

文章编号: 1004- 0609(2000) 01- 0051- 04

Fe-Co-W-Mo 型表面时效硬化合金的 表面时效硬化特性(II)^①

李忠厚, 刘小萍, 高 原, 徐 重

(太原理工大学 表面工程研究所, 太原 030024)

摘 要: 利用双层辉光离子渗金属技术在工业纯铁表面形成高钴的 Fe-Co-W-Mo 型表面时效硬化合金。研究表明, 这种表面合金具有时效硬化迅速、硬化能力强和抗回火软化能力强的特点。合金经 1 240 ℃固溶处理后于 540 ℃时效 5 min, 硬度就从固溶态的 500 HV_{0.2}左右上升到 750 HV_{0.2}; 时效 40 min, 硬度上升到 1 200 HV_{0.2}左右; 于 700 ℃回火 2 h, 表层硬度仍保持 720 HV_{0.2}以上。

关键词: 双辉技术; 表面合金; 时效硬化

中图分类号: TG174. 445

文献标识码: A

利用双层辉光离子渗金属技术^[1,2], 以 Co45W35-Mo20 为源极, 在工业纯铁表面形成高钴的铁、钴、钨、钼合金层。在研究(I)中我们已经介绍了这种表面合金形成的冶金工艺^[3]。本文将对这种表面时效硬化合金的时效硬化特性进行研究。

1 试验方法

将研究(I)^[3]获得的渗金属试样进行时效硬化特性的研究, 用扫描电镜(带能谱)测定渗金属试样渗层的成分, 结果列于表 1。

表 1 1 240 ℃渗金属后 Co, W, Mo 沿渗层的分布

Table 1 Distribution of Co, W, Mo along surface layer after surface alloying at 1 240 ℃

Distance from surface/ μm	Co	W	Mo
6	29.3	12.2	6.8
12	28.1	7.9	4.8
18	26.4	7.7	4.5
24	24.2	6.6	3.8
30	22.6	7.4	3.9
36	17.5	5.3	2.5
42	16.3	4.7	2.0
48	12.7	2.6	1.7
54	10.0	1.9	1.3
60	7.3	1.7	0.8
66	5.1	1.3	0.6
72	3.7	0.9	0.2
78	1.6	0.3	0.0

将渗金属试样在通 N₂ 气保护的高温管式炉中于 1 180, 1 200, 1 220, 1 240, 1 260 ℃分别进行固溶处理; 将固溶处理后的试样制成金相样品在金相显微镜下观察其金属间化合物的溶解情况及晶粒度大小, 按照冶金时效高速钢的固溶温度选择原则^[4], 以获得 10~ 11 级晶粒度的温度为合适固溶处理温度。经试验, 选定本研究的合适固溶处理工艺为 1 240 ℃保温 5 min, 然后水中冷却。将固溶处理试样分别在 500, 520, 540, 580 ℃进行 30 min 的等时效处理; 测定其显微硬度, 研究其等时效硬化特性。在等时硬化曲线出现峰值硬度的温度附近, 选择三个温度点进行等温时效硬化特性的研究, 最后确定本试验的最佳时效处理工艺。用最佳时效处理工艺处理的试样在 600, 650, 700 ℃高温回火 2 h; 测定其显微硬度, 研究表面时效合金的高温抗软化能力。硬度测定在 TVS-1000 型显微硬度计上进行。

2 结果与讨论

图 1 是 Fe-Co-W-Mo 型表面时效合金经 1 240 ℃固溶处理后的显微组织, 其晶粒度为 11 级。利用 W 与 Mo 的当量互换关系^[5], 将 Mo 转换成 W 当量; 将 Fe, Co, W, Mo 四元合金转化为三元合金。利用 Fe-W-Co 相图可知, 在高温表面合金层为奥氏体组织^[6], 淬火后组织为马氏体+ 部分未

① 收稿日期: 1999- 02- 08; 修订日期: 1999- 05- 05 作者简介: 李忠厚(1949-), 男, 硕士, 副教授

溶金属间化合物。它与冶金时效高速钢的淬火组织基本相同^[7], 其差异仅是表面时效合金的未溶化合物远比冶金时效高速钢中的未溶化合物细小; 它也与普通高速钢的淬火组织相似^[8], 普通高速钢的淬火组织是马氏体基体上分布着一些未溶碳化物。图 2 是表面时效合金经 1 240 °C 固溶、540 °C 时效 30 min 的光学照片, 其渗层组织为回火马氏体+ 粒状金属间化合物, 内层仍为铁素体组织。此时, 表层硬度已从固溶态的 500 HV_{0.2} 上升到 1 100 HV_{0.2}, 照片上渗层中分布的细小化合物是淬火时保留的未溶金属间化合物, 时效时的析出相由于尺寸很小,

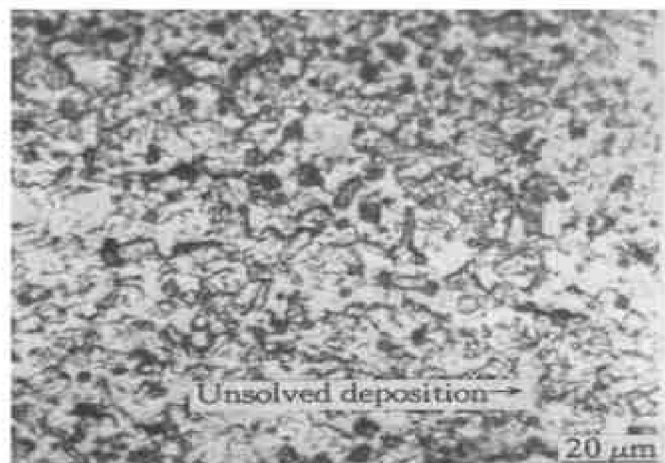


图 1 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效合金在 1 240 °C 固溶处理后的金相组织

Fig. 1 Metallographical structure of Fe-Cr-W-Mo ageing alloy after solution treatment at 1 240 °C (Etching reagent: Nital)

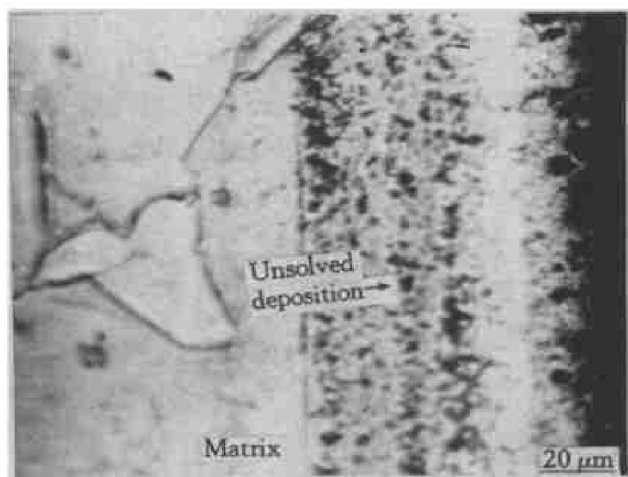


图 2 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效合金在 540 °C 时效 30 min 后的金相组织

Fig. 2 Metallographical structure of Fe-Cr-W-Mo ageing alloy after ageing at 540 °C for 30 min (Etching reagent: Nital)

在光学照片上观察不到。

图 3 为表面时效合金的等时效硬化曲线。从图 3 可以看出, 低温时, Fe-Cr-W-Mo 型表面时效合金的硬化比较缓慢; 当温度超过 520 °C, 时效硬度迅速增加; 在 540 °C 出现硬化峰, 峰值硬度达 1 100 HV_{0.2}。随着时效温度的进一步升高, 时效硬度下降。为了获得 Fe-Cr-W-Mo 表面时效合金的最佳时效处理工艺, 选择 500, 540, 580 °C 三个温度进行等温时效硬化特性的研究, 得出最佳时效处理工艺, 图 4 为这三个温度的等温时效硬化曲线。由图 4 可以看出, Fe-Cr-W-Mo 合金有如下时效硬化特点: (1) 在时效初期发生迅速的时效硬化, 540 °C 时效仅 5 min, 硬度就从固溶态的 500 HV_{0.2} 上升到 750 HV_{0.2}, 随后硬化速率开始降低。这显示, 这种表面时效合金中可能存在两步硬化^[9], 并有两种硬化机制在起作用。这将在研究(III) 中探讨。(2) 在较低温度(500 °C) 时效时, 时效硬化较缓慢, 时效硬度较低, 且直到时效 80 min 也未发生过时效硬化。(3) 在较高温度(580 °C) 时效时, 时效 20 min, 就获得最大硬度, 随后则硬度下降, 说明此时合金已进入过时效。(4) 540 °C 时效 40 min, 合金获得最大时效硬度 1 200 HV_{0.2}。(5) 表面时效合金过时效软化缓慢, 540 °C 时效 80 min 硬度仍超过 950 HV_{0.2}。从上面实验结果可以看出 Fe-Cr-W-Mo 系表面时效合金的最佳时效处理工艺为时效温度 540 °C, 时效时间 40 min。

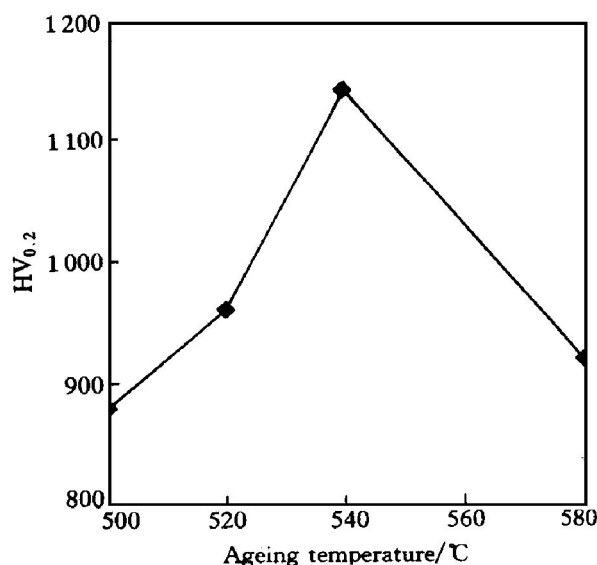


图 3 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效合金 30 min 等时效硬化曲线

Fig. 3 Equal time (30 min) age-hardening curve of surface age-hardening alloy of Fe-Cr-W-Mo

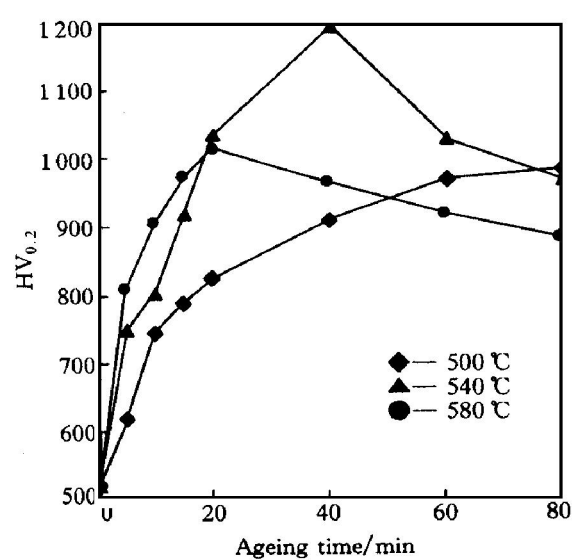


图 4 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效合金
等温时效硬化曲线

Fig. 4 Equal-temperature age-hardening curves of surface age-hardening alloy of Fe-Cr-W-Mo

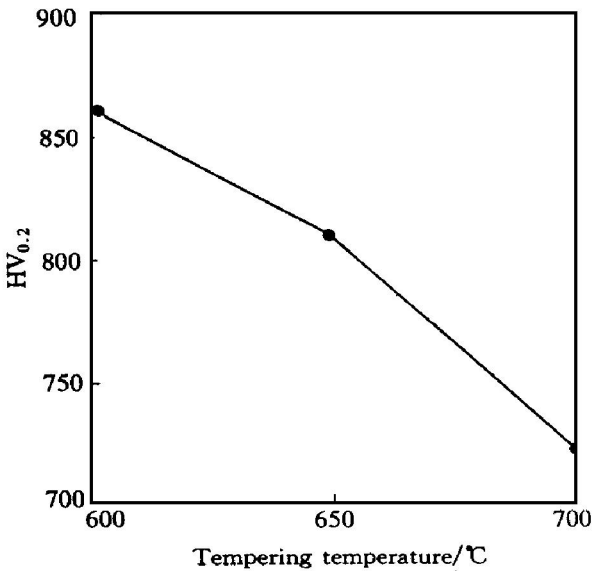


图 6 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效硬化
合金 2 h 抗回火软化曲线

Fig. 6 Curve against temper softening for surface age-hardening alloy of Fe-Cr-W-Mo

将 1240 °C 固溶、540 °C 时效 40 min 的样品, 在显微硬度计下沿渗层测定其硬度分布, 图 5 给出了硬度沿渗层的分布。可以看出, 在表面附近, 硬度最高, 由表向内, 硬度逐渐下降, 这与由表向内合金含量逐渐下降相一致。图 6 为 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效硬化合金 2 h 抗回火软化曲线。从曲线可看出 600 °C 回火 2 h, 该合金表层硬度仍在 860 HV_{0.2}

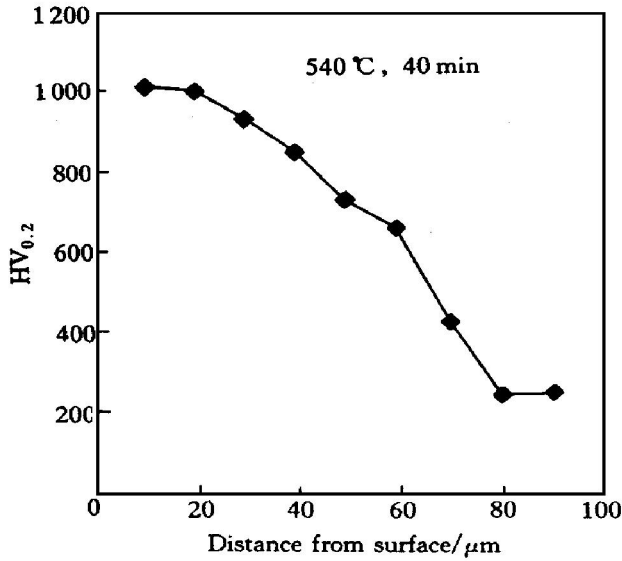


图 5 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效硬化
合金硬度沿渗层分布

Fig. 5 Distribution of hardness along alloying layer for surface age-hardening alloy of Fe-Cr-W-Mo

左右。随着回火温度提高, 硬度降低。从曲线斜率可知, 650~ 700 °C 该合金的硬度下降率大大高于 600~ 650 °C 的下降率。尽管如此, 700 °C 回火 2 h, 该表面合金的表面硬度仍大于 720 HV_{0.2}。这说明该表面时效硬化合金具有极强的抗回火软化能力。从等温时效硬化曲线和 2 h 抗回火软化曲线、并根据维氏硬度和洛氏硬度的对应关系可知, 表面 Fe-Cr-W-Mo 型时效硬化合金的时效硬度和红硬性大大超过超硬高速钢^[10], 同时也高于冶金时效高速钢^[7]。超硬高速钢与冶金时效高速钢的室温硬度相当于 970 HV, 而表面时效硬化合金硬度可达 1200 HV。700 °C 回火 2 h, 超硬高速钢 M42 的硬度相当于 540 HV, 冶金时效高速钢的硬度相当于 650 HV, 而表面时效硬化合金的硬度为 725 HV_{0.2}。为什么 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效硬化合金有如此强的时效硬化能力? 这须从其微观组织的变化去寻找原因。关于 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效硬化合金的微观组织及硬化机理研究结果, 我们将在 Fe-Cr-W-Mo 型表面时效硬化合金的研究(II) 中介绍。

3 结论

1) 利用双层辉光离子渗金属技术在工业纯铁表面可以获得具有极强时效硬化能力的 Fe-Cr-W-Mo 表面时效硬化合金。

2) 该表面时效合金具有时效硬化迅速、时效硬化能力强和高温抗软化性能优良的特点。

3) 表面 Fe-Co-W-Mo 型时效硬化合金的室温硬度和红硬性大大高于超硬高速钢, 也高于冶金时效高速钢。

REFERENCES

- [1] XU Zhong(徐重), WANG Zhen-min(王振民), GU Feng-ying(古凤英), *et al.* 双重辉光离子渗金属 [J]. Transaction of Metal Heat Treatment(金属热处理学报), 1982, (3): 20~23.
- [2] Xu Zhong. Method and apparatus for introducing normally solid materials into substrate surface [P]. US patent 4520268, 1985.
- [3] LI Zhong-hou(李忠厚), LIU Xiao-ping(刘小萍), GAO Yuan(高原), *et al.* FeCoWMo 时效硬化合金的表面冶金工艺(I) [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1999, 9(4): 790~793.
- [4] LI Zhong-hou(李忠厚). 时效硬化高速钢的研究(I) [J]. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料), 1993, 17(4): 42.
- [5] CHEN Jing-rong(陈景榕) and LI Zhong-hou(李忠厚). 时效硬化工具钢 [J]. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料), 1986, 10(6): 20~25.
- [6] LI Zhong-hou(李忠厚). 时效硬化高速钢的初步研究 [D]. Master Thesis. Beijing: Beijing Iron and Steel Institute, 1981.
- [7] LI Zhong-hou(李忠厚), WU Xiao-dong(吴晓东) and Xu Zhong(徐重). Fe-W-Co-Mo 合金的时效硬化 [J]. Transaction of Metal Heat Treatment(金属热处理学报), 1998, 19(3): 51~53.
- [8] ZHU Shun-yu(朱顺裕). 高速钢一次回火的研究 [J]. Heat Treatment of Metals(金属热处理), 1991, 8: 39~43.
- [9] LI Zhong-hou(李忠厚). 时效硬化高速钢的研究(III) [J]. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料), 1993, 17(5): 42.
- [10] ZHAO Bu-qing(赵步青). 浅谈高速钢刀具的硬度问题 [J]. Heat Treatment of Metals(金属热处理), 1998, 7: 44~45.

Characteristics of surface age-hardening of Fe-Co-W-Mo surface age-hardening alloy (II)

LI Zhong-hou, LIU Xiao-ping, GAO Yuan, XU Zhong

Research Institute of Surface Engineering,

Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China

Abstract: A surface age-hardening alloy of Fe-Co-W-Mo was formed on the surface of ingot iron by the double glow plasma surface alloying technique (DGPSA). The experimental results showed that the surface age-hardening alloy possesses a very high rate of age-hardening, a very strong ability of age-hardening and a very strong ability against temper softening. The hardness of the surface age-hardening alloy is increased from 500HV_{0.2} to 750HV_{0.2} after solution treatment followed by ageing for 5 min at 540 °C, increased to 1 200HV_{0.2} after ageing for 40 min in case of holding on the other heat treatment states above. And also the hardness of the surface age-hardening alloy exceeds 720HV_{0.2} after tempering for 2 h at 700 °C.

Key words: double glow plasma surface alloying; surface ageing alloy; age hardening

(编辑 袁赛前)