

激光与光电子学进展

激光熔覆铁基涂层的热疲劳性能

李洪玉^{1,2**}, 魏连峰¹, 王泽明¹, 陈辉^{2*}, 郑娜¹, 张然¹, 王伟¹¹中国核动力研究设计院, 四川 成都 610213;²西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031

摘要 为改善制动盘的热疲劳性能, 本文在制动盘用铸钢材料表面激光熔覆了一层铁基涂层, 然后采用光学显微镜和扫描电子显微镜等分析了熔覆层及基体材料在热疲劳过程中的裂纹扩展速率、组织形貌演化等。结果表明: 激光熔覆层组织存在严重的偏析; 在热循环过程中, 过饱和的 M_7C_3 型碳化物成为热疲劳裂纹的快速扩展通道, 使熔覆层极易发生脆性断裂, 从而导致熔覆层试样的热疲劳性能极差; 对熔覆层试样进行 850 °C/5 h 的热处理工艺, 可以使元素均匀分布, 消除枝晶偏析和内应力, 而且可使 M_7C_3 转变为高温性能较为稳定的 $M_{23}C_6$, 大幅提升熔覆层的热疲劳性能; 热处理熔覆层试样在 2000 次的热疲劳试验中未发现宏观裂纹, 其热疲劳性能远远优于基体材料。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 热疲劳性能; 热处理; 微观偏析; 裂纹扩展

中图分类号 TG174.4

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.0714003

Thermal Fatigue Properties of Laser Cladding Fe-Based Coating

Li Hongyu^{1,2**}, Wei Lianfeng¹, Wang Zeming¹, Chen Hui^{2*}, Zheng Na¹, Zhang Ran¹, Wang Wei¹¹Nuclear Power Institute of China, Chengdu, Sichuan 610213, China;²School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu, Sichuan 610031, China

Abstract To improve the thermal fatigue performance of brake disks, we prepared an Fe-based coating on the cast steel material for the brake disks using laser cladding technique, and then analyzed the crack growth rate and microstructure evolution of the cladding layer and matrix material during thermal fatigue using optical microscope and scanning electron microscope. Results show that the microstructure of the laser cladding layer exhibited severe segregation. In the thermal cycle process, the supersaturated M_7C_3 became the rapid propagation channel of thermal fatigue cracks, thereby resulting in brittle fracture and poor thermal fatigue performance. Through heat treatment at 850 °C for 5 h, the element distribution was homogenized and dendrite segregation and internal stress were eliminated. Moreover, M_7C_3 transformed into $M_{23}C_6$ with relatively stable high temperature performance, which remarkably optimizes the thermal fatigue performance of the cladding layer. No macrocracks were observed on heat-treated cladding sample after 2000 thermal fatigue tests, and its thermal fatigue properties were considerably better than those of the matrix materials.

Key words laser technique; laser cladding; thermal fatigue properties; heat treatment; microsegregation; crack propagation

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

收稿日期: 2020-07-10; 修回日期: 2020-08-16; 录用日期: 2020-09-03

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100202)

*E-mail: xnrpt@163.com; **E-mail: Lhy0111@outlook.com

1 引言

热疲劳裂纹是高速列车制动盘失效的主要原因之一。列车制动时,闸片与制动盘在压力和摩擦力的作用下急剧升温,由于盘内瞬时高温和巨大的温度梯度,其内部产生了较大的热应力,在热机耦合应力的作用下,制动盘的表面特性进一步改变,从而导致热疲劳裂纹产生。热疲劳裂纹萌生后,其会在交变热应力的作用下连续扩展,直至裂纹长度超过安全极限。因此,优化制动盘的构造、提高制动盘材料的耐磨性和高温稳定性是现代高速列车急需解决的问题,同时也是目前的一大热点问题^[1]。制动盘的热疲劳现象通常发生在盘表面或近表面,报废整个制动盘不仅成本昂贵,而且制动盘的更换也比较费时;因此,本文在制动盘表面制备了一层增强涂层,以提高制动盘的热疲劳性能,进而达到延长制动盘使用寿命、降低列车运行成本的目的。

激光熔覆是用高能激光束(功率密度为 $10^4 \sim 10^6 \text{ W/cm}^2$)辐照金属基体表面,使金属基体表面薄层与其上的熔覆材料一起快速熔化、凝固,形成具有硬度高、耐磨性和耐蚀性好的熔覆层的工艺过程。在不对基体材料产生大影响的前提下,激光熔覆能在基体表面形成具有优良性能的合金熔覆层,具有降低成本、提高效益的特点,在现代工业中具有巨大的应用潜力^[2-4]。

汤伟杰^[5]进行了高速列车制动盘失效分析与材料逆向设计,提出热疲劳是高速列车制动盘失效的主要原因。于大海^[6]采用MM1000摩擦试验机在实验室条件下进行了摩擦制动缩比试验,结果表明,制动盘热斑处的材料发生了相变,由回火索氏体转变为马氏体,并且热斑处的氧元素含量大幅升高而铁元素含量大幅降低,说明热斑处存在严重的高温氧化腐蚀。森久史等^[1]对新干线制动盘在服役过程中表面微观组织的变化进行了观察,结果发现,在经历反复制动后,盘体材料的针状结构变成了细小的粒状组织。摩擦制动过程中形成的高温可能会使低合金钢发生组织转变。此外,对钢反复施加热

量与变形,其组织也可能会因再结晶而发生细化。Wu等^[7]研究了激光沉积Stellite 6合金的微观组织演变和裂纹扩展机理,进行了淬火热疲劳试验,结果表明:在快速冷却和热应力的驱动下,沉积态 $\gamma\text{-Co}$ 基体在热疲劳过程中发生了 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体相变;生成的 $\epsilon\text{-Co}$ 相的过程符合施密特定律;在 $\epsilon\text{-Co}$ 相中,滑移活动来源于不同的滑移系统,这些滑移系统在相变过程中产生了层错和平面缺陷; $\{111\}\gamma$ 平面上的堆垛层错促进了定向 M_7C_3 细小碳化物的析出,网状共晶结构和 γ/ϵ 界面充当了热裂纹扩展通道。

通过文献调研发现,目前国内外对制动盘表面激光改性方面的研究较少,且粉体材料通常选择镍基或钴基粉末,成本较高。本研究团队基于铁基粉末与基体相容性好、熔覆过程不易产生裂纹以及成本较低等优势,针对高温稳定性的要求,选配合适成分的强化元素在制动盘用铸钢表面制备铁基熔覆层,然后对熔覆前后试样的热疲劳性能进行研究,并根据熔覆层热处理优化工艺,提出了大幅增强制动盘热疲劳性能的有效方法。

2 试验材料与方法

2.1 试验材料

激光熔覆基体材料为高速列车制动盘用铸钢材料。Cr元素会在高温下生成稳定的氧化物薄膜,阻止基体的进一步高温氧化腐蚀,有利于提高合金的抗高温氧化性能;此外,Cr还可以与基体形成固溶体,达到固溶强化的作用。Ni元素可以细化晶粒,提高材料的塑韧性及耐蚀性。Mo元素可以产生晶格畸变,强化基体。本文以此为根据,同时考虑价格因素,选用赫格拉斯商用粉Lc-Sr-31作为熔覆粉末。基体材料和熔覆粉末的化学成分如表1^[8]所示。

图1所示为Lc-Sr-31铁基熔覆粉末的微观形貌,可知粉末颗粒大多呈棒状或椭球状,粒径为 $45 \sim 160 \mu\text{m}$,松装密度为 $3.5 \sim 5.0 \text{ g/cm}^3$ 。粉体密封保存于干燥环境中,使用前置于保温炉中于 $80 \sim 90 \text{ }^\circ\text{C}$ 下保温处理40 min,以降低其中的水分含量。

表1 基体材料及铁基熔覆粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of matrix material and iron-based powder

Material	Mass fraction / %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Fe
Base	0.34	0.26	0.67	0.97	0.02	0.16	0.011	0.004	Bal.
Lc-Sr-31	0.18	0.92	0.11	16.8	1.83	1.95	0.006	0.015	Bal.

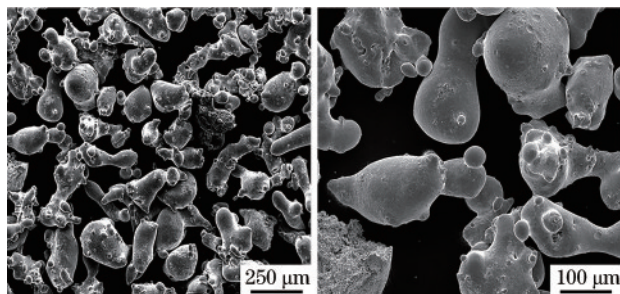


图 1 Lc-Sr-31 粉体的微观形貌

Fig. 1 Microstructures of Lc-Sr-31 powder

2.2 试验方法

试验所用激光器为 IPG 公司生产的 YLS-4000 型光纤激光器, 激光波长为 1064 nm, 最大输出功率为 4 kW。数控机床带动熔覆喷嘴完成激光头的扫描, 送粉器为 DF-5000 型送粉器。通过调节电机电压来控制电机的转速, 最终达到控制送粉量的目的。保护气为高纯氩气。熔覆前, 对基体进行打磨、酒精清洗, 以去除基体表面的杂质、油污等。采用同轴送粉的方式对铁基粉末进行多层多道激光熔覆, 熔覆功率为 2000 W, 送粉速率为 15 g/min, 送粉载气流量为 3.5 L/min, 扫描速度为 280 mm/min, 搭接率为 30%。在上述激光熔覆参数下可以获得表面成形质量良好、无裂纹的熔覆层。熔覆过程示意图如图 2 所示。

利用实验室自制的金属热疲劳试验机(如图 3 所示)进行高温热疲劳试验, 试验依据航天标准 HB 6660—1992^[9]并使用文献[10]中建议的 1.5 mm 板厚进行, 试样尺寸如图 4 所示。当制动盘表面存在熔覆层时, 鉴于涂层与母材的性质不同, 因此本文考虑了两种裂纹扩展路径: 一是沿着熔覆层表面

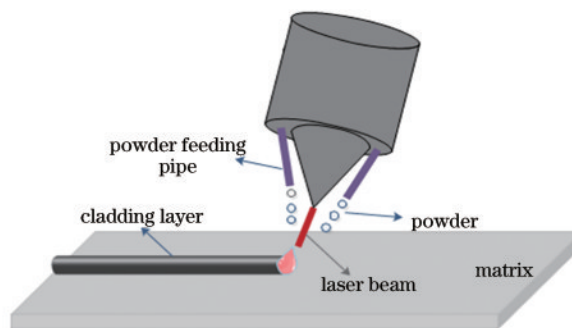


图 2 同轴送粉激光熔覆过程示意图

Fig. 2 Schematic of coaxial powder feeding laser cladding process

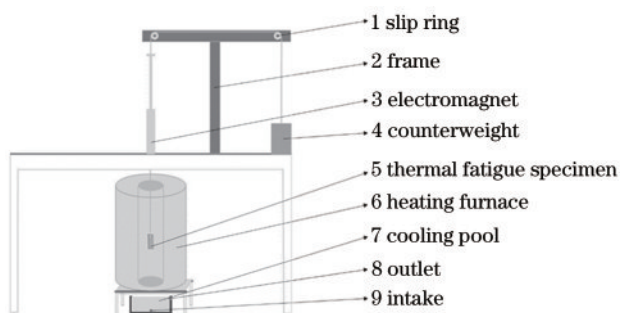


图 3 热疲劳试验机

Fig. 3 Photo of thermal fatigue testing machine

扩展, 二是沿着制动盘表面的法线方向扩展(即裂纹在熔覆层表面起裂, 向母材处扩展)。本文中的熔覆层在加工之后保留 3 mm 厚, 虽然可以在一定程度上延长裂纹扩展的时间, 但多层多道熔覆时极易开裂, 且成本较高。如果熔覆层厚度过小, 则可能导致其无法对基体材料起到较好的保护作用。裂纹在熔覆层表面的扩展形式及取样示意图如图 5 所示。

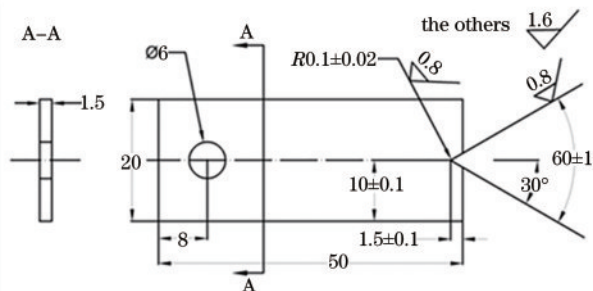


图 4 热疲劳试样的形状和尺寸

Fig. 4 Shape and size of thermal fatigue specimen

岑升波^[11]对紧急制动时制动盘的温度计算结果进行分析后发现, 最高温度出现在制动盘的摩擦

面上, 最高温度为 623.8 °C。基于此, 本文的热疲劳循环过程选择在 650 °C 和室温之间进行。在每

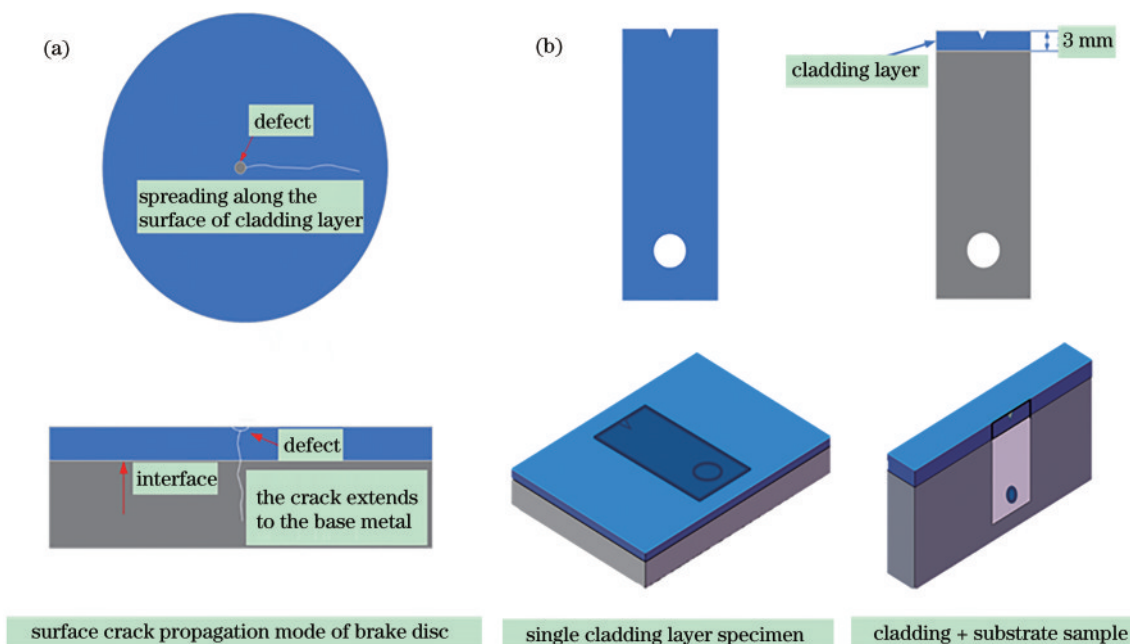


图 5 裂纹在熔覆层表面的扩展形式及取样示意图。(a) 裂纹的扩展形式；(b) 取样示意图

Fig. 5 Crack propagation pattern on the surface of cladding layer and sampling diagram. (a) Crack propagation pattern; (b) sampling diagram

个热循环过程中, 试样先在炉中加热至 650 °C, 然后在流动水中浸泡 15 s, 冷却至室温。在热疲劳试验中, 当裂纹长度达到 10 mm 或者循环次数达到 2000 次时, 试验停止。依据裂纹扩展速率每隔一定时间记录一次裂纹长度与裂纹形貌, 直至热疲劳试验停止。测试裂纹长度前, 在质量分数为 10%

的稀盐酸中对试样表面的氧化膜进行超声波清洗, 清洗时间为 10 min。裂纹长度通过体式显微镜拍照然后用 Image-Pro Plus 软件测量得到, 如图 6 所示。裂纹形貌借助光学显微镜与扫描电子显微镜获得。每组试验采集三个平行样的有效数据进行分析。

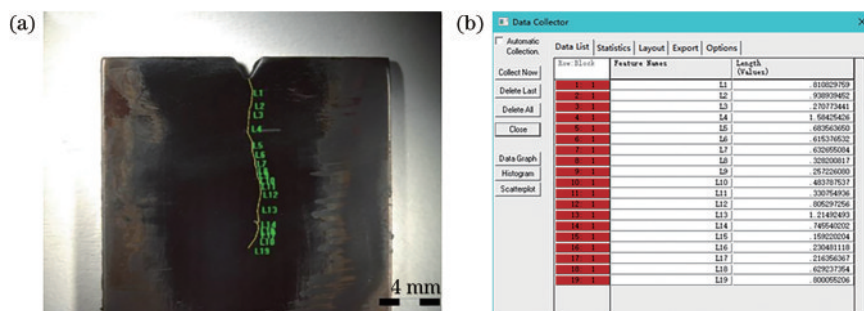


图 6 热疲劳裂纹长度测试。(a) 样件裂纹长度测试示意图；(b) 裂纹长度的软件统计结果

Fig. 6 Thermal fatigue crack length test. (a) Schematic of sample crack length test; (b) software statistics of crack length

3 结果与讨论

3.1 基体材料热疲劳裂纹的扩展规律

图 7 为基体材料热循环次数与裂纹长度之间的关系。热循环次数为 0~100 时, 热疲劳裂纹处于萌生阶段; 在热循环 100 次后, 存在两个裂纹扩展区间, 即裂纹快速扩展区间 (热循环次数为 100~700) 和裂纹缓慢扩展区间 (热循环次数为 700~2000)。

热循环次数为 700~2000 时裂纹扩展速率较慢, 这是因为在循环热应力的作用下, 随着裂纹长度增加, 裂纹变得越来越粗大, 增加了裂纹两侧的自由度, 减弱了淬火区对裂纹尖端的约束, 使热应力发生一定程度的松弛, 从而导致热疲劳裂纹扩展速率减慢。另外, 由于试验中发生的高温氧化使基体材料表面生成了氧化膜, 而且稀盐酸的清洗作用会使试样越来越薄并发生软化, 因此试样在热应力

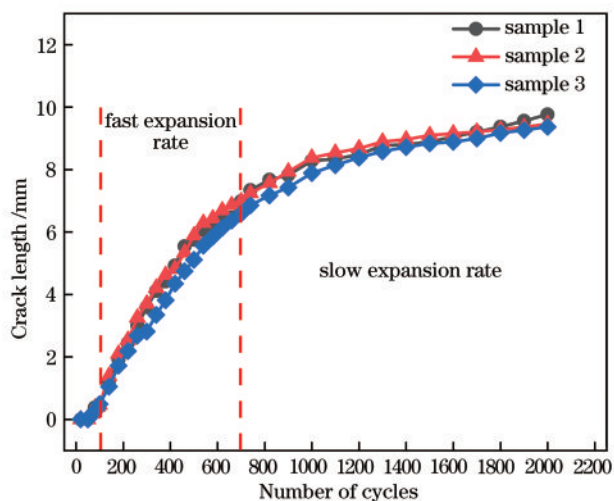


图 7 基体材料的热疲劳裂纹扩展

Fig. 7 Thermal fatigue crack propagation of matrix material

作用下易发生变形,从而弱化了热应力作用于裂纹处的效果,导致裂纹扩展速率变慢。

图 8 为基体材料在不同循环次数下的热疲劳裂纹形貌。在裂纹快速扩展区(热循环次数为 100~700),裂纹更加细小;随着热循环次数增加,进入缓慢扩展区,裂纹尖端发生分叉,扩展速度大幅降低,裂纹两侧的自由度增加,导致裂纹变得粗大,最终裂纹尖端钝化,扩展几乎停止,如图 8(e)、(f)所示。

在热疲劳实验过程中,由于基体材料不断地进行热循环,其组织发生了变化,且其表面由于严重的高温氧化腐蚀而发生了脱碳。图 9 为基体材料在热循环 2000 次之后的组织变化,可见,随着循环次数增加,原始组织发生了回复再结晶,原本保持马氏体位向的回火索氏体组织转变成为不规则的颗粒状组织,原始组织中的马氏体位向消失。

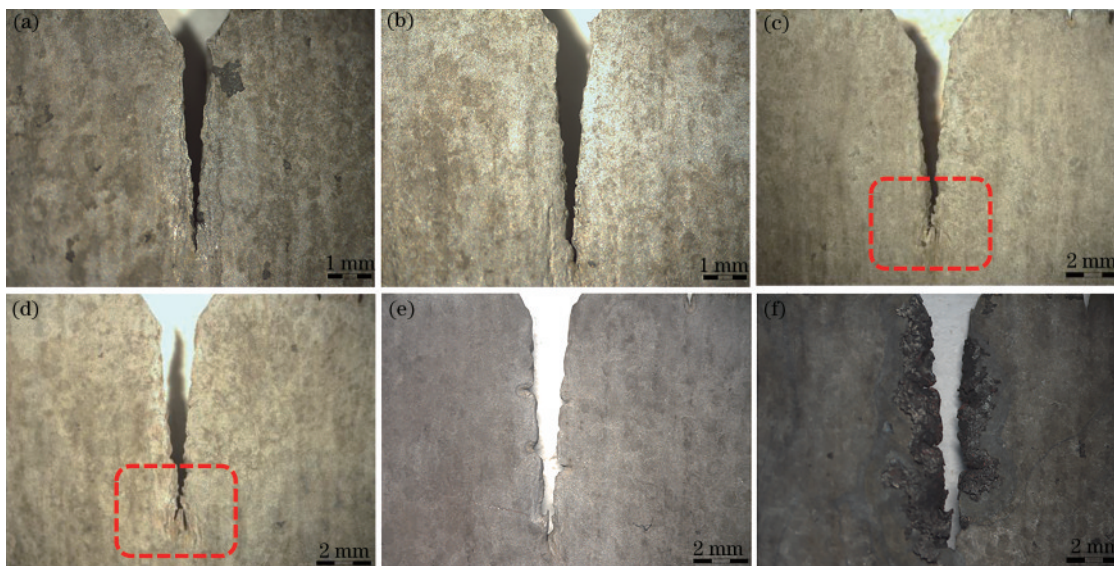


图 8 基体材料在热疲劳过程中的裂纹形貌。(a)热循环 400 次;(b)热循环 500 次;(c)热循环 900 次;(d)热循环 1000 次;(e)热循环 1500 次;(f)热循环 2000 次

Fig. 8 Crack morphologies in thermal fatigue process of matrix material. (a) 400 thermal cycles; (b) 500 thermal cycles; (c) 900 thermal cycles; (d) 1000 thermal cycles; (e) 1500 thermal cycles; (f) 2000 thermal cycles

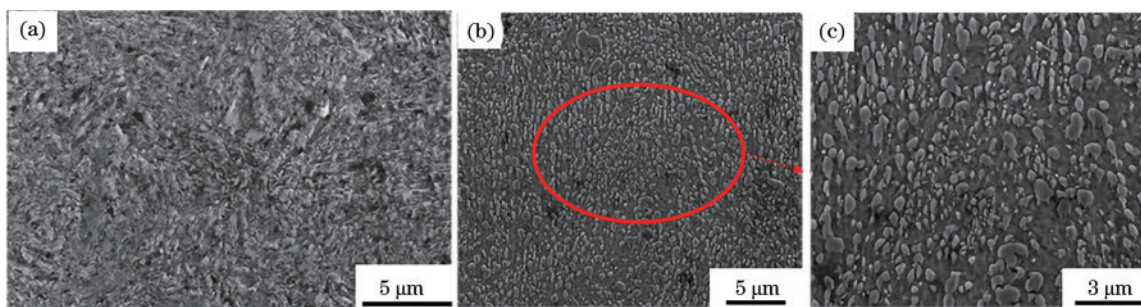


图 9 基体材料热循环 2000 次后的组织变化。(a)原始组织;(b)(c)热循环 2000 次后的组织及其局部放大图

Fig. 9 Microstructure changes of matrix material after 2000 thermal cycles. (a) Original microstructure; (b) (c) microstructure and its partially enlarged view after 2000 thermal cycles

3.2 熔覆层材料热疲劳裂纹的扩展规律

图 10 为熔覆层试样、基体材料热循环次数与裂

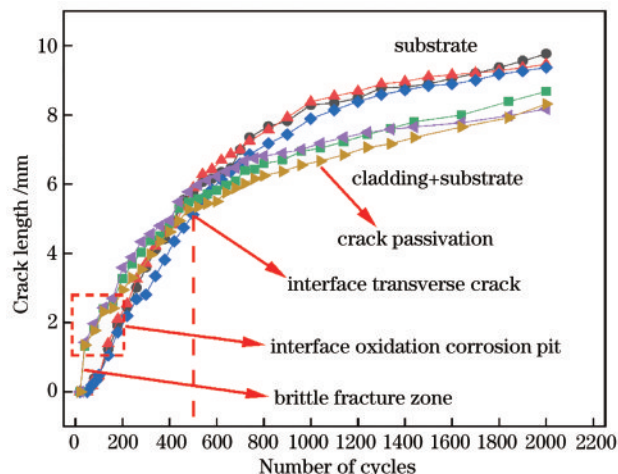


图 10 基体试样与熔覆层试样热循环次数与裂纹长度的关系

Fig. 10 Relationship between the number of thermal cycles and crack length for matrix and cladding samples

纹长度的关系,其中基体与熔覆层试样各有 3 个平行样。由图 10 可知,熔覆层试样起初的裂纹扩展速率高于基体材料,这是由熔覆层材料的塑性较差导致的。在随后的裂纹扩展中,熔覆层试样的裂纹扩展速率低于基体材料,在热循环 2000 次后,其裂纹长度依然低于基体材料。

熔覆层试样在热疲劳过程中会经历四个过程。在起始阶段,熔覆层表现为脆性断裂,观察不到明显的裂纹萌生阶段,在热循环 40 次时裂纹长度为 1.31 mm,在热循环 80 次时裂纹到达界面。在第二阶段,裂纹扩展到界面,此时基体材料在热循环过程中反复膨胀与收缩,并在高温下发生氧化腐蚀,而熔覆层则由于塑性较差而抗高温氧化性能优良,在高温热循环过程中的膨胀、收缩现象并不显著,表现出与基体材料不同的性质,最终导致裂纹扩展到界面处时受到抑制;同时,界面处出现了由高温氧化腐蚀和塑性变形引起的氧化腐蚀坑,如图 11 所示。

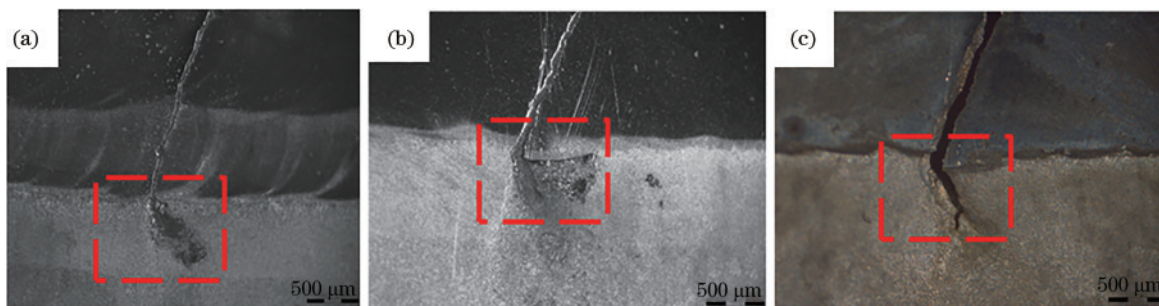


图 11 界面处的氧化腐蚀坑。(a)热循环 80 次;(b)热循环 120 次;(c)热循环 160 次

Fig. 11 Oxidation corrosion pit on the interface. (a) 80 thermal cycles; (b) 120 thermal cycles; (c) 160 thermal cycles

在热循环进行到 500 次时,界面处出现了横向裂纹,如图 12 所示,此时裂纹扩展速率显著降低,横向裂纹缓慢扩展。横向裂纹消耗热应力所做的功导致纵向裂纹的扩展速率明显下降,且由于熔覆层的塑性较差,在热循环过程中会对基体材料施加一

个反向力,导致热疲劳过程的热应力松弛,降低了裂纹的扩展速率。当纵向裂纹长度较长且界面处横向裂纹较长时,裂纹两侧的自由度增大,加之熔覆层的作用使其无法自由变形,因此裂纹变粗并且尖端钝化,几乎无法向前扩展,如图 13 所示。

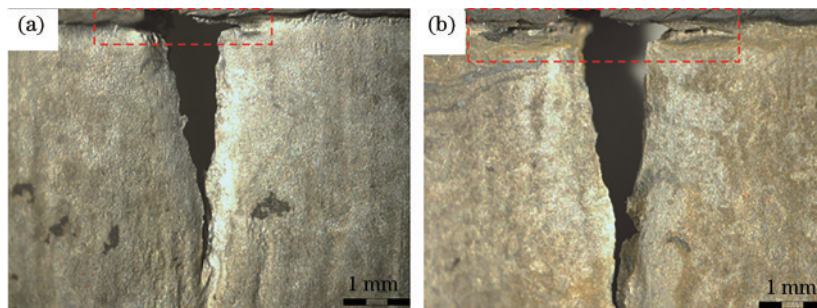


图 12 界面处的横向裂纹。(a)热循环 500 次;(b)热循环 1000 次

Fig. 12 Transverse crack at the interface. (a) 500 thermal cycles; (b) 1000 thermal cycles

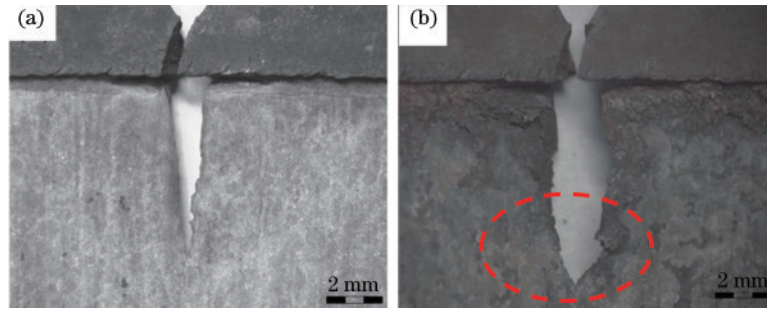


图 13 裂纹钝化。(a)热循环 1500 次;(b)热循环 2000 次

Fig. 13 Crack passivation. (a) 1500 thermal cycles; (b) 2000 thermal cycles

预热温度对熔覆层的组织与应力状态有较大影响,进而会影响熔覆层的热疲劳性能。图 14 给出了无预热与 100 °C 预热条件下单一熔覆层样件裂纹长度与热循环次数之间的关系,可知:未预热时,裂纹在熔覆层中的扩展速率极快,裂纹长度达到 10 mm 时的热循环次数约为 200;在 100 °C 预热后,裂纹扩展速率略有降低,热疲劳性能得到改善,但总体依然较差,热循环 500 次时的裂纹长度达到了 10 mm。以上说明熔覆层的热疲劳性能远远低于基

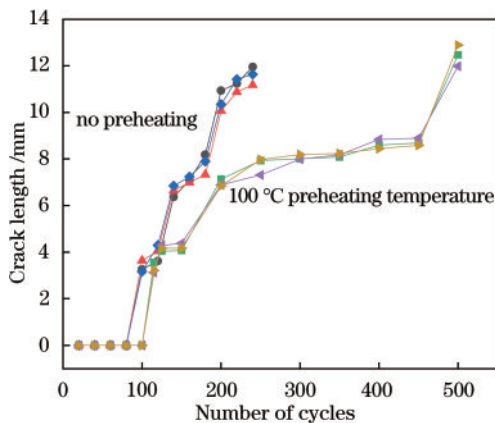


图 14 预热温度对熔覆层热疲劳性能的影响

Fig. 14 Effect of preheating temperature on thermal fatigue property of cladding layer

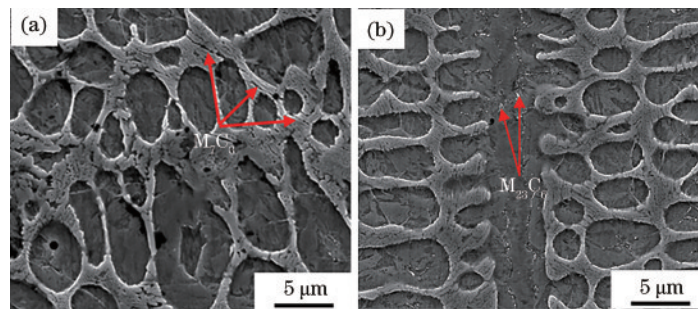


图 15 热处理前熔覆层的组织。(a)晶界处的 M_7C_3 型硬质相;(b)晶内的 $M_{23}C_6$ 型硬质碳化物

Fig. 15 Microstructures of cladding layer before heat treatment. (a) M_7C_3 hard phase at grain boundary; (b) $M_{23}C_6$ type intragranular carbide

体材料,这是因为激光熔覆的快冷快热作用导致熔覆层的韧性极差,在热应力作用下,熔覆层表现为脆性断裂的特点。

3.3 热处理对熔覆层组织及热疲劳性能的影响

通过以上研究可以发现单一熔覆层的热疲劳性能相比于基体较差,这是由于激光熔覆是一个快冷快热的非平衡凝固过程,材料内部元素的相互作用受限,内部组织易形成过饱和的非平衡亚稳相固溶体,导致激光熔覆后的组织存在严重偏析。如图 15 所示,在晶界处以共晶形式存在大量富 Cr 的 M_7C_3 型硬质相,在晶内存在少量的 $M_{23}C_6$ 型硬质碳化物^[12]。同时,图 16 以及表 2 中的能谱(EDS)分析结果表明,晶界处的 Cr、Mo 等合金元素含量显著高于晶内,元素分布严重不均,造成了严重的元素偏析。以共晶形式存在的 M_7C_3 硬质相属于亚稳脆性相,而 $M_{23}C_6$ 为高温稳定相,在循环热应力的作用下,网状晶界处的共晶相 M_7C_3 成为裂纹快速扩展的通道,这是导致熔覆层发生脆性断裂的重要原因。对熔覆层进行热处理,可使熔覆层内部的原子获得热能,原子间的扩散作用加剧,促使过饱和固溶体向平衡相转变,从而改善熔覆层的塑性和韧性^[13-14]。本文的热处理工艺是根据相关文献确定的^[15],温度

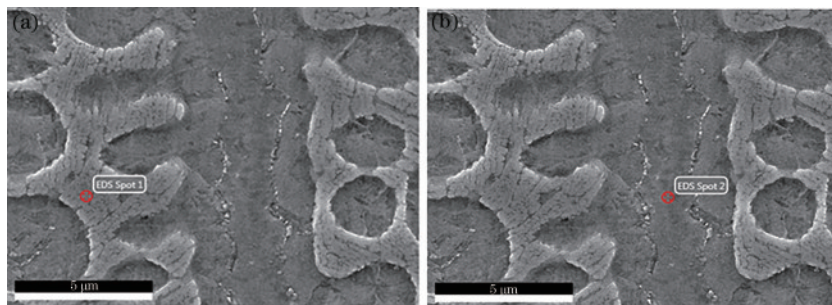


图 16 热处理前熔覆层能谱分析点的位置

Fig. 16 Position of energy spectrum analysis points of cladding layer before heat treatment

表 2 热处理前熔覆层中元素的质量分数

Table 2 Mass fraction of elements in cladding layer before heat treatment

Zone	Mass fraction of main elements / %				
	Si	Mo	Cr	Mn	Fe
Spot 1	0.38	2.77	23.45	0.72	68.37
Spot 2	0.92	0.86	13.83	0.51	81.33

为 850 °C, 保温时间为 5 h。热处理一方面可以降低熔覆层内较大的残余拉应力, 提高其疲劳性能, 另

一方面可以细化晶粒, 消除组织中的微观偏析, 促使亚稳相转变, 提高熔覆层的塑韧性, 进而提高熔覆层的热疲劳性能。

图 17 为经过热处理之后的熔覆层组织。相比于未经热处理的组织, 经过热处理的熔覆层组织更为细化, 并且树枝晶几乎消失。有文献表明, 在高温时效过程中, 以共晶形式存在的 M_7C_3 会转变为 $M_{23}C_6$ ^[16]。从图 17 中也可以看出, 晶界处的共晶 M_7C_3 几乎消失, 并析出了大量的 $M_{23}C_6$ 弥散分布在组织中, 形成弥散强化作用。

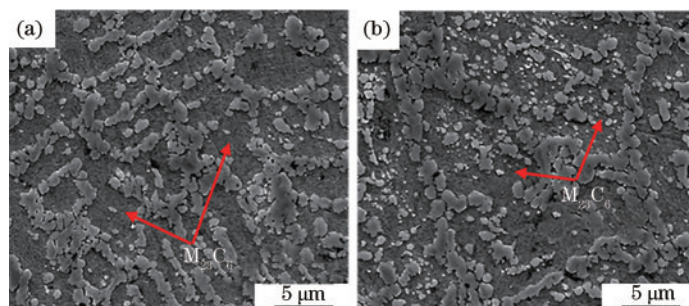


图 17 热处理后的熔覆层组织。(a)区域 1; (b)区域 2

Fig. 17 Microstructures of cladding layer after heat treatment. (a) Zone 1; (b) zone 2

对热处理后的熔覆层进行能谱分析, 能谱分析点 (Spot 1 和 Spot 2) 的位置如图 18 所示, 能谱分析结果如表 3 所示。相比于热处理前, 热处理后熔覆层中的合金元素分布得更为均匀, 元素偏析现象减弱。激光

熔覆过程冷速大、能量高的特点使得熔覆层内部元素的相互作用受限, 内部组织易形成过饱和的非平衡亚稳定相固溶体, 在随后的高温热处理过程中, Cr、C 等元素通过短距离扩散形成 $M_{23}C_6$ 并大量析出, 析出相

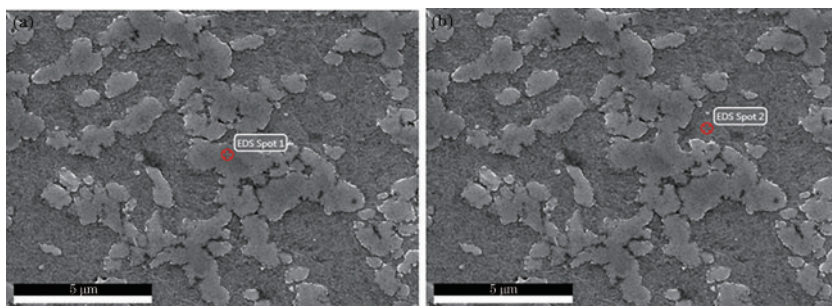


图 18 热处理后熔覆层能谱分析点的位置

Fig. 18 Position of energy spectrum analysis points of cladding layer after heat treatment

表 3 热处理后熔覆层中元素的质量分数

Table 2 Mass fraction of elements in cladding layer after heat treatment

Zone	Mass fraction of main elements / %				
	Si	Mo	Cr	Mn	Fe
Spot 1	0.57	1.53	22.72	0.92	70.45
Spot 2	0.68	1.16	15.19	0.42	80.03

的颗粒极细小,从而使得熔覆层具有良好的高温力学性能^[17]。

热处理熔覆层试样的热疲劳试验结果表明,其热疲劳性能大大提高,2000次热循环后并未在缺口处发现裂纹,表现出极佳的热稳定性。图 19 为 2000 次热循环过程中热处理熔覆层试样宏观形貌的变

化过程,可知:热循环 1000 次后,试样表面开始出现微小的圆坑;热循环 1500 次后,小圆坑更加明显并主要在熔覆层道与道之间的搭接处聚集;热循环 2000 次后,小圆坑已经大量出现并弥散分布。推测出现上述现象的原因如下:在热循环前期,试样发生的是回复,氧元素在高温下的活性提高,在热应力的作用下,内部空位向外运动,并被表面的晶界和缺陷吸收汇聚形成微孔洞;随着热循环次数的增加,微孔洞尺寸增大并最终发展成为氧化腐蚀坑;而搭接处相对于其他区域,枝晶偏析和缺陷更多,组织相比于普通区域也更加不均匀,且组织更加粗大,因此最先出现孔洞,最后孔洞在整个熔覆层中大量弥散分布。

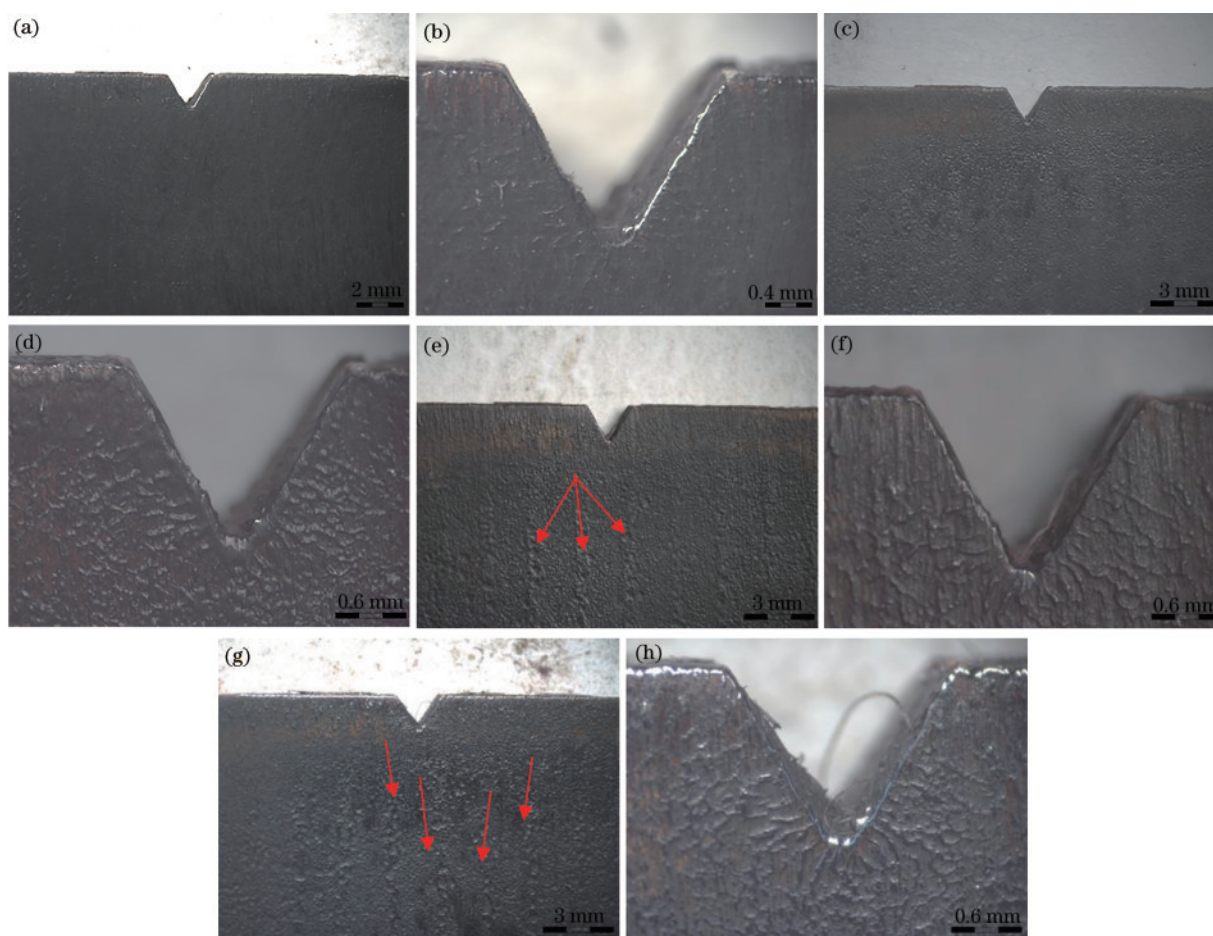


图 19 热处理熔覆层试样在 2000 次热循环过程中的宏观形貌。(a)(b)热循环 500 次;(c)(d)热循环 1000 次;(e)(f)热循环 1500 次;(g)(h)热循环 2000 次

Fig. 19 Macro morphologies of heat-treated cladding samples during 2000 thermal cycles. (a)(b) 500 thermal cycles; (c)(d) 1000 thermal cycles; (e)(f) 1500 thermal cycles; (g)(h) 2000 thermal cycles

图 20 为热处理熔覆层试样在热循环 2000 次后缺口尖端处的微观形貌,在图中可以发现多个微裂纹。将 A 区域与 C 区域的微裂纹放大,发现裂

纹在晶粒中穿过,所以推测在热循环过程中裂纹主要以穿晶方式扩展。此外,A 区域的裂纹已经穿过氧化腐蚀坑,并有向下继续扩展的趋势。在 B

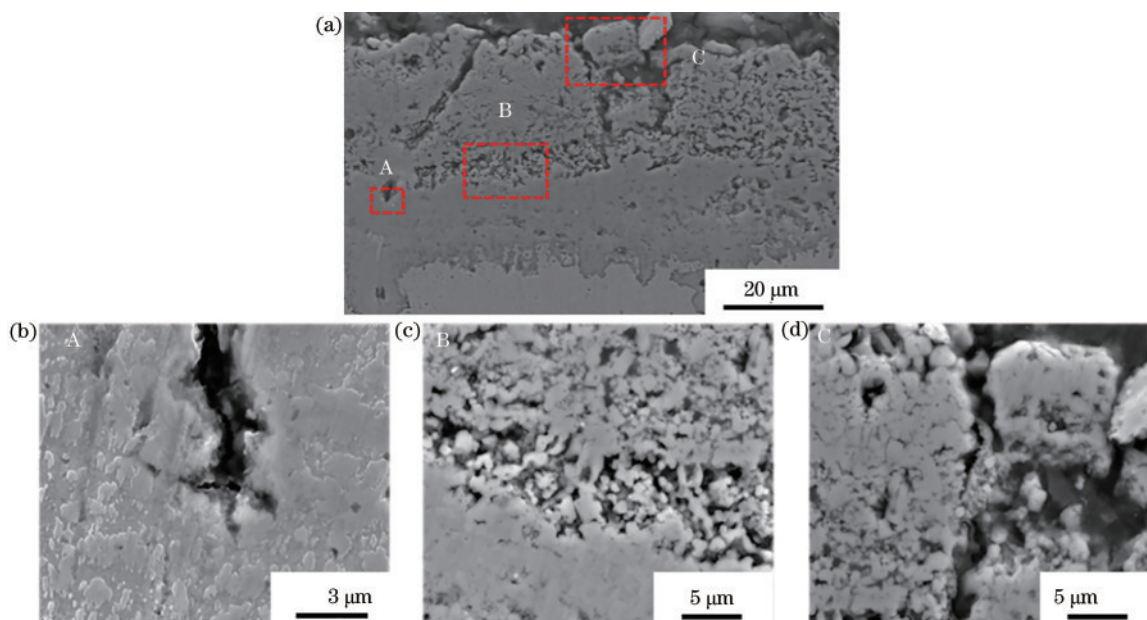


图 20 热处理熔覆层试样热循环 2000 次后缺口尖端处的形貌。(a) 全貌; (b) A 区放大图; (c) B 区放大图; (d) C 区放大图
Fig. 20 Morphologies of notch at the tip of heat-treated cladding sample after 2000 thermal cycles. (a) Whole view; (b) enlarged A zone; (c) enlarged B zone; (d) enlarged C zone

区域发现了大量的氧化腐蚀坑和氧化孔洞, 这些氧化腐蚀坑弥散分布, 可对热应力起到缓冲作用, 使热应力无法集中, 从而提高了试样的热疲劳性能。随着热循环的继续进行, 氧化孔洞最终会相连并导致材料发生剥落, 如 C 区域在循环热应力作用下已经出现了剥落, 大量的氧化微孔洞相连

形成微裂纹。

热处理熔覆层试样在热循环 2000 次前后的微观组织如图 21 所示, 可知, 热循环 2000 次后的组织与热循环前相比并没有发生明显改变。这说明熔覆层具有极强的高温稳定性, 大大提高了基体材料的热疲劳性能。

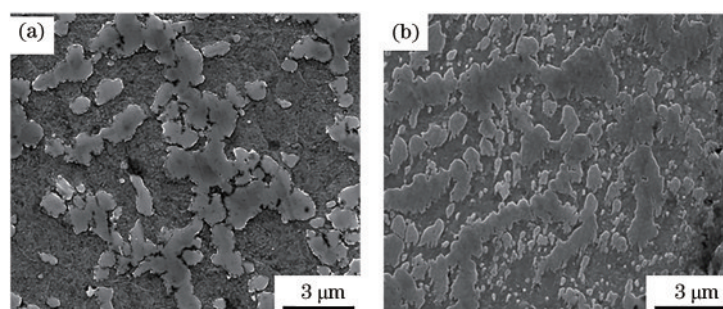


图 21 热处理熔覆层试样热循环 2000 次前后的组织。(a) 热循环前; (b) 热循环 2000 次后
Fig. 21 Microstructures of heat-treated cladding sample before and after 2000 thermal cycles. (a) Before thermal cycles; (b) after 2000 thermal cycles

4 结 论

本文采用激光熔覆 Lc-Sr-31 铁基粉末的方式在高速列车制动盘材料表面获得改性涂层, 详细比较了激光熔覆前后材料的热疲劳性能, 并根据熔覆层的组织特点, 提出了改善材料热疲劳性能的方法。本文的研究可得出以下结论:

1) 对于熔覆层试样, 在热疲劳裂纹扩展中, 裂

纹经过熔覆层与母材界面时会产生氧化腐蚀坑, 并在界面处形成横向裂纹, 裂纹扩展速率大大降低, 最后裂纹尖端逐渐钝化, 裂纹扩展几乎停滞。

2) 熔覆层组织存在严重的偏析, 元素分布极不均匀, M_7C_3 亚稳相在晶界处以共晶形成存在, 晶内存在少量的颗粒状 $M_{23}C_6$; 在热循环过程中, 网状晶界处的过饱和亚稳相 M_7C_3 成为裂纹快速扩展的通道, 熔覆层极易发生脆性断裂, 导致材料的热疲劳性能极差。

3) 通过对熔覆层进行 850 °C/5 h 的热处理可以使元素分布更加均匀, 消除了枝晶偏析和内应力, 使 M_7C_3 转变为高温性能较为稳定的 $M_{23}C_6$; 热循环 2000 次后, 热处理后的熔覆层组织没有发生明显改变, 表现出极强的高温稳定性, 其热疲劳性能远优于基体材料。

参考文献

- [1] Sen J S, Peng H M. Causes and countermeasures of thermal fatigue of brake disc [J]. *Foreign Locomotive & Rolling Stock Technology*, 2009(3): 38-41.
森久史, 彭惠民. 制动盘的热疲劳原因与对策 [J]. *国外机车车辆工艺*, 2009(3): 38-41.
- [2] Santos E C, Shiomi M, Osakada K, et al. Rapid manufacturing of metal components by laser forming [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, 46(12/13): 1459-1468.
- [3] Zhang K, Liu W J, Shang X F. Research on the processing experiments of laser metal deposition shaping [J]. *Optics & Laser Technology*, 2007, 39(3): 549-557.
- [4] Liu J. Study on dual-layer temper technique for laser cladding repair of P20Mold steel [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2013.
刘京. P20 模具钢的双层回火激光熔覆修复技术研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2013.
- [5] Tang W J. Failure analysis and material reverse design of brake discs for high-speed trains [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2007.
汤伟杰. 高速列车制动盘失效分析与材料逆向设计 [D]. 成都: 西南交通大学, 2007.
- [6] Yu D H. Experimental research and simulation analysis on hot spot of brake disk material [D]. Beijing: Beijing Jiaotong University, 2011.
于大海. 制动盘材料摩擦热斑的试验研究与数值模拟 [D]. 北京: 北京交通大学, 2011.
- [7] Wu Y, Liu Y, Chen H, et al. Microstructure evolution and crack propagation feature in thermal fatigue of laser-deposited Stellite 6 coating for brake discs [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 358: 98-107.
- [8] Ma Y M. Research on laser cladding process and performance of brake disc material for high-speed train [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2017.
马元明. 高速列车制动盘激光熔覆工艺及性能研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2017.
- [9] Ministry of Aerospace Industry of the People's Republic of China. Thermal fatigue test method for sheet metal: HB 6660-1992 [S]. Beijing: China Standard Press, 1992.
中华人民共和国航空航天工业部. 金属板材热疲劳试验方法: HB 6660-1992 [S]. 北京: 中国标准出版社, 1992.
- [10] Han Z X. Exploration of testing method for thermal fatigue of metal [J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2008, 44(5): 250-254, 257.
韩增祥. 金属热疲劳试验方法的探索 [J]. *理化检验 (物理分册)*, 2008, 44(5): 250-254, 257.
- [11] Cen S B. Study on thermal fatigue performance and life prediction of cast steel brake disc of high speed train [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2016.
岑升波. 高速列车铸钢制动盘热疲劳性能研究及寿命预测 [D]. 成都: 西南交通大学, 2016.
- [12] Ju J, Zhou Y, Kang M D, et al. Optimization of process parameters, microstructure, and properties of laser cladding Fe-based alloy on 42CrMo steel roller [J]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2018, 11(10): E2061.
- [13] Lu X L. Effects of post heat treatment on microstructure and properties of laser clad self-lubricating anti-wear composite coatings [D]. Suzhou: Soochow University, 2016.
陆小龙. 后热处理对激光熔覆自润滑耐磨复合涂层组织和性能的影响 [D]. 苏州: 苏州大学, 2016.
- [14] Sun G F, Zhou R, Lu J Z, et al. Evaluation of defect density, microstructure, residual stress, elastic modulus, hardness and strength of laser-deposited AISI 4340 steel [J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 172-189.
- [15] Heat Treatment Society of Chinese Mechanical Engineering Society. Heat treatment handbook [M]. 4 ed. Beijing: Machinery Industry Press.
中国机械工程学会热处理学会. 热处理手册 [M]. 4 版. 北京: 机械工业出版社, 2008.
- [16] Tang Y, Lei Y W, Sun R L, et al. Microstructure of laser clad Fe-Cr-Ni-C-Si-Mo coatings treated at high temperature [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 31(6): 128-132.
唐英, 雷贻文, 孙荣禄, 等. 激光熔覆 Fe-Cr-Ni-C-Si-Mo 涂层高温处理后的组织 [J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(6): 128-132.