



热处理工艺对含 B 20CrMnTiH 齿轮钢淬透性的影响

李海洋¹, 郭子强¹, 秦 莹¹, 杨天乐², 贾 涛²

(1 南京钢铁股份有限公司 特钢事业部 南京 210035; 2 东北大学数字钢铁全国重点实验室 沈阳 110819)

摘要:采用不同热处理工艺对 $w[B]$ 为 0.0018% 和 0.0051% 的 20CrMnTiH 齿轮钢淬透性的影响进行了研究。理论计算 Ti-Al-B-N 体系中的固溶度积, 确认实验所用热轧棒料中的硼均以有效形式存在。研究对比了热轧态、两种不同温度 (600、650 °C) 的球化退火态以及正火态下的显微组织和端淬硬度曲线。结果表明, 热处理工艺显著影响钢的淬透性, 其性能优劣顺序为: 正火态 > 热轧态 > 球化退火态 (600 °C) > 球化退火态 (650 °C)。分析认为, 该差异主要源于硼元素在渗碳体中的固溶行为。在较高温度球化退火时, 更多的硼原子固溶于渗碳体中, 而在后续奥氏体化过程中, 这部分硼难以在短时间内充分回溶至奥氏体晶界以发挥其提高淬透性的作用, 从而导致淬透性下降。本研究明确了渗碳体中固溶硼是影响含硼齿轮钢热处理后淬透性的关键因素, 为优化热处理工艺以充分发挥硼钢性能优势提供了重要依据。

关键词: 20CrMnTiH 钢; 硼; 热处理; 端淬; 淬透性

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. N250529 **中图分类号:** TG156

The Effect of Heat Treatment Process on the Hardenability of Gear Steel 20CrMnTiH Containing B

Li Haiyang¹, Guo Ziqiang¹, Qin Xuan¹, Yang Tianle², Jia Tao²

(1 Special Steel Department, Nanjing Iron & Steel Co., Ltd., Nanjing 210035, China;

2 State Key Laboratory of Digital Steel, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: This article systematically investigates the effects of different heat treatment processes on the hardenability of 20CrMnTiH gear steel with $w[B]$ content of 0.0018% and 0.0051%. By theoretically calculating the solubility product in the Ti-Al-B-N system, it was confirmed that boron in the hot-rolled bars used in the experiment exists in the effective form. The study compared the microstructure and end quenching hardness curves of hot-rolled state, spheroidized annealed state at two different temperatures (600 °C and 650 °C), and normalized state. The results indicate that the heat treatment process significantly affects the hardenability of steel, and the order of performance is: normalized state > hot-rolled state > spheroidized annealed state (600 °C) > spheroidized annealed state (650 °C). It is analyzed that this difference is mainly due to the solid solution behavior of boron in cementite. During high temperature spheroidizing annealing process, more boron atoms dissolve into cementite, and in the subsequent austenitization process, this part of boron is difficult to fully dissolve back to the austenite grain boundaries in a short time to play its role in improving hardenability, resulting in a decrease in hardenability. This study clarifies that solid solution boron in cementite is a key factor affecting the hardenability of boron containing gear steel after heat treatment, providing important basis for optimizing the heat treatment process to fully utilize the performance advantages of boron steel.

Key Words: 20CrMnTiH Steel; Boron; Heat Treatment; End Quench; Hardenability

硼(B)是提高钢的淬透性的元素, 研究表明^[1-3], B提高钢淬透性的一般机理是, 其偏聚至原奥氏体晶界, 晶界能的降低进而抑制铁素体在奥氏体晶界处的形核。添加 $w[B]$ 一般在 0.0001% (10⁻⁶) 级别, 被视作价格昂贵的 Ni 和 Mo 等的替代性元素。0.001% ~ 0.003% $w[B]$ 分别相当于含 0.6% $w[Mn]$ 、0.7% $w[Cr]$ 、0.15% $w[Mo]$ 和 1.5% $w[Ni]$ ^[4]。

B 被作为一种有效元素添加至齿轮钢中, 在

提高淬透性的同时, 大幅降低齿轮钢的合金成本^[5-7]。相对于 B 添加量, 含 B 钢中有效 B 含量是控制其淬透性的关键。蔡可森等^[8]采用化学分析、拉曼光谱、透射电镜和热力学计算研究了含 B 钢 S355 J-3-B 中 B 的存在形式。该研究提出, 冶炼时应优先加入 Al 脱碳, 然后加入 Ti 脱氮, 最后加入 B 以提高有效 B 含量; 此外, 为了消除 BN 导致的连铸坯直裂纹, 可通过提高钢中 Ti 含量来降低 BN

作者简介: 李海洋 (1988—), 男, 硕士, 工程师; **E-mail:** lihaiyang@njsteel.com.cn; **收稿日期:** 2025-08-28

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

数量。陈继林等^[9]研究了N含量对含硼钢淬透性的影响,得出保证含硼钢有效B收得率的Ti/N质量分数临界比值为6。这两个研究为含硼钢的冶炼工艺制定提供了参考。除了冶炼工序环节,在生产实践中还发现,热处理工艺对含B钢的淬透性也有明显的影响,通过系统的实验设计,开展了热处理工艺对含B 20CrMnTiH 齿轮钢淬透性的影响研究。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

采用南钢生产的20CrMnTiH钢热轧棒料,合金成分见表1, $w[B]$ 分别为0.001 8%和0.005 1%。

1.2 实验方法

以0.001 8% $w[B]$ 的 $\phi 85$ mm热轧棒料为例,说明端淬试样的加工过程,如图1所示。具体如下:①切取每段长度为120 mm的棒料;②采用切削加工在一侧端部标记 $\phi 77$ mm的圆圈,深度 ~ 1 mm;③切取 $\phi 32$ mm \times 120 mm圆棒,圆心位于距热轧棒料表面20 mm的圆上。对于0.005 1% $w[B]$ 的 $\phi 80$ mm热轧棒料,同样在距表面20 mm的位置加工 $\phi 32$ mm \times 120 mm圆棒。

对 $\phi 32$ mm \times 120 mm圆棒进行热处理,包括4种热处理状态(A.热轧态;B1.球化态①;B2.球化态②;C.正火态),具体工艺见表2。参照GB/T 225—2006《钢淬透性的末端淬火试验方法

(Jominy 试验)》,热处理后的圆棒经机加工成标准端淬试样,为保证试验数据的准确性,每个热处理状态加工2个平行试样;接下来,进行端淬测试,前述加工的 $\phi 77$ mm圆圈可作为热轧棒料外缘的依据,进而获得端淬硬度曲线。

2 实验结果

2.1 热处理组织

图2和图3分别给出了0.001 8% $w[B]$ 和0.005 1% $w[B]$ 的20CrMnTiH钢四种热处理后的组织。可以看出,在两个B含量条件下,热轧态组织均为“铁素体+珠光体”;两种球化工艺下的退火组织中均可见有的球状珠光体。其中,球化退火工艺②获得的球化率更高,但铁素体中均未见有球状渗碳体;正火组织均为“铁素体+贝氏体”,相较于热轧棒料,热处理试样相对小的尺寸使其获得更大的冷速,因而,正火未获得如热轧的“铁素体+珠光体”组织。

2.2 淬透性测试结果

图4为不同硼含量与热处理状态时的20CrMnTiH钢端淬硬度曲线。在0.001 8% $w[B]$ 时,淬透性与热处理工艺状态的关联性不明显;相对地,0.005 1% $w[B]$ 的淬透性随热处理工艺状态而变化,正火态淬透性最好,而球化退火②“760 °C \times 5 h+650 °C \times 10 h”状态对应的淬透性最低。

表1 20CrMnTiH钢热轧棒料的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 20CrMnTiH steel hot-rolled bar

规格/mm	C	Si	Mn	P	S	Alt	Ti	Cr	B	N
$\phi 80$	0.18	0.25	0.88	0.013	0.003	0.026	0.06	1.05	0.005 1	0.006 0
$\phi 85$	0.18	0.23	0.97	0.016	0.020	0.028	0.05	1.08	0.001 8	0.006 1

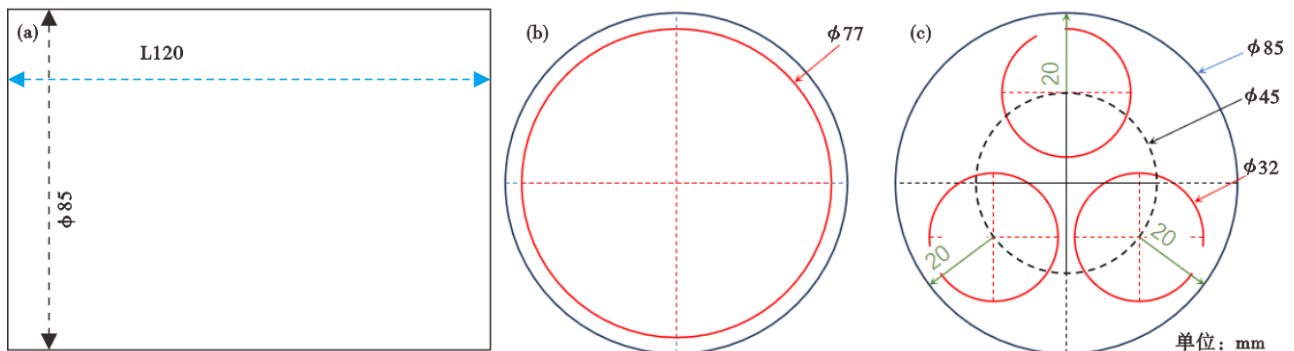


图1 端淬试样的取样示意图:(a)剖面图,(b)俯视图,(c)端淬取样俯视图

Fig. 1 Schematic diagram of end quench sample sampling: (a) cross-section view, (b) top view, (c) end quench sample sampling top view

表 2 端淬试样的热处理工艺

Table 2 Heat treatment process of end quench samples

试样状态	热处理工艺
热轧	-
球化退火①	760 °C×5 h+600 °C×10 h
球化退火②	760 °C×5 h+650 °C×10 h
正火	920 °C×150 min+空冷

图 5 给出了 20CrMnTiH 钢端淬硬度的波动,来自于两个平行试样的测试结果,为 $1/2(\max-\min)$ 。相对 $0.0018\%w[B]$, $0.0051\%w[B]$ 的端淬硬度波动显著增大,其中,热轧态和球化退火②“760 °C×5 h+650 °C×10 h”状态波动最大。

3 讨论与分析

3.1 Ti-Al-B-N 体系下的有效硼含量计算

B 对淬透性的影响与以溶质原子形式存在的 B 含量有关,而不是与钢中 B 总量有关。由于 B 对 O 具有高的亲和力,在炼钢过程中需要通过添加 Si 和 Al 等元素来充分脱氧。由于与 Si、Al 相比, B 含量非常低,可以认为 B 受到很好的保护,不会形成氧化硼。同时,为了防止 B 形成氮化物,还需要添加氮化物形成元素如 Ti。因此,在添加 Ti、Al、B 等元素的钢中 B 对钢淬透性的影响取决于 Al、Ti、N、B 等元素的含量和奥氏体化温度,有必要计算钢中 Al、Ti

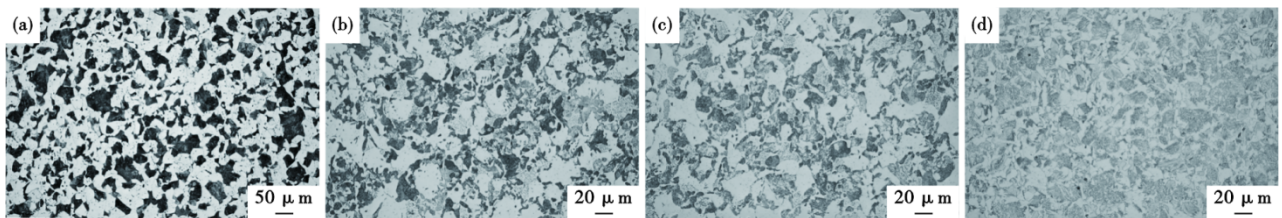


图 2 20CrMnTiH 钢(0.0018% B)的热处理组织: (a)热轧态, (b)球化退火态①, (c)球化退火态②, (d)正火态

Fig. 2 Microstructure of 20CrMnTiH steel (0.0018% B) after heat treatment: (a) hot-rolled condition, (b) spheroidized annealed condition ①, (c) spheroidized annealed condition ②, (d) normalized condition

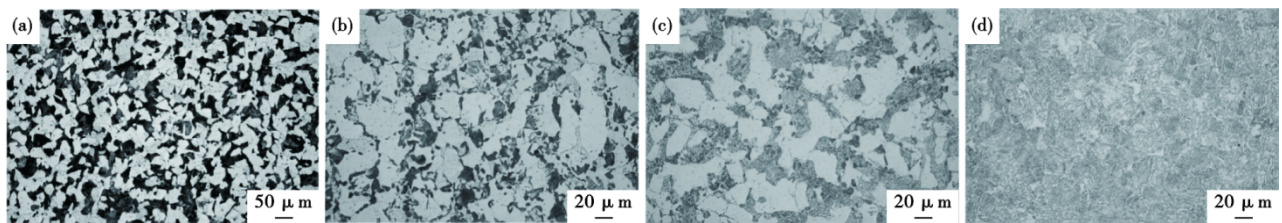


图 3 20CrMnTiH 钢(0.0051% B)的热处理组织: (a)热轧态, (b)球化退火态①, (c)球化退火态②, (d)正火态

Fig. 3 Microstructure of 20CrMnTiH steel (0.0051% B) after heat treatment: (a) hot-rolled condition, (b) spheroidized annealed condition ①, (c) spheroidized annealed condition ②, (d) normalized condition

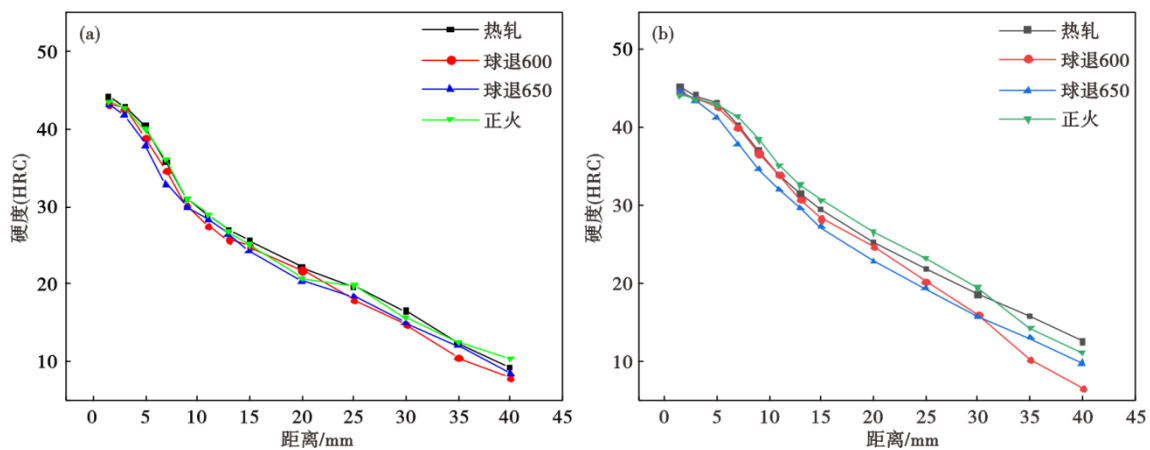


图 4 20CrMnTiH 钢端淬硬度曲线: (a) $0.0018\%w[B]$, (b) $0.0051\%w[B]$

Fig. 4 Hardness curve of 20CrMnTiH steel end quenched samples: (a) $0.0018\%w[B]$, (b) $0.0051\%w[B]$

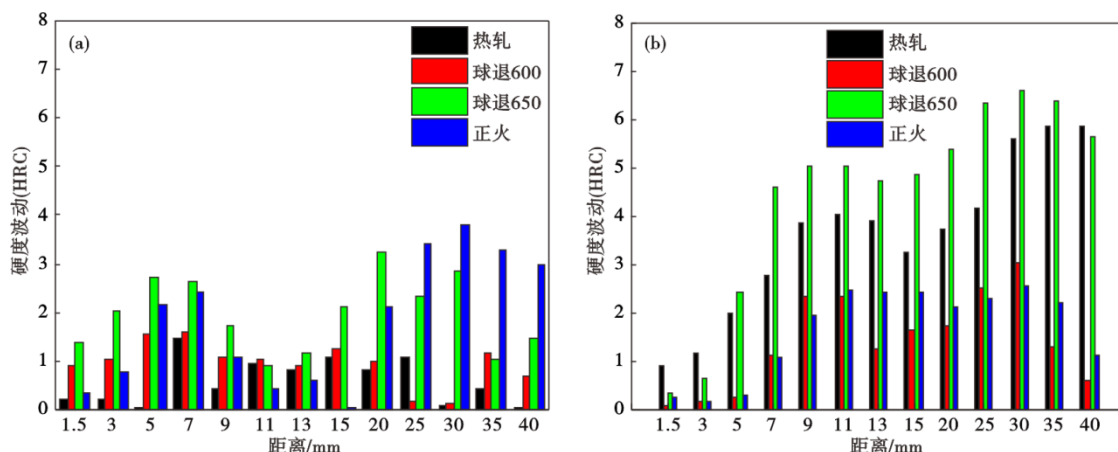


图 5 20CrMnTiH 钢端淬硬度波动:(a) 0.001 8% w[B], (b)0.005 1% w[B]

Fig. 5 Hardness fluctuations of 20CrMnTiH steel end quenched samples: (a) 0.001 8% w[B], (b) 0.005 1% w[B]

和 N 存在下的固溶 B 含量。

图 6 中对比了两个公式计算得出的 BN 固溶度积^[10-11],即:

$$\log[B][N] = \log K_B = 5.24 - \frac{13970}{T} \quad (1)$$

$$\log[B] = -2.45 \log[N] - 6.81 \quad (2)$$

其中, [B]、[N] 分别为固溶 B、N 含量质量分数, %; K_B 为 B 与 N 的固溶度积, 10^{-4} ; T 为开尔文温度, K; 式 (2) 适用于 1 050~1 150 °C 区间。由此可知, 在无其它合金元素条件下, $(40\sim 80) \times 10^{-6} w[N]$ 和 $(2\sim 20) \times 10^{-6} w[B]$ 可在常规加热温度 1 180~1 220 °C 范围实现完全固溶; 而当淬火温度为 930 °C 时, 如果固溶 [B] 为 $(2\sim 20) \times 10^{-6}$, 则 $w[N]$ 需降低至 $\leq 2 \times 10^{-6}$, 即钢中需要添加 Ti 消耗 N。

采用文献^[12]中的方法, 在 Al-B-Ti-N 系统中,

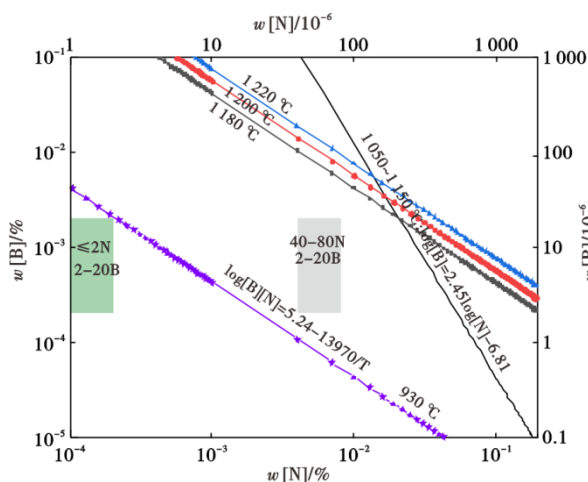


图 6 BN 在奥氏体中的固溶度积

Fig. 6 Solid solubility product of BN in austenite

$$\log[Ti][N] = \log K_{Ti} = 4.73 - \frac{16210}{T} \quad (3)$$

$$\log[Al][N] = \log K_{Al} = 0.725 - \frac{6180}{T} \quad (4)$$

钢中 Ti、B 或 Al 添加量包含基体中的固溶量和氮化物中该元素的含量, 即:

$$Ti_{tot} = (Ti) + \frac{48}{62}(TiN) \quad (5)$$

$$B_{tot} = (B) + \frac{11}{25}(BN) \quad (6)$$

$$Al_{tot} = (Al) + \frac{27}{41}(AlN) \quad (7)$$

$$N_{tot} = (N) + \frac{14}{41}(AlN) + \frac{14}{25}(BN) + \frac{14}{62}(TiN) \quad (8)$$

式中, X_{tot} 、(X) 和 (XN) 分别为元素 X 的添加量、固溶量和 XN 的质量分数, X 代表 Ti、B 或 Al。因此, 固溶 B、N 含量可以计算为:

$$(N) = \frac{-D_1 + (D_1^2 + 4E_1)^{1/2}}{2} \quad (9)$$

$$(B) = \frac{K_B}{(N)} \quad (10)$$

式中,

$$D_1 = \frac{7}{24} Ti_{tot} + \frac{14}{11} B_{tot} + \frac{14}{27} Al_{tot} - N_{tot} \quad (11)$$

$$E_1 = \frac{7}{24} K_{Ti} + \frac{14}{11} K_B + \frac{14}{27} K_{Al} \quad (12)$$

根据以上模型, 计算了 Al、Ti、N 和 B 含量对钢中有效/固溶 B 含量的影响, “Fe-0.025Al-0.001B-0.006N” 为基础成分, 加热温度设置为 930 °C, 结果如图 7 所示。可以看出, 固溶 B 含量与 Ti 含量呈“S”曲线, ①如图 7(a) 所示, 在“S”曲线左下/下限区域, B 随 Al 增大而增大, 即 Ti 优先消耗 N, 剩余部分由 Al

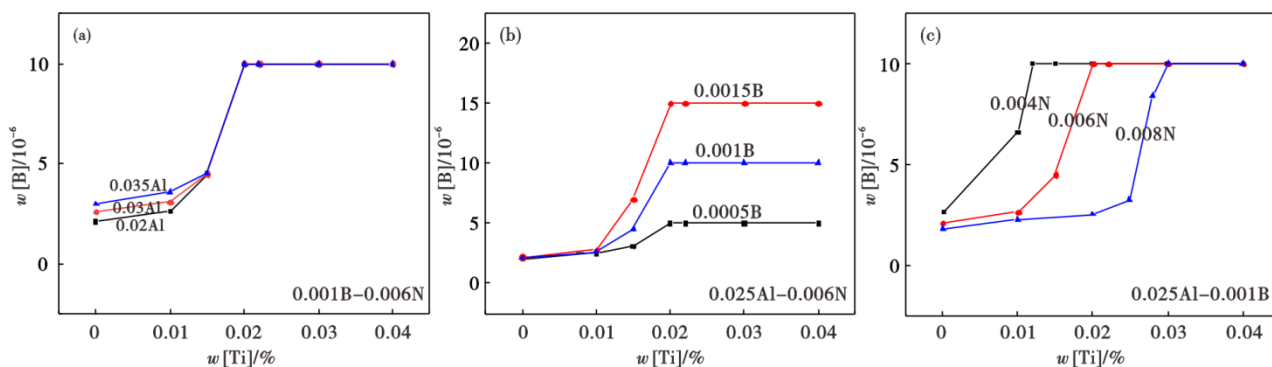


图 7 合金元素对固溶 B 含量的影响: (a) Al, (b) B, (c) N

Fig. 7 Effect of alloying elements on solid solution B content: (a) Al, (b) B, (c) N

和 B 消耗;②如图 7(b)所示, B 决定“S”曲线上限, 随 B 增大而升高。③如图 7(c)所示, N% 决定“S”曲线中段的位置, N 越高, 中段位置向更高 Ti 方向移动, 即需要更高 Ti 消耗 N%;

根据图 7 可知, 在实验钢的 Al、N 和 B 添加量条件下, $w[\text{Ti}] \geq 0.02\%$ 时即可确保添加的 B 处于完全固溶状态。因此, 不考虑热处理状态, $\phi 80 \text{ mm}$ 和 $\phi 85 \text{ mm}$ 的 20CrMnTiH 钢热轧棒料中的 0.005 1% $w[\text{B}]$ 和 0.001 8% $w[\text{B}]$ 均为有效硼。

3.2 渗碳体中溶解硼对淬透性的影响

除了正火态, 其它 3 种热处理状态下的微观组织均为“铁素体+渗碳体”, 而渗碳体中可以溶解 B^[13-15], 因此, 采用 ThermoCalc & Dictra 2022 软件计算了铁素体、渗碳体中 B 含量随温度的变化规律, 结果如图 8 所示。可以看出, B 在渗碳体中的固溶可解释热轧态与两种球化退火态淬透性的差异。其一, 现场热轧棒料在冷床上的冷却时间显著大于实验室正火 $\phi 32 \text{ mm}$ 棒料, 为 B 向渗碳体中固溶提供了时间。其二, 对于球化退火试样, 如图 8 所示, 退火温度越高, 渗碳体中 B% 越高而铁素体中 B% 越低。端淬测试时, 渗碳体在加热回溶至奥氏体后才能完全释放渗碳体中固溶 B%。因此, 正火态试样淬透性最佳, 而热轧态试样次之, 球化退火态②即“760 °C×5 h+650 °C×10 h”试样需要更长的加热时间以恢复淬透性, 淬透性最差。

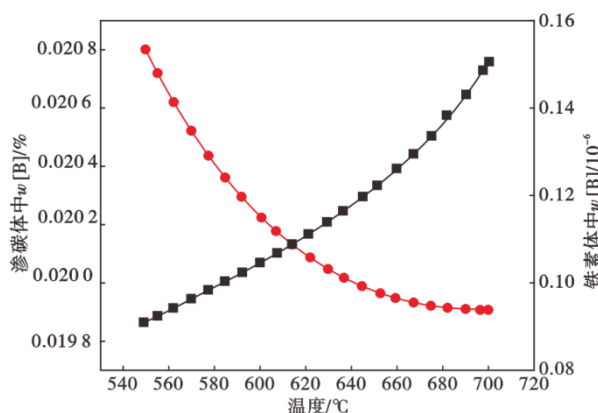


图 8 20CrMnTiH 钢渗碳体、铁素体中固溶 B%

Fig. 8 Solid solution B content in 20CrMnTiH steel cementite and ferrite

4 结论

采用两个不同 B 含量的 20CrMnTiH 热轧棒料, 对比研究了热处理工艺对淬透性的影响, 结论如下:

- 1) 在实验钢的合金成分条件下, $\phi 80 \text{ mm}$ 和 $\phi 85 \text{ mm}$ 20CrMnTiH 热轧棒料中的 0.005 1% $w[\text{B}]$ 和 0.001 8% $w[\text{B}]$ 均为有效硼。
- 2) 20CrMnTiH 热轧态、球化态和正火态淬透性的差异主要来自于 B 在渗碳体中固溶, 该固溶量随温度的增加而增大。因此, 淬透性按如下顺序依次降低: 正火态 > 热轧态 > 球化退火态 (球退温度 600 °C) > 球化退火态 (球退温度 650 °C)。

参考文献

[1] Zhu K Y, Oberbillig C, Musik C, et al. Effect of B and B+Nb on the bainitic transformation in low carbon steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(12): 4222-4231.
 [2] Hara T, Asahi H, Uemori R, et al. Role of combined addition of

niobium and boron and of molybdenum and boron on hardenability in low carbon steels [J]. ISIJ International, 2004, 44(8): 1431-1440.
 [3] 张浩浩, 何春, 高琦, 等. 含硼钢连铸冷却过程氮化物竞

- 争析出规律[J]. 钢铁钒钛, 2025, 46(3): 149-156.
- [4] 张继魁, 张爱军, 辛莹, 等. 汽车渗碳齿轮钢在重型汽车上的应用现状[J]. 重型汽车, 2009(2): 32-34.
- [5] 何国宁. Nb、B微合金化20MnCr5 齿轮钢高温渗碳组织性能研究[J]北京: 北京科技大学, 博士论文, 2024.
- [6] 申景霞, 孙永喜, 李法兴, 等. Cr-Mn-Ti 系齿轮钢添加硼元素的试验研究[J]. 钢铁, 2012, 47(1): 24-27.
- [7] 马莉, 王毛球, 徐香秋, 等. 铌硼微合金化齿轮钢的晶粒尺寸及淬透性[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(5): 74-78+91.
- [8] 蔡可森, 姚永宽, 刘伟建, 等. 含硼钢中硼的存在形式及控制研究[J]. 炼钢, 2015, 31(3): 45-49.
- [9] 陈继林, 郭明仪, 刘振民, 等. 氮含量对含硼钢淬透性的影响[J]. 轧钢, 2015, 32(4): 94-96.
- [10] Fountain R W, Chipman J. Solubility and precipitation of boron nitride in iron-boron alloys [J], Trans. AIME, 1962, 224, 559.
- [11] Ma Y L, Zhang J, Zhang J J, et al. Dissolution Behavior of Boron Nitride Inclusions and Segregation of Nb Element in Martensitic Ferritic Steel [J], Steel Research International, 2019, 1900488.
- [12] Lin H-R, Cheng G H. Analysis of hardenability effect of boron [J]. Materials Science and Technology, 1990, 6(8): 724-730.
- [13] Nicholson M E. Solubility of boron in Fe₃C and variation of saturation magnetization, curie temperature, and lattice parameter of Fe₃(C, B) with composition[J]. JOM, 1957, 9(1): 1-6.
- [14] Bhadeshia H K D H. Cementite[J]. International Materials Reviews, 2020, 65(1): 1-27.
- [15] Wang J, Jin S B, Yan Q J, et al. Understanding partitioning and segregation of boron in continuously cast slabs of 27MnB5 steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(12): 4499-4508.