

热轧辊冷却对冷轧无取向电工钢卷纵向磁性的影响及工艺优化

叶铁^{1,2} 周成¹ 高振宇²

(1 北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083; 2 鞍钢股份有限公司冷轧硅钢厂,鞍山 114001)

摘要 通过对35W300高牌号0.35 mm冷轧无取向电工钢卷(∕%:0.002C,2.71Si,0.22Mn,0.015P,0.003S,0.0020N,0.55Als)头、中、尾组织、织构及对应的磁性能的试验研究,发现因热轧时12 MPa高压水连续冷却造成接触轧辊的钢卷头、中、尾在不同温度下轧制,卷取后钢卷头部处于卷心、温度略高而冷却速度略低于钢卷尾部,致使钢卷纵向组织、织构不同,成品卷头、尾各250 m内磁感逐渐增加,铁损逐渐降低,250 m外至钢卷中部磁性能稳定。通过将热轧辊的冷却方式改为周期冷却和卷取后的层流冷却改为钢卷70 m后开始冷却,至钢卷尾部70 m前停止冷却的方式使得钢卷纵向铁损差异明显减小,磁感差异略有改善。

关键词 冷轧无取向电工钢 热轧轧辊冷却 组织 织构 钢卷纵向磁性能

Effect of Hot Roller Cooling on Magnetic Properties of Longitudinal Strip Coil of Cold Rolled Non-oriented Electrical Steel and Process Optimization

Ye Tie^{1,2}, Zhou Cheng¹ and Gao Zhenyu²

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083; 2 Cold-rolling Silicon Steel Works, Ansteel Co Ltd, Anshan 114001)

Abstract According to the test research on structure and texture of head, middle and end of 35W300 high grade 0.35 mm cold rolled non-oriented electrical steel strip coil (∕%: 0.002C, 2.71Si, 0.22Mn, 0.015P, 0.003S, 0.0020N, 0.55Als) and corresponding magnetic properties, It is found that due to 12 MPa high pressure water continuous cooling the roller in hot rolling process led to head, middle and tail of strip rolling at different temperature and after coiling the head of strip coil being in center of coil led to its temperature slightly higher and cooling speed lower than that of tail of coil, as a result the longitudinal structure and texture of coil are different and the magnetic induction gradually increases and iron loss gradually decreases in 250 m at head and tail, more than 250 m to middle of coil the magnetic properties are stable. With modifying the hot roller continuous cooling model to cycle cooling model and modifying the laminar cooling model after coiling to starting cooling after coiling 70 m and stopping cooling ahead 70 m of finishing coiling, the difference of iron loss of longitudinal coil obviously decreases and the difference of magnetic induction slightly improves.

Material Index Cold Rolled Non-Oriented Electrical Steel, Hot Roller Cooling, Structure, Texture, Strip Coil Longitudinal Magnetic Properties

轧制和退火的工艺影响了硅钢的组织、织构的形成和发展,从而影响了产品的最终磁性能。即使是同一钢卷也会由于工艺过程的轻微变化造成头、中、尾的磁性能有很大差异^[1-7]。本文研究了高牌号冷轧无取向35W300电工钢卷纵向的组织、织构和磁性能的差异,优化了高牌号冷轧无取向电工钢生产工艺过程。

1 试验材料制备、检测及试验方法

1.1 试验钢的制备

试验钢(表1)由转炉冶炼,RH真空处理后连铸成230 mm厚板坯,经缓冷后400℃以上进行热装炉。(1150±20)℃均热,经7道次热连轧,终轧850~860℃,层流冷却,(650±10)℃卷取,终轧厚度2.35 mm。热轧卷经900℃常化酸洗后在森吉米

表1 试验钢35W300的化学成分/∕%

Table 1 Chemical Composition of test steel 35W300 /∕%

C	Si	Mn	P	S	N	Als
0.002	2.71	0.22	0.015	0.003	0.0020	0.55

尔轧机上冷轧成0.35 mm冷轧硅钢板,之后进行930℃连续退火。

1.2 试验钢检测

对热轧、常化和连续退火后的钢卷在头部150 m处,中间和尾部150 m处进行取样,观察与轧向垂直的横截面组织。在SIEMENS D-5000型X射线织构测试仪上测量织构极图,扫描织构校正粉末试样{110}、{200}、{112}三个面的衍射角,作为测试基准,最后,用Bunge系统软件计算织构测试样的计算相应取向分布函数ODF(ODF多项式展开级数为22)。

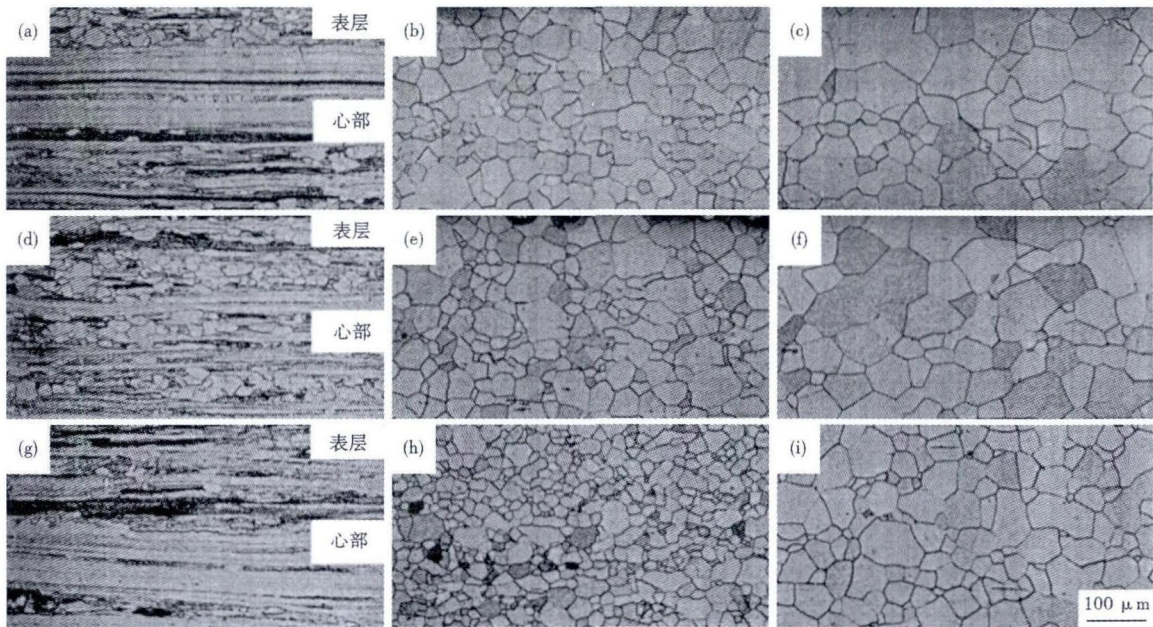


图 1 无取向电工钢 35W300 的组织形貌:(a)(d)(g)热轧卷;(b)(e)(h)常化卷;(c)(f)(i)连续退火卷;(a)(b)(c)头部 150 m;(d)(e)(f)中部;(g)(h)(i)尾部 150 m
 Fig. 1 Morphology of strip coil of electrical non-oriented steel 35W300: (a)(d)(g) hot rolled coil; (b)(e)(h) normalized coil; (c)(f)(i) continuous annealed coil; (a)(b)(c) 150 m from head; (d)(e)(f) middle; (g)(h)(i) 150 m from tail

磁性测量采用艾泼斯坦方圈法测定,在 1.5 T、50 Hz 的磁场下测量铁损 P_{15} 。磁场强度 5 000 A/m 的条件下测量磁感应强度 B_{50} 。

2 试验结果及分析

2.1 金相组织

图 1 为同一钢卷的微观组织。由图 1(a, d, g) 可见,热轧板心部为拉长的变形晶粒,这些晶粒大部分是难以破碎的粗大(100)柱状晶和少量的破碎的等轴晶。由于难以破碎的柱状晶与破碎的等轴晶和再结晶晶粒尺寸相差较大,因此,经冷轧后退火钢板表面会形成有手感的沿轧向的瓦楞状缺陷。为避免这种缺陷,生产采用了常化工艺^[8-12]。

观察同时发现,钢卷再结晶晶粒数量中部 > 头部 > 尾部。这是因为热轧钢卷卷取后由于心部钢板温度较头、尾部温度高,而且会在很长的一段时间内保持,冷却下来会比头尾需要较长的冷却时间,这些都为钢板的自我回复和再结晶提供了条件,因此钢卷中间部分形成了比头尾较多的再结晶组织;又由于热轧时轧辊在 12 MPa 的高压水下连续冷却,因此每块热轧板坯的头部都会接触到温度最低时的轧辊,而中部和尾部接触的轧辊温度较高,因此,头部处于低温大变形,造成储能增加,加之处在钢卷的卷芯,降温慢,会形成大量的再结晶晶粒。

由图 1(b, e, h) 可见,常化后的组织为完全再结

晶组织,晶粒全部长大但均匀性较差,平均晶粒尺寸 50 ~ 85 μm 。观察同时发现,钢卷平均再结晶晶粒尺寸中部(75 μm) > 头部(68 μm) > 尾部(55 μm)。造成晶粒尺寸差异的原因在于钢卷在常化过程中,已经再结晶的组织要继续长大,而未再结晶的组织要形核后再长大,如前所述钢卷中部由于存在比头尾较多的再结晶晶粒,因此在相同的条件下,常化后中部的平均晶粒尺寸要比头尾大一些,另外,由于头部储能较高,促进了再结晶过程使得再结晶晶粒多于尾部,同时造成了头部平均再结晶晶粒尺寸比尾部大些。

由图 1(c, f, i) 可见,冷轧、连续退火后的组织为均匀的完全再结晶组织,晶粒充分长大,平均晶粒尺寸 70 ~ 127 μm 。钢卷平均再结晶晶粒尺寸中部(117 μm) > 头部(99.7 μm) > 尾部(87.9 μm)。其原因在于冷轧时由于常化退火后的钢卷中部平均晶

表 2 钢卷头、中、尾的 {100} 织构、Goss 织构和 {111} 织构百分比/%

Table 2 Percentage of {100}, Goss and {111} texture at head, middle and tail of strip coil / %

织构	热轧卷			常化卷			退火卷		
	头-150 m	中部	尾-150 m	头-150 m	中部	尾-150 m	头-150 m	中部	尾-150 m
{100}	13.06	10.09	10.83	7.72	7.39	9.83	5.10	5.24	5.97
Goss	2.19	4.80	4.02	3.40	3.40	2.82	2.65	2.88	2.01
{111}	9.48	8.64	9.42	7.07	6.81	8.60	11.40	11.23	12.14

粒尺寸较大(如前所述),头部次之,尾部最小,而冷轧时破碎晶粒会造成晶粒储能能的增加,破碎较大的晶粒增加的储能要大于破碎较小的晶粒增加的储能,因而在随后的连续退火过程中由于钢卷中部的组织储能较高,再结晶后晶粒长大的更充分^[13-14]。

2.2 织构

由表 2 看出,热轧后的织构,沿钢卷纵向 $\{100\}$ 、 $\{111\}$ 面织构比例中部最小,头部最高,尾部次之,这是因为 $\{100\}$ 面有两个易磁化 $\langle 001 \rangle$ 轴, $\{111\}$ 没有 $\langle 001 \rangle$ 轴,如前所述头部和尾部较中部变形强烈,因此形成了较高比例的 $\{100\}$ 和较低比例的 $\{111\}$; Goss 织构比例正相反,中部最大,尾部次之,头部最低,对照表 2 来看, Goss 织构比例与钢卷温度变化有关。

表 2 所示经常化后的钢卷织构,沿钢卷纵向 $\{100\}$ 、 $\{111\}$ 面织构比例中部最小,头部次之,尾部最高。头尾变形强烈且 $\{100\}$ 储能较低而 $\{111\}$ 储能较高,储能较高会优先形核,因此常化之后纵向储能较高的头尾仍然会保持较高的 $\{111\}$ 织构比,而 $\{100\}$ 织构比降低; Goss 织构比例头部和中部

最大,而尾部最小。因为常化后头部剪切带内更易形成 Goss 织构;即钢卷头部经过低温大变形的轧制,形成较多剪切带,晶粒尺寸越大,剪切带分布密度越高,剪切带储能很高,再结晶晶粒优先在剪切带内形核,因而经常化后 Goss 织构比例增加较大。

表 2 所示连续退火的织构,沿钢卷纵向 $\{100\}$ 面织构比例头部最小,尾部最高,中部次之; Goss 织构比例尾部最小,中部最高,头部次之。有利于磁性能

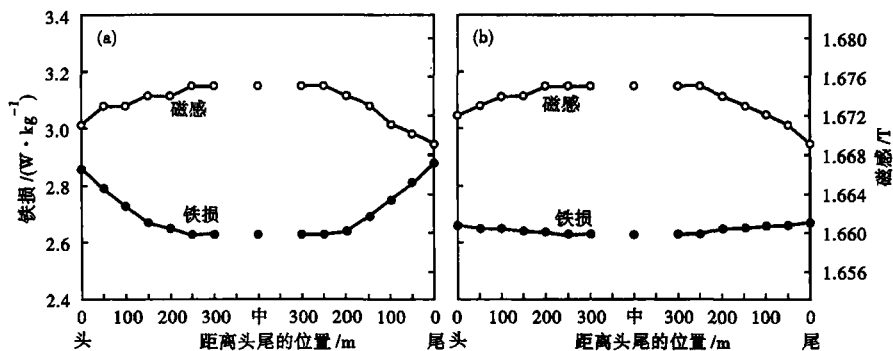


图 2 工艺改进前(a)和改进后(b)钢卷的纵向磁性能
Fig. 2 Longitudinal magnetic properties of strip coil before (a) and after (b) process improvement

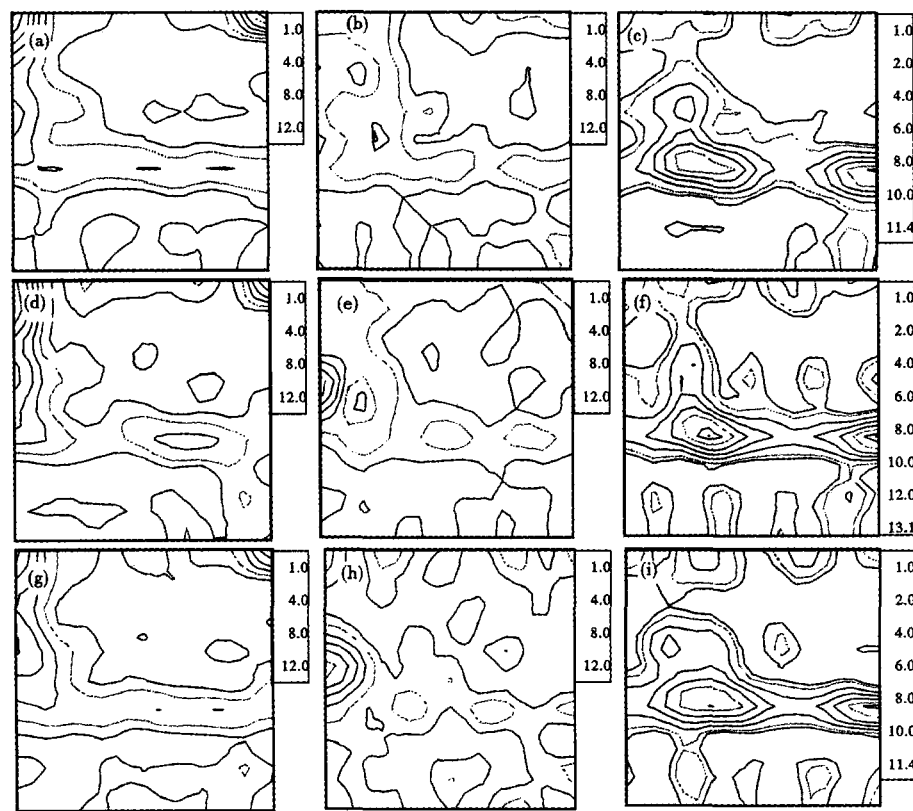


图 3 织构在 $\varphi_2 = 45^\circ$ 时的 ODF 图:(a)(d)(g)热轧卷;(b)(e)(h)常化卷;(c)(f)(i)连续退火卷
Fig. 3 Section of ODF at $\varphi_2 = 45^\circ$: (a) (d) (g) hot rolled coil; (b) (e) (h) normalized coil; (c) (f) (i) annealed coil

的 $\{100\}$ 与 Goss 织构之和与不利于磁性能 $\{111\}$ 织构比值:中部为 0.72,头部为 0.68,尾部为 0.66,这种不同与钢卷纵向磁性能(见图 2)的变化相对应。 $\{111\}$ 面织构比例在冷轧退火后增加较大,是铁损值升高,磁感值降低的主要原因。另外对照图 1,不难看出织构的变化与组织的变化相对应,在达到临界尺寸之前,较大的晶粒会使铁损降低。

图 3 为试样在欧拉角为 45° 时的 ODF 截图,其

中图3(a,d,g)为热轧卷头部150 m处,中间和尾部150 m处取样的宏观织构。观察发现织构基本类似,强点均在 α 取向线上;图3(b,e,h)为热轧卷常化后头部150 m处,中间和尾部150 m处取样的宏观织构;图3(c,f,i)为常化卷经冷轧和连续退火后头部150 m处,中间和尾部150 m处取样的宏观织构。对照表2可以看出, α 取向线的织构从热轧开始经过常化和连续退火后会逐渐减弱,同时 γ 取向线织构从热轧开始经过常化和连续退火后会逐渐增强。

2.3 生产工艺改进前、后的磁性能

表3列出了工艺改进前和改进后头部150 m处,中间和尾部150 m磁性能,图2(a)绘制的是工艺改进前硅钢卷从头、尾两端到钢卷中间300 m,每50 m进行取样检测的磁性能及带钢中间部位的磁性能。头、尾至钢卷中部各250 m以内磁感值增加,铁损值降低;250 m外至中部磁性能稳定。头、尾部磁感最小值与中部磁感差值为0.006 T,头、尾部铁损最大值与中部铁损差值为0.25 W/kg。由于钢卷纵向磁性能,尤其是铁损值差异较大,头、尾的铁损性能经常会超过国家标准,因此需要切除超标部分,这样降低了产品的成材率。因此需要采取控制措施来减小钢卷纵向的磁性能差异。

首先将热轧辊的冷却方式改为周期冷却,即带钢头部接触轧辊时开始冷却直至一块板坯轧过去之后停止冷却,这样就避免了因热轧时轧辊在12 MPa的高压水下连续冷却而造成的每块热轧板坯的头部都会接触到温度最低时的轧辊,而中部和尾部接触

表3 工艺改进前和改进后钢的磁性能

Table 3 Magnetic properties of strip coil before and after process improvement

钢卷位置	改进前		改进后	
	$P_{15}/(W \cdot kg^{-1})$	B_{50}/T	$P_{15}/(W \cdot kg^{-1})$	B_{50}/T
头-150 m	2.79	1.673	2.64	1.675
中部	2.63	1.675	2.63	1.675
尾-150 m	2.81	1.670	2.65	1.673

的轧辊温度较高。其次,为解决卷取后的钢卷外部散热快,心部散热慢而造成头、尾温度低于中部温度的问题,卷取后的层流冷却改为钢卷70 m后开始冷却,至钢卷尾部70 m前停止冷却。由表3和图2(b)可见,工艺改进后钢卷头、尾部铁损最大值与中部铁损差值为0.04 W/kg,但磁感改善不明显。

3 结论

(1)热轧轧辊的冷却方式会影响到钢卷纵向晶粒数量的分布,也影响到了晶粒的大小从而造成了钢卷纵向磁性的差异。

(2) α 取向线的织构从热轧开始经过常化和连续退火后会逐渐减弱,同时 γ 取向线织构从热轧开始经过常化和连续退火后会逐渐增强。

(3)将热轧辊的冷却方式改为周期冷却和卷取后的层流冷却改为钢卷70 m后开始冷却,至钢卷尾部70 m前停止冷却的方式使得钢卷纵向铁损差异明显减小,磁感差异略有改善。

国家自然科学基金资助(50171007)

参考文献

- [1] 何忠治. 电工钢[M]. 北京:冶金出版社,1996.
- [2] Bacaltchuk C M B, Castello G A, Ebrahimi M. Effect of Magnetic Field Applied during Secondary Annealing on Texture and Grain Size of Silicon Steel[J]. Scripta Mater, 2003, 48: 1343-1347.
- [3] Kovac F, Stoyka V, Petryshynets I. Strain-induced Grain Growth in Non-oriented Electrical Steel[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2008, 320: e627-e630.
- [4] Prisekina L A, Kazadzhan L B, Larin Y I, et al. Effect of Processing Parameters on the Mechanical Characteristics of Isotropic Electrical Steel (Taransl)[J]. Metallurgist, 1988(4): 44-46.
- [5] Park J T, Szpunar J A. Effect of Initial Grain Size on Texture Evolution and Magnetic Properties in Nonoriented Electrical Steels[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2009, 321: 1928-1932.
- [6] Krzysztof Chwastek. AC Loss Density Component in Electrical Steel Sheets[J]. Philosophical Magazine Letters, 2010, 90(11): 809-817.
- [7] Chikara Kaido. Modeling of Magnetization Curves in Nonoriented Electrical Steel Sheets[J]. Electrical Engineering in Japan, 2012, 180(3): 466-471.
- [8] Hou C K, Liao C C. Effect of Cerium Content on the Magnetic Properties of Non-oriented Electrical Steels[J]. ISIJ International, 2008, 48(4): 531-539.
- [9] Sebastião C Paolinelli, Marco A da Cunha. Development of a New Generation of High Permeability Non-oriented Silicon Steels[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2006, 304: 596-598.
- [10] Sidor Y, Kovac F. Microstructural Aspects of Grain Growth Kinetics in Non-oriented Electrical Steels[J]. Materials Characterization, 2005, 55: 1-11.
- [11] Steiner D, Petrovic M, Jenko A, et al. Correlation of Titanium Content and Core Loss in Non-oriented Electrical Steel Sheets[J]. Metallurgija, 2010, 49(1): 37-40.
- [12] Barrosa J, Schneidera J, Verbekena K. On the Correlation Between Microstructure and Magnetic Losses in Electrical Steel[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2008, 320: 2490-2493.
- [13] Hao D, Zhao Y, Yu X J. Effects of Sn Addition on Core Loss and Texture of Non-oriented Electrical Steels[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2009, 16(6): 86-89.
- [14] Chaundhoury A, Khatirkar R, Viswanathan N N, et al. Low Silicon Non-grain-oriented Electrical Steel: Linking Magnetic Properties with Metallurgical Factors[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2007, 313: 21-28.

叶 铁(1974-),男,博士生(北京科技大学),工程师,1997年鞍山钢铁学院毕业,冷轧硅钢的研发和工艺优化。

E-mail: yetie2009@sina.com

收稿日期:2013-04-01