Cr8 型模具钢耐磨性能研究

李晨辉^{*},吴晓春,谢 尘,汪宏斌 (上海大学材料科学与工程学院,上海 200072)

摘 要: 在环/块对摩型磨损试验机上对比测试了不同载荷下 4 种 Cr8 型模具钢的干滑动磨损性能,测量磨痕宽度,观察磨损形貌,分析磨损机制.结果表明:不同载荷下均有磨粒磨损,随载荷增大氧化加剧并伴有粘附磨损,高载荷下氧化磨损的作用变大;磨损损失体积随载荷增加而增大,磨损损失体积总量与 M₇C₃ 共晶碳化物量呈正线性关系;摩擦系数随载荷增加先升高后下降.

关键词: Cr8 模具钢;碳化物;磨损机制

中图分类号: TG142.1 文献标志码: A

文章编号:1004-0595(2013)01-0036-08

Investigation on Wear Resistance of Cr8 Tool Steels

LI Chen – hui^{*}, WU Xiao – chun, XIE Chen, WANG Hong – bin

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University Shanghai 200072, China)

Abstract: Wear resistance of cold work tool steel is critical in stamping manufacture. In this paper, comparison tests of dry sliding wear under different loads were carried out by using a ring – on – block friction and wear tester. Four kinds of Cr8 tool steels were evaluated and ranked in term of wear volume and friction coefficient. Wear mechanism was determined by observing and analyzing the morphology of the worn surface. Results indicate that abrasive wear can be always found under different loads. As load increased, surface oxidation became obvious and oxidation wear played a larger role in wear mechanism. The wear volume increased with the increasing load, average friction coefficient firstly increased and then decreased with the load. The positive linear relationship between total wear volume and M_7C_3 eutectic carbide content was revealed.

Key words: Cr8 tool steel carbide wear mechanism

冷作模具钢主要用于制造在冷状态(室温)条件下进行压制成形的模具,如冷冲压模具、冷拉伸模 具、冷镦模具、冷挤压模具等,多采用高碳过共析钢 和莱氏体钢.冷作模具钢服役过程中,承受着冲击载 荷,为了减少折断、崩刃等形式的失效,要有一定的 韧性;在强烈摩擦下仍保持其尺寸精度,必须具有高 的硬度与耐磨性;但韧性与硬度往往是相互矛盾的. 传统的 Cr12 型模具钢如 Cr12MoV 等,虽具有较高 的硬度,但在使用过程中常因韧性不足而失效.为此, 美国、日本等在 20 世纪 70~80 年代开发出一批高韧性高耐磨性 Cr8 型冷作模具钢 ,如 Vasco Die ,DC53 等^[1-3].上海大学与宝钢特钢合作开发的新型高强韧冷作模具钢 SDC99 ,投入市场使用后 相同的工况下与 Cr12MoV 相比 模具寿命提高了 8 倍以上.

冷作模具钢实际工作过程中产生的摩擦磨损比 较复杂^[4-5],如因承受周期性冲击载荷而产生的表 面疲劳,表面疲劳一定程度后碳化物剥落造成的磨 粒磨损;因压应力过大产生焊合引起的粘附磨损及

Received 25 April 2012 revised 25 November 2012 accepted 10 December 2012 available online 28 January 2013.

^{*} Corresponding author. E – mail: canoe@ shu. edu. cn , Tel: + 86 – 21 – 56331153.

The project was supported by the National Science and Technology Support Project of China (2007BAE51B04) and the Shanghai Leading Academic Discipline Project for finance support (S30107).

国家科技支撑计划项目(2007BAE510B04)和上海市重点学科建设项目(S30107)资助.

局部高温产生的氧化,表面产生氧化后形成的氧化 膜又会对磨损过程产生重要影响.本文选取4种 Cr8型模具钢 Hitachi Metal SLD – Magic、DAIDO DC53、ASSAB 88和 SDC99,对比了冲击韧性、抗弯 强度、磨损性能,重点分析磨损性能,指出存在的磨 损机制及导致不同磨损体积的主要原因.

1 实验部分

1.1 试验材料及制备

实验用钢 ASSAB88、SLD – Magic、DC53 均有对 应企业提供 原始组织为退火态 具体工艺参考对应 企业工艺. SDC99 实验室材料制备采用如下步骤: 熔 炼 - 电渣重熔 - 锻造 - 退火. 将合金炉料放置于中 频感应炉熔炼,浇注钢锭. 采用电渣重熔,降低气体 和夹杂物的含量,均匀成分. 锻造时钢锭加热至 1 180 ~1 200 ℃,始锻温度: 1 050 ~1 100 ℃,终锻 温度 850 ~900 ℃. 锻造为 φ170 mm 圆棒,而后在 830 ~860 ℃温度下进行退火处理,保温 8 h,随炉冷 却.实验钢化学成分见表 1.

1.2 试验方法

试样经4%硝酸酒精腐蚀后用正立式金相显微 镜(OM_LV150_Nikon_Japan)观察组织.冲击韧性测

表1 实验钢化学成分(质量分数,%)

Table 1 C	Chemical	composition	of	used	steels	(weigh	t percentag	e ,%))
-----------	----------	-------------	----	------	--------	---------	-------------	-------	---

Steel	С	Mn	Р	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V	W	Al	Co	Fe
ASSAB88	0.93	0.5	0.01	0.001	0.9	0.1	7.7	2.5	0.05	0.53	0.03	0.025	0.03	Bal.
SLD – M	1.0	0.46	0.02	0.09	1.07	0.43	8.2	0.9	0.37	0.06	0.35	0.35	0.04	Bal.
DC53	0.96	0.3	0.02	0.001	0.96	0.05	8.0	2.2	0.1	0.20	0.01	-	-	Bal.
SDC99	0.95	0.30	0.018	0.002	0.5	-	8.7	1.5	-	0.30	-	-	-	Bal.

试在 JB - 30B 型试验机上进行,冲击试样无缺口, 试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm. 在洛氏硬度计 上测试硬度.用精密型微机控制电子万能试验机 CMT-5305 进行抗弯强度试验,弯曲试验试样尺寸 为7.5 mm × 5 mm × 100 mm,加载速率为5 mm/ min 压头直径 d 为 20 mm ,支撑辊直径为 20 mm ,跨 距为 80 mm; 在试样发生弯曲断裂时, 产生最大位移 与最大弯曲力.采用 MMS-2A 环/块型摩擦磨损试 验机,试样经热处理后制成尺寸为3 mm ×7 mm × 30 mm 试样 对摩位置为 3 mm × 30 mm 面的中间部 分. 对摩圆环材料为 W6Mo5Cr4V2 高速钢,硬度为 HRC 68,内径 016 mm,外径 040 mm,厚度 10 mm; 转速为 200 r/min,对摩时间 60 min,载荷分别为 200、400 和 600 N, 无润滑; 磨损后利用超景深金相 显微镜 VHX - 600 观察磨损形貌,并多次测量磨痕 宽度,得到平均值进而利用公式(1)计算磨损体积。

$$V = \frac{R^2 L}{2} \left\{ 2 \arcsin\left(\frac{B}{2R}\right) - \sin\left[2 \arcsin\left(\frac{B}{2R}\right)\right] \right\}$$
(1)

V - 磨损体积, mm³ R - 对摩圆环半径 20 mm L - 试块宽度 3 mm B - 磨痕宽度平均值, mm. 使用扫描电子显微镜(Hitachi S - 570, EDAX/TSL, Phoenix)观察磨痕形貌并进行能谱分析. 采用低淬低回热处理工艺,工件变形较小 机械性能好,生产上广为采用;参考相应钢厂的最佳热处理工艺,具体热处理办法 为 SDC99 在 1 040 ℃保温 10 min 油淬 210 ℃回火 2 次,每次 2 h; 3 种进口钢为 1 030 ℃,保温 10 min, 油淬 200 ℃回火 2 次,每次 2 h.

2 结果与讨论

2.1 组织分析

由于合金元素含量高,铸态组织中存有共晶 M7C3 碳化物,虽然反复地锻造可破碎共晶碳化物 改善其分布,但与其他类型碳化物相比,M7C3 碳化 物多为形状不规则,圆整度较差.由图1可知:4种 钢的原始组织均为粒状珠光体与共晶碳化物. ASSAB88 与 DC53 钢的碳化物呈明显的条带状; SLD – Magic 与 SDC99 碳化物没有明显的条带倾 向;碳化物是冷作模具钢的重要组成相,碳化物的数 量、形态与分布对冲击韧性、抗弯强度、耐磨性均有 重要影响.运用 JMatPro 金属材料相图计算与材料性 能模拟软件对4种试验用钢室温下的碳化物种类与 数量进行计算.设定室温为20 ℃,计算结果如表2.

由表 2 可知: ASSAB88 的 M7C3 碳化物含量最 少 碳化物总质量分数为 28%,而 SLD - Magic 质量 分数为 47.8%, DC53 为 57%, SDC99 为 64%,原因 为 ASSAB88 强碳化物元素 Mo、V 的质量分数为 3.06%,高于 DC53(2.41%),SDC99(1.8%), SLD - Magic(1.31%), Mo 和 V 可形成弥散细小二 次碳化物,这些二次碳化物有效地阻碍奥氏体晶粒



Fig. 1 OM micrographs of annealed microstructure

图 1 退火态的低倍组织

表2 碳化物的种类与数量(质量分数%)

	Table 2	Types and	quantity o	f carbides	by JMatPro	(weight percenta	age ,%
--	---------	-----------	------------	------------	------------	-------------------	--------

Steel	M23C6	M7C3	M2C	MC	M6C	Cu	MnS	Total carbides
ASSAB88	6.89	3.66	1.41	0.9	-	-	-	12.86
SLD – Magic	-	5.18	5.19	0.45	-	0.38	0.24	10.82
DC53	1.88	6.78	2.42	0.36	0.45	-	-	11.89
SDC99	2.73	7.81	-	0.49	1.11	-	-	12.14

长大,具有弥散强化作用,提高整体强度与耐磨性. SDC99 因 Cr 元素含量较高, M7C3 型共晶碳化物含 量最多,一方面共晶碳化物[(Cr, Fe)₇C₃ 维氏硬度 约为 HV1 200~1 700]硬度较高,可有效提高耐磨 性[6-7];另一方面, 共晶碳化物形状不规则受交变应 力影响易从基体剥落,加剧磨粒磨损^[8].SLD -Magic 碳化物形成元素较少 ,但 Si、Mn、Ni 等起固溶 强化作用的元素较多,可以提高基体强度进而提高 耐磨性. 总体上 4 种钢合金元素类型一致总量相 当 碳化物类型不尽相同,但总量相差不大.在碳化 物总量相当情况下,碳化物的形态与分布会对磨损 性能产生决定影响^[9-10].

2.2 力学性能

摩擦时 碳化物主要承受法向载荷 基体承受剪

切应力 回火马氏体基体强度不够或与碳化物的结 合不够牢固 碳化物易从基体上剥落 成为磨粒加剧 基体的磨损[11-12].基体的强度、基体与碳化物的结 合力是影响冷作模具钢磨损性能一个重要因素.一 系列工程实际已经表明 高的强度和高的韧性相配 合的显微组织是零件耐磨性和可靠性的最佳选择. 基体性能可由其硬度、冲击韧性及抗弯强度评判. 试 样经过热处理后,进行硬度、冲击韧性、抗弯强度的 测定,结果见表 3. 热处理后组织转变为回火马氏 体、部分残留奥氏体与碳化物,见图2、3;图3中椭 圆形的区域内为 M₂C₃ 共晶碳化物 能谱结果如表 4 所示 表明主要为碳化物形成元素的富集.由表3可 知:4 种对比钢的弯曲强度、冲击韧性与硬度均比较 接近,弯曲强度对比上只有DC53弯曲强度稍低于





(c) DC53



Fig. 3 SEM micrograph of SDC99 after heat treatment 图 3 低淬低回热处理 SDC99 的 SEM 照片

表3 力学性能结果
 Table 3
 Mechanical property results

Steel	Flexural strength/MPa	Impact energy/J	Hardness
ASSAB88	2416	75	HRC61 (HV 720)
SLD – Magic	2415	82	HRC 60 (HV 697)
DC53	1830	76	HRC 61
SDC99	2300	78	HRC 62 (HV 746)

表4 M₇C₃ 共晶碳化物的 EDS 结果 Table 4 EDS result of ledeburite cutectic carbides

Element	Weight percentage/%	AWtomic percentage/%		
СК	9.80	33.22		
VK	3.09	2.47		
Cr K	43.88	34.37		
Fe K	38.02	27.72		
Mo K	5.21	2.21		

其他对比钢.

2.3 磨损性能

由图 4(a) 可见磨损体积随着载荷的增加而增

加,与摩擦系数无明显关系,其中不同载荷下 ASSAB88 均具有最小的磨损量,并且随载荷增大磨 损量升高的斜率最小 耐磨性最好.4 种对比钢碳化 物总量相当 宏观力学性能接近;近似认为对比钢的 碳化物总量与力学性能均一致,则 M₂C₃ 共晶碳化 物量与不同载荷下磨损体积总量符合线性关系 拟 合线性方程为 Y = 3.0153 + 2.2520x 其中 , Y 为磨损 损失体积总量, x 为 M7C3 型碳化物量, Adj R -Square 为 0.97659,为强相关性,见图 5. SDC99 综合 力学性能已达到同类进口钢实物质量水平,但耐磨 性不是金属固有属性,必须结合具体的摩擦磨损条 件 本文对比试验中 SDC99 耐磨性仍稍差于进口 钢 改进意见为调整合金成分 降低 M7C3 型碳化物 量. 由图 4(b) 可见平均摩擦系数随载荷增加呈先升 高后下降趋势,总体上SDC99 与SLD - Magic 均具 有较低的摩擦系数.

2.4 磨损形貌

由图 6~8 可见: 磨损表面均有平行于磨损方向 犁沟状的磨痕 有明显的塑性变形及不同程度的氧 化. 载荷为 200 N 时,载荷较小,碳化物未发生明显 剥落 磨痕较窄 ,犁沟数量较少; 在磨粒作用下材料 被挤压推移到磨粒运动路径的两侧,中间形成"犁 沟",两侧形成隆起(见图6). 磨损主要是对摩副上 微凸体的"微犁削"作用引起的磨粒磨损 A 种钢磨 损体积接近.碳化物硬度远高于回火马氏体硬度 碳 化物起主要抵抗磨损作用;对摩过程中碳化物承受 的压应力高于基体 瞬时摩擦热多 富集于碳化物中 的 Cr 与氧的亲和力高于 Fe,所以碳化物会先于基 体发生氧化 碳化物氧化程度高于基体;因此在该载 荷下钢中均匀分布的碳化物易于形成一定厚度的连 续氧化膜,有效隔离对摩副,保护基体,降低摩擦系













(a) ASSAB88







(d) SDC99





(a) ASSAB88

(c) DC53 (b) SLD - Magic Fig. 7 SEM micrographs of worn surfaces at a load of 400 N 图 7 载荷为 400 N 时磨损形貌的 SEM 照片



(d) SDC99













数. 图 9 为 SDC99 在 200 N 载荷下磨损的超景深形 貌,可以观察到碳化物表面有不同程度的氧化色,而 基体没有明显氧化色. 图 10 为 SDC99 在 200 N 载荷 下磨损的线扫描分析,图 11 为图 10 中氧含量急剧 升高位置的能谱点,结果表明只有局部位置氧含量 富集,大部分基体并未明显氧化. 钢在常温大气压 下,由于氧原子的吸附其表面总会有极薄的氧化 腹^[4];摩擦会加剧氧化过程增厚氧化膜,但氧化膜



Fig. 9Oxidized carbides of SDC99 at a load of 200 N图 9SDC99 在载荷为 200N 时的碳化物氧化形貌

必须足够厚表面才具有氧化物所特有的颜色.

载荷 400 N 时, 磨痕变宽, 犁沟变宽数量变多, 磨损表面产生疲劳裂纹见图 12 同时可见 4 种钢的 摩擦系数均有不同程度提高.由图 7(a~c)可以观 察到因载荷变大碳化物剥落后留下的凹坑;碳化物 尤其是形状不规则 M7C3 碳化物受循环载荷作用 后,自基体剥落成为磨粒加剧磨粒磨损作用.载荷增 大 摩擦面上接触的微凸体数增加真实接触面积增 大,发生粘附磨损的可能性升高.由图 7(d)中可见 SDC99 在 400 N 载荷下的磨损表面有片状剥落特 征 说明此载荷下磨粒磨损伴有粘附磨损与氧化磨 损. 摩擦系数升高机理为: 载荷增大摩擦表面微凸体 压入深度增大与磨损中剥落的碳化物共同加剧磨粒 磨损引起摩擦系数升高;摩擦热与真实接触面积增 大引起的部分粘附磨损使得摩擦系数均有不同程度 升高. 此外一个可能的原因为此时有一定量的 α-Fe₂O₃(维氏硬度约 1 154) 形成 ,起到磨粒作用进而 引起摩擦系数升高.

载荷为 600 N 时,磨痕进一步变宽,犁沟变宽, 磨损体积进一步增加,而摩擦系数均有明显降低,如



Fig. 10 SEM micrograph and linear scanning analysis of the worn surface of SDC99 at a load of 200 N 图 10 SDC99 在载荷 200 N 下的磨损表面线扫描



Fig. 11 SEM micrograph and EDS spectrum of oxide on the worn SDC99 surface at a load of 200 N 图 11 载荷为 200 N时 SDC99 表面氧化物与能谱分析图



Fig. 12 Crack at a load of 400 N on the worn SDC99 surface 图 12 载荷为 400 N 时 SDC99 磨损表面裂纹形貌

图 8 所示,可知该载荷下仍有较多磨粒磨损特征,但 因载荷较大摩擦热引起更严重的氧化使得基体也发 生了氧化.图 13 为 SDC99 在 600 N 载荷下的超景深 形貌,可以观察到大面积的氧化物沿摩擦力方向呈 条状分布形成氧化膜并伴有裂纹.随着氧化膜厚度 的增大,其强度往往会降低,在摩擦力作用下呈鳞片 状剥落,同时离开接触的表面又形成新的氧化膜,这样的氧化磨损过程循环进行,此载荷下由氧化磨损 引起的体积损失增多.一方面是表面氧化膜的隔离 作用,氧化物强度较低,易变形,起到减摩作用;另一 方面较多氧化膜可以在一定程度上减弱金属间接触 时的黏着,减弱粘附磨损,降低摩擦系数.磨损机制 中氧化磨损机制的作用变大,磨损机制的变化使得



Fig. 13 Oxidative wear of SDC99 at a load of 600 N 图 13 SDC99 在 600 N 载荷下的氧化磨损形貌

摩擦系数均有大幅度降低.

3 结论

a. 对比测试了不同载荷下4种 Cr8型模具钢的干滑动磨损性能,试验中存在的磨损机制包括磨 粒磨损,粘附磨损,氧化磨损;不同载荷下的摩擦过 程中均存在磨粒磨损,随着载荷增大氧化加剧,氧化 磨损机制的作用变大.

b. 磨损体积随载荷增加而增大,碳化物总量 与力学性能相当的情况下,M7C3 共晶碳化物量与 磨损损失体积总量符合正线性关系 *A* 种对比钢中 ASSAB88 耐磨性最好.

c. 摩擦系数随载荷增加先增大后减小,载荷 400 N时磨粒磨损的加剧与部分粘附磨损使得摩擦 系数升高,载荷600 N时大量氧化物形成的氧化膜 降低了摩擦系数;总体上 SDC99 与 SLD – Magic 摩 擦系数较小.

参考文献:

- [1] Chen Z Z , Lan D N. Handbook of mold steel [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press 2002 (in Chinese) [陈再枝,蓝德 年. 模具钢手册[M].北京:冶金工业出版社 2002].
- [2] Wu C J Chen G L Qiang W J. Metallic materials [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press 2005 (in Chinese) [吴承建,陈国 良,强文江. 金属材料学 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005].
- [3] George R ,George K ,Richard K. Tool steels (5th Edition) [M]. ASM International 1998.
- [4] Sun J S. Wear of metals [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press ,1992(in Chinese) [孙家枢. 金属的磨损[M]. 北京: 冶 金工业出版社,1992].
- [5] Li J M. Fundamentals of metals wear [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press ,1990(in Chinese) [李建明. 磨损

金属学[M].北京:冶金工业出版社,1990].

- [6] Pan JZ, Ren R M Qi Z F. Development status of model steels at home and abroad [J]. Heat Treatment of Metals 2008, 33(8):
 10-15(in Chinese) [潘金芝,任瑞铭,戚正风.国内外模具钢发展现状[J].金属热处理 2008, 33(8): 10-15].
- [7] Du YZ, Chen ZZ. Effect of the vanadium content on wearability of D2 die steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 1997 9 (Suppl): 62-67(in Chinese) [杜永泽,陈再枝. 钒含量对 D2 模具钢耐磨性的影响[J]. 钢铁研究学报,1997,9(增刊): 62-67].
- [8] Jie X H, Guan J Y. Effect of heat treating process on wear resistance of Cr12MoV steel [J]. Hot Working Technology, 1994 (1): 32 34(in Chinese) [揭晓华,官俊英. 热处理工艺对 Cr12MoV 钢耐磨性能的影响[J]. 热加工工艺, 1994(1): 32 34].
- [9] Wang S Q, Jiang Q C, Sui X M, et al. Wear resistance of ledeburite cast die steel with granular carbide [J]. Tribology, 1999, J9(1):33-38(in Chinese) [王树奇,姜启川,隋学民, 等. 具有粒状碳化物的莱氏体型铸造模具钢的耐磨性研究 [J]. 摩擦学学报, J999, J9(1):33-38].
- [10] Ji Y P, Li Y, Wei S Z *et al.* Influence of carbon content on wear properties of high vanadium high speed steel under dry sliding condition [J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 2006 38(Suppl):116-119(in Chinese) [季英萍,李炎,魏世忠 筹. 碳含量对高钒高速钢干滑动磨损性能的影响[J]. 哈尔滨工业大学学报 2006 38(增刊):116-119].
- [11] Zhao Y Zhou Y H, Wang S Z. Wear resistance of low alloyed high – performance high speed steel [J]. Journal of Iron and Steel Research ,1992 A(4):43 – 48(in Chinese) [赵燕,周友 恒,王世章. 低合金高性能高速钢的耐磨性能[J]. 钢铁研究 学报,1992 A(4):43 – 48].
- [12] Xu H B, Jian X G, Wu J S, et al. Microstructures and wear resistance of the spray formed and rolled Cr12MoV steel [J]. Acta Metallurgica Sinica 2001 37(8): 889 – 892(in Chinese) [徐寒冰,简小刚,吴建生,等. 喷射成形及轧制 Cr12MoV 钢 的微观组织与摩擦学性能研究[J]. 金属学报 2001 37(8): 889 – 892].