

## 淬火温度对 80 mm 调质 690 MPa 级低碳贝氏体高强 钢板组织性能的影响

刘朝霞 刘俊 孟羽 徐光琴 许晓红  
(江阴兴澄特种钢铁有限公司研究院, 江阴 214400)

**摘要** 通过金相显微镜、扫描电镜、力学性能测试,研究了 830 ~ 930 °C 淬火 + 650 °C 回火对 690 MPa 高强钢显微组织和力学性能的影响。结果表明:实验钢经两相区 830 °C 淬火 + 650 °C 回火后的组织为板条状铁素体和回火索氏体,其屈服强度较低为 679 MPa。淬火温度在完全奥氏体化相区为 890 ~ 930 °C 时,随着淬火温度升高,材料强度下降,韧性降低。当在 890 °C 淬火和 650 °C 回火时,屈服强度为 791 MPa,冲击功为 150 ~ 171 J,达到 690 MPa E 级钢性能要求。

**关键词** 低碳贝氏体钢 淬火 回火索氏体 断口形貌

## Effect of Quenching Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of 80 mm Quenching-Tempering Low Carbon Bainite 690 MPa High Strength Steel Plate

Liu Zhaoxia, Liu Jun, Meng Yu, Xu Guangqing and Xu Xiaohong  
(Research Institute, Jiangyin Xingcheng Special Steel Works Co., Ltd, Jiangying 214400)

**Abstract** The effects of 830 ~ 930 °C quenching + 650 °C tempering on the microstructure and mechanical properties of 690 MPa high strength steel are studied by means of metallographic microscope, scanning electron microscope and mechanical property tests. The results show that the microstructure of the experimental steels after quenching at 830 °C in dual phase zone and tempering at 650 °C is lamellar ferrite and tempered sorbite with low yield strength 679 MPa. When quenching temperature at 890 ~ 930 °C is in the fully austenitized phase zone, the strength and toughness of the material decrease with increasing of quenching temperature. When quenched at 890 °C and tempered at 650 °C, the yield strength and impact energy of the steel are 791 MPa and 150 ~ 171 J respectively up to the mechanical properties requirement of 690 MPa E grade steel.

**Material Index** Low-Carbon Bainitic Steel, Quenching, Tempering Sorbite, Fracture Morphology

低碳贝氏体钢是一类高强度、高韧性、多用途新型钢种,近几十年来在油气管线、工程机械、重型汽车、集装箱、造船、桥梁、压力容器等诸多领域广泛的应用<sup>[1-3]</sup>。因其生产方式大多为热机械轧制(Thermo-mechanical controlled process, TMCP)方式生产,钢板厚度一般小于40 mm,厚度大于等于40 mm以上通常采取调质或者 TMCP + 回火等方式生产<sup>[4-6]</sup>。现为了降低生产成本,提高市场竞争力,TMCP 生产的低碳贝氏体高强钢的厚度在不断提升,目前用 TMCP 生产的 690 MPa 级钢厚度已提升至 80 mm。为了保证钢板的韧性,通常大厚度 TMCP 生产的贝氏体钢采用低碳设计,C 含量介于 0.08% 及以下,不同于传统调质方式生产大厚度的 690 MPa 级钢板,其 C 含量通常大于 0.13%。由于大厚度,强度高,压缩比受到限制,通过 TMCP 轧制工艺来调节组织性能受到一定限制。又因为轧后加速冷却的波动、

天气的影响,大厚度低碳贝氏体高强钢容易出现 -40 °C (E 级钢)、-60 °C (F 级钢)韧性不合格的现象,无法直接用现有的用于调质生产的成分体系下的工艺方式进行补救,因而本文基于 TMCP 生产的低碳贝氏体钢成分前提下,针对不同热处理制度进行研究,以便为生产过程中出现波动的 TMCP 冲击韧性不合格的钢板提出热处理补救储备工艺,以降低工厂废品板的几率。

### 1 试验材料和方法

试样材料的化学成分是基于 TMCP 工艺生产 80 mm 厚的 690 MPa 级高强钢,其韧性指标为技术协议要求,需 -40 °C 纵向冲击功  $\geq 50$  J,为了得到细小贝氏体组织,钢中 C 含量为 0.06% ~ 0.08%,加入了 Mn、及少量 Ni、Cr 等淬透性元素以保证钢板在轧后冷却过程中,钢板厚度 1/2 处强度得到提高。结合微合金元素 Nb<sup>[2]</sup>、Ti 等有效析出来细化晶粒。

表 1 试验钢的化学成分  
Table 1 Chemical composition of tested steel

化学成分/%										Ceq	Pcm
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb	Ti			
0.06 ~ 0.09	0.10 ~ 0.40	1.00 ~ 1.40	≤ 0.015	≤ 0.003	0.40 ~ 0.70	0.20 ~ 0.60	0.03 ~ 0.06	0.008 ~ 0.020		≤ 0.53	≤ 0.27

注:  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ ;  $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$

考虑了影响氧化铁皮形成的元素,如 Si、Al、Ni、Cr 的含量控制,以减少钢板因表面麻点、麻坑、凹坑等表面缺陷,并设定 P、S 有害杂质元素的控制范围,从而使钢达到高纯净度要求,保证钢的高韧性要求。试验钢化学成分见表 1 所示。

冶炼流程为铁水预处理-150 t 转炉冶炼-LF 精炼-RH 真空-板坯连铸,连铸坯厚度为 365 mm。将铸坯装入步进式加热炉,进行粗轧+精轧两阶段控制轧制。粗轧开轧温度约 1 100 °C,粗轧终轧温度 > 1 000 °C。精轧开轧温度 ≤ 830 °C。粗轧和精轧过程中,适当开启高压水除鳞,轧制成 80 mm 钢板。轧后钢板经加速冷却 (Accelerate Cooling Control, ACC) 至 550 ~ 600 °C,随后下线冷却至室温。

根据 YB/T5127-93 即钢的临界点测定方法(膨胀法)的要求,在试验钢板上厚度 1/4 处取热膨胀试样,在 DIL805 热膨胀仪上以 2 °C/min 的升温速率进行升温,得到试验钢的膨胀曲线。经热膨胀仪测定,试验钢的铁素体奥氏体平衡相变开始温度  $Ac_1$  为 735 °C,结束温度  $Ac_3$  为 863 °C。

为了研究试验钢在不同热处理制度下组织类型和力学性能,试验钢分别经奥氏体铁素体两相区淬火+回火(No. 1 钢: 830 °C + 650 °C)、奥氏体相区淬火+回火(No. 2 钢: 890 °C + 650 °C, No. 3 钢: 910 °C + 650 °C, No. 4 钢: 930 °C + 650 °C)共四种不同热处理工艺制度进行研究,其中淬火在炉时间为 2.0 min/mm,试验钢出炉后在流动冷水池(水量 ≥

20 m<sup>3</sup>,水温 ≤ 30 °C)中淬至室温,在水中停留时间 > 20 min,回火在炉时间为 3.5 min/mm。

根据国家标准 GB/T2975-2018、GB/T228. 1-2010 和 GB/T229-2007,从钢板厚度 1/4 位置取样进行横向拉伸和纵向 V 型夏比冲击的力学性能检验。在钢板厚度 1/4 位置取金相试样经抛光,然后分别用 4% 硝酸酒精溶液和饱和苦味酸溶液腐蚀后在 ZEISS Axiovert 200MAT 光学显微镜和 JSM-6700F 扫描电镜(SEM)下观察微观组织及冲击试样断口形貌。

## 2 试验结果

### 2.1 显微组织

No. 1 ~ No. 4 试验钢的显微组织如图 1 所示。从图 1(a) 显示的 No. 1 钢金相组织可以看出,当淬火温度在 830 °C 两相区时,试验钢回火后的组织主要为板条状铁素体和回火索氏体,这是因为在铁素体奥氏体两相区加热时,奥氏体化过程不充分,淬火后不能获得单一马氏体组织,所以回火处理后的组织并不是完全的回火索氏体组织,还含有长条状铁素体组织。当淬火温度在 890 ~ 930 °C 奥氏体相区淬火时, No. 2 ~ No. 4 钢回火后的组织主要为回火索氏体组织,细粒状和链条状的渗碳体弥散的分布在铁素体基体中,如图 1(b) ~ (d) 所示。在 890 °C 淬火与 910 °C 淬火时,组织没有明显的区别,仅在原始奥氏体晶粒尺寸上稍有差别,910 °C 淬火时平均原

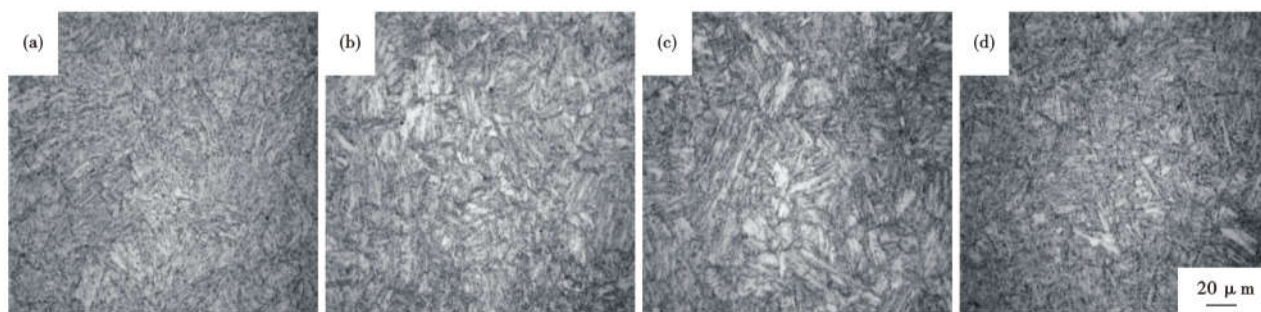


图 1 试验钢(a) No1, 830 °C + 650 °C; (b) No2, 890 °C + 650 °C; (c) No3, 910 °C + 650 °C; (d) No4, 930 °C + 650 °C 淬回火后的光学显微组织

Fig. 1 Optical microstructure of tested steel by quenching + tempering: No1, 830 °C + 650 °C (a); No2, 890 °C + 650 °C (b); No3, 910 °C + 650 °C (c) and No4, 930 °C + 650 °C

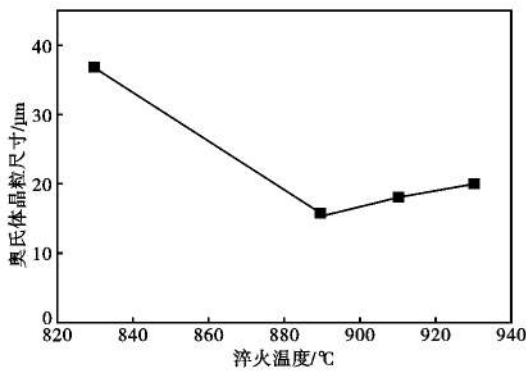


图2 淬火温度对试验钢奥氏体晶粒尺寸的影响

Fig.2 Effect of quenching temperature on austenite grain size of tested steel

始奥氏体晶粒尺寸略大于890℃淬火时平均奥氏体晶粒尺寸。但是当淬火温度提升至930℃时,回火索氏体的板条束变长变细,原始奥氏体晶粒变粗,如图1(d)所示。

进一步对No.1~No.4试验钢进行饱和苦味酸溶液腐蚀,以便统计试验钢原始奥氏体晶粒尺寸,经截距法统计平均原始奥氏体晶粒尺寸,得到如图2所示的四种工艺条件下试验钢原始奥氏体晶粒尺寸曲线图。从图2可看出,随着淬火温度从830℃升到890℃,平均原始奥氏体晶粒尺寸从37μm降低至15.5μm,随后随着淬火温度的升高,不断增加,当达到930℃时,原始奥氏体晶粒尺寸增加至20μm。

## 2.2 力学性能

表2显示四种不同淬火温度下钢板的力学性能。在淬火保温时间2.0 min/mm条件下,随着淬火温度从830℃的奥氏体铁素体两相区增加到890℃完全奥氏体化相区,屈服强度和抗拉强度分别急速上升了112 MPa和68 MPa;当淬火温度提升至910℃,屈服强度和抗拉强度分别下降了38 MPa、27 MPa;当淬火温度升至930℃,屈服强度和抗拉强度分别急剧下降了80 MPa、98 MPa,已达不到690 MPa钢强度下限标准要求。可以看出,随着淬火温度从890~930℃,钢板强度先升高后下

降,890℃达到了峰值。表2同时显示四种不同淬火温度下试验钢韧性变化情况,随着淬火温度的不断升高,冲击功逐渐降低。当淬火温度830℃、890℃时,试验钢-40℃纵向冲击功值≥140 J,当淬火温度为910℃时,试验钢-40℃纵向冲击功值出现两高一低现象,当进一步升高淬火温度至930℃,冲击功值出现一高两低现象,已经不满足≥50 J的冲击韧性标准要求。淬火温度为890℃时,材料冲击功值虽然低于淬火温度为830℃时的材料冲击功值,但是三个值接近,比较稳定。因而本试验中,当淬火温度为890℃,回火温度为650℃时,可以获得690 MPa E级高强度钢,但淬火温度区间窄,需在生产时严格控制淬火温度。

选取No.1钢、No.2钢和No.4钢中的三组冲击试样中各一支进行断口扫描电镜(SEM)分析。图3(a)中经奥氏体铁素体两相区淬火后回火得到的No.1钢的冲击试样断口呈等轴韧窝特征,韧窝尺寸略小,深度较浅,属于韧性断裂,试样的韧窝干净、清晰、基本上都是等轴形韧窝。图3(b)显示经完全奥氏体化淬火后回火得到的No.2钢的冲击试样断口形貌,断口上韧窝大小不均,且空穴数量占断口面积比例较No.1钢体积减少,撕裂棱变高,说明裂纹扩展过程中撕裂功增大,表明在裂纹尖端的钝化和扩展中吸收了较大的能量。图3(c)显示经高温完全奥氏体化淬火后回火得到的No.4钢的冲击试样断口形貌,可发现明显的河流花样及解理台阶,属于典型的解理断裂,表现为显著脆性断裂,对应冲击功值也相对低,达不到技术协议要求的冲击功≥50 J标准要求。

## 2.3 结果分析

No.1试验钢在830℃奥氏体铁素体两相区加热奥氏体化不完全,回火后组织中存在大量的板条状铁素体束,因此导致强度值低于890℃完全奥氏体化淬火+回火后的No.2钢为回火索氏体组织,但是,低温冲击韧性表现的十分优异,这是因为大量板条状铁素体束增加了裂纹扩展所需的功,能够有效的阻止裂纹扩展,极大地提高钢的冲击韧性<sup>[7-9]</sup>。

在完全奥氏体化淬火+回火后,No.2、No.3钢的微观组织晶粒显得细小且均匀,主要是因为奥氏体化过程中,刚过铁素体奥氏体相变结束 $A_{c3}$ 点进行淬火,奥氏体形核,还没有充分进行和长大,相比之下,No.3钢原始奥氏体晶粒稍大于No.2钢,但是没有达到粗化的地步。

No.4钢原始奥氏体晶粒进一步长大,并且因形

表2 淬火温度对试验钢力学性能的影响

Table 2 Influence of quenching temperature on mechanical properties of tested steel

试验钢	淬火温度/°C	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	纵向冲击功(Akv)/J
No.1	830	679	781	162 183 165
No.2	890	791	849	162 171 150
No.3	910	753	822	91 130 123
No.4	930	673	724	46 90 34

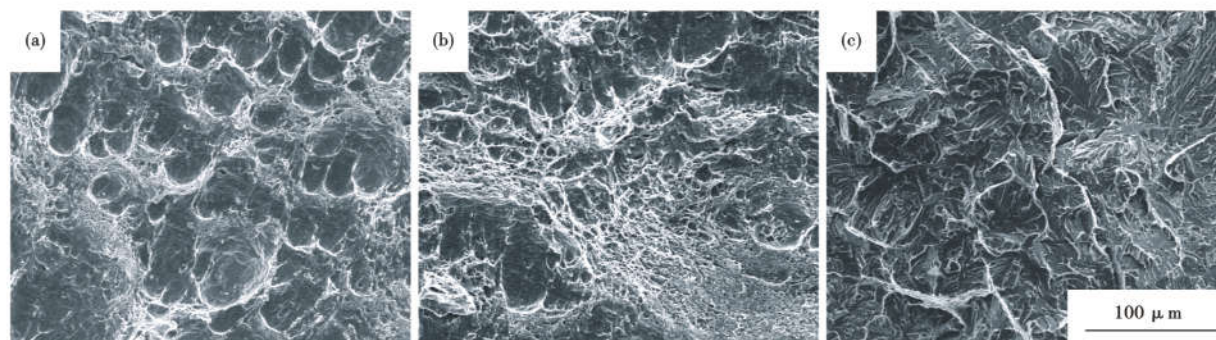


图3 试验钢 No1,830 °C + 650 °C (a);No2,890 °C + 650 °C (b);No3,930 °C + 650 °C (c) 淬回火后的冲击断口形貌,SEM  
Fig.3 Impact fracture morphology of tested steel with quenching + tempering:No1,830 °C + 650 °C (a);No2,890 °C + 650 °C (b) and No3,930 °C + 650 °C (c),SEM

核与再结晶不均匀,部分奥氏体晶粒长大异常,最终形成晶粒粗化严重的回火索氏体组织;与 No. 2 与 No. 3 钢的细小均匀回火索氏体组织对比可以发现,晶粒的粗化程度对钢板强度的影响较小,这可能是因为回火索氏体组织对强度的影响超过晶粒尺寸效应的影响,但是晶粒尺寸效应对低温冲击韧性的影响很大,因为晶粒越小,解理脆性微裂纹扩展路径越短,裂纹扩展遇到晶界就越多,扩展所需能量也越高,即晶界抑制脆性裂纹扩展效果越强。而 No. 4 钢因为奥氏体化过程中,在奥氏体相区停留时间较长,奥氏体晶粒得到形核与长大,由于奥氏体晶粒长大不均匀,部分奥氏体晶粒长大异常,最终形成晶粒粗化严重的回火索氏体组织。

### 3 结论

(1) 当在 830 °C 奥氏体铁素体两相区淬火后回火,组织中板条状铁素体平行排列在晶粒内部;强度较低,韧性较好。冲击断口表现为韧性断裂。

(2) 完全奥氏体相区淬火后回火,组织以回火索氏体为主;随着淬火温度提升,组织粗大,原始奥氏体不均匀,强度、韧性都下降,冲击断口表现为从韧性断裂变为脆性断裂。

(3) 当在 890 °C 完全奥氏体温度区间淬火时,钢的显微组织细化明显,通过细晶强化作用实现最佳强韧配合,试验钢能够满足 690 MPa E 级钢的性能要求,试验钢低温(-40 °C)冲击功 $\geq 140$  J。

### 参考文献

- [1] Odrigues P C M, Pereloma E V, Santos D B. Mechanical Properties of an HSLA Bainitic Steel Subjected to Controlled Rolling With Accelerated Cooling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 283(1):136-143.
- [2] 王丙兴,董福志,王昭东,等. 超快冷条件下 Mn-Nb-B 系低碳贝氏体高强度组织与性能研究[J]. *材料工程*, 2016, 44(7):26-31.
- [3] 孙明雪,王 猛,衣海龙,等. 回火温度对低碳贝氏体高强度钢组织性能的影响[J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2013, 34(12):1725-1729.
- [4] Feng R, Li S L, Li Z S, et al. Variations of Microstructure and Properties of 690 MPa Grade low Carbon Bainitic Steel After Tempering [J]. *Materials Science and Engineer A*, 2012, 558:205-210.
- [5] Dhua S K, Ray A, Sarma D S. Effect of Tempering Temperatures on the Mechanical Properties and Microstructures of HSLA-100 Type Copper-Bearing Steels[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 318:197-210.
- [6] 高古辉,张 寒,白秉哲. 回火温度对 Mn 系低碳贝氏体钢的低温韧性的影响[J]. *金属学报*, 2011, 47(5):513-519.
- [7] 王传雅. 铁素体形态对低/中碳合金结构钢低温性能的影响[J]. *大连铁道学院学报*, 1990, 11(1):82-88.
- [8] 张丕军,刘相华,王国栋. 针状铁素体/马氏体高强度低屈强比双相钢的 EBSD 研究[J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2007, 28(1):57-59.
- [9] 廖 波,肖福仁. 针状铁素体管线钢组织及强韧化机理研究[J]. *材料热处理学报*, 2009, 30(2):57-62.

刘朝霞(1979-),女,博士(2007年中国科学院金属研究所),高级工程师,2001年吉林大学(本科)毕业,钢铁研发。  
E-mail:liuzhaoxia@citicsteel.com

收稿日期:2020-08-03