

内 部

硅钢片参考资料

(十二)

1978

太原钢铁公司科技处

目 录

1. 3%硅铁晶体中硫化物和碳化物沉淀对再结晶和晶粒长大
行为的影响任若思译 李树林校 (1)
2. 在一般和高导磁硅钢中关于特殊的(110)[001]“晶核”形
变和再结晶行为的研究李文达译 姜成仁校 (8)
3. 氧气转炉生产电工钢王熙译 李树林校 (13)
4. 塑性良好的硅钢板制造方法蔡景春译 何润山校 (16)
5. 板坯加热制度对冷轧变压器钢磁性影响的机理
.....李树林译 刁国田校 (22)
6. 轧制硅钢带的MKW冷轧机任若思译 刘础校 (28)
7. 轧制参数对冷轧变压器钢磁性的影响
.....王家振译 虞积森校 (38)
8. 最终退火气氛中 N_2-H_2 对含铝高导磁取向硅钢磁性
的影响.....李文达译 姜成仁校 (43)
9. 氧和硫对纯铁晶间脆性的影响虞积森译 王志泉校 (48)
10. 3%Si—Fe初次再结晶织构中的位向分布
.....许祖心译 吴 荣校 (54)
11. 用 $MnS-AIN$ 抑制的高导磁晶粒取向硅钢沉淀质点的
形态.....李树林译 许祖心校 (58)
12. 新型高导磁取向硅钢的磁性李树林译 许祖心校 (61)
13. 锰和硫对无取向钢织构和磁性的影响
.....许祖心译 李树林校 (66)

3%硅铁晶体中硫化物和碳化物沉淀 对再结晶和晶粒长大行为的影响

本文研究了MnS和 Fe_3C 对3%硅铁单晶冷轧和退火后再结晶行为和结构的影响。MnS在(110) [001] 和 (111) $[\bar{1}\bar{1}2]$ 晶体中有抑制初次晶粒长大和促进二次再结晶作用, 1200°C退火后对结构没有重大改变。 Fe_3C 在(110) [001] 和 (100) [001] 晶体中引起初次再结晶晶粒尺寸的改善, 但不会促进二次再结晶。

3%硅铁单晶形变和再结晶结构特点已被许多学者研究过。Dunn¹的早期工作及随后Decker和Harker²的工作限于相当小的冷变形量。Dunn及Dunn和Koh研究包括70%压下量与980°C下各晶体再结晶。Walter和Hibbard³研究了初始取向的大量变化并试图建立结构与多晶材料初始取向间的关系。Walter和Dunn⁴及Hu^{5, 10}的研究注意力集中在退火初期晶核形成过程和表面能的作用。最广泛的研究工作之一是由T. Taoka, E. Furubayashi和S. Takeuchi¹¹报导的。这些研究工作大都利用相当纯的晶体中含有少量的碳、氧、硫和氮沉淀形成元素。但近来, S. Taguchi和A. Sakakura已经发现AlN沉淀能改变轧制(100) [001] 晶体¹²的再结晶结构。

本研究于确定MnS和 Fe_3C 沉淀对3%硅铁轧制单晶再结晶和晶粒长大行为的影响还是开始。此类任一种夹杂于导致商品晶粒取向硅钢(110) [001] 或立方体棱结构形成的再结晶特性有重大作用。如所周知, (110) [001] 初次晶粒是由大约60%或更大压下量冷轧之后(110) [001] 或(111) $[\bar{1}\bar{1}2]$ 晶体再结晶形成的。因此, 挑选这些取向晶粒来研究MnS夹杂对晶粒长大的影响。另一方面, 3%硅铁多晶冷轧结构主要组份是(100) [011] 位向, Fe_3C 对这种取向的作用也是重要的。

实 验 程 序

所用的单晶见表1, 是从经二次长大产生(110) [001] 和(100) [001] 结构的商品硅铁合金上取得的。立方体棱材料厚0.59mm。选用25mm宽大小适当的(110) [001] 晶体, 并用光学测角仪测定其位向, 测定结构之腐蚀坑用硫酸铁溶液腐蚀。

研究中使用的其他(100) [001], (100) [011] 和(111) $[\bar{1}\bar{1}2]$ 位相晶体是从含有由表面能策动¹³的二次再结晶发展大晶粒的钢板上获得的。绝大部分晶体都具有非常接近平行于钢板表面的(100)面, 而且可以立刻定出轧向。此钢板也含有少量(111)面平行钢板表面的晶体, 这也是表面能引起晶粒长大的结果。从钢板选出的晶

体大约25mm宽，0.25~0.28mm厚。

如表2所示，晶体已经含有大约0.07—0.10%Mn。MnS杂质以下列方式被加入晶体36内。首先在混有0.25% H₂S氢气的石英管中于1200°C加热2小时使晶体渗硫。这样处理产生相当多的MnS沉淀并使沉淀质点弥散化。再把试样在通有氢气的石英管中加热到1370°C保温30分钟使MnS溶解并以每秒大约20°C的速度冷却。这样处理产生的MnS质点放大1000倍后肉眼可见。由于1370°C常化处理硫有过损失，最后硫含量大约0.011%是低于要求的。

表 I 晶 体 原 始 取 向

晶 体 编 号	原 始 取 向	厚 度mm	特 殊 处 理
34	(110) [001]*	0.59	无
36s	(110) [001]	0.59	硫化物沉淀
30, 40	(111) [112]	0.28	无
43s	(111) [112]	0.28	硫化物沉淀
37	(100) [011]	0.30	无
37c	(100) [011]	0.27	加 碳
41	(100) [011]	0.25	无
41c	(100) [011]	0.25	碳化物沉淀
42	(100) [001]	0.25	无
42c	(100) [001]	0.25	碳化物沉淀

*偏离轧向4°

表 II 晶 体 成 份

晶 体	基 体 成 份						特 殊 处 理		
	si%	c%	Mn%	s%	N%	Al%	晶 体	c%	s%
34, 36	2.93	*	0.099	<0.005	—	0.0014	36s		0.011
30, 37-42	2.78	0.0057	0.070	0.001	0.0008	0.0011	43s		0.022
							37c	0.029	—
							41c	0.028	—
							42c	0.026	—

*估计0.004%。所有试样的氧估计<0.003%。

晶体43则获得较好效果，这个晶体在1200°C用5% H_2S 进行较高水平的渗硫，在1370°C下氩气中进行10分钟常化处理并以20°C/秒的速度冷却，最后硫含量在这一例中为0.022%。

渗碳是通过镀锌层完成的，这样可以防止二氧化硅阻挡层的生成，二氧化硅阻挡层将阻碍渗碳到要求的水平——0.028%。将镀锌试样放在含CO的氢气中于770°C处理18小时。此气氛是通过甲醇分解形成的，氢气以气泡形式从甲醇内逸出。渗碳之后，晶体37在氢气中从770°C迅速冷却下来。这样在基体中保存了一部分碳，而碳化物沉淀以极为细小微粒形式存在。晶体41和42在540°C按LesJie¹⁸等人所描述的相同方法时效5分钟后，形成了较大的透镜状碳化物。

渗碳和热处理后，在轧制之前仔细抛光和腐蚀将镀锌层去掉。

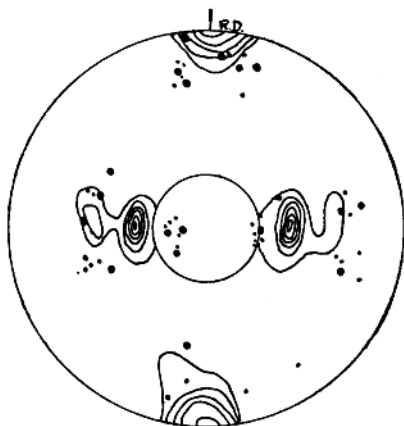


图1 58%压下量冷轧和退火后(110) [001]晶体的初次和二次再结晶结构。(a)等强线，815°C退火5分钟晶体34的初次再结晶晶粒的[200]极图。强度为混乱取向的1, 2, 4等随机画出的(b)小点，1200°C退火之后晶体34晶粒的[100]极点。晶粒直径1mm。(c)大点，在1200°C退火之后晶体36S二次晶粒的[100]极点。晶粒直径13mm。

使用工作辊直径6吋的二辊冷轧机进行轧制。试样在一个通有氩气的予热石英管内进行初次再结晶。此后，一部分晶体涂以Mgo涂层并于1200°C干氢中退火30小时。用光学测角仪测定退火后结构。

实 验 结 果

1) MnS对 (110) [001] 晶体的影响

如上所述, 作者对晶体36进行处理, 使产生如May和Turnbll¹⁴最初所叙述那样在尺寸和数量上足以抑制晶粒长大的MnS质点。晶体34来自同一材料, 但硫含量 $<0.005\%$ 用为仲裁试样。这些晶体从0.59mm轧到0.26mm, 压下量58%, 然后退火以比较初次再结晶。图3表明MnS抑制晶粒长大的作用, 因为晶体36在815°C退火5分钟后的初次再结晶晶粒已比985°C较长时间退火后的晶体36S的晶粒大。

随后于1200°C退火发生二次再结晶长大(在815°C初次再结晶处理2分钟之后)。晶体36S晶粒直径达10mm, 而晶体34仅发生正常晶粒长大, 晶粒直径1mm。然而如图1已表明的那样, 试样间的最终织构存在微小差别。第二相MnS质点促进二次再结晶长大, 但并不改变与织构有关的选择性长大机理。

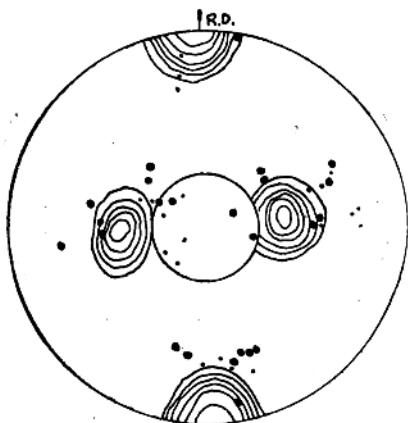


图2 58%压下量冷轧和退火后 (111) [112] 晶体的初次和二次再结晶结构。(a) 等强线, 晶体30在815°C退火5分钟后初次再结晶晶粒的 [200] 极图。强度为混乱取向的1, 2, 4等倍。

(b) 小点, 1200°C退火后晶体30晶粒的 [100] 极点。晶粒直径10mm。(c) 大点, 在1200°C退火后晶体43S二次晶粒的 [100] 极点。晶粒直径10mm。

2) MnS对 (111) [112] 晶体的影响

曾设想在第二相MnS质点存在时, 预期二次长大将在 (110) [001] 晶体36S中产生强的 (110) [001] 织构。但未成功, 因此使用 (111) [112] 晶体作第二次尝试。

为进行初次和二次再结晶，这些晶体也是以58%压下量从0.28mm轧到0.12mm并热处理。于630°C退火5分钟，不含MnS的晶体40完成50%的再结晶，但MnS夹杂存在使晶体43S完成50%再结晶的温度升高到大约815°C。

不含Mn的晶体30和具有MnS的晶体43S，二次再结晶长大都发生在1200°C退火过程中。这两个试样的二次再结晶晶粒的取向可在图2中与晶体30的初次再结晶结构一起进行比较。正如Dunn⁶所提出的，没有MnS质点的二次再结晶长大是一个织构选择长大，它是在吞并强取向基体的情况下偏转初次晶体得以长大的。此时也丝毫看不出MnS的存在对取向的选择有任何改变。

3) Fe₃C对(100) [011] 晶体的影响

晶体37被分成两部分，一半渗碳含量0.029%，并在室温下快速冷却，同时另一套作为低碳参考样。碳化物的沉淀趋向于以非常弥散的质点形式如图4(a)所示，另一些碳化物则溶在基体中。晶体从0.30—0.10~mm以67%压下量轧制。当轧制晶体在1095°C退火5分钟时，两种试样都不显示任何再结晶现象。这个特性符合Taoko等人¹¹的观察。他们用轧制量74%的(100) [011]晶体在900°C下退火2小时之后，获得了不完全的再结晶。这种取向是非常稳定的，在冷轧过程中实际上没有旋转。

晶体41也分成两半，有一半渗碳到0.029%，此时渗碳试样在540°C时效5分钟，使形成如图4(b)所示之透镜状Fe₃C沉淀。这些试样以62%压下量从0.25mm轧到0.096mm。经过5分钟退火，渗碳试样在低于925°C完全再结晶了，而低碳试样即使在1095°C也还是没有开始再结晶。

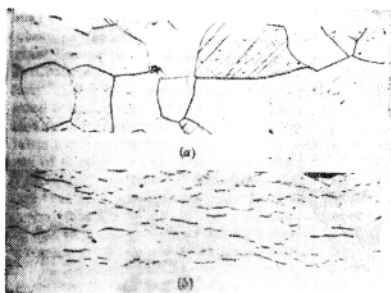


图3 (110) [001] 晶体在58%压下量冷轧和退火后的显微组织。10%的硝酸腐蚀。放大91倍。
(a) 晶体34 (不含MnS) 在815°C退火5分钟。(b) 晶体36 (含有MnS质点) 在985°C退火10分钟。

在 1200°C 退火30小时渗碳晶体正常长大的晶粒直径为 $1-1.5\text{mm}$ ，但低碳试样有些 3mm 或更大尺寸的晶粒。然而两种试样之间织构方面并不出现显著差别。

4) Fe_3C 对 $(100) [001]$ 晶体的影响

对有同样的 (100) 面在轧面内而沿轧向具有不同轴向的晶体42也使用与晶体41相同的方法渗碳并在相同条件下进行了再次处理。以48%压下量从 0.25mm 轧到 0.13mm 后测定再结晶开始温度（在5分钟内有5%再结晶），低碳试样再结晶温度为 735°C ，而 Fe_3C 呈透镜状沉淀的碳含量为 0.028% 的试样则为 660°C 。渗碳试样的晶粒直径仅 0.15mm ，没有渗碳的为 0.4mm 。

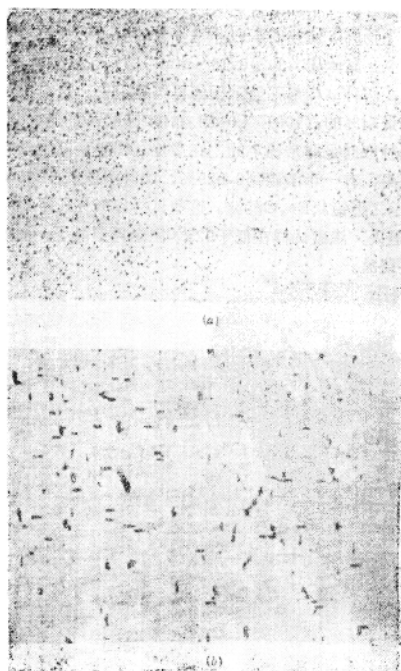


图4在 $(100) [001]$ 晶体中的碳化物沉淀。苦味酸钠腐蚀。放大910倍。(a)晶体37 (0.029% C) 从 770°C 快速冷却。(b)晶体41 (0.028% C) 在 540°C 时效5分钟。

探 讨 与 结 论

对MnS和 Fe_3C 沉淀影响加以比较可以认为二者是对立的统一。前者提高了再结晶温度而阻碍初次晶粒长大，但呈透镜状的后者的作用则相反，它降低再结晶温度并导致较小尺寸的初次晶粒。

关于所研究的取向，MnS质点并不明显影响形变过程，但它在再结晶和初次再结晶长大时起妨碍晶介移动的作用。如在立方体棱取向硅铁大工业生产中所观察到的那样作为初次晶粒长大的抑制剂，所以 $(110)[001]$ 晶体36显示出二次晶粒长大。但通过二次晶粒长大而扩大了晶粒趋向于偏离原始织构。在 $(111)[\bar{1}12]$ 晶体即使在没有MnS的情况下偏离强的原始织构的晶粒选择长大也会发生。MnS质点的存在并不改变这一特点。3%硅铁在大约高于 770°C 后 Fe_3C 沉淀在改变晶介移动方面是无效的，因为 Fe_3C 溶解了。然而碳的加入不但对 $(100)[001]$ 而且对 $(100)[011]$ 晶体再结晶后的初次晶粒尺寸都有影响。这被确信为在围绕着妨碍一般滑移的透镜状沉淀更为复杂的金属流变在冷加工过程中较高势垒的结果。这些观察与Leslie, Michalak和Au¹⁷对铁中氧化物质点所作的观察相似。他们发现由于增加了氧化物夹杂的数量，铁形变后再结晶趋向增加了，而且夹杂物的附近晶胞之间存在高位错密度。

译自<美国矿冶工程师学会汇刊>

第245卷1969年

任若恩译 李树林校

在一般和高导磁硅钢中关于特殊的 (110)[001]“晶核”形变和再结晶行为的研究

提 要

高导磁率硅钢新的工艺特征是最终冷轧压下量比生产普通硅钢明显的增高。这种强烈的冷轧引起了“转变带”的形成，即点阵弯曲极限区和很高的贮存能。在形变的条件下，发现亚晶粒或者具有(110)取向的区域是在“转变带”，而且主要是在(111)晶粒上。在最后脱碳和再结晶时，(110)[001]晶粒由这些(110)亚晶粒成核。在“转变带”产生强烈再结晶的原因是由于高的贮存能，(110)[001]晶粒长时间生长并且得到有利的尺寸，对于二次再结晶便起到了“晶核”的作用。

在脱碳条件下，强烈的冷轧同样产生集中的[111]<112>形变织构。集中的[111]<112>织构在(110)[001]晶核生长时可以产生较大的选择性，因为它符合于(110)[001]晶核和(111)[112]基本之间的关系。在普通硅钢的生产中，具有较低的冷轧压下量，形变结构是均匀的完整的晶粒。因此，HarKer和Dec ker报导(110)[001]晶粒具有很高贮存能并且由于“晶粒内部成核”而首先再结晶。

引 言

在晶粒取向硅钢中，发展(110)[001]织构所需要的主要因素是(110)[001]晶粒选择的生长。完成这种选择性生长需要用下列典型的复合工艺：(i)热轧带冷轧到最后规格；(ii)低温再结晶/脱碳退火；(iii)然后高温退火。在高温退火时，明显地发生晶粒择优长大或二次再结晶。因此，(110)[001]晶粒择优长大的条件，在低温退火的初次再结晶时早已被确定，即由于它的尺寸有利(2)或提高了生长速度。这样，最终冷轧和低温退火对控制(110)[001]织构起到了重要作用。高导磁率硅钢新引用的工艺特点是用比普通硅钢生产(3)明显加大最终压下量来表示。现在研究的是直接测定较高压下量最终冷轧的形变和再结晶行为所产生的变化。

实 验

这个实验用了二种合金，其成分如下：

序号	%C	%Si	%Mn	%S	%Al	%N
合金A	0.032	3.2	0.055	0.024	0.005	0.0055
合金B	0.035	3.0	0.13	0.048	0.03	0.0055

合金A是普通的取向硅钢。冷轧到最终厚度为0.35mm，在二次冷轧中用55%最终冷轧，它类似于文献(4)介绍的工艺。合金B是一种高导磁硅钢，冷轧到最终厚度为0.30mm，用85%压下量一次冷轧。它类似于文献(5)介绍的工艺。

冷轧薄带在800°C，80N₂/20H₂湿的气氛中脱碳/再结晶退火。为了追迹带钢在显微结构和织构中的变化，在不同的温度下把带钢从炉中撤出，以中间其脱碳/再结晶退火。从这些带钢中制备试样，以供透射电镜和X射线极图测定使用。减薄的试样在Siemens 102型电镜上，用120KV电压作试验。试样尺寸为3×3cm²；做X射线反射极图使用Schulz方法(6)。

结 果

形变结构：用55%冷轧的合金A的形变结构表示出晶胞已明显的形成，如图1所示，具有(111)取向的晶粒减少了，形变亚结构是大量的或少量的均匀完整晶粒。因此，发现晶胞形成的程度依赖于晶粒取向。

由于强烈的冷轧(85%压下量)，合金B的形变结构有明显的不同。晶胞结构没有很好的确定下来，因为晶胞晶界非常一致地平行于薄片表面。在这种情况下，高度的形变，其形变区域特征是在晶粒内部强烈地发展了点阵弯曲并且是接近于珠光体。这是一个1—2μ宽的窄带，而且显示出类似于在强烈形变硅钢单晶中观察到的“转变带”(7)或“显微带”(8)图2a表示在(111)型晶粒内部的“转变带”。“转变带”是1μ宽，并且是由(110)

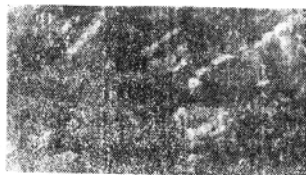


图1 合金A的形变亚结构
冷轧55%，表示均匀晶胞
形成完整晶粒，取向是(111)。

到(111)取向范围的亚晶粒组成。图2b黑色区域显示出(110)亚晶粒。根据衍射花样，发现(110)亚晶粒与周围基体之间取向关系是{110} // {111} 和(001) // (112)。这表明绕公共轴(110)旋转35°。图3表明在珠光体结附近的转变带。1μ宽带的取向是(110)；而周围基体取向是(111)。这样，强烈冷轧引起在“转变带”的(110)亚晶粒的形成。



图 2 a、形变85%的合金B (111) 型晶粒内部的“转变带”。



图 2 b、表示在 (111) 晶粒中的 (110) 亚晶粒同样面积的 (200) 黑色区间的显微照片

初次再结晶结构：形变结构的再结晶行为是用间断在480—800°C不同温度范围最终退火来实验的。实验主要目的是根据冷轧结构测定 (110) [001] 晶粒怎样成核。

根据薄片的大量实验发现在合金A中，形变55%，由于预先存在晶粒，因此，新的应变自由晶粒占优势，并由于“晶粒内部形核晶粒”没有明显的取向变化。图4表示在加热到650°C的试样中的初次再结晶 (110) 晶粒。在晶粒中心这个大的区域（直径是10—20 μ），是最有利的回复区。

和合金A不同，发现合金B再结晶是在比较低的温度。“转变带”是新应变自由晶粒首先再结晶的区域。晶粒具有 (110) 取向，大概 (110) [001] 晶粒成核几乎独占了“转变带”。

图5表示试样加热到650°C，在“转变带”回复的早期阶段。在粗化形成晶核过程中亚晶粒取向是 (110)。周围基体具有 (111) 取向，并且还未有再结晶。



图 3 在合金B的冷轧条件下，珠光体结附近的“转变带”。转变带取向 (110)，基体取向 (111)。



图 4 形变55%并加热到650°C合金A试样中的初次再结晶 (110) 晶粒。

图6表示在珠光体结附近再结晶(110)晶粒。类似图3所示,它可能发生在“转变带”。试样加热到700°C,除(110)晶粒外,由于“晶粒内部成核”在再结晶退火早期,(111)晶粒也再结晶。表1表明在合金A,B中,高温退火之前不同的再结晶结构。在合金B中(111) $[\bar{1}12]$ 组份强度有明显增强。

表1:在再结晶条件下,根据(200)极图所看到的织构组份强度的比较。

	(110) [001]	(111) $[\bar{1}12]$
合金A	5 *	3.5
合金B	4	6

* 3 = 无取向

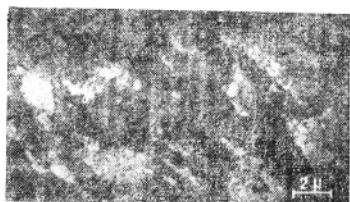


图5 在形变85%,加热到650°C,合金B的“转变带”中(110)亚晶粒的回复前期。(“转变带”成核的前期)。

讨 论

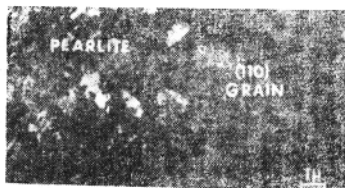


图6 形变85%并加热到700°C合金B试样中珠光体结附近形成的(110)晶粒。

能量,其再结晶是很容易的。对体心立方铁(10),实验已经来明,能量以 $\{100\}$ $(011) \rightarrow \{211\}$ $(011) \rightarrow [111]$ (UVW) 次序增加,同时很弱的 $\{110\}$ (001) 组份具有很高的贮存能。因此,(110)晶粒将首先再结晶和有很长的生长时间。这是在合金A中发现的。图4表示(110)晶粒再结晶的早期阶段。因为增强(110)晶粒的再结晶,(110) $[001]$ 在再结晶结构中是强的织构组份而且同样(110) $[001]$ 晶粒是尺寸很大的晶粒(2)(表I)。因此,(110) $[001]$ 晶粒变成二次再结晶的“晶核。”这个实验的观察是根据Harker和Decker的X射线工作的预测所证明。

合金B中(110) $[001]$ 晶粒成核;表征合金B形变结构的显微结构之一是“转变

带”的发展。这些是高度集中的单独的形变区域，更不用说具有不同取向的形变材料了。因此，横过“转变带”的晶体取向有着迅速的变化。Dillamore等人(12)对形变 α 铁中的“转变带”发展做过详细分析并预言具有 $\{100\}$ $\{011\}$ 和 $\{111\}$ $\{112\}$ 取向晶粒在较高的形变中有形成“转变带”倾向。这和现在观察的结果一致。同样发现强的珠光体成分的存在，更重要的是对冷变形提供的具有由于强的点阵弯曲的“转变带”是较高的贮存能量区域，因此，也是新晶粒成核的起始区。

与合金A不同，在合金B中没有看到形变的 (110) 晶粒。 (110) 晶粒晶核几乎独占了“转变带”。在这两种主要分式中，“转变带”成核不同于“晶粒内部成核”。首先，新晶粒取向可以大不同于形变晶粒的取向。第二，即“转变带”区域更有利于再结晶晶粒的成核，而它们和另外的内部细晶粒区域相比是相当少的。因此，只有在亚晶粒生长速度很高时，细晶粒区在结晶组织的发展中才同样是很重要的。在此条件之下，少数晶核可以成功地生长成大晶粒，它相当于二次再结晶的晶核。上述间接表明，在“转变带” (110) $[001]$ 晶粒成核对于高的生长速率应该有共存的基体。由于 (110) $[001]$ 和 (111) $[\bar{1}\bar{1}2]$ 之间关系的“一致型”(13)，存在于两种取向之间具有高迁移性的特别低的能量晶是完全可能的。这样，合金B由于较高的冷轧，强的 (111) $[\bar{1}\bar{1}2]$ 再结晶组织将可能有助于增强 (110) $[001]$ 晶粒的选择性生长。文献(14)中描述了AlN质点同样可以对控制 (110) $[001]$ 晶粒的选择性起重要作用。

结 论

1.在最终脱碳和再结晶退火时，在用55%冷轧的合金A中， (110) $[001]$ 晶粒主要是由以前的 (110) $[001]$ “晶粒内部成核”形成的。由于 (110) $[001]$ 晶粒有较高的贮存能，因此首先成核并成为二次再结晶的晶核。

2.在合金B中，用85%冷轧压下，在形变条件下，具有 (110) 亚晶粒的“转变带”得到发展。在再结晶退火时， (110) $[001]$ 晶粒是由 (110) 亚晶粒成核，因为在“转变带”加强了成核， (110) $[001]$ 晶粒具有较长时间生长，并且作为二次再结晶的晶粒。

3.在合金B中，在再结晶条件下， $\{111\}$ $\{112\}$ 组份的强度同样加强了。这可以使 $\{110\}$ $\{001\}$ 晶粒有较大的选择性，这是因为 (110) $\{001\}$ 和 (111) $[\bar{1}\bar{1}2]$ 之间关系可能具有“一致型”。

译自 (IEEE, Trans, Mag) Vol. Mag-12, No6 (1976)

李文达译

姜成仁校

氧气转炉生产电工钢

从1974年起，苏联彼得洛夫冶金厂的氧气转炉车间，开始了电机钢的工业生产。

则在55吨转炉中用五孔喷头进行吹炼，氧气耗量为每分钟160立方米，开始吹炼的喷头高度（ ϕ ）距熔池面1.5米，吹炼二分钟以后，喷头降到850毫米。

石灰耗量达每吨钢75公斤，石灰石达每吨钢17公斤，萤石达每吨钢2公斤。所有材料，通常都是在吹炼1分钟和6分钟时分两批加入。炉料中废钢量占12%。在16—17分钟的吹炼期间，中途不进行放渣。吹炼过程中，根据音响特征（噪音）控制吹炼制度，以保持转炉中的渣子呈流动状态。钢水温度达1600°~1620°C时出钢，防止大量钢渣进入钢水包。钢水用65%的硅铁进行合金化，其加入量大约为每吨钢30公斤。

钢水用下注法浇注到带保温帽的静钢锭模中，用混合渣保护浇注（混合渣配比：50%红砖；20%硅铁块，15%石墨粉，10%铁鳞，5%白云石），计算用量为每吨钢2.5公斤。钢锭用 λ —14保温剂进行保温，其用量为每吨钢1.0—1.5公斤。钢锭在轨梁车间轧制，切头量为轧件长度的16%，切尾量为1%。按照这种工艺曾经生产了大约五万吨钢。

以后，为了减少钢锭轧制时的切头消耗，电机钢改为在上小下大的沸钢锭模中浇注，浇注仍用混合渣保护，渣子用量为每吨钢1.6公斤，钢锭头部不用保温剂，而是在钢水注满锭模后立刻水封。

为降低铁合金的消耗，并保证钢具有要求的化学成份，曾经研究了合金化时各种因素对硅烧损（ δ_{Si} ）的影响。如图1所示，钢水中剩余含炭量（终点炭）和终渣氧化性是最强烈的影响因素。对30炉钢控制了出钢和脱氧条件，已经查明，只有加脱氧剂前的出钢持续时间才影响烧损（图1·B）。看来，过早的加入脱氧剂，在钢水包中钢水量不多的情况下，增加脱氧剂和空气的反应时间，不利于硅的溶解。

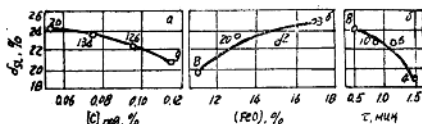


图1 合金化时，钢水终点含炭量 $[C]_{\text{终}}$ （a）、终渣氧化性（FeO）（b）、和开始倒出钢水到开始加脱氧剂的时间（ τ ）（B）对硅烧损的影响

板坯轧成厚度0.50毫米的钢片。转炉钢生产的电机钢片，其磁感和铁损满足了标准的要求。

氧气转炉钢比平炉钢，具有稍高的电磁性能。

当硅的烧损在5~35%范围变化时，伴随着钢中含锰量和含磷量的增加（从渣中还原回去的）。锰相对增加0.2%，磷相对增加0.005%。

钢水收得率主要决定于终点炭。终点炭为0.05~0.07%时，收得率为83.3%，终点炭为0.09—0.11%时，收得率为85.5%。使用五孔喷头，在较高的含炭量下停吹是容易做到的。

对钢坯裂缝（T）废品影响最大的是钢中的含炭量（图2,a）和含硫量（图2,z）。看来，随着含炭量提高使钢中含氧量的降低和钢中含硫量的降低，保证了钢热脆性的降低。热脆性是由于氧化物和硫化物在晶界上析出而产生的。

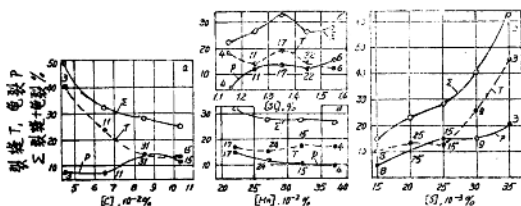


图2 钢的化学成份 (a~z) 对钢坯裂缝 (T)、龟裂 (P) 及二者之和 (Σ) 的影响

降低含碳量，含硅量和含硫量（图2, a、δ、z），提高含锰量（图2,B），可促使减少钢坯龟裂（P）废品。当化学成份不适当时，电机钢轧制中存在两相组织（当含锰量低时，高含硅量使轧钢温度下出现奥氏体），是产生龟裂的原因。

因为八孔喷头引起钢渣的过氧化，降低硫的分配系数，以及吹炼时由于是软吹的吹炼制度，不能保证钢和渣充分剧烈的混合搅动。以后，把冶炼钢水的含锰量提高到0.30—0.45%，而含硅量控制在1.2—1.4%。过渡到五孔喷头，保证了比较高的脱硫程度。

结果，生产电机钢时的钢铁料消耗系数，从1.207降到1.180。

当钢在上小下大的沸钢锭模中浇注时，为形成防止缩孔表面氧化的密实金属“桥”，在注完以后过5~200秒在钢锭上部用水封顶。图3指出，水封参数对缩孔切头率(γ)大小的影响。延长浇注以后未封顶的钢锭凝固时间（指延长开始封顶的时间——译注）τ₁（图3a），有利于减少金属的切头消耗，这显然是因为液体钢水补充了底部所形成的缩孔。钢水面水封持续时间（τ₂）过长，促使形成厚的“桥”和比较深的缩孔，增加切除钢锭头部缩孔的切头率。

当过渡到采用上小下大的锭模浇注钢锭时，金属收得率（成坯率）比用带保温帽的锭模浇注提高6%。

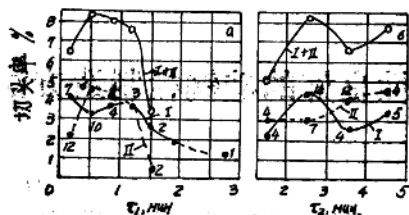


图3 钢锭开始水封的时间 τ_1 :(a)和水封持续时间 τ_2 :(b)对收缩头(切除)废品的影响(I 第一盘, II 第二盘, I+II 两盘之和)

尺寸为 $270 \times 190 \times 1250$ mm的钢坯,经过再轧,轧成 $305 \times 5.6 \times 770$ mm的板坯。转炉生产的电机钢(KK)比平炉电机钢(M)具有显著少的炼钢缺陷。同时,在沸腾型中浇注的钢(a),与在带保温槽的静钢锭型中浇注的钢(b),质量实际上没有区别。下面是部份缺陷的对比(%)。

缺陷名称	KK (σ) (转炉钢静钢锭型)	KK (a) (转炉钢沸腾型)	M (平炉钢)
非金属夹杂	0.10	0.24	3.60
结疤	0.82	0.62	1.68
龟裂(裂边)	0.75	8.85	1.60
总和	1.67	1.65	7.30

——译自“Смаль” 1977年第5期

(王 照译 李树林校)