

热处理工艺对 20Cr1Mo1V1 紧固件性能的影响

(哈尔滨锅炉厂有限责任公司, 150046) 龚正春 孔令勤 刘淑珍 冯永强 刘志国 李万春
(哈尔滨工程大学) 常铁军 马茂元 尹树桐
(哈尔滨锅炉工业公司) 宋 静 陆泰瑾

摘 要: 对紧固件用钢 20Cr1Mo1V1 进行了一系列热处理试验, 并用扫描电镜和透射电镜对其断口及组织进行了观察, 采用电解萃取的方法用 X 光衍射仪对碳化物进行了确定, 从而找出了最佳热处理工艺。

关 键 词: 紧固件; 热处理

中图分类号: TG156.8

文献标识码: B

1 引言

随着我国锅炉、汽轮机机组超临界大容量的发展, 对紧固件钢提出了更高的要求^[1]。为保证高温汽轮机和阀门的法兰不漏汽, 采用的螺栓或柱螺栓所经受的工作状态的严重程度并不亚于其它金属部件。拉紧张力使螺栓产生 0.15% 左右的弹性应变, 而在高温运行条件下, 应力松弛使这个紧力松弛。这类应力的反复作用终将引起螺栓断裂或被联接件破坏。如果由于某种原因使应变集中在螺栓的一道螺纹上, 则等于对螺栓作缺口断裂试验, 假如载荷不按轴向作用, 那么这种情况就更加严重。法兰和螺栓之间的温差会使最大应变增加, 并且使应变发生循环变化, 如果螺栓纵向具有温度梯度则蠕变应变可能集中在一端而不是均匀分布^[2]。

汽轮机、燃气轮机紧固件在应力松弛条件下工作, 工作时承受着拉伸应力(间或有弯曲应力)。对材料的要求是: 高的抗松弛性、足够的强度、低的缺口敏感性, 在高温下工作时还要求一定的持久强度、小的热脆倾向和良好的抗氧化性。国内设计的螺栓寿命为 20 000 小时, 最小密封应力为 1 500 kg/cm², 当用屈服极限作为依据时, 安全系数取 0.5~0.6; 用蠕变极限作依据时, 安全系数取 0.8; 用持久强度作依据时, 安全系数取 0.6~0.7。在运行过程

中如果发现硬度升高, 冲击韧性降低或金相出现严重网状组织, 螺栓就应进行恢复热处理^[3]。紧固件热处理方案不仅要考虑室温机械性能(尤其是屈服极限), 而且要考虑高温时持久强度、松弛稳定性、持久塑性和持久缺口敏感性。因为螺栓的脆性断裂主要是由于钢在热处理后具有低的持久塑性和大的持久缺口敏感性所造成的, 对螺栓钢来说, 后者是重要的性能^[1]。

2 试验材料及方法

试验用料是由本钢生产的, 批号 Y089407、炉号 62213, 规格为 $\Phi 32$ mm, 其化学成分如表 1。从表 1 可看出, 试验用料 20Cr1Mo1V1 化学成分符合标准要求。

热处理在 H15 型箱式电炉中进行, 用 WJ-10A 型机械式万能试验机进行拉伸试验, 用 JB30B 型冲击试验机进行冲击试验, 用 CSS-1110 型电子万能试验机进行高温拉伸试验, 用 HBG-750 型高温硬度计进行高温硬度测定, 用 Neophot 21 型金相显微镜进行组织观察, 在 S-240 型扫描电镜中观察断口的断裂特征。TEM 试样在 JEM-100CX 透射电镜下进行观察, 采用电解萃取的方法用 D-MAX-RB 型 X 光衍射仪对碳化物进行确定。

电解萃取试样随同拉伸、冲击试样同炉处理, 处理后表面进行磨光处理, 去除氧化皮等, 以备电解用。电解液配方: 75 克氯化钾+5 克柠檬酸+1000 ml 蒸馏水; 电流密度: 0.2 A/cm²; 电解温度 0℃~5℃, 电解时间: 每样 2.5~3 小时。分析测试条件为: CuK α 辐射, 管电压电流: 50 kV、50 mA, 扫描 5°/分。

表 1 20Cr1Mo1V1 圆钢的化学成分(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
哈锅 S890964	0.22	0.27	0.30	0.018	0.006		1.29	0.90	0.85
BB218-82	0.18~0.25	≤0.35	≤0.50	≤0.030	≤0.030	≤0.60	1.0~1.30	0.80~1.100	0.70~1.10

3 试验结果及分析

3.1 化学成分分析

铬的含量在 1%左右时对固溶体的强化作用最佳^[4]。在低合金耐热钢中加入 Cr, 主要目的是用来提高钢的抗氧化性能和耐腐蚀能力, 另外 Cr 在一定含量范围内还能提高钢的持久强度和蠕变极限。Mo 是提高热强性的重要元素之一。加入 Mo 还可增加钢的淬透性, 并显著降低钢的热脆倾向。在 1% Cr—Mo—V 钢中当 V/C=4 时, 随着 Mo 含量的增加, 蠕变极限和持久强度提高, 其含量在 0.75%~1.0% 时达最大值。Mo 在低合金钢中提高热强性的主要原因是强化 α 固溶体。在钢中加入强烈碳化物形成元素 V 时, 则 Mo 强化固溶体的作用更加显著。V 是强烈形成碳化物的元素。钒能形成钒的碳化物并弥散分布在固溶体中起沉淀强化作用^[4]。钢中加入 V 可细化晶粒, 显著提高钢的屈服极限。Cr—Mo 钢中当 V/C=4 时其松弛稳定性最

高^[1]。

低合金 Cr—Mo—V 钢具有良好的热强性, 这是由于 Cr、Mo、V 等合金元素的固溶强化和沉淀强化等在钢中发挥了良好的作用^[5]。V 在钢中的溶解度很小, 当 V 含量达到 0.1% 时钢中便出现 VC^[6]。而 20Cr1Mo1V1 的含 V 量已达 0.85%, 必将产生 VC。

3.2 机械性能

20Cr1Mo1V1 圆钢的机械性能见表 2。从表 2 可看出优选工艺 1 030 °C 保温 0.5 h 油淬+560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷比采用原生产工艺的机械性能好, 而且在提高强度的同时, 硬度降低, 这正是生产中所需要的, 解决了生产中常出现的强度低、硬度高的问题。另外还可看出 1 000 °C 保温 0.5 h 油淬+710 °C 保温 6 h 空冷后其 σ_b 比标准规定值只高 25 MPa, 一旦用于 $\Phi 100$ 这样的 20Cr1Mo1V1 不合格的可能性极大。而 1 030 °C 保温 0.5 h 油淬+560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷后的 σ_b 比标准规定值高 80 MPa, 即使用于 $\Phi 100$ 这样的 20Cr1Mo1V1, 不合格的可能性较小。

表 2 20Cr1Mo1V1 圆钢的机械性能

试样号	热处理规范	温度 / °C	σ_s / MPa	σ_b / MPa	δ_5 / %	Ψ / %	a_{ku} / J×cm ⁻²	HB	$\sigma^T \times 10^5$ / MPa
7	1 000 °C 保温 0.5 h 油淬+ 710 °C 保温 6 h 空冷	室温	752	860	21	72	234	282	
			726	859	21	70	260	285	
			470	499	14.6	83.3		185	248
			481	511	21.2	83			
110	1 030 °C 保温 0.5 h 油淬+ 560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷	室温	809	910	20	69	188	275	
			812	912	19	68	222	278	
		570	491.67	561.8	17.2	81.0		200	277
			491	544	17.1	80.0			
厂标 30.84.015	1 000 °C 保温 0.5 h 油淬+ 710 °C 保温 6 h 空冷	室温	≥683	≥834	≥18	≥50	≥98	241~285	

注: *用 1 万秒持久 HB 外推 10 万小时的持久强度。

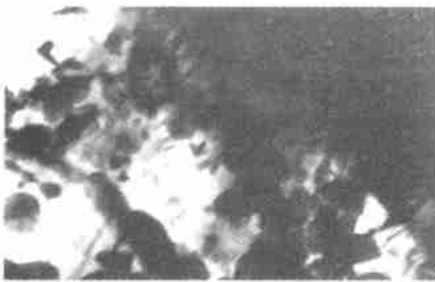


图 1 1 000 °C 保温 0.5 h 油淬+710 °C 保温 6 h 空冷的 TEM 照片 (×80000)

这是由于从淬火温度考虑, 1 030 °C 淬火优于 1 000 °C 淬火的性能, 从化学成分上考虑, 这种含 V 0.85% 的 Cr—Mo—V 钢, 适当提高淬火温度, 有利于 V 的碳化物溶解。因此选定 1 030 °C 是此钢的最佳淬火温度。其强化原理是通过固溶强化、碳化物相沉淀强化来提高其热强性。另外提高奥氏体化温度可使钢的松弛稳定性增加^[1]。

3.3 金相组织

实验结果表明, 1 030 °C 保温 0.5 h 油淬+560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷的金相组织比 1 000 °C 保温 0.5 h 油淬+710 °C 保温 6 h 空冷的金

相组织细小。图 1、2 为透射电镜薄膜照片, 970 °C 淬火时碳化物没有溶解, 整个基体遍布着颗粒较大的未溶碳化物; 从图 1 可看出, 温度升高到 1 000 °C 淬火, 碳化物有溶解的迹象, 但无明显的析出; 从图 2 可看出, 1 030 °C 淬火, 未溶碳化物基本全部溶解, 回火后基体开始出现大量析出, 颗粒小而弥散, 多数为无规则的小颗粒; 在另外的视场中还可看到重结晶晶粒及亚晶, 并且在原奥氏体晶界上有析出。1% Cr—Mo—V 钢中碳化钒呈细小均匀弥散分布在铁素体基体上时具有最高的热强性^[1]。

3.4 断口分析

用扫描电镜对 1 000 °C 和 1 030 °C 淬火试样的断口进行了观察, 其断口微观形貌见图 3、4。图 3 为韧窝断口, 图 4 的断口除了韧窝外还有少量准解理。

3.5 20Cr1Mo1V1 钢碳化物相分析

X 射线衍射分析证明, 将 970 °C 油淬和 1 030 °C 油淬及 1 090 °C 油淬试样分别在同一电解参数工艺中收取的碳化物量呈减少趋势。在同一参数条件

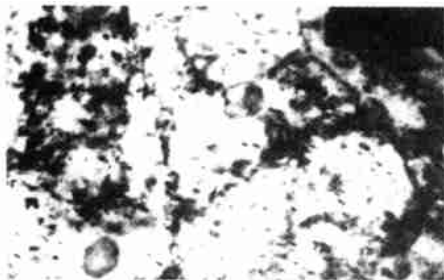


图 2 1030 °C 保温 0.5h 油淬 + 710 °C 保温 6h 空冷的 TEM 照片 (× 50 000)

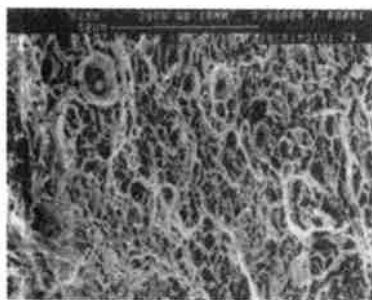


图 3 1000 °C 保温 0.5h 油淬 + 710 °C 保温 6h 空冷的 SEM 照片 (× 800)

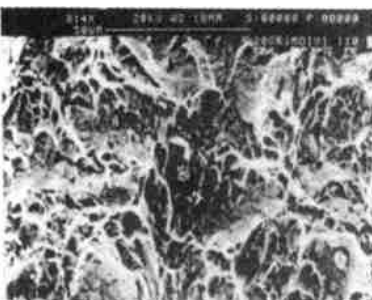


图 4 1030 °C 保温 0.5h 油淬 + 560 °C 保温 2h 升至 720 °C 保温 4h 空冷的 SEM 照片 (× 800)

下进行衍射,发现其衍射峰值强度也呈下降趋势,也就是 VC 线条高度越来越降低,至 1090 °C 加热淬油试样的 VC 衍射线条已很微弱了。

这说明随着淬火加热温度的升高,VC 颗粒逐步溶解到基体当中,到 1090 °C 加热时,该钢中碳化物 VC 颗粒已大量溶解。

经 1030 °C 保温 0.5 h 油液 + 560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷的试样主要碳化物是 VC,其各峰形较完整、峰的强度也明显升高,见图 5。再测 1000 °C 保温 0.5 h 油淬 + 710 °C 保温 6 h 空冷的试样所得衍射数据图大致相同,只是有少量 Mo₂C 线条出现,见图 6。当钢中出现粗大的 Mo₂C 时,则钢的持久强度降低^[1]。这里应指出除了已确定的衍射线条和扣除 KCl 干扰线条,分析中将该线条用“X”号扣除,

还有少数线条不能确定,这是否是新的另一种碳化物析出或是杂散干扰线条,还有待于进一步研究。

4 结论

(1)20Cr1Mo1V1 这种紧固件采用 1030 °C 保温 0.5 h 油淬 + 560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷的性能及组织优于目前生产工艺 1000 °C 保温 0.5 h 油淬 + 710 °C 保温 6 h 空冷的性能及组织。并在提高强度的同时,HB 降低,这正是生产中所需要的,解决了生产中易出现的强度低、硬度高的问题。

(2) 断口分析结果表明,20Cr1Mo1V1 在 1000 °C 保温 0.5 h 油淬 + 710 °C 保温 6 h 空冷的断口是韧窝断口,采用 1030 °C 保温 0.5 h 油淬 + 560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4 h 空冷的断口除了韧窝外还有少量准解理。

(3)对 20Cr1Mo1V1 的透射电镜观察结果表明,1000 °C 淬火时,碳化物有溶解的迹象,但无明显的析出;1030 °C 淬火时,碳化物基本全部溶解,基体开始出现大量析出,颗粒小而弥散,多数为无规则的小颗粒;还可看到重结晶晶粒及亚晶,并且在原奥氏体晶界上有析出。

(4)经 X 射线衍射结果表明,20Cr1Mo1V1 经 1030 °C 保温 0.5 h 油淬 + 560 °C 保温 2 h 升至 720 °C 保温 4h 空冷的试样主要碳化物是 VC,经 1000 °C 保温 0.5 h 油淬 + 710 °C 保温 6 h 空冷的试样主要碳化物是 VC 和少量的 Mo₂C。

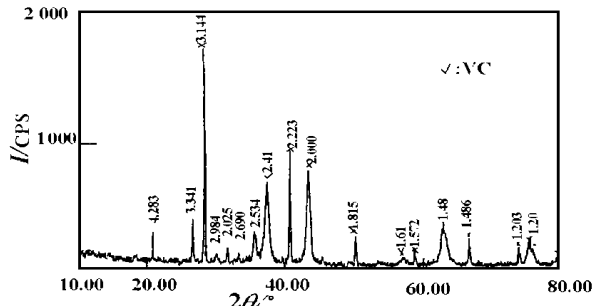


图 5 1030 °C 保温 0.5h 油淬 + 560 °C 保温 2h 升至 720 °C 保温 4h 空冷试样碳化物衍射曲线

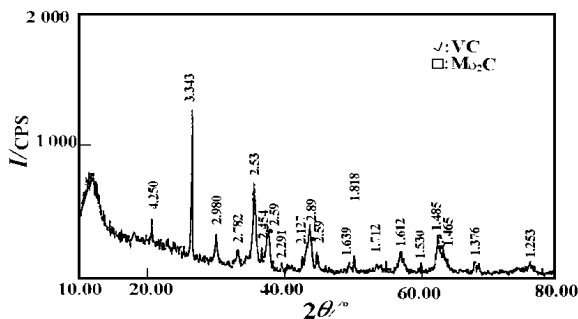


图 6 1000 °C 保温 0.5h 油淬 + 710 °C 保温 6h 空冷试样碳化物衍射曲线

参考文献

- [1] 周顺琛. 低合金耐热钢. 上海人民出版社, 1976: 70~244.
- [2] 怀特 L.M. 热力发电站结构材料. 北京: 原子能出版社, 1983: 276~277.
- [3] 汽轮机, 锅炉, 发电机金属材料手册. 上海人民出版社, 1972: 391~395.
- [4] 周顺琛. 高参数汽轮机、锅炉紧固件用 20Cr1Mo1VTiB 珠光体热强钢. 汽轮机技术, 1981, 4: 73~98.
- [5] 周顺琛. 国产贝氏体型高温螺栓钢的组织与热强性. 上海工业大学, 1981, 16.
- [6] 崔昆. 钢铁材料及有色金属材料. 北京: 机械工业出版社, 1980: 9~11.

(何静芳 编)