

42CrMo 连铸辊堆焊硬面层的高温磨损行为

程建国, 潘龙博, 张 硕, 江 济, 程采金, 谢庆忠, 邢学强, 斯庭智

(宝武重工有限公司, 安徽 马鞍山 243000)

[摘要] 为了探明堆焊硬面层的高温磨损行为,采用高温磨损试验机测试了 42CrMo 连铸辊表面堆焊 414N 硬面层在 400,500,600 °C 下的高温磨损性能,通过 SEM/EDX 和 XRD 表征分析了温度对硬面层磨损机制和性能的影响。结果显示:温度由 400 °C 升高到 500 °C,磨损性能快速下降,500,600 °C 下的平均磨损深度分别约为 400 °C 下的 2.1 和 2.5 倍。400 °C 时,414N 硬面层的高温磨损机制为氧化磨损、磨屑磨损和少量氧化物剥落磨损;而 500,600 °C 时,硬面层的磨损机制转变为氧化磨损和氧化物剥落磨损。在高温磨损时,硬面层的氧化表层都由 α' -Fe、立方结构和六方结构的 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$ 三相组成。磨损温度 ≥ 500 °C 时,磨痕中白亮氧化物大幅减少,Cr 在暗黑色氧化物中的含量明显下降。氧化皮的相组成和 Cr 的含量是决定硬面层高温磨损方式和性能的重要因素。

[关键词] 硬面层; 高温磨损性能; 氧化磨损; 相组成

[中图分类号] TG142.1+2 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1001-1560(2021)07-0037-07

High-Temperature Wear Behaviors of the Hardfacing Metal Layer of 42CrMo Continuous Casting Roller

CHEN Jian-guo, PAN Long-bo, ZHANG Shuo, JIANG Ji, CHENG Cai-jin, XIE Qing-zhong, XING Xue-qiang, SI Ting-zhi

(Baowu Heavy Industry Co. Ltd., Ma'anshan 243000, China)

Abstract: For studying the high-temperature wear behaviors of hardfacing metal layer of pile-up welding, a high-temperature wear tester was employed to evaluate the high-temperature wear resistance of the 414N hardfacing metal layer of 42CrMo continuous casting roller at 400, 500, 600 °C, and SEM/EDX and XRD techniques were used to investigate the effect of wear temperature on the wear mechanism and properties of the hardfacing metal layer. Result showed that with the temperature increasing from 400 °C to 500 °C, the wear resistance decreased greatly, and the average wear depths at 500 and 600 °C were 2.1 and 2.5 times of that at 400 °C, respectively. The wear mechanism of 414N hardfacing metal layer was confirmed to be oxidative wear, abrasive wear and light oxide spalling wear at 400 °C. In contrast, the wear mechanism at 500 and 600 °C was composed of oxidative wear and oxide spalling wear. During high-temperature wear, the oxide layer of hardfacing metal layer consisted of α' -Fe, cubic and hexagonal structural $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$. When wear temperature was higher than 500 °C, the white bright oxidation products in wear scar declined substantially, and the content of Cr in dark black oxide obviously decreased. Overall, the phase composition and Cr content of the oxide coating was the main factors to determine the high-temperature wear pathway and property of the hardfacing metal layer.

Key words: hardfacing metal layer; high-temperature wear resistance; oxidation wear; phase composition

0 前言

连铸辊是冶金行业连铸设备中的主要消耗部件,一台板坯连铸机约有 380~750 支各类连铸辊^[1]。工作时,连铸辊直接与高温铸坯接触,担负着支承、导向、夹送、矫直铸坯的任务,经受着高温、高湿、大负荷、小直径化的考验^[2]。工作一段时间后,辊面会出现不同程度的网状裂纹、氧化腐蚀、磨损损伤等破坏。据统计,连铸辊因高温磨损而导致的失效占比高达 70% 左

右^[3]。因此,提高辊面耐磨层的高温使用寿命是连铸生产线节能降耗提质的关键,其中,应用堆焊工艺修复连铸辊是工业上降低其使用成本和提高使用寿命的最常规方法之一。

目前,工业上广泛采用以 414N 为代表的马氏体(M)不锈钢焊材对 42CrMo 连铸辊进行辊面硬面层的堆焊,经过合金化强化,增加了堆焊层冷热疲劳性能和耐腐蚀性能,从而进一步减轻了硬面层的高温磨损损伤^[4]。研究表明^[3],铸坯表面和硬面层在高温作业时,

[收稿日期] 2021-01-26

[基金项目] 安徽省重点研究和开发计划(1804a09020067)资助

[通信作者] 斯庭智(1974-),博士,教授,研究方向为钢铁材料,电话:13721224896, E-mail: mgzjcx@163.com

产生的氧化铁皮对辊面造成严重的磨损,因此失效形式以辊面龟裂和高温氧化磨损为主,报废各占 50%左右。Cr 是强 M 形成元素,能为堆焊层的高硬度和耐磨性提供基本的保证,特别是 Cr 在高温氧化环境中,形成的致密氧化膜可以保护堆焊金属基体不被进一步氧化,从而有效减轻硬面层的高温氧化磨损;因此,414N 堆焊硬面层中 Cr 含量要求需达 12.0%~14.5%(质量分数)^[5]。对高强高硬合金钢的高温磨损研究表明^[6-9],在磨损初期,磨面上产生的 Fe_2O_3 和 Fe_3O_4 有减摩的作用,降低磨损速率;随着温度的上升,氧化物的疲劳剥落严重,导致磨损速率快速增加。因此,提高氧化产物的稳定性有利于连铸辊硬面层抗高温磨损性能的改善。Cr 不但能形成致密的 Cr_2O_3 ,而且能固溶在铁的氧化物中,其存在形式直接影响硬面层的高温磨损行为。大量研究^[6, 10-12]表明,钢制构件在不同温度下的高温磨损机制不同。200 °C 时, M2 高速钢的磨损机制为磨粒磨损、黏着磨损和氧化磨损,以磨粒磨损为主;400, 600 °C 时为黏着磨损和氧化磨损,但 600 °C 时以氧化磨损为主,氧化层起到了良好的减磨作用^[10]。白植雄等^[11]对热作模具钢的研究显示,500 °C 时磨损机制转变为单一的氧化磨损,温度升高氧化物数量激增。Zhang 等^[12]的研究发现,在 400~800 °C 内随温度升高,高铁刹车盘表面高温磨损氧化层由单层机械混合物转变为双层结构,这直接决定了高温磨损机制和磨损性能。因此,研究温度对高温磨损氧化产物组成、磨损机制和性能的影响,探究它们之间的相互关系,具有重要意义。42CrMo 连铸辊工作温度一般在 400~650 °C 之间^[13],为了探明堆焊硬面层的高温磨损行为,本工作采用旋转往复球盘高温磨损试验,测试了 400, 500, 600 °C 下 414N 硬面层的磨损性能,对磨损面的进行了 SEM/EDS 分析,结合高温氧化产物的 XRD 相结构 Rietveld 拟合,阐明了高温磨损机理、Cr 在氧化产物中的存在形式及对磨损性能的影响,对连铸辊选材、硬面层成分优化、使用工况优选和使用寿命预测等具有重要的指导作用。

1 试验材料与方法

在无表面和内部探伤缺陷的 42CrMo 连铸辊表面,分别采用直径为 3.5 mm 的 430 焊丝和 414N 焊丝进行打底层和硬面层堆焊,堆焊用材料具体的化学成分见表 1。轧辊堆焊前需进行 250 °C 的焊前预热,升温速度为 30 °C/h;并且对 SJ604 焊剂[化学成分为:20.5%(质量分数,下同)]的 $\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2$, 21.5%的 $\text{MnO} + \text{Al}_2\text{O}_3$,

34.3%的 $\text{CaO} + \text{MgO}$, 19.6%的 CaF_2 , 剩余为其他)进行 350 °C、1 h 的烘焙去除水分处理。埋弧堆焊工艺具体参数如下:焊剂为 SJ604,堆焊电压为 26~32 V,电流为 300~400 A,焊丝伸长量为 20~35 mm,焊接速度为 500~700 mm/min,搭接量为 50%,层间温度为 150~250 °C,层厚约为 3 mm。堆焊完成后对硬面层进行硬度测试,其硬面层的硬度为 43 HRC;然后分别截取化学成分分析、显微组织观察和高温磨损试验试样若干待用。

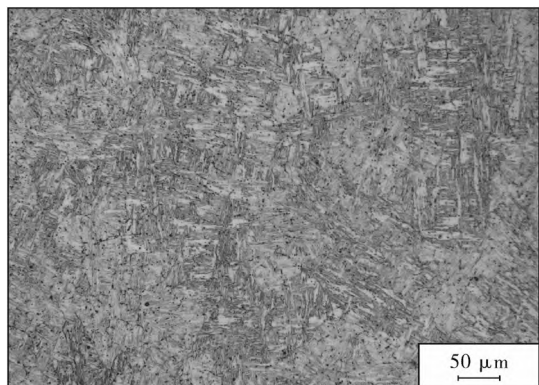
硬面层经抛光并由 1 g 苦味酸 + 5 mL 盐酸 + 95 mL 酒精溶液腐蚀后显示,其显微组织为板条马氏体(见图 1a),对照 YB/T 4326-2013“连铸辊焊接复合制造技术规范”^[5],42CrMo 连铸辊堆焊硬面层的化学成分、显微组织和表面硬度都符合技术规范的要求。前期研究了 42CrMo 连铸辊堆焊层的组织结构与性能演变规律,连铸辊横截面被分为 42CrMo 基体、热影响区、过渡层、430 打底层和 414N 硬面层共 5 层结构;其中,硬面层厚度约为 3 mm,组织为均匀的板条马氏体,由内到外硬度较均匀,在 470~455 HV 之间^[14]。当硬面层磨损约 1~2 mm 时,连铸辊将进行修复,所以本工作研究了硬面层的高温磨损行为。

表 1 堆焊用材料和硬面层的化学成分(质量分数) %

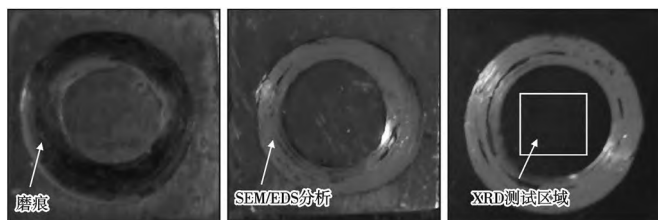
材料	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S	Fe
42CrMo	0.400	0.280	0.7000	1.160	0.350	0.010	0.018	0.008	余量
430	0.130	0.210	0.820	20.180	-	0.560	0.023	0.006	余量
414N	0.075	0.550	1.300	13.350	0.700	4.000	0.030	0.030	余量
硬面层	0.060	0.440	1.270	12.350	0.670	3.890	0.024	0.019	余量

高温磨损试样尺寸为 15 mm×15 mm×5 mm,经 600 号砂纸磨平的硬面层为磨损面。采用 UMT-2 高温磨损试验机对试样进行 400, 500, 600 °C 下的旋转往复球盘磨损试验,其中,摩擦球为 Al_2O_3 陶瓷,法向载荷为 50 N,摩擦速率为 50 mm/s,试验时间为 3 600 s。由高温磨损试验机测得摩擦系数与时间的关系曲线,采用 KLA-Tencor Profiler 型表面轮廓仪分析磨痕轮廓以及磨痕截面面积、宽度和深度。经高温磨损试验后的试样宏观形貌如图 1b 所示,采用 Nova Nano SEM430 型扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)观察试样磨痕形貌,并由其自带能谱仪(Energy dispersive X-ray, EDX)分析磨痕表面的成分(图 1c)。为了进一步分析试样在高温磨损时硬面层表面氧化产物的特征,采用 Rigaku D/Max-2500C 型 X 射线衍射仪对如图 1d 所示区域进行 XRD 测定,测试状态为:Cu-K α 辐射、工作电压 50 kV、工作电流 150 mA、步长 0.02°、扫描角

度(2θ)范围 $10^\circ\sim 90^\circ$ 。通过 RIETAN-2000 程序^[15]对 XRD 谱进行 Rietveld 拟合,确定硬面层氧化表面的相结构特征和相丰度。



(a) 显微形貌



(b) 400 °C (c) 500 °C (d) 600 °C

图1 硬面层显微组织和高温磨损后试样的宏观形貌

2 结果与讨论

2.1 温度对磨损性能的影响

图2为42CrMo连铸辊表面堆焊414N硬面层试样在400,500,600 °C下摩擦系数与时间的关系曲线。在磨损初期,由于硬面层的表面加工微凸起与磨球产生接触,接触面积快速增加且起伏较大,故摩擦系数快速增加。同时,在高温环境以及摩擦热累积的共同作用下,硬面层将产生表面氧化,形成具有一定减摩作用的含Fe和Cr等元素的氧化膜^[8,9]。在磨损应力作用下,基体表面产生的氧化膜发生“形核、长大→碾碎、剥落→再形核、长大及增厚→碾碎、剥落”的动态过程,导致摩擦系数产生一定的波动^[16]。由图2可以发现,400 °C下,磨损初期的摩擦系数在0.334~0.409之间波动,到达800 s时,摩擦系数小幅上升,并约在1 000 s时基本达到稳定值(0.412)。随着温度的升高,磨损初期的摩擦系数波动范围增大,摩擦系数达到稳定所需时间延长。其中,600 °C下约需2 400 s摩擦系数才趋于稳定,其值为0.432。在500 °C及以上高温磨损时,产生大量的摩擦热,硬面层的实际温度比环境温度高得多。研究表明,此时,414 N堆焊硬面层将发生回火过程,在基体中析出Cr和Mo的C化物或N化物,这些硬质相

导致摩擦系数产生了波动^[17]。由此可知,基体表面氧化膜变化的动态过程随磨损温度的升高而延长,这预示着,硬面层在不同温度下有着不同的磨损机制。

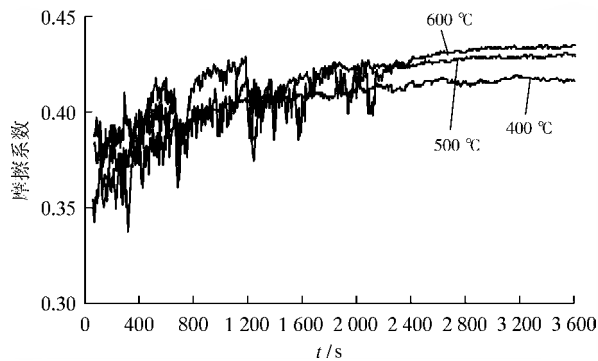


图2 试样高温摩擦系数与时间的关系曲线

表2给出了42CrMo连铸辊表面堆焊硬面层试样的高温磨损性能,可见随温度升高,摩擦系数增加。这意味着,温度升高,将导致硬面层磨损性能的下降。

表2 不同测试温度下试样的高温磨损性能

温度/°C	摩擦系数	磨损宽度/ μm	磨损深度/ μm	磨痕截面 面积/μm ²
400	0.412	1 531.8	43.4	36 245
500	0.429	1 902.5	92.3	87 994
600	0.432	2 180.3	108.4	95 386

图3为42CrMo连铸辊表面堆焊硬面层试样的高温磨损磨痕三维形貌和轮廓曲线图。比较图3a~3c可以发现,磨痕形貌比较接近,磨痕宽而浅,均呈一定的锯齿状。随着温度的升高,锯齿状起伏增大,磨痕宽度和深度增加。在相同的法向载荷作用下磨痕磨损宽度的增加,表明随着温度的升高,硬面层发生一定的高温软化,其表面硬度降低^[18]。由图3d可知,500,600 °C下的磨痕磨损深度较400 °C下的大幅增加。表2进一步显示:400 °C下的平均磨损深度为43.4 μm,而500,600 °C下的平均磨损深度分别约为400 °C下的2.1和2.5倍;400 °C下的磨痕截面磨损面积为36 245 μm²,而500 °C和600 °C下的磨损面积分别增加到87 994,95 386 μm²。这表明温度对42CrMo连铸辊表面堆焊硬面层的磨损速率有着重要的影响,当连铸辊在400 °C以上工作时,其高温磨损机制不同,可能导致连铸辊硬面层的快速失效。

2.2 磨痕表面形貌特征

图4为42CrMo连铸辊表面堆焊硬面层试样在400,500,600 °C下经1 h高温磨损后磨痕的SEM形貌和EDX谱。

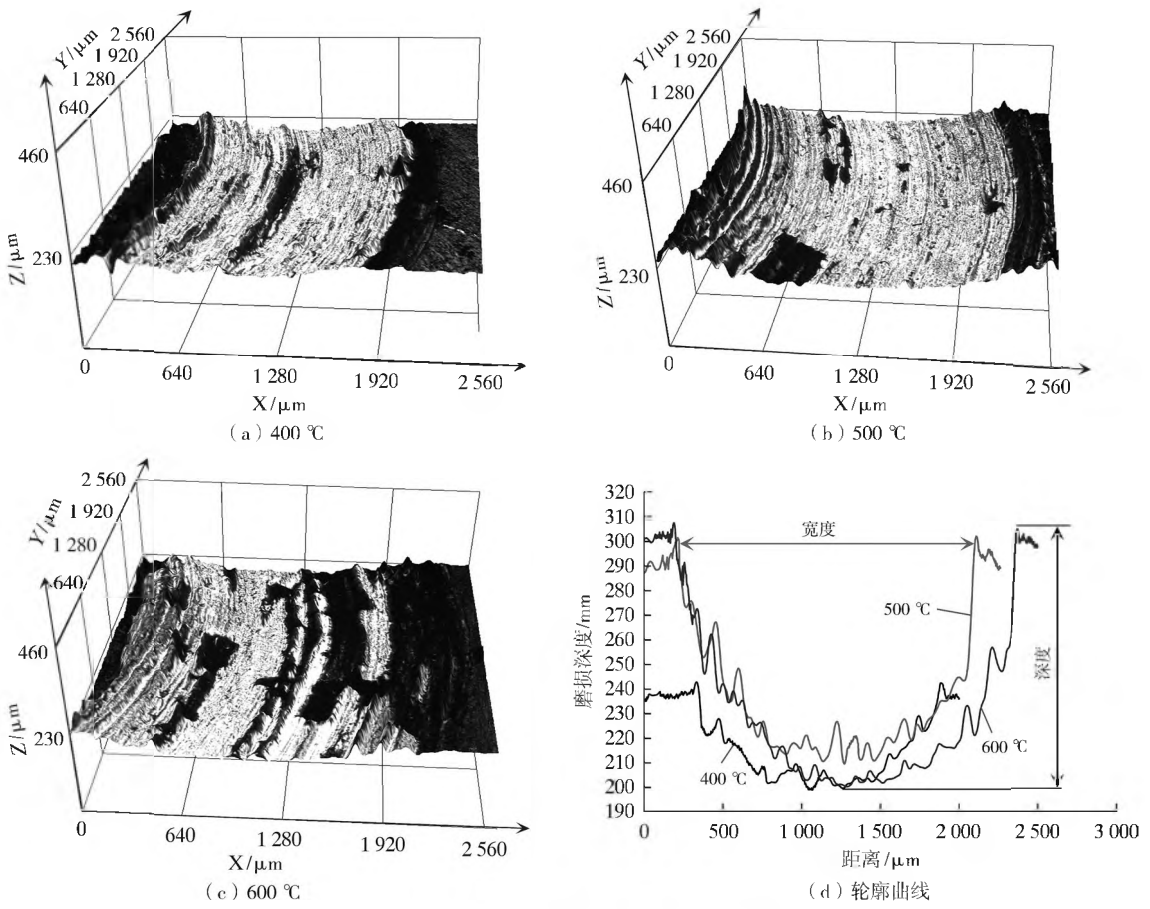


图3 试样的高温磨损磨痕形貌和轮廓曲线

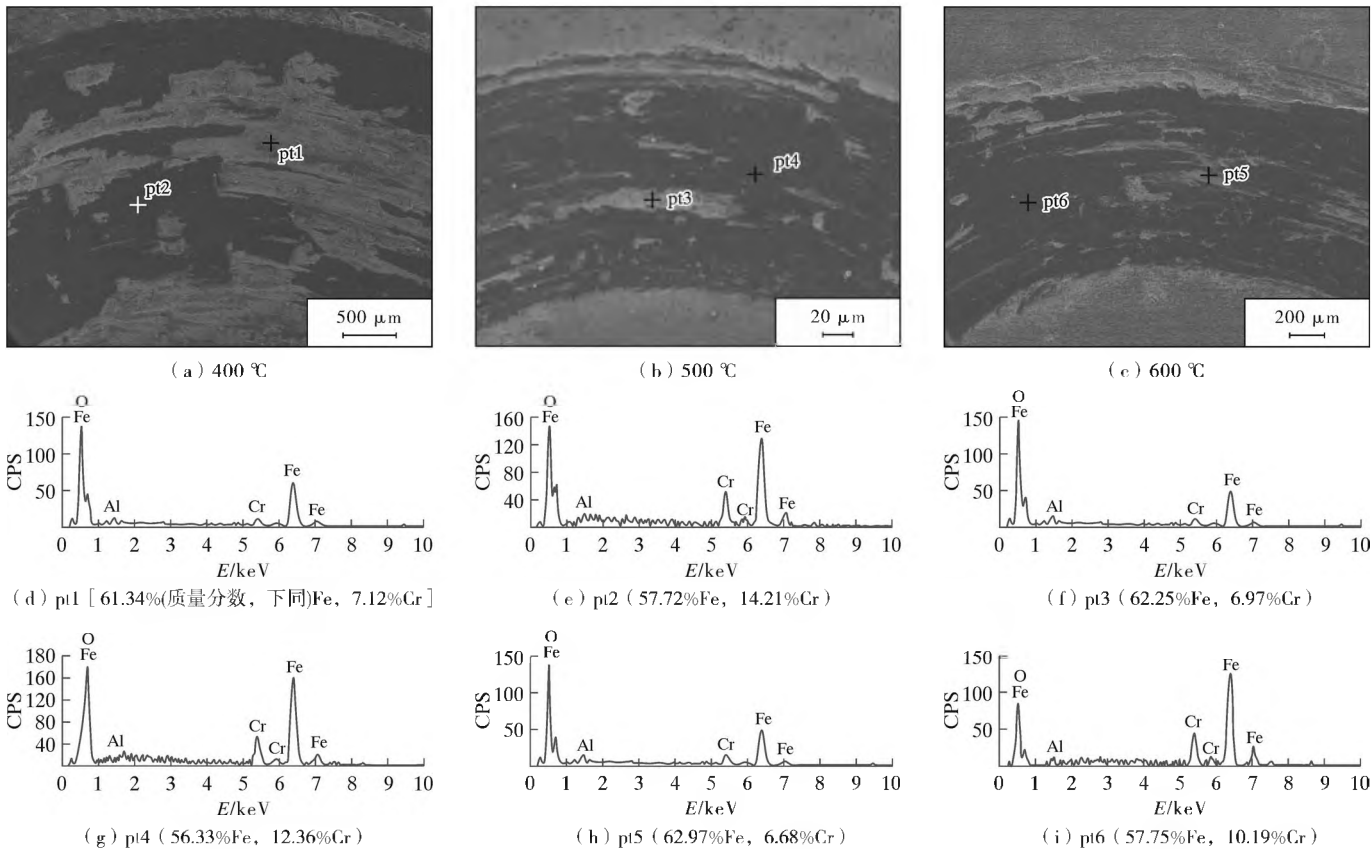


图4 试样高温磨损磨痕形貌和对应的EDX谱

可以发现,所有试样均未露出鲜亮的基体,基体被较薄的氧化物层覆盖;其包括不连续的白亮氧化物和较完整致密的暗黑色氧化皮。由图 4d~4i 显示的 EDX 结果可知,磨痕表面物质除了含有少量的 Al 元素外,大约含 70%(质量分数,下同)左右的 Fe 和 Cr,以及 30%左右的 O。其中,Al 元素来源于 Al_2O_3 磨球在对磨时被少量磨削并残留于磨痕中。比较图 4a 和 4b 发现,磨损温度由 400 °C 提高到 500 °C 时,不连续的白亮氧化物大幅减少,而 600 °C 的磨痕白亮氧化物的进一步减少不明显。进一步对比图 4d、4f 和 4h 所示的 EDX 谱可知,Fe 和 Cr 在白亮氧化物中的含量基本不变,其应该为含 Fe 和 Cr 的氧化物,它们在摩擦磨损的剪切应力作用下容易遭到破坏磨掉。这些在高温摩擦过程中不断产生的氧化物断屑并未完全脱离磨损系统,在磨损过程中容易黏附在摩擦表面:一方面降低摩擦系数,起到减磨的作用;另一方面被 Al_2O_3 磨球压入基体,起到磨粒的作用^[8]。500,600 °C 下产生的白亮氧化物较少,表明温度升高时它们更容易遭到破坏而脱离摩擦系统,将导致其对致密暗黑色氧化皮的保护减弱,材料的磨损量增加。由图 4e、4g 和 4i 所示的 EDX 谱可知,致密暗黑色氧化物层中的 Cr 含量比白亮氧化物中的约高 3%~5%不等,这暗示着 2 种氧化物层的相组成可能不同,而氧化物的相组成和成分对氧化磨损具有重

要的影响;因此,氧化物相结构特征的阐明,对理解 42CrMo 连铸辊表面堆焊 414N 硬面层的高温磨损机理具有重要的意义。此外,还可以发现,随着磨损温度的升高,暗黑色氧化皮中 Cr 含量有较明显的下降。这将导致氧化物性质的改变,从而影响高温磨损机理和性能。

为了进一步探究 414N 硬面层的高温磨损机理,图 5 给出了试样高温磨损表面 SEM 形貌。对图 5a 中白色和黄色虚线区域放大,得到图 5d 和 5e。由图 5d 可以看出,白亮区氧化物并不致密,很多的氧化物碎屑黏着在暗黑色氧化物上。这清楚地表明,白亮氧化皮在磨损的剪切应力作用下比暗黑色氧化皮更容易发生碎断,一部分经磨球的压制而黏附在磨痕或磨球上,在对磨时产生划擦痕或犁沟。图 5e 显示 400 °C 下高温磨损磨痕的暗黑色区域氧化物层较完整致密,只发现少量的暗黑色氧化物的剥落。由此可知,400 °C 下 42CrMo 连铸辊表面堆焊 414N 硬面层的高温磨损机制为氧化磨损、磨屑磨损和少量氧化物剥落磨损。除了白亮氧化物大大减少外,由图 5b 和 5c 还可以发现,在 500,600 °C 磨损时,暗黑色氧化物皮层发生了明显的裂纹,裂纹扩展导致氧化物剥落;并且,温度升高,暗黑色氧化物皮层发生裂纹和剥落的现象越明显。由此可知 500,600 °C 下,42CrMo 连铸辊表面堆焊 414N 硬面层的高温磨损机制转化为氧化磨损和氧化物剥落磨损。

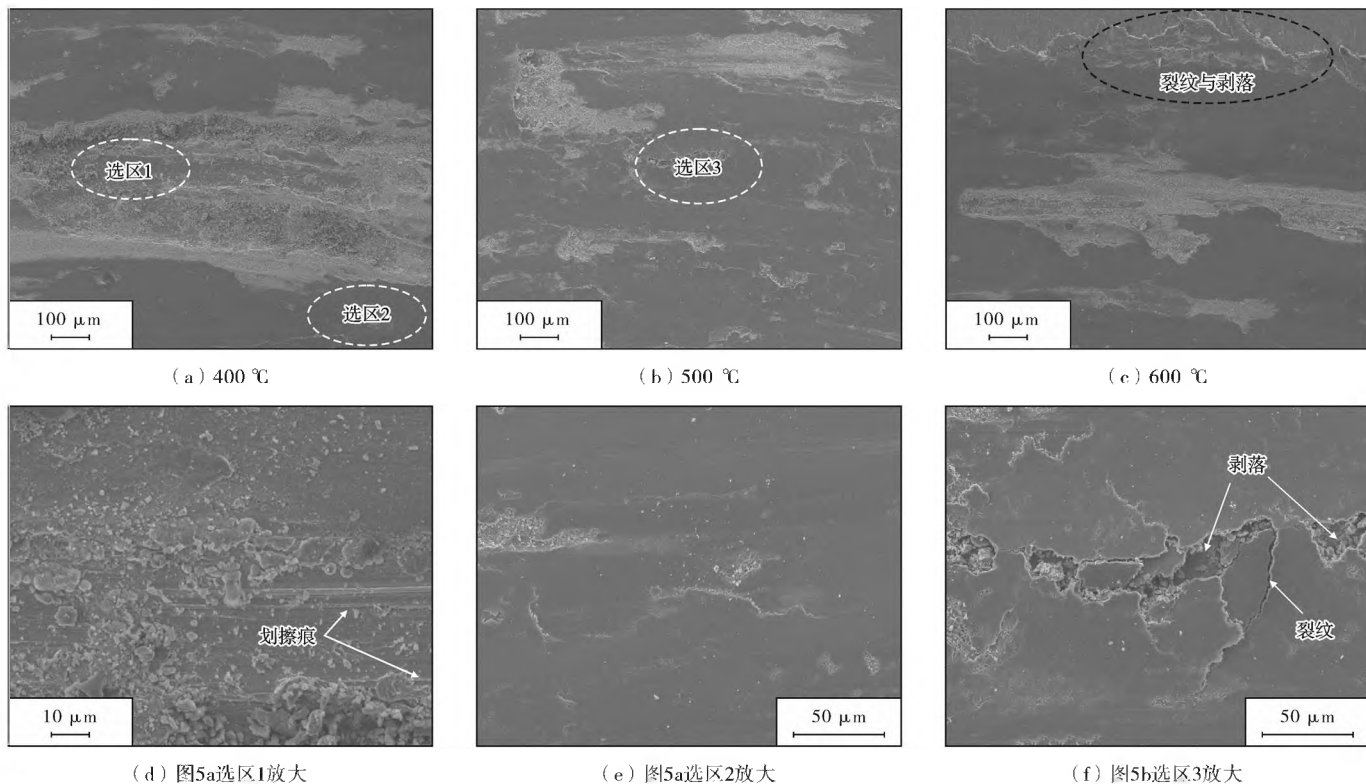


图 5 试样高温磨损表面 SEM 形貌

2.3 分析与讨论

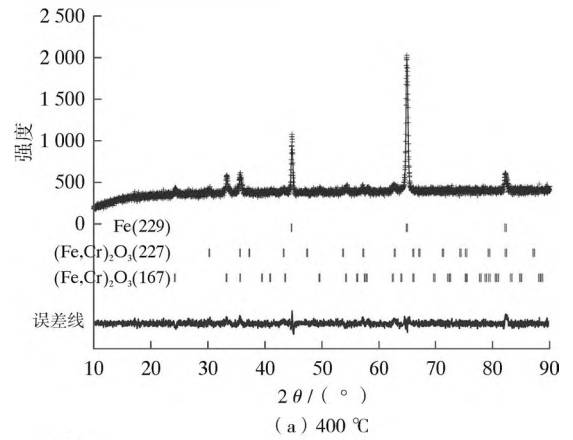
铁基合金高温磨损时,较高的环境温度导致合金的表面极易发生氧化,易氧化元素 Fe 和 Cr 等与氧发生反应,生成 FeO、Fe₂O₃、Fe₃O₄ 和 Cr₂O₃ 等氧化物,体现为氧化磨损的特征;但是,这些具有一定润滑作用的氧化皮也对磨面产生了减磨和减缓基体氧化的作用,又使合金呈现高温低摩擦磨损的特征^[8,9]。通常情况下,氧化皮由几种氧化物混合构成,且氧化皮层十分浅薄,这些因素给具体分析不同氧化物在高温磨损时充当的角色造成了困难。为了揭示 414N 硬面层高温磨损产生氧化物的相结构、相丰度和原子占位等特征对高温磨损的影响,图 6 给出了高温磨损试样氧化表层的 XRD 衍射测量和 Rietveld 拟合图谱,相关拟合结果被列在表 3 中。

表 3 试样 XRD 衍射 Rietveld 拟合结果

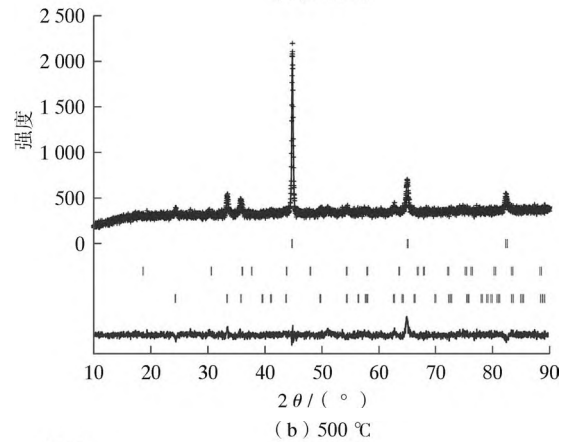
试样	S	相	空间群	相丰度(质量分数)/%	Cr 的占位	Cr 的占位因子
400 °C	1.16	α'-Fe(229)	Im-3m	66	-	-
		(Fe, Cr) ₂ O ₃ (227)	Fd-3m	18	16d	0.09
		(Fe, Cr) ₂ O ₃ (167)	R-3c	16	12c	0.15
500 °C	1.20	α'-Fe	Im-3m	63	-	-
		(Fe, Cr) ₂ O ₃ (227)	Fd-3m	18	16d	0.08
		(Fe, Cr) ₂ O ₃ (167)	R-3c	19	12c	0.12
600 °C	1.11	α'-Fe	Im-3m	52	-	-
		(Fe, Cr) ₂ O ₃ (227)	Fd-3m	27	16d	0.08
		(Fe, Cr) ₂ O ₃ (167)	R-3c	21	12c	0.11

由图 6 中误差线及表 3 所示的拟合度因子 S 可知, XRD 谱的 Rietveld 分析结果误差小,精确度高。观察图 6 可以发现,414N 硬面层在 400~600 °C 的高温环境下,表面的相都由 α'-Fe,立方结构的 (Fe, Cr)₂O₃(空间群号 227)^[19] 和六方结构的 (Fe, Cr)₂O₃(空间群号 167)^[19] 三相组成,Cr 以置换 Fe 原子位置的形式固溶在这 2 种不同晶体结构的 (Fe, Cr)₂O₃ 中。对比 XRD 谱还可以发现,600 °C 时 (Fe, Cr)₂O₃ 的衍射峰相对强度明显增加。

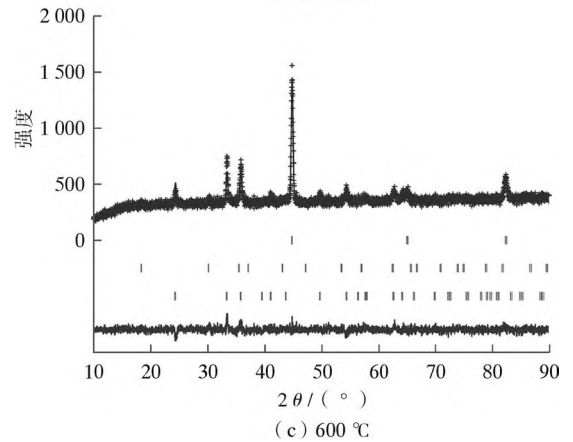
由表 3 的结果进一步可知,600 °C 时 (Fe, Cr)₂O₃ 的相丰度由 400 °C 时的 34% 大幅增加到 48%,表明 600 °C 时硬面层的氧化更加剧烈。Rietveld 拟合的结果显示,在 414N 硬面层高温磨损时,硬面层中的 Cr 氧化进入 (Fe, Cr)₂O₃ 的晶格中,其分别占据立方晶格的 16d 和六方晶格的 12c 位置。随温度的升高,Cr 在立方晶格中的占位因子基本保持稳定,而在六方晶格的占位因子在 500 °C 时有明显的下降,从 0.15 较大幅度地降



(a) 400 °C



(b) 500 °C



(c) 600 °C

图 6 试样测试(+)和 Rietveld 拟合(线)的 XRD 谱

到 0.12。这意味着温度不但影响氧化皮的相结构,也对相的化学成分造成重要影响,进而作用于高温磨损的进程。

由高温磨损 SEM/EDX 分析可知,白亮和暗黑色氧化物的化学成分不同;并且随温度升高,白亮氧化物中 Cr 含量基本保持稳定,而暗黑色氧化物中 Cr 含量下降。进一步结合 XRD 分析,可以初步判断暗黑色氧化物中的六方结构 (Fe, Cr)₂O₃ 含量较高;而立方结构 (Fe, Cr)₂O₃ 含量高的白亮氧化皮强度低,容易在磨损剪切应力的作用下破碎、部分黏附在暗黑色氧化物上,导致氧化磨损和磨屑磨损。李小艳等^[9]对模具钢高温

磨损行为的研究发现,Cr含量低时,磨损严重;当氧化物中的Cr含量增加2.0%(质量分数)时,氧化物的致密性明显增加,能较好地减缓氧化磨损。张群莉等^[20]和徐卫仙等^[21]的研究都表明,氧化皮中Cr含量的增加能增加氧化皮的润滑能力,降低摩擦系数。因此,随磨损温度的升高,尽管414N硬面层磨损过程中氧化物生成量更多;但是,一方面:高温下白亮氧化物碎屑与磨面的黏附力下降,500℃以上时,被压入磨面的白亮氧化物大幅减少,其润滑和保护作用大大减弱;另一方面,黑色氧化物中Cr含量持续降低,导致性能下降,发生较严重的氧化皮剥落。此外,氧化膜作用的发挥需要基体具有良好的热强性和热稳定性,保证磨损过程中基体对氧化物的稳定支撑^[22]。随温度升高,414N硬面合金发生不同程度的软化,导致热强性降低;其次,温度升高也导致Cr的碳化物析出,使基体固溶的Cr含量降低和晶界Cr的贫化,导致基体热稳定性下降和晶间氧化^[9,23]。上述这些方面是42CrMo连铸辊表面堆焊414N硬面层在500℃以上高温磨损机制和性能发生较大改变的主要原因。

3 结 论

(1)42CrMo连铸辊表面堆焊414N硬面层在400,500,600℃时,摩擦系数分别为0.412,0.429,0.432;温度由400℃升高到500℃,磨损性能快速下降,500,600℃下的平均磨损深度分别约为400℃下的2.1和2.5倍。

(2)400℃时,414N硬面层高温磨损机制为氧化磨损、磨屑磨损和少量氧化物剥落磨损;而500,600℃时,硬面层主要发生氧化磨损和氧化物剥落磨损。

(3)在高温磨损时,414N硬面层发生氧化的表层都由 α' -Fe,立方结构和六方结构的 $(Fe, Cr)_2O_3$ 相组成,600℃时 $(Fe, Cr)_2O_3$ 的相丰度由400℃时的34%大幅增加到48%,而六方晶格中的Cr占位因子在500℃时有明显的下降。氧化皮的相组成和Cr的含量是决定硬面层高温磨损方式和性能的主要因素。

[参 考 文 献]

[1] 刘西洋. 不锈钢药芯焊丝激光-MAG复合堆焊工艺及电弧稳定性研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨理工大学, 2019:1.
 [2] 付莉超, 赵鑫, 姚洪平, 等. 合金元素Nb对细化连铸辊堆焊金属组织的影响[J]. 铸造技术, 2015, 36(2): 477-479.
 [3] 栾敬岳. 连铸辊埋弧焊堆焊层组织与性能的研究[D]. 大连:大连交通大学, 2008:2.

[4] KONOVALENKO V, MARUSHCHAK P O, KUZ O N. A method for processing and analysis of the images of a network of thermal fatigue cracks on the surfaces of rollers of continuous casting machines [J]. Materials Science, 2018, 54(2):175-183.
 [5] YB/T 4326-2013, 连铸辊焊接复合制造技术规范[S].
 [6] 王宇, 曾伟, 韩靖, 等. 氮碳共渗对ER8车轮钢高温摩擦磨损性能的影响[J]. 材料导报, 2020, 34(9): 18 119-18 124.
 [7] 黄夏旭, 申炎华, 靳舜尧, 等. NM400/NM500级矿山机械用钢的高温磨损性能及机理[J]. 工程科学学报, 2019, 41(6): 797-808.
 [8] 吴帅, 付航涛, 连勇, 等. 一种新型热作模具钢的高温磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2016, 36(1): 104-109.
 [9] 李小艳, 王树奇, 崔向红, 等. 铬和钼对精铸热锻模具钢高温磨损行为的影响[J]. 铸造技术, 2007, 28(6): 761-765.
 [10] 顾绳初, 朱丽慧, 段元满, 等. M2高速钢的高温磨损行为[J]. 上海金属, 2020, 42(4): 50-55.
 [11] 白植雄, 左鹏鹏, 计杰, 等. 两种热作模具钢的高温摩擦磨损性能[J]. 工程科学学报, 2019, 41(7): 906-913.
 [12] ZHANG P, ZHANG L, WEI D B, et al. Substance evolution and wear mechanism on friction contact area of brake disc for high-speed railway trains at high temperature [J]. Engineering Failure Analysis, 2020, 111(3): 104 472-1-13.
 [13] 张浦. 板坯连铸扇形铸辊热-力行为及辊径优化研究[D]. 沈阳:东北大学, 2014, 51.
 [14] 刘震, 高安阳, 赵士光, 等. 42CrMo连铸辊堆焊层的组织结构与性能演变规律[J]. 安徽工业大学学报(自然科学版), 2020, 37(3): 223-228.
 [15] IZUMI F, IKEDA T. A rietveld-analysis program RIETAN-98 and its applications to zeolites [J]. Materials Science Forum, 2000, 321: 198-205.
 [16] 宋瑞宏, 赵本国, 刘铭, 等. 超音速火焰喷涂FeCrBSi合金涂层的高温磨损性能[J]. 稀有金属, 2016, 40(8): 763-769.
 [17] 崔向红. 新型精铸热锻模具钢的高温磨损行为的研究[D]. 长春:吉林大学, 2006:16.
 [18] 张晓东, 曾招余波, 揭晓华, 等. 激光熔敷WC/Co-Cr合金涂层的高温磨损性能[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(3): 177-181.
 [19] PETRAS L, PREISINGER A, MERETTER K. Phase Transition of Iron Oxide at High Temperature [J]. Materials Science Forum, 1998, 278-281: 396-401.

3 结 论

(1) $\text{Cr}_{19}\text{Fe}_{22}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{25}\text{Mo}_{13}$ 高熵合金显微组织呈典型的树枝晶形态,其中树枝晶为典型的单相 FCC 结构固溶体,而枝晶间为包含有 1 个 FCC 相和 1 个 FCC1 相的混合结构固溶体。

(2) 在相同的腐蚀条件下,与 304SS 相比, $\text{Cr}_{19}\text{Fe}_{22}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{25}\text{Mo}_{13}$ 高熵合金在硫酸、盐酸、硝酸和氯化钠溶液中的耐蚀性均表现较好,腐蚀速率均较低。

(3) 该高熵合金内树枝晶区域无明显腐蚀,而枝晶间区域腐蚀严重,这主要是由于二者间晶体结构有差异。

[参 考 文 献]

- [1] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. *Materials Science and Engineering A, Structural Materials*, 2004, 375-377: 213-218.
- [2] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high-entropy alloys (HEAs) and related concepts[J]. *Acta Materialia*, 2017, 122: 448-511.
- [3] ZHANG Y, ZUO T T, TANG Z, et al. Microstructures and properties of high-entropy alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2014, 61(4): 1-93.
- [4] MURTY B S, YEH J W, RANGANATHAN S. *High-Entropy Alloys* [M]. London: Butterworth-Heinemann, 2014: 1.
- [5] SOHN S, LIU Y, LIU J, et al. Noble metal high-entropy alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 126: 29-32.
- [6] SHI Y Z, YANG B, LIAW P K. Corrosion-resistant high-entropy alloys: A review [J]. *Metals*, 2017(7): 43-61.
- [7] YEH J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 5(6): 299-303.
- [8] WU B, XIE Z, HUANG J, et al. Microstructures and thermodynamic properties of high-entropy alloys CoCrCuFeNi [J]. *Intermetallics*, 2018, 93: 40-46.
- [9] KANG M, WON J W, LIM K R, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. *Korean Journal of Metals and Materials*, 2017, 55(10): 732-738.
- [10] JO M G, KIM H J, KANG M, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded and laser welded

high-entropy alloy CrMnFeCoNi [J]. *Metals and Materials International*, 2018, 24(1): 73-83.

- [11] CAI Z, CUI X, JIN G, et al. Microstructure and thermal stability of a Ni-Cr-Co-Ti-V-Al high-entropy alloy coating by laser surface alloying[J]. *Metals and Materials International*, 2017, 23(5): 1 012-1 018.
- [12] LIU W H, YANG T, LIU C T. Precipitation hardening in CoCrFeNi -based high entropy alloys[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2017, 210: 2-11.
- [13] QING F W, ZHI J W, FENG H, et al. Revealing the selection of σ and μ phases in CoCrFeNiMox high entropy alloys by CALPHAD [J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2018, 39: 446-453.
- [14] CHOU Y L, YEH J W, SHIH H C. The effect of molybdenum on the corrosion behaviour of the high-entropy alloys $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_x$ in aqueous environments[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(8): 2 571-2 581.
- [15] LIU J, LI J, CHENG X, et al. Effect of dilution and macrosegregation on corrosion resistance of laser clad Aer-Met100 steel coating on 300M steel substrate[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 325: 352-359.
- [16] REVIE R W, UHLIC H H. *Corrosion and Corrosion Control*. 4th edition [M]. New Jersey: John Wiley & Sons Co., 2008: 36-37.
- [17] TSAU C H, LIN S X, FANG C H. Microstructures and corrosion behaviors of FeCoNi and CrFeCoNi equimolar alloys [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2017, 186: 534-540.

[编 校 : 宋 媛]

(上 接 第 43 页)

- [20] 张群莉, 徐卫仙, 姚建华, 等. $\text{Co}/\text{介孔 WC}$ 复合涂层的显微结构与高温磨损性能研究 [J]. *中国激光*, 2014, 41(5): 0503002-1-6.
- [21] 徐卫仙, 张群莉, 姚建华. 热锻模激光熔敷 Co 基 WC 涂层的高温磨损性能研究 [J]. *应用激光*, 2013, 33(4): 370-375.
- [22] SO H. Mechanism of oxidational wear [J]. *Wear*, 2002, 253(6): 1 004-1 015.
- [23] 唐定忠, 成世奇. 连铸辊的表面缺陷原因分析及修复工艺 [J]. *装备制造技术*, 2018, 12(3): 180-182.

[编 校 : 魏 兆 军]