

GH37合金表面激光熔凝后的 显微组织

朱贵增 孟庆林 杜香竹 江晓平

(东北工学院)

孙同坤 孙传香

(中国科学院力学研究所)

刘诚信 张国礼 孟永年 郑玉环

(5702工厂)

摘 要

本文采用1 KW横流CO₂激光器研究了在不同激光熔凝和后续热处理条件下GH37合金表层的显微组织特征,为激光快速熔凝技术在沉淀硬化型高温合金中的应用提供了一定的试验依据。

前 言

激光热处理是近十余年发展起来的一项新的表面处理技术。继激光相变硬化技术成功应用之后^[1-3],近几年来,国外对激光与材料相互作用下的快速熔化-凝固过程的研究^[4-7],开展得十分活跃。结果表明,通过激光快速熔凝能够有效地改变材料表层的组织结构,获得过饱和固溶体、胞状枝晶、超细共晶、微晶及非晶态等。显然,这些有益的冶金显微组织,对提高或改善材料的综合性能将起着极为重要的作用。本文与前期工作^[8-10],试图通过对GH37合金激光熔凝过程的系统研究,为该项新技术能够在同类高温合金及其零件上的应用,提供可行性及其试验依据。

一、试验材料和方法

1. 材料

GH37合金是一种以 γ' -Ni₃(AlTi)相沉淀强化的Ni基高温合金,主要用作WP-6发动机1、2级涡轮叶片。其成分: C0.059、Cr15.18、Mo3.43、W5.65、Ti2.0、Fe<1.5、V0.2、Si0.1、Ce<0.01、S0.005、P0.004余量Ni(Wt%)。熔炼工艺:真空感应炉+电渣重熔。标准热处理工艺:1180℃/2h,空冷+1050℃/4h,空冷+800℃/16h空冷。典型的显微组织:晶粒度1—3级,在 γ 基体上弥散析出 γ' 相,其平均尺寸约1000埃。晶界上含有呈链状分布的M₆C和M₂₃C₆型碳化物相。此外,晶内还含有沿轧制方向分布的球、块状MC型碳化物相。

2. 激光熔凝处理

激光熔凝处理采用1 KW横流CO₂激光器。光束直径约2 mm。试样尺寸6×20×40 mm。主要凝固参数是通过三点差分法求解一维热传导方程近似估算的^[10]。

3. 组织观察

采用普通金相、电子显微镜、微区分析等

方法,对比观测了三种不同熔凝条件和后续热处理下的显微组织。工艺条件及参数如表1、2所示。

表1 激光熔凝工艺参数

序号	试样状态	功率 (W)	扫描速度 (mm·S ⁻¹)	平均冷速 (°C·S ⁻¹)	熔层深度 (mm)
1	室温	1000	16.5	8.7×10 ⁴	0.42
2	预热	900	16.5	9.3×10 ³	0.50
3	预冷	1000	16.5	3.2×10 ³	0.40

表2 后续热处理工艺

序号	后续热处理制度	简称
1	激光熔凝+800℃/16h,空冷	LM+a
2	激光熔凝+1050℃/2h+800℃/16h,空冷	LM+S/2h+a
3	激光熔凝+1050℃/4h+800℃/16h,空冷	LM+S/4h+a

二、结果与讨论

1. 热作用区的组织特征

试验表明, GH37合金经激光熔凝处理后,表层产生明显的热作用区。该区范围主要取决于不同的激光工艺参数。激光热作用区,按其组织特征,可分为两个区域,即熔凝区和

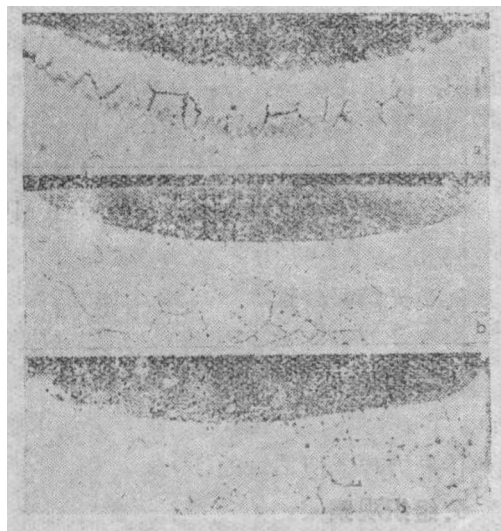


图1 不同激光熔凝条件下的横向低倍组织
a—室温 b—预热 c—预冷

热影响区。接壤热影响区的下部则为原始基体。不同激光熔凝条件下的热作用区低倍形貌示于图1。

(1) 熔凝区

观察表明, GH37合金经不同条件的激光熔凝处理后,熔凝区的组织特征基本相同。即呈一种外延生长的胞状枝晶组织。其形貌如图2所示。一般地说,铸态组织的凝固方式与结晶取向有关,并受控于凝固因子G/R和G·R [11,12]。观察发现这种胞状枝晶的生长并非严格地沿着垂直于液固界面的最大散热方向,而

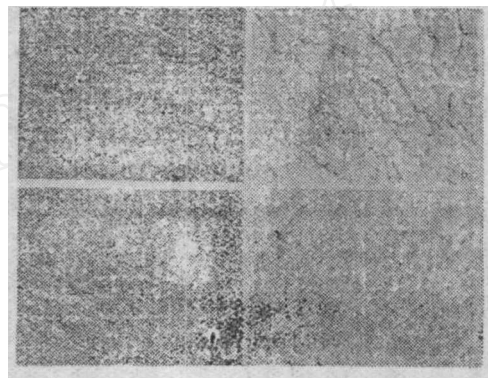


图2 熔凝区显微组织形貌(二次碳复型×750)
a、时效后,熔凝区 b、未时效,熔凝区
c、时效后,交界处 d、未时效,交界处

是纵横交错生长。这表明,对F·C·C结构的多晶体合金,凝固时存在着强烈的<001>择优生长取向。在凝固开始形核的基体界面上,由于<001>取向各异,从而造成了胞状枝晶的交叉生长。那些与最大散热方向一致的<001>取向的胞状枝晶将不断生长,反之已形核的胞状枝晶在生长过程中将受阻或停止。这种凝固特点,必将导致组织的细化(相对原奥氏体晶粒)和弯曲晶界的产生。此外,在激光加热过程中,由于γ'相及大部分碳化物被熔融,而随后的快速冷却,又足以使γ'相的析出受到很大程度的抑制。所以,熔区内的胞状枝晶组织仍为单相固溶体,且基本上处于过饱和状态,如图2b、d所示。

表3 激光熔凝后枝晶间主要元素显微偏析

试样状态	SR 序号	元素					
		Al	Ti	Mo	Cr	W	Ni
预 热	1	1.007	1.888	1.086	1.034	0.751	0.977
	2	1.118	1.255	1.291	1.070	0.677	0.958
	3	1.105	1.411	1.452	1.068	0.701	0.982
	平均值	1.098	1.851	1.273	1.059	0.708	0.972
室 温	1	1.033	1.492	1.480	1.019	0.621	0.985
	2	1.127	1.133	1.178	1.025	0.831	0.986
	3	1.041	1.731	1.096	1.026	0.723	1.001
	平均值	1.069	1.468	1.251	1.023	0.725	0.991

※ SR = 枝晶间元素的重量百分数/枝晶轴元素的重量百分数

试验表明,胞状枝晶间存在着不同程度的显微偏析。表3给出了两种熔凝条件下枝晶间主要元素的偏析比(SR)。可以看出,多数元素偏析微弱。只有Ti元素显出较明显的正偏析,而W和Ni元素则显出不同程度的负偏析。通过电子选区衍射和能谱分析(图3)表明,富集于枝晶间的Ti元素,在凝固过程中形成了许多细小的TiC,并分布于枝晶间。

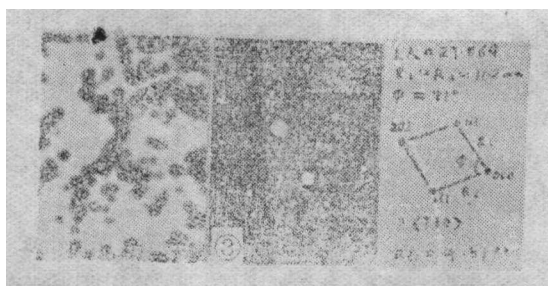


图3 胞状枝晶间TiC(萃取复型)分布形态及其衍射花样(×1500)

(2) 热影响区

热影响区是指熔凝界面下部的一个热作用范围。由图1.a看出,该区按作用温度高低还可分为两个区域。靠近熔凝界面的周围,因经受激光热作用的温度较高(但低于熔点), γ' 相可基本固溶,而碳化物相除有少量微溶外,绝大部分仍然存在。由于该区对腐蚀反应

不敏感,故腐蚀后金相观察呈白亮带。靠近基体一侧,因经受的热作用温度较低,故第二相基本不发生固溶。值得注意的是,在该区内出现了围绕熔凝界面约一个晶粒尺度的沿晶裂纹。这表明该区内存在着大于其屈服强度的热应力。这是因为熔区凝固收缩和温度梯度变化所引起的变形并受到温度偏低的邻近基体的约束的缘故。又因高温下晶界强度弱于晶内,所以必将导致这一部位的晶界变形,严重时即可造成晶界裂纹。据报导[7],大多数高温合金对抵抗激光熔凝裂纹的能力都很差。因此,在进行激光熔凝处理时,应尽量减少因形成热影响区所带来的这一不利因素。此外,观测表明,在整个热影响区内,硬度明显低于原始基体(如图4曲线A)。而亮带区因强化相的固溶其硬度降低更为显著。但时效后,其硬度又可恢复到原始基体的水平(如曲线B)。

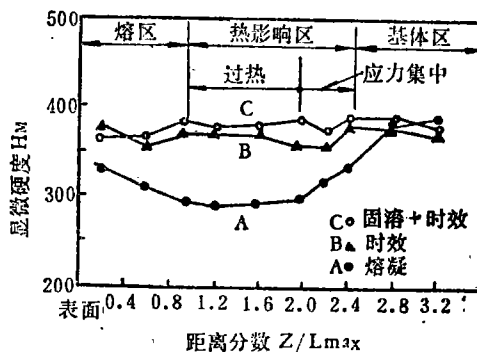


图4 激光熔凝+不同热处理后的显微硬度

以上分析表明,在熔凝区和热影响区内,由于组织状态的变化、显微偏析和热应力的存在,必将对合金性能产生很大影响。

2. 冷却速度对显微组织的影响

由图5看出,不同熔凝条件下的凝固的组织形态基本相同,差别仅在于随冷却速度的增加,枝晶臂间距减小。回归计算表明,在所采用的熔凝条件下,平均初生枝晶臂间距与平均冷却速度符合图6所给出的关系。此外,对比表3两种冷却条件下的偏析比看出,冷却速度对枝晶间显微偏析影响不大。分析认为,在快

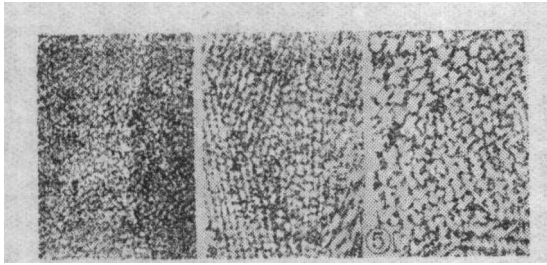


图5 不同冷却条件下, 胞状枝晶形貌($\times 370$)

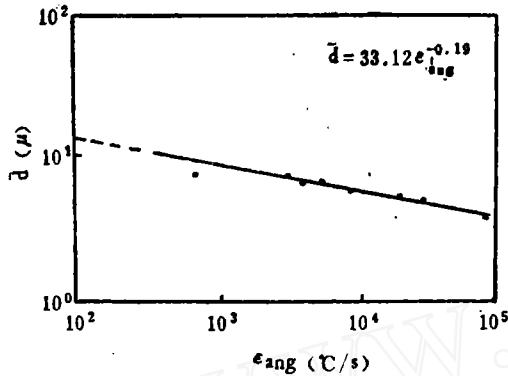


图6 平均冷却速度与枝晶臂间距的关系

速凝固条件下, 枝晶间的液相成分可视为近似均匀, 这时凝固所产生的偏析程度主要取决于平衡分配系数。

试验表明, 冷却条件对热影响区的显微组织有显著影响。观察室温下熔凝处理的试样(图1a)发现, 在靠近基体一侧的热影响区内, 由于热应力存在而造成了沿晶裂纹。显然, 如何减少热应力是避免产生激光熔凝裂纹的关键。为此, 曾采用了试样预热的激光熔凝处理。结果表明, 预热虽能不同程度地避免产生沿晶裂纹, 但由于冷却速度的降低, 却粗化了枝晶组织, 扩大了热影响区范围, 并使晶界碳化物的溶解增加。为了克服这两方面带来的矛盾, 又采用了试样预冷的激光熔凝处理。发现用这种工艺, 不但能进一步提高冷却速度和细化枝晶组织, 而且能较有效地防止晶界裂纹的产生。分析认为, 这可能是由于材料经充分预冷后, 所产生的收缩压应力可抵抗一部分拉伸热应力的缘故。此外, 预冷还可使热影

响区范围缩小和热作用时间缩短, 这也是阻止产生晶界裂纹的一个有利因素。

3. 后续热处理对显微组织的影响

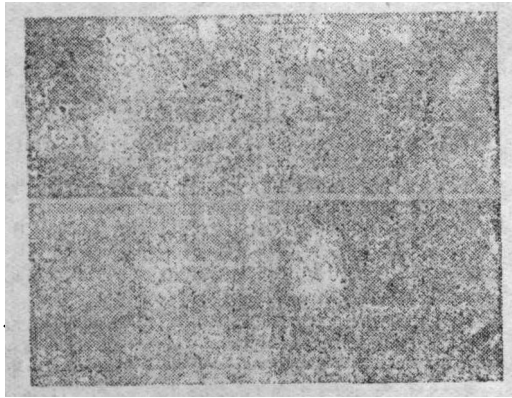
激光熔凝处理后, 在热作用区范围内, 由于组织状态的改变和某种缺陷的产生, 则必须补加适当的后续热处理以求得到改善。为此, 曾先后试验了三种不同的后续热处理工艺(见表2)。下述分析均以预热熔凝处理的试样为例。

(1) LM + 800°C/16h 处理

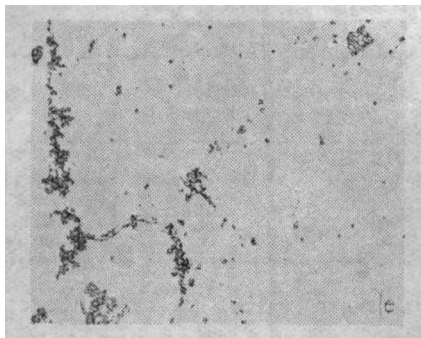
采用800°C/16h空冷的后续热处理, 是为了与该合金的时效处理保持一致。经此处理后, 热作用区内的 γ' 相重新析出, 其平均尺寸和形态与原基体内的 γ' 相近。同时, 由于 $M_{23}C_6$ 相沿晶界部分地析出, 而使胞状枝晶间界和弯曲晶界更清晰地显露出来。其硬度也基本恢复到原基体水平。值得指出的是, 经此处理后, 熔凝区的胞状枝晶形态和热影响区的痕迹仍十分明显, 而且由于枝晶间存在着TiC的偏聚和Ni元素的负偏析, 而在胞状枝晶间出现了局部贫 γ' 区(图7a)。这表明, 激光熔凝处理后, 仅增加800°C/16h空冷的时效处理, 尚不足以使偏析元素扩散和晶界碳化物($M_{23}C_6$ 或 M_6C)相的充分析出。此外, 材料性能测试结果表明, 高温持久和短时拉伸强度虽然较高, 但其塑性和疲劳强度却比较低^[10]。分析认为, 这与胞状枝晶间和晶界上的碳化物相析出和分布状态有关。

(2) LM + 1050°C/2h + 800°C/16h 处理

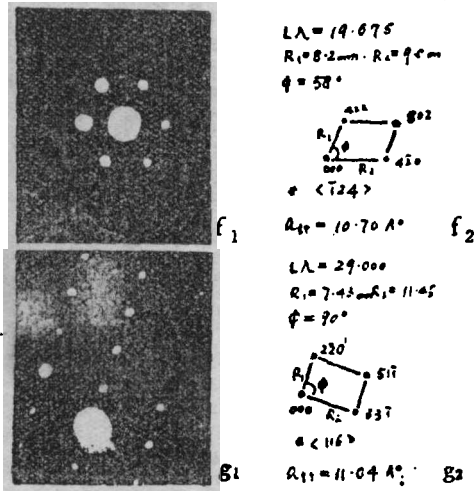
为进一步改善激光热作用区的组织状态、提高塑性和疲劳强度, 采用了1050°C/2h + 800°C/16h的固溶加时效处理。经此处理后, 枝晶间的TiC相开始扩散分解, γ' 和晶界碳化物相也得到了比较充分的析出(图7b)。热影响区痕迹基本消失。这表明施加高温固溶处理, 对消除枝晶间显微偏析和热应力是有效的, 而对塑性和疲劳强度也有一定的提高。



a. LM + 800°C/16h空冷(碳复型×750)
 b. LM + 1050°C/2h空冷 + 800°C/16h空冷(碳复型×750)
 c. LM + 1050°C/4h空冷 + 800°C/16h空冷(×50)
 d. LM + 1050°C/4h空冷 + 800°C/16h空冷(碳复型×750)



e. 胞状枝晶间碳化物萃取复型(×1500)



(f) 枝晶间 $M_{23}C_6$ 衍射斑点
 (g) 晶界 M_6C 衍射斑点

图7 激光熔凝+不同热处理后的显微组织特征

(3) LM + 1050°C/4h + 800°C/16h 处理

为了更好的改善组织状态、提高塑性和疲劳强度,将固溶处理时间从2小时延长到4小时。经此处理后,胞状枝晶间的TiC相显著减少,仅残留一些由TiC退化反应形成的粒状 $M_{23}C_6$ 相;弯曲晶界上的碳化物 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 相得到了充分析出,并呈链状分布(图7 d、e)。由表3与表4对比看出,胞状枝晶间的显微偏析已基本消除。

对比上述三种工艺看出,采用LM + 1050°C/4h + 800°C/16h空冷处理后,无论组织状态或其常规性能,均可得到充分改善和发挥。目前,正将该工艺用于GH37合金及其零件的实际应用的研究上。

表4 LM + 1050°C/4h + 800°C/16h处理后
枝晶间主要元素偏析

试样状态		Al	Ti	Mo	Cr	W	Ni
预	1	1.026	1.118	1.218	1.113	0.987	0.961
	2	0.974	1.890	1.385	1.084	1.225	0.966
热	3	1.039	1.029	1.138	0.964	0.907	1.004
	平均值	1.013	1.346	1.247	1.053	1.040	0.977
室	1	0.981	0.976	0.984	1.018	1.053	0.986
	2	0.996	0.995	1.022	1.053	0.948	0.973
温	3	1.065	1.001	1.070	1.071	1.057	1.007
	平均值	1.014	0.991	1.025	1.047	1.019	0.989

三、结 论

GH37合金经激光熔凝处理后:

1. 可得到0.3—0.5mm的熔凝层。该层为细小的胞状枝晶组织,并处于固溶状态。枝晶间存在着不同程度的显微偏析;枝晶臂间距受控于平均冷却速度。

2. 室温下进行激光熔凝处理易产生明显的热影响区。由于熔区凝固收缩和温度梯度所引起的变形受阻,使该区产生很大的热应力。热

应力的存在是造成晶界裂纹的主要原因。

3. 为了改善热作用区的组织状态和消除某种组织缺陷, 以提高塑性和疲劳强度, 可采用预热或预冷的激光熔凝处理, 后者效果更为显著, 但随后都必须补加适当的后续热处理。

4. 采用预热或预冷激光熔凝处理 + 1050℃ / 4h 空冷 + 800℃ / 16h 空冷工艺, 既能获得均匀细小的胞状枝晶组织, 又可避免熔凝裂纹的产生, 而且机械性能也得到了一定的提高。

参 考 文 献

1. M. Yessik et al., «Met. prog.» 107(5) 61, 1975
2. J. E. Miller et al., «Met. prog.», 111 (5), 38, 1977
3. "Laser Treating of Cylinder Liners for Diesel Engines to Increase Wear Resistance", «Industrial Heating», Sepembe, 38, 1978
4. S. C. Hsu et al., «Meta. Trans.» 9(B), 6, 221, 1978
5. S. L. Narasimhan et al., «Meta. Trans.» 10(A) 5, 654, 1979
6. B. H. Kear et al., «Meta. Tech.» 6, 4, 121, 1979
7. D. B. Snow et al., "Rapid Solidification Processing at Superalloys Using High Power Laser" «Superalloys» 1980 ASM, 189—203
8. 朱贵增、孟庆林等, "激光快速熔凝过程研究" —— WP-6 发动机涡轮叶片激光修复初步试验, 东北工学院, 科技资料科印(内部), 1981, 8
9. 孟庆林、朱贵增、杜香竹, "激光辐照对 GH37 合金抗热腐蚀性能的影响", 东北工学院学报, № 3 (1983)
10. 江晓平, "GH37 合金激光熔凝处理工艺、组织与疲劳性能研究", 东北工学院, 研究生部印(研究生论文), 1984. 6
11. M. C. Flemings 著, 关玉龙等译, «凝固理论», 冶金工业出版社, 1981
12. Laser—Solid Interactions and Laser Processing—1978 AIP Conference Proceedings, № 50, 189—204

日本江川幸一等来我所座谈

日本航空宇航技术研究所机体第一部的江川幸一、林洋一和越出慎一三位先生, 于1985年10月12日在北京材料工艺研究所进行技术交流和座谈, 分别作了以下报告: 500℃高温应变片在试验室自动化、工厂自动化、办公室自动化方面的应用; 用声发射研究复合材料的破坏特性; 光弹性法与“モアレ”法研究复合材料应力。

· 聂嘉阳 ·