

激光快速成形 Rene 80 高温合金组织及裂纹形成机理

席明哲 高士友

(燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004)

摘要 研究了激光快速成形(LRF)Rene 80 高温合金厚壁件的凝固组织和裂纹的形成机理。结果表明,激光快速成形 Rene 80 高温合金的凝固组织为与沉积高度方向平行的定向凝固枝晶组织,由于凝固偏析,MC 型碳化物和 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织分布于定向凝固组织的枝晶间区域。激光快速成形 Rene 80 高温合金厚壁件含有许多长度大于 10 mm,扩展方向与沉积高度方向平行的宏观裂纹。分析表明,这些裂纹为液化裂纹,其形成原因为:激光快速成形时,紧邻激光熔池的热影响区(HAZ)内沿晶界分布的低熔点 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织发生熔化,形成热影响区内沿晶界扩展的晶界液相,在热影响区冷却过程中,由于热影响区内固相的收缩应力作用,沿晶界扩展的固-液界面被撕开,从而导致液化裂纹的产生。

关键词 激光技术;激光快速成形;Rene 80 高温合金;液化裂纹;定向凝固组织

中图分类号 O436 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201239.0803008

Microstructures and Mechanism of Cracks Forming of Rene 80 High-Temperature Alloy Fabricated by Laser Rapid Forming Process

Xi Mingzhe Gao Shiyu

(College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China)

Abstract The microstructures and mechanism of cracks forming of a thick-wall part of Rene 80 superalloy fabricated by laser rapid forming (LRF) process are presented. Results show that the solidified microstructures of LRF Rene 80 high-temperature alloy consist of directionally solidified dendrites, which are parallel with the deposition direction. The MC type carbides and $\gamma-\gamma'$ eutectic distribute in interdendritic region of the directionally solidified microstructure due to element segregation. The LRF Rene 80 high-temperature alloy thick-wall part contains many macro cracks, which have the length of more than 10 mm and expand along the direction parallel to the deposition direction. Analyses indicate that these macro cracks are liquated cracks. During LRF process, the $\gamma-\gamma'$ eutectic with lower melting point particularly along the grain-boundary regions in heat-affected zone (HAZ) melt produced by laser melting pool and result in the formation of grain-boundary liquid. On the subsequent cooling process of the HAZ, the liquated cracks along the HAZ grain boundaries occurred by decohesion across the liquid-solid interface due to shrinkage stresses of solid phase in HAZ, while the liquated $\gamma-\gamma'$ eutectic is still liquid.

Key words laser technique; laser rapid forming; Rene 80 superalloy; liquated cracks; directional solidification microstructure

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

1 引言

Rene 80 是一种沉淀强化铸造高温合金,由于 γ' 析出强化相 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 在 γ 奥氏体基体上的弥散分布,该合金具有优异的高温强度、热疲劳及热腐蚀

性能,其工作温度范围在 $760\text{ }^\circ\text{C}\sim 982\text{ }^\circ\text{C}$ ^[1],被广泛用来制造喷气发动机的一级和二级涡轮叶片和发电厂大型燃气轮机^[2,3]。定向凝固 Rene 80 镍基高温合金由于消除了与应力轴垂直的横向晶界,与普通

收稿日期: 2012-04-06; 收到修改稿日期: 2012-05-14

基金项目: 国家自然科学基金(50871022)资助课题。

作者简介: 席明哲(1968—),男,副教授,主要从事激光材料制备与成形等方面的研究。E-mail: ximingzhe@ysu.edu.cn

铸造 Rene 80 合金材料相比,其拉伸性能和蠕变寿命分别提高了 10%~15% 和 1~3 倍^[4]。对于受损的涡轮发动机高温零部件,从节省成本角度,采用修复方法延长受损零部件的使用寿命比直接更换这些零部件更具有优势。激光快速成形(LRF)是一种按照计算机辅助设计模型,逐点逐层熔化沉积添加材料,快速制造具有复杂形状金属近终形零件的一种柔性制造技术^[5~8]。激光熔池中的小熔体具有超高的温度梯度及快速冷却凝固特点,可实现成分偏析小、晶体定向外延生长的定向凝固组织,因此,是理想的定向凝固高温合金零部件修复技术。Rene 80 的 Al 和 Ti 含量较高,可焊性较差,焊接时易在热影响区(HAZ)内产生裂纹^[2]。激光修复定向凝固沉淀强化镍基高温合金与传统焊接修复工艺相比,修复时热影响区和成分偏析小,有利于减小热影响区裂纹开裂倾向。孙鸿卿等^[9]研究了激光熔覆修复 Inconel 738 定向凝固叶片的裂纹敏感性;赵晓明等^[10]研究了激光快速成形 Rene 88DT 合金成形件的裂纹形成机理;R. K. Sidhu 等^[11]研究了气体钨极电弧焊(GTA)Rene 80 高温合金的组织 and 热影响区裂纹形成原因。目前,关于激光快速成形 Rene 80 高温合金的组织及裂纹形成机理的研究工作较少,鉴于该合金具有重要的应用价值,本文对该合金的激光快速成形组织及裂纹形成机理进行了研究,以期为实现激光快速成形修复定向凝固 Rene 80 合金零部件提供实验数据和理论依据。

2 实验材料及方法

Rene 80 合金的激光快速成形实验在激光快速成形系统上完成,系统组成主要包括 5000 W CO₂ 激光器、四轴激光数控加工平台、双路同轴送粉头、送粉器、惰性气氛保护箱、在线氧分析仪。激光快速成形 Rene 80 合金工艺参数为:激光功率 1600 W;扫描速度 3 mm/s;光斑直径 2 mm;高度方向增量 0.3 mm;搭接率 40%;送粉速率 6 g/min。基材采用 45# 钢(100 mm×50 mm×8 mm),所用粉末为购买的 Rene 80 球形粉末,粒度为 150 μm,其名义化学成分(质量分数,%): 3. 2Al, 4. 9Ti, 9. 3Co, 13. 9Cr, 4. 2Mo, 4. 0W, 0. 17C, 0. 015B, 0. 03Zr, bal. Ni。为防止 Rene 80 合金在激光快速成形过程中氧化,惰性气氛箱内氧体积分数小于 5×10⁻⁵。激光快速成形的 Rene 80 合金块体厚壁件尺寸为 70 mm×25 mm×30 mm。Rene 80 合金的固溶处理为 1204 °C/2 h/空冷。扫描电镜(SEM)组织采用电解抛

光[体积分数分别为 20%(H₂SO₄)+80%(CH₃OH),电压:45 V,时间:5 s]和电解腐蚀[12 mL(H₃PO₄)+40 mL(HNO₃)+48 mL(H₂SO₄),电压:6 V,时间:5 s]。采用 S4800 型扫描电镜分析进行组织观察、物相和能谱(EDS)分析。图 1 为激光快速成形 Rene 80 合金的激光扫描路径及坐标系示意图。

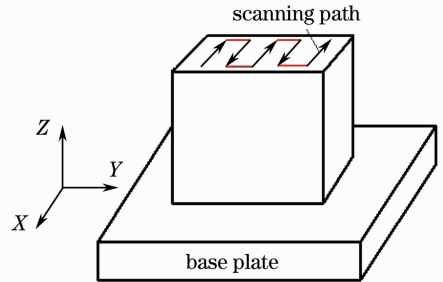


图 1 激光扫描路径和坐标系示意图
Fig. 1 Schematic of laser scanning path and coordinate system

3 实验结果与分析

激光快速成形 Rene 80 合金 Y-Z 及 X-Y 截面显微组织如图 2(a)、(b)所示。由于激光熔池超高的温度梯度及基板的定向快速冷却作用,熔池中小熔体凝固时,枝晶逆着热流沿沉积高度方向定向生长,形成如图 2(a)所示的定向凝固枝晶组织。从图 2(b)可以看出,在枝晶间区域,分布着凝固末端形成的 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织及白色的颗粒状 MC 型碳化物相,尺寸为 0.5~4.0 μm,远小于常规定向凝固 Rene 80 合金中的 MC 相(10~50 μm)^[10]。对图 2(a)中枝晶臂、枝晶间及图 2(b)中 MC 相和 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织进行 EDS 分析,结果分别列于表 1 和表 2。由表 1 可知,Al、Cr、Co 和 Ni 合金元素浓度在枝晶臂较高,而 C、Ti 和 Mo 元素浓度在枝晶间偏析,同时,还可以看出,由于激光熔池的快速冷却凝固,枝晶臂和枝晶间合金元素的偏析程度较轻。对于沉淀强化 Rene 80 合金,冷却凝固时, γ 枝晶首先从液相中凝固形成,在持续的冷却过程中,随 γ 枝晶的长大,C 原子、Ti 和其他碳化物形成元素(溶质分配系数 $k < 1$) 在枝晶间的液相中富集,当溶质浓度超过枝晶间液相溶解度,将在枝晶间形成 MC 碳化物和 $\gamma-\gamma'$ 共晶。由表 2 可以看出,由于 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织的形成趋于凝固末端,并由于在 Rene 80 合金凝固过程中,C、Ti 原子的正偏析行为($k < 1$) 和 Al 原子的负偏析行为($k > 1$),因此,与枝晶间组织相比, $\gamma-\gamma'$ 共晶组织含有较高的 C、Ti 和较低的 Al。

MC 相的 EDS 分析结果[图 2(c)及表 2]表明,MC 颗粒中主要的合金元素为 Ti(原子数分数约 40%),其中 M 代表 W、Ti 和 Mo 元素。由于激光熔池快

速冷却凝固,强化相 γ' 的析出被充分抑制,因此,在激光快速成形态 Rene 80 合金中,观察不到有强化相 γ' 的析出。

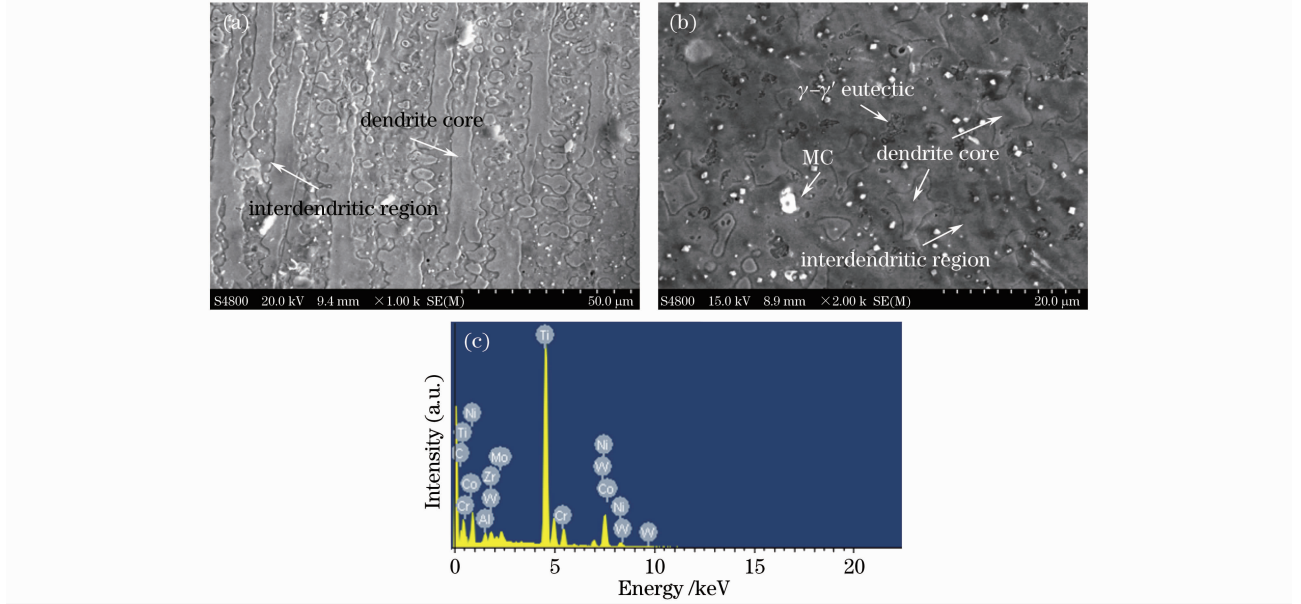


图 2 激光快速成形 Rene 80 合金(a)定向凝固组织,(b)枝晶间的 MC 颗粒和(c) MC 颗粒的 EDS 能谱

Fig. 2 (a) Directionally solidified structure; (b) MC particles in interdendritic region and (c) EDS spectrum of MC particles in LRF Rene 80 alloy

表 1 枝晶、枝晶间的 EDS 分析(原子数分数,%)

Table 1 EDS analysis of dendrite core and interdendritic region (atomic fraction, %)

Element	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W
Dendrite core	3.92	5.23	4.71	15.15	12.84	54.13	2.31	1.14
Interdendritic region	4.65	5.19	5.83	14.67	11.87	52.98	2.51	1.21

表 2 共晶组织和 MC 颗粒的 EDS 分析(原子数分数,%)

Table 2 EDS analysis of eutectic structure and MC particle (atomic fraction, %)

Element	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Zr	W
Eutectic structure	7.87	4.30	15.87	11.02	9.15	48.85	2.0		0.93
MC particle	35.13	2.10	39.55	4.55	2.35	13.37	1.51	0.68	0.77

固溶处理(1204 °C/2 h)是铸造 Rene 80 合金的一种标准热处理制度,在 1204 °C 固溶是为了溶解常规定向凝固和铸造 Rene 80 合金中枝晶臂和枝晶间析出的粗大初生 γ' 相颗粒、 $\gamma-\gamma'$ 共晶和减轻合金元素在枝晶臂和枝晶间的偏析程度^[3]。激光快速成形 Rene 80 合金在固溶处理(1204 °C/2 h)后的显微组织如图 3 所示,可以看出,固溶处理后,尺寸约 0.2 μm 的圆形二次 γ' 相颗粒在基体中弥散均匀析出[图 3(a)]。然而,在激光快速成形 Rene 80 合金固溶处理后组织中,明显可以看到许多初熔区

[图 3(b)],这些初熔区中含有较多的白色颗粒,EDS 分析结果[图 3(d)和表 3]表明为 MC 型碳化物。R. K. Sidhu 等^[4]采用差示扫描(DSC)热分析法标定了常规定向凝固 Rene 80 合金中的 $\gamma-\gamma'$ 共晶形成温度为 1186 °C,所以,激光快速成形 Rene 80 合金在 1204 °C 固溶处理时, $\gamma-\gamma'$ 共晶组织会发生熔化。图 3(c)为图 3(b)中 A 箭头所指区域放大的 SEM 照片,该区域的组织为 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织,其在 1204 °C 固溶处理时发生了熔化,在随后的冷却中再次凝固,为二次凝固产物。

表 3 MC 颗粒的 EDS 分析(原子数分数,%)

Table 3 EDS analysis of MC particle (atomic fraction, %)

Element	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Zr	W
MC particle	39.56	2.25	30.79	2.42	2.99	14.75	3.99	0.68	2.56

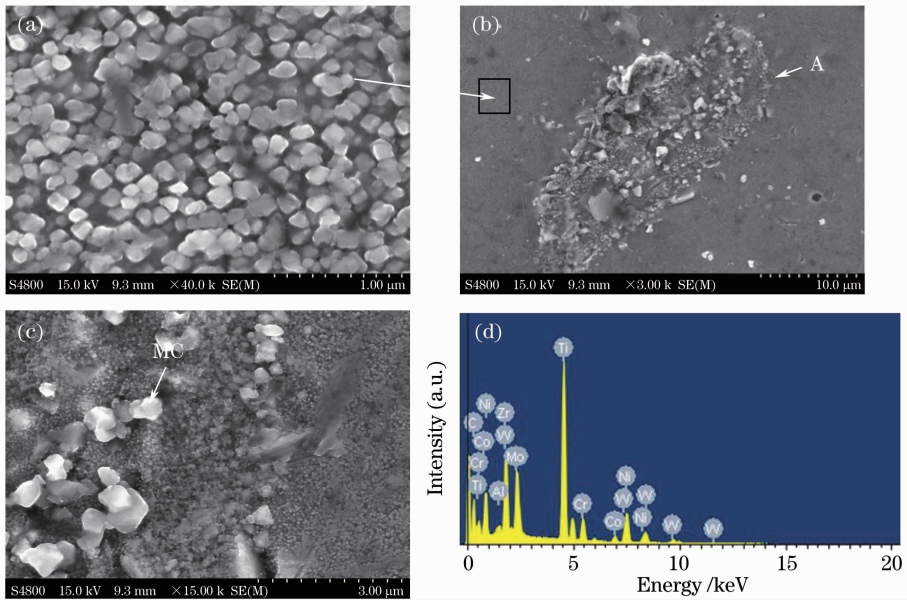


图 3 Rene 80 固溶处理(1204 ℃/2 h/AC)后的(a) γ' 析出相,(b)初熔区,(c)放大的初熔区及其中的 MC 颗粒和 (d) MC 颗粒的 EDS 能谱

Fig. 3 (a) Secondary γ' particles; (b) incipient melting region; (c) incipient melting region at a higher magnification and MC particle pointed by an arrow and (d) EDS spectrum of MC carbide in solution heat-treated (1204 ℃/2 h/AC) Rene 80 alloy

沉淀强化 Rene 80 合金含有约 8% (质量分数) 的 Al+Ti, 大于铸造 Inconel 738 超合金 Al+Ti 的含量^[12], 随合金中 γ' 强化相数量增加, 导致合金的硬度升高。焊接实验发现^[11], 沉淀强化 Rene 80 超合金中存在低于熔点的组成相, 是造成焊接热影响区中沿晶界液化裂纹的主要原因, 焊接过程中, 在热影响区中沿晶界分布的低熔点组成相发生熔化, 在晶界间形成液膜, 严重降低了合金塑性, 并由于焊接热应力所产生的应变, 最终导致热影响区中沿晶界的液化裂纹形成。激光快速成形是逐点逐层, 激光熔化沉积添加材料的连续过程, 紧邻激光熔池的已沉积材料中会形成热影响区, 实验表明, 在激光快速成形 Rene 80 超合金厚壁件中出现了大量裂纹。图 4(a)(Y-Z 截面)、(b)(X-Y 截面) 分别为激光快速成形态 Rene 80 超合金裂纹的 SEM 照片, 可以看

出, 裂纹明显是在枝晶间区域沿着晶界扩展。由图 3 的分析可知, 在激光快速成形 Rene 80 超合金中, 存在着低熔点 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织(熔点 1186 ℃), 低于 Rene 80 超合金平衡固相线温度(1264 ℃)^[13], 在 1204 ℃ 固溶处理时, $\gamma-\gamma'$ 共晶组织会发生熔化。由此可知, 激光快速成形时, 激光熔池热影响区的局部区域温度会超过 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织的熔点温度, 并由于 $\gamma-\gamma'$ 共晶是凝固末端, 主要沿晶界分布, 因此, 必然会造成热影响区内沿晶界分布的 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织熔化, 形成热影响区内的沿晶界扩展的晶界液相。镍基高温合金的热膨胀系数较大且导热率较低, 热影响区从高温向低温冷却时, 由于固相的导热率远大于液相的导热率, 固相首先发生体积收缩, 产生收缩应力, 而此时晶界液相尚未凝固, 所以在收缩应力作用下, 沿晶界扩展的固-液界面被撕开, 从

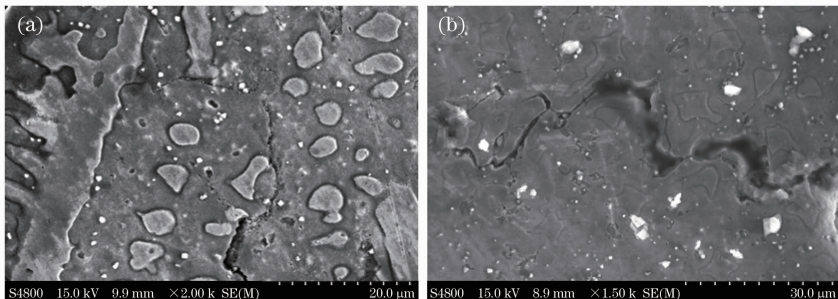


图 4 激光快速成形 Rene 80 合金中的裂纹。(a) Y-Z 截面; (b) X-Y 截面
Fig. 4 (a) Cracks in Y-Z section and (b) X-Y section of LRF Rene 80 alloy

而导致激光熔池热影响区中沿晶界扩展的裂纹形成。由上述分析可知,激光快速成形 Rene 80 超合金的裂纹是在激光熔池热影响区内形成的。

采用线切割方法从激光快速成形 Rene 80 高温合金厚壁件中分离出含有裂纹侧面[即裂纹的 X-Z 面,参见图 6(a)中坐标系]的小试样,裂纹的侧面形貌如图 5 所示。从图 5(a)可以看出,裂纹侧面形貌粗糙,呈现出明显的方向性[图 5(a)箭头方向],表

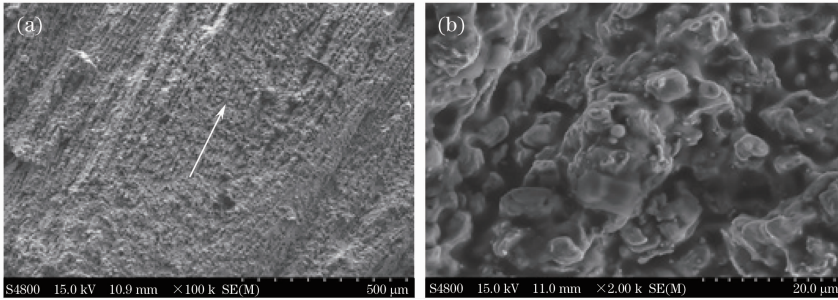


图 5 激光快速成形 Rene 80 合金中(a)裂纹的表面形貌和(b)放大的裂纹形貌

Fig. 5 (a) Surface morphology of crack and (b) surface morphology of crack at a higher magnification in LRF Rene 80 alloy

明裂纹沿着特定的方向扩展,同时,在裂纹侧面观察不到塑性断裂形成的的韧窝及脆性断裂形成的解离断口形貌特征,由此可以排除裂纹是在固相条件下由于应力超过材料断裂强度而造成的。图 5(b)为图 5(a)放大的 SEM 照片,可以看出,裂纹侧面各处光滑圆润。分析认为,这是沿晶界扩展的固-液界面被撕开后,晶界液相在表面张力作用下,冷却凝固后自然形成的。

图 6(a)为激光快速成形 Rene 80 厚壁件 Y-Z 截面照片。从中可以看到许多个贯穿多个沉积层,长度大于 10 mm 的宏观裂纹,且裂纹的扩展方向与沉积高度方向相平行,有的裂纹甚至一直扩展到成形件的上表面(箭头指示),可以看出,该穿透裂纹明显位于激光熔覆道的搭接处。图 6(b)为激光快速成形时,激光熔覆道扫描到当前位置,在已沉积材料中形成的重熔区和热影响区示意图。如图 6(b)所示,紧挨激光熔池的热影响区在 Z 方向的垂直高度大于等于一个沉积层的厚度,且热影响区与当前沉积层上表面相交。激光快速成形时,由于激光熔覆道搭接时形成的热影响区高度与沉积层厚度相等,随着热影响区内沿晶界分布的 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织熔化,在拉应力作用下,产生的液化裂纹就很有可能在激光熔覆道搭接处沿沉积高度方向穿透当前沉积层

热影响区,直达沉积层表面。由于激光快速成形是逐点逐层、激光熔化沉积添加材料的过程,新的沉积层会在前一沉积层的定向凝固组织基础上,实现凝固组织的定向外延生长。由此可知,穿透一个沉积层的裂纹,随着连续多层的激光熔化沉积,也将会在多个沉积层间的激光熔覆道搭接处实现裂纹的定向扩展,从而形成如图 6(a)所示的粗大的、扩展方向与沉积高度方向平行的竖直裂纹。此外,在图 6(a)中的 3 个方框所围区域中,几乎没有穿透激光快速成形 Rene 80 合金厚壁件上表面的裂纹,表明在激光熔化沉积当前层时未出现开裂现象,裂纹不是产生于固液两相凝固区间,因此,所形成的裂纹不是凝固裂纹。同时,定向凝固 Rene 80 合金的焊接试验结果^[11]也表明,在焊缝处没有裂纹出现,仅在焊缝热影响区出现液化裂纹,由以上分析可知,激光快速

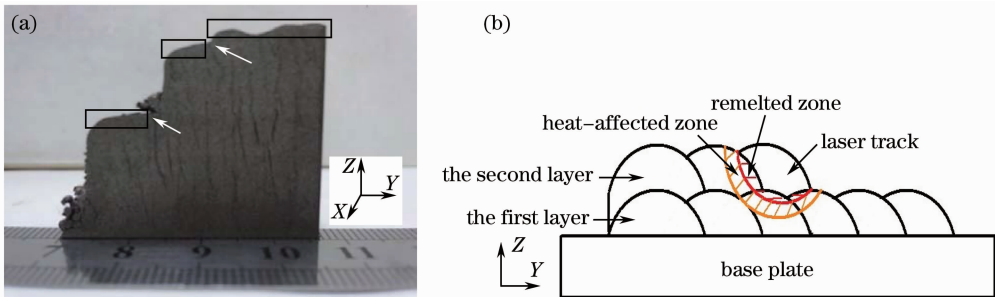


图 6 (a)激光快速成形 Rene 80 超合金 Y-Z 截面上的裂纹和(b)激光熔池形成的重熔区和热影响区示意图

Fig. 6 (a) Cracks on Y-Z section of LRF Rene 80 alloy block and (b) schematic of remelted and heat-affected zone resulting from laser melt pool

成形 Rene 80 合金厚壁件中的裂纹为液化裂纹。

4 结 论

1) 激光快速成形 Rene 80 超合金 Y-Z 截面凝固组织为定向凝固柱状枝晶组织, 由于溶质元素的偏析, MC 型碳化物和 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织分布于定向凝固组织的枝晶间区域。

2) 激光快速成形 Rene 80 超合金经固溶处理 (1204 °C/2 h) 后, 尺寸约 0.2 μm 的圆形二次 γ' 相颗粒在基体中弥散均匀析出, 同时, 位于枝晶间的 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织 (熔点为 1186 °C) 发生熔化, 形成初熔区。

3) 激光快速成形 Rene 80 超合金厚壁件中含有许多贯穿多个沉积层, 长度大于 10 mm 的宏观裂纹, 且裂纹的扩展方向与沉积高度方向相平行。这些裂纹为液化裂纹, 其形成原因是: 激光快速成形时, 紧邻激光熔池的热影响区的局部温度超过 $\gamma-\gamma'$ 共晶组织熔点, 形成热影响区内的沿晶界扩展的晶界液相。热影响区冷却时, 由于固相的导热率远大于液相的导热率, 固相首先发生体积收缩, 产生收缩应力, 而此时晶界液相尚未凝固, 在收缩应力作用下, 沿晶界扩展的固-液界面被撕开, 从而导致热影响区内的液化裂纹产生。

参 考 文 献

- 1 Kh. Rahmani, S. Nategh. Influence of aluminide diffusion coating on the tensile properties of the Ni-base superalloy René 80 [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, **202**(8): 1385~1391
- 2 J. Safari, S. Nategh. On the heat treatment of Rene-80 nickel-base superalloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, **176**(1-3): 240~250
- 3 W. Österle, S. Krause, T. Moelders *et al.*. Influence of heat treatment on microstructure and hot crack susceptibility of laser-drilled turbine blades made from René 80 [J]. *Materials*

- Characterization*, 2008, **59**(11): 1564~1571
- 4 R. K. Sidhu, O. A. Ojo, M. C. Chaturvedi. Sub-solidus melting of directionally solidified Rene 80 superalloy during solution heat treatment[J]. *Journal of Materials Science*, 2008, **43**(10): 3612~3617
- 5 Xi Mingzhe, Gao Shiyu. Research on tensile properties of Inconel 718 superalloy fabricated by laser rapid forming process [J]. *Chinese J. Lasers*, 2012, **39**(3): 0303004
席明哲, 高士友. 激光快速成形 Inconel 718 超合金拉伸力学性能研究[J]. *中国激光*, 2012, **39**(3): 0303004
- 6 Wu Xiaoyu, Lin Xin, Lü Xiaowei *et al.*. Study on microstructure and mechanical properties of laser forming 17-4 PH stainless steel [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(2): 0203005
吴晓瑜, 林鑫, 吕晓卫等. 激光立体成形 17-PH 不锈钢组织性能研究[J]. *中国激光*, 2011, **38**(2): 0203005
- 7 X. M. Zhao, X. Lin, J. Chen *et al.*. The effect of hot isostatic pressing on crack healing, microstructure, mechanical properties of Rene88DT superalloy prepared by laser solid forming [J]. *Mater. Sci. Engng. A*, 2009, **504**(1-2): 129~134
- 8 P. Ganesh, R. Kaul, C. P. Paul *et al.*. Fatigue and fracture toughness characteristics of laser rapid manufactured Inconel 625 structures [J]. *Mater. Sci. Engng. A*, 2010, **527**(29-30): 98~104
- 9 Sun Hongqing, Zhong Minglin, Liu Wenjin *et al.*. Cracking sensitivity on laser cladding Inconel 738 on directionally solidified Ni-base superalloy [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2005, **25**(2): 27~31
孙鸿卿, 钟敏霖, 刘文今等. 定向凝固镍基高温合金上激光熔覆 Inconel 738 的裂纹敏感性研究 [J]. *航空材料学报*, 2005, **25**(2): 27~31
- 10 Zhao Xiaoming, Chen Jing, He Fei *et al.*. The cracking mechanism of Rrene88DT superalloy by laser rapid forming [J]. *Rare metal Materials and Engineering*, 2007, **36**(2): 216~220
赵晓明, 陈静, 何飞等. 激光快速成形 Rene88DT 高温合金开裂机理研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, **36**(2): 216~220
- 11 R. K. Sidhu, O. A. Ojo, M. C. Chaturvedi. Microstructural response of directionally solidified Rene80 superalloy to gas-tungsten arc welding [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, **40**(1): 150~162
- 12 R. K. Sidhu, O. A. Ojo, M. C. Chaturvedi. Microstructural analysis of laser-beam-welded directionally solidified Inconel 738 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, **38**(4): 858~870
- 13 L. C. Lim, J. Z. Yi, N. Liu *et al.*. Mechanism of post-weld heat treatment cracking in Rene 80 nickel based superalloy [J]. *Materials Science and Technology*, 2002, **18**(4): 407~412

栏目编辑: 宋梅梅