

文章编号: 1004-0609(2004)S1-0154-05

高速电弧喷涂 Fe-Al 金属间化合物涂层^①

徐滨士, 朱子新, 刘 燕, 马世宁, 张 伟

(装甲兵工程学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

摘 要: 采用粉芯丝材和高速电弧喷涂技术(HVAS)制备了 Fe-Al 金属间化合物涂层, 并研究了涂层的显微组织和室温至 650 ℃ 的滑动摩擦磨损性能。结果表明: Fe-Al 涂层的平均成分为 Fe-20.0Al-14.1O(摩尔分数, %), 主要相是 Fe₃Al, FeAl, α -Fe, Al₂O₃ 及少量 Al; 涂层具有较高的结合强度和硬度、较低的孔隙率及较高的高温耐磨性; 高温下磨损面形成了大面积的氧化物保护层, 降低了涂层的摩擦因数, 而剥层磨损是涂层的主要磨损机制。涂层中 Fe₃Al 和 FeAl 金属间化合物相比较的高温强度和硬度能有效地阻碍裂纹的产生、扩展及扁平颗粒的断裂, 从而使 Fe-Al 涂层表现出优异的高温耐磨性。

关键词: Fe-Al 金属间化合物; 涂层; 高速电弧喷涂; 显微组织; 高温滑动磨损

Fe-Al intermetallics coating produced by high velocity arc spraying

XU Bir-shi, ZHU Zi-xin, LIU Yan, MA Shi-ning, ZHANG Wei

(National Laboratory for Remanufacturing,

Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, China)

Abstract: The Fe-Al intermetallics coating was produced by cored wires and high velocity arc spraying (HVAS), and the microstructure and sliding wear behavior from room temperature up to 650 ℃ of the coating were investigated. The results show that the average chemical composition of the coating is Fe-20.0Al-14.1O (molar fraction, %). The microstructure is found to consist of Fe₃Al, FeAl and α -Fe phases mainly, together with fine oxide (Al₂O₃) layers and a little Al. The results of sliding wear indicate that the Fe-Al coating exhibits low wear rate from room temperature to 650 ℃. The reason of the friction coefficient decreasing at elevated temperatures is that protective oxide film forms on the worn surface during sliding wear process. And delamination is the predominant wear mechanism of the coatings. Fe₃Al and FeAl intermetallics which have higher strength and hardness at elevated temperatures can effectively resist crack initiation, propagation and fracture of splat particles, resulting in excellent high temperature wear resistance of the Fe-Al coating.

Key words: Fe-Al intermetallics; coating; high velocity arc spraying; microstructure; high temperature sliding wear

Fe-Al 金属间化合物(包括 Fe₃Al 和 FeAl)具有低成本、较低的密度和显著的高温硫化、氧化抗力, 以及高硬度和优异的抗冲蚀性能, 是极具潜力的高温结构材料^[1]。然而, 其室温韧性较差且加工成形困难, 从而限制了 Fe-Al 合金的工业应用。研究表明, 利用热喷涂技术在结构材料上喷涂一层 Fe-Al 金属间化合物涂层, 既能解决其难以加工成型的问题, 又能充分发挥其优异的耐蚀、耐磨性

能。这些涂层技术包括超音速火焰粉末喷涂^[2]、自蔓延燃烧合成^[3]、磁控溅射沉积^[4]、等离子喷涂^[5]等方法。采用优质、高效、低成本的高速电弧喷涂技术(HVAS)制备出的 Fe-Al 金属间化合物涂层具有优异的高温氧化抗力及磨损抗力^[6, 7], 有希望用作电厂锅炉管道受热面、汽轮机叶片等高温腐蚀/磨损环境下服役零部件的防护涂层。但目前有关 Fe-Al 金属间化合物涂层高温磨损性能的报道较

① 基金项目: 国家自然科学基金重点资助项目(50235030); 国家自然科学基金资助项目(50005024)

作者简介: 徐滨士(1931-), 男, 教授, 中国工程院院士。

通讯作者: 朱子新; 电话: 010-66717144; 传真: 010-66717144; E-mail: zhuzx@eyou.com

少。本文作者采用粉芯丝材和高速电弧喷涂技术, 在低碳钢基体上制备 Fe-Al 金属间化合物涂层, 分析涂层的显微组织及相组成, 并采用滑动磨损实验方法研究从室温至 650 °C 涂层与 Si₃N₄ 陶瓷球配副时的摩擦磨损性能, 探讨涂层高温摩擦磨损机理, 为这种金属间化合物涂层的工业应用提供理论依据。

1 实验方法

1.1 涂层制备

使用 $d3\text{ mm}$ 的粉芯丝材制备 Fe-Al 涂层。粉芯丝材的外皮选用 08F 高级优质带钢, 主要填充物为 Al 粉。为了改善涂层的组织和性能, 还加入了少量的 Cr 和稀土元素。采用 CDM AS300 系统和装甲兵工程学院装备再制造技术国防科技重点实验室研制的 HAS-01 型高速喷枪在 20[#] 钢基体上喷涂制备 Fe-Al 涂层。经优化的喷涂工艺参数为^[8]: 喷涂电压 32 V, 喷涂电流 180 A, 压缩空气压力 0.43 MPa, 喷涂距离 300 mm。

1.2 摩擦磨损实验

摩擦磨损实验采用瑞士产 THT07-135 型高温摩擦磨损实验机, 采用球-盘接触方式进行。上试样为 $d3\text{ mm}$ 的烧结 Si₃N₄ 球, 硬度为 HV₃₀₀ 1 590。在 $d25\text{ mm} \times 7.6\text{ mm}$ 的 20[#] 钢基体上进行高速电弧喷涂后, 涂层表面经磨削加工, 涂层试样最终尺寸为 $d25\text{ mm} \times 8\text{ mm}$, 涂层表面粗糙度 R_a 为 0.4~0.6 μm , 涂层厚度为 0.4 mm。实验在大气和干摩擦条件下进行, 空气相对湿度为 30%。实验温度分别为室温(23 °C), 300 °C, 450 °C, 550 °C 和 650 °C。试样加热到实验温度后保温 30 min, 然后进行摩擦磨损实验。滑动速度为 0.8 m/s, 载荷为 5 N, 滑行距离为 500 m。实验前, 试样用丙酮超声清洗 10 min。摩擦因数的变化由计算机监控, 采样频率为 1 Hz。以体积磨损率评价涂层的耐磨性, 体积磨损率的计算公式为

$$W = \frac{V}{L} \quad (1)$$

式中 W 为体积磨损率, mm^3/m ; V 为涂层试样的磨损体积, mm^3 ; L 为滑动距离, m。

材料的磨损体积由下式近似计算:

$$V = 2\pi R \cdot A \quad (2)$$

式中 R 为磨痕半径, mm; A 为磨痕截面积, mm^2 。其中 $R = 6\text{ mm}$, A 由表面轮廓仪测定。摩擦

因数和磨损率均为 3 个试样的平均值。

1.3 显微组织及磨损面形貌分析

用带有 EDS 的 CSM-950 型和 Philips XL30 型扫描电镜分析涂层试样横截面的显微组织形貌、涂层的化学成分及磨痕形貌。用 Philips X'Pert MPD 型 X 射线衍射仪分析涂层的相组成。用胶粘拉伸法测试涂层的结合强度。在 IIMT-3 型显微硬度计上测试涂层横截面的显微硬度 HV_{0.1}。在 Olympus PMG3 金相显微镜和 ISA4 图像分析系统上测量涂层的孔隙率。采用 Talysurf6 型表面轮廓仪测试磨痕的截面积。

2 结果与讨论

2.1 涂层的组织

图 1 所示为 Fe-Al 涂层的 X 射线衍射谱。可见涂层中的主要相是铁铝金属间化合物 (Fe₃Al 和 FeAl)、 α 相和 Al₂O₃, 还有少量 Al。在涂层的 XRD 谱上 Fe₃Al 和 FeAl 的超点阵衍射线很微弱, 难以分辨。这可能是由于涂层中 Fe₃Al 和 FeAl 相的有序程度较低, 或是由于高速电弧喷涂过程快速冷却和凝固所产生的晶粒尺寸极小的缘故。图 2 所示是涂层横截面的组织形貌, 显示出典型的层状结构特征, 涂层组织致密。其中深色的扁平颗粒(区域 A) 为 Fe₃Al, 浅色的扁平颗粒(区域 B) 为 FeAl, 白色相(区域 C) 为 α 相, 扁平颗粒之间为黑色 Al₂O₃ 氧化物膜(区域 D) 和孔隙(区域 E)。EDS 分析表明, Fe-Al 涂层的平均成分为 Fe 20.0At 14.10

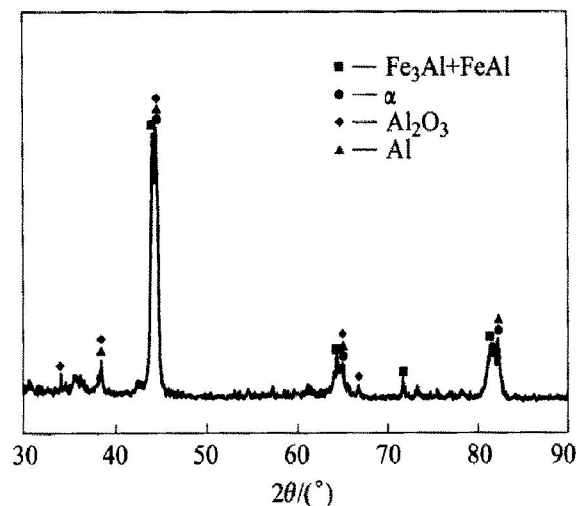


图 1 Fe-Al 涂层的 X 射线衍射谱

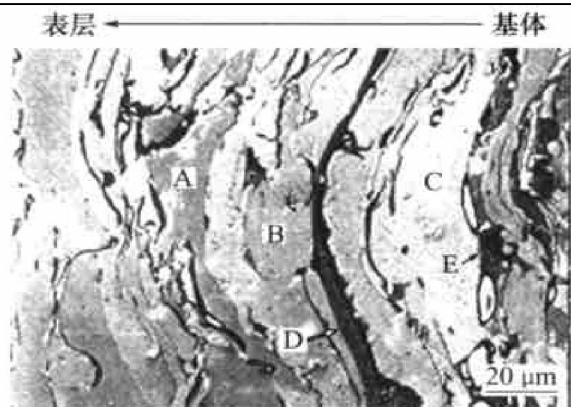


图2 Fe-Al涂层横截面组织形貌的SEM照片
(二次电子像)

(摩尔分数, %)。涂层中孔隙率为 1.83%，涂层的结合强度为 24.5 MPa，平均显微硬度为 $HV_{0.1}$ 238.9。可见涂层具有较高的结合强度和硬度及较低的孔隙率。

2.2 涂层的高温摩擦磨损性能

图3显示了Fe-Al涂层和20#钢基体的摩擦因数(最后200 m的平均值)与实验温度的关系。在室温下Fe-Al涂层的摩擦因数高于20#钢；随着实验温度的升高，二种材料的摩擦因数均急剧下降，其中Fe-Al涂层的摩擦因数降低幅度较大；而在450℃以上，Fe-Al涂层和20#钢的摩擦因数下降平缓，且二者相差不大。

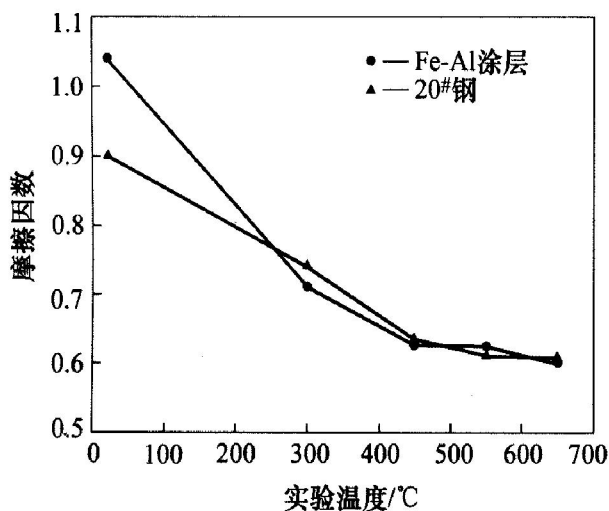


图3 Fe-Al涂层的摩擦因数与实验温度的关系

图4显示了实验温度为室温至650℃时，Fe-Al涂层和20#钢的磨损率曲线。可以看出，20#钢基体的磨损率随着温度的升高而急剧增大；而Fe-Al涂层的磨损率在室温下大致与20#钢基体的相当，随实验温度的升高而大幅度降低，在450~650℃范围内基本保持稳定。Fe-Al涂层在高温下的磨损

率远低于20#钢基体，表明该涂层具有较好的高温耐磨性。

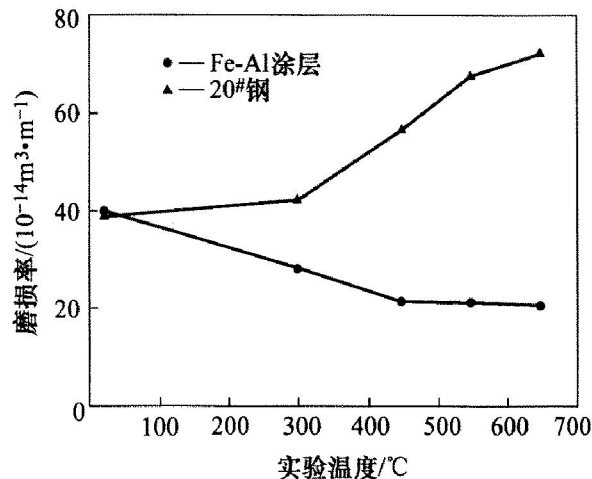


图4 Fe-Al涂层的磨损率与实验温度的关系

2.3 涂层磨损面形貌

图5所示是涂层在室温及650℃时的磨损面形貌及EDS分析结果。可以看出，650℃时Fe-Al涂层磨损面(图5(b))较室温下的(图5(a))更为平坦，大部分磨损面都覆盖着深色的氧化物保护层。

图6所示是室温及650℃时Fe-Al涂层磨损横截面的SEM形貌。均显示出涂层近表面裂纹沿着扁平颗粒界面扩展、连接，造成扁平颗粒脱落，即剥层磨损^[9]。同时，650℃时涂层磨损横截面SEM形貌上还可以看到涂层磨损面上覆盖着一层不连续的氧化物层。

2.4 涂层的高温摩擦磨损机理

滑动摩擦因数随着实验温度的升高而降低的主要原因是由于磨损面发生摩擦氧化反应而形成的氧化物保护层。磨损面上的氧化物保护层起到了固体润滑的作用，从而减少了摩擦副的直接接触^[10, 11]。室温和高温下Fe-Al涂层的主要磨损破坏机理均为扁平颗粒的剥层脱落。在法向载荷与切向摩擦力的共同作用下在涂层近表面产生裂纹，之后裂纹沿着扁平颗粒的边界萌生和扩展，最终导致扁平颗粒的整体脱落或破碎，进而成为磨屑。Fe-Al涂层和20#钢在高温下表现出不同的磨损特性，表明这两种材料不同的高温强度和高温硬度是决定其耐磨性的主要因素。对于Fe-Al涂层，其扁平颗粒内部的 Fe_3Al 和FeAl金属间化合物相在高温下出现反常的屈服行为^[1]，随温度的升高其屈服强度值从300℃开始增大，在550℃左右达到峰值之后下降；而且从室温到550℃范围内Fe-Al金属间化合物能保

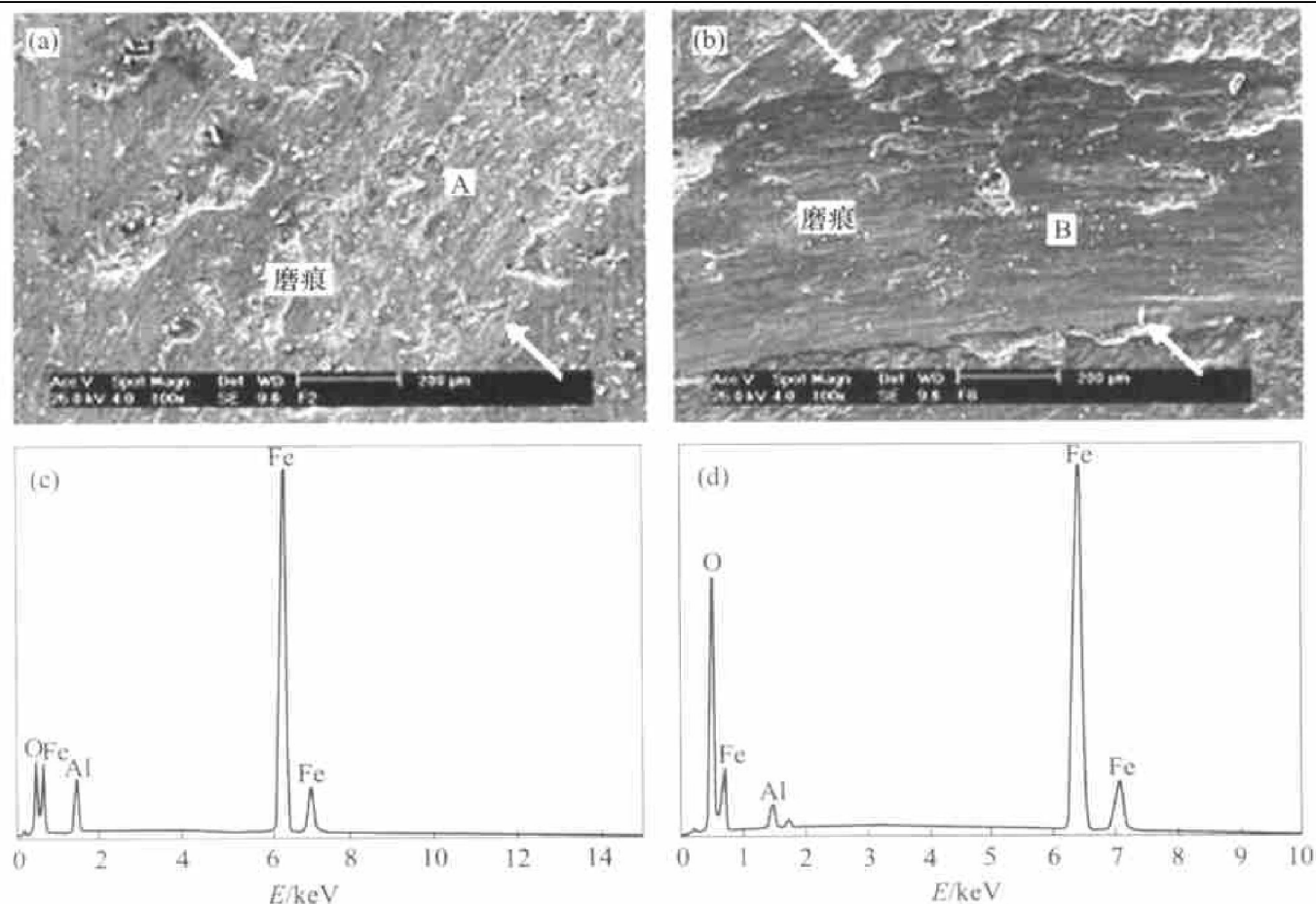


图 5 涂层磨损面 SEM 形貌及 EDS 分析结果

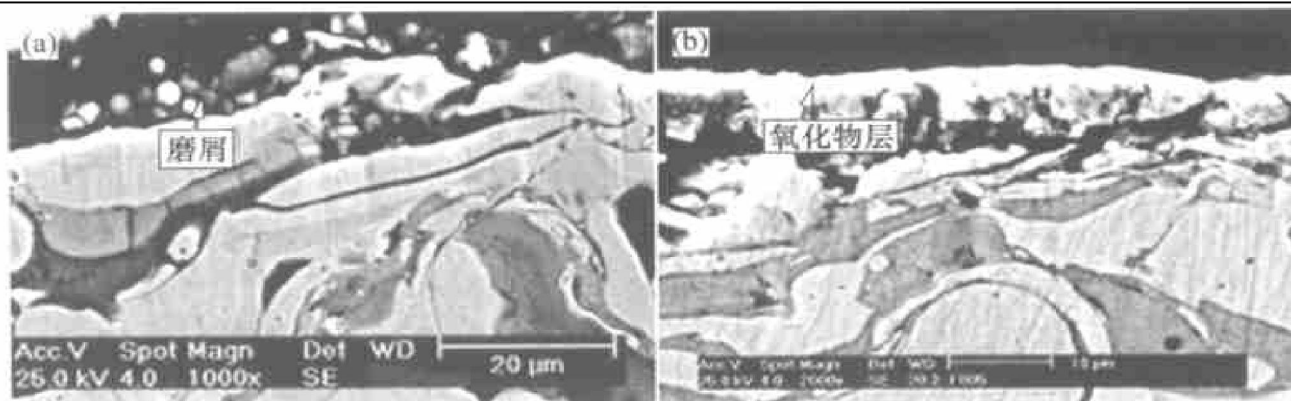
(a) 一室温形貌; (b) $-650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时磨损面形貌; (c) —A 区 EDS 分析结果; (d) —B 区 EDS 分析结果

图 6 Fe-Al 涂层磨损截面 SEM 形貌

(a) 一室温; (b) $-650\text{ }^{\circ}\text{C}$

持很高的硬度^[12]。因此在高温下 Fe-Al 涂层的硬度仍然能够保持在较高的水平, 从而在滑动摩擦磨损过程中能有效阻碍裂纹的产生、扩展及扁平颗粒的断裂, 使涂层表现出优异的高温耐磨性。20[#] 钢的强度和硬度随着实验温度的升高而急剧下降^[13], 材料的高温软化是其耐磨性降低的主要原因。

3 结论

1) Fe-Al 涂层的主要相是 FeAl 金属间化合物

(Fe₃Al 和 FeAl)、 α 相和 Al₂O₃; 涂层具有较高的结合强度和显微硬度、较低的孔隙率以及较高的高温耐磨性。

2) 高温下 Fe-Al 涂层磨损面形成了大面积的氧化物保护层, 降低了涂层的滑动摩擦因数; 而剥层磨损是涂层的主要磨损机理。

3) 涂层中 Fe₃Al 和 FeAl 金属间化合物相比较的高温强度和硬度, 能有效阻碍裂纹的产生、扩展及扁平颗粒的断裂, 从而使 Fe-Al 涂层表现出优异的高温耐磨性。

参考文献

- [1] Stoloff N S. Iron aluminides: present status and future prospects [J]. Mater Sci Eng A, 1992, A258: 1 - 14.
- [2] Blackford J R, Buckley R A, Jones H. Spray deposition of an iron aluminide [J]. J Mater Sci, 1998, 33: 4 417 - 4 421.
- [3] Wright J K, Wright R N, Moore G A. Combustion synthesized iron aluminide coating and joints [J]. Scripta Metall Mater, 1993, 28: 501 - 506.
- [4] Liu Z, Gao W, Wang F. Oxidation behavior of FeAl intermetallic coatings produced by magnetron sputter deposition [J]. Scripta Material, 1998, 39(11): 1 497 - 1 502.
- [5] 张景德, 尹衍升, 张虹, 等. $\text{Fe}_3\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷梯度涂层性能研究[J]. 材料工程, 2003(4): 6 - 9.
- [6] ZHU Zixin, XU Birshi, MA Shining, et al. Study on microstructure and properties of high velocity arc sprayed Fe_3Al intermetallic coating [J]. China Welding, 2002 (1): 1 - 4.
- [7] 田保红, 胡军志, 徐滨士, 等. 高速电弧喷射沉积 Fe_3Al 涂层研究[J]. 金属热处理, 2000(7): 24 - 26.
- [8] 徐滨士, 梁秀兵, 马世宁, 等. 新型高速电弧喷涂枪的开发研究[J]. 中国表面工程, 1998, 11(3): 16 - 19.
- [9] Suh N P. Tribophysics [M]. New Jersey: Prentice-Hall, 1986.
- [10] Skopp A, Woydt M, Habig K H. Unlubricated sliding friction and wear of various Si_3N_4 pairs between 22~ 1 000 °C [J]. Tribology International, 1980, 12(3): 153 - 158.
- [11] Childs T H C, Mimaroglu A. Sliding friction and wear up to 600 °C of high speed steels and silicon nitrides for gas turbine bearings [J]. Wear, 1993, 162 - 164: 890 - 896.
- [12] Sharma G, Ramanujan R V, Kutty T R G, et al. Hot hardness and indentation creep studies of a $\text{Fe}-28\text{Al}-3\text{Cr}-0.2\text{C}$ alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A278: 106 - 112.
- [13] 贾耀卿. 常用金属材料手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2000.

(编辑 杨 兵)