

文章编号: 1000-3851(2000)01-0115-04

激光作用下 SiC_P/A356 复合材料的快凝组织形成

张坤 陈光南

(中国科学院力学研究所 材料工艺中心, 北京 100080)

摘要: 对 SiC 颗粒增强 Al-Si 复合材料以及 Al-Si 合金进行激光表面重熔处理, 分析了 SiC 颗粒在快速凝固条件下的分布规律以及 SiC 颗粒对合金基体凝固行为的影响。结果表明: SiC 颗粒不会被快速移动的凝固界面所推移; 颗粒对基体凝固组织中的相组成无影响, 但对凝固初生相的晶体生长有抑制作用。从颗粒与合金熔体的交互作用角度对实验结果进行了讨论。

关键词: 颗粒复合材料; 激光重熔; 快速凝固

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A

EVOLUTION OF RAPIDLY SOLIDIFIED MICROSTRUCTURE IN SiC_P/A356 COMPOSITES WITH LASER RADIATION

ZHANG Kun CHEN Guang-nan

(Materials Processing Center, Institute of Mechanics, CAS, Beijing 100080, China)

Abstract: The present investigation is aimed to understand the microstructure evolution of SiC_P/Al-Si composites, *i.e.*, particle distribution and matrix microstructure in rapid solidification. Microstructures of SiC_P/A356 composite and the monolithic alloy were comparatively studied through laser remelting process. It is observed that the particle remains its original distribution after re-solidification, indicating that rejection of particles by rapid solidification interface does not occur. The presence of particles does not lead to any change in the phase constitution in the matrix, but has a great effect on crystal growth of primary phase. For the monolithic alloy, primary phase dendrites arrange themselves closer to the heat flux direction. Raising the scanning velocity, the dendrites become finer but remain the characteristic of regular columnar epitaxial re-growth. However, the arrangement of primary α -Al in laser treated composite is somewhat chaotic. These results, in addition to some evidence of unstable branching dendritic structure and dendrites terminating at a particle, indicate that the particle with a size larger than the length scale of the sub-grain structure forms a complete barrier to the crystal growth.

Key words: particulate composites; laser remelting; rapid solidification

颗粒与金属熔体的交互作用是研究颗粒金属基复合材料凝固组织形成规律的核心^[1]。对于快速凝固, 由于在热物理参量(凝固速度及温度梯度等)的确定及交互作用的理论处理方面还存在困难, 人们还不很清楚其凝固规律及组织成因^[2]。激光表面重熔处理是近年来兴起的一种快速凝固技术。利用这一技术可以半定量直至定量地建立凝固速度与对应凝固组织间关系, 这已为金属(合金)快凝组织形成规律的研究所证实^[3]。本文中尝试用这一技术来研

究 SiC 颗粒增强 Al-Si 基复合材料的快凝组织形成规律。

1 实验材料与方法

实验所用原材料为用熔模铸造法获得的 SiC_P/A356 铝基复合材料。颗粒体积分数为 20%, 当量直径为 15 μm , 基体成分为: 7 wt% Si, 0.3 wt% Mg, 0.1 wt% Ti, 余为铝。为便于理论分析, 同时选择了在相同铸造条件下获得的 A356 铝合金进行实验。

收稿日期: 1999-05-18; 收修改稿日期: 1999-06-30

基金项目: 国家自然科学基金重点资助项目(59836220)

作者简介: 张坤(1968), 男, 博士, 副研究员, 从事高能束流材料表面加工研究

用横流 CO_2 激光加工机对复合材料试样和铝合金试样进行表面重熔处理, 具体参数为: 光斑直径 (d) 为 2 mm, 激光功率 (P) 和扫描速度 (v_b) 分别在 600~800 W 和 30~60 mm/s 之间变化。前期实验表明, 通过选择合适的激光功率与扫描速度的组合, 可以避免复合材料试样中颗粒的熔化及颗粒与合金熔体间的界面反应。

沿激光扫描方向将激光重熔区纵向剖开, 用光学显微镜 (OM) 观察材料组织, 金相腐蚀剂为 0.5% HF 水溶液。

2 实验结果及讨论

2.1 激光重熔对颗粒分布状态的影响

金相观察表明, 复合材料试样经激光重熔后, 颗粒的分布状态基本无变化。事实上, 从图 1 可以看出, 原始材料中颗粒的微观偏聚特征在重熔后甚至都得以保持。

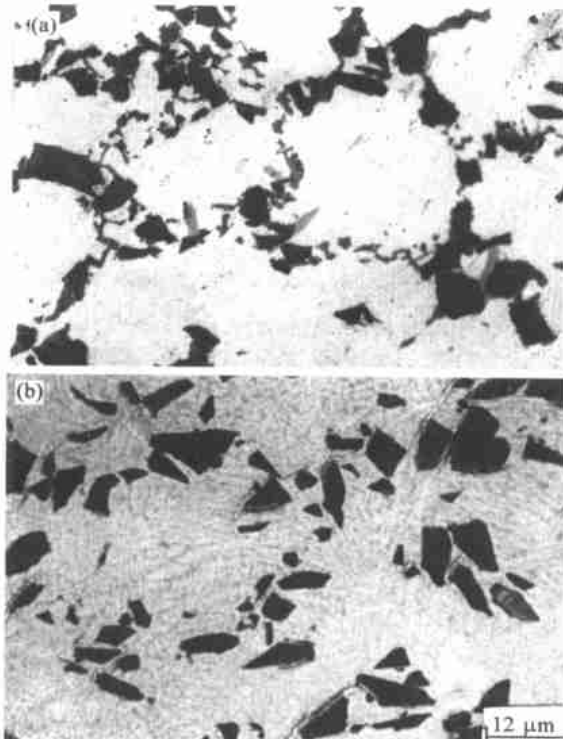


图 1 激光重熔复合材料的光学显微组织 (a) 未重熔区, (b) Fig. 1 OM micrographs of laser treated $\text{SiCp}/\text{A356}$ composite taken from (a) unmelted zone, showing heterogeneous nucleation of Si on SiCp pushed into interdendritic regions, and (b) the bottom of fusion zone, showing little redistribution of particles after remelting ($d=2\text{ mm}$, $P=800\text{ W}$, $v_b=60\text{ mm/s}$, unetched)

激光重熔处理前后颗粒分布的变化可能受到两

种因素的影响, 一是由于颗粒与熔体比重差而导致的颗粒下沉, 二是颗粒与凝固界面的交互作用。根据文献[4]中的公式和表 1 中所列相关数据, 颗粒下沉速度约为 $1.51 \times 10^{-5}\text{ m/s}$ 。激光加工时熔池存在时间可近似看为光斑直径与扫描速度之比, 在本实验条件下, 其值在 33~67 ms 之间, 在这样短的时间内, 颗粒的下沉实际上无需考虑。

表 1 实验材料的相关参数

Table 1 Physical properties of the materials

Properties	Descriptions	Magnitude	Reference
$\Delta\sigma$	Interfacial energy difference	$6.11\text{ N}\cdot\text{m}^{-1}$	[5]
σ_0	Particle/interface separation behind the particle	$2 \times 10^{-10}\text{ m}$	[5]
$k_p(k_i)$	Thermal conductivity of particle (melt)	$83.6(90.7)\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	[6]
$\rho_p(\rho_f)$	Particle (melt) density	$3100(2400)\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$	[7]
η	Melt viscosity	$2 \times 10^{-3}\text{ Pa}\cdot\text{s}$	[5]

在凝固过程中, 凝固界面会与颗粒发生交互作用。一般认为, 当凝固界面推移速度 v_s 大于某一临界速度 v_c 时, 颗粒会被凝固界面捕捉。反之, 颗粒会被推移。临界速度模型很多, 简化起见, 可采用 Stefanescu 等人给出的临界速度公式^[8]。对于本文所用材料, v_c 约为 4.16 mm/s 。

原始材料用熔模铸造法获得, 凝固速度远低于临界速度, 故颗粒会被推移而偏聚在枝晶间, 这与图 1(a) 中的实验结果相符。在激光快凝条件下, 凝固速度 v_s 与激光扫描速度 v_b 间关系为: $v_s = v_b \cos\theta$, 其中 θ 为凝固速度与扫描速度间的夹角。一般地, 当 v_b 较大时, 熔池呈泪滴形, θ 可看为常数^[9]。本文的激光扫描速度为 30~60 mm/s, 凝固速度相应为 15~30 mm/s (θ 取为 60°), 均远大于临界速度, 故颗粒不会被推移而仍保持激光重熔前的状态。

2.2 颗粒对基体凝固组织的影响

图 2 和图 3 分别为合金和复合材料经激光重熔处理后的显微组织, 可以看出二者的组织组成物均由初生 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶和枝晶间共晶组成, 表明 SiC 颗粒不会改变基体的凝固模式和相种类。共晶生长形态可参见文献[10]。但是, 颗粒的存在明显改变了初生相的生长方向。对于合金材料, 初生相为规则排列, 偏向热流方向。提高扫描速度, 初生相细化但仍保持规则的外延柱状生长特征。对于复合材料, 基体初生相呈现出一定的无序生长特征。从图 3(a) 中可

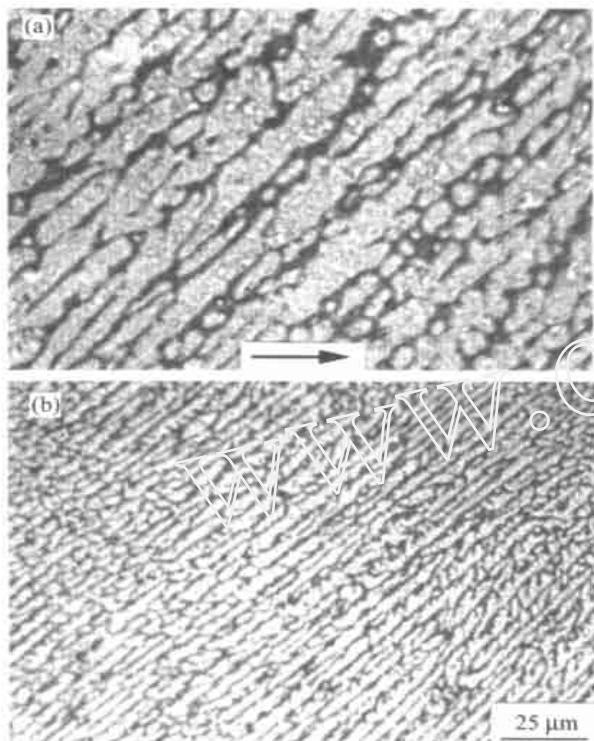


图 2 不同激光重熔条件下 A 356 合金熔区中部的显微组织 (OM, 腐蚀)

Fig. 2 OM micrographs of laser processed A 356 alloy at (a) $d=2\text{ mm}$, $P=600\text{ W}$, $v_b=30\text{ mm/s}$ and (b) $d=2\text{ mm}$, $P=800\text{ W}$, $v_b=60\text{ mm/s}$, showing regular growth of primary phase. The micrographs are taken from the middle of melt track with the laser scanning direction indicated by arrow (etched)

观察到具有不稳定分支的枝晶结构。另外可看出有些枝晶终止于颗粒处, 表明颗粒对初生相的生长具有强烈阻碍作用。

由于本文中尚未揭示出复合材料中基体的晶粒结构, 初生相生长紊乱的原因不能完全确认, 但可根据 SiC_p 对初生相不具异质形核作用的事实而作如下推测:

(1) 晶粒结构改变

在不含增强相的合金的激光快凝时, 熔池中一般形成趋向热流方向而生长的外延柱状晶^[3]。泪滴型熔池中不同位置处的热流方向基本不变, 柱状晶的取向相应保持不变, 因此晶粒亚结构即枝晶应沿同一方向生长, A 356 合金的激光重熔组织即为此例。对于 SiC_p/A 356 复合材料, 颗粒会对初生相的外延生长起到抑制作用。如果这种抑制作用大到可以在定向凝固前沿熔体中产生足够过冷并形成非外延生长的晶粒, 金相检验时就会观察到初生相的紊乱生长特征。值得一提的是, 本文作者最近在 SiC_p/A 1-Zn 复合材料和 A 1-Zn 合金中的激光实验结果表明,

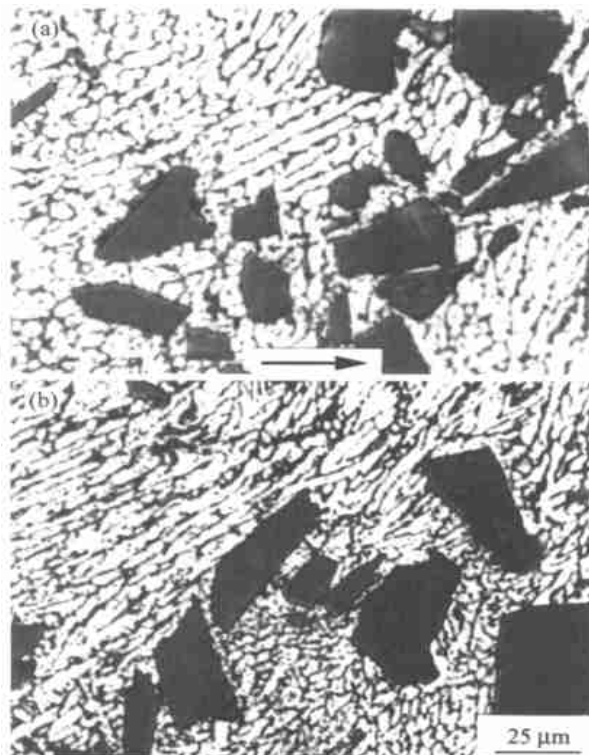


图 3 不同激光重熔条件下 SiC_p/A 356 复合材料熔区中部的显微组织 (OM, 腐蚀)

Fig. 3 OM micrographs of laser processed SiC_p/A 356 composite at (a) $d=2\text{ mm}$, $P=600\text{ W}$, $v_b=30\text{ mm/s}$ and (b) $d=2\text{ mm}$, $P=800\text{ W}$, $v_b=60\text{ mm/s}$, showing somewhat chaotic growth of primary phase. The micrographs are taken from the middle of melt track with the laser scanning direction indicated by arrow (etched)

SiC_p 确实大幅度细化了激光熔区的晶粒尺寸。因此, 本文中初生相的紊乱生长应该主要归因于晶粒结构改变。

(2) 晶粒亚结构取向改变

如前所述, 由于激光加工时凝固速度较快, 颗粒不会被推移, 但由于颗粒直径远大于枝晶尖端半径及枝晶臂距 (图 3), 颗粒又不能进入某一枝晶内或枝晶间^[11], 因此颗粒正前方的枝晶会停止生长, 颗粒间隙处的枝晶则会继续生长。由于生长空间的不断变化, 会出现非稳态凝固, 其特征是局部凝固速度和凝固界面前沿的溶质浓度场不断变化^[12]。因此, 能够继续生长的这些枝晶的生长方向会偏离择优生长方向, 最终形成具有不稳定分支的枝晶结构, 晶粒亚结构取向随之紊乱。

3 结 论

通过对比 SiC_p/A 356 复合材料和 A 356 合金的激光快凝组织, 得出如下结论:

(1) SiC 颗粒不会被快速移动的凝固界面所排

斥和推移。

(2) SiC 颗粒对凝固初生相的生长具有强烈抑制作用。

参 考 文 献

- [1] 吴人洁. 金属基复合材料的现状与展望[J]. 金属学报, 1997, 33(1): 78~ 84
- [2] A sthana R. Solidification processing of reinforced metals [J]. *Key Engng Mater*, 1998, 151~ 152: 234~ 300
- [3] Gilgien P, Zryd A, Kurz W. Metastable phase diagrams and rapid solidification processing [J]. *ISIJ International*, 1995, 35(6): 751~ 756
- [4] Lloyd D J. The solidification microstructure of particulate reinforced aluminium/SiC composites [J]. *Comp Sci Technol*, 1989, 35(2): 159~ 179
- [5] Kim J K, Rohatgi P K. *Acta Metall Mater*, 1998, 46(4): 1115~ 1123
- [6] Ho S, Saigal A. Solidification of SiC particulate-reinforced aluminium metal matrix composites [J]. *Adv Composite Mater*, 1996, 5(3): 213~ 224
- [7] Hanumanth G S, Irons G A. Solidification of particle-reinforced metal matrix composites [J]. *Metall Trans*, 1996, 27B(8): 663~ 671
- [8] Stefanescu DM, Dhindaw B K, Kacar A S, *et al*. Behavior of ceramic particles at the solid-liquid metal interface in metal matrix composite [J]. *Metall Trans*, 1988, 19A(11): 2847~ 2855
- [9] Colaco R, Vilar R. Phase selection during surface melting of martensitic stainless tool steels [J]. *Scripta Mater*, 1997, 36(2): 199~ 205
- [10] Wong T T, Liang G Y, Tang C Y. The surface character and substructure of aluminium alloys by laser melting treatment [J]. *J Mater Proc Technol*, 1997, 66(1/3): 172~ 178