

不锈钢等离子渗钨并固体渗碳后的高温摩擦性能

陆小会^{1,2}, 高原^{1,2}, 王成磊^{1,2}, 韦文竹^{1,2}, 张光耀^{1,2}

(1. 桂林电子科技大学 材料科学与工程学院, 广西 桂林 541004;
2. 桂林电子科技大学 广西信息材料重点实验室, 广西 桂林 541004)

摘要: 目的 提高 0Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢的抗高温摩擦性能。方法 利用等离子渗金属技术在不锈钢表面等离子渗钨, 之后进行固体渗碳, 在 HT-500 型球-盘磨损试验机上进行高温摩擦磨损实验, 分析其高温摩擦性能及摩擦机制, 并与不锈钢基体试样及不锈钢渗钨试样进行对比。结果 渗钨试样的渗层厚度约为 45 μm , 渗钨+渗碳试样的渗层厚度达 100 μm 。渗钨+渗碳层弥散分布着许多粒状和短棒状碳化物颗粒, 碳化物类型主要为 MC 型、 M_7C_3 型和 M_{23}C_6 型。基材的摩擦曲线波动起伏大; 渗钨试样的摩擦系数较大, 但磨损微观表现平稳; 渗钨+渗碳试样的摩擦系数最小。磨损失重由大到小依次为: 基材>渗钨试样>渗钨+渗碳试样。在 300, 500 $^{\circ}\text{C}$ 下, 渗钨试样的耐磨性相对基材分别提高至 1.47 倍和 1.94 倍, 渗钨+渗碳试样分别提高至 2.13 和 2.28 倍。基材划痕尺寸宽且较深; 渗钨试样的表面硬度提高, 且摩擦磨损过程中出现了合金氧化物; 渗钨+渗碳试样的表面硬度高, 基体韧性好, 仅出现了很浅且窄的磨痕。结论 通过等离子渗钨及离子渗钨+固体渗碳, 均能提高不锈钢表面的抗高温摩擦性能, 相比之下, 离子渗钨+固体渗碳的效果更好。

关键词: 奥氏体不锈钢; 双辉等离子; 固体渗碳; 渗钨合金层; 碳化物; 高温摩擦性能

中图分类号: TG174.445 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2015)08-0038-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2015.08.007

High-temperature Wear Properties of Austenite Stainless Steel with Plasma Surface Hafniuming and Carburization

LU Xiao-hui^{1,2}, GAO Yuan^{1,2}, WANG Cheng-lei^{1,2}, WEI Wen-zhu^{1,2}, ZHANG Guang-yao^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China;

2. Guangxi Key Laboratory of Information Materials, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

收稿日期: 2015-04-04; 修订日期: 2015-05-24

Received: 2015-04-04; Revised: 2015-05-24

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51264007); 国家自然科学基金青年基金(51201043); 广西科学研究与技术开发科技攻关计划项目(桂科攻 12118020-2-2-1); 广西信息材料重点实验室项目(桂科能 1210908-10-Z); 桂林电子科技大学研究生教育创新计划资助项目(GDYCSZ201433)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China(51264007), National Natural Science Foundation of China for Youth(51201043), Guangxi Scientific Research and Technology Development of Science and Technology Projects (12118020-2-2-1), Guangxi Key Laboratory of Information Materials Project (1210908-10-Z), Innovation Project of GUET Graduate Education(GDYCSZ201433)

作者简介: 陆小会(1989—), 女, 山东人, 硕士研究生, 主要研究材料表面改性。

Biography: LU Xiao-hui(1989—), Female, from Shandong, Master graduate student, Research focus: surface modification of materials.

通讯作者: 高原(1954—), 男, 广西人, 博士, 教授, 主要从事材料表面改性研究。

Corresponding author: GAO Yuan(1954—), Male, from Guangxi, Ph. D., Professor, Research focus: surface modification of materials.

ABSTRACT: **Objective** To improve high-temperature wear properties of 0Cr18Ni9Ti austenite stainless steel. **Methods** Wear properties of stainless steel (substrate for short), and the substrates after treatment with plasma surface hafniuming and carburization were investigated on HT-500 ball-disc wear tester. The high-temperature friction properties and friction mechanism were analyzed and compared with those of the stainless steel substrate and stainless steel with surface hafniuming. **Results** The thickness of Hf-alloyed layer was 45 μm , and that of Hf+C layer was 100 μm . The Hf+C layer dispersed a large amount of granular particles and short sticks of carbide, and the main types of carbide were MC, M_7C_3 and M_{23}C_6 . The wear curve of the substrate showed large fluctuation, the Hf-alloyed sample had greater friction coefficient but the wear microstructure was stable; the Hf+C-treated sample had the minimum friction coefficient. The wear loss was in the order of substrate > Hf-alloyed sample > Hf+C-treated sample. The relative wear resistance of Hf-alloyed sample at 300 $^{\circ}\text{C}$ and 500 $^{\circ}\text{C}$ were 1.47 and 1.94 times of the substrate, while that of Hf+C-treated sample was about 2.13 and 2.28 times of the substrate. The scratches of the substrate were wide and deep. The surface hardness of Hf-alloyed sample was improved, and alloy oxide was generated during the friction wear process. The Hf+C-treated sample had high surface hardness and the matrix had good toughness, the scratches were shallow and narrow. **Conclusion** Hafniuming and carburization could improve the high-temperature wear properties of the surface of 0Cr18Ni9Ti austenite stainless steel, and Hf+C-treated sample showed better wear performance.

KEY WORDS: Austenitic stainless steel; double glow plasma; carburizing; Hf-alloyed layer; carbide; high-temperature wear behavior

奥氏体不锈钢使用量约占不锈钢总产量的70%,在工业生产中占据着重要的地位。0Cr18Ni9Ti奥氏体不锈钢是其中重要的一种,尤其作为高温材料应用广泛,但是其硬度较低,而且高温耐磨性较差^[1]。稀有金属钪及其化合物具有高熔点、高硬度以及较高的综合性价比,在钢中加入钪元素来提高钢的高温性能具备理论依据^[2],但国内外将稀有金属钪应用在抗高温涂层的相关研究较少。桂林电子科技大学表面改性研究室对奥氏体不锈钢表面进行等离子渗钪^[3],形成表面含钪扩散层+沉积层,并在此基础上进行渗碳,利用稳定性极好的钪、铬碳化物以及钪能够增加钛、铬、镍的高温扩散激活能的特点,形成表面致密、稳定的合金碳化物和金属氧化物层,以获得一种表面耐高温氧化、抗高温摩擦,心部具有一定塑性和韧性的新型合金材料。文中对0Cr18Ni9Ti奥氏体不锈钢未处理试样、0Cr18Ni9Ti奥氏体不锈钢等离子渗钪试样和0Cr18Ni9Ti奥氏体不锈钢等离子渗钪+渗碳试样(以下分别简称基材、渗钪试样、渗钪+渗碳试样)的高温摩擦磨损性能进行对比研究,并探讨高温下的摩擦磨损机理。

1 实验

1.1 渗钪、渗碳处理

材料为0Cr18Ni9Ti奥氏体不锈钢板,试样经线切割加工,尺寸为35 mm×10 mm×4 mm。渗钪用源极材料为纯度99.99%的钪板,尺寸为90 mm×60 mm×5

mm。渗钪前,试样先经过320[#],800[#],1000[#],1500[#],2000[#]水磨砂纸依次打磨,并用抛光机抛光,再经丙酮超声波清洗干净,烘干。

等离子渗钪处理采用DGLT-15型多功能离子化学热处理炉。工艺条件为:工作气体采用氩气,极间距25~30 mm,工作气压30~35 Pa,保温温度1100 $^{\circ}\text{C}$,源极电压790~810 V,保温时间5 h。渗钪工作温度由WDL-31型光电温度计监测。

渗碳处理采用SG-T2-15井式电阻炉。工艺条件为:渗碳温度930 $^{\circ}\text{C}$,渗碳形式采用固体渗碳,新旧渗碳剂质量比为1:2,保温时间为5 h。渗碳结束后,随炉缓冷至室温。

1.2 表征及检测

采用HT-500型球-盘磨损试验机对基材、渗钪试样、渗钪+渗碳试样的摩擦性能进行研究。摩擦副为直径4 mm的 Si_3N_4 小球,载荷5 N,电机转速560 r/min,摩擦半径3 mm,磨损时间25 min,摩擦试验温度分别为300,500 $^{\circ}\text{C}$ 。采用感量为0.1 mg的BT124S型电子天平称取试样高温磨损前后的质量,计算磨损失重。

采用Carl Zeiss Axio Scope A1型光学显微镜,对表面改性层进行显微组织观察及渗层厚度测定;用JEOL/JSM-5610LV型扫描电镜(附带能谱仪)观察渗层形貌,并检测其表面成分及分布;用Bruker-axs-D8型X射线衍射仪测试表面相结构;用HV-1000型显微硬度计(日本岛津)测定合金层的表面硬度。

2 结果与分析

2.1 渗层表面形貌及物相

图1为渗钪试样的截面金相照片。由图1可见,基体组织与渗层之间存在明显的扩散线^[4],说明在渗钪过程中,基体表面发生反应扩散,形成了新相。由图2可知,表面主要相结构为 Hf_2Fe 、 HfC 和 Hf 。其形成原因是:在渗钪过程中, Hf 易与基体中的 Fe 及 C 反应形成化合物,且随着渗钪的进行,试样表面会沉积一定厚度的 Hf 单质。钪是强碳化物形成元素,可以从不锈钢基体中铬的碳化物中置换出铬,从而形成钪的碳化物。 HfC 是一种超高温材料,具有面心立方点阵的密排结构,其硬度高,熔点高,是已知最稳定的碳化物之一^[5]。金属间化合物 Hf_2Fe 为Laves相,Laves相一般作为高温结构材料出现在成分复杂的耐热钢中,是现代耐热钢中的一种强化相。

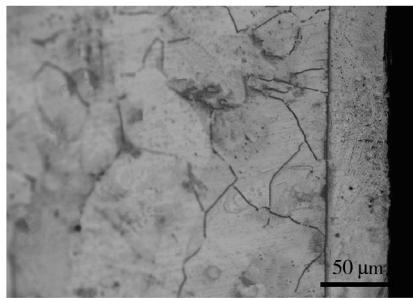


图1 渗钪试样截面金相照片

Fig. 1 Cross-section photomicrograph of Hf-alloyed layer

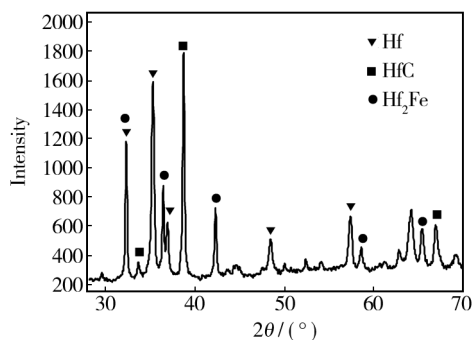


图2 渗钪试样表面XRD图谱

Fig. 2 XRD pattern of Hf-alloyed layer

渗钪层是由含钪的固溶体扩散层+沉积层组成的高合金层,其中扩散层是钪渗入基体形成的冶金结合层,使得基体与渗层成为一体,不会产生剥落。经测定,渗层厚约50 μm,无孔洞、裂纹,且致密性高^[6]。

图3为渗钪+渗碳试样的截面金相照片和表面SEM照片。由图3可见,试样表面形成了厚度达100 μm的强化层,渗层截面及表面均能看到许多弥散分布且均匀、细小的碳化物颗粒,形态主要为粒状和块状,其尺寸在1~5 μm范围内^[7]。由于表面为高合金层,含有较多的钪、钛、铬等强碳化物形成元素,且高温渗碳时,渗层碳固溶度较高,因此渗碳后的缓冷过程中形成了大量的钪、钛、铬碳化物析出相^[8]。碳原子中的p电子和金属原子中的d电子间可以形成共价键,从而产生很强的内聚力,故碳化物与纯金属相比,具有高硬度、高弹性模量和高熔点,因此碳化物的析出有利于基体强度、硬度的提高。渗层中的钪和钛形成了MC型碳化物,这种简单类型的碳化物硬度高,熔点高,稳定性好,可大大提高合金层的物理和力学性能^[9]。

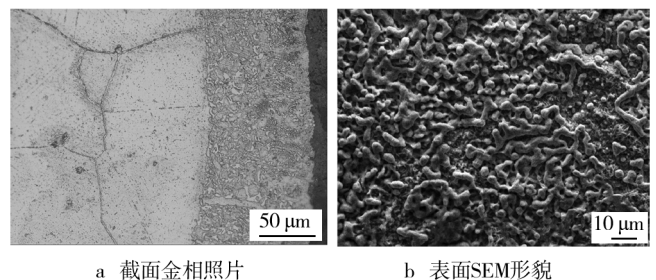


图3 渗钪+渗碳试样微观形貌

Fig. 3 Micro morphology of the Hf + C-layer: a) Photomicrograph; b) SEM morphology

稳定性较高的碳化物也是高温合金重要的强化相,对钢的高温性能起到关键作用^[10]。因为该渗碳层是在原渗钪层的基础上原位形成的,所以渗层与基体也呈冶金结合。图4为渗钪+渗碳试样表面XRD物相图谱。由图谱可见,表面碳化物的主要类型为含钪和钛的MC型碳化物以及含铬的 M_7C_3 、 M_{23}C_6 型碳

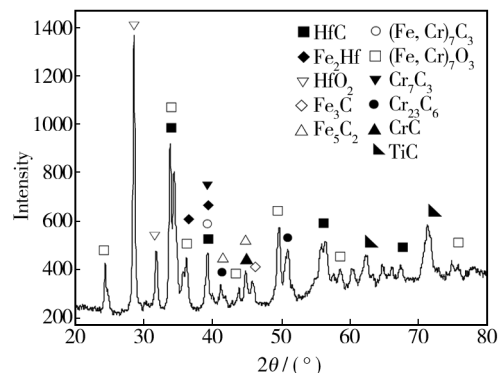


图4 渗钪+渗碳试样表面XRD图谱

Fig. 4 XRD pattern of the Hf+C-layer

化物;此外,还生成了钆的金属间化合物和氧化物(Fe_2Hf 和 HfO_2)。

2.2 渗层摩擦磨损性能

图 5 为不同温度下三种试样的摩擦系数曲线。由图 5 可见,渗钆试样表面的摩擦系数高于基材,其摩擦系数较稳定,曲线较为平滑。与之相比,基材的摩擦系数较小,但是基材在各温度下的摩擦系数表现出不稳定,曲线波动起伏较大。渗钆+渗碳试样的摩擦系数最稳定,起伏不大。这可能是因为渗钆+渗碳试样表面弥散分布着许多高硬度的碳化物^[11]。

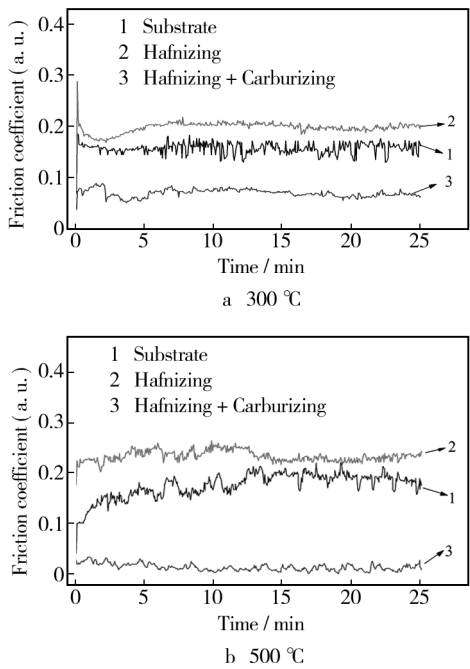


图 5 不同温度下各试样的摩擦系数曲线
Fig. 5 Friction coefficient curves of different samples at 300 °C/
500 °C

300 °C 时,渗钆试样的摩擦系数为 0.2 左右,但是在整个摩擦过程中显得平缓、较稳定,没有出现大的波动;基材的摩擦系数不稳定,曲线起伏较大,介于 0.12~0.2 之间;渗钆+渗碳试样在摩擦过程中,摩擦系数一直低于 0.1,基本上在 0.06 左右,且随着时间的延长,几乎无变化。温度升高至 500 °C 时,渗钆试样的摩擦曲线出现小范围起伏,在 0.2~0.25 之间波动,并且随着时间的延长,变化趋于平缓;基材的摩擦曲线大范围起伏,在 0.1~0.2 之间波动,说明此时表面形态发生了变化。此外,基材与渗钆试样的摩擦系数均较高。渗钆+渗碳试样摩擦系数明显更低,且变化很小。摩擦系数的表征有助于了解试样微观下的

磨损行为。

磨损速率与磨损失重的关系为^[11-12]:

$$v = \Delta m / \Delta t \tag{1}$$

式中: v 为磨损速率(g/min); Δm 为试样磨损质量(g); Δt 为总磨损时间(min)。

设不锈钢基材、渗钆试样、渗钆+渗碳试样的磨损速率分别为 v_1, v_2, v_3 , 则有:

$$v_1/v_2 = (\Delta m_1/\Delta m_2) \times (\Delta t_2/\Delta t_1) \tag{2}$$

$$v_1/v_3 = (\Delta m_1/\Delta m_3) \times (\Delta t_3/\Delta t_1) \tag{3}$$

测试耐磨性时, $\Delta m_1, \Delta m_2, \Delta m_3$ 分别为基材、渗钆试样、渗钆+渗碳试样的平均磨损失重, $\Delta t_1 = \Delta t_2 = \Delta t_3$, 令 $v_1 = 1$, 可得出渗金属试样相对基材的相对磨损速率,见表 1。由表 1 可知,磨损失重由大到小依次为:基材>渗钆试样>渗钆+渗碳试样。这说明经过表面改性后,不锈钢耐磨性得到了提高。另外,500 °C 下的磨损失重比 300 °C 下的磨损失重要小。这可能是由于随着温度升高,钆的氧化物在接触面上产生了一种类似润滑的作用,进而有效减缓了摩擦阻力,使得接触面间发生剥落的几率大大减小,导致温度升高,磨损失重反而减小。

表 1 各试样在 300 °C 和 500 °C 下的磨损失重及相对磨损速率
Tab.1 Wear loss and relative wear resistance of different samples at 300 °C and 500 °C

Samples	Wear loss (Δm)/g		Relative wear resistance	
	300 °C	500 °C	300 °C	500 °C
Substrate	0.0192	0.0185	1	1
Hafnizing	0.0131	0.0095	1.47	1.94
Hafnizing+Carburizing	0.0090	0.0081	2.13	2.28

对比表 1 的相对耐磨性数据可见,基材通过渗钆及渗碳后,耐磨性依次提高。经测定,渗钆试样表面硬度为 630HV0.1,比不锈钢基材(220HV0.1)提高了近 2 倍;并且,活性钆原子的渗入可能使基材发生一定程度的晶格畸变,从而增大位错运动的阻力,阻止晶体滑移,导致摩擦时受到阻力;此外,渗碳后,表面存在铬的 M_7C_3 和 M_{23}C_6 型碳化物、HfC 等硬质相,且渗碳层厚度达到 100 μm ,在截面存在碳化物及其他成分的梯度分布,可有效阻止氮化硅小球的对磨;这三方面的原因使得表面耐磨性大大提高。

2.3 磨损机制分析

图 6 为各试样在高温(500 °C)下摩擦磨损后的

表面金相图。由图 6a 可知,基材磨痕的形状不规则,磨痕较宽、较深,明显存在严重的粘着、撕裂现象,说明塑性变形较大,表面材质流动特征明显,粘接后撕裂并脱落。究其原因,基材的硬度较低,韧性较好,在干摩擦条件下的承载能力比较差,因此产生粘着转移和塑性流动,表面粗化比较明显,磨痕比较宽。随着时间延长,后期由于塑性区加深,出现较大块状和层状剥落,是典型的粘着磨损特征。渗钎试样和渗钎+渗碳试样表面磨痕较浅,划痕较少,磨损较为轻微,主要为磨粒磨损。表 2 为各试样在 500 °C 下摩擦后的磨痕成分分布。由表 2 可以看出,基材磨痕氧含量为 13.68%,表明高温磨损过程中存在表面氧化物不断产生的机制。由于基材硬度低,很容易塑性流变及犁削,且磨损量大,氧化状态下氧化物难以均匀成膜,很难起到减摩作用,以致产生了较大磨损。

从图 6b 可以看出,渗钎试样高温摩擦后,出现了少量较深的犁沟和刮痕,磨痕比基材试样少且窄,磨

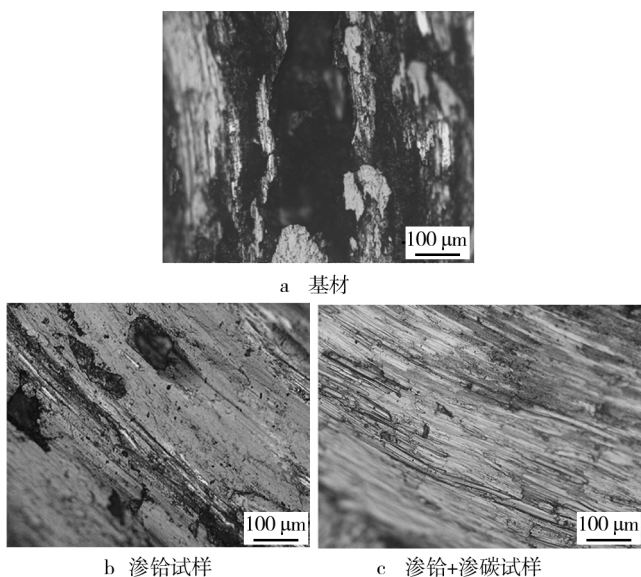


图 6 各试样高温摩擦磨损后的表面金相图

Fig. 6 Surface photomicrographs of different samples after wear at 500 °C: a) Substrate; b) Hf-layer; c) Hf+C-layer

表 2 各试样高温摩擦后磨痕成分分布

Tab. 2 Composition of wear scar on samples after wear at 500 °C

Samples	Atom percent/%				
	C	O	Cr	Fe	Hf
Substrate	5.35	13.68	15.59	57.99	—
Hafnizing	5.39	13.99	6.69	29.15	41.89
Hafnizing+Carburizing	8.49	18.31	13.32	52.84	7

痕条数和深度基本均匀,说明整个过程中的磨损比较平稳,未出现明显的塑性流动和粘着,有少量的粘着物存在,产生了较浅的划痕,因此,渗钎试样对摩擦小球的摩擦有很好的抵抗作用^[13]。由于渗钎试样表面钎含量较高,形成了致密的氧化物层,该氧化物层可有效地减小摩擦。由表 2 的成分检测结果可知,磨损后,表面钎原子数分数达 41.89%,产生了一定固溶强化,故渗层表面未脱落和撕裂。渗层表面的较高硬度以及渗层与基体的冶金结合使得试样体现出较好的耐磨性。在高温环境中,渗层表面的合金元素与空气中的氧反应生成氧化膜,起到的润滑作用减缓了渗层的磨损;另外,加入钎可以提高原子间结合力,阻止原子扩散,起到固溶强化作用。磨损过程分析如下:在对磨初期,表面由于不平的状态而产生微量的细小磨屑,在接触面伴有一定的磨粒磨损;随着时间延长,在不断摩擦及高温下形成氧化膜,一定程度上减小了摩擦系数,伴随着以氧化机制为主的摩擦磨损;最后,氧化层被逐步磨去,新的表面裸露出来,但很快又有新的氧化膜形成。

从图 6c 可以看出,在高温摩擦后,渗钎+渗碳试样表面的磨痕很浅,且数量很少,未发现明显的塑性变形和表面物质迁移,表现出了较强的抗高温磨损能力。这可能是由于试样表面有一层硬度高且耐高温的碳化物弥散层以及有效的钎氧化物层,大大降低了摩擦系数,并支撑表面受压力的对磨状态^[14]。随着高温摩擦的进行,磨损表面与氧气接触,出现一层致密的氧化物膜。氧化膜致密连续,从而对表面起到保护和润滑作用,且表面不易被磨穿。由表 2 可知,渗钎+渗碳试样表面的碳、氧含量均较高,说明合金元素钎、铬、钛形成的碳化物以及钎、钎氧化物膜是显著提高其高温耐磨性的主要因素^[15]。

3 结论

1) 渗钎试样渗层厚度约为 50 μm,渗层与基体间呈冶金结合且分布连续,表面物相有 Hf, HfC 和 Hf₂Fe。渗钎+渗碳试样渗层厚度达 100 μm,弥散分布着许多粒状和棒状碳化物颗粒,颗粒尺寸在 1 ~ 5 μm,碳化物类型主要是 MC 型、M₇C₃ 型和 M₂₃C₆ 型。

2) 在 300, 500 °C 下,基材的摩擦曲线波动起伏大,耐摩擦性能较差;渗钎试样摩擦系数较大,但磨损微观细节表现平稳;渗钎+渗碳试样摩擦系数最小。磨损失重由大到小依次为:基材>渗钎试样>渗钎+渗

碳试样。300,500℃下,渗钼试样的耐磨性相对基材分别提高至1.47倍和1.94倍,渗钼+渗碳试样则分别提高至2.13倍和2.28倍。

3) 高温摩擦后,基材表面划痕尺寸宽且深,出现了大量的片状剥落,表面粗化明显。渗钼试样由于固溶强化,因此表面硬度提高,承载能力增加,且在磨损过程中出现合金氧化物。渗钼+渗碳试样表面硬度高,耐磨硬点多,基体韧性好且支撑作用较强,仅出现了很浅且窄的磨痕。

参考文献

- [1] 韩杰才,胡平,张幸红,等.超高温材料的研究进展[J].固体火箭技术,2006,28(4):289.
HAN Jie-cai, HU Ping, ZHANG Xing-hong, et al. Advance on Ultra-high Temperature Materials[J]. Journal of Solid Rocket Technology, 2006, 28(4): 289.
- [2] 谢锡善.我国高温材料的应用与发展[J].机械工程材料,2004,28(1):2.
XIE Xi-shan. The Development and Application of High Temperature Materials in China[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2004, 28(1): 2.
- [3] 徐重.等离子表面冶金学[M].北京:科学出版社,2008.
XU Zhong. Plasma Surface Metallurgy[M]. Beijing: Science Press, 2008.
- [4] 徐重,张艳梅,张平则,等.双层辉光等离子表面冶金技术[J].热处理,2009,24(1):1.
XU Zhong, ZHANG Yan-mei, ZHANG Ping-ze, et al. Double Glow Plasma Surface Metallurgy Technology[J]. Heat Treatment, 2009, 24(1): 1.
- [5] 郑运荣,蔡玉林,阮中慈,等.Hf和Zr在高温材料中作用机理研究[J].航空材料学报,2006(3):15.
ZHENG Yun-rong, CAI Yu-lin, RUAN Zhong-ci, et al. Investigation of Effect Mechanism of Hafnium and Zirconium in High Temperature Materials[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006(3): 15.
- [6] 蔡航伟,高原,马志康,等.0Cr18Ni9Ti不锈钢表面等离子渗钼合金层的研究[J].真空科学与技术学报,2013,33(11):1133.
CAI Hang-wei, GAO Yuan, MA Zhi-kang, et al. Surface Modification of 0Cr18Ni9Ti Stainless Steel by Zr-alloying[J]. Chinese Journal of Vacuum Science and Technology, 2013, 33(11): 1133.
- [7] 张丙静,石巨岩,滕尚君.20Cr钢超饱和渗碳工艺及其渗层组织与耐磨性能[J].金属热处理,2007,32(8):84.
ZHANG Bing-jing, SHI Ju-yan, TENG Shang-jun. Microstructure and Wear Resistance of Supersaturation Carburized Layer on 20Cr Steel[J]. Heat Treatments of Metals, 2007, 32(8): 84.
- [8] 李朋,潘邻,张良界,等.奥氏体不锈钢渗碳层的组织及耐蚀强化性能研究[J].表面技术,2013,42(4):69.
LI Peng, PAN Lin, ZHANG Liang-jie, et al. Study on Structure and Corrosion Resistance Analysis of Carburizing Organization of Austenitic Stainless Steel[J]. Surface Technology, 2013, 42(4): 69.
- [9] 卢金斌,马丽.不锈钢等离子渗碳工艺及渗层组织和性能的研究[J].材料保护,2007,40(2):35.
LU Jin-bin, MA Li. Study of Plasma Carburizing Process for Stainless Steel and Microstructure and Mechanical Properties of the Carburizing layer[J]. Material Protection, 2007, 40(2): 35.
- [10] 叶健松,戚正风.高合金钢固体渗碳及渗层扩散的计算机模拟[J].金属热处理,2001,26(7):22.
YE Jian-song, QI Zheng-feng. Computer Simulation of Solid Carburization and Diffusion Annealing of High Alloy Steels[J]. Heat Treatments of Metal, 2001, 26(7): 22.
- [11] 贲能军,严国军,顾琪,等.TC4合金表面等离子渗Mo层制备及其高温摩擦磨损性能[J].热加工工艺,2013,42(22):125.
BEN Neng-jun, YAN Guo-jun, GU Qi, et al. High Temperature Friction and Wear Performance of TC4 Alloy with Surface Plasma Mo Penetration[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(22): 125.
- [12] 陆小会,高原,王成磊,等.氮化钛薄膜与稀土表面高速钢的滑动磨损研究[J].稀土,2014(2):5.
LU Xiao-hui, GAO Yuan, WANG Cheng-lei, et al. Research on Sliding Wear of TiN Film and Surface Rare-earth High Speed Steel[J]. Chinese Rare Earths, 2014(2): 5.
- [13] 邢泽炳,翟鹏飞,张静,等.低碳钢表面渗碳及其耐磨性能研究[J].山西农业大学学报:自然科学版,2012,32(1):81.
XING Ze-bing, ZHAI Peng-fei, ZHANG Jing, et al. Study on the Surface Carburization of Low-carbon Steel and Its Wear-resisting Property[J]. Journal of Shanxi Agricultural University (Natural Science Edition), 2012, 32(1): 81.
- [14] 于海峰,马永,张翔宇,等.纯钛表面钼改性层的抗磨损性能[J].热加工工艺,2013,42(20):174.
YU Hai-feng, MA Yong, ZHANG Xiang-yu, et al. Wear Resistance of Mo Surface Modified Layer on Pure Ti[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(20): 174.
- [15] 闫志琴,刘燕萍.不锈钢离子渗碳耐磨性的研究[J].表面技术,2007,36(1):31.
YAN Zhi-qin, LIU Yan-ping. Research on the Wear Resistance of Stainless Steel by Plasma Carburization Process[J]. Surface Technology, 2007, 36(1): 31.