

文章编号: 0258-7025(2002)07-0652-05

铸铁表面抗裂耐磨激光熔敷材料的研制

栾景飞¹, 罗 伟², 严 密¹, 周振丰², 胡建东², 朱卫忠¹

(¹ 浙江大学硅材料国家重点实验室, 浙江杭州 310027; ² 吉林大学材料科学与工程学院, 吉林长春 130025)

提要 采用铁基熔敷材料, 在不预热情况下通过调整熔敷金属 Ni 含量, 改变铸铁激光熔敷层内奥氏体相与渗碳体相体积分数, 进而抑制熔敷层裂纹的产生。在抗裂性最佳激光熔敷工艺参数基础上, 研究了 Ni 对熔敷层奥氏体体积分数及表面裂纹率的影响, 揭示了熔敷层开裂的微观机制, 获得了搭接 25 道熔敷层不裂的 Fe-C-Si-Ni 系熔敷材料。以此熔敷材料为基础, 改变钛粉含量, 在熔敷层得到原位自生 TiC, 研究了 TiC 对熔敷层耐磨性的影响, 分析了 TiC 数量对熔敷层磨损形貌及磨损质量损失的影响规律, 最终获得了可显著提高熔敷层抗裂性及耐磨性的 Fe-C-Si-Ni-Ti 熔敷材料。

关键词 激光熔敷, Ni, 奥氏体, 原位自生 TiC, 抗裂性, 耐磨性

中图分类号 TG 40; TN 249 **文献标识码** A

Development of Laser Cladding Materials with Crack Resistance and Wear Resistance in Clad Layer of Grey Iron

LUAN Jing-fei¹, LUO Wei¹, YAN Mi¹,
ZHOU Zhen-feng², HU Jian-dong², ZHU Wei-zhong¹

(¹ National Key Lab of Silicon Material, Zhejiang University, Hangzhou 310027
² Department of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130025)

Abstract To avoid the forming of cracks in iron-based laser cladding, the volume fractions of austenite and cementite in cladding layers were adjusted through adjusting the contents of Ni. The claddings were produced on gray irons without preheating. Based on the optimum parameters of laser processing, the effects of Ni contents on the volume fraction of austenite and surface cracking were investigated, the cracking mechanisms were revealed, and a sort of Fe-C-Si-Ni cladding material was obtained which could form crack-free 25-pass cladding layers on iron. By adding Ti powders into the Fe-C-Si-Ni cladding material, endogenous TiC could form in cladding layers. The effects of endogenous TiC on wear resistance of cladding layers were also investigated. As a result, Fe-C-Si-Ni-Ti cladding materials were obtained which could improve the cracking and wear resistance significantly.

Key words laser cladding, Ni, austenite, endogenous TiC, cracking resistance, wear resistance

1 引 言

铸铁是工业中应用广泛的工程材料, 凸轮轴、曲轴等铸铁零部件是工业生产的关键部件, 它们在服役期间都遭受磨损^[1]。为解决这一问题, 一般对其采用等离子弧喷焊、热喷涂等表面处理方法^[2,3]。近年来, 激光表面熔敷工艺以良好的冶金结合、低的

稀释率和低的工件变形使之在工业生产中倍受关注。激光快速凝固作用使晶粒细化, 熔敷层易获得更高硬度的耐磨组织, 从而使耐磨性得到改善^[4,5], 但相应带来熔敷层裂纹问题^[6,7]。一些学者初步探讨了陶瓷材料^[8]、熔敷层热膨胀系数^[9]、双层预涂覆^[10]和激光多次辐照^[11]对熔敷层抗裂性的影响, 得到了一些有价值的参考数据。目前解决熔敷层开

收稿日期 2001-11-28; 收到修改稿日期 2002-01-28

基金项目 国家自然科学基金(50171065)、教育部博士点基金(2000033507)和留学回国人员基金([2000]367)资助项目。

作者简介 栾景飞(1971—)男, 浙江大学材料系博士后, 主要从事材料表面加工、材料的焊接与连接、激光热加工和稀土永磁功能材料研究。E-mail: Luanjingfei@263.net

裂的措施主要是将工件预热至 $400 \sim 500^{\circ}\text{C}$ ^[12~14], 该方法虽然可解决熔敷层裂纹问题, 但会使激光加工成本增高, 生产周期变长, 产品的批量生产效率降低。迄今为止, 国内外还没有适用于铸铁件激光熔敷前免预热、熔敷后免热处理、通过控制奥氏体相含量来提高表面抗裂性的熔敷材料。在铸铁表面熔敷材料中, 铁基合金的耐磨性要优于镍基合金, 且其价格低廉, 在市场上很容易购得。一些研究者采用激光熔敷碳化物陶瓷的方法来提高熔敷层耐磨性, 但熔敷层极易开裂^[15,16]。基于此, 本文作者通过控制熔敷层奥氏体相含量及在渗碳体组织中获得大量原位自生 TiC, 目的旨在获得可明显提高熔敷层抗裂性及耐磨性的 Fe-C-Si-Ti-Ni 熔敷材料。

2 实验方法

实验基体材料为灰铸铁, 尺寸为 $150 \text{ mm} \times 120 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。以 Fe-C-Si-Ni 和 Fe-C-Si-Ni-Ti 合金粉末为熔敷材料, 不同镍含量及钛含量铁基熔敷金属化学成分如表 1 和表 2 所示。

表 1 不同镍含量熔敷金属成分组成 (wt.-%)

Table 1 Compositions of clad metal with different Ni content, in wt.-%

No.	1	2	3	4	5	6
Fe	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal
C	3.21	3.23	3.26	3.23	3.18	3.25
Si	0.56	0.55	0.58	0.56	0.60	0.57
Ni	1.24	2.76	3.68	4.77	5.65	7.04

表 2 不同钛含量熔敷金属成分组成 (wt.-%)

Table 2 Compositions of clad metal with different Ti content, in wt.-%

No.	1	2	3	4	5	6
Fe	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal
C	3.31	3.32	3.27	3.25	3.32	3.28
Si	0.62	0.58	0.59	0.56	0.55	0.63
Ni	4.77	4.77	4.77	4.77	4.77	4.77
Ti	1.51	3.42	5.13	6.94	8.51	10.18

以松香树脂为粘结剂, 预制粉末厚度为 1.0 mm , 激光熔敷时采用氩气保护。在前期工作中, 我们已得到抗裂性最佳激光工艺参数: 激光输出功率 1.5 kW , 激光扫描速度 400 mm/min , 光斑直径 4 mm ^[17]。本次试验熔敷层长 100 mm , 宽 4 mm , 搭接量为 6% 。熔敷层裂纹率 C_r 测定方法可参照图 1,

按下式计算

$$C_r = \Sigma L_C / \Sigma S$$

式中 ΣL_C 为各道熔敷层及热影响区内裂纹总长度, ΣS 为各道搭接熔敷层总面积。

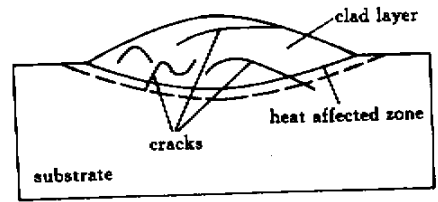


图 1 激光熔敷样品纵截面内裂纹分布示意图

Fig. 1 Schematic diagram showing crack distributing in longitudinal cross section of laser clad specimen

利用体视显微镜及超声波探伤观测熔敷样品纵截面各区域内裂纹总长度。利用超声波探伤和磁粉探伤检测并判断熔敷层是否开裂及开裂位置。利用 JXA-840 扫描电镜拍摄熔敷层横断面组织及磨损形貌。利用光学金相显微镜拍摄熔敷层宏观形貌。应用 JEOL 能谱分析仪测定熔敷层元素面分布。应用 D/max-rA 转靶 X 射线衍射仪对熔敷层进行物相分析。在 VIDAS2.0 图像分析仪上拍摄熔敷层宏观照片及测定熔敷层组织体积分数, 应用显微硬度计测试熔敷层表面硬度, 硬度测试载荷为 0.3 N 。无润滑条件下, 磨损试验在 MM-200 磨损试验机上进行。试样与偶件以滑动摩擦形式, 试样尺寸为 $14 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。偶件直径为 50 mm , 偶件旋转速度为 400 r/min , 垂直载荷为 200 N , 磨损时间为 2 h 。应用化学分析天平来测定熔敷层磨损质量损失。

3 实验结果及讨论

3.1 冶金因素对熔敷层抗裂性的影响

熔敷金属内 Fe, C 和 Si 含量 (wt.-%) 分别为 96.20 、 3.23 和 0.57 时 15 道熔敷层未裂, 对应熔敷层搭接面积为 $4.49 \times 10^3 \text{ mm}^2$ 。其微观组织形貌如图 2 所示。对其熔敷层进行 X 射线衍射 (XRD) 物相标定, 其结果示于图 3。结果表明熔敷层内的物相主要由奥氏体和渗碳体组成。以此成分为基础, 变化 Ni 含量, 熔敷金属化学成分如表 1 所示。当 Ni 含量 (wt.-%) 分别为 1.24 和 4.77 时, 对应熔敷层组织形貌如图 4(a) 和 (b) 所示。可见随 Ni 含量升高, 奥氏体体积分数增多, 共晶渗碳体体积分数减少。

由于激光加热及冷却速率极快, 奥氏体在快冷

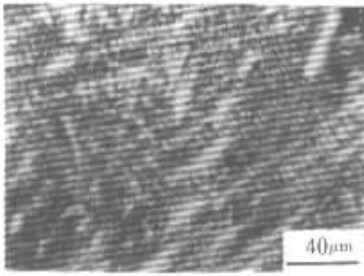


图2 0.57 wt.-% Si 熔敷层显微组织(OPTIC)

Fig.2 Microstructure of clad layer with 0.57 wt.-% Si

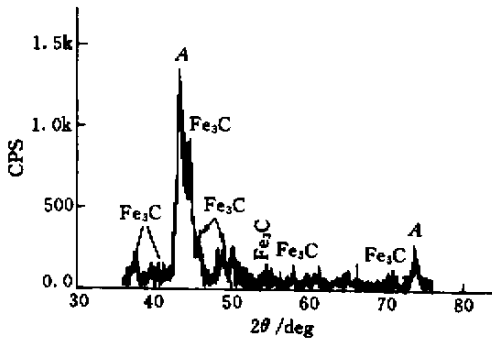


图3 0.57 wt.-% Si 熔敷层 XRD 谱图

Fig.3 XRD patterns of clad layer containing 0.57 wt.-% Si

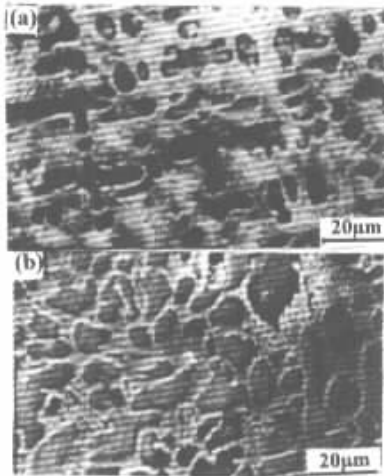


图4 不同 Ni 含量熔敷层显微组织(SEM)

Fi.4 Microstructure of clad layer with different Ni content

(a) 1.24 wt.-% ;(b) 4.77 wt.-%

过程中容易保持较高的碳含量,且 Ni 与 γ -Fe 可形成无限固溶体,从而提高了奥氏体的稳定性。Ni 含量增加将使 C 曲线右移,奥氏体的最大含碳量 E 点右移,根据杠杆平衡法则,先共晶奥氏体量必定增加,渗碳体量相应减少。

镍含量大于 0.42 wt.-% 时,18 道熔敷层裂纹率

为 0。镍含量大于 1.24 wt.-% 时,21 道熔敷层裂纹率为 0。进行 23 道及 25 道熔敷层搭接试验,Ni 含量及搭接道数与裂纹率关系曲线如图 5 所示。可以看出,Ni 含量为 3.68 wt.-% 时,23 道熔敷层止裂,其对应熔敷层奥氏体体积分数为 37%,当熔敷至第 25 道时,熔敷层从该道开裂,有几条裂纹贯穿几道熔敷层,也有少量裂纹从最后一道贯穿至第一道,大部分裂纹开裂方向与激光扫描方向垂直。此外,最后 12 道熔敷层内裂纹总长度要高于前 13 道裂纹总长度。

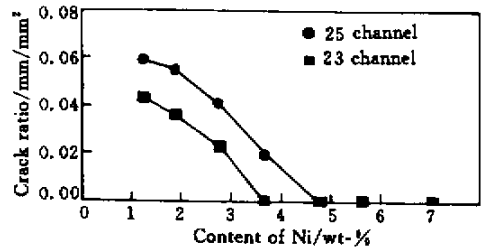


图5 Ni 含量对熔敷层裂纹率的影响

Fig.5 Effect of Ni content on crack ratio of clad layer

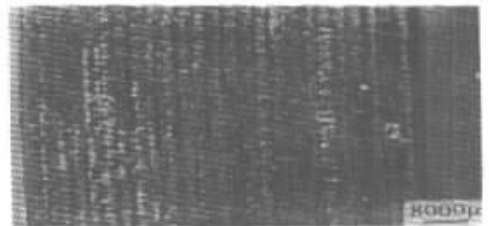


图6 25道熔敷层宏观形貌

Fig.6 Macroscopic morphology of 25 clad layers

Ni 含量为 4.77 wt.-% 时,25 道熔敷层止裂。图 6 给出了 4.77 wt.-% Ni 熔敷层的宏观形貌,其对应未裂的熔敷层搭接面积为 $7.48 \times 10^3 \text{ mm}^2$,该熔敷层奥氏体的体积分数为 43%,要高于 15 道熔敷层不裂的 Fe-C-Si 系熔敷层奥氏体体积分数,其抗裂性是纯莱氏体熔敷层抗裂性的 28 倍。

熔敷层裂纹性质为冷裂纹,随 Ni 含量升高,熔敷层抗裂性增强是因为:室温下奥氏体量增多,共晶渗碳体量减少,奥氏体明显增强了熔敷层自身的塑性,缓解了渗碳体组织内产生的残余应力,渗碳体内微裂纹遇到奥氏体时,其裂纹尖端弹性能将被奥氏体吸收而使微裂纹停止扩展,渗碳体被大量的初晶奥氏体分割开,导致渗碳体条变短,渗碳体条的长宽比 l/d 值显著降低,Ni 含量(wt.-%)为 2.76 和 4.77

时, l/d 值分别为 4.45 和 2.14, σ_c/σ_a 值为 5.71 (σ_c 为渗碳体断裂强度, σ_a 为奥氏体屈服强度), $l/d < \sigma_c/\sigma_a$ [17,18], 符合渗碳体条不开裂的条件; Ni 提高了熔敷合金对基体的润湿能力, 减少了熔敷层中气孔等裂纹源。

当熔敷金属内 Ni 含量较低时, 熔敷层内奥氏体体积分数较小, 不利于抑制多道熔敷层裂纹的产生; 当 Ni 含量很高时, 熔敷层抗裂性很高, 但熔敷层内渗碳体的体积分数较少, 熔敷层硬度降低, 其耐磨性不理想。因此熔敷金属内 Fe, C, Si 和 Ni 的含量 (wt.-%) 分别为 91.44, 3.23, 0.56 和 4.77 时, 其对应熔敷层抗裂性及耐磨性综合性能较好。

3.2 原位自生 TiC 对熔敷层耐磨性的影响

为提高熔敷层耐磨性, 在高抗裂性熔敷材料中改变钛粉含量, 熔敷金属化学成分如表 2 所示。图 7 示出了 3.42 wt.-% Ti 熔敷层组织形貌。其中白色长条状组织为 Fe_3C , 灰黑色规则的四边形或多边形粒子为原位自生 TiC 组织, 紧邻 Fe_3C 的灰色块状组织为奥氏体。由试验结果可知, 随钛含量增加, TiC 数量明显增多, 其体积分数也相应增大。

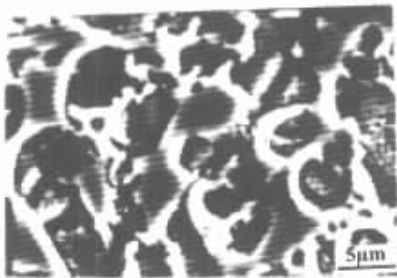


图 7 3.42 wt.-% Ti 熔敷层组织形貌

Fig.7 Microstructure of clad layer with 3.42 wt.-% Ti

图 8 给出了 3.42 wt.-% Ti 熔敷层成分面扫描图, 经面扫描成分鉴定, 熔敷层内规则的多边形粒子区域成分主要是钛和碳, 铁元素极少, 可以确定这些粒子为碳化钛。此外, C, Fe 和 Ni 在熔敷层各区域均匀分布。

图 9 给出了不同钛含量熔敷层磨损质量损失变化曲线, 可以看出随钛含量增加, 熔敷层磨损质量损失明显减少。与纯莱氏体组织熔敷层耐磨性相比, 10.18 wt.-% Ti 熔敷层耐磨性提高了 2.1 倍。经测定, 熔敷层内原位自生 TiC 粒子的显微硬度为 3012Hv, 钛含量为 3.42 wt.-% 和 10.18 wt.-% 时, 熔敷层的硬度分别为 1217 Hv₃₀ 和 1450 Hv₃₀。

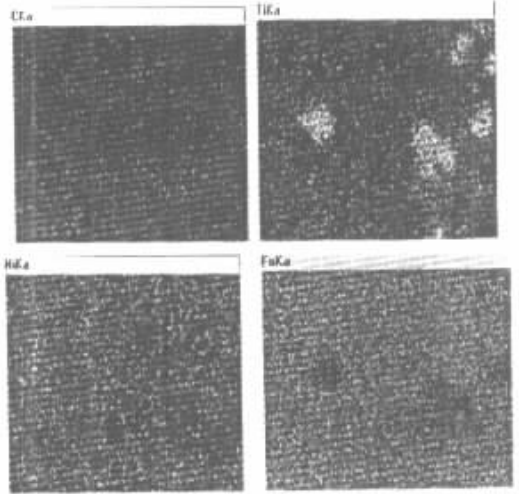


图 8 3.42 wt.-% Ti 熔敷层成分 SEM 面扫描图
Fig.8 Surface scanning pattern of the compositions of clad layer containing 3.42 wt.-% Ti
(a) C; (b) Ti; (c) Ni; (d) Fe

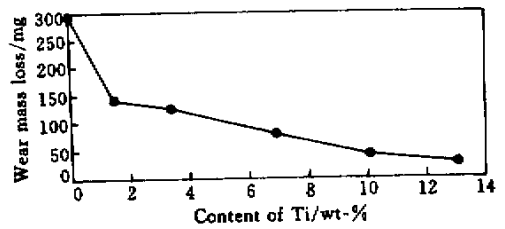


图 9 Ti 含量对熔敷层磨损质量损失的影响
Fig.9 Effect of Ti content on wear mass loss

由以上分析可知, 随钛含量增加熔敷层耐磨性增强的原因是: 碳化钛体积分数增大, 从而导致熔敷层的硬度大大增加; 此外, 随着钛含量增加, 碳化钛弥散强化作用增强, 碳化钛的细晶强化作用也增强。

图 10(a) 和 (b) 分别示出 3.42 wt.-% Ti 和 10.18 wt.-% Ti 熔敷层表面磨痕形貌。可以看出, 钛含量较低时, 熔敷层磨痕深而宽, 表层有些塑性变形和脱落; 钛含量较高时, 熔敷层磨痕浅而窄, 且比较直, 表层无脱落也未粘有磨屑。从磨痕形貌也可看出钛含量越高, 熔敷层耐磨性越好。当 Ti 含量超过 10.18 wt.-% 时, 熔敷层抗裂性又变差, 这是大块 TiC 脆性较大所致。综上所述, 获得了熔敷层抗裂性及耐磨性综合性能良好的铁基熔敷材料, 其对应熔敷金属化学成分见表 2 编号 6。

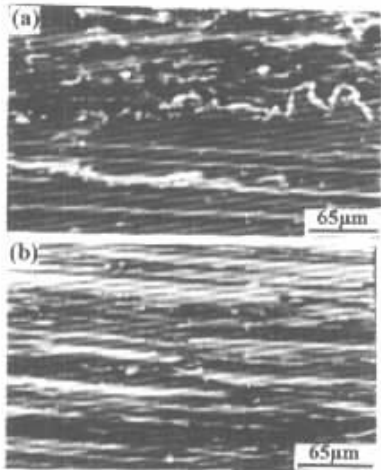


图 10 不同 Ti 含量熔敷层的磨痕形貌

Fig.10 Worn trace morphology of cladding layer with different Ti content

(a) 3.42 wt.-% ; (b) 10.18 wt.-%

4 结 论

1) 对于在铸铁表面上的 Fe-C-Si 系合金激光熔敷涂层,可以通过调整 Ni 含量控制熔敷层内奥氏体和渗碳体体积分数,进而改变熔敷层抗裂性。

2) 可以通过向上面由渗碳体和奥氏体组织构成的铸铁激光熔敷材料内添加 Ti,获得高硬度原位自生 TiC 组织。随钛含量增加,熔敷层原位自生碳化钛数量增多,其磨损质量损失减小,熔敷层耐磨性明显增强。

3) 获得了有较高抗裂性及耐磨性的 Fe-C-Si-Ni-Ti 激光熔敷材料。

参 考 文 献

- 1 M. Yan. Effect of Cu, Mo, Si on the content of retained austenite of austempered ductile iron [J]. *Scrip. Metall. Mater.*, 1995, **32**(9):1313 ~ 1317
- 2 Yin Yousheng, Xue Zhiming. Wearing resistance property of Sn-P bronze hardfacing [J]. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1997, **33**(5):529 ~ 532 (in Chinese)
- 3 Sun Yan, He Qingfu, Xie Tiebing. Renovating erosion corrosion part by heat spraying [J]. *Surface Technology* (表面技术), 1999, **28**(1):37 ~ 39 (in Chinese)
- 4 Luan Jingfei. Microstructure and wear resistance of ductile cast iron laser clad with Ni-Ti-Co-C [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 1999, **15**(3):222 ~ 224
- 5 W. J. Tomlinson, M. Cash. Dry sliding wear of grey iron laser surface clad with 14%-40% chromium [J]. *Wear*, 1991, **142**(2):383 ~ 386
- 6 Shi Shihong. Influences of base metal on cracking behavior of

laser cladding layer [J]. *Heat Treatment of Metals* (金属热处理), 1998, **23**(4):30 ~ 31 (in Chinese)

- 7 Feng Zhigang, Han Zhifan. Study on crack in laser cladding layer of nodulated cast iron [J]. *Transactions of Metal Heat Treatment* (金属热处理学报), 1995, **16**(1):31 ~ 34 (in Chinese)
- 8 Wu Xinwei, Zeng Xiaoyan, Zhu Beidi *et al.*. Cracking tendency of laser cladding Ni-based WC composite coatings [J]. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1997, **A24**(6):570 ~ 576 (in Chinese)
- 9 Song Wulin, Zhu Beidi, Zhang Jie *et al.*. Effects of expansion coefficient of laser cladding layer on cracking sensitivity [J]. *Laser Technology* (激光技术), 1998, **22**(1):34 ~ 36 (in Chinese)
- 10 Xu Bofan, Shi Huazhong, Zhang Xiju. Effect of double-layer precoating on the laser cladding ceramic layer [J]. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1998, **A25**(8):763 ~ 767 (in Chinese)
- 11 Zhang Song, Chen Jiang, Wang Maocai *et al.*. Study of cracking sensitivity of clad layers induced by multi irradiation of a YAG-pulsed laser [J]. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1999, **A26**(4):362 ~ 366 (in Chinese)
- 12 M. Steen. *The Industrial Laser Annual Handbook* [M]. Tulsa : Penn Well Publ, 1987
- 13 D. N. H. Trafford, T. Bell. Laser treatment of grey iron [J]. *Metals Technology*, 1983, **10**(2):69 ~ 77
- 14 J. Choi, J. Mazumder. Non-equilibrium synthesis of Fe-Cr-C-W alloy by laser cladding [J]. *Journal of Materials Science*, 1994, **29**(17):4460 ~ 4476
- 15 J. H. Ouyang, Y. T. Pei. Tribological behaviour of laser clad TiCp composite coating [J]. *Wear*, 1995, **185**(1/2):167 ~ 172
- 16 T. C. Lei. Microstructure and wear resistance of laser clad TiC particulate reinforced coating [J]. *Mater. Sci. Technol.*, 1995, **11**(5):520 ~ 526
- 17 Luan Jingfei, Hu Jiandong, Zhou Zhenfeng *et al.*. The effect of laser cladding technological parameter on cracking of cladding layer of gray cast iron [J]. *Applied Laser* (应用激光), 2000, **20**(2):53 ~ 56 (in Chinese)
- 18 M. Qian. Initiation and propagation of microcracks in white cast irons under static indentation test [J]. *AFS Transactions*, 1996, (6):729 ~ 733