

航天运载器大型金属构件激光定向能量沉积研究及应用进展(特邀)

周庆军^{1*}, 严振宇¹, 张京京¹, 衣凤², 董鹏¹, 谢勇^{1**}, 王福德^{1***}, 郭宁^{3,4}

¹首都航天机械有限公司, 北京 100076;

²北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083;

³齐鲁工业大学(山东省科学院)机械工程学院, 山东 济南 250353;

⁴山东省机械设计研究院, 山东 济南 250031

摘要 激光定向能量沉积(LDED)增材制造技术由于成形效率高、材料送进方式灵活、成形自由度高特点,非常契合当前及未来航天装备结构大型化、整体化、轻量化、高精度的发展趋势,并已在运载火箭、载人飞船、火箭发动机等领域实现牵引性应用。总结当前铝合金及其复合材料、钛合金及其复合材料、镍基高温合金及其复合材料等3类航天装备结构主体材料的LDED研究现状,在此基础上,梳理出LDED工艺的发展方向及研究进展。重点介绍航天装备主承力结构、异质合金一体化结构、集成流道整体化结构等3类典型结构LDED制造难点、研制及应用进展。最后,对LDED增材制造技术材料、工艺及装备等的发展方向进行了展望。

关键词 激光技术; 增材制造; 激光定向能量沉积; 金属材料; 大型构件; 航天运载器

中图分类号 TG146.1; TG146.2; TG665

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231582

1 引言

当前,航天运载器装备迭代发展速度不断加快,性能要求不断提升,作为运载器“脊梁”的结构系统呈现新的发展趋势,运载火箭结构不断向整体化、大型化、轻量化方向发展,运载能力与可靠性持续增强,空天飞行器在天地往返运输、天基跨越等方向多面推进,结构发展主要呈现轻质化、整体化、高耐温、高精度等趋势^[1-3]。结构系统的轻质高性能整体化、大型化、高精度制造迫切需要先进材料与先进工艺技术的不断创新予以支撑,铸锻焊等传统工艺在制造柔性、构件性能、复杂结构整体化制造、结构轻量化设计制造等方面越来越难以满足需求。增材制造技术由于独特的逐点、逐线、逐面降维制造原理,天然具有快速制造复杂结构产品^[1-11]、可高度优化产品结构^[1-3,7-10]和适应个性化小批量生产^[1-2,10]等优点,非常契合航天装备日益整体化、复杂化、轻量化、结构功能一体化制造需求^[1-3,5-6],为传统航天制造业的转型升级提供了巨大契机。

以金属粉末为原材料、以激光为热源的激光增材制造技术是目前金属增材制造领域技术研究最充分、工程应用最广泛的技术方向^[2,7],同时也是航天领域工程研究应用的最热点方向,其主要包括两类典型工艺技术,一类是激光粉末床熔融(LPBF)技术^[1-2,7-11],一类

是激光定向能量沉积(LDED)技术^[1-11]。LDED技术结合信息化增材成形原理和激光熔覆技术,通过激光逐层熔化金属粉末材料,实现高性能整体金属结构件的全致密、一步近净成形^[3-5]。相比于LPBF技术,该技术的特点为成形效率高,有利于大型构件的快速制造^[2,7-10];材料送进方式灵活,允许多材料同时成形,可制备功能梯度材料^[3,8,10];成形自由度高,可实现任意曲面打印;设备可集成程度高,可实现增等减材一体化集成制造。因此,该技术是解决航天运载器大型整体化构件、多材料一体化构件高性能制造,以及复杂曲面构件高效率高精度制造的理想技术。

现阶段,LDED技术已在运载火箭及载人飞船主承力构件^[2]、火箭发动机铜合金/高温合金异质合金燃烧室^[9,11-12],以及集成复杂流道的整体化喷管^[13-14]等航天产品领域实现牵引性应用。然而,当前的技术发展更多是基于技术原理及特点的改进,与行业应用需求衔接不紧密,导致技术优势未得到充分发挥、技术发展方向不清晰、应用场景及领域较为单一,未形成规模化、体系化应用。基于此,本文系统总结当前航天领域LDED技术在材料研究、工艺研发及应用进展等方面的现状,分析当前存在的问题和不足,对该技术在航天领域的未来发展方向进行展望,可为行业技术发展及规模化、体系化应用指明方向。

收稿日期: 2023-12-26; 修回日期: 2024-02-01; 录用日期: 2024-02-19; 网络首发日期: 2024-02-29

通信作者: *zhouqingjunxxx@163.com; **waamxieyong2020@126.com; ***fdwang2020@126.com

2 材料研究进展

由于需要在高应力、超高温、超低温、强腐蚀等极端条件下工作,运载器性能设计高度依赖所选用结构材料本身所具有的特性和功能^[1]。目前,国内外航天运载器结构材料主要涉及镁合金、铝合金、钛合金、铜合金、高温合金等金属材料,以及结构复合材料、功能复合材料等复合材料^[1],本文重点介绍已突破 LDED 成形工艺并实现工程结构或样件研制的铝合金及其复合材料、钛合金及其复合材料、镍基高温合金及其复合材料等 3 类金属材料,以及金属基复合材料的研究进展。

2.1 铝合金及铝基复合材料

对于 LDED 工艺而言,铝合金是典型的难加工材料。一方面,铝合金密度小、粉体流动性差^[2,7],影响 LDED 过程送粉的连续性、稳定性,导致成形工艺性不佳;另一方面,铝合金粉末激光吸收率低,中小功率 CO₂ 或 Nd:YAG 激光很难使其完全熔化^[2,7],而高的导热率则会使熔池内部热量急剧耗散,增大熔体粘度^[2,7],这些特殊的物理性质都会降低熔池的润湿性和铺展性,进而导致球化、孔隙,以及裂纹等缺陷的产生。因此,铝合金 LDED 工艺研究及应用一直停滞不前。直到近几年,随着粉体物理性能的改善提升^[14,15-24]、陶

瓷颗粒增强铝基复合材料粉末的研发^[14,22,24],以及蓝光 LDED 工艺的开发^[16,24]等新材料新工艺的发展,铝合金的 LDED 工艺研究及应用推进才开始加速。

气孔、未熔合等孔隙缺陷及裂纹缺陷的控制是铝合金 LDED 首先要解决的问题。Zhao 等^[15]研究了粉末烘干、沉积层重熔、氩气保护气、陶瓷纳米颗粒添加、粉末颗粒外表面空气膜、粉末形貌和基板表面状态等对常规 LDED 及超高速 LDED 两种 LDED 工艺制备的 AlMgScZr 合金样品孔隙率的影响,发现除常规工艺参数外,上述因素对 AlMgScZr 合金样品的孔隙率也有很大影响。规则形状的烘干粉末颗粒、足够的氩气保护气和无污染物的基板表面是获得致密材料的先决条件。添加陶瓷纳米颗粒和沉积层重熔可拓宽工艺窗口,但也可能会带来如镁的蒸发损失等副作用。贝壳状孔隙被认为是由粉末颗粒外表面空气膜引起的。该研究证实了铝合金增材制造中孔隙问题的复杂性。Wang 等^[16]采用高速相机、激光扫描共聚焦显微镜,以及同步辐射 X 射线计算机断层扫描等手段研究了工艺参数对蓝光 LDED 工艺制备 AlSi10Mg 合金单熔道孔隙缺陷尺寸、形状和形成机制的影响,发现单熔道内部存在未熔合、球形气孔和较大尺寸不规则孔隙等 3 种类型的孔隙缺陷,如图 1 所示。孔隙率随激光功率和扫描速度的增加而逐渐减小,并在功率为 1600 W、

Synchrotron radiation X-ray computed tomography

P-V mapping

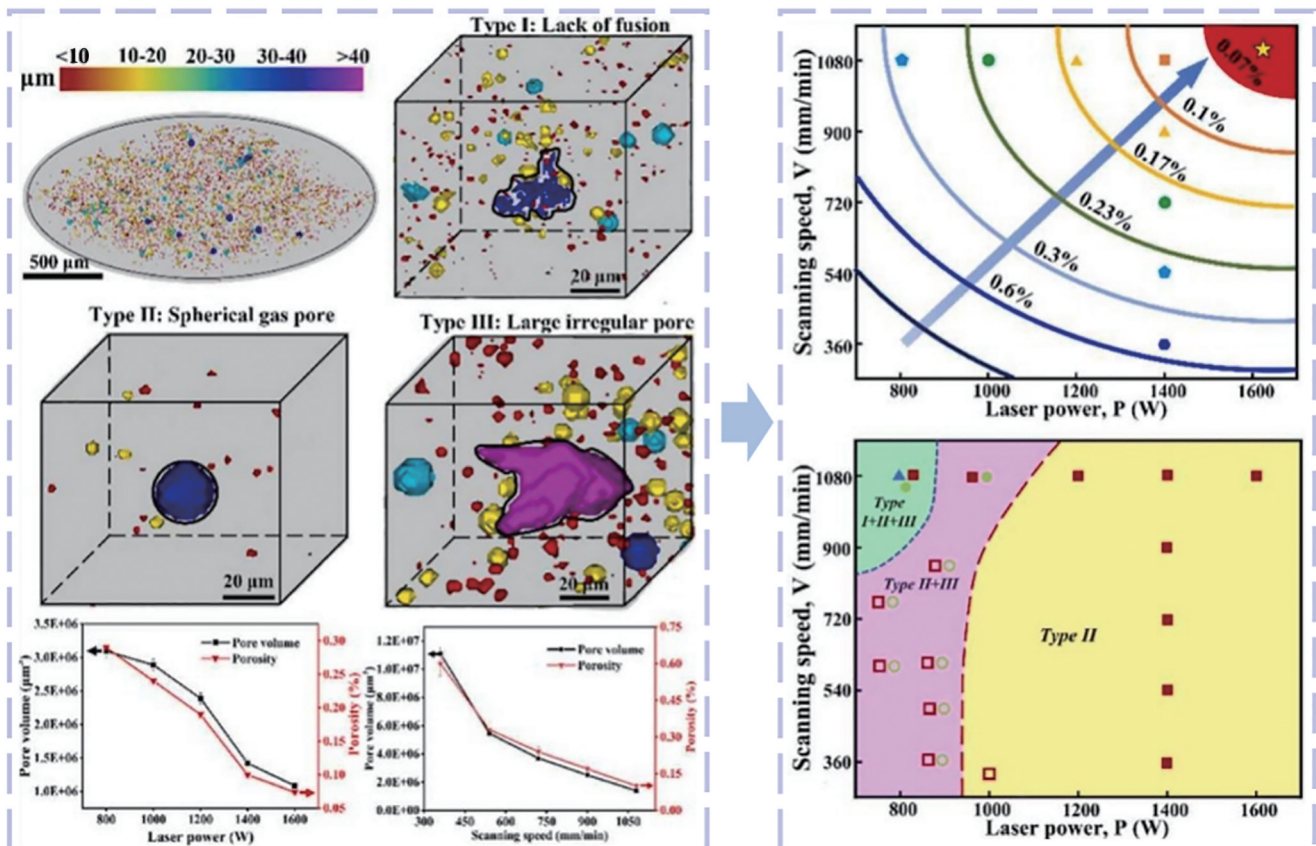


图 1 激光功率、扫描速度对蓝色 LDED 制备 AlSi10Mg 合金缺陷类型及孔隙率的影响^[16]

Fig. 1 The effects of laser power and scanning speed on the defect types and porosity of AlSi10Mg alloy fabricated by blue LDED^[16]

扫描速度为 1080 mm/min 的条件下制备了孔隙率最低的单熔道,其孔隙率为 0.074%,相比目前红外 LDED 工艺有明显改善。此外,他们还建立了激光功率、扫描速度和孔隙缺陷之间的映射关系,这为从根本上了解缺陷起源、从源头上控制孔隙缺陷提供了策略。该团队同时还应用其研发的 2 kW 高功率蓝光 LDED 技术研究了 AlSi7Mg 合金、AlSi10Mg/TiB₂ 复合材料等材料的基础成形工艺、熔池特征,以及宏微观成形缺陷,相比红外 LDED 工艺实现了沉积效率与成形质量的协同提升^[17-18]。Wang 等^[19]对 LDED 高强铝合金 AA7050 的可成形性和最佳工艺窗口进行了研究,发现除了工艺参数外,扫描策略和机器人程序对可成形性、几何精度、熔池可视性、孔隙率和裂纹萌生也有很大影响,通过扫描策略和机器人程序的适当组合,可以减少或消除热裂纹。近年来,国内外学者通过 Sc、Zr 等稀土元素微合金化改性及纳米颗粒改性等手段成功制备了无裂纹、高致密度、具有细小均匀等轴晶组织的多种高强铝合金。例如:Wang 等^[20]、Hua 等^[21]通过 Sc、Zr 元素微合金化改性结合工艺参数优化,成功制备了无裂纹、致密度大于 99%、具有细小均匀等轴晶组织的 AlMgScZr 高强铝合金;美国 NASA 联合

Elementum 3D 公司在 6061 铝合金粉末中添加特定含量的 B₄C 和 Ti 纳米颗粒,通过 LDED 原位反应生成弥散分布的 TiC 和 TiB₂ 陶瓷增强相,为后续熔池凝固提供异质形核质点,获得了细小均匀的等轴晶组织,解决了 LDED 制备 6061 铝合金的热撕裂及材料成形性问题^[14]。

组织性能调控是当前铝合金 LDED 的另一研究重点。表 1 总结了近年来 LDED 铝合金及其复合材料的拉伸性能结果。Shi 等^[22]研究了 LDED 制备 AlSi10Mg 合金的微观组织形成机理及其对力学性能的影响,建立了微观组织特征尺寸、熔池凝固/热循环条件和拉伸力学性能之间的关系,制备的 AlSi10Mg 合金室温拉伸强度达到 314 MPa、屈服强度达到 187 MPa、延伸率达到 7.4%,具有良好的强韧性匹配,可代表目前 LDED 制备 AlSi10Mg 合金的最优性能水平。他们指出,胞状结构周围的网状共晶相和分散在基体中的纳米 Si 颗粒对位错的阻碍和钉扎是获得优异拉伸强度和塑性的根本原因。然而,LDED 制备 Al-Si 系铝合金仍然面临强化机制单一、制件力学强度不高等问题^[2,7],越来越难以满足航天装备轻量化发展需求。因此,高强铝合金的 LDED 研究逐渐成为热点。

表 1 LDED 铝合金及其复合材料的力学性能

Table 1 Mechanical properties of aluminum alloys and its composites fabricated by LDED

Material	Condition	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Reference
AlSi10Mg	as-built	314±2.4	187±1.5	7.4±0.5	[22]
7075-1%ZrH ₂	as-built	296±3	253±11	25.0±2.7	[24]
7075-2%ZrH ₂	as-built	299±6	256±10	18.0±0.4	[24]
7075-3%ZrH ₂	as-built	321±7	266±5	21.0±1.1	[24]
7075	T5-HT	384	310	6.8	[25]
7075	T6-HT	390	324	7.9	[25]
Al-Mg-Sc-Zr	AC(as-built)	286±5	131±3	30.5±0.4	[20]
Al-Mg-Sc-Zr	AC(Aged)	292±7	132±2	30.1±0.9	[20]
Al-Mg-Sc-Zr	WC(as-built)	338±2	198±3	20.6±0.8	[20]
Al-Mg-Sc-Zr	WC(Aged)	384±6	261±1	20.2±1.3	[20]
Al-Mg-Sc-Zr	as-built	394.24	226.12	8.27	[21]
Al-Mn-Sc	as-built	331±6	230±5	10.2±1.1	[23]
Al-Mn-Sc	Aged	519±8	425±8	7.8±0.9	[23]
4TiB ₂ /Al-6Mg	as-built	290.5	126.4	19.6	[26]
Al-6Mg-0.6Sc-0.3Zr	as-built	317.5	194.3	18.5	[26]
4TiB ₂ /Al-6Mg-0.7Sc-0.2Zr	as-built	384.7	257.3	13.8	[26]

然而,高强铝合金合金元素含量高、凝固温度范围宽,孔隙、热裂等问题难以避免。成分及相变的设计、纳米颗粒改性是改善高强铝合金 LDED 工艺性、细化晶粒、促进多种强化机制协同作用进而提升性能的有

效手段。Hua 等^[21]采用 LDED 工艺成功制备了无裂纹、高致密度的 Sc、Zr 改性 Al-Mg 合金,XOY、XOZ、YOZ 等 3 个方向沉积态试样室温拉伸强度分别为 399.87 MPa、397.45 MPa、385.40 MPa,屈服强度分别

为 220.96 MPa、238.00 MPa、219.40 MPa，延伸率分别为 9.13%、7.44%、8.24%，细晶强化及 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 颗粒的析出强化是其主要的强化机制。Xiao 等^[23] 同样采用 LDED 工艺制备了致密度高达 99.92% 的 Sc、Zr 改性 Al-Mn 合金，获得了由尺寸为 5~6 μm 的完全等轴晶粒及纳米级均匀分布的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 颗粒组成的宏微观跨尺度组织，解决了 LPBF 成形高强铝合金双峰晶粒结构导致的严重不均匀塑性问题。制备的 Al-Mn-Sc 合金经 300 $^{\circ}\text{C}$ 、3 h 直接时效处理后，其室温拉伸强度达到 519 MPa、屈服强度达到 425 MPa、延伸率达到 7.8%，是目前定向能量沉积铝合金中最高性能水平。他们同时指出，二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 颗粒的析出强化、Mn 和 Mg 的固溶强化、晶粒细化产生的晶界强化是其主要的强化机制。美国 NASA 联合 Elementum 3D 公司采用 LDED 工艺逐层熔化沉积含 B_4C 和 Ti 纳米颗粒的 6061 铝合金粉末，通过原位反应生成弥散分布的 TiC 和 TiB_2 陶瓷增强相，以此为异质形核质点获得了显著细化的完全等轴晶粒，晶粒尺寸由百微米减

小至微米级，经过热等静压(510 $^{\circ}\text{C}$ /100 MPa 保温 2 h、炉冷)、固溶(530 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h、乙二醇淬火)、时效(160 $^{\circ}\text{C}$ 保温 18 h、空冷)处理后，制备的 6061-RAM2 合金在 95 $^{\circ}\text{C}$ 以下时具有与 6061-T6 锻件相当的拉伸强度，在 95 $^{\circ}\text{C}$ 以上时其拉伸强度明显优于 6061-T6 锻件^[14]。Li 等^[26] 利用 LDED 工艺提供的 $10^2\sim 10^3$ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率，获得了低错配 $\text{TiB}_2/\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})/\alpha\text{-Al}$ 多结构界面，在均细的 Al 晶粒结构及弥散均匀分布的 TiB_2 颗粒的作用下，实现了 LDED 制备 3.56 $\text{TiB}_2/\text{Al}-4.36\text{Mg}-0.72\text{Sc}-0.22\text{Zr}$ 合金强度与塑性协同的改善，室温拉伸屈服强度达到 257 MPa，延伸率达到 13.8%，如图 2 所示。Wang 等^[18] 采用蓝光 LDED 技术制备了等轴晶占比高达 63% 的 AlSi10Mg/ TiB_2 复合材料单熔道，平顶蓝色激光器引入的低温度梯度及纳米陶瓷颗粒 TiB_2 的细化效应是导致晶粒细化的主要机制，这进一步证实了蓝光 LDED 技术与陶瓷颗粒添加相结合提升 LDED 制备铝合金材料力学性能的潜力。

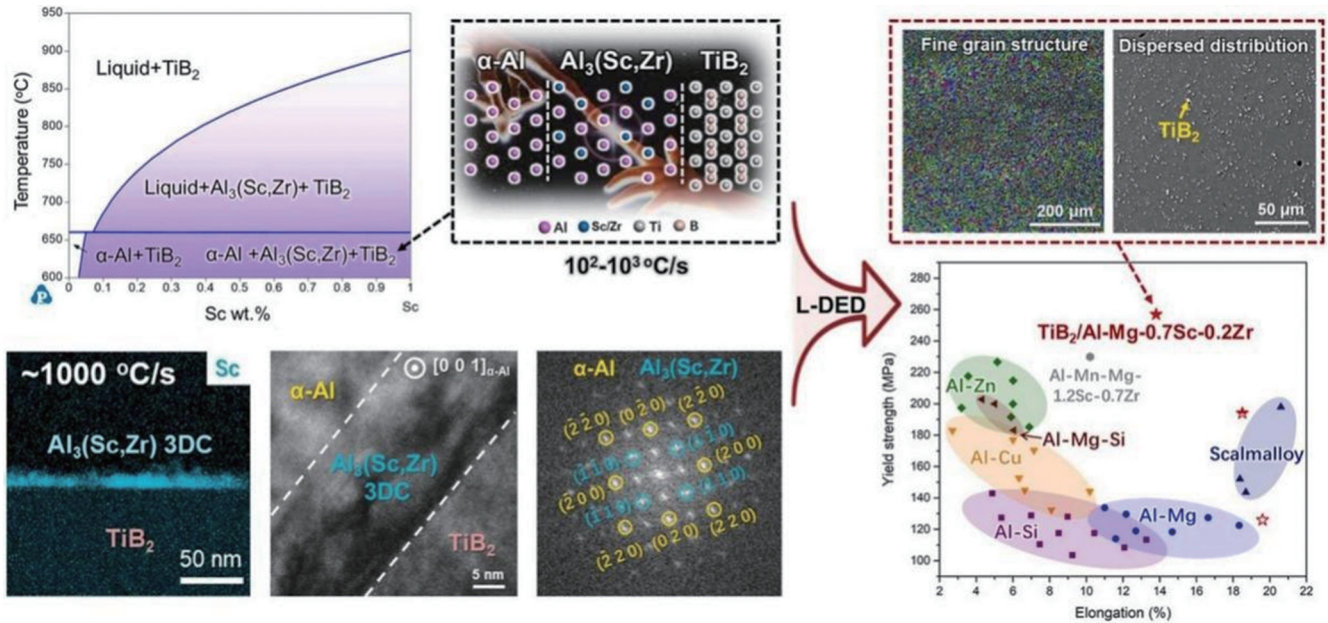


图 2 通过低错配 $\text{TiB}_2/\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})/\alpha\text{-Al}$ 多界面的纳米工程来提高 LDED 制备铝合金的强度与塑性协同^[26]

Fig. 2 Improving the strength-ductility synergy of LDED aluminum alloy through nano-engineering of low-misfit $\text{TiB}_2/\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})/\alpha\text{-Al}$ multi-interface^[26]

高强铝合金及其复合材料已成为铝合金 LDED 研究的重点及热点。未来，随着材料体系的开发丰富及工艺的成熟稳定，铝合金 LDED 工艺将为航天运载器超轻质、超高强度、高耐热大型铝合金及其复合材料舱段、贮箱等结构制造提供新的技术途径，支撑新型航天装备高性能、轻量化发展。

2.2 钛合金及钛基复合材料

钛合金激光吸收率高、粉体流动性好，对 LDED 工艺表现出良好的适用性，在数百瓦至近万瓦激光功率范围内均可制备获得高致密度钛合金，几乎很少出现未熔合、裂纹等缺陷，因此，对于钛合金 LDED 缺陷

形成及控制方面的研究甚少。Wolff 等^[27]、Wang 等^[28] 采用原位高速高分辨率 X 射线成像技术分别研究了 LDED 工艺中氢化脱氢不规则钛合金粉末及等离子雾化球形钛合金粉末输送特有的孔隙形成机制和动力学过程：前者揭示了粉末输送、匙孔动力学、熔池动力学和保护气体作用下的 4 种类型孔隙形成机制；后者发现，输送的球形颗粒可以通过熔池与颗粒前表面、颗粒侧表面或颗粒后表面之间的相互作用诱导孔隙的形成。值得注意的是，这两项研究均采用了不足 300 W 激光功率与超过 5000 mm/min 扫描速度，这与常规 LDED 工艺一般采用千瓦及以上激光功率、2000 mm/min 以

下扫描速度存在较大差异,随着激光功率增加、扫描速度降低,熔池温度、对流、熔池存在时间等均会显著增加,因此,气孔类孔隙缺陷也将得到有效控制。

当前,钛合金及其复合材料 LDED 研究的热点集中在组织性能研究,重点关注宏观组织的非均匀性及其均细化、性能的各向异性及其消除、强韧性的提升等方面。表 2 总结了近年来 LDED 钛合金及其复合材料的拉伸性能结果。Carroll 等^[29]研究了通过 LDED

制备的 TC4 钛合金三维十字形部件拉伸性能的各向异性。他们指出,初生 β 柱状晶粒及晶界 α 相的存在是导致室温拉伸塑性各向异性的主要原因,这是因为在拉伸过程中,损伤倾向于在这些区域集中,最终导致材料的断裂。周庆军等^[5]发现通过 LDED 制备的 TC11 钛合金沉积态宏观组织主要为沿沉积方向外延连续生长的柱状晶组织,柱状晶沿沉积方向贯穿多个沉积层,各沉积层之间存在明显的层带结构,层带处 α

表 2 LDED 钛合金及其复合材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of titanium alloys and its composites fabricated by LDED

Material	Condition	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Reference
TC11	//BD(as-built)	1106–1260	1032–1172	6–9	[5]
TC11	⊥BD(as-built)	1176–1268	1118–1216	3.5–5.5	[5]
TC11	//BD($\alpha+\beta$ -HT)	1082–1107	962–1014	12–15.5	[5]
TC11	⊥BD($\alpha+\beta$ -HT)	1074–1094	968–991	12–16	[5]
TC11	//BD(as-built)	1018	932	14.7	[30]
TC11	⊥BD(as-built)	1089	1001	9.9	[30]
TC11	//BD($\alpha+\beta$ -HT)	1033	895	16.8	[30]
TC11	⊥BD($\alpha+\beta$ -HT)	1099	971	11.8	[30]
TC11	//BD(β -HT)	1038	895	10.0	[30]
TC11	⊥BD(β -HT)	1059	915	9.0	[30]
TC11	//BD(as-built)	1029	947	14.3	[31]
TC11	⊥BD(as-built)	1097	1030	8.2	[31]
TC11	//BD($\alpha+\beta$ -HT)	1005–1032	895–922	12.8–17.3	[31]
TC11	⊥BD($\alpha+\beta$ -HT)	1079–1104	992–993	8.4–10.4	[31]
Ti-3.5Cu	⊥BD(as-built)	867±8	747±7	14.9±1.9	[32]
Ti-6.5Cu	⊥BD(as-built)	1073±27	964±31	5.5±0.4	[32]
Ti-8.5Cu	⊥BD(as-built)	1180±21	1023±29	2.1±0.6	[32]
Ti-0.14O-3.23Fe	⊥BD(as-built)	886±19	744±19	14.3±1.7	[33]
Ti-0.34O-3.25Fe	⊥BD(as-built)	1157±3	1066±4	9.0±0.8	[33]
Ti-0.50O-3.17Fe	⊥BD(as-built)	1194±8	1124±7	9.0±0.5	[33]
Ti-0.67O-3.30Fe	⊥BD(as-built)	1271±6	1235±4	3.0±0.8	[33]
TC4	⊥BD(as-built)	1091±20	1027±31	4.09±0.87	[34]
TC4	⊥BD(as-built)	1015±14	980±13	5.1±0.9	[36]
TC4	⊥BD(as-built)	1137±4	1094±18	4.7±0.4	[36]
TC4	//BD(as-built)	823.8±56.0	770.9±47.5	17.7±2.2	[37]
TC4	⊥BD(as-built)	921.5±1.7	840.8±0.3	14.1±0.5	[37]
TC4	//BD(as-built)	988.3±0.1	896.0±6.5	16.3±0.9	[37]
TC4	⊥BD(as-built)	990.6±11.9	886.2±17.3	17.7±1.3	[37]
TC4	//BD(as-built)	1010.7±17.0	924.0±16.9	17.6±0.2	[37]
TC4	⊥BD(as-built)	1013.2±6.5	939.1±4.1	18.7±0.7	[37]
2.5%TiB/TC4	//BD(as-built)	1148	1078	7.05	[38]
2.5%TiB/TC4	⊥BD(as-built)	1158	1082	5.35	[38]

板条粗化、 α 相比比例增加,层带结构引起的微观组织差异是导致拉伸塑性各向异性的主要因素。Zhu 等^[30]通过微观组织观察和拉伸性能测试,研究了 LDED 制备的 TC11 钛合金的各向异性。他们认为,柱状晶粒形貌及平行于沉积方向的 $\beta < 001 >$ 方向的强织构是导致拉伸强度及塑性表现出各向异性的主要原因。在此基础上,Huang 等^[31]采用实验表征与晶体塑性有限元模拟相结合的方法,系统研究了晶粒形貌、晶界 α 相和微取向对高功率 LDED 制备 TC11 钛合金拉伸性能各向异性的单独影响,如图 3 所示。通过引入自定义的位错塞积系数评价指标,发现柱状晶粒是导致不同加

载方向拉伸强度各向异性的主要因素。沉积态 TC11 钛合金双重退火热处理后平行于沉积方向及垂直于沉积方向晶界 α 相破碎程度的差异证实了晶界 α 相影响拉伸强度及延伸率各向异性。通过构建晶体塑性多尺度力学模型,阐述了微取向对拉伸性能各向异性的影响机制,发现微取向是导致屈服强度及延伸率各向异性的主要因素。总体而言,拉伸强度的各向异性主要受晶粒形态和晶界 α 相影响,屈服强度及延伸率的各向异性主要由微取向决定。因此,柱状 β 晶粒及其晶界上直且连续的 α 相、具有 $< 001 >$ 取向的 β 晶粒产生的强 α 织构是导致性能各向异性的主要因素。

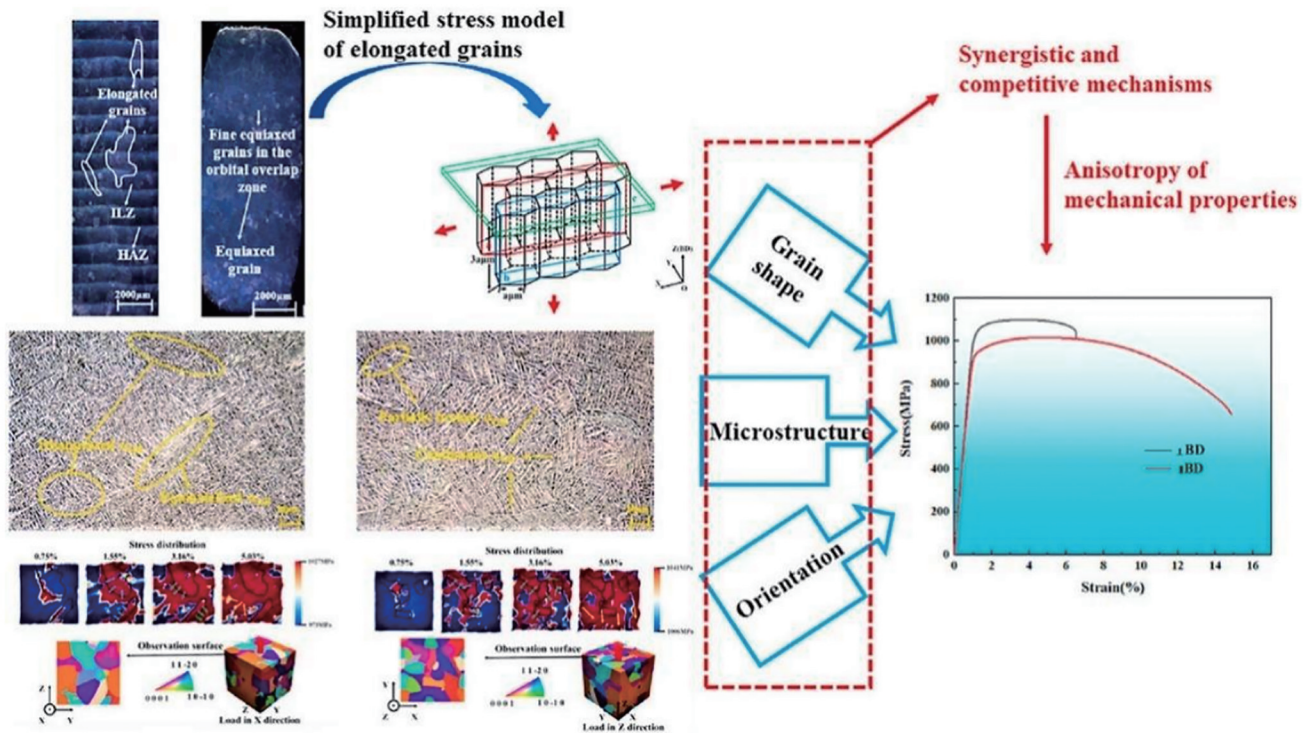


图 3 高功率 LDED 制备 TC11 合金塑性各向异性的协同与竞争机制^[31]

Fig. 3 Synergistic and competitive mechanisms of plastic anisotropy in high-power LDED TC11 alloy^[31]

为了改善 LDED 钛合金构件宏微观组织的非均匀性和力学性能的各向异性,国内外学者从材料设计、工艺调控等方面进行了大量尝试。针对 LDED 钛合金严重的柱状晶倾向及缺乏商用品粒细化剂的瓶颈,Zhang 等^[32]研发了一种具有高的成分过冷能力的 Ti-Cu 合金,以克服增材制造高的温度梯度带来的负面影响。在没有任何特殊工艺控制或额外处理的情况下,制备了具有完全等轴细晶组织的 Ti-Cu 合金,以 LDED 制备的 TC4 钛合金作为对比,宏观晶粒由宽度达数百微米的柱状晶转变为平均晶粒尺寸约为 10 μm 的均细等轴晶。遗憾的是,随着铜含量的增加,拉伸强度提升的同时,延伸率也快速下降,制备的 Ti-6.5Cu 合金拉伸性能基本与 LDED 制备的 TC4 钛合金相当,同时也并未对拉伸性能各向异性开展研究及验证。Song 等^[33]通过不同粒度的 CP-Ti、Fe 及 TiO_2 粉末机械

混合的方式改变两种相对廉价的合金元素 Fe 和 O 在 Ti 合金中的比例,采用 LDED 技术成功制备了一系列具有优异拉伸性能的 Ti-O-Fe 合金,制备的 Ti-O-Fe 合金具有与 TC4 钛合金相媲美的延展性,然而其强度却更高。随着 O 含量由 0.14% 增加至 0.67%,宏观组织由短柱状晶和等轴晶混合组织转变为平均尺寸约为 50 μm 的均细等轴晶组织, α 片层厚度由 180 nm 增加至 375 nm, β 相的体积分数由 21% 增加至 31%。该研究克服了 O 的脆化效应及凝固过程 Fe 的微观分离导致的组织不均匀的难题,为工业规模使用劣质海绵钛或海绵钛-氧-铁等工业废品提供了希望。遗憾的是,该作者只针对垂直于沉积方向的拉伸性能进行了研究,并未对平行于沉积方向的拉伸性能及其各向异性进行研究。Zhang 等^[34-35]研发了一种脉冲 LDED 工艺,并应用该工艺制备了具有平均尺寸约为 139 μm 的完

全等轴晶粒组织的 TC4 钛合金。美中不足的是,该合金虽然具有高达 1091 MPa 的室温拉伸强度,但沉积态 4.09% 的拉伸延伸率仍无法直接满足工程应用需求。同时该团队也未报道拉伸性能各向异性的相关研究。Todaro 等^[36]报道了一种复合高频超声振动的 LDED 工艺,通过在 TC4 钛合金 LDED 过程施加高频超声振动,实现了晶粒均细化,晶粒组织由未施加高频超声振动时的 500 μm 的平均宽度、4:1 的长宽比的粗大柱状晶转变为施加高频超声振动后的 117 μm 的平均尺寸、2:1 的长宽比的均细等轴晶,对应的室温拉伸强度及屈服强度提升了近 12%。Tian 等^[37]开发了一种原位轧制复合 LDED 工艺,通过在 LDED 过程中应用原位轧制,实现了 TC4 钛合金薄壁构件几乎各向同性的拉伸性能,使室温抗拉强度和屈服强度提高 20%,延伸率提高 17%,拉伸性能的均匀化及强度的提升主要归因于均细化的等轴初生 β 晶粒及随机取向的 α 板条。上述在 LDED 过程中引入脉冲激光、复合高频超声振

动及原位轧制来改善宏微观组织、提升性能的方法同样适用于其他金属材料。在钛合金粉末中添加陶瓷颗粒,并通过 LDED 原位反应合成陶瓷增强相,以此作为异质形核质点细化晶粒,也是消除力学性能各向异性、提升性能的有效方法。Liu 等^[38]通过不同粒度的 TC4 钛合金、TiB₂ 陶瓷颗粒粉末球磨混合的方式改变 TiB₂ 陶瓷颗粒在 TC4 钛合金粉末中的比例,采用 LDED 工艺通过原位反应制备了一系列不同 TiB 含量的钛基复合材料,显著降低了室温拉伸强度及延伸率的各向异性,尤其是在体积分数为 2.5% TiB 增强钛基复合材料中实现了拉伸强度的各向同性,获得了 1153 MPa 的室温拉伸强度及 6.2% 的延伸率。他们指出,强度的提高主要归因于晶粒细化和网络结构提供的结构增强,柱状晶粒向等轴晶粒转变减缓了强度各向异性,具有 <010> 织构的 TiB 晶须也通过补偿降低的强度来减轻各向异性。图 4 为适用于 LDED 工艺可实现晶粒细化的钛合金及其复合材料。

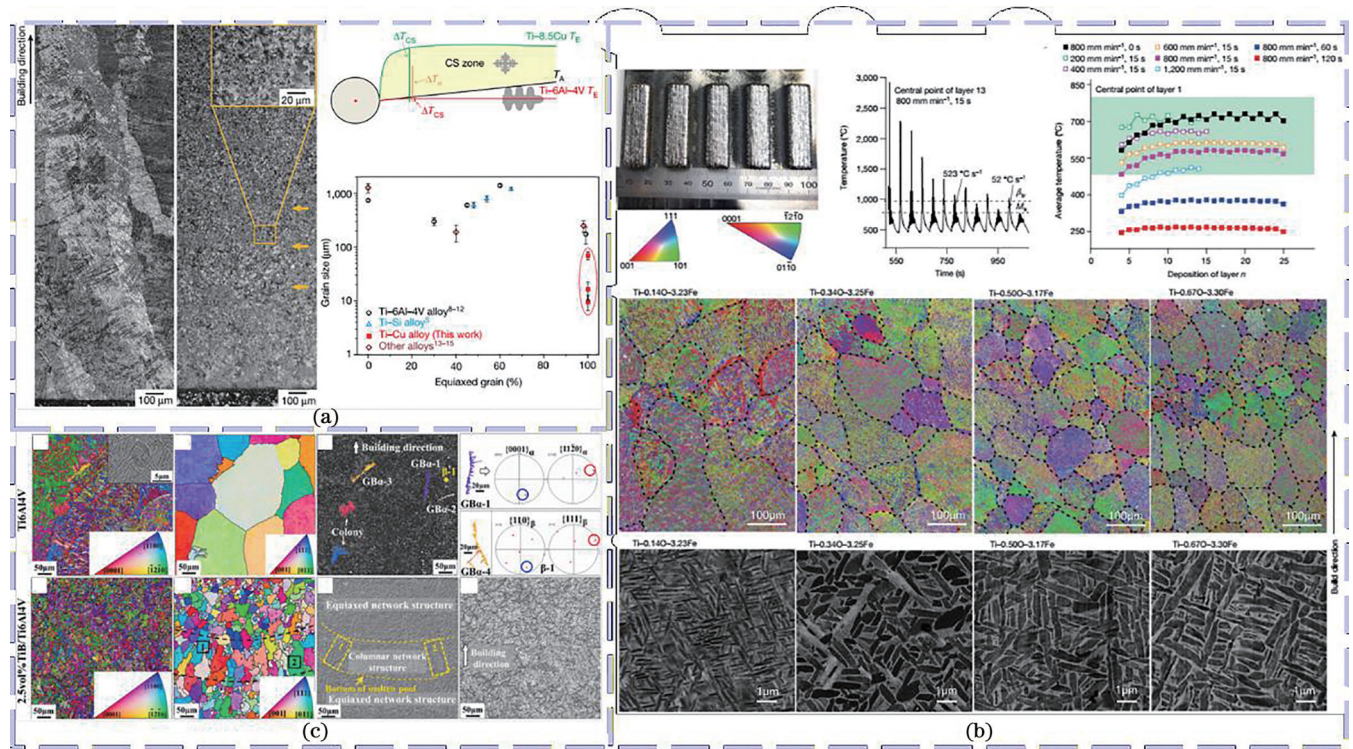


图 4 适用于 LDED 工艺可实现晶粒细化的钛合金及其复合材料。(a) Ti-Cu 合金^[32]; (b) Ti-O-Fe 合金^[33]; (c) TiB/TC4 钛基复材^[38]
 Fig. 4 The developed titanium alloys and their composites that can achieve grain refinement in the LDED. (a) Ti-Cu alloy^[32]; (b) Ti-O-Fe alloy^[33]; (c) TiB/TC4 titanium matrix composite^[38]

开发适配于 LDED 工艺的新型钛合金及其复合材料,实现宏微观组织的均细化,解决性能各向异性、实现性能提升是当前及未来一段时间内钛基材料 LDED 研究的热点。同时具有更高服役温度、更高强度的钛基材料的研发也将加速,以支撑未来航天装备中/高温高强韧大承载钛合金结构高性能制造。

2.3 镍基高温合金及其复合材料

镍基高温合金通常含有 Ni、Fe、Cr、Nb、Co、W、

Mo、Ti、V、Al、C 等 10 余种合金元素及杂质元素,其 LDED 冶金过程复杂,裂纹敏感性高,宏微观组织及力学性能各向异性显著,尤其是当 Al 和 Ti 的质量分数之和超过 4% 时,其沉积过程极易产生凝固裂纹及液化裂纹^[10]。枝晶间低熔点共晶相的局部熔化和随后撕裂导致液化裂纹的萌生,如 IN 738LC 和 DZ4125 等 γ' 强化镍基高温合金中的 $\gamma-\gamma'$ 共晶相^[39-41]。Zhou 等^[42]指出,凝固裂纹起源于半开放式缩孔,其形成是由于高温

碳化物或发达的树枝晶阻碍了液态熔体的填充。此外,低熔点共晶相和凝固温度范围也对凝固裂纹的形成有影响。Hu 等^[43]指出,凝固温度范围的增大会增加 IN 625 合金的凝固裂纹敏感性,可以通过增加低熔点 γ -Laves 共晶相的含量减小凝固温度范围、促进熔体填充过程,进而抑制凝固裂纹形成,如图 5 所示。可以看到,元素偏析、低熔点相、热应力是凝固裂纹及液化裂纹萌生及扩展的主要影响因素。因此,通过工艺优化、热等静压后处理及材料改性等手段调控凝固行为、降低热应力成为当前抑制热裂纹萌生及扩展的主要手段^[44]。Chen 等^[45-46]研究了激光输入角度、基体连续水冷等工艺变量对 LDED 制备 IN 718 合金液化裂纹敏感性的影响,发现增大激光输入角度可以增大横向温度梯度,促进二次枝晶的生长,增强枝晶间的连接,减小晶界位向差,降低晶界处液膜的稳定性及液化裂纹的敏感性;而基体连续水冷可以降低横向热应力,同时增加大角度晶界的比例,降低液化裂纹的敏感

性。热等静压后处理可有效消除应力、弥合裂纹类缺陷,但高温长时间处理会导致组织粗化及力学强度衰减。因此,热等静压工艺必须与后续热处理工艺协同设计,以减少或避免组织粗化及力学强度衰减。材料改性手段主要包括陶瓷颗粒的添加以及合金元素含量的调整,如添加 TiC、WC、TiB₂ 等陶瓷颗粒促进异质形核、晶粒细化,降低大角度晶界含量,增加裂纹扩展抗力。在不改变合金元素种类的前提下,通过降低低熔点相形成元素的含量或增加固溶强化元素的含量也可降低热裂纹敏感性^[47-48],抑制热裂纹产生。通过上述手段可在一定程度上抑制热裂纹萌生及扩展,但对于高 Al、Ti 含量的不可焊接高温合金,仍然难以从根本上解决热裂纹消除问题。因此,当前镍基高温合金 LDED 研究及应用主要集中在 IN 718、IN 625、HR-1 等 Al、Ti 元素含量及热裂敏感性较低的高温合金,同时这三种牌号高温合金也是各类航天装备发动机的主体结构材料。

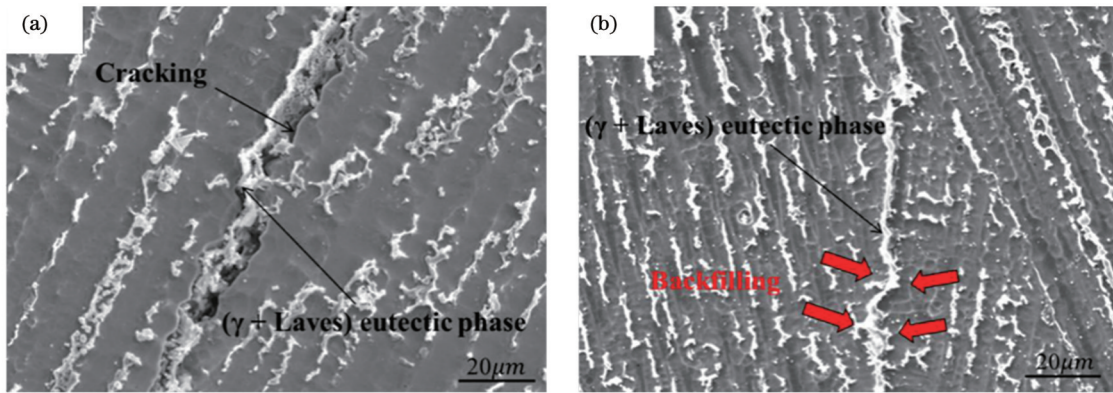


图 5 LDED 制备不同 Ti 含量的 IN 625 高温合金中的凝固裂纹回充。(a) IN 625 和 0% Ti^[43]; (b) IN 625+5% Ti^[43]

Fig. 5 Backfilling of solidification cracking in the LDED IN 625 superalloy with different Ti contents. (a) IN 625 and 0% Ti^[43]; (b) IN 625 and 5% Ti^[43]

镍基高温合金 LDED 的另一核心问题则是如何通过成形工艺、后续热处理工艺及外场辅助等的调控,改善其微观偏析、细化组织、提升力学性能及其均匀性。表 3 总结了近年来 LDED 镍基高温合金及其复合材料的拉伸性能结果。Xiao 等^[49]采用低脉冲频率的准连续波 LDED 工艺制备获得了具有等轴枝晶及弥散均匀分布的富铌 Laves 相的宏微观组织。该组织对时效热处理表现出良好的响应,时效处理后可获得更高的硬度和更优异的室温拉伸性能,拉伸强度达到 1404 MPa、屈服强度达到 1121 MPa、延伸性达到 12.4%,优于 AMS 5662 IN 718 合金锻件技术标准。因此,提高凝固过程冷却速率,不仅可细化沉积态 IN 718 合金的晶粒组织及 Laves 相,消除各向异性,同时还可提升后续时效热处理的响应效果,避免高温固溶造成组织粗化,进而提升 LDED 制备 IN 718 合金的力学性能。Sui 等^[50]同样基于冷却速率调控思想建立了激光增材制造 IN 718 合金 Laves 相形貌选择图谱,通过理论计算得出,当冷却速率即温度梯度 G 与凝固

速率 R 的乘积 $G \cdot R$ 大于 $10^4 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$,同时温度梯度 G 与凝固速率 R 的比值 G/R 小于 $10^7 \text{ K} \cdot \text{s} \cdot \text{m}^{-2}$ 时,方可 IN 718 合金中获得弥散分布的细小颗粒状 Laves 相。该研究为调控 IN 718 合金中 Laves 相的形貌、尺寸及分布提供了理论依据,如图 6 所示。研究适配于 LDED 镍基高温合金的后续热处理工艺是消除脆性相、促进强化相析出、提升力学性能的最便捷最有效的手段。Hu 等^[51]研究了固溶、固溶结合时效和热等静压等 3 种热处理工艺对 LDED 制备 IN 625 合金微观组织演变及拉伸性能的影响,指出在高温固溶及热等静压热处理过程中,由于发生静态再结晶,初始柱状晶粒被等轴晶粒取代,Laves 相完全固溶至基体中,时效处理后形成纳米级 γ'' 相,抗拉强度及屈服强度提升的同时,延伸率降低。固溶结合时效热处理后,IN 625 合金室温抗拉强度达到 1056 MPa、屈服强度达到 741 MPa、延伸率达到 27%。热等静压处理后,IN 625 合金室温抗拉强度达到 957 MPa、屈服强度达到 468 MPa、延伸率达到 52%。LDED 制备 IN 718 合

表 3 LDED 镍基高温合金及其复合材料的力学性能

Table 3 Mechanical properties of nickel-based superalloys and its composites fabricated by LDED

Material	Condition	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Reference
IN 718	CW (as-built)	912.2	565.5	14.3	[49]
IN 718	QCW (as-built)	940.6	587.3	20.4	[49]
IN 718	CW (Aged)	1269.2	1062.3	6.5	[49]
IN 718	QCW (Aged)	1404.1	1120.6	12.4	[49]
IN 625	as-built	925±19	568±13	31±2	[51]
IN 625	ST	914±21	444±8	38±3	[51]
IN 625	SA	1056±31	741±15	27±2	[51]
IN 625	HIP	957±23	468±11	52±3	[51]
IN 718	Aged	1269	1121	15.4	[52]
IN 718	SA	1370	1160	22.2	[52]
IN 718	SA	1341	1185	19.1	[52]
HR-1	350 W (Aged)	1096±3	561±8	38±1	[53]
HR-1	750 W (Aged)	1049±3	524±3	41±1	[53]
HR-1	1070 W (Aged)	1045±3	511±11	41±1	[53]
HR-1	2000 W (Aged)	1060±3	540±4	39±1	[53]
HR-1	2620 W (Aged)	1042±3	523±5	39±0	[53]
GH4169	980SA	1361.3	1120.1	10.1	[55]
GH4169	1020SA	1523.4	1301.6	16.4	[55]
GH4169	1050SA	1447.6	1235.4	19.8	[55]
GH4169	1080SA	1362.1	1112.2	12.4	[55]
IN 625/TiB ₂	as-built	1020.9±11.2	714.6±14.6	19±2.5	[56]
IN 625/CNT	as-built	1005.55±11.1	695.11±14.72	21.44±2.8	[57]
IN 625/graphite	as-built	969.89±38	687.50±20	13.36±0.73	[57]
IN 625	as-built	879±12	592±13	37.5±2.9	[58]
IN 625-6.0%W	as-built	947±18	634±15	51.8±3.2	[58]
IN 625-9.5%W	as-built	1054±12	747±13	41.7±3.5	[58]
IN 625-13.0%W	as-built	1068±11	767±17	38.2±3.4	[58]
IN 625-16.5%W	as-built	1167±17	894±15	20.8±2.8	[58]

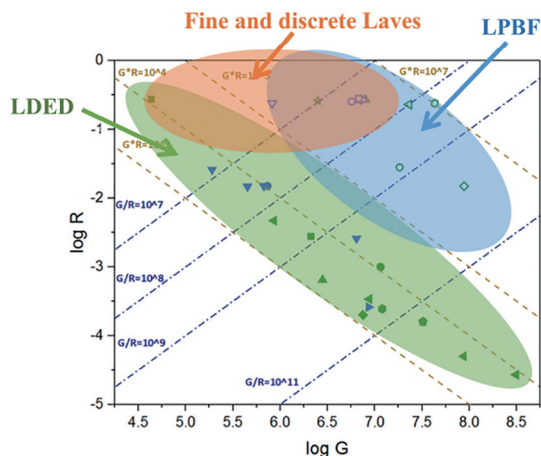
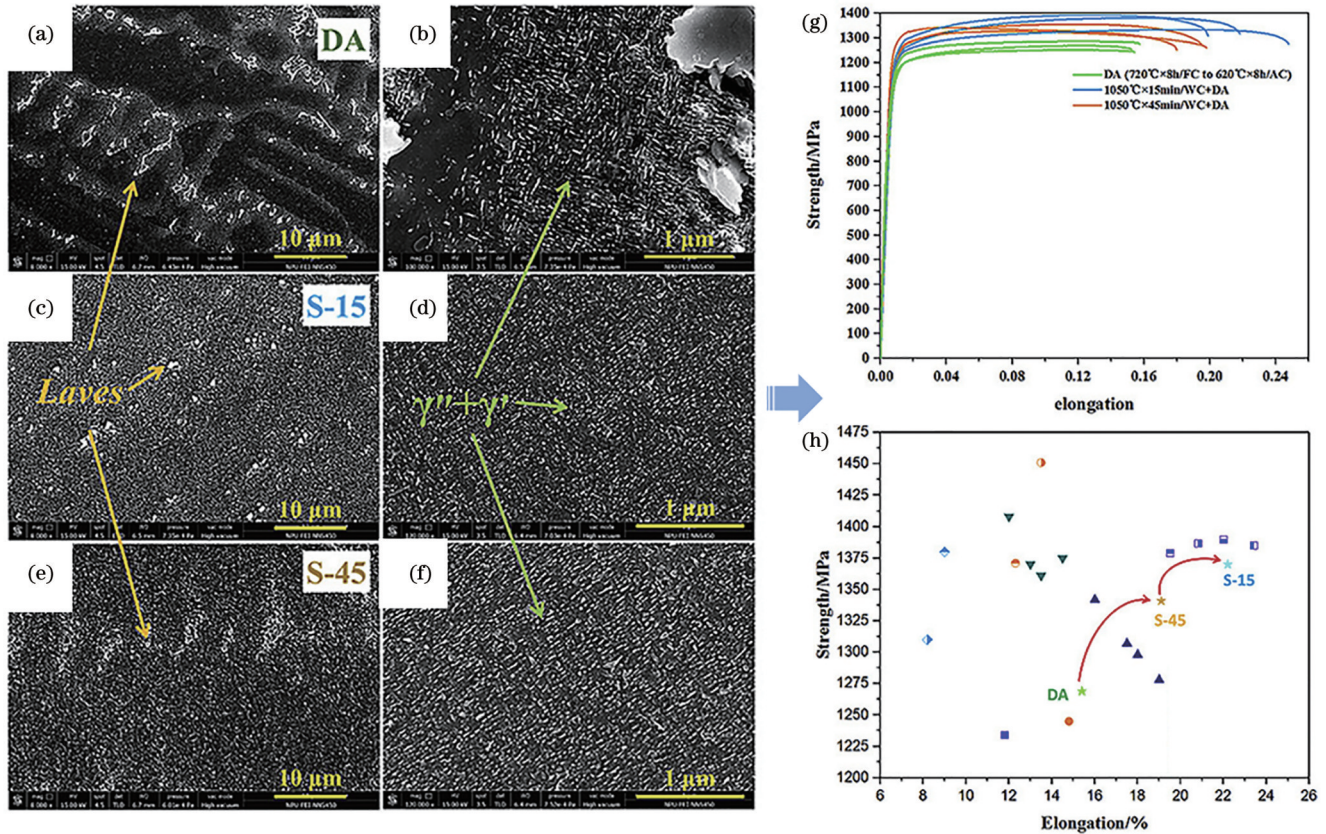


图 6 激光增材制备 IN 718 高温合金 Laves 相形貌选择图谱^[50]
 Fig. 6 Selection map of Laves phase morphology in IN 718 superalloy fabricated by laser additive manufacturing technology^[50]

金的力学性能与 Laves 相的形态和尺寸密切相关。Sui 等^[52]通过 3 种不同类型的热处理工艺在 LDED 制备的 IN 718 合金中获得了不同形貌和尺寸的 Laves 相,在此基础上,研究了 Laves 相对 IN 718 合金室温拉伸性能的影响,如图 7 所示。他们发现,一定含量弥散分布的细小颗粒状 Laves 相对室温拉伸性能的提升是有益的。通过建立的屈服强度模型,他们还指出, Laves 相通过影响 γ'' 相的体积分数、尺寸及分布实现对室温拉伸性能的影响。Soltani-Tehrani 等^[53]研究了热处理对 LDED 制备 HR-1 合金组织和室温拉伸性能的影响,发现由去应力、均匀化、固溶和时效组成的热处理工艺可彻底均匀化微观组织,产生相对均匀的等轴晶粒,并提高材料硬度。他们还指出,这种热处理工艺有效地减少了钛的偏析,防止了有害针状 η (Ni₃Ti) 相的析出,并使不同激光功率制备的 HR-1 合金具备



DA: 720 °C × 8 h / furnace cooling at 50 °C/h to 620 °C × 8 h / air cooling;

S-15: 1050 °C × 15 min / water cooling + DA;

S-45: 1050 °C × 45 min / water cooling + DA

图7 Laves相对LDED制备IN 718高温合金室温拉伸性能的影响。(a)(c)(e) Laves相形貌^[52]; (b)(d)(f) $\gamma'' + \gamma'$ 强化相形貌^[52]; (g)(h) 3种类型试样的室温拉伸性能^[52]

Fig. 7 The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of IN 718 superalloy fabricated by LDED. (a)(c)(e) Morphology of Laves phase^[52]; (b)(d)(f) morphology of $\gamma'' + \gamma'$ strengthening phase^[52]; (g)(h) the room temperature tensile properties of the three kinds of samples^[52]

几乎相同的室温拉伸性能。Wang等^[54]基于超声振动在材料熔化和凝固过程中的作用,开发了超声振动辅助LDED工艺,并研究了超声频率对LDED制备IN 718合金微观结构和性能的影响。随着超声频率由0 kHz增加至41 kHz,晶粒尺寸由接近15 μm减小至不足5 μm, Laves相由长条状转变为细小颗粒状,显微硬度由236.1 HV_{1.0}增加至280.6 HV_{1.0}。席明哲等^[55]采用研发的连续点式锻压LDED工艺配合固溶时效热处理制备获得了具有均细等轴晶及优异室温拉伸性能的GH4169合金,室温抗拉强度、屈服强度及延伸率分别达到了1523.4 MPa、1301.6 MPa及16.4%,显著优于锻件技术标准Q/3B 548-1996。连续点式锻压引入的畸变能使得后续高温固溶热处理过程晶粒均细化是性能提升的主要原因。可以看到,调控成形工艺、施加后续热处理、外加能量场/强制冷却场、引入塑性变形等是当前工艺端调控LDED制备镍基高温合金组织性能的主要手段,且成形工艺及后续热处理的调控更为便捷高效。

随着新型航天装备对构件服役温度等需求的进一

步提升,迫切需要设计开发耐热1000 °C以上的新型高温结构材料。添加陶瓷增强颗粒是当前从材料端实现LDED制备镍基高温合金组织均细化、提升高温力学性能的主要手段。Zhang等^[56]采用LDED工艺制备了具有优异拉伸性能的IN 625/TiB₂复合材料,室温抗拉强度、屈服强度及延伸率分别达到了1020 MPa、714 MPa、19%,力学性能的提升可归因于纳米TiB₂颗粒增强了晶界。此外,他们^[57]还研究了碳纳米管和石墨添加对LDED制备IN 625合金显微组织及拉伸性能的影响,发现添加质量分数为0.25%的碳纳米管可以显著增加LDED制备的IN 625合金的室温拉伸强度及延伸率,抗拉强度、屈服强度及延伸率相比IN 625合金分别提升了20%、31%、34%,达到1005.55 MPa、695.11 MPa、21.44%,这源于晶粒细化及晶界钉扎强化。添加石墨会导致碳含量增加,因此,拉伸强度提升的同时延伸率降低,室温抗拉强度、屈服强度分别提升了15%、29%,而延伸率降低了17%。遗憾的是,上述研究未涉及室温拉伸性能各向异性及高温性能研究。Song等^[58]采用LDED工艺制备了不同钨含量

的 IN 625 合金,并研究了钨添加对 IN 625 合金微观组织和拉伸性能的影响。他们发现,适量添加钨可以减小晶粒尺寸、增加几何必需位错及纳米堆垛层错密度、增加 Laves 相颗粒的体积分数,提高 IN 625-xW 合金的强度和塑性。随着钨的质量分数由 0% 增加至 16.5%,IN 625-xW 合金延伸率先增加后降低,而拉伸强度则单调增加,主要的强化机制是固溶强化、位错强化及析出强化。

设计开发适配于 LDED 工艺的耐热 1000 °C 以上的新型镍基高温合金及其复合材料与难熔高熵合金^[2],将是未来一段时间内高温合金 LDED 研究的重点和热点,以解决新型航天装备耐高温大型复杂构件高性能净成形的瓶颈性难题。

3 工艺研发进展

当前,铝合金、钛合金、镍基高温合金及其复合材料等航天结构主体材料的 LDED 成形工艺已取得较大突破,并实现了工程结构或样件的研制及应用。然而,随着工业化应用的推进,LDED 金属材料缺陷难控、组织不均、强韧性不足等共性技术瓶颈愈发凸显。从材料端研发适配于 LDED 工艺的新型合金及其复合材料是解决瓶颈的可行方案。与此同时,国内外学者也研发了高频超声振动及原位轧制复合 LDED 等高性能制造新工艺,以解决缺陷控制、性能均匀性及强韧性提升等瓶颈。同时,当前大型构件

LDED 也普遍存在有效沉积效率低、成形表面精度差、几乎所有表面都需要后续加工等发展瓶颈。研发高效率、高精度制造工艺也已成为 LDED 技术发展的重要方向。

3.1 高性能 LDED 工艺

在 LDED 中引入声场、变形场、磁场等外场,研发场辅助 LDED 工艺^[59],可改善材料可打印性及致密度,调控熔池凝固行为及微观组织,减缓性能各向异性,提升综合性能,实现高性能制造,是 LDED 工艺发展的主要方向之一。

在声场辅助 LDED 中,超声振动引入的声能与增材制造过程相结合,形成声流和空化效应,以控制熔化和凝固过程,从而调控沉积材料的微观组织和力学性能。根据声场源配置位置的不同,声场辅助 LDED 技术可分为两种类型,一种是基体超声振动辅助 LDED^[36,60],另一种是同步移动超声振动辅助 LDED^[61],如图 8 所示。前者超声振动位于基体的底部,声能直接传递至基体,其优势是超声振动设置简单、易于使用,且与熔池不接触。但是,超声强度会随着沉积高度的增加而显著降低,因此,该技术不适合制造高的部件。后者超声振动头与激光束同步移动,其优势是沉积过程超声强度保持不变、不会发生衰减,适于制造大尺寸部件。但是由于超声振动头与沉积材料之间直接接触,O、C 等间隙元素污染是该技术关注的主要问题。

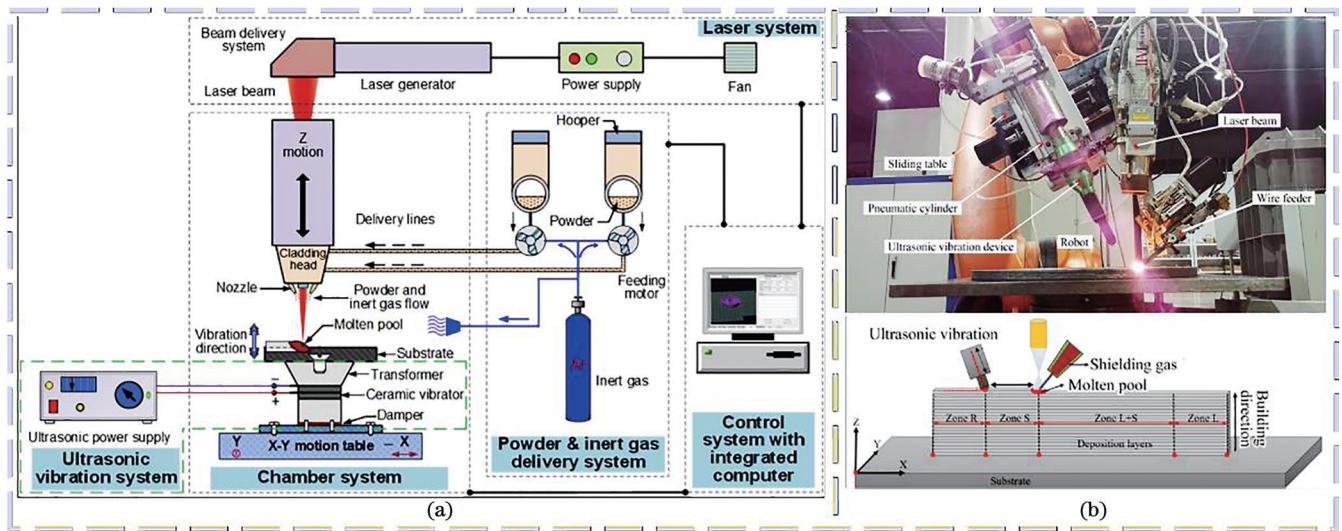


图 8 超声振动辅助 LDED 工艺。(a) 基体超声振动辅助 LDED^[36,60]; (b) 同步移动超声振动辅助 LDED^[61]

Fig. 8 LDED processes with the auxiliary acoustic field. (a) Substrate ultrasonic vibration-assisted LDED^[36,60]; (b) moving ultrasonic vibration-assisted LDED^[61]

声场的引入能够诱导产生声流和搅拌效应,加快熔池流动,使熔池温度场分布更加均匀,从而抑制微气孔及微裂纹的形成。Ning 等^[60]指出超声振动的引入将 LDED 制备 IN 718 合金的孔隙率由最大 0.88% 降低至 0.09%。超声振动也被证明具有提高金属基复合材料相对密度的能力,通过超声振动,LDED 制备的

Ti/TiB 复合材料中的大尺寸气孔数量显著降低^[62]。另一方面,声场的引入会通过超声空化和声流效应,促进凝固过程晶粒形核和细化,改善各向异性,提升力学性能。Wang 等^[54]研究了超声振动对 LDED 制备的 IN 718 合金微观组织及性能的影响,在超声振动的作用下,胞晶显著细化,晶粒尺寸减小近 70%,Laves 相

由长条状转变为球形颗粒,材料的硬度及耐磨性也随之增加。Todaro 等^[36]在 TC4 钛合金 LDED 过程应用了高频超声振动,实现初生 β 晶粒及 α 板条均细化的同时,避免了 $\langle 001 \rangle$ 织构。这可归因于超声振动辅助 LDED 引起的高形核率和枝晶尖端的碎裂。在高频超声振动作用下,材料室温抗拉强度及屈服强度提升了 12%,而延伸率没有明显衰减。在超声振动的辅助下,增强颗粒在金属基复合材料中的分散可以更加均匀。Ning 等^[62]在 Ti/TiB 复合材料的 LDED 中采用了辅助超声振动,证实了超声振动的应用有效地促进了 TiB 晶须的分散,由于增强材料的分散更加均匀及晶粒细化,Ti/TiB 复合材料的硬度随之增加。

根据机械变形装置的不同,变形场辅助 LDED 可分为 3 类,即轧制、机械锤击和激光冲击强化^[59],如图 9 所示。轧制辅助 LDED 主要采用的是原位轧制^[63-64],即轧辊与激光束保持一定距离,并跟随激光束对已沉积材料进行同步轧制,此时轧制材料处于半固态,因此所需轧辊尺寸及轧制力较小。Li 等^[64]通过原位轧制与 LDED 相结合实现了 IN 718 合金晶粒及 Laves 相的细化。室温及 650 °C 高温拉伸试验结果表明,原位轧制 IN 718 合金室温及高温拉伸屈服强度提升超 60%,抗拉强度提升超过 200 MPa,原位轧制诱导晶粒细化及高的位错密度是强度提升的主要机制。机械锤击辅助 LDED 主要采用的是层间机械锤击^[65],即激光束与机械锤交替工作,完成各层的 LDED 及锤击。Zhou

等^[65]研究发现,引入层间锤击后,在 LDED 制备的 IN 718 合金中获得了粗晶粒、细晶粒交替分布的异质结构组织,经过层间锤击及再溶解后,Laves 相的尺寸减小、含量降低,促进了后续热循环作用下 γ'' 相的析出强化,因此,在位错强化、固溶强化的协同作用下,合金垂直于沉积方向室温抗拉强度及屈服强度提升近 300 MPa,平行于沉积方向强度提升超 60 MPa,晶粒细化及异质结构组织使合金塑性提升超 20%。在激光冲击强化辅助 LDED 中,激光冲击波一般与激光束保持一定距离,并跟随激光束同步运动冲击强化材料,改变残余应力分布、降低孔隙率、细化组织、提升性能^[59]。Zhou 等^[66]通过引入原位激光冲击强化解了 LDED 制备的 AlSi10Mg 合金强度与延展性的权衡问题,在晶粒细化、位错强化及残余压应力的综合作用下实现了强度和延展性的良好组合,室温抗拉强度、屈服强度及延伸率分别达到了 423 MPa、209 MPa、6.40%,相比 LDED 制备的 AlSi10Mg 合金,抗拉强度、屈服强度及延伸率分别提高了 33.4%、29.8% 和 16.8%。此外,层间轧制、原位机械锤击等变形手段虽然尚未集成至 LDED 工艺中,但已被应用至电弧定向能量沉积 (ADED) 工艺中,实现了 2319、5087 等铝合金及 TC4 等钛合金材料孔隙率的降低、组织的细化及强韧性的协同提升^[59]。这些方法同样适用于 LDED 工艺。层间轧制通过激光束轧辊交替工作,先后完成每一层的 LDED 及轧制。相比原位轧制,层间轧制所需轧辊尺

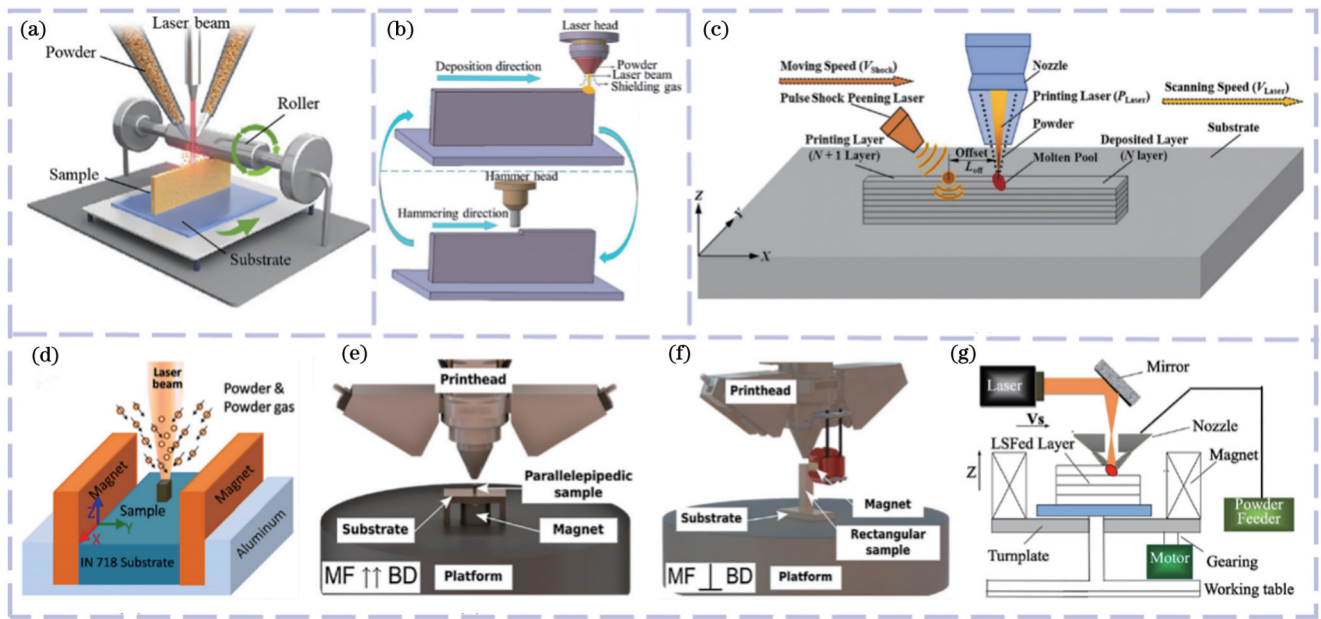


图 9 变形场及磁场辅助 LDED 工艺。(a)原位轧制辅助 LDED^[63-64]; (b)层间机械锤击辅助 LDED^[65]; (c)激光冲击强化辅助 LDED^[66]; (d)水平静态磁场辅助 LDED^[67]; (e)竖直静态磁场辅助 LDED^[69]; (f)水平动态磁场辅助 LDED^[69]; (g)电磁搅拌辅助 LDED^[70]

Fig. 9 LDED processes with the auxiliary deformation field or magnetic field. (a) In-situ rolling assisted LDED^[63-64]; (b) interlayer machine hammer peening assisted LDED^[65]; (c) laser shock peening assisted LDED^[66]; (d) horizontal static magnetic field assisted LDED^[67]; (e) vertical static magnetic field assisted LDED^[69]; (f) horizontal dynamic magnetic field assisted LDED^[69]; (g) electromagnetic stirring assisted LDED^[70]

寸及轧制力更大。原位机械锤击辅助 LDED 过程中,机械锤跟随激光束同步运动,对处于半固态的沉积材料进行同步机械锤击。相比层间机械锤击,原位机械锤击所需锤击力更小,制造效率及灵活性更高。

磁场的引入同样可以抑制缺陷、改善组织性能均匀性。在 LDED 过程中,可以将磁体组装至基体侧面^[67-68]或下方^[69],也可以将其安装至喷嘴实现磁场随喷嘴同步移动^[69],同时还可以将其设置在可转动的转盘上实现电磁搅拌^[70]。Zhao 等^[68]指出,在 LDED 成形 TC4 钛合金中引入最大磁场强度为 0.55 T 的横向静态磁场可细化初生 β 晶粒,使其由强的 $\langle 001 \rangle$ 取向转变为弱的 $\langle 110 \rangle$ 取向,并获得不连续的晶界 α 相,进而提升纵向至室温拉伸塑性,降低拉伸性能各向异性。Liu 等^[70]研究发现,外加电磁搅拌可以改善 LDED 制备 IN 718 合金的微观组织,使 Laves 相由长条状转变为球形颗粒,并降低其含量。此外,外加电磁搅拌也会使残余应力的分布更加均匀,有助于再结晶后的晶粒均细化。微观组织的改善使热处理态 IN 718 合金的室温高周疲劳寿命提升了近一个数量级。

3.2 高效率 LDED 工艺

常规 LDED 工艺有效沉积效率不足 $100 \text{ cm}^3/\text{h}$ ^[71],随着新型航天装备日益大型化、整体化,现有沉积效率越来越难以满足大型构件高效率制造需求。实现高效率制造:一方面,需要同时增加质量输入和能量输入,而能量输入和质量输入的增加主要通过增加激光功率和送粉速率实现,送粉速率的增加是为了增加熔池捕获粉末的数量,这需要通过增加激光功率和激光光斑尺寸保证^[71];另一方面,需要多机协同式增材制造,而多机协同并行制造则需要多机协同成形、在线检测与控制等软硬件的支撑。因此,高效率 LDED 工艺的实

现对装备软硬件提出了更高的要求。

近年来,围绕如何提升 LDED 工艺的有效沉积效率,国内外研究机构、研究人员陆续研发了多种类型的 LDED 加工头及高沉积效率 LDED 工艺,如图 10 所示。首都航天机械有限公司联合南京中科煜宸激光技术有限公司研发了适用于万瓦级功率 LDED 成形的同轴四路送粉加工头,并开发了适用于钛合金材料的万瓦级功率 LDED 工艺^[31],将 LDED 工艺的有效沉积效率提升至 $200 \text{ cm}^3/\text{h}$ 。北京煜鼎增材制造研究院有限公司提出并设计了一种高效 LDED 增材制造加工头^[72],采用中央送粉、多路激光束侧向入射的方式,能够大大提高熔池得粉率,提高成形精度和表面光洁度,通过多台低功率设备即可实现高功率制造,大大降低设备成本,可实现 30 kg/h 或更高的成形效率。2018 年,弗劳恩霍夫激光技术研究所的研究人员研发了一种超高速激光材料沉积工艺 EHLA^[73]。该工艺通过同时提高送粉速率及扫描速度来提高沉积效率,送粉速率最大可超 1.5 kg/h ,扫描速度最快可超 25 m/min ,镀硬铬最大沉积效率可达 $224 \text{ cm}^3/\text{h}$ 。该工艺热输入低,热影响区厚度仅为 $5\sim 10 \mu\text{m}$,熔池薄而浅,表面粗糙度仅为传统 LDED 工艺的 $1/10$ 。因此,这是一种兼具高效率与高精度的 LDED 工艺。然而,由于极高的扫描速度只能通过旋转基体来实现。因此,该技术仅作为涂层技术是有益的。值得兴奋的是,2021 年,弗劳恩霍夫激光技术研究所的研究人员实现了三维 EHLA^[74],这是 EHLA 技术从二维镀层到三维沉积的升级。其采用了类似于磁悬浮列车的运动机制,涉及一种补偿惯性力的特殊结构。这使得成型平台能够快速精确地运动而不会产生明显的振动。目前,该系统可以以 50 m/min 的最大速度加工重达 25 kg 的部件,同时可实现 $100 \mu\text{m}$ 的极高精度,沉积效率高达 $532 \text{ cm}^3/\text{h}$ 。

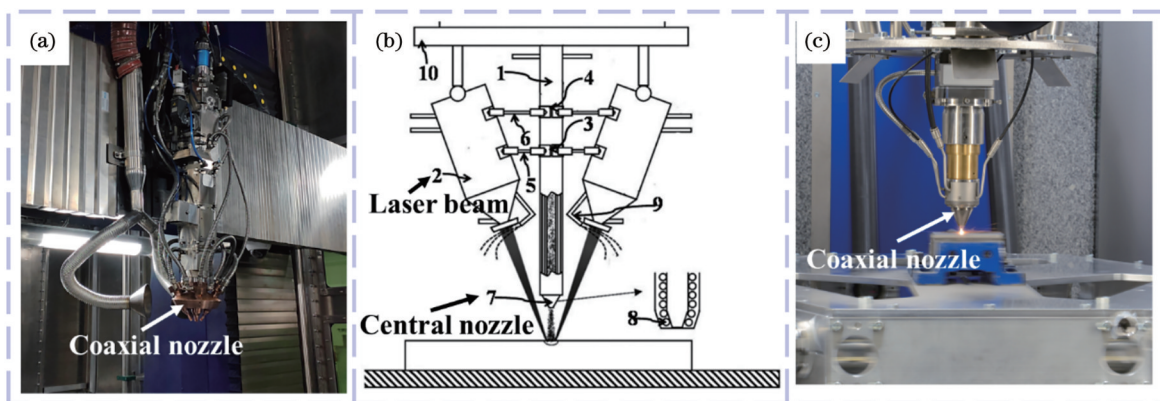


图 10 高效率 LDED 加工头。(a) 万瓦功率四路送粉 LDED 加工头^[31];(b) 中央送粉、多路激光侧向入射式高沉积效率 LDED 加工头^[72];(c) 超高速 LDED 加工头^[74]

Fig. 10 High efficiency LDED processing head. (a) A LDED processing head adapted to 10000 watts of power equipped with four powder feeding channels^[31]; (b) a LDED processing head with high deposition efficiency using central powder feeding and multiple laser lateral incidence^[72]; (c) an ultra-high speed LDED processing head^[74]

在多机协同 LDED 工艺及装备研发方面,南京中科煜宸激光技术有限公司研发了双光束双龙门对称结构大型 LDED 装备,并配套开发了系列化软硬件及成形工艺,将 LDED 有效沉积效率提升至 $250 \text{ cm}^3/\text{h}$ 。北京航空航天大学王华明院士团队^[75]提出了机械系统“外置式”装备成形腔、柔性高效抽排真空等装备创新方案,研发了多路沉积“桥式”大型 LDED 装备,装备机械运动轴全悬挂、可扩展、结构紧凑、制造成本低,可扩展最新型 LDED 装备最大可成型尺寸达到 $7 \text{ m} \times 5 \text{ m} \times 3 \text{ m}$,钛合金有效沉积效率提升至 $2 \text{ kg}/\text{h}$ 。

3.3 高精度 LDED 工艺

常规 LDED 工艺成形表面质量差,构件几乎所有表面都需要进行后续加工。一方面,复杂构件后续加工难度大,一些复杂构型甚至无法加工,这严重限制了该技术的应用范围,使其无法应用于更复杂构件的成形;另一方面,较多的后续加工也造成了制造周期及生产成本的增加,降低了产品及装备迭代速度。因此,常规 LDED 由于表面质量差需要后续加工,这使得其固有的制造效率高、响应迭代速度快、生产成本低等技术优势正在丧失。

为了解决上述瓶颈,在不明显降低沉积效率的前提下提升成形表面质量,国内外研究机构、研究人员重点围绕高精度送粉喷嘴及 LDED 加工头研发开展了相关研究工作。法国 AddUp 公司研发了一种双气流约束同轴双路送粉喷嘴,并集成至 LDED 加工头。通过在粉路内侧增加气流约束,改善了粉末汇

聚性,在空间长程内实现了粉末汇聚得直、挺、细,从而实现了更好的熔池控制,减少了粉末粘附,获得了更高的表面光洁度。目前,该公司已将该型喷嘴及加工头配备至最新研发的 MAGIC 800 型 LDED 装备中,成型构件的表面粗糙度达到了与 LPBF 技术相当的水平。美国 RPM Innovations 公司研发了一种适配于 3 kW 红外连续波高斯分布激光器的集成同轴三路送粉喷嘴的加工头^[76-77],配备至其 RPMI 系列化 LDED 装备中,并与 NASA 联合开发了 HR-1 高温合金^[13,76-77]、6061-RAM2 铝基复材^[14]等多种新型材料的高精度 LDED 工艺,多种材料成形表面粗糙度均达到了与 LPBF 技术相当的水平。针对常规 LDED 工艺光粉耦合不精准、粉末利用率低、加工精度低等不足,苏州大学石世宏教授团队^[78-79]提出了“光包粉”式激光粉末耦合新原理,并基于此研发了 $2 \sim 8 \text{ kW}$ 功率系列化激光内送粉定向能量沉积加工头,实现了成形精度及沉积效率的同步提升,如图 11 所示。以 4 kW 功率激光内送粉定向能量沉积加工头为例,在满足成形表面质量与 LPBF 技术相当条件下,沉积效率可达到近 $150 \text{ cm}^3/\text{h}$,实现了高表面质量与高沉积效率的兼顾。弗劳恩霍夫激光技术研究所研发的三维 EHLA 技术^[74]同样实现了 $100 \mu\text{m}$ 的极高制造精度与高达 $532 \text{ cm}^3/\text{h}$ 的沉积效率的兼顾,不过其基于的原理仍是“粉包光”式光粉耦合,但其改进了粉末熔化位置,粉末在进入熔池之前发生熔化,而后达到基体表面。

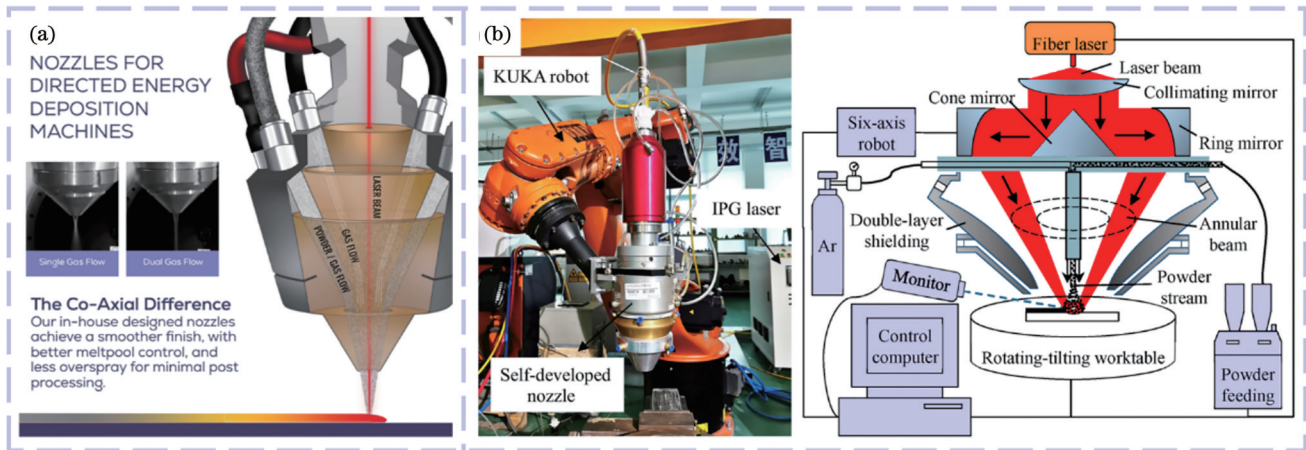


图 11 高精度送粉喷嘴。(a)双气流约束同轴双路送粉喷嘴;(b)激光内送粉喷嘴^[78-79]

Fig. 11 High-precision powder feeding nozzle. (a) A dual-airflow constrained coaxial dual-path powder feeding nozzle; (b) an inside-laser powder feeding nozzle^[78-79]

此外,在 LDED 工艺中集成数控加工减材制造,实现增减材复合制造,也是提高制造精度及效率、解决复杂构件后续加工难度大等问题的有效手段。增减材复合制造的实现离不开装备及工艺的支撑。德国 DMG MORI 公司在近 5 年内先后推出了 4 款 LASERTEC 系列融合 LDED 与五轴机床的增减材复合制造装备,装备最大加工尺寸不断增大、制造效率不

断提升、功能持续完善,LASERTEC 3000 DED hybrid 及 LASERTEC 6600 DED hybrid 两型增减材复合制造装备最大加工尺寸已达 $\Phi 670 \text{ mm} \times 932 \text{ mm}$ (B 轴为 180° 时)、 $\Phi 400 \text{ mm} \times 1321 \text{ mm}$ (B 轴为 90° 时)、 $\Phi 1010 \text{ mm} \times 3702 \text{ mm}$,并具备了熔池尺寸及温度监控与反馈控制、LDED 加工头与熔池之间工作距离监控及自动粉末校准等工艺监测和自适应工艺控制功能。

日本 Mazak 公司也推出了 INTEGREX i-200S AM、INTEGREX i-400S AM 等融合 LDED 与五轴加工中心的增减材复合制造机床,增材过程根据成形材料种类、结构及成形精度等需求通过高速、高精度两个 LDED 加工头的配合实现,减材过程则由五轴车铣复合加工实现。Feldhausen 等^[80]采用日本 Mazak 公司 VC-500A/5X AM HWD 型激光热丝定向能量沉积/铣削增减材复合制造装备研究了增减材复合制造对 316L 不锈钢六边形结构组织和力学性能的影响,指出复合制造不会影响制造部件的材料微观结构。与增材制造六边形结构相比,增减材复合制造六边形结构的平均相对孔隙率降低了 83%、平均相对断裂延伸率提高了 71%。此外,增减材复合制造将六边形结构总制造周期缩短了 68%。华南理工大学杨永强教授团队自主研发了双机器人 LDED/铣削增减材复合制造系统,该系统在两台 ABB 机器人上分别集成了 LDED 成形模块及高速铣削加工模块,通过 PLC 控制实现两台机器人联动成形与加工。基于该增减材复合制造系统,蔡子豪等^[81]开发了 316L 不锈钢增材成形及减材加工工艺,并研究了两种工艺策略对增减材复合制造 316L 不锈钢表面质量和室温拉伸性能的影响,发现先增材后减材和增减材交替成形两种工艺策略制造的 316L 不锈钢的室温拉伸性能相当,增减材交替工艺策略对材料成形性能没有消极影响,并可实现内部结构复杂的 316L 不锈钢零件的成形及加工。上述研究为增减材复合制造工艺的工业应用奠定了技术基础,并验证了其工业应用的可行性。

4 大型金属构件 LDED 制造及应用

大型化、整体化、多材料复合化等已成为航天装备结构的重要发展趋势^[1-3]。LDED 技术成形效率高、材料送进方式灵活、成形自由度高,可解决传统制造工艺在制造大型金属构件时面临的制造工序多、工艺复杂、

机械加工余量大、材料利用率低等诸多瓶颈^[2-10]。随着铝合金、钛合金、镍基高温合金及其复合材料等航天装备结构主体材料 LDED 工艺的成熟稳定,以及高性能、高效率、高精度等新型工艺的开发,LDED 技术已在运载火箭及载人飞船主承力构件^[2]、火箭发动机铜合金/高温合金异质合金燃烧室^[9,11-12],以及集成复杂流道的整体化喷管^[13-14]等航天产品领域实现牵引性应用。

4.1 集中承载主承力构件高性能制造

运载火箭捆绑接头、载人飞船返回舱大底框架等主承力构件多为大型钛合金构件,该类构件飞行过程中承载极为严苛,以长五系列火箭捆绑接头为例,其主要作用是将助推器发动机产生的巨大推力传递至芯级,飞行过程中集中承载近 300 t^[82],同时伴有高温冲击及振动等。因此,对构件性能、均匀性、内部质量及制造可靠性要求极高。当前已突破多种钛合金材料的 LDED 工艺,但由基础成形工艺突破至实现大尺寸构件制造及工程应用仍面临应力及变形开裂控制、内部质量及组织性能均匀性控制等难题。

北京航空航天大学王华明院士团队^[3-4,75]率先突破了飞机大型整体钛合金结构件 LDED 制造“变形开裂”预防和“内部质量”控制等关键技术,实现了多型飞机大型钛合金结构件的研制及应用。相关技术也应用至新一代载人飞船返回舱大底框架的研制中,并于 2020 年随长五 B 遥一火箭首飞及新一代载人飞船试验船返回舱返回通过飞行试验考核,全面验证了 LDED 工艺的可靠性。近年来,首都航天机械有限公司采用多尺度计算结合工程样件研制的方法研究并发现了大型钛合金构件 LDED 过程残余应力稳定循环-突增、非线性循环-线性循环三阶段类疲劳加载模式,该发现更新了应力累积达到屈服强度导致材料发生塑性变形进而持续增加达到抗拉强度引发宏观开裂的固有认知,揭示了大型钛合金构件 LDED 过程发生开裂

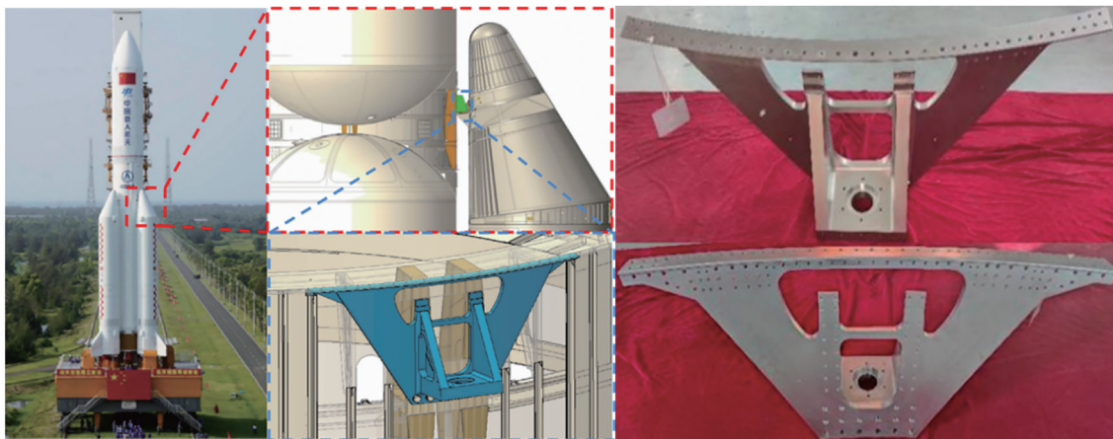


图 12 首都航天机械有限公司采用 LDED 技术制备的长五系列火箭捆绑接头

Fig. 12 Long March 5-series rockets booster attachment bracket manufactured by Capital Aerospace Machinery Co., Ltd. using LDED technology

是残余应力、缺陷、组织及结构特征综合作用的结果。据此他们从降低应力累积、避免高应力区出现较大尺寸孔隙类缺陷、控制微观组织形貌及规避结构性应力集中等维度提出了离散沉积耦合分段热处理^[83]、原位再结晶去应力^[84]及组织形貌精准控制^[85]等开裂控制方法,并应用其实现了以长五系列火箭捆绑接头为代表的多型航天装备集中承载主承力大型钛合金构件的低应力高可靠制造。他们同时解决了 LDED 钛合金固有的性能各向异性问题及不同结构特征的热历程差异导致的大型构件性能差异性^[2,86]。截至目前,公司已实现 10 余型航天装备大型钛合金构件的 LDED 制造及应用,以长五系列火箭捆绑接头最具代表性,该产品是目前国际宇航领域通过飞行考核并稳定服役的承载载荷最大的主承力构件,依托性能提升关键技术突破,实现单发火箭减重 200 kg,提升了火箭的运载能力。

4.2 异质合金一体化结构整体化制造

火箭发动机燃烧室、新型航天装备栅格舵等构件多采用异质合金一体化结构。以火箭发动机燃烧室为例,其一般采用铜合金/高温合金复合结构,以兼顾铜合金高的导热性及高温合金高的高温强度。压力加工、粉末冶金、铸造、焊接、喷涂、化学气相沉积、自蔓延合成等传统制造工艺在制备多金属复合结构时难以获得复杂的造型及灵活的材料布局,且制造过程繁琐^[87]。增材制造技术由于其高的制造柔性及复杂构件成形能力使得其在制备异种金属整体构件方面潜力巨大,能够充分发挥多材料布局带来的性能及多功能优势。

当前,国内外航天制造企业主要采用多材料布局、多增材制造工艺融合的制造策略解决铜合金/高温合金等异质合金燃烧室的整体化增材制造难题,即通过 LPBF 技术制备铜合金内壁,在此基础上,通过多种热

源定向能量沉积技术制造高温合金外壁^[2,9,11-12]。通过 LPBF 技术可以制备获得具有优异表面质量的含冷却流道铜合金内壁,通过以 LDED 为主的定向能量沉积工艺可以解决异质合金界面有效熔合的问题。然而,铜合金、高温合金热物理性能等材料特性差异大,双合金复合结构制备过程中仍然面临材料互融困难、界面缺陷难抑制、高能激光热输入与材料物理特性差异易导致构件变形失控等难题。

针对液体火箭发动机燃烧室低成本、整体化制造需求,美国 NASA 在国际上率先开展了铜合金/高温合金双合金复合结构燃烧室增材制造研究,通过 LPBF 技术制备 GRCop-42、GRCop-84 等含冷却流道铜合金内壁,随后采用以 LDED 为主的定向能量沉积工艺制备 IN 625、IN 718、HR-1 等高温合金外壁^[2,9,11-12],如图 13 所示。采用该制造策略,他们研制了多种铜合金/高温合金材料组合双金属复合结构燃烧室,推力范围涵盖 2000~30000 磅,并通过了不同推进剂组合、不同工况条件下的热试车考核,推力单位为磅力(lbf),1 磅力(lbf)=4.45 牛(N)。相比分体制造再连接等传统制造工艺,通过融合 LPBF 与定向能量沉积技术,实现铜合金/高温合金异质合金燃烧室生产周期缩短约 70%、制造成本降低约 60%。近年来,首都航天机械有限公司、西安航天发动机有限公司等国内液体火箭发动机主要研制单位也在加快开展铜合金/高强度钢、铜合金/高温合金等异质合金整体化增材制造工程技术研发,并推进其在液体火箭发动机燃烧室研制中的应用^[2]。西安航天发动机有限公司^[88]采用在 QCr0.8 铜合金与 S06 高强度钢之间添加 IN 718 高温合金过渡层的方法解决了 QCr0.8 铜合金/S06 高强度钢材料互溶及界面缺陷抑制等问题,制备的含 IN 718 高温合金过渡层



图 13 NASA 液体火箭发动机铜合金/高温合金双金属燃烧室制造工艺的发展及变革^[2,9,11-12]

Fig. 13 Development and innovation in manufacturing process of copper alloy/superalloy bimetal combustion chamber for NASA liquid rocket engines^[2,9,11-12]

的 QCr0.8 铜合金/S06 高强钢异质合金纵向室温拉伸强度达到了 LPBF 技术制备的 QCr0.8 铜合金基体的近 80%。首都航天机械有限公司针对多型液体火箭发动机 CuCrZr 铜合金/IN 718 高温合金双合金燃烧室整体化制造需求,开展了 CuCrZr 铜合金基体 LDED 制备 IN 718 高温合金工艺研究,解决了界面缺陷抑制、热影响区控制等问题,在未添加中间过渡层的情况下,实现了全致密 CuCrZr 铜合金/IN 718 高温合金双合金的制备,制备的双合金室温拉伸强度稳定达到铜合金基体的 85% 以上。同时开发了低热输入随机扫描层间控温新工艺,将 CuCrZr 铜合金/IN 718 高温合金双合金燃烧室的轴向变形量控制在 5 mm 以内。

4.3 整体化结构高精度制造

火箭发动机喷管、低温推进剂贮箱等构件多采用集成复杂流道的整体化结构,传统制造工艺难以实现其整体化制造。以氢氧发动机喷管为例,现有制造方案由数百根变截面空间螺旋方管焊接而成,面临管束生产流程复杂、制造效率低,数百根方管装配焊接质量一致性难控等诸多瓶颈。增材制造技术由于其高的制造柔性及复杂构件成形能力使得其在制备此类整体化构件方面优势巨大。虽然激光、电子束粉末床熔融技术可获得高的表面光洁度,以满足内部集成流道表面质量需求,但粉末床熔融技术可成形构件尺寸受限于装备成形幅面及空间,目前成熟工业化应用的粉末床熔融设备最大成形尺寸不足 $1.5\text{ m} \times 1.5\text{ m} \times 1.5\text{ m}$,显然难以满足发动机喷管、低温推进剂贮箱等动辄达数

米级尺寸的成形需求。LDED 技术沉积效率高、可成形构件尺寸不受装备成形空间限制、可扩展、可满足数米及 10 m 级以上超大尺寸的成形需求,但是该技术成形表面质量差,难以满足内流道表面光洁度需求。不过,近年来,以德国弗劳恩霍夫激光技术研究所、法国 AddUp 公司、美国 NASA 及 RPM Innovations 公司为代表的研究机构陆续开发了高精度 LDED 工艺,在不牺牲沉积制造效率的同时,大幅提升了成型构件表面质量,这为集成复杂流道的大型整体化结构高精度高效率制造提供了全新途径。

在过去 10 年间,美国 NASA 联合 RPM Innovations 公司等合作伙伴^[13]开发了高精度送粉喷嘴及 LDED 工艺,系统研究了 HR-1 耐氢高温合金高精度 LDED 基础工艺、缺陷组织及性能控制、流道结构成型精度控制及后处理等工艺技术,使该技术兼具高的成形精度与沉积效率,研制了多型发动机集成复杂流道结构整体化喷管,并通过了多种实际液氢环境下的热火测试,如图 14 所示。截至 2022 年 9 月,NASA 已经对采用高精度 LDED 工艺制造的 6 个 HR-1 耐氢高温合金发动机喷管进行了热火测试,累计启动次数达到 290 次,总持续时间达到 9164 s。NASA 及其合作伙伴的研究推动了该技术逐渐走向成熟化,但 NASA 认为仍需要开展更多研究工作,以进一步提升成型构件表面质量。最近,NASA 联合 Elementum 3D 公司^[14]研发了一种适配于高精度 LDED 工艺的新型铝基复合材料 6061-RAM2,该材料是一种在 6061 铝合金粉末中添加特

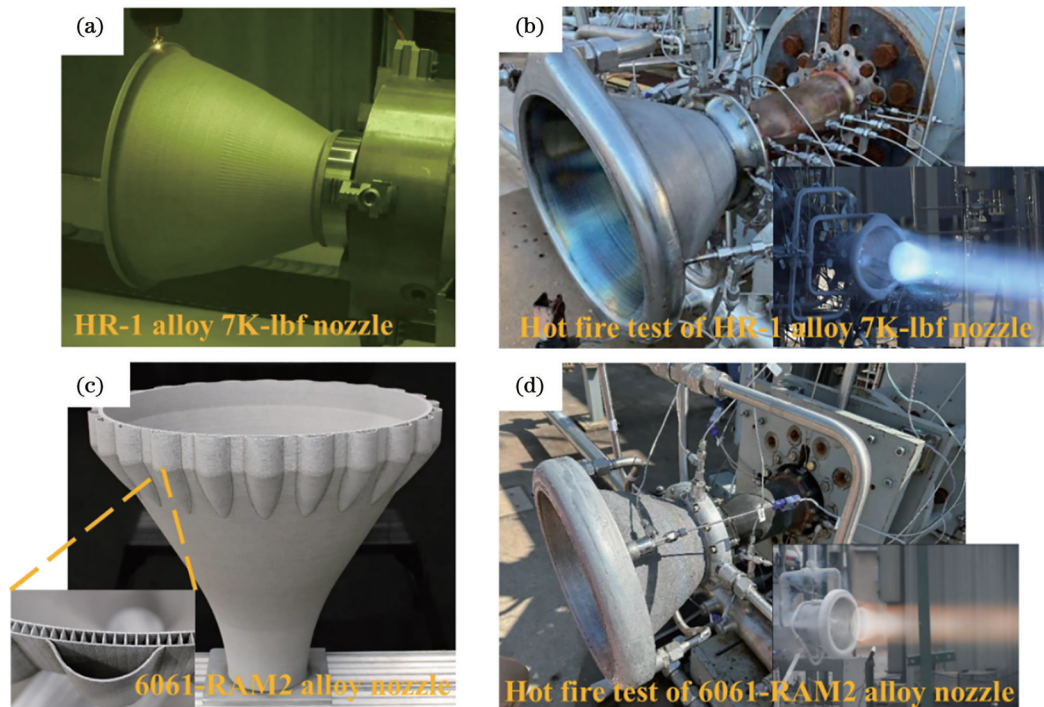


图 14 NASA 采用 LDED 技术制备的再生冷却喷管及其热火测试。(a)(b) HR-1 合金 7000 磅推力喷管及其热火测试^[13];
(c)(d) 6061-RAM2 合金 5400 磅推力喷管及其热火测试^[14]

Fig. 14 Regeneratively cooled nozzles manufactured by NASA using LDED technology and its hot fire tests. (a)(b) HR-1 alloy 7000-lbf nozzle and its hot fire test^[13]; (c)(d) 6061-RAM2 alloy 5400-lbf nozzle and its hot fire test^[14]

定含量 B_4C 和 Ti 纳米颗粒的复合粉体,可在 LDED 过程中发生原位反应生成弥散分布 TiC 和 TiB_2 陶瓷增强相强化的铝基复合材料。在此基础上,他们联合 RPM Innovations 公司^[14]采用高精度 LDED 工艺在 18 天时间内制备了尺寸达 $\Phi 914\text{ mm} \times 762\text{ mm}$ 的 5400 磅推力级 6061-RAM2 合金再生冷却喷管。截至 2023 年 10 月,该喷管通过了 5400 磅推力下液氢/液氧、液氧/甲烷等不同使用环境下的热火测试考核,累计热火测试次数 22 次、总持续时间 557 s。一系列的热火测试表明,该喷管能够承受月球着陆器规模发动机的热、结构和压力载荷。

LDED 技术已在航天装备主承力结构、异质合金一体化结构、集成流道整体化结构等领域实现工程应用。然而,此类大型金属构件 LDED 制造过程中仍面临着残余应力诱发的严重变形开裂问题。工艺参数优化、基体及构件的预热与冷却、表面强化及热处理等后处理是降低残余应力、减小变形的有效手段^[89]。然而,这些方法只能尽可能地减轻几何变形及偏差,无法通过主动补偿来消除变形。基于有限元计算或实验获得的几何变形及偏差数据,对初始 CAD 模型进行预变形处理,以此来补偿 LDED 制造过程产生的变形,是消除几何变形的有效途径^[89-90]。然而,对于大型复杂构件而言,这种方法可能是具有挑战性的,一方面的挑战在于如何实现大型复杂构件几何变形的高效精准预测,另一方面的挑战在于如何实现复杂构件变形的高效精确测量与初始 CAD 模型的精准预变形处理。残余应力诱发开裂问题则更为复杂,除与残余应力累积有关以外,还与组织开裂敏感性、结构特征、材料属性等因素有关。因此需要从降低残余应力累积、提升沉积态材料塑性储备、避免结构性应力集中、开发低应力新材料等方面协同考虑形成系列化的开裂控制方法。

5 总结和展望

大型化、整体化、多材料复合化等已成为航天装备结构的重要发展趋势,LDED 技术由于成形效率高、材料送进方式灵活、成形自由度高等特点,非常契合当前及未来航天装备发展趋势,并已在运载火箭、载人飞船、火箭发动机等领域实现牵引性应用。航天工业已成为推动 LDED 技术发展及应用的主要力量之一。本文从材料研究、工艺研发及应用进展等方面综述了当前航天领域大型金属构件 LDED 研究及应用进展,主要内容如下:

1) 作为航天装备结构主体材料,近年来,铝合金、钛合金、镍基高温合金及其复合材料的 LDED 工艺不断取得突破。通过 Sc、Zr 等稀土元素微合金化改性及纳米颗粒设计添加等手段解决了铝合金热裂、缺陷过多及强化机制单一导致性能不足等瓶颈,制备了 Al-Mn-Sc、 $TiB_2/Al-Mg-Sc-Zr$ 、6061-RAM2 等多种高致密

度高性能铝合金材料。研发了 $Ti-Cu$ 、 $Ti-O-Fe$ 、 $TiB/TC4$ 等多种适配于 LDED 工艺的钛合金及其复合材料,消除了粗大柱状晶组织,获得了均细等轴晶组织,有望解决增材制造钛合金长期面临的性能各向异性的挑战。解决了 IN 718、IN 625 及 HR-1 等低铝钛含量镍基/镍铁基高温合金凝固裂纹及液化裂纹抑制、组织细化及均匀性改善、性能提升等问题,实现了制备材料性能的大幅提升,制备的 IN 718 及 IN 625 高温合金性能优于同牌号材料锻件标准。

2) 当前,金属材料的 LDED 仍存在缺陷难控、组织不均、强韧性不足、沉积制造效率低、成形表面质量差等问题。围绕如何提升性能、沉积效率及制造精度等问题,国内外陆续研发了多种类型的高性能、高效率、高精度 LDED 新工艺。通过声场、变形场、磁场等外场辅助 LDED,实现了缺陷消除、组织细化及性能提升。通过高沉积效率激光加工头、多路沉积设备及工艺的研发,实现了沉积效率的提升。通过高精度送粉喷嘴、增减材复合制造装备及工艺的研发,实现了沉积表面质量的提升。弗劳恩霍夫激光技术研究所研发的三维 EHLA 技术实现了 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的极高制造精度与高达 $532\text{ cm}^3/\text{h}$ 的沉积效率的兼顾,代表了 LDED 技术的未来发展方向。

3) 随着铝合金、钛合金、镍基高温合金及其复合材料 LDED 工艺的成熟稳定以及高性能、高效率、高精度等新型工艺的开发,LDED 技术已在运载火箭及载人飞船主承力构件、火箭发动机铜合金/高温合金异质合金燃烧室及整体化喷管等航天产品领域实现牵引性应用。航天装备轻量化、整体化、高耐温、高精度等发展需求的牵引加速了 LDED 技术的发展和工业化应用。

当前,LDED 增材制造技术的发展与行业应用需求衔接仍不紧密,导致技术优势未得到充分发挥、技术发展方向不清晰、应用场景及领域较为单一,为加快推进该技术工业化、智能化发展,形成规模化、体系化应用,作者认为,以下研究方向及关键技术亟待系统研究突破:

1) 推进适用于 LDED 工艺非平衡物理冶金特点的专用高性能合金材料设计开发。基于传统工艺设计的合金成分难以满足 LDED 增材制造冶金特点,导致增材过程裂纹敏感性高、塑韧性及疲劳性能差、各向异性严重,面向激光超常熔化冶金特点,开发适用于 LDED 工艺的高性能合金材料已成为该技术发展的必然趋势之一。

2) 加速高精度 LDED 工艺、装备及软件研发与大型复杂结构高精度成形研究。传统 LDED 技术成形表面质量差,一般需对所有表面进行后续加工,使得其固有的制造效率高、响应迭代速度快、生产成本低等技术优势正在丧失。为解决这些瓶颈,近年来,国外正在加快推进高精度 LDED 工艺、装备及软件研发,并实

现了火箭发动机喷管、壳体类复杂零件的研制应用,大型复杂结构高精度净成形已成为 LDED 增材制造技术的重要发展趋势。

3) 推进增等减复合制造技术研发。开发融合增材、等材、减材各自优势的复合制造工艺,是解决传统 LDED 工艺成形表面质量差、成形性能及精度不足、制造成本较高、后续加工困难等问题的有效途径。当前,国内外已陆续研发了多款商用化增减材复合制造装备,并研制了典型构件,增等减复合制造技术成为 LDED 技术另一重要发展方向和趋势。

4) 加快推进低成本 LDED 制造技术研发。当前,LDED 技术在工业化应用过程中仍面临制造成本偏高问题。如何从低成本粉末制备工艺研发、传统工艺与 LDED 工艺融合、装备核心元器件及软件国产化、装备制造效率提升等方面研发相关技术及装备、降低制造成本也是 LDED 技术发展的另一重要方向。

参 考 文 献

- 刘观日, 吴迪, 姚重阳, 等. 航天运载器结构先进材料及工艺技术应用与发展展望[J]. 宇航材料工艺, 2021, 51(4): 1-9.
Liu G R, Wu D, Yao C Y, et al. Application and development of advanced materials and processing technology in aerospace vehicle structure[J]. Aerospace Materials & Technology, 2021, 51(4): 1-9.
- 倪江涛, 周庆军, 衣凤, 等. 激光增材制造技术发展及在航天领域的应用进展[J]. 稀有金属, 2022, 46(10): 1365-1382.
Ni J T, Zhou Q J, Yi F, et al. Development of laser additive manufacturing technology and its application progress in aerospace field[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2022, 46(10): 1365-1382.
- 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题[J]. 航空学报, 2014, 35(10): 2690-2698.
Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10): 2690-2698.
- 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.
Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (invited paper)[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3204-3209.
- 周庆军, 严振宇, 韩旭, 等. 激光熔化沉积 TC11 钛合金的组织与力学性能[J]. 中国激光, 2018, 45(11): 1102005.
Zhou Q J, Yan Z Y, Han X, et al. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited TC11 titanium alloys[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 1102005.
- 严振宇, 周庆军, 侯谊飞, 等. 层间停留时间对激光熔化沉积 TC11 钛合金组织与力学性能的影响[J]. 中国激光, 2018, 45(11): 1102003.
Yan Z Y, Zhou Q J, Hou Y F, et al. Effect of interlayer residence time on microstructures and mechanical properties of laser melting deposited TC11 titanium alloys[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 1102003.
- 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science, 2021, 372(6545): eabg1487.
- Blakey-Milner B, Gradl P, Snedden G, et al. Metal additive manufacturing in aerospace: a review[J]. Materials & Design, 2021, 209: 110008.
- Tan C L, Weng F, Sui S, et al. Progress and perspectives in laser additive manufacturing of key aeroengine materials[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2021, 170: 103804.
- Tian X Y, Wu L L, Gu D D, et al. Roadmap for additive manufacturing: toward intellectualization and industrialization[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(1): 100014.
- Kerstens F, Cervone A, Gradl P. End to end process evaluation for additively manufactured liquid rocket engine thrust chambers[J]. Acta Astronautica, 2021, 182: 454-465.
- Gradl P, Cervone A, Colonna P. Integral channel nozzles and heat exchangers using additive manufacturing directed energy deposition NASA HR-1 alloy[EB/OL]. (2022-09-01)[2023-12-21]. <https://ntrs.nasa.gov/citations/20220013530.htm>.
- Gradl P, Waller D, Fedotowsky T, et al. Advancing additively manufactured Al 6061 RAM2 using laser powder directed energy deposition[EB/OL]. (2023-10-18)[2023-12-21]. <https://ntrs.nasa.gov/citations/20230015016.htm>.
- Zhao T, Wang Y H, Xu T S, et al. Some factors affecting porosity in directed energy deposition of AlMgScZr-alloys[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 143: 107337.
- Wang A, Wei Q L, Tang Z J, et al. Effects of processing parameters on pore defects in blue laser directed energy deposition of aluminum by in and ex situ observation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 319: 118068.
- Tang Z J, Wei Q L, Gao Z Y, et al. 2000W Blue laser directed energy deposition of AlSi7Mg: process parameters, molten pool characteristics, and appearance defects[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2023, 18(1): 2120405.
- Wang A, Wei Q L, Luo S, et al. Blue laser directed energy deposition of aluminum with synchronously enhanced efficiency and quality[J]. Additive Manufacturing Letters, 2023, 5: 100127.
- Wang M J, Kashaev N. On the optimal process window for powder-based laser-directed energy deposition of AA7050 under different robot programs and scanning strategies[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 90: 286-299.
- Wang Z H, Lin X, Kang N, et al. Directed energy deposition additive manufacturing of a Sc/Zr-modified Al-Mg alloy: effect of thermal history on microstructural evolution and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140606.
- Hua Q, Wang W J, Li R D, et al. Microstructures and mechanical properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy additively manufactured by laser direct energy deposition[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(4): 100057.
- Shi S Q, Lin X, Wang L L, et al. Investigations of the processing-structure-performance relationships of an additively manufactured AlSi10Mg alloy via directed energy deposition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 944: 169050.
- Xiao X, Guo Y J, Zhang R F, et al. Achieving uniform plasticity in a high strength Al-Mn-Sc based alloy through laser-directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2022, 60: 103273.
- Xu H, Ren W J, Ma C Y, et al. Laser-directed energy deposition of ZrH₂ particles reinforced Al7075 alloy: cracks elimination and strength enhancement[J]. Additive Manufacturing, 2023, 78: 103877.
- Fu R, Liang Y J, Han Q F, et al. Strengthening and fracturing mechanisms of laser-directed energy deposited Al-7075 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 881: 145433.
- Li Y, Wang Y H, Hu L, et al. Nanoscale engineering of low-misfit TiB₂/Al₃(Sc, Zr)/α-Al multi-interface to improve strength-ductility synergy for direct energy deposited aluminum alloy[J]. Additive Manufacturing, 2024, 79: 103913.
- Wolff S J, Wang H, Gould B, et al. In situ X-ray imaging of pore

- formation mechanisms and dynamics in laser powder-blown directed energy deposition additive manufacturing[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2021, 166: 103743.
- [28] Wang H, Pfefferkorn F E, Wolff S J. Investigation of pore formation mechanisms induced by spherical-powder delivery in directed energy deposition using *in situ* high-speed X-ray imaging [J]. Additive Manufacturing Letters, 2022, 3: 100050.
- [29] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2015, 87: 309-320.
- [30] Zhu Y Y, Tian X J, Li J, et al. The anisotropy of laser melting deposition additive manufacturing Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy[J]. Materials & Design, 2015, 67: 538-542.
- [31] Huang P, Guo N, Zhao W, et al. Synergistic and competitive mechanisms of plastic anisotropy in high-efficiency laser melting deposited TC11 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 874: 145067.
- [32] Zhang D Y, Qiu D, Gibson M A, et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys[J]. Nature, 2019, 576(7785): 91-95.
- [33] Song T T, Chen Z B, Cui X Y, et al. Strong and ductile titanium-oxygen-iron alloys by additive manufacturing[J]. Nature, 2023, 618 (7963): 63-68.
- [34] Zhang H, Zhang L, Chen H, et al. Complete fine-equiaxed β -columnar grains in laser direct energy deposition of Ti-6Al-4V parts[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 4059-4069.
- [35] Chen H, Zhang H, Gao H R, et al. Effects of pulsed frequency on the microstructure characteristics and properties of Ti6Al4V laser melting deposition additive manufacturing parts[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 53-65.
- [36] Todaro C J, Easton M A, Qiu D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound[J]. Nature Communications, 2020, 11: 142.
- [37] Tian X N, Zhu Y M, Lim C V S, et al. Isotropic and improved tensile properties of Ti-6Al-4V achieved by *in situ* rolling in direct energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102151.
- [38] Liu H Q, Fang M H, Han Y F, et al. Achieving strength-ductility combination and anisotropy elimination in additively manufactured TiB/Ti6Al4V by *in situ* synthesized network architecture with fine grains[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 262: 110822.
- [39] Xu J J, Lin X, Guo P F, et al. The effect of preheating on microstructure and mechanical properties of laser solid forming IN-738LC alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 691: 71-80.
- [40] Xu J J, Lin X, Guo P F, et al. The initiation and propagation mechanism of the overlapping zone cracking during laser solid forming of IN-738LC superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749: 859-870.
- [41] Hu Y L, Lin X, Song K, et al. Effect of heat input on cracking in laser solid formed DZ4125 superalloy[J]. Optics & Laser Technology, 2016, 86: 1-7.
- [42] Zhou Z P, Huang L, Shang Y J, et al. Causes analysis on cracks in nickel-based single crystal superalloy fabricated by laser powder deposition additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2018, 160: 1238-1249.
- [43] Hu Y L, Lin X, Yu X B, et al. Effect of Ti addition on cracking and microhardness of Inconel 625 during the laser solid forming processing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 711: 267-277.
- [44] Wei Q S, Xie Y, Teng Q, et al. Crack types, mechanisms, and suppression methods during high-energy beam additive manufacturing of nickel-based superalloys: a review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(4): 100055.
- [45] Chen Y, Lu F G, Zhang K, et al. Investigation of dendritic growth and liquation cracking in laser melting deposited Inconel 718 at different laser input angles[J]. Materials & Design, 2016, 105: 133-141.
- [46] Chen Y, Lu F G, Zhang K, et al. Dendritic microstructure and hot cracking of laser additive manufactured Inconel 718 under improved base cooling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 670: 312-321.
- [47] Näkki J, Tuominen J, Vuoristo P. Effect of minor elements on solidification cracking and dilution of alloy 625 powders in laser cladding[J]. Journal of Laser Applications, 2017, 29(1): 012014.
- [48] Aziz M J. Model for solute redistribution during rapid solidification [J]. Journal of Applied Physics, 1982, 53(2): 1158-1168.
- [49] Xiao H, Li S M, Han X, et al. Laves phase control of Inconel 718 alloy using quasi-continuous-wave laser additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2017, 122: 330-339.
- [50] Sui S, Chen J, Ma L, et al. Microstructures and stress rupture properties of pulse laser repaired Inconel 718 superalloy after different heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 770: 125-135.
- [51] Hu Y L, Lin X, Li Y L, et al. Influence of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by directed energy deposition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141309.
- [52] Sui S, Tan H, Chen J, et al. The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2019, 164: 413-427.
- [53] Soltani-Tehrani A, Chen P S, Katsarelis C, et al. Laser powder directed energy deposition (LP-DED) NASA HR-1 alloy: laser power and heat treatment effects on microstructure and mechanical properties[J]. Additive Manufacturing Letters, 2022, 3: 100097.
- [54] Wang H, Hu Y B, Ning F D, et al. Ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping of Inconel 718 parts: effects of ultrasonic frequency on microstructural and mechanical properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 276: 116395.
- [55] 席明哲, 周玮, 尚俊英, 等. 热处理对连续点式锻压激光快速成形 GH4169 合金组织与拉伸性能的影响[J]. 金属学报, 2017, 53 (2): 239-247.
- Xi M Z, Zhou W, Shang J Y, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of consecutive point-mode forging and laser rapid forming GH4169 alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(2): 239-247.
- [56] Zhang B C, Bi G J, Wang P, et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625/nano-TiB₂ composite fabricated by LAAM[J]. Materials & Design, 2016, 111: 70-79.
- [57] Zhang B C, Bi G J, Chew Y, et al. Comparison of carbon-based reinforcement on laser aided additive manufacturing Inconel 625 composites[J]. Applied Surface Science, 2019, 490: 522-534.
- [58] Song W J, Wang D Z, Tang C W, et al. Effects of added tungsten on the microstructure and mechanical properties of laser-directed energy deposited Inconel 625 alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 883: 145481.
- [59] Tan C L, Li R S, Su J L, et al. Review on field assisted metal additive manufacturing[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2023, 189: 104032.
- [60] Ning F D, Hu Y B, Liu Z C, et al. Ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping of Inconel 718 parts: microstructural and mechanical characterization[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2018, 140(6): 061012.
- [61] Yuan D, Shao S Q, Guo C H, et al. Grain refining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2021, 73: 105472.
- [62] Ning F D, Hu Y B, Cong W L. Microstructure and mechanical property of TiB reinforced Ti matrix composites fabricated by

- ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2019, 25(3): 581-591.
- [63] Li C, Hodgson P, Preuss M, et al. Rolling-assisted direct energy deposited Inconel 718: microstructural evolution and mechanical properties after optimized heat treatment[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 144: 118-127.
- [64] Li C, Tian Y, Chen Y, et al. Hierarchical layered and refined grain structure of Inconel 718 superalloy produced by rolling-assisted directed energy deposition[J]. *Additive Manufacturing Letters*, 2021, 1: 100009.
- [65] Zhou S Y, Liu Z Y, Yang G, et al. Heterostructure microstructure and laves phase evolution mechanisms during inter-layer hammering hybrid directed energy deposition (DED) process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 886: 145668.
- [66] Zhou J T, Zhou X, Li H, et al. In-situ laser shock peening for improved surface quality and mechanical properties of laser-directed energy-deposited AlSi10Mg alloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 60: 103177.
- [67] Du D F, Dong A P, Shu D, et al. Influence of static magnetic field on the microstructure of nickel-based superalloy by laser-directed energy deposition[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(7): 3354-3359.
- [68] Zhao R X, Chen C Y, Shuai S S, et al. Enhanced mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by laser additive manufacturing under static magnetic field[J]. *Materials Research Letters*, 2022, 10(8): 530-538.
- [69] Filimonov A M, Rogozin O A, Dubinin O N, et al. Modification of mechanical properties in directed energy deposition by a static magnetic field: experimental and theoretical analysis[J]. *Materials*, 2021, 14(18): 5190.
- [70] Liu F C, Cheng H M, Yu X B, et al. Control of microstructure and mechanical properties of laser solid formed Inconel 718 superalloy by electromagnetic stirring[J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 99: 342-350.
- [71] Li Z, Sui S, Ma X, et al. High deposition rate powder- and wire-based laser directed energy deposition of metallic materials: a review[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, 181: 103942.
- [72] 一种金属高效率增材制造装置及方法: CN114192805B[P]. 2022-04-29.
A high-efficiency additive manufacturing device and method for metals: CN114192805B[P]. 2022-04-29.
- [73] Fraunhofer institute for laser technology. Annual report 2017 [EB/OL]. (2017-12)[2023-12-21]. <https://www.ilt.fraunhofer.de/en/media-center/annual-report/archive.html>.
- [74] Fraunhofer institute for laser technology. EHLA 3D: Conquering the third dimension[EB/OL]. (2021-10-27)[2023-12-21]. <https://www.ilt.fraunhofer.de/en/press/press-releases/2021/10-27-ehla-3d-formnext-21.html>.
- [75] 汤海波, 吴宇, 张述泉, 等. 高性能大型金属构件激光增材制造技术研究现状与发展趋势[J]. *精密成形工程*, 2019, 11(4): 58-63.
Tang H B, Wu Y, Zhang S Q, et al. Research status and development trend of high performance large metallic components by laser additive manufacturing technique[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2019, 11(4): 58-63.
- [76] Gradl P, Cervone A, Colonna P. Influence of build angles on thin-wall geometry and surface texture in laser powder directed energy deposition[J]. *Materials & Design*, 2023, 234: 112352.
- [77] Gradl P R, Mireles O R, Protz C S, et al. Metal additive manufacturing for propulsion applications[M]. Reston: AIAA Press, 2022.
- [78] Zhang J C, Shi S H, Fu G Y, et al. Analysis on surface finish of thin-wall parts by laser metal deposition with annular beam[J]. *Optics Laser Technology*, 2019, 119: 105605.
- [79] Zhang J C, Cao Y P, Wang H, et al. Annular laser metal deposition of Ti-6Al-4V alloy in a semi-open environment: process optimization, microstructure and mechanical properties[J]. *Optik*, 2023, 286: 171014.
- [80] Feldhausen T, Raghavan N, Saleeby K, et al. Mechanical properties and microstructure of 316L stainless steel produced by hybrid manufacturing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 290: 116970.
- [81] 蔡子豪, 朱勇强, 韩昌骏, 等. 不同工艺策略对机器人增减材复合制造 316L 不锈钢表面质量和力学性能影响的研究[J]. *中国激光*, 2023, 50(8): 0802301.
Cai Z H, Zhu Y Q, Han C J, et al. Effects of different process strategies on surface quality and mechanical properties of 316L stainless steel fabricated via hybrid additive-subtractive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2023, 50(8): 0802301.
- [82] 李东, 李平岐. 长征五号火箭技术突破与中国运载火箭未来发展[J]. *航空学报*, 2022, 43(10): 160-171.
Li D, Li P Q. Technological breakthroughs of LM-5 and future developments of China's launch vehicle[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2022, 43(10): 160-171.
- [83] Xie Y, Zhou Q J, Yan Z Y, et al. Effect of discrete deposition and segregated heat-treatment on the macro- and microstructure, and tensile properties of large-scale titanium alloy components by laser melting deposition[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 70: 427-437.
- [84] 谢勇, 周庆军, 严振宇, 等. 一种降低开裂敏感性的激光增材制造方法: CN112570729B[P]. 2023-05-05.
Xie Y, Zhou Q J, Yan Z Y, et al. A laser additive manufacturing method for reducing cracking sensitivity: CN112570729B[P]. 2023-05-05.
- [85] 周庆军, 严振宇, 马存强, 等. 一种钛合金结构件及其激光熔化沉积成形方法: CN109261964B[P]. 2021-02-09.
Zhou Q J, Yan Z Y, Ma C Q, et al. A titanium alloy structural component and its laser melting deposition forming method: CN109261964B[P]. 2021-02-09.
- [86] 谢勇, 周庆军, 严振宇, 等. 一种可便捷获得细小等轴晶粒的激光增材制造方法: CN112593106B[P]. 2022-08-23.
Xie Y, Zhou Q J, Yan Z Y, et al. A laser additive manufacturing method that can conveniently obtain small equiaxed grains: CN112593106B[P]. 2022-08-23.
- [87] 王迪, 邓国威, 杨永强, 等. 金属异质材料增材制造研究进展[J]. *机械工程学报*, 2021, 57(1): 186-198.
Wang D, Deng G W, Yang Y Q, et al. Research progress on additive manufacturing of metallic heterogeneous materials[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2021, 57(1): 186-198.
- [88] Zhang B P, Zhang W Q, Xiao H F, et al. QCr0.8 Cu alloy/S06 stainless steel bimetal structure via In718 multi-interlayer fabricated by laser powder hybrid additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 1034-1042.
- [89] Qin L Y, Wang K, Li X D, et al. Review of the formation mechanisms and control methods of geometrical defects in laser deposition manufacturing[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*, 2022, 1(4): 100052.
- [90] Turichin G, Zemlyakov E, Babkin K, et al. Analysis of distortion during laser metal deposition of large parts[J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 154-157.

Research and Application Progress of Laser Directed Energy Deposition on Large-scale Metal Components in Aerospace (Invited)

Zhou Qingjun^{1*}, Yan Zhenyu¹, Zhang Jingjing¹, Yi Feng², Dong Peng¹, Xie Yong^{1**},
Wang Fude^{1***}, Guo Ning^{3,4}

¹Capital Aerospace Machinery Corporation Limited, Beijing 100076, China;

²State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

³School of Mechanical & Automotive Engineering, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250353, Shandong, China;

⁴Shandong Institute of Mechanical Design and Research, Jinan 250031, Shandong, China

Abstract

Significance Large-scale, integrated, lightweight, and high-precision structures are becoming crucial trends in the development of aerospace equipment. Laser directed energy deposition (LDED) technology, with its high forming efficiency, flexible material feeding methods, and extensive freedom in shaping, proves to be highly suitable for the evolving trends in aerospace equipment development. It has gained significant traction in sectors such as launch vehicles, manned spacecraft, and rocket engines, positioning the aerospace industry as a key driver in the development and application of LDED technology. However, the current progress in LDED additive manufacturing technology is not adequately aligned with industry needs. This misalignment leads to underutilization of its technical advantages, vague directions for technological development, and limited application scenarios and fields. To expedite the technology's industrialization and intelligent evolution, and to achieve large-scale, systematic applications, it is essential to review and document the current research and application advancements of LDED for large-scale metal components in aerospace. This involves examining material research, process development, and application progress, and identifying future directions for LDED technology.

Progress In recent years, significant breakthroughs have been made in the LDED process for aluminum alloys, titanium alloys, nickel-based superalloys, and their composites. The introduction of rare earth elements, such as Sc and Zr, for microalloying modifications and the addition of nanoparticles address challenges such as hot cracking, excessive defects, and the limitations of a single strengthening mechanism that leads to insufficient performance in aluminum alloys. This advancement enables the preparation of various high-density and high-performance aluminum alloy materials, including Al-Mn-Sc, TiB₂/Al-Mg-Sc-Zr, and 6061-RAM2. Additionally, the development of a range of titanium alloys and their composites suitable for the LDED process, such as Ti-Cu, Ti-O-Fe, and TiB/TC4, eliminates coarse columnar crystal structures in favor of uniform and fine equiaxed crystal structures. This development is expected to address the longstanding challenge of performance anisotropy in additive manufacturing titanium alloys. Issues such as the suppression of solidification and liquation cracks, microstructure refinement, uniformity improvement, and performance enhancement in nickel-based/nickel-iron-based superalloys, including IN 718, IN 625, and HR-1, have been resolved. These solutions lead to a significant performance improvement in the prepared materials, with the IN 718 and IN 625 superalloys achieving performance levels comparable to forged materials of the same grade. This paper first summarizes the current research status of LDED technology applied to three primary structural materials in aerospace equipment.

Currently, the LDED process for metal materials faces challenges such as hard-to-manage defects, uneven microstructures, insufficient strength and toughness, low manufacturing efficiency, and poor surface quality. In response, researchers domestically and internationally have developed various new high-performance, high-efficiency, and high-precision LDED processes aimed at enhancing performance, deposition efficiency, and manufacturing accuracy. By employing external fields such as acoustic, deformation, and magnetic fields to assist LDED, significant strides have been made in eliminating defects, refining microstructures, and improving performance. The development of laser processing heads with high deposition rates, multi-channel deposition equipment, and processes have boosted deposition efficiency. Additionally, the creation of high-precision powder feeding nozzles and additive-subtractive hybrid manufacturing equipment and processes has enhanced the quality of deposited surfaces. Notably, the Fraunhofer Institute for Laser Technology's development of three-dimensional EHLA technology has achieved manufacturing accuracy of up to 100 μm and a deposition efficiency of up to 532 cm^3/h , setting a benchmark for the future direction of LDED technology.

As LDED processes for aluminum alloys, titanium alloys, nickel-based superalloys, and their composites mature and stabilize, alongside the development of new, high-performance, high-efficiency, and high-precision processes, LDED technology has realized significant applications in aerospace. This includes use in critical areas, such as launch vehicles and manned spacecraft's main load-bearing components, as well as in the manufacturing of copper alloy/superalloy heterogeneous alloy combustion chambers and integrated nozzles for rocket engines. The aerospace industry's demand for lightweight, integrated, high-temperature-resistant, and high-precision equipment has propelled the development and industrial application of LDED technology.

Conclusions and Prospects This paper first summarizes the current research status of LDED technology applied to three primary structural materials in aerospace equipment: aluminum alloy, titanium alloy, nickel-based superalloy, and their composites. Building on this foundation, it organizes the development directions and research progress of LDED processes. It then delves into the manufacturing challenges, research, and application advancements of three typical aerospace equipment structures: the main load-bearing structure, the integrated structure of heterogeneous alloy, and the integrated structure with integrated flow channels. Lastly, the paper forecasts the development trajectory of materials, processes, and equipment for LDED additive manufacturing technology, highlighting the following strategic directions: the promotion of dedicated high-performance alloy materials design and development, tailored to the unique non-equilibrium physical metallurgy characteristics of the LDED process; the acceleration of high-precision LDED process, equipment, and software research and development, including the high-precision formation of large complex structures; the advancement of additive and subtractive hybrid manufacturing technology research; and the hastening of low-cost LDED manufacturing technology development.

Key words laser technique; additive manufacturing; laser directed energy deposition; metal materials; large-scale components; space launch vehicle