

doi: 10.3969/j.issn.1007-2861.2011.03.017

奥氏体化温度对 P20B 钢淬透性的影响行为

李 丹, 闵永安, 吴晓春, 陈 卓

(上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200072)

摘要: 采用 DIL805A 型相变仪, 测定含硼 P20B 钢在 850 ~ 1 000 °C 的奥氏体化条件下的过冷奥氏体在 640 ~ 720 °C 等温时的 C 曲线; 结合 850 ~ 1 000 °C 奥氏体化条件下晶粒度的测定和第二相分析, 研究硼对 P20B 钢淬透性的影响行为. 结果表明: 在 850 ~ 920 °C 的温度范围内, 随着奥氏体化温度的升高, 晶粒略有长大, 固溶硼含量显著增加, 使高温 C 曲线明显右移, 即淬透性明显提高; 而在 920 ~ 1 000 °C 的温度范围内, 随着奥氏体化温度的升高, 晶粒显著长大, 固溶硼含量不再明显增加, 此时淬透性不再明显提高.

关键词: 硼微合金化; 淬透性; 模具钢; 奥氏体化温度

中图分类号: TG 162.83

文献标志码: A

文章编号: 1007-2861(2011)03-0297-05

Behavior of Austenizing Temperature on Hardenability of P20B Steel

LI Dan, MIN Yong-an, WU Xiao-chun, CHEN Zhuo

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: The C curve of supercooled austenite of plastic mould steel P20B was investigated with the DIL805A dilatometric instrument. The austenitizing temperature was between 850 °C and 1 000 °C and the isothermal temperature between 640 °C and 720 °C. We compared austenite grain size at different austenitizing temperatures and analyzed the second phase which obtained from the electrolytic extraction procedure. The results show that at 850 ~ 920 °C in the temperature range when the austenitizing temperature is increased, the grains grow slightly, the content of B increased significantly to make the C curve strongly shift right. At 920 ~ 1 000 °C in the temperature range when the austenitizing temperature is increased, the grains grow significantly, and the content of B no longer increases so hardenability of P20B steel does not increased.

Key words: boron alloying; hardenability; mould steel; austenitizing temperature

硼作为微合金元素之一, 在钢中已有广泛的应用^[1-8]. 一般在钢中添加硼($5 \times 10^{-6} \sim 30 \times 10^{-6}$)主要是为了提高钢的淬透性. Jun 等^[9]研究了低碳 HSLA 钢含硼(15×10^{-6})与不含硼时的连续冷却转变, 发现微量硼可以有效地抑制珠光体和准多边形

铁素体的形成, 并能扩大贝氏体铁素体区及马氏体区. 塑料行业的发展也需要高淬透性的塑料模具钢, 而目前传统的 P20 钢已经不能满足截面尺寸大于 400 mm 的大型塑料模具的要求. 718 钢作为 P20 钢的改良钢种, 在钢中加入镍, 淬透性大幅提高^[10-12], 但成

本高昂. 陈卓等^[13]为了提高 P20 钢的淬透性而不增加成本, 在钢中加入适量的硼, 并对比 P20 钢与含硼 P20B 钢的连续冷却转变. 他们发现, 在 P20 钢中加入适量硼(22×10^{-6}), 能够延长铁素体相变的孕育期, 使铁素体形成区域的 C 形鼻尖明显右移, 从而使 P20B 钢较 P20 钢具有更高的淬透性. 硼对于淬透性的影响一般可以解释如下: 硼作为表面活性元素, 吸附在奥氏体晶界上, 降低了晶界能位; 硼与其他置换型原子(如 Cr, Mn, Mo, Ni)相比, 能有效延缓 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变. 硼在奥氏体晶界的偏聚阻碍铁素体的形核, 从而有利于贝氏体的形成, 故对铁素体生成的延缓要比对贝氏体大得多, 因而提高了淬透性^[14-15].

上述工作仅研究了 P20B 钢的连续冷却转变, 奥氏体化温度单一. 本研究将以等温方式, 分析 P20B 钢在不同奥氏体化温度下过冷奥氏体高温转变行为及硼的存在状态, 进一步研究硼的添加对塑料模具钢淬透性的影响.

1 试验方法

试样是在宝钢预硬化 P20B 钢大模块上取得的, 各元素质量分数如表 1 所示. 对预硬化状态的试样先进行完全退火处理.

表 1 P20B 钢中各元素质量分数

Table 1 Chemical compositions of P20B steel %									
C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	B	Ti	S	P
0.38	0.82	0.27	0.08	1.70	0.34	0.002 2	0.05	0.005	0.010

在箱式炉中将试样分别加热到 850, 880, 920, 950 和 1 000 °C, 保温 1 h, 出炉油冷. 用饱和苦味酸对试样进行腐蚀, 观察晶粒度, 采用割线法测量晶粒

尺寸并转换成晶粒度.

电解萃取各个温度下的第二相, 电解试样尺寸为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 80 \text{ mm}$, 电解液采用 1.0% NaCl + 2.5% ~ 5.0% EDTA 水溶液, pH 值为 6 ~ 7, 电流密度为 50 mA/cm^2 . 采用全玻璃换膜过滤器对电解产物进行真空过滤, 得到第二相. 脱水后用精度为 0.01 mg 的 Sartorius CP225D 电子天平进行称量, 根据第二相质量及电解前后试样质量变化得到第二相的百分含量. 采用 D\max-2550 型 X 射线衍射仪定性分析第二相的种类, 分析各相含量随奥氏体化温度的变化.

P20B 钢过冷奥氏体等温转变在 DIL805 全自动热膨胀相变仪上进行, 试样尺寸为 $\Phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$. 具体工艺如下: 将试样以 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的加热速率从室温加热到奥氏体化温度, 分别为 850, 880, 920, 950 和 1 000 °C, 保温 10 min; 然后以 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速度冷却至等温区; P20B 钢的 Ar1 和 Ar3 分别为 620 和 705 °C. 因此, 每种奥氏体化条件下都在 720, 700, 680, 660 和 640 °C 分别等温至转变结束. 作出转变开始、结束线, 研究过冷奥氏体的稳定性.

2 试验结果

2.1 不同奥氏体温度下的晶粒尺寸

图 1 为 850 ~ 1 000 °C 的奥氏体化温度条件下 P20B 钢的原奥氏体晶粒图. 平均晶粒尺寸及对应等级如图 2 所示. 可以看出, 随着奥氏体化温度升高, 晶粒逐渐长大, 但是长大趋势是不同的. 在奥氏体化温度从 850 °C 升至 920 °C 的过程中, 晶粒尺寸由约 $9.4 \text{ } \mu\text{m}$ 长大至约 $13.2 \text{ } \mu\text{m}$, 晶粒长大较缓慢; 而当奥氏体化温度超过 920 °C 后, 晶粒尺寸由约 $13.2 \text{ } \mu\text{m}$ 长大至约 $31 \text{ } \mu\text{m}$, 晶粒显著长大.

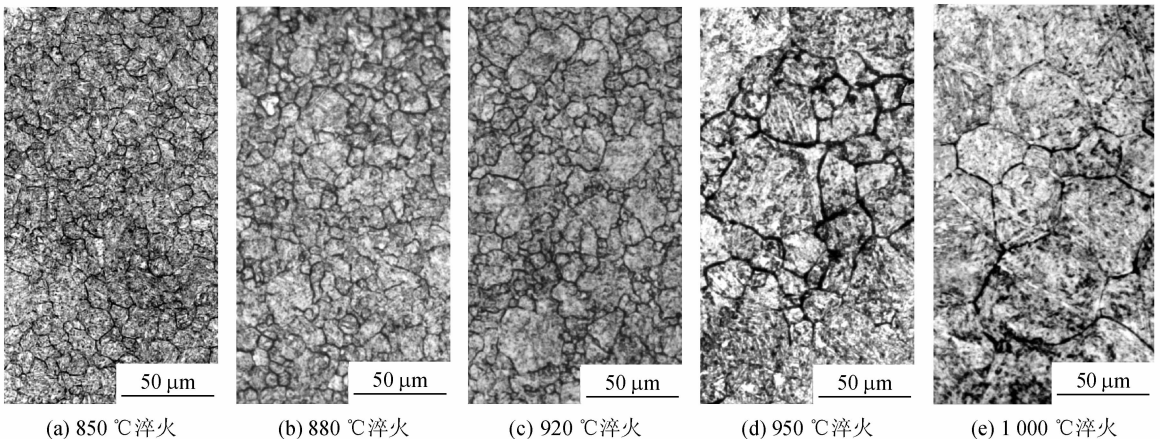


图 1 不同奥氏体化温度条件下 P20B 钢的晶粒大小

Fig. 1 Optical micrographs of austenitic grain size of P20B steel at different austenitizing temperature

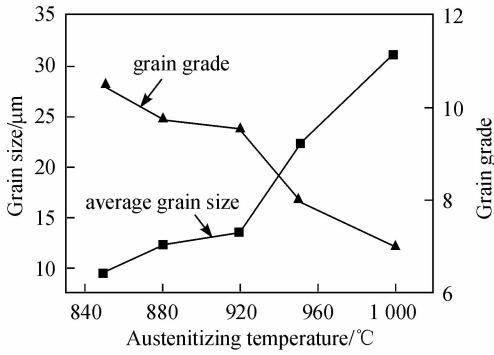


图2 不同奥氏体化温度下晶粒尺寸

Fig. 2 Austenitic grain size at different austenitizing temperature

2.2 不同奥氏体化温度下的固溶硼含量

图3为电解得到的第二相的质量分数变化曲线.随着淬火温度的升高,电解所得到的碳化物的质量减小.在淬火温度超过920℃后,变化趋于平缓.对不同淬火温度下得到的第二相产物进行XRD分析如图4所示.可以看出,P20B钢中的第二相主要是由 $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 和TiC组成.在淬火温度升高的同时, $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 衍射峰的衍射强度逐渐降低,原因是只有加热到1000℃以上时TiC才会缓慢溶入钢中^[16].因此,以TiC为基准,设TiC的(111)晶面衍射强度为100%,得到XRD衍射相对强度变化曲线(见图5).从图5中可以看出,TiC的(220)晶面相对强度也近乎为一条直线,所以以TiC的衍射强度作为基准是比较合适的.而 $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 的(511)晶面和(420)晶面的衍射强度在奥氏体化温度为850~920℃区间内急剧下降,表明在该温度区间奥氏体化温度对 $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 溶入影响巨大.当淬火温度超过920℃时,曲线变化趋于平缓.

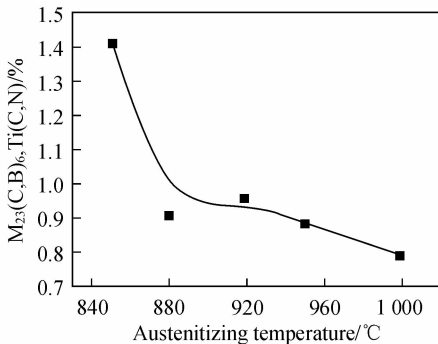


图3 不同淬火温度下电解产物质量变化

Fig. 3 Variation of electrolysis quality with different quenching temperature

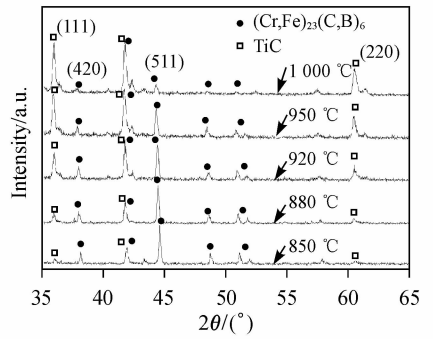


图4 不同淬火温度下电解产物XRD衍射图谱

Fig. 4 XRD analyses of electrolysis product at different quenching temperature

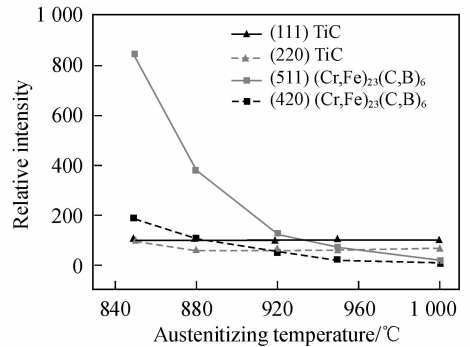


图5 XRD衍射相对强度变化曲线

Fig. 5 XRD relative intensity curve

2.3 过冷奥氏体高温转变

图6为P20B钢在奥氏体化温度为1000℃,在680℃等温时的膨胀曲线.将总膨胀量定义为100%,当膨胀量为1%时的点定义为相变起始点,膨胀量为99%时的点定义为相变结束点.

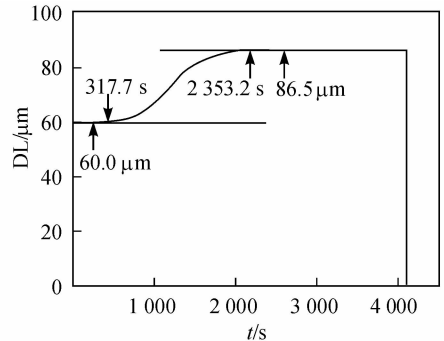


图6 等温相变起始点和结束点的确定

Fig. 6 Methods of demarcate transformation point

图7为在奥氏体化温度分别为850,880,920,950和1000℃时所得到的P20B钢的C曲线.可以看出,随着奥氏体化温度的升高,C曲线明显发生右

移. 当奥氏体化温度为 880 °C 时, 右移程度不大; 但是当奥氏体化温度为 920 °C 时, 右移程度比较大; 当奥氏体化温度分别为 920, 950 和 1 000 °C 时, C 曲线右移不明显.

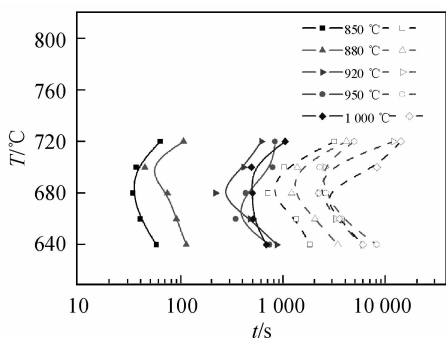


图7 不同奥氏体化温度下 P20B 钢的 C 曲线

Fig.7 C curves of P20B steel at different austenitizing temperature

3 各因素对钢淬透性的影响

3.1 晶粒度对淬透性的影响

众所周知, 晶粒度对钢的淬透性是有影响的. 这是因为先共析体一般都优先在奥氏体晶界处形成, 然后向奥氏体晶粒内长大. 当晶粒度增大时, 晶界面积减小, 相对应的先共析体形核的机会就会减小, 钢的淬透性提高. 在本研究中, 淬火温度为 880 °C 时的晶粒度等级为 9.5 ~ 10 级, 淬火温度为 920 °C 时的晶粒度等级为 9.5 级, 2 种条件下晶粒尺寸相差不大. 对比 C 曲线可以发现, 在上述 2 种晶粒尺寸相近的情况下, C 曲线的位置却有较大的差异, 当奥氏体化温度为 920 °C 时, C 曲线发生明显的右移. 当淬火温度超过 920 °C 后, 晶粒已经显著长大; 淬火温度为 950 °C 时, 晶粒等级为 8 级; 淬火温度为 1 000 °C 时, 晶粒已经长大到 7 级. 但是, 对比上述 3 个温度下的 C 曲线可以发现, 晶粒的增大并没有使 P20B 钢的淬透性得到明显提高, 3 对 C 曲线彼此交错.

当淬火温度超过 920 °C 时, 晶粒显著长大, 晶界面积减小, 先共析体的形核位置减少, 但是 C 曲线并没有发生明显右移, 也就是说淬透性并没有因为晶界面积减小而明显提高. 当淬火温度分别为 880 和 920 °C 时, 晶粒尺寸接近, 即晶界面积并没有显著减小, 但是 C 曲线却有明显的右移. 这意味着先共析体不仅仅只存在于晶界形核, 很有可能也存在于晶内形核, 这就可以说明在晶粒尺寸接近的情况下, 由于同时存在晶内形核, 导致 C 曲线明显右移. 所以, 随

着奥氏体化温度的升高, P20B 钢淬透性的提高并不是主要由晶粒长大所引起.

3.2 固溶硼含量对淬透性的影响

对不同淬火温度下的电解产物进行 XRD 分析发现, 当淬火温度超过 920 °C 时, 试样中存在的 $(Cr, Fe)_{23}(C, B)_6$ 显著减少. 这说明当温度高于 920 °C 时, 含微量硼的 P20B 钢中的 $(Cr, Fe)_{23}(C, B)_6$ 就会比较充分地发生溶解. 固溶硼原子在晶界的偏聚会极大地阻碍新相在晶界处形核, 从而使先共析铁素体生成区明显右移^[17]. 当奥氏体化温度由 850 °C 升至 920 °C 时, 电解所得到的碳化物含量也急剧降低 (见图 5). 比较图 4 和图 7 可以看出, 在上述温度范围内越来越多的 $(Cr, Fe)_{23}(C, B)_6$ 溶入钢中, 因此, 大部分的硼以固溶硼的形式存在于钢中, 导致 C 曲线明显右移, 从而使 P20B 钢的淬透性得到提高. 当进一步提高奥氏体化温度时, 固溶硼的增加有限, 对淬透性的影响已经不显著了, 这表现在 C 曲线上, 即在 920, 950 和 1 000 °C 时的 C 曲线位置比较接近. 但是从图 1(e) 中可以看出, 此时的晶粒已经非常粗大, 过于粗大的晶粒对于 P20B 钢的其他性能是不利的. 因此, 从获得最大淬透性角度, 推荐 P20B 钢的淬火温度为 920 °C.

综合图 4、图 5 和图 7 可以得到, 随着奥氏体化温度的升高, 大部分的硼以固溶硼的形式存在于钢中. 这种硼的存在状态极大地提高了 P20B 钢的淬透性, 在 TTT 曲线上即可以看到, 随着奥氏体化温度的升高, C 曲线明显地右移.

3.3 其他因素对淬透性的影响

在萃取所获得的第二相中, $(Cr, Fe)_{23}(C, B)_6$ 中存在合金元素 Cr 以及 C 等. 当奥氏体化温度升高时, 逐渐溶入基体. 这些固溶的元素都对 P20B 钢的淬透性产生影响. 通过对比 P20 钢和 P20B 钢的 CCT 曲线^[13] 可以看出, 在其他合金元素含量相同的情况下, 微量硼可以明显地提高 P20B 钢的淬透性, 也就是说, 微量硼对 P20B 钢淬透性的提高起着主要的作用. 因此, 在奥氏体化温度为 850 ~ 920 °C 时, B 以及 Cr, C 等元素从碳化物中释放出来而固溶到基体中, 使 C 曲线明显右移. 当奥氏体化温度超过 920 °C 时, 由于大部分碳化物都已溶解, 固溶合金元素的含量不再增加, 并且由于同时存在晶内形核和晶界形核, 因此, 晶粒的长大并没有使 C 曲线发生明显右移.

4 结论

(1) 在奥氏体化温度为 850 ~ 920 °C 时, P20B

钢晶粒略有长大,C曲线明显右移;在奥氏体化温度为920~1 000℃时,晶粒显著长大,C曲线右移不明显。

(2) 在850~1 000℃的淬火温度范围内,萃取获得的第二相主要为 $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 和TiC;在850~920℃范围内,大部分的 $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 已溶解,导致固溶硼含量增加,使C曲线明显右移,淬透性显著提高。

(3) P20B钢淬透性的提高主要与 $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ 的溶入密切相关,晶粒度对P20B钢淬透性的影响有限。

参考文献:

- [1] 郑桂芸,翟正龙,戈文英,等. 40MnB合金钢硼含量的控制[J]. 特殊钢,2008,29(5):45-46.
- [2] 胡开华,任美康. 含B中碳低合金铸钢及B、Al、Ti的相互作用和对冲击韧度的影响[J]. 铸造技术,2005,26(9):767-769.
- [3] 林武春,张茂勋,何福善. 硼元素对钢砂(丸)性能的影响[J]. 材料研究与应用,2009,3(2):97-101.
- [4] 牛继承. 微量B对大厚度17Ni4.5CrMoV铸钢低温冲击韧度的影响[J]. 金属铸锻焊技术,2008,37(11):13-16.
- [5] 许洪新,李文卿,杜斌. 微量元素钛和硼对钢淬透性的影响[J]. 钢铁,1991,26(3):46-50.
- [6] ÅKERSTRÖM P, OLDENBURG M. Austenite decomposition during press hardening of a boron steel—computer simulation and test [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 174(1/2/3):399-406.
- [7] LÓPEZ-CHIPRES E, MEJÍA I, MALDONADO C, et al. Hot flow behavior of boron microalloyed steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 480(1/2):49-55.
- [8] STUMPF W, BANKS K. The hot working characteristics of a boron bearing and a conventional low carbon steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 418(1/2):86-94.
- [9] JUN H J, KANG J S, SEO D H, et al. Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 422:157-162.
- [10] 何燕霖,高雯,李麟,等. 热处理对718塑料模具钢加工性能的影响[J]. 金属热处理,2004,29(3):19-23.
- [11] 宋冬利,顾剑锋,胡明娟. 718钢大模块淬火过程的数值模拟[J]. 材料科学与工艺,2005,13(4):394-397.
- [12] 罗毅,吴晓春. 预硬型塑料模具钢的研究进展[J]. 金属热处理,2007,32(12):22-25.
- [13] 陈卓,吴晓春,汪宏斌,等. 硼对P20钢淬透性能的影响[J]. 钢铁,2007,42(7):76-78.
- [14] TOWNSEND R D. Phase transformations [M]. London: Institution of Metallurgists, 1979.
- [15] 齐俊杰,黄运华,张跃. 微合金化钢[M]. 北京:冶金工业出版社,2006.
- [16] 孙珍宝,朱谱藩,林慧国,等. 合金钢手册[M]. 北京:冶金工业出版社,1984.
- [17] 杨善武,贺信莱. 硼在超低碳钢铁素体相变中的行为[J]. 金属学报,1999,35(1):23-26.

(编辑:刘志强)