

高氮不锈钢轴承钢的微观组织与性能研究

徐海峰¹ 史智越¹ 俞峰¹ 张淑兰² 曹文全¹

(钢铁研究总院1 特殊钢研究所;2 中心实验室,北京 100081)

摘要 利用 OM、SEM、XRD 和电化学方法对 X60N 高氮不锈钢轴承钢(%) :0.63C,15.00Cr,0.61Mo,0.190N) 进行组织观察、室温和高温力学性能及耐蚀性能研究。结果表明,钢中降碳加氮可显著降低粗大共晶碳化物的数量及尺寸,X60N 钢加氮后的原始奥氏体晶粒尺寸及碳化物明显细化。X60N 钢经 1 050 °C 奥氏体化淬火后形成大量残余奥氏体,随后 -73 °C 2 h 冷处理及回火将其体积分数由 31% 降至约 6%。由于残余奥氏体的相变强化及细小碳化物与碳氮化物析出强化,X60N 钢的最终 HRC 硬度值由淬火的 56.6 提高到 61.2(低温回火)和 60.8(高温回火)。此外,凭借加氮后具有较高的初始硬度、均匀的组织及超细碳氮化物析出,X60N 钢在高温硬度及耐蚀性能方面比 440C 钢(%) :1.00C,17.62Cr,0.55Mo,0.002N) 更加优异。

关键词 高氮不锈钢轴承钢 X60N 残余奥氏体 高硬度 高温硬度 碳氮化物 耐蚀性能

Study on Microstructure and Properties of High Nitrogen Stainless Bearing Steel

Xu Haifeng¹, Shi Zhiyue¹, Yu Feng¹, Zhang Shulan² and Cao Wenquan¹

(1 Institute of Special Steel;2 Central Laboratory, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract The microstructure observation, room and high temperature mechanical properties and corrosion resistance of high nitrogen stainless bearing steel X60N(%) :0.63C,15.00Cr,0.61Mo,0.190N) have been studied by OM, SEM, XRD and electrochemistry. The results present that carbon reduction and nitrogen addition in steel could decrease the amount and size of coarse eutectic carbides, both of original austenite size grain and carbides are obviously refined by nitrogen addition in the X60N steel. Larger fraction of retained austenite is obtained in the X60N steel austenitized at 1 050 °C, which can be decreased from 31% to 6% by cold treatment at -73 °C 2 h and subsequent tempering. Due to phase transformation strengthening of residual austenite into martensite and carbonitrides precipitation strengthening, the X60N steel ultimate HRC hardness value increases from 56.6 to 61.2 after low temperature tempering and to 60.8 after high temperature tempering. Additionally, the hot hardness and corrosion resistance of X60N steel are superior than that of 440C steel(%) :1.00C,17.62Cr,0.55Mo,0.002N), which is attributed to the high initial hardness, uniform structure and refining carbonitrides precipitation by nitrogen addition into the steel.

Material Index High Nitrogen Stainless Bearing Steel X60N, Retained Austenite, High Hardness, Hot Hardness, Carbonitrides, Corrosion Resistance

随着海洋船舶、航空航天、风力发电、精密机床及高速列车等新兴高端产业的飞速发展,要求轴承零件在高低温、潮湿、盐雾及腐蚀等特殊工况下长期安全服役,这将对轴承钢的综合性能提出了极其严苛的要求^[1-2]。传统的高碳铬不锈钢耐温不足大颗粒共晶碳化物导致耐蚀已无法满足极端特殊服役环境下的使用性能,因此新型高氮马氏体不锈钢凭借其高强度、高硬度、高耐磨及优异的耐蚀和疲劳性能等优势^[3-5],逐渐发展成为高端轴承材料的关注焦点。在冶炼过程中通过减碳加氮来降低粗大共晶碳化物数量及尺寸,钢中加氮促进细小碳氮化物析出,改善碳化物与碳氮化物分布,不仅弥补碳含量降低引起的强硬度损失,而且还提高钢的耐温、耐蚀和疲劳性能^[6-8]。典型的高氮不锈钢轴承钢有美国 La-

trobe 的 440N-DUR、德国 FAG 的 Cronidur30 和渗氮马氏体钢、法国的 XD15NW 以及日本大同的 ES1 等^[9-10]。

本研究在常压条件下制备出新型高氮不锈钢轴承钢 X60N,进行不同温度淬火、冷处理及回火,利用金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)对其微观组织及残余奥氏体进行表征,分析高氮不锈钢轴承钢热处理后的力学性能、高温性能及耐蚀性能的变化,探讨了热处理工艺对其组织性能的影响规律及氮元素的作用。

1 试验材料和方法

试验材料采用氮气保护下的 50 kg 真空感应炉冶炼,通过加入氮化铬铁进行氮合金化,其化学成分

表 1 试验钢 440C 和 X60N 的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of test steels 440C and X60N/%

钢种	C	Cr	N	Mo	Mn	Si
440C	1.00	17.62	0.002	0.55	0.68	0.64
X60N	0.63	15.00	0.190	0.61	0.74	0.45

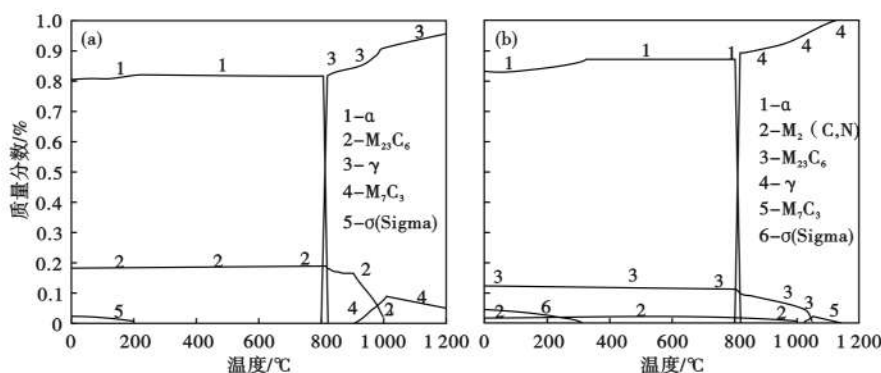


图 1 (a) 440C 和 (b) X60N 试验钢平衡相组成

Fig. 1 Equilibrium phase composition of test steels 440C (a) and X60N (b)

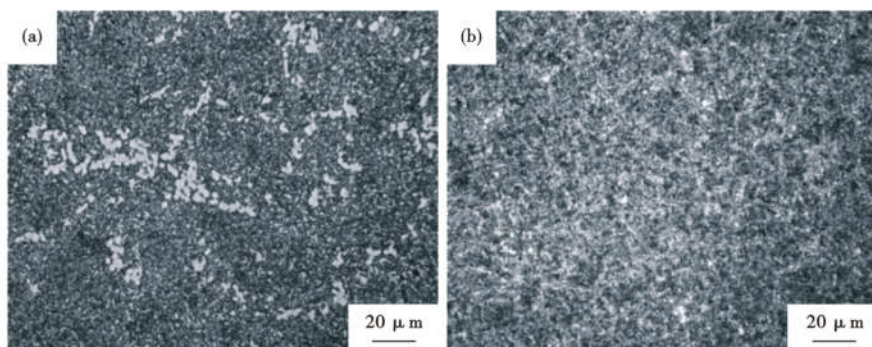


图 2 试验钢 (a) 440C 和 (b) X60N 球化退火后组织形貌

Fig. 2 Optical micrographs of test steels 440C (a) and X60N (b) after spheroidizing annealing

见表 1。利用氮气保护气氛下的铸锭经 1 140 °C 保温 2 h 后,开坯锻造成直径 $\Phi 60$ mm 棒材,终锻温度约为 1 050 °C。锻后棒材经等温球化退火后取样,随后退火试样在 950 °C ~ 1 100 °C 奥氏体化保温 30 min 后油冷, - 73 °C 低温处理 2 h 空冷,两次 180 °C 2 h 低温回火和 500 °C 2 h 高温回火。

淬回火试样经研磨、机械抛光后用 Kalling 溶液浸蚀,利用金相显微镜和 FEI Quanta 650 扫描电子显微镜观察微观组织。利用 PHILIPS APD-10 型 X 射线衍射仪进行残余奥氏体含量分析,利用 TIME TH300 和 HRNT150 洛氏硬度仪进行室温与高温硬度测试,硫酸溶液中极化曲线在 PARM273A 电化学工作站进行测试。Thermo-Calc 软件用于试验钢平衡相图及相组成计算。

2 结果与讨论

2.1 试验钢热力学组织模拟计算

图 1 为 Thermo-Cal 软件计算出试验钢的平衡相组成随温度的变化趋势。从图 1 中看出, X60N 与 440C 钢中析出相类型相似, 低于 1 000 °C 时 X60N 钢中仅有 $M_2(C, N)$ 碳氮化物存在, 而且 $M_{23}C_6$ 碳化物含量略低于 440C 钢。当加热温度为 1 000 °C 时, $M_2(C, N)$ 碳氮化物完全溶解消失, 仅有少量 $M_{23}C_6$ 碳化物存在, 当加热温度升高到 1 050 °C 时, $M_2(C, N)$ 、 $M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 全部溶解形成单相奥氏体, 而 440C 钢中仍有未溶 M_7C_3 存在, 此时形成奥氏体与碳化物的双相组织。

2.2 不同热处理条件下试验钢的组织演变特征

2.2.1 试验钢退火金相组织

图 2 为试验钢经球化退火后组织形貌, 由于退火过程中冷却速度较慢, 其微观组织接近平衡态, 试验钢长时间退火后形成铁素体与粒状碳化物或碳氮化物的退火组织。从图 2(a) 中看出, 440C 钢中存在大量白色块状碳化物, 这些碳化物尺寸大且聚集分布, 最大颗粒碳化物尺寸

超过 30 μm , 相比之下, X60N 钢中组织均匀, 细小粒

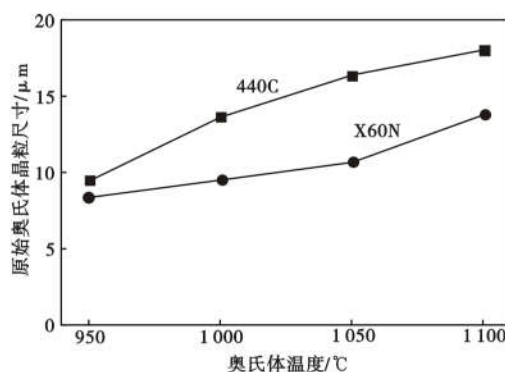


图 3 奥氏体化温度对 440C 钢和 X60N 钢奥氏体平均晶粒尺寸的影响

Fig. 3 Effect of austenitization temperature on average grain size of austenite 440C steel and X60N steel

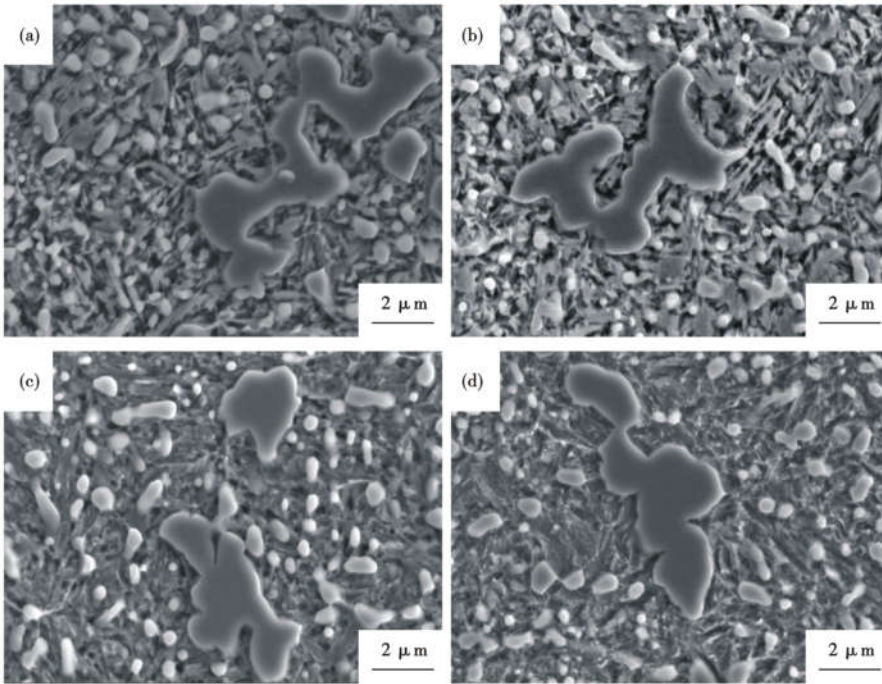


图 4 440C 钢(a) 1 050℃淬火,(b) -73 °C 冷处理,(c) 180 °C 回火,(d) 500 °C 回火微观组织形貌,SEM

Fig. 4 Micrographs of 440C steel 1 050 °C oil quenched (a), -73 °C cold treated (b) and tempered at 180 °C (c) and 500 °C (d), SEM

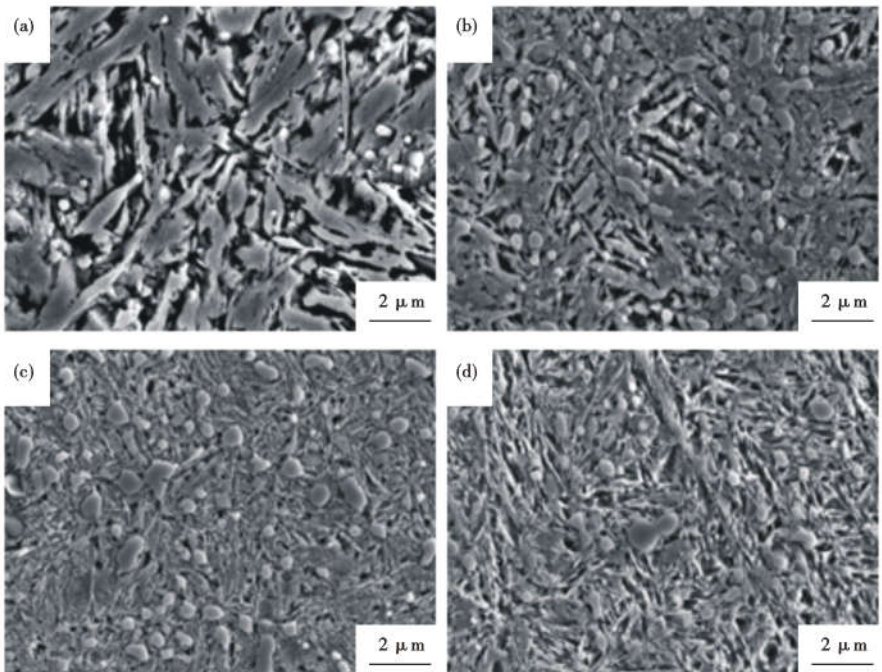


图 5 X60N 钢(a) 1 050 °C 淬火,(b) -73 °C 冷处理,(c) 180 °C 回火,(d) 500 °C 回火微观组织形貌,SEM

Fig. 5 Micrographs of X60N steel 1 050 °C oil quenched (a), -73 °C cold treated (b) and tempered at 180 °C (c) and 500 °C (d), SEM

(b) 所示。

2.2.2 淬火温度对原始奥氏体晶粒尺寸的影响

图 3 为原始奥氏体晶粒尺寸随温度的变化趋势,从图 3 中看出奥氏体晶粒尺寸随奥氏体化温度增加而不断增大,而且 X60N 钢的晶粒尺寸明显低于 440C 钢。950 ~ 1 000 °C 奥氏体化时,440C 钢的奥氏体晶粒尺寸为 9.5 μm 和 13.6 μm,当奥氏体温度由 1 050 °C 提高至 1 100 °C 时,奥氏体晶粒尺寸由 16.3 μm 增加至 18.0 μm。而 X60N 钢晶粒尺寸变化为 8.3 μm→9.4 μm→10.6 μm→14.8 μm。X60N 钢晶粒细化主要归因于细小碳氮化物较强的钉扎能力,从而有效抑制高温晶界迁移。X60N 钢经 1 100 °C 奥氏体化时,大部分碳化物与碳氮化物溶入基体中,析出相钉扎作用减弱导致奥氏体晶粒急剧长大。

2.2.3 不同热处理时微观组织演变

图 4 表明 440C 钢加热温度为 1 050 °C 时,淬火组织中同样发现 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 两种类型碳化物存在,然而 $M_{23}C_6$ 碳化物数量较 950 °C 加热明显减少,这种演变特征与图 1 中热力学计算相组成变化趋势相符合。

X60N 钢淬火、冷处理及回火后微观组织形貌如图 5 所示。

1 050 °C 高温时碳氮化物溶入奥氏体相,仅有少量 $M_{23}C_6$ 存在中,如图 5(a) 所示。由于氮扩大奥氏体相区及 M_s 点降低,高温奥氏体化淬火后形成大量块状奥氏体,随后冷处理诱发奥氏体发生马氏体相变,残余奥氏体数量明显减少,如图 5(b) 所示。180 °C 低温回火时形成回火马氏体、残余奥氏体及碳化物与碳氮化

状碳化物与碳氮化物分布在基体组织上,粗大共晶碳化物数量及尺寸显著下降,甚至完全消失,如图 2

体数量明显减少,如图 5(b) 所示。180 °C 低温回火时形成回火马氏体、残余奥氏体及碳化物与碳氮化

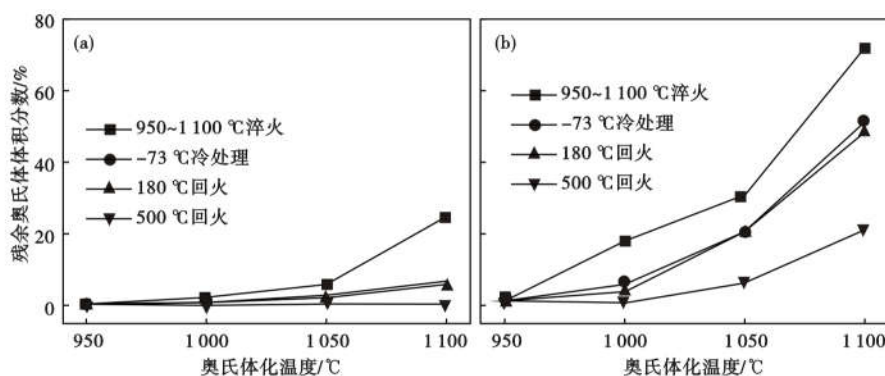


图 6 奥氏体化温度和热处理对试验钢 (a) 440C, (b) X60N 残余奥氏体含量的影响

Fig. 6 Effect of austenitization temperature and heat treatment on retained austenite of test steels 440C (a) and X60N (b)

物的组织结构,回火组织中保留着板条与块状的马氏体结构,而进一步 500 °C 高温回火时,大量马氏体分解及残余奥氏体转变,同时细小碳化物与碳氮化物在基体组织上弥散析出,回火组织更加均匀细化,如图 5(c)(d)所示。

2.3 不同热处理对硬度和残余奥氏体的影响

图 6 为不同温度淬火、冷处理及回火后硬度和残余奥氏体含量的变化。从图 6 中看出,不同热处理时 440C 钢的残余奥氏体含量变化较小,仅当 1100 °C 高温奥氏体化时,大量碳化物与碳氮化物溶解提高了基体合金固溶度,Ms 点大幅降低导致淬火后残余奥氏体含量达到 25.7%,随后冷处理及回火后残余奥氏体含量降至 6.72%。X60N 钢 950 °C 淬火后残余奥氏体较少,当奥氏体化温度由 1000 °C 升高至 1050 °C 时,残余奥氏体含量由

表 2 440C 钢在不同热处理状态下室温 HRC 硬度值
Table 2 Room temperature HRC hardness value of steel 440C under different heat treatment conditions

奥氏体化温度/°C	不同热处理的 HRC 硬度值			
	淬火	-73 °C 冷处理	180 °C 回火	500 °C 回火
950	53.8	53.8	53.1	46.7
1000	59.6	59.7	55.6	44.3
1050	61.7	62.2	58.6	50.2
1100	60.9	63.5	60.7	49.1

表 3 X60N 钢在不同热处理状态下室温 HRC 硬度值变化
Table 3 Room temperature HRC hardness value of steel X60N under different heat treatment conditions

奥氏体化温度/°C	不同热处理的 HRC 硬度值			
	淬火	-73 °C 冷处理	180 °C 回火	500 °C 回火
950	58.6	58.8	57.1	55.6
1000	60.7	61.5	60.1	56.7
1050	56.6	61.6	61.2	60.8
1100	43.6	56.0	57.1	59.9

17.4% 增加至 31.2%, 进一步冷处理诱发奥氏体发生马氏体相变,500 °C 高温回火后残余奥氏体含量可降至 6.0%。当奥氏体化温度提高至 1100 °C 时,由于残余奥氏体含量及其稳定性大幅提高,后续冷处理及回火无法彻底消除这些高稳定的奥氏体相,所以回火组织中约有 21% 的残余奥氏体存在。

试验钢经不同温度淬火、冷处理及回火后硬度变化见表 3。从表 2 和表 3 中看出,440C 钢淬火后 HRC 硬度值由 53.8 提

高到 61.7,冷处理后 HRC 硬度值小幅提高且均在 60.0 以上(除 950 °C 淬火),然而由于较弱的回火抗力和二次硬化能力,440C 钢 180 °C 回火后 HRC 硬度值降低 3~4,500 °C 回火后 HRC 硬度值降低 5~15。而 X60N 钢 950~1000 °C 保温淬火后 HRC 硬度值高于 58,随后冷处理及低温回火后 HRC 硬度值可达 60.1。当奥氏体化温度为 1050 °C 时,由于大量残余奥氏体的存在,X60N 钢的淬火 HRC 硬度值下降至 56.6,随后冷处理促进残余奥氏体转变使 HRC 硬度值提高至 61.6。低温回火时原始马氏体分解、内应力减小及碳化物析出^[21-22],X60N 钢的 HRC 硬度值由 61.6 降至 61.2。随着回火温度升高到 500 °C 时, α 相回复及位错密度降低,基体硬度明显下降,然而高温回火时细小碳化物与碳氮化物析出强化,弥补了回火引起的硬度下降,因此 X60N 钢仍能获得 60.8 HRC 的高硬度。

试验钢经 1050 °C 淬火、-73 °C 冷处理及 500 °C 回火后,在不同测试温度进行高温硬度,如图 7 所示。从图 7 中看出,高温硬度随测试温度的升高不断下降,而且 X60N 钢的高温性能明显优于 440C 钢。当测试温度低于 300 °C 时,X60N 钢的高温 HRC 硬度值均高于 58,测试温度提高至 500 °C 时 HRC 硬度值依然可达到 51.7,如图 7(a)所示。

在给定测试温度的高温硬度可以通过式(1)计算得出^[14]:

$$(HRC)_T = (HRC)_{RT} - \alpha(T_T - T_{RT})^\beta \quad (1)$$

式中:(HRC)_T- 测试温度下硬度,(HRC)_{RT}- 室温硬度, α - 温度比例因子, β - 指数因子。

因此,通过式(1)得出高温硬度变化 $\Delta(HRC)_T$:

$$\Delta(HRC)_T - (HRC)_{RT} - (HRC)_T = \alpha(T_T - T_{RT})^\beta \quad (2)$$

公式(2)两边取对数得出公式(3):

$$\log[\Delta(HRC)_T] = \alpha + \beta(T_T - T_{RT}) \quad (3)$$

图 7(b) 给出高温硬度变化值 $\Delta(HRC)_T$ 与测试温度 ΔT 的关系, 横纵坐标取对数并对数据点进行数据拟合, 结果显示数据呈线性分布, 由此可得出 ΔHRC 与 ΔT 关系式如下:

$$\Delta HRC(X60N) = 3.394 \times 10^{-2} \Delta T^{1.623} \quad (4)$$

$$\Delta HRC(440C) = 1.104 \times 10^{-1} \Delta T^{1.185} \quad (5)$$

通过式(4)和式(5)可知, 440C 钢的温度比例因子 α 高于 X60N 钢, 这表明测试温度对 440C 钢的高温硬度影响更显著, 相比之下, X60N 钢对测试温度的依赖相对较小, 高温性能更优异。X60N 钢经 1 050 °C 淬火、冷处理及高温回火后形成均匀的组织及细小第二相, 此时可获得较高的合金固溶度及

初始硬度。此外, 500 °C 回火促进超细碳氮化物弥散析出, 一方面大量细小析出相钉扎晶界^[15], 另一方面高稳定的析出相使其高温下不易剧烈长大^[16], 因此这些析出相在高温环境下可以提供持续的强化作用。因此, 高初始硬度、高合金固溶度以及较低的析出相软化率是 X60N 钢在高温环境下保持高硬度的主要原因。

2.4 试验钢的耐蚀性能

试验钢经 1 050 °C 淬火、冷处理及回火后, 在 5% 硫酸溶液中进行阳极极化曲线测试, 如图 8 所示。从图中看出, 试验钢在硫酸溶液中具有明显的钝化现象, 而且自腐蚀电位更高的 X60N 钢抵抗初始腐蚀的能力更强。另一方面, X60N 钢稳定钝化区更宽, 电流密度更低, 因此 X60N 钢在耐蚀性方面明显优于 440C 钢。当 180 °C 时回火时, X60N 钢的耐蚀性能是 440C 钢的 10 倍, 而当回火温度达到 500 °C 时, 试验钢的钝化区宽度减小且电流密度增加, X60N 钢的耐蚀性能仅 440C 钢的 2.5 倍。其原因

是高温回火时更多碳化物与碳氮化物析出导致基体合金固溶度降低, 基体易贫铬几率及自腐蚀电流增加使试验钢的耐蚀性能大幅降低。

对于 X60N 钢, 钢中加氮细化组织与碳化物, 并促进 $M_2(C, N)$ 碳氮化物取代 $M_{23}C_6$ 碳化物析出, 由于碳氮化物中 Cr、Mo 含量低于碳化物, 析出相形成时 Cr、Mo 消耗减少, 特别是大尺寸碳化物周围的贫铬区明显减少^[17]。一方面, 钢中添加氮元素使氧化物与金属界面分离, 并在两者之间形成氮化物薄膜^[18], 另一方面, 氮-钼协同作用抑制钝化膜溶解^[19], 提高金属溶解电位并降低阳极腐蚀电流^[20], 从而显著改善高氮不锈钢轴承钢的耐蚀性能。

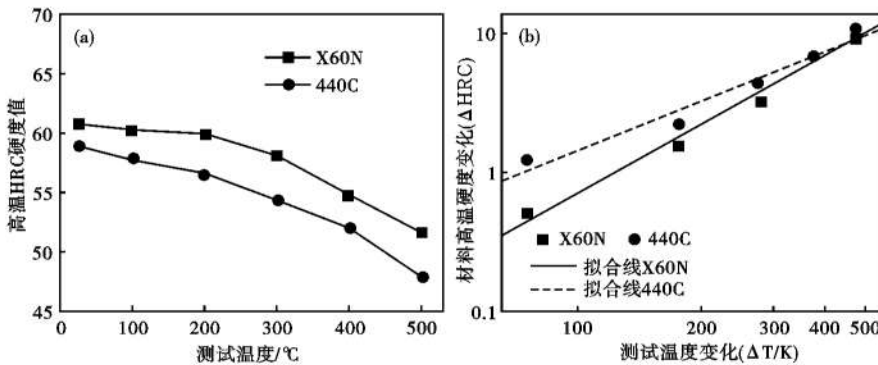


图 7 1 050 °C 淬火, -73 °C 冷处理, 500 °C 回火试验钢高温硬度变化与测试温度的关系: (a) 线性坐标; (b) log-log 对数坐标

Fig.7 Relationship between hot hardness change and testing temperature of test steels 1050 °C oil quenched, -73 °C cold treated and 500 °C tempered; (a) linear (b) log-log

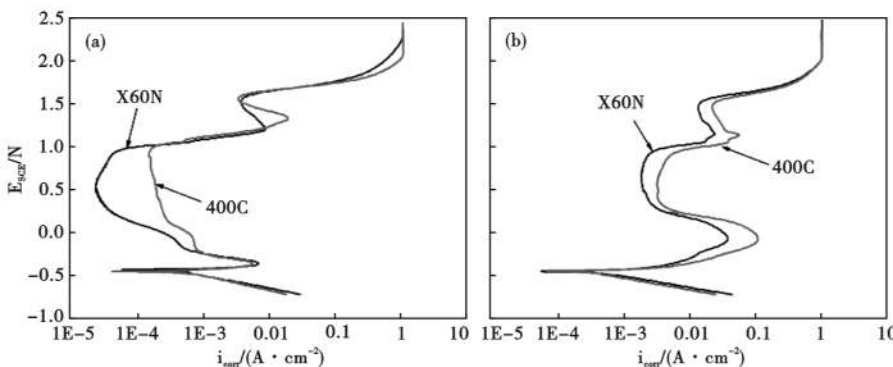


图 8 试验钢 1050 °C 淬火, -73 °C 冷处理及回火后阳极极化曲线: (a) 180 °C 回火, (b) 500 °C 回火

Fig.8 Anode polarized curve of test steels 1 050 °C oil quenched, -73 °C cold treat and temper at 180 °C (a) and 500 °C (b)

3 结论

(1) 钢中加氮细化组织与碳化物, 促进细小碳氮化物析出。在降碳加氮的作用下, X60N 钢中粗大共晶碳化物数

量及尺寸明显减少。通过适当热处理可获得均匀的回火马氏体、残余奥氏体及细小碳化物与碳氮化物的组织结构。

(2) 残余奥氏体含量及超细碳氮化物析出直接影响着高氮不锈钢轴承钢的最终硬度。X60N 钢经 1 000 ~ 1 050 °C 淬火、-73 °C 2 h 冷处理及 180 °C 低温回火后 HRC 硬度值达到 60.1 ~ 61.2, 而 500 °C 高温回火时超细碳氮化物弥散析出强化, X60N 钢仍可获得 60.1 HRC 的高硬度。

(3) 凭借较高的初始硬度及大量的细小析出

相, X60N 钢在高温性能方面明显优于 440C 钢, 当测试温度为 300 °C 时 X60N 钢高温 HRC 硬度值为 58.1, 当测试温度提高到 500 °C 时, X60N 钢高温 HRC 硬度值仍可达到 51.7。

(4) 钢中加氮消除粗大碳化物, 细小碳氮化物取代碳化物析出, 基体中 Cr、Mo 元素富集减少贫铬区并促进钝化膜形成。添加氮元素与铬钼协同作用进一步提高钝化膜稳定性, 降低阳极腐蚀速率, 因此高氮不锈钢轴承钢 X60N 钢的耐蚀性能明显优于 440C 钢。

参考文献

- [1] Bhadeshia H K D H. Steels for Bearings [J]. Progress in Materials Science, 2012, 57: 268-435.
- [2] 俞峰, 魏果能, 许达. 不锈钢轴承材料的研究和发展 [J]. 钢铁研究学报, 2005, 17(1): 6-9.
- [3] Idayan A, Gnanavelbabu A, Rajkumar A. Influence of Deep Cryogenic Treatment on the Mechanical Properties of AISI 440C Bearing Steel [J]. Procedia Engineering, 2014, 97: 1683-1691.
- [4] 何曲波, 王东哲, 刘海定, 等. 6Cr15Mo4VN 轴承钢的显微组织和性能 [J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(12): 63-68.
- [5] 冯浩, 姜周华, 李花兵, 等. 淬火温度对 30Cr15Mo1N 高氮轴承钢组织和性能的影响 [J]. 钢铁, 2017, 52(9): 92-98.
- [6] Mudali U K, Raj B. 高氮钢和不锈钢—生产、性能与应用 [M]. 李晶, 黄运华, 译. 北京: 化学工业出版社, 2006: 10-12.
- [7] 陈豪, 徐海峰, 周天鹏, 等. 淬火和低温处理对 X30CrMoN151 组织性能影响 [J]. 钢铁, 2019, 54(9): 85-93.
- [8] 徐海峰, 曹文全, 俞峰, 等. 国内外高氮马氏体不锈钢轴承钢研究现状与发展 [J]. 钢铁, 2017, 52(1): 53-63.
- [9] Gavriljuk V G, Shanina B D, Berns H. A Physical Concept for Alloying Steels With Carbon + Nitrogen [J]. Material Science Engineering A, 2008, 481-482: 707-712.
- [10] Trojahn W, Streit E, Chin H A. Progress in Bearing Performance of Advanced Nitrogen Alloyed stainless Steel, Cronidur 30 [J]. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 1999, 30(10): 605-611.
- [11] Seifert M, Siebert S, Huth S, et al. New Developments in Martensitic Stainless Steels Containing C + N [J]. Steel Research International, 2015, 86(12): 1508-1516.
- [12] Tyshchenko A I, Theisen W, Oppenkowski A, et al. Low-Temperature Martensitic Transformation and Deep Cryogenic Treatment of a Tool Steel [J]. Materials Science & Engineering, 2010, 527(26): 7027-7039.
- [13] Kalsi N S, Sehgal R, Sharma V S. Cryogenic Treatment of Tool Materials; A Review [J]. Materials & Manufacturing Processes, 2010, 25(10): 1077-1100.
- [14] Chevalier J L, Dietrich M W, Zaretsky E V. Short-term hot Hardness Characteristics of Rolling-Element Steels [R]. NASA TN D-6332, 1972: 1-21.
- [15] Roberts C. Grain Growth and the Zener Pinning Phenomenon; A Computational and Experimental Investigation [D]. Pittsburgh: Carnegie Mellon University, 2008: 1-10.
- [16] Sharma G, Ramanujan R V, Kuttly T R G, et al. Hot Hardness and Indentation Creep Studies of a Fe-28Al-3Cr-0.2C Alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 278(1): 106-112.
- [17] Wu J, Zhang S D, Sun W H, et al. Enhanced Corrosion Resistance in Fe-Based Amorphous Coatings Through Eliminating Cr-Depleted Zones [J]. Corrosion Science, 2018, 136: 161-173.
- [18] Jiao W C, Li H B, Dai J, et al. Effect of Partial Replacement of Carbon by Nitrogen on Intergranular Corrosion Behavior of High Nitrogen Martensitic Stainless Steels [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(10): 2357-2364.
- [19] Newman R C, Shahrabi T. The Effect of Alloyed Nitrogen or Dissolved Nitrate Ions on the Anodic Behaviour of Austenitic Stainless Steel in Hydrochloric Acid [J]. Corrosion Science, 1987, 27(8): 827-838.
- [20] Olsson C O A. The Influence of Nitrogen and Molybdenum on Passive Films Formed on the Austenoferritic Stainless Steel 2205 Studied by AES and XPS [J]. Corrosion Science, 1995, 37(3): 467-479.

徐海峰 (1985-), 男, 博士 (2018 年华南理工大学), 高氮不锈钢研究. E-mail: xuhaifeng228@163.com

收稿日期: 2020-07-27