

低碳钢气体氮碳共渗及后续淬火研究

李楠, 洪悦, 伍翠兰, 徐强

(湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘要: **目的** 减少传统氮碳共渗及后续淬火形成的马氏体层中大量孔洞及其性能差的缺陷, 寻求优化的工艺参数, 在低碳钢表面获得少孔、高强、高韧的强化层。**方法** 采用 X 射线衍射、扫描电镜、透射电镜及显微硬度计对不同工艺参数条件下制备的强化层的微观组织结构和性能进行表征。**结果** 氮碳共渗化合物层经 850 °C 加热油淬后转变成多孔马氏体, 降低淬火温度、缩短共渗时间、减少共渗气氛中的 NH_3 流量、增加 CO 流量均可减少淬火试样表面孔洞的数量。经 680 °C 加热淬火后, 氮碳共渗化合物层转变成马氏体加残余奥氏体的复相强化层, 这种复相强化层的硬度可达到 1000HV, 且具有很好的韧性。经过 120 °C 低温回火后, 复相强化层仍保持高硬度和良好韧性。相对于增加 CO 流量而言, 降低 NH_3 流量不仅能减少表面的孔洞, 也可保持 680 °C 淬火强化层的高硬度和良好韧性, 同时也可缩短氮碳共渗时间, 节约成本。**结论** 优化的氮碳共渗淬火工艺能获得由马氏体和奥氏体组成的复相强化层, 并显著减少表面孔洞。强化层中广泛分布的奥氏体能显著改善复相强化层的韧性。因此, 复相强化层具有高强高韧且少孔的优点。

关键词: 氮碳共渗; 淬火; 化合物层; 复合强化层; 马氏体; 奥氏体

中图分类号: TG156.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2018)11-0009-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.11.002

Gaseous Nitrocarburizing and Post-quenching of Low Carbon Steel

LI Nan, HONG Yue, WU Cui-lan, XU Qiang

(School of Material Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

ABSTRACT: The work aims to decrease the shortcomings of numerous pores and poor performance in the martensitic layers fabricated by traditional nitrocarburizing and post-quenching and find out the optimized process parameters to obtain a strengthened layer with few pore, high strength and high tenacity on low carbon steel. X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and microhardness tester were used to characterize the microstructures and the properties of the strengthened layers formed at different process parameters. Nitrocarburized compound layer was transformed into a porous martensitic layer after re-heating and oil-quenching at 850 °C. The quantity of pores on the surface quenched specimen could be decreased by lowering quenching temperature, reducing nitrocarburizing time, decreasing gas fluxes of NH_3 and increasing the gas fluxes of CO. After post-quenching at 680 °C, the nitrocarburized compound layer could be transformed into a multiphase strengthened layer composed of martensite and retained austenite. The multiphase strengthened layer had the hardness up to 1000HV and good toughness. Even after tempering at 120 °C, the multiphase strengthened layer

收稿日期: 2018-08-27; 修订日期: 2018-09-23

Received: 2018-08-27; **Revised:** 2018-09-23

基金项目: 国家自然科学基金 (51071064, 11427806)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51071064, 11427806)

作者简介: 李楠 (1992—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为金属材料热处理。

Biography: LI Nan (1992—), Female, Master, Research focus: heat treatment of metal material.

通讯作者: 伍翠兰 (1969—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为金属材料热处理。邮箱: cuilanwu@hnu.edu.cn

Corresponding author: WU Cui-lan (1969—), Female, Doctor, Professor, Research focus: heat treatment of metal material. E-mail: cuilanwu@hnu.edu.cn

could still keep the high hardness and good toughness. Compared with increasing of the gas fluxes of CO during the nitrocarburizing process, decreasing of gas fluxes of NH_3 not only decreased the pores and kept high hardness and good toughness of the strengthened layers, but also reduced the nitrocarburizing time and costing. The optimized nitrocarburizing and post-quenching process can be used to fabricate a multiphase strengthened layer composed of martensite and retained austenite and reduce the surface pores. The widely distributed austenite-blocks in the strengthened layers can greatly improve the toughness. Therefore, the multiphase strengthened layer has advantages of high hardness, high toughness and few pores.

KEY WORDS: nitrocarburizing; quench; compound layer; multiphase strengthened layer; martensite; austenite

氮碳共渗是一种常见的表面化学热处理工艺。钢铁材料经过氮碳共渗后,表面一般会形成由 ϵ 和 γ' 组成的氮碳化合物层^[1-8],使材料表面具有高硬度、耐磨、耐蚀等性能^[5-7]。对纯铁及碳素钢而言,其氮碳共渗形成的化合物层的最大硬度大约只有 600HV^[5-8],且韧性不佳^[9]。

为了消除化合物层的不良影响,往往采用短时渗氮或者低氮化势渗氮来减少化合物层的缺陷^[10-12],也有文献^[13-16]对氮碳共渗试样进行后续淬火处理,使氮碳化合物层重新熔解,而形成高硬度的马氏体表层。类似的后续淬火工艺最先出现在渗碳领域,钢件经过渗碳及后续 850 °C 左右淬火后,最终能够在表面形成硬度约 800HV 的马氏体表层^[17-20]。文献^[13-16]中,氮碳共渗钢的后续淬火温度仍然选择在 850 °C 左右,尽管淬火形成的马氏体表层硬度也能达到 800HV,但由于淬火温度很高,使高氮的表面层形成了大量的孔洞。这种氮碳共渗及后续高温淬火后的马氏体表面多孔层厚度可达到 20 μm 以上。低载荷下,多孔层对材料耐磨性影响较小,其马氏体表层的耐磨性仍优于化合物层^[14-16],但在大载荷或者缺少润滑的工况条件下,多孔层会使材料的表面强度和耐磨性均低于原来的化合物层^[21]。因此,目前氮碳共渗及后续高温淬火工艺在工业生产中应用较少。

事实上,钢的氮碳共渗表层应该属于 Fe-N-C 三元合金体系,低碳钢在低碳势下共渗形成的氮碳共渗层甚至可以简化为 Fe-N 二元合金体系,因此,淬火温度是否应该仍然选择 Fe-C 合金的淬火温度还有待商榷。另外,渗氮或氮碳共渗中孔洞的形成应该归结于高温下 N_2 的形成,多孔层应该也是可以通过调控热处理的参数(如缩短氮化时间,减少表面氮浓度)来抑制^[21]。目前对钢的氮碳共渗后续淬火工艺研究还不完善。

针对上述问题,文中对低碳钢的气体氮碳共渗后续淬火展开研究。采用 NH_3 和 CO 作为渗剂,氮碳共渗温度为 580 °C。通过调控氮碳共渗时间、 NH_3/CO 气体流量和后续淬火的温度等工艺参数来调控低碳钢共渗化合物层及其后续相变层的微观组织和性能。结果表明,相对于传统的氮碳共渗表层和后续高温淬火得到的马氏体层而言,低温淬火获得的复相层的硬度高达 1000HV,且韧性较好。

1 实验

1.1 材料和热处理

实验材料为厚 0.5 mm 的低碳钢薄片,主要化学成分(质量分数)为:0.06% C, 0.012% Si, 0.016% Cr, 0.210% Mn, 余量 Fe。将低碳钢薄片切成 60 mm×80 mm×0.5 mm 的矩形试样,氮碳共渗处理前,所有试样经乙醇超声清洗。

氮碳共渗及后续淬火加热均在管式炉中进行,氮碳共渗温度为 580 °C,淬火温度分别为 680 °C 和 850 °C。氮碳共渗后,试样以 10 °C/min 随炉升温至淬火温度,然后在保护气氛下保温 30 min,最后油冷至室温。试样编号及热处理参数见表 1。

表 1 试样命名及热处理工艺参数
Tab.1 Names of samples and process parameters of heat treatment

| Name | Flow of $\text{NH}_3/(\text{mL} \cdot \text{min}^{-1})$ | Flow of $\text{CO}/(\text{mL} \cdot \text{min}^{-1})$ | Time of nitriding/h | Temperature/°C | Time of holding/h |
|-------------------------------|---|---|---------------------|----------------|-------------------|
| NC | 90 | 20 | 4 | | |
| NC-1-850 °C | 90 | 20 | 1 | 850 | 0.5 |
| NC-1-680 °C | 90 | 20 | 1 | 680 | 0.5 |
| NC-4-680 °C | 90 | 20 | 4 | 680 | 0.5 |
| $\text{N}_i\text{C-1-680 °C}$ | 50 | 20 | 1 | 680 | 0.5 |
| $\text{NC}_h\text{-4-680 °C}$ | 90 | 85 | 4 | 680 | 0.5 |

由于淬火试样含有大量残余奥氏体,并形成了马氏体强化层,为了消除可能存在的淬火应力,对 680 °C 淬火试样进行 120 °C 低温回火 14 h。另外,考虑到 N 过饱和的扩散层基体自然时效现象在自然停留 100 h 以上已达到稳定态^[22],文中所有试样在性能测试和微观组织结构表征前均经过了 200 h 以上的自然停留。

1.2 测试和表征方法

采用 FEI Quanta 200 扫描电子显微镜(SEM)观察试样截面显微形貌;采用 Siemens D-5000 型 X 射线衍射仪(XRD)对渗氮层进行相结构表征;采用 HV-1000Z 显微硬度仪对试样进行硬度测量和强化层韧性测试^[9,23];采用 JEOL 3010 透射电镜(TEM)对强化层精细微观组织结构进行表征(操作电压 200 kV)。

XRD 测试前, 试样经过轻微抛光去掉表面氧化层, 然后在酒精中超声清洗。XRD 测试时, 2θ 角度扫描范围为 $30^\circ \sim 90^\circ$, 步长为 0.02° , 扫描速度为 $8^\circ/\text{min}$ 。采用机械夹持法固定截面试样后, 对试样进行粗磨、精磨和抛光, 其中 SEM 试样经 4% 硝酸酒精腐蚀 30 s。TEM 试样制备过程: 先用机械研磨方法单面减薄至约 $30\text{ }\mu\text{m}$, 然后冲成直径 3 mm 的薄片, 随后电解双喷至约 $15\text{ }\mu\text{m}$, 最后经单面离子减薄到穿孔。维氏硬度测试所用的载荷为 0.49 N, 而表面韧性测试载荷为 9.8 N。

2 结果及讨论

2.1 强化层显微组织的扫描电镜观察及分析

不同工艺氮碳共渗及淬火试样横截面组织如图 1 所示。氮碳共渗试样的表面形成化合物层^[9,12,24], 其总厚度约 $20\text{ }\mu\text{m}$ 。图 1a 显示化合物层的最外层存在一些微孔, 但未形成孔洞密集的多孔层。当氮碳共渗试样经 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 淬火处理后, 原化合物层转变成厚度超过 $25\text{ }\mu\text{m}$ 的多孔疏松层 (如图 1b 所示), 原扩散

层及心部均转变成马氏体。当淬火温度降为 $680\text{ }^\circ\text{C}$ 时, NC-1-680 $^\circ\text{C}$ 试样强化层的总厚度降为 $36\text{ }\mu\text{m}$ 左右, 多孔外层的厚度降为 $8\text{ }\mu\text{m}$ 左右, 原扩散层仍然保持为 N 过饱和和铁素体基体, 如图 1c 所示。图 1d 为 NC-4-680 $^\circ\text{C}$ 试样的横截面 SEM 图, 对比图 1c 和图 1d 可知, 增加氮碳共渗时间可使强化层的总厚度增加, 但是淬火后多孔外层的厚度也增加。图 1e、f 分别为低氨流量的 N_1C_1 -1-680 $^\circ\text{C}$ 试样和高 CO 流量的 NC_h -4-680 $^\circ\text{C}$ 试样的强化层, 其强化层的表面虽然也存在一些零星的孔洞, 但多孔层很薄, 这说明降低 NH_3 流量或增加 CO 流量均可以有效地抑制表面孔洞的产生。整体来看, 氮碳共渗及后续淬火工艺获得的强化层难免会存在一些微孔, 但微孔的数量是可以通过调节热处理工艺参数来调控的。降低淬火温度、减少渗剂中的 NH_3 流量或增加渗剂中的 CO 流量, 都可以降低淬火试样强化层中微孔的数量。因为 N_1C_1 -1-680 $^\circ\text{C}$ 试样和 NC_h -4-680 $^\circ\text{C}$ 试样的强化层厚度相当, 而前者共渗时间为 1 h, 后者共渗时间为 4 h, 因此降低氨流量的氮碳共渗比提高 CO 流量的工艺更经济、合理。

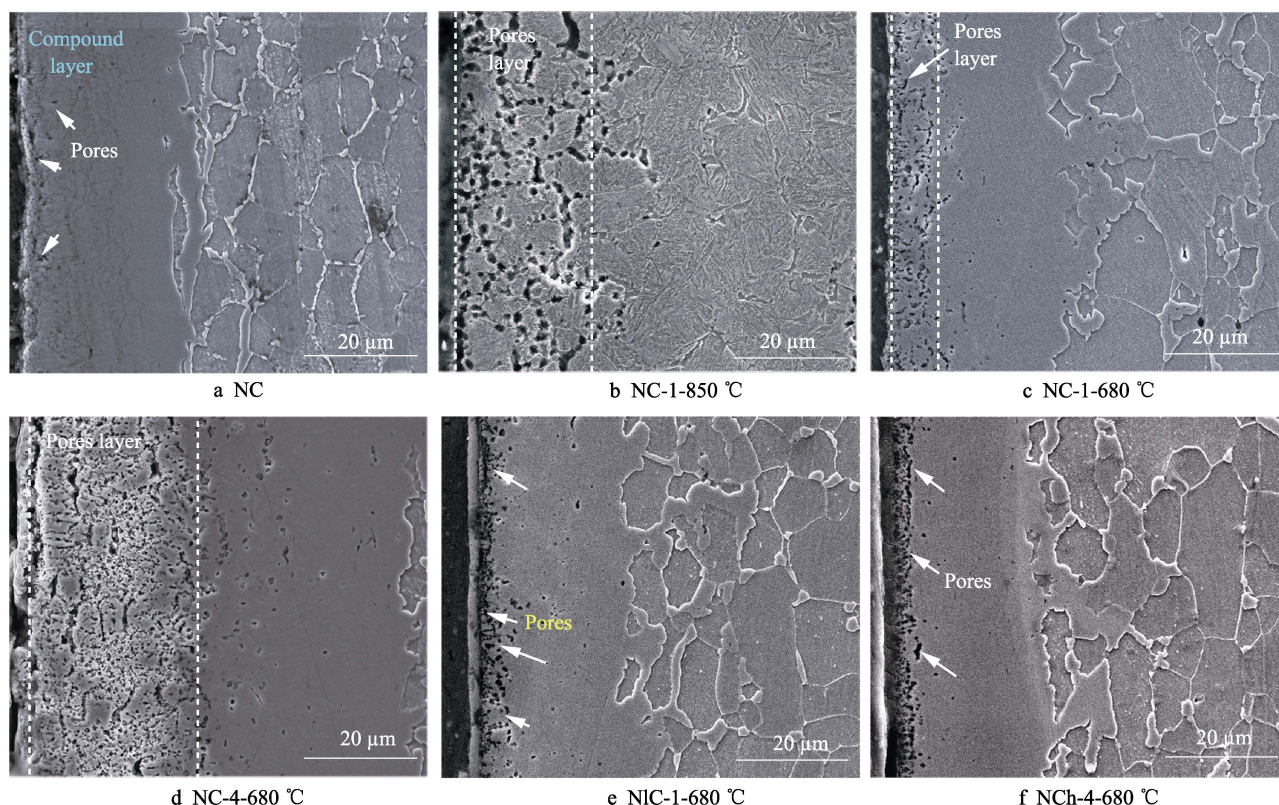


图 1 氮碳共渗及淬火处理后试样的横截面 SEM 形貌

Fig.1 Cross sectional SEM morphologies of samples after nitrocarburizing and post-quenching

2.2 XRD 分析

对图 1 中的所有试样进行 XRD 检测, 其结果如图 2 所示。由于工艺参数不同, 氮碳共渗及淬火处理后试样表面存在三种主要相。氮碳共渗 (NC) 试样

表层以 ϵ 相为主。当淬火温度为 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 时, NC-1-850 $^\circ\text{C}$ 试样表层相结构几乎为单相 α' 马氏体。当淬火温度为 $680\text{ }^\circ\text{C}$ 时, NC-1-680 $^\circ\text{C}$ 试样表面 XRD 衍射峰可全部标定为 γ 奥氏体, NC-4-680 $^\circ\text{C}$ 、 N_1C_1 -1-680 $^\circ\text{C}$ 、 NC_h -4-680 $^\circ\text{C}$ 试样表面均由奥氏体和马氏体组成。

总之,氮碳共渗化合物层经淬火处理时,其表面的化合物层在淬火加热过程中转变成奥氏体,然后在油冷过程中转变成马氏体和残余奥氏体。淬火试样中,马氏体含量与淬火温度和奥氏体中氮、碳含量有关。淬火温度越高,油淬至室温的温度差越大,马氏体相变驱动力越大,淬火马氏体含量越多。奥氏体的稳定性随 N/C 含量的增加而增加,淬火加热温度越高, N/C 原子扩散速度越快,在同样保温时间下,表面层中的 N/C 含量降低得越多,这造成奥氏体稳定性降低,淬火后马氏体含量增加。因此, 850 °C 淬火试样表层中几乎都是马氏体。降低淬火温度,一方面减小马氏体相变驱动力,另一方面减小表面层 N/C 原子的流失速度,提高奥氏体中的 N 含量及奥氏体稳定性,因此所有 680 °C 淬火试样表层均含有大量的奥氏体。根据实验测得的马氏体(200)和(002)衍射峰的衍射角和布拉格方程,计算出马氏体的点阵常数 a 和 c 分别约 0.287 nm 和 0.303 nm, 其正方度 $c:a \approx 1.05$ 。根据测得的马氏体点阵参数,反推导出其 XRD 衍射图谱,如图 2 底部“ α' -calculation”谱线所示。图 2 显示奥氏体的(111)衍射峰与正方度为 1.05 的马氏体(101)衍射峰重合,因此 NC-1-680 °C 试样表面层也可能含有马氏体,而非全奥氏体。另外,因为奥氏体的(111)衍射峰与马氏体(101)衍射峰重合,所以不能仅仅凭借衍射峰的相对强度来简单判断强化层中马氏体的具体含量。

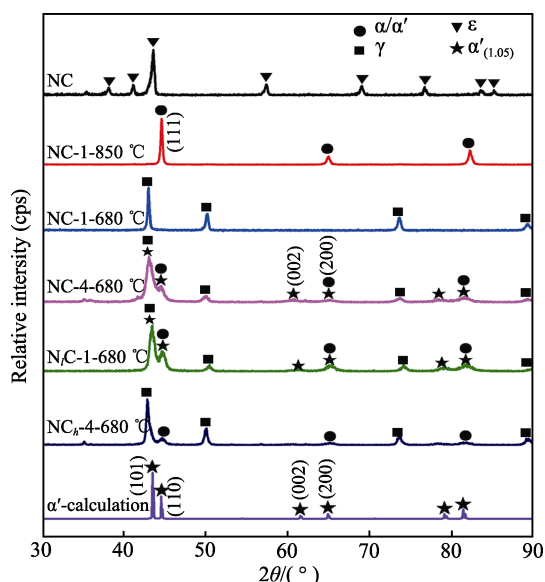


图 2 氮碳共渗及淬火处理试样的表面 XRD 图谱
Fig.2 XRD patterns of the surface of samples after nitrocarburizing and post-quenching. (The bottom curve represents the simulated XRD patterns of martensite with $c:a \approx 1.05$)

2.3 横截面显微硬度测试及分析

图 3 为氮碳共渗及后续淬火试样的横截面硬度。未淬火的氮碳共渗试样表层硬度为 400~600HV, 心

部硬度约 300HV。相对于氮碳共渗试样而言,后续淬火试样的心部硬度略有增加。850 °C 淬火的 NC-1-850 °C 试样表层因存在大量的孔洞, 硬度明显偏低, 心部马氏体的硬度在 400HV 左右波动。当淬火温度降为 680 °C 时, 淬火试样强化层硬度显著增加, 尤其是次表层硬度得到大幅度提高。N₁C-1-680 °C、NC_h-4-680 °C、NC-4-680 °C 三种试样的次表层的硬度值均在 900HV 以上, 最高点甚至接近 1000HV, 这明显高于了现有文献报道的 Fe-C 马氏体^[17-20]、Fe-N 马氏体^[25]和 Fe-N-C 马氏体^[13-16]的硬度 (~800HV)。但 NC-1-680 °C 试样最外层硬度只有 400HV 左右, 与未淬火的 NC 试样相比, 最外层硬度并没有提高, 而且延长氮碳共渗时间, NC-4-680 °C 试样表面附近的硬度反而降低到 250HV 左右。淬火试样最外层硬度不高的原因都是孔洞层造成的。N₁C-1-680 °C 和 NC_h-4-680 °C 试样因为孔洞层很薄, 其最外层硬度比 NC 试样提高了很多, 这说明降低氮流量或者增加 CO 流量均能够有效地改善氮碳共渗淬火试样的表面性能。

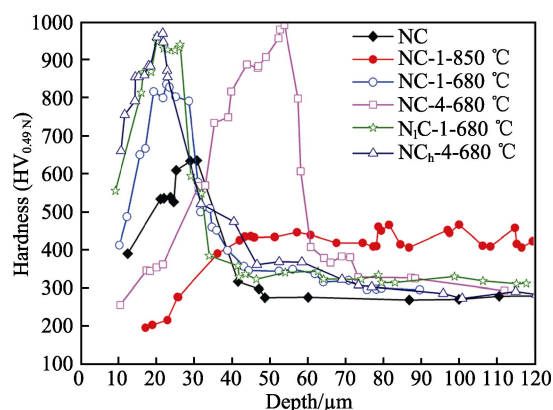


图 3 氮碳共渗及淬火处理后试样的横截面硬度曲线
Fig.3 Cross sectional hardness profiles of samples after nitrocarburizing and post-quenching

2.4 表面韧性测试及分析

为了检测氮碳共渗及后续淬火工艺对试样表层韧性的影响, 对不同淬火温度的试样表面进行 9.8 N 载荷压痕测试和观察。从图 4 可以看出, NC 试样表面压痕及其附近均出现裂纹, 这说明氮碳共渗化合物层的韧性不好。NC-1-850 °C 试样表面压痕附近也出现少量的裂纹, 这说明 850 °C 淬火试样马氏体的韧性优于氮碳共渗化合物层。当淬火温度为 680 °C 时, N₁C-1-680 °C 试样和 NC_h-4-680 °C 表面压痕附近都没有观察到裂纹存在, 这说明经过 680 °C 淬火后, 试样的表面韧性要比 850 °C 淬火的试样更好。主要原因是 680 °C 淬火试样含有大量的奥氏体, 奥氏体的韧性远远高于马氏体。另一个原因是 850 °C 淬火试样的表层含有大量的孔洞, 使得其韧性降低。总之, 降低淬火温度不仅提高了表面强化层的硬度, 也提高了强化层的韧性。

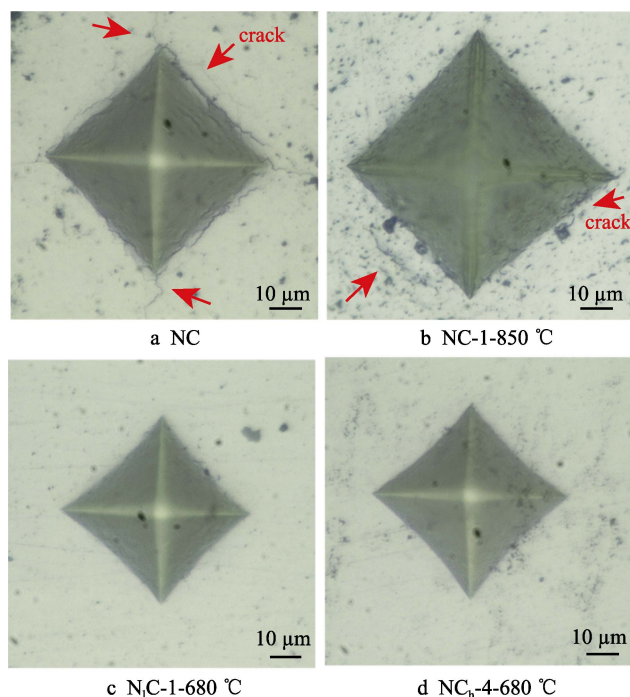


图 4 氮碳共渗及淬火处理后试样的表面韧性测试
Fig.4 Surface toughness test of samples after nitrocarburizing and post-quenching

XRD 分析显示, 680 °C 淬火试样均含有大量的奥氏体。奥氏体的硬度比马氏体的硬度要低, 但是硬度分析结果显示, 680 °C 淬火试样强化层硬度远高于氮碳化合物表层和单相马氏体表层, 也高于文献中报道的 Fe-C 马氏体^[17-20]、Fe-N 马氏体^[25]和 Fe-N-C 马氏体^[13-16]的硬度。为了理解 680 °C 淬火试样强化层的强韧化机制, 对 N₁C-1-680 °C 试样的强化层微观组织进行了 TEM 分析。

TEM 分析表明, N₁C-1-680 °C 试样强化层中, 主要组成相为马氏体, 奥氏体存在于马氏体之间, 呈现无规则的块状形态, 如图 5 所示。奥氏体和马氏体内部均存在大量位错, 这些高密度位错为强化层提供了位错强化, 尤其是奥氏体中的高密度位错大大提高了奥氏体的强度。

另外, TEM 分析发现, N₁C-1-680 °C 试样强化层中, 马氏体存在两种类型, 如图 6 所示。一种马氏体 (α_1) 的电子衍射花样中出现了超结构衍射斑点 (如图 6d 中黄色圈所示斑点), 但采用超结构衍射斑点进行 TEM 暗场像操作时, 却发现整个马氏体晶粒均变亮 (如图 6d 所示)。对图 6d 中黄色圈所示斑点进行分析, 得出其晶体结构与 α'' -Fe₁₆N₂ 相相似。通常

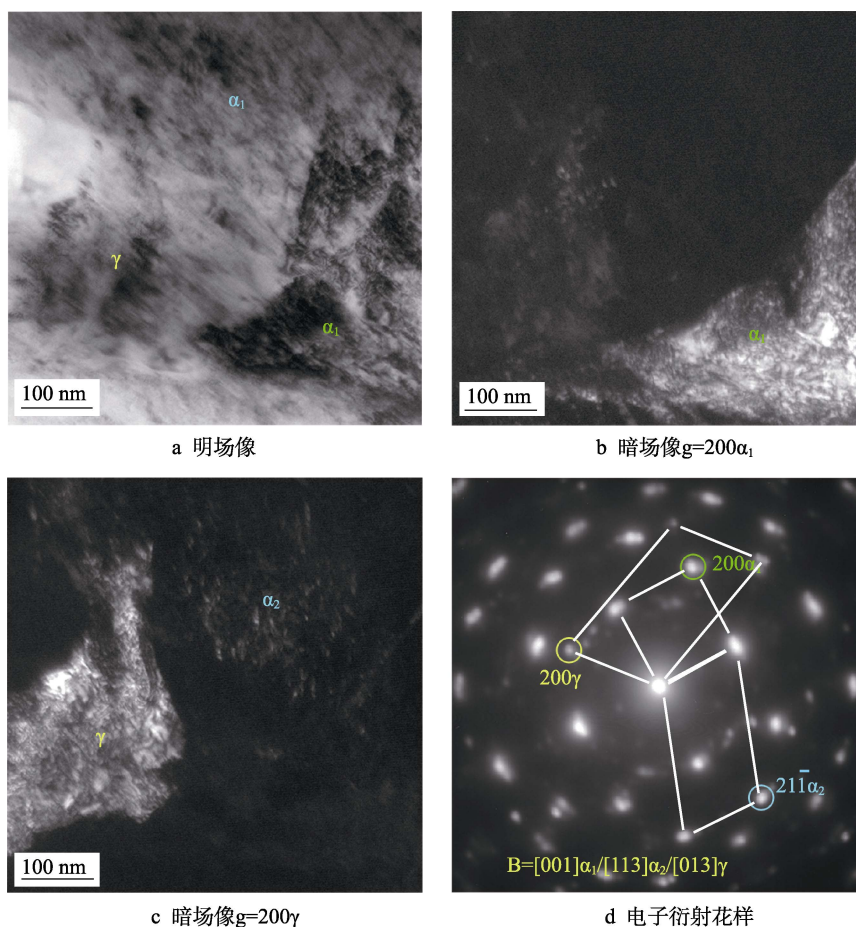


图 5 N₁C-1-680 °C 试样表面的强化层中奥氏体与马氏体共存的 TEM 形貌

Fig.5 TEM images of martensites and retained austenites in the strengthened layer of N₁C-1-680 °C sample:
a) bright field image; b) dark field image with $g=200\alpha_1$; c) dark field image with $g=200\gamma$; d) electron diffraction patterns

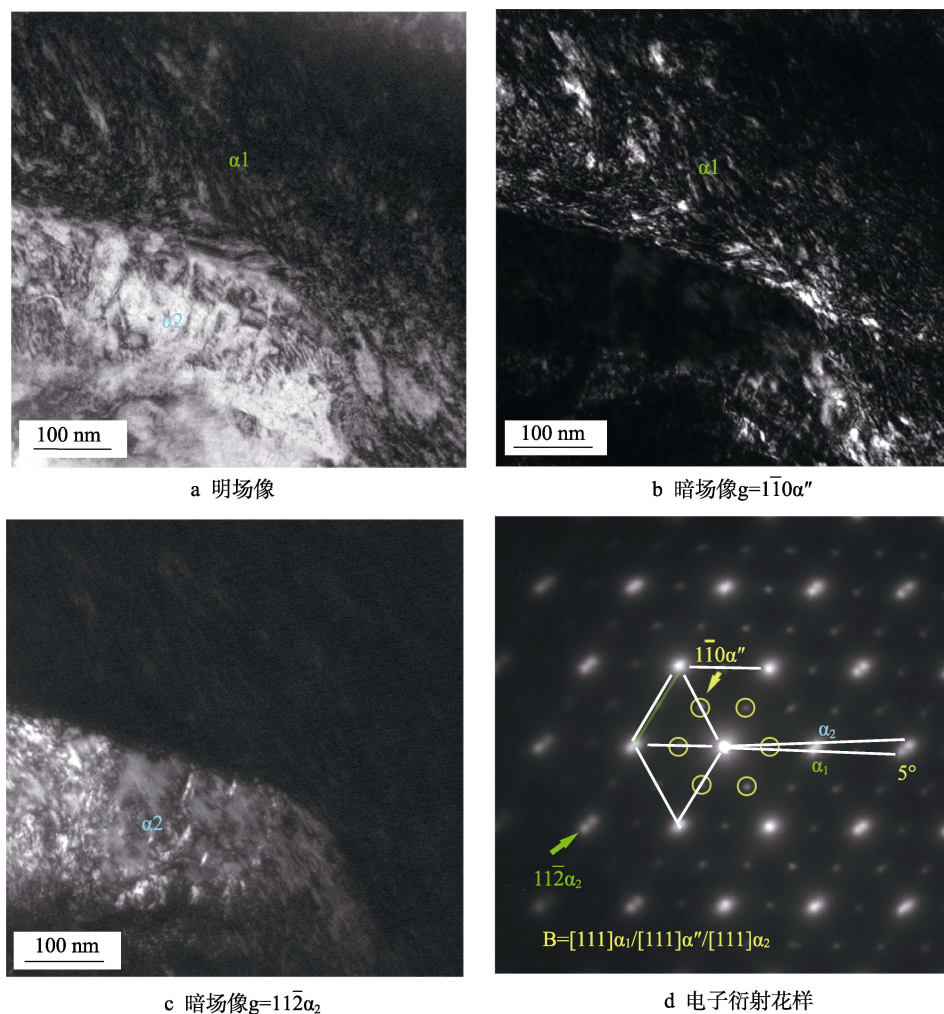


图6 $N_1C-1-680\text{ }^{\circ}C$ 试样表面的强化层中不同马氏体的 TEM 形貌
Fig.6 TEM images of the different martensites in the strengthened layer of the $N_1C-1-680\text{ }^{\circ}C$ samples:
a) bright field image; b) dark field image with $g=1\bar{1}0\alpha''$; c) dark field image with $g=11\bar{2}\alpha_2$;
d) electron diffraction patterns

认为 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 相为 Fe-N 马氏体低温析出相, 且呈片状形态, 但是图 6 中的 α_1 却呈块状, 因此笔者认为 α_1 是一种具有超结构的富氮马氏体。在自然停留过程中, 这种富氮马氏体由于 N 原子的有序化出现了超结构, 形成了块状 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 氮化物, 大大提高了强化层的硬度。另一种马氏体 (α_2) 仅仅含有大量的位错, 且不出现结构改变, 其电子衍射花样也不出现超点阵衍射斑点。对这两种马氏体的衍射斑点进行精确测量, 得出具有超结构的富氮马氏体 α_1 的点阵常数略大于普通马氏体 α_2 。马氏体中的晶格膨胀往往是由其中的间隙 N、C 原子造成的, 这也说明马氏体 α_1 的含氮量要高于马氏体 α_2 。

2.5 低温回火研究

本课题组前期研究^[22]发现, 氮碳共渗后直接淬火的试样可能存在残余应力而容易发生脆性断裂。为了消除试样的残余应力, 在生产中需要对淬火试样进行

低温回火, 因此本文选择表面硬度较高且耗时最短的 $N_1C-1-680\text{ }^{\circ}C$ 试样在 $120\text{ }^{\circ}C$ 进行低温回火 14 h, 探讨低温回火对淬火强化层微观组织及其性能的影响。图 7a 表示 $N_1C-1-680\text{ }^{\circ}C$ 试样回火后的横截面 SEM 图像, 对比图 7a 和图 1e, 发现低温回火使得强化层中出现了许多细小的片状组织。XRD 图谱 (图 7c) 显示, 强化层中马氏体衍射峰的相对强度明显增加, 说明淬火试样中的部分残余奥氏体在回火过程中发生了分解, 转变成马氏体加氮碳化合物。对比回火前后试样的显微硬度 (对比图 3 和图 7b), 可以得出强化层经 $120\text{ }^{\circ}C$ 低温回火后硬度没有降低, 反而略有上升。对 $N_1C-1-680\text{ }^{\circ}C$ 试样表面 9.8 N 载荷压痕 (图 7d) 进行仔细观察, 未发现裂纹存在, 这说明试样经 $120\text{ }^{\circ}C$ 低温回火后仍然具有很好的韧性。总之, 经 $120\text{ }^{\circ}C$ 低温回火后, $N_1C-1-680\text{ }^{\circ}C$ 试样强化层发生了奥氏体分解, 并形成了新的马氏体, 回火后的强化层在保持高硬度的同时仍具有较好的表面韧性。

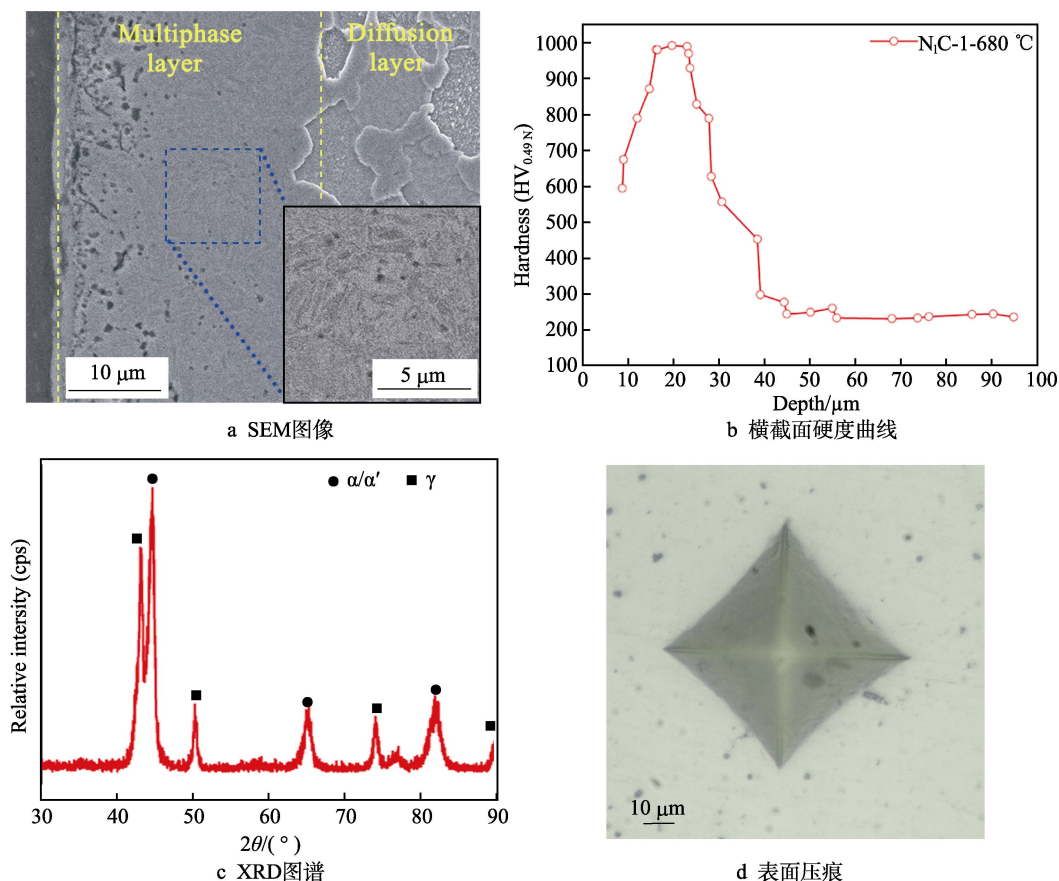


图 7 N₁C-1-680 °C 试样经 120 °C 低温回火 14 h 后的横截面 SEM 图像、横截面硬度曲线、XRD 图谱和表面压痕
Fig.7 a) Cross sectional SEM image, b) hardness profiles, c) XRD pattern and d) surface indentations of the N₁C-1-680 °C samples after tempering at 120 °C for 14 h

3 结论

通过调整气体氮碳共渗的时间、渗剂流量和后续淬火温度等工艺参数,研究了低碳钢气体氮碳共渗及其后续升温淬火后共渗强化层的微观组织结构及性能,得到如下结论:

1) 低碳钢的氮碳共渗化合物层经 850 °C 加热淬火后转变成多孔的马氏体,而 680 °C 淬火使化合物层转变成马氏体加残余奥氏体的复相强化层,其中残余奥氏体含量会因氮碳共渗时间、NH₃/CO 流量的改变而改变。

2) 氮碳共渗化合物层经升温加热后会形成孔洞,降低淬火温度、缩短共渗时间、减少共渗气氛中的 NH₃ 流量、增加 CO 流量均可减少淬火试样表面的孔洞数量,提高淬火强化层的质量。

3) 复相强化层最高硬度达到 1000HV,同时具有很好的韧性,经过 120 °C 回火后,复相强化层仍能保持高硬度和高韧性。

参考文献:

[1] WANG L, XU X. XTEM and XPS studies of plasma nitrocarburising layers on 0.45% C steel[J]. Surface &

coatings technology, 2000, 126(2/3): 288-293.

- [2] CHO H S, BELL T. Effect of cooling rate on plasma nitrocarburised compound layers for pure iron[J]. Metals & materials international, 2002, 8(1): 93-98.
- [3] LEINWEBER A, GRESSMANN T, MITTEMEIJER E J. Simultaneous control of the nitrogen and carbon activities during nitrocarburising of iron[J]. Surface & coatings technology, 2012, 206(11/12): 2780-2791.
- [4] BELL T, SUN Y, SUHADI A. Environmental and technical aspects of plasma nitrocarburising[J]. Vacuum, 2000, 59(1): 14-23.
- [5] KARAKAN M, ALSARAN A, ÇELİK A. Effect of process time on structural and tribological properties of ferritic plasma nitrocarburized AISI 4140 steel[J]. Materials & design, 2004, 25(4): 349-353.
- [6] PERELOMA E V, CONN A W, REYNOLDSON R W. Comparison of ferritic nitrocarburising technologies[J]. Surface & coatings technology, 2001, 145(1/2/3): 44-50.
- [7] BASSO R L O, CANDAL R J, FIGUEROA C A, et al. Influence of microstructure on the corrosion behavior of nitrocarburized AISI H13 tool steel obtained by pulsed DC plasma[J]. Surface & coatings technology, 2009, 203(10/11): 1293-1297.
- [8] WEBER T, WIT L D, SARIS F W, et al. Hardness and corrosion resistance of single-phase nitride and carbide on

- iron[J]. Materials science & engineering A, 1995, 199: 205-210.
- [9] CHEN W L, WU C L, LIU Z R, et al. Phase transformations in the nitrocarburizing surface of carbon steels revisited by microstructure and property characterizations[J]. Acta materialia, 2013, 61(11): 3963-3972.
- [10] 胡明娟, 潘健生, 毛立忠. 短时渗氮工艺的研究[J]. 金属热处理, 1997(5): 3-6.
HU Ming-juan, PAN Jian-sheng, MAO Li-zhong, et al. Study on short-time nitriding process[J]. Heat treatment of metals, 1997(5): 3-6.
- [11] 胡明娟, 潘健生, 毛立忠. 碳在铁素体氮碳共渗中的作用——兼论用短时渗氮取代氮碳共渗的可行性[J]. 热加工工艺, 1996(2): 13-16.
HU Ming-juan, PAN Jian-sheng, MAO Li-zhong. The effect of carbon in ferrite nitro-carburizing—In addition to discuss the possibility of relacing nitro-carburizing with short-term nitriding[J]. Hot working technology, 1996(2): 13-16.
- [12] 王津, 洪悦, 陈兴岩, 等. 氮化势对低碳钢气体渗氮化合物层组织结构和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(8): 168-176.
WANG Jin, HONG Yue, CHEN Xing-yan, et al. Effect of nitriding potential on microstructure and properties of compound layer for low-carbon steel under gas nitriding[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2016, 37(8): 168-176.
- [13] KUMAR R, ALPHONSA J, PRAKASH R, et al. Plasma nitriding of AISI 52100 ball bearing steel and effect of heat treatment on nitrided layer[J]. Bulletin of materials science, 2011, 34(1): 153-159.
- [14] QIANG Y H, GE S R, XUE Q J. Microstructure and tribological behaviour of nitrocarburizing-quenching duplex treated steel[J]. Tribology international, 1999, 32(3): 131-136.
- [15] YAN M F, WANG Y X, CHEN X T, et al. Laser quenching of plasma nitrided 30CrMnSiA steel[J]. Materials & design, 2014, 58(6): 154-160.
- [16] ZHANG G, CUI H, ZHANG H, et al. Micro-porous layer generated during gas nitriding and induction quenching compound treatment affects tribological properties[J]. Tribology international, 2018, 120: 226-232.
- [17] KRAUSS G. Martensite in steel: Strength and structure[J]. Materials science & engineering A, 1999, 273-275(99): 40-57.
- [18] NATARAJAN S. Thermochemical surface engineering of steels[J]. Surface engineering, 2015, 31(11): 875-878.
- [19] ZHANG P, ZHANG F C, YAN Z G, et al. Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel[J]. Wear, 2011, 271(5/6): 697-704.
- [20] LINGAMANAIAK S N, CHEN B K. The effects of carburising and quenching process on the formation of residual stresses in automotive gears[J]. Computational materials science, 2012, 62: 99-104.
- [21] LI S, MANORY R R, HENSLER J H. Compound layer growth and compound layer porosity of austenite plasma nitrocarburised non-alloyed steel[J]. Surface & coatings technology, 1995, 71(2): 112-120.
- [22] HONG Y, WU C L, TIAN L, et al. Microstructure and property evolution of Fe-N ferrite undergoing early-stages of precipitation[J]. Materials science & engineering A, 2017, 696: 198-207.
- [23] NOLAN D, LESKOVSEK V, JENKO M. Estimation of fracture toughness of nitride compound layers on tool steel by application of the vickers indentation method[J]. Surface & coatings technology, 2006, 201(1/2): 182-188.
- [24] 伍翠兰, 田磊, 洪悦, 等. 冷却方式及时效处理对 580 ℃ 气体渗氮层的影响[J]. 湖南大学学报(自然科学版), 2015(12): 33-39.
WU Cui-lan, TIAN Lei, HONG Yue, et al. The effect of cooling methods and subsequent ageing on the nitried layer of pure-iron by gas nitriding at 580 ℃ [J]. Journal of Hunan University(natural sciences), 2015(12): 33-39.
- [25] GENT A V, DOORN F C V, MITTEMEIJER E J. Crystallography and tempering behavior of iron-nitrogen martensite[J]. Metallurgical transactions A, 1985, 16(8): 1371-1384.