

## 川崎取向硅钢热轧边裂及其防止方法

卢凤喜, 黄璞

(武汉钢铁集团公司技术中心, 湖北 武汉 430081)

**摘要:**川崎取向硅钢存在热轧板边裂问题。针对此问题,日本川崎公司采取了板坯在1200℃以上加热时控制保护气氛中氧的质量分数及保持时间;调整粗轧压下率及轧制温度;实施宽压下及边部加热;变化材料的变形能,抑制边部鱼鳞状缺陷的发生等一系列措施,取得了缓解热轧板边裂的明显效果。

**关键词:**取向硅钢;热轧边裂;措施;川崎

**中图分类号:**TG335.5 **文献标识码:**A **文章编号:**1006-9356(2006)07-0041-04

## Edge Cracking of Hot-Rolling Grain-Oriented Silicon Steel and Its Preventive Method in KAWASAKI STEEL

LU Feng-xi, HUANG Pu

(The Technical Center of WISCO, Wuhan 430081, Hubei, China)

**Abstract:**For preventing the edge cracking produced in hot-rolling grain-oriented silicon steel, some measures are adopted; controlling oxygen concentrate and hold time in atmosphere when slab heating above 1200℃, adjusting reduction and rolling temperature of roughing mill, carrying out width reduction and brink heating, changing deformation energy of material and inhibiting brink fish scale-type defect. Results show that these are effective for decreasing the formation of edge cracking.

**Key words:** grain-oriented silicon steel; hot-rolling edge cracking; measures; KAWASAKI

热轧取向硅钢板边裂是困扰质量、产量和成材率的主要问题之一。为解决这一问题,武钢和日本川崎公司都在加大力度提升技术含量,进行设备改造,完善系统管理。而透视川崎公司的改善措施,即是采取控制板坯加热条件、调整加热温度及粗轧工艺、实施宽压下和边部加热、变化材料宽度方向的变形能等措施,以减少热轧边裂,值得借鉴。

### 1 控制板坯加热中的氧及保持时间

川崎公司的技术特点是在热轧前高温加热<sup>[1]</sup>。板坯在 $w(\text{O}) \leq 3000 \times 10^{-6}$ 的保护气氛中和1380℃以上均热后,表面温度保持在1200℃以上,保护气氛中氧的质量分数及保持时间要满足式(1),即:

$$B \geq 1/(A-1) \quad (1)$$

式中  $A$ ——保护气氛中氧的质量分数, %;

$B$ ——保持时间, min。

高温加热的板坯表面由于生成大量炉渣,使得加热炉效率下降、表面缺陷增加。最初的防止方法是控制加热保护气氛中的 $w(\text{O}) \leq 1\%$ , 煤气燃烧炉

的加热温度上限控制在1230℃,但其效果并不理想,产生的大量炉渣导致炉壁熔损、成材率降低、高温加热时板坯表面的晶界氧化、热轧带卷边裂和表面脱碳;后来,从防止板坯柱状晶粗大化出发,采用了电磁感应炉加热,温度控制在1310~1400℃,保护气氛为非氧化性。为防止发生板坯的熔融状态,保护气氛中的氧按式(2)控制,即:

$$\text{O}_2\% \leq 36.4 - 5.0 \ln \tau \quad (2)$$

其具体的量值是:1300℃为0.55%以下、1350℃为0.36%以下、1400℃为0.18%以下,这样即可防止熔融炉渣的产生。

采用电磁感应加热炉在1400℃超高温加热,最令其担心的是脱碳工序氧化薄膜形成不良,即硅浓化后非但不能形成致密氧化薄膜,且还导致其外观不良、或发生局部重大缺陷。最重要的是,降低高温板坯加热时氧的质量分数,加热时氧增高则氧化不均匀,炉渣还显著增多。为此,对脱碳退火时氧化不均匀的发生率和晶界氧化所引起的热轧表面裂纹进行了大量的实验研究。实验条件为:加热1410℃,

均热 20 min, 结果见表 1。

从表 1 看出, 当保护气氛的  $w(\text{O}) \leq 1\%$  时发生氧化不均;  $w(\text{O}) > 1\%$  则晶界氧化引起热轧表面裂纹, 所以要满足式(1)。

实施例: 钢成分为  $w(\text{C}) = 0.06\%$ 、 $w(\text{Si}) = 3.1\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.08\%$ 、 $w(\text{Se}) = 0.02\%$ 、 $w(\text{Sb}) = 0.02\%$ , 其余为铁的板坯, 置于煤气炉中加热到  $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$  后, 在保护气氛  $w(\text{O}) = 1.5\%$  的各种条件下加热至  $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、均热 30 min。按表 2 所示状态下除去氧化表面层。此后, 2 次冷轧得到 0.23 mm 材, 在露点  $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、湿氢保护气氛中加热到  $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、均热 2 min 的脱碳退火, 然后检验表面性能, 结果见表 2。

表 1 实验结果

Table 1 Experimental result

检测项目	保护气氛的 $w(\text{O})/\%$				
	0.5	1	2	5	10
氧化均匀性	×	×	○	○	○
表面裂纹	○	△	×	×	×

注: × 发生, △ 较少发生, ○ 良好。

表 2 高温板坯加热后的处理条件与脱碳结果

Table 2 Treatment condition and decarbonization result after slab heating

试样	加热时的 $w(\text{O})/\%$	后处理条件			脱碳退火板的 表面质量
		$w(\text{O})/\%$	保持温 度/ $^{\circ}\text{C}$	保持时 间/min	
1	0.18	11	1350	0.5	良好
2	0.18	3	1350	5	良好
3	1.5	3	1350	5	不良
4	0.05	20	1370	2.5	良好
5	0.05	20	1300	5	良好

表 3 控制粗轧降低边裂的结果

Table 3 Reducing edge cracking with controlling rough rolling

板坯加热 温度/ $^{\circ}\text{C}$	粗轧第 1 道次		粗轧第 2 道次		滑动性 <sup>1)</sup> / 发生率 <sup>2)</sup> / $\%$	鱼鳞状折叠 发生率 <sup>2)</sup> / $\%$	磁性		备注
	温度/ $^{\circ}\text{C}$	压下率/ $\%$	温度/ $^{\circ}\text{C}$	压下率/ $\%$			$B_8/\text{T}$	$W_{17/50}/(\text{W} \cdot \text{kg}^{-1})$	
1405	1386	52	1354	34	○	0.34	1.925	0.827	发明
1441	1415	33	1391	37	◎	0.41	1.921	0.832	发明
1422	1411	48	1379	54	◎	0.22	1.921	0.835	发明
1407	1331	48	1314	48	×	3.77	1.891	0.916	比较
1396	1365	42	1350	44	△	5.26	1.871	0.963	比较

1) 检验 100 片试样: ◎ 边部无凹凸, ○ 边部凹凸 5 片以下, △ 边部凹凸 6~20 片, × 边部凹凸 21 片以上;

2) 相对于产品全长, 发生鱼鳞状折叠长度所占的比率。

### 3 实施宽压下及边部加热

为使边部晶粒细化和防止边裂, 粗轧阶段采用 10~30 mm 的宽压下, 同时在精轧前实施边部加热<sup>[3]</sup>。原加热  $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上高温后实施 30 mm 以上的宽压下发生边裂。本发明把宽压的下限控制在 10

## 2 调整粗轧压下率及轧制温度

川崎特有的技术是, 硅钢板坯加热到  $1380\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上, 粗轧第 1、第 2 道次压下率(R)与  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上轧制温度的关系<sup>[2]</sup>, 需满足式(3), 即:

$$60 \geq R\% \geq -0.2t + 300 \quad (3)$$

得到磁性及表面特性优良的取向硅钢板。通过实验进一步说明这一原理: 钢成分为  $w(\text{C}) = 0.04\%$ 、 $w(\text{Si}) = 3.36\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.05\%$ 、 $w(\text{Se}) = 0.022\%$ , 其余为铁的硅钢板坯, 加热到  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、均热 30 min, 第 1 道次粗轧后水冷, 观察钢板的断面组织和测定再结晶率。

结果表明, 板坯粗轧温度在  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、大于 30% 压下率下就可进行再结晶。这种现象可解释为: 轧制后未再结晶晶内是由粗大网络状位错组织的亚晶所构成; 而轧制后速度相当快时回复就终止, 即位错密度差成为再结晶的驱动力, 高温下热激活使晶界移动成为可能, 该移动的晶界保持某种程度以上的曲率时成为再结晶晶核。

实施例: 钢成分为  $w(\text{C}) = 0.040\%$ 、 $w(\text{Si}) = 3.30\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.054\%$ 、 $w(\text{Se}) = 0.022\%$ 、 $w(\text{Sb}) = 0.024\%$ , 其余为铁的连铸硅钢板坯, 装入加热炉, 在氮气保护气氛中均热保温, 接着粗轧。其工艺条件(表 3)为: 粗轧成厚 30 mm 的板料 → 精轧成厚 2.0 mm 的热轧板 → 酸洗后 2 次冷轧(2.0 mm → 0.60 mm → 0.23 mm) → 中间退火(加热到  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 均热 3 min) → 脱碳退火(加热  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 均热 4 min) → 高温退火(加热到  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 均热 5 h)。

~30 mm, 此后边部加热到  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上, 可细化晶粒, 不产生双晶, 不降低延展性。

实验:  $w(\text{C}) = 0.03\% \sim 0.09\%$ 、 $w(\text{Si}) = 1.2\% \sim 4.5\%$  的取向硅钢连铸时, 连铸速度  $\geq 1.4\text{ m/min}$ , 对连铸后处于高温状态的板坯进行宽压下, 然后装

入加热炉,这样可防止热轧钢板边裂。连铸速度之所以控制在大于或等于 1.4 m/min,其原因是速度快、出坯温度高、边部在一定压力下宽压下,不会因压下而导致铸坯变形,从而抑制边裂。铸坯宽度方向的压下量在 10~50 mm 为宜。

压下条件的理由是,铸坯在 800 ℃ 以下凝固组织中析出碳化物。该析出的碳化物使组织硬化,即使对铸坯端面压下,内部组织也不能赋予充分的变形;而在 1200 ℃ 以上压下容易,赋予变形后直到加热,或加热中回复,再结晶困难。宽压下的理由是,无边裂和获得再结晶组织。

高速连铸后的高温铸坯在加热前进行宽压下的作用是,热轧时经宽压下的铸坯端面凝固组织中初晶  $\alpha$  相经受加压变形,由于再结晶使得延伸后的柱状晶变成了细小的球状组织。这种经宽压下的铸坯在高温下(约 1400 ℃)长时间加热后晶粒长大,但这

种组织由于接近于细小球状组织,故与以往延伸的粗大柱状晶不同,难以发生应力集中,应力传播困难。因此,也就难以发生表层裂纹,即使表层裂纹发生了也不传播,裂纹较浅。

为了防止边裂,从铸坯表层到内部实施全厚压下能实现铸坯端部全厚度区域的细小球状化。

实施例:冶炼成  $w(C) = 0.08\%$ 、 $w(Si) = 3.25\%$  的取向硅钢钢液,连铸成厚 250 mm、宽 1110 mm 的铸坯,铸坯加热前实施每边 30 mm 的压下,铸坯边部 40 mm 处的断面平均温度在 1000 ℃ 左右。从铸坯上取样,观察 170 ℃、1 h 加热后金相组织为马氏体组织;而本发明为细小球状金相组织。另外,这种铸坯加热到 1380 ℃、均热 6 h 后轧制,与以往边裂深度的比较见表 4。其结果表明,本发明法平均边裂深度在 10 mm 以下,而以往的平均边裂深度在 30 mm 以上。

表 4 板坯宽压下与无宽压下边裂的比较

Table 4 Edge cracking comparison of slab width reduction with non width reduction

激冷晶处		激冷晶内部		边裂深度/mm	评价
加热前	加热后	加热前	加热后		
本发明法 细小柱 (有压下) 状晶	○ 柱状晶但再结晶为细晶	细小柱状晶 大量的柱状晶	○ 柱状晶但再结晶为细晶(球状)	5~10	良好
对比法 细小柱 (无压下) 状晶	× 柱状晶但成长为粗大晶粒	细小柱状晶 大量的柱状晶	×柱状晶 大量的柱状晶	21~30	不良

#### 4 变化变形能抑制边部鱼鳞缺陷

川崎公司技术措施是,热轧阶段在板坯的宽度方向施加应力,变化宽度方向材料的变形能,使边部粗大晶粒细化、促进再结晶,抑制边部鱼鳞状缺陷的发生,从而防止边裂<sup>[4]</sup>。

对于  $w(Si) = 2.5\% \sim 4.5\%$  的取向硅钢用板坯的连铸过程中,在板坯的两边缘形成相对变形能(边缘变形能/中央部变形能)为 1.02~1.15 的领域,形成边缘部高变形能领域,其指数(边缘部高变形能领域宽度/板坯厚度)为 0.5~2.0,然后加热到 1250 ℃ 以上后至少在热轧粗轧前或后进行 1 次 3~60 mm 宽压下,此为第 1 措施。钢中添加  $w(Cu) = 0.03\% \sim 0.25\%$  为第 2 措施。

实例:钢成分为  $w(C) = 0.08\%$ 、 $w(Mn) = 0.075\%$ 、 $w(P) = 0.010\%$ 、 $w(S) = 0.020\%$ 、 $w(Al) = 0.025\%$ 、 $w(Si) = 3.35\%$ 、 $w(N) = 0.006\%$  的钢液,不管连铸何种板坯,其厚度都为

210 mm、宽度都为 1050 mm。连铸坯:A 为铸造原始状态;B 为在铸模长边方向两边缘投入铜丝,投入速度为 2.5 m/min,边投入边铸造;C 为在铸模长边方向两边缘投入铜丝,投入速度为 1.1 m/min,边投入边铸造。研究表明,除板坯 A 存在偏析外,其余板坯均匀;板坯 B、C 两边部含有铜,具有边缘高变形能领域,其指数 B、C 分别为 0.9~1.4。另外,在边缘高变形能领域中为平均铜, $w(B)$  为 0.24%、 $w(C)$  为 0.18%,在此边缘以内的中部  $w(Cu) = 0.01\% \sim 0.02\%$ ,相对变形能 B 为 1.14、C 为 1.11。

这些板坯加热 1400 ℃ 后,经 3 道次粗轧到 40 mm 的板料,轧制前实施 20 mm 的宽压下;之后再行 25 mm 的宽压下。把部分带卷 3 道次轧制前用边部加热器将边部加热高出 20 ℃。

按常规热轧到厚 2.2 mm,测定各带卷的最大边裂量、鱼鳞状发生率及边部切损率,结果见表 5。

表 5 各带卷的最大边裂量、鱼鳞状发生率及边部切损率

Table 5 Maximum edge crackings, fish scale incidence rate and edge cut rate

板坯	板坯中部与边缘 $w(\text{Cu})$ 差/%	相对变 形能	边缘高变形能 领域指数	使用边部加热 器有无	热轧卷的边裂			备注
					最大边裂量/mm	鱼鳞状发生率/%	边部切损率/%	
A	0	1.00	—	无	43	0.2	4	原例
				有	40	0.3	7	
B	0.22	1.14	1.4	无	8	15	5	发明例
				有	6	17	8	
C	0.16	1.11	1.1	无	7	0.3	6	发明例
				有	5	0.2	8	

## 5 结 语

热轧边裂形成原因多种多样,贯穿于板坯加热到卷取的全过程,必须深入研究热轧工序的每一个细节与相互关联、内在组织与织构、热加工相变与平衡、抑制剂析出与固溶,还要强化管理、细化和改进计算机程序模式,以适应变化了的原材料状况、基础条件、设备条件,以防止和减少边裂。

### 参考文献:

- [1] 小原隆史,竹内文彦,真锅昌彦,小松原道郎.取向硅钢坯的加

热方法[P].日本专利:特开平 3-090518,1991-04-16.

- [2] 真锅昌彦,小原隆史,竹内文彦,高宫俊人.磁性及表面优良的取向硅钢板的制造方法[P].日本专利:特开平 3-115527,1991-05-16.
- [3] 下向央修,小原隆史,奥田隆康.实施宽压下及边部加热的热轧方法[P].日本专利:特开平 4-157118,1992-05-29.
- [4] 小松原道郎,早川康之.取向硅钢用热轧钢板的边裂发生防止方法[P].日本专利:特开平 4-304315,1992-10-27.
- [5] 竹内文彦,下向央修,小原隆史,高宫俊人.可防止表面缺陷、消除带状细晶取向硅钢生产方法[P].日本专利:特开平 5-140650,1993-06-08.

## (上接第 31 页)

### 参考文献:

- [1] Choquet P, Febregue J, Giusti B, Chamont, J N. Pezant and F. Blanchet, Modeling of Force, Structure and Final Properties During The Hot Rolling Process on the Hot Strip Rolling Mill [J]. Intl. Symp. On Mathematical Modeling of Hot Rolling of Steel, 1990, Canada; 33-44.
- [2] Smithelles C J. Metal Reference Book[M]. Butterworths, 1967.
- [3] Takahashi N T, Shibata M. Proc. on Technology of Continu-

ous Annealed Cold-Rolled Sheet Steel[J]. TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984, 133.

- [4] Manohar P A. Five Decades of the Zener Equation[J]. ISIJ International, 1998, 38.
- [5] Sudo M, Tsukatani I; Conf. Proc. on Technology of Continuous Annealed Cold-Rolled Sheet Steel[J]. TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984, 203.
- [6] 宫原征行,中岛悟博,藏本腾次郎,ほか.加工性のくれた极薄热延钢[J]. R. D 神户制钢技报, 1990, 36(3): 61-64.
- [7] R. W. 卡恩,等.材料科学与技术丛书[M].北京:科学出版社, 1999.