

# 铸造铝合金激光表面重熔 (LSM) 改性层的组织结构

Microstructure of Laser Surface Melting (LSM)

Layers on Cast Al-Si Alloy

蔡 , 杨晓豫, 陈秋龙, 卜小梅 (上海交通大学, 上海 200030)

CAI Xun, YANG Xiao-yu, CHEN Qiu-long, BU Xiao-mei  
(Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

**摘要:** 采用最大输出功率为 10kW 的连续横流 CO<sub>2</sub> 激光器对铸造铝硅合金表面进行快速辐照加热重熔, 并快速冷却凝固处理, 以获得深度达 1mm 以上的表面改性层。通过 SEM, XRD, EDS 和 TEM 研究了其表面改性层组织结构。结果表明, 经过 LSM 处理后的表面改性层, 组织明显细化,  $\alpha$ -Al 晶体中可固溶更多的 Si 原子, 获得过饱和固溶体组织。另外, 表面改性层的平均显微硬度在 116~203HV 之间, 耐磨性明显高于基体材料, 这是由于细晶强化和过饱和固溶效应引起的。

**关键词:** 铸造铝合金; 激光表面重熔; 显微组织

中图分类号: TG 156. 99 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2000) 04-0006-05

**Abstract:** Laser surface melting (LSM) modified layers on cast Al-Si alloy were obtained using a CO<sub>2</sub> continuous transverse flow laser beam with maximum power of 10kW. The microstructure of LSM modified layers were studied by using optical microscope, scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS), transmission electron microscope (TEM) and X-ray diffraction (XRD). It is shown that LSM modified layer could be divided in cellular, dendritic and mixed crystal zones. The grain size of LSM modified layers became much finer than that of substrate material. The results of X-ray diffraction (XRD) and selected area diffraction (SAD) analysis indicated that much more silicon atoms were saturated in crystalline cells of  $\alpha$ -Al phase through LSM processing. Microhardness distribution from surface to substrate on cross section plane was also tested. The average microhardness of LSM modified layers were in the range from 116 to 203HV, and wear resistance was enhanced greatly. Generally, improvement of mechanical property was due to the effects of fine-grained microstructure and over-saturated  $\alpha$ -Al crystalline in LSM modified layers.

**Key words:** cast aluminum alloy; laser surface melting (LSM); microstructure

为了降低能耗, 减轻汽车的自重, 近年来越来越多的汽车零部件如活塞、汽缸体等用铸铝合金来代替钢铁, 甚至出现了全铝合金汽车。但相对钢铁而言, 某些铝合金零部件的强度、硬度和耐磨性尚不能完全满足使用要求。为此, 对铸造铝合金进行表面强化便成为一个很有意义的研究课题<sup>[1,2]</sup>。

激光表面重熔 (LSM) 可以实现材料表面局部的快速加热和冷却, 从而获得非常细小的非平衡快速凝固组织<sup>[3~5]</sup>。许多试验结果均表明激光表面重熔组织的显微硬度、耐磨性和耐蚀性等性能, 相对于基底材料均有很大的提高<sup>[6,7]</sup>。本研究采用连续横流 CO<sub>2</sub> 激光器对最为常用的铸造铝合金 ZL109 进行较系统地表面重熔试验, 详细地研究激光输出功率  $P$  和激光束

扫描速率  $V_b$  等参数对于 LSM 改性层组织结构的影响。通过光学显微镜, 扫描电镜, 能量损失谱仪, 透射电镜和 X 射线衍射仪等分析手段, 对各种工艺参数下获得的表面重熔改性层进行微观组织结构分析, 并通过显微硬度测试, 初步研究了 LSM 方法对于铸造铝合金基底的改性效果。

## 1 试验方法

基底材料 ZL109 化学成分 (%) 为 0.5~1.5Cu, 0.8~1.5Mg, 0.5~1.5Ni, 11.0~13.0Si, 余量为 Al。

由于铝合金的熔点低, 导热快, 对光反射强 (吸收系数仅为 0.01~0.1 之间<sup>[8]</sup>), 因而增加了激光表面改性处理的难度。先将基底材料加工成 7mm 厚的

板材, LSM 处理前需对基底材料进行表面预处理: 在 10%NaOH 水溶液中浸蚀 10min, 取出后迅速用水冲洗, 再用酒精清洗烘干。

采用  $P = 10\text{kW}$  连续横流  $\text{CO}_2$  激光器作为激光源, 试验采用的主要工艺参数如表 1 所示。激光扫描在数控机床平台上进行, 整个处理过程用氩气侧吹保护。

表 1 激光表面重熔（LSM）试验的主要工艺参数

Table 1 Essential parameters of LSM

激光输出功率 $P/\text{kW}$	2	4	6	8	10
激光束扫描速率 $V/\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$	250	500	1000	1500	2000
激光束斑直径 $d/\text{mm}$	1.18	1.77	1.92	2.21	2.95

割开, 经 5%的 NaOH 水溶液腐蚀后制成试样。在 Philips SEM 515 扫描电子显微镜上观察 LSM 改性层的微观组织结构特征, 结合 EDAX 能量损失谱仪 (EDS) 测量 LSM 改性层局部微区的元素分布。采用 JEM-200CX 透射电子显微镜研究 LSM 改性层组织的亚结构, 在 D/MAX- $\lambda$  型衍射仪上进行 X 射线衍射分析。显微硬度测试在 HX-1000 显微硬度计上进行, 测试负荷为 98mN。

2 实验结果

2.1 LSM 改性层的组织特征

显微观察结果表明: LSM 改性层从基底到表面是由三个具有不同组织特征的区域所组成, 各微区的典型组织形态如图 1, 2 所示。

LSM 处理后, 沿垂直于激光扫描方向将试样切

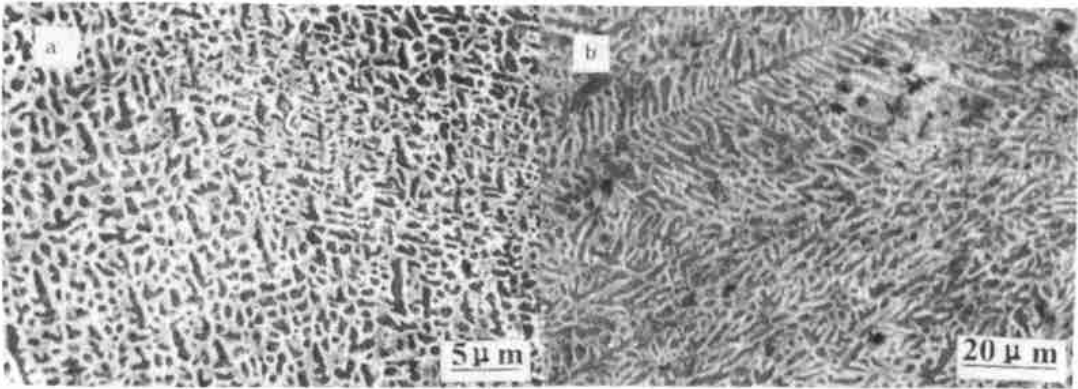


图 1 LSM 改性层的显微组织 ( $P = 4\text{kW}$ ,  $V_b = 500\text{mm/min}$ ) (a) 底部区域; (b) 中部区域  
Fig. 1 Microstructure of LSM modified zone ( $P = 4\text{kW}$ ,  $V_b = 500\text{mm/min}$ ) (a) bottom; (b) center

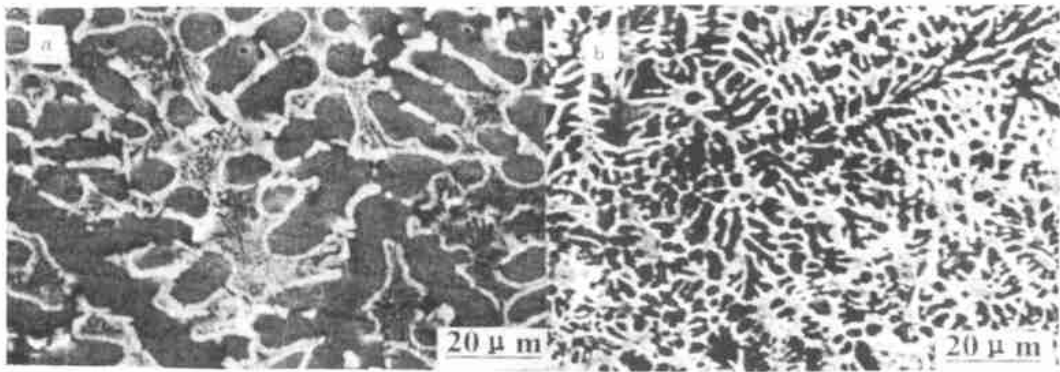


图 2 LSM 改性层的显微组织 ( $P = 6\text{kW}$ ,  $V_b = 500\text{mm/min}$ ) (a) 中部; (b) 上部  
Fig. 2 Microstructure LSM modified zone ( $P = 6\text{kW}$ ,  $V_b = 500\text{mm/min}$ ) (a) center; (b) upper

LSM 改性层接近于基底组织界面处的底部区域是由  $\text{-Al}$  初晶和  $\text{Al-Si}$  共晶组成的细晶组织(图 1a)。这种呈胞状结构的组织<sup>[9]</sup>其生长方向受到激光束扫描方向的影响。由于 LSM 熔池凝固冷却速度极大, 与基底组织相比, 其晶粒尺寸减小了 10 倍以上。LSM 改性层的中部组织一般是由较大的树枝晶组成, 这些

树枝晶除了一次晶外, 还含有更为细小的二次晶(图 1b)。树枝晶的生长方向由结晶学各向异性所决定, 受激光束的扫描方向影响较小。中部区域组织受激光输出功率  $P$  的影响较大。图 2a 是激光输出能量增大到 6kW 时, LSM 改性层中部的显微组织。从图中可以明显地看到: 组织形态由典型的树枝状转变为胞状。胞

状结构的尺寸随着  $P$  的进一步增大而迅速增大, 当  $P$  增大到 10kW 时, 中部组织出现由共晶向亚共晶转变的现象。组织中除去粗大的共晶胞状结构外, 出现了大量的初晶形态。

LSM 改性层上部组织如图 2b 所示。在自由表面下的 LSM 改性层组织表现出较为混乱的显微结构。这种“混晶”是由于凝固后期温度梯度趋于零, 凝固组织中的树枝晶形态更加完整。一些较长的树枝晶在高温熔体作用下可能会被熔断而飘浮在熔体上部, 而另一些树枝晶可能会继续生长出二次晶臂甚至三次晶臂等等。在由这些已经固化的树枝晶组成的网络中最后的熔体才发生凝固。上述凝固过程将最终导致 LSM 改性层上部组织呈现典型的紊乱无序状态, 即所谓的“混晶”现象。

Al-Si 合金 LSM 改性层微观组织中亚共晶形态的出现与激光束对于材料表面快速加热和冷却造成的非平衡效应有关。由于 Al-Si 二元合金中, Si 的熔点远高于 Al 的熔点, 在 LSM 处理时表面组织中又存在正温度梯度, 因此伪共晶区严重偏向 Si 方。这种效应将导致整个合金体系的快速凝固组织向亚共晶过渡<sup>[10]</sup>。

## 2.2 LSM 改性层厚度 ( $D$ ) 和宽度 ( $W$ ) 的变化

LSM 改性层的厚度( $D$ )与激光束扫描速率  $V_b$  之间的关系如图 3 所示。在所有工艺参数下获得的 LSM 改性层的  $D$  值均在 1.2mm 以上, 这表明本研究所采用的 LSM 方法可以有效地获得厚度在 1mm 以上的表面改性层。由图 3 还可以明显看到  $D$  值随着  $V_b$  的上升而迅速下降。以双对数坐标形式重绘图 3, 可以发现两者基本符合线性关系, 即  $D$  与  $V_b$  的关系可以用式 (1) 表示。

$$\lg D = \lg C - n \lg V_b \quad \text{或} \quad D = C V_b^{-n} \quad (1)$$

其中  $C$  和  $n$  均为常数。

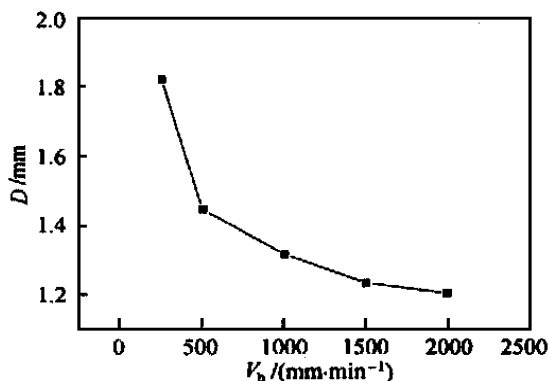


图3 LSM 改性层的厚度 ( $D$ ) 与激光束扫描速率  $V_b$  之间的关系

Fig. 3 Relationship between depth of LSM modified zone and scanning rate  $V_b$

至于 LSM 改性层的宽度  $W$  与激光输出功率  $P$  和激光扫描速率  $V_b$  之间的关系如图 4 所示。可以看到: 当激光扫描速率  $V_b$  下降到 500mm/min 以下时,  $W$  出现迅速上升的现象, 而  $V_b$  大于 500mm/min,  $W$  的变化幅度很小。

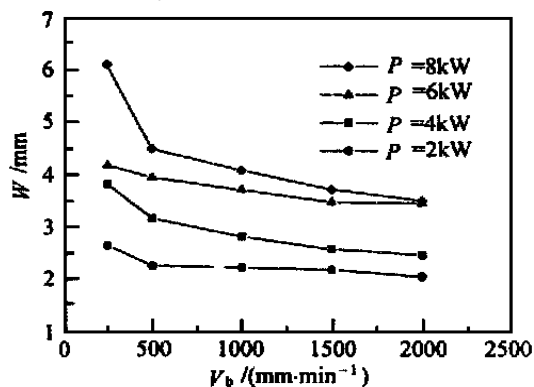


图4 LSM 改性层的宽度  $W$  与激光输出功率  $P$  和激光扫描速率  $V_b$  之间的关系

Fig. 4 Relationship among width of LSM modified zone, power and scanning rate  $V_b$

## 2.3 LSM 改性层的显微硬度

LSM 改性层的横截面的显微硬度变化如图 5。图中展示显微硬度的变化幅度较小, 其他参数下获得的 LSM 改性层也有类似的结果, 由此可见, LSM 改性层中的硬度分布较为均匀。

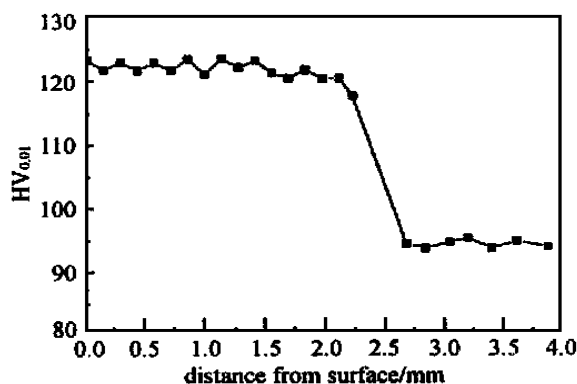


图5 LSM 改性层的显微硬度分布 ( $P=8\text{kW}$ ,  $V_b=250\text{mm/min}$ )

Fig. 5 Distribution of microstructure in LSM modified zone ( $P=8\text{kW}$ ,  $V_b=250\text{mm/min}$ )

不同工艺参数条件下获得的 LSM 改性层的平均显微硬度  $H_a$  和相对硬度系数  $K_H$  (LSM 改性层和基底材料平均显微硬度之比) 的变化情况如表 2 所示。  $H_a$  随工艺参数 (如  $P$ ,  $V_b$ ) 的影响较大。

其变化区间在 116 ~ 203HV 之间。当激光输出功率  $P$  为 6kW, 激光束扫描速率  $V_b$  为 1000mm/min 时,  $H_a$  达到极大值, 相应地  $K_H$  也达到极大值 2.13, 进一步增大激光束的输出功率, 则 LSM 改性层微观组织的晶粒尺寸将迅速长大, 并出现由共晶组织向亚共

晶组织转变的现象（如图 2a）。随着 Si 相的减少，改性层的显微硬度将出现下降的趋势。由此可见，激光束输出功率应控制在 6kW 以内，当激光束的输出功率  $P > 6\text{ kW}$  时，对 Al-Si 合金的表面改性不利。

表 2 不同工艺参数下 LSM 改性层的平均显微硬度  $H_a$  和相对硬度系数  $K_H$  的变化情况

Table 2 Changes of average microhardness and microhardness coefficient

$P/\text{kW}$	$V_b/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	$H_a/\text{HV}_{0.1}$	$K_H$
2	250	116	1.22
	500	120	1.27
	1000	124	1.30
4	250	130	1.37
	500	135	1.42
	1000	155	1.63
6	250	143	1.50
	500	156	1.64
	1000	203	2.13
8	250	122	1.28
	500	127	1.33
	1000	152	1.60
10	250	111	1.16
	500	123	1.30
	1000	133	1.40

2.4 LSM 改性层的微观结构

LSM 改性层的 X 射线衍射谱如图 6 所示。尽管整个 LSM 改性过程都在氩气保护下，但 LSM 改性层中的 Mg 元素依然会出现一定的氧化。当激光束扫描速率  $V_b$  达到 2000mm/min 以上时，这种现象逐渐消失。当激光输出功率  $P = 8\text{ kW}$  时，不同扫描速率  $V_b$  下获得的 LSM 改性层中  $\alpha\text{-Al}$  晶体的点阵常数  $a$  的变化情况见表 3。由表中可以看到：不同工艺参数下 LSM 改性层中  $\alpha\text{-Al}$  晶体的点阵常数  $a$  均小于基底材料，且随激光束扫描速率  $V_b$  的增大而减小。由于 Si 原子的半径小于 Al 原子（78%），当过多的 Si 原子固溶 in LSM 改性层中的  $\alpha\text{-Al}$  晶体中，这种过饱和固溶的状态对 LSM 改性层的增强效果有重要的影响作用。

表 3 不同工艺参数下 LSM 改性层中  $\alpha\text{-Al}$  晶体的点阵常数  $a$  ( $P = 8\text{ kW}$ )

Table3 Changes of Al lattice constant of LSM modified zone

$V_b/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	-	250	500	1000	1500	2000
$a/\text{nm}$	0.4048	0.4034	0.4031	0.4028	0.4026	0.4025

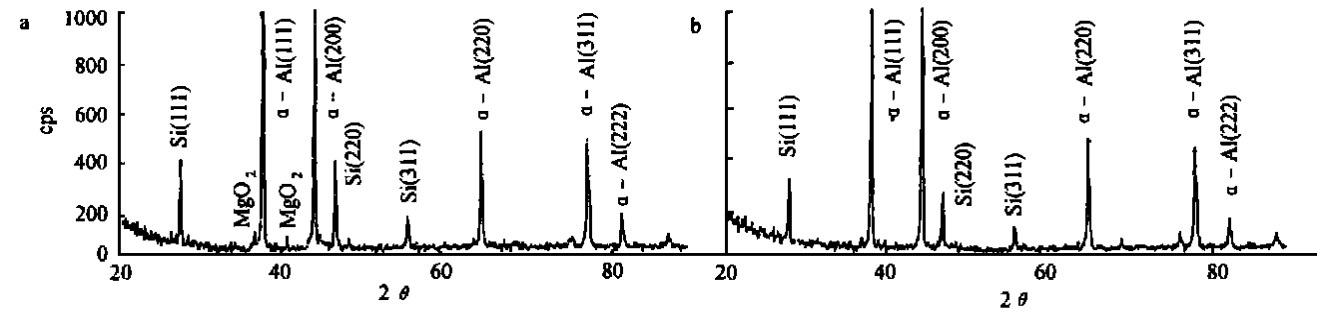


图 6 LSM 改性层的 X 射线衍射谱 ( $P = 8\text{ kW}$ ) (a)  $V_b = 500\text{ mm/min}$  ; (b)  $V_b = 2000\text{ mm/min}$

Fig. 6 X-ray diffraction pattern of LSM modified zone ( $P = 8\text{ kW}$ ) (a)  $V_b = 500\text{ mm/min}$  ; (b)  $V_b = 2000\text{ mm/min}$

图 7 是 LSM 改性层微观亚结构的 TEM 照片，从图中可清楚地观察到完整的胞状晶结晶，晶粒尺寸约为 2  $\mu\text{m}$  左右。图中 A 为最后凝固区，而 B 为胞晶内的缺陷。

LSM 改性层微区的选区衍射 (SAD) 图以及其斑点标定如图 7b 所示。通过 SAD 花样也可以计算出 LSM 改性层中  $\alpha\text{-Al}$  的点阵常数  $a$  为 0.4023nm。这一结果与表 3 所示的通过 XRD 方法测定的数值吻合。

3 结论

(1) LSM 改性层在显微组织结构上可以分为三个部分。底部区域由  $\alpha\text{-Al}$  初晶和 Al-Si 共晶组成细小胞状晶；中部区域依激光输出功率  $P$  的不同呈现由树枝晶向胞状晶过渡的现象。同时也存在共晶组织向亚共晶组织的转化现象；LSM 改性层的上部组织呈“混晶”形态。

(2) LSM 改性层的厚度  $D$  与激光扫描速率  $V_b$  之间存在如下的关系:  $D = CV_b^{-n}$ ，而改性层宽度  $W$  随激光扫描速率  $V_b$  的变化较小。

(3) LSM 改性层的平均显微硬度  $H_a$  和相对硬度系数  $K_H$  与激光表面改性处理工艺常数  $P$  和  $V_b$  之间存在较为明显的关系。 $H_a$  在 116 ~ 203HV 之间，相对于基底材料提高 20%，经磨损试验表明，其耐磨性提高 1.5 ~ 3 倍。为了进一步提高改性效果，我们采用激光表面合金化 (LSA) 和激光表面熔覆 (LSC) 等手段，这方面的工作另文报导。

(4) XRD 和 SAD 分析的结果均表明 LSM 改性

层 Al 晶体中的 Si 含量呈过饱和状态, 由此可见, LSM 改性层力学性能的提高与快速非平衡凝固条件

下引起的细晶强化以及过饱和和固溶强化二种效应有关。

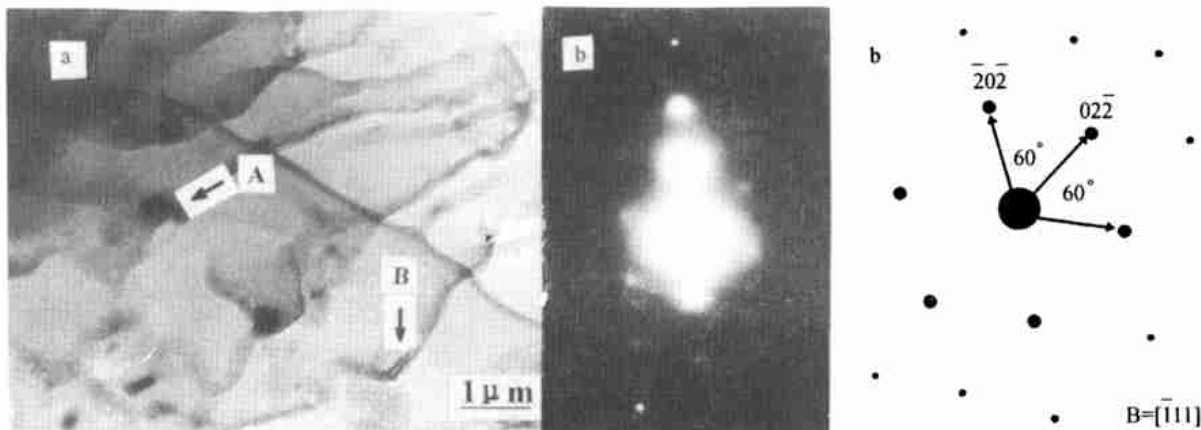


图7 LSM 改性层微观亚结构的 TEM 分析 ( $P=2\text{kW}$ ,  $V_b=2000\text{mm/min}$ ) (a) 亚结构; (b) SAD 衍射斑点及标定

Fig.7 TEM of LSM modified zone ( $P=2\text{kW}$ ,  $V_b=2000\text{mm/min}$ ) (a) micrograph; (b) SAD spots and identified

### 参考文献

- [1] E. Gaffet, J. M. Pelletier and S. Bonnet-Jobez. Laser surface alloying of Ni film on Al-based alloy [J]. Acta. Metall, 1989, 37: 3205 ~ 3215
- [2] H. J. Hegge, J. T. H. M. De Hosson. Microstructure of laser treated Al alloy [J]. Acta Metall. Mater, 1990, 38: 2471
- [3] R. Li, M. G. S. Ferreira, A. Almeida, R. Vilar, K. G. Watkins, M. A. McMahon and W. M. Steen. Localized corrosion of laser surface melted 2024-T351 aluminum alloy [J]. Surf. Coat. Tech, 1996, 81: 290 ~ 296
- [4] T. T. Wong and G. Y. Liang. Effect of laser melting treatment on the structure and corrosion behavior of aluminum and Al-Si alloy [J]. J. Mater. Process Tech, 1997, 63: 930 ~ 934
- [5] D. Belforte, M. Levitt. The Industrial Laser Annual Handbook [M], 1986, Penn Well Co.
- [6] K. G. Watkins, M. A. McMahon and W. M. Steen. Microstructure and corrosion properties of laser surface processed aluminum alloy. A review [J]. Mater. Sci. & Engng, 1997, 15A: 55 ~ 61
- [7] E. Ramous. Note on rapid surface melting by laser [J]. J. Mater. Process Tech, 1996, 57: 1 ~ 3
- [8] M. Rohsenow. Handbook of Heat Transfer [M]. McGraw-Hill, 1973
- [9] D. G. McCartney, J. D. Hunt. Acta Metall, 1981, 29: 1851
- [10] 胡汉起. 金属凝固原理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 107~108

收稿日期: 1999-01-02; 修订日期: 1999-12-06

作者简介: 蔡 (1943-) 男, 教授 (博士), 博士生导师, 上海交通大学材料科学与工程学院副院长, 长期从事材料表面改性及表征研究。联系地址: 上海交通大学材料科学与工程学院 (200030)

本文编辑: 孙常青

\*\*\*\*\*

(上接第5页)

- [2] Kamashima K, Okamoto H, Yamamoto S, Kitomura A. J. Ceram. Soc. Jap., 1991, 99 (2): 320
- [3] Hirosaki N, Akimune Y, Mitomo M. J. Am. Ceram. Soc., 1993, 76 (7): 1892
- [4] 罗学涛. 西北工业大学博士论文, 1996, 4
- [5] Krichner H P, Gruver R M. J. Am. Ceram. Soc., 1970, 53 (2): 232
- [6] Kiyoshi H, Takaoki N, Manuel E B, Shuzo K. J. Ceram. Soc. Jap., 1996, 104 (1): 55
- [7] Wittmer D E, Doshi D, Paulson T E. Ceram. Eng. Sci. Proc., 1992, 13: 907
- [8] Hirosaki N, Akimune Y, Mitomo M. J. Am. Ceram. Soc.,

1994, 77 (5): 1093

- [9] Hirao K, Nagake T, Brito M E, Kanzaki S. J. Am. Ceram. Soc., 1994, 77 (7): 1857
- [10] Muscat D, Pugh M D, Drew R L. J. Am. Ceram. Soc., 1992, 75 (11): 2713
- [11] Becher P E. J. Am. Ceram. Soc., 1991, 74 (2): 255

收稿日期: 1999-10-27;

作者简介: 吕杰 (1963-) 男, 博士后, 高级工程师, 联系地址: 北京市 81 信箱 2 分箱 (100095)

本文编辑: 全宏声