DOI: 10.3901/JME.2020.03.181

激光选区熔化钛铝合金裂纹形成机理及抑制研究*

杨 益 党明珠 李 伟 魏青松

(华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室 武汉 430074)

摘要: 裂纹是激光选区熔化成形 TiAl 合金时最常见、破坏性最大的一种缺陷。以 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金粉末为成形材料, 利用 X 射线衍射、扫描电子显微镜、X 射线能谱分析及残余应力检测等检测方法, 研究 SLM 成形 TiAl 合金过程中裂纹的形成机理及抑制方法。研究表明: SLM 成形 TiAl 合金的裂纹为冷裂纹, 具有穿晶断裂的特征。由于 SLM 成形过程中的快速加热冷却, 成形件内部残余应力高于材料的抗拉强度, 导致了裂纹的形成。裂纹多起源于试样侧面边缘粉末黏结、缺口等缺陷存在的地方, 此外, 合金试样内部含有大量的 α_2 脆性相及孔隙, 也有利于裂纹产生和拓展。随着基板预热温度逐渐提升到 300 °C, 一方面温度梯度减小使得材料热胀冷缩减弱, 试样内部的残余应力由(267.2±13.4) MPa 降低到(172.6±8.6) MPa; 另一方面, 预热导致 β 相稳定性提高, α_2 脆性相的含量减少, 最终使得试样中的裂纹数量和尺寸明显得到控制, 试样的相对致密度也由 87.64% 上升到 93.84%。

关键词: 激光选区熔化; TiAl 合金; 裂纹; 形成机理; 基板预热

中图分类号: TG146

Study on Cracking Mechanism and Inhibiting Process of TiAl Alloys Fabricated by Selective Laser Melting

YANG Yi DANG Mingzhu LI Wei WEI Qingsong

(State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract: Crack is the most common and destructive defect in TiAl alloys processed by selective laser melting (SLM). The Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy specimens are fabricated by SLM, detected by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM), X-ray EDS Analysis and residual stress detection, the cracking mechanism and Inhabiting is designed. The experimental results showed that: The crack is considered as cold cracks in samples, which has typical characteristics of the transgranular fracture. Due to the rapid heating and cooling during the SLM, the residual stress inside the formed part is higher than the tensile strength of the material, resulting in the formation of cracks. The cracks originate from the existence of defects such as powder sticking and notch on the side edge of the samples. In addition, the samples contain a large amount of α_2 brittle phase and pores, which is also beneficial to the generation and expansion of cracks. As the temperature of substrate preheating is gradually increased to 300 °C, on the one hand, the temperature gradient is reduced, the thermal expansion and contraction of the material is weakened, and the residual stress inside the sample is reduced from (267.2±13.4) MPa to (172.6±8.6) MPa. On the other hand, β phase is more stable because of preheating, and the content of α_2 brittle phase is reduced. Finally, the number and size of cracks in the sample are obviously controlled, and the relative density of the sample is also increased from 87.64% to 93.84%.

Key words: selective laser melting; TiAl alloys; cracks; formation mechanism; substrate preheating

0 前言

钛铝合金是一种新型的结构材料, 由于其密度低, 刚度大, 在高温下具有极佳的屈服强度和抗蠕变性能, 在航空航天领域中有广泛的应用前景^[1-2]。

2006 年, 通用电气公司利用锻造的方法首次实现了 TiAl 合金(Ti-48Al-2Cr-2Nb)的工业应用, 制造出了低压涡轮叶片^[3]。目前, TiAl 合金已经有热压轧制、铸造、热挤压、锻造等多种成形方式, 但是, 这些方法通常需要一系列复杂的后续加工, 且难以成形具有复杂孔隙结构的零件, 使得 TiAl 合金的应用受到了极大限制^[4]。

激光选区熔化(Selective laser melting, SLM)成

* 国家自然科学基金资助项目(51775207)。20190406 收到初稿, 20190716 收到修改稿

形技术于 20 世纪 90 年代末诞生,是增材制造技术(Additive manufacturing, AM)中极具潜力的新发展形式^[2]。激光选区熔化将最先进的激光技术、新材料技术、计算机辅助设计和计算机辅助制造等多种先进技术融为一体,基于逐层叠加的制造原理,将复杂的三维结构分解为二维,可快速制造出任意复杂的结构,具有短流程、材料利用率高、可成形复杂精细结构等优点,成为当前复杂高性能金属零件成形制造的前沿技术之一^[5-6]。目前,已有研究尝试采用 SLM 成形 TiAl 合金。GUSSONE 等^[7]研究了能量密度对 SLM 成形 γ -TiAl 合金的显微结构和力学性能的影响,当能量密度为 55 J/mm^3 且基板预热达到 800°C 时,热等静压处理后的样品拉伸强度可达 900 MPa 。李伟等^[8-10]研究了 SLM 成形过程中激光功率和扫描速度对 Ti-45Al-2Cr-5Nb 合金的影响,当激光功率 200 W ,扫描速度 800 mm/s 时,纳米硬度达到 $(9.49 \pm 0.46) \text{ GPa}$,高于传统铸造的 $(4.98 \pm 0.10) \text{ GPa}$ 。尽管 SLM 成形 TiAl 合金在力学性能上有一定的优势,然而,由于 SLM 成形过程中的快速熔化冷却,合金组织处于不平衡状态,易形成裂纹等冶金缺陷,严重制约了 TiAl 合金 SLM 成形的工业化应用进程^[11]。近些年,研究人员开始对 TiAl 合金 SLM 成形过程中产生的裂纹进行研究。GUSSONE 等^[7]利用 SLM 成形 γ -TiAl 时发现裂纹源

为样品侧面,并由外向内扩散。DOUBENSKAIA 等^[12]采用 Ti-48Al-2Cr-2Nb 粉末制备了 SLM 样品,并发现热冲击的增加促进了裂纹的形成和扩展。然而,目前的研究对于 TiAl 合金 SLM 成形的裂纹的分布及形貌特征、形成机理等分析还不够深入,同时对于 TiAl 合金裂纹的抑制还没有形成成熟的理论与方法。因此,本文利用 Ti-47Al-2Cr-2Nb 粉末,采用 SLM 技术进行成形,探究了成形过程中裂纹的特征及形成机理,并提出了裂纹抑制的方法,最后验证了基板预热方式对裂纹的数量和尺寸的控制作用。

1 试验部分

1.1 试验材料

本试验中的原材料为由北京航空材料研究所提供的 Ti-47Al-2Cr-2Nb (原子分数, %) 金属粉末,粉末采用雾化方式而成,适合用于 SLM 成形。粉末的表面形貌如图 1a 所示,粉末呈现出球形或近球形,表面粗糙不平。图 1b 为粉末的粒径图,可以发现,合金粉末的粒径均在 $100 \mu\text{m}$ 以内,粉末粒度分布较为均匀,且粉末的平均粒径为 $31.9 \mu\text{m}$ 。在粉末进行 SLM 成形试验前,需要在 60°C 的真空中干燥 24 h 以达到粉末的充分分散。

(a) 粉末形貌

(b) 粒径分布

图 1 Ti-47Al-2Cr-2Nb 粉末

1.2 试验设备

本试验所使用的 SLM 设备是由武汉华科三维技术有限公司设备是由武汉华科三维技术有限公司与华中科技大学快速制造中心共同研发的 HK-M125 设备。该设备最大输出功率为 500 W ,设备的成形腔尺寸为 $125 \text{ mm} \times 125 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$,最大扫描速度为 8000 mm/s ,分层厚度可调节,成形精度可达 0.01 mm 。试验前充入氮气或氩气作为保护气体,铺粉方式采用自动上送粉,单缸单向铺粉。成形工艺参数为:激光功率 $P=250 \text{ W}$ 、扫描速度 $v=700 \text{ mm/s}$ 、扫

描间距 $h=0.1 \text{ mm}$ 、分层厚度 $d=50 \mu\text{m}$,基板分别预热 0°C 、 150°C 和 300°C 。扫描策略如图 2 所示,SLM 成形过程中,每一层采用来回交替的“之”字形扫描策略,每一层与相邻层之间的扫描方向相互垂直,通过层层叠加方式最终形成块体。

1.3 性能表征

采用超景深三维显微镜(VHX-1000C,日本基恩士株式会社)和场发射扫描电子显微镜(JSM-7600F,日本电子株式会社)观察 SLM 技术制备的钛铝合金试样的组织形貌及裂纹的微观形貌,利用场发射扫

图 2 SLM 成形块体原理图

描电子显微镜附带的 X 射线能谱分析仪(Inca X-Max 50, 英国牛津)分析裂纹终止处元素的分布情况, 利用场发射扫描电镜附带的 EBSD 探头(HKL-Nordlys, 英国牛津仪器有限公司)分析相组成与分布。利用 X 射线衍射仪(XRD-7000S, 日本岛津制作所株式会社)分析样品相组成, 其中角度范围为 $20^{\circ} \sim 110^{\circ}$, 步距 0.02° , 扫描速度 $10^{\circ}/\text{min}$ 。利用 X-350A 应力检测仪检测试样的残余应力。

2 裂纹形貌及其形成原因

SLM 成形的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的立方试样如图 3 所示, 块体尺寸为 $8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$, 可以观察到试样上表面并无明显裂纹, 较为平整, 而样品侧壁则可以发现比较粗大的宏观裂纹。此外, 在样品的侧棱, 可以看到比较明显的翘曲、毛刺以及未熔合等缺陷, 而侧壁上的宏观裂纹则起源于这些

缺陷处, 且裂纹扩展方向与粉末沉积方向垂直, 这说明裂纹的扩展具有显著的取向性, 沿着熔敷层扩展。采用阿基米德排水法测量试样的相对致密度, 通过测量计算, 试样的平均相对致密度为 87.64%。

进一步的在扫描电子显微镜上观察试样上表面的裂纹形貌, 如图 4 所示。由图 4a、4b 中可以看出 SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的裂纹多起源于试样的边缘, 从外向内扩展并在成形件的内部终止, 主裂纹在扩展过程中会逐渐产生小尺寸的次级裂纹, 次裂纹的产生及扩展一方面分散了主裂纹中的应力, 有助于主裂纹的应力的释放, 另一方面则使得裂纹的扩展需要更多的能量, 从而有助于裂纹的终止, 随着次裂纹的不断产生, 其应力不断被释放, 裂纹最终在制件内部停止扩展^[13]。由于金属材料存在热胀冷缩现象, 而 SLM 成形熔池凝固过程由于温度梯度大, 冷却速度快, 在试样内部会产生大量的残余拉应力。当残余应力超过材料的抗拉强度时,

图 3 SLM 成形钛铝合金外观形貌

就会形成裂纹,以此来释放出残余应力。随着裂纹的拓展,试样内部的残余应力会逐渐降低,当抗拉强度高于剩余的残余应力时,裂纹便不再拓展。由于 SLM 成形件侧面边缘处受到的激光能量密度较低,侧面边缘往往会黏附有较多的未熔化或半熔化粉末,在图 4a、4b 中试样边缘可以看到半熔化的粉末以及未熔粉末。这些粉末的存在使得侧面的粗糙度较高,同时,未熔化的粉末与熔融粉末的边界又会形成缺口,增大了表面自由度,因此,裂纹更容易在试样的侧面产生。相比之下,由于上表面是由最后熔化的熔池组成,表面质量较好,不易成为裂纹源。图 4c、4d 为放大的试样裂纹侧面的微观形貌,可见裂纹扩展的过程中会出现明显的河流状和阶梯

状的微观形貌,这说明裂纹的形成具有解理断裂的特征。

图 4e、4f 为试样内部的裂纹形貌。可以看出,样品中存在着孔隙,而在孔隙周围形成了大量的裂纹,且裂纹由孔隙向外呈发散状扩展。在 SLM 成形过程中,由于冷却速度较快,溶液高温停留时间较短,导致部分粉末未能完全熔化,熔池不能完全铺展,会形成不规则的孔隙,同时,在 TiAl 合金成形过程中,熔池局部温度会高于 Al 的蒸发点,部分气体蒸发导致了 Al 的流失,而来不及蒸发的气体则在凝固时形成了小孔。这些孔隙附近会聚集较大的残余应力,从而导致裂纹更容易在孔隙周围产生。同样,可以从裂纹断口中清晰地看到呈河流状的解理台阶。

图 4 试样纵截面边缘裂纹微观形貌

对试样上表面进行 X 射线衍射分析 (XRD) 分析, 结果如图 5a 所示。经过分析, 试样的衍射峰组成相分别为 α_2 相, B_2 相和 γ 相, 其中衍射角 38.96° 、 41.13° 、 72.97° 和 94.63° 的为 α_2 相, 衍射角为 64.85° 、 78.41° 和 89.73° 的属于 γ 相, B_2 相的衍射角则分别为 36.10° 、 54.36° 、 79.83° 、 83.72° 和 106.07° , 同时, 没有检测到其他物质的峰位。实际上, Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金在 SLM 成形冷却过程中, 先后发生了 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶反应、 $\alpha\rightarrow\gamma+\beta$ 共晶反应和 $\alpha\rightarrow\alpha_2$ 、 $\beta\rightarrow B_2$ 的有序转变, 相转变过程可

以归纳为^[14-15]

选择含有裂纹区域进行 EBSD 分析如图 5b 所示, 可以发现, 相组成结果和 XRD 保持一致, 包含 α_2 相, B_2 相和 γ 相, 其中 α_2 相和 γ 相含量较多, 分布比较散乱, 而 B_2 相则往往沿晶粒边界析出。同时, 从图中可以看出, 裂纹穿过 α_2 相和 γ 相的晶粒内部, 呈现出穿晶断裂的特征, 说明 SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金中形成的裂纹为冷裂纹。

(a) 试样表面 XRD 图谱

(b) EBSD 相图分析

图 5 物相分析

为了研究元素分布对裂纹形成的影响, 对图 4f 中裂纹的起始部位附近不同的位置进行元素分析, 选取图 6 中所示的 3 个点, EDS 元素分析结果如表 1 所示。可以发现, 点 1 和点 2 处的 Ti、Al 两种元素的原子百分比接近于 2:1, 且存在 Cr 和 Nb, 说明在裂纹起始处 γ -TiAl 相、 B_2 相和 α_2 相均存在, 且含有较多 α_2 相, 而在离裂纹较远的区域, 点 3 和点 4 处的 Ti 原子的数量比例明显下降, Ti 原子和 Al 原子

的比例接近 1:1, 而 Cr 和 Nb 的含量也有所增加, 说明此时 α_2 相和 B_2 相的含量明显增多, 而 γ 相则显著减少。正如前文所述, 在 SLM 成形过程中, 冷却速度较快, 而共析反应 $\alpha\rightarrow\gamma+\beta$ 对冷却速度十分敏感, 因此在基体内部会形成较多 α_2 相, 而 α_2 相为密排六方排列点阵结构, 滑移系较少, 为典型的脆性相, 因而含 α_2 相较多的区域抗拉强度较低, 在残余应力较大时, 更容易成为裂纹的起始和扩展区域。

图 6 裂纹起始处不同区域的能谱点

表 1 能谱分析结果(原子分数%)

谱图编号	Ti	Al	Cr	Nb
谱图 1	64.68	33.02	1.42	0.88
谱图 2	64.26	31.93	1.36	2.45
谱图 3	45.82	49.05	2.23	2.90
谱图 4	44.74	50.12	3.01	2.13

综上所述,SLM 成形的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的裂纹的形成受内因和外因两种因素影响。一方面由于 SLM 成形过程中冷却速度过快形成的高温度梯度使得成形件内部存在较大的残余应力,当残余应力高于材料的抗拉强度时,便会形成裂纹。另一方面,在 SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的过程中,由于工艺参数的选择不当及 SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金本身固有的特征,Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金中存在大量的 α_2 脆性相,同时在试样的侧壁和内部会存在粉末黏结、缺口、孔隙等缺陷,这些地方往往会成为裂纹形成的起始处。

3 TiAl 合金裂纹的抑制

3.1 裂纹抑制手段

经过以上分析可以得知,SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金裂纹的抑制主要考虑以下三个方面。

(1) 优化 SLM 成形工艺,改善试样的成形性,减少缺口等缺陷的形成。在 SLM 成形过程中,激光功率,扫描速度等成形参数以及激光扫描策略等都会影响 SLM 制件的成形性,通过调整 SLM 成形工艺,可以达到减少裂纹的作用。王同鹤等^[16]利用 SLM 成形 316L 不锈钢,并发现激光功率为 200 W

时的成形件的裂纹数量比 160 W 减少 54.5%。

(2) 降低残余应力或及时释放残余应力。通常而言,采用退火处理可以降低零件的残余应力,但是,由于激光选区熔化成形过程中零件已发生开裂,因此简单的退火处理并不能减少裂纹的数量。目前,采用实时后处理的方法成为及时释放残余应力的重要手段之一。在成形设备上使用光纤激光器、二氧化碳激光器两种激光器,其中光纤激光器用于成形,二氧化碳激光器用于退火处理,从而实时释放残余应力^[17]。此外,VASINONTA 等^[18]发现通过对成形基板进行预热,可以有效的降低残余应力,对裂纹的抑制效果较为显著。

(3) 降低 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金中 α_2 相的含量。

3.2 基板预热对裂纹的影响

由于基板预热时抑制制件开裂的有效手段,因此本节研究了基板预热对 SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金裂纹形成的影响。在不改变其他成形参数($P=250$ W, $v=700$ mm/s, $h=100$ μ m, $d=50$ mm)的情况下,对成形基板分别预热 150 $^{\circ}$ C 和 300 $^{\circ}$ C。对试样相对致密度进行测试,分别为 90.51%和 93.84%。

图 7 是预热之后 SLM 成形试样的上表面微观形貌。从图 7a 中可以看出,当预热温度为 150 $^{\circ}$ C 时,依旧存在较粗大的裂纹,但数量较未预热时有所减少。进一步提高预热温度到 300 $^{\circ}$ C,如图 7b 所示,此时裂纹的数量明显减少,且裂纹的尺寸也更加细小,裂纹的宽度在 5 μ m 以内。通过对三种情况下裂纹形貌的对比,可以发现,基板预热对于 SLM 成形 TiAl 合金形成的裂纹的抑制具有明显作用。

图 7 预热后样品的内部裂纹形貌

为了进一步检测预热前后残余应力的变化,利用 X 射线残余应力仪对预热前后的试样同一高度横截面的残余应力进行检测,图 8a 为测试结果。当未采取预热处理时,试样的残余应力达到了

(267.2 $\pm$ 13.4)MPa,分别预热到 150 $^{\circ}$ C 和 300 $^{\circ}$ C 时,残余应力分别降低到(231.5 $\pm$ 11.6)MPa 和(172.6 $\pm$ 8.6)MPa。在 SLM 成形过程中,温度梯度越大,则热胀冷缩产生的残余应力也会变大。通过对基板进行预热处理,

温度梯度降低, 残余应力相对减少。

图 8b 是基板预热与未预热的试样 XRD 图谱对比。可以发现, 随着预热温度从 0 °C 提升到 150 °C, α_2 相含量发生了一定的降低, 而当预热温度进一步提高到 300 °C 时, α_2 相含量进一步增多。如前文所述, SLM 成形钛铝合金主要由 α_2 相, β 相和 γ 相组成, 一方面, 由于 β 相是高温稳

定相, 预热导致 β 相稳定性的提高, 使得 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶反应被抑制, 进一步导致有序转化的 α_2 相的含量减少。另一方面, 预热导致冷却速率降低, 共析反应 $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 被抑制, α_2 相的含量进一步减少。

由此可见, 通过基板预热, 残余应力及 α_2 脆性相均减少, 一定程度上抑制了裂纹的产生。

图 8 基板预热前后样品的残余应力及 XRD 衍射图谱

4 结论

(1) SLM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金铸件中的裂纹为冷裂纹, 在主裂纹延展的过程中往往伴随着次裂纹的产生, 次裂纹有助于裂纹的终止, 裂纹侧面表现为明显的河流状和阶梯状的微观形貌。

(2) 由于 SLM 成形过程中的快速加热冷却, 成形件内部残余应力高于材料的抗拉强度, 导致了裂纹的形成。裂纹多起源于试样侧面边缘粉末黏结、缺口等缺陷存在的地方, 此外, 合金试样内部含有大量的 α_2 脆性相及孔隙, 也有利于裂纹产生和拓展。

(3) 随着基板预热温度逐渐提升到 300 °C, 一方面温度梯度减小使得材料热胀冷缩减弱, 试样内部的残余应力由 $(267.2\pm 13.4)\text{MPa}$ 降低到 $(172.6\pm 8.6)\text{MPa}$; 另一方面, 预热导致 β 相稳定性提高, 冷却速率降低, 因此 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶反应和 $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 共析反应均被抑制, α_2 脆性相的含量减少。两者的共同作用使得试样中的裂纹数量和尺寸明显得到控制, 试样的相对致密度也由 87.64% 上升到 93.84%。

参 考 文 献

- [1] YANG Y, WEN S, WEI Q, et al. Effect of scan line spacing on texture, phase and nanohardness of TiAl/TiB2 metal matrix composites fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2017, 728: 803-814.
- [2] 王迪, 陈晓敏, 杨永强, 等. 基于激光选区熔化的功能零件结构设计优化及制造关键技术研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(17): 165-172.
WANG Di, CHEN Xiaomin, YANG Yongqiang, et al. Study on the key techniques of designing optimization and manufacturing of functional part's structure based on selective laser melting technology[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(17): 165-172.
- [3] DAHAR M S, SEIFI S M, BEWLAY B P, et al. Effects of test orientation on fracture and fatigue crack growth behavior of third generation as-cast Ti-48Al-2Nb-2Cr[J]. Intermetallics, 2015, 57: 73-82.
- [4] MA Y, CUIURI D, HOYE N, et al. The effect of location on the microstructure and mechanical properties of titanium aluminides produced by additive layer manufacturing using in-situ alloying and gas tungsten arc welding[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 631: 230-240.
- [5] 文世峰, 吴雪良, 周燕, 等. 激光选区熔化成形 S136 模具钢的成形性能研究[J]. 华中科技大学学报, 2018, 46(2): 51-55.
WEN Shifeng, WU Xueliang, ZHOU Yan, et al. Microstructure and property of S136 mould steel fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology, 2018, 46(2): 51-55.
- [6] 章媛洁, 宋波, 赵晓, 等. 激光选区熔化增材与机加工复合制造 AISI 420 不锈钢: 表面粗糙度与残余应力演

- 变规律研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(13): 170-178.
- ZHANG Yuanjie, SONG Bo, ZHAO Xiao, et al. Selective laser melting and subtractive hybrid manufacture AISI420 stainless steel: Evolution on surface roughness and residual stress[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(13): 170-178.
- [7] GUSSONE J, HAGEDORN Y C, GHEREKHLOO H, et al. Microstructure of γ -titanium aluminide processed by selective laser melting at elevated temperatures[J]. Intermetallics, 2015, 66: 133-140.
- [8] VILARO T, KOTTMAN-REXERODT V, THOMAS M, et al. Direct fabrication of a Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy by selective laser melting and direct metal deposition processes[J]. Advanced Materials Research, 2010, 89-91: 586-591.
- [9] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Effect of laser scanning speed on a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting: Microstructure, phase and mechanical properties[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2016, 688: 626-636.
- [10] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Texture evolution, phase transformation mechanism and nanohardness of selective laser melted Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy during multi-step heat treatment process[J]. Intermetallics, 2017, 85: 130-138.
- [11] 李瑞迪. 金属粉末选择性激光熔化成形的关键基础问题研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2010.
- LI Ruidi. Research on the key basic issues in selective laser melting of metallic powder[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2010.
- [12] DOUBENSKAIA M, DOMASHENKOV A, SMUROV I, et al. Study of selective laser melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2018, 129.
- [13] 张升, 桂睿智, 魏青松, 等. 选择性激光熔化成形 TC4 钛合金开裂行为及其机理研究[J]. 机械工程学报, 2013, 49(23): 21-27.
- ZHANG Sheng, GUI Ruizhi, WEI Qingsong, et al. Cracking behavior and formation mechanism of TC4 alloy formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(23): 21-27.
- [14] LOBER L, SCHIMANSKY F P, KUHN U, et al. Selective laser melting of a beta-solidifying TiNb-B1 titanium aluminide alloy[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2014, 214(9): 1852-1860.
- [15] YANG G, KOU H, LIU Y, et al. Response of the solidification microstructure of a high Nb containing TiAl alloy to an isothermal high-temperature heat treatment[J]. Intermetallics, 2015, 63: 1-6.
- [16] 王同鹤. 选区激光熔化成形件后处理问题研究[D]. 杭州: 浙江工业大学, 2017.
- WANG Tonghe. Studies on the post processing of selective laser melting[D]. Hanzhou: Zhejiang University of Technology, 2017.
- [17] 周旭, 周燕, 魏青松, 等. 激光选区熔化近 α 钛合金开裂机理及抑制研究[J]. 中国机械工程, 2015, 26(20): 2816-2820.
- ZHOU Xu, ZHOU Yan, WEI Qingsong, et al. Study on cracking mechanism and inhibiting process of near α titanium alloy formed by SLM[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2015, 26(20): 2816-2820.
- [18] VASINONTA A, BEUTH J L, GRIFFITH M. Process maps for controlling residual stress and melt pool size in laser based SFF processes[J]. Solid Freeform Fabrication Proceedings, 2000, (8): 206.
- [19] CLEMENS H, CHLADIL H F, WALLGRAM W, et al. In and ex situ investigations of the β -phase in a Nb and Mo containing γ -TiAl based alloy[J]. Intermetallics, 2008, 16(6): 827-833.
- [20] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Effect of substrate preheating on the texture, phase and nanohardness of a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2016, 118: 13-18.
-
- 作者简介: 杨益, 男, 1994 年出生。主要研究方向为 SLM 成形钛铝合金的工艺及组织研究。
E-mail: 634127392@qq.com
魏青松(通信作者), 男, 1975 年出生, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为近净成形、增材制造。
E-mail: wqs_xn@hust.edu.cn