

• 耐热铝合金及复合材料 Heat-resistant Aluminium Alloys and Composites •
DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6035

特邀专栏

增材制造耐热铝合金及复合材料研究进展

乔川铭,戎泽浩,戎旭东,张翔,赵冬冬,何春年,赵乃勤
(天津大学材料科学与工程学院,天津 300350)

摘要:随着航空航天、高端制造等领域对轻质、复杂结构耐热构件需求的持续增长,增材制造(additive manufacturing, AM)凭借逐层堆积成形和高冷却速率的工艺特性,为发展高性能耐热铝合金及铝基复合材料提供了新途径。本文综述了增材制造耐热铝合金及铝基复合材料的研究进展,重点探讨了传统铝合金的性能改性策略、铝-过渡族元素合金的开发成果,以及陶瓷颗粒与晶须增强铝基复合材料的研究现状。在此基础上,进一步展望了未来通过合金成分精准设计、增材制造工艺创新及多场协同调控等手段,实现材料性能突破的发展方向,旨在为耐热铝合金及复合材料的后续研发与工程化应用提供理论支持与实践参考。

关键词:增材制造;铝合金;热稳定性;高温力学性能

中图分类号: TG146.2; TB331

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0455-21

Research Progress on Additively Manufactured Heat-resistant Aluminium Alloys and Composites

QIAO Chuanming, RONG Zehao, RONG Xudong, ZHANG Xiang,
ZHAO Dongdong, HE Chunnian, ZHAO Naiqin

(School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China)

Abstract: With the rapidly growing demand for lightweight, complex-structured heat-resistant components in the aerospace and advanced manufacturing fields, additive manufacturing (AM) has demonstrated unique advantages in the development of high-performance heat-resistant aluminium alloys and aluminium matrix composites because of its layer-by-layer deposition capability and high cooling rates. This work systematically reviews the current research progress on AMed heat-resistant aluminium alloys and aluminium matrix composites, with particular emphasis on strategies for modifying conventional aluminium alloys, advancements in aluminium-transition metal element alloys, and the development of ceramic particle-reinforced and whisker-reinforced aluminium matrix composites. Furthermore, future research directions aimed at achieving breakthroughs in material performance through precise alloy composition design, innovative AM processes, and synergistic control of multiple physical fields are outlined, providing theoretical guidance and practical references for the further development and engineering application of heat-resistant aluminium alloys and their composites.

Key words: additive manufacturing; aluminium alloy; thermal stability; high-temperature mechanical properties

铝合金凭借其轻质、高比强度、良好耐腐蚀性和可加工性等特点,在航空航天、医疗和汽车等领域得到广泛应用^[1-2]。尤其是在航空航天领域,相比于钛合金等耐热材料,铝合金在实现结构轻量化方面具有明显优势,有助于降低成本,实现降本增效^[3]。

然而,在中等温度(200~400 °C)及更高温度的服役环境下,传统铝合金中的强化相易发生粗化、溶解或相变,导致其强度、抗蠕变性能及疲劳性能显著降低^[4-5]。因此,开发具有优异高温力学性能和热稳定性的新型铝合金成为材料科学领域的研究热点。目前,提升

收稿日期: 2026-03-10

基金项目: 国家重点研发计划(2024YFA1209800); 国家自然科学基金(52422103, 52571175, U23A20546, 52201162); 国家自然科学基金重点项目(52431007, 52130105); 天津市自然科学基金(24JJCQNJC00150)

作者简介: 乔川铭, 2003年生, 硕士生。研究方向为增材制造铝合金及其复合材料。

通信作者: 戎旭东, 1991年生, 副研究员。研究方向为金属及金属基复合材料。Email: xdrong@tju.edu.cn

赵冬冬, 1987年生, 教授。研究方向为金属及金属基复合材料。Email: ddzhao@tju.edu.cn

引用格式: 乔川铭,戎泽浩,戎旭东,张翔,赵冬冬,何春年,赵乃勤. 增材制造耐热铝合金及复合材料研究进展[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 455-475.

QIAO C M, RONG Z H, RONG X D, ZHANG X, ZHAO D D, HE C N, ZHAO N Q. Research progress on additively manufactured heat-resistant aluminium alloys and composites[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 455-475.

铝合金高温力学性能和热稳定性的主要方法可分为两类：①通过添加具有低扩散速率特征的元素，促进高体积分数热稳定强化相的析出，从而提升铝合金的热稳定性；②通过高强、高耐热的陶瓷颗粒或晶须对铝合金基体进行强化，以提高其高温力学性能。

在材料制备方面，铝合金的传统制备方法包括铸造和粉末冶金等。铸造工艺成形简便、制造成本低廉，但其冷却速度相对较慢（通常在 1~100 K/s），难以获得高体积分数的热稳定析出相，导致合金高温稳定性不足。相比之下，粉末冶金工艺通过非熔炼凝固，能够在一定程度上获得传统铸造难以实现的超细组织和纳米级强化相，但该方法存在工艺流程复杂、成本较高且难以直接制备形状复杂零件等局限。近年来，增材制造(additive manufacturing, AM)技术因其能够通过逐层累加的方式构建三维部件，实现了对复杂几何结构构件的整体成形^[6-9]，因而在铝合金高性能构件的制备中受到广泛关注。其中，激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)作为金属增材制造的主流技术之一，具有极高的冷却速率(约 10^7 K/s)，能够实现超细微观组织形成及高体积分数强化相的析出^[10]，为高性能耐热铝合金的开发提供了新的技术路径。

本文系统综述了增材制造耐热铝合金的最新研究进展，重点分析在增材制造工艺条件下，不同铝合金体系的微观组织演变特征、高温力学性能及耐热机制(图 1)。进一步展望该类材料未来的发展趋势，旨在为新一代耐热铝合金的成分设计与制备工艺优化提供理论依据和技术参考，推动其在航空航天等高端制造领域的实际应用。

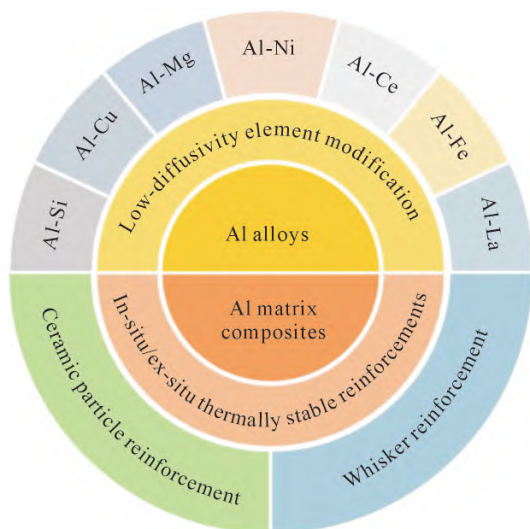


图 1 增材制造耐热铝合金及铝基复合材料分类

Fig.1 Classification of additively manufactured heat-resistant Al alloys and Al matrix composites

1 耐热铝合金

增材制造过程中的快速凝固、局部重熔和逐层成形特征影响耐热铝合金的凝固组织演化、强化相形成及高温性能。在 Al-Si、Al-Cu、Al-Mg、Al-Ni、Al-Ce、Al-Fe 及 Al-La 等典型增材制造铝合金体系中，低扩散元素调控、热稳定第二相构建及组织稳定化机制已成为耐热性能提升的主要研究方向。明确不同合金元素在非平衡凝固条件下的固溶、偏析、析出和相稳定行为，对于改进合金化设计策略、抑制高温组织粗化，并提升力学性能稳定性具有关键作用。基于此，本章将系统总结增材制造耐热铝合金中，以低扩散元素为导向的成分设计思路、凝固组织演化规律、力学性能响应及高温强化机制，并对不同合金体系的性能优势与局限性进行对比分析，为耐热铝合金的设计与应用提供参考。

1.1 Al-Si 系合金

近共晶 Al-Si 系合金，如 AlSi10Mg 和 Al-12Si 合金，因凝固温度区间窄、热裂纹敏感性低，可良好适配 LPBF 的快速凝固和高温度梯度等工艺特性，能够实现高致密构件的稳定成形，已成为增材制造领域商业化应用最成熟的铝合金体系之一^[11-14]。然而，该合金体系具有本征耐热性能瓶颈，高温下组织热稳定性较差，严重限制其在高温下的服役应用^[15]。Li 等^[16]针对 LPBF 制备的 AlSi10Mg 合金，系统研究了 300 °C 退火过程中不同保温时间对合金微观组织演变的影响规律。结果表明，经 300 °C 保温 4 min 短时退火后，合金中的连续胞状 Si 网络结构发生明显改变，连续结构遭到破碎，纳米棒状 Si 析出相在过饱和 Al 基体中脱溶析出。当退火时间延长至 40 min 时，胞状网络结构几乎消失，纳米 Si 析出相在 Ostwald 熟化作用下发生粗化，形成了粗大的 Si 颗粒(图 2a~c)。

针对上述瓶颈，通常采用微合金化改性策略，利用 LPBF 的非平衡凝固特性，在打印成形过程中原位析出纳米级热稳定强化相，进而改善 Al-Si 系合金的组织稳定性与力学性能(表 1)^[17-18]。Hou 等^[19]在 LPBF 成形的 Al-12Si 合金中引入低扩散 Ti 元素，形成的 $D0_{22}$ -(Al, Si)₃Ti 纳米强化相通过钉扎胞状 Si 网络，从而抑制了高温下结构的迁移和退化。与未改性的 Al-Si 基体相比，Al-Si-Ti 合金在 300 °C 的抗拉强度提升至 184 MPa，展现出良好的高温力学性能。近期，Wang 等^[20]基于溶质平衡分配系数，采用 Fe、Ni 双低扩散元素对 Al-12Si 合金开展合金化改性。Fe、Ni 元素在共晶结构中偏析并产生强烈的钉扎效应，有

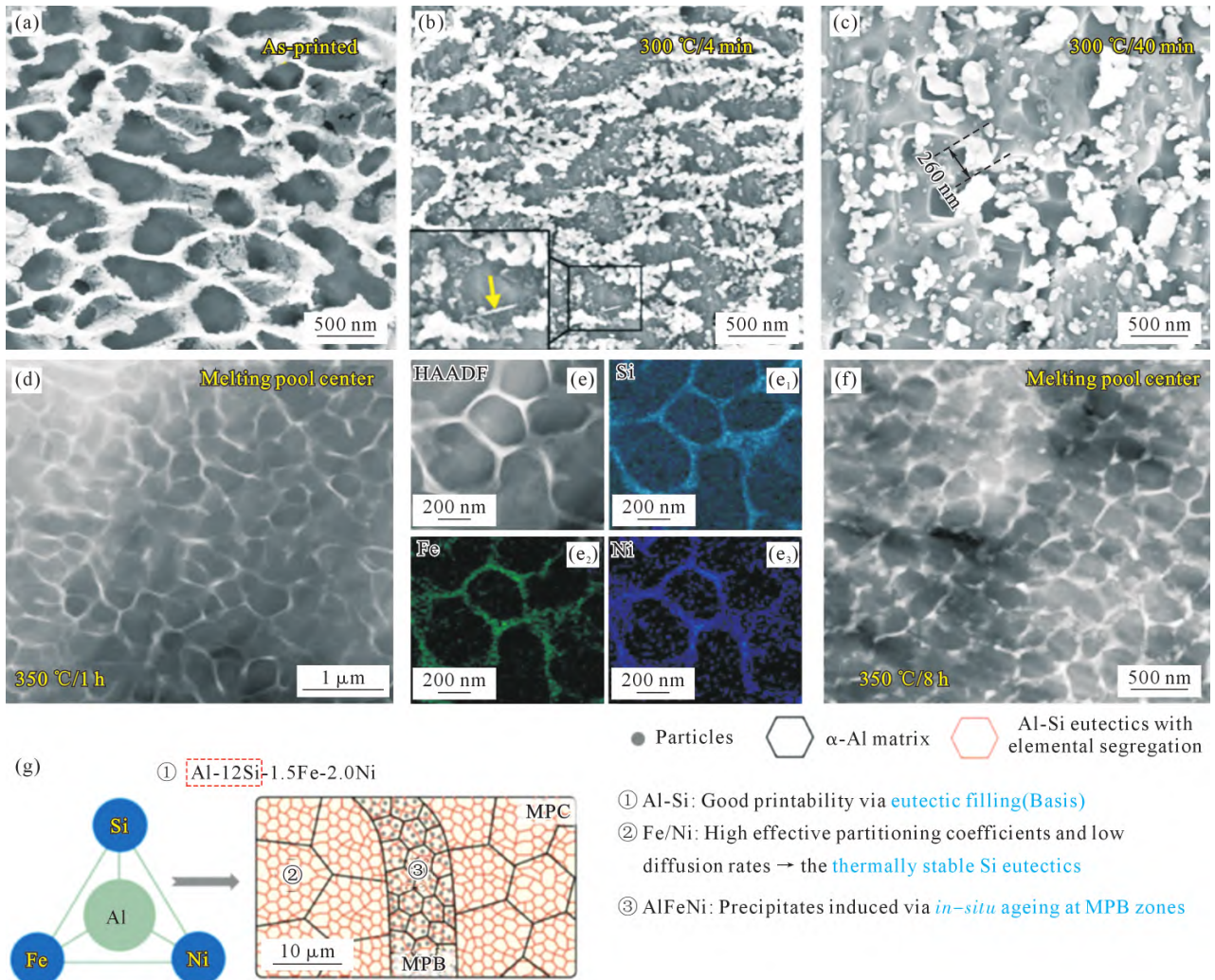


图2 LPBF Al-Si 系合金微观组织特征:(a~c) AlSi10Mg 在打印态、300 °C退火 4 min、300 °C退火 40 min 的 SEM;(d) Al-Si-Ni-Fe 合金 350 °C退火 1 h 的 BF-TEM 图;(e~e₃) 350 °C退火 1 h 的 HADDF-STEM 图及对应 EDS 元素分布;(f) 350 °C退火 8 h 的 BF-TEM 图;(g) 合金设计概述^[16, 20]

Fig.2 Microstructure characterization of LPBFed Al-Si series alloys: (a~c) SEM images of as-printed, short-time annealed (300 °C for 4 min) and long-time annealed (300 °C for 40 min) AlSi10Mg; (d) BF-TEM image of Al-Si-Ni-Fe alloys after annealing for 1 h at 350 °C; (e~e₃) HADDF-STEM image after annealing for 1 h at 350 °C with corresponding EDS elemental mappings; (f) BF-TEM image after annealing for 8 h at 350 °C; (g) overview of the design of the alloy^[16, 20]

效抑制高温下共晶 Si 相的破碎与粗化,使合金在 350 °C 退火 8 h 后仍维持共晶网络结构,显著改善合金高温组织稳定性(图 2d~g)。此外,合金化引入的纳米级 α-AlFeNi 相能进一步阻碍位错运动,使合金在 300 °C 下的抗拉强度达 271 MPa,实现了增材制造 Al-Si 系合金高温力学性能的突破。

1.2 Al-Cu 系合金

Al-Cu 系变形铝合金属于典型的中温耐热铝合金,其核心强化相为亚稳态 θ' 相。然而,该类合金凝固温度区间较宽,LPBF 过程中易产生明显的凝固偏析和粗大柱状晶组织,导致热裂纹易沿柱状晶晶界萌生与扩展,严重制约其成形性并损害力学性能^[21-22]。因此,如何实现打印成形性、组织热稳定性与高温力学性能的协同优化,成为 Al-Cu 系增材制造耐热铝合金研究的关键。

- Particles ⬡ α-Al matrix ⬡ Al-Si eutectics with elemental segregation
- ① Al-Si: Good printability via eutectic filling(Basis)
- ② Fe/Ni: High effective partitioning coefficients and low diffusion rates → the thermally stable Si eutectics
- ③ AlFeNi: Precipitates induced via in-situ ageing at MPB zones

针对上述问题,目前的研究一方面通过引入 Ti、Sc、Zr 等微合金化元素,在凝固过程中形成 L1₂-Al₃X 弥散相,作为有效异质形核位点,促进粗大柱状晶向细小等轴晶转变,从而提高合金的抗热裂能力和打印成形性^[23-26]。另一方面,这类由低扩散速率元素形成的 Al₃X 相通常具有较高的热稳定性,能够在后续热暴露或高温服役条件下抑制组织粗化,进一步改善合金的高温强度保持能力(表 2)^[27-28]。Wang 等^[29]针对 2024 铝合金的研究发现,初生 L1₂-Al₃Zr 相作为有效形核位点,能够促进熔池边界的晶粒细化,且合金中 Si 元素对 Al₃Zr 相中部分 Al 原子的取代进一步增强了其稳定性(图 3a, b)。打印态与 T6 态合金在 250 °C 下的屈服强度分别达到 210 和 253 MPa,表明 Zr 微合金化可实现成形性与耐热性能的同时改善。除 L1₂-Al₃X 弥散相,构建热稳定共晶金属间化合

表 1 LPBF Al-Si 系合金的高温拉伸性能
Tab.1 High-temperature tensile properties of LPBF Al-Si series alloys

Composition (mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%	
AlSi10Mg ^[15]	300 °C/2 h	Room temperature	204	358	7.2	
		100	181	286	10.0	
		200	158	189	16.4	
		300	70	73	41.4	
		400	12	14	57.4	
Al-12Si ^[14]	300 °C/6 h	As-built	Room temperature	240	385	3
		Room temperature	138	207	3.8	
		200	114	122	5	
Al-12Si-1Ti ^[19]	As-built	Room temperature	265	447	5.0	
		300	170	184	7.4	
		Room temperature	272	454	6.0	
Al-12Si-1.5Ni-2.0Fe ^[20]	As-built	Remelt	300	168	8.0	
		Room temperature	-	469	2.8	
		300	-	271	-	
Al-9.0Si-2.8Fe-2.1Mn-1.1Ni ^[17]	As-built	400	-	98	-	
		Room temperature	373	602	4.2	
		200	317	398	12.2	
Al-11Si-2.5Fe-2Mn-1.2Ni-0.4Cr ^[18]	As-built	300	187	211	23.1	
		400	92	100	-	
		Room temperature	337.79	512.76	2.98	
		300	164.25	222.47	8.88	

表 2 LPBF Al-Cu 系合金的高温拉伸性能
Tab.2 High-temperature tensile properties of LPBF Al-Cu series alloys

Composition (mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Al-5.8Cu-0.9Mg-1.4Ag-1.5Ti ^[26]	As-built	Room temperature	406	426	5.2
		150	378	380	4.1
		200	312	314	2.8
		250	189	195	11.2
		300	93	99	15.6
		150	363	379	12.9
		250	210	233	6.5
2024Al-1.3Zr ^[29]	T6	350	48	60	15.2
		150	368	424	12.0
		250	253	279	12.6
		350	73	93	21.8
		Room temperature	279	385	4.4
Al-1.05Cu-3.18Mn-0.96Mg-0.81Zr ^[25]	400 °C/2 h	As-built	200	187	12.8
		300	170	215	10
		Room temperature	337	409	1.7
		200	200	286	6.8
		300	187	233	10.6

物也是提升 Al-Cu 系合金耐热性的有效途径。Bahl 等^[30]采用 LPBF 制备了 Al-Cu-Ce 和 Al-Cu-Ce-Zr 合金, 两者均形成了由 α -Al 和 $\text{Al}_8\text{Cu}_3\text{Ce}$ 相组成的超细共晶组织。与 Al-Cu-Ce 合金相比, Zr 的加入使合金在 350 °C 热处理后仍能保持完整共晶结构(图 3c, d), 展现更优异的组织稳定性。此外, Al-Cu-Ce-Zr 合金中

的 Zr 在 Al/ $\text{Al}_8\text{Cu}_3\text{Ce}$ 相界面处的富集可抑制界面溶质交换, 从而延缓 $\text{Al}_8\text{Cu}_3\text{Ce}$ 相向 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Ce}$ 相的转变及粗化, 显著提高其高温稳定性^[31]。

近年来, 多主元合金化进一步拓展了 Al-Cu 系耐热铝合金的设计空间。Wang 等^[32]提出, 通过共晶稳定化高熵策略, 结合机器学习与高通量热力学计

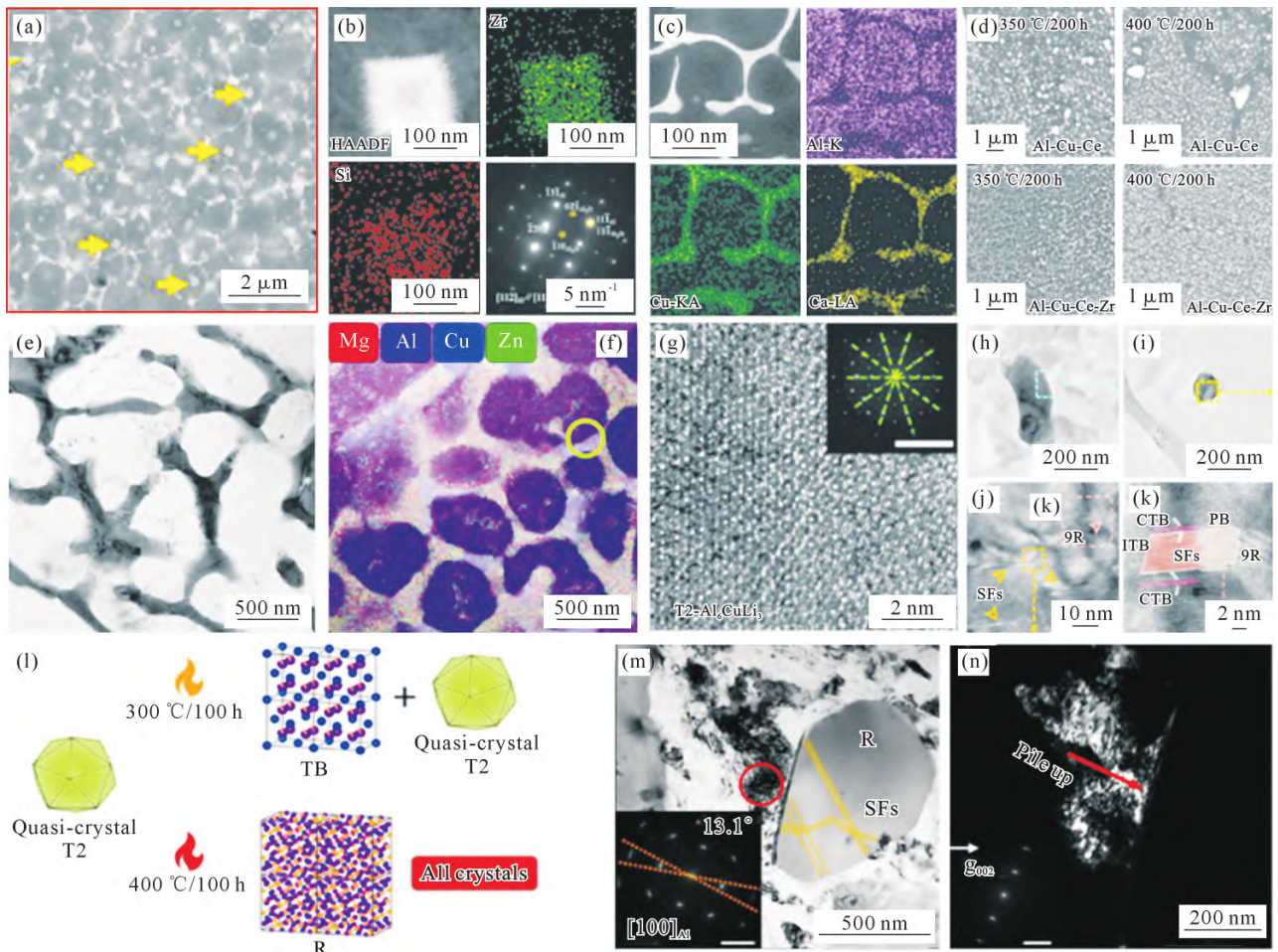


图3 LPBF Al-Cu 系合金微观组织特征:(a) 2024 Al-Zr 合金的 SEM-BSE;(b) $L1_2$ - Al_3Zr 颗粒的 HAADF-STEM、EDS 元素分布和 SAED;(c) Al-Cu-Ce-Zr 合金的 HAADF-STEM 及对应 EDS 元素分布;(d) Al-Cu-Ce 和 Al-Cu-Ce-Zr 合金在不同热暴露后的 SEM-BSE;(e) $Al_{85}Cu_5Li_4Mg_3Zn_3$ LAEA 的 BF 图;(f) EDS 元素分布;(g) 图(f)区域的 HRTEM 及对应 FFT;(h, i) θ - Al_2Cu 相和 η - $MgZn_2$ 相形貌;(j) 纳米平面缺陷的 HRTEM;(k) 图(j)中 9R 相的 HRETM;(l) T2 相在热暴露过程中的相变示意图;(m) 经 400 °C 热暴露室温压缩变形后 R 相的 BF 图;(n) 图(m)区域的弱束 DF 图^[29-30, 32]

Fig.3 Microstructure characterization of LPBFed Al-Cu series alloys: (a) SEM-BSE image of 2024 Al-Zr alloy; (b) HADDF-STEM, EDS elemental mappings and SAED pattern of $L1_2$ - Al_3Zr particle; (c) HADDF-STEM of Al-Cu-Ce-Zr alloy with corresponding EDS elemental mappings; (d) SEM-BSE images of Al-Cu-Ce and Al-Cu-Ce-Zr after different thermal exposure; (e) BF image of $Al_{85}Cu_5Li_4Mg_3Zn_3$ LAEA; (f) EDS elemental mappings; (g) HRTEM image with corresponding FFT pattern of region in (f); (h, i) the morphologies of θ - Al_2Cu phase and η - $MgZn_2$ phase; (j) HRTEM showing nanosized planar defects; (k) HRTEM image of 9R phase of region in (j); (l) schematic diagram of T2 phase transformations during thermal exposure; (m) BF image of R phase after room-temperature compressive deformation after thermal exposure at 400 °C; (n) weak-beam DF image of region in (m)^[29-30, 32]

算进行成分设计,并利用选择性激光熔化(selective laser melting, SLM)制备出 $Al_{85}Cu_5Li_4Mg_3Zn_3$ 轻质铝基高熵合金(lightweight Al-based entropy alloy, LAEA)。高熵溶质能够在凝固末期诱导形成纳米胞状共晶网络,SLM 的非平衡凝固特征进一步促使其演化为具有纳米面缺陷的分级纳米结构(图 3e~k)。该复杂的分级显微组织可激活多种协同变形机制,使得合金在 200 °C 下仍具有 507 MPa 的屈服强度和超过 800 MPa 的抗压强度。此外,在 400 °C/100 h 热暴露后发生的准晶-晶体相变,为热暴露条件下组织演化与强塑性匹配调控提供了新的思路(图 3l~n)。

1.3 Al-Mg 系合金

Al-Mg 系合金可通过 Mg 元素的高固溶度获得显著固溶强化效果,但与 2 系、7 系等可热处理强化铝

合金相比,其室温性能存在明显不足^[33]。此外,Al-Mg 系合金在 LPBF 成形过程中与 Al-Cu 系合金类似,存在热裂纹敏感性高、打印成形性差等问题^[34]。近年来,Sc、Zr 微合金化改性的 Al-Mg 系合金受到广泛关注,其中空客公司开发的 Scalmarloy[®] 合金因兼具优异的打印成形性和力学性能而成为该合金体系的代表(表 3)^[35-36]。由于 Al-Mg-Sc-Zr 合金中,具有核壳结构的 $L1_2$ - $Al_3(Sc, Zr)$ 纳米颗粒高温热稳定性优异,且与基体保持共格关系^[37],因此研究人员围绕该体系合金的高温力学行为及热暴露组织演化开展了大量研究。Bi 等^[38]通过对 SLM 制备的 Al-Mg-Sc-Zr 合金在 275~350 °C 范围内进行 144 h 的热暴露,系统评估了合金的热稳定性及高温力学性能。合金中弥散分布的核壳结构 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相在 300 °C 下保持

表3 LPBF Al-Mg系合金的高温拉伸性能
Tab.3 High-temperature tensile properties of LPBF Al-Mg series alloys

Composition (mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Al-Mg-Sc-Zr ^[36]	As-built	Room temperature	244	315	22.7
		100	269	332	18.1
		150	244	285	21.1
		200	230	237	20.7
		250	208	219	13.0
		300	142	169	17.0
		350	70	75	15.1
	350 °C/6 h	Room temperature	356	384	11.8
		100	385	414	13.7
		150	331	351	15.5
		200	318	324	13.8
		250	156	167	11.7
		300	151	164	15.8
		350	65	72	30.8
Al-14.1Mg-0.31Sc-0.17Zr ^[38]	500 °C/1 h and 350 °C/6 h	Room temperature	255	334	17.1
		100	268	352	18.1
		150	185	266	19.5
		200	160	183	21.5
		250	130	137	22.0
		300	73	83	23.4
		350	16	19	15.2
Al-3.79Mg-1.76Er-0.52Zr ^[39]	As-built	Room temperature	339.2	487.6	14.8
		200	-	393.9	-
		Room temperature (x-direction)	229	340	12.0
		Room temperature (z-direction)	203	329	11.8
		300(x-direction)	70	107	16.9
		300(z-direction)	62	102	15.7

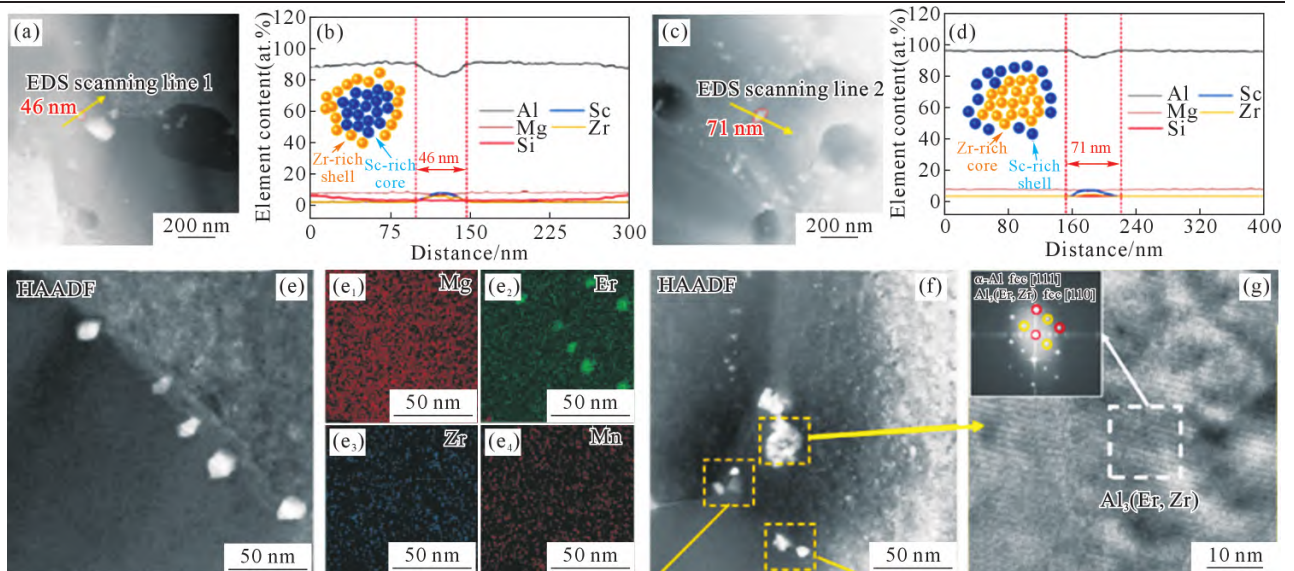


图4 LPBF Al-Mg 系合金微观组织特征:(a, c) Al-Mg-Sc-Zr 合金在 300 和 325 °C 时效 144 h 后的 TEM;(b, d) 分别为对应(a)和(c)中 EDS 线扫描结果;(e~e₄) Al-Mg-Er-Zr 合金的 HAADF-STEM 及对应 EDS 元素分布;(f) 析出相的 HAADF-STEM;(g) 析出相的 HRTEM^[38-39]

Fig.4 Microstructure characterization of LPBFed Al-Mg series alloys: (a, c) TEM images of Al-Mg-Sc-Zr alloys annealed for 144 h at 300 and 325 °C; (b, d) EDS line scanning results corresponding to (a) and (c), respectively; (e~e₄) HAADF-STEM image of Al-Mg-Er-Zr alloys with corresponding EDS elemental mappings; (f) HAADF-STEM image of precipitates; (g) HRTEM image of precipitates^[38-39]

较高的结构与尺寸稳定性(图 4a, b)。当热暴露温度提升至 325 °C 时, 尽管析出相内部发生 Sc、Zr 元素互扩散, 元素分布发生明显变化, 但仍能维持稳定的核壳结构, 提供有效的晶界钉扎与析出强化效果, 使得合金在 200 °C 下仍具有 393.9 MPa 的抗拉强度(图 4c, d)。由于 Sc 元素成本较高, 采用 Er 等稀土元素替代部分 Sc 元素的低成本设计策略也逐渐受到关注。Sun 等^[39]发现, Er 与 Zr 的协同添加可在 Al-Mg 合金中形成 L1₂ 结构的 Al₃Er 与 Al₃(Er, Zr) 纳米析出相, 不仅能实现显著的晶粒细化, 还可以通过析出强化与晶界钉扎效应来提升合金的高温强度(图 4e~g)。与此同时, 该类 Er、Zr 改性的 Al-Mg 合金在 300 °C 下可表现出与 Al-Mg-Sc-Zr 合金相当的高温强度, 充分证明其在低成本增材制造耐热铝合金设计中的巨大潜力。

1.4 Al-Ni 系合金

不同于上述传统铝合金体系, Ni 元素在 Al 基体中的固溶度和扩散速率均极低, 因此 Al-Ni 系合金中形成的 Al₃Ni 相具有优异的热稳定性, 即使在 300 °C 下长时间保温仍能保持稳定^[40]。同时, Al-Ni 共晶合金具有凝固区间窄、流动性好等特点, 有利于降低合金的热裂敏感性并改善成形性。因此, Al-Ni 系合金被认为是增材制造耐热铝合金领域中极具潜力的候选合金体系(表 4)^[41]。Deng 等^[42]采用 LPBF 成功制备出无裂纹、近净成形的 Al-Ni 共晶合金, 打印过程中高冷却速率能够显著细化共晶组织, 并在 α-Al 基体中形成高体积分数的纳米级球状 Al₃Ni 颗粒(图 5a~d)。这些纳米颗粒可通过 Orowan 机制产生显著的弥散强化, 结合其本征高温稳定性, Al-5.7Ni 合金在 300 °C 保持 143 MPa 的抗拉强度。在二元合金基础上, 微合金化进一步拓展了 Al-Ni 系耐热合金的组织调控空间。Ding 等^[43]发现, Sc 的引入可形成与基体完全共格的 L1₂-Al₃Sc 纳米析出相, 从而为合

金提供额外的析出强化作用, 使得 Al-Ni-Sc 合金的室温和高温强度均得到提升。

除弥散分布于 α-Al 基体中的 Al₃Ni 纳米颗粒外, LPBF 制备的 Al-Ni 系合金中还可以形成由 Al 基体与 Al₉Ni₂ 相组成的胞状结构^[44]。基于此, Luo 等^[45]系统研究了 Al-Ni-Sc-Zr 合金的高温力学性能与组织稳定性。合金中 Sc、Zr 元素在 Al/Al₉Ni₂ 界面处的偏聚, 降低了界面能并产生钉扎作用, 进而阻碍界面迁移, 显著改善了胞状结构的高温稳定性(图 5e~h)。在 250 °C 下保温 100 h 后, 胞状结构仍保持完整且未发生明显粗化; 当热暴露时间延长至 500 h, 尽管胞状结构逐步分解, 但形成的高密度纳米颗粒仍可在一定程度上缓解胞状结构退化造成的性能降低, 使合金在热暴露后仍保持优异的力学性能(图 5i~k)。

1.5 Al-Ce 系合金

稀土 Ce 是增材制造耐热铝合金中最具代表性的合金元素之一。Ce 在 Al 基体中具有极低的扩散速率(400 °C 下约为 10⁻¹⁹ m²/s), 且室温下在 Al 中的平衡固溶度仅为 0.000 5%(质量分数)^[1,46]。因此, Ce 元素在合金中几乎全部以 Al₁₁Ce₃ 等高熔点、高热稳定性的金属间化合物的形式析出。此外, 近共晶 Al-Ce 合金还具有凝固温度区间窄、裂纹敏感性低等特点, 使其成为 LPBF 耐热铝合金领域的重点研究体系。Zhou 等^[47]在 LPBF 制备的 Al-10Ce 二元共晶合金中发现, 在快速凝固条件下, 合金形成了由 α-Al 基体和连续三维网状 Al₁₁Ce₃ 金属间化合物构成的共晶胞状组织, 连续网状的 Al₁₁Ce₃ 结构不仅能够有效钉扎晶界, 还可显著抑制高温下的晶界滑移, 从而赋予 Al-Ce 合金优异的高温组织稳定性和力学性能(表 5)。

在此基础上, 多元协同合金化设计进一步拓展了 Al-Ce 系合金强韧性匹配与高温性能的调控空间。其中, Sc、Zr 微合金化在热暴露过程中形成的 L1₂-Al₃(Sc, Zr) 纳米相, 一方面可在 Al 基体内均匀弥

表 4 LPBF Al-Ni 系合金的高温拉伸性能
Tab.4 High-temperature tensile properties of LPBF Al-Ni series alloys

Composition (mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Al-5.7Ni ^[42]	As-built	Room temperature	278	407	9.5
		250	206	218	16.1
		300	137	143	10.4
Al-5.87Ni-0.32Sc ^[43]	As-built	Room temperature	320	445	-
		250	248	259	-
		Room temperature	368	460	6.0
Al-5.61Ni-0.68Sc-0.09Zr ^[45]	As-built	200	367	394	10.3
		250	332	337	8.8
		300	203	212	4.8
Al-5.6Ni-0.93Ti-0.93Zr ^[41]		Room temperature	421.7	480.4	8.6
		300	100.2	134.3	50.9

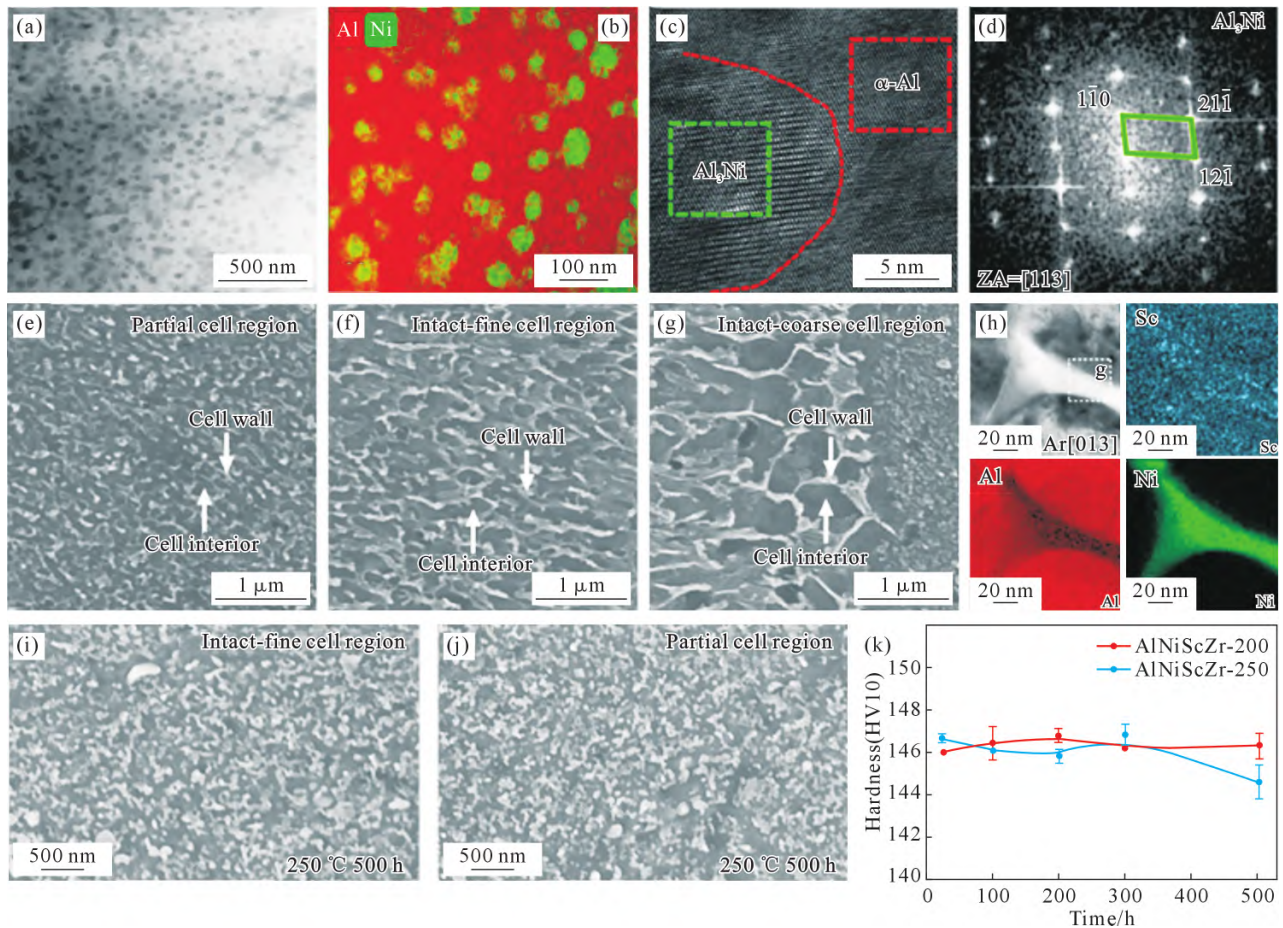


图 5 LPBF Al-Ni 系合金微观组织特征:(a) Al-Ni 合金的 TEM 图;(b) EDS 元素分布;(c) Al/Al₃Ni 界面处的 HRTEM;(d) 图(c)区域的 FFT;(e-g) Al-Ni-Sc-Zr 合金熔池不同区域胞状结构的 SEM-BSE;(h) EDS 元素分布;(i, j) 热暴露后不同区域胞状结构的 SEM-BSE;(k) 硬度变化曲线^[42,45]

Fig.5 Microstructure characterization of LPBFed Al-Ni series alloys: (a) TEM image of Al-Ni alloy; (b) EDS elemental mappings; (c) HRTEM image of the Al/Al₃Ni interface; (d) FFT pattern of the region in (c); (e~g) SEM-BSE images of cellular structures in different regions of the melt pool of the Al-Ni-Sc-Zr alloy; (h) EDS elemental mappings; (i, j) SEM-BSE images of cellular structures in different regions after thermal exposure; (k) variation in hardness^[42,45]

表5 LPBF Al-Ce系合金的高温拉伸性能

Tab.5 High-temperature tensile properties of LPBF Al-Ce series alloys

Composition (mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Al-10Ce ^[47]	As-built	Room temperature	222.1	319.3	10.8
		Room temperature	344	445	10
		250	278	244	-
Al - 10Ce-0.4Sc-0.2Zr ^[48]	As-built	300	254	233	-
		350	198	187	-
		400	142	131	-
		300 °C/12 h	Room temperature	404	474
Al-9.5Ce-0.6Mg ^[51]	As-built	Room temperature	300	438	9.3
		Room temperature	291	416	13.8
		Room temperature	427	573	4.7
Al-10Ce-5Ni-0.46Ti-0.23Zr ^[52]	As-built	250	333	454	10.2
		300	276	338	11.8
		400	104	114	17.86
		Room temperature	321	429	10.9
Al-3Ce-0.8Ca-1.9Mn ^[53]	As-built	250	214	242	16.8
		300	196	224	16.7
		350	154	161	16.8
Al-10.5Ce-3.1Ni-1.2Mn ^[54]	450 °C/2 h	Room temperature	258	370	10
		400	70	-	-

散析出,发挥 Orowan 强化效应;另一方面可在 α -Al/ $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 界面处偏析,缓解界面晶格错配并降低界面能,进而抑制界面迁移与 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相粗化。研究发现,经 Sc、Zr 改性后的 Al-10 Ce 合金在 300 °C 下的屈服强度和抗拉强度分别达 233 和 254 MPa,高温强度保持率接近 70%,表现出优异的高温承载能力^[48]。

除 Sc、Zr 元素外,Mg 元素因在 Al 基体中具有较高的平衡固溶度,且不易引入有害脆性相,成为 Al-Ce 系合金中重要的固溶强化元素^[49-50]。Lv 等^[51]研究发现,在 LPBF 制备的 Al-Ce-Mg 合金中,少量 Mg 元素偏聚于 Al/ $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相界面处,而 Ce 元素主要分布在网状骨架中(图 6a, b)。经 400 °C/1 h 的热暴露后,Ce 原子发生短程扩散, $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 网状结构出现局部熔断与球化,但未发生明显粗化,同时在界面附近形成细针状或短棒状纳米 Al_4Ce 金属间化合物(图 6c, d)。 Al_4Ce 的形成将 Al/ $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 半共格界面转变为 Al/ Al_4Ce 共格界面,进一步改善了组织的高温稳定性。得益于 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 纳米网络优异的热稳定性及 Al_4Ce 纳米颗粒的高温强化作用,热暴露后合金强度高达 416 MPa,约为原强度的 95%,表现出优异的强度保持率。

此外,通过引入 Ni、Mn、Ti、Ca 等低扩散合金元素构建多尺度热稳定金属间化合物,也可以进一步提升 Al-Ce 系合金的高温组织稳定性与力学性能。Wu 等^[52]针对 Ti、Zr 元素改性 Al-Ce-Ni 合金的研究

表明,Ti、Zr 元素引入形成的 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 纳米颗粒与 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 、 Al_3Ni 相共同形成网络结构(图 6e, f),使得合金在 400 °C 下仍保持 104 MPa 的屈服强度。Wei 等^[53]在 Al-Ce-Ca-Mn 合金中发现,Ca 元素可调控共晶反应过程,缩小凝固温度区间,降低合金的热裂纹敏感性,同时 Ca 可部分取代 Ce 原子形成高体积分数的热稳定 $\text{Al}_{11}(\text{Ce}, \text{Ca})_3$ 相;Mn 元素则在基体中以纳米球状 Al_6Mn 弥散相的形式均匀析出(图 6g~g₄)。研究表明,该合金最终实现了 429 MPa 的室温抗拉强度和 10.9% 的断裂伸长率,在 300 °C 下仍保持 196 MPa 的屈服强度和 224 MPa 的抗拉强度。

除高温力学性能外,LPBF 制备的 Al-Ce 系合金的抗蠕变性能与蠕变机制也逐步成为研究热点。Michi 等^[54]通过 LPBF 制备的 Al-Ce-Ni-Mn 合金在 300~400 °C 范围内表现优异的抗蠕变性能。合金经 450 °C/2 h 去应力退火后,形成了体积分数约 35% 的亚微米级弥散析出相(图 7a~d)。该析出相具有优异的热稳定性,在 350 °C-200 h 时效后尺寸基本保持稳定,且在 400 °C-200 h 时效后尺寸增幅仅为 17%(图 7e~g)。高体积分数、抗粗化的弥散析出相通过抑制位错攀移和促进传递载荷,显著提高了合金的高温蠕变抗力,使其在 350 °C 下的抗蠕变性能优于多种铸造耐热铝合金在 300 °C 下的性能(图 7 h)。在此基础上,Bahl 等^[55]进一步开发了 Al-Ce-Ni-Mn-Zr 近共晶合金,其打印态组织中形成了体积分数约为 27%

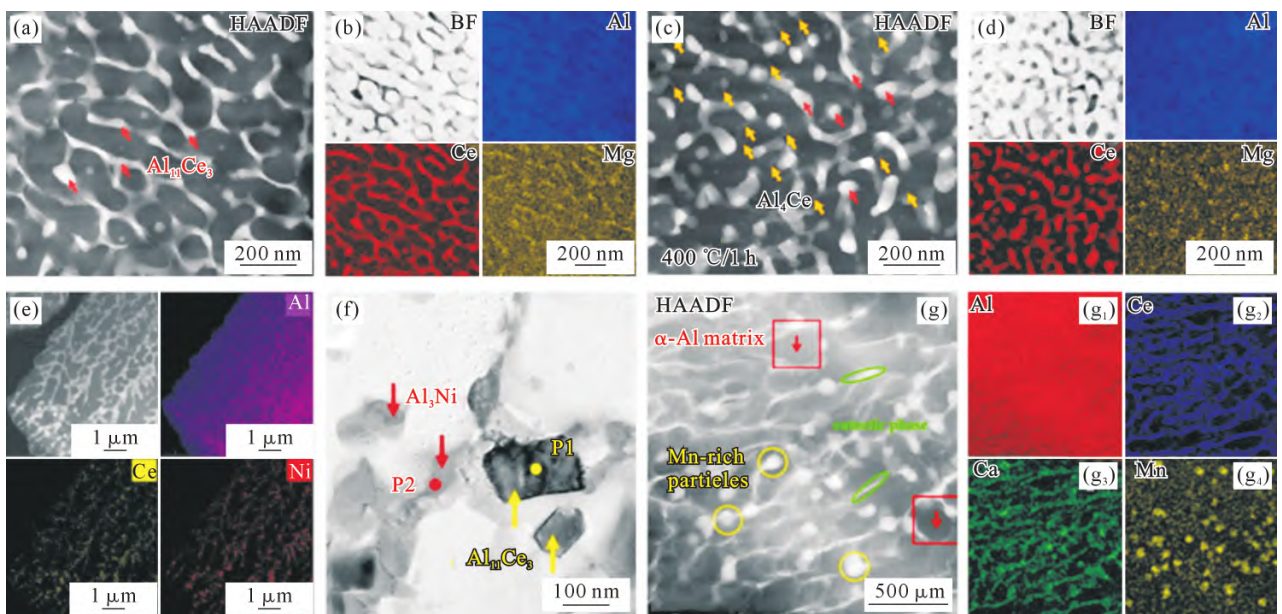


图 6 Al-Ce 系合金组织表征:(a, c) Al-Ce-Mg 合金 400 °C-1 h 热暴露前和后的 HAADF;(b, d) 分别为对应(a)和(c)的 BF-STEM 以及 EDS 元素分布;(e) 去应力退火 Al-Ce-Ni-Ti-Zr 合金的 HAADF-STEM 以及 EDS 元素分布;(f) 金属间化合物的形貌;(g~g₄) Al-Ce-Ca-Mn 合金的 HAADF 及对应 EDS 元素分布^[51-53]

Fig.6 Microstructure characterization of Al-Ce series alloys: (a, c) HADDf images of LPBFed Al-Ce-Mg alloy before and after 400 °C-1 h thermal exposure; (b, d) BF-STEM images with EDS elemental mappings corresponding of (a) and (c), respectively; (e) HAADF-STEM image with EDS elemental mappings of as-stress-relieved (as-SR) Al-Ce-Ni-Ti-Zr alloy; (f) morphologies of intermetallic; (g~g₄) HAADF image of Al-Ce-Ca-Mn alloy with corresponding EDS elemental mappings^[51-53]

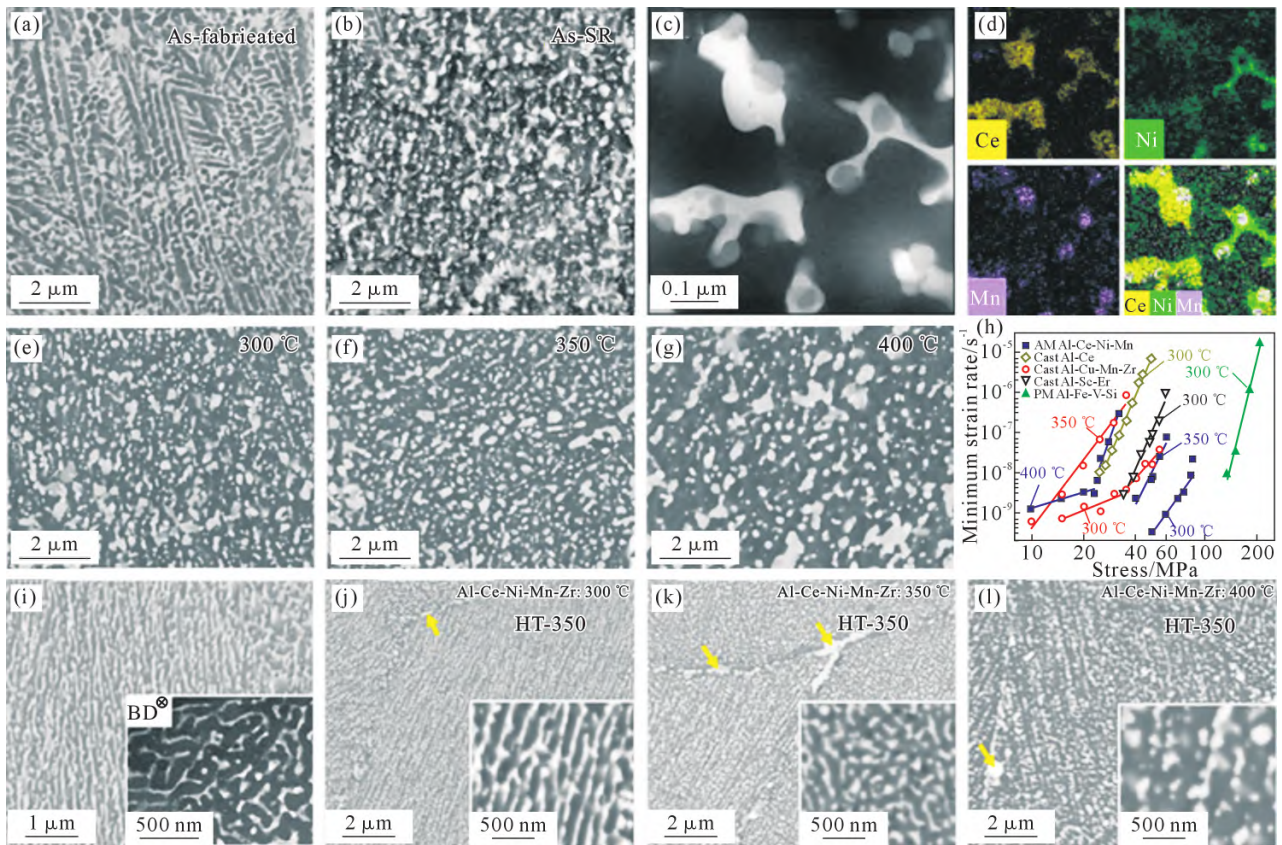


图 7 LPBF Al-Ce-Ni-Mn 和 Al-Ce-Ni-Mn-Zr 合金微观组织和蠕变行为: (a, b) 打印态和去应力退火 Al-Ce-Ni-Mn 合金的 SEM-BSE; (c) 去应力退火合金的 DF-STEM; (d) 图(c)的 EDS 元素分布; (e~g) 300, 350 和 400 °C 退火 200 h 的 SEM-BSE; (h) 蠕变行为; (i) Al-Ce-Ni-Mn-Zr 合金的 SEM-BSE, 插图为 HAADF-STEM; (j~l) HT-350 态合金在 300, 350 和 400 °C 蠕变后的 SEM-BSE^[54-55]

Fig.7 Microstructure characterization and creep behavior of LPBF Al-Ce-Ni-Mn and Al-Ce-Ni-Mn-Zr alloys: (a, b) SEM-BSE images of the as-printed and as-SR Al-Ce-Ni-Mn alloy; (c) DF-STEM image of the as-SR alloy; (d) EDS elemental mappings of (c); (e~g) SEM-BSE images after annealing for 200 h at 300, 350 and 400 °C; (h) creep behavior; (i) SEM-BSE image of the Al-Ce-Ni-Mn-Zr alloy, with the inserted HADDF-STEM image; (j~l) SEM-BSE images in the HT350 condition at 300, 350 and 400 °C^[54-55]

的连续网状 $Al_{27}Ni_6Ce_3$ 相,并具有约 100 nm 的超细相间距(图 7i)。合金中的 Mn 能够促进 $Al_{27}Ni_6Ce_3$ 相的析出,并抑制抗粗化能力较差的 Al_3Ni 相的生成;而具有极低扩散速率的 Zr 则通过固溶或偏聚在 $Al_{27}Ni_6Ce_3$ 相附近,进一步强化了 $Al_{27}Ni_6Ce_3$ 相的抗粗化能力。具有优异热稳定性的析出相使得合金即使在 400 °C-454 h 长时间蠕变后,其相间距最大值仅增至约 160 nm(图 7j~l)。这种长期稳定的超细第二相间距可持续阻碍位错运动,赋予合金优异的高温抗蠕变性能。

1.6 Al-Fe 系合金

在熔炼铸造、粉末冶金等传统铝合金制备工艺中,Fe 元素由于易形成硬脆富 Fe 相、阻碍粉末冶金烧结致密化,大幅恶化合金强韧性而被视为有害杂质。而在 LPBF 的非平衡快速凝固条件下,Fe 元素可原位形成纳米级球状亚稳 Al_6Fe 相^[56-57]。该相具有高熔点、高热稳定性等特征,能有效钉扎晶界并阻碍位错滑移,显著提升合金的高温强度与热稳定性。但

球状亚稳 Al_6Fe 相在高温热暴露过程中易发生相结构转变,形成稳定的针状 $\theta-Al_{13}Fe_4$ 相^[58]。与球状亚稳 Al_6Fe 相相比,针状 θ 相尖端易诱发应力集中,且与基体界面结合较弱,会大幅损害合金的强度、塑性及疲劳性能等^[59]。因此,如何通过成分设计、工艺优化等方式提升亚稳 Al_6Fe 相高温热稳定性、抑制其向针状 $Al_{13}Fe_4$ 相的转变,成为突破增材制造 Al-Fe 耐热合金高温应用瓶颈的关键(表 6)。

当前研究主要聚焦于引入低扩散速率元素,以抑制 Fe 元素扩散并增强 Al/ Al_6Fe 界面结合,进而提升其抗粗化能力。在计算材料学研究方面,Yao 等^[60]基于密度泛函理论系统研究 Mo 掺杂对 Al-Fe 合金界面稳定性的调控机制。研究表明,Mo 原子掺杂能显著降低 Al/ Al_6Fe 界面能,并提高 Al/ $Al_{13}Fe_4$ 界面能,同时将 Fe 在 Al 基体中的扩散能垒提升 20%。因此,Mo 能够通过热力学稳定 Al/ Al_6Fe 界面与动力学抑制 Fe 扩散双重机制来进一步增强合金热稳定性。在实验验证与合金开发方面,Takata 等^[61]基于

表6 LPBF Al-Fe系合金高温拉伸性能
Tab.6 High-temperature tensile properties of LPBF Al/Fe series alloys

Composition (mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Al-5Fe-6Cr ^[64]	As-built	Room temperature	400	547	3.8
		200	344	-	-
		300	273	-	-
		400	179	-	-
		Room temperature	-	547.17	7.0
Al-4.89Fe-4.56Cr-1.68Ti ^[65]	As-built	300	-	352.77	2.7
		400	-	271.47	2.05
		500	111.53	104.73	12.91
		Room temperature	649	865	-
Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si-0.3Sc ^[66]	As-built	100	681	797	-
		200	617	692	-
		300	431	463	-
		400	191	225	-
		Room temperature	449	503	-
Al-2.5Fe-2Cu-0.6Sc-0.3Zr ^[58]	As-built	100	348	386	11.2
		200	232	274	9.0
		300	142	150	4.5

LPBF 非平衡凝固过程中的溶质分配行为, 系统研究了 Cu、Mn、Ti 元素对 Al-Fe 合金微观组织调控机制和力学性能演变规律的影响。其中共晶型 Mn、Cu 元素可形成与 Al₆Fe 相晶体结构高度相似的 Al₆Mn 与 Al₂₃CuFe₄ 相(图 8a~d), 而包晶型 Ti 元素主要固溶于 Al 基体中并形成纳米 Al₃Ti 颗粒。因此, 在利用多组元协同合金化策略制备的 Al-Fe-Cu-Mn 合金与 Al-Fe-Mn-Ti 合金中, 通过合金元素取代部分 Fe 元素晶格位点, 实现了析出相热稳定性的提高和体积

分数的增加, 进而显著改善了合金室温和高温综合力学性能(图 8e~h)。在 Al-2.5Fe-2Mn 合金中, 高体积分数的 Al₆(Fe, Mn)弥散相显著抑制了 Al₆Fe 相到 Al₁₃Fe₄ 相的转变, 即使经 500 °C 下长时间热暴露, 仍未观察到平衡态针状 θ 相的析出^[62]。此外, 在 Wang 等^[61]通过 LPBF 制备的 Al-Fe-Mg-Sc-Zr 合金中, Al₆Fe 与 L1₂-Al₃(Sc, Zr)相的协同析出有效减缓了 Al₆Fe 相的粗化。由于 Sc 原子掺杂增强了 Al₆Fe 相的原子键合、延缓其向稳态 θ-Al₁₃Fe₄ 相的转变, 合金在 300 °C 下

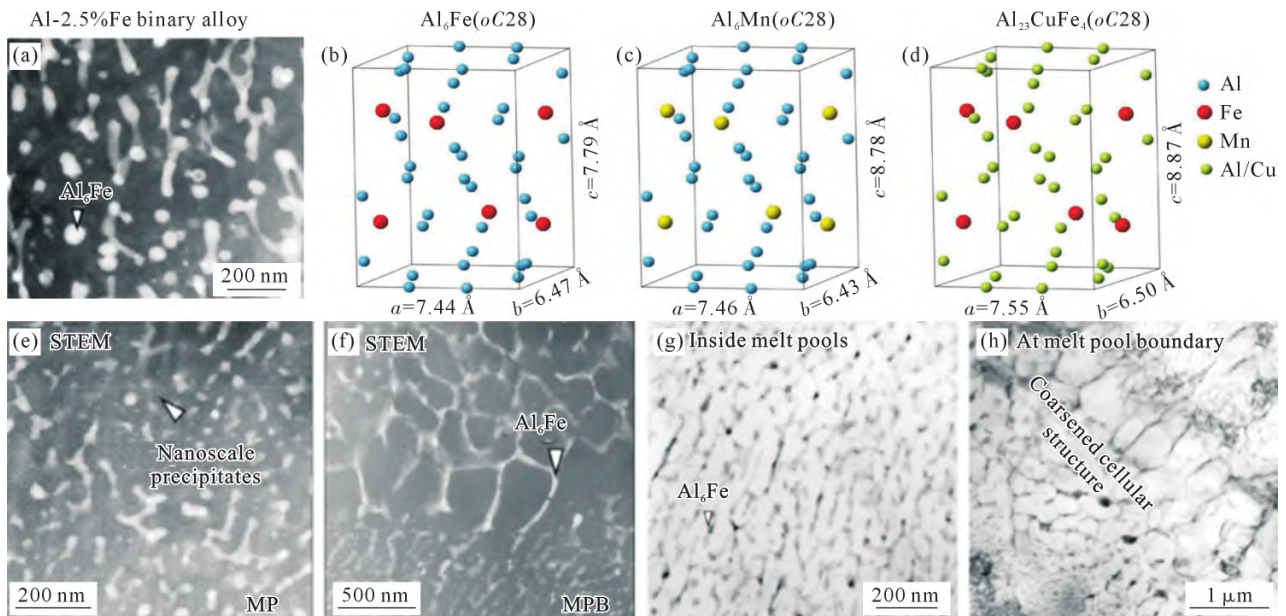


图 8 LPBF Al-Fe 系合金微观组织与相结构:(a) Al-2.5Fe 合金中 Al/Al₆Fe 双相纳米结构;(b~d) Al₆Fe, Al₆Mn 和 Al₂₃CuFe₄ 相的晶体结构;(e, f) Al-Fe-Cu-Mn 合金熔池中心和熔池边界的 STEM;(g, h) Al-Fe-Mn-Ti 合金熔池中心和熔池边界的 TEM^[61]
Fig.8 Microstructure and phase structures in LPBFed Al-Fe series alloys: (a) Al/Al₆Fe two-phase nanostructure of Al-2.5Fe alloy; (b~d) crystal structures of Al₆Fe, Al₆Mn and Al₂₃Fe₄; (e, f) STEM images of Al-Fe-Cu-Mn alloy inside melt pools and at the melt pool boundary; (g, h) TEM images of Al-Fe-Mn-Ti alloy inside melt pools and at the melt pool boundary^[61]

仍保持约 260 MPa 的抗拉强度。

此外, 近期研究表明, LPBF 制备的 Al-Fe-Cr 和 Al-Fe-V-Si 等多元合金体系可通过形成准晶相或非晶相, 显著增强合金的高温稳定性。Pérez-Prado 等^[64]对 LPBF 制备的 Al-5Fe-6Cr 合金进行研究, 发现合金内部存在高密度、纳米级的二十面准晶相(i-QC 相)。由于准晶相优异的高温稳定性, 该合金在 400 °C 的温度下仍表现突出的机械性能, 屈服强度可达 200 MPa。有研究表明 Ti 元素的引入可以进一步增强准晶相的热稳定性。其中, Al₉₄Fe_{2.5}Cr_{2.5}Ti 合金在 480 °C 下热暴露后仍不发生明显相变^[65]。该合金内的高体积分数纳米级 i-QC 相、亚稳态 Al₃(Ti, Cr)相和 Al-Fe 金属间化合物使得其在 500 °C 下仍保持 111.53 MPa 的优异抗拉强度(图 9a~d)。除此之外, Tang 等^[66]利用 LPBF 过程中极高的冷却速率与温度梯度, 设计制备了具有独特的分层异质结构的 Al-Fe-

V-Si-Sc 合金。其中熔池中心为非晶/铝基体复合组织, 熔池边界分布多种纳米析出相。该结构使得合金在室温及高温下具有超高强度, 其在室温和 300 °C 下的抗拉强度分别为 865 和 463 MPa(图 9e~k)。

1.7 Al-La 系合金

La 元素是铝合金中极具应用潜力的耐热元素, 不仅在工业稀土中具有显著的成本优势, 而且展现出极低的扩散系数和固溶度。在 300 °C 下, La 元素在 Al 基体中的扩散速率仅为 $6.9 \times 10^{-21} \text{ m}^2/\text{s}$, 固溶度也仅为 0.01%(原子分数)^[67], 因此 Al-La 系合金中形成的金属间化合物通常具有优异的高温稳定性(表 7)^[68-70]。同时, 近共晶成分的 Al-La 合金具有凝固温度区间窄、裂纹敏感性低等特点。基于增材制造非平衡快速凝固工艺, 在 Al-La 合金中构建纳米级三维网络结构并引入热稳定相, 已成为改善其高温性能的有效途径。如图 10a~c 所示, Ma 等^[67]通过 LPBF 在 Al-La-Sc-Zr 合

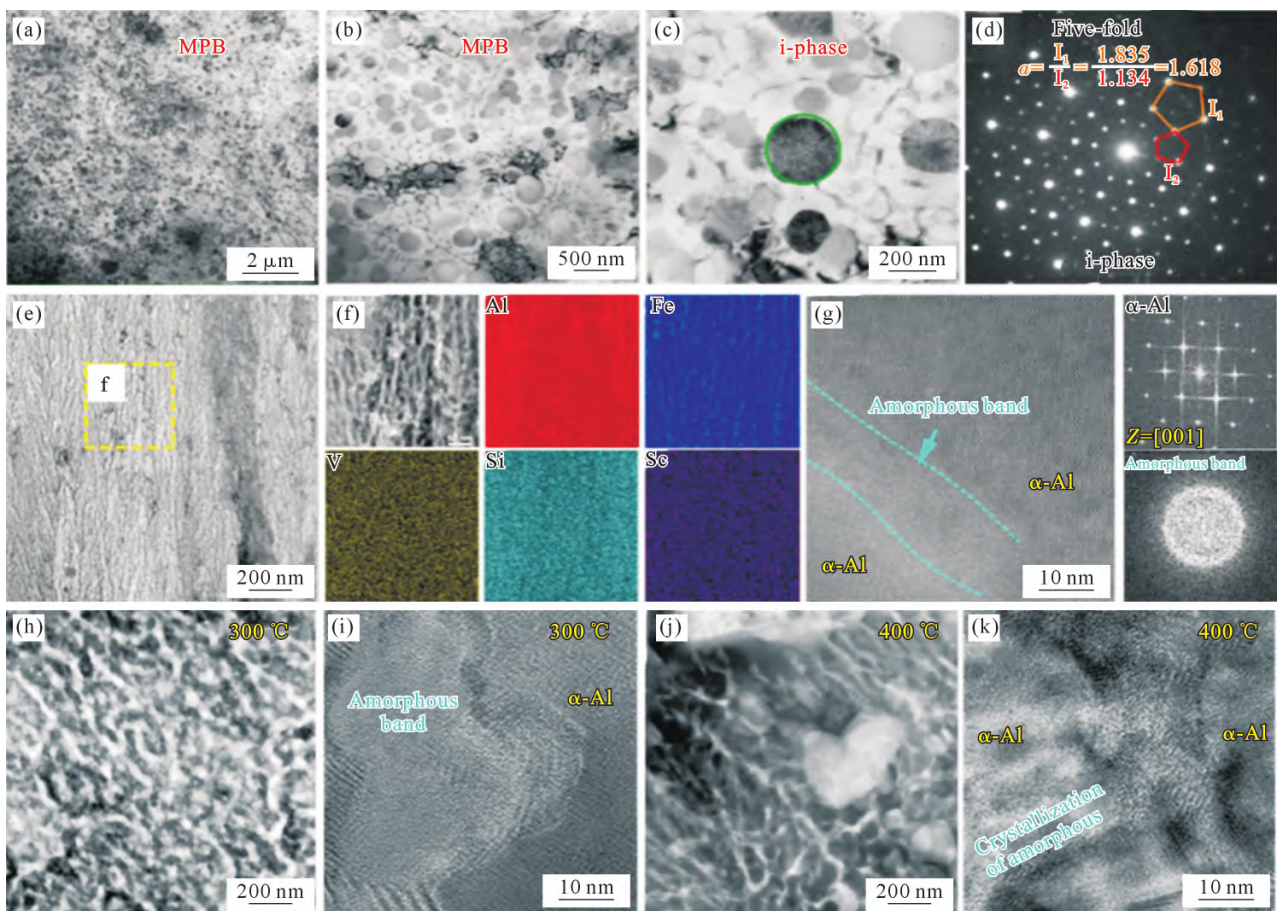


图 9 LPBF Al-Fe 系合金准晶及非晶微观组织特征: (a, b) 不同倍数下 Al₉₄Fe_{2.5}Cr_{2.5}Ti 合金的形貌; (c) i-QC 相的高倍 TEM 图; (d) 图 (c) 区域的 SAED; (e) Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si-0.3Sc 合金熔池中心的 TEM 图; (f) 图 (e) 区域的 EDS 元素分布; (g) 非晶相界面的 HRTEM 以及对应的 FFT; (h, j) 300 和 400 °C 拉伸断裂后非晶形貌; (i, k) 300 和 400 °C 拉伸断裂后非晶 HRTEM 图^[65-66]
Fig.9 Microstructure characterization of the icosahedral and amorphous phases in LPBFed Al-Fe series alloys: (a, b) BF images at different magnifications showing the microstructure of the Al₉₄Fe_{2.5}Cr_{2.5}Ti alloy; (c) high-magnification TEM image of the i-QC phase; (d) SAED pattern in (c); (e) TEM image of the molten pool center in the Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si-0.3Sc alloy; (f) the EDS elemental mappings of the region in (e); (g) HRTEM image of the amorphous phase interface and the corresponding FFT patterns; (h, j) amorphous morphologies after tensile tests at 300 and 400 °C; (i, k) HRTEM images of the amorphous phases after 300 and 400 °C^[65-66]

表7 LPBF Al-La系合金高温拉伸性能
Tab.7 High-temperature tensile properties of LPBF Al-La series alloys

Composition(mass fraction/%)	Heat treatment	Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Al-La-Sc-Zr ^[67]	325 °C/1 h	Room temperature	418	453	-
		300	246	265	-
		Room temperature	334	588	-
Al-11.5La-5.5Mg-0.6Mn ^[71]	As-built	200	297	-	19.3
		300	213	-	9.0
		Room temperature	-	588	6.4
Al-11.60La-4.14Mg-0.57Mn ^[70]	As-built	200	-	330	19.3
		300	-	217	9
		400	-	62	38.4

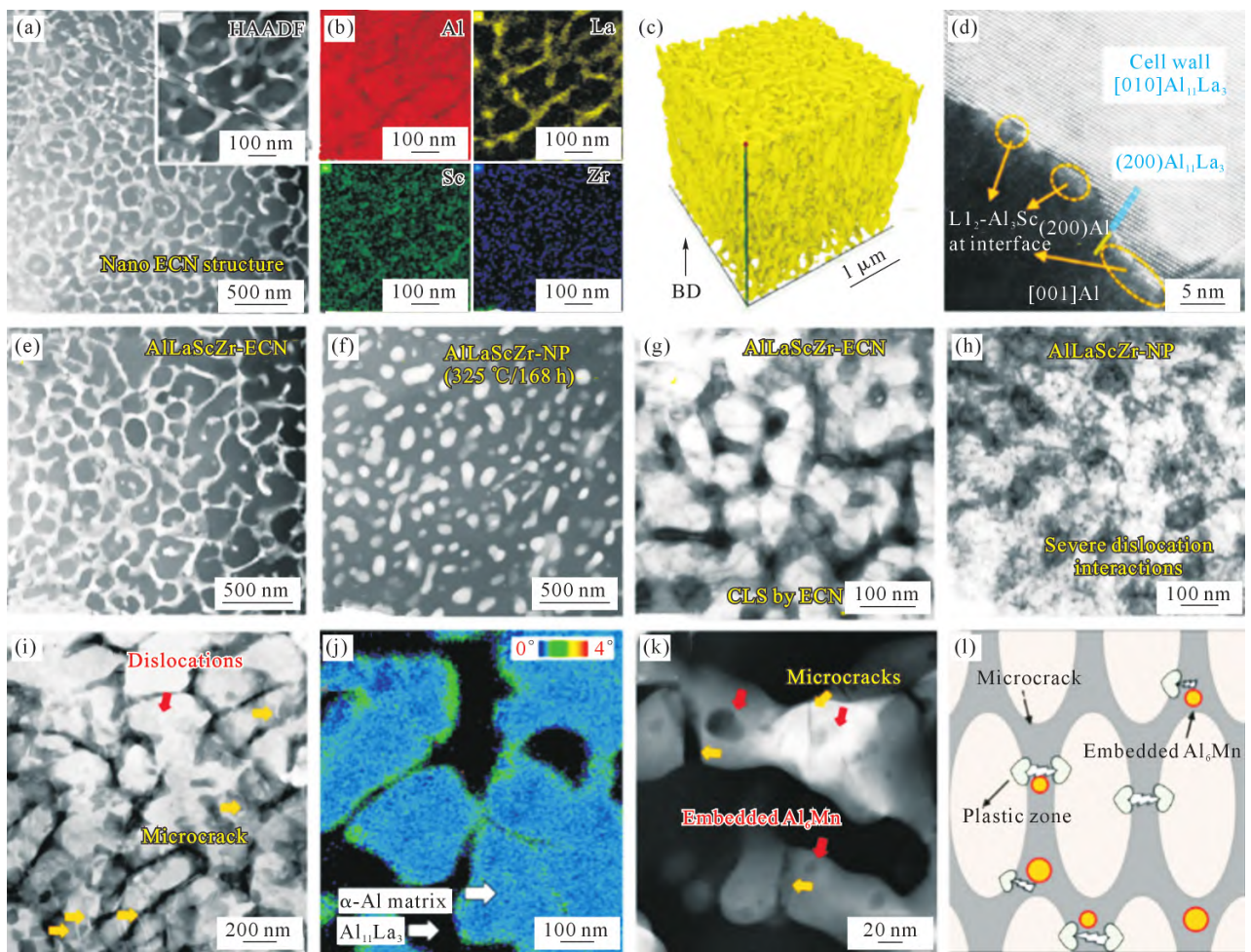


图 10 LPBF Al-La 系合金微观组织特征:(a) Al-9.8La-0.46Sc-0.26Zr 合金中 ECN 的 STEM-HADDF;(b) 图(a)局部放大区域的 EDS 元素分布;(c) ECN 结构的三维重构;(d) 胞壁与 Al 基体界面处的 HRTEM 图;(e, f) 峰时效态和在 325 °C 退火 168 h 后 ECN 结构的 STEM-HADDF 图;(g, h) 300 °C 拉伸断裂后的位错行为;(i-l) 打印态 Al-11.5La-5.5Mg-0.6Mn 合金在 300 °C 拉伸断裂后的 BF-TEM 图、TKD-KAM 图、HADDF 图和示意图^[67,71]

Fig.10 Microstructure characterization of LPBFed Al-La series alloys: (a) STEM-HADDT image of the ECN in the Al-9.8La-0.45Sc-0.26Zr alloy; (b) the EDS elemental mappings of the magnified region in (a); (c) 3D reconstructed image of the ECN; (d) HRTEM image showing the interface of the cell wall and Al matrix; (e, f) STEM-HADDF images showing the morphology of ECN in the peak-aged state and after annealing at 325 °C for 168 h; (g, h) the dislocation behavior at the fracture strain; (i-l) BF-TEM image, TKD-KAM image, HADDF image and schematic diagram of the as-printed Al-11.5La-5.5Mg-0.6Mn alloy tensile fracture at 300 °C^[67,71]

金中成功制备出由热稳定 Al₁₁La₃ 相构成的纳米级三维共晶胞状网络(eutectic cellular network, ECN), 其优异的承载能力、受限层滑移引起的 Al 基体强化以及纳米沉淀相有效阻碍位错交滑移、攀移等热激活

行为,使得合金在 300 °C 下的屈服强度达 250 MPa。同时, 胞壁处的 L₁₂-Al₃Sc 相通过降低局部晶格畸变,进一步改善了 α-Al/Al₁₁La₃ 界面结合(图 10d), 增强了界面稳定性。因此,合金在 300 °C 热暴露 168 h

后仍保持完整的网络结构。当温度提升至 325 °C 时,ECN 结构发生退化,但其分解形成高体积分、弥散分布的 Al₁₁La₃ 纳米颗粒仍可与位错发生交互作用并促进位错增殖,使该合金在长时间热暴露后仍保持良好的综合力学性能(图 10e~h)。此外,Zhang 等^[71]针对 Mn、Mg 元素改性 Al-La 合金的变形行为与断裂机制进行系统研究(图 10i~l)。研究表明,胞壁处的 Al₆Mn 颗粒在塑性变形过程中通过诱导微裂纹萌生参与协调变形,进而改善 Al₁₁La₃ 三维网络结构的载荷传递效率;同时经高 Mg 元素固溶增韧的 Al 基体可有效缓解局部应力,抑制裂纹快速扩展,因而合金在 300 °C 高温下保持 213 MPa 的屈服强度。

综上,不同增材制造耐热铝合金体系的性能提升均围绕高温稳定强化结构的构建展开(图 11),但其改性策略和适用性存在明显差异。传统 Al-Si、Al-Cu 和 Al-Mg 系合金具有较好的室温性能和工艺适应性,但其高温强度普遍受限于主要强化相的热稳定性不足,通常需要引入 Ti、Sc、Zr、Fe、Ni 等低扩散元素,进而形成热稳定析出相或金属间化合物来提升组织稳定性。相比之下,Al-Ce、Al-La 和 Al-Fe 等新型体系更强调通过合金成分设计直接构筑热稳定第二相,因此在 300 °C 下表现出更好的强度保持能力。这主要源于 Ni、Ce、La、Fe 等元素在 Al 基体中的低固溶度、低扩散特征及其形成的稳定金属间化合物。然而,这类新型体系虽然在耐热性方面具有优势,但仍可能面临塑性不足、脆性过量、裂纹敏感性增加以及成形窗口受限等问题。

2 耐热铝基复合材料

铝基复合材料(Al matrix composites, AMCs)通过在铝合金基体中引入陶瓷颗粒、晶须等非连续增强相,可在保持低密度优势的同时提升高温承载能力和组织热稳定性,已成为耐热轻量化结构材料的重要发展方向。增强相设计与界面调控是决定 AMCs

组织稳定性、强塑性匹配和服役可靠性的关键因素,其中增强相的类型、尺寸、空间分布及界面结合状态,会显著影响晶粒细化、载荷传递、位错运动和裂纹扩展等变形损伤行为。因此,明确增材制造非平衡凝固条件下增强相的分散行为、界面演化规律及高温强化机制,对于优化耐热 AMCs 的组织构筑和性能设计具有重要意义。本节将围绕增材制造耐热 AMCs 的典型增强体系、组织演化特征与强化机制展开讨论,并进一步分析其在界面稳定性、成形性优化和工程化应用方面面临的关键问题。

2.1 陶瓷颗粒增强铝基复合材料

TiB₂、SiC 和 TiC 等陶瓷颗粒是增材制造 AMCs 中常用的增强体,同时也可作为有效的异质形核位点调控凝固组织。一方面,陶瓷颗粒与 α-Al 基体之间较好的晶格匹配有利于促进异质形核,诱导柱状晶向等轴晶转变,从而细化晶粒、改善凝固组织均匀性并降低热裂敏感性^[72-73]。另一方面,陶瓷颗粒通常具有高熔点、高模量和良好的热稳定性,可通过钉扎晶界、阻碍位错、传递载荷和偏转裂纹扩展等机制提升铝基复合材料的室温及高温力学性能。因此,陶瓷颗粒增强不仅是改善增材制造铝合金成形性的有效方式,也是构筑耐热铝基复合材料的重要策略。

陶瓷颗粒与 Al 基体之间的界面稳定性直接决定复合材料的强化效率和断裂行为。TiC 和 SiC 颗粒在 LPBF 激光作用及循环热历史作用下容易与 Al 基体发生界面反应,生成 Al₄C₃、Al₄SiC₄ 等反应产物。这类界面反应具有双重作用:适度界面反应可诱导形成新的原位强化相以改善颗粒/基体界面结合;但过度界面反应则可能生成脆性相,造成界面应力集中和塑性下降。Sun^[74]通过对 LPBF 制备的 TiC/Al-Si10Mg 复合材料研究发现,部分 TiC 颗粒在成形过程中发生分解,并原位形成了 D0₂₂-Al₃Ti 相;未分解的残余 TiC 与 Al₃Ti 颗粒共同抑制 Si 元素的长程扩散,从而显著提升了 Al-Si 共晶网状结构的高温稳定性。类似地,TiC/AlFeCr 复合材料中存在由 TiC

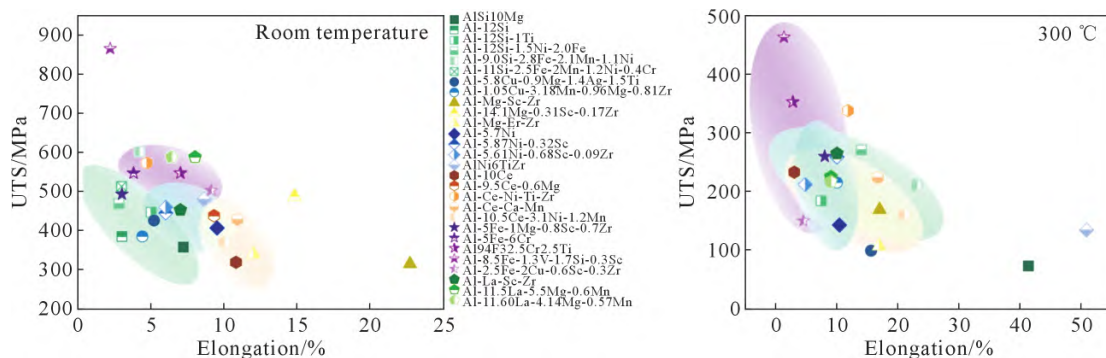


图 11 增材制造耐热铝合金的性能总结

Fig.11 Performance summary of AM heat-resistant aluminium alloy

分解诱导而形成的 $\text{TiC}+\text{Al}_4\text{C}_3+\text{TiC}$ 独特“三明治”结构; 该结构的 TiC 壳层与 Al 基体具有约 6.3% 的低晶格错配度, 形成的半共格界面避免脆性 Al_4C_3 直接接触基体, 显著提高界面结合强度与载荷传递效率。同时, 致密稳定的 TiC 壳层有效抑制 Al_4C_3 与 Al 之间的元素扩散及粗化, 使该结构在 400°C 长期热暴露后仍保持结构完整。此外, 纳米尺度的 TiC 壳层为准晶 i 相提供了异质形核位点, 使得 TiC/AlFeCr 中 i 相体积分数更高(图 12a~d)^[75]。这种由陶瓷颗粒、界面反应相和原位析出相共同构成的多相强化结构, 使复合材料在 300°C 下仍具有 306 MPa 的屈服强度, 体现出界面反应诱导多尺度强化的潜力。此外, 在 SiC 颗粒增强 AlSi10Mg 复合材料中, 也观察到类似的界面反应特征。 SiC 发生部分分解, 并与 Al 基体发生界面反应, 形成 Al_4C_3 和 Al_4SiC_4 相(图 12e~h)^[76]。适量 SiC 颗粒的引入有利于改善晶粒组织和提高高温承载能力。与未改性 AlSi10Mg 合金相比, 添加 5%(质量分数) SiC 的复合材料在 300°C 下的屈服强度与抗拉强度分别提升了 70.8% 和 81.2%。然而, 过量 SiC 颗粒的添加会导致 Al_4C_3 等脆性相的形成, 从而引起复合材料塑性的恶化。因此, 对于 TiC 和 SiC 增强体系而言, 界面反应并非完全有害, 关键在于通过颗粒含量、粒径分布和 LPBF 热输入调控反应程度, 使其在界面结合增强与脆性相抑制之间达到平衡。

相比之下, TiB_2 颗粒在 LPBF 过程中具有更高

的化学稳定性, 通常不易发生分解, 难以与 Al 基体形成有害界面反应, 因此在增材制造耐热铝基复合材料中表现出更突出的应用潜力。 TiB_2 颗粒不仅能够作为稳定的异质形核核心促进晶粒细化, 还可在凝固过程中偏聚于胞状结构边界或晶界处, 通过 Zener 钉扎效应抑制界面迁移和晶粒粗化。Hou 等^[77] 将 AlB_2 、 Ti 和 Al-12Si 粉末均匀混合, 利用 LPBF 技术在 Al-12Si 合金中原位引入纳米级 $\text{D}_{022}\text{-Al}_3\text{Ti}$ 相和 TiB_2 颗粒。高热稳定的纳米颗粒不仅可作为异质形核位点实现晶粒细化, 且优先偏聚于胞状结构边界和晶界处, 从而有效抑制界面迁移和晶粒粗化(图 12i~j)。此外, 在 $\text{TiB}_2/2618\text{Al}$ 复合材料中, TiB_2 陶瓷颗粒和富 Fe 、 Ni 金属间化合物产生协同作用, 使复合材料在 190°C 下晶粒尺寸几乎保持不变, 在 300°C 下也仅发生轻微粗化, 表现出优异的热稳定性^[78]。因此, 将陶瓷颗粒与耐热金属间化合物相结合, 可构筑兼具晶界钉扎、载荷传递和第二相强化作用的多尺度协同增强体系。

2.2 晶须增强铝基复合材料

晶须是一类具有高长径比的一维增强体, 通常呈现针状、棒状或短纤维状, 其直径处于纳米至亚微米尺度, 长度可达亚微米级^[79]。与近等轴陶瓷颗粒相比, 晶须独特的几何各向异性使其更易在基体中构建连续或准连续的载荷传递路径^[80], 从而提高复合材料的应力分配能力和承载效率。同时, 在裂纹扩展过程中, 晶须可通过桥接、偏转以及拔出等方式消耗

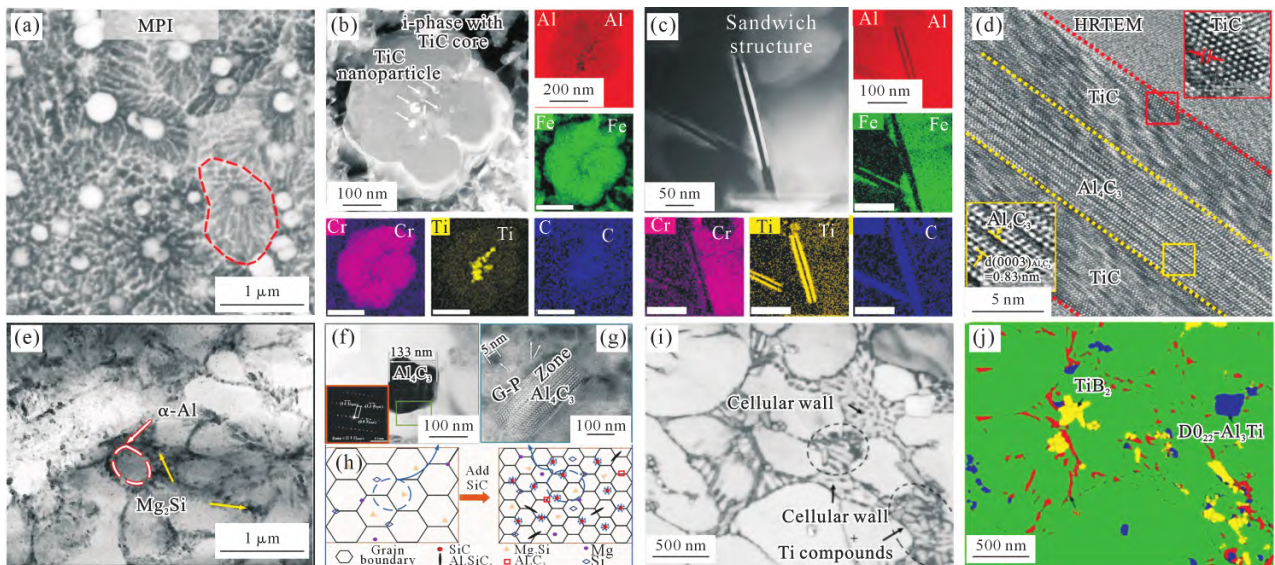


图 12 增材制造陶瓷颗粒增强铝基复合材料微观组织特征: (a) TiC/AlFeCr 复合材料的 SEM-BSE; (b, c) i 相和三明治结构的 TEM 及对应元素分布; (d) $\text{Al}_4\text{C}_3/\text{TiC}$ 结构的 HRTEM; (e) $\text{SiC}/\text{AlSi10Mg}$ 复合材料的形貌; (f, g) Al_4C_3 相和 Al_4SiC_4 相的 TEM; (h) 微观组织调控示意图; (i, j) $\text{AlSi}_{12}\text{Ti}_2\text{B}_{0.6}$ 复合材料 TKD 数据中的衬度图和相分布图^[75-77]

Fig.12 Microstructure characterization of particle-reinforced Al matrix composites: (a) SEM-BSE image of the TiC/AlFeCr composite; (b, c) TEM image with corresponding EDS elemental mappings of the i phase and sandwich structure; (d) HRTEM image of the $\text{Al}_4\text{C}_3/\text{TiC}$ structure; (e) morphology of the $\text{SiC}/\text{AlSi10Mg}$ composite; (f, g) TEM images of the Al_4C_3 phase and Al_4SiC_4 phase; (h) schematic diagram of microstructure modulation; (i, j) band contrast and phase distribution obtained from the TKD results of the $\text{AlSi}_{12}\text{Ti}_2\text{B}_{0.6}$ composite^[75-77]

断裂能,从而在提高强度的同时改善损伤容限^[81-82]。此外,晶须与位错之间较强的相互作用,可有效钉扎位错、诱发位错缠结并促进几何必需位错累积,进而提高材料的加工硬化能力和塑性协调能力^[83]。因此,晶须增强体在高强韧铝基复合材料设计中具有独特优势。

对于增材制造铝基复合材料而言,晶须增强的关键不仅在于其高长径比带来的载荷传递能力,更在于其能否在 LPBF 复杂热循环和快速凝固条件下实现可控生成、均匀分布和稳定界面结合。相比外加晶须增强体,原位合成晶须可在一定程度上避免外加晶须团聚、界面反应和粉末流动性下降等问题,并通过熔池内强烈对流、元素快速扩散受限和局部过饱和条件,在基体内部形成分散均匀、界面结合更强的纳米晶须。因此,原位构筑纳米晶须为增材制造铝基复合材料的组织设计、缺陷抑制和高温强化提供了新的途径。

近期, Yang 等^[84]利用 LPBF 过程中的高温梯度度和激光诱导反冲压力,首次在 AA2024 铝合金中原位合成出高密度、长径比超 20 且与 Al 基体保持共格关系的纳米 MgAlB_{4w}。该纳米晶须作为孕育形

核剂,有效消除了凝固裂纹和孔隙等冶金缺陷,获得了高致密度、具有超细等轴晶晶粒的组织结构(图 13a)。这表明晶须增强能够通过调控凝固形核行为改善 LPBF 成形性。界面调控是晶须增强铝基复合材料实现高强韧化的关键。纳米 MgAlB_{4w} 与 Al 基体之间保持良好的共格关系,同时晶须表面形成的 θ 相进一步构建了 MgAlB_{4w}/ θ /Al 多级界面结构(图 13b~d)。该界面结构可有效降低界面能,缓解界面应力集中,并提高晶须与基体之间的结合强度,从而促进载荷由 Al 基体向高强晶须增强相有效传递。不同于简单的机械嵌入式增强,这种原位形成的共格或半共格界面可显著降低界面脱粘风险,并为高温服役条件下的界面稳定性提供保障。

在变形过程中,纳米 MgAlB_{4w} 通过多尺度协同机制提升合金的综合力学性能。首先,晶须作为高模量增强相可承担部分外加载荷,实现有效载荷传递;其次,准连续分布的纳米晶须网络可分割晶粒内部的变形区域,促进晶内位错存储和增殖,并缓解局域应力集中(图 13e);此外,晶须/ θ /Al 多级界面和细小等轴晶组织共同增强了界面强化、晶界强化和位错强化效应。因此,该合金在室温下实现了约 610 MPa

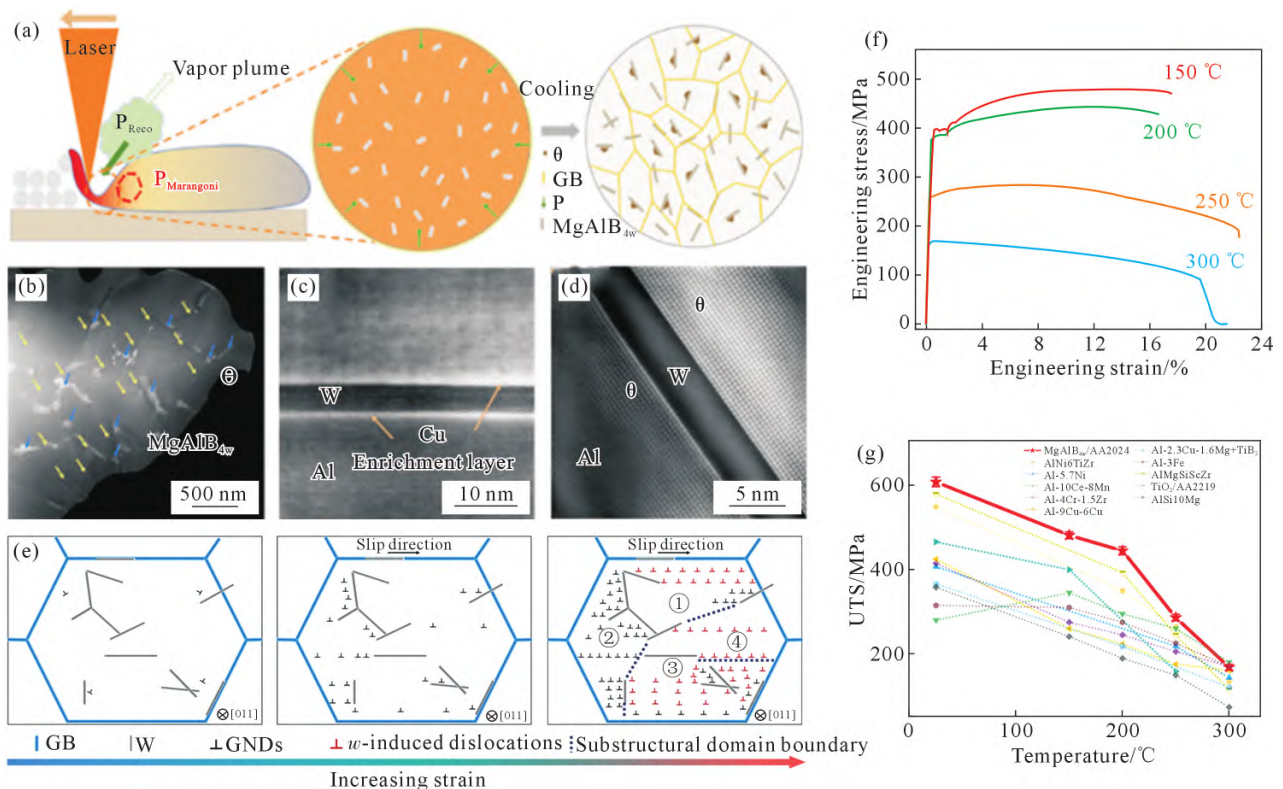


图 13 增材制造 MgAlB_{4w}/AA2024 复合材料微观结构与力学性能: (a) LPBF 过程示意图; (b) MgAlB_{4w} 形貌和分布特征; (c) MgAlB_{4w}/Al 界面处 Cu 富集; (d) 析出相的 HAADF-STEM; (e) 不同应变下变形结构的示意图; (f) 高温应力应变曲线; (g) 抗拉强度对比^[84]

Fig.13 Microstructure and mechanical properties of the additively manufactured MgAlB_{4w}/AA2024 composite: (a) schematic illustration of the LPBF; (b) morphology and distribution characteristics of MgAlB_{4w}; (c) HAADF-STEM image of MgAlB_{4w}/Al interfaces featuring Cu enrichment; (d) HAADF-STEM image of θ phase; (e) schematic illustration of deformation structures at different strains; (f) engineering tensile stress-strain curves at elevated temperatures; (g) comparison of the ultimate tensile strength^[84]

的抗拉强度和 8.0% 的均匀伸长率,并在 250 °C 下仍保持 286 MPa 的抗拉强度,表现出优异的强塑性匹配和高温力学性能(图 13f~g)。

增材制造耐热铝基复合材料在高温强度提升和复杂构件一体化成形方面表现出良好潜力(图 14),但其工程化应用仍面临多方面瓶颈。首先,增强体的均匀分散与粉末制备仍是制约材料稳定成形的关键问题。陶瓷颗粒或晶须的引入容易改变粉末的流动性、铺粉稳定性和激光吸收行为,同时外加增强体易发生团聚,导致熔池凝固过程中形成孔隙、未熔合缺陷进而造成局部应力集中。对于原位生成增强体体系而言,其形成过程高度依赖合金成分、熔池温度场和局部反应条件,增强体的尺寸、体积分数和空间分布难以精确控制,批次稳定性和可重复性仍有待提高。

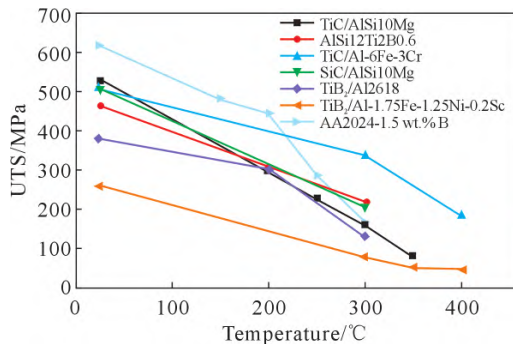


图 14 增材制造耐热铝基复合材料的性能总结

Fig.14 Performance summary of additively manufactured heat-resistant aluminium matrix composites

其次,增强体/Al 基体界面稳定性仍缺乏系统调控。SiC、TiC 等陶瓷颗粒在 LPBF 高能束和循环热作用下可能与 Al 基体发生界面反应生成脆性相;适度界面反应有利于改善界面结合,但过度反应会诱发界面开裂和塑性下降。相比之下,TiB₂ 等增强体虽然具有较高化学稳定性,但其与基体之间的润湿性、界面结合强度以及长时热暴露条件下的界面退化行为仍需进一步验证。因此,如何在界面结合、界面反应和界面热稳定性之间建立可控平衡,是耐热铝基复合材料工程化应用的重要前提。

综上所述,增材制造耐热铝基复合材料的性能提升主要依赖增强体引入所带来的凝固组织调控和高温强化作用,但不同增强策略的适用性存在明显差异。颗粒增强体系中,TiC 和 SiC 可有效提高高温强度,但在 LPBF 高能量密度条件下易发生界面反应并生成 Al₄C₃ 等脆性相,从而削弱界面稳定性并降低塑性;相比之下,TiB₂ 具有较高化学惰性和界面稳定性,在长期高温服役中更具优势。晶须增强体系则依托高长径比和准连续空间分布构建载荷传递

网络,并通过裂纹桥接、偏转、拔出及几何必需位错累积等机制实现强韧协同,但其分布均匀性、界面可控性和成形稳定性仍需进一步优化。

3 总结与展望

3.1 总结

系统梳理了增材制造耐热铝合金及其复合材料的研究进展,重点围绕 LPBF 非平衡凝固条件下的合金成分设计、微观组织调控、耐热强化机制及热暴露过程中的组织演变行为进行了总结。总体来看,增材制造耐热铝合金的性能提升核心在于构建高温下稳定存在的多尺度强化结构,并在强塑性与成型性之间实现平衡。从合金体系来看,Al-Si 等传统铝合金体系具有较好的打印成型性和室温力学性能,但其主要强化相在高温下易发生球化和粗化,导致高温强度保持能力受限。因此,通常通过引入低扩散元素形成热稳定析出相或金属间化合物,以延缓高温下的组织退化。相比之下,Al-Ni、Al-Ce 等新型耐热体系更强调低扩散速率元素对高体积分数的热稳定金属间化合物的原位构筑作用,在提升高温组织稳定性和力学性能保持能力方面表现出更大潜力。

从复合材料体系来看,陶瓷颗粒和晶须增强为进一步提升 AMCs 的高温性能提供了有效路径。陶瓷颗粒不仅能够作为异质形核位点促进晶粒细化,还可凭借其高熔点、高模量和良好热稳定性提高材料的高温承载能力。晶须增强体系则凭借较高长径比和准连续空间分布,有利于构建更有效的载荷传递网络,并改善裂纹扩展路径,从而实现强度与韧性的协同提升。然而,低扩散元素合金化和增强体复合化的强化效果均受到第二相尺寸、体积分数、空间分布、界面结合及缺陷敏感性的共同制约。过量金属间化合物或陶瓷增强体虽然有利于提高高温强度,但也可能诱发塑性下降、脆性断裂和热裂纹敏感性增加。因此,增材制造耐热铝合金及其复合材料的设计应从单一强化相引入,转向热稳定强化相、基体塑性、界面稳定性和成形可靠性的协同优化。

3.2 展望

尽管该领域已取得显著进展,但仍存在若干亟待解决的问题。

首先,不同铝合金及复合材料体系对 LPBF 工艺参数高度敏感,激光功率、扫描速度、层厚、和扫描策略等参数对熔池热历史、缺陷形成和组织演化具有耦合作用,目前参数优化仍较大程度依赖经验试错,缺乏具有普适性的工艺设计规律。

其次,现有研究多集中于弥散析出强化、金属间

化合物强化或陶瓷增强体强化,缺乏对准晶、非晶/晶态复合结构等非平衡组织的高温稳定性及多机制协同强化的研究。同时,高强塑性、抗热裂性和高温稳定性之间仍难以兼顾,尤其是在高含量低扩散元素或高体积分数增强体体系中,强度提升往往伴随塑性和成形性的损失。此外,当前相关研究仍以室温性能、短时热暴露和高温拉伸为主,对蠕变、疲劳及长时服役损伤演化等工程服役性能关注不足。

未来研究应进一步面向成分-工艺-组织-性能一体化设计,建立适用于增材制造耐热铝合金及其复合材料的成分设计数据库和标准化性能评价体系。通过结合热力学计算、相场模拟、熔池动力学模拟、机器学习和高通量实验,可加快低成本、多元素协同耐热合金体系及复合增强体系的筛选与优化。同时,应充分利用 LPBF 快速凝固和循环热作用特征,设计由纳米析出相、共晶/胞状网络、准晶或非晶结构以及陶瓷增强体共同构成的多尺度复合强化组织,以突破单一强化机制的性能极限。更重要的是,后续研究需加强对 300~500 °C 长时热暴露、蠕变、疲劳及热机械耦合条件下组织演化和损伤机制的系统研究,明确第二相粗化、亚稳相转变、界面退化和裂纹萌生扩展之间的关联机制,为增材制造耐热铝合金及铝基复合材料的工程化应用提供可靠依据。

参考文献:

- [1] WANG Y T, XIA X Z, LI R D, WANG T, YUAN T C. A review of additive manufacturing heat-resistant aluminum alloys: Materials, properties and strengthening strategies at high temperature[J]. *International Materials Reviews*, 2025, 70(8): 648-709.
- [2] WU C Q, WEN J Y, ZHANG J L, SONG B, SHI Y S. Additive manufacturing of heat-resistant aluminum alloys: A review[J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2024, 6(6): 062013.
- [3] BAI X R, XIE H H, ZHANG X, ZHAO D D, RONG X D, JIN S B, LIU E Z, ZHAO N Q, HE C N. Heat-resistant super-dispersed oxide strengthened aluminium alloys[J]. *Nature Materials*, 2024, 23(6): 747-754.
- [4] CUI L Y, LIU K, CHEN X G. Recent advances in cost-effective aluminum alloys with enhanced mechanical performance for high-temperature applications: A review [J]. *Materials & Design*, 2025, 253: 113869.
- [5] CZERWINSKI F. Thermal stability of aluminum alloys[J]. *Materials*, 2020, 13(15): 3441.
- [6] CHANDRA S, RADHAKRISHNAN J, HUANG S, WEI S Y, RAMAMURTY U. Solidification in metal additive manufacturing: Challenges, solutions, and opportunities[J]. *Progress in Materials Science*, 2025, 148: 101361.
- [7] NGO T D, KASHANI A, IMBALZANO G, NGUYEN K T Q, HUI D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 143: 172-196.
- [8] RONG Z, RONG X, ZHAO D, XU Z, ZHANG X, SHA J, SHI C, HE C, ZHAO N. Recent advances in hierarchical heterostructures and mechanical properties of additively manufactured aluminum alloys[J]. *Microstructures*, 2026, 6(1): 2026016.
- [9] YANG H, SHA J, ZHAO D, HE F, MA Z, HE C, SHI C, ZHAO N. Defects control of aluminum alloys and their composites fabricated via laser powder bed fusion: A review[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, 319: 118064.
- [10] ZHU Z G, HU Z H, SEET H L, LIU T T, LIAO W H, RAMAMURTY U, LING NAI S M. Recent progress on the additive manufacturing of aluminum alloys and aluminum matrix composites: Microstructure, properties, and applications[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, 190: 104047.
- [11] YAN Q, SONG B, SHI Y S. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 41: 199-208.
- [12] WANG W, ZHANG Y B, YUE C C, KONG X Q, HAO Z G, WANG T M, LI T J. Processing defect, microstructure evolution and mechanical properties of laser powder bed fusion Al-12Si alloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 681-696.
- [13] ZHAO L, SONG L B, SANTOS MACÍ AS J G, ZHU Y X, HUANG M S, SIMAR A, LI Z H. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 56: 102914.
- [14] GOKULDOSS PRASHANTH K, SCUDINO S, ECKERT J. Tensile properties of Al-12Si fabricated via selective laser melting (SLM) at different temperatures[J]. *Technologies*, 2016, 4(4): 38.
- [15] UZAN N E, SHNECK R, YEHESEKEL O, FRAGE N. High-temperature mechanical properties of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing using selective laser melting technologies (AM-SLM)[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 24: 257-263.
- [16] LI Z, LI Z Q, TAN Z Q, XIONG D B, GUO Q. Stress relaxation and the cellular structure-dependence of plastic deformation in additively manufactured AlSi10Mg alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 127: 102640.
- [17] WU Y H, ZHAO C L, HAN Y, SUN J P, LI Z M, ZU G Q, ZHU W W, RAN X. A new SLM-manufactured AlSi alloy with excellent room and elevated-temperature mechanical properties[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 133: 25-32.
- [18] GAO W Z, ZHANG L, LI K Y, YANG X H, ZHANG J F, WANG J H, XU H, BAI P K, CAO Y K, LIU B, LI X F. Composition design of high-strength and heat-resistant Al-Si-Fe alloy for powder bed fusion using laser beam[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2025, 35(11): 3561-3577.
- [19] HOU R S, CHEN J H, REN X P, ZHAO Y, DING Y F, YU Z Y, REN S B, QU X H. Effect of Ti microalloying and laser remelting on the microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion Al-12Si alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 901: 146548.
- [20] WANG J Y, YANG H L, FU M W. An additively manufactured

- heat-resistant Al-12Si alloy via introducing stable eutectic engineering[J]. Additive Manufacturing, 2024, 95: 104523.
- [21] GAO J L, YAN L W, WAN J, LI J S, CHEN B. Evolution of cracks in laser powder bed fused AA2024 and its processing parameter dependence[J]. Materials Characterization, 2024, 215: 114139.
- [22] HU Z H, NIE X J, QI Y, ZHANG H, ZHU H H. Cracking criterion for high strength Al-Cu alloys fabricated by selective laser melting [J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101709.
- [23] SUN J E, KUMAR P, WANG P, RAMAMURTY U, QU X H, ZHANG B C. Effect of columnar-to-equiaxed microstructural transition on the fatigue performance of a laser powder bed fused high-strength Al alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 227: 276-288.
- [24] WANG Z H, LIN X, TANG Y, KANG N, GAO X H, SHI S Q, HUANG W D. Laser-based directed energy deposition of novel Sc/Zr-modified Al-Mg alloys: Columnar-to-equiaxed transition and aging hardening behavior[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 69: 168-179.
- [25] ZHANG S H, ZHANG S M, LI F D, LI Z H, WANG Y, XIA Z X, LIU B. Effect of heat treatment on the microstructural evolution and high-temperature mechanical properties of Al-Cu-Mn-Mg-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1039: 183231.
- [26] XIA X Z, LI R D, WANG Y T, WANG T, YU C Z, YUAN T C, KE L D, HE Z, DENG S H. Unveiling the heat-resistant mechanism of an additively manufactured Ag-and Ti-modified Al-Cu-Mg alloy[J]. Rare Metals, 2025, 44(8): 5811-5823.
- [27] LUO H Y, LIU W S, MA Y Z, XIAO D H, LIANG C P. Unraveling $L_{12}Al_3X$ ($X=Ti, Zr, Hf$) nano-precipitate evolution in aluminum alloys via multi-scale diffusion simulation[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 7104-7114.
- [28] ZHAO Y X, HUANG Y C, LIU Y. Insight into the stacking fault energy, dislocation, and thermodynamic properties of $L_{12}Al_3X$ ($X=Sc, Ti, V$) intermetallics from first-principles calculations[J]. Materials Today Communications, 2022, 31: 103684.
- [29] WANG Y F, LIN X, ZHAO Y F, WANG Z H, YU X B, GAO X H, HUANG W D. Laser powder bed fusion of Zr-modified Al-Cu-Mg alloy: Processability and elevated-temperature mechanical properties[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 136: 223-235.
- [30] BAHL S, SISCO K, YANG Y, THESKA F, PRIMIG S, ALLARD L F, MICHI R A, FANCHER C, STUMP B, DEHOFF R, SHYAM A, PLOTKOWSKI A. Al-Cu-Ce (-Zr) alloys with an exceptional combination of additive processability and mechanical properties [J]. Additive Manufacturing, 2021, 48: 102404.
- [31] THESKA F, YANG Y, SISCO K D, PLOTKOWSKI A, PRIMIG S. On the high-temperature stability of the Al_3Cu_3Ce intermetallic in an additively manufactured Al-Cu-Ce-Zr alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 191: 112109.
- [32] WANG E, DING C, ZHOU D, XU C, SING S L, JIANG J, WU H. Data-driven design and fabrication of heat-resistant, ultrastrong, lightweight aluminum-based entropy alloy by additive manufacturing[J]. Advanced Science 2026: e22817.
- [33] SHEN G W, CHEN X L, YAN J, FAN L Y, YANG Z, ZHANG J, GUAN R G. Effects of heat treatment processes on the mechanical properties, microstructure evolution, and strengthening mechanisms of Al-Mg-Zn-Cu alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 5380-5388.
- [34] LI F, LI Z C, TANG C L, ZHANG L J, TAN Q Y, CHEN C, ZHANG M X, ZHOU K C. Design high-strength Al-Mg-Si alloy fabricated by laser powder bed fusion: Cracking suppression and strengthening mechanism [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 864: 144591.
- [35] SCHMIDTKE K, PALM F, HAWKINS A, EMMELMANN C. Process and mechanical properties: Applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 369-374.
- [36] ZHAO J R, LEE L Y, CHANG K C, HUNG F Y. A novel two-stage heat treatment with medium-temperature aging influence on microstructure, $Al_3(Sc, Zr)$ nanoprecipitation, and application properties, enhancing selective laser melting of Al-Mg-Sc-Zr alloy [J]. Nanomaterials, 2022, 12(12): 2078.
- [37] BI J, LEI Z L, CHEN Y B, CHEN X, TIAN Z, LU N N, QIN X K, LIANG J W. Microstructure, tensile properties and thermal stability of AlMgSiScZr alloy printed by laser powder bed fusion [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 69: 200-211.
- [38] BI J, LIU L, WANG C Y, CHEN G, JIA X D, CHEN X, XIA H B, LI X P, STAROSTENKOV M D, HAN B, DONG G J. Microstructure, tensile properties and heat-resistant properties of selective laser melted AlMgScZr alloy under long-term aging treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 833: 142527.
- [39] SUN Y W, WANG J L, SHI Y, FEI Q N, ZHAO N S, NI C, WU J L, DONG Y S, DAI T, DING H, HAO M L. An SLM-processed Er- and Zr- modified Al-Mg alloy: Microstructure and mechanical properties at room and elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 883: 145485.
- [40] CZERWINSKI F. Thermal stability of aluminum-nickel binary alloys containing the Al- Al_3Ni eutectic[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2021, 52(10): 4342-4356.
- [41] BI J, WU L K, LIU Z Q, WANG H X, LI S D, WANG J, YANG Z Y, LU N N, CHEN X, STAROSTENKOV M D, DONG G J. Microstructure, mechanical properties and multiphase synergistic strengthening mechanisms of a novel laser additive manufactured AlNi6TiZr alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 178: 59-69.
- [42] DENG J W, CHEN C, LIU X C, LI Y P, ZHOU K C, GUO S M. A high-strength heat-resistant Al-5.7Ni eutectic alloy with spherical Al_3Ni nano-particles by selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2021, 203: 114034.
- [43] DING R, DENG J W, LIU X C, WU Y Y, GENG Z W, LI D, ZHANG T M, CHEN C, ZHOU K C. Enhanced mechanical properties and thermal stability in additively manufactured Al-Ni alloy by Sc addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 934: 167894.
- [44] LUO G D, CHEN H, HU L, YANG C, ZONG S W, CHEN Y C, LIAN Q, WANG H Z, CHEN Z, WU Y, WANG H W. Simultaneously enhancing strength and plasticity via direct ageing in additive manufactured Al-Ni-Sc-Zr alloys [J]. International Journal of

- Plasticity, 2025, 185: 104243.
- [45] LUO G, CHEN H, LI Y, YANG C, HU L, MA S, WANG H, CHEN Z, WU Y, WANG M, WANG H. Improved elevated-temperature strength and thermal stability of additive manufactured Al-Ni-Sc-Zr alloys reinforced by cellular structures[J]. Additive Manufacturing, 2024, 90: 104313.
- [46] MICHIR A, PLOTKOWSKI A, SHYAM A, DEHOFF R R, BABU S S. Towards high-temperature applications of aluminium alloys enabled by additive manufacturing[J]. International Materials Reviews, 2021, 67(3): 298-345.
- [47] ZHOU L, HUYNH T, PARK S, HYER H, MEHTA A, SONG S, BAI Y L, MCWILLIAMS B, CHO K, SOHN Y. Laser powder bed fusion of Al-10 wt% Ce alloys: Microstructure and tensile property [J]. Journal of Materials Science, 2020, 55(29): 14611-14625.
- [48] YANG Z W, CHEN C, LI D, WU Y Y, GENG Z W, KONAKOV V, ZHOU K C. An additively manufactured heat-resistant Al-Ce-Sc-Zr alloy: Microstructure, mechanical properties and thermal stability [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 872: 144965.
- [49] RAKHMONOV J U, WEISS D, DUNAND D C. Solidification microstructure, aging evolution and creep resistance of laser powder-bed fused Al-7Ce-8Mg(wt%) [J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102862.
- [50] HENDERSON H B, HAMMONS J A, BAKER A A, MCCALL S K, LI T T, PERRON A, SIMS Z C, OTT R T, MENG F Q, THOMPSON M J, WEISS D, RIOS O. Enhanced thermal coarsening resistance in a nanostructured aluminum-cerium alloy produced by additive manufacturing [J]. Materials & Design, 2021, 209: 109988.
- [51] LV H Y, PENG P, FENG T, GAO H, WANG Y, WANG J. Phase transformation and thermal stability of the laser powder bed fused high-strength and heat-resistant Al-Ce-Mg alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 4577-4584.
- [52] WU C Q, HU Y K, GAO J B, ZHANG J L, LI J Y, SONG B, XU S W, SHI Y S. An additively manufactured near-eutectic Al-Ce-Ni-Ti-Zr alloy: Microstructure, mechanical properties and heat resistance [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2025, 20(1): e2518336.
- [53] WEI X X, ZHANG S H, WANG X F, TENG Y L, ZHANG W W, WANG M M. Composition optimization and microstructure-property investigation of Al-3.0Ce-xCa-yMn alloy exhibiting high hot tearing resistance [J]. Metals, 2025, 15(11): 1195.
- [54] MICHIR A, SISCO K, BAHL S, YANG Y, POPLAWSKY J D, ALLARD L F, DEHOFF R R, PLOTKOWSKI A, SHYAM A. A creep-resistant additively manufactured Al-Ce-Ni-Mn alloy [J]. Acta Materialia, 2022, 227: 117699.
- [55] BAHL S, WU T, MICHIR A, AN K, YU D J, ALLARD L F, RAKHMONOV J U, POPLAWSKY J D, FANCHER C M, DUNAND D C, PLOTKOWSKI A, SHYAM A. An additively manufactured near-eutectic Al-Ce-Ni-Mn-Zr alloy with high creep resistance [J]. Acta Materialia, 2024, 268: 119787.
- [56] QI X, TAKATA N, SUZUKI A, KOBASHI M, KATO M. Laser powder bed fusion of a near-eutectic Al-Fe binary alloy: Processing and microstructure [J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101308.
- [57] WANG W Y, TAKATA N, SUZUKI A, KOBASHI M, KATO M. High-temperature strength sustained by nano-sized eutectic structure of Al-Fe alloy manufactured by laser powder bed fusion [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 838: 142782.
- [58] SHI Q Y, CHEN J B, CHEN J S, WANG Y T, XIA X Z, LI R D. Additively manufactured fine-grained Al-Fe-Cu-Sc-Zr alloy with resistance to brittleness under high temperature [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 7310-7324.
- [59] WU Y Y, ZHANG T M, CHEN C, HOSSEINI S R E, ZHANG X Y, ZHOU K C. Microstructure and mechanical property evolution of additive manufactured eutectic Al-2Fe alloy during solidification and aging [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 897: 163243.
- [60] YAO T, ZHANG J H, MIAO Y J, HU W X, CHEN Z Q, WANG Y F, GAO H Y. First-principles study on the regulation mechanism of phase transformation kinetics in Al-Fe alloys via Mo doping [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1043: 184253.
- [61] TAKATA N, MINAMIHAMA K, MIYAWAKI T, CHENG Y, XU Y, WANG W, KIM D, SUZUKI A, KOBASHI M, KATO M. Design of high-performance sustainable aluminum alloy series for laser additive manufacturing [J]. Nature Communications, 2025, 16(1): 11105.
- [62] WANG W, XU Y, DEGUCCI M, TAKATA N, SUZUKI A, KOBASHI M, KATO M, MITSUHARA M, NAKASHIMA H. Thermal stability of refined Al₆ (Fe, Mn) phase formed in laser powder bed fusion process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 992: 174593.
- [63] WANG Y T, LI R D, LI J, ZOU L, YUAN T C, LI J F, LIU X Y, LAI D. Toward the superior high-temperature strength of Al-5Fe alloy for powder bed fusion-laser beam: Stabilizing Al₆Fe nanoprecipitate by Sc and Zr elements [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 897: 146351.
- [64] PÉREZ-PRADO M T, MARTÍN A, SHI D F, MILENKOVIC S, CEPEDA-JIMÉNEZ C M. An Al-5Fe-6Cr alloy with outstanding high temperature mechanical behavior by laser powder bed fusion [J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102828.
- [65] ZHAO Y F, HE W X, YANG J, SUN W W, DING L P, JIA Z H. Laser powder bed fusion-driven ultrafine icosahedral quasicrystal formation and mechanical enhancement in Al₉₄Fe₂Cr_{2.5}Ti alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2026, 949: 149369.
- [66] TANG X, ZHANG H, XUE P, WU L H, ZHANG J F, ZHANG L F, LIU F C, NI D R, XIAO B L, MA Z Y. Ultrahigh strength heat-resistant Al-Fe-V-Si-Sc alloy fabricated by laser powder bed fusion [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 239: 299-306.
- [67] MA S M, CHEN Z, FANG H X, JI G, WANG M L, CUI Y C, LI Y, ZHONG S Y, CHEN H, WU Y, ZHOU Y, NIE S X, LU J. High-temperature strength in an additively manufactured Al-based superalloy with stable nanoscale eutectic cellular networks [J]. Nature Communications, 2025, 16(1): 11361.
- [68] BAN T, WANG Z, LI L J, LI Z R, ZHANG X K, PENG Z W. Ultrafine-grained Al-La-Mg-Mn alloy fabricated by melt spinning and hot extrusion with ultrahigh strength and thermal stability [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1007: 176421.

- [69] ZHANG X, LI L, WANG Z, PENG H, CHEN S, BAN T, GAO J, PENG Z. Ultrafine-grained Al-La-Mg-Mn alloy with superior thermal stability and strength-ductility synergy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 873: 145035.
- [70] ZHANG X K, LI L J, SHI R R, YE H X, WANG Z, GAO J X, PENG Z W. Creep resistance mechanisms in a laser powder bed fusion Al-La-Mg-Mn alloy: Role of intermetallic morphologies[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 944: 148960.
- [71] ZHANG X K, LI L J, WANG Z, GAO J X, PENG Z W. Synergistic coupling of Mn-doped skeleton and Mg-toughened matrix: Towards a heat-resistant Al-La-Mg-Mn alloy[J]. *Materials Research Letters*, 2024, 12(2): 125-131.
- [72] LI N, WANG T, ZHANG L, ZHANG L X. Microstructure evolution and mechanical properties strengthening in laser powder bed fusion of high-strength SiC and TiB₂ co-reinforced Al-Zn-Mg-Cu composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 965: 171463.
- [73] WANG Q Z, LIN X, KANG N, WEN X L, CAO Y, LU J L, PENG D J, BAI J, ZHOU Y X, EL MANSORI M, HUANG W D. Effect of laser additive manufacturing on the microstructure and mechanical properties of TiB₂ reinforced Al-Cu matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 840: 142950.
- [74] SUN X, ZOU S, WANG F, GAO M, ZHANG K, LIU T, ZHU Z, LU W, LIAO W. Role of TiC on the microstructure, tensile property and thermal stability of laser powder bed fusion fabricated AlSi10Mg alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 915: 147182.
- [75] SUN X Y, ZHU Z G, CHEN M N, ZHAI W G, ZHOU W, WANG F C, GAO M, ZHANG K, RAMAMURTY U, LIU T T, LIAO W H. Additively manufactured ultrastrong and thermal-resistant Al alloy via engineering the hierarchical intermetallics[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 291: 111980.
- [76] SONG X Y, SHU S L, ZHANG S, YANG H Y, QIU F, JIANG Q C. Microstructure, solidification defects and mechanical properties of high-modulus and high-strength SiC/AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(15): 26607-26623.
- [77] HOU R S, JIANG Z, CHEN J H, SUI F, ZHANG M Y, LIU T T, REN X P, YU Z Y, PANG Y J, REN S B, DONG C F, QU X H. Enhancing thermal stability and medium-temperature mechanical properties of laser powder bed fusion AlSi₁₂ alloy by in-situ synthesized TiB₂ and Al₃Ti [J]. *Materials Characterization*, 2025, 230: 115782.
- [78] MA S M, WANG M L, WU Y, LI Y, LIU J, WANG H W, CHEN Z. Laser powder bed fusion of an ultrafine microstructural in-situ TiB₂/Al composite with excellent mechanical properties and thermal stability at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 891: 145969.
- [79] RONG X, ZHAO D, HE C, SHI C, LIU E, ZHAO N. Revealing the strengthening and toughening mechanisms of Al-CuO composite fabricated via in-situ solid-state reaction[J]. *Acta Materialia*, 2021, 204: 116524.
- [80] HUA A D, SU Y S, CAI Y P, WANG X Z, LIU K, CAO H, ZHANG D, OUYANG Q. Fabrication, microstructure characterization and mechanical properties of B₄C microparticles and SiC nanowires hybrid reinforced aluminum matrix composites[J]. *Materials Characterization*, 2022, 193: 112243.
- [81] LAI L Y, BI Y X, NIU B, YU G L, LI Y G, DING G F, XU Q. Reinforcement mechanisms and current research status of silicon carbide whisker-reinforced composites: A comprehensive review[J]. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2024, 63(1): 20240047.
- [82] RONG X D, ZHAO D D, CHEN X F, ZHANG X, WAN D, SHI C S, HE C N, ZHAO N Q. Towards the work hardening and strain delocalization achieved via in-situ intragranular reinforcement in Al-CuO composite[J]. *Acta Materialia*, 2023, 256: 119110.
- [83] QU S J, FENG A H, GENG L, SHEN J, CHEN D L. Silicon nitride whisker-reinforced aluminum matrix composites: Twinning and precipitation behavior[J]. *Metals*, 2020, 10(3): 420.
- [84] YANG H R, BAI X R, ZHAO D D, SHA J W, RONG X D, RONG Z H, QIAN F, PAN S W, LAN J L, ZHANG X, HE C N, ZHAO N Q. Harnessing laser-induced in-situ nanowhiskers for high-strength aluminum alloys via additive manufacturing [J]. *Acta Materialia*, 2026, 308: 121987.

(责任编辑:李亚敏)