

高碳高钒系高速钢的耐磨性研究*

刘海峰, 刘耀辉, 于思荣

(吉林大学 材料科学与工程学院, 吉林 长春 130025)

摘要: 制备了不同成分的新型高碳高钒系高速钢, 并与高铬铸铁对比考察了其耐磨性和磨损机理。结果表明: 高碳高钒系高速钢的耐磨性明显优于高铬铸铁; 其组织中的碳化物形态对耐磨性具有显著影响, 其中具有细小及弥散分布的颗粒状 MC 型碳化物组织的试样的耐磨性最佳; 其磨损机理为犁削和应力作用下碳化物相的脆性碎裂及脱落。

关键词: 高碳高钒系高速钢; 碳化物形态; 耐磨性; 磨损机理

中图分类号: TG142.45

文章标识码: A

文章编号: 1004-0595(2000)06-0401-06

轧辊是冶金行业中用量很大的关键部件。自 80 年代中期以来, 以高硬度的高合金作为外层材料, 以具有较高强韧性的结构钢作为芯材的双金属复合轧辊已逐渐成为新型轧机用轧辊的主体, 其外层的高合金材料主要是高铬铸铁^[1,2]。随着对轧材质量和经济效益要求的提高, 高铬铸铁已不能满足许多高精度轧机对轧辊耐磨性的要求。因此国内外开发了以高速钢作为外层材料的新一代复合轧辊。但普通高速钢碳化物多以网状形式存在, 且比较粗大, 其性能有待于进一步提高^[3]。目前, 作为新一代复合轧辊用外层材料的新型高碳高钒系高速钢正处于研制和开发阶段^[4~6]。本文作者制备了以高碳、高钒和变质处理为特征的新型高速钢, 并与高铬铸铁对比考察了该新型高速钢的组织、耐磨性和磨损机理。

1 试验部分

高碳高钒系新型高速钢及高铬铸铁合金试样的组成成分见表 1, 其中 1[#] 试样为高铬铸铁, 2[#] ~ 7[#] 试样为高碳高钒系新型高速钢。根据尺本章等^[1]的 Fe-C-Cr-V 四元系初晶投影图和浜田贵成^[7]的 Fe-Cr-Mo-W-V 多元系初晶投影图, 2[#] 和 3[#] 试样成分分别为接近共晶成分的亚共晶和过共晶, 在此两种成分的基础上改变 Nb (4[#] 和 5[#] 试样) 和 Mo (6[#] 和 7[#] 试样) 的含量, 以考察合金元素对新型高速钢耐磨性的影响。根据 Riedle 等^[8]的试验结果, 以 Nb 取代一半 V 的结果最佳, 故而在两类合金中均采用 Riedle 的方法进行钒铌复合合金化。

采用 5 kg 中频感应炉, 以不氧化法熔炼试验用合金试样, 在 1 600 ℃ 时加铝脱氧出钢。在包内预加

表 1 合金试样的组成

Table 1 The chemical composition of the tested alloy

Sample No	Alloy composition w /%	Compound modification
1	1.8C-15Cr	-
2	2.0C-2Mo-5Cr-5W-5V	Addition
3	2.0C-2Mo-5Cr-5W-8V	Addition
4	2.0C-2Mo-5Cr-5W-2.5V-2.5Nb	Addition
5	2.0C-2Mo-5Cr-5W-4V-4Nb	Addition
6	2.0C-5Mo-5Cr-5W-5V	Addition
7	2.0C-5Mo-5Cr-5W-8V	Addition

自制复合变质剂进行变质处理(复合变质剂为富铈混合稀土+钛铁), 在自硬砂型中铸出尺寸为 12 mm × 12 mm × 50 mm 的试样。热处理工艺: 高铬铸铁试样在 900 ℃ 下保温 1 h, 再空冷至室温; 高碳高钒系高速钢在 1 050 ℃ 下保温 1 h → 空冷至室温 → 550 ℃ 回火 3 次, 每次 1 h。热处理后, 将试件加工成 10 mm × 10 mm × 14 mm 的摩擦磨损试验用试样, 测试表面粗糙度 R_a 为 1.6 μm , 其余表面粗糙度 R_a 为 3.2 μm 。

摩擦磨损试验在 MM-200 型磨损试验机上进行。偶件为尺寸 $\phi 45 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的硬质合金 YG6 试块, 其表面粗糙度 R_a 为 1.6 μm , 硬度为 70~73 HRC; 试验时间为 30 min, 载荷分别为 200 N 和 250 N, 转动速度 400 r/min。用精度为 0.1 mg 的光学天平测定高速钢试样的磨损质量损失。对每种组成的高速钢试样进行 3 次平行摩擦磨损试验, 以高铬铸

* 国家教委博士点基金资助项目(1999018510); 吉林省科委资助项目(19990503-01)。

1999-12-28 收到初稿, 2000-04-17 收到修改稿/联系人刘海峰

刘海峰 男, 30 岁, 博士生, 主要从事金属基复合材料的制备与性能研究

铁为基准, 取 3 次试验结果的算术平均值, 采用相对耐磨性 ϵ ($\epsilon = \text{高铬铸铁磨损质量损失} / \text{试验合金磨损质量损失}$) 表征高速钢试样的耐磨性能。以 X 射线衍射确定碳化物类型和基体组织; 用单相选择腐蚀和图像分析仪确定碳化物的数量和分布。

2 结果与讨论

2.1 复合变质处理对新型高速钢铸态组织的影响

图 1 示出了 2[#] 和 3[#] 试样在合金变质处理前后的铸态组织光学显微照片。可见: 经变质处理后 2[#] 试样

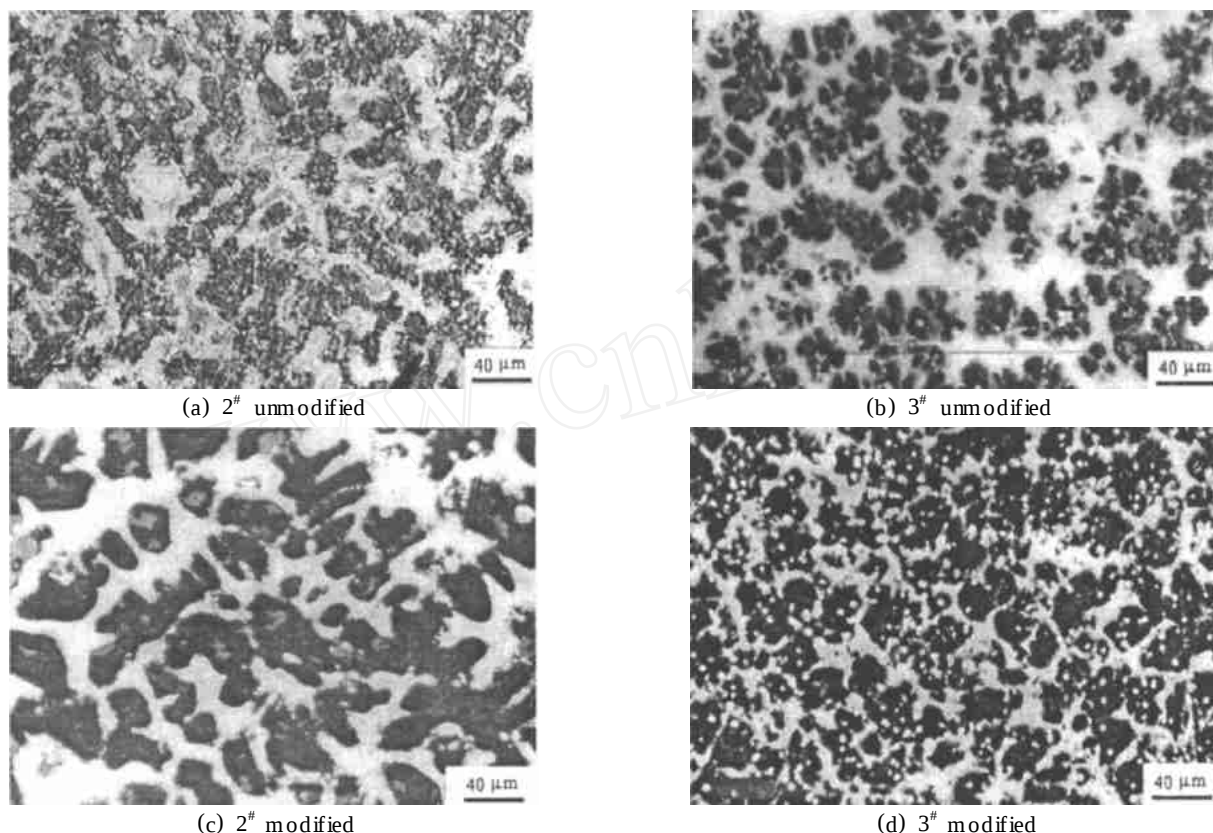


Fig 1 SEM micrographs of as-cast structure of high-speed steel with and without compound modification

图 1 经复合变质后高速钢铸态组织的 SEM 照片

的铸态组织变化不大, 出现了少量粒状碳化物; 3[#] 试样的铸态组织则发生了明显改变, 出现了大量细小的弥散分布的颗粒状 MC 型碳化物, 其组织形态明显改善。

2.2 热处理后试验合金的组织形态及耐磨性

图 2 示出了高铬铸铁及高碳高钒系高速钢经热处理后的组织, 其硬度见表 2。可以看出: 经选择腐蚀和 X 射线衍射证实, 高铬铸铁中的碳化物为树枝状的 Cr_7C_3 型碳化物[图 2(a)], 所有成分的高碳高钒系高速钢均由 MC 及 M_6C 型碳化物和回火马氏体组成, 未发现 Cr_7C_3 型碳化物; 经热处理后, 在亚共晶的 2[#] 试样中, MC 型碳化物粒化效果不明显, 呈条状和枝状[图 2(b)]; 对 2[#] 试样进行钒铌复合合金化处理后[图 2(d)], 合金的二次硬化能力提高(表 2 中的 4[#] 试样), 明显改善了 MC 型碳化物的形态, 在组织中出现了少量粒状 MC 型碳化物; 而提高 2[#] 试样中的

Mo 含量, 对碳化物形态没有明显的改善, 但可以显著细化碳化物; 在过共晶的 3[#] 试样中, 获得了大量尺寸细小且呈弥散分布的颗粒状 MC 型碳化物, 同时分布在晶界上的 M_6C 型碳化物明显减少, 同亚共晶成分相比其形态明显改善[图 2(c)]; 对 3[#] 试样进行钒铌复合合金化, 但其结果并未增加合金的二次硬化能力(表 2 中的 5[#] 试样), 组织中出现了两类 MC 型碳化物^[9], 即尺寸粗大的富 Nb 的 MC 型碳化物和尺寸相对较小的富 V 的 MC 型碳化物[图 2(e)]; 当提高 3[#] 试样中的 Mo 含量时, MC 型碳化物的粒度明显增加, 且出现了大量的沿晶界分布的 M_6C 型碳化物[图 2(f)]。

由于在低载荷(100 N 和 150 N)下碳化物形态对耐磨性的影响不大^[10], 所以我们采用较高的载荷(200 N 和 250 N)进行摩擦磨损试验, 其结果如表 2 所示。可以看出, 各种成分的高碳高钒系高速钢的耐

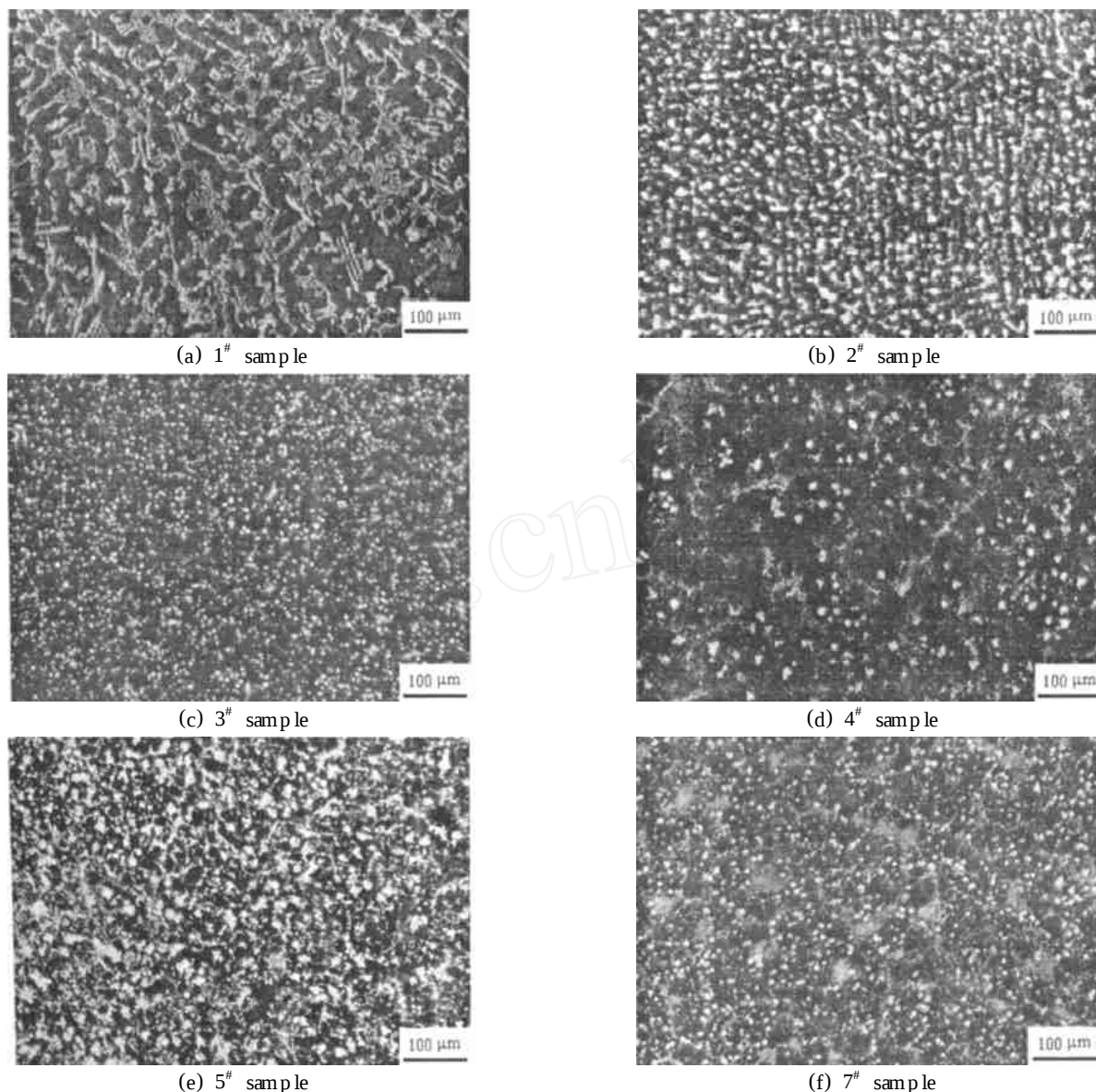


Fig 2 SEM micrographs of the structure of high chromium cast iron and different composition of high-carbon high-vanadium high-speed steel

图2 经热处理后高铬铸铁和不同成分的高碳高钒系高速钢组织的 SEM 照片

磨性均优于高铬铸铁,其相对耐磨性提高了1.83~7.64倍。我们认为这是由于前者的硬度较高和两种材料显微组织的差异所致。此外,在高碳高钒系高速钢中,具有弥散分布的颗粒状MC型碳化物合金的试样的耐磨性能明显较优,其中3#试样的耐磨性最佳。采用SEM观察高钒系高速钢磨损表面形貌,其结果如图3所示。可以看出:磨损表面存在着深浅及宽窄不等的犁沟和已脱落或即将脱落的磨屑,表明新型高速钢的磨损机理主要是犁削和疲劳剥落;3#高速钢试样的磨痕浅而细,且犁削痕迹不明显,相应的耐磨性最佳,这是由于其组织中存在大量的细小弥散分布的高硬度碳化物,这种高硬度碳化物可以有效地

保护基体,阻止磨粒的切入,同时还可以减轻疲劳脱落[图3(b)];而其它成分的合金因MC型碳化物的尺寸相对较大,形貌亦不圆整[图2(b)],有的合金还存在着数量不等的沿晶界分布的鱼骨状M₆C碳化物[图2(d和f)],因而它们的耐磨性能较差;此外,含4%Nb的合金的基体强韧性较差,尽管磨损质量损失较小,但在磨损过程中出现了表面龟裂[图3(d)],这表明在此类钢中过多的Nb将使合金的韧性降低,结果导致高速钢试样在高载荷下的耐磨性变差。

2.3 分析与讨论

2.3.1 复合变质处理对高速钢耐磨性的影响

复合变质处理不仅对新型高速钢的组织产生显

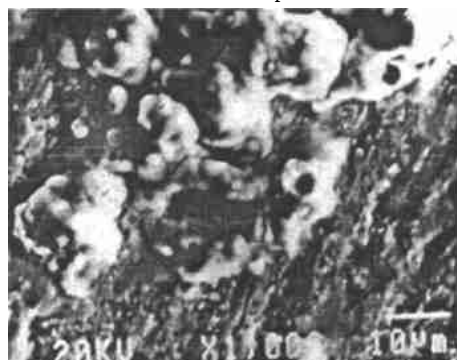
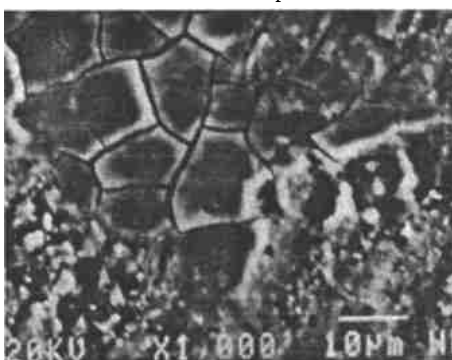
表 2 试验合金中碳化物相的种类及数量和试样的硬度及耐磨性

Table 2 The amount and type of carbides in tested alloy and the hardness and wear-resistance

Sample No	Area of fraction of carbide/%			Hardness HRC	Wear mass loss/mg		Relative wear-resistant coefficient ϵ	
	MC	M ₇ C ₃	M ₆ C		200 N	250 N	200 N	250 N
1	0.0	14.8	0.0	57.0	46.3	107.8	1.00	1.00
2	10.8	0.0	4.3	61.9	32.7	58.8	1.42	1.83
3	12.4	0.0	2.5	65.2	11.0	14.1	4.21	7.64
4	9.8	0.0	4.8	64.6	14.1	21.4	3.28	5.03
5	11.0	0.0	6.8	63.8	12.3	25.1	3.76	4.29
6	11.0	0.0	5.8	62.4	25.2	44.1	1.83	2.44
7	11.6	0.0	3.2	63.0	11.8	16.2	3.92	6.65

著影响, 而且对组织形态具有明显的改善作用, 特别是可促进过共晶合金[图 1(d)]中产生大量细小、弥

散分布的颗粒状 MC 型碳化物。我们认为这主要是由于: TiC 从液相析出的温度比 VC 的高, 熔体经

(a) 2[#] sample(b) 3[#] sample(c) 4[#] sample(d) 5[#] sample(e) 6[#] sample(f) 7[#] sampleFig 3 SEM photographs of the worn surfaces of high carbon high vanadium high speed steels ($p = 200\text{ N}$)图 3 高碳高钒系高速钢磨损表面形貌 SEM 照片 ($p = 200\text{ N}$)

复合变质处理后, 先析出的 TiC 可以作为异质形核核心细化奥氏体晶粒, 并成为 $(V, Nb)C$ 的形核核心, 形成 $(Ti, V, Nb)C$ 复合碳化物; 稀土元素 Ce 可以减轻 C, W 和 Mo 等合金元素的偏析, 降低 C 在奥氏体中的活化作用, 促进过共晶合金组织中大量弥散分布的颗粒状碳化物的形成, 因此经复合变质处理后, 高速钢的铸态组织发生了明显变化。应该注意的是, 采用复合变质处理工艺时, 加入过量的 Ti 将导致高速钢基体中碳的固溶度下降, 钢的硬度和红硬性降低。此外, 由于纯 Ce 的成本较高, 我们采用了富 Ce 混合稀土, 当其添加量过大时, 将因形成大量稀土氧化物及夹杂而使钢的冲击韧性降低。因此, 只有适当控制复合变质剂的加入量及钛铁和混合稀土的比例, 才能获得良好的变质处理效果。

2.3.2 V 和 Nb 对高速钢组织及耐磨性的影响

钒对高速钢中的碳化物类型、形态和数量具有明显的影响。钒不仅有利于 MC 型碳化物的形成, 而且会明显促进层片状 M_2C 型碳化物的形成, 抑制骨骼状 M_6C 型碳化物的形成。由表 2 可见, 随钒含量的提高, MC 型碳化物数量增多, M_6C 型碳化物数量减少。由于亚共晶合金的凝固顺序为 $L \rightarrow \chi L \rightarrow \gamma + MC$ 和 $L \rightarrow \gamma + M_2C$, 过共晶合金的凝固顺序为 $L \rightarrow MC, L \rightarrow \gamma + MC$ 和 $L \rightarrow \gamma + M_2C$ ^[11], 两类合金的组织形态明显不同。亚共晶合金中的 MC 型碳化物主要呈条块状, 而在过共晶合金的组织中存在着大量细小、弥散分布的颗粒状 MC 型碳化物[图 2(b 和 c)]。由表 2 中的 (2[#] 和 3[#]) 试样及图 3(a 和 b) 可见, 正是由于这种组织上的差异导致了过共晶合金的耐磨性明显优于亚共晶合金。因此提高钒含量和过共晶成分, 获得大量尺寸细小、弥散分布的颗粒状 MC 型碳化物是提高新型高速钢耐磨性的关键。

Nb 是另一种强烈促进 MC 相形成的元素, NbC 在熔体中析出的温度比 VC 的高。复合添加 V 和 Nb 的目的在于用 Nb 取代 V 参与 MC 型碳化物的形成, 迫使 V 固溶在基体组织中, 以提高材料的二次硬化能力。对亚共晶的 2[#] 合金试样进行钒铌复合合金化的结果表明, 其可以明显提高二次硬化能力(见表 2 中的 4[#] 试样), 同时对 MC 型碳化物形态也有改善, 组织中出现了颗粒状 MC 型碳化物[图 2(d)], 因而复合合金化后其耐磨性明显提高; 而对过共晶的 3[#] 合金试样进行钒铌复合合金化则未提高二次硬化能力(表 2 中的 5[#] 试样), 其硬度反而下降。我们认为这可能与 Nb 的加入量过多, 导致基体内碳含量下降以及 NbC 在热处理的加热过程中不易溶解有关, 从而

使基体组织的强韧性下降, 并在磨损过程中出现表面龟裂[图 3(d)]。此外, 由于 Cr, Mo 和 W 等合金元素基本不溶解于 NbC 中, 因而随着 Nb 含量的增加, M_6C 型碳化物的数量明显增加, 而大量 M_6C 型碳化物的存在, 割裂了基体的连续性, 这也是造成 5[#] 合金试样耐磨性较低的一个原因。

2.3.3 Mo 对组织与耐磨性的影响

6[#] 合金试样与亚共晶的 2[#] 合金试样的差别在于前者的 Mo 含量(5%)比后者的(2%)高, 但 Mo 含量不同的合金试样的碳化物形态差别不大, Mo 含量较高的合金试样的碳化物的尺寸明显较小。由于组织的细化有利于提高耐磨性, 因而 6[#] 合金试样的耐磨性优于 2[#] 合金试样(表 2), 但不如具有粒化组织的 4[#] 试样(表 2); 而过共晶合金的情况正好相反, 7[#] 合金试样与过共晶的 3[#] 合金试样的不同在于二者的 Mo 含量分别为 5% 和 2%。可见随 Mo 含量的提高, 过共晶合金中的 MC 型碳化物粒度明显增大, 且 M_6C 型碳化物的尺寸增大[图 2(f)], 数量增加(表 2)。由于粒状碳化物粒度的增大和 M_6C 型碳化物数量的增多, 使得 7[#] 合金试样的耐磨性不如 3[#] 合金试样(见表 2)。

综上所述, V, Nb 及 Mo 对新型高速钢的组织形态具有重要影响, 而碳化物形态、尺寸及基体组织的强韧性对高速钢的耐磨性具有决定性作用。具有弥散分布颗粒状碳化物和高强韧基体组织的试样的耐磨性较高。复合变质处理可促进弥散分布的颗粒状碳化物组织的形成; 而高钒(过共晶 8% V)及低钼(2%)成分组合有利于获得大量的细小、弥散分布的高硬度 MC 型碳化物和较少数量的 M_6C 型碳化物, 相应的合金试样的组织形态和耐磨性能最佳。

3 结论

a 复合变质剂可以促进新型过共晶高速钢中弥散分布的颗粒状碳化物组织的形成, 从而改善其组织形态和耐磨性能。

b 经变质和热处理的 2C-2Mo-5Cr-5W-8V 合金具有大量细小、弥散分布的颗粒状 MC 型碳化物, 因而具有较高的硬度和良好的耐磨性, 其在高载荷下的耐磨性尤为突出。

c 碳化物相的形态、分布和数量对新型高速钢的耐磨性具有决定性作用。硬度高的颗粒状 MC 的形态和分布对高速钢的耐磨性影响较大, 减少 M_6C 型碳化物的数量有利于提高其耐磨性。

d 高碳高钒系高速钢在干摩擦条件下的磨损

失效归因于犁削和应力作用下的脆性碎裂及剥落 细小弥散分布的MC 型碳化物可以阻碍磨粒对基体的犁削且不易碎裂, 因而特别适用于高载荷工况

参考文献:

- [1] 尺本章, 大城桂作, 松田公扶 高クロム- タングステン 铸铁の凝固组织[J]. 铸物, 1985, 57: 180~ 187.
- [2] 松原安宏, 世栗信也, 本田义兴, 等 多合金系白铸铁的凝固组织[J]. 铸物, 1994, 66: 815~ 821.
- [3] 刘耀辉, 于思荣, 任露泉, 等 金属基耐磨铸造表面复合材料研究现状及其今后研究工作的主攻方向[J]. 摩擦学学报, 1994, (1): 89~ 85.
- [4] Sano Y, Hattori T, Haga M. Characteristics of high carbon high speed steel rolls for hot strip mill[J]. ISIJ International, 1992, 32(11): 1 194~ 1 201.
- [5] 宫坂义和, 江南和幸, 谷川俊宏 高碳素高速度钢的碳化物形成に及ぼすバナジウム添加の影響[J]. 铸造工学, 1997, 69: 201~ 206.
- [6] 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(10): 67~ 71.
- [7] 浜田贵成 高碳素高速钢的凝固[J]. CAMP-ISIJ, 1993, 6: 136.
- [8] Riedle R. Development of high speed toll steel[J]. Steel Research, 1987, 58 (8): 339~ 352.
- [9] 刘耀辉, 刘海峰, 葛辽海 钒铌复合加入对高速钢中MC 型碳化物的影响[J]. 电子显微学报, 1999, 18 (Sup): 69~ 70.
- [10] 陈彤 铸造碳化钨颗粒/中锰钢表面复合材料组织与耐磨性[D]. 长春: 吉林工业大学材料科学与工程学院, 1993.
- [11] 山本郁, 久保田刚, 村井典子, ほか 高碳素高速度系合金の凝固と热处理硬さにぼす合金元素の影響[J]. 铸造工学 1998, 70(5): 309~ 315.

Investigation of the Wear Resistance of High Carbon High Vanadium High Speed Steel

L U Hai-feng, L U Yao-hui, YU Si-rong

(Material Science & Engineering School, Jilin University, Changchun 130025, China)

Abstract: High carbon high vanadium high-speed steel samples of various compositions were prepared by means of non-oxidation melting. The effect of heat-treatment and the alloying elements including Ti, V, Nb, and Mo, on the micro structure and wear-resistance of the steel samples has been examined. The wear mechanisms of the steel have been explored as well. As the results, high carbon high vanadium high speed steel shows much better wear-resistance than high chromium cast iron. The wear-resistance of the steel is highly dependent on the morphology and size of MC type carbide. The steel sample 2 0C-2Mo-5Cr-5W-8V which contains fine and dispersed MC type carbide micro structure has the best wear-resistance. The wear mechanisms of the novel high speed steel are ploughing and brittle fragment and striping of carbide phase under stress.

Key words: high carbon high vanadium high-speed steel; carbide morphology; wear resistance; wear mechanism