

过共晶 Al-Si 合金共生区激光表面处理

宋宙模* 蔡猛* 伍长征 吴嘉达 李富铭

(三束材料改性国家重点联合实验室复旦大学分部 复旦大学物理系, 上海 200433)

* 西北工业大学应用物理系, 西安 710072)

提要 用 2 kW 连续 CO₂ 激光对过共晶 Al-18Si 合金以不同能量密度和扫描速度进行快速熔凝处理。用扫描电镜、电子微区分析仪分析了微观结构。从计算机对 Al-Si 合金 $f-nf$ 系统的非平衡理论计算所得的共生区及实验结果的分析可见, 当能量密度和扫描速度决定的凝固条件处于共生区中部时, 过共晶 Al-Si 合金激光表面处理可以得到共晶间距低于 200 nm 的完全共晶结构。

关键词 过共晶铝硅合金, 激光表面处理, 共晶共生生长

Al-Si 合金是工业上特别是航空工业上最重要的合金之一。目前应用较广泛的是共晶和亚共晶合金。近年来过共晶 Al-Si 合金由于具有更为优越的耐磨性和高硬度而受到重视。但在直接由铸造生成的过共晶 Al-Si 合金中, 初生 Si 相从液相中析出, 以小平面形态生长, 呈粗大条块状结构, 限制了耐磨性和硬度的提高。利用激光对合金表面的重熔急冷处理能有效地抑制初生相 Si 的长大^[1,2], 使其成为细微的结构形态分布在 Al 基体中。在一定的条件下可以形成完全的共晶形态。微观结构亦由片状转变为纤维状、细棒状, 直至微粒状, 从而极其有效地改善了这种材料的综合性能。

由于 Al-Si 二元合金属于小平面/非小平面 ($f-nf$) 系统, Si 的熔点大大高于 Al 的熔点, 在激光表面处理时具有正温度梯度, 在相图上共生区 (coupled zone) 向 Si 浓度高的一方偏斜^[3], 因而要想得到完全共晶的凝固生长, 可以利用这一特性。本文的目的就是探索这种具有非对称共生区中进行激光表面处理的特性, 并力图借助较完善的非平衡凝固理论对试验条件及试验结果进行分析。

1 实验及结果

1.1 试样制备

试验用合金由 99.999% 的纯 Si 和 99.995% 的高纯 Al 为原始材料, 在真空度为 1×10^{-4} Pa 的高真空感应炉内加热到高于 1500 °C 熔化(熔化过程中以氩气保护)并铸成 $32 \times 40 \times 20$ mm³ 大小的长方体, 然后将待处理的表面加工成平面并磨光。试样的化学成分由化学分析确定为 $C_{\text{Si}} = 18.08\%$, 其余为 Al。

1.2 激光表面快速熔凝试验

快速熔凝试验是在 HGL-88 型二氧化碳加工机上进行的。激光器的最大输出功率为 2 kW, 在 TGXR-1 型激光功率显示控制器控制下连续可调, 试样可上下运动使激光进行扫描, 扫描速度由 JKQ-A 型激光淬火控制器控制, 光斑直径为 3 mm, 实验前在待处理表面涂以石墨乳, 可使反射率降至 70% 以下, 实验中的扫描速度及入射到金属表面的功率密度如表 1 所示。

Table 1 Experimental parameters and eutectic spacings

Scanning velocities (mm/s)	8		14		17	19	
Power densities (10^4 W/cm ²)	1.28	1.45	1.44	1.46	1.59	1.63	1.62
Temperature rates \dot{T} (10^4 K/s)	1.58	3.10	3.10	3.10	3.10	3.91	4.47
Temperature gradients G ($\times 10^4$ K/cm)	1.98	2.20	2.20	2.20	2.20	2.30	2.35
Eutectic spacing S, λ (nm)	300 ± 10	198 ± 8	166 ± 7	207 ± 19	198 ± 16	214 ± 17	216 ± 12

1.3 试样处理后的微观组织分析

经处理的试样抛光后在日立 S-570 型扫描电镜下进行微观组织分析。图 1~图 3 示出了不同扫描速度及试样上不同部位的微观组织照片, 包括中心区, 处理与未处理区交接部, 以及未处理部位的原始组织, 也示出了电子探针对处理区边界处成份的扫描曲线。

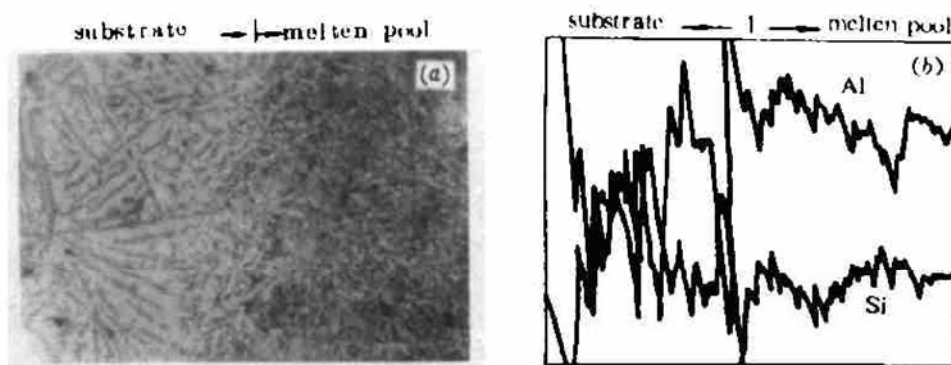


Fig. 1 Scanning electron micrograph of microstructure (a) and curves obtained by an electron microprobe analyser at boundary (b)

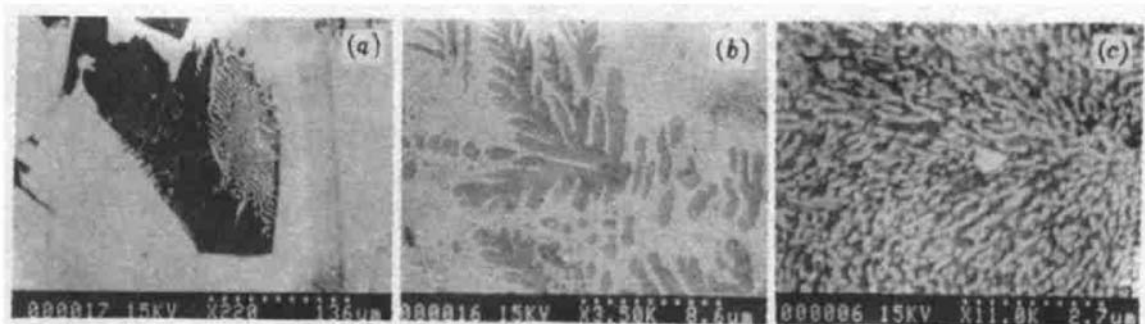


Fig. 2 Scanning electron micrographs of boundary (a), transitive zone (b) and central zone (c)

对处理区中心部位的共晶间距 λ 进行了测量。测量时利用了 McCarey^[4] 等人介绍的面积计数法, 即在读数显微镜下, 对电镜照片上一个已知面积 A 内的共晶组织的 β 相 (Si) 进行计数, 得到 N , 则共晶间距为 $\lambda = \sqrt{AN}$ 。五个不同位置的平均结果列于表 1。

对处理区域表面进行显微硬度试验, 平均硬度比 Al-18Si 基体增加了 60%, 其 $H_v = 161$ 。

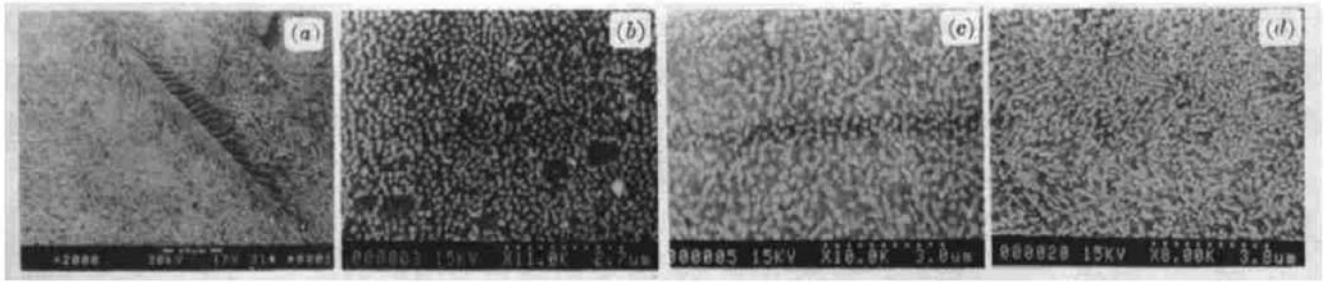


Fig. 3 Scanning electron micrographs at different scanning velocities
(a) $v = 8 \text{ mm/s}$; (b) $v = 14 \text{ mm/s}$; (c) $v = 17 \text{ mm/s}$; (d) $v = 19 \text{ mm/s}$

2 结果分析与讨论

2.1 凝固参数的估算

由于在激光熔池中心区表面扫描速度和凝固速度 v 方向近似一致,可以用文献[5]中给出的经验公式计算冷却速率 T ,从而可算出温度梯度 G 。结果示于表 1。

2.2 共生区的计算

在计算 f/nf 合金系统稳定条件下偏斜的共生区时,必须先计算具有平面前沿的共晶生长形态以及两种初生枝晶生长形态各自的界面温度与生长速度的关系曲线,然后运用竞争生长原理判断三个相中哪一个生长相是最后能观察到的形态。利用 TMK^[6] 理论公式及 KGT^[7] 给出的枝晶公式稍加完善则可分别计算出共晶生长③, α 相针状枝晶生长①及 β 相块状枝晶生长②曲线[图 4(a)]。对于不同的初始成分 C_0 进行计算,然后转换到 Al-Si 平衡相图上,就可以得到所要求的共生区[图 4(b)]。

2.3 实验条件的估算

由所计算的共生区可见,待到完全共生生长的过冷度范围为 $60 \sim 160 \text{ }^\circ\text{C}$,对应的生长速度为 $0.1 \sim 50 \text{ mm/s}$ 。考虑到计算模型的简化及凝固过程随生长速度的变化可经历 β 相块状枝晶到共晶生长再到 α 相针状枝晶生长的演变,因而选取所得的共生区生长速度的中间范围较为有利即 $8 \sim 20 \text{ mm/s}$ 。激光功率的选取可以根据处理表面层厚计算得到。在本实验条件下欲达到 $500 \sim 1000 \text{ }\mu\text{m}$ 的熔池深度,对应的功率约为 $800 \sim 1200 \text{ W}$ 。由实验结果可见,功率与扫描速度两者中当功率能使试样表面熔化的条件下,对共生生长的微观结构起主要作用的是扫描速度。

2.4 微观组织的生长

从扫描电镜的分析可知,熔池中心为完全共晶组织。随着远离中心位置,硅出现细棒状、纤维状、细条块状、大条块状与细纤维状混合等形态。还可以看到被 Al 所包围的较大块状。这表明在熔池边缘温度较低,细化过程以短程扩散为主,边缘与中心之间温度变高,细化过程除扩散外还出现微弱的环状对流,细化成纤维状。中心部分则因温度很高,过冷度较大,使 Si 在 Al

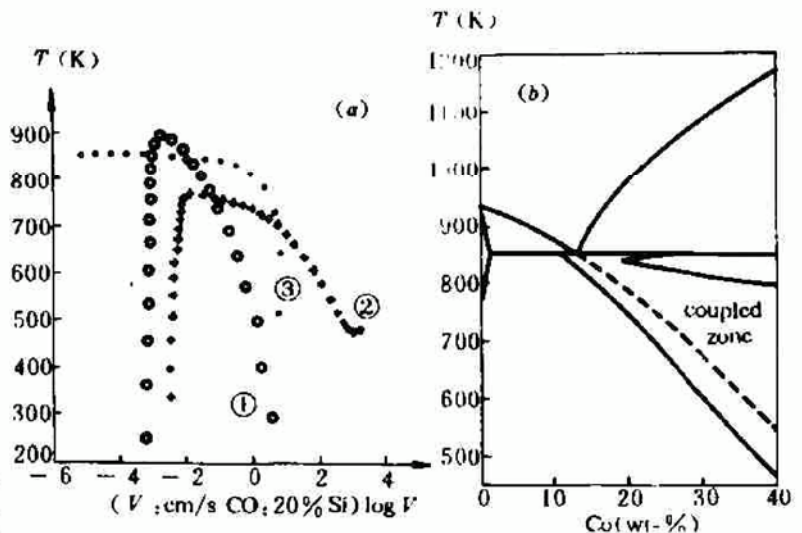


Fig. 4 Typical curves of interphase temperature as a function of growth rates (a) and theoretically calculated coupled zone (b)

① needle dendrites (Al); ② plate dendrites (Si); ③ eutectic

中熔解度增加成为过饱和溶液,快速冷却时由于非平衡相变出现了熔质捕获效应保留了这种过饱和熔解状态,共晶结构大大细化。在提高辐照功率密度的同时提高扫描速度有助于微观组织达到更小间距的共晶生长。但由表 1 的实验结果可知,这时增加扫描速度也要适当才能得到最佳的效果。在本实验中以扫描速度为 14 mm/s 时最好。

致谢 本工作得到了三束材料改性国家重点联合实验室罗龙根副教授,西北工业大学毛协民、刘林教授,耿兴国副教授的支持和帮助,特致谢意。

参 考 文 献

- 1 G. Backes, E. W. Kreutz, B. Ollier *et al.*. Remelting of aluminium alloys by CO₂ laser irradiation. *Aluminium*, 1991, **67**(10): 1008~1012
- 2 P. Magnin, J. T. Mason, R. Trivedi. Growth of irregular eutectics and the Al-Si system. *Acta Metall. Mater.*, 1991, **39**(4): 469~480
- 3 W. Kurz, D. J. Fisher. *Fundamentals of Solidification*, 3rd ed., Trans. Tech. Publications, 1989. chapter 5
- 4 D. G. McCartney, J. D. Hunt. Measurements of cell and primary dendrite arm spacings in directionally solidified aluminium alloys. *Acta Metall.*, 1981, **29**: 1851~1863
- 5 P. R. Stutz, B. G. Leans, B. C. Giessen *et al.*. Optical factors in laser and electron beam glazing of material, Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 8, 485~495
- 6 P. Trivedi, P. Magnin, W. Kurz. Theory of eutectic growth under rapid solidification conditions. *Acta Metall.*, 1987, **35**(4): 971~980
- 7 W. Kurz, B. Gievanola, R. Trivedi. Theory of microstructural development during rapid solidification. *Acta Metall.*, 1986, **34**(5): 823~830

Laser Surface Treatment of Hypereutectic Al-Si Alloy with Coupled Eutectic Growth

Song Zhoumo* Cai Men* Wu Changzheng Wu Jiada Li Fumin

(State Key Joint Laboratory for Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams,
Fudan University Branch. Department of Physics, Fudan University, Shanghai 200433.

* Department of Applied Physics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072)

Abstract Hypereutectic Al-18Si alloy is remelted and solidified rapidly with a 2 kW CO₂ CW laser under different power densities and scanning velocities. The microstructures in the treated zone are analysed with SEM and an electron microprobe analyser. From the analysis of experimental results and the coupled zone computed for the f - nf system of Al-Si alloy with a nonequilibrium theory, it is shown that if the conditions of solidification determined by power density and scanning velocity are established in the central part of the coupled zone, a full eutectic structure with an eutectic spacing below 200 nm can be obtained using laser surface treatment for hypereutectic Al-Si alloy

Key words hypereutectic Al-Si alloy, laser surface treatment, coupled eutectic growth