

· 工艺技术 ·

82B 钢的微合金化-相变控制与生产实践

韦轶华¹ 李松¹ 白志玲¹ 王琳松² 常进² 高长益³

(1 六盘水师范学院,六盘水 553000;2 水城钢铁集团公司,六盘水 553028;

3 水城钢铁集团公司制造管理部,六盘水 553028)

摘要 为了优化 82B 钢的成分和热轧冷却工艺,以提高 82B 盘条的强度,测定了 80 钢和 82B 钢的等温转变温度对相变时间、珠光体片层间距的影响以及 Cr 元素对 82B 相变温度的影响,分析了 Cr 合金化和相变控制对 82B 盘条的微观组织和抗拉强度的影响。对于 82B,当温度在 595 ~ 615 °C,相变速度最快,其转变时间为 10 ~ 15 s,在 590 ~ 625 °C 可得到理想的 0.10 ~ 0.20 μm 的珠光体片层间距;通过添加 0.18% ~ 0.24% Cr 和控制热轧冷却速度,可以控制 82B 钢的相变温度区间和相变速度,得到均匀细片状的珠光体组织;将 Φ12.5 mm 82B 盘条的主要成分调整为 0.78% ~ 0.84% C、0.15% ~ 0.35% Si、0.78% ~ 0.88% Mn 和 0.18% ~ 0.24% Cr;在热轧控冷过程中,弱化水冷,强化风冷,控制 82B 盘条的吐丝温度为 840 ~ 880 °C,目标值 860 °C,增大 82B 盘条在风冷线上的冷速,提高了盘条的强度。

关键词 82B 钢 高碳钢 钢绞线 微合金化 相变 珠光体

Micro-Alloying and Phase Transformation Control of Steel 82B and Production Practice

Wei Yihua¹, Li Song¹, Bai Zhiling¹, Wang Linsong², Chang Jin² and Gao Changyi³

(1 Liupanshui Normal College, Liupanshui 553000; 2 Shuicheng Iron and Steel

Group Corp, Liupanshui 553028; 3 Manufacture Management Department, Shuicheng Iron and Steel Group Corp, Liupanshui 553028)

Abstract In order to optimize composition and hot-rolling cooling process of 82B to improve strength of 82B wire rod, the influence of isothermal transformation temperature of steel 80 and steel 82B on phase transformation time and pearlite interlamellar spacing and the influence of Cr content on phase transformation temperature are tested, and the influence of Cr-alloying and phase transformation control on microstructure and tensile strength of 82B wire rod is analyzed. The phase transformation speed of 82B is the most fast at 595 ~ 615 °C with transformation time for 10 ~ 15 s, and an idea pearlite interlamellar spacing of 0.10 ~ 0.20 μm is gotten at 590 ~ 625 °C. The temperature scope and transformation speed of phase transformation of steel 82B could be controlled by adding 0.18% ~ 0.24% Cr and controlling hot-rolling cooling speed so as to obtain pearlite microstructure with uniform thin interlamellar spacing. The main components of Φ12.5 mm steel 82B wire rod are modified to 0.78% ~ 0.84% C, 0.15% ~ 0.35% Si, 0.78% ~ 0.88% Mn and 0.18% ~ 0.24% Cr. In hot-rolling cooling process, with weakened water cooling, strengthened forced air cooling, laying temperature of 82B wire rod at 840 ~ 880 °C (aiming at 860 °C), and increasing forced air cooling speed of 82B wire rod, the strength of the wire rod is improved.

Material Index Steel 82B, High Carbon Steel, Steel Strand, Micro-alloying, Phase Transformation, Pearlite

为了满足 82B 盘条在不经铅浴淬火的条件下,直接从 Φ12.5 mm 规格的盘条拉拔到 Φ5.30 mm 或 Φ5.05 mm 的钢丝,要求 82B 盘条的微观组织是以片间距为 0.1 ~ 0.3 μm 的珠光体为主,这种细片状的珠光体又称为索氏体,盘条微观组织的索氏体化率要求达到 85% 以上,在盘条芯部不得出现完全封闭的网状 Fe₃C 组织。微观组织取决于成分和轧制冷却工艺^[1-5]。

1 实验室研究

由于微观组织珠光体的片层间距决定了盘条的

强度,要想获得合理的片层间距,就必须研究相变温度、相变时间等对珠光体片层间距的影响^[6]。

1.1 实验方案

选用 0.80% C、0.20% Si、0.80% Mn、0.28% Cr 的 82B 钢种,进行以下温度的等温转变试验:575、595、615、635、655 °C。选用 0.80% C、0.20% Si、0.65% Mn 的 80 钢进行 595、635 °C 等温转变对比试验。

1.2 实验结果及分析

1.2.1 等温转变温度对相变时间的影响

从图 1 中可以看出,温度在 595 ~ 615 °C,82B 钢相转变速度最快(转变时间为 10 ~ 15 s);温度太低受

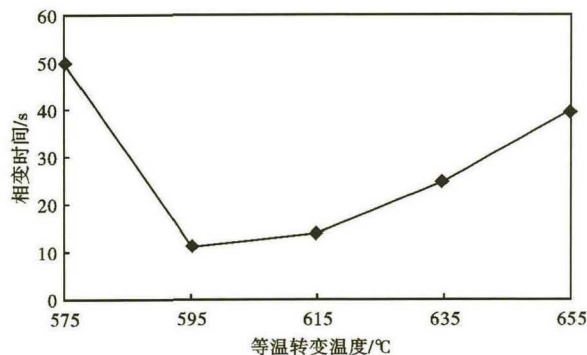


图1 试验钢 82B (/% :0.80C-0.20Si-0.80Mn-0.28Cr) 等温转变温度对相变时间的影响

Fig. 1 Influence of isothermal transformation temperature on transformation time of experimental steel 82B (/% : 0.80C-0.20Si-0.80Mn-0.28Cr)

珠光体长大速度的限制,温度太高受珠光体形核速率的限制,转变速度都明显降低,使得转变时间延长。

1.2.2 等温转变温度对珠光体片层间距的影响

从图2中可以看出,82B钢等温转变温度对片层间距有非常明显的影响,为了得到比较理想的片层间距(0.10~0.20 μm),其对应的相变温度区间大致在590~625℃。要求在生产中要根据实际冷却条件通过调整成分使相变尽可能在这一区间完成。

不同等温转变温度的典型微观组织如图3(a)、(b)、(c)所示。其中图3(a)为575℃的等温转变组织,图3(b)为615℃的等温转变组织,图3(c)为655℃的等温转变组织。

1.3 82B和80钢在相同等温温度下转变对珠光体片层间距的影响

通过对比实验,可知,80钢在595℃下等温转变的珠光体片层间距为0.12 μm,其转变时间为7.3 s;在635℃下等温转变的珠光体片层间距为0.20 μm,其转变时间为14.7 s。在同样的等温转变温度下,80钢和82B的珠光体片层间距基本相同,但80钢的转

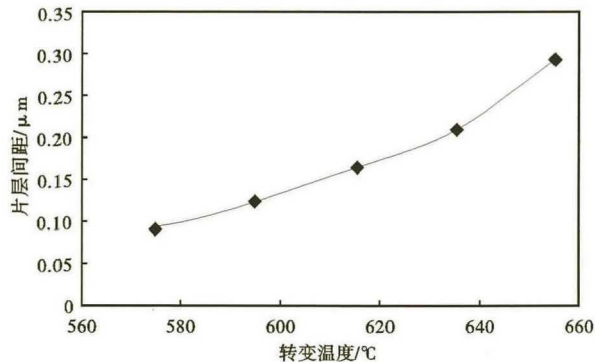


图2 82B钢(/% :0.80C-0.20Si-0.80Mn-0.28Cr)等温转变温度对珠光体片层间距的影响

Fig. 2 Influence of isothermal transformation temperature on pearlite interlamellar spacing of experimental steel 82B (/% : 0.80C-0.20Si-0.80Mn-0.28Cr)

变速度明显比82B快34%~41%,这说明加入Cr合金后,延缓了钢的相变速度。

2 Cr、Mn对82B相变温度的影响

Cr是中强碳化物形成元素,能推迟碳化物的形核和长大,还由于能增加固溶体原子间的结合力减少铁的自扩散系数,从而推迟了从奥氏体向珠光体转变中的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变。由于这两方面的原因,使整个珠光体转变过程迟缓。Mn作为弱的碳化物形成元素,既减慢含Mn渗碳体的形核与长大,又强烈推迟珠光体中铁素体的形成,故Mn显著推迟相转变。为了使用户在常规80钢的基础上接受调整的82B成分,对Mn含量只是取80钢标准的上限值,不作大的改动,比常规80钢成分中的Mn含量高0.10%。

2.1 化学成分对相变影响的热模拟试验

采用Gleeble2000将 $\Phi 12.5 \text{ mm} \times 180 \text{ mm}$ 的长试样,加热到1000℃,保温10 min,快冷到830℃。通过调节风量,使其从830℃到最低温度点的冷却速度

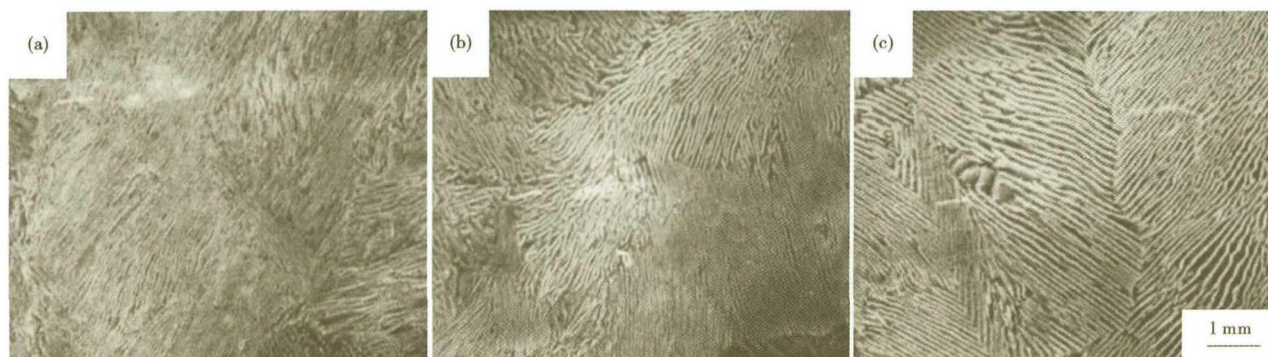


图3 82B钢575℃(a)、615℃(b)和655℃(c)等温转变的典型微观组织

Fig. 3 Typical microstructure of steel 82B isothermal transforming at 575 °C (a), 615 °C (b) and 655 °C (c)

控制为 7 °C/s(这是生产现场的实测冷却速度)和 10 °C/s(增大冷速后的冷却速度),探讨不同化学成分对相变各阶段温度的影响。实验用钢的化学成分如表 1 所示。

2.2 模拟现场实际相转变过程的热模拟实验

从图 4 中可以看出,相变前以一定的冷却速度冷却,相变时保持冷却风量不变,但由于相变热大于冷却介质带走的热量出现明显的相变升温现象。 $\Phi 12.5$ mm 82B 试样在相变前的冷却速度为 7 °C/s,考虑相变温升,到相变结束的实际平均冷却速度为 3.5 °C/s,而相变过程与 3.5 °C/s 连续冷却是截然不同的,前者是升温过程中进行,后者是在降温过程中进行。

图 4 的温度与膨胀量的变化有较好的对应关系,从高温到低温的第一个温度低点表明相变开始的时刻;温度升高到重新下降斜率接近恒定的时刻,膨胀曲线的斜率也接近恒定,说明此时相变结束。因此,从温度曲线也基本可以判断相变开始与结束的时间点。

为了更接近现场实际情况,用表 1 中的 80 钢和 82B 钢以相变前以一定的冷却速度冷却,相变时保持冷却风量不变的实际生产冷却方式,进行了模拟现场冷速的热模拟试验,相变前的冷却速度分别选取 7 °C/s(这是现场实测冷速)和 10 °C/s(拟提高的

表 2 80 钢和 82B 钢不同冷却速度实验结果

Table 2 Experimental results of different cooling rates of steel 80 and steel 82B

钢号	冷却速度/ (°C · s ⁻¹)	最低点 温度/°C	最高点温 度/°C	平均温 度/°C	最高点与 最低点的 温差/°C	由最低到最 高温度的时 间/s	650°C 以 上的保持 时间/s
80	7	616	663	639.5	47	7.6	12.8
	10	589	651	620	62	5.3	0.8
82B	7	586	648	617	62	8.1	0
	10	544	604	574	60	7.1	0

冷速)。对每组试样都测定了最低点和最高点等参数,结果如表 2 所示。

从表 2 可以看出,在 7 °C/s 冷速下,随着 Cr 含量的增加,相变最低点(开始点)明显降低,由 80 钢的 616 °C 降低到 82B 的 586 °C,相变升温的最高点变化趋势也类似,但不及最低点变化明显,由 80 钢的 663 °C 降低到 82B 的 648 °C;平均温度也明显降低,温差加大,650 °C 以上的保持时间明显变小。这说明随着合金元素 Cr 含量的增加,相变温度明显下降,形成的珠光体平均片层间距变细,索氏体含量增加,珠光体含量减少;但由于温差加大,也可能会造成片层不均匀。在 10 °C/s 冷速下,最高点和最低点的温度都有所降低,随着合金元素的增加,这种变化更加明显;最高点和最低点的温度差基本为定值。

可以得出,增加 Cr 等合金元素含量与增大冷速都能使相变温度降低,在一个给定的冷却条件下,可以通过调整化学成分来控制相变温度,从而得到具有不同的片层间距和力学性能的盘条^[7]。对于 1 860 MPa 绞线用 82B 盘条合适的相变区间是 590 ~ 630 °C,对于 7 °C/s 的冷却速度,最合适的成分是 82B 钢。

与 80 钢相比,82B 钢的相变最低温度和最高温度都有所降低,且冷速越大,这种变化越明显。另外,82B 钢在冷却速度为 11 °C/s 出现贝氏体转变,其转变温度为 473 ~ 475 °C;而 80 钢在冷却速度接近 14 °C/s 时,仍然为珠光体组织。从控制相变温度的角度出发,针对控冷不足,采用添加合金进行补偿是很有效果的。如将平均相变温度控制在 610 ~ 620 °C 时,80 钢需要的冷却速度为 14 °C/s,而添加 Cr 合金的 82B 钢所需的冷却速度大致为 7 °C/s。

3 Cr 合金化与相变控制技术的应用

3.1 工艺优化前 $\Phi 12.5$ mm 大规格 82B 盘条的生产情况

根据水钢的生产条件,82B 系列盘条成分的设计遵循了如下原则:

表 1 热模拟试验 80 钢和 82B 钢的化学成分/%
Table 1 Chemical composition of steel 80 and steel 82B for thermal simulated test / %

钢号	C	Si	Mn	Cr	V
80	0.84	0.26	0.69	-	-
82B	0.79	0.19	0.79	0.37	-

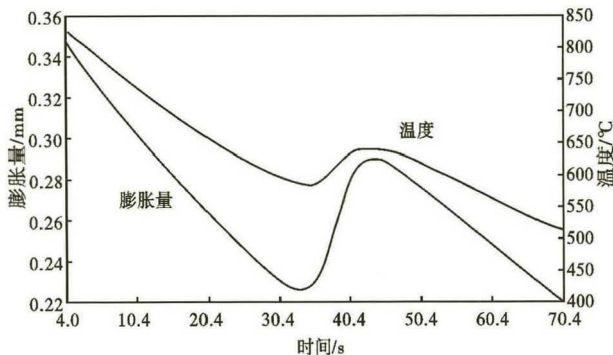


图 4 模拟现场实际冷速的热模拟试样的典型冷却曲线
Fig. 4 Typical cooling curves of thermal simulation sample to simulate practical cooling rate in situ

(1) C: 随含碳量增加, 抗拉强度不断提高。但是碳在连铸坯中存在明显的中心偏析^[8], 易于在盘条中产生芯部网状碳化物而造成拔丝断裂, 为了减轻碳偏析, 碳在成分范围内取中下限值。

(2) Mn: 锰具有降低珠光体形成温度的作用, 因此锰在成分范围内选取上限值。

(3) Cr: 铬具有细化晶粒、降低珠光体形成温度的特点, 因此添加铬成为研制 82B 系列盘条的主要措施之一, 特别是大规格 82B 盘条。

(4) P、S 含量在不增加生产成本的条件下尽可能低。

基于以上原因, 水钢在设计 82B 成分时, 参照国内其他“转炉炼钢—高速线材厂”工艺路线生产 82B 时的成分设计, 但在生产过程中发现, 抗拉强度始终偏低, 为了达到用户要求的抗拉强度, 采取在其他钢厂 82B 成分的基础上, 添加 0.04% ~ 0.06% V 的措施^[9-11], 具体成分设计见表 3。

在此成分设计的基础上, 水钢在已有工装设备条件下摸索出了一套初步的轧制控冷工艺, 风冷线上的控冷工艺见表 4, 吐丝温度 840 ~ 880 °C, 目标值 860 °C, 风冷线上盘条的具体温度分布见图 5, 相变点在 6# ~ 7# 风机之间, 盘条的强度分布见图 6, 扫描电镜检测盘条横截面 1/2 半径处的珠光体片层见图 7。

从工艺优化前轧制 82B 的工艺与结果情况可

以看出, 水钢风机风量达到 $20 \times 10^4 \text{ m}^3/\text{h}$, 且每 3 m 布置一台, 风机能力比国内同行要强, 但在生产 82B 钢时, 并没有充分发挥其优势, 添加 V 以后, 盘条的抗拉强度与其他钢厂不加 V 的强度基本一致。同时相变位置最低温度 595 °C, 最高达到 653 °C, 温升达到 58 °C, 明显偏高。同时, 由于穿水制度不合理, 盘条中出现组织均匀性较差情况, 盘条表面存在严重的阴阳面(由于穿水不均匀, 盘条上下两面颜色不同), 甚至, 由于轧后盘条穿水太重, 出现了盘条表面开裂的情况。

3.2 通过优化冷速提高盘条强度试验

由于水钢轧钢厂水箱数量较少, 且每个水箱较短, 如果还是执行以前的吐丝温度(即吐丝温度低), 盘条表面出现阴阳面的情况将不可避免(因为, 如果要求吐丝温度越低, 则轧后穿水强度就应该越大, 才能降低盘条的吐丝温度), 同时为了证实水钢前期强度低的原因是由于相变时冷速偏低, 致使

表 3 工艺优化前的 82B 盘条化学成分/%

Table 3 Chemical composition of steel 82B wire rod designed before production process optimization / %

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
标准	0.78 ~ 0.84	0.15 ~ 0.35	.60 ~ 0.90	≤ 0.030	≤ 0.025	0.24 ~ 0.30	0.04 ~ 0.06
内控	0.78 ~ 0.81	0.15 ~ 0.35	0.78 ~ 0.88	≤ 0.025	≤ 0.015	0.24 ~ 0.30	0.04 ~ 0.06

表 4 工艺优化前 SWRH82B 钢盘条的风冷工艺

Table 4 Forced air cooling process of steel 82B wire rod before production process optimization

风机编号	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
风机开启度	1# ~ 8# 风机开启度都是 40Hz(注: 50Hz 为全开)								9# ~ 14# 风机开启度都是 80%(注: 100% 为全开), 15# 及以后风机关闭, 并且将保温罩盖上。						

注: 1# ~ 8# 风机的最大风量为 $20 \times 10^4 \text{ m}^3/\text{h}$, 9# 及以后风机的最大风量为 $15.4 \times 10^4 \text{ m}^3/\text{h}$ 。

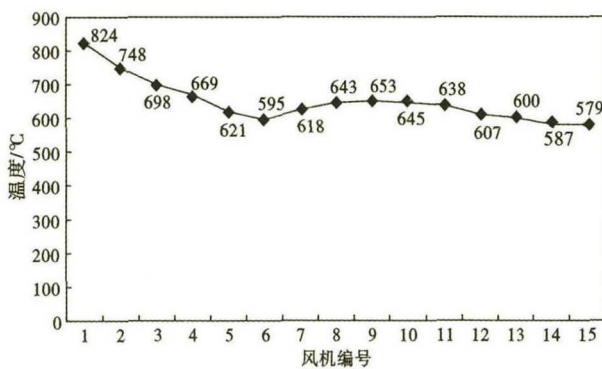


图 5 工艺优化前 82B 钢盘条在风冷线上的温度分布
Fig.5 Temperature distribution of steel 82B wire rod at air cooling line before production process optimization

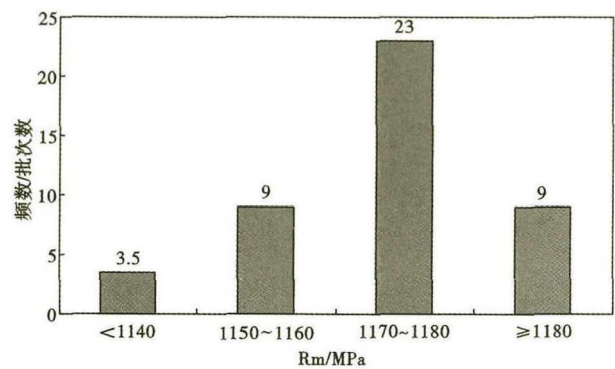


图 6 工艺优化前 82B 钢盘条的抗拉强度分布(统计总批次数为 50)
Fig.6 Tensile strength distribution of steel 82B wire rod before production process optimization (statistical total batches: 50)

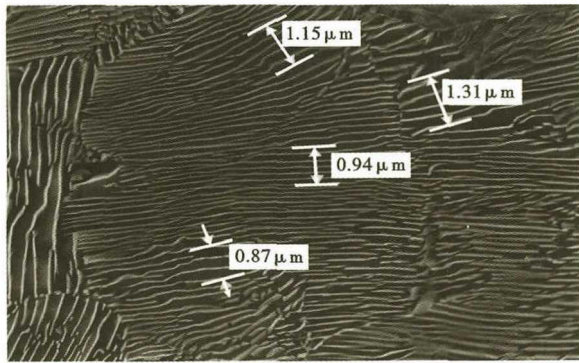


图 7 工艺优化前 SWRH82B 钢盘条横截面 1/2 半径处的珠光体组织

Fig.7 Pearlite structure at 1/2 radius of cross section of steel 82B wire rod before production process optimization

组织中珠光体片层间距偏大,因此在正常生产的基础上,提出了如下试验方案。

在成分不变的情况下,进行了 3 批次的工艺调整,工艺控制要求:吐丝温度控制在 860~900℃,目标值 880℃,1#~6# 风机开启度 40 Hz,7#~8# 风机开启度 50 Hz(目的是提高相变时的冷速),9#~13#

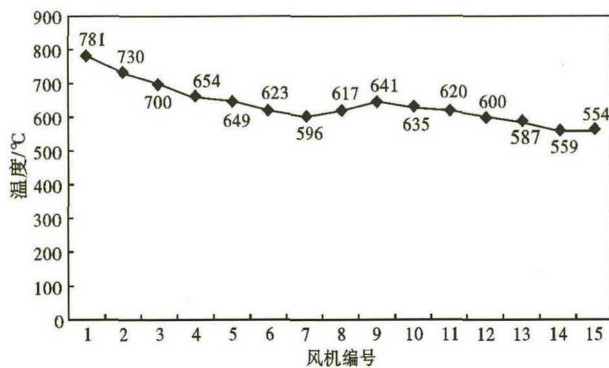


图 8 试验批次风冷线上 82B 钢盘条的温度分布

Fig.8 Temperature distribution of experimental steel 82B wire rod batches at air cooling line

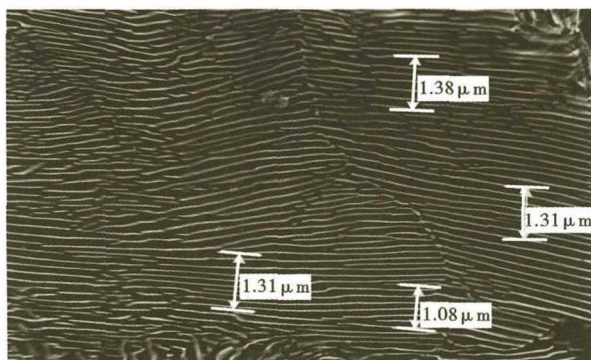


图 9 优化后 82B 盘条横截面 1/2 半径处的珠光体组织

Fig.9 Pearlite structure at 1/2 radius of cross section of experimental steel 82B wire rod after optimization

表 5 水钢 82B 钢盘条成分控制/%

Table 5 Composition control of steel 82B wire rod at Shuigang/%

规格/mm	C	Si	Mn	S	P	Cr	V
Φ12.5	0.78 ~ 0.84	0.15 ~ 0.35	0.78 ~ 0.88	≤ 0.025	≤ 0.030	0.18 ~ 0.24	-
	0.79 ~ 0.84	0.15 ~ 0.35	0.78 ~ 0.88	≤ 0.015	≤ 0.025	-	-

风机开启度 100%, 14# 风机开启度 60%, 15# 及以后风机全部关闭并且保温罩全部盖上。其余工艺保持正常轧制工艺。调整工艺以后,散冷线上盘条的温度检测情况如图 8。

从试验检测情况看出,提高吐丝温度后,盘条相变开始位置往后移了大致一个风机的位置(从 6# 风机移到 7# 风机);增强相变位置的风量后,相变最高温度由以前的 653℃ 下降到了 641℃,温升减小了 12℃。试验与正常工艺生产盘条的强度分布对比可以看出,在化学成分不变的情况下,增强相变时的冷速后,盘条的抗拉强度明显得到了提高,整体抗拉强度增加了 35~40 MPa。调整冷速后盘条的扫描电镜组织检测结果见图 9。检测表明,珠光体片层间距控制在 0.14~0.16 μm,较细。

3.3 微合金化与相变控制的结合

在成本优先的条件下,进行了“去 V 降 Cr”试验。开发的大规格 82B 盘条合计成分在同行内最低;开发的 Φ8 mm 小规格 82B 钢盘条不用再添加 Cr 合金元素。目前,水钢大批量生产 82B 盘条的成分控制见表 5。高速线材轧线轧制 82B 盘条的吐丝温度为 840~880℃,目标值 860℃,风冷工艺见表 6,1#~5# 风机全开,是为了防止相变前的奥氏体晶粒长大,也是为了增大奥氏体的过冷度,减少先共析 Fe₃C 相,为珠光体生成做准备,6# 风机开启度为 45Hz,是为了防止在相变起始点的最低温度太低而产生低温组织从而引起线材塑性下降,因此 6# 风机不全开,7#~8# 风机全开,是为了增大相变时的冷速,压制盘条相变回温,生成细片状的珠光体,提高盘条的强度,同时保证盘条的塑性^[12]。15# 及以后风机关闭且保温罩盖上,是为了让盘条在一定温度条件下释放内应力和让盘条中的 H、N 气体逃逸,缩短成品盘条的时效时间(表 6)。

具体抽查生产的 Φ12.5 mm 82B 盘条抗拉强度分布见图 10,盘条最低抗拉强度基本都大于 1 150 MPa,大部分集中在 1 150~1 220 MPa,符合用户对盘条的强度要求。

表6 水钢轧制 82B 钢盘条的风冷工艺
Table 6 Air cooling process of steel 82B wire rod rolling at Shuigang

风机编号	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
风机开启度			1#~5#、7#、8#风机开启度都是 50Hz, 6#风机 45Hz(注:50Hz 为全开)							9#~14#风机开启度都是 80% (注:100% 为全开) 15#及以后风机关闭且保温罩盖上					

注:1#~8#风机每台的最大风量为 $20 \times 10^4 \text{ m}^3/\text{h}$, 9#及以后风机每台的最大风量为 $15.4 \times 10^4 \text{ m}^3/\text{h}$ 。

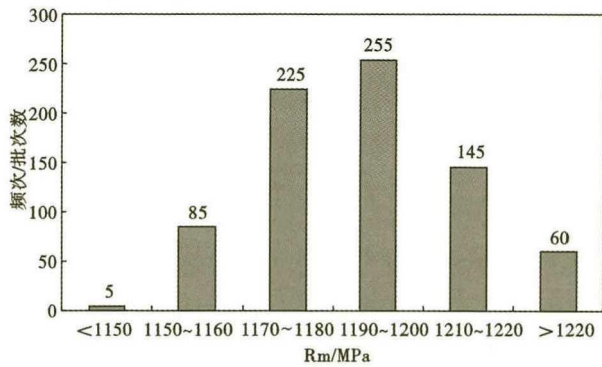


图10 水钢生产的 $\Phi 12.5 \text{ mm}$ 82B 钢盘条的抗拉强度分布 (统计总批次数为 775)

Fig. 10 Tensile strength distribution of $\Phi 12.5 \text{ mm}$ steel 82B wire rod produced at Shuigang (statistical total batches: 775)

4 结论

(1) 对于 82B 钢, 当温度在 $595 \sim 615 \text{ }^\circ\text{C}$, 相变速度最快, 其转变时间为 $10 \sim 15 \text{ s}$, 当相转变温度在 $590 \sim 625 \text{ }^\circ\text{C}$, 可得到较理想的 $0.10 \sim 0.20 \text{ }\mu\text{m}$ 的珠光体片层间距; 在同样的等温转变温度, 80 钢和 82B 的珠光体片层间距基本相同, 但 80 钢的转变速度比 82B 快 $34\% \sim 41\%$, 这是因为 Cr 元素延缓了钢的相变速度。

(2) 随着 Cr 含量的增加, 相变温度明显下降, 形成的珠光体平均片层间距变细, 索氏体含量增加, 珠光体含量减少, 因此, 可以通过调整化学成分来控制相变温度, 从而得到具有不同的片层间距和力学性能的盘条; 但是, 仅通过调整成分, 不能使相变在窄温度区间内完成, 得不到均匀的珠光体片层间距, 还要依靠冷却条件的完善; 调整成分和控冷相结合, 才能得到均匀的细片状珠光体 (即索氏体), 从而提高 82B 盘条的综合力学性能。

(3) 将 $\Phi 12.5 \text{ mm}$ 82B 盘条的主要成分调整为 $0.78\% \sim 0.84\% \text{ C}$, $0.15\% \sim 0.35\% \text{ Si}$, $0.78\% \sim 0.88\% \text{ Mn}$ 和 $0.18\% \sim 0.24\% \text{ Cr}$; 在热轧控冷过程中, 弱化水冷, 强化风冷, 控制盘条的吐丝温度为 $840 \sim 880 \text{ }^\circ\text{C}$, 目标值 $860 \text{ }^\circ\text{C}$, 增大盘条在风冷线上的冷速, 抑制相变前的奥氏体晶粒长大, 减少先共析 Fe_3C 相, 控制珠光体相变温度区间和相变时间, 提高了盘条的强度。对于小规格 $\Phi 8 \text{ mm}$ 82B 盘条不用再添加 Cr 元素, 使用 80 钢成分直接轧制即可。

1. 贵州省科技合作计划项目, 编号“黔科合 LH 字 [2015]7620 号”;
2. 六盘水师范学院重点学科建设计划项目, 编号“LPSSYZDXK201708”

参考文献

[1] 秦凤婷, 王红伟, 董战利, 等. 冷却速度对 $\Phi 13 \text{ mm}$ SWRH82B 线材组织性能影响及控冷工艺优化实践 [J]. 轧钢, 2016, 37(5): 40-44.

[2] Ettore ANELLI. Application of Mathematical Modelling to Hot Rolling and Controlled Cooling of Wire Rods and Bars [J]. ISIJ International, 1992, 32(3): 440-449.

[3] Zhang Yunxiang, Zhang Haiou, Wang Guilan, et al. Application of Mathematical Model for Microstructure and Mechanical Property of Hot Rolled Wire Rods [J]. Applied Mathematical Modeling, 2009, 33(3): 1259-1269.

[4] Wang Lifeng, Wang Meng, Wang Liping. Influence of Stelmor Cooling Procedure on Eutectoid Transformation of Segregation in 82B Wires [J]. Advanced Materials Research, 2012, 580: 253-259.

[5] 龙雨, 胡友红, 谢祥, 等. 水钢预应力钢绞线 SWRH82B 盘条的热轧工艺 [J]. 轧钢, 2017, 34(5): 72-75.

[6] 王冠军, 杨建玺, 王武军, 等. 冷却速率对 82B 盘条相变规律影响的研究 [J]. 材料研究与应用, 2011, 5(4): 283-286.

[7] 李飞, 王全礼, 周德. 化学成分对 82B 盘条组织和力学性能的影响 [J]. 钢铁, 2006, 41(2): 216-224.

[8] Kyung Shik OH, Yung Won CHANG. Macro-segregation Behavior in Continuously Cast High Carbon Steel Blooms and Billets at the Final Stage of Solidification in Combination Stirring [J]. ISIJ International, 1995, 35(7): 866-875.

[9] 华蔚, 徐震, 宋金玲, 等. 控制冷却对 SWRH82B-1V 高碳钢盘条组织和性能的影响 [J]. 特殊钢, 2010, 31(1): 60-62.

[10] 胡显军, 赵宇飞, 王雷, 等. 合金元素钒对高碳钢丝组织与性能的影响 [J]. 钢铁, 2014, 49(12): 71-75.

[11] 胡磊, 王雷, 麻晗. 超高强度预应力钢丝及钢绞线用盘条的开发研究 [J]. 钢铁钒钛, 2016, 37(1): 142-147.

[12] 蔡丹, 赵嘉蓉. 82B 线材控冷工艺及性能模拟 [J]. 武汉科技大学学报 (自然科学版), 2003, 26(1): 5-7, 57.

韦轶华 (1973-), 男, 硕士 (2004 年武汉大学), 副教授, 1994 年武汉大学 (本科) 毕业, 钢铁材料和冶金研究。E-mail: 1471020730@qq.com

收稿日期: 2019-05-07