料研究中心Kitano[110]等通过调整扫描速度来控制能量输入密度，从而避免未熔合缺陷的产生。当扫描速度过高时，激光移动过快，会导致未熔合缺陷。经过调整后发现，当扫描速度设定为1300 mm/s时，LPBF制备的GH3536合金不会出现未熔合缺陷（图9）。Schwerz[118]通过减少成形环境中飞溅颗粒表面的氧化物厚度来降低合金内部的缺陷。然而结果显示，氧含量的降低并不能阻止或减少飞溅导致的缺陷，这表明激光粉末床成形过程中，飞溅及其与激光束的相互作用是未熔合缺陷形成的主要原因。国内研究学者西安增材制造国家研究院华文娟等[119]通过对激光粉末床熔化成形GH3536合金的内部缺陷进行检测与统计，发现能量密度≤48.87 J/mm^{3}时，合金内部缺陷主要为未熔合孔洞，且致密度较低。南京理工大学李军等[120]研究发现激光扫描间距过大，会导致粉末的熔化条件不足，扫描道次接触位置出现部分未熔化粉末形成未熔孔洞。通过对LPBF成形的GH3536合金进行热处理，Huang等发现，热处理后试样内部的未熔合等缺陷的尺寸和数量与沉积态试样相比没有显著变化，这表明热处理对消除合金内部缺陷没有积极作用[121]。相比于气孔类型缺陷，未熔合缺陷主要与能量输入密度不足，以及大颗粒飞溅相关，后续可以通过热处理等工艺进行消除。

4.3 裂纹

裂纹是激光增材制造过程中常见且最具破坏性的一种缺陷[122–123]。裂纹的存在显著削弱了构件的力学性能，甚至可能引发宏观开裂和分层现象，从而导致制备过程的中断。裂纹的产生是材料物理性能和残余应力共同作用的结果[99]。激光增材制造过程具有极快的加热和冷却速度，构件各部位的温度差异、不同步的熔化及凝固都会导致部位之间的膨胀和收缩不一致，从而产生热应力，此时产生的裂纹被称为凝固裂纹[124]。同时，由于成形温度

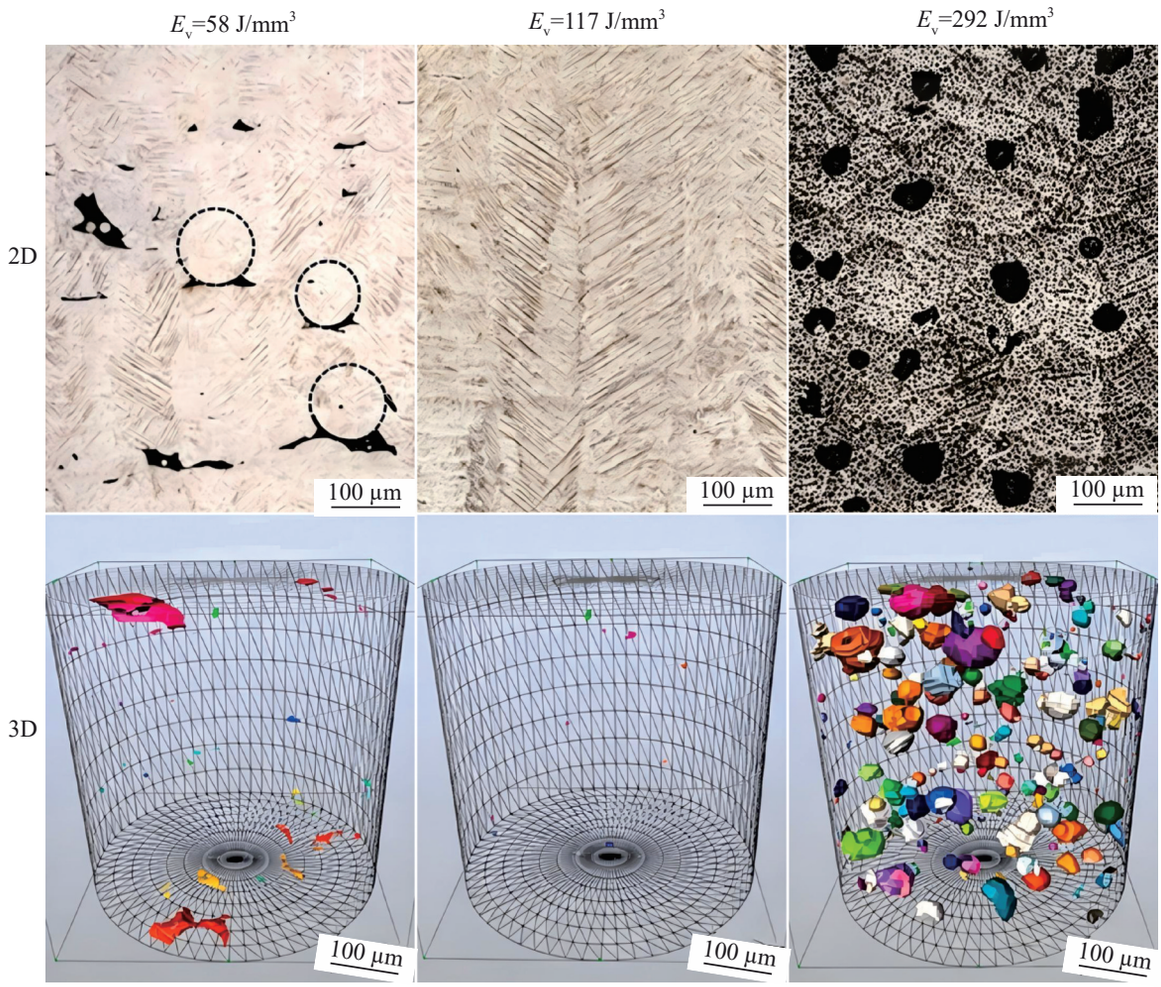


图8　3种不同能量密度的缺陷2D和3D纵截面形貌

Fig.8　2D and 3D vertical morphologies of the defects in specimens under three energy densities[115]

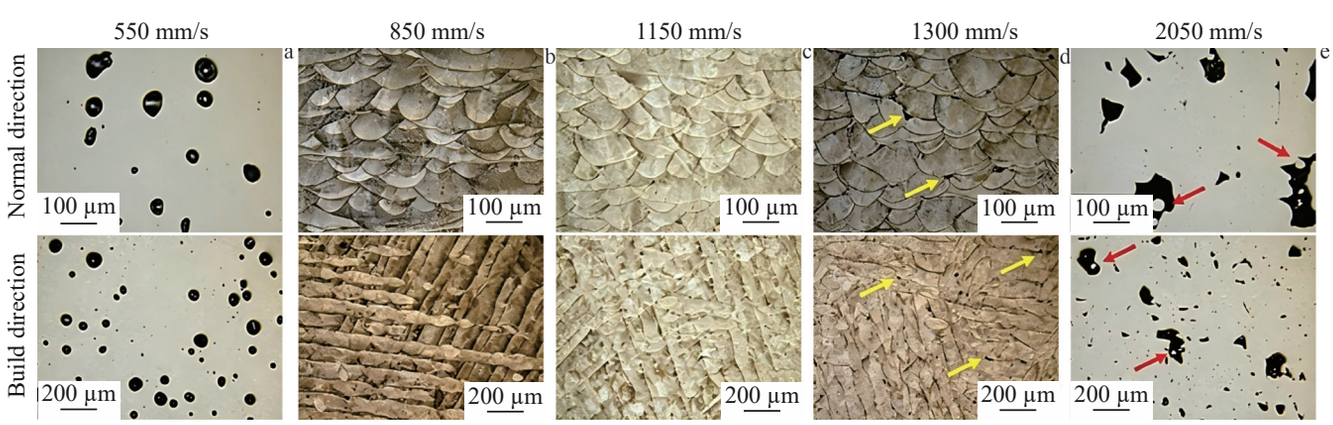


图9　不同激光扫描速度生产的ND和BD样品横截面微观结构

Fig.9　Microstructures of ND and BD cross-sections of the samples manufactured with different laser scanning speeds[103]: (a) spherical keyhole gas pores; (b–c) close to fully dense condition; (d) sharp end porosities; (e) lack of fusion and unmelted

的不一致，构件各部位的物相变化也不同步，不同物相之间的比容差异导致膨胀或收缩相互牵制，进而产生相变应力。当这些应力超过材料的强度极限时，延迟裂纹就会在材料内部形成[125]。通过改变扫描路径释放成形过程中的残余应力[77]，以及对基板进行适当预热以提高成形环境温度，减小构件中的温度梯度，可以减少裂纹缺陷的产生[126–127]。

凝固裂纹主要是在成形过程中高温阶段因冷却速度

不均而沿晶界扩展的裂纹。Montero-Sistiaga 等[128]通过改变激光光束的直径来提高打印效率，但由于冷却速率降低，晶粒尺寸变大，导致组织变粗化，容易引发裂纹。然而，Mumtaz[129]的研究表明，在高功率下成形的 GH3536 合金具有较低的粗糙度，这是因为高能量产生的反压力会使熔池变得平滑，同时增加熔体的润湿性，从而减少裂纹的产生。另一种常见的裂纹（延迟裂纹）主要是成形过程中产生的残余应力较大而导致的。Xiao 等[130]通过对激光立体成形 GH3536 合金工艺参数进行优化，获得了致密度较高且无裂纹的试样，并且具有较高的疲劳性能。Zhang 等[131]研究发现裂纹总是发生在大角度晶界（high angle grain boundary, HAGB）处（图 10）。晶界处的应力集中在样品的中部和顶部加剧，为裂纹萌生和扩展提供了驱动力。晶界处的碳化物颗粒促进了液体供给的钉扎效应，导致液化裂纹扩展为凝固裂纹。Esmaeilizadeh[102]和 Brecher[132]发现，过高的能量输入密度会导致粉末飞溅，降低熔池的润湿性，会导致相对较差的表面粗糙度，从而容易形成凝固裂纹。

除了通过调整工艺参数来减少样品中裂纹数量以外，元素含量同样影响裂纹的产生。澳大利亚莫什大学 Tomus[133]发现，微裂纹在合金凝固过程中萌生，与合金中的 Si、C 等微量元素有关，而与 Mn 元素无关（图 11）。微裂纹的进一步扩展主要发生在热循环过程中。降低合金中 Si 和 C 的含量，可以有效减少裂纹的形成倾向。由于打印过程中热循环的影响，GH3536 合金内部的 Mo 和 Cr 元素在晶界的枝晶处会以碳化物的形式析出，容易成为裂纹的源头和应力集中点，从而导致裂纹的产生和扩散[134]。另一种方法是通过引入第二相来减轻裂纹倾向。山东大学 Han 等人[135]使用掺杂 TiC 纳米颗粒的 GH3536 合金粉末作为原料进行 LPBF 构件。研究发现，TiC 纳米颗粒能够增加小角度晶界数量，从而减轻热裂纹的倾向。后处理会影响激光粉末床成形 GH3536 合金疲劳裂纹扩展能力的高低，沉积态合金的疲劳裂纹扩展能力较低，而热等静压+固溶处理使合金的疲劳裂纹扩展能力得到提升（图 12）[136]。影响合金内部裂纹类型缺陷的因素多种多样，通过调控合金元素含量和降低残余应力的方式来消除合金内部的裂纹是主要办法。

5　激光增材制造 GH3536 合金的微观组织

5.1　熔池

熔池是指激光束在材料表面或内部聚集能量，导致局部区域温度升高并使材料熔化成液态。当激光束作用于材料表面时，由于受热区域较小，熔池的深度较浅；而激光束深入材料内部时，熔池的深度和直径则会更大。熔池的形态和演变过程可以分为：传热过程—液态熔池形成—熔池扩散—熔池凝固。熔池的形成和演变是激光增材制造的关键过程之一。

激光增材制造是一个复杂的非平衡瞬时物理冶金过程。在此过程中，会同时发生以下现象：（1）不断送入激光熔覆区的固态粉末颗粒被熔化，基板或前一层熔覆层

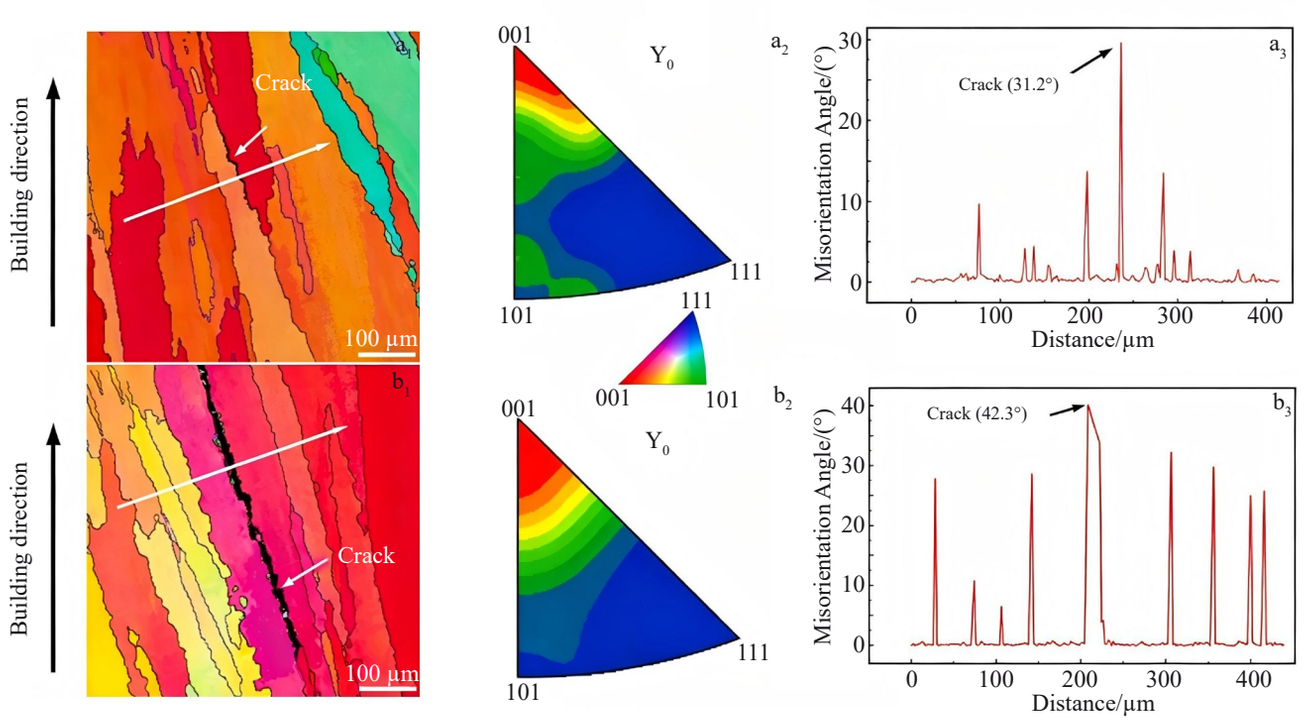


图 10　裂纹区域的 EBSD 图；相应 IPF；裂纹位角分布

Fig.10　EBSD maps of cracked area (a_1, b_1), corresponding IPFs (a_2, b_2), misorientation angle distributions along the white arrow line marked in Fig.10a_1–10b_1 (a_3, b_3); (a_1–a_3) liquid crack, (b_1–b_3) solidification crack[131]

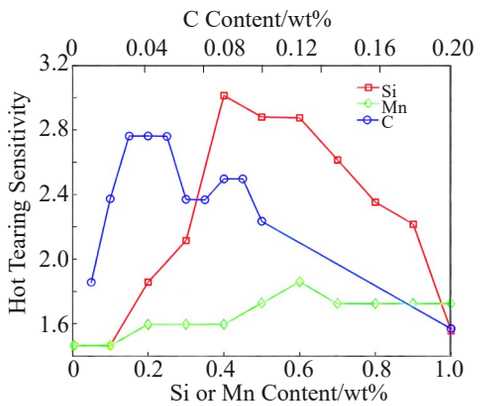


图11　热裂敏感性与合金元素Si、Mn和C的关系

Fig.11　Hot tearing sensitivity as a function of alloying elements Si, Mn and C[133]

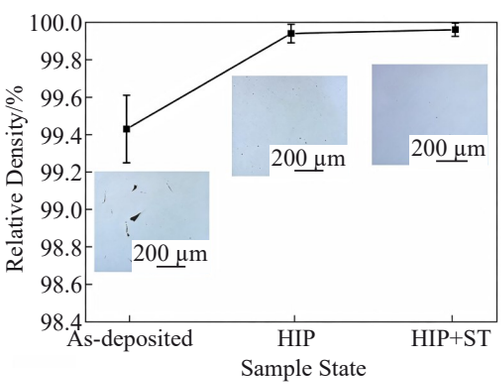


图12　不同状态GH3536合金的相对密度

Fig.12　Relative density of GH3536 alloy in different states[136] (ST-solution treatment)

在激光照射下局部重熔，两者混合形成合金熔体；(2)金属熔体以每秒米级的速度在熔池内流动，以使熔池内的温度和合金成分均匀；(3)在不断变化的边界条件下，运动中的熔池内的金属熔体会经历非平衡的快速凝固[137–138]。上述过程都发生在体积极小且存在时间极短的液态熔池中。激光增材制造过程中，熔池的形状、尺寸、温度分布和存在时间，以及熔体的流动情况，将直接影响成形件的几何性能和力学性能[42]。

Tomus[139]研究了LPBF工艺制备的GH3536合金的典型显微结构，在试样的横纵截面上可以清楚地看到鱼鳞状的熔滴形态和熔池边界(图13)，这些特征是激光增材制造成形过程中常见的组织结构。李军等[120]研究了工艺参数对熔池尺寸的影响。随着扫描速度增加，激光热源与粉末层之间的作用时间缩短，导致熔池尺寸变小。而激光功率的提高则扩大了激光作用区域，进而增大了熔池面积。研究显示，基板的放置角度会对熔池尺寸产生影响。倾斜的基板会导致激光能量密度和粉末浓度的降低，从而显著影响熔池的高度。适当增加送粉量和激光能量，可以有效弥补熔池高度的降低。在熔池中，马兰戈尼对流的前流场决定了熔池前沿的坡角，而后流场则决定了熔池的高度。基板倾斜会加强在相应方向上的重力流场，进而影响熔池的轮廓[140]。Tian[141]发现在激光立体成形Hastelloy X过程中，主要有两种熔池形成模式：传导模式(高宽比为1:2)和匙孔模式(高宽比为1:1)。高能量配置有助于形成匙孔状熔池，同时平滑了倾斜度小于90°的表面粗糙度。而为了在倾斜度大于90°的表面形成较小的熔池轮廓并实现较低的表面粗糙度，则需要采用低能量配置进行扫描。利用实验方式对熔池的瞬时物理场的变化进行检测存在一定难度。Wei等[142]采取了数值模拟的方式，更深入地揭示了成形过程中熔池的温度场和应力场的变化，如图14所示，使得在动态控制条件下的多物理场、熔池行为以及分布特征得以可视化。Shahabad[143]通过数值模拟展示了熔池几何形状的变化过程(图15)。由于成形过程中热量的积累，减小薄壁厚度会导致熔池宽度显著增加。

5.2　析出相构成

镍基高温合金是一种典型的多元素复杂体系，其基体由Ni原子和其他占据晶格节点的原子构成，呈现无序奥氏体fcc结构的γ相。通过在基体中加入多种元素，能够提升其整体性能。各种合金元素之间的复杂交互作

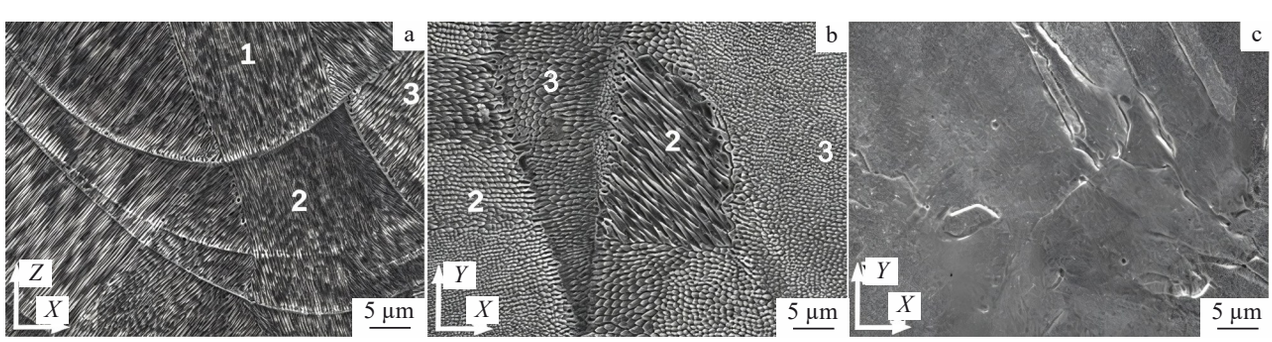


图13　IPBF制备GH3536合金的熔池和扫描轨迹SEM照片

Fig.13　SEM images of the melt pool and scanning path of GH3536 alloy prepared by LPBF: (a) vertical section of as-deposited specimen, (b) horizontal section of as-deposited specimen, and (c) horizontal section of heat-treated specimen[139]

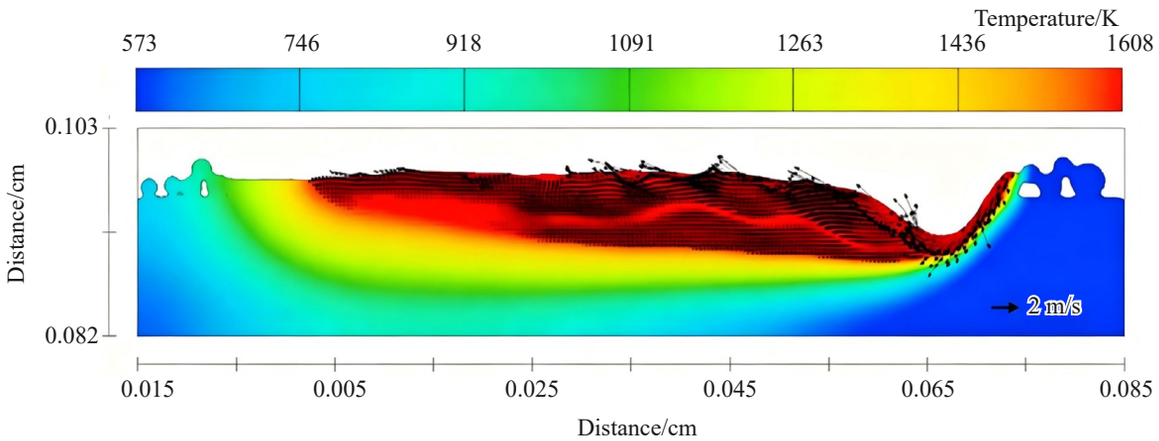


图 14　LPBF 过程中熔池纵剖面前端凹陷处的温度场和速度场

Fig.14　Temperature and velocity fields with a depression at the front of the molten pool in the longitudinal section during LPBF[142]

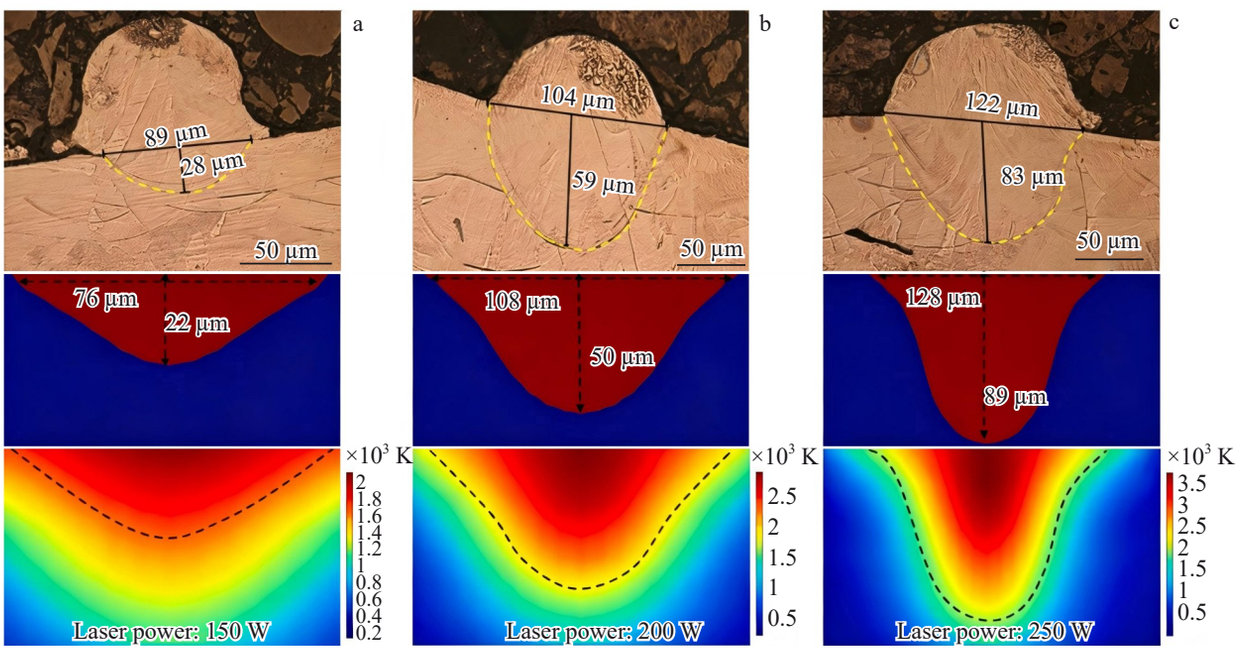


图 15　根据 3 种不同条件下的实验和数值结果得出的单轨熔池尺寸

Fig.15　Single-track melt pool dimensions derived from experimental and numerical results under three conditions[143]: (a) P=150 W and V=1000 mm/s, (b) P=200 W and V=1000 mm/s, and (c) P=250 W and V=1000 mm/s

用，还促使镍基高温合金中生成大量的沉淀相、碳化物和拓扑密堆（topologically close packed，TCP）相等复杂合金相[5,144–146]。这些物相的演变和相互作用决定了合金的性能。镍基高温合金中的典型沉淀强化相 γ'-Ni_3Al、γ''-Ni_3Nb 与 fcc-γ 基体的晶体结构如图 16 所示，显示出三者存在明显的结构相似性[147]。激光增材制造成形件的物相构成可以划分为基体相和第二相等。晶粒成分的性质通常是成形件力学性能的主要影响因素，而由于元素偏析等原因形成的晶间化合物的存在，也会改变成形件的力学性能。为了优化激光增材制造成形件的微观组织结构特征，除了改善其组织形貌外，还应通过促进有害相的转变和有益相的形成来优化成形件的物相构成[18]。

由于激光增材制造过程中，极快的冷却速度导致发生溶质捕获，得到过饱和 γ 固溶体，而且固溶强化型高温合金主要的组成部分同样为 γ 固溶体，因此在物相组成方面，γ 固溶体成为了 GH3536 合金组成的主要特征[78–79]。Yu[148]通过 XRD 对 GH3536 合金粉末及其成形样品的横/纵截面的析出相进行检测。结果如图 17 所示，相应的晶面指数（111）、（200）、（220）的物相均为奥氏体。与原始粉末相比，成形件的横/纵截面均表现出不同程度的变化。粉末样品显示出强烈的（111）衍射峰，而在成形件的横截面 XRD 图谱中，（200）和（220）衍射峰的强度最高。由于 GH3536 合金粉末在与激光相互作用过程中经历了极端的温度梯度和快速固化，导致其微观结构产生了晶

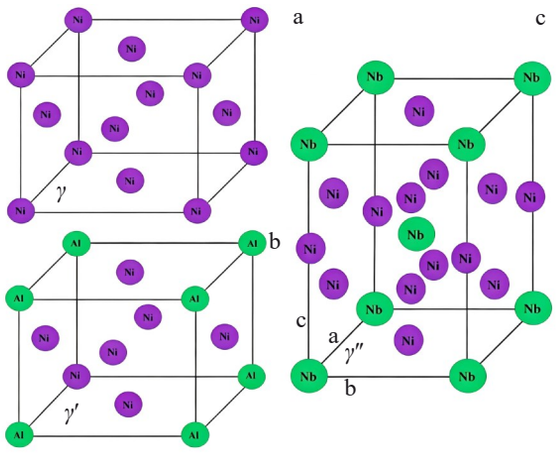


图16 γ基体、γ′-Ni_3A1相、γ″-Ni_3Nb相的晶体结构

Fig.16 Crystal structures of the γ-matrix (a), γ′-Ni_3A1 (b), and γ″-Ni_3Nb (c) phases[147]

体选择性取向。研究还发现，激光增材制造成形样品的晶格参数大于粉末的晶格参数，这表明在成形过程中晶格发生了畸变，并且元素充分固溶。该结果与多位学者的研究结果一致[149–152]。

碳化物是高温合金中主要的析出相之一，对于镍基高温合金的强化具有重要意义。它在高温下具有较高的热稳定性，能够保持一定的强度。通常以球状或链状形式分布在晶界或晶内[153–155]。在激光增材制造沉积态GH3536合金中，晶内和晶界析出物周围会出现腐蚀坑。这是因为析出物消耗了大量的铬元素，导致贫铬区的耐蚀性较差。晶界处的碳化物为含Cr的$M_{23}C_6$，而晶内的另一种碳化物由于Mo元素含量较高，因此为M_6C型碳化物，如图18[156–157]。郝铭淞[151]通过调节GH3536合金中碳元素的含量发现，在沉积态合金中，晶界处会析出富铬和钼的$M_{23}C_6$型碳化物。随着碳含量的增加，合金中的碳化物含量也随之增加，其形态从颗粒状逐渐变为链状和条状。经过双级时效处理后，晶界处会析出片层状碳化物；而经过固溶处理加双级时效处理后，晶界附近会析出针状的Laves相。李雅莉等[158]发现在GH3536合金中，Si含量会影响激光增材制造过程中合金内碳化物的形态、分布和类型；当Si元素质量分数较高时，碳化物类型主要是富含Mo元素的M_6C型碳化物，且大多沿晶界连续析出。一些学者尝试通过在粉末中添加第二相颗粒来改变激光增材制造的GH3536合金内部的析出相。比如，哈尔滨工业大学的Zhou[84,159]等人在GH3536合金中加入TiB_2纳米颗粒，结果表明在材料复合体系中产生了大量的M_3B_2相和TiB颗粒。其中，M_3B_2颗粒分布在晶界上，而TiB颗粒则沿着球形粉末的颗粒边界生成（图19）。山东大学的Han[135]等人通过加入TiC颗粒，调整了合金中碳化物的数量和分布，从而减少了激光增材制造成形GH3536合金中的缺陷。

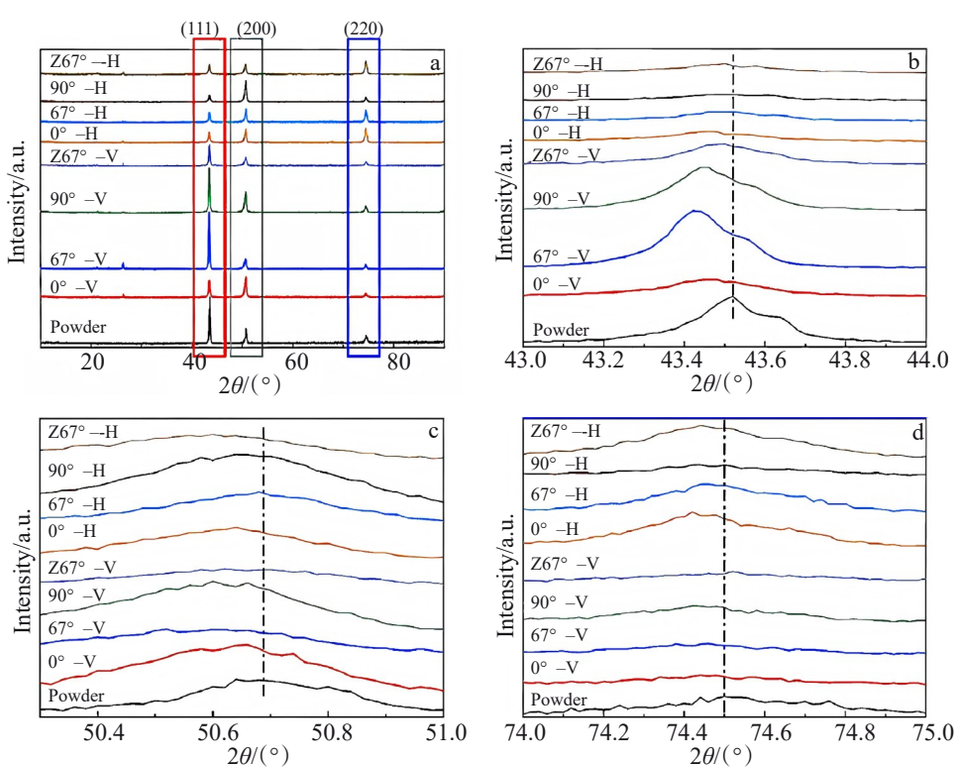


图17 GH3536合金粉末和试样的XRD图谱

Fig.17 XRD patterns of GH3536 raw powder and specimens[148]: (a) XRD patterns in different degrees, (b) (111) diffraction peaks, (c) (200) diffraction peaks, and (d) (220) diffraction peaks

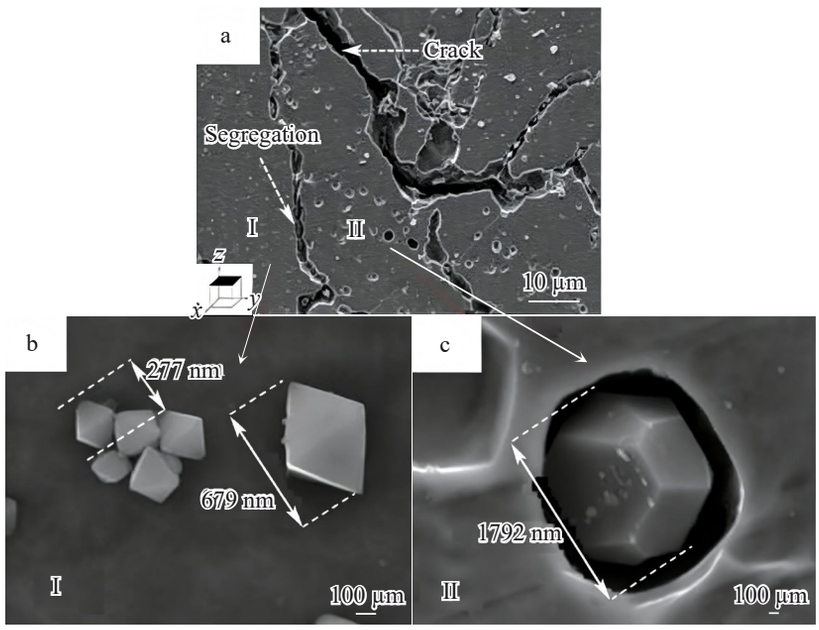


图 18　热处理后析出物的 SEM 照片

Fig.18　SEM images of precipitates after heat treatment[156]: (a) transverse cross-section, (b) precipitates inside grains, and (c) precipitates at grain boundaries

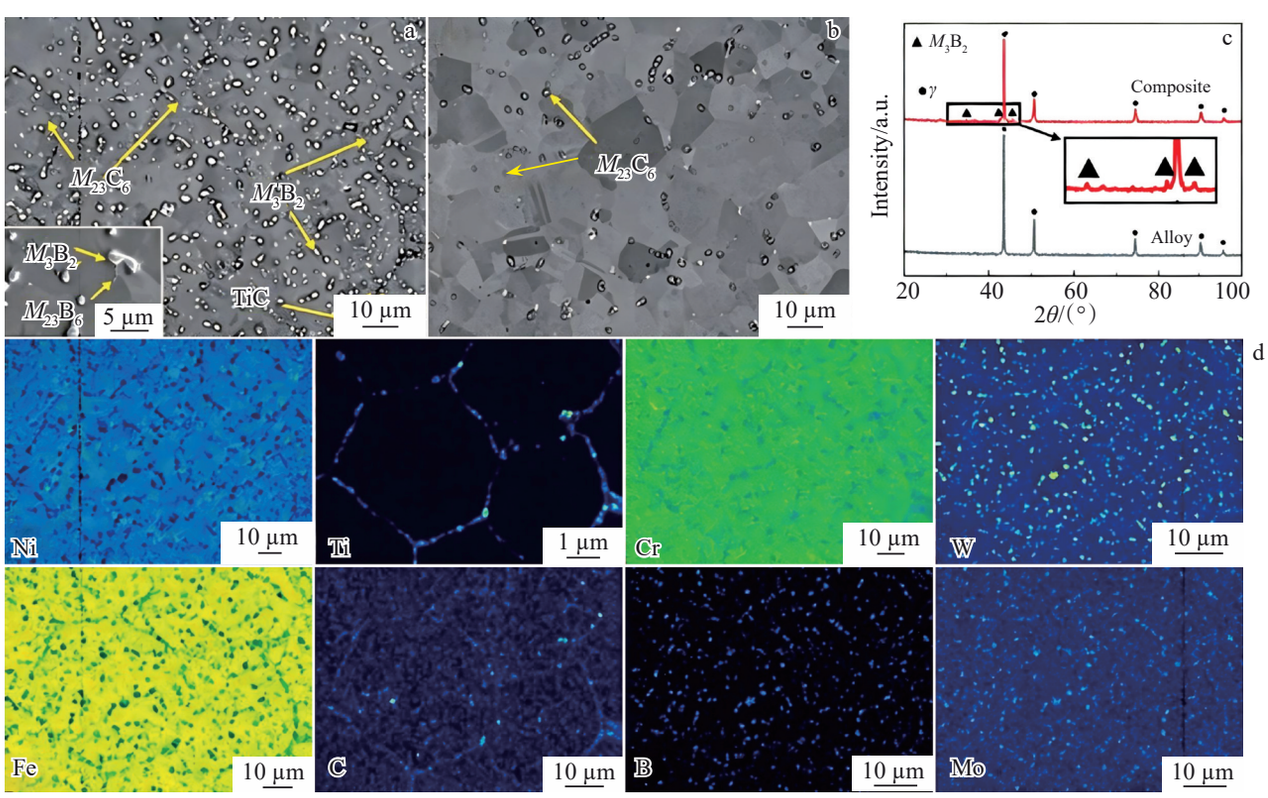


图 19　GH3536-1wt% TiB_2 复合材料和在 1230 ℃/2 h 下的 GH3536 合金的显微组织及两者的 XRD 图谱

Fig.19　Microstructures of GH3536-1wt% TiB_2 composites (a, d) and GH3536 alloys fabricated at 1230 ℃/2 h (b) and their XRD patterns (c)[84]

5.3　晶粒形态

在激光增材制造过程中，流场、温度场和质量场的变化决定了最终晶粒的尺寸和形态[5]。高能量密度的激光束在极短的时间内与金属材料的小区域发生交互作用，导致材料表面局部区域迅速加热，同时熔池周围的冷态基材形成很高的温度梯度（$G \geqslant 10^5$ K/cm）。这种高温度梯度使得激光熔池及其热影响区通常具有很高的冷却速率。即使考虑到多层多道熔覆沉积过程中热量积累，激

光增材制造的熔池和热影响区的冷却速率仍能达到10^2~10^6 K/s，呈现出典型的近快速凝固和固态相变特征[160–162]。

激光增材制造过程中，成形件底部与基板直接接触，导致高冷却速度和温度梯度，从而形成细小的微观组织。随着成形高度增加，成形件内的温度场不断变化，基板与熔体之间的温差减小，熔体内部的温度梯度降低，逐渐形成由熔池边界外延生长的柱状晶。接近成形件完成时，温度梯度进一步减小，顶部出现等轴晶组织。综上所述，激光增材制造合金在平行于沉积方向的纵截面上，其组织从底部到顶部依次呈现平界面、柱状晶和等轴晶的演变[163–165]。通过激光增材制造工艺成形的GH3536合金在水平方向和垂直方向上展现出不同的晶粒形貌特征。纵截面上主要表现为柱状晶结构，而在横截面的微观组织中，可以观察到晶内存在胞状结构，这些胞状亚晶的平均直径小于1 μm。

激光增材制造成形的GH3536合金常见的晶粒形态（枝晶/胞状晶组织）是由于凝固速率较快形成的[166]。这些晶粒形态由工艺参数决定，包括激光功率、扫描速度、扫描间距和成形层厚，它们共同决定了能量输入密度和热分布[167]。能量输入密度对晶粒形态有重要影响。随着能量输入密度的增加，平均晶粒尺寸也会增大（图20）[166]。Guo[168]等发现，降低激光能量输入密度不会改变激光立体成形GH3536合金的晶粒取向，但晶粒尺寸会先减小后增加，同时晶粒的长宽比会逐渐减小。Montero-Sistiaga等[128]使用宽光束直径的高功率激光成形GH3536合金，降低合金的冷却速率，从而增大了内部的晶胞和晶粒尺寸。Keshavarzkermani等[169]发现随着激光功率的增加，已凝固熔池中新生成的晶粒增加了90%，导致更细小的晶粒。这种晶粒数量的增加是由于部分熔化颗粒数量较多，导致晶粒脱落[167]。Esmaeilizadeh等[102]分析了扫描速度对晶粒形态的影响，认为高扫描速度（1300 mm/s）下会形成细小晶粒，而低扫描速度（850 mm/s）下则会形成粗大晶粒。因为随着扫描速度的增加，合金内部较小的熔池尺寸引起晶粒细化，导致平均晶粒尺寸降低（图21）。

在激光增材制造过程中，由于不同扫描策略引起的温度梯度和凝固模式的差异，导致横纵截面晶粒形态的各向异性[170]。Cui等[171]通过观察发现，LPBF成形的GH3536合金晶粒沿<001>方向择优取向，且纵截面晶粒尺寸约为横截面的3倍。Dai等[69]通过模拟和实验得出结论，棋盘状扫描策略会在成形过程中产生更多热量，并加快冷却速度。同时大尺寸棋盘状扫描策略的样品纵截面具有更为均匀的<111>取向晶粒。宗学文等[172]发现LPBF成形的GH3536合金组织存在明显的各向异性，棋盘状扫描策略可以在横截面得到

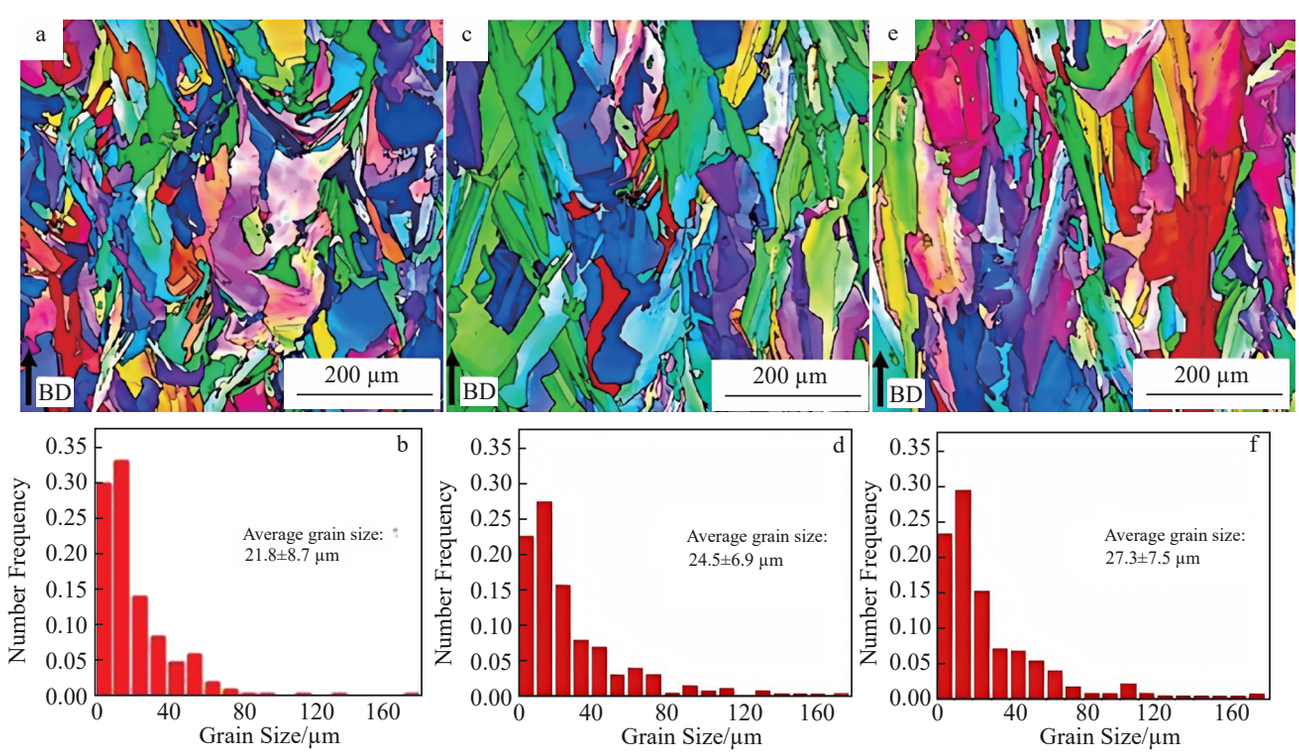


图20　LPBF Hastelloy X合金在不同条件下的反极图及晶粒尺寸分布

Fig.20　IPF orientation maps (a, c, e) and corresponding grain size distributions (b, d, f) of as-built LPBF Hastelloy X alloy processed at 45.90 J/mm^3 (a–b), 64.86 J/mm^3 (c–d), 94.88 J/mm^3 (e–f) (BD)[166]

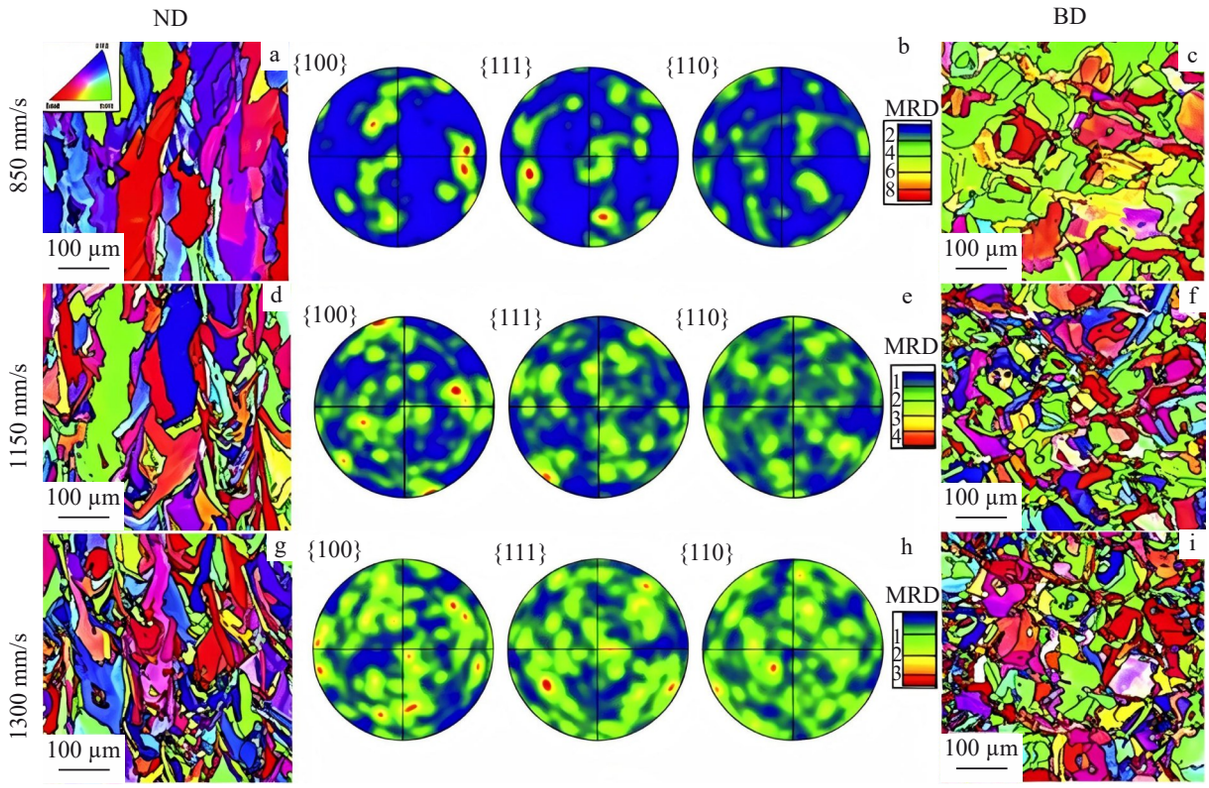


图21　不同扫描速度下横纵截面IPF和PF图

Fig.21　Cross-sectional IPF and PF maps at different scanning speeds[102]: (a–c) 850 m/s; (d–f) 1150 m/s; and (g–i) 1300 m/s

细化的<100>取向等轴晶，而纵截面则为尺寸较大的<100>取向柱状晶。张雪等[77]对比了两种扫描路径下LSF成形的GH3536合金显微组织，发现此成形方式制备的合金与锻造合金不同（等轴晶），其内部主要为柱状晶，样品顶部存在少量等轴晶。Olakanmi[55]通过对比不同扫描策略LPBF成形的GH3536合金发现，无论使用何种扫描策略，由于成形过程中热流方向和面心立方金属中晶粒竞争生长机制的相互作用，导致横截面存在<001>和<101>取向的晶粒。同时还发现90°旋转角度制备的样品具有最高的织构强度（图22）。然而，Yu等[148]通过对比4种扫描策略发现，67°棋盘状扫描策略成形的样品晶粒沿（001）方向择优生长，与最大温度梯度方向一致。因此（001）为试样纵截面的择优取向。

热处理工艺对晶粒的影响非常显著，通过合理控制热处理温度、时间和冷却方式等参数，可以有效调整晶粒的尺寸、形状和分布。大量研究表明，热等静压和热处理后，再结晶程度增加，导致激光增材制造成形合金晶粒尺寸降低（图23）[173]。Tomus等[139]研究发现，热处理后的GH3536合金内部晶粒取向几乎呈随机分布，并且内部晶粒部分发生了等轴化转变[174]。孙闪闪等[175]发现经高温热处理后，激光粉末床熔化成形GH3536合金内部晶粒发生再结晶，平均晶粒尺寸减小。张永志等[176]发现热处理+热等静压后，GH3536合金的纵截面中部分晶粒沿成形方向呈柱状晶排列，而横截面中则为等轴晶组织。Keshavarzkermani等[177]的研究表明退火时间会影响再结晶程度，当热处理时间从3 h增加到8.5 h，再结晶程度从16%变化到50%。初始晶粒尺寸同样影响再结晶过程，初始较细的晶粒含有较高的晶界密度，有利于再结晶后的细小晶粒形成[173]。Cheng等[178]通过改变固溶处理温度发现，当固溶处理温度达到1150 ℃时，合金内部会发生再结晶，甚至出现退火孪晶，从而降低晶粒尺寸（图24）。Keshavarzkermani等[177]研究发现，通过热处理消除LPBF GH3536合金的显微组织各向异性，在1177 ℃保温不同时间会导致合金发生不同程度的静态再结晶。Montero-Sistiaga等[179]比较了3种条件下晶粒尺寸和形貌的变化，发现无论是沉积态还是热处理态，合金的晶粒特征变化不大。

6　激光增材制造GH3536合金的力学性能

6.1　拉伸性能

在研究激光增材制造成形GH3536合金时，力学性能的研究是必不可少的。拉伸性能测试方法用于确定材料的一系列强度和塑性指标，其中强度表示材料在外力作用下抵抗变形的能力，常用的强度指标包括屈服强度（$\sigma_{0.2}$）和抗拉强度（σ_b）；塑性指的是材料在载荷作用下发

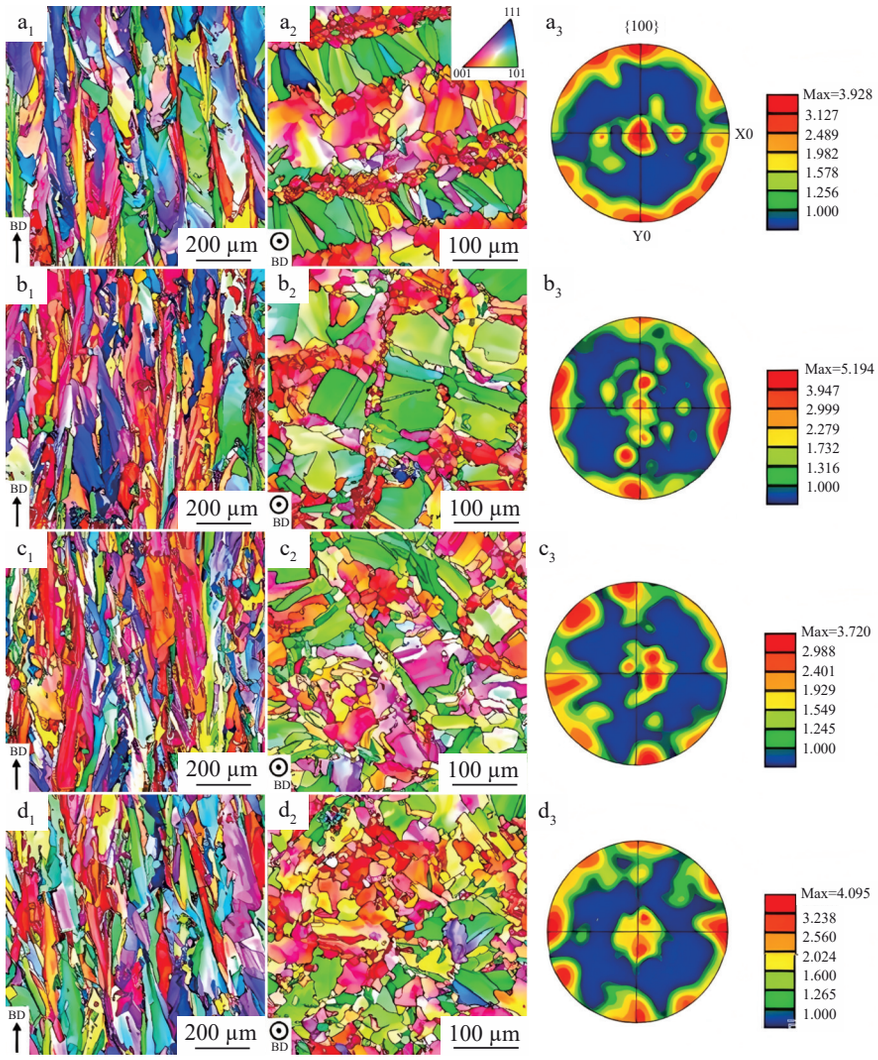


图22　不同扫描策略成形样品IPF和PF图

Fig.22　IPF (a_1–a_2, b_1–b_2, c_1–c_2, d_1–d_2) and PF (a_3–d_3) maps of molded samples (a_1–d_1) and horizontal samples (a_2–d_2, a_3–d_3) with different scanning strategies[55]: (a_1–a_3) 0°, (b_1–b_3) 90°, (c_1–c_3) 67°, and (d_1–d_3) CB+67°

生变形而不被破坏的能力，塑性指标通常包括延伸率（δ_s）和断面收缩率（Φ）[180]。

查阅《中国高温合金手册》[181]得到如图25所示的传统工艺成形的合金材料拉伸性能指标。目前对于激光增材制造成形GH3536合金拉伸性能的研究主要关注的是其室温拉伸性能和高温拉伸性能。前文提到，激光增材制造的GH3536合金与传统方式制备的合金在微观结构上存在显著差异。由于激光增材制造过程中的快速冷却速度和较大的温度梯度，形成了独特的微观组织，从而对其力学性能产生影响。多位学者的研究表明，激光增材制造的GH3536合金在室温和高温下的拉伸性能普遍优于传统锻造的GH3536合金。Ni等[182]研究发现，LPBF GH3536合金基体中存在的熔池边界导致其塑性较差。由于高密度位错的存在，LPBF GH3536合金的性能优于锻造成形。在成形过程中，随着激光能量密度的升高，合金的抗拉强度和延伸率略有提升。Wang等[112]将LPBF GH3536合金与传统热锻GH3536合金的拉伸性能进行了对比。结果表明，在LPBF成形过程中，由于凝固速度过快，成形后的晶粒尺寸小于热锻合金，细晶强化作用使得LPBF GH3536合金的强度明显高于热锻合金（表2）。然而，由于LPBF内部缺陷难以避免，拉伸过程中容易在缺陷处产生裂纹，因此其断后伸长率明显小于热锻合金。郝铭淞[151]通过调控LSF GH3536合金中碳元素含量，获得了在室温和高温拉伸性能中强度高于锻造成形GH3536合金的样品。这是因为在LSF过程中，由于凝固速度过快，合金中与碳元素形成碳化物的元素来不及析出，避免了大量碳化物的形成，从而影响GH3536合金的拉伸性能。谢寅等[183]通过不同数量的激光处理LPBF GH3536合金，无论是单激光还是双激光成形的合金，其室温拉伸性能远高于锻态合金，主要是由于LPBF成形

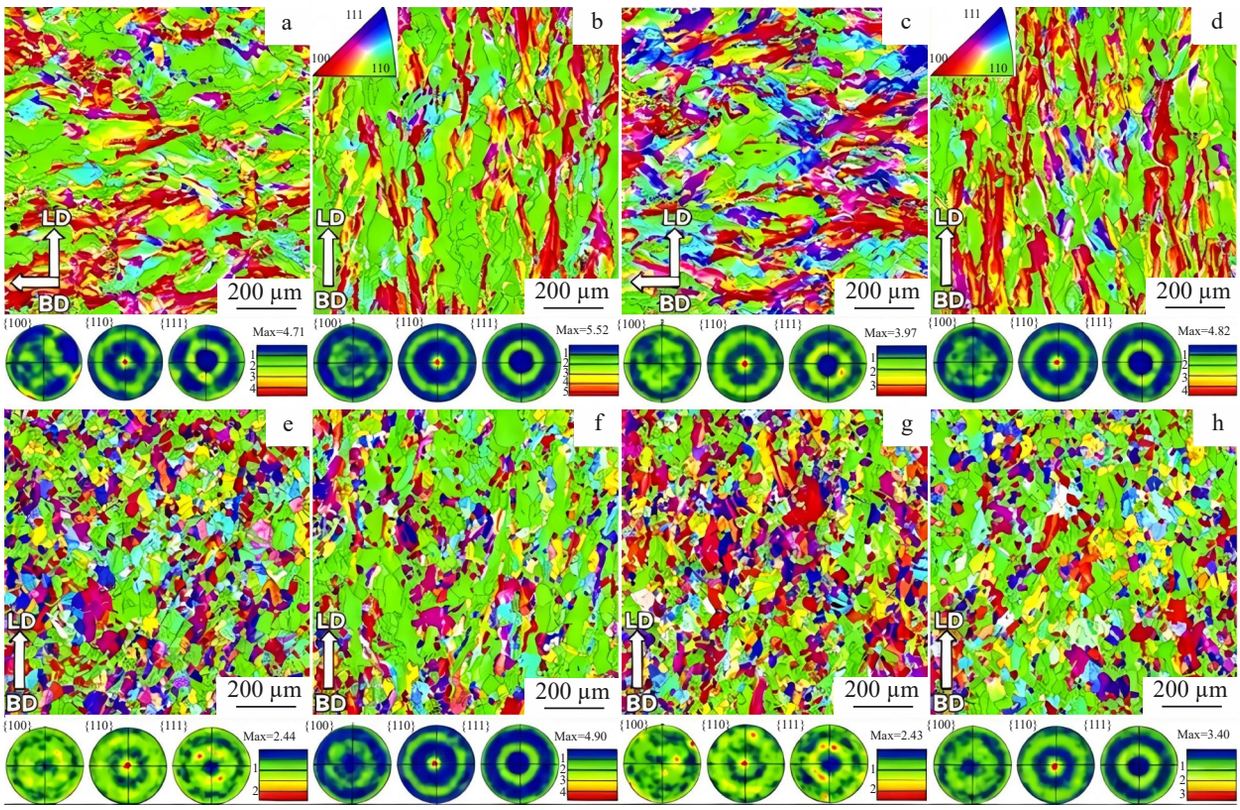


图 23　不同热处理制度下 GH3536 合金 IPF 图

Fig.23　IPF maps of GH3536 alloy under different heat treatment regimes[173]: (a) AB+RT-H, (b) AB+RT-V, (c) AB+HT-V, (d) HIP+RT-V, (e) AB+ET-H, (f) AB+ET-V, (g) AB+ET-V, and (h) HIP+ET-V (AB-as-built, RT-room temperature, ET-elevated temperature, HT-heat treatment, HIP-hot isostatic pressing, V-vertical, H-horizontal)

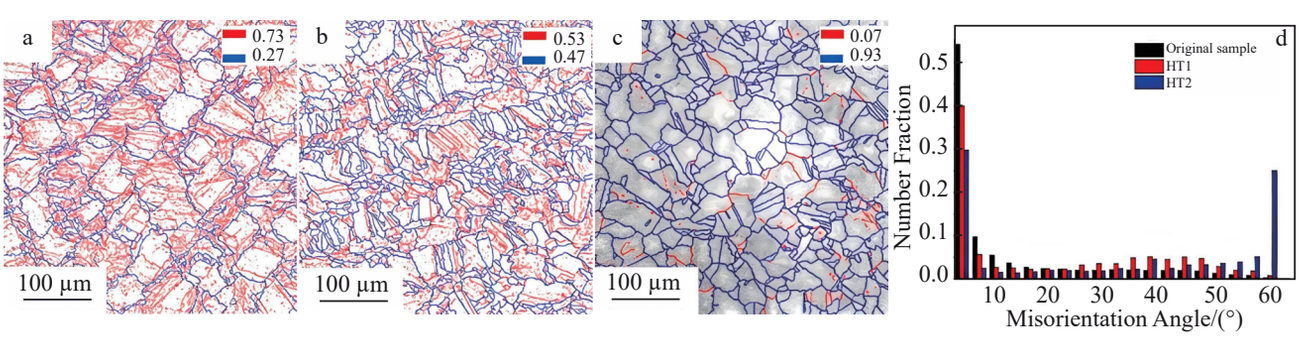


图 24　沉积态、HT1 和 HT2 样品的晶界图晶界角分布

Fig.24　Grain boundary maps of the original (a), HT1 (b) and HT2 (c) samples; grain boundary angles distribution (d)[178]

合金致密的奥氏体组织和细小的晶粒提高了合金的拉伸性能。张雪[184]对比了不同扫描路径下的 LSF GH3536 合金与锻造成形 GH3536 合金的拉伸性能，发现室温和中温条件下，锻造 GH3536 合金内部缺陷较少，因此具有更高的强度和延伸率。然而在高温条件下，由于 LSF 合金内部晶粒较小，碳化物析出较多，从而提高了 LSF GH3536 合金的拉伸性能。

对于激光增材制造成形 GH3536 合金来说，力学性能的各向异性是其显著特征。由于成形过程中温度梯度方向与前沉积层的夹角为 45°至 90°之间，导致晶粒取向在凝固时存在差异，这种各向异性在沉积态样品中表现明显，并且无法通过优化工艺参数来消除，但可以通过后处理来解决[139,167,185–187]。Olakanmi 等[55]通过对比 4 种扫描策略成形的 GH3536 合金拉伸性能发现，所有水平试样的屈服强度均高于垂直试样，而延伸率则低于垂直试样。这是因为水平试样中存在更多的晶界和位错。因此，晶界强化和位错强化效应导致了拉伸性能的差异。Xiao 等[130]对 LSF GH3536 合金在水平和垂直方向成形试

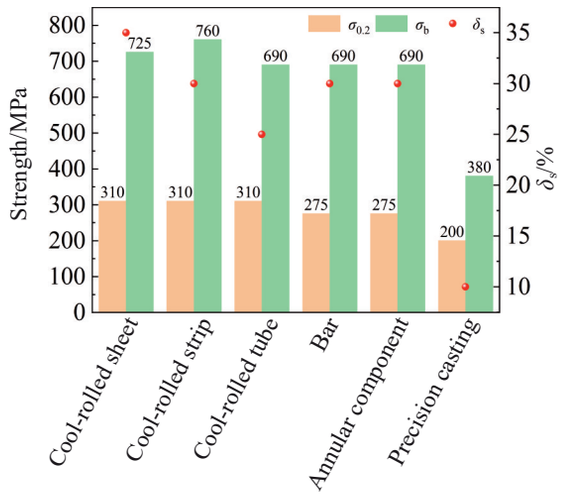


图25 传统工艺成形GH3536合金室温拉伸性能指标

Fig.25 Room temperature tensile property indexes of GH3536 alloy formed by conventional processes[181]

表2 SLM和SLM+HIP Hastelloy X试样的室温拉伸测试结果

Table 2 Room temperature tensile test results of the SLM and SLM+HIP Hastelloy X specimens[113]

Sample location	SLM			SLM+HIP		
	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_s/%	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_s/%
Centre	816	936	35	558	841	30
	815	937	36	556	838	30
Corner	812	926	34	556	845	29
	813	923	35	557	838	30
Hot forged	379	767	44	-	-	-

样的拉伸性能进行了比较，结果表明，水平试样因其内部高密度位错及细小的枝晶亚结构而具有更强的拉伸性能（图26）。郑寅岚等[173]和张永志等[176]发现沉积态GH3536合金的拉伸性能同样具有各向异性。水平试样的晶粒更细且晶界更多，而沿晶界析出的链状碳化物则使晶界成为合金的弱化项，GH3536合金主要以沿晶断裂的方式为主；因此，与水平试样相比，垂直试样展现出更高的抗拉强度和延伸率。此外，这两位学者通过对LPBF GH3536合金进行热处理和热等静压处理后，消除了合金内部水平和垂直平面的晶粒的形貌差异，从而消除了沉积态GH3536合金的力学性能各向异性特征。

研究表明，经热处理和热等静压的激光增材制造GH3536合金，其强度会有所下降，但仍高于传统工艺制备的GH3536合金。同时，材料的延伸率显著提升，极大地增强了其实用性。经过这些处理后，GH3536合金能够消除内部缺陷，随着温度的升高，晶粒逐渐变为等轴晶；此外，链状$M_{23}C_6$相在晶粒内部及晶界处析出，有效提高了材料的塑性[188]。刘凯[111]研究了固溶处理与热等静压工艺对LPBF GH3536合金的拉伸性能的影响，结果显示，经固溶处理和热等静压后，GH3536合金内部的微裂纹消除，链状析出相在晶粒中均匀分布，从而增强了合金的拉伸性能。Xia等[189]通过对LPBF GH3536合金进行3种不同温度的热处理发现，在1177 ℃/1 h/AC+745 ℃/6 h/AC条件下，由于位错密度较高，合金在保持强度基本不变的前提下，塑性得到了提升（图27）。马瑞等[190]研究了固溶温度对LPBF GH3536合金拉伸性能的影响，发现随着固溶温度的升高，小角度晶界对位错运动的阻碍减弱，导致屈服强度降低，而沿晶界分布的碳化物数量减少，抗拉强度逐渐增加。廖文俊等[191]发现沉积态GH3536合金表现出高强低塑的特征，其断裂方式为脆性断裂；经热等静压处理后，合金的塑性有所提高，断口呈二次断裂与韧窝混合型断裂；经热等静压与固溶处理后，合金的塑性进一步提升，断口主要以韧窝为主。

6.2 蠕变持久性能

除拉伸性能外，蠕变持久性能也是评估航空结构材

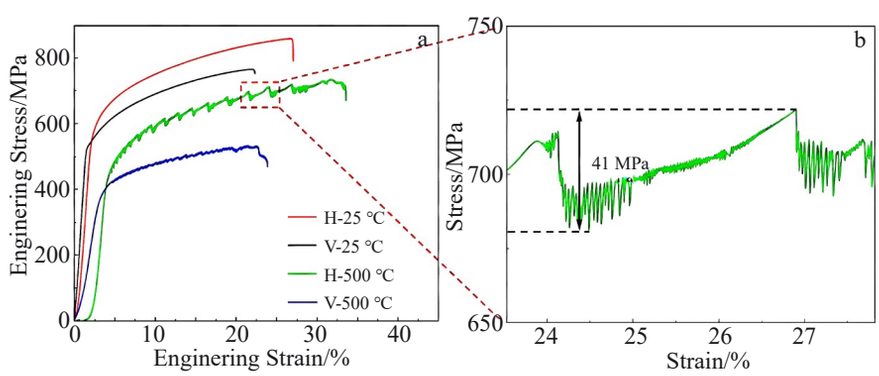


图26 LSF GH3536合金在不同温度下的工程应力-应变曲线及锯齿状拉伸流动

Fig.26 Engineerng stress-strain curves of the LSF GH3536 alloy at different temperatures (a) and serrated tensile flow (b)[130]

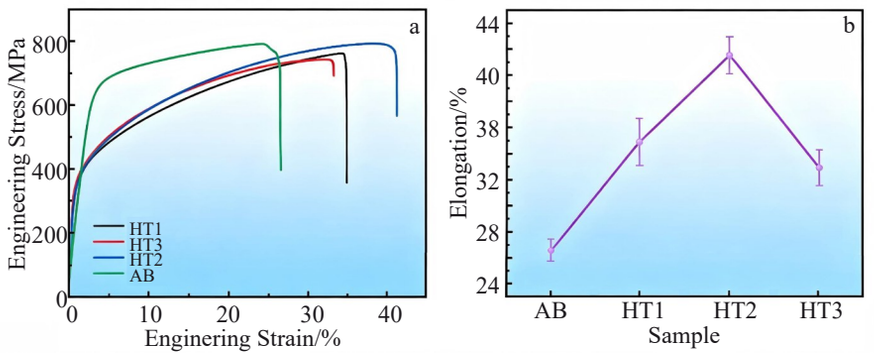


图27 SLM GH3536合金的室温力学性能

Fig.27 Room temperature mechanical properties of GH3536 alloy prepared by SLM under different heat treatments[189]: (a) engineering stress-strain curves and (b) elongation

料的重要指标，采用传统工艺制备的GH3536合金零件通常表现出良好的高温蠕变持久性能。为了研究激光增材制造成形的GH3536合金与传统工艺制备的管状样品和固溶态热轧棒材的高温持久性能（815 ℃），李勇[192]进行了检测，结果如表3所示（样品1的预热温度为80 ℃，样品2的预热温度为120 ℃）。研究表明，样品1在815 ℃/85~125 MPa条件下的持久寿命显著高于热轧棒材，约为其持久寿命的6~12倍，而稳态蠕变速率则比棒材低两个数量级。尽管样品2持久寿命较样品1低，但仍然高于热轧棒材。因此，在815 ℃条件下，激光增材制造成形GH3536合金显示出比固溶态GH3536合金热轧棒材更强的蠕变强度，但其蠕变塑性相对较差。

低碳含量的GH3536合金展现出较长的持久寿命和较高的延伸率，图28表现了不同碳含量选区激光熔化成形GH3536合金不同成形方向的高温持久性能。在高温持久试验中，温度处于碳化物形成温度区间，导致碳化物在晶界处析出，随着试验的进行，裂纹在碳化物附近开始萌生，并沿着晶界扩展，形成沿晶断口以及大量沿晶界扩展的二次裂纹。在高温条件下，位错在晶界处的运动受到阻碍和积塞的恢复较为容易，而晶界在高温下也易发生滑移和迁移，因此其强化效果不如在室温条件下，反而成为高温持久性能的弱点。低碳含量的GH3536合金中，链状碳化物在晶界的连续分布对材料在高温下的蠕变持久性能具有增强作用，而高碳GH3536合金中的块状碳化物则无法提供强化作用[188]。此外，彭霜等[193]在研究LPBF GH3536合金的持久性能时发现，其持久断裂模式为微孔聚合型沿晶断裂，碳化物的形态和数量和晶粒形态是影响持久性能的主要因素。在沉积态样品的热处理和热等静压冷却阶段，晶界会变成薄膜状，并析出较大尺寸的颗粒状碳化物，快速冷却后，通过控制碳化物的数量和形态来提升GH3536合金的持久性能。

王树森等[194]为提升LSF GH3536合金航空发动机零

表3 GH3536合金的高温蠕变性能

Table 3 Creep properties of GH3536 alloy at high temperature[192]

Specimen	Stress/MPa	Breaking time/h	Elongation/%	Shrinkage/%
Bar	125	27.2	57	64
	105	60.5	44	52
	85	219.5	26	38
Sample 1	125	167	5.0	12
	105	757	4.7	11
	85	2580	3.7	4.8
Sample 2	125	39	6.7	10.5
	105	118	6.0	7.8
	85	456	-	-

部件高温段的持久性能，针对沉积态样品实施了3种热处理方式，并进行高温持久测试。结果显示，通过固溶处理结合双级时效处理，GH3536合金的持久寿命得到改善。适度提高固溶处理温度并延长保温时间，有助于合金内部强化相的均匀分布，增强其持久性能。许鹤君等[195]对比了不同工艺参数下热等静压处理对LPBF GH3536合金持久性能的影响。结果表明，经过热等静压后，合金内部晶粒尺寸增大，晶界处析出链状碳化物，适当升高热等静压处理可以提高持久性能的塑性，并消除合金的持久性能各向异性。Wu等[196]设计了两种不同的热处理方案，以便在晶界析出不同类型的碳化物，从而影响蠕变性能。研究发现，在815 ℃进行热处理时析出的高比例晶界碳化物会增强晶界的滑移，而在650 ℃处理时晶界滑移的趋势较小。因此，高比例的晶界碳化物显著提高了合金的持久寿命。然而，碳化物的存在会导致基体溶质贫化，从而降低合金的蠕变抗力，提高蠕变性能。

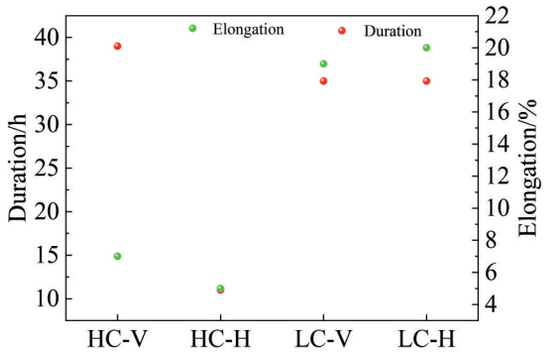


图28 激光选区熔化GH3536合金高温持久性能

Fig.28 High temperature endurance performance of SLM GH3536 alloy[188] (HC-high carbon, LC-low carbon, V-vertical, H-horizontal)

6.3 疲劳性能

由于GH3536高温合金构件长期在交变载荷条件下服役，其疲劳性能是研究的焦点。目前，激光增材制造的GH3536合金的疲劳性能受到多种因素的影响，例如孔隙率、表面粗糙度以及热处理制度的选择[197]。此外，在高周疲劳（high-cycle fatigue, HCF）和低周疲劳（low-cycle fatigue, LCF）区域，不同因素对微观组织的影响不同[198]。目前，关于循环塑性和各向异性的研究工作较为有限。对于通常出现在燃气轮机燃烧室中的热机械疲劳（thermal mechanical fatigue, TMF）载荷，室温性能尤为重要，因为在高温服役前，裂纹扩展可能会在异相TMF载荷期间，需要对室温下的疲劳裂纹萌生和扩展行为有一个正确的认识[199]。

肖来荣等[200]通过轴向应变控制法研究了激光增材制造成形GH3536合金在室温和800 ℃下的低周疲劳性能。研究发现，随着温度和应变的增加，合金的疲劳寿命会缩短。在室温下，不同应变幅度下的合金均表现出了先循环硬化后循环软化的特征，并且疲劳裂纹源单一；位错密度的增加是导致合金循环硬化的重要因素。在800 ℃下，合金在低应变幅下先循环硬化，随后出现明显的循环稳定现象，最后循环软化至失效（图29）。此外，还探讨了热等静压和固溶处理对LPBF GH3536合金的疲劳裂纹扩展性能的影响[136]。结果表明，沉积态GH3536合金由于存在孔洞和裂纹等缺陷，导致疲劳裂纹扩展速率较快，抗裂纹扩展能力较低，而热等静压和固溶处理后的合金内部在断口瞬断区产生二次裂纹，释放了裂纹尖端的能量，从而减缓裂纹的扩展，使得此状态下的GH3536合金表现出更好的疲劳裂纹扩展抗力。

Lindström等[201]在室温下对LPBF GH3536合金块状样品进行LCF试验。结果显示，疲劳寿命的绝大部分时间集中在裂纹萌生阶段，占总疲劳寿命的78%~99%。此外，扫描策略的不同也会影响合金的疲劳性能，由于90°成形策略样品中的胞状树枝晶晶间撕裂，裂纹扩展更明显，从而影响持久寿命。Esmaeilizadeh等[202]则采用两种不同的扫描速度对LPBF GH3536合金的疲劳寿命进行了比较。HCF区域的沉积态样品的循环响应证实了表明轮廓和表面粗糙度对疲劳寿命的影响。研究发现，低扫描速度会形成尺寸较大的晶粒，产生滞后稳定效应，在较高应变下会引起循环变形前的较高预应变损伤，最终导致疲劳寿命缩短（图30）。

Wang[112]研究了LPBF GH3536合金在进行HIP处理前后的力学性能。结果表明，LPBF GH3536合金的强度高于热轧GH3536合金，但其断后伸长率低于热轧GH3536合金。通过对LPBF成形的GH3536合金在1107 ℃下保温4 h并施加100 MPa的各向等压HIP处理，发现HIP处理使合金中不相连的孔洞闭合，未熔粉末与基体的结合增强，从而提高了成形件的疲劳极限强度。

Jiao[203]对LPBF GH3536合金在400和600 ℃下进行了水平和竖直试样疲劳性能测试。如图31结果显示，该合金的疲劳强度没有明显的各向异性。此外，晶界及韧窝是裂纹萌生及扩展的主要区域；实验温度显著影响疲劳抗力，但对裂纹的萌生和扩展影响较小。Xiao等[130]使用LSF技术制备了GH3536高温合金，并对不同成形方向的样品进行了疲劳裂纹扩展速率测试。结果显示，不

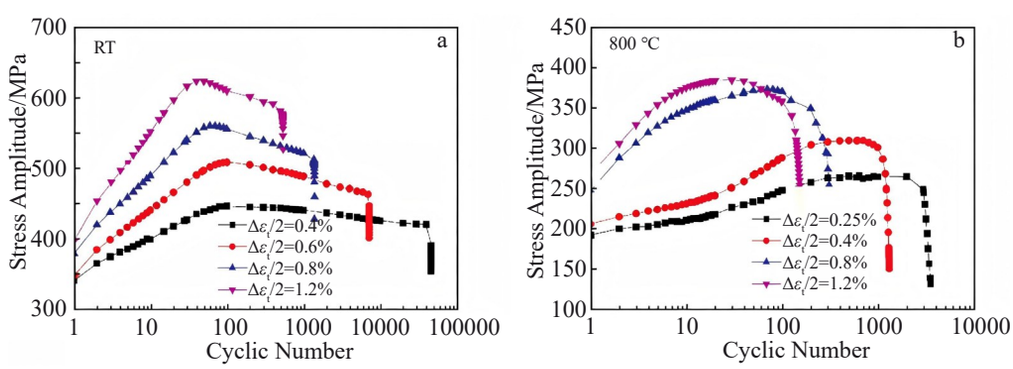


图29 不同应变幅下SLM成形GH3536合金的循环应力响应曲线

Fig.29 Cyclic stress response curves of GH3536 alloy formed by SLM at different strain amplitudes[200]: (a) room temperature and (b) 800 ℃

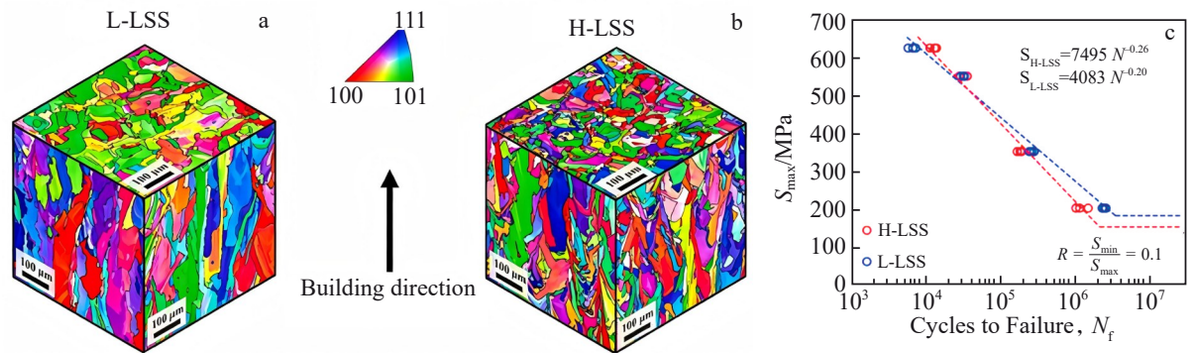


图30 不同 LSS 时不同横截面上的微观结构三维示意图及应力-寿命曲线

Fig.30 3D representation of the microstructure at different cross-sections for different LSS (a–b), stress-life curves for different manufacturing conditions (c)[202] (L-LSS: low laser scanning speed, H-LSS: high laser scanning speed)

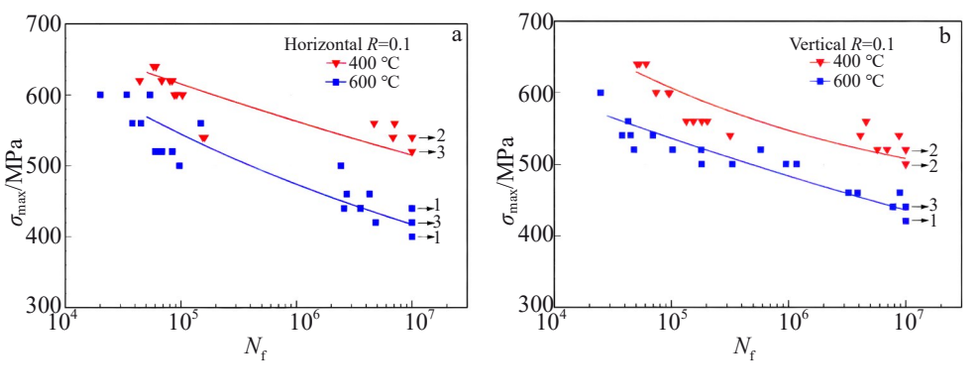


图 31 SLM GH3536在 R=0.1 和高温条件下水平方向和垂直方向的 S-N 曲线

Fig.31 S-N curves in horizontal orientation (a) and vertical orientation (b) of SLM GH3536 in conditions of R=0.1 and elevated temperatures[203]

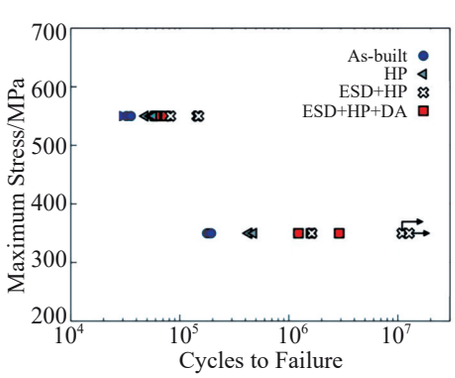


图32 LCF 和 HCF 条件下对沉积试样和后处理试样进行疲劳测试的结果

Fig.32 Fatigue testing of results as-built and post-processed specimens in LCF and HCF conditions[205] (HP-hammer peening, ESD-electro spark deposition, DA-direct aging)

同成形方向的样品疲劳裂纹扩展速率上没有明显的各向异性，只有当疲劳试验条件达到一定程度时，垂直方向样品的疲劳裂纹扩展速率较高，且随着试验温度的升高，疲劳裂纹扩展速率也相应增加。

研究表明，成形样品的表面状态同样影响合金疲劳性能。李颖等[204]对样品进行了光滑处理，并与原沉积状态的样品进行疲劳性能对比。相比光滑表面样品，沉积表面样品的应变疲劳寿命略低，而应力疲劳寿命明显降低。Enrique 等[205]采用电火花沉积和锤击相结合的方式对 LPBF GH3536 合金进行表面处理。对 GH3536 合金锤击的样品进行疲劳性能测试时，使用了 Inconel 718 涂层。如图32结果显示，由于 GH3536 合金表面经过涂层处理，其表面粗糙度较低，从而显著提升了合金的疲劳寿命。

7 结束语

综上所述，无论是从缺陷特征、微观组织还是力学性能方面，国内外已开展了大量关于 GH3536 合金激光增材制造的研究工作。现有研究结果表明，采用合适的工艺参数和热处理制度可以消除 GH3536 合金在激光增材制造成形过程中产生的气孔、未熔合和裂纹等缺陷。通过对基础工艺参数优化、扫描策略筛选以及后处理调控等方式能达到改变晶粒取向和析出相特征的目的，进而可以优化激光增材制造成形 GH3536 合金的拉伸、持久等力学性能。但目前关于激光增材制造 GH3536 合金的力学性能研究，仍集中在沉积态合金以及室温力学性能的研究，关于激光增材制造 GH3536 合金而言。其热处

理制度是在传统工艺成形GH3536合金的热处理制度的基础上进行更改的，未形成一种适用于激光增材制造成形GH3536合金的热处理体系。另外，高温性能是高温合金的重要评价指标。因此，未来应全面研究激光增材制造GH3536合金的高温力学性能，包括持久和疲劳性能，重点关注高温拉伸性能和高温蠕变等力学行为，形成对激光增材制造GH3536合金的全面深入认识。

参考文献　　References

[1] Yang X W, Meng T X, Chu Q *et al. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materia*ls[J], 2024, 31(6): 1382

[2] Hamdi H, Abedi H R. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 4424

[3] Kuntoğlu M, Salur E, Gupta M K *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2024, 30(9): 1890

[4] Chen S, Yang Y H, Guo Z Q *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(9): 2478

[5] Wang Nan(王 楠), Li Jinguo(李金国), Liu Jide(刘纪德) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 257

[6] Ren Q, Chen J, Lu J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 900: 146452

[7] Yuan Z W, Zhang Z H, Bai J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 876: 145143

[8] Lu J W, Zheng H, Ji X C *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2024, 162: 108382

[9] Chen N, Zheng D, Niu P D *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 202: 113018

[10] Xu K K, Gong Y D, Zhao J B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1004: 175934

[11] Hu J, Lin X, Hu Y L. *Applied Surface Science*[J], 2024, 648: 159004

[12] Ni Haohan(倪浩涵), Zeng Qi(曾 琦), Zhang Kai(张 恺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2302

[13] Yang Junwei(杨俊伟), Tang Haibo(汤海波), Tian Xiangjun(田象军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3316

[14] Ren Qingguo(任庆国), Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3617

[15] Gu Dongdong(顾冬冬), Zhang Hongmei(张红梅), Chen Hongyu(陈洪宇) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(5): 32

[16] Khan N, Riccio A. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2024, 149: 101021

[17] Sun Xiaofeng(孙晓峰), Song Wei(宋 巍), Liang Jingjing(梁静静) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(11): 1471

[18] Ling W L, Wang X P, Wang L L *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2023, 157: 108648

[19] Lu H, Zhang X H, Liu J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 925: 166720

[20] Chen C L, Zhang Z L, Zhang X *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2025, 332: 130208

[21] Wang Q Z, Lin X, Kang N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142950

[22] Tan Chaolin(谭超林), Zhou Kesong(周克崧), Ma Wenyou(马文有) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(1): 36

[23] Zhang H, Zhao Y Z, Cai J L *et al. Materials & Design*[J], 2021, 201: 109462

[24] Doñate-Buendia C, Kürnsteiner P, Stern F *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 206: 116566

[25] Yang Yang(杨 扬), Zhang Ao(张 澳), Li Yao(李 瑶) *et al. MW Metal Forming*(金属加工, 热加工)[J], 2024(3): 33

[26] Zhang Fengying(张凤英), Yang Sen(杨 森), Huang Kaihu(黄开虎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2105

[27] Gao J Y, Liu F G, Liu L X *et al*. *Materials Today Communications*[J], 2023, 37: 107168

[28] Wu Hongfei(吴鸿飞), Wang Weirong(王维荣), Wang Guowei(王国伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1397

[29] Wang J C, Zhu R, Liu Y J *et al. Advanced Powder Materials*[J], 2023, 2(4): 100137

[30] Ma H Y, Wang J C, Qin P *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 183: 32

[31] Xu Gang(徐 刚), Luo Kaiyu(罗开玉), Lu Jinzhong(鲁金忠) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2024, 60(1): 179

[32] Li W Z, Qian F, Li J Y *et al. Additive Manufacturing*[J], 2023, 68: 103513

[33] Ahmet G, Prveen B, Amaia J *et al. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*[J], 2022, 23: 1077

[34] Liang S J, Yan W Z. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 921: 166091

[35] Chen W J, Huang C P, Liu F G *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2023, 33(11): 3319

[36] Yu J, Lin X, Ma L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1094

[37] Ren Huijiao(任慧娇), Zhou Guannan(周冠男), Cong Baoqiang(从保强) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2020, 63(10): 72

[38] Yang Yongqiang(杨永强), Wu Shibiao(吴世彪), Zhang Yue(张越) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(5): 203

[39] Gao Z J, Zhang F, Li H *et al. Materials*[J], 2025, 18(8): 1763

[40] Li Jiaqiang(李加强). *Electrochemical Anodic Dissolution*

Behavior of Laser Solid Formed Ti-6Al-4V Alloy(激光立体成形Ti-6Al-4V合金电化学阳极溶解行为)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019

[41] Chen Jing(陈 静), Lin Xin(林 鑫), Wang Tao(王 涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(3): 183

[42] Chen Jing(陈 静), Tan Hua(谭 华), Yang Haiou(杨海欧) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2007, 34(3): 442

[43] Liu Zhenxia(刘振侠). *Modeling and Numerical Simulation on Laser Remelting and Cladding*(激光熔凝合激光熔覆的数学模型及数值分析) [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2003

[44] Zhang Yongzhong(张永忠), Xi Mingzhe(席明哲), Shi Likai(石力开) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(2): 103

[45] Zhang Yongzhong(张永忠), Shi Likai(石力开), Zhang Pingzhi(章萍芝) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(6): 361

[46] Liu Yesheng(刘业胜), Han Pinlian(韩品连), Hu Shoufeng(胡寿丰) *et al*. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2014(10): 62

[47] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2014, 35(10): 2690

[48] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2002, 23(5): 473

[49] Mihietu G, Marta K, Arezoo E *et al. Sustainable Materials and Technologies*[J], 2025, 46: 01714

[50] Huang Weidong(黄卫东), Lin Xin(林 鑫). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(6): 12, 49

[51] Abdalla Y, Ferianc M, Awad A *et al. International Journal of Pharmaceutics*[J], 2024, 661: 124440

[52] Weiss C, Heslenfeld J, Saewe J K *et al. Procedia CIRP*[J], 2022, 111: 115

[53] Zhao L, Zhang J F, Yang J L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 913: 147053

[54] Liu B Q, Fang G, Lei L P *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2022, 228: 107478

[55] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 74: 401

[56] Qin Yanlin(秦艳利), Sun Bohui(孙博慧), Zhang Hao(张 昊) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(14): 15

[57] Zhao Zhibin(赵志斌), Wang Chenxi(王晨希), Zhang Xingwu(张兴武) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2023, 59(19): 253

[58] Yang Yongqiang(杨永强), Song Changhui(宋长辉), Wang Di(王迪) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2014, 50(21): 140

[59] Sun Xiaofeng(孙小峰), Rong Ting(荣 婷), Huang Jie(黄 洁) *et al. MW Metal Forming*(金属加工, 热加工)[J], 2021(3): 7

[60] Wen Jiahao(温家浩), Yang Zhonggui(杨中桂), Ding Yongchun(丁永春) *et al. MW Metal Forming*(金属加工, 热加工)[J], 2023(10): 14

[61] Rong Yuanzhuo(荣远卓), Yang Yanchen(杨寅晨), Li Xiaofeng(李晓峰) *et al. Applied Laser*(应用激光)[J], 2022, 42(1): 15

[62] Zhang Anfeng(张安峰), Li Dichen(李涤尘), Liang Shaoduan(梁少端) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2016(22): 16

[63] Gu Dongdong(顾冬冬), Shen Yifu(沈以赴). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2012(8): 32

[64] Moussaoui K, Rubio W, Mousseibne M *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 182

[65] Choi J P, Shin G H, Yang S S *et al*. *Powder Technology*[J], 2017, 310: 60

[66] Tang M, Pistorius P C, Beuth J L *et al*. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 14: 39

[67] Thijs L, Kempen K, Kruth J P *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1809

[68] Carter L N, Martin C, Withers P J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 615: 338

[69] Dai K J, He X, Zhang W *et al. Materials & Design*[J], 2023, 235: 112386

[70] Gu D D, Wang H Q, Dai D H *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 96: 25

[71] Li X P, Ji G, Chen Z *et al. Acta Materialia*[J], 2017 ,129: 183

[72] Oros J J, Son K, Hodge A M *et al. Scripta Materialia*[J], 2024, 251: 116208

[73] Ghiaasiaan R, Muhammad M, Gradl P R *et al. Materials Research Letters*[J], 2021, 9(7): 308

[74] Guo B J, Zhang Y S, He F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141716

[75] Liu Ji(刘 记), Zhang Yunlong(张云龙), Zhu Bin(朱彬) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程) [J], 2025, 53(2): 142

[76] Yan Xiang(燕 翔), Chen Xiaoyu(陈小雨), Liu Jufeng(刘巨锋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1296

[77] Zhang Xue(张 雪), Liang Jingjing(梁静静), Ci Shiwei(慈世伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3225

[78] Xiao Lairong(肖来荣), Peng Zhenwu(彭振武), Cai Zhenyang(蔡圳阳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 1015

[79] Ekambaram P. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(6): 6413

[80] Zhong Mingjun(钟明君), Yu Hao(于 浩), Wang Ziruo(王子若) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2025, 54(10): 1

[81] Rao S I, Woodward C, Akdim B *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 209: 116758

[82] Xu K K, Gong Y D, Gao S *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2024, 157: 107965

[83] Lu J X, Liu X D, Zhu Y F *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2025, 173: 109423

[84] Zhou S P, An Q, Chen X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 873: 145047

[85] Ding Q, Bei H, Wei X *et al. Materials Today Nano*[J], 2021, 14: 100110

[86] Cui J J, Zhao M J, Jiang H C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 913: 147012

[87] Yu Hua(余 华), Li Xin(李 昕), Jiang He(江 河) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2024, 60(4): 464

[88] Zhang Dachuan(张大川), Liu Minghao(柳明昊), Zhang Kai(张恺) *et al. Applied Laser*(应用激光)[J], 2022, 42(9): 43

[89] Lin Kexin(林可欣), Liu Xiuguo(刘秀国), Gong Baoming(龚宝明) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2023, 50(4): 49

[90] Zhao J C, Larsen M, Ravikumar V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 293(1–2): 112

[91] Li C X, Liu Y, Shu T *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 1499

[92] Zhang S L, Liu J R, Lin X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 878: 160395

[93] Yin Y Y, Zhang J H, Pan S H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 886: 145697

[94] Wang G D, Xie S S, Song Y Q *et al. Journal of Materials Science Technology*[J], 2026, 268: 1

[95] Liang J K, He Z B, Du W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 884: 145546

[96] Ghasemi A, Kolagar A M, Pouranvari M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 793: 139861

[97] Panwisawas C, Tang Y T, Reed R C. *Nature Communications*[J], 2020, 11(1): 2327

[98] Chen Zekun(陈泽坤), Jiang Jiaxi(蒋佳希), Wang Yujia(王宇嘉) *et al. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*(力学学报)[J], 2021, 53(12): 3190

[99] Li Yongtao(李永涛). *The Study on Defect Formation in Laser Additive Manufacturing Titanium Alloy*(钛合金激光增材制造缺陷研究)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017

[100] Chen Zixin(陈滋鑫), Zhou Houming(周后明), Xu Caixing(徐采星). *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2021, 58(7): 83

[101] Yao Xunjie(姚讯杰), Wang Jiawei(王佳玮), Yang Yancheng(杨雁程) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2022, 49(14): 286

[102] Esmaeilizadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 812: 152097

[103] Kaufmann N, Imran M, Wischeropp T M *et al. Physics Procedia*[J], 2016, 83: 918

[104] Zhang Fengying(张凤英), Chen Jing(陈 静), Tan Hua(谭 华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(2): 211

[105] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(10): 3190

[106] Aboulkhair N T, Everitt N M, Ashcroft I *et al. Additive Manufacturing*[J], 2014, 1–4: 77

[107] Cunningham R, Nicolas A, Madsen J *et al. Materials Research Letters*[J], 2017, 5(7): 516

[108] Liu Liming(刘黎明), Peng Zhenwu(彭振武), Xiao Lairong(肖来荣) *et al. Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2022, 59(19): 280

[109] Zhang S Z, Lei Y P, Chen Z *et al. Materials*[J], 2021, 14(15): 4305

[110] Kitano H, Tsujii M, Kusano M *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 37: 101742

[111] Liu Kai(刘 凯). *Impact of HIP on the Structure and Property of GH3536 Alloy Formed by SLM*(热等静压工艺对SLM成形GH3536合金的组织及性能影响)[D]. Beijing: China Academy of Machinery Science and Technology, 2018

[112] Wang F. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 58: 545

[113] Sanaei N, Fatemi A. *Progress in Materials Science*[J], 2021, 117: 100724

[114] Lima M S F, Sankaré S. *Materials & Design*[J], 2014, 55: 526

[115] Kasperovich G, Haubrich J, Gussone J *et al. Materials & Design*[J], 2016, 105: 160

[116] Shahriari H, Moosavy H M, Mosallanejad M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2026, 1076: 189467

[117] Zhou X, Wang D Z, Liu X H *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 98: 1

[118] Schwerz C, Moverare J, Kung A *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 4667

[119] Hua Wenjuan(华文娟), Zhang Jianxun(张建勋). *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2024, 61(5): 351

[120] Li Jun(李 军), Liu Tingting(刘婷婷), Liao Wenhe(廖文和) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2023, 50(12): 212

[121] Huang S, Chen B Q, Liu W *et al. Metals*[J], 2022, 12(7): 1184

[122] Carvalho P A, Vilar R. *Surface and Coatings Technology*[J], 1997, 91(3): 158

[123] Heydari D, Fard A S, Bakhshi A *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(3): 681

[124] Du Chang(杜 畅), Zhang Jin(张 津), Lian Yong(连 勇) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(1): 200

[125] Peng Qian(彭 谦), Dong Shiyun(董世运), Yan Shixing(闫世兴) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2018, 32(15): 2666

[126] Carter L N, Essa K, Attallah M M. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2015, 21(4): 423

[127] Kempen K, Vrancken B, Buls S *et al. Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2014, 136(6): 061026

[128] Montero-Sistiaga M L, Pourbabak S, Van Humbeeck J *et al. Materials & Design*[J], 2019, 165: 107598

[129] Mumtaz K, Hopkinson N. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2009, 15(2): 96

[130] Xiao L R, Peng Z W, Zhao X J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 921: 165950

[131] Zhang W J, Liu F G, Liu F C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 905: 164179

[132] Brecher C, Jeschke S, Schuh G *et al. Integrative Production Technology for High-Wage Countries*[M]. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 2011

[133] Tomus D, Rometsch P A, Heilmaier M *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 16: 65

[134] Pakniat M, Ghaini F M, Torkamany M J. *Materials & Design*[J], 2016, 106: 177

[135] Han Q Q, Gu Y C, Setchi R *et al. Additive Manufacturing*[J], 2019, 30: 100919

[136] Xiao Lairong(肖来荣), Tan Wei(谭 威), Liu Liming(刘黎明) *et al. Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2021, 58(17): 325

[137] Mazumder J, Choi J, Nagarathnam K *et al. JOM*[J], 1997, 49(5): 55

[138] Mohanty P S, Mazumder J. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1998, 29: 1269

[139] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 42

[140] Wang Pengfei(王鹏飞), Yang Kun(杨 坤), Chen Mingzhi(陈明智) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(10): 210

[141] Tian Y, Tomus D, Huang A *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2020, 26(8): 1389

[142] Wei H L, Mukherjee T, Zhang W *et al. Progress in Materials Science*[J], 2021, 116: 100703

[143] Shahabad S I, Ali U, Zhang Z *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 75: 435

[144] Putra D F A, Yan Z X, Lin M Z *et al. Vacuum*[J], 2025, 242: 114741

[145] Quan Z X, Jia Q, Zhang Z L *et al*. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2025, 155: 119

[146] Long H B, Mao S C, Liu Y N *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 743: 203

[147] Yu Qun(于 群). *Composition Design, Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys for Laser Additive Manufacturing*(激光增材制造用镍基高温合金的成分设计与组织性能分析)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2022

[148] Yu C Z, Chen N, Li R D *et al. Advanced Powder Materials*[J], 2024, 3(1): 100134

[149] Deng Shishi(邓诗诗), Yang Yongqiang(杨永强), Li Yang(李阳) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2016, 43(12): 67

[150] Chen Dening(陈德宁), Liu Tingting(刘婷婷), Liao Wenhe(廖文和) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2016, 43(4): 74

[151] Hao Mingsong(郝铭淞). *Effect of Carbon on Microstructure and Property of GH3536 Alloy Formed by Laser Melting and Deposition*(碳元素对激光熔化沉积成形GH3536合金组织性能影响)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2021

[152] Sun Yiming(孙逸铭). *Process and Microstructure and Property Control of GH3536 Alloy Fabricated by Laser Powder Bed Fusion*(GH3536合金激光粉末床熔融制备工艺及组织性能调控)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024

[153] Song X Q, Wang Y X, Zhao X X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 911: 164959

[154] Yu C T, Zhen Y, Zhao J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 965: 171321

[155] Ge H L, Liu G S, Zheng S J *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 246: 118669

[156] Hou Huipeng(侯慧鹏), Liang Yongchao(梁永朝), He Yanli(何艳丽) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(2): 269

[157] Bai G H, Li J S, Hu R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(4–5): 1974

[158] Li Yali(李雅莉), He Yanli(何艳丽), Fu Jun(付 俊) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2024, 51(20): 232

[159] Zhou S P, Wang S, Huang L J *et al. Science China Technological Sciences*[J], 2024, 67: 2107

[160] Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Scientia Sinica: Informationis*(中国科学: 信息科学)[J], 2015, 45(9): 1111

[161] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S *et al. Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112

[162] Li S, Wei Q S, Shi Y S *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(9): 946

[163] Tang Y T B, Panwisawas C, Ghoussoub J N *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 202: 417

[164] Wang K B, Liu Y X, Sun Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 819: 152936

[165] Wang X Q, Chou K. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 18: 1

[166] Liu M H, Zeng Q, Zhang K *et al. Vacuum*[J], 2023, 210: 111851

[167] Keller C, Mokhtari M, Vieille B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 803: 140474

[168] Guo B J, Zhang Y S, Yang Z S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102792

[169] Keshavarzkermani A, Marzbanrad E, Esmaeilizadeh R *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 116: 83

[170] Chen Liangyu(陈靓瑜), Qin Boyuan(秦博渊), Chu Yuhang(褚宇航) *et al. Journal of Jiangsu University of Science and Technology, Natural Science Edition*(江苏科技大学学报, 自然科学版)[J], 2023, 37(3): 18

[171] Cui J J, W H, Yun Z R *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 192: 112236

[172] Zong Xuewen(宗学文), Liu Wenjie(刘文杰), Zhang Shuzhe(张树哲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3182

[173] Zheng Yinlan(郑寅岚), He Yanli(何艳丽), Chen Xiaohui(陈晓晖) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(8): 106

[174] Sanchez-Mata O, Muñiz-Lerma J A, Wang X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 780: 139177

[175] Sun Shanshan(孙闪闪), Teng Qing(滕庆), Cheng Tan(程坦) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2020, 56(21): 208

[176] Zhang Yongzhi(张永志), Hou Huipeng(侯慧鹏), Peng Shuang(彭霜) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2018, 38(6): 50

[177] Keshavarzkermani A, Esmaeilizadeh R, Enrique P D *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 173: 110969

[178] Cheng X P, Du Z F, Chu S X *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 186: 111799

[179] Montero-Sistiaga M L, Liu Z Z, Bautmans L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 31: 100995

[180] Zhang Zihan(张梓涵). *Study on Tensile Properties and Damage Mechanism of GH3536 Alloy Prepared by SLM*(基于SLM工艺制备的GH3536高温合金拉伸性能及损伤机理研究)[D]. Xi'an: Chang'an University, 2023

[181] Academic Committee of the Superalloys. *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: China Quality Inspection Press, 2012

[182] Ni X Q, Kong D C, Zhang L *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28: 5533

[183] Xie Yin(谢寅), Teng Qing(滕庆), Shen Muyu(沈沐宇) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2023, 50(8): 188

[184] Zhang Xue(张雪). *Effect of Laser Solid Forming Process on Microstructure and Mechanical Properties of GH3536 Superalloy*(激光立体成形工艺对GH3536合金显微组织以及力学性能的影响)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2021

[185] Rosenthal S, Platt S, Hölker-Jäger R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 753: 300

[186] Keshavarzkermani A, Esmaeilizadeh R, Ali U *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 762: 138081

[187] Jinoop A N, Paul C P, Kumar J G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 868: 159207

[188] Xue Jiaqi(薛珈琪), Chen Xiaohui(陈晓晖), Lei Liming(雷力明). *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2019, 56(14): 171

[189] Xia L, Su H J, Hu Q D *et al. Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2024, 37(10): 1667

[190] Ma Rui(马瑞), Liu Linchuan(刘林川), Wang Yajun(王亚军) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2022, 43(8): 73

[191] Liao Wenjun(廖文俊), Fan Enxiang(樊恩想), Fu Chao(付超). *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2018, 42(7): 16, 27

[192] Li Yong(李勇). *Research on Forming Behavior and High Temperature properties of GH3536 Superalloy by Selective Laser Melting Technology*(GH3536合金选区激光熔化成形行为及高温性能研究)[D]. Beijing: China Academy of Machinery Science and Technology, 2019

[193] Peng Shuang(彭霜), Teng Yuefei(滕跃飞), Shi Fengxian(石凤仙) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2018, 13(5): 269

[194] Wang Shusen(王树森), Hao Mingsong(郝铭淞), Liang Jingjing(梁静静) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2023, 72(5): 508

[195] Xu Hejun(许鹤君), Li Yong(李勇), Qi Hai(祁海) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2018, 42(12): 53

[196] Wu S, Dai S B, Heilmaier M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 875: 145116

[197] Lu Z H, Wei D, Wei P T *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 1412

[198] Kong Ling(孔玲), Wang Yuhui(王玉辉), Yang Haokun(杨浩坤) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2024, 60(8): 34

[199] Li Bingbing(李兵兵), Zheng Yiming(郑一铭), Yu Weiwei(余伟炜) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2021, 57(16): 185

[200] Xiao Lairong(肖来荣), Tan Wei(谭威), Liu Liming(刘黎明) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(22): 87

[201] Lindström T, Calmunger M, Eriksson R *et al. Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2020, 108: 102604

[202] Esmaeilizadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 38: 101805

[203] Jiao Z H, Lei L M, Yu H C *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 121: 172

[204] Li Ying(李颖), Hou Huipeng(侯慧鹏), Zhang Ting(张婷) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2023, 47(10): 79

[205] Enrique P D, Keshavarzkermani A, Esmaeilizadeh R *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101526

Research and Development in GH3536 Superalloy Processed by Laser Additive Manufacturing

Hao Mingsong[1,2], Zhou Lin[2], Wang Guan[2], Wang Kai[1], Liang Jingjing[2], Li Jinguo[2]

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Laser additive manufacturing, as an advanced digital forming technology, is widely used in the research of superalloy preparation. GH3536, as a solid solution strengthened nickel-based superalloy, is suitable for the preparation of components for combustion chambers of aero-engines due to its excellent mechanical properties. The control of metallurgical defects, microstructure modulation and mechanical property strengthening mechanism of laser additive manufacturing of GH3536 alloy were reviewed. The current research status and progress of laser additive manufacturing for GH3536 alloy were analyzed, and the research on the influence mechanism of its tensile and creep properties and other research was expected. It is hoped to provide reference for the research and development of laser additive manufacturing for GH3536 alloy.

Key words: laser additive manufacturing; GH3536; metallurgical defects; microstructure; mechanical property

---

Corresponding author: Wang Kai, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, E-mail: wangkai@epm.neu.edu.cn; Li Jinguo, Ph. D., Professor, Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971758, E-mail: jgli@imr.ac.cn