

合金工具钢 S2 盘条的开发

苑阳阳 黄进科 张宇 麻晗

(江苏省(沙钢)钢铁研究院,苏州 215625)

摘要 通过 80 kg 真空感应炉试验及 Gleeble 3800 热模拟试验机测试了连续冷却相转变 (CCT) 曲线,设计了 S2 钢的化学成分 (/% : 0.63 ~ 0.69C, 1.00 ~ 1.20Si, 0.40 ~ 0.60Mn, 0.20 ~ 0.40Cr, 0.40 ~ 0.50Mo, 0.15 ~ 0.25V, 0.10 ~ 0.30Ni, 0.010 ~ 0.030Nb, $\leq 0.015P$, $\leq 0.010S$), 并进行 120 t BOF-LF-VD-300 mm \times 390 mm 方坯连铸-开坯-高线轧制-斯太尔摩控冷流程的工业性生产。通过铁水脱硫,铁水硫含量 $\leq 0.010\%$, BOF 终点 [C] 0.10% ~ 0.30%, [P] $\leq 0.012\%$, 钢水终点温度 1 620 ~ 1 660 $^{\circ}C$, BOF 出钢采用 Si-Mn 预脱氧, LF 精炼渣 (/% : 8 ~ 10 MgO, 44 ~ 45 CaO, 5 ~ 10 SiO₂, 25 ~ 35 Al₂O₃), LF 精炼结束喂钙线,连铸钢水过热度 $\leq 25^{\circ}C$, 拉速 0.65 m/min 和轧制控冷等工艺措施,成功开发了合金工具钢 S2 盘条。检验结果表明, $\Phi 8$ mm 热轧盘条奥氏体晶粒度为 8.5 ~ 9.0 级,脱碳层厚度 $\leq 0.5\% D$, 热轧盘条 HRC 硬度值 50, 同卷 HRC 硬度值波动小于 6, 各项性能满足技术要求。

关键词 合金工具钢 S2 120 t BOF-LF-VD-300 mm \times 390 mm 方坯连铸 斯太尔摩冷却线 Nb-V 微合金化 脱碳层

Development of Coil of Alloy Tool Steel S2

Yuan Yangyang, Hang Jinke, Zhang Yu and Ma Han

(Jiangsu Institute of Iron and Steel, Shasteel, Suzhou 215625)

Abstract By testing with a 80 kg vacuum induction furnace and measuring continuous cooling transformation (CCT) curves by using Gleeble 3800 hot simulation machine the chemical composition of steel S2 (/% : 0.63 ~ 0.69C, 1.00 ~ 1.20Si, 0.40 ~ 0.60Mn, 0.20 ~ 0.40Cr, 0.40 ~ 0.50Mo, 0.15 ~ 0.25V, 0.10 ~ 0.30Ni, 0.010 ~ 0.030Nb, $\leq 0.015P$, $\leq 0.010S$) has been designed, and the commercial production by 120 t BOF-LF-VD-300 mm \times 390 mm bloom casting-breakdown-high speed wire rolling-Stelmor control cooling process has been carried out. With the process measures including hot metal dephosphorization, sulphur content in metal $\leq 0.010\%$, control of BOF end [C] 0.10% ~ 0.30%, end [P] $\leq 0.012\%$, liquid end temperature 1 620 ~ 1 660 $^{\circ}C$, using Si-Mn pre-deoxidation in BOF tapping, LF refining slag (/% : 8 ~ 10MgO, 44 ~ 45CaO, 5 ~ 10SiO₂, 25 ~ 35Al₂O₃), feeding calcium wire at end of LF refining, overheating extent of casting liquid $\leq 25^{\circ}C$, casting speed 0.65 m/min, and controlling cooling after rolling, the coil of alloy tool steel S2 is successfully developed. Examination results show that the each property index of $\Phi 8$ mm hot-rolled coil meets the requirement of technical specification, including the austenite grain size rating 8.5 ~ 9.0, the depth of decarburization layer $\leq 0.5\% D$, the HRC hardness value of hot-rolled coil 50 and the variation of HRC hardness value of same coil less than 6.

Material Index Alloy Tool Steel S2, 120 t BOF-LF-VD-300 mm \times 390 mm Bloom Casting, Stelmor Cooling Line, Nb-V Microalloying, Decarburization Layer

合金工具钢 S2 盘条主要用于制造螺丝批头,六角扳手等,工业流水线上工具使用频率高,可达到 1 000 ~ 10 000 次/天,使用间隔短,应不易断裂,保证安全、坚固、耐磨耐用。

S2 为中高碳低合金工具钢,但 C、Si、Mo 含量较高,脱碳敏感性较强,易产生较厚脱碳层,甚至全脱碳层,会严重影响热处理后成品表面硬度^[1-3]。

合金工具钢 S2 盘条微观组织通常由贝氏体和马氏体构成,热轧线冷速波动会导致组织中相的比例产生较大变化,易造成盘条性能波动大。非金属夹杂物、表面缺陷等是疲劳失效的主要因素^[4]。通过大方坯开坯和小方坯高线轧制能够确保较大轧制压缩比,有效提升盘条表面质量、降低中心偏析及疏松程度和减少非金属夹杂物等^[5-6],通过 Nb-V 微合

金化复合添加,优化冶炼、轧制和控冷工艺,成功开发了合金工具钢 S2 盘条。

1 试验方法

利用 Gleeble 3800 热模拟试验机进行 S2 钢连续冷却相转变 (CCT) 的动力学研究,试验钢中 80 kg 真空感应炉冶炼,冶炼成分 (%) 为: 0.66C, 1.07Si, 0.54Mn, 0.28Cr, 0.47Mo, 0.022Nb, 0.21V, 0.20Ni, 0.012P, 0.006S。小钢锭经试验轧机轧制成 $\Phi 82$ mm 的圆棒,试样标距段为 $\Phi 6$ mm,长 10 mm。将试样以 10 K/s 的速度加热到 1 100 $^{\circ}C$,保温 5 min,使其均匀奥氏体化。以 5 K/s 的速度冷却至变形温度 950 $^{\circ}C$,保温 5 s, 然后进行应变速率 2 s⁻¹、变形量 50% 的压缩变形,并以 0.05, 0.1, 0.2, 0.3, 0.5, 1,

2,5 K/s冷却至室温。CCT 试样取横截面,磨抛后用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀,利用 Axio Imager. A1M 光学显微镜(ZISS),EVO18 型扫描电镜(ZISS)观察组织,利用 Lepera 试剂腐蚀后统计马氏体和贝氏体的比例,Wilson 2001T 洛氏硬度机进行硬度检测,采用 150 kg 载荷和金刚石压头,测 4 个点取平均值。

利用日本电子 JSM-7100F 热场发射扫描电子显微镜,用电子背散射衍射(EBSD)方法,通过不同组织的晶体学特征测定 S2 钢盘条样品中马氏体、贝氏体和残余奥氏体等微观结构及比例^[7],扫描步长为 0.5 μm,扫描区域面积为 200 μm × 150 μm。

采用 EPMA-1610 型电子探针(日本岛津)分析 S2 钢盘条表层脱碳趋势。

利用南京大学仪器厂 KBF11Q 加热炉,表面磨抛后正面朝上放入加热炉,加热温度 860 °C,保温 1 h,水淬,浅磨抛后 4% 硝酸酒精溶液腐蚀,即用氧化法测 S2 钢的奥氏体晶粒度。

S2 钢盘条正常去除头尾后,取第 10 ~ 20 圈,将整圈盘条分为 8 等份,每隔 45°角取样,整圈取 8 个样品,用于检验同圈波动性。正常去除头尾后,分别取第 5、15、25、35、45、55、65 和 75 圈,用以检验同卷均匀性。

2 工业化试制

2.1 成分设计

通过 Nb-V 微合金化设计,由于 Nb 在其溶解和析出特性在钢的热加工温度范围最具活力,且 Nb(C,N)等微合金元素碳氮化物优先在晶界、变形带和位错缺陷等处析出,钉扎晶界,细化晶粒尺寸,能够提高奥氏体的再结晶温度且对再结晶有强烈的阻止作用^[8],故添加 0.01% ~ 0.03% Nb。通过加入少量 V,减少 Nb 钢在连铸过程中产生横裂的问题,V 的碳氮化物能够充分溶解,沉淀强化作用较大^[9],故添加 0.10% ~ 0.25% V。通过 Nb-V 复合添加,在不同的条件下溶解和析出,形成细小、弥散分布的碳氮化物,起到晶粒细化和沉淀强化的作用。此外,Nb-V 复合微合金化添加,能够降低钢的脱碳敏感性^[10-11]。Ni 能适当提高钢的强度,对耐蚀性能、疲劳性能也有一定改善作用,提高钢的抗疲劳能力,减少钢的缺口敏感性^[12],故添加 0.15% ~ 0.30% Ni,同时进一步严控 P、S 含量。优化后成分(质量百分数)为(%) : 0.65C, 1.06Si, 0.49Mn, 0.31Cr, 0.45Mo, 0.020Nb, 0.19V, 0.24Ni, 0.011P, 0.006S。

2.2 预备试验

由 S2 钢动态 CCT 曲线(图 1)可以看出,当冷

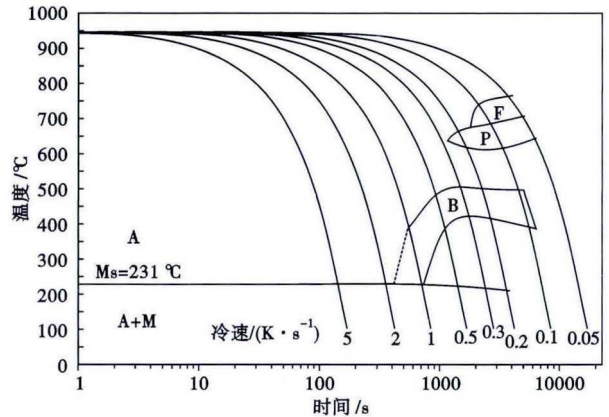


图 1 S2 钢动态连续冷却转变(CCT)曲线

Fig. 1 Curves of dynamic continuous cooling transformation of steel S2

表 1 冷速对 S2 钢组织和 HRC 硬度值的影响

Table 1 Effect of cooling rate on structure and HRC hardness value of steel S2

冷速/ (K · s ⁻¹)	铁素体/ %	珠光体/ %	贝氏体/ %	马氏体/ %	HRC 硬度值
0.05	9	91	-	-	33.5
0.10	5	81	14	-	36.7
0.20	-	4	90	6	39.8
0.30	-	-	92	8	42.4
0.50	-	-	81	19	49.7
1	-	-	32	68	56.2
2	-	-	3	97	62.1
>2	-	-	-	100	64.0

速 < 0.1 K/s 时,组织为珠光体和少量铁素体,当冷速为 0.1 K/s 时,组织为珠光体、贝氏体和少量铁素体,当冷速大于 0.2 K/s 时,珠光体铁素体基本消失,以贝氏体和马氏体为主,当冷速为 0.2 ~ 1 K/s 时,组织以贝氏体和马氏体为主,随着冷速的增加,马氏体比例增多,且硬度变化较大(HRC 硬度值由 39.8 增加到 56.2),当冷速 > 1 K/s 时,贝氏体转变基本消失,组织以马氏体为主(见表 1)。

2.3 冶炼工艺设计

生产工艺为:120 t BOF-LF 精炼-VD 真空处理-CC 连铸 300 mm × 390 mm 大方坯。

高炉铁水硫含量 ≤ 0.04%, 铁水温度 ≥ 1 300 °C,脱硫后铁水硫含量 ≤ 0.010%, 120 t 转炉冶炼终点成分控制: 0.10% ~ 0.30% C, ≤ 0.012% P, 温度为 1 620 ~ 1 660 °C,出钢采用 Si-Mn 预脱氧,LF 精炼炉渣成分范围(%): 8 ~ 10MgO, 45 ~ 55CaO, 5 ~ 10SiO₂, 25 ~ 35Al₂O₃; 精炼总时间 ≥ 30 min,白渣保持时间 ≥ 15 min,精炼结束后喂纯钙线 200 ~ 300 m,VD 真空处理过程中保持高真空时间应 ≥ 15 min,软搅拌时间应 ≥ 20 min。连铸目标过热度 25 °C,拉速

0.65 m/min。

2.4 轧制工艺设计

300 mm × 390 mm 连铸坯开坯轧制成 140 mm × 140 mm 小方坯,开坯后小方坯经修磨去除坯料表面缺陷和脱碳层,对表面和角部进行全修磨,两端头尾切除 100 mm,对局部较大缺陷进行局部点修磨,直至去除。加热阶段快速通过钢的全脱碳敏感区(700 ~ 900 °C),均热段温度尽量低于钢的脱碳敏感温度(1 050 °C)^[13]。

盘条轧制采用高速、无扭和小张力轧制,轧制线上布置 Daniel 表面检测仪和高精度测径仪。精轧温度控制在 900 °C 左右,实现未再结晶区控轧,提升钢的强韧性。

通过控制辊道速度、保温罩开闭数量,风机风量和佳灵装置开口度等调整轧后盘条冷却速度,冷速可以控制在 0.25 ~ 10 K/s^[14]。

以 Φ8 mm S2 钢盘条为例,优化工艺前,入口段速度为 0.2 m/s,佳灵装置开口度 30%,因入口段速度慢,搭接密度大,风冷不均匀,入保温罩时,盘条搭接点处温度在 685 ~ 710 °C,而非搭接点在 580 ~ 600 °C,盘条搭接点与非搭接点实测温度差 95 ~ 110 °C,盘条搭接位置堆积密度高,散热慢,冷速较慢,温度与冷速的差异性导致盘条组织难以控制。

优化控冷工艺为:调整斯太尔摩辊道速度,通过变速控制,增大入口段辊道速度到 0.45 m/s,降低入保温罩段速度到 0.25 m/s,佳灵装置开口度 10%,1#风机开启 40% 风量,2#风机开启 40% 风量,

盘条搭接点实测温度为 585 ~ 610 °C,非搭接点温度为 600 ~ 620 °C,搭接点与非搭接点温度差为 15 ~ 35 °C,入保温罩后盘条冷速约 0.5 K/s。

3 试验结果与分析

3.1 热轧盘条成分与微观组织

检测多批次 S2 钢盘条的化学成分,实测结果见表 2,[O] 约为 10×10^{-6} ,[N] 约为 48×10^{-6} ,P、S 含量控制较好。

Φ8 mm S2 钢盘条原始奥氏体晶粒度为 8.5 ~ 9 级,平均晶粒尺寸 13 ~ 16 μm,如图 2(a)。盘条热轧态组织以贝氏体-马氏体为主(图 2b,2c),组织均匀,下贝氏体内部亚单元形貌和马氏体浮凸,碳化物将贝氏体片分割成较多亚单元,以块状铁素体亚单元组成(见图 2c)^[15]。工艺优化前,局部组织以马氏体为主,局部组织以贝氏体为主,搭接点与非搭接点组织差异性较大。

3.2 均匀性

以 Φ8 mm S2 钢盘条为例,根据 EBSD 方法,测定盘条 1/4 处组织,77.4% 贝氏体(浅灰色),18.2% 马氏体(白色)和 4.4% 残余奥氏体(深灰色),样品中贝氏体为体心立方结构(BCC),残余奥氏体为面心立方结构(FCC),呈弥散分布,外观主要呈球状和短针状分布,马氏体与贝氏体均匀交叉分布,如图 3。

梅尼尔模型^[16]通过钢的化学成分和冷却过程建立不同组织的硬度计算公式(1)、(2),根据其公式计算预报组织硬度。

表 2 S2 钢的化学成分/%

Table 2 Chemical composition of steel S2 /%

项目	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Nb	P	S
设计	0.63 ~ 0.69	1.00 ~ 1.20	0.40 ~ 0.60	0.20 ~ 0.40	0.40 ~ 0.50	0.15 ~ 0.25	0.10 ~ 0.30	0.010 ~ 0.030	≤0.015	≤0.010
实测	0.65 ~ 0.67	1.10 ~ 1.13	0.49 ~ 0.52	0.28 ~ 0.33	0.43 ~ 0.47	0.18 ~ 0.21	0.19 ~ 0.22	0.015 ~ 0.023	0.010 ~ 0.013	0.005 ~ 0.009

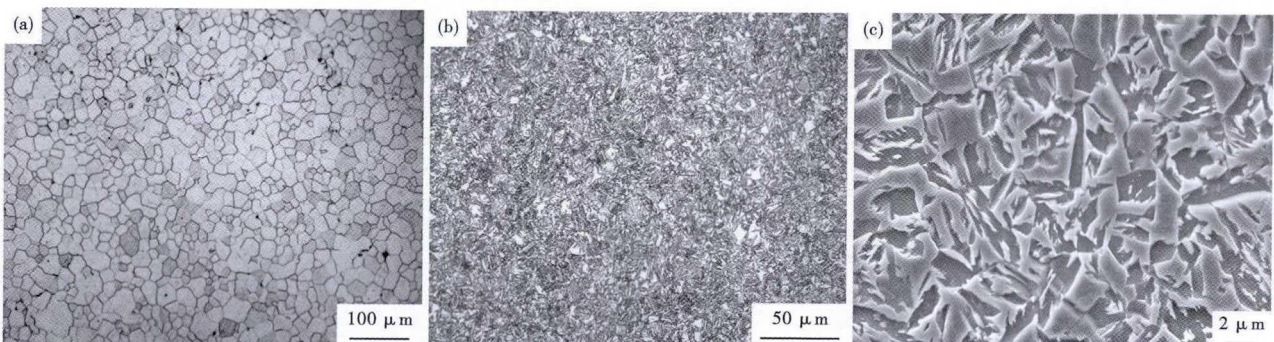


图 2 S2 钢 Φ8 mm 热轧态盘条组织形貌:(a)原始奥氏体晶粒;(b)光学,贝氏体-马氏体;(c)SEM,贝氏体-马氏体

Fig. 2 Morphology of structure of steel S2 Φ8 mm hot-rolled coil: (a) original austenite grain; (b) bainite-martensite, optical; and (c) bainite-martensite, SEM

$$HV_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log Vr \quad (1)$$

$$HV_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + \log Vr(89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \quad (2)$$

式中: V_r - 冷却速度/ $(K \cdot s^{-1})$; HV_M 、 HV_B - 马氏体和贝氏体的硬度。

根据公式计算各单相的硬度,然后根据组织中相比例进行加权计算显微组织硬度,实测化学成分与冷却速度(0.5 K/s)带入公式进行计算, HV_M 为 793.4 HV, HV_B 为 397.2 HV。组织中贝氏体、马氏体比例按照 80% : 20% 带入计算,组织 HV 硬度值为 476.4,洛氏 HRC 硬度值约为 48.0。预测硬度与实际检验硬度基本一致,故引用该模型能够较好预报生产线上盘条组织硬度。

考虑工业化生产的波动性,确定贝氏体比例为 70% ~ 80%,马氏体比例为 15% ~ 25%,预计热轧盘条 HRC 硬度值 50,波动幅度为 ± 3 HRC,实测值波动范围仅为 HRC 5,见表 3。

对同卷盘条进行检测,绝大部分 HRC 硬度值位于 47 ~ 53,且超出范围的硬度值也接近上下限值,

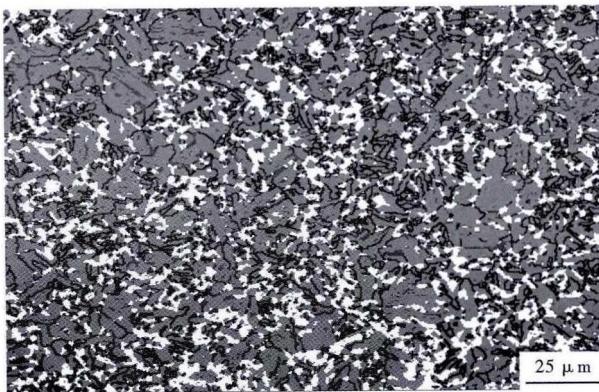


图 3 S2 钢 $\Phi 8$ mm 盘条电子背散衍射 (EBSD) 图
Fig.3 Electron backscattering diffraction image of $\Phi 8$ mm coil of steel S2

表 3 S2 钢 $\Phi 8$ mm 盘条同圈 HRC 硬度值分布
Table 3 Distribution of HRC hardness value of steel S2 $\Phi 8$ mm coil at same coil

区域	优化后 HRC 硬度值
1	51.3
2	52.5
3	51.9
4	52.0
5	49.7
6	47.5
7	51.3
8	49.8

同卷盘条 HRC 硬度值波动约 6,见图 4。

3.3 脱碳层与表面质量

图 5 为 $\Phi 8$ mm S2 钢盘条脱碳层图片,约 34 μm ,脱碳层厚度 $\leq 0.5\% D$ 。利用 EPMA 电子探针检测盘条同一位置处表面碳势,以碳浓度低于 85% C 作

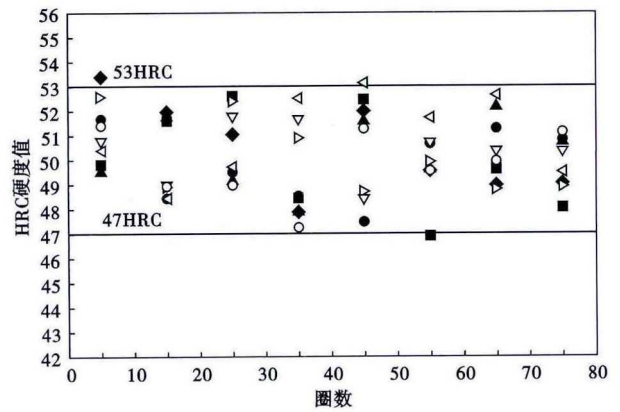


图 4 S2 钢 $\Phi 8$ mm 盘条不同圈数盘条 HRC 硬度值分布
Fig.4 Distribution of HRC hardness value of steel S2 $\Phi 8$ mm coil at different coil

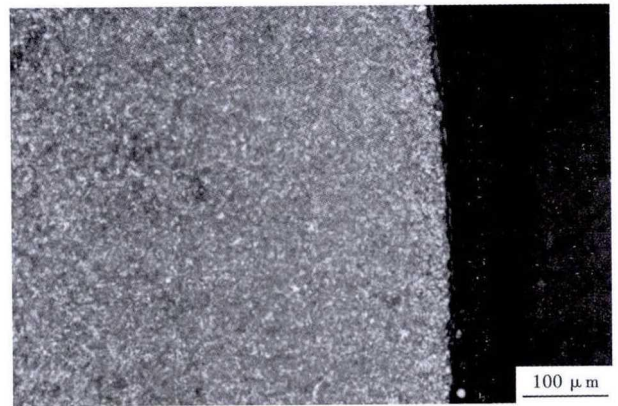


图 5 S2 钢 $\Phi 8$ mm 盘条脱碳层形貌
Fig.5 Morphology of decarburization layer of steel S2 $\Phi 8$ mm coil

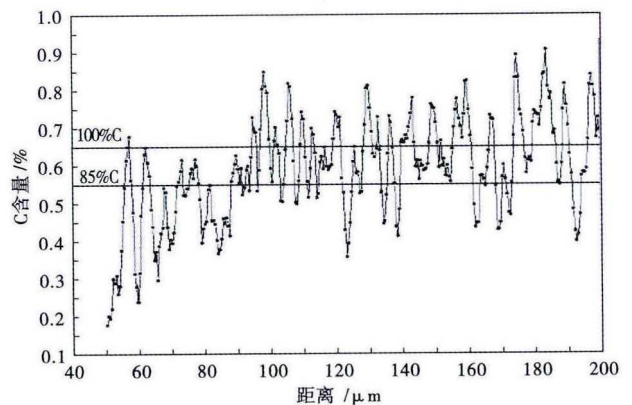


图 6 S2 钢 $\Phi 8$ mm 盘条表面碳势
Fig.6 Carbon potential at surface of steel S2 $\Phi 8$ mm coil

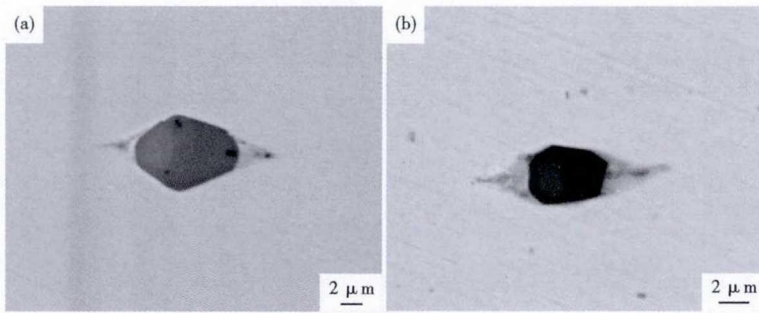


图7 S2钢夹杂物形貌与成分:(a) $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$, /% : [Al] 19.87, [Ca] 27.35, [O] 43.68, [Si] 5.19, [Mg] 1.69; (b) Al_2O_3 , /% : [Al] 43.78, [Ca] 2.25, [O] 50.20

Fig. 7 Morphology and ingredient of inclusions in steel S2: (a) $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$, /% : [Al] 19.87, [Ca] 27.35, [O] 43.68, [Si] 5.19, [Mg] 1.69; and (b) Al_2O_3 , /% : [Al] 43.78, [Ca] 2.25, [O] 50.20

表4 S2钢夹杂物检测结果

Table 4 Examination results of inclusions in steel S2

A类		B类		C类		D类		D_s
粗	细	粗	细	粗	细	粗	细	
0	0~0.5	0~0.5	0~0.5	0	0	0	0~0.5	0~0.5

为半脱碳的起点,如图6所示,EPMA测定脱碳层厚度为35.5 μm 。脱碳层为主要影响疲劳性能和表面硬度的因素,修磨工艺从局部点修磨调整为坯料全修磨,且控制修磨深度和修磨道次,加热炉控制预热段(900 $^{\circ}\text{C}$ 以内)快速加热,均热段温度<1050 $^{\circ}\text{C}$,从而有效控制脱碳层厚度。因精细化修磨能较好去除坯料表面缺陷,因表面质量判次率减少40%。

3.4 夹杂物

表4为S2钢盘条夹杂物检测结果,各项夹杂物

参考文献

- [1] Zhang C L, Liu Y Z and Zhou L Y, et al. Secondary Hardening, Austenite Grain Coarsening and Surface Decarburization Phenomenon in Nb-Bearing Spring Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2012, 19(3): 47, 61-51, 61.
- [2] Nomura M, Morimoto H and Toyama M. Calculation of Ferrite Decarburizing Depth, Considering Chemical Composition of Steel and Heating Condition[J]. ISIJ International, 2007, 40(6): 619-623.
- [3] 马志军,王鲁义,方元杰. 60Si2MnA 弹簧钢盘条脱碳层控制工艺的优化[J]. 特殊钢, 2016, 37(4): 26-28.
- [4] 赵海民. 高性能弹簧钢 60Si2CrVA 和 38Si7 高周和超高周疲劳破坏行为的研究[D]. 北京: 钢铁研究总院, 2008.
- [5] 徐少兵, 吴建洲. 国内外大方坯连铸机新技术发展综述[J]. 中国冶金, 2008, 18(4): 1-6.
- [6] 黎建, 陈天明, 杨素波. 转炉-大方坯连铸工艺生产轴承钢探讨[J]. 钢铁钒钛, 2004, 25(3): 30-35.
- [7] 任勇强, 谢振家, 尚成嘉. 低碳多相钢的组织调控与力学性能[J]. 北京科技大学学报, 2013, 35(5): 592-600.
- [8] 韩安昌, 林大为, 邱显斌. 低碳结构用 Nb-V 和 Nb-Ti 复合微合金钢性能的比较[J]. 上海金属, 2004, 26(5): 34-37.
- [9] 于庆波, 孙莹, 李子林, 等. 微量固溶 Nb 在钢中的作用[J]. 钢铁, 2006, 41(2): 59-62.
- [10] 吴华林, 王福明, 李长荣, 等. Nb-V 复合弹簧钢 60Si2CrVAT 过冷奥氏体连续冷却转变[J]. 北京科技大学学报, 2011, 33(12): 1463-1470.
- [11] 徐温崇, 孙福玉. Nb-V 微合金钢中 Nb 与 V 析出相的精细结构[J]. 金属学报, 1983, 19(6): 29-118.
- [12] 朱晨, 王伯健. 钼及镍在不同钢种中作用的研究进展[J]. 热加工工艺, 2009, 38(24): 36-38.
- [13] 朱平, 赵亮. 合工钢 S2M 脱碳特性与加热温度的关系[J]. 科技创新与应用, 2015(19): 126-127.
- [14] 冯贺滨, 褚建东, 吉学军. 高速线材斯太尔摩控制冷却过程的数学模型[J]. 材料热处理学报, 2000, 21(1): 44-49.
- [15] 刘宗昌, 计云萍, 任慧平. 贝氏体相变的过渡性特征[J]. 热处理, 2014, 29(5): 24-31.
- [16] 张晓, 刘国权, 宋月鹏, 等. 淬火钢件冷却速度、显微组织和硬度分布的计算预报[J]. 钢铁研究学报, 2007, 19(12): 49-52.

苑阳阳(1986-),男,硕士(2012年北京科技大学),2008年北京科技大学(本科)毕业,棒线材钢铁材料开发。

E-mail: yyyxl@126.com

收稿日期:2017-10-16

控制情况均较好。图7(a)中夹杂物为 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$, 复合少量的 Mg/Si 等, 图7(b)中夹杂物 Al_2O_3 为主, 复合少量的 CaO, 夹杂物长度 8~10 μm , 宽度 6~8 μm , 夹杂物边缘较圆滑, 二者在轧制后都和基体产生了剥离, 夹杂物两端有少许空隙。有研究表明, 夹杂物尺寸 < 10 μm 时, 夹杂物处萌生疲劳裂纹源的几率较小, 当其尺寸 > 10 μm 后, 疲劳裂纹源则容易在夹杂物处萌生^[4], 故通过优化冶炼工艺控制夹杂物形态和尺寸对提升钢的疲劳强度是有效的。

4 结论

(1) 通过成分优化, 严控夹杂物和气体含量, 大连铸方坯开坯, 小方坯高线轧制, 控冷工艺优化等保证盘条质量稳定性, 合金工具钢 S2 盘条各项指标满足技术协议要求。

(2) 采用 Nb-V 复合微合金化, 晶粒尺寸控制在 15 μm 左右, 通过坯料修磨和加热炉温度、气氛的控制, 有效控制脱碳层厚度 $\leq 0.5\%$ D, 盘条表面质量好。

(3) 斯太尔摩控冷工艺优化后, 热轧盘条 HRC 硬度值稳定在 50 ± 3 , 在打包、运输和卸卷过程中没有发生断裂, 同圈 HRC 硬度值波动 5。客户使用过程中, 盘条退火组织均匀, 球化率 > 90%, 退火 HRB 硬度值 < 91, HRB 硬度值波动 < 3, 拉拔、冷弯等成型过程均正常, 工具疲劳寿命高。