

热冲压模具钢SDCM高温摩擦磨损性能

陈士浩^{1,2,3}, 李爽^{1,2,3}, 吴晓春^{1,2,3*}

- (1. 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200072;
2. 上海市钢铁冶金新技术开发应用重点实验室, 上海 200072;
3. 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072)

摘要: 为了研究新型热冲压模具材料SDCM钢的高温摩擦磨损性能, 对比国外优质热作模具材料CR7V钢, 利用扫描电子显微镜(SEM), 透射电子显微镜(TEM), X射线衍射分析(XRD), UMT-3型高温摩擦磨损试验机以及Bruker白光轮廓仪等手段研究了新型热冲压模具钢SDCM热处理后组织状态、抗氧化性能以及不同温度高温摩擦磨损后磨痕形貌、截面形貌、表面物相。结果表明: 不同温度下SDCM钢磨损机制差异明显, 100 °C时, 材料主要为黏着磨损, 经过300 °C、500 °C轻微氧化磨损与黏着磨损共存的阶段后, 700 °C时, 磨损机制转变为氧化磨损; 在100~400 °C范围内, CR7V由于含有更多的 $M_{23}C_6$ 型和 M_7C_3 型碳化物(分别占总碳化物的3.4%和12.7%), 因而具有较高的耐磨性; 500~700 °C范围内, SDCM因具有更高的抗回火软化能力; 同时Cr元素含量较少, 抗氧化能力较弱, 能够及时形成摩擦氧化层, 作为“润滑剂”, 提高材料的耐磨性。

关键词: 热冲压模具钢; 高温摩擦磨损性能; 碳化物; 高温氧化

中图分类号: TH117.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2016)05-0538-08

High Temperature Friction and Wear Property of Hot Stamping Tool Steel SDCM

CHEN Shihao^{1,2,3}, LI Shuang^{1,2,3}, WU Xiaochun^{1,2,3*}

- (1. State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai 200072, China
2. Shanghai Key Laboratory of Advanced Ferrometallurgy, Shanghai 200072, China
3. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: The high temperature friction and wear properties of a new kind of hot stamping die material, SDCM steel, were investigated on a UMT-3 high temperature friction and wear tester using a high quality hot work die material, CR7V steel, as a benchmark. The microstructure and oxidation resistance of SDCM after heat treatment, morphologies and composition of the worn surface and cross-sectioned worn surface at elevated temperature were determined by using scanning electron microscope, transmission electron microscopy, X-ray diffraction analysis, Bruker white light scanning profiler. Results indicate that wear mechanisms of SDCM steel were different at elevated temperature. Adhesive wear dominated at 100 °C. Mild oxidation wear and adhesive wear were observed at 300 °C and 500 °C. The dominate wear mechanism was oxidation wear at 700 °C. At temperatures from 100 °C to 400 °C, CR7V exhibited high wear resistance due to the presence of $M_{23}C_6$ and M_7C_3 carbide, which were for 3.4% and 12.7% of the total carbide, respectively. From 500 °C to 700 °C, SDCM had high resistance to temper softening. In addition, it had poor resistance to oxidation because of the low quantity of Cr. As the result, the tribo-oxide layer on the worn surface acted as a “lubricant” and responsible for the high wear resistance of material at 700 °C.

Key words: hot stamping tool steel; high temperature friction and wear properties; carbides; high temperature oxidation

热冲压成形工艺是一种重要的高强钢板成形工艺, 广泛地应用于汽车A柱、B柱、防撞梁等车身零部件成形过程中^[1]. 由于国外的技术垄断, 国内市场并没有专用于热冲压的模具材料. 现今国内企业使用的模具材料大都依靠进口或者使用其他材料代替, 然而, 进口材料昂贵的价格使得热冲压成本升高. 上海大学自主研发的热冲压模具钢SDCM填补了自主品牌高强钢板热冲压用模具钢材料的空白.

热冲压成形特殊的使用工况, 对热冲压模具钢有着特殊的性能要求. 根据现场调研, 现今热冲压模具材料使用态硬度需达到HRC53或者更高水平, 这使得其他材料越来越难以达到使用要求. 另一方面, 模具材料的磨损是影响热冲压模具使用寿命的关键因素. 据统计, 因磨损问题导致的修模比例高达71%^[2]. 材料的磨损是一个复杂的过程, 而且在不同摩擦条件下, 材料所表现出来的磨损机理不同. 热冲压常用钢板22MnB5成形前加热至900 ℃以上, 初始成形温度850 ℃^[3], 因而成形过程中, 热冲压模具处于加热状态.

此时, 模具的磨损失效主要体现为高温下的摩擦磨损. 在大气环境中, 相对较低的温度下材料便发生氧化, 因此氧化磨损是热冲压模材料的首要磨损形式^[4].

因此, 本文作者基于对国外优质热作模具材料CR7V钢与本课题组开发的热冲压模具钢SDCM热处理性能探索, 对比研究了两种热作模具钢在100、200、300、400、500和600 ℃以及700 ℃下的摩擦磨损行为, 来评价两种材料在不同温度下的耐磨性, 并结合试样磨痕形貌观察, 分析其磨损机理.

1 试验部分

1.1 材料

经感应熔炼、电渣重熔、电渣锭退火、高温扩散退火、多向锻造、高温固溶, 球化退火等多步工艺流程后制得试验用钢SDCM钢及市场购得CR7V钢的主要化学成分如表1所示. 从中加工出高温摩擦磨损试样, 所有试样经表2所示的工艺热处理后, 硬度在HRC53~55之间, 最后将热处理后的试样磨削加工至表面粗糙度(R_a)为1.6 μm.

表1 试验钢主要化学成分 Table 1 Chemical composition of test steels									
Steel grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S	Fe
SDCM	0.4-0.5	0.2~0.5	0.5~0.9	2.3~2.7	2.0~2.7	0.8~1.0	0.03	0.005	Bal.
CR7V	0.42	0.5	0.4	6.5	1.3	0.8	0.03	0.03	Bal.

表2 试样热处理工艺 Table 2 Heat treatment processes of test steels		
Steel grade	Heat treatment processes	Hardness/HRC
SDCM	1 050 ℃ oil quenched and 540 ℃×2 h tempered for twice	53~55
CR7V	1 050 ℃ oil quenched and 560 ℃×2 h tempered for twice	53~55

1.2 高温摩擦磨损试验

采用德国BRUKER UMT-3型球-盘线性往复式高温摩擦磨损试验机对两种热冲压模具钢试样进行干摩擦条件下的高温磨损试验, 条件列于表3中, 试样尺寸为10 mm×10 mm×36 mm, 摩擦面为10 mm×36 mm的表面, 对摩材料为SiC陶瓷球, 直径为9.525 mm, 硬度为HV2 800. 最后通过计算磨损率来衡量模具材料的耐磨性能, 磨损率 $W_s=V/(p \cdot d)$, 式中 V 为磨损体积, d 为滑行总距离, p 为载荷.

采用Zeiss Supra-40型场发射高分辨扫描电子显微镜(SEM)观察SDCM钢与CR7V钢热处理后的微观组织、高温摩擦磨损试样表面磨痕形貌、试样截面组织形貌, 以及采用OXFORD能谱仪(EDS)分析试样表面元素组成; 采用日本200CX型透射电镜(TEM)观察其碳化物; 采用D/MAX2500型X射线衍射仪(XRD, Cu靶)分析高温摩擦磨损后试样的物相, 衍射角范围: 20°~80°, 电流: 20 A, 电压40 kV, 时间: 1 h; 采用BRUKER Contour GT-K型光学轮廓仪测量样品表面

表3 高温摩擦磨损试验条件 Table 3 Conditions of high temperature fiction and wear test				
Loading/N	Frequency/Hz	Temperature/℃	Time/min	Distance/m
10	5	100, 200, 300, 400, 500, 600, 700	60	360

粗糙度和试样的磨损体积.

1.3 回火稳定性试验

采用SX2-10-13型电阻炉对经过热处理后的SDCM钢与CR7V钢进行620℃热稳定性试验(试样尺寸为15 mm×15 mm×15 mm),试验过程中每隔2 h取出对应试样,按照《GB/T230金属材料洛氏硬度试验》,采用69-1型洛氏硬度计测量热处理后及热稳定性试验后试样硬度.

1.4 抗氧化性能试验

在SX2-10-13型电阻炉中对热处理后的SDCM钢和CR7V钢进行500℃和700℃下的氧化增重试验,对比其抗氧化性能,试验过程中,经过1、4、7和10 h分别取出对应试样,采用CP225D型电子天平称量试验前后试样重量.

2 结果与分析

2.1 组织特征

通常情况下,热冲压生产线上的模具都需要经过

相应的淬回火处理.图1为SDCM钢和CR7V钢淬回火组织形貌SEM照片.从图1中可以看出,两者的微观组织均为回火马氏体+碳化物(未溶碳化物+析出二次碳化物).如表1中所列,两种试验用钢都含有较多的合金元素,当合金元素达到一定含量时,且回火温度达到500~600℃,Cr、Mo、V合金元素便会形成细小的合金碳化物从基体中析出,这些析出的细小碳化物会使材料硬度增加,甚至超过淬火硬度^[6-7].图2是SDCM钢和CR7V钢热处理后碳化物的TEM照片,通过对TEM照片和EDS结果(见表4)分析,可以认为SDCM钢回火后的碳化物类型主要为Mo的碳化物,而CR7V钢中的回火碳化物主要是Cr和V的碳化物.在基体硬度相似的情况下,碳化物对材料的耐磨性有一定影响.

2.2 磨损率

磨损率可直观地反映材料的耐磨性.图3给出了SDCM与CR7V磨损率随温度的变化趋势.随着温度的升高,两种钢磨损率均呈现先升高后降低再升高的趋势.其中300℃和500℃为磨损率的变化拐点.当温

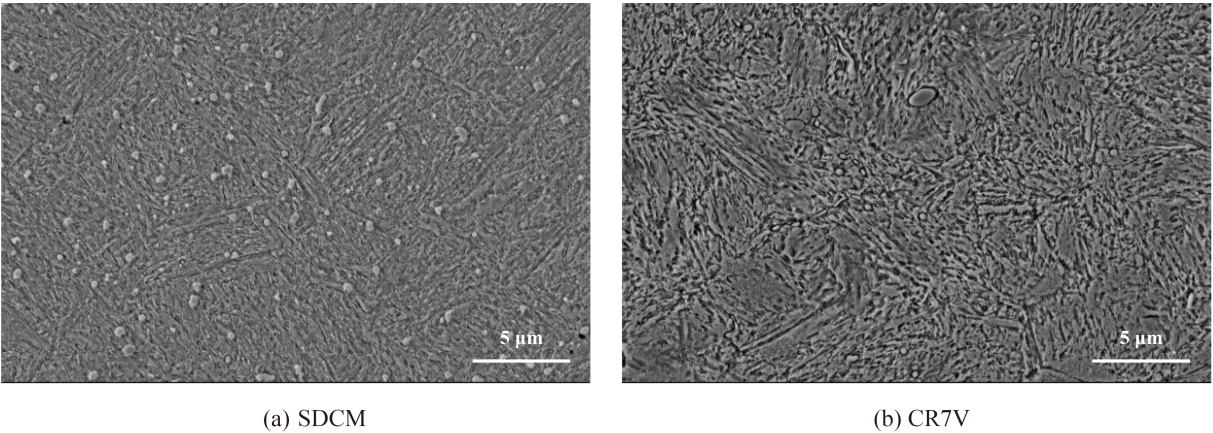


Fig. 1 Typical SEM micrographs of the metallographic structure
图1 淬回火组织形貌SEM照片

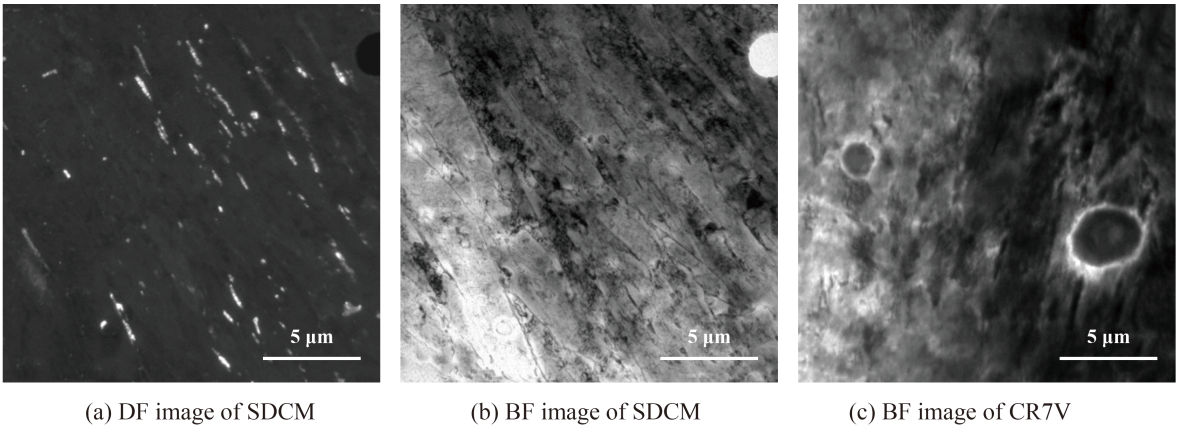


Fig. 2 Typical TEM micrographs of quenching and tempering microstructure
图2 淬回火组织形貌TEM照片

表4 SDCM和CR7V透射照片能谱分析原子百分比

Table 4 The atomic percentage of SDCM and CR7V in TEM images by EDS

Steel grade	Fe	Cr	V	Mo	Si	Total
SDCM	57.89	4.61	3.37	27.02	7.11	100
CR7V	40.47	52.35	7.07	—	—	100

度低于300 ℃时, CR7V和SDCM的磨损率都随着温度的升高而升高. 而当温度处于300~500 ℃时, 两者的磨损率又都呈现下降的趋势, 试验温度超过500 ℃后, 磨损率又逐渐增大. 此外, 当温度低于500 ℃时, CR7V的磨损率小于SDCM, 然而, 500 ℃时, 两者基本相当 (SDCM略小), 当温度高于500 ℃后, CR7V的磨损率明显高于SDCM. CR7V和SDCM两种模具材料的磨损率变化趋势表明: 在较低温度下, CR7V具有较好的耐磨性; 在较高温度下, SDCM的耐磨性则更为优越.

2.3 磨损机理

不同温度磨损试验后, SDCM试样表面磨痕形貌的SEM照片如图4所示. 试验温度为100 ℃时, 材料的磨损机制主要为黏着磨损. 从图4(a)中可以清晰地观察到典型的黏着磨损形貌: 沿着滑动方向上出现伴随着撕裂的塑性变形. 试验过程中, SiC陶瓷球与试样表面相互作用, 使得试样表面发生塑性变形, 并且部分塑性变形部位发生材料的剥落. 当然, SiC球同样存在表面磨损的情形, 陶瓷球的磨屑作为硬质颗粒作用在试样表面, 加剧试样表面磨损, 这与Sundström等^[8]的研究吻合, 即在磨粒的不断冲击下, 材料产生塑性变形, 会使磨损表面产生疲劳的迹象. 与100 ℃条件下磨痕形貌相似, 200 ℃和300 ℃同样可以观察到伴随着撕裂的塑性变形区域; 与Suh NP^[9]研究结果相似, 随着温度的升高, 试样的硬度降低, 出现更大范围的剥落区域, 如图4(c)所示. 图4(b)、(d)分别给出了SDCM在100和300 ℃条件下试验后试样磨痕中间部位截面形貌. 从图4(b)中可以看出, 试样与SiC陶瓷球经过1 h的往复磨擦, 表层已存在变形层^[10], 此变形区域厚度较薄, 约为4~5 μm. 这是因为在100 ℃条件下, SDCM依旧保持着较高的硬度, 抵抗变形能力较强. 然而, 300 ℃条件下, 变形区域更厚, 并且变形区域范围更大. 这证明在300 ℃时, 试样硬度降低明显.

400 ℃和500 ℃磨损时, SDCM钢的主要磨损机制为轻微氧化磨损. 图4(e)是SDCM在500 ℃磨损时的试样表面磨痕形貌及其磨痕截面图. 磨痕上覆盖着大量形状、大小不规则的磨屑. 利用EDS对C处进行成分分析, 其氧的质量分数达到39.6%, 表面磨屑为氧化物

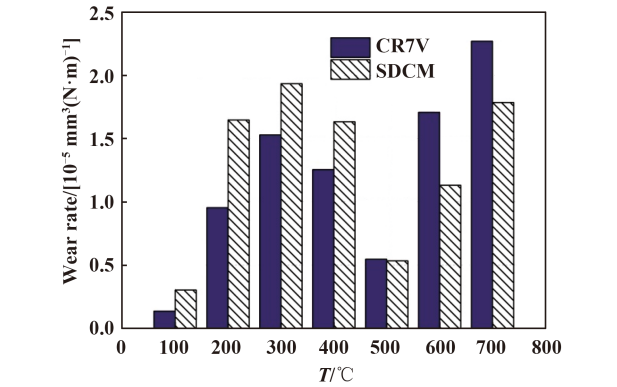


Fig. 3 Wear rate of SDCM and CR7V at elevated temperature

图3 SDCM和CR7V不同温度的磨损率

颗粒. 图4(e)中依然可以看到黏着磨损的撕裂状塑性变形区, 但更多的是表面氧化物颗粒, 这也说明此时的主要磨损机制从黏着磨损变为轻微氧化磨损. Quinn等^[11]研究表明: 试样在较高温度条件下, 由于裸露在大气氛围中, 同时还存在高温的作用, 使得试样表面形成摩擦氧化层(氧化层), 这种摩擦氧化层的存在对于试样表面起到减小磨损的功效. 500 ℃磨损时, 在摩擦和温度的共同作用下, 此时形成的摩擦氧化层较为完整, 且此时SDCM基体强度较高, 能够为摩擦氧化层提供有力的支撑作用, 摩擦氧化层可以有效地保护基体在摩擦中的损耗, 磨损率较低. 从磨痕截面图中可以看出, 在500 ℃下, 试样基体中马氏体组织已经开始回复, 此时, 由于温度相对较低, 细小的碳化物阻碍位错运动, 硬度略微降低^[12], 摩擦氧化层则完整地分布在磨痕表面. 与其他温度相比, 500 ℃时, 摩擦氧化层最厚, 达到12~14 μm, 这是由于温度处于中温区, 为氧与试样产生反应提供活化能, 从而形成可以形成较厚的摩擦氧化层; 并且500 ℃时, 基体材料足以支撑较厚的摩擦氧化层.

温度继续升高后, 试样的氧化越发严重. 如图4(f)所示, 700 ℃时, 试样表层的摩擦氧化层厚度达到8~10 μm. 前文提到, 摩擦氧化层的存在对材料的耐磨性有积极影响. 然而, 700 ℃下, 摩擦氧化层对材料的磨损率作用并不明显, 这可能是由于材料发生再结晶, 硬度明显降低. 此时, 摩擦氧化层与基体结合处硬度只有HV190, 较低的基体硬度, 难以支撑摩擦氧化层生长, 使得摩擦氧化层条、块状剥落, 增加了磨损率. 此外, 磨痕截面显示部分摩擦氧化层嵌入基体, 同样可以证实此时基体硬度降低明显.

图5为CR7V在100 ℃下的试样表面磨损形貌, 与SDCM相似, 图中同样可以清晰地观察到沿着滑动方

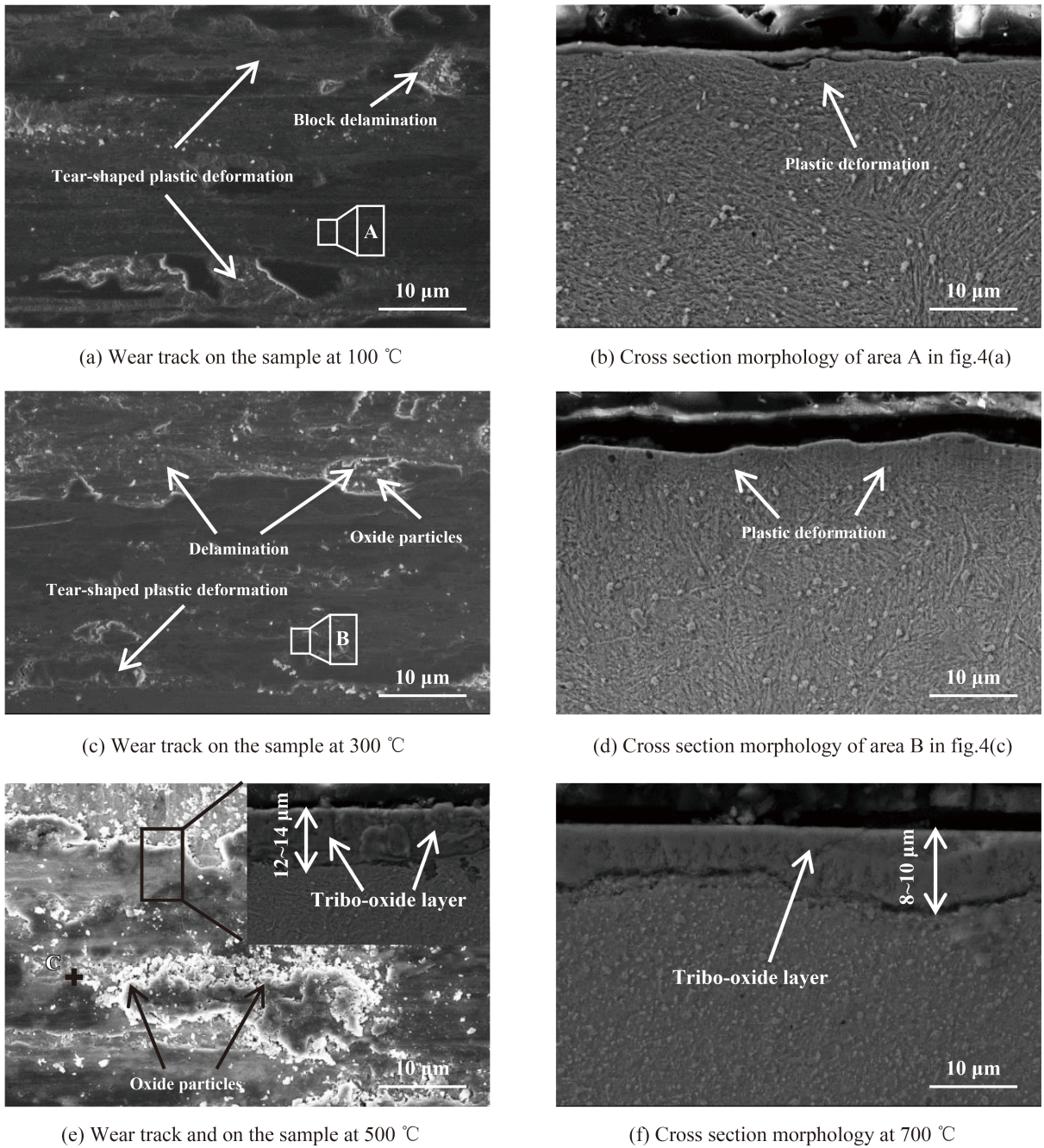


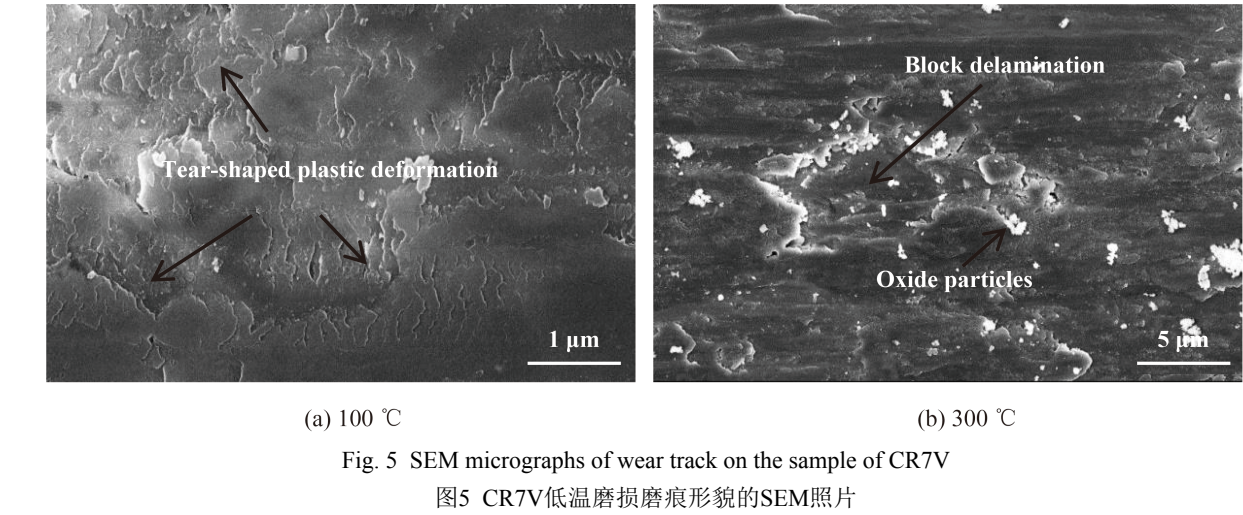
Fig. 4 SEM micrographs of SDCM
图4 SDCM磨痕形貌和截面形貌的SEM照片

向上出现伴随着撕裂的塑性变形,说明CR7V在100 °C 情况下的磨损机制存在黏着磨损.此外,SDCM在 100 °C时磨损表面剥落区域明显,然而CR7V磨痕表面 相对而言较为完整.从侧面证实,在100 °C时,CR7V的 耐磨性较好.这与SDCM和CR7V碳化物种类与数量 相关.

在100~300 °C条件下,CR7V磨损率随着温度的升 高逐渐增加,这与SDCM具有相似的特点.随着温度的 升高,材料硬度降低,磨损过程呈现大面积剥落.而

500 °C条件下,CR7V材料的耐磨性较好,其磨损机制 为轻微氧化磨损,这与SDCM相仿.

图3中可以看出,500 °C前,SDCM磨损率高于 CR7V,表明在低温和中温区,SDCM的耐磨性较 CR7V差.这是由于SDCM中碳化物的量比CR7V少. 表5所列为利用JmatPro模拟软件计算两种模具材料回 火碳化物的种类与数量.CR7V与SDCM均为Cr-Mo-V 系合金钢.CR7V中的M₂₃C₆型和M₇C₃型碳化物占总 量的质量分数分别为3.4%和12.7%,然而,SDCM中



M₂₃C₆型和M₇C₃型碳化物占总量的质量分数为0.2%和3.8%。M₇C₃型共晶碳化物硬度较高(HV1 200~1 700), 可有效提高耐磨性^[13-14]。在基体硬度相同的前提下, Cr-Mo-V系碳化物越多, 钢的耐磨性能越好^[15]。因而, 在低温及中温区, CR7V的耐磨性能优于SDCM。

表5 SDCM和CR7V碳化物种类及含量

Table 5 Types and quantity of carbides in SDCM and CR7V by JmatPro

Steel grade	M(C, N)	M23C6	M7C3	M2C	Total carbides
SDCM	0.93	0.011 5	0.22	4.52	5.68
CR7V	0.59	0.22	0.84	4.94	6.59

SDCM钢和CR7V钢经过不同温度氧化增重试验结果如图6(a)所示: SDCM抗氧化性能与CR7V相差较大。由表1所列试验材料的合金成分可知, SDCM相较于CR7V含有较少的Cr元素。钢中的Cr元素能够提高材料的抗高温氧化能力, 因而在同等试验条件下SDCM较CR7V更易发生氧化。在600和700 °C高温测试条件下, SDCM模具材料的基体表面更倾向于与空气中的氧结合生成疏松且润滑的Fe₂O₃相, 在钢表面附着, 见图7所示。随着摩擦磨损试验进行, 这些疏松的Fe₂O₃相在接触面间不断生成又被不断剥离, 间接扮演着“润滑剂”的作用^[16]。由图8中可以明显观察到, SDCM的表面磨痕较浅且不规则, 而相同试验条件下CR7V钢的磨痕形貌则显得更宽更深, 这是由于CR7V钢高温条件下的表面氧化反应被抑制, CR7V的表面也就无法受到氧化膜的保护支撑, 磨损过程得以不断向更深处拓展。

由于摩擦磨损试验是在施加一定载荷条件下完成, 高温下的耐磨性能也与钢基体的力学性能息息相关, 主要体现为在高温条件下, 钢的基体能否具有足

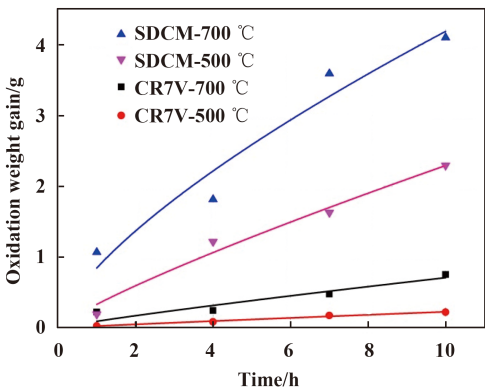


Fig. 6 Oxidation weight gains as a function of time

图6 SDCM和CR7V氧化增重随时间变化

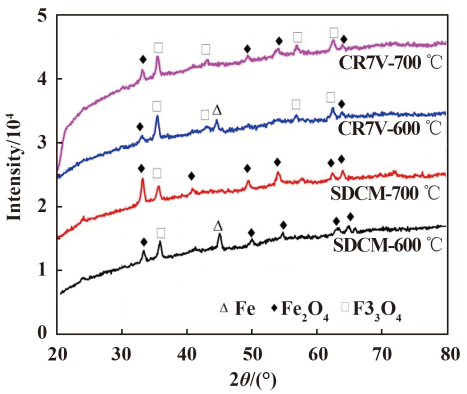


Fig. 7 XRD patterns of the wear scar surface of SDCM and CR7V at 600 °C and 700 °C

图7 SDCM和CR7V不同温度磨痕表面物相

够硬度支撑材料的磨损。模具钢的热稳定性是衡量这一性能的重要指标, 高温条件下对摩擦载荷的支撑作用越好, 耐磨性相应也就越高。

如图9所示, SDCM和CR7V两种试验材料620 °C条件下的热稳定性曲线。从试验结果可以看出, 在高温回火时, SDCM和CR7V模具材料体现出较大的差

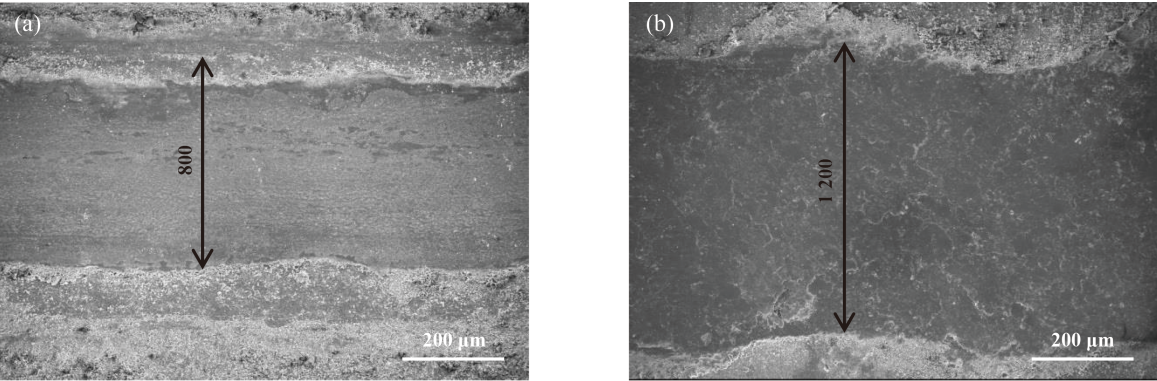


Fig. 8 Width of wear scar of SDCM (a) and CR7V (b) at 700 °C
图8 SDCM(a)和CR7V(b) 700 °C时磨痕宽度

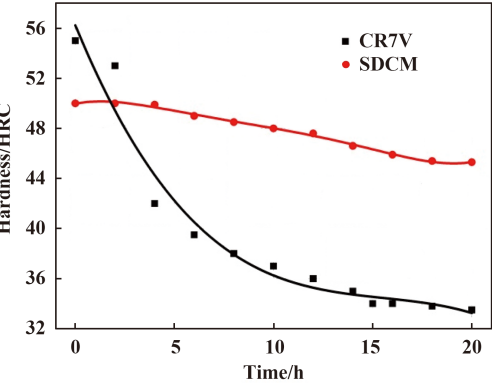


Fig. 9 Time-dependent hardness curves for SDCM and CR7V at 620 °C
图9 SDCM和CR7V 620 °C热稳定性曲线

异性. 这种热稳定性上的差异与两者磨损率的变化趋势呈现对应的趋势. 600 °C 温度条件下进行的高温磨损试验, 可被简单地归类为一个施加外力的600 °C 热稳定性试验模型. 由于抗回火软化性能的不同, 两者都表现出不同程度的硬度下降现象, 而实际硬度对材料的抗磨损性能起着至关重要的作用. SDCM由于含有较多的Mo元素和较少的Cr元素, 其抵抗回火软化的能力要好于CR7V^[17]. 此外, CR7V的基体组织在保温试验中会出现明显的Cr系碳化物粗化现象, 这些粗化的Cr系碳化物无法提升钢的耐磨性, 相反可能充当磨损的开裂源, 加剧高温磨损.

3 结论

a. 在热冲压模具钢服役硬度HRC53~55下, 100~700 °C 温度区间内, SDCM与CR7V具有相同的磨损率变化趋势. 300 °C 之前, 钢的基体随着硬度的升高而降低, 使得磨损率升高; 400 °C 后, 材料发生氧化, 生成的摩擦氧化层起到减磨作用, 降低磨损率; 当温度达到600 °C 甚至更高时, 基体发生回复, 硬度下降明显, 摩

擦氧化层厚度明显增加, 基体强度不足以支撑摩擦氧化层, 摩擦氧化层剥落, 磨损率再次升高.

b. SDCM与CR7V具有相似的磨损机制: 随着温度的变化, 两者的磨损机制会发生改变. 100~300 °C 范围内两种材料的磨损机制属于黏着磨损或者黏着磨损与轻微氧化磨损并存; 400和500 °C 时属于轻微氧化磨损; 而600和700 °C 时, 氧化磨损成为主要的磨损形式.

c. CR7V低于500 °C 时的耐磨性优于SDCM主要是因为CR7V淬回火过程中析出更多的M₇C₃型以及M₂₃C₆型碳化物, 在两者硬度相同时, 此类碳化物可提高CR7V材料的耐磨性; 超过500 °C 的高温范围内, SDCM材料的耐磨性优于CR7V, 主要是由于SDCM材料具有更高的抗回火软化能力, 在高温条件下, 基体的硬度高于CR7V; 另外CR7V中的Cr含量较高, 抑制其氧化物的产生, 削弱了摩擦氧化层对提高材料耐磨性的作用, 而SDCM能够不断形成新的摩擦氧化层达到减磨效果.

参考文献

[1] H Karbasian, A E Tekkaya. A review on hot stamping[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210: 2103–2188.
[2] Jiang Zhengrong. Hot stamping process research and FEA of high strength steel[D]. Chongqing: Chongqing University, 2011(in Chinese)[蒋峥嵘. 高强度钢板热冲压工艺研究及有限元分析[D]. 重庆: 重庆大学, 2011].
[3] Jiang Chao, Shan Zhongde, Zhuang Bailiang, et al. Microstructure and properties of hot stamping 22MnB5 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33: 78–81(in Chinese)[姜超, 单忠德, 庄百亮, 等. 热冲压成形22MnB5钢板的组织与性能[J]. 材料热处理学报, 2012, 33: 78–81].
[4] A Ghiotti, F Sgarabotto, S Bruschi. A novel approach to wear testing in hot stamping of high strength boron steel sheets[J]. Wear, 2013, 302: 1319–1326.

[5] Quinn T F J. Oxidational wear[J]. Wear, 1971, 18 (5): 413–419.

[6] R Wilson. Metallurgy and heat treatment of tool steels[M]. London: McGraw-Hill, 1975.

[7] H K D H Bhadeshia, R W K Honeycombe. Steels: microstructure and properties[M]. London: Third Editon, Elsevier, 2006.

[8] A Sundström, J Rendon, M Olsson. Wear behavior of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions[J]. Wear, 2001, 250: 744–754.

[9] Suh NP. The delamination theory of wear[J]. Wear, 1973, 25: 111–124.

[10] S Hernandez, J Hardell, H Winkelmann, et al. Influence of temperature on abrasive wear of boron steel and hot forming tool steels[J]. Wear, 2015, 338–339: 27–35.

[11] Quinn TFJ. Oxidational wear[J]. Wear, 1971, 18: 413–419.

[12] Cui Zhongqi. Metallography and heat treatment[M]. Beijing: China Machine Press, 2007(in Chinese)[崔忠圻. 金属学与热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007].

[13] Pan Jinzhi, Ren Ruiming, Qi Zhengfeng. 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, 3(8): 10–15].

[14] Du Yongze, Chen Zaizhi. Effects of the vanadium content on wear ability 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].

[15] Li Chenhui, Wu Xiaochun, Xie Chen, et al. Investigation on wear resistance of Cr8 tool steels[J]. Tribology, 2013, 33(1): 35–43(in Chinese)[李晨辉, 吴晓春, 谢尘, 等. Cr8型模具钢耐磨性能研究[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(1): 35–43].

[16] Wang S Q, Wei M X, Wang F, et al. Transition of elevated-temperature wear mechanisms and the oxidative delamination wear in hot-working die steels[J]. Tribology International, 2010, 43: 577–584.

[17] Wang Xiaojun, Xu Minggang, Chen Qiulong, et al. Research on the tempering stability of die steel for hot working: QRO90 and 8407(H13)[J]. Shanghai Metals, 1998, 20(2): 8–11(in Chinese)[王小军, 徐明纲, 陈秋龙, 等. 热作模具钢QRO90与8407回火稳定性对比研究[J]. 上海金属, 1998, 20(2): 8–11].