

[文章编号] 1004- 0609(2001)S2- 0177- 04

离子轰击下高碳钢的脱碳对随后渗金属的影响^①

李忠厚¹, 刘小萍¹, 赵金香¹, 高原¹, 徐重¹, 杨永富², 张文峰²

(1. 太原理工大学 表面工程研究所, 太原 030024; 2. 华北工学院分院 机械工程系, 太原 030008)

[摘 要] 研究了 T8 钢等离子体脱碳对随后渗金属的影响。介绍了两种处理工艺, 一种是脱碳后渗金属, 另一种是直接渗金属。结果表明, 在离子轰击下, 高碳钢表层产生严重的脱碳层, 脱碳层的存在对随后的渗金属过程有着很大的影响。脱碳后渗金属, 渗层厚度达 80 μm ; 直接渗金属, 渗层厚度仅 15 μm 。在两种渗金属条件下, 表面合金层的非碳化物形成元素 Co 含量差别不是很大, 而强碳化物形成元素 W 和 Mo 的含量却有着显著差异, 直接渗金属的, 表层 W 和 Mo 含量几乎为零, 而脱碳后渗金属的, 表层 W 和 Mo 总量最大达到 6% 左右。

[关键词] 高碳钢; 脱碳; 渗金属; 离子轰击

[中图分类号] TF 19

[文献标识码] A

利用双层辉光离子渗金属技术^[1, 2], 在工业纯铁表面可形成具有表面超高硬度的 Fe-Co-W-Mo 时效合金^[3]。由于基体是工业纯铁, 强度很低, 因而影响了这种表面材料在工业中的实际应用。为了使得这种 Fe-Co-W-Mo 表面时效合金能在工业上获得广泛应用, 必须改善基体材料的强度。而最廉价的提高基材强度的方法就是提高它的含碳量。Fe-Co-W-Mo 时效合金是一种微碳的高钴合金, 通过固溶时效处理, 析出金属间化合物能产生显著的时效硬化^[4~7]。这样就存在一个矛盾, 一方面, 为了使基材具有高的强度就必须提高基材的碳含量; 另一方面, 为了发生金属间化合物强化, 基材表层应具有尽可能低的碳含量。在等离子体加工中, 高能离子轰击会使工件产生溅射现象^[8]。这样, 通过离子轰击, 高碳钢表层的碳原子能够被除去。为解决这一矛盾, 本文作者采用等离子脱碳处理的 T8 钢作为基材进行 Co, W, Mo 表面合金化, 未脱碳处理的 T8 钢进行同样的渗金属对比试验, 研究等离子脱碳对随后表面合金化的影响。

1 实验方法

将退火态的直径 50 mm 的 T8 钢圆棒加工成 $d50\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 的试片, 进行脱碳及其渗金属试验。脱碳和渗金属均在我所 10 kW 渗金属炉中进行。由于源极部分的表面积与阴极部分的表面积相比要小得多, 因而, 在渗金属中, 源极能够获得

1 400~ 1 500 V 的高压, 而阴极电压只能达 600~ 700 V。为了提高离子对工件的轰击效果, 我们将工件悬挂在源极上。工件悬挂在置于阴极支座上的料筐盒中央。为了在工件附近获得高的温度和高的溅射原子密度, 料筐被包围在置于炉体底座上的保温筐内。在保温筐和料筐的上口处加盖板。实验装置如图 1 所示。为了提高工件的环境温度, 使其能达到一定高温, 提高脱碳效果, 我们给阴极也施加低的电压。采用 WDL-131 光电温度计测定工件温度。脱碳采用如下工艺参数进行: 源极电压(本试验中就是试片电压) 1 400 V, 源极电流密度 70 A/ m^2 ; 阴极电压(本试验中就是料筐空盒的电压) - 350 V, 阴极电流密度 5.5 A/ m^2 , 脱碳温度 970~ 1 010 $^{\circ}\text{C}$, 脱碳时间 5 h, 工作气压 55 Pa, 工作气体为工业纯 Ar。将脱碳后的工件取样, 制金相样品, 在光学显微镜下观察脱碳组织。

将具有良好脱碳效果的试样和未进行脱碳的试样在渗金属炉中进行渗金属试验。采用未脱碳的试片进行渗金属对比试验, 目的是研究脱碳对随后渗金属的影响。源极为 Co45W35Mo20 合金板, 尺寸为 70 mm $\times$ 20 mm $\times$ 10 mm, 用粉末冶金方法制作。渗金属工艺参数为: 阴极电压 - 600 V, 阴极电流密度 14.2 A/ m^2 , 源极电压 - 1 200 V, 源极电流密度 35 A/ m^2 , 工作气压 55 Pa, 工作温度 950~ 1 000 $^{\circ}\text{C}$, 渗金属时间 6 h。渗金属之后的试样制金相样品, 以观察渗层的金相组织。同时将样品在扫描电镜(带能谱)下进行表层成分分析, 为了提高测量精度, 采用 6 $\mu\text{m} \times 6\text{ mm}$ 面扫描。

① [收稿日期] 2001- 03- 12; [修订日期] 2001- 04- 10

[作者简介] 李忠厚(1949-), 男, 教授, 硕士。

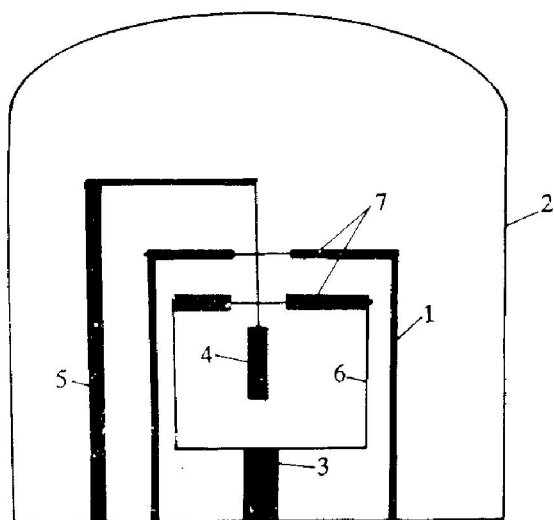


图 1 离子轰击脱碳装置示意图

Fig. 1 Sketch of device for decarbonizing

- 1—Heat preservation box; 2—Furnace body;
3—Pedestal of cathode; 4—Specimen;
5—Pedestal of source pole;
6—Charging basket; 7—Cover plates

2 结果与讨论

图 2 所示为 T8 钢的原始组织，组织为珠光体。图 3 所示是脱碳后试样的金相组织形貌。从照片可看出，在珠光体变为铁素体后，试样表层出现约 100 μm 厚的严重脱碳层。在严重脱碳层之下，组织也发生很大变化，条状铁素体增厚，且出现更多粒状渗碳体。在 Ar^+ 轰击下，表层碳原子被溅射出来，通过抽气系统排出炉外。由于表层碳浓度降低，结果建立起一个从表面指向内层的碳浓度梯度。在此浓度梯度的作用下，碳原子沿着晶界和铁素体与渗碳体相界面从内向外迁移，最后，表层

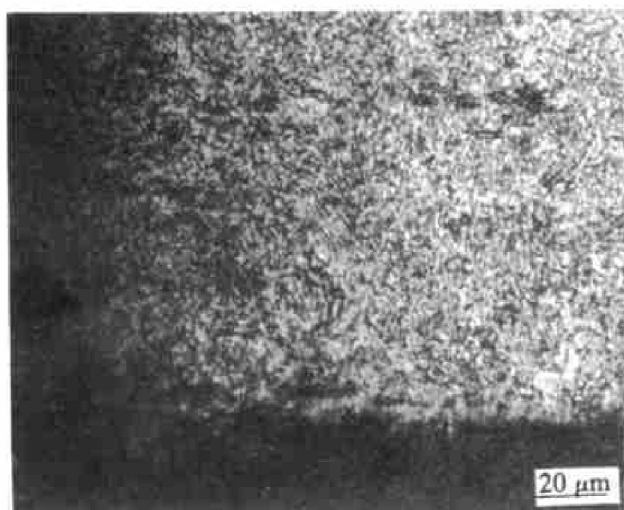


图 2 T8 钢的原始组织

Fig. 2 Intrinsic structure of steel T8

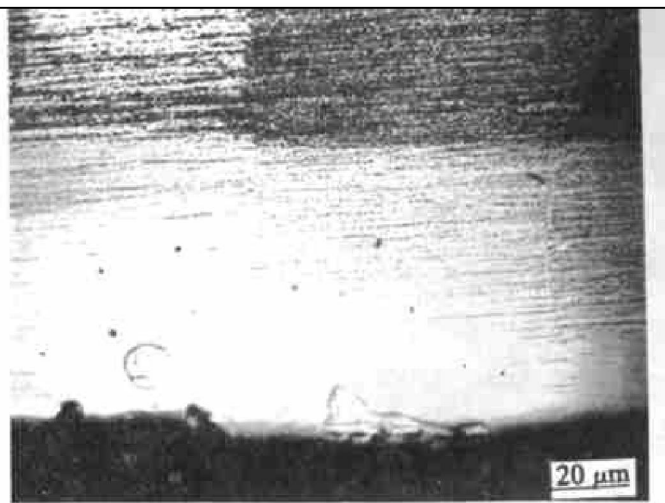


图 3 T8 钢脱碳后的组织

Fig. 3 Microstructure of steel T8 after decarbonizing

完全变成铁素体。内层铁素体片变厚说明内层的碳含量也在大大下降。

渗金属后制金相样品进行组织观察。图 4 所示是脱碳并渗金属后的显微组织，图 5 所示是未脱碳直接渗金属后的显微组织。从图 4 可以看出，在晶界有较多的细小金属间化合物析出，渗层厚度约 80 μm ，与工业纯铁渗金属的渗层厚度差不多^[2]。从图 5 可看出，没有脱碳直接进行渗金属，渗层厚度要小得多，渗层厚度仅 15 μm 。它表明脱碳显著影响金属原子的输送。从样品溅射出来的碳原子与从源极溅射出来的 W 和 Mo 原子在空间结合形成碳化物，结果使得在表面合金化中活性金属原子的数量大大减少。将渗金属试样在扫描电镜(带能谱)下进行渗层成分测定，脱碳后渗金属的表层成分分布见表 1，没脱碳直接进行渗金属的表层成分分布见表 2。

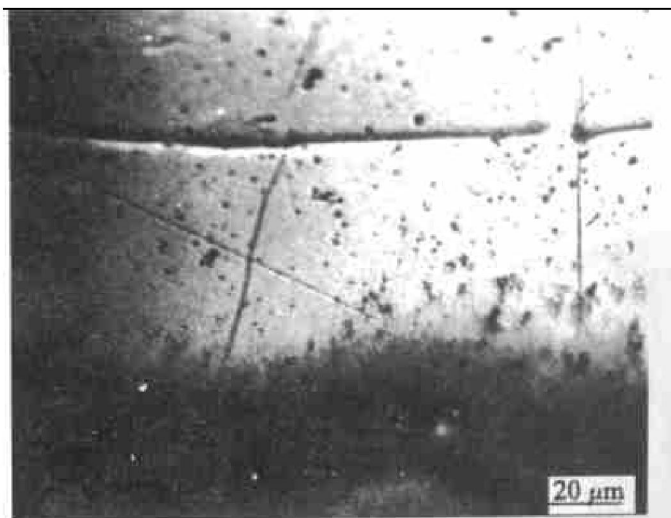


图 4 T8 钢脱碳并渗金属后的显微组织

Fig. 4 Microstructure of steel T8 after decarbonizing and surface alloying

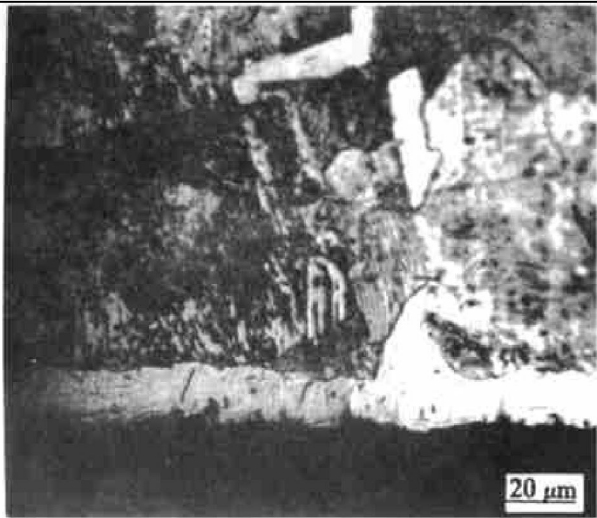


图 5 T8 钢直接渗金属后的显微组织

Fig. 5 Microstructure of steel T8 after surface alloying

表 1 T8 钢脱碳后渗金属渗层成分分布(质量分数, %)

Table 1 Composition distribution of surface alloying layer after decarbonizing and surface alloying for steel T8(mass fraction, %)

Distance from surface/μm	Co	W	Mo
6	12.42	1.19	0.62
12	9.01	1.84	2.43
18	8.32	2.38	2.88
24	7.85	2.86	3.37
48	7.04	2.09	3.29
60	6.67	2.34	3.15
66	6.58	2.21	2.92
72	5.84	2.21	3.41
78	3.51	1.05	1.24

表 2 T8 钢直接渗金属后渗层成分分布(质量分数, %)

Table 2 Composition distribution of surface alloying layer after surface alloying for steel T8(mass fraction, %)

Distance from surface/μm	Co	W	Mo
6	10.85	0	0.20
12	7.09	0.21	0.47
18	5.43	0	0.25
24	3.04	0.10	0.15
30	1.05	0	0

从表 1 可以看出, 与工业纯铁进行表面 Co, W, Mo 三元共渗相比, 表层合金含量明显偏低, 特别是 W 和 Mo 的含量^[2]。这主要是由于高碳钢脱碳后进行渗金属, 试样中心的碳含量较高, 用与工业纯

铁同样的温度渗金属时, 工件会发生熔化, 因而不得不采用较低的渗金属温度。由于渗金属温度低, 从源极溅射出来的 Co, W, Mo 量不足, 同时, 工件温度较低, 降低了合金元素的扩散系数^[9], 使得 Co, W, Mo 的渗入量减少。W 和 Mo 都是强碳化物形成元素, 尽管渗金属之前进行了脱碳处理, 但渗金属过程中, 在碳浓度梯度作用下, 心部的碳原子还会向表层运动^[10], 从表层被溅射出来。溅射出来的碳原子会与从源极溅射出来的 W 和 Mo 原子结合, 形成化合物而沉积在工件表面或散落在料筐中。这样就大大减少了 W 和 Mo 活性原子的数量。Co 是非碳化物形成元素, 在此过程中, 活性 Co 原子的数量并未受到大的影响。因此, 在表 1 和表 2 两种处理工艺下, Co 含量并没有大的差异, 而强碳化物形成元素 W 和 Mo 的含量却存在显著差别, 在脱碳后渗金属情况下, W 和 Mo 总量为 6% 左右, 而在直接渗金属情况下, W 和 Mo 总量几乎为零。

从表 1 和表 2 可以看出, 除 Co 外, W 和 Mo 存在表层贫化。它说明表层贫化不仅与离子轰击时的溅射有关^[11], 而且也与合金元素种类有关。在脱碳的 T8 钢表面形成的 Fe-Co-W-Mo 表面合金层具有非常强的时效硬化能力, 在 1 190 ℃固溶后在 400 ℃时效 30 min, 表层硬度从固溶态的 200 HV 上升到 1070 HV。关于这种表面时效硬化的时效组织和性能的论文可参见文献[12]。

3 结论

- 1) 在离子轰击条件下, 高碳钢表层能产生严重的脱碳层。
- 2) 脱碳层的存在对随后的离子渗金属有着显著的影响。脱碳然后渗金属时表面合金层厚度为 80 μm, 而直接渗金属时表面合金层的厚度仅 15 μm。
- 3) 碳对碳化物形成元素和非碳化物形成元素的扩散有着非常不同的影响。碳强烈阻碍碳化物形成元素的进一步扩散, 但对非碳化物形成元素的扩散影响较小。

[REFERENCES]

[1] XU Zhong. Method and apparatus for introducing normally solid materials into substrate surface [P]. US Patent 4520268, 1985.

[2] XU Zhong(徐 重), WANG Zhen-min(王振民), GU Feng-ying(古风英), et al. 双层辉光离子渗金属技术

- [J]. Transaction of Metal Heat Treatment(金属热处理学报), 1982(3): 20–23.
- [3] LI Zhong-hou(李忠厚), LIU Xiao-ping(刘小萍), GAO Yuan(高原), et al. Fe-C-W-Mo 表面时效硬化合金的时效硬化 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 2000, 10(1): 51–54.
- [4] CHEN Jing-rong(陈景榕), LI Zhong-hou(李忠厚). 时效硬化工具钢 [J]. Mechanical Engineering Material(机械工程材料), 1986, 10(6): 22–26.
- [5] LI Zhong-hou(李忠厚). 关于时效硬化高速钢时效硬化的研究—硬化特性与硬化机理 [J]. Mechanical Engineering Material(机械工程材料), 1993, 17(5): 42–45.
- [6] Yajima E, Miyazaki T, Ito T, et al. On age-hardening of Fe-W-Mo-Co precipitation hardening steel [J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 1971, 35(4): 331–337.
- [7] Geller Yu A. Tool Steel(工具钢) [M]. ZHAO Chou-wu(赵惆武) transl. Beijing: The National Defence Industrial Press, 1983. 67–79.
- [8] Wosen J L, Ken W. Film Processing Technology(薄膜加工工艺) [M]. LIU Yi(刘 诒) transl. Beijing: Mechanical Industry Press, 1987. 8–10.
- [9] LIU Guo-xun(刘国勋). Physical Metallurgy Principles(金属学原理) [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1980. 278–280.
- [10] XIAO Ji-mei(肖纪美). Alloy Phase and Its Transformation(合金相与相变) [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1987. 183–185.
- [11] LI Zhong-hou(李忠厚), LIU Xiao-ping(刘小萍), SU Yong-an(苏永安). 双辉离子渗金属中表层合金贫化及其消除 [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection(中国腐蚀与防护学报), 1997, 17(4): 295–299.
- [12] LI Zhong-hou, LIU Xiao-ping, ZHAO Jin-xiang, et al. Age-hardening of surface aged hardening alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(6): 788–790.

Decarbonizing of high-carbon steel under condition of ion bombarding and its effect on surface alloying

LI Zhong-hou¹, LIU Xiao-ping¹, ZHAO Jin-xiang¹, GAO Yuan¹,
XU Zhong¹, YANG Yong-fu², ZHANG Wen-feng²

(1. Research Institute of Surface Engineering, Taiyuan University of Technology,
Taiyuan 030024, P. R. China;
2. Department of Mechanical Engineering, The College Attached to
North China Institute of Technology, Taiyuan 030008, P. R. China)

[Abstract] Decarbonizing of high carbon steel under condition of ion bombarding and its effect on surface alloying soon afterwards were studied. Two processes were introduced, that is, the decarbonizing and then surface alloying, and the surface alloying directly. The results show that a serious decarbonizing layer in the surface of high carbon steel is produced by ion bombarding. The decarbonizing layer has striking influence on surface alloying. The thickness of the alloying layer is 80 μm in the decarbonizing and then surface alloying, but only 15 μm in the surface alloying directly. The content of cobalt which doesn't form carbide doesn't have a great difference in two processes, but that of tungsten and molybdenum make a great difference. The total content of tungsten and molybdenum is 6% or so in the decarbonizing and then surface alloying, but is almost zero in the surface alloying directly.

[Key words] high carbon steel; decarbonizing; surface alloying; ion bombarding

(编辑 袁赛前)