

碳含量对高钒高速钢冲击磨损性能的影响

马陟祚¹, 魏世忠^{1,2}, 龙 锐², 张永振¹, 李 炎¹

(1. 河南科技大学材料科学与工程学院, 河南 洛阳 471003; 2. 河南省耐磨材料工程技术研究中心, 河南 洛阳 471003)

摘 要:在含钒量约为 10% 的条件下, 利用自行研制的 WM-1 型冲击磨损试验机研究碳含量在 1.76%~3.65% 范围内变化对高钒高速钢冲击磨损性能的影响。结果表明: 含碳量低于 2.3%, 高钒高速钢的基体为铁素体, 磨损机理主要是冲刷和塑性变形, 耐磨性很差。含碳量达到 2.3% 后, 基体以马氏体为主, 耐磨性比低碳的高钒高速钢大幅提高。当碳含量达到 3.0% 时, 耐磨性达到峰值。继续提高碳含量, 晶界处以铬钼为主碳化物的量增加, 冲击过程中裂纹在该处萌生, 产生剥落现象, 造成耐磨性下降。

关键词:高钒高速钢; 碳含量; 碳化物; 冲击磨损; 裂纹; 铁素体; 马氏体

中图分类号: TG113; TG115.5 文献标识码: A 文章编号: 1004-7638(2006)01-0038-06

Effects of Carbon Content on Impact Wear Performance of High Vanadium High-speed Steel

Ma Zhizuo¹, Wei Shizhong², Long Rui³, Zhang Yongzhen¹, Li Yan¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, Henan, China; 2. Henan Engineering Research Center for Wear of Material, Luoyang 471003, Henan, China)

Abstract: Effect of carbon content, ranging from 1.76% to 3.65%, on the impact wear performance of high vanadium high-speed steel was studied using self-designing impact wear tester WM-1. The results show that when the carbon amount is lower than 2.3%, the matrix is ferrite, so the wear resistance of the high vanadium high-speed steel is very bad and the main wear mechanism is scouring and plastic deformation. After the carbon content reached 2.3%, the matrix is martensite primarily and the impact wear resistance performance enhanced largely compared with the low-carbon high vanadium high-speed steel. When the carbon content achieved 3.0%, the wear resistance achieves peak value. With the increase of carbon content, the quantity of primarily chromium and molybdenum carbide increased while the wear resistant decreased because the crack sprout in grain boundary at where the carbides formed and the flaking is the main wear mechanism in the impact process.

Key words: carbon content; high vanadium high-speed steel; carbide; impact wear; crack; ferrite; martensite

0 引言

广泛用于建材、电力、煤炭等工业部门的破碎机、球磨机等, 其易损件锤头、破碎板、磨球衬板和篦板等都因受到物料的冲击磨损而使用寿命很短^[1~5]。随

着我国经济的发展, 需要破碎粉磨的物料与日俱增, 提高这些易损件的寿命, 开发试制新的耐磨材料已成为亟待解决的问题^[6,7]。

高钒高速钢基于刀具发展而来, 现已扩展用于制造轧辊、破碎行业用锤头、磨球等^[8~14]。在磨粒

收稿日期: 2005-11-22

基金项目: 河南省重大科技攻关项目资助(0322020300)

作者简介: 马陟祚(1980-), 男, 河南宝丰人, 河南科技大学硕士研究生, 主要从事耐磨金属材料的开发与应用研究。

磨损条件下, 高钒高速钢已经取得较好的试验结果^[15-17]。但对冲击磨损方面的研究尚少, 本项目在含钒量约为 10% 的条件下, 研究了碳含量对高钒高速钢冲击磨损性能的影响, 为其实际应用提供参考。

1 试验条件

1.1 试样制备

熔炼在 50 kg 中频炉中进行, 为提高钒的吸收率采用的方法是加钒铁前预脱氧, 钒铁在熔化后期加入, 并且尽量减少高温停留时间, 出炉前加 0.1% 的纯铝终脱氧。采用加入稀土进行变质处理, 加入量为 0.2%, 包内冲入。出炉温度 1 500 ℃, 浇铸温度 1 450 ℃。在自硬砂型中铸出尺寸为 20 mm × 20 mm × 110 mm 试样。试样化学成分见表 1。

表 1 试样主要化学成分

Table 1 Chemical composition of samples %

试样编号	V	C	Cr	Mo	Si	Mn	S	P
A	9.7	1.76	3.84	2.95	0.95	0.09	0.083	0.060
B	10.6	2.09	4.14	3.76	0.86	0.09	0.066	0.065
C	9.7	2.33	4.23	3.16	0.98	0.12	0.087	0.065
D	10.0	2.70	4.13	3.00	1.05	0.13	0.065	0.058
E	10.2	3.02	3.52	2.38	0.85	0.22	0.075	0.068
F	10.0	3.29	4.00	2.88	1.06	0.13	0.055	0.078
G	10.8	3.65	3.70	2.41	1.00	0.25	0.073	0.059

1.2 热处理工艺

对试样采用两种热处理工艺进行处理: ①950 ℃ 淬火 + 450 ℃ 回火后空冷(简称 H1); ②1 000 ℃ 淬火 + 530 ℃ 回火后空冷(简称 H2)。热处理工艺曲线见图 1。

1.3 冲击磨损试验

本试验采用河南省耐磨材料工程技术研究中心

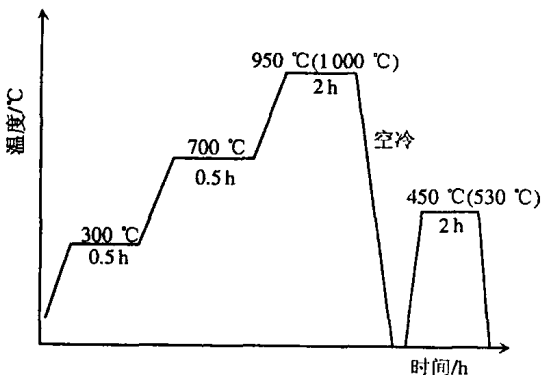
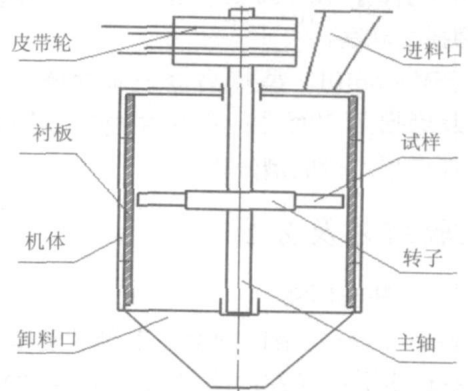


图 1 高钒高速钢的热处理工艺曲线

Fig. 1 Heat treatment curve of high vanadium high-speed steel

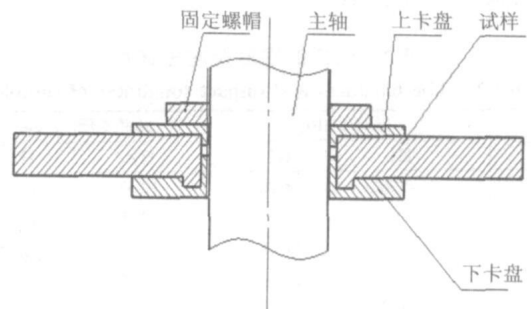
自行研制的 WM-1 型冲击磨损试验机, 其结构原理如图 2(a) 所示。该装置主要由动力输送机构、转子体、试样夹具及封闭冲击磨损腔等组成, 试样可通过侧面的活动式密封窗口方便拆卸。该试验机一次装 6 根试样, 可在相同工况下, 同时测试 6 种材料的磨损性能。试样采用卡盘装卡, 装好后用紧固螺帽固定(图 2(b))。主体部分照片见图 2(c)。

试样在主轴及转子带动下以 2 840 r/min 高速旋转, 试样端部最大线速度 42 m/s, 大体相当于中速反击式破碎机的工作速度。直径 2.5mm 左右的鹅卵石



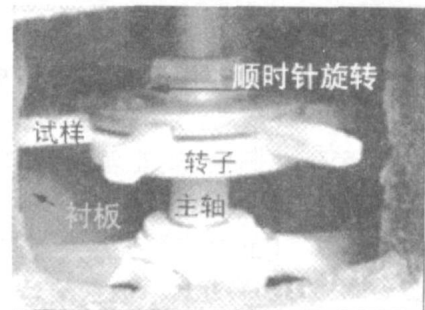
(a) WM-1 型冲击磨损试验机结构示意图

(a) Scheme of impact wear tester WM-1



(b) 试样装夹示意图

(b) Scheme of sample embedding



(c) 主体部分照片

(c) The main part of tester

图 2 WM-1 型冲击磨损试验机的机构原理图及主体部分
Fig. 2 Diagrammatic chart of operating principle and main part of impact wear tester WM-1

石以一定的速度从料斗中进入,受到试样的猛烈击打而破碎,最终以直径小于5 mm 粒度出料。鹅卵石的显微硬度(HV)在1 237左右,试验过程如下。

(1)将6根试样(每种试样各两根)同时装卡在冲击磨损试验机上,以保证试验条件一致。

(2)先用5 kg 鹅卵石预磨,将试样取下清洗、烘干,用精度为0.01 g 的JA12002 电子天平称重(下同),再将它们重新装卡在试验机上。

(3)再用30 kg 鹅卵石正磨,试样取下后清洗、烘干、称重,算出磨损量。重复操作两次。

(4)求出试样每磨30 kg 鹅卵石时的平均磨损量。

1.4 磨损面观察

用JSM-5610LV 型扫描电子显微镜对磨损表面形貌及磨损正切面进行观察并拍照,用EDAX-FALCO 能谱仪进行能谱分析。

2 试验结果及分析

2.1 硬度及冲击韧性

在HR-150A 型洛氏硬度计上测试硬度。从每种状态中选3根试样在冲击试验机JB-300B 上进行冲击韧性测试,平均值计为该种状态下的冲击韧性,结果如表2所示。

表2 试样的硬度及冲击韧性

Table 2 The hardness and impact toughness of samples

编号	硬度(HRC)		冲击韧性 J/cm ²	
	H1	H2	H1	H2
A	< 20	< 20	12.0	11.0
B	< 20	< 20	13.5	11.9
C	57.4	58.6	9.3	7.5
D	61.4	58.4	9.4	7.2
E	59.3	61.6	7.1	6.2
F	62.5	61.9	5.8	5.2
G	62.2	63.5	5.1	4.4

由表2可知,含碳量为1.76%和2.09%时,试样的硬度低,冲击韧性较高,二者相差不大。含碳量在2.33%~3.65% 范围内,热处理后试样的硬度(HRC)均高于57。F 试样热处理后冲击韧性下降到6 J/cm² 以下。而C、D 试样在两种热处理工艺下的硬度和冲击韧性都比较接近。

2.3 磨损量及相对耐磨性

试样各处理态下的磨损量及相对耐磨性如表3所示。这里将A 试样作为标准试样,将其H1 态下的相对耐磨性定义为1.00,其它试样各态的相对耐磨性(ϵ)以其磨损量的倒数与A 试样H1 态磨损量

表3 试样的磨损量及相对耐磨性
Table 3 The abrasion loss and relative wear resistance of samples

编号	磨损量/g		相对耐磨性	
	H1	H2	H1	H2
A	7.10	5.78	1.00	1.22
B	4.20	5.36	1.69	1.32
C	0.81	1.25	8.76	5.68
D	0.81	1.26	8.76	5.63
E	0.73	0.57	9.72	12.45
F	0.86	1.19	8.25	5.96
G	0.98	1.72	7.24	4.12

的倒数比值表示,即 $\epsilon = (A \text{ 试样 H1 态磨损量, g}) / (\text{试样各态磨损量, g})$ 。

根据表3数据绘制碳含量对高钒高速钢耐磨性的影响如图3所示。由图3可知,碳含量低于2.09%时,两种热处理工艺下的相对耐磨性均小于1.7。碳含量从2.09%增加到2.33%时,耐磨性大幅提高。继续提高含碳量,热处理态的耐磨性先增后降,碳含量在3.0%时耐磨性达到峰值。

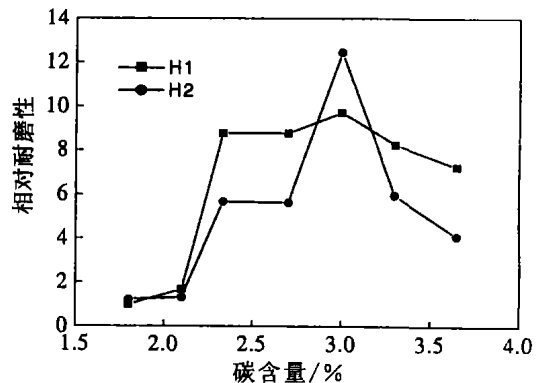


图3 碳含量对相对耐磨性的影响

Fig.3 Effect of carbon content on the relative wear resistance

由表2及图3可知,含钒为10%时,含碳量在1.76%~2.33% 范围内,试样硬度低、耐磨性差,这与低碳时高钒高速钢的组织特点有关。研究表明,在该研究范围内的高钒高速钢,碳含量在此范围内变化时,碳元素大多以碳化物的形式存在,基体贫碳,成为铁素体,经过热处理后仍不能改变^[18]。

含碳量大于2.3%后,对于该成分的高钒高速钢,基体以马氏体为主,尚有部分残余奥氏体,试样的硬度(HRC)提高到50以上,冲击韧性有所下降。但是,含碳量升高,钒含量一定,碳化钒数量变化不大,以铬钼元素为主的复合碳化物和溶入基体的碳含量升高,此时,硬度提高,耐磨性比低碳时大幅提高。碳

含量继续提高,一方面,基体中碳含量增加,强度升高,保护碳化物的能力增强。另一方面,碳化物的数量增加,对基体的增强作用加强。当碳含量达到 3.0%时,耐磨性达到峰值。继续提高碳含量,基体的碳含量提高,铬钼复合碳化物大量形成^[9],这使得碳含量大于 3.3%后,试样在热处理后的硬度(HRC)提高到 62,冲击韧性下降到 6 J/cm² 以下,从而脆性增大,耐磨性下降。

2.3 磨面分析

本试验中试样端部同时承受着鹅卵石颗粒的冲刷和正面冲击作用。图 4 示出 H2(950 °C 淬火+ 450 °C 回火)状态下,试样 A、E 磨损面形貌及磨损正切面的 SEM 照片。

由图 4(a)(e)可见,试样 A 的冲刷沟又宽又深,而试样 E 的较窄较浅,见图 4(c)(g)。由图 4(a)(b)(e)(f)可见,在鹅卵石颗粒的正面冲击作用下,试样

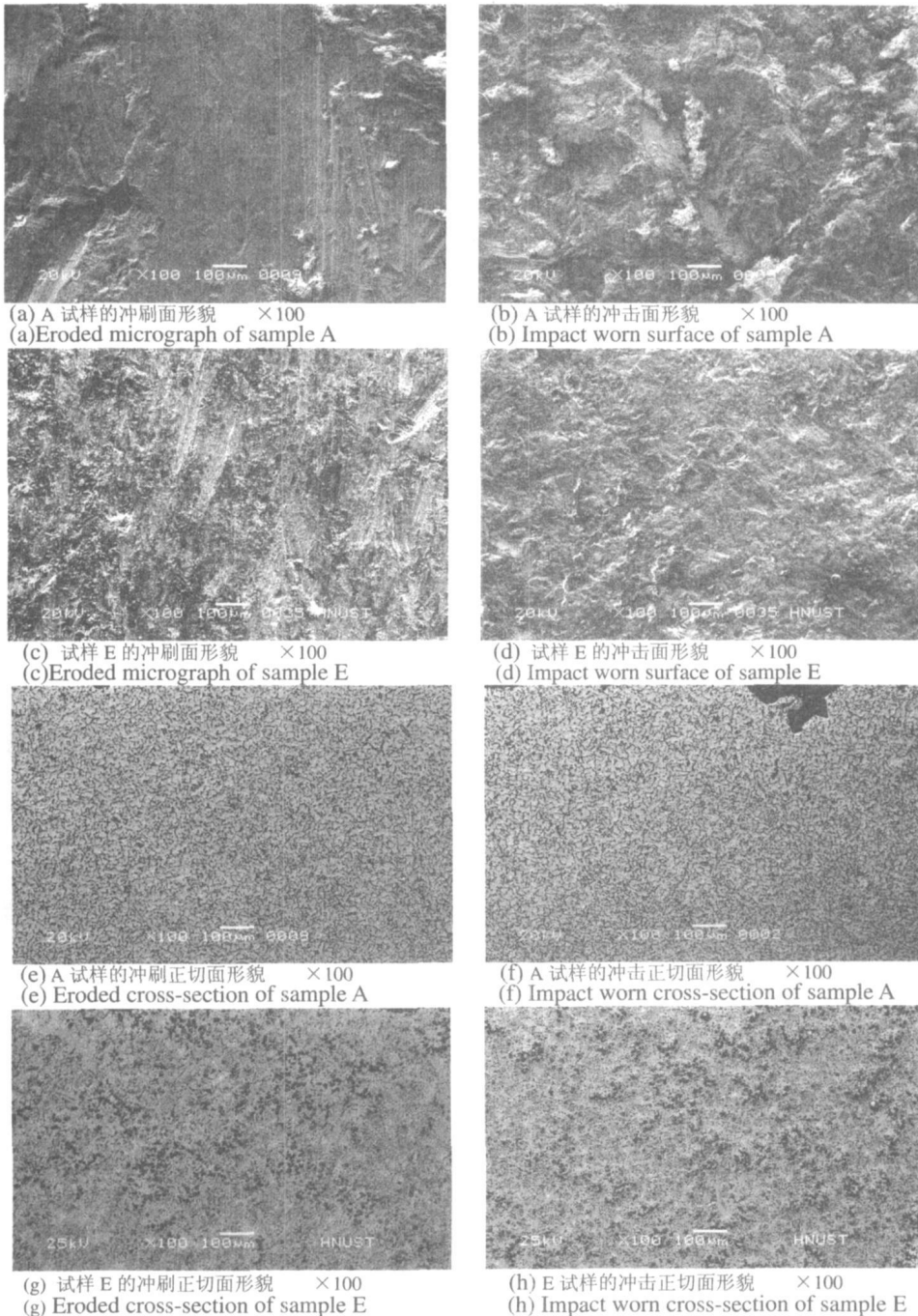
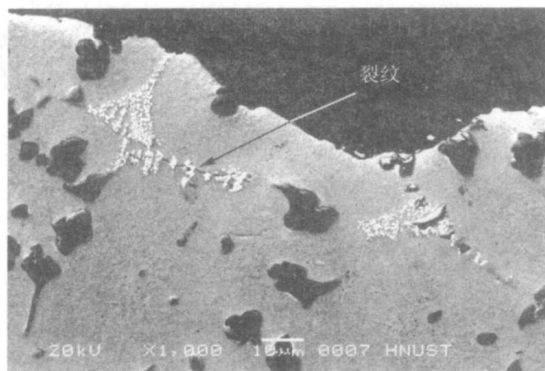


图 4 试样 A、E 的磨损面形貌及正切面 SEM 照片

Fig. 4 The SEM micrographs of worn- surface and cross- section of samples A and E

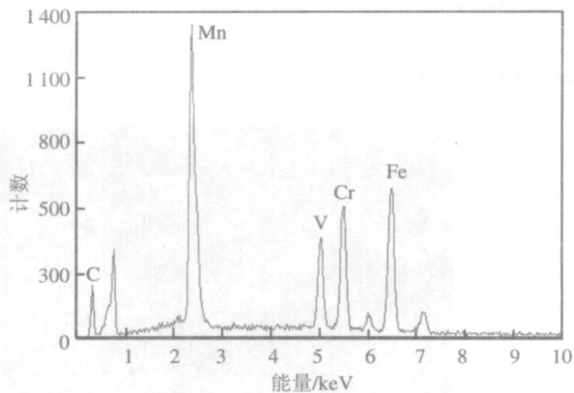
A 的抵抗能力差, 形成较深较大的冲击坑, 并发生较大的塑性变形, 而试样 E 硬度高, 抵抗外物压入其内的能力强, 从而冲击坑较小, 深度较浅。这也说明了试样 E 的耐磨性比 A 高。

图 5 所示为热处理工艺 H1 下 F 试样的冲刷正



(a) F 试样的冲刷正切面形貌 ×1000

(a) Cross-section of impact worn surface of sample E



(b) 裂纹附近白色部分能谱分析

(b) EDX analysis of the white substance near the crack

图 5 F 试样冲刷正切面及裂纹处白色物质能谱分析

Fig. 5 Cross-section of impact worn surface and EDX analysis of the white substance near the crack of sample F

高达 62, 耐磨性并不继续提高的原因。

3 讨论

冲击条件下, 影响材料磨损性能的组织因素主要是基体和碳化物。随着碳含量的变化, 高钒高速钢的基体由铁素体转变为以马氏体为主, 含有奥氏体的复合基体。根据试验结果及对磨损面的分析发现, 铁素体基体很难抵挡颗粒的切削和冲击作用, 从而在冲刷面形成深而宽的犁沟, 在冲击面形成较深较大的冲击坑。此时, 碳化物随基体一起脱离试样表层, 耐磨性很低。

当溶入基体中的碳提高到一定程度后, 高钒高速钢的基体转变为以马氏体为主含有奥氏体的复合基体。再加上碳化物的强化作用, 高钒高速钢由此获得足够的硬度和一定的韧性。这种以马氏体为主的基体, 本身具有一定的硬度, 可以抵抗外物的压入。

含碳量继续增加, 基体中的马氏体转变为高碳马氏体, 同时以铬钼为主的 M_7C_3 型复合碳化物在晶界呈鱼骨状出现, 这样, 韧性较低的高碳马氏体再加上鱼骨状 M_7C_3 型复合碳化物对基体的割裂作用, 高钒高速钢韧性下降, 并且裂纹容易在 M_7C_3 型复合碳化

物处产生。也就是说, 以铬钼为主的 M_7C_3 型复合碳化物的出现对提高高钒高速钢的冲击磨损性能是不利的。

随着碳含量的升高, 基体中高碳马氏体量增加, 铬钼复合碳化物的量也在增加, 从而 F 试样的冲击韧性下降。由图 5 (a) (b) 可见, 冲击作用下, 裂纹在铬钼复合碳化物处形成, 从而产生剥落现象, 这也就是 F 试样硬度(HRC)

物处产生。也就是说, 以铬钼为主的 M_7C_3 型复合碳化物的出现对提高高钒高速钢的冲击磨损性能是不利的。

综上所述, 欲获得耐磨性较好的高钒高速钢, 一定要将含碳量控制在合适的范围内。

4 结论

(1) 对于钒含量约为 10% 的高钒高速钢, 碳含量低于 2.3% 时, 其基体为铁素体, 冲击耐磨性很差; 含碳量达到 2.3% 后, 高钒高速钢的基体以马氏体为主, 冲击耐磨性大幅提高。

(2) 含碳量达到 3.0% 时, 耐磨性达到峰值, 继续提高碳含量, 以铬钼为主碳化物的量增加, 并且冲击过程中裂纹在该处萌生, 易产生剥落现象, 造成耐磨性提高不明显。

(3) 在磨料冲击作用下, 以低硬度铁素体为基体的高钒高速钢的磨损机理主要是冲刷、凿削和塑性变形; 含碳量在 2.3% ~ 3.0% 之间的高钒高速钢的磨损机理主要是低程度的冲刷和微量的塑性变形; 碳含量提高到 3.3% 后, 除冲刷和塑性变形外, 产生了裂纹和剥落现象。

综上所述, 欲获得耐磨性较好的高钒高速钢, 一定要将含碳量控制在合适的范围内。

参考文献:

- [1] Motz, J. Crusher Liner Design and Wear Analysis[J]. Quarry Management, 1985, 12 (9): 641– 642, 645.
- [2] L Zhenlin, Zhou Yongxin, Shi Huiying. Materials Selection of Wear Parts in Crusher Machine[J]. Materials for Mechanical Engineering. 1997, 21(5): 44– 46.
(吕振林, 周永欣, 时惠英. 破碎机械上易磨损件的材质选择[J]. 机械工程材料, 1997, 21(5): 44– 46.)
- [3] Chen Hexing, Zhao Siyong, Wu Guoyi. Study and Application of Blow Bar for Impact Crusher[J]. Materials for Mechanical Engineering. 1998, 22(5): 29– 31.
(陈和兴, 赵四勇, 伍国仪. 反击式破碎机板锤的研制和应用[J]. 机械工程材料, 1998, 22(5): 29– 31.)
- [4] Landfield A H, Karra V. Life Cycle Assessment of a Rock Crusher[C]. Proceedings A C E E E Summer Study on Energy Efficiency in Industry, 1999: 549– 558.
- [5] McGill, Douglas. Prolonging Cone Crusher Liner Life[J]. Quarry Management, 2002, 29(4): 31– 36.
- [6] Zhou Pingan. The Present Situation and Prospect of Wear Failure Analysis and Wear- resistant Material [J]. Water Conservancy & Electric Power Machinery. 1999, 10(5): 3– 5.
(周平安. 磨损失效分析及耐磨材料的现状和展望[J]. 水利电力机械, 1999, 10(5): 3– 5.)
- [7] Li Maolin. Development and Application of Wear Resistant Metal Materials in China[J]. Foundry, 2002, 51(9): 525– 529.
(李茂林. 我国金属耐磨材料的发展和应[J]. 铸造, 2002, 51(9): 525– 529.)
- [8] Sano Y, Hattori T, Haga M. Characteristics of High Carbon High Speed Steel Rolls for Hot Strip Mill [J]. ISIJ International, 1992, 32(11): 1194– 1201.
- [9] Wang K C, LEE S H, LEE H C. Effect of Alloying Elements on Microstructure and Fracture Properties of Cast High Speed Steel Rolls[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 254 : 282– 295.
- [10] Liu Haifeng, Liu Yaohui. Present Status and Development of High Speed Steel Compound Roll[J]. Journal of Iron and Steel Research. 1999, 11(5): 67– 71.
(刘海峰, 刘耀辉. 高速钢复合轧辊的研究现状及进展[J]. 钢铁研究学报, 1999, 11(5): 67– 71.)
- [11] Fu Hanguang. Development of Foreign High Speed Steel Compound Roll[J]. Foundry. 1999, 48(2): 44– 47.
(符寒光. 国外高速钢复合轧辊研究的进展[J]. 铸造, 1999, 48(2): 44– 47.)
- [12] Wei Shizhong, Long Rui. Development and Application of High Vanadium High- speed Steel[J]. Cement. 2001, 8(8): 31– 33.
(魏世忠, 龙 锐. 高钒高耐磨合金锤头的研制及使用[J]. 水泥, 2001, 8(8): 31– 33.)
- [13] Wankhede U, Samarasekera I V. Thermal Behavior of High Speed Steel Work Rolls in The Finishing Stands of a Hot Strip Mill [J]. I&SM, 1997, 5: 55– 60.
- [14] Perepltdhikov E F. Structure and Properties of High- carbon High- vanadium Iron- base Alloys for Surfacing[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2003, (5, 6): 193– 196.
- [15] Xu Liujie, Wei Shizhong, Long Rui, *et al.* Study on the Abrasive Wear Behavior of High Vanadium High Speed Steel[J]. Mining & Processing Equipment, 2003(11): 77– 79.
(徐流杰, 魏世忠, 龙 锐, 等. 高钒高速钢的磨粒磨损行为研究[J]. 矿山机械, 2003(11): 77– 79.)
- [16] Wei Shizhong, Long Rui, Xu Liujie. Abrasive Comparative Study of High Vanadium High Speed Steel, High Chromium Cast Iron and High Manganese Steel[J]. Metal Mine, 2003, 100(Supplement): 323– 327.
(魏世忠, 龙 锐, 徐流杰. 高钒高速钢、高铬铸铁、高锰钢的磨粒磨损对比研究[J]. 金属矿山, 2003, 10(增刊): 323– 327.)
- [17] Wei Shizhong, Zhu Jinhua, Xu Leujue. Research on Wear Resistance of High Speed Steel with High Vanadium Content. Materials Science and Engineering, 2005, 404(1, 2): 138– 145.
- [18] Xu liujie. Microstructure and Abrasive Wear of High Vanadium High Speed Steel [D]. Luo- yang: Master Thesis of Henan University of Science & Technology, 2004. 7.
(徐流杰. 高钒高速钢的组织及磨粒磨损性能[D]. 洛阳: 河南科技大学硕士学位论文, 2004. 7.)
- [19] Wei Shizhong, Zhu Jinhua, Xu liujie, *et al.* Effects of Carbon on Formation of Carbides in High Vanadium High- speed Steel [J]. Foundry Technology. 2005, 26(3): 179– 170, 186.
(魏世忠, 朱金华, 徐流杰, 等. 碳对高钒高速钢碳化物形成的影响[J]. 铸造技术, 2005, 26(3): 179– 170, 186.)