

等离子渗铬及复合强化处理提高耐磨性能的研究

Study on Improving Wear-resistance of Steel by Plasma
Chromizing and Compound Strengthening

高原¹, 徐重²

(1 桂林电子工业学院, 广西 桂林 541004; 2 太原理工大学, 太原 030024)

GAO Yuan¹, XU Zhong²

(1 Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, Guangxi, China;

2 Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

摘要: 利用铬与 α -Fe无限互溶, 含铬的共晶碳化物与二次碳化物形成机理不同, 首先在 Q235 钢和 45 钢表面渗入合金元素铬, 形成高铬合金扩散层, 表面含铬量达到 40% (质量分数, 下同) 以上, 并在一定范围内使表面合金层铬含量呈梯度分布。利用铬是碳化物形成元素, 进行等离子渗碳, 因为碳化物形成温度低, 在高铬合金层中固体形核长大, 所形成的含铬碳化物弥散、细小、均匀。虽表面含碳量达 2.8% 以上, 但是没有共晶碳化物。经淬火及回火处理, 表面硬度在 HV1800 以上。磨损实验表明: 与对磨淬火 GCr15 钢相比, 耐磨性能提高 7 倍以上。

关键词: 等离子渗铬; 渗碳; 莱氏体; 碳化物

中图分类号: TG156 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2006)12-0061-04

Abstract: At first, plasma chromizing was engaged in cheaper material Q235 and 45 steel surface and the high chromized layer content were formed on the surface of these steels. The chromized layer contained more than 40% (mass fraction) of chromium. After plasma carburizing, the carbon content would be more than 2.8% (mass fraction), the carbides were very fine and distributed uniformly. These was no eutectic carbides in this kind of layer. The hardness on the surface after such compound strengthening was more than HV1800. Compared to the steel GCr15, the wear-resistance was increased about 7-times.

Key words: plasma chromizing; carburizing; ledeburite ;carbide

高铬钢中因共晶碳化物较多, 又称之为莱氏体钢。铬大部分集中在共晶碳化物中, 促成碳化物分布不均匀。使其在热处理时极易出现不均匀变形、过烧过热等现象。力学性能呈现各向异性。特别是粗大的共晶角状碳化物, 是引起材料在使用过程中自发脆裂的重要原因^[1]。长期以来高铬钢中如何利用和改善共晶碳化物, 一直是材料研究工作者重点研究的对象之一。本课题采用渗铬+ 渗碳+ 淬火和回火的复合工艺技术, 首先提高碳钢表面的合金元素含量, 随后进行等离子渗碳, 使表面形成大量弥散碳化物, 最后经过淬火及回火处理。依据表面相变强化、弥散和析出强化相结合的基本原理, 实现表面硬度和耐磨性的大幅度提高。

1 工艺实验及参数

1.1 实验材料

实验材料为 Q235 钢和 45 钢, 试样尺寸为 $\phi 6\text{mm} \times 8\text{mm} + \phi 4\text{mm} \times 10\text{mm}$ (圆柱阶梯状); 表面含碳量检

测材料为 20 钢, 试样尺寸为 $315\text{mm} \times 12\text{mm} \times 0.15\text{mm}$ (片状)。

1.2 实验设备

渗铬和渗碳均采用双层辉光离子渗技术^[2]。工艺设备采用自制 20kW 双层辉光离子渗金属炉; 用 SEM 扫描电镜观察组织形貌; 用 LECE 图像分析仪进行组织观察和碳化物数量分析; 用辉光放电剥层分析仪 (GDA750) 进行渗层合金元素成分分析; 用 M-400-Hleco 显微硬度仪测表面及渗层硬度; 用化学分析法测表面含碳量; 用德国 X 射线衍射仪检测碳化物结构类型; 用 4kW 管式炉通入保护气体氩气进行淬火加热, 热油中淬火, 4kW 小型箱式炉进行低温回火; 用 ML-10 型磨料磨损试验机进行耐磨实验。

1.3 渗铬工艺及参数

源极材料采用 100% 的铬粉, 冶金浇注后轧制成尺寸为 $80\text{mm} \times 40\text{mm} \times 8\text{mm}$ 的板状。渗铬时, 将源极和试样置于真空炉的辅助阴极中, 相对放置, 间距为

20~ 25mm。抽真空到极限后, 立即充入氩气, 逐步达到工作气压, 在此期间在源极及试样上分别加入直流电压, 源极和阴极分别起辉, 轰击清理干净表面之后, 升温到 1000℃, 保温 4h, 随炉冷却。工艺参数如下: 源极电压为 950~ 1000V; 工件电压为 450~ 500V; 工作气压为 30~ 50Pa; 保温温度为(1000±10)℃; 保温时间为 4h。

1.4 渗碳工艺及参数

表面渗铬之后, 为获得高铬高碳的耐磨组织, 采用双层辉光等离子渗碳工艺技术。其基本原理是将辅助阴极作为外加热源, 试样悬吊在桶形的辅助阴极中。桶形辅助阴极本身、试样与试样之间所产生的等电位空心阴极效应、辅助阴极与试样之间所产生的不等电位空心阴极效应, 使辉光放电效果增强, 电离密度增加, 电子、离子和活性原子的分解数量增多, 轰击能量增大, 试样表面浓度梯度增高, 渗入速度加快^[3]。等离子渗碳工艺参数: 950℃×1h(强渗)+ 950℃×1h(扩散); 试样电压为 400~ 500V; 电流为 0.8~ 1.5A; 辅助阴极加热电压为 600~ 750V; 加热电流为 2.8~ 3.3A; 工作气压为 1×10³~ 5×10³Pa; 渗碳气体为甲烷+ 氩气(流量比为 1: 1)。

1.5 淬火和回火工艺及参数

淬火采用 4kW 高温加热管式炉加热, 通入保护气体氩气, 将试样放入三氧化铝舟内, 加热到 980℃保温 10min, 出炉入热油中。在 4kW 小型箱式炉 180℃低温回火 2h; 对比试样 GCr15 采用 850℃×10min 氩气

保护加热, 热油中淬火。同样在 4kW 小型箱式炉 180℃低温回火 2h。

2 实验结果

2.1 渗铬结果

Q235 钢渗铬后的金相组织如图 1 所示。由图 1 可见, 渗铬层与基体之间有一明显的分界线。渗层中组织为明显粗大的柱状晶, 该柱状晶垂直于表面向内生长。

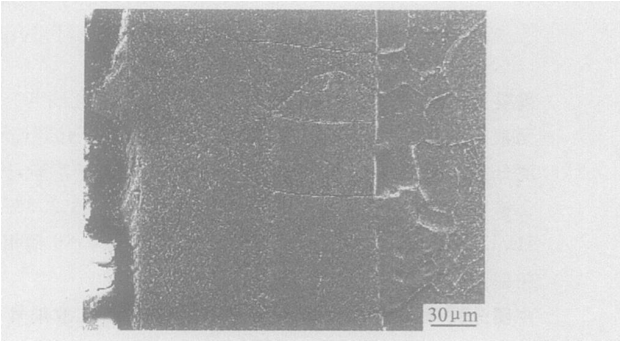


图 1 Q235 钢渗铬后的 SEM 照片
Fig. 1 SEM image of Q235 steel after chromizing

2.2 渗铬成分分析

渗金属后采用 GDA750 进行渗层成分分析。成分曲线如图 2 所示。由图 2 可见, 45 钢试样渗铬后, 其渗层厚度达 400μm 左右, Q235 钢试样厚度达 450μm 左右。三种试样的表面含铬量均超过了 40%, 而且在所有试样渗层的成分分布中, 约 300μm 以上的

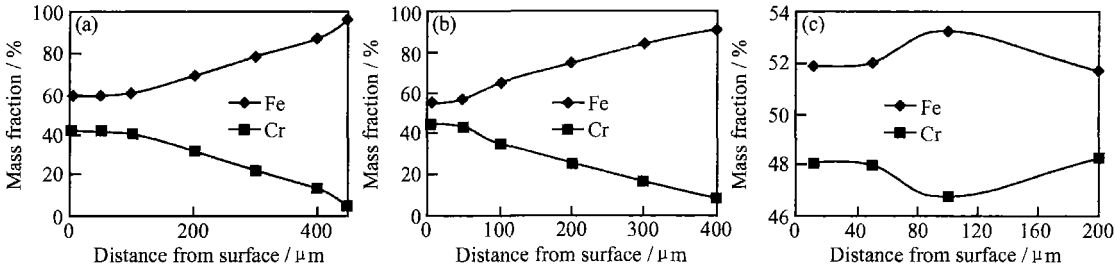


图 2 渗铬后的成分曲线 (a) Q235 钢; (b) 45 钢; (c) 薄片试样
Fig. 2 Content curve of chromizing layer
(a) Q235 steel; (b) 45 steel; (c) laminar test plate

层深含铬量均超过了 10% 成为高铬层^[4]。

2.3 渗碳表面含量

渗碳后将片状试样进行化学取样分析。每个试样取 3 处, 共取 7 个试样, 每一化验试样至少取 5g。平均含碳量化验结果如表 1 所示。由结果可知平均含碳量为 2.85%。

表 1 渗铬渗碳后含碳量分析结果

Table 1 Carbon content of samples after plasma chromizing and carburizing

Sample	1	2	3	4	5	6	7	Average value
Mass fraction of carbon/ %	2.74	2.84	2.68	2.99	2.87	2.89	2.93	2.85

2.4 渗铬渗碳后金相组织

渗铬渗碳后的 SEM 组织如图 3 所示。碳化物形态主要为粒状、团状,而且细小、均匀、弥散。

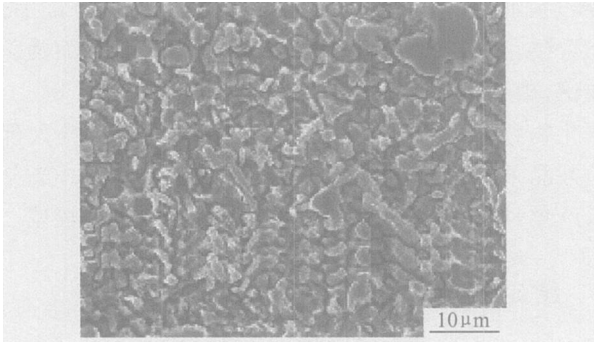


图 3 渗铬渗碳后的金相组织照片

Fig. 3 SEM image after chromizing and carburizing

2.5 淬火及回火结果

回火后试样表面显微硬度如表 2 所示。Q235 钢表面硬度超过 HV1800,45 钢表面硬度接近 2000。在 112μm 深处,硬度达 HV 1000。Q235 钢淬火回火后的 X 射线衍射分析结果如图 4 所示。

表 2 淬火回火后的硬度值

Table 2 Microhardness value after quenching and tempering						
Distance/μm		12.5	37.5	57.5	62.5	112.5
Microhardness (HV ₅₀)	Q235 steel	1845.7	1781.7	1264.2	1008.2	989.8
	45 steel	1987.3	1898.8	1784.2	1253.3	1025.7
	GCr15 steel	712(average value of three test samples)				

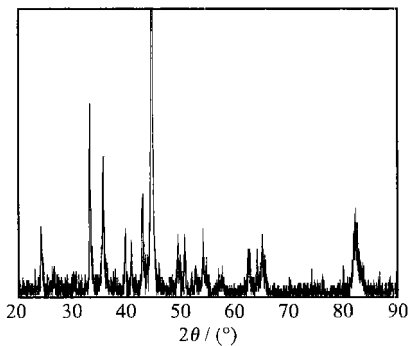


图 4 Q235 钢渗铬渗碳后的 X 射线衍射图

Fig. 4 XRD pattern of Q235 steel after chromizing and carburizing

2.6 碳化物质量分数

采用 F. Mardeay 关系式近似计算碳化物的质量分数。并且与高速钢和高铬铸铁中的碳化物数量进行比较。F. Mardeay 的关系式如下^[5]:

碳化物质量分数 (%) = 12.33 (C%) + 0.55 (Cr%) - 15.2

(1)

经过表面强化处理的合金化层表面:含碳量为 2.8%;含铬量为 40%;分别代入式(1),得到碳化物质量分数为 41.3%。

高铬铸铁的含铬量为 25%;平均含碳量按 4.3%计,代入式(1),得到碳化物质量分数为 51.7%。

高速钢在退火时碳化物析出的最多,数量约为 30%^[6]。

综上所述,表面渗铬强化层的碳化物数量在 40%以上,虽然比高铬铸铁的碳化物数量少,但是没有粗大的共晶莱氏体组织。与高速钢相比,要高出许多。碳化物的数量与表面耐磨有着直接的关系。一般来说,表面硬度越高,碳化物数量越多,耐磨性越好^[7]。

2.7 耐磨实验

经过表面强化处理后的 Q235, 45 钢试样,与 GCr15 钢进行耐磨性对比实验。采用 ML-10 型磨料磨损试验机,载荷为 150kg, 360 号水砂纸。用万分之一克天平测质量损失。实验结果如表 3 所示。可以看出,GCr15, Q235, 45 钢平均质量损失分别为 0.0361, 0.0042, 0.0047g, 以 GCr15 的耐磨性系数为 1, 则 Q235 钢和 45 钢的耐磨性系数分别为 8.6 和 7.8。

表 3 磨损实验结果

Table 3 Results of wear test			
	Mass before wear/g	Mass after wear/g	Mass loss/g
GCr15 steel	3.6635	3.6202	0.0433
	3.7374	3.7055	0.0319
	3.4483	3.4152	0.0331
Q235 steel	3.1644	3.1594	0.0050
	3.2463	3.2412	0.0051
	3.3061	3.3044	0.0017
	3.0656	3.0599	0.0057
	3.3074	3.3058	0.0016
45 steel	3.1384	3.1334	0.0050
	2.8686	2.8635	0.0051
	3.5954	3.5908	0.0046
	3.2651	3.2603	0.0048
	2.7517	2.7460	0.0057
	2.9596	2.9559	0.0037
	2.9371	2.9319	0.0052

3 结果分析

3.1 渗铬组织分析

在本工艺参数条件下,在碳钢表面形成了高铬层,渗入速度快,表面质量好,渗铬层成分呈梯度分布,铬固溶于渗层中,与基体是冶金结合。由于铬是封闭 γ

区,且 Cr 在 α -Fe 中无限互溶。故渗铬可使得表面达到较高的浓度。基体与渗层之间有一分界线。其形成机理是由于渗金属时基体表面产生反应扩散,有新相出现。

当渗铬开始时,基体组织处于奥氏体状态,渗入时首先形成铬在 γ -Fe 中的固溶体。随着基体表面铬含量的增加,当达到一定的浓度时在基体表面形成铬在 α -Fe 中的晶核,随着时间的延长和表面浓度的进一步增高晶核不断长大,呈柱状晶不断向内延伸。此时在表面形成一定厚度的铬在 α -Fe 中固溶体,用相律分析,此处不可能两相并存,在其前沿为较薄层的铬在 γ -Fe 中的固溶体,内部为奥氏体组织。此时高温组织由表及里为:铬在 α -Fe 中固溶体+铬在 γ -Fe 中的固溶体+奥氏体基体。在 α -Fe 与 γ -Fe 之间由于晶体结构的差异产生了明显的分界面,此分界面随着时间的延长和表面浓度增高向内平行推移。渗铬保温结束进行冷却,当温度低于相变点时,铬在 γ -Fe 中的固溶体和奥氏体基体发生相变,转变为体心立方结构的 α -Fe,高温时的 α -Fe 与 γ -Fe 之间由于晶体结构的差异产生的分界面,因相变时分界面晶格原子的错配排列,被保留了下来,成为渗层与基体的分界面。形成了金相组织中的基体与渗层之间的分界线。室温的金相组织为:铬在 α -Fe 中固溶体+ α -Fe 的基体组织。

3.2 渗碳组织分析

渗碳采用双辉离子渗碳工艺,辅助阴极可以保证工件的加热升温过程,同时兼有利用空心阴极效应对渗碳气氛进行电离、分解、活化的功能。从而增大活性碳原子的浓度,增加工件表面碳原子的吸附和渗入速度,与传统的渗碳方法比较速度提高 10% 左右。

经过表面合金化渗铬及等离子渗碳,合金化层中的碳化物细小、均匀,分布弥散,没有粗大共晶莱氏体组织,平均尺寸一般小于 $5\mu\text{m}$ 。与《高碳高合金钢冷作模具钢显微组织检验》规定的共晶碳化物平均最小一级的 $9\mu\text{m}$ 尺寸相比,显然要小。因没有传统高铬高碳钢的凝固冶炼过程,渗碳在低温固态进行,合金含量高,碳化物形核率大,生长速率小,碳化物细小。由 X 射线定性分析表明:渗层中第二相主要为 Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_3C 及少量的 Cr_2C 型碳化物。从平衡组织分析,含铬量在 10% ~ 40% 之间时形成主要的碳化物相是 Cr_{23}C_6 和 Cr_7C_3 ,此处出现了 Cr_3C 及少量的 Cr_2C 型碳化物,可能与组织处于非平衡状态和含有较高的碳量有关。

3.3 耐磨性分析

由磨损实验可知, Q235 钢和 45 钢,经渗铬、渗碳、

淬火和回火后,与 GCr15 淬火+低温回火试样相比,耐磨性提高了 8.6 倍和 7.8 倍。碳化物是硬度较高的耐磨硬质点,基体是较高硬度的马氏体组织,其上均匀分布着细小、弥散、硬度高的碳化物。在一定范围内,随着碳化物数量的增加耐磨性提高。经过表面强化的碳钢,碳化物数量在 40% 以上,含碳量达到 2.8%。其碳化物数量虽然较高铬铸铁少,但是高铬铸铁大部分是共晶莱氏体碳化物,分布不均匀,组织粗大,成分偏析严重,所以工艺性能、加工性能和力学性能较差。

4 结论

(1) 在中、低碳钢表面采用等离子渗铬,渗层为固溶体扩散层,含铬量在 40% 以上。经渗铬后形成高铬高碳合金层,碳化物在固态下形成,平均尺寸比传统高铬高碳钢碳化物细小,无共晶莱氏体组织,数量在 40% 以上。

(2) 渗铬合金化之后采用双层辉光等离子渗碳工艺,辅助阴极不仅加热工件,而且借助空心阴极效应增加电离分解含碳气氛,快速形成试样表面高碳势,提高渗入速度。

(3) 淬火回火后表面硬度在 HV1800 以上。与 GCr15 淬火钢相比耐磨性提高 7 倍以上。

参考文献

- [1] 郭耕三. 高速钢及热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1985.
- [2] XU Zhong. Method and apparatus for introducing normally solid materials into substrate surfaces [P]. USA Patent: 452202685, 1985.
- [3] 高原, 徐重. 空心阴极放电及在辉光离子渗金属中的应用[J]. 热加工工艺, 1991, (6): 24-26.
- [4] 池成忠, 徐重. T8 钢低温等离子渗铬[J]. 太原理工大学学报, 2003, (5): 286-289.
- [5] 陈璟璐, 余自甦, 许光奎. 合金高铬铸铁及其应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999. 39-41.
- [6] 邓玉昆. 高速工具钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000. 25-28.
- [7] 高原, 徐重. 表面冶金高速钢机用锯条的研制[J]. 工具技术, 2003, (4): 17-19.
- [8] 李成明, 徐重. 离子渗金属的技术现状[J]. 太原理工大学学报, 1997, (1): 1-5.

基金项目: 国家自然科学基金和上海宝钢集团公司联合资助项目 (50374050); 山西省自然科学基金资助项目 (20031050)

收稿日期: 2006-07-12; 修订日期: 2006-09-22

作者简介: 高原 (1954-), 男, 博士, 教授, 从事金属材料表面改性研究工作, 联系地址: 广西省桂林市金鸡路 1 号桂林电子科技大学信息材料科学与工程系 (541004)。