

GH37合金经激光表面熔凝后的组织与强度

孟庆林 朱贵增 杜香竹 江晓平

(东北工学院)

孙同坤

刘诚信

(中国科学院力学研究所)

(武功12厂)

摘 要

本文研究了GH37合金经连续CO₂激光束辐照及补充热处理后的显微组织特点,和激光局部熔凝以及施加不同的后续热处理对热作用区显微硬度、700℃下的旋转弯曲疲劳、800℃下的拉伸及持久等力学性能的影响。结果表明,该合金经激光熔凝后,必须重新调整热作用区的组织状态使晶界碳化物晶内 γ' 相合适析出,以及尽量减少熔区枝晶间的元素偏析和消除辐照后的残余热应力等,才能使力学性能恢复到满意的指标。试验表明,适于本合金特点的处理工艺为:预热辐照,1050℃,4h,空冷;800℃,16h,空冷。

为探讨涡轮叶片排气边微裂纹激光熔合后强度指标是否仍然能满足要求,本文研究了GH37合金无裂纹的试样经激光表面熔凝后的组织和性能。

一、结果与讨论

试验用料,系非真空感应炉冶炼与电渣重熔双联工艺生产的GH37合金。为对比辐照后强度的变化,辐照前后的试样,分别测定800℃下的持久和拉伸性能,以及700℃下的弯曲疲劳性能,同时研究了辐照后的组织特征。

1.1 辐照后的组织与性能

1985年3月23日收到初稿,1985年9月2日收到修改稿。

A26

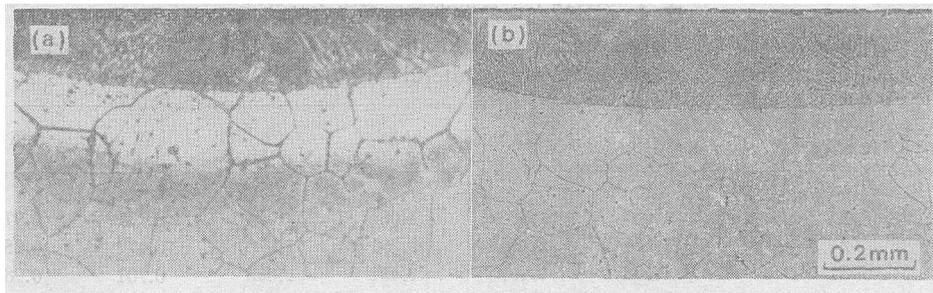


图 1 不同状态下辐照后热作用区的组织特征
Fig. 1 Microstructure of heat-affected zone radiated to laser under different conditions
(a) Room temperature; (b) Preheatid

试样在室温及预热状态下经激光熔凝后,表面形成一种最大深度约为 0.5mm 厚的细小枝晶和胞状晶的铸态组织.两种辐照条件下所形成的组织特征基本相同,并可划分为激光熔区、热影响区及未受辐照影响的原始组织三个部分(图 1).

1.1.1 激光熔区 试样在室温及预热状态下辐照所产生的冷却速度,经估算平均值分别为 $8.7 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 及 $9.3 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C/s}$.枝晶臂间距分别为 5.1 和 $8.1 \mu\text{m}$.试验所得冷却速度 (R) 与熔区枝晶臂间距 (\bar{d}) 的关系为

$$\bar{d} = 53.5 \times R^{-0.2}$$

铸态组织的凝固方式,主要取决于界面形状决定因子,即液固界面的热梯度 (G) 与冷却速度 (R) 之比 (G/R)^[1].在本试验中试样所处的辐照条件下,因 G/R 变化不大(图 2),故各熔区的树枝胞状晶的形态基本相同.

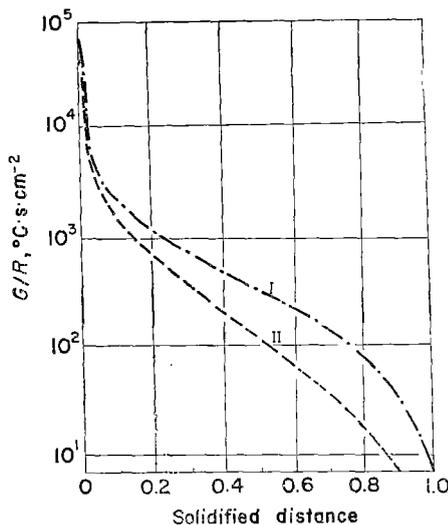


图 2 界面形状决定因子与凝固距离的关系
Fig. 2 Factor determining interface shape, G/R vs solidified distance
I— room temp., II— preheated

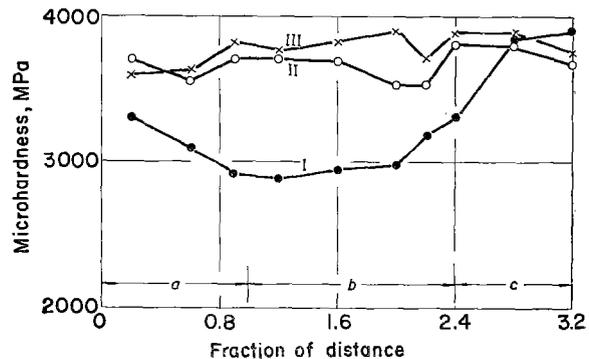


图 3 激光熔凝及后续热处理对热作用区显微硬度值的影响
Fig. 3 Effect of laser fusion-solidification and subsequent heat treatment on microhardness over heat-affected zone
I— Laser fusion-solidification;
II— Followed by aging 800°C for 16h;
III— Original alloy specimen
(a) Fusion zone; (b) Heat-affected zone;
(c) Substrate

表 1 GH37合金经激光辐照后元素的偏析
 Table 1 EPMA for element segregation of alloy GH37 subjected to laser,
 composition ratio between interdendrites and dendritic axles

| Specimen No. | Al | Ti | Mo | Cr | W | Ni |
|------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Preheated | | | | | | |
| 1 | 1.007 | 1.888 | 1.086 | 1.034 | 0.751 | 0.977 |
| 2 | 1.181 | 2.255 | 1.291 | 1.070 | 0.677 | 0.958 |
| 3 | 1.105 | 1.411 | 1.452 | 1.068 | 0.701 | 0.982 |
| Average | 1.098 | 1.851 | 1.276 | 1.059 | 0.708 | 0.972 |
| Room temperature | | | | | | |
| 1 | 1.033 | 1.492 | 1.480 | 1.019 | 0.621 | 0.985 |
| 2 | 1.127 | 1.183 | 1.178 | 1.025 | 0.831 | 0.986 |
| 3 | 1.041 | 1.731 | 1.096 | 1.026 | 0.723 | 1.001 |
| Average | 1.069 | 1.468 | 1.251 | 1.023 | 0.725 | 0.991 |

预热条件下辐照过程所产生的冷却速度,若按 Jones 等人^[2]对凝固过程冷却速度的分类,属中速冷却范围 (10^2-10^3 °C/s),显然,在此条件下的凝固,组织中仍会呈现出普通铸态组织的某些特点,如较大的枝晶间距、元素的枝晶间显微偏析和疏松等。由表 1 电子探针微区元素分析指出,提高合金熔点的元素钨在晶轴有明显的偏析,而降低合金熔点的元素 Cr, Al, Ti 在枝晶间偏析,其中 Ti 的偏析显著。可以看出,室温激光熔凝偏析明显减小。

除上述枝晶间元素的偏析外,激光的高温加热和随后的迅速冷却,改变了原始组织中晶界碳化物相的数量与分布,并使晶内 γ' 相基本处于固溶状态。组织上的这种弱化,必然导致合金性能的降低。从图 3 中所测得的显微硬度值表明,辐照后熔区及热影响区的硬度(曲线 I)均低于未受辐照影响的区域(曲线 III)。

1.1.2 激光热影响区 热影响区与熔区不同,区内晶界的形态和晶粒的尺寸并未发生明显的变化。依晶内 γ' 相固溶的程度及残余热应力的大小,经化学腐蚀后可明显地看到两个部分(图 1a)。靠近熔区较亮部分(称为亮区或过热区),由于 γ' 相的固溶而对显示组织的腐蚀剂不敏感,显微硬度值明显降低(图 3 中曲线 I)。热影响区下方较暗部分(称为暗区或应力集中区),因残余热应力的存在而明显受腐蚀(图 1a)。

所谓辐照热应力,乃是由于熔区在凝固收缩时作用在内部组织上的一种拉伸应力。在热应力作用下,晶界区的应力集中若不能通过晶内和晶界适宜的塑性变形配合得以松弛时,则易产生晶间的微裂纹(图 1a)。辐照时内部组织产生微裂纹,这是一种致命的创伤,必须加以防止。试验表明,应力集中区产生晶间裂纹的可能性与辐照时试样所处的状态有很大关系。辐照时,采用预热可减少试样表面的温差和使材料塑性提高,不利于产生过大的热应力,从而避免晶间裂纹的形成(图 1b)。

预热尽管可以有效地避免晶间裂纹的形成,但辐照后的疲劳性能仍然不能满足指标的要求(表 2)。从图 4 的疲劳断口可以看出,疲劳裂纹起始熔区,而且从所呈现出的清晰胞状枝晶形态表明,裂纹是在正应力作用下沿枝晶起始和快速扩展的。这是由于枝晶间 TiC 偏析所造成的脆化及其引起应力集中,使之成为裂纹快速扩展的通道。当裂纹

表 2 GH37合金经激光辐照和热处理后的力学性能
 Table 2 Mechanical properties of specimen after laser fusion-solidification
 preheated and subsequent heat treatment

| Heat treatment after laser fusion-solidification preheated | Rupture test 800°C | | Tensile prop. 800°C | | | Fatigue life 700°C 362 MPa cycle |
|--|--------------------------|------------|------------------------|---------------|-------------|--|
| | 245 h | MPa min | σ_b MPa | δ % | ψ % | |
| — | | | | | | 7.5×10^4 |
| 800°C16h, A. C. | 144 | 15 | 719 | 2.8 | 10.1 | 2.5×10^5 |
| | 136 | 15 | 727 | 2.4 | 6.3 | 2.2×10^5 |
| 1050°C, 2h A. C.+800°C, 16h, A. C. | 136 | 30 | 684 | 4.4 | 15.4 | 6×10^5 |
| | 138 | 45 | 700 | 4.4 | 13.0 | 1.8×10^5 |
| | 144 | 20 | | | | 10^7 |
| 1050°C, 4h, A. C.+800°C, 16h, A. C. | 171 | 50 | 830 | 5.0 | 7.6 | 3.8×10^6 |
| | 151 | 30 | 749 | 6.8 | 11.6 | 7.5×10^6 |
| | 240 | 30 | 751 | 6.0 | 15.7 | 2.5×10^7 |
| Original structure | 138 | 15 | 752 | 9.1 | 7.6 | 3.1×10^6 |
| | 145 | 30 | | | | 10^7 |
| Requirement | ≥ 100 | | ≥ 666 | ≥ 4.5 | ≥ 8 | 1.3×10^6 2.5×10^7 |

表 3 GH37合金经辐照和热处理后元素的偏析
 Table 3 EPMA for element segregation of alloy GH37 subjected to
 laser, followed with 1050°C, 4h+800°C, 16h, composition ratio
 between interdendrites and dendritic axles

| Specimen No. | Al | Ti | Mo | Cr | W | Ni |
|------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Preheated | | | | | | |
| 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 |
| 3 | 1.039 | 1.029 | 1.138 | 0.964 | 0.907 | 1.004 |
| Average | 1.013 | 1.346 | 1.247 | 1.053 | 1.040 | 0.977 |
| Room temperature | | | | | | |
| 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 |
| 3 | 1.065 | 1.001 | 1.070 | 1.071 | 1.057 | 1.007 |
| Average | 1.014 | 0.991 | 1.025 | 1.047 | 1.019 | 0.989 |

进入热影响区后扩展速度更大,这是由于热影响区中残余拉应力的存在,增大了裂纹前端的应力场,使断口的形态由穿晶疲劳裂纹转向了沿晶解理。

激光辐照后材料的弯曲疲劳寿命出现大幅度的降低,可以看作是熔区枝晶间元素偏析、热影响区残余应力以及热作用区组织弱化等三方面因素叠加影响的结果。为消除上述有损于强度的这些因素以恢复和提高材料的性能水平,在预热辐照后必须进行针对性的后续热处理。

1.2 后续热处理对组织及性能的影响



图4 激光熔凝后疲劳断口源区特征
Fig. 4 Fractograph of fatigue crack origin zone after laser fusion-solidification
(a) Fusion zone;
(b) Heat-affected zone

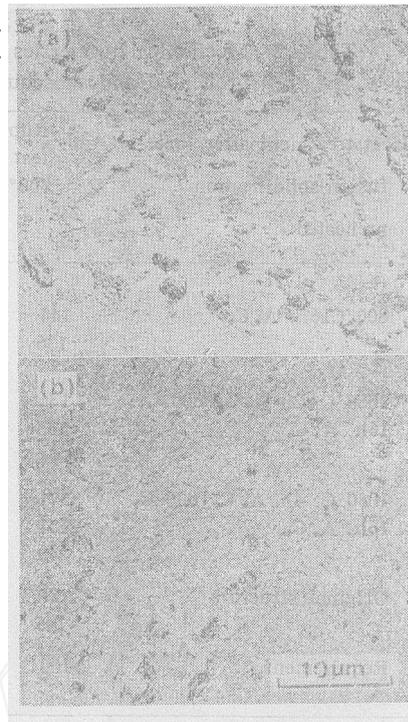


图5 不同后续热处理的熔区组织
Fig. 5 Microstructure of fusion zone followed by different heat treatments
(a) Laser radiation+800°C, 16h, A.C.;
(b) Laser radiation+1050°C, 4h, A.C.+800°C, 16h, A.C.

第一种工艺为辐照后施行 800°C 16 h 的时效处理,其目的是使 γ' 相重新析出而强化。图3中曲线II已表明,时效后热作用区的显微硬度值接近了原始水平。但高拉延伸率和疲劳寿命都偏低(表2)。这种现象,首先与激光熔凝后所形成的铸态组织有关。此外,枝晶间TiC偏析而造成的 γ' 相不均匀析出(图5a),以及晶界碳化物未能充分析出和合理分布都给予直接的和重要的影响。

第二、第三种工艺,关键是在时效前施行 1050°C 的中间处理。在GH37合金标准热处理中规定有 1050°C 的中间处理,其目的是晶界区的碳化物充分析出并呈链状分布,以提高合金的塑性进而改善合金的综合性能。本试验中,为消除激光辐照所带来的不利于强度的因素,同时又考虑不改变非激光热作用区的组织状态,故在辐照后仍然采用 1050°C 的中间处理和 800°C 时效处理。采用 1050°C 中间处理,特别是通过 4 h (第三种工艺)的恒温,800°C 的持久强度明显提高并超过了原始试样的水平。此时 800°C 的高拉延伸率也逐渐在改善,已超出了指标的要求。性能所以发生如此的变化,从组织上分析,1050°C 的恒温处理,既可以实现熔区晶界碳化物充分析出和合理分布,又起到了减少枝晶间元素偏析的作用(比较表3和表1)。在此基础上 800°C 的时效也会使 γ' 相得到均匀的析出(图5b)。当然,与此同时,辐照后的残余热应力也有了很好的消除。

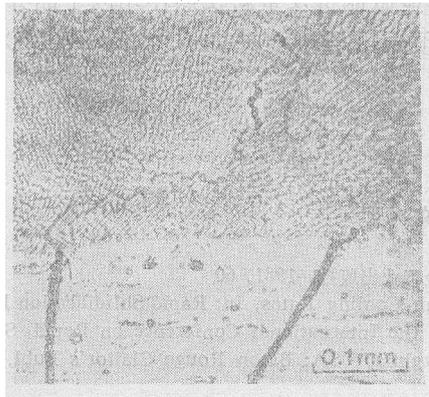


图 6 持久断裂试样纵向断面的金相组织
Fig. 6 Microstructure of longitudinal rupture test specimen

从图 6 持久断裂试样纵向金相组织中可以看到, 熔区中的弯曲晶界和熔区的边界, 同平直晶界相比, 不仅不易产生沿晶贯穿的裂纹, 而且又具有阻碍热影响区晶间裂纹向熔区扩展的作用。这种特点, 对改善合金塑性和提高持久断裂时间, 也必将起一定作用。

此外, 1050°C 中间处理, 使疲劳强度也有了很大程度的提高, 已同未经辐照试样的水平相当 (表 2)。由图 7 的断口特征表明, 疲劳裂纹起始于基体, 在整个熔区范围内脆断的特征已完全消失, 呈现出与原始试样相似的细小滑移带和韧性疲劳条纹, 对照疲劳寿命的提高和高拉延伸率的改善过程发现,

两者对后续热处理都有着很大的依赖性, 并有相似的变化趋势。经回归计算, 700°C 下的疲劳寿命 (N) 与 800°C 下的高拉延伸率 ($\delta\%$) 存在下列关系

$$N = 2.31\delta^{2.98} \times 10^3$$

按上式, 当延伸率提高到 7.8% 以上时, 疲劳寿命 (N) 即可超过 10^7 的条件极限水平。

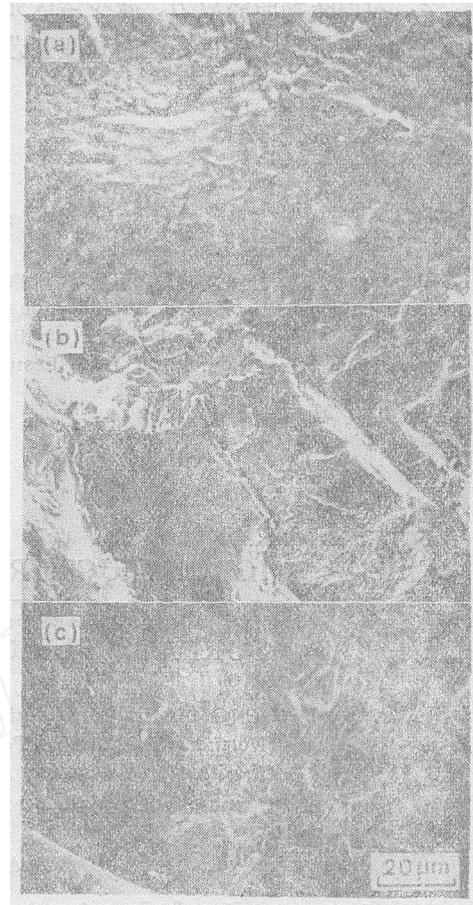


图 7 辐照加热处理后疲劳试样断口特征
Fig. 7 Fractograph of fatigue crack specimen radiated+1050°C, 4h+800°C, 16h
(a) Heat-affected zone;
(b) Fatigue striation and slip band over fusion zone;
(c) Crack origin zone

二、结 论

1. GH37 合金经激光表面熔凝后, 熔区是一种细小树枝胞状晶的组织, 其中存在有元素的显微偏析; 在热影响区中, 当辐照的热应力过大时可引起晶间裂纹; 此外, 由于激光束的高温加热及随后的快冷, 使热作用区丧失了原组织中晶界及晶内的强化状态。

2. 为消除辐照热应力、减少熔区元素的显微偏析及重新使热作用区中晶界和晶内强化相的合理析出, 采用合适的处理工艺为: 预热辐照, 1050°C, 4 h, 空冷 + 800°C, 16 h, 空冷。

参 考 文 献

- 1 Elemings M C, 关玉龙等译. 凝固过程, 北京: 冶金工业出版社, 1981, 60
- 2 Jones H, Some Principles of Solidification at High Cooling Rates, In: Rapid Solidification Processing Principles and Technologies, Proceedings of the International Conference on Rapid Solidification Processing, Nov. 13-16, 1977, Reston, Virginia, USA: Baton Rouge Claitor's Publ, 28-29

MICROSTRUCTURE AND STRENGTH OF ALLOY GH37 AFTER LASER RADIATING SURFACE FUSION-SOLIDIFICATION

by MENG Qinglin; ZHU Guizeng; DU Xiangzhu; JIANG Xiaoping
(Northeast Institute of Technology, Shenyang); SUN Tongkun
(Institute of Mechanics, Academia Sinica, Beijing); LIU Chengxin
(Manuscript received 23 March, 1985; revised manuscript 2 September, 1985)

ABSTRACT

Study was made of the microstructure of alloy GH37 subjected continuously to CO₂ laser beam and followed with various heat treatments. The influence of laser radiating local fusion-solidification and subsequent heat treatment on its microhardness over heat-affected zone, rotating bending fatigue at 700°C as well as tensile and rupture strength at 800°C has been discussed. For such alloy GH37 after fusion-solidification, a further treatment to readjust the microstructure of the heat-affected zone is essential for properly precipitating the γ' -phase in carbide along grain boundary, possibly reducing the element segregation in dendrite over fusion zone and eliminating the thermal residual stress, etc., hence, its high temperature mechanical properties, e. g., rupture, tensile and fatigue strength, would be done to satisfaction. The suitable regime of heat treatment may be: preheating and laser radiating+1050°C, 4h, A. C.+800°C, 16h, A. C.