

烧结锰钢碳氮共渗层结构的研究

隋永江 王兴庆 何宝山 俞学节 纪宝成

(上海工业大学) (上海钢铁研究所)

〔摘要〕用TEM研究了粉末烧结Fe—C系和Fe—Mn—C系合金碳氮共渗层的组织结构。结果表明, 锰能增加烧结体的开口孔隙度, 从而增加共渗层深度。经150℃回火, 碳氮共渗马氏体中析出 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相, 合金元素锰能显著增加 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相的弥散度。经300℃回火, 碳氮共渗马氏体中析出 Fe_3C , 没有发现 $Fe_4N(\gamma')$ 相。

一、引言

碳氮共渗能有效地提高机械零件的耐磨性和疲劳强度, 研究渗层的组织结构具有一定的理论意义和实际意义。文献〔1、2〕研究过Fe—N马氏体的结构和回火行为, 对共渗层的组织有过分析和论述。但有关实际的碳氮共渗层的马氏体结构, 目前人们了解甚少。

本文采用粉末烧结合金进行碳氮共渗, 使渗层深入试样内部, 可以从截面制备TEM试样进行精细结构观察, 克服了致密钢渗层薄带来的制样困难。

锰是合金钢中最常见的合金元素。在烧结铁基合金中添加适量的合金元素锰, 能使烧结钢的力学性能得到明显改善〔3〕。在研究碳氮共渗后的烧结Fe—C系和Fe—Mn—C系合金力学性能时发现, Fe—Mn—C系合金具有较好的耐磨性和疲劳强度〔4〕。因此, 对两种烧结合金共渗层的精细结构进行观察和研究具有实际意义。

二、试验方法

用工业纯还原铁粉、石墨粉和含锰的预合金粉, 分别按Fe—C和Fe—Mn—C两种合

金系列, 经均匀混合后, 压制成 $10 \times 10 \times 50$ mm的试样, 再在分解氨气氛中烧结2小时, 烧结温度为1150℃。烧结体的孔隙度约19%左右。主要合金成分列于表1。

表1 烧结合金的成分, wt%

合 金	C	Mn	Fe
Fe—C	0.59~0.6	—	余
Fe—Mn—C	0.59~0.6	2.9~3.5	余

试样经840~860℃气体碳氮共渗4小时后油淬, 随后在150℃和300℃下分别回火2小时。透射电镜试样是用电火花线切割成0.2mm厚的试片, 经砂纸磨至 <0.1 mm厚, 再用离子减薄。所使用的电镜为H-700, 加速电压为200kV。

三、试验结果

1. 淬火组织

由于锰的饱和蒸气压高, 在烧结过程中部分挥发, 使Fe—Mn—C烧结体的开口孔隙略有增加(见表2), 其结果与文献〔3〕基本一致。开口孔隙的增加, 有利于碳氮共渗, 使内层的马氏体含量比Fe—C合金高〔4〕。

表 2

锰含量对开口孔隙度的影响

Mn含量, wt%	0	0.5	1.0	1.5	2.0	3.0	4.0
密度, g/cm ³	6.33	6.33	6.31	6.31	6.30	6.30	6.32
开口孔隙度, %	18.37	18.49	18.67	18.70	18.77	18.82	19.20

两种合金经碳氮共渗后淬火。试样表层(约0.5mm厚)主要是{112}α李晶马氏体和残留奥氏体,向内约3mm宽度处是李晶马氏体和板条马氏体混合组织。图1所示为



a. 板条马氏体, ×15000

Fe—Mn—C合金中李晶马氏体和板条马氏体的透射电镜像,与Fe—N和Fe—C二元合金中马氏体的形貌相似。



b. 李晶马氏体, ×30000

图1 Fe—Mn—C合金在860℃淬火后的透射电镜像

2. 低温回火组织

试样油淬后经150℃回火。在Fe—Mn—C合金的马氏体中析出高度弥散的质点,这些质点通常在明场像中不易分辨(如图2a所示)。在对应的选区电子衍射花样中,基体衍射与中心斑的中间位置出现额外的衍射斑(如图2b所示),这是 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 的衍射斑。由于 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 的单胞大小约为马氏体的两倍[1],因此在<110>方向,析出相 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 的(220)衍射斑几乎与基体的马氏体(110)衍射斑重合。两相的取向关系符合{100}α''//{001}α,<100>α''//<100>α[5]。图2d是(110)α与(220)α''重合斑所成的暗物像,可见 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相呈片状,厚度约60~70Å,长约500~600Å。迹线分析表明, $Fe_{16}N_2$ 的惯习面为{100}α,长大的方向是<100>α,这也与文献[5]的结果一致。

图3示出Fe—Mn—C合金经150℃回火后的残留奥氏体组织,残留奥氏体分布在马

氏体片间。经回火后,马氏体内析出了弥散的 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$,但残留奥氏体保持稳定,无明显的沉淀硬化现象。

尽管Fe—C合金经低温回火也析出 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相,但与Fe—Mn—C合金相比, $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 的质点却明显粗化。图4示出Fe—C合金经150℃回火后马氏体中析出的 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 质点,其平均粒度约500Å,长约3000Å,比Fe—Mn—C马氏体中析出的要大一个数量级。

3. 中温回火组织

图5为Fe—Mn—C合金碳氮共渗马氏体经300℃回火的结构,图5a中马氏体的李晶衬度弱, Fe_3C 的衬度强,显示 Fe_3C 沿着马氏体的内李晶界平行分布,这与Fe—C马氏体中 Fe_3C 优先沿马氏体的内李晶界析出的结果一致[6]。基本取向关系呈Багацкий关系[7]。两种合金经300℃回火后析出的都是 Fe_3C ,没有发现 Fe_6N 相。

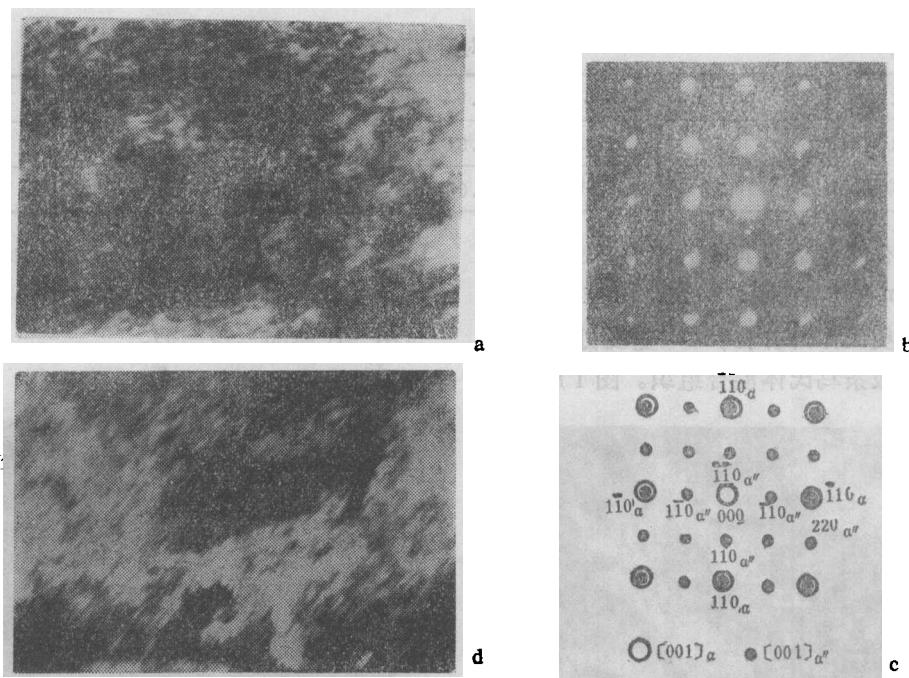


图2 Fe—Mn—C合金在860°C淬火和150°C回火后的透射电镜像和选区

电子衍射花样及标定 $\times 72000$

a—明场像; b和c—a图选区衍射花样的标定; d—(111)和(220)重合斑构成的暗场像



图3 Fe—Mn—C合金在860°C淬火和150°C回火后析出 $Fe_{16}N_2$ 相的马氏体及无析出相的奥氏体的透射电镜像 $\times 20000$

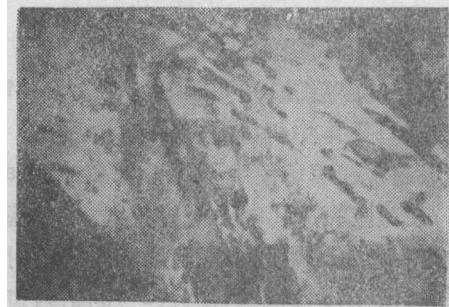


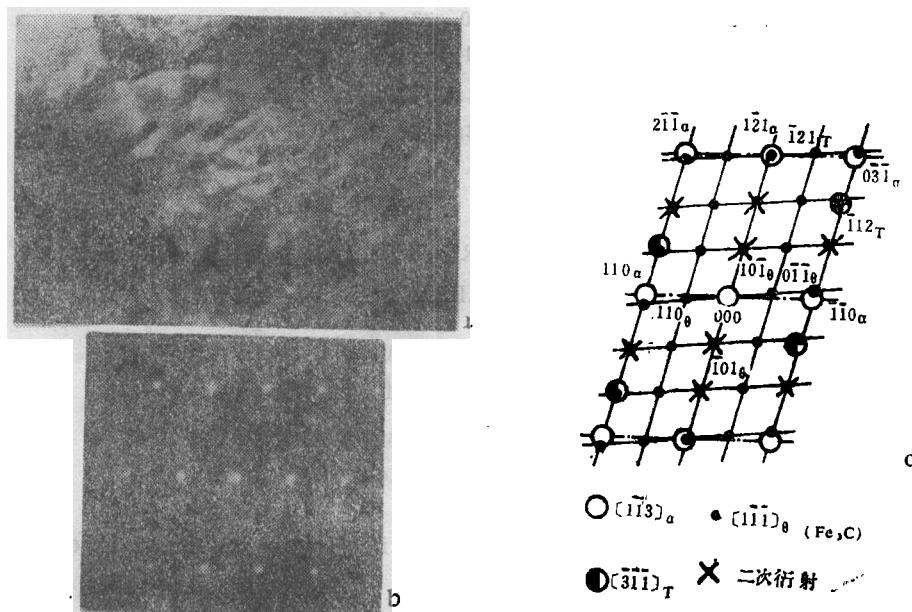
图4 Fe—C合金在860°C淬火和150°C回火后马氏体中析出 $Fe_{16}N_2$ 相的透射电镜像 $\times 27000$

四、讨论

Fe—C系中,当碳含量低时,马氏体呈板条状,当碳含量在0.4~1.0%(wt)时,是板条与孪晶马氏体的混合组织。在Fe—N系中,当氮含量<0.7%(wt),为板条马氏体;>0.9%(wt)为孪晶马氏体^[2],表明碳和氮都能促成孪晶马氏体的形成。本文所述的两种粉末烧结合金,经碳氮共渗后淬火的

马氏体形态,与Fe—C和Fe—N系中的相似。

碳钢在100~200°C回火,发生应力驰豫和 ϵ 相析出;在250~700°C回火形成渗碳体^[8]。对于Fe—N马氏体,低于200°C回火析出 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相;在200~290°C回火, $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相开始重熔并析出 $Fe_4N(\gamma')$ 相^[2],导致硬度下降。穆斯堡尔实验测定表明^[9],奥氏体中的碳原子在八面体位置互相远离,呈非漫乱分布。 $Fe—C$ 马氏体内碳原子的部

图5 李晶马氏体中析出的 Fe_3C 相 $\times 42000$

a—明场像; b和c—a图选区衍射花样及标定

分有序分布是继承奥氏体内碳原子组态的结果; 而氮原子在奥氏体中呈无序分布, $Fe-N$ 原始马氏体在室温时效时, 氮原子的局部有序化(接近 $Fe_{16}N_2$, 在100℃时效则分解为 $\alpha + Fe_{16}N_2(\alpha'')$)。本工作表明, 碳氮共渗马氏体在150℃时效, 析出的是 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相而无 ϵ 相碳化物析出。可以相信, ϵ 相是从富碳的原子团直接形成的^[9]。这表明氮能破坏奥氏体晶格中碳原子的有序分布, 也破坏了马氏体中碳的部分有序, 从而抑制 ϵ 相析出, 有利于分解为 $\alpha'' + \alpha$ 。加锰能使 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相高度弥散, 这说明锰有利于 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 质点的形核(局部有序), 并抑制其长大, 使合金的机械性能得到改善^[4]。

经300℃回火, 在碳氮共渗马氏体中析出 Fe_3C , 没有发现 Fe_4N 相, 这说明, 在较高温度下回火, Fe_3C 比 Fe_4N 稳定, 这与渗氮的情况不同^[10]。

五、结论

1. 锰能使粉末烧结钢的开口孔隙度增加, 提高碳氮共渗层厚度;
2. 碳氮共渗马氏体经低温回火(150℃)后, 析出 $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ 相, 合金元素锰能显著提高析出相— $Fe_{16}N_2$ 的弥散度;
3. 碳氮共渗马氏体经300℃回火后析出 Fe_3C , 这时合金的硬度降低。

参考文献

- [1] Garwood, R. D. and Thomas, G., Metall. Trans., 1973, 4: 225
- [2] Gent, A. V. and Doorn, F. C. V. 等, Metall. Trans., 1985, 16A: 1371
- [3] Salak, A., Modern Development in Powder Metallurgy, 1981, 13: 183
- [4] 隋永红、王兴庆、何宝山, 烧结钢的共渗层组织与性能, 待发表
- [5] Inokuti, Y. and Nishida, N. 等, Metall. Trans., 1975, 6A: 773
- [6] 俞学节, 金属学报, 1980, 16: 53

- [7] Багацкий, Ю.А., докл. АН СССР, 1950, 73, 1161
 [8] Specih, G.R. and Leslie, W.C., Metall. Trans., 1972, 3, 1043
 [9] De Cristofaro, N. and Keplow, R., Metall. Trans., 1977, 8A, 35
 [10] Sherman, A.M. and Eldis, C.T. 等, Metall. Trans., 1983, 14A, 995

INVESTIGATION ON THE STRUCTURE OF CARBONITRIDED LAYER IN SINTERED MANGANESE STEELS

Sui Yongjiang, Wang Xinqing and He Baoshan

(Shanghai University of Technology)

Yu Xuejie, Ji Baocheng

(Shanghai Iron and Steel Research Institute)

ABSTRACT The structure of carbonitrided layer in sintered Fe-C and Fe-Mn-C alloys was studied by TEM observation. The results show that the element Mn can increase the open porosity in the sintered compacts and consequently increase its depth of carbonitrided layer. After tempering of both steels at 150°C, the $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ phase was precipitated from both the carbonitrided martensite matrix. The experimental results show that the element Mn can significantly increase the dispersity of precipitated phase in Fe-Mn-C alloy and the average thickness of dispersoid is about 60~70 Å and the length 500~600 Å, while the thickness of dispersoid precipitated from the martensite of Fe-C alloy is about 500 Å and the length 3000 Å, which is one order larger than that from the martensite of Fe-Mn-C alloy. This illustrates that the Mn is favourable to the nucleation of dispersed phase $Fe_{16}N_2$ and restrains its growth.

When the carbon steel was tempered at 100~200°C the stress would be relaxed and the ϵ phase should be precipitated, but in this study, the $Fe_{16}N_2$ phase was precipitated from the martensite, and the ϵ phase was not observed. These results show that the nitrogen atoms not only can interrupt the ordering of carbon atoms in austenite lattice, but also interrupt the partial ordering of carbon atoms in martensite phase, which leads to restrain the precipitation of ϵ phase. It is shown that when the martensite is tempered below 200°C, the $Fe_{16}N_2$ phase is precipitated as mentioned above, tempered at 200~290°C, the FeN phase (γ') is observed, tempered at higher than 300°C only Fe_3C phase is observed.

合订本征订

《粉末冶金技术》第五、六卷合订本已分卷装订,工本费每册8.5元,购者请通过邮局将款汇至编辑部。