

引用格式:单中雨,杨平,宋焜,等.工艺参数对极薄规格无取向电工钢组织与织构的影响[J].材料工程,2025,53(11):113-124.  
SHAN Zhongyu, YANG Ping, SONG Kun, et al. Effect of processing parameters on microstructure and texture of ultra-thin non-oriented electrical steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(11): 113-124.

# 工艺参数对极薄规格无取向电工钢组织与织构的影响

Effect of processing parameters on microstructure and texture of ultra-thin non-oriented electrical steel

单中雨,杨平\*,宋焜,曹博

(北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083)

SHAN Zhongyu, YANG Ping\*, SONG Kun, CAO Bo

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**摘要:**薄规格化是高端电工钢发展的趋势,虽然其铁损可进一步降低,但其更大的冷轧压下量及表面效应会对成品板的组织与织构产生影响,进而影响磁性能。而二次冷轧法可优化织构,提升{100}织构及Goss织构的比例。采用二次冷轧法研究工艺参数对0.10 mm厚的极薄规格无取向电工钢组织、织构和磁性能的影响,重点考察长时间保温时其表面效应的作用。结果表明:采用二次冷轧法的成品板中立方和Goss织构共存,并且两次压下量的组合在接近75%~81%范围时,样品的织构与磁性能优于90%/50%和50%/90%压下量组合的样品。在840~920 °C范围内,晶粒长大受时间的影响大于温度的影响,且均受表面效应的影响。920 °C等温退火时,0.1 mm厚的样品比0.27 mm厚的样品显示出更显著的表面效应,即晶粒长大显著受阻,退火60 min后晶粒尺寸也未超过板厚100 μm,而0.27 mm厚的板材平均晶粒尺寸增长到175 μm。

**关键词:**极薄无取向电工钢;二次冷轧;织构;再结晶;表面效应

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000802 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2023.000802

**中图分类号:** TG142.1;TB31 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2025)11-0113-12

**Abstract:** The thinning is a trend in the development of high-end electrical steel. Although its iron loss can be further reduced, the larger cold rolling reduction and the surface effect can influence the microstructure and texture of the final product, thereby affecting the magnetic properties. The two-stage cold rolling method can optimize the texture and increase the proportion of {100} and Goss textures. The influence of processing parameters on the microstructure, texture, and magnetic properties of a 0.10 mm thick ultra-thin non-oriented electrical steel is investigated by the two-stage cold rolling method, with a focus on the role of surface effects during prolonged holding. The results show that cube and Goss textures coexist in the final sheets produced by the two-stage cold rolling method. Furthermore, when the combined reduction from the two stages falls within the range of approximately 75% to 81%, the resulting texture and magnetic properties are superior to those of samples with reduction combinations of 90%/50% and 50%/90%. Within the temperature range of 840~920 °C, the influence of time on grain growth is greater than that of temperature, and grain growth is affected by the surface effect in all cases. During isothermal annealing at 920 °C, the 0.1 mm thick sample exhibits a more significant surface effect compared to the 0.27 mm thick sample, meaning grain growth is significantly hindered; the average grain size after the annealing for 60 min could not exceed the sheet thickness of 100 μm. In contrast, the average grain size of the 0.27 mm thick sheet grows to 175 μm.

**Key words:** ultra-thin non-oriented electrical steel; two-stage cold rolling; texture; recrystallization; surface effect

无取向电工钢被广泛用于制造电机和发动机的铁芯。随着变频技术的快速发展,对磁感和铁损提出了更高的要求<sup>[1-2]</sup>。在降低铁损方面,成品板的厚度越小,铁损就越小<sup>[3]</sup>,因此减小铁损的有效方法是减小电工钢板的厚度,为此对厚度在0.3 mm及以下的无取向电工钢的需求显著增加。在无取向电工钢中,一般希望保留Goss织构和立方织构<sup>[4-7]</sup>,这两种织构对应的晶粒都在板材轧面上具有易磁化晶体学 $\langle 100 \rangle$ 方向,其中立方织构因使板材轧面上有2个 $\langle 100 \rangle$ 易磁化方向从而可以更有效地提高磁性能<sup>[8]</sup>。尽管在双辊铸轧和特殊的制造工艺中,关于立方织构和再结晶机理已有大量文献报道<sup>[9-13]</sup>,但是在传统大压下量的生产工艺中,立方织构却并不稳定。而对于薄规格的无取向电工钢,则通常可以获得强的立方织构和Goss织构<sup>[11,14]</sup>。

薄规格无取向电工钢厚度一般在0.30~0.20 mm,低于0.20 mm的属于极薄规格电工钢。由于热轧工艺难以将板材厚度控制在2 mm以下,若要采用一次冷轧法获得0.10 mm成品板材,则冷轧压下量需超过95%,这将导致织构组分显著恶化,不利于形成具有择优取向的立方织构与Goss织构。因此,工业上普遍采用二次冷轧工艺<sup>[15-19]</sup>,通过调控该工艺的压下量,可有效改善织构,但同时也带来成本上升及轧制断裂风险增高的问题。目前,针对厚度在0.20 mm以下的极薄规格电工钢,系统研究仍相对缺乏。尽管已有研究报道在此类极薄带材中获得了立方织构与Goss织构<sup>[18-19]</sup>,但对其是否存在表面效应关注不足。常规无取向电工钢为降低铁损,通常要求晶粒尺寸控制在100~150  $\mu\text{m}$ 范围内<sup>[18-19]</sup>;然而,对于中高频应用场景下的极薄规格电工钢,其适宜晶粒尺寸应显著减小,但目前关于该条件下的最佳晶粒尺寸范围尚不明确,仍需系统研究。另外,在采用二次冷轧法时,还存在

是否采用常化工艺的问题,即直接对热轧板进行一次冷轧,然后中间退火,再进行第二次冷轧及最终退火。这时省去常化工艺可以降低成本,但磁性能可能有所下降。其根本原因在于热轧板本身以形变组织为主,直接进行冷轧会使热轧与冷轧阶段的形变量产生叠加效应,不利于立方织构与Goss织构的保留,进而形成不利于磁性能的织构组分。然而,目前尚不明确磁性能的具体下降幅度,也缺乏在成本控制与磁性能保持之间实现优化平衡的系统研究,因此,本工作针对极薄规格的电工钢制备时所面临的冷轧工艺差异和表面效应的问题,采用两次冷轧的方法,研究了在不同的压下量组合、省去常化工艺、不同最终退火温度及时间的条件下,冷轧板的组织、织构及磁性能的差异。

## 1 实验材料与方法

采用工业高牌号无取向电工钢,含3%(质量分数,下同)Si、0.8%Al。工业热轧板厚度为2.1 mm。所用工艺参数如表1所示。由表1可见,1#样品是考察常化后,一次冷轧法95%压下量时所导致织构劣化的具体程度,主要用于对比参照。2#、5#、8#样品是考察两次冷轧时压下量组合的影响(分别是90%/50%、81%/75%、50%/90%),一般认为<sup>[16]</sup>两个中等压下量较适宜。如果第一次或第二次冷轧中有一次压下量过大,就会导致已存在的有利立方与Goss织构取向被湮灭。8#和9#样品是对比常化工艺的影响。此时,第一次冷轧压下量应较小,这是因为热轧板主要是形变组织,直接冷轧时其热轧压下量会与冷轧压下量叠加,削弱有利织构<sup>[20]</sup>。故不采用常化工艺时,第一次冷轧压下量为50%,第二次冷轧压下量为90%。2#、3#、7#样品用于对比最终退火温度(840、880、920  $^{\circ}\text{C}$ )的

表1 样品的工艺参数

Table 1 Processing parameters of samples

No.	Normalizing process	Thickness after first cold rolling	Intermediate annealing	Thickness after second cold rolling	Final annealing
1#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 95% reduction	No	No	880 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
2#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.20 mm with a 90% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 50% reduction	880 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
3#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.40 mm with a 81% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 75% reduction	840 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
4#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.40 mm with a 81% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 75% reduction	880 $^{\circ}\text{C}$ , 1 min
5#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.40 mm with a 81% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 75% reduction	880 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
6#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.40 mm with a 81% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 75% reduction	880 $^{\circ}\text{C}$ , 7 min
7#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.40 mm with a 81% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 75% reduction	920 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
8#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 1.05 mm with a 50% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 90% reduction	880 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
9#	No	Cold rolled to 1.05 mm with a 50% reduction	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.10 mm with a 90% reduction	880 $^{\circ}\text{C}$ , 3 min
10#	950 $^{\circ}\text{C}$ , 6 min	Cold rolled to 0.27 mm with a 87% reduction	No	No	920 $^{\circ}\text{C}$ , 1-60 min

影响。2<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>、6<sup>#</sup>样品用于对比退火时间(880 °C, 1、3、7 min)的影响。为了更充分地考察晶粒长大极限情况下的表面效应及作用效果,选择较高的920 °C,在保温时间1、3、7、15、30、60 min下,对比0.10 mm(5<sup>#</sup>)和0.27 mm(10<sup>#</sup>)样品的组织、织构变化,其中0.27 mm的10<sup>#</sup>样品是采用一次冷轧法获得的。中间退火温度设置为950 °C,6 min。

将样品切割成尺寸为10 mm(RD)×5 mm(TD),磨制后进行机械抛光,再使用4%(体积分数)硝酸酒精侵蚀。其中RD为轧向,TD为横向,ND为法向,RD-TD表示轧面,RD-ND表示侧面。采用配置有DigiView5高分辨EBSD探头的Tescan Vega 3扫描电镜采集形貌、取向数据,并使用OIM软件进行取向数据处理,测量组织、晶粒尺寸与织构。将成品板通过线切割制成50 mm×50 mm规格的样品,用TD8510硅钢单片磁性能测量仪检测磁性,测量参数包括样品的磁感应强度 $B_{50}$ (5000 A/m磁场下磁感应强度)及中频铁损 $P_{1.0/400}$ (400 Hz频率、1.0 T磁感下的铁损),对样品的RD与TD方向测得的磁感和铁损值取平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 不同工艺下最终样品的磁性能

表2列出了不同工艺条件下实验样品的最终磁性能。受限于实验室轧制条件,所得样品尺寸较小且为极薄规格,存在板形控制不佳及翘曲问题。此外,在常化、中间退火与最终退火过程中,虽采用氩气保护,样品表面仍发生部分氧化,这些因素均导致铁损显著增加。因此,本次测得的磁性数据主要用于不同工艺条件下性能相对高低的对比分析。由表2可见,不同两次冷轧压下量配比的2<sup>#</sup>(90%/50%)、5<sup>#</sup>(81%/75%)、8<sup>#</sup>(50%/90%)样品中,中等压下量配比的5<sup>#</sup>磁感应强度最高,8<sup>#</sup>磁感应强度最低;2<sup>#</sup>的中频铁损最低,8<sup>#</sup>铁损最高。此外,在考察最终退火温度影响的3<sup>#</sup>(840 °C)、5<sup>#</sup>(880 °C)、7<sup>#</sup>(920 °C)样品中,中间温度的5<sup>#</sup>

相比较高温度的7<sup>#</sup>磁感应强度高,但中频铁损也稍高。这说明高温下7<sup>#</sup>晶粒更大,因而铁损降低。在考察退火时间影响的4<sup>#</sup>(1 min)、5<sup>#</sup>(3 min)、6<sup>#</sup>(7 min)中,随时间延长,铁损不断降低;但磁感应强度是先升高,后降低。另外,在低/高(50%/90%)压下量配比下,受常化影响的8<sup>#</sup>(常化)和9<sup>#</sup>(不常化)实验数据表明,两样品的铁损相当,但不常化的9<sup>#</sup>样品磁感应强度反而高于常化的8<sup>#</sup>样品。这说明在50%/90%压下量配比下,常化工艺的优势并没有显示出来,而常化的5<sup>#</sup>样品在最佳压下量组合81%/75%时,磁感应强度可达1.68 T。

### 2.2 二次冷轧法下不同压下量配比样品的组织与织构

图1给出常化后、二次冷轧法下3种不同压下量组合的2<sup>#</sup>(90%/50%)、5<sup>#</sup>(81%/75%)、8<sup>#</sup>(50%/90%)样品950 °C中间退火后的反极图(inverse pole figure, IPF)和取向分布函数(orientation distribution function, ODF)图。此时各样品板厚度不同,分别为0.20、0.40、1.05 mm。可以看出,第一次冷轧的压下量越大,即2<sup>#</sup>样品,退火后织构越强,形变量大时特有的 $\alpha^*$ 线织构越明显。反之,形变量最小(50%)的8<sup>#</sup>样品中 $\{100\}$ 晶粒越接近立方取向位置,如图1(c-1)的IPF图。由于中间退火温度较高(950 °C,6 min),3种样品的平均晶粒尺寸均超过100  $\mu\text{m}$ ,该组织状态为后续的二次冷轧及退火工序奠定了有利的微观组织基础,这是因为细小的初始晶粒会显著强化对力学性能不利的 $\{111\}$ 织构。在厚度最小的2<sup>#</sup>样品中,大量晶粒已贯穿板材整个厚度方向,晶界趋于与板面垂直,原始球状晶粒明显扁平化,表明表面效应对组织演变的影响已显著增强。形变量最大的2<sup>#</sup>样品晶粒尺寸最小,为102.5  $\mu\text{m}$ 。其原因是,形变量大,形变储能就高,再结晶时速度加快,形核率提高,晶粒偏小。此外,表面效应可能对晶粒长大产生一定的抑制作用,其机制在于多数晶粒已贯穿板材表面,其长大受到阻碍。然而,经81%较大压下量处理的5<sup>#</sup>样品在退火后反而获得最大平均晶粒尺寸(155.4  $\mu\text{m}$ ),而形变量最小的8<sup>#</sup>样品晶粒尺寸仅为127.5  $\mu\text{m}$ 。需要说明的是,2<sup>#</sup>与5<sup>#</sup>样品因可观测截面内晶粒数量有限,统计代表性不足,其平均晶粒尺寸的测量结果受检测区域局限,故不宜直接与磁性能数据进行关联分析。

图2给出上述3种样品第二次冷轧最终退火后的IPF与ODF图,此外,还附上了一次冷轧法轧制并退火的1<sup>#</sup>样品的组织与织构。第二次冷轧压下量顺序相反,2<sup>#</sup>压下量最小为50%,8<sup>#</sup>压下量最大为90%。由图2可见,对于一次冷轧法压下量95%的1<sup>#</sup>样品,再结晶

表2 样品的磁性能

Table 2 Magnetic properties of samples

No.	$P_{1.0/400}/(\text{W}\cdot\text{kg}^{-1})$	$B_{50}/\text{T}$	No.	$P_{1.0/400}/(\text{W}\cdot\text{kg}^{-1})$	$B_{50}/\text{T}$
1 <sup>#</sup>	20.07	1.62	6 <sup>#</sup>	16.05	1.66
2 <sup>#</sup>	17.91	1.65	7 <sup>#</sup>	18.24	1.66
3 <sup>#</sup>	23.89	1.67	8 <sup>#</sup>	21.09	1.63
4 <sup>#</sup>	41.30	1.52	9 <sup>#</sup>	20.89	1.66
5 <sup>#</sup>	18.83	1.68	10 <sup>#</sup>	No	No

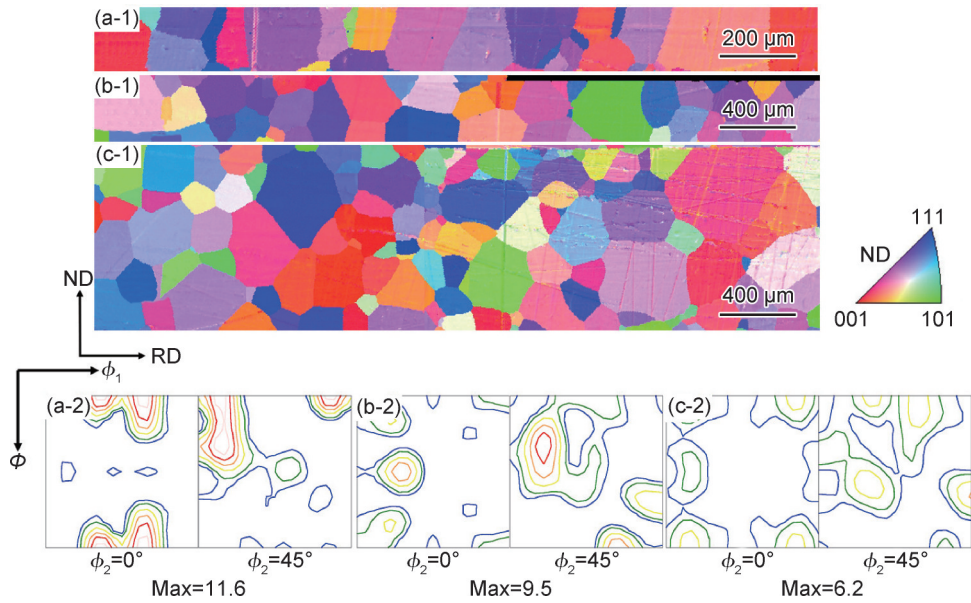


图1 3种不同压下量组合的样品中间退火后的IPF图(1)和ODF图(2)

(a)2#;(b)5#;(c)8#

Fig.1 IPF(1) and ODF(2) maps of three samples with different reduction combinations after intermediate annealing

(a)2#;(b)5#;(c)8#

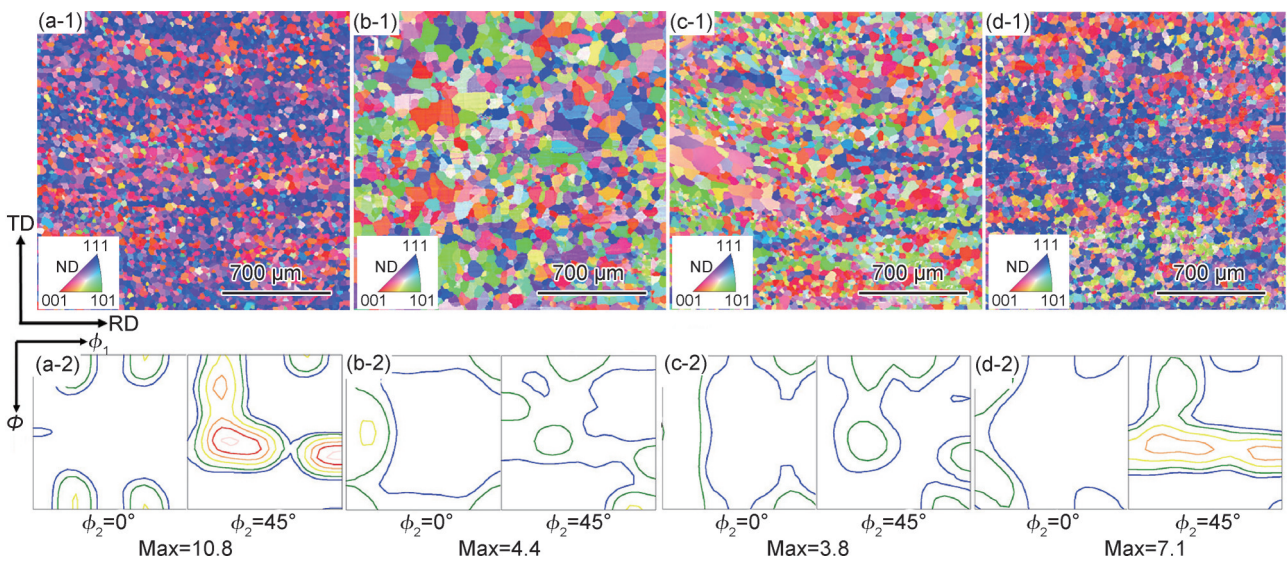


图2 4种样品冷轧最终在880℃退火3min后的IPF图(1)及ODF图(2)

(a)1#;(b)2#;(c)5#;(d)8#

Fig.2 IPF(1) and ODF(2) maps of four samples after cold rolling and final annealing at 880℃ for 3 min

(a)1#;(b)2#;(c)5#;(d)8#

后出现典型的一次冷轧法退火织构,即强 $\{114\}\langle 481\rangle$ 和 $\{111\}\langle 112\rangle$ 织构,其织构强度最高,但晶粒尺寸最小,只有 $41.9\ \mu\text{m}$ ,如图2(a-1)所示。90%/50%压下量组合的2#和81%/75%中等压下量组合的5#样品织构较好,都出现有利的立方织构和Goss织构,但是织构强度较弱,如图2(b-1),(c-1)所示。相比之下,第二次大压下量90%的8#样品 $\{111\}$ 织构增强,这对于提高磁感应强度是不利的。从表2可以看出,性能较好

的81%/75%压下量组合的5#样品磁感应强度值最高,达到 $B_{50}=1.68\ \text{T}$ ;其次是90%/50%压下量组合的2#样品,而8#样品的磁感应强度下降是因为其第二次压下量90%太大,导致退火后 $\{111\}$ 织构增强。磁性最低的是在一次冷轧法压下量95%的1#样品, $B_{50}$ 只有 $1.62\ \text{T}$ 。大压下量冷轧导致磁性下降,这与Yasuda等的研究结果一致<sup>[21]</sup>。2#样品比5#样品铁损低的原因是前者第二次冷轧压下量小,因此退火后晶粒尺寸较大

(61.9  $\mu\text{m}$ ), 而后者只有 45.9  $\mu\text{m}$ 。此外, 5<sup>#</sup>样品含有均匀的 $\langle 100 \rangle \parallel \text{RD}$  (称为  $\eta$  线) 组织和 $\langle 100 \rangle \parallel \text{ND}$  (称为  $\lambda$  线) 组织, 而 2<sup>#</sup>样品含有较强的黄铜取向 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 。第二次压下量越小, 最终的晶粒尺寸越大, 但 4 种样品的晶粒尺寸(1<sup>#</sup>为 41.9  $\mu\text{m}$ , 2<sup>#</sup>为 61.9  $\mu\text{m}$ , 5<sup>#</sup>为 45.9  $\mu\text{m}$ , 8<sup>#</sup>为 47.5  $\mu\text{m}$ ) 均太小, 远低于 100  $\mu\text{m}$ 。

### 2.3 常化与不常化处理样品的组织与结构

图 3 给出常化处理的 8<sup>#</sup>样品和未常化处理的 9<sup>#</sup>样品第一次冷轧压下量 50% 后中间退火状态的 IPF 与 ODF 图。选择压下量配比 50%/90% 的原因是, 不常化时热轧板基本都是形变组织, 若第一道次冷轧压下量太大, 两次形变量叠加, 就会出现一次冷轧法的特

征, 立方织构和 Goss 织构消失, 中间退火后晶粒小, 不利的织构增强。冷轧 50% 后两种样品的厚度为 1.05 mm。由图 3(a-1) 可见, 常化后再冷轧及中间退火, 织构减弱,  $\{111\} \langle 112 \rangle$  织构较弱,  $\{100\} \langle 021 \rangle$  织构较明显, 表明冷轧压下量小,  $\{100\}$  织构得以有效保留。图 3(b-1) 显示, 9<sup>#</sup>未常化样品的织构稍差, 为  $\alpha'$  线织构及  $\{111\} \langle 112 \rangle$  织构, 这应是热轧、冷轧形变累积得到的不利结果。晶粒尺寸统计结果显示, 常化处理的 8<sup>#</sup>样品中间退火后晶粒尺寸为 127.5  $\mu\text{m}$ , 略大于未常化处理的 9<sup>#</sup>样品(119.2  $\mu\text{m}$ ), 两者相差不大, 但都超过了 100  $\mu\text{m}$ , 该组织特征为后续二次冷轧及退火过程中形成有利织构提供了必要保障。

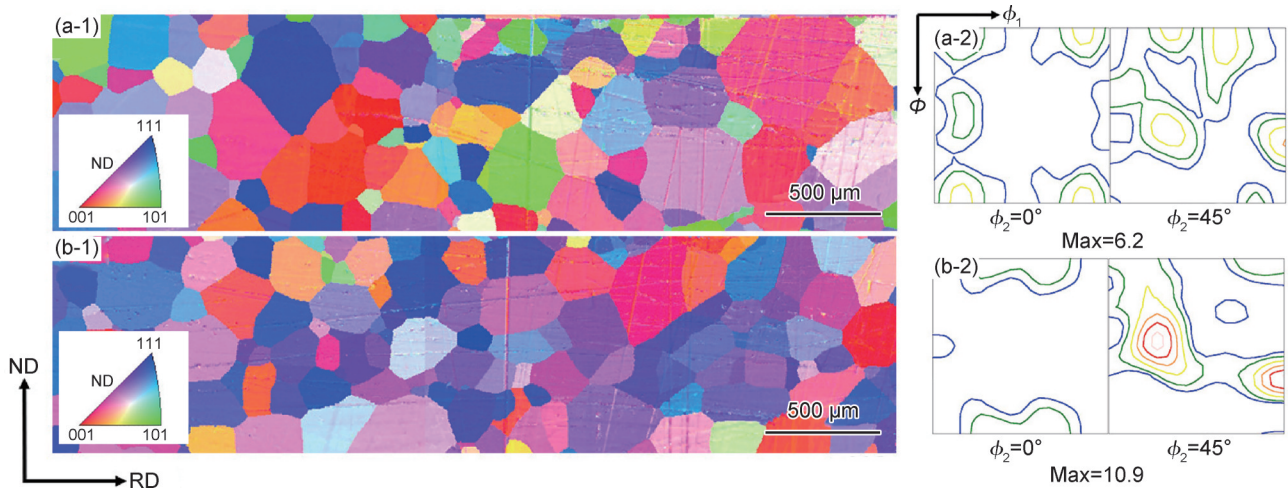


图 3 样品中间退火状态的 IPF 图(1)及 ODF 图(2)

(a)常化样品 8<sup>#</sup>; (b)不常化样品 9<sup>#</sup>

Fig.3 IPF(1) and ODF(2) maps of samples in intermediate annealing state

(a)normalized sample 8<sup>#</sup>; (b)unnormalized sample 9<sup>#</sup>

图 4 为 8<sup>#</sup>与 9<sup>#</sup>两种样品经第二次 90% 冷轧并最终在 880  $^{\circ}\text{C}$  退火 3 min 后的 IPF 与 ODF 图。由图可见, 常化处理的 8<sup>#</sup>样品的织构强度低于未常化处理的 9<sup>#</sup>样品, 这与中间退火时的织构强度关系相对应, 即省去常化的 9<sup>#</sup>样品第一次冷轧并中间退火后, 因热轧形变与冷轧形变的叠加, 造成中间退火后的织构强度较高, 该织构特征进一步延续至第二次冷轧并最终退火的样品中。另外, 常化处理的 8<sup>#</sup>样品在最终退火后存在明显的  $\{210\} \langle 001 \rangle$  织构, 而 9<sup>#</sup>样品中没有这种织构。未常化处理的 9<sup>#</sup>样品的  $\{111\} \langle 112 \rangle$  晶粒多于 8<sup>#</sup>样品, 其  $\{100\}$  晶粒及  $\{114\} \langle 481 \rangle$  晶粒也多于 8<sup>#</sup>样品, 这些特点与其较强的中间退火织构作为初始织构有关。从组织上看, 两种样品都存在成串分布的类似取向的晶粒带, 这是初始晶粒较大的原因, 而较多的蓝色  $\{111\}$  晶粒是大压下量所致。由表 2 可见, 9<sup>#</sup>磁感应强度值高于常化样品 8<sup>#</sup>, 分别为 1.66 T 与 1.63 T, 但都低于中

等压下量的 5<sup>#</sup>样品。未常化处理的 9<sup>#</sup>样品平均晶粒尺寸为 49.4  $\mu\text{m}$ , 略大于常化样品 8<sup>#</sup>(47.5  $\mu\text{m}$ ), 但都小于 50  $\mu\text{m}$ , 说明晶粒还未充分长大。此时表现为磁感应强度值较高, 铁损值也较高。常化处理的 8<sup>#</sup>样品的织构优势是织构强度较低,  $\{111\}$  晶粒较少, 有利的  $\{210\} \langle 001 \rangle$  取向晶粒较多; 而未常化处理的 9<sup>#</sup>样品的织构优势是有利的  $\{100\}$  晶粒及  $\{114\} \langle 481 \rangle$  晶粒较多, 两者对应的板材轧向和侧向的磁性能差异不大, 而 8<sup>#</sup>中的  $\{210\} \langle 001 \rangle$  晶粒在轧向的磁性能明显高于侧向的磁性能, 这是因为轧向是磁性最好的晶体学  $\langle 100 \rangle$  方向, 而侧向是不利的  $\langle 210 \rangle$  方向。因此, 常化处理的 8<sup>#</sup>样品磁感应强度值低于未常化处理的 9<sup>#</sup>样品, 这可能是由上述两方面的因素共同作用所致。但是未常化处理的 9<sup>#</sup>样品的磁感应强度值(1.66 T)还是低于 5<sup>#</sup>样品的 1.68 T。

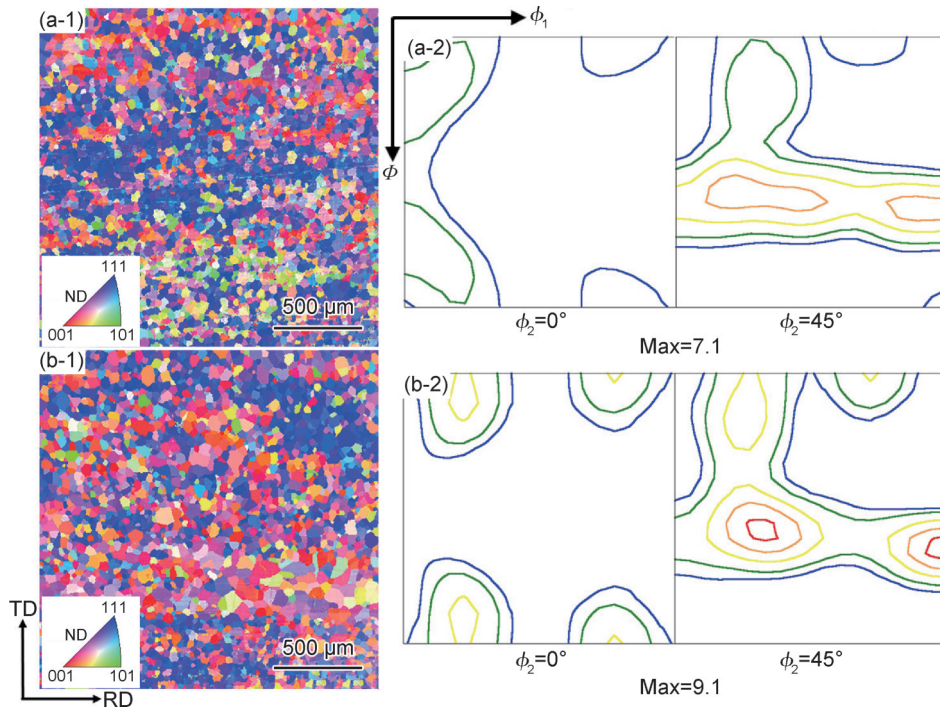


图4 样品在 880 °C, 3 min 最终退火状态下的 IPF 图(1)及 ODF 图(2)

(a) 常化样品 8<sup>#</sup>; (b) 不常化样品 9<sup>#</sup>

Fig.4 IPF (1) and ODF (2) maps of samples in final annealing state at 880 °C for 3 min

(a) normalized sample 8<sup>#</sup>; (b) unnormalized sample 9<sup>#</sup>

### 2.4 最终退火温度的影响

图 5 给出最佳压下量(5<sup>#</sup>样品, 81%/75%)组合时, 不同最终退火温度的 IPF 与 ODF 图, 退火时间均为 3 min。由图可见, 随着退火温度从 840 °C 提高到 920 °C, 晶粒尺寸增大, 再结晶及晶粒长大程度增加。

840 °C 退火 3 min 时, 再结晶尚未完成, 存在变形的旋转立方取向晶粒; 880 °C 退火 3 min 时, 再结晶基本完成; 920 °C 退火 3 min 后, 晶粒长大程度并不高, 平均晶粒尺寸只有 50.6 μm, 远未达到常规电工钢中超过 100 μm 的规定尺寸。织构特征基本相同, 都是立方织

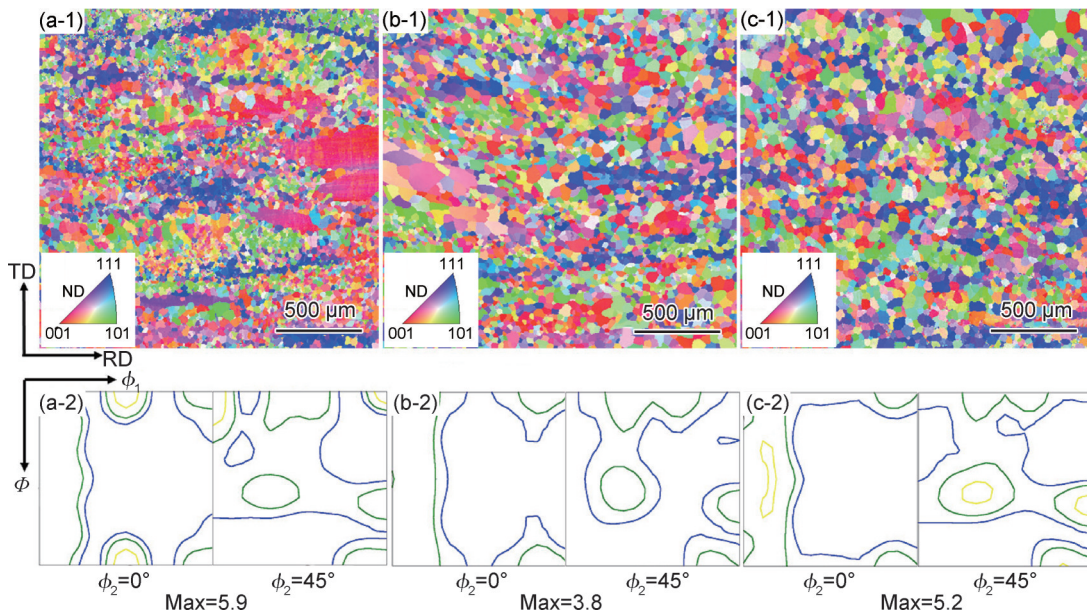


图 5 5<sup>#</sup>样品不同最终退火温度时的 IPF 图(1)及 ODF 图(2)

(a) 840 °C; (b) 880 °C; (c) 920 °C

Fig.5 IPF (1) and ODF (2) maps of sample 5<sup>#</sup> at different final annealing temperatures

(a) 840 °C; (b) 880 °C; (c) 920 °C

构、Goss 织构及  $\langle 100 \rangle \parallel \text{RD}$  丝织构。根据表 2 的磁性能数据显示,在晶粒未充分长大时,温度升高,铁损降低,磁感应强度下降。

2.5 最终退火时间的影响

图 6 为最佳压下量(5#样品,81%/75%)组合时在 880 °C 不同退火时间的 IPF 与 ODF 图。由图可见,退火 1 min 时,再结晶尚未完成。旋转立方取向晶粒难以启动再结晶,如图 6(a-1)所示。随着时间的延长,再结晶完成,出现立方织构和近 Goss 织构,如图 6(b-1)所

示。时间延长至 7 min 时,  $\{100\}$  晶粒减少,  $\{111\}$   $\langle 112 \rangle$  晶粒也减少,这与文献报道<sup>[15]</sup>一致,即再结晶完成后  $\{111\}$   $\langle 112 \rangle$  为主要的织构成分,在晶粒长大过程中,  $\{114\}$   $\langle 481 \rangle$  晶粒的生长驱动力大于  $\{111\}$   $\langle 112 \rangle$  晶粒。最大晶粒尺寸为 83.3  $\mu\text{m}$ ,接近板厚 100  $\mu\text{m}$ ,如图 6(c-1)所示。晶粒已与板材上下表面充分接触,其长大过程因表面效应产生的空间约束而显著受阻。表 2 的磁性能数据显示,随着退火时间的延长,铁损进一步减小,磁感应强度值也随之降低。

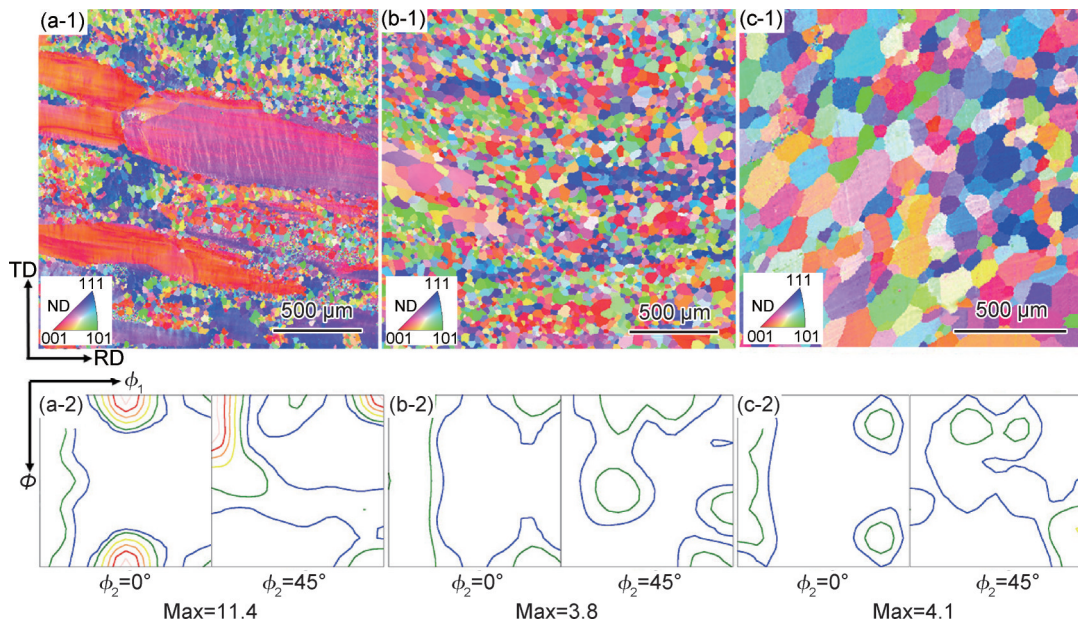


图 6 5#样品不同最终退火时间时的 IPF 图(1)及 ODF 图(2)

(a)1 min; (b)3 min; (c)7 min

Fig.6 IPF(1) and ODF(2) maps of sample 5# with different final annealing time

(a)1 min; (b)3 min; (c)7 min

由图 2、4~6 可见,多数样品最终晶粒尺寸偏小,尚未充分显示出表面效应,也缺乏对比。图 7(a)给出最佳压下量配比的 5#样品在 920 °C 退火 1~60 min 的组织与织构变化,同时也给出同一热轧板常化后仅采用一次冷轧的 10#样品,该样品厚度为 0.27 mm,侧面观察其退火后的组织如图 7(b)所示。由图 7(a)可见,920 °C 下极薄规格的 0.10 mm 样品退火 3 min 后多数晶粒已接触板材表面,随着退火时间的延长,晶粒接触上下表面,转变为饼状(二维图形是竹节状)。相比之下,0.27 mm 规格样品需退火约 15 min 后晶粒才明显接触表面,且其最终可达到的晶粒尺寸显著增大,如图 7(b)所示。

图 8 与图 9 分别给出从轧面检测的 9#与 10#样品在不同退火时间下的组织和织构数据,以提高统计可靠性。由图 8 可见,0.10 mm 的 9#样品随退火时间的延长,二次冷轧法下特有的立方织构、Goss 织构类型变

化都不大,  $\{111\}$   $\langle 112 \rangle$  织构稍有减弱。而图 9 显示的一次冷轧法的 0.27 mm 的 10#样品织构强度高于二次冷轧法,且  $\{100\}$   $\langle 021 \rangle$ 、 $\{114\}$   $\langle 481 \rangle$ 、 $\{111\}$   $\langle 112 \rangle$  织构变化也不大。随退火时间的延长,0.27 mm 的样品长大速率更高,如图 8(f)和图 9(f)所示。由此可见,相同的退火条件下,样品越薄,晶粒接触表面后其长大过程会越受抑制。

图 10 给出从图 8 与图 9 原始数据统计获得的晶粒尺寸变化、晶粒长大速率、不同织构组分面积分数的变化以及各织构组分晶粒的平均尺寸。其中图 10(a)为从侧面及轧面统计的晶粒尺寸,图 10(c)~(f)中 C11、C13、C17、C115、C130、C160 分别代表 0.10 mm 样品退火 1、3、7、15、30、60 min, C271、C273、C277、C2715、C2730、C2760 分别代表 0.27 mm 样品退火 1、3、7、15、30、60 min。由图 10(a)、(b)可见,0.10 mm 样品存在明显的表面效应,退火 3~7 min 时晶粒的长大

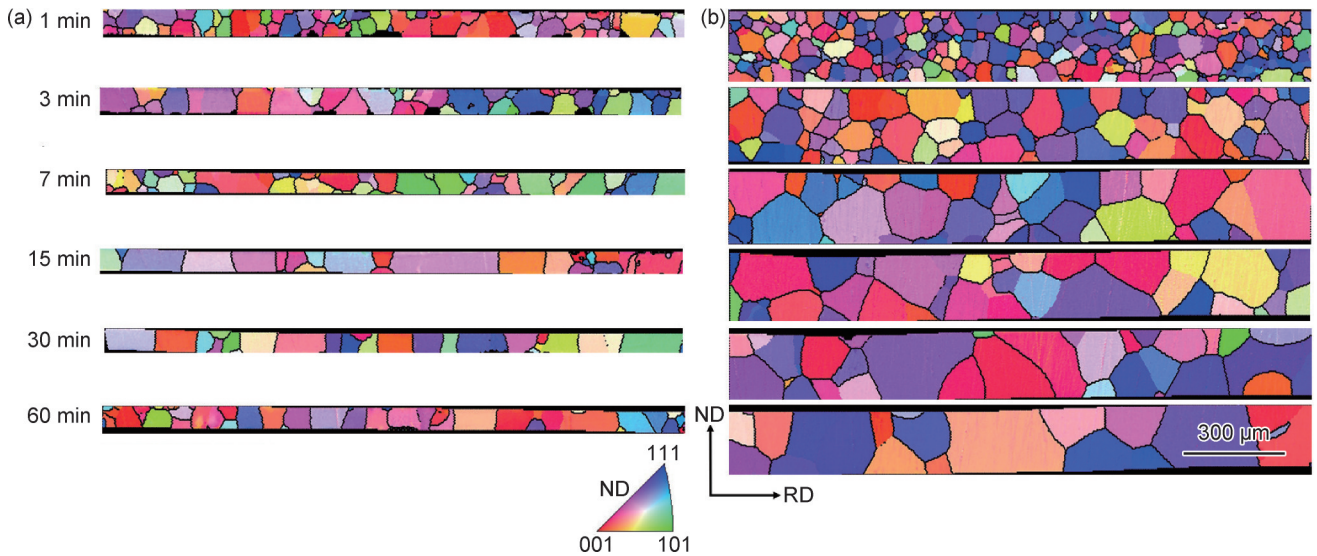


图7 在920 °C退火1~60 min的组织与织构变化

(a)5#样品,厚度为0.10 mm;(b)10#样品,厚度为0.27 mm

Fig.7 Changes in microstructure and texture after annealing at 920 °C for 1-60 min

(a)sample 5#, 0.10 mm thickness; (b)sample 10#, 0.27 mm thickness

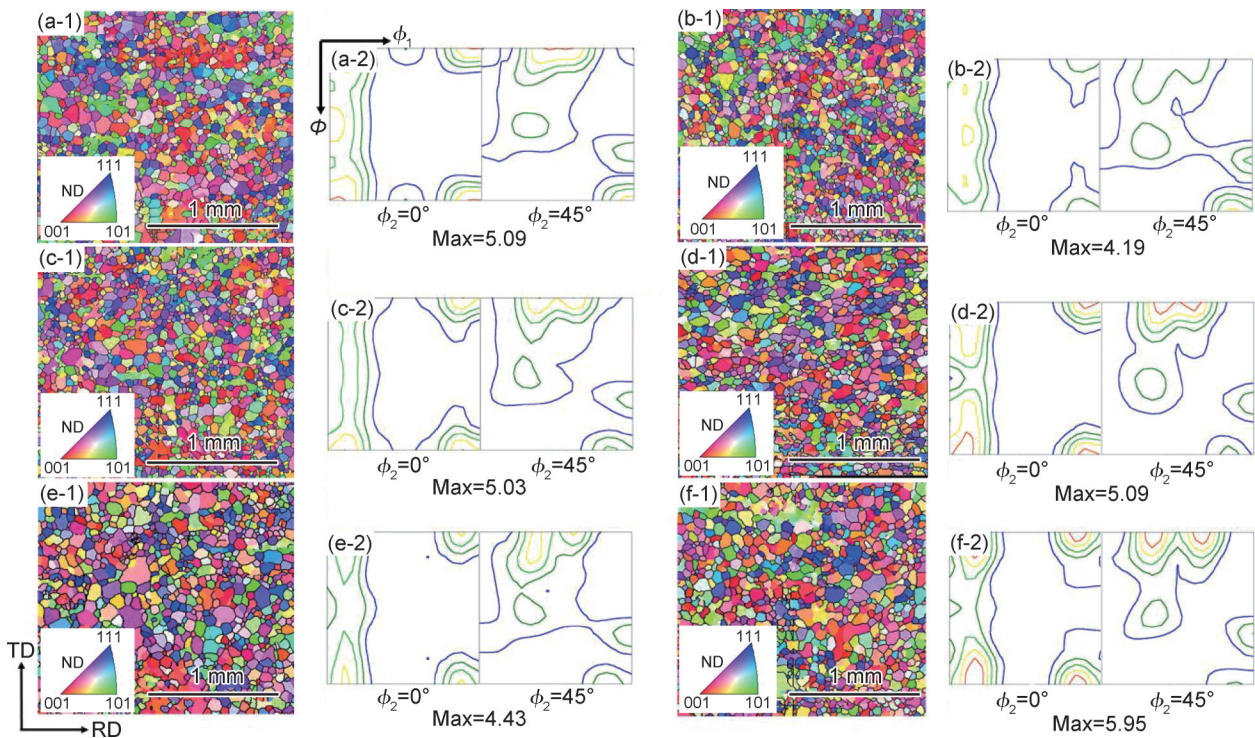


图8 从轧面检测的0.10 mm的9#样品在不同退火时间下的IPF图(1)和ODF图(2)

(a)1 min;(b)3 min;(c)7 min;(d)15 min;(e)30 min;(f)60 min

Fig.8 IPF (1) and ODF (2) maps of samples 9# with 0.10 mm at different annealing time detected from the rolling surface

(a)1 min;(b)3 min;(c)7 min;(d)15 min;(e)30 min;(f)60 min

速率明显降低,而0.27 mm样品在退火15~30 min时晶粒的长大速率才降至1 μm/min。退火60 min时晶粒也未超过100 μm的板厚尺寸。0.27 mm样品可长大至175 μm左右,且轧面测定的晶粒尺寸比侧面测定的要大,相比0.10 mm样品,0.27 mm样品表现得更加

明显。从侧面组织可以看出,0.27 mm样品也受到表面效应的影响,只是程度低一些。从图10(c),(d)给出的各织构组分的晶粒尺寸可以看出,{100}晶粒尺寸都略大于{111}晶粒尺寸,且随退火时间的延长,这一差异更为明显。0.27 mm样品在退火60 min后出现一

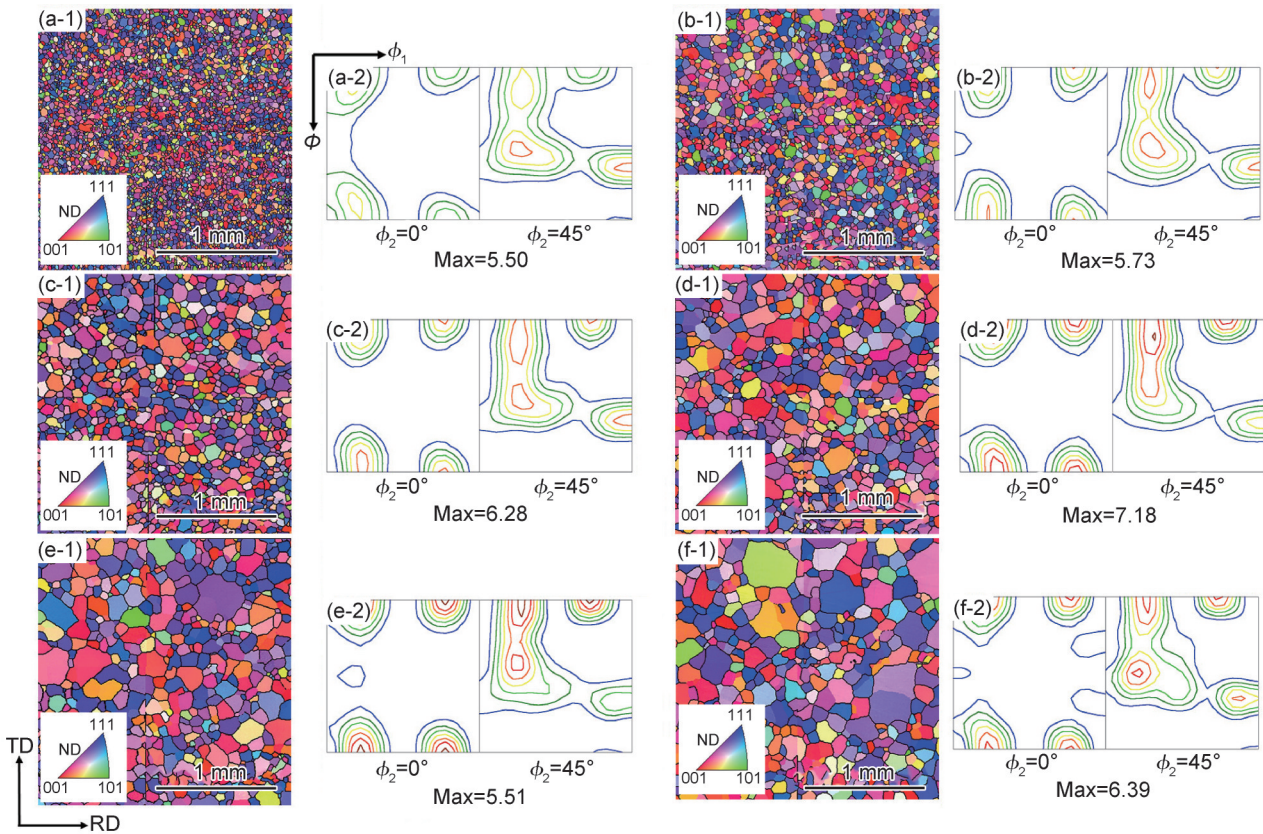


图9 从轧面检测的0.27 mm的10#样品在不同退火时间下的IPF图(1)和ODF图(2)

(a)1 min; (b)3 min; (c)7 min; (d)15 min; (e)30 min; (f)60 min

Fig.9 IPF(1) and ODF(2) maps of samples 10# with 0.27 mm at different annealing time detected from the rolling surface

(a)1 min; (b)3 min; (c)7 min; (d)15 min; (e)30 min; (f)60 min

个例外值,其原因是原组织中偶然出现了一个异常粗大的{110}晶粒。鉴于{110}织构的晶粒数量本身很少,该异常晶粒对整体平均值的计算造成了显著影响。因此,从统计角度看,{100}晶粒长大稍有优势。由图10(e),(f)可知,{100}晶粒的比例虽整体呈上升趋势,但并非严格的单调变化。在分析时需注意,0.27 mm样品中的{110}晶粒面积分数仅约5%,影响较小,因此性能分析的核心是比较{100}与{111}晶粒;而对于0.10 mm样品,其{110}晶粒(代表Goss织构)占比显著,是织构组成的重要组成部分,在分析中不可忽略。

### 3 讨论

#### 3.1 二次冷轧法压下量配比下的织构演变

图2清楚地显示二次冷轧法与一次冷轧法以及不同压下量组合时织构的变化规律,大压下量的一次冷轧法退火后得到强的 $\alpha^*$ 线织构和以{111}<112>为主的 $\gamma$ 线织构;二次冷轧法下,如果第二次冷轧量过高,形成的织构类型与一次冷轧法相同,只是织构强度弱一

些。如果第一次冷轧压下量较大,第二次压下量较小,则织构会有一些量的立方及Goss晶粒出现,且晶粒尺寸较大。最佳的压下量组合是二次冷轧压下量较接近,这时立方和Goss织构保留得最多,同时伴随有<100>||RD的有利的 $\eta$ 线织构存在。文献[16]中报道的制备工艺与本实验方案最为接近。热轧板常化后经过两次冷轧,中间退火温度相同,最终退火温度950℃高于本实验的920℃。其不同的一次压下量冷轧退火后的织构基本相同,都是强 $\alpha^*$ 线织构和{111}<112>织构。其最终退火晶粒尺寸为91~106.7  $\mu\text{m}$ ,基本维持在板厚尺寸左右,大多数晶粒也都接触板的上下表面。采用78%/80%压下量组合的样品,其最终织构最优,磁性能也最好,优于第二道次采用更大压下量的样品,但其不含有Goss织构。Li等[18]研究了相同合金在不常化条件下二次冷轧到0.2 mm时950℃退火的织构与磁性能关系。选择29%/88%到78%/60%之间的各种组合,优化得到的78%/60%压下量配比样品最佳织构是近立方和绕ND转动的近Goss织构。其晶粒尺寸为85~190  $\mu\text{m}$ 。可见,厚度增加,晶粒尺寸可明显增大,表面效应减弱。Neundlinger

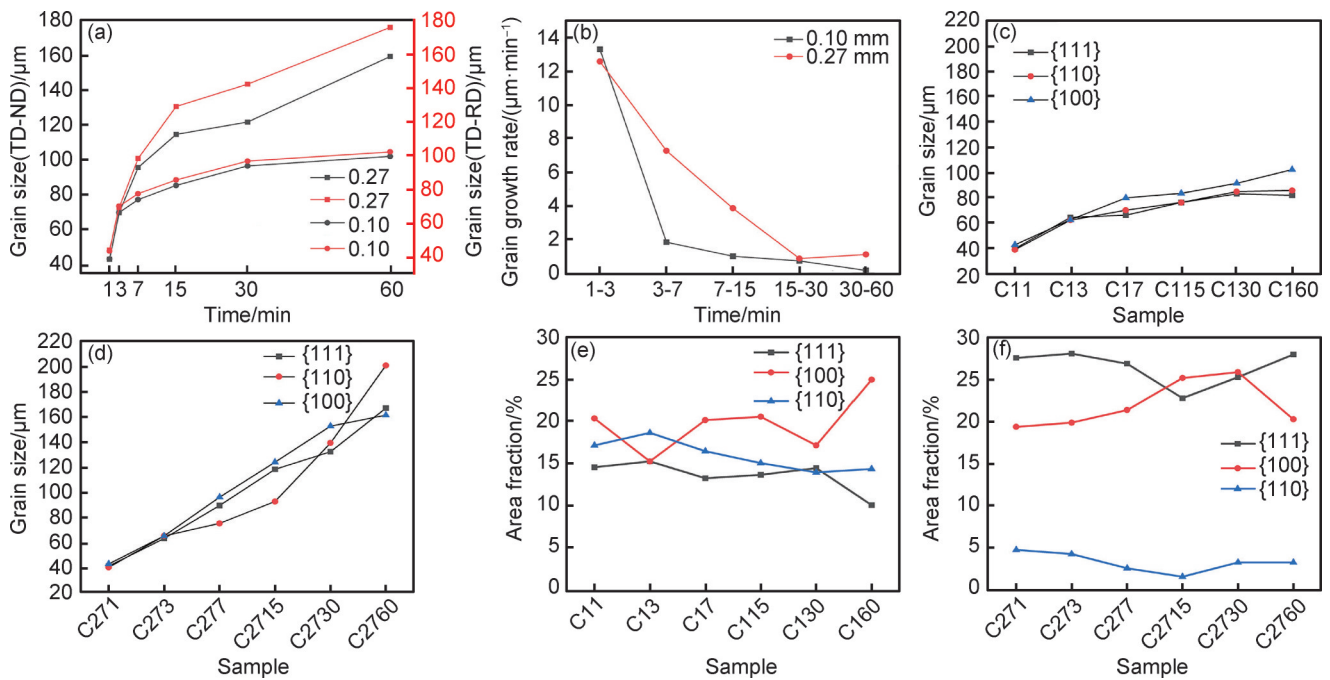


图10 0.10 mm与0.27 mm样品920 °C退火时的晶粒尺寸与织构面积分数变化

(a)晶粒尺寸;(b)晶粒长大速率;(c)0.10 mm 样品各织构的晶粒尺寸;(d)0.27 mm 样品各织构的晶粒尺寸;

(e)0.10 mm 样品各织构占比;(f)0.27 mm 样品各织构占比

Fig.10 Changes in grain sizes and texture components area fraction of samples with thickness 0.10 mm and 0.27 mm annealed at 920 °C

(a)grain size;(b)grain growth rate;(c)grain size of texture components of samples with thickness 0.10 mm;

(d)grain size of texture components of samples with thickness 0.27 mm;(e)proportions of texture components of

samples with thickness 0.10 mm;(f)proportions of texture components of samples with thickness 0.27 mm

等<sup>[19]</sup>对经常化处理的3.25%Si-0.87%Al电工钢进行了研究,采用两阶段轧制工艺,将厚度从2.4 mm轧至0.30 mm(总压下量88%,两道次压下量配比为73%/54%)。结果表明,在两道次压下量均相对较低的工艺条件下,成功获得了较为理想的立方织构与Goss织构。由此可见,立方织构在较宽的形变量下都可以获得,但Goss织构要在更小的形变量下才能获得,这是因为Goss取向在稍大形变量下会逐渐消失。因此,控制中等压下量组合是最佳选择。

### 3.2 成品板受冷轧前晶粒尺寸影响下的织构演变

虽然冷轧压下量是退火织构类型的重要影响因素,但冷轧前的晶粒尺寸也是关键因素。假设初始织构一定,在相同的压下量下,初始晶粒尺寸越大,形变组织越不均匀,晶粒内最大形变量与最小形变量差值就越大,同时有效形变量就越低,再结晶完成的时间就越长,晶粒尺寸越不均匀。文献[22]采用与本实验相同的热轧板,高温常化后获得484 μm的粗大平均晶粒尺寸,轧制压下量76%,板材厚度0.5 mm,退火后得到强的较为单一的{100}⟨021⟩织构。这说明,初始晶粒尺寸越大,冷轧退火后{100}越容易保留,其作用机制等效于降低了有效形变量。故而采用常化工艺来

增加冷轧前的晶粒尺寸,并降低热轧与冷轧的形变叠加。在二次冷轧法制备工艺中,相较于热轧常化后的初始状态,中间退火所产生的织构与晶粒尺寸对最终退火组织的晶粒尺寸和织构具有更为显著的影响。如果中间退火温度偏低,将导致再结晶晶粒细小,进而恶化最终退火织构<sup>[18]</sup>。与一次冷轧法相比,二次冷轧法中初始组织的影响更为复杂。在一次冷轧法中,常化后的织构类型较为固定,均为α\*线织构,晶粒尺寸可通过退火温度或时间调整;而在二次冷轧法中,一次冷轧压下量会直接影响中间退火后的织构类型。即使能够控制晶粒尺寸,其织构仍取决于第一次冷轧压下量。此外,如果中间退火后的晶粒尺寸过小,即使中间退火织构类型相同,最终退火后的织构也会呈现不同。最后需要指出,如果是轧制0.1 mm极薄规格电工钢,中间退火板较薄时,例如0.20 mm的2#样品,为了获得较粗大的组织,应适当提高中间退火温度或延长保温时间,这是因为中间板也会受到表面效应的影响。当然,此时多数晶粒只是单侧接触表面,尚未达到两侧都接触板的上下表面,因此所受影响有限。

### 3.3 晶粒长大受表面效应影响

有别于文献[16],本研究特别关注并专门对比测

定了表面效应的影响程度。对比本研究晶粒尺寸数据与文献[15-19]二次冷轧法的最终晶粒尺寸可知,当板厚为 0.10 mm 时,表面效应对晶粒长大的抑制作用较为显著,如果按照常规的 5~6 min 退火时间,平均晶粒尺寸不会超过 80  $\mu\text{m}$ ;若想获得 130  $\mu\text{m}$  的平均晶粒尺寸,在 920  $^{\circ}\text{C}$  保温 60 min 是无法实现的,必须进一步提高温度。这些定量数据为极薄规格电工钢最终晶粒尺寸控制提供了重要参考。当晶粒同时接触上下表面时其长大速率会显著降低,此外,单侧接触表面或部分接触表面的晶粒长大受阻情况也应关注。对于厚度为 0.20~0.25 mm 薄规格电工钢成品板中,存在大量单侧接触表面的晶粒。特别是 0.10 mm 极薄规格板,其中间退火板就可能发生晶粒长大受阻的过程,如果采用常规厚板的退火参数,就可能导致中间退火板晶粒偏小,从而影响第二次冷轧退火织构及晶粒尺寸。

#### 4 结论

(1)极薄规格电工钢经常化及二次冷轧法其呈现典型的立方和 Goss 织构共存的特点。两次压下量最佳组合是 75%/81% 压下量优于 90%/50% 和 50%/90% 的压下量组合。其原因是为更好地保留 {100} 及 Goss 晶粒形成所需的中等或中高形变量。

(2)在省去常化工艺的对比实验中可观察到,采用先 50% 后 90% 的压下量组合时,省去冷轧前常化的样品(9 $^{\#}$ )磁感应强度值高于常化处理的样品(8 $^{\#}$ )。但该磁感应强度值低于 75%/81% 压下量组合并经常化处理的样品(5 $^{\#}$ )。

(3)对比退火温度(840、880、920  $^{\circ}\text{C}$ , 3 min)和保温时间(880  $^{\circ}\text{C}$ , 1、3、7 min)的影响时可观察到,相较于提高退火温度,延长退火时间对促进晶粒长大的效果更为显著。但受表面效应影响,晶粒尺寸都较小,且其对应的磁感应强度值和铁损值都较高。

(4)在用于对比表面效应的等温退火实验中,极薄规格的 0.10 mm 样品比薄规格的 0.27 mm 样品显示出更显著的表面效应,在 920  $^{\circ}\text{C}$  退火 60 min 时晶粒尺寸也没有超过板厚 100  $\mu\text{m}$ ,且在 7 min 后晶粒尺寸趋于稳定。而 0.27 mm 样品的晶粒尺寸在 60 min 内呈现增加趋势,并达到 175  $\mu\text{m}$  左右。与极薄规格相比,薄规格样品所受的表面效应阻碍作用相对更弱。

#### 参考文献

[1] OUYANG G, CHEN X, LIANG Y, et al. Review of Fe-6.5 wt% Si high silicon steel: a promising soft magnetic material for sub-

kHz application[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2019, 481: 234-250.

[2] 吴硕, 贾涓, 宋新莉, 等. 冷轧压下率对高强无取向电工钢变形组织和磁性能的影响[J]. 材料工程, 2024, 52(3): 158-165.

WU S, JIA J, SONG X L, et al. Effect of cold rolling reduction rate on deformation microstructure and magnetic properties of high strength non-oriented electrical steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(3): 158-165.

[3] LEUNING N, JAEGER M, SCHAUERTE B, et al. Material design for low-loss non-oriented electrical steel for energy efficient drives[J]. Materials, 2021, 14(21): 6588.

[4] MEHDI M, HE Y, HILINSKI E J, et al. The evolution of cube ( $\{001\}$ ) texture in non-oriented electrical steel[J]. Acta Materialia, 2020, 185: 540-554.

[5] HAWAZY D, BIROSCA S. Disparity in recrystallization of  $\alpha$ - &  $\gamma$ -fibers and its impact on cube texture formation in non-oriented electrical steel[J]. Acta Materialia, 2021, 216: 117141.

[6] CHENG L, ZHANG N, YANG P, et al. Retaining  $\{100\}$  texture from initial columnar grains in electrical steels[J]. Scripta Materialia, 2012, 67(11): 899-902.

[7] MEHDI M, HE Y, HILINSKI E J, et al. The origins of the Goss orientation in non-oriented electrical steel and the evolution of the Goss texture during thermomechanical processing [J]. Steel Research International, 2019, 90(7): 1800582.

[8] PAN H, ZHANG Z, XIE J. Preparation of high silicon electrical steel sheets with strong  $\{100\}$  recrystallization texture by the texture inheritance of initial columnar grains[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(5): 2277-2285.

[9] TAKAJO S, MERRIMAN C C, VOGEL S C, et al. *In-situ* EBSD study on the cube texture evolution in 3 wt% Si steel complemented by *ex-situ* EBSD experiment: from nucleation to grain growth[J]. Acta Materialia, 2019, 166: 100-112.

[10] SHA Y H, SUN C, ZHANG F, et al. Strong cube recrystallization texture in silicon steel by twin-roll casting process[J]. Acta Materialia, 2014, 76: 106-117.

[11] NING X, LIANG Y F, WANG Y L, et al. A quasi-*in-situ* EBSD study on the formation and development of  $\eta$ -fiber in 0.15 mm ultra-thin Fe-4.5 wt. % Si sheet[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 969: 172372.

[12] XU Y B, ZHANG Y X, WANG Y, et al. Evolution of cube texture in strip-cast non-oriented silicon steels[J]. Scripta Materialia, 2014, 87: 17-20.

[13] JIAO H, XU Y, ZHAO L, et al. Texture evolution in twin-roll strip cast non-oriented electrical steel with strong cube and Goss texture[J]. Acta Materialia, 2020, 199: 311-325.

[14] YAO Y C, SHA Y H, LIU J L, et al. Texture and microstructure for magnetic properties of two-stage cold-rolled Fe-6.5 wt pct Si thin sheets[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(12): 5771-5776.

[15] JIAO H T, XU Y B, XIONG W, et al. High-permeability and thin-gauge non-oriented electrical steel through twin-roll strip casting[J]. Materials & Design, 2017, 136: 23-33.

[16] LI Z H, WANG G D, LIU H T. Effects of processing routes on

- recrystallization texture development and magnetic properties of 0.10 mm ultrathin non-oriented electrical steel sheets for high-frequency application [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 935: 167984.
- [17] QIN J, LIU D F, YUE Y, et al. Effect of normalization on texture evolution of 0.2-mm-thick thin-gauge non-oriented electrical steels with strong  $\eta$ -fiber textures [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2019, 26(11): 1219-1227.
- [18] LI Z H, XIE S K, WANG G D, et al. Ultrathin-gauge high silicon non-oriented electrical steel with high permeability and low core loss fabricated by optimized two-stage cold rolling method [J]. *Materials Characterization*, 2022, 183: 111593.
- [19] NEUNDLINGER L, KREUZER H, LICHTENBERGER H, et al. Influence of intermediate annealing temperature on the microstructure and texture of double stage cold rolled non-grain oriented electrical steel [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2023, 585: 171083.
- [20] 武晓龙, 杨平, 顾新福, 等. 常化处理对 50W800 电工钢组织、结构与磁性的影响 [J]. *电工钢*, 2019, 1(1): 29-36.
- WU X L, YANG P, GU X F, et al. Effects of normalizing treatment on microstructure, texture and magnetic properties of 50W800 electrical steel [J]. *Electrical Steel*, 2019, 1(1): 29-36.
- [21] YASUDA M, KATAOKA T, USHIGAMI Y, et al. Texture evolution during recrystallization and grain growth in heavily cold-rolled Fe-3%Si alloy [J]. *ISIJ International*, 2018, 58(10): 1893-1900.
- [22] QIN J, YANG J F, ZHANG Y H, et al. Strong  $\{100\} \langle 012 \rangle - \{411\} \langle 148 \rangle$  recrystallization textures in heavily hot-rolled non-oriented electrical steels [J]. *Materials Letters*, 2020, 259: 126844.
- 
- 基金项目:**国家自然科学基金项目(51931002)  
**收稿日期:**2023-11-28; **录用日期:**2024-01-08  
**通讯作者:**杨平(1959—),男,教授,博士,主要从事金属形变、再结晶及相变过程组织形成原理与控制的研究工作,联系地址:北京市海淀区学院路30号北京科技大学材料科学与工程学院(100083), E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn

(本文责编:寇凤梅)