Q235 钢表面复合强化处理后的拉伸强度*

王建忠¹, 隗晓云¹, 徐晋勇^{1, 2}, 刘燕萍¹, 高 原¹, 徐 重¹

(1.太原理工大学 表面工程研究所,山西 太原 030024 2.桂林电子工业学院,广西 桂林 510014)

摘 要:在 Q235 钢表面进行等离子渗铬和铬-钼、钨-钼共渗,然后进行等离子超饱和渗碳、淬火及回火处理,获得 表面强化层。并对处理后的材料进行了拉伸试验。结果表明:基体的屈服强度和抗拉强度分别为 669.48 MPa 和 696.74 MPa,而经过表面复合强化处理后,材料的屈服强度最低为 834.53 MPa,最高为 1310.17 MPa;抗拉强度最低为 957.38 MPa,最高为 1508.19 MPa。极大地改善了 Q235 钢的拉伸性能。而且经 4 h 等离子渗铬及后续热处理后,材料的拉伸 强度提高更显著。

关键词:等离子表面合金化;渗金属;渗碳;拉伸强度 中图分类号:TG156 文献标识码:A 文章编号:1007-9289(2005)06-0021-04

Tensile Strength of Q235 Steel After Compound Surface Strengthening Treatment

WANG Jian-zhong¹, KUI Xiao-yun¹, XU Jin-yong^{1,2}, LIU Yan-ping¹, GAO Yuan¹, XU Zhong¹

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan, 030024, China; 2. Guiling University of Electronic Technology, Guilin, 510014, China)

Abstract: Cr, Cr–Mo and W–Mo were permeated into the surface of Q235 steel, and then the surface was strengthened by plasma supersaturated carburizing, quenching and tempering treatments. The tensile experiment was carried out after treatment. The results showed that the yield and tensile strength of the substrate were 669.48 MPa and 696.74 MPa respectively, while the minimum yield strength was 834.53 MPa and maximum was 1301.17 MPa; the minimum tensile strength was 957.38 MPa and maximum was 1508.19 MPa after surface compound treatment. The tensile properties of Q235 steel were greatly enhanced. At the same time the tensile strength of steel was improved more obviously through plasma Cr permeation for 4 h and subsequent heat treatment.

Key words: plasma surface alloying ; metallic cementation ; carburizing ; tensile strength

0 引 言

冶金高速钢属于高合金钢,合金元素总含量(质 量分数)一般大于 15 %,合金元素使用量大,价格 高。根据统计资料表明^[1],高速钢的主要元素在世 界范围内的储量只够 40~60 a使用,加上潜藏储量 也只够 100 a,因此节约合金元素具有重要的战略 意义。此外,高速钢属莱氏体钢,含有较多的共晶 莱氏体碳化物,最多可达 15 %以上。共晶碳化物造

收稿日期:2005-10-14;修回日期:2005-11-15 基金项目:*国家自然科学基金资助项目(50374050);山西省自然 科学基金资助项目(20031050)

作者简介:王建忠(1980-),男(汉),内蒙古包头市人,硕士研究生。

成组织不均匀,成分出现偏析。由于用热处理无法 消除共晶碳化物,只能用锻造工艺进行改善,造成 工艺复杂,且改善结果往往有限。

文中利用等离子表面合金化技术^[2],在价格低 廉的Q235钢表面进行渗铬和铬--钼、钨--钼共渗, 然后进行超饱和渗碳、淬火及回火处理,获得表 面强化层,提高了材料的表面性能,可用于替代 冶金高速钢,并对处理后的材料的拉伸性能进行 了研究。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

金属材料经等离子表面合金化及后续热处理 工艺后,其拉伸性能将会发生较大的变化。其影响 因素主要有表面合金化工艺、渗碳含量、淬火温度 和回火温度,为此确定以下4种试验方案,试验工 艺参数如表1所示。Q235钢经等离子表面合金化 及后续热处理后拉伸试验结果如表2所示。

(1) 等离子表面 4 h 渗 Cr + 等离子超饱和渗碳+ 淬火 + 回火

(2) 等离子表面 8 h 渗 Cr + 等离子超饱和渗碳 + 淬火 + 回火 (3) 等离子表面 Cr-Mo 共渗 4h + 等离子超饱 和渗碳 + 淬火 + 回火

(4) 等离子表面 W-Mo 共渗 4h + 等离子超饱和渗碳 + 淬火 + 回火

试样预处理工艺:将试样进行砂纸机械研磨、 抛光、酒精和丙酮溶剂清洗等预处理。

试样材料为Q235钢 拉伸试样尺寸如图1所示。

Table1 Quenching and tempering parameters after carburizing 试样编号 所渗金属 时间/h 淬火温度/ 时间/min 回火温度/ 时间/h w(C)/% 1 Cr 8 1150 3 500 1.5 1.42 2 5 Cr 8 980 200 1.5 2.26 3 Cr. Mo 4 980 5 200 1.5 1.42 Cr 4 4 980 5 200 1.5 1.42 5 Cr 4 1050 4 200 1.5 1.42 6 W, Mo 4 1150 3 500 1.5 1.42 W、 Mo 7 4 1150 3 500 1.5 2.26 8 基体 0.14~0.22

表1 渗金属淬火、回火工艺参数

表 2 拉伸试验结果

Fig.2 Results of tensile experiment

试样编号	1	2	3	4	5	6	7	8
屈服力/kN	16.19	15.84	17.32	19.39	25.01	17.24	16.46	14
_{0.2} /MPa	834.53	843.43	903.66	1011.65	1310.17	892.24	880.04	669.48
F _{max} /MPa	18.94	17.98	17.71	22.69	28.79	19.80	18.68	14.57
_b /MPa	976.83	957.38	924.01	1183.83	1508.19	1024.73	998.73	696.74



图 1 拉伸试样图 Fig.1 Diagram of tensile sample

等离子表面合金化供给源:采用φ5 mm 的铬、
钨、钼丝,置于尺寸为φ100 mm×110 mm×5 mm 辅助阴极桶上。丝与丝上下左右每隔 15 mm 1 支。铬、
钨、钼丝的质量比为 4 1 1。试样置于辅助阴极
桶的中间,与丝状源极的尖端距离约 15~20 mm。

等离子表面合金化工艺参数:极限真空度5Pa;



图 2 渗碳层 SEM (KYKY-2800) 照片 Fig.2 SEM (KYKY-2800) photo of carburizing layer

工作气压 40 Pa;工作气体氩气;工作电压 400~600 V;保温温度1030 ;保温时间4h或8h;保温 结束随炉冷却。

渗碳工艺:温度 950 ;保温时间 3 h; Ar与 CH₄的质量比分别为 1 1,1 1.2。 淬火工艺:在温度为 60 的 20[#]机油中进行 淬火,然后自然冷却。

1.2 试验方法

采用自制的 15 kW 小型离子渗金属炉、离子渗碳炉进行等离子表面合金化;采用 WDL-31 光电测 温仪测温;采用 GDA750 型辉光放电剥层分析仪进 行等离子合金化后表面成分检测;采用 CS-901B 型碳硫分析仪进行表面含碳量测定;采用小型井式 中温加热炉进行回火试验;在室温条件下,采用 WAW-Y500 型微机控制电液伺服万能试验机进行 拉伸试验。

2 试验结果与分析

2.1 化学成分

渗铬表面 w(Cr)为 30 %~35 %; 铬-钼共渗表面 w(Cr)为 3 %~4 %, w(Mo)为 10 %~12 %; 钨-钼共 渗表面 w(W)为 4 %~7 %, w(Mo)为 10 %~13 %。

渗碳检测试样尺寸为 50 mm×12 mm×0.5 mm 的薄片,材料 20Cr2Mo2V钢(以Q235 钢检测表面 含碳量可能误差太大,且渗金属试样没有特别薄 的,所以选用含有较多合金元素的薄的 20Cr2Mo2V 钢锯条作为试样,其合金元素与碳化物的配比量与 试验中渗金属试样基本相近)(0.23 %C;2.3 %Cr; 2.1 %Mo;0.31 %V)。共取7个试样进行化学分析。 流量比为Ar:CH4=1:1,其表面平均含碳量为 1.42



图 3 4h 渗铬金相组织 Fig.3 Metallographic structure of 4 h Cr permeation



图 4 8 h 渗铬金相组织 Fig.4 Metallographic structure of 8 h Cr permeation

经过表面合金化及后续热处理后,材料的拉伸 性能提高的原因是:

(1) 合金元素的加入,使金属基体表层得以强化,这种强化有固溶强化,也有沉淀析出强化, 而后者作用可能更大。固溶强化的原因可分为直接强化和间接强化两个方面:从直接强化来说它 %;流量比为Ar CH₄=1 1.2,其表面平均含碳量 为 2.26%(各种工艺的含碳量见表 1)。

2.2 拉伸试验

由表 2 可见:所有经等离子表面合金化及后续 热处理的试样,其屈服强度、抗拉强度均得到了显 著提高。与基体相比,屈服强度最大增长幅度为 640.69 MPa,提高近1倍,最小增长幅度为165.05 MPa。抗拉强度最大增长幅度为811.45 MPa,提高 1倍多,最小增长幅度为227.27 MPa。

经相同表面合金化、不同后续热处理工艺后, 其抗拉强度和屈服强度基本相同;不同表面合金 化、相同后续热处理工艺,含碳量低的试样,其抗 拉强度和屈服强度较高;相同表面合金化、相同含 碳量、相同回火温度,高温淬火试样的拉伸性能要 优于低温淬火试样。

在渗金属保温 4 h 时, 铬-钼共渗试样的拉伸 性能较渗铬试样低; 铬-钼共渗试样的屈服强度较 钨-钼共渗试样高, 而前者的抗拉强度较后者低。

图 3 和图 4 分别为渗铬 4 h、8 h 的金相组织。 可以看出,8 h 渗铬后渗层厚度有所增加,经超饱 和渗碳后其脆性增大,屈服强度、抗拉强度有所降 低。图 5 和图 6 分别为铬-钼共渗、钨-钼共渗的金 相组织。可以看出,二者渗层厚度较渗铬厚度大很 多,从而使其超饱和渗碳后的脆性增大。



图 5 4 h 铬-钼共渗金相组织 Fig.5 Metallographic structure of 4h Cr-Mo infiltration



图6 4h钨-钼共渗金相组织 Fig.6 Metallographic structure of 4 h W-Mo infiltration

包括如下几个方面:原子尺寸因素引起的强化; 弹性模量效应引起的强化;固溶体有序化引起的 强化等。在试验中,可能是原子尺寸因素和弹性 模量效应引起的强化。从间接强化来说,主要是 合金元素溶入钢中,使钢的淬透性大为提高,能 充分获得相变强化的效果,而且间接强化效果往 往大于直接强化效果^[3]。

(2) 渗入元素均是中强碳化物形成元素,这些 合金元素与随后渗碳的碳元素形成各种碳化物,并 由于基体中过饱和的合金元素和碳元素,从基体中 沉淀析出。当经过淬火和回火后,表面组织为马氏 体基体上均匀分布的细小碳化物质点(见图2)。这 种组织基体强度高,又由于碳化物对位错运动和裂 纹扩展具有阻碍作用。

渗铬试样的拉伸性能提高幅度较大,原因可能 是,其一,铬在_Fe中无限互溶,所以表面含铬量 平均达到 30 %以上,要比一般的Cr-Mo、W-Mo共 渗表面合金元素总含量高,有些可达到超合金的状 态;其二,铬是中强碳化物形成元素,极易与碳元 素形成硬度高、耐磨性好的M23C6型碳化物,当含 碳量较高时,还可形成硬度更高、耐磨性更好的 M₇C₃型碳化物。加之超饱和低温渗碳,可获得高铬 高碳耐磨合金层。在表面高铬低温等离子渗碳时, 铬原子的扩散速度小,形成的晶核不易长大。且是 在固体状态下渗碳,不会形成共晶莱氏体。高浓度 的合金元素含量和超饱和的含碳量,使得合金元素 从基体中析出的化学驱动力大,碳化物晶核小,形 成的温度低,形核率高,最终使得形成的碳化物均 匀细小弥散。在淬火回火处理之后,可获得马氏体 基体上均匀分布的更多的弥散的碳化物硬质点[4]。

8h渗铬试样的拉伸性能明显低于4h渗铬试样, 原因是: 铬的扩散速度小。在1000 时,在 奥氏体中的扩散系数约为1.2×10⁻¹² cm²/s。随着渗金 属保温时间的延长,溅射供应的铬原子量大于向内 扩散的铬原子量,在渗层表面产生铬原子堆积,使 得渗铬层表面出现沉积层,该沉积层比较疏松,致 密性比较差。 渗碳温度大大低于渗金属温度, 铬原子有较强脱溶析出的化学驱动力,加之碳原子 有较大的扩散能力,碳化物不仅在晶界形核,而且 在晶内形核,有较高的形核率。 从而使得试样表 面形成高浓度碳和高合金的强化层,导致其脆性增 加,抗拉强度降低。

经4 h 钨--钼共渗及后续热处理工艺,材料的 抗拉强度随着表面含碳量的增加而降低。这可能是 由于碳化物量的增加,使得表面脆性增大。

4 h铬--钼共渗+复合热处理试样较 4 h钨--钼共 渗+复合热处理试样, 拉伸性能降低的原因可能是:

铬-钼共渗渗层表面合金元素总量约16%左右, 而钨--钼共渗试样渗层表面合金元素总量约 20 % 左 将渗金属渗碳后的各试片用电解、萃取残 右。 渣X-射线物象定性分析表明, 铬-钼共渗合金层的 碳化物类型主要有 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 和 M_2C 型碳化物^[5]; 钨-钼共渗合金层的碳化物分别是M₆C和M₉C型碳 化物,而且M₆C碳化物是其中的主要相^[6]。所以在 两种工艺条件下,渗层中钨-钼共渗共渗式样表面 碳化物含量要大于铬--钼共渗的碳化物量,且钨、 钼碳化物的硬度略高于铬碳化物的硬度。 钨_钼 共渗及渗碳后淬火温度高于渗铬--钼共渗及渗碳后 的淬火温度。使得钨、钼合金元素更多的溶入奥氏 体中,回火析出的碳化物更细小、均匀、弥散,从 而提高其抗拉强度。

3 结 论

(1)利用等离子表面合金化技术,在Q235钢基体上进行等离子渗铬和铬-钼、钨-钼共渗,然后进行等离子超饱和渗碳、淬火及回火处理,获得表面强化层。材料的屈服强度、抗拉强度均得到了显著提高。

(2) 与未经过表面强化处理的试样相比,屈服 强度和抗拉强度均提高了1倍多。

(3) 经4h 渗铬及不同后续热处理试样,其拉伸 强度明显好于其它的渗金属及后续处理工艺试样。

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, 1985:5-6.
- [2] 徐重. 双层辉光离子渗金属技术的发展、现状和展望 [J]. 表面工程, 1997(1):54-58.
- [3] 杨道明. 金属力学性能与失效分析 [M]. 北京 :冶金 工业出版社, 1991:102.
- [4] 高原, 卢金斌, 徐重. A3 钢表面渗铬渗碳及碳化物的 分析研究 [J]. 电子显微学报, 2002,21(5):663-664.
- [5] 徐晋勇,刘燕萍,王建忠.等离子表面冶金 Cr、Mo 高速钢的研制 [J].材料导报,2005,19(1):114-116.
- [6] 高原,丁纪纲,贺志勇.离子渗W、Mo 层渗碳后碳化物的研究 [J]. 兵工学报,1998,17(5):529-530.

作者地址:山西太原理工大学表面工程所 030024 Tel: (0351)6010540/13753483907 E-mail: wangjz20012001@163.com