

选区激光熔化成形 Inconel 738 合金 裂纹形成机理及各向异性

许佳玉¹, 丁雨田¹, 胡 勇¹, 高钰璧¹, 王 浩¹, 张 东²

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 金川集团股份有限公司 镍钴资源综合利用国家重点实验室, 甘肃 金昌 737100)

摘 要: 采用 SEM、EDS、EBSD、DSC、XRD 和万能拉伸试验机等手段, 研究了 SLM 成形过程中 Inconel 738 合金裂纹形成机理、组织各向异性以及对力学性能的影响。研究表明, Inconel 738 合金在 SLM 成形过程中奥氏体 γ 相中主要析出 γ' 相和 TiC, 其凝固过程为 $L \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \text{TiC} \rightarrow \gamma + \gamma' + \text{TiC}$; 低熔点 $\gamma + \gamma'$ 共晶组织经再次受热液化形成裂纹源, 在残余拉应力的作用下扩展形成微裂纹; 同时, 微裂纹周围的残余应力均匀分布, 微裂纹起始附近的晶粒取向差高于未产生微裂纹的位置; 此外, XY 面上的微裂纹方向垂直于激光扫描方向, XZ 面上的微裂纹方向平行于 Z 轴; SLM 成形 Inconel 738 合金的择优取向与最大温度梯度有关, 在 XY 和 XZ 面上晶体均表现出强 $\langle 100 \rangle$ 取向; 沿 XY 和 XZ 方向的 SLM 成形试样力学性能均高于精铸试样, 且 XZ 方向的强度高于 XY 方向, 而延伸率小于 XY 方向。

关键词: 选区激光熔化; Inconel 738 合金; 裂纹形成机理; 各向异性; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)08-2791-09

Inconel 738 合金是以 γ 相为基体, 以有序的 Li_2 型结构 $\gamma' - \text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 为主要强化相的沉淀强化型镍基高温合金, 在高温下具有高的抗蠕变性能、强度及抗腐蚀性, 因而被广泛应用于舰船、工业地面燃机、航空发动机涡轮叶片及耐腐蚀热端部件^[1-3]。其中, 航空发动机涡轮叶片具有复杂结构, 传统铸、锻以及机械加工的方法存在加工难度大, 加工周期长等弊端。近年来发展起来的选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM) 作为 3D 打印技术^[4]的一种方法, 其具有制造精度高、质量好, 加工余量很小或无加工余量等特点, 是一种极具发展前景的快速成型技术, 适用于中、小型悬空、复杂内腔和型面等复杂薄壁型结构的高精度快速制造^[5-7], 从而为航空发动机涡轮叶片制造提供了一种新思路。然而, 由于镍基高温合金合金元素众多, 在 3D 打印过程中裂纹缺陷是一个较为普遍的现象, 如 Inconel 625^[8]、Inconel 718^[9,10]、Inconel 738^[11-15]、CM247^[16,17]、Hastelloy X^[18]和 Rene 104^[19]在 3D 过程中均发现裂纹。对于镍基高温合金的裂纹出现, 目前在保证增材制造优越性的前提下, 尚未形成解决裂纹的普遍适用性办法, 严重影响合金性能, 限制其工业应用能力。因此研究在 3D 打印过程中裂

纹的形成机理及其对力学性能的影响, 对于解决裂纹, 改变其性能具有显著的重要意义。

目前, 镍基高温合金在 3D 打印过程中裂纹源主要为高熔点化合物及低熔点共晶物。Qiu 等^[15]研究发现 Inconel 738 合金在 SLM 成形过程中裂纹的产生与高熔点的氧化物有关。同时, Zhou 等^[20]认为镍基单晶高温合金 CBU-B1 在 SLM 成形过程中裂纹的形成与晶界高熔点的碳化物有关。然而, 其中低熔点共晶相导致裂纹的现象较为普遍, 如 Inconel 625^[8]和 Inconel 718^[9,10]的裂纹形成与低熔点 $\gamma + \text{Laves}$ 相有关, 而 Inconel 738^[11-14]、CM247^[16,17]和 Rene 104^[19]的裂纹形成与 $\gamma + \gamma'$ 低熔点共晶相有关。对于后者具有高铝、钛含量 ($\text{Al} + \text{Ti} > 6\%$) 的镍基高温合金, γ' 相为主要强化相, 在 SLM 成形过程中高残余热应力的作用下更容易发生开裂。因此, 此类合金在 SLM 成形过程中裂纹的形成机理及抑制方法是一个备受关注的问题。当前, 此类合金的裂纹形成机理有凝固裂纹和液化裂纹^[21]2 种不同的观点, 主要区分裂纹发生的位置。凝固裂纹, 其主要发生在液-固凝固的后期, 液体无法回填枝晶间, 在凝固收缩应力的作用下形成裂纹。Cloots 等^[11]研究发现 SLM 成形 IN738LC 合金形成裂纹为凝固裂

收稿日期: 2019-08-05

基金项目: 甘肃省科技重大专项项目 (17ZD2GC001); 兰州理工大学红柳一流学科建设计划

作者简介: 许佳玉, 女, 1994 年生, 博士生, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, E-mail: xujaiyu_lut@163.com

纹, 主要与 Zr 元素在晶界偏聚有关。而液化裂纹主要是指发生在热影响区, 低熔点共晶相达到共晶温度以上, 在后续循环热效应的作用下发生重熔, 在残余应力的作用下开裂。Xu 等^[14]通过激光重熔沉积态 IN738LC 合金研究发现裂纹从热影响区扩展到重熔区, 液化裂纹的形成主要是 $\gamma+\gamma'$ 相由于半连续的局部熔化形成液膜, 并且 B 元素在晶界富集降低了晶界液化温度。此外, 也有研究发现凝固裂纹和液化裂纹在 SLM 成形镍基高温合金过程中共存^[13,20]。裂纹的扩展主要是由于残余热应力的作用^[22]作为驱动力。同时, 研究发现晶界取向差对裂纹的扩展至关重要^[20,23]。并且, 由于 SLM 成形合金具有明显的织构, 因此对于 Inconel 738 组织各向异性及性能各向异性的研究颇多^[24-26], 但是鲜少有探究裂纹形成机理及其对于性能各向异性影响的文献。

因此本工作以高铝、钛含量的 Inconel 738 合金作为研究对象, 采用 XRD、DSC、SEM、EBSD、EDS

及万能拉伸试验机等手段研究 Inconel 738 合金在 SLM 过程中裂纹萌生的位置、分布特征、形成机理及取向差对裂纹的影响; 并进一步研究了在 XY 面和 XZ 面上裂纹数量及形貌的差异对性能的影响, 为后续优化工艺, 抑制或消除裂纹, 提高力学性能提供理论指导。

1 实 验

实验采用德国某公司购买的 Inconel 738 气雾化合金粉末, 粉末的化学成分(质量分数, %)为: Cr 15.8, Co 8.5, Al 3.5, Ti 3.5, W 2.6, Mo 1.7, Ta 1.7, Nb 0.9, C 0.11, B 0.01, Zr 0.02, S 0.002, Ni Bal。粉末粒度范围为 14.962~52.857 μm , 如图 1a 所示。用 Quanta FEG 450 热场发射扫描电镜(SEM)观察粉末表面形貌, 合金粉末大部分呈球形或类球形, 少部分呈不规则形状、卫星颗粒粉以及空心粉(如图 1b); 粉末内部组织致密, 无孔隙等缺陷, 如图 1c 所示。

本次 SLM 成形实验设备为德国 EOS 公司生产的

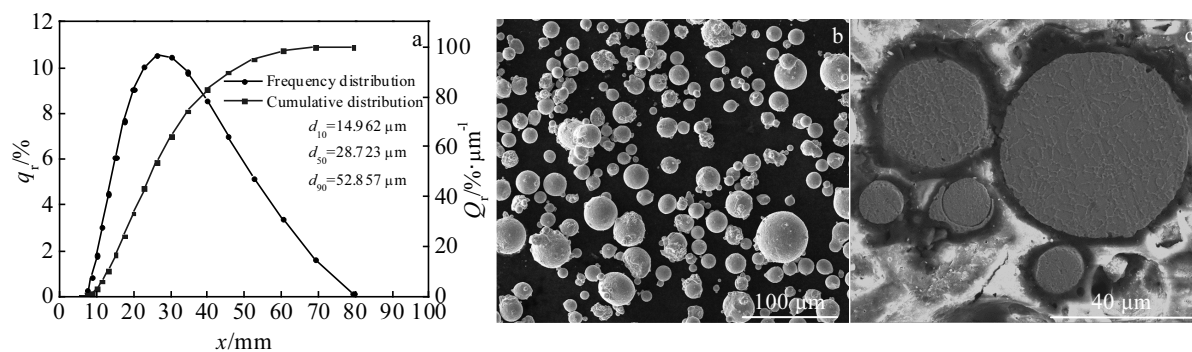


图 1 Inconel 738 合金粉末的粒度分布和形貌组织

Fig.1 Particle size distribution (a), powder morphology (b) and powder internal microstructure (c) of Inconel 738 alloy powder

EOSINT M280 金属成型设备, 该设备配备连续可调式 400 W 光纤激光器, 激光束光斑直径为 100 μm 。SLM 成形 Inconel 738 合金粉末的工艺为: 激光功率为 270 W, 扫描速率为 1150 mm/s, 扫描间距为 90 μm , 铺粉层厚为 40 μm , 扫描策略如图 2 所示, 最终成形尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的立方体试样和 13 mm×13 mm×76 mm 的长方体试样。

采用线切割法将 SLM 成形试样从基板上切下来, 对方形试块 XY 和 XZ 面进行研磨机械抛光后, 使用 3 mL HNO_3 +5 mL H_2SO_4 +90 mL HCl 混合溶液化学腐蚀 30 s, 在 Quanta FEG 450 型热场发射扫描电子显微镜(SEM)下观察 Inconel 738 合金的组织形貌; 用 20% H_2SO_4 +80% CH_3OH (体积比)的电解液对机械抛光后的试样进行电解抛光, 直流电压为 20 V, 抛光时间为 30 s, 在配有 HKL-EBSD 探头的 Quanta FEG 450 型热场发射

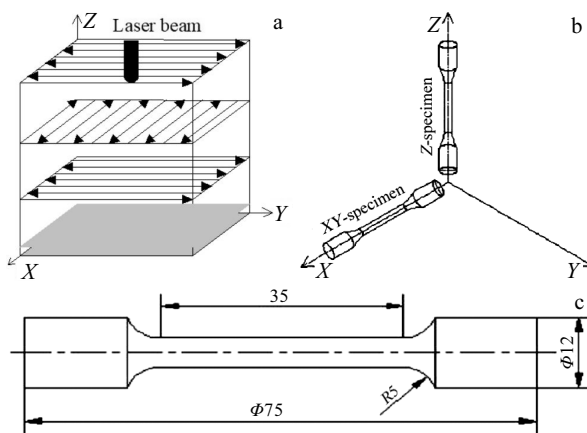


图 2 SLM 成形扫描策略及拉伸试样

Fig.2 SLMed scanning strategy (a), tensile specimen orientations (b) and specimen size (c)

扫描电子显微镜分析组织、织构、取向差及应力分布, 菊池花样标定率在 95% 以上; 采用 EC2000DSC 热分析仪进行 Inconel 738 沉积态试样的差示扫描量热分析 (DSC) 图谱, 升温/降温速率为 10 K/min, 在 1400 °C 处保温 1 s, 全程采用流速 30 mL/min 的循环 99.99% 高纯氢气保护, 进行凝固过程相演变分析; 用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪 (XRD) 测定 Inconel 738 合金的 XRD 谱, Cu K α , 波长 $\lambda=0.154\ 056\ \text{nm}$, 管电压为 40 kV, 管电流为 100 mA, 衍射角范围 $20^\circ \leq 2\theta \leq 100^\circ$, 步长为 0.01° , 停留时间为 0.5 s/步, 分析 SLM 成形 Inconel 738 合金的析出相类别。用 E45 100 kN 微机控制电子万能试验机对 Inconel 738 合金在沉积态下沿着不同方向 (图 2b) 沉积的试样进行室温拉伸试验, 试样尺寸依据国家标准 GB/T 228-2002 《金属材料室温拉伸试验方法》规定加工成平行距离为 $\Phi 5\ \text{mm} \times 35\ \text{mm}$ (图 2c) 的拉伸试样, 每组试样拉伸 3 次, 取平均值, 测量 SLM 成形后 Inconel 738 合金的强度和断后延伸率。

2 结果与分析

2.1 相分析

图 3 为 SLM 成形 Inconel 738 合金的 XRD 图谱。可以看出, Inconel 738 合金在 SLM 成形过程中奥氏体 γ 相 ($a=0.3591\ \text{nm}$) 中主要析出 γ' 相 ($a=0.381\ \text{nm}$) 和 TiC ($a=0.437\ \text{nm}$), 与文献[27]所得结果相似。并通过 SEM (图 4) 和 EDS (表 1) 分析可知, γ' 相呈球形分布, 尺寸为 50~100 nm, 而 TiC 主要沿着胞状晶的边界弥散析出, 尺寸在 88~176 nm 之间。因此, 在 SLM 成形过程中析出相非常细小。为了深入了解合金在 SLM 形成过程中相析出演变规律, 将 SLM 成形 Inconel 738 合金以 10 K/min 速率升温/降温进行 DSC 分析, DSC 曲线如图 5 所示。由图可知, 在加热过程中 γ' 相的溶解温度为 1169.9 °C, TiC 的溶解温度为 1317.7 °C, 这与在降温过程中的析出相析出温度相差不大, 因此可以通过降温过程分析在 SLM 成形凝固过程中的析出相演变规律。SLM 成形 Inconel 738 合金从液态开始冷却, 在 1338.1 °C 时发生 $L \rightarrow \gamma$ 的结晶反应, 奥氏体 γ 相开始从液相 L 中析出, 温度降低至 1332.6 °C 时, γ 相析出基本结束; 当温度降低至 1309.6 °C 时发生 $L \rightarrow \gamma + \text{TiC}$ 的结晶反应, TiC 开始析出, 温度降低至 1302.4 °C 时, TiC 析出基本结束; 当温度降低至 1180.4 °C 时发生 $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ 的结晶反应, 形成 γ' 相组织。对于 Al、Ti 含量较高的 SLM 成形 Inconel 738 合金来说, 在凝固结晶后期, 剩余合金熔体中 Al、Ti 含量不断提高, 奥氏体 γ 相结晶前沿, Al、Ti 含量更高, 当达到 $\gamma + \gamma'$ 共晶成分发生 $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ 共晶反应, 生成 $\gamma + \gamma'$ 共晶组织^[14,28]。

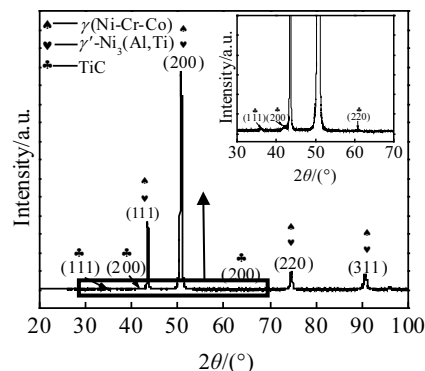


图 3 SLM 成形 Inconel 738 合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of the SLMed Inconel 738 alloy

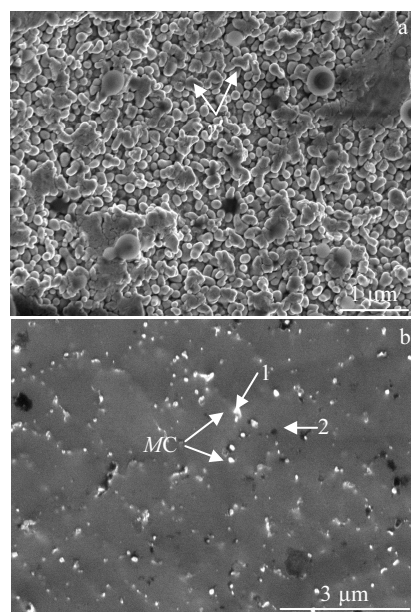


图 4 SLM 成形 Inconel 738 合金中 γ' 相和 MC 碳化物的形貌

Fig.4 Morphologies of γ' phase (a) and MC phase (b) of Inconel 738 alloy fabricated by SLM

表 1 图 4b 中区域 1 和 2 的 EDS 分析结果

Table 1 EDS results of position 1 and 2 in Fig.4b (at%)						
Position	Ti	C	Ta	Ni	Cr	Co
1	44.9	51.7	0.6	1.3	0.7	-
2	6.2	13.2	0.6	51.2	14.8	7.4

因此, Inconel 738 合金的凝固过程为 $L \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \text{TiC} \rightarrow \gamma + \gamma' + \text{TiC}$ 。

2.2 裂纹形成机理

如图 6a 所示, 在 SLM 成形 Inconel 738 合金的沉积态试样中, XY 面上的宏观组织呈“网格状”, 可以观察到许多微裂纹分布在“网格”的边上, 其长度小

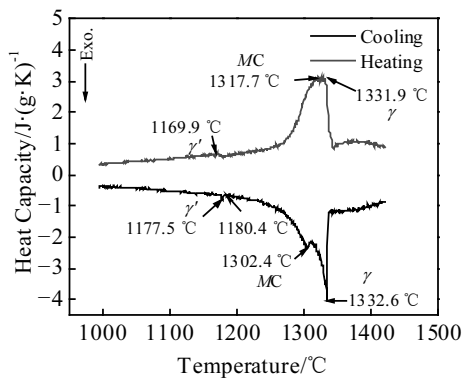


图 5 SLM 成形 Inconel 738 合金的 DSC 冷却曲线

Fig.5 DSC cooling curve of the SLMed Inconel 738 alloy

于 200 μm , 宽度小于 10 μm , 微裂纹方向大多与激光扫描方向垂直, 为横向裂纹, 同时出现少数与激光扫描方向平行的纵向裂纹。分析认为微裂纹有规律地分布在搭接区的边缘, 微裂纹位置远离焊道中心, 说明开裂周围的组织必然与焊道中央区有明显的不同。这是由于在两相邻焊道搭接区, 第 1 条焊道组织已经凝固, 进行第 2 次激光光斑照射时, 使得第 1 条焊道的组织部分组织发生重熔, 为重熔区, 其宽度为 10 μm , 与之相邻的组织在液相线温度以下, 处于过热的状态为热影响区组织。对于 Al、Ti 含量较高的 SLM 成形

Inconel 738 合金来说, 在热影响区中, 形成液化膜, 如图 7a 所示, 这是由于共晶生长过程比单相 γ 固溶体消耗的功要少, 因而在合金液相成分低于共晶成分时, 仍可通过上坡扩散^[29-31]继续发生 $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ 共晶反应, 所以非平衡的 $\gamma + \gamma'$ 共晶组织经再次受热可以发生部分溶解, 形成液膜。对裂纹区域进行 EDS 能谱面扫描分析 (图 7b) 分析发现, 在裂纹边界有明显的 Al 和 C 元素偏析, 而裂纹中心有 Cr、Ta 和 Ti 元素的富集。这是由于 TiC 碳化物主要在晶界分布, 而裂纹具有沿晶分布特征, $\gamma + \gamma'$ 共晶相夺取了碳化区中的 Ti、Ta 原子后, 剩余 C 在裂纹周围富集, Al 元素是 γ 相的主要形成元素, 由于偏析能力较弱^[32], 在裂纹边界富集。液化膜形成的位置为开裂的起始位置, 晶粒受到冷却收缩造成的拉应力, 并且局部拉应力满足 $\delta_{\min} \leq \varepsilon$, 即液化膜所受应变 ε 大于或等于局部区域的塑性时, 液化膜被拉裂^[21]。图 6b 为 XY 面上 SLM 成形 Inconel 738 合金微裂纹周围的应力分布。应力分布以彩色图显示, 蓝色表示应力均匀分布, 红色表示应力集中分布, 箭头代表应力增大的方向。由图可知, 微裂纹周围残余应力均匀分布。这是由于温度梯度垂直于熔池, 向已凝固的组织传热, 由于冷却速度很快导致残余应力的产生, 残余应力集中分布在共晶区域周围, 很容易在共晶区域形成微裂纹源并发生扩展, 微裂纹形成后, 残余的热应力得到释放, 因此微裂纹周围的残余应力

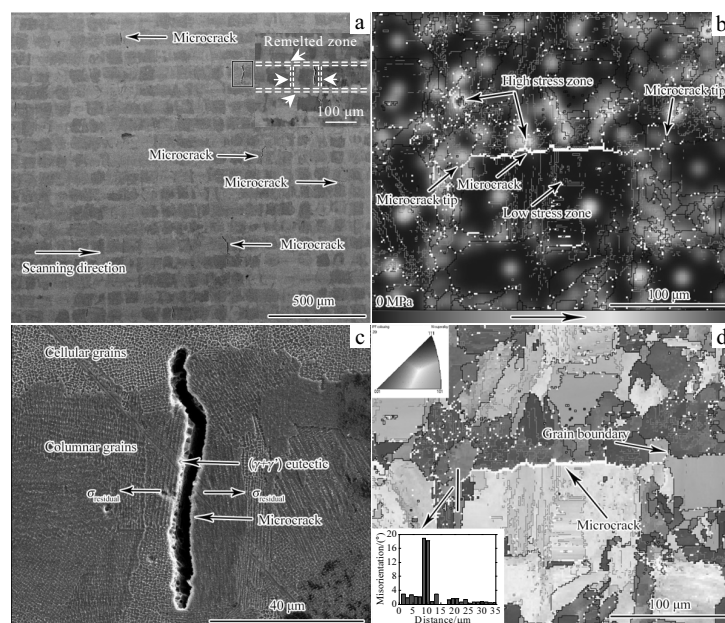


图 6 SLM 成形 Inconel 738 合金在 XY 面上的裂纹分布、应力分布及晶粒与晶粒取向差分布

Fig.6 Crack distribution (a), stress distribution (b), grain (c) and grain misorientation distribution (d) of SLMed Inconel 738 alloy on XY plane

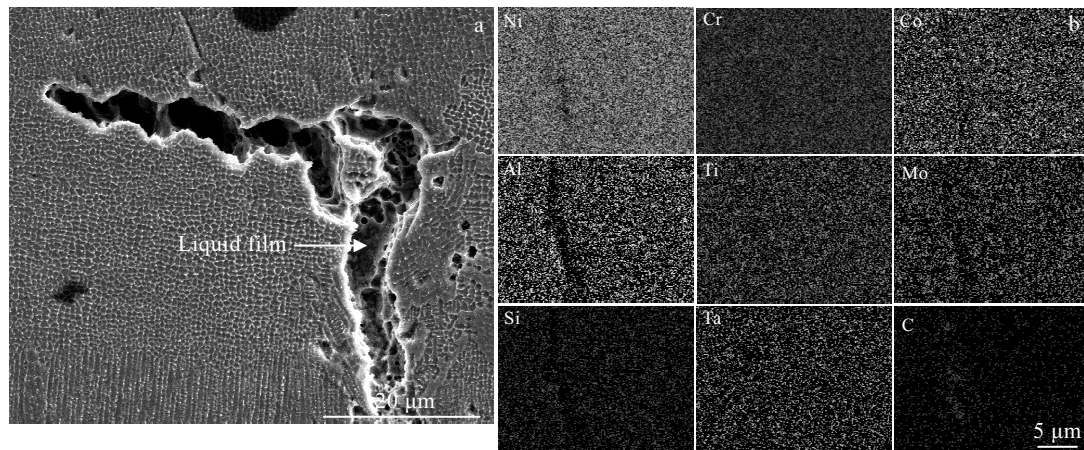


图7 SLM成形 Inconel 738 合金裂纹的 SEM 形貌以及裂纹周围的 EDS 能谱面扫描分析

Fig.7 SEM micrographs of crack (a) and EDS mapping analysis of crack boundary (b) for SLMed Inconel 738 alloy

由集中分布向均匀分布转变^[33,34]。

同时,从图 6c, 6d 中可以看出,微裂纹的形成与晶粒及晶粒取向有关。由图 6c 可知,XY 面上的晶粒主要由胞晶和柱状晶构成,柱状晶方向平行于激光扫描方向。微裂纹沿着柱状晶及柱状晶/胞晶的边界向两边扩展,即使在扩展的过程中遇到枝晶方向不完全平行于微裂纹,微裂纹会适当改变扩展方向,微裂纹只有在胞晶或者遇到方向差别较大的转向枝晶如裂纹垂直的枝晶时,才会终止于此类区域。这是由于胞晶组织的变形抗力较好,更好地适应应变,抑制微裂纹形成,并且微裂纹扩展过程中遇到转向较大的枝晶时,无法做大角度的转向,而需要更大的应力来横向拉断枝晶,如果无法满足应力条件,则微裂纹终止扩展^[35],因此在 SLM 成形 Inconel 738 合金中的裂纹整体尺寸都很小。图 6d 为 XY 面上裂纹周围晶粒取向的 OIM 图。图中不同颜色表示取向不同的晶粒,蓝色表示<111>取向,红色表示<100>取向,绿色表示<110>取向,灰色线表示小角度晶界,相邻取向差为 2°~15°,黑色线表示大角度晶界,相邻取向差大于 15°。由图可知,微裂纹起始、终止及两边的晶粒取向都不相同;同时,通过对比微裂纹起始附近位置与无微裂纹附近位置的晶粒取向差,发现微裂纹起始附近位置的晶粒取向差较大,这与文献[20]所得结果相似。分析认为,发生重熔的区域组织与原焊道上的平行于扫描方向的柱状晶组织发生改变,而未发生重熔的区域仍然为平行于扫描方向的柱状晶,重熔区与热影响区晶粒的形貌发生变化,因此产生较大的晶粒取向差,适应变形的能力变差,从而产生微裂纹。

图 8 为 XZ 面上 SLM 成形 Inconel 738 合金的微裂

纹分布、应力分布及晶粒与晶粒取向差分布。从图 8a 可以看到,与 XY 面相比较,XZ 面上的裂纹明显减少,这与组织具有较强的各向异性是分不开的。分析认为 XZ 面上裂纹较 XY 面上裂纹少的原因是在 XY 面上焊道搭接面较 XZ 面广,拟出现裂纹的区域较多,且 XY 面上的晶粒组织较为复杂。XZ 面上由搭接熔池构成的“鱼鳞纹”形貌清晰可见,裂纹方向主要平行于沉积方向的柱状晶(图 8)。由图 8c 可知,裂纹分布在层与层之间的热影响区,裂纹的长度小于 200 μm,宽度小于 5 μm,属于微裂纹的范畴。分析认为,裂纹萌生于同一层相邻熔池搭接的尖端处近邻的热影响区,在层与层之间重熔的过程中,低熔点共晶相发生局部熔化,在快速冷却过程中产生较大拉应力,促使晶界迁移,裂纹源开动使得裂纹沿着柱状晶扩展,具有明显的沿晶开裂特征。裂纹形成后裂纹周边残余应力得到释放,没有明显的应力集中现象(图 8b)。裂纹起始位置处的热流较为复杂,晶体形貌为柱状晶和胞晶,裂纹尖端处晶粒取向差较大(图 8d),与 XY 面相符。

2.3 各向异性

结合极图(PF)、反极图(IPF)和取向分布函数(ODF)截面图分析 SLM 成形 Inconel 738 合金组织的各向异性。由图 9 可知,XY 面上主要有强的 Goss{110}<001>取向、较强的 Cube{001}<100>取向和 Fiber<100>//Z 取向;XZ 面上为主要有强的 Cube{001}<100>取向和 Fiber<100>//Z 取向。分析认为晶体生长主要受结晶择优取向,温度梯度的影响。Inconel 738 合金是面心立方结构的金属材料,其晶体沿<100>方向生长;SLM 成形过程温度梯度垂直于熔池界面,其中温度梯度最大的方向为<100>方向,那些不利于热传导的方向生

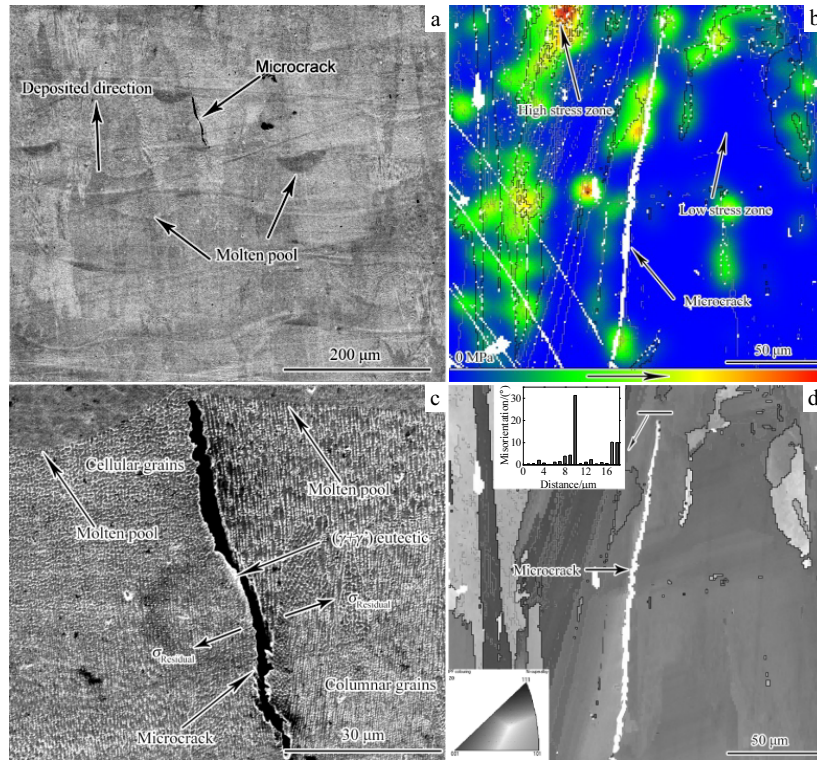


图 8 SLM 成形 Inconel 738 合金在 XZ 面上的裂纹分布、应力分布及晶粒与晶粒取向分布

Fig.8 Crack distribution (a), stress distribution (b), grain (c) and grain misorientation distribution (d) of SLMed Inconel 738 alloy on XZ plane

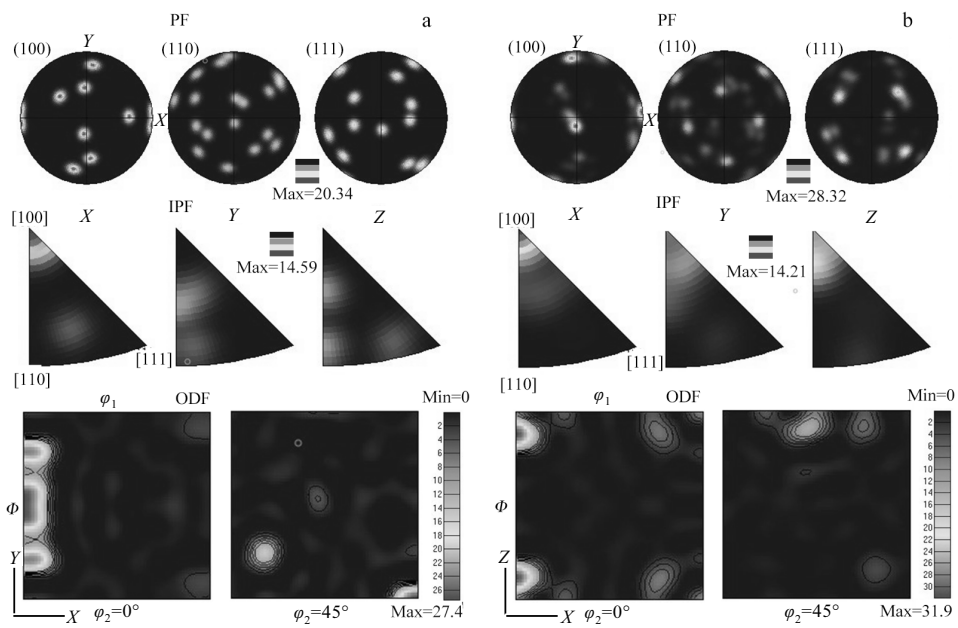


图 9 SLM 成形 Inconel 738 合金极图、反极图及取向分布函数截面图

Fig.9 Pole figure (PF), inverse pole figure (IPF) and orientation distribution function section figure (ODF) of SLMed Inconel 738 alloy:
(a) XY plane and (b) XZ plane (ϕ_1 , Φ , ϕ_2 -three Euler angles independent of each other)

长方向受到阻止而停止生长, 因此呈现出并排平行沿 $\langle 001 \rangle$ 方向生长。在 SLM 过程中还受到激光扫描方向的影响, 随着离开熔池底部距离的增加其温度梯度逐渐发生偏转, 柱状晶生长方向将随之发生偏转, 到熔池顶部柱状晶生长方向则变成与激光扫描方向基本一致为 $\langle 100 \rangle$ 方向^[36]。所以, 在 XY 和 XZ 面上晶体均表现出强 $\langle 100 \rangle$ 取向。

2.4 力学性能

图 10 为 SLM 成形 Inconel 738 合金在 XY 方向和 XZ 方向的力学性能。由图可知, XY 方向试样的屈服强度为 890 MPa, 抗拉强度为 1070 MPa, 延伸率为 23.5%; XZ 方向试样的屈服强度为 970 MPa, 抗拉强度为 1140 MPa, 延伸率为 20%; 与文献[26]给出的铸态试样(屈服强度为 765 MPa, 抗拉强度为 945 MPa, 延伸率为 7.5%)相比, 即使 SLM 成形 Inconel 738 合金中存在微裂纹缺陷, 其试样的室温力学性能较铸造试样具有明显的提高。这是因为 SLM 成形 Inconel 738 组织晶粒细小, 通常为微米至纳米级的柱状亚晶或胞状亚晶^[37], 细晶强化机制显著。同时, 在 Z 方向上的强度较 XY 方向上的强度高, 而延伸率相反。SLM 成形 Inconel 738 试样强度与析出相、晶粒大小、微裂纹及织构有关。在 XY 面和 XZ 面上析出相种类和数量相同, 晶粒大小均为 $1\ \mu\text{m}$ 左右。因此, 影响 SLM 成形 Inconel 738 合金试样强度的因素主要为微裂纹和织构。织构对材料的力学性能的影响主要体现在相应滑移系对应取向因子(μ)的大小。根据临界分切应力定律可知 $\mu = \tau_c / \sigma_s$, 其中, μ 为拉伸变形取向因子; τ_c 为临界分切应力, 通常为常数; σ_s 为屈服应力, 随取向因子增大而减小^[38]。图 11 为 SLM 成形 Inconel 738 合金在 XY 面和 XZ 面上的取向因子 μ 分布图。由图可知,

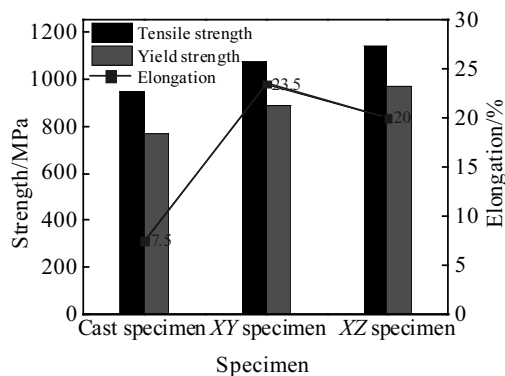


图 10 SLM 成形 Inconel 738 合金在 XY 和 XZ 方向的力学性能
Fig.10 Mechanical properties of SLMed Inconel 738 alloy in XY and XZ orientations

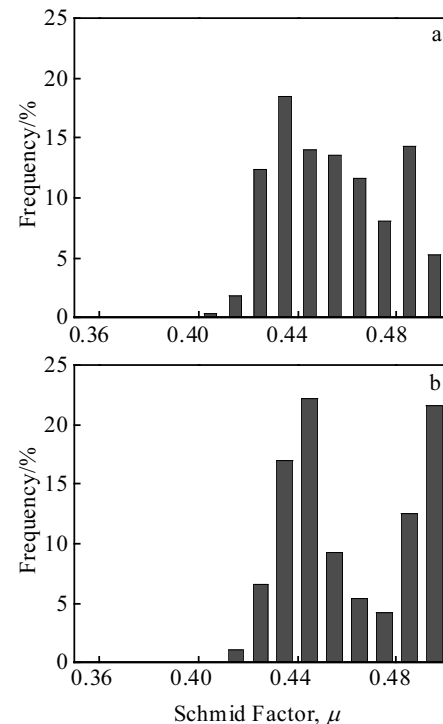


图 11 SLM 成形 Inconel 738 合金的取向因子 μ 分布
Fig.11 Distribution of orientation factor (μ) of SLMed Inconel 738 alloy: (a) XY plane and (b) XZ plane

XY 和 XZ 面上的取向因子 μ 主要分布在 0.405~0.495 之间的比例占 99.8% 以上, 其中 XY 面上的平均取向因子 $\bar{\mu}$ 为 0.45, XZ 面上的平均取向因子 $\bar{\mu}$ 为 0.46, 理论上, 根据临界分切应力定律可知, XY 面上的屈服强度高于 XZ 方向。而实际上根据前面讨论可知, XY 方向的屈服强度低于 XZ 方向, 这是因为裂纹在 XY 面上的分布广泛, 且方向沿着 X 和 Y 分布, 造成构件过早屈服。而在 Z 方向上的裂纹分布较少, 且平行于应力轴, 因此沿着 XY 方向拉伸后, SLM 成形 Inconel 738 合金的强度低, 而在 XZ 方向的强度高。综上所述, XZ 方向的强度大于 XY 方向, 而延伸率小于 XY 方向。

3 结 论

1) SLM 成形 Inconel 738 合金在低熔点 $\gamma + \gamma'$ 共晶组织经再次受热液化形成裂纹源, 在残余拉应力的作用下扩展形成微裂纹; 同时, 微裂纹周围的残余应力均匀分布, 微裂纹起始附近的晶粒取向差高于未产生微裂纹的位置; XY 面上的微裂纹方向垂直于激光扫描方向, XZ 面上的微裂纹方向平行于 Z 轴。

2) SLM 成形 Inconel 738 合金的择优取向与最大温度梯度有关, 在 XY 和 XZ 面上晶体均表现出强 $\langle 100 \rangle$ 取向。

3) 沿 XY 和 XZ 方向的 SLM 成形试样的力学性能均高于精铸试样, 且 XZ 方向的强度高于 XY 方向, 而延伸率小于 XY 方向。

参考文献 References

- [1] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(2): 421
- [2] Balikci E, Raman A, Mirshams R A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2000, 9(3): 324
- [3] Hays C, Rudnicki A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2008, 17(4): 566
- [4] Rochus P, Plessier J Y, Elsen M V *et al.* *Acta Astronautica*[J], 2007, 61(1): 352
- [5] Bremen S, Meiners W, Diatlov A. *Laser Technik Journal*[J], 2012, 9(2): 33
- [6] Carter L N, Essa K, Attallah M M. *Rapid Prototyping Journal* [J], 2015, 21(4): 423
- [7] Zhang D Y, Zhang P D, Liu Z *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 567
- [8] Zhang Jie(张洁), Li Shuai(李帅), Wei Qingsong(魏青松) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015, 39(11): 961
- [9] Lu Y J, Wu S Q, Gan Y L *et al.* *Optics and Laser Technology* [J], 2015, 75: 197
- [10] Chen Y, Zhang K, Huang J *et al.* *Materials and Design*[J], 2016, 90: 586
- [11] Cloots M, Uggowitzer P J, Wegener K. *Materials and Design* [J], 2016, 89: 770
- [12] Perevoshchikova N, Rigaud J, Sha Y *et al.* *Rapid Prototyping Journal*[J], 2017, 23(5): 881
- [13] Xu J J, Lin X, Guo P F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 749: 859
- [14] Xu J J, Lin X, Zhao Y F *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 5118
- [15] Qiu C L, Chen H X, Liu Q *et al.* *Materials Characterization* [J], 2019, 148: 330
- [16] Carter L N, Martin C, Withers P J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 615: 338
- [17] Catchpole-Smith S, Aboulkhair N, Parry L *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2017, 15: 113
- [18] Harrison N J, Todd I, Mumtaz K. *Acta Materialia*[J], 2015, 94: 59
- [19] Duan Ranxi(段然曦), Huang Boyun(黄伯云), Liu Zuming(刘祖铭) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(8): 84.
- [20] Zhou Z P, Huang L, Shang Y J *et al.* *Materials and Design*[J], 2018, 160: 1238
- [21] Yang J J, Li F Z, Wang Z M *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 225: 229
- [22] Guo M, Gu D D, Xi L L *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 79: 37
- [23] Chauvet E, Kontis P, Jäggle E A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 142: 82
- [24] Kunze K, Etter T, Grässlin J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 213
- [25] Geiger F, Kunze K, Etter T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 661: 240
- [26] Rickenbacher L, Etter T, Hövel S *et al.* *Rapid Prototyping Journal*[J], 2013, 19(4): 282
- [27] Messé O M D M, Munozmoreno R, Illston T *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 394
- [28] Montazeri M, Ghaini F M. *Materials Characterization*[J], 2012, 67: 65
- [29] Jin Zhu(金柱), Ma Shiji(马实基). *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 1974, 10(1): 12
- [30] Ojo O A, Chaturvedi M C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38(2): 356
- [31] Ojo O A, Chaturvedi M C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 403(1-2): 77
- [32] Basak A, Das S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 705: 806
- [33] Zhang Jie(张洁), Li Shuai(李帅), Wei Qingsong(魏青松) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015, 39(11): 961
- [34] Li Qiuge(李秋歌), Lin Xin(林鑫), Wang Xinhua(王杏华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 955
- [35] Song Wulin(宋武林), Zhu Beidi(朱蓓蒂), Gan Cuihua(甘翠华) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 1995, 22(4): 309
- [36] Wan H Y, Zhou Z J, Li C P *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2018, 34(10): 89
- [37] Choi J P, Shin G H, Yang S *et al.* *Powder Technology*[J], 2017, 310: 60
- [38] Mao Weiming(毛卫民), Yang Ping(杨平), Chen Leng(陈冷). *Material Texture Analysis Principle and Detection Technology*(材料织构分析原理与检测技术)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 37

Crack Forming Mechanism and Anisotropy of Inconel 738 Alloy by Selective Laser Melting

Xu Jiayu¹, Ding Yutian¹, Hu Yong¹, Gao Yubi¹, Wang Hao¹, Zhang Dong²

(1. State Key Laboratory of Advanced and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization, Jinchuan Group Co. Ltd, Jinchang 737100, China)

Abstract: The crack formation mechanism, microstructure anisotropy and their effect on mechanical property of Inconel 738 alloy by selective laser melting (SLM) forming were investigated by SEM, EDS, EBSD, DSC, XRD and universal tensile testing machine. The results show that austenite γ in Inconel 738 alloy mainly precipitates γ' phase and TiC during SLM forming, where the solidification process is $L \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \text{TiC} \rightarrow \gamma + \gamma' + \text{TiC}$. The low melting point $\gamma + \gamma'$ eutectic structure liquefies due to reheat to form crack source, and microcracks are formed under residual tensile stress. Meanwhile, the residual stress around the microcrack distributes uniformly, and the grain misorientation near the initiation of microcrack is higher than that without microcrack zone. In addition, the direction of microcrack on XY plane is perpendicular to the direction of laser scanning, and the direction of microcrack on XZ plane is parallel to Z axis. The preferred orientation of Inconel 738 alloy formed by SLM is related to the maximum temperature gradient. The mechanical properties of SLM formed specimens along XY and XZ directions are higher than those of precision casting specimens, and the strength in XZ direction is higher than that in XY direction, while the elongation in XZ direction is lower than that in XY direction.

Key words: selective laser melting; Inconel 738 alloy; crack forming mechanism; anisotropy; mechanical property

Corresponding author: Ding Yutian, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: dingyt@lut.edu.cn