

高强铝合金的激光选区熔化成形研究现状

朱海红, 廖海龙

华中科技大学武汉光电国家实验室, 湖北 武汉 430074

摘要 随着轻量化、结构功能一体化的强劲需求, 高强铝合金复杂精密零件在航天航空等领域应用广泛, 但因其焊接性能和铸造性能差, 传统加工方法难以制备。激光选区熔化成形(SLM)技术是制备该类零件的最有前景的新方法。高强铝合金对激光吸收率低、热导率高、易氧化、含大量易烧损合金元素, 有很强的热裂倾向, 成形难度极大, 因此目前其 SLM 成形技术远落后于其他材料。但是由于其广阔的应用前景, 近几年发展迅速。总结了国内外高强铝合金激光选区熔化成形的研究现状、发展趋势及存在的主要问题。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 高强铝合金; 热裂纹; 异质形核

中图分类号 TN204

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP55.011402

Research Status of Selective Laser Melting of High Strength Aluminum Alloy

Zhu Haihong, Liao Hailong

Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology,
Wuhan, Hubei 430074, China

Abstract With the strong demand of lightweight, structural and functional integration, high strength Al-alloy complicated precision parts are widely used in aerospace and other fields. But due to its poor welding and casting performance, it is difficult to be prepared by conventional techniques. Selective laser melting (SLM) is the most promising method to achieve the high demand requirements for producing such parts. High strength Al-alloy has many disadvantages such as low absorption rate of laser, high thermal conductivity, easy oxidation, containing abundant easy burning loss of alloy elements, which has a strong hot cracking tendency. It is hard to be formed, so its SLM forming technology lags far behind other materials. Despite all that, SLM-processing of high strength Al-alloy is developing rapidly in recent years because of its broad application prospect. This paper summarizes the research status, development trend and the main problems of high strength Al-alloy SLM at home and abroad.

Key words laser technique; selective laser melting; high strength Al-alloy; hot-cracking; heterogeneous nucleation

OCIS codes 140.3390; 350.3850; 160.3900

1 引言

激光选区熔化(SLM)技术以离散/堆积的增材制造(AM)成形思想和激光焊接技术为基础, 将数字化计算机辅助设计(CAD)模型切片, 在二维切片内激光扫描填充, 经层层堆叠后实现三维实体的成形。由于能从三维 CAD 模型和金属粉末直接制备高性能、高精度的复杂精密零件, 因此受到广泛重视, 现已实现了不锈钢^[1-2]、高强钢^[3]、钛合金^[4]、高

温合金^[5]、铸造铝合金^[6]、钴铬合金^[7-8]等材料的成形。由于铝合金具有热导率大、对激光反射率高、易被氧化、氢气在其液体和固体中溶解度差别大等特点, 所以其 SLM 成形难度较大^[9-10]。但是铝合金密度低、比强度高, 导电、导热、耐腐蚀性能好, 其复杂精密构件在航空航天、武器装备、汽车工业和电子等领域有广泛的应用前景^[11]。近几年来, 铝合金的 SLM 成形研究被广泛重视, 对 Al-Si、Al-Cu、Al-Mg-Si、Al-Zn 等系列铝合金均有涉及。但是目前只

收稿日期: 2017-10-23; 收到修改稿日期: 2017-11-17

基金项目: 国家自然科学基金((61475056)、国防 973 项目(613281)、上海航天科技创新基金(SAST2016044)

作者简介: 朱海红(1968—), 女, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事激光增材制造、激光与材料相互作用等方面的研究。

E-mail: zhuhh@hust.edu.cn

有焊接性能和铸造性能良好的 Al-Si 系的研究较为成熟,可以得到致密度高、力学性能好的成形零件,现 AlSi10Mg 和 Al-12Si 两种铸造铝合金的 SLM 成形已实现了工程应用。

但是在航天航空等领域,大部分铝合金零件所要求的力学性能 SLM 成形 Al-Si 系铝合金无法达到,因此近几年高强铝合金的 SLM 成形也得到了人们的重视和关注。本文介绍高强铝合金 SLM 成形技术的研究现状、发展趋势及存在的问题。

2 高强铝合金 SLM 成形研究现状

相对于 Al-Si 系铸造铝合金,有关高强铝合金的 SLM 成形技术研究进展较慢。通常,高强铝合金是指 Al-Cu 系的 2XXX 和 Al-Zn-Mg 系的 7XXX 铝合金。与 Al-Si 系铝合金相比,2XXX 和 7XXX 铝合金的凝固区间宽,热裂倾向大;此外其热导率更

高,合金元素含量也更高,在 SLM 成形过程中需要更高的激光能量,且易造成元素烧损,因此成形难度得多,进展缓慢。

2011 年,德国埃尔朗根-纽伦堡大学的 Bartkowiak 等^[12]研究了采用 SLM 技术对高强铝合金和自主开发的 Al-Cu、Al-Zn 粉体系成形的可行性,如图 1 所示。实验仅仅进行了单道成形,结果证明了 SLM 成形高强铝合金的可行性。从图 1 可以看到熔道无缺陷,与基板结合良好,虽然 2XXX 系铝合金显示球化成形,7XXX 系铝合金熔道形貌不规整,但是在熔道内无易脆的氧化物出现,很有希望用于多层加工。此后,SLM 成形高强铝合金的研究逐渐引起了人们的重视,近三年发展尤为迅速,主要研究机构有德国埃尔朗根-纽伦堡大学、美国的加州大学圣巴巴拉分校和国内的华中科技大学武汉光电国家实验室。

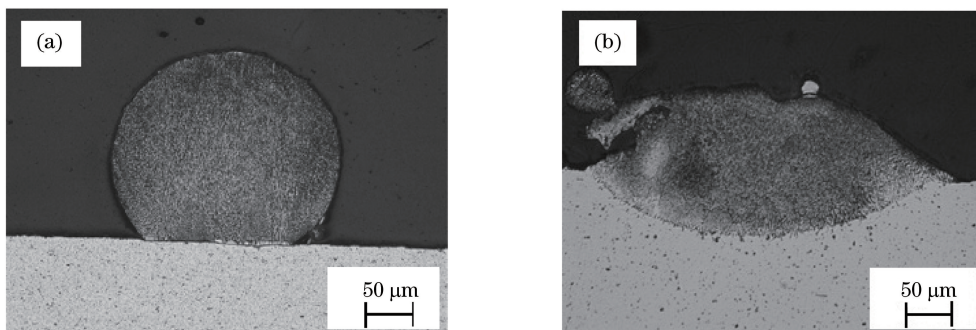


图 1 采用 SLM 制备的单道高强铝合金试样^[12]。(a) 2XXX(Al-Cu);(b) 7XXX(Al-Zn)

Fig. 1 SLMed high strength Al-alloy samples of single track formations^[12]. (a) 2XXX (Al-Cu); (b) 7XXX(Al-Zn)

2.1 2XXX 系高强铝合金的 SLM 成形

德国埃尔朗根-纽伦堡大学分别在 2015 年和 2017 年报道了 SLM 成形的 EN AW-2618 和 AW-2219 铝合金的力学性能,二者热处理后的极限抗拉强度和延伸率分别达到 400 MPa, 25%^[13] 和 384 MPa, 23%^[14]。显示了 SLM 成形高强铝合金的良好性能。

2024 铝合金是航天航空领域应用最广泛的铝合金之一。表 1 为 AW-2024 铝合金与 AW-2022 铝合金和 AlSi10Mg 的成分对比。图 2 是铝合金中 Cu、Si 和 Mg 含量与热裂纹的关系。通常,Cu 含量在 0.33%~5% (质量分数) 会大大增加热裂纹的敏感性。2024 铝合金由于还含有 1%~2% (质量分数) 的 Mg 元素,其热裂倾向特别严重,被认为是不可焊接的材料。Karg 等^[15]对比了 AW-2024 和 AW-2022 的成形性,发现 AW-2024 能够获得高达 99.9% 的致密度,其工艺窗口较宽,但是热裂纹无法消除,成形难度大于 AW-2022。

华中科技大学武汉光电国家实验室从 2014 年起开展了 SLM 成形 AW-2024 铝合金的研究,通过采用低的扫描速率获得了无裂纹的致密成形铝合金,致密度高达 99.9%。成形的 2024 铝合金 SLM 沉积态的极限抗拉强度和延伸率分别为 402 MPa 和 6%,热处理后的极限抗拉强度和延伸率分别高达 532 MPa 和 13.8%^[16]。为了拓宽工艺区间,他们还进行了 Zr 元素添加对 SLM 成形 2XXX 系铝合金影响的研究,发现添加 Zr 元素能抑制成形过程中的热裂纹,其机理是在 SLM 成形过程中产生了 Al₃Zr 异质形核质点,细化了晶粒,另外添加 Zr 元素还能使 2024 铝合金的凝固区间变小,热导率降低,这些因素的共同作用使得 SLM 成形过程中的热裂敏感性降低。通过添加 Zr 元素,SLM 成形的扫描速率提高了三倍以上(图 3)。图 4 是添加 Zr 元素前后晶粒的对比,图 5 是添加 Zr 后沉积态的拉伸曲线。从图 4 可以看到,与未添加 Zr 元素相比,

添加 Zr 元素的铝合金的晶粒大大细化,力学性能得到了优化。

表 1 几种铝合金化学成分的质量分数^[15]

Table 1 Mass fraction of the chemical composition of several kinds of Al-alloys^[15]

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Sn	Pb	Al
AW-2022	0.15	0.2	4.5-5.5	0.15-0.5	0.1-0.45	0.05	0.05-0.3	0.15	—	—	—	Balance
AW-2024	0.5	0.5	3.8-4.9	0.3-0.9	1.2-1.8	0.1	0.25	0.15	—	—	—	Balance
AlSi10Mg	9.0-11.0	0.55	0.05	0.45	0.2-0.45	—	0.1	0.15	0.05	0.05	0.05	Balance

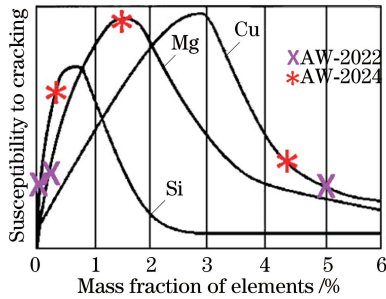


图 2 AW-2022 和 AW-2024 中 Cu、Mg 和 Si 含量与裂纹敏感性的关系^[15]

Fig. 2 Relationship between weld crack susceptibility and the contents of Cu, Mg and Si in AW-2022 and AW-2024^[15]

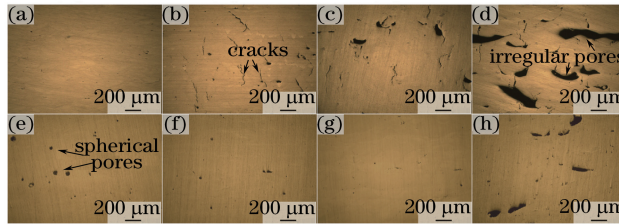


图 3 SLM 成形 Al2024 金相图^[17]。无 Zr 元素,扫描速率分别为(a) 5 m/min、(b) 10 m/min、(c) 15 m/min、(d) 20 m/min;有 Zr 元素,扫描速率分别为(e) 5 m/min、(f) 10 m/min、(g) 15 m/min、(h) 20 m/min

Fig. 3 Metallographs of SLMed Al2024 samples^[17]. Without Zr element,

scanning speed is (a) 5 m/min, (b) 10 m/min, (c) 15 m/min, (d) 20 m/min, respectively;

with Zr element scanning speed is (e) 5 m/min, (f) 10 m/min, (g) 15 m/min, (h) 20 m/min, respectively

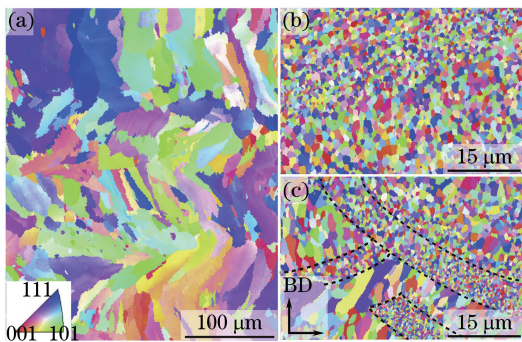


图 4 SLM 成形 Al2024 晶粒大小对比。(a)扫描速率为 5 m/min,无 Zr 元素添加;(b)扫描速率为 5 m/min,有 Zr 元素添加;(c)扫描速率为 15 m/min,有 Zr 元素添加

Fig. 4 Grain size contrast of SLMed Al2024. (a) Scanning speed is 5 m/min, without Zr element; (b) scanning speed is 5 m/min, with Zr element; (c) scanning speed is 15 m/min, with Zr element

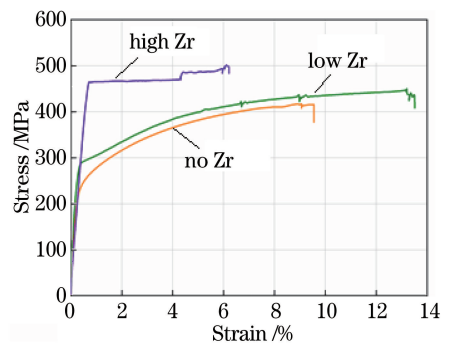


图 5 SLM 成形 Al2024 沉积态室温拉伸曲线

Fig. 5 Tensile stress-strain curves of SLMed as-deposited Al2024 samples at room temperature

添加下,获得了致密无裂纹的成形铝合金,力学性能良好。图 6 是 205A 铝合金的沉积态拉伸曲线。他们还发现了成形气氛中氧对 SLM 成形铝合金的力学性能和断裂行为影响的作用机制,提出必须严格控制铝合金成形气氛中的氧含量。关于 205A 铝合

此外,华中科技大学武汉光电国家实验室也开展了 SLM 成形 205A 铝合金的研究,在无何元素

金,德国目前已有商业化的 205A 铝合金粉末,其原理也是通过添加 TiB_2 形核剂,在 SLM 成形过程中形成异质形核质点,细化晶粒,降低热裂倾向,实现无裂纹的 SLM 成形。

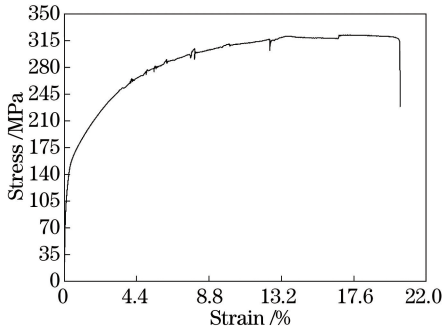


图 6 SLM 成形 205A 铝合金沉积态室温拉伸曲线

Fig. 6 Tensile stress-strain curve of SLMed as-deposited 205A Al-alloy sample at room temperature

2.2 7XXX 系超高强铝合金的 SLM 成形

7XXX 系铝合金是超高强铝合金,也是不可焊接材料,其 SLM 成形难度极大,热裂问题难以克服^[11],因此其 SLM 研究进展比 2XXX 铝合金还慢。

继 2011 年德国公布单道成形报道后,在 7XXX 系列高强铝合金研究方面,德国汉堡工业大学 Kaufmann 等^[18]研究了 SLM 工艺参数对 Al7075 成形质量的影响,最终通过优化参数获得了致密度大于 99% 的试样,但是 SLM 成形 Al7075 会出现像焊接一样的热裂纹,预热到 200 °C 也无法消除。通过增加层厚、提高预热温度、激光重熔或增大光斑直径等减少热裂倾向,沉积态及热处理后室温拉伸强度 XOY 方向分别为 (203 ± 12) MPa 和 (206 ± 25.7) MPa, Z 方向分别为 (42 ± 7.5) MPa 和 (45 ± 0.5) MPa,几乎没有延伸率。试样断口的分析结果表明,裂纹可能是引起其性能低下的主要原因,而 Z 方向过低性能则是未熔合缺陷造成的^[19]。

2014 年,比利时鲁汶大学的 Sistiaga 等^[20]通过在 Al7075 中添加 4% (质量分数) 的粒径小于 10 μm 的 Si,终于实现了无裂纹的成形,但是其致密度只达到 98.9%。其热裂纹消除的机制也是细化晶粒。

Si 为 7XXX 铝合金中的杂质元素, Si 的加入会引起铝合金的韧性特别是断裂韧性严重降低。2017 年 9 月,美国加州大学圣塔芭芭拉分校的 Martin 等^[21]在 Nature 上报道了 7XXX 系超高强铝合金的高性能 SLM 成形。他们通过静电组装技术实现了纳米 ZrH_2 颗粒在 Al7075 粉末表面的均匀分布,获得了均匀的混合物。这些纳米 ZrH_2 颗粒在 SLM

成形 Al7075 过程中产生大量的异质形核质点,显著细化了晶粒,使得晶粒形状由柱状晶变成抗热裂性能高的等轴晶,热裂敏感性大大降低,实现了 Al7075 无裂纹的 SLM 成形。成形后的 Al7075 试样经 T6 热处理后,其力学性能达到抗拉强度 383~417 MPa、屈服强度 325~373 MPa、延伸率 3.8%~5.4%,如表 2 所示。Martin 等^[21]制备的 Al7075 的微观组织的扫描电子显微镜 (SEM) 图和室温拉伸曲线分别如图 7 和图 8 所示。相比于常规加工方法制备的 Al7075 试样的力学性能,这种 Al7075 的力学性能还是不够高,可能因为 ZrH_2 是发泡材料,在 SLM 成形过程中造成铝合金试样内部产生孔洞,从而使得 SLM 成形 Al7075 的力学性能并不太高(图 8)。

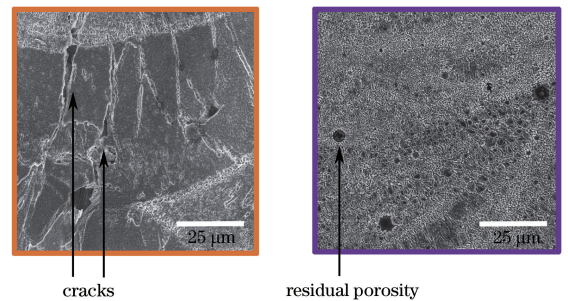


图 7 (a) Al7075 和 (b) Al7075+Zr 的微观组织 SEM 图^[21]
Fig. 7 SEM micrographs^[21] of (a) Al7075 and (b) Al7075+Zr

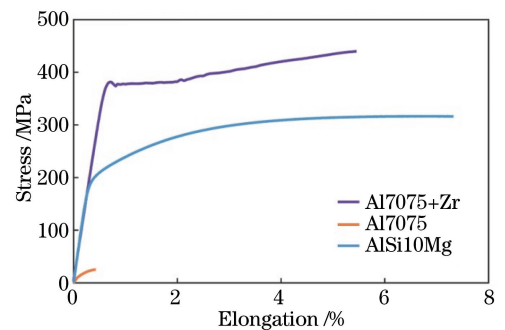


图 8 文献^[21]中 SLM 成形 Al7075 的室温拉伸曲线
Fig. 8 Tensile stress-strain curves of the SLMed Al7075 at room temperature in Ref. [21]

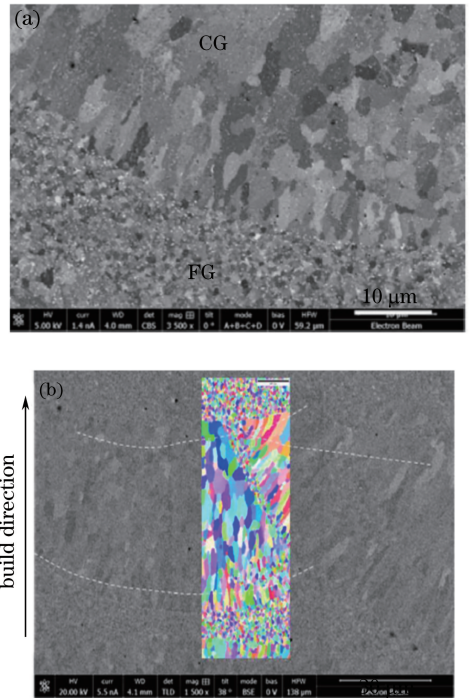
华中科技大学武汉光电国家实验室也于 2014 年开始了 7XXX 铝合金 SLM 成形的研究,结果发现热裂纹的形成及分布与熔池模式有很大关系。在 SLM 成形铝合金中,与工艺参数和离焦量有关,存在三种明显的熔池模式:稳定的热传导模式、稳定的深熔焊模式以及过渡模式。在稳定的热传导模式下,宽的热裂纹与沉积方向平行,几乎垂直生长;在过渡模式下,热裂纹则呈混乱形状^[22]。这些热裂纹通过常规的优化工艺参数是无法消除的,添加微量合金元素才能达到消除裂纹的目的。

表2 Al7075 经 T6 热处理后的性能^[21]Table 2 Performance of Al7075 after T6 heat treatment^[21]

Material	Yield strength /MPa	Ultimate strength /MPa	Elastic modulus /GPa	Elongation to failure /%
AM Al7075	—	25.5	—	0.4
AM Al7075+Zr	325-373	383-417	63-66	3.8-5.4

2.3 其他系列铝合金

除了 2XXX 和 7XXX 铝合金,其他系列铝合金的 SLM 成形研究也是热点,其中不乏与高强铝合金的力学性能可比拟的新材料。2011 年,欧洲宇航防务集团创新中心研发了添加 Sc 的 Al-Mg (5XXX) 系 SLM 成形用专利粉末 ScalmmalloyRP ©,由于添加了 0.66% (质量分数) 的 Sc 元素,SLM 成形过程中析出数十纳米大小的 $Al_3(Sc, Zr)$,形成大量的异质形核质点,使得晶粒细化,不仅强度可以与高强铝合金媲美且延展性更好,而且大大改善了原有 Al-Mg 合金的 SLM 成形性^[23]。文献[24]中报道了对该粉末的成形性和力学性能得系列研究,发现除了 $Al_3Sc(+Zr)$, Al-Mg-O 氧化物也在 SLM 成形过程中充当形核质点的作用,并得到了非常细小的晶粒。由于 $Al_3Sc(+Zr)$ 的强化作用,Al-Mg 合金的抗拉强度和屈服强度可以超过 500 MPa,延伸率超过 12%,见图 9(其中 HIP 为热等静压,HT 为热处理),远远超过 AlSi10Mg,而且具有比 AlSi10Mg 更好的动态强度^[25]。该粉末 SLM 成形后的微观组织呈明显的双相组织:粗晶区及细晶区(图 10)。晶界周边的微细颗粒使得 SLM 成形的双相微观组织即使在热处理后也可得以保持,热等静压后处理也仅仅只能使其粗晶区晶粒粗化,而且由于消除了缺陷,其性能更加优良。但是该粉末十分昂贵,限制了其应用^[26]。

图 10 SLM 成形 ScalmmalloyRP © 粉末的双相组织^[23]。

(a) 热处理(350 °C/4 h)试样的背散射电子图像;

(b) 熔合线处的 EBSD 图像

Fig. 10 Dual phase structure of SLMed ScalmmalloyRP © powder^[23]. (a) Back scattered electron microscopy image of a heat treated (350 °C/4 h) sample;

(b) EBSD image of a weld-line

6.2Mg-0.36Sc-0.09Zr 合金粉末,并进行了 SLM 实验。与 ScalmmalloyRP © 专利粉末类似,从 $\alpha-Al$ 中析出的聚集在熔池边界的 $Al_3(Sc, Zr)$ 颗粒成为异质形核质点,而聚集在晶界的 $Al_3(Sc, Zr)$ 颗粒则阻止其边界移动,使得晶粒细化。但是目前该粉末依然存在微裂纹难消除和孔隙难以克服等难题^[27]。

近两年,将微合金化元素作为形核剂应用于铸造性能良好、焊接性能一般的 AlSi10Mg 中也获得了较好的效果,SLM 成形后其室温拉伸性能达到了高强甚至超高强度铝合金的水平。通常,AlSi10Mg 的 SLM 成形性能良好,但是延伸率在 10% 左右时,其抗拉强度不到 400 MPa,虽然这种性能已经远远超过铸造标准,但是与航天航空要求的高强铝合金零件性能相比还不够。比利时鲁汶大学通过在合金

中南大学采用气雾化的方法自行研制了 Al-

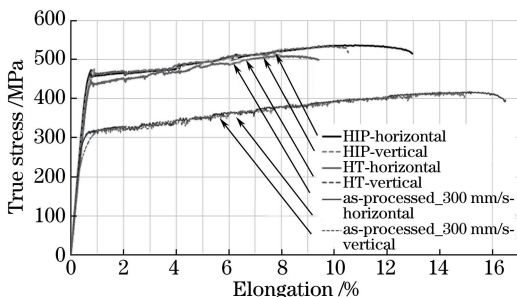


图 9 文献[24]中 SLM 成形

ScalmmalloyRP © 粉末的室温拉伸曲线

Fig. 9 True stress-strain curves of the SLMed ScalmmalloyRP © powder at room temperature in Ref. [24]

中添加纳米 TiB_2 , 通过细晶强化产生了等轴晶, 消除了 Al、Si 的组织, 使得 SLM 成形后的试样强度达到 530 MPa, 延伸率也高达 15.5%, 如图 11 所示。

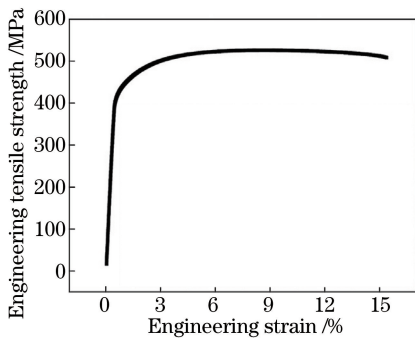


图 11 添加纳米 TiB_2 的 SLM 成形 AlSi10Mg 的室温拉伸曲线

Fig. 11 Tensile stress-strain curve of SLMed AlSi10Mg with nano- TiB_2 at room temperature

3 发展趋势及存在问题

高强铝合金的 SLM 成形相比于 Al-Si 系铝合金难度大得多, 热裂纹是其主要的冶金缺陷, 虽然目前依靠形核剂技术使之初步获得成功, 但是离工程应用还有较大的差距。

添加形核剂虽然大大降低了高强铝合金在 SLM 成形时的热裂敏感性, 消除了裂纹, 并显著提升了室温抗拉性能, 但是由于改变了原始粉末的成分, 对铝合金的高温性能、动态性能以及其他性能的影响还有待研究。

成形时扫描速率低, 生产效率低, 难以满足工程需要。目前即使添加了形核剂, 其扫描速率也比 Al-Si 系铝合金的 SLM 成形小得多。这种扫描速率极大地制约了生产效率。

高强铝合金含有大量的合金元素, 这些元素在高功率激光作用下会被烧损, 合金元素的烧损机制、合金元素的烧损对成形零件性能的影响以及如何抑制等目前均未见报道。

未来高强铝合金的 SLM 成形的研究重点仍然是如何消除热裂纹, 特别是高扫描速率下裂纹的消除, 并在此基础上研制适合 SLM 成形的高强铝合金粉末材料的成形工艺, 以及研究成形工艺所涉及的物理机制和这些物理机制与综合性能之间的关系。

参 考 文 献

[1] Jing G Y, Wei K W, Wang Z M, *et al.* Microstructure and mechanical property of S-04 steel by selective laser melting [J]. Laser &

Optoelectronics Progress, 2016, 53(11): 111404.

靖冠乙, 魏恺文, 王泽敏, 等. 激光选区熔化成形 S-04 钢的组织及性能 [J]. 激光与光电子学进展, 2016, 53(11): 111404.

[2] Ding L, Li H X, Wang Y D, *et al.* Heat treatment on microstructure and tensile strength of 316 stainless steel by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(4): 0406003.

丁利, 李怀学, 王玉岱, 等. 热处理对激光选区熔化成形 316 不锈钢组织与拉伸性能的影响 [J]. 中国激光, 2015, 42(4): 0406003.

[3] Hu Z H, Zhu H H, Zhang H, *et al.* Experimental investigation on selective laser melting of 17-4PH stainless steel [J]. Optics & Laser Technology, 2017, 87: 17-25.

[4] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, *et al.* Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium [J]. Acta Materialia, 2012, 60(9): 3849-3860.

[5] Wang Z M, Guan K, Gao M, *et al.* The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 513: 518-523.

[6] Thijs L, Kempen K, Kruth J P, *et al.* Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder [J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.

[7] Liu W, Liu T T, Liao W H, *et al.* Study on selective laser melting forming process of cobalt chromium alloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(5): 0503001.

刘威, 刘婷婷, 廖文和, 等. 选择性激光熔融钴铬合金成形工艺研究 [J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503001.

[8] Song C H, Yang Y Q, Wang Y D, *et al.* Research on process and property of CoCrMo alloy directly manufactured by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(6): 0603001.

宋长辉, 杨永强, 王赟达, 等. CoCrMo 合金激光选区熔化成型工艺及其性能研究 [J]. 中国激光, 2014, 41(6): 0603001.

[9] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C J. Selective laser melting of aluminium components [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(2): 275-284.

- [10] Dong P, Li Z H, Yan Z Y, *et al.* Research status of selective laser melting of aluminum alloys [J]. *Applied Laser*, 2015, 35(5): 607-611.
董鹏, 李忠华, 严振宇, 等. 铝合金激光选区熔化成形技术研究现状[J]. *应用激光*, 2015, 35(5): 607-611.
- [11] Dai S L, Zhang K, Yang S J, *et al.* Advanced aeronautical aluminum alloy materials technology and application[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012: 1-9.
戴圣龙, 张坤, 杨守杰, 等. 先进航空铝合金材料与应用[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012: 1-9.
- [12] Bartkowiak K, Ullrich S, Frick T, *et al.* New developments of laser processing aluminium alloys via additive manufacturing technique [J]. *Physics Procedia*, 2011, 12(1): 393-401.
- [13] Karg M, Ahuja B, Schaub A, *et al.* Effect of process conditions on mechanical behavior of aluminium wrought alloy EN AW-2618 additively manufactured by laser beam melting in powder bed [C]. 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, 2015: 22-25.
- [14] Karg M C H, Ahuja B, Wiesenmayer S, *et al.* Effects of process conditions on the mechanical behavior of aluminium wrought alloy EN AW-2219 (AlCu6Mn) additively manufactured by laser beam melting in powder bed[J]. *Micromachines*, 2017, 8(1): 23.
- [15] Karg M C H, Ahuja B, Kuryntsev S, *et al.* Processability of high strength aluminium-copper alloys AW-2022 and 2024 by laser beam melting in powder bed[C]. *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium*, 2014: 4-6.
- [16] Zhang H, Nie X J, Zhu H H, *et al.* Study on high strength Al-Cu-Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(5): 0503007.
张虎, 聂小佳, 朱海红, 等. 激光选区熔化成形高强 Al-Cu-Mg 合金研究 [J]. *中国激光*, 2016, 43(5): 0503007.
- [17] Zhang H H, Zhu H, Nie X J, *et al.* Effect of zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 134: 6-10.
- [18] Kaufmann N, Imran M, Wischeropp T M, *et al.* Influence of process parameters on the quality of aluminium alloy EN AW 7075 using selective laser melting (SLM) [J]. *Physics Procedia*, 2016, 83: 918-926.
- [19] Reschetnik W, Brüggemann J P, Aydinöz M E, *et al.* Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy [J]. *Procedia Structural Integrity*, 2016, 2: 3040-3048.
- [20] Sistiaga M L M, Mertens R, Vrancken B, *et al.* Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 238: 437-445.
- [21] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, *et al.* 3D printing of high-strength aluminium alloys [J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365-369.
- [22] Qi T, Zhu H, Zhang H, *et al.* Selective laser melting of Al7050 powder: melting mode transition and comparison of the characteristics between the keyhole and conduction mode [J]. *Materials & Design*, 2017, 135: 257-266.
- [23] Spierings A B, Dawson K, Voegtlin M, *et al.* Microstructure and mechanical properties of as-processed scandium-modified aluminium using selective laser melting [J]. *CIRP Annals*, 2016, 65(1): 213-216.
- [24] Spierings A B, Dawson K, Kern K, *et al.* SLM-processed Sc-and Zr-modified Al-Mg alloy: mechanical properties and microstructural effects of heat treatment [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 701: 264-273.
- [25] Buchbinder D, Meiners W, Wissenbach K, *et al.* Selective laser melting of aluminium die-cast alloy [C]. *Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference*, 2014: 6.
- [26] Spierings A B, Dawson K, Heeling T, *et al.* Microstructural features of Sc-and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2017, 115: 52-63.
- [27] Li R D, Wang M B, Yuan T C, *et al.* Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: processing, microstructure, and properties [J]. *Powder Technology*, 2017, 319: 117-128.