

内 部

硅钢片参考资料

(十三)

1979

太原钢铁公司科技处

目 录

1. 单元素抑制系的晶粒取向Si—Fe织构的发展
..... 李文达译 吴 荣校 (1)
2. 3 % 硅钢在1270—1670K时MnS的溶度积
..... 吴 荣译 王家振 李树林校 (10)
3. 用连续铸锭发展 3 % 硅铁立方棱织构
..... 李文达译 姜成仁校 (22)
4. 用槽形粗面轧辊轧制 3 % 硅钢时冷轧织构的形成
..... 王 元译 王家振校 (31)
5. 用刻槽轧辊轧制 3 % 硅钢片时形变度分布的变化
..... 王 元译 王家振校 (44)
6. 关于使用刻槽粗面辊轧制的 3 % Si钢再结晶织构的变化
..... 蔡景春译 田树文校 (56)
7. Si—Fe合金在交变磁场中磁畴结构的连续平动及其对电
磁损失的影响..... 杨士廉译 张孝福校 (66)
8. 无硅电机钢在双槽平炉中的冶炼和浇注工艺
..... 郭凤鸣译 王国斌校 (70)
9. 低炭工业纯铁的生产..... 郭凤鸣译 王国斌校 (72)

单元素抑制系的晶粒取向

Si—Fe 织构的发展

提要:

和一般合金作比较,新的高磁感晶粒取向Si—Fe合金是以大的最终压下量和增强阻止正常晶粒长大为其特点。在含有MnS,而所含S又不是作为溶质时,一般合金表明,经过二次再结晶后,它具有充分阻止正常晶粒长大的作用。然而,当单元素B、N和未化合的S存在时,将导致加强晶粒长大的抑制作用,并且在薄带以大压下量冷轧时产生高磁感。这三种元素缺少任何一种,将在二次再结晶之前的一个较宽的范围内产生晶粒粗化,这种晶粒粗化将超过稳定的晶粒尺寸。

引言:

因一种(110)[001]或立方棱织构的3%Si-Fe具有软磁特性(1),因此被广泛应用于电力工业中。二次再结晶发展趋近(110)[001]取向的织构,在晶粒较小时,靠初次再结晶晶粒的消耗而很快长大。典型的最终晶粒尺寸相当于薄带厚度大两个数量级(2)。

新的高磁感晶粒取向合金比一般硅钢片更精确地接近(110)[001]织构为其特征(3)。在1940年初介绍的工业硅钢片二次晶粒(001)轴偏离轧向平均为7°,高磁感硅钢片仅偏离3°。磁性得到了改善,在磁化力为800A/m时,磁感从18200高斯增加到具有较小偏离的19200高斯。未经二次再结晶时,磁感由14000高斯增加到15000高斯。

由于加大最终冷轧压下量和在更大的压下冷轧薄带中允许完成的二次再结晶增强了对正常晶粒长大的抑制作用,因而使硅钢片的晶粒取向得到改善(4)。而冷轧工业硅钢工艺分为两个步骤,即经加热处理热轧到中间厚度之后进行不大于60%压下量的最终冷轧。高磁感硅钢最终冷轧压下超过80%,往往中间厚度热处理被省略了。

一般认为,为了发展二次再结晶,阻止正常晶粒长大是必要的。为了达到抑制正常晶粒长大,已经使用过各种各样的抑制剂,硫化物(2.5)和氮化物(6.7)以及二者兼用等等。首批高磁感合金(8)是在1960年末生产的,是兼用MnS和AlN抑制正常晶粒长大。如果晶界移动被质点阻隔,那么晶粒长大是因为新晶粒晶界面积等于形成必要质点的横截面积。较大的质点体积因数如类似它的直径时,阻止作用也比较大(11)。晶粒长大抑制剂的最新概念已由Higgins(11)加以评论。

溶质原子可以同样阻止晶粒长大。Aust和Rutter(12)已经总结了在高纯金属中

溶质原子对晶界迁移作用的试验观察。他们假想，此时晶界是固定的，溶质原子对称分布在晶界周围。但是，当溶质移开时，分布就变成非对称的了。非对称分布的溶质原子数量是以测定晶界受阻程度来表征。Grenoble (15) 已经报导，在较强的 Si-Fe 中，晶粒长大抑制剂主要是 S 和 N 溶质原子。

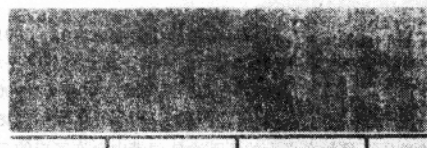
本文指出，少量的 B, N 和 S (16—18) 同时存在导致强化抑制正常晶粒长大的作用。并且经过适当的处理，这些元素使薄带磁性得到改善，经过二次再结晶获得高磁感。

实验经过：

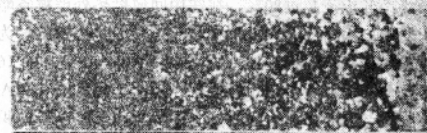
全部炉号是在试验室中用真空和非真空冶炼，其成分为 3.1% Si, 0.005—0.009% O 和小于 0.005% Al。其他成分含量为一般。加 B 的炉号通常是以化合物 FeB_2 加入。对 B 没有分析所有炉号，而是指出通常回收 50% 到 80%。没有加 B 的炉号分析结果低于 1ppm。

非真空冶炼的钢锭重量约 2.2kg，并截成 $12.5\text{cm} \times 6.5\text{cm} \times 4.5\text{cm}$ (厚) 规格以供热轧；真空冶炼钢锭是 $7.5\text{cm} \times 6\text{cm} \times 2\text{cm}$ (厚)，热轧全部钢锭，热轧不大于 6 个道次，不经再加热轧到 2.3mm 厚度。选择的试样，在冷轧到最终厚度或中间厚度之前在 900°C 或 950°C 氢气气氛中处理 3 分钟。中间厚度试样在 900°C 或 950°C 氢气中处理 2 分钟之后，同样冷轧到最终厚度。除非另外指出，一般炉号含约 0.03% C 并且在露点为 20°C

0.005% S, 0.002% Mn



0.005% S, 0.05% Mn



990 960 895

TEMPERATURE, $^\circ\text{C}$

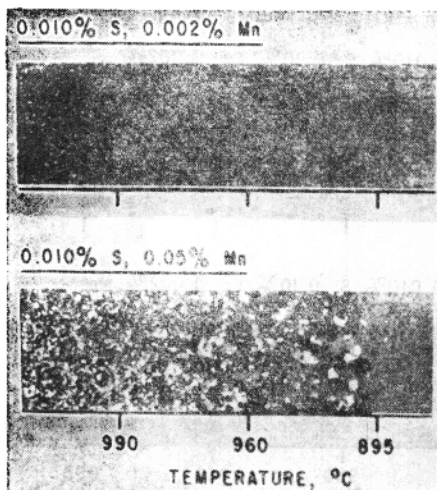


图1 在不同温度处理十分钟后，薄带的显微结构，Mn和S含量如图所标。

和800°C的氢气中最终处理之前脱碳到0.005%或更低。

对不同的最终热处理作了描述。

用MnS质点抑制正常晶粒长大：

一般晶粒取向Si-Fe是在冷轧到中间厚度之后热处理，并且依赖于MnS质点阻止初次正常晶粒长大（2.19）。质点的尺寸和它的有效性，很大程度是依赖于从固溶温度开始的冷却速度（20）。

图1比较含30到50ppmN和小于1ppmB的非真空冶炼试样的显微结构。此合金热轧开轧温度为1350°C，在中间厚度进行热处理，并以大约60%的压下量最终冷轧到0.30mm。脱碳后试样放进具在氢气气氛的温度梯度炉保温10分钟。只有加入Mn的合金才发生二次再结晶。具有高Mn含量和高S含量，MnS的含量才比较大，而且有较大的抑制作用，以及有较大的二次晶粒。图2表示含有0.10%的Cr或Cu，二者形成相当弱的硫化物，和Mn相比，其作用是微不足道的。

只含S不含Mn的炉号直接发生二次再结晶的能力差，因为缺乏阻止正常晶粒长大的结果，这一点已由图3对晶粒尺寸的测量加以证实。试样放入温度梯度炉保持2分钟，在这个温度区间所用时间估计是1分钟。在这些炉号中，含N少于1ppmB和S做为溶质对阻止正常晶粒长大是无效的，而S作为MnS的质点则是有效的。（在细化晶粒中，S

的溶解度和在900°C初次再结晶的Si-Fe中Mn为0.015已有报导(21)。

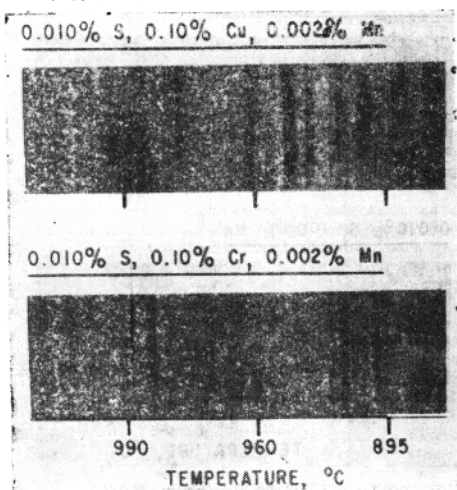


图2 带状显微结构。含有0.01% S, 0.0002% Mn和0.1% Cu或0.1% Cr炉号在梯度炉中处理10分钟。×1

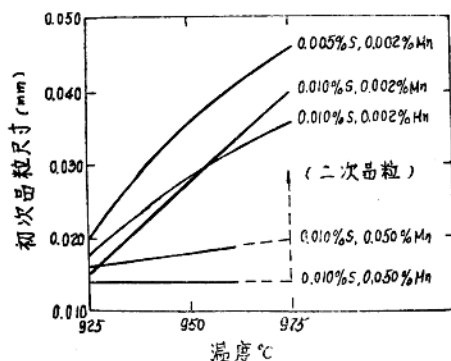


图3 在925°C, 950°C和975°C氢气中处理1分钟的初次晶粒尺寸。在975°C热处理之后, 含0.05% Mn合金全部由二次晶粒组成。五种合金均含30—60ppmN和低于1ppmB。

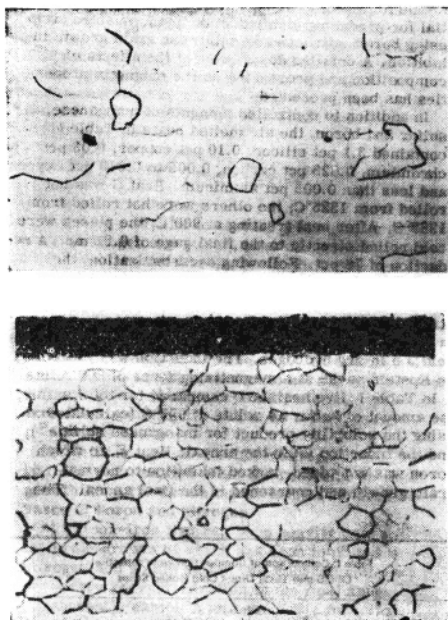


图4 有Mn(上限)和无Mn(下限)加入的炉号之间表示
标记腐蚀特征不同的临界脱碳带显微结构。上限含0.009%
S, 和0.05%M, 而下限含0.009%S和只有0.002%M $\times 500$

用于晶粒尺寸测量所制备的金相试样观察到含S和低Mn炉号晶界比含高Mn炉号更清楚。图4表明了这种作用的例子。图上比较相近的试样, 这些试样用苦味酸和硝酸腐蚀之后放在一种冶金装置中进行脱碳。

这些和类似的试样做了扫描电镜的试验, 它显示了低Mn炉号晶界实际上是在晶粒表面上凸起固定, 如图5所示。在高Mn炉号中没有这种凸起。Ainslie (22) 等人已观察到S在Si-Fe晶界显著的偏析。腐蚀行为表现的不同是因为S富集在晶界的成份不同, 或许作为溶质而引起这个区域有较大的阻止腐蚀作用。当Mn含量高时, 由于此时S是做为MnS质点存在于正个试样, 因此腐蚀作用是很差的。Seoch和Hondros (23) 使用电子光谱试验并且报导在铁中Mn的加入消除了S在晶界的偏析。

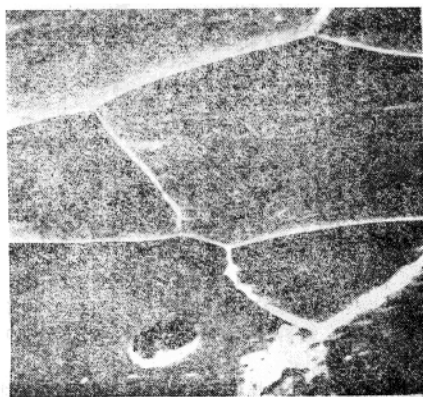
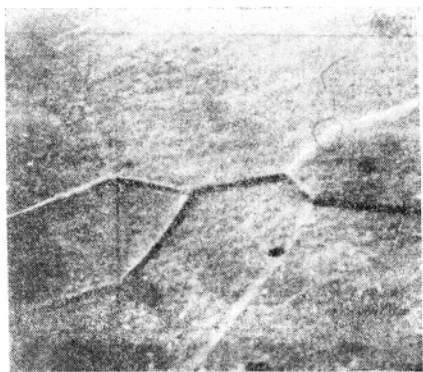


图5 图4所示试样的电子扫描图相
凸起表示未含Mn的炉号晶界。×6700

用硼、氮和硫抑制正常晶粒长大；

含3.1%Si的炉号是通过真空冶炼，并且经氩气保护浇注制得的。此时要求有氮气加入，在氩气中实际有氮气加入。从1250°C热轧之后，经酸洗并在950°C热处理3分钟，试样冷轧到0.30mm，其压下量为87%。因此碳未增加并未超过0.005%，试样在最终厚度热处理未经脱碳。

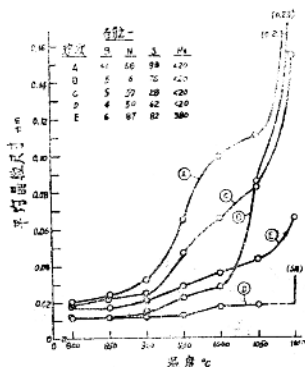


图6 在指示的温度和在氩气中热处理1小时之后的初次晶粒尺寸, 炉号D在1100°C经历二次再结晶。

图6表示在800--1100°C之间氩气中热处理1小时以后, 用内差法测定五种合金的平均晶粒度之结果。炉号A到C缺乏B、N和S的任意一种元素, 在此温度区间晶粒粗化。炉号D含有足够量的B、N和S, 而在1050°C温度时便显示出明显的阻止正常晶粒长大的作用, 在1100°C便进行了二次再结晶。除了Mn含量之外, 炉号E类似于炉号D, 比没有二次再结晶的其他炉号, 即使在很小程度上, 炉号E正常晶粒也有长大。这表明B、N和未化合的S之存在产生强烈抑制正常晶粒长大作用, 最终导致二次再结晶。这三种元素缺少任何一种便使抑制作用减弱, 同时在最终热处理中使晶粒粗化。

这三种元素产生增加抑制晶粒长大的机理是不清楚的, 已经在各试验室开始研究。考虑到在 α -铁中B的氮化物产生低溶解度, 因此这种化合物的存在是可能的。B的自动射线照相术表明, 在最终脱碳热处理以后, B在晶界未发生优先偏析(25)。表现出B的稳定性是以出现的化合物组成的, 而不是元素形式。Auger对含S、N和B Si-Fe合金的研究指出, 这些元素是以在晶界偏析形态而出现(26)。

含硼、氮和硫的高磁感晶粒取向Si-Fe

下面试图论证用B、N和S作为正常晶粒长大抑制剂而产生的高磁感晶粒取向薄带。成份和工艺对磁性的影响已有详细报导(27)。

另外, 控制的Mn、S和B含量的非真空冶炼炉号列于表1。含3.1%Si、0.10%Cu、0.03%Cr、0.025%C、0.005—0.010%和低于0.005%Al。炉号G在1325°C热轧; 其他

表1 0.5mm厚直接冷轧薄带性能及成分比较

炉号	Mn%	总S%	在950°C 溶质S%	N (PPm)	附加B (PPm)	磁感T
F	0.003	0.007	0.007	34	0	1.52
G	0.034	0.023	0.006	44	0	1.62
H	0.093	0.007	0.007	30	5	1.88
I	0.034	0.007	0.001	28	5	1.56
J	0.034	0.023	0.006	35	5	1.85

热轧是在1225°C。在900°C热处理之后，钢片直接冷轧到0.51mm最终厚度，压下量是78%。下面谈谈脱碳，用铝矾土粉分隔薄带，在800°C—1020°C区间以50°C/小时速度加热，然后在湿氢中保温3小时。磁感是用艾卜斯坦方圈在磁化力800A/m下测量。

在表1中，对于炉号比较了全硫和作为溶质在950°C时S的含量与退火后磁感（包括所用MnS溶解度的结果）。炉号F没有加B，减弱了抑制正常晶粒长大和在最后退火粗化的作用。炉号F的行为类似于在图6中炉号A的情况。炉号G同样缺乏B元素，而保持着MnS质点，但是对于用一次冷轧法完成二次再结晶是不充分的，而且磁感低。

加B低Mn的炉号H，所含B、N和S足以阻止正常晶粒长大。因此，完成了二次再结晶并得到高磁感。H炉号行为类似炉号D。

炉号I如炉号H，同含有同样的B、N和总量S，但是比其高Mn含量的溶质硫低，它不能二次再结晶而且具有低磁感。炉号E和I的行为相类似。因此，用增加高Mn炉号的溶质硫使之达到约0.006%就会得到相当的磁感，这一点已用炉号J得到证明。

在图7中比较了在温度梯度炉中处理10分钟之后炉号F到J脱碳薄带最后阶段晶粒长大的行为。炉号F和I缺乏B和溶质硫并缺乏抑制作用，使正常晶粒长大。在炉号G中，MnS质点提供了一定的抑制作用，实际上经受了二次再结晶。（二次冷轧的同样炉号也经受了完全二次再结晶）。炉号H和J由于含有溶质硫、硼和氮而强化了抑制作用并经受完全二次再结晶。这二个炉号的较大抑制作用与图

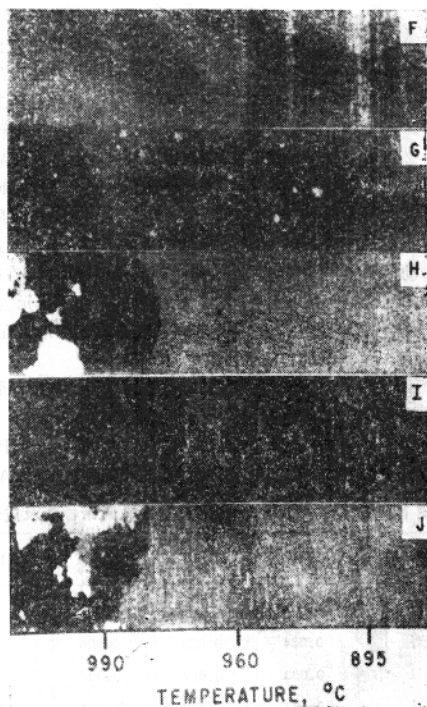


图7 将炉号F和J在温度梯度炉处理10分钟后的薄带显微组织

1中含0.050%Mn和0.01%S的炉号作了比较,在低于970°C时,晶粒未有长大而得到证明,其后有较大二次晶粒尺寸。

结 论:

1) B, N和S强烈的阻止正常晶粒长大,这首先由Grendle (16)在所研究的至少含5ppmB, 35ppmN和大约低于60ppm溶质S的炉号中观察到了。

2) 这三种元素缺少任何一种,结果不足以阻止正常晶粒长大得到所允许的二次再结晶。因缺乏作为化合物的硫化物,比如MnS。

3) 当在Si-Fe中无硫化物富集于晶界时,在缺乏B和N的情况下,由溶质硫阻止正常晶粒长大是不充分的。

4) 经强冷轧和用B, N与溶质S抑制晶粒长大的Si-Fe合金在最后退火时经受完全二次再结晶并且获得良好磁性。

译自:〈冶金汇刊〉Vol8A, No8, p1307

李文达译 吴荣校

3%硅钢在1270—1670K时 MnS的溶度积

3%硅钢中MnS的溶度积是用两种方法测定的。一种方法是对不同温度下进行退火和淬火的三个含Mn、S量不同的试样用透射和扫描电子显微镜测定。另一种方法是将三个试样中的两个放在密封容器中退火，以便在化学平衡后试样仍保有MnS相。MnS的溶度积是由最终化学分析计算的。通过两种测试法的结果，可以归纳为一个方程式来表示。该方程式适用于温度在1270~1670K时0.1%Mn的硅铁合金：

$$\text{Log} [(\text{PctMn}) \cdot (\text{PctS})] = -10,590/T + 4.092$$

式中T为绝对温度。该方程介于已经报导的两种不同研究之间。在1490~1360K时，三种研究结果大体一致。对溶度积的测定将有助于认识MnS沉淀作用，以改善3%硅铁合金的组织。

※

※

要想获得合金的理想组织，关键是在晶粒生长过程中，利用沉淀质点的弥散分布来控制晶界迁移。尤其是为了发展硅铁合金的磁特性，以利电器设备的使用。在弥散相中，经常用于硅铁合金的MnS相，它的沉淀取决于合金中Mn和S的浓度，也取决于其后的处理工艺。其后的处理直接影响着沉淀质点的弥散状态。3%硅钢中MnS的溶度积所依赖的温度已由安恩尔和赛保尔特以及菲德勒试验测定过了，但他们的结果并不一致。白郎的计算又不同于其他的研究结果。本研究是在1670K下进行的，这比早期研究所选用的温度高。因为在MnS相中总是含有少量铁，所以在“MnS”这个化学符号上加注引号，以示其不精确的特性。

材料及试验方法

3%硅钢中“MnS”的溶度积可用两种方法来测定。即“电子显微法”和“化学交换法”。两种均采用同样的三种合金。合金的冶炼和浇注均在真空中进行，含有3%硅，不同量的锰和硫，其余为铁和残余夹杂。供冶炼的主要原材料是电解铁，金属硅，电解锰，硫化铁和铝，先将11kg钢锭热轧成25cm厚的板。然后再加工成1.9cm厚4.5cm宽的片，加热到1500K并热轧成0.28cm厚的钢带。近而冷轧成0.036cm厚3.8cm宽。将条带横向切成3.8×1.3cm试片。将试片滚压成一定形状，以便易于鉴别和区分热处理过程中堆放在一起的试片。在退火之前，先将滚压过的试片全部放入两个相邻的三氯甲烷

中擦洗。用2.5cm厚的热轧板分析Si, C, N, O和P的含量, Mn, S, Al和其他金属杂质含量可用0.036cm厚冷轧试样确定(表1)。

表1 3% 硅铁合金的化学成份

合金 序列	重 量 %									
	Fe	Si	Mn	S	C	N	O	P	Al 全铝酸溶	
A	余量	(2.84)	0.141	0.031	(<0.005)	(0.002)	(0.0076)	(0.001)	0.011	0.002
B	余量	(2.82)	0.065	0.004	(<0.005)	(0.002)	(0.0143)	(0.001)	0.015	0.001
C	余量	(3.03)	0.023	0.004	(<0.005)	(0.001)	(0.0221)	(0.001)	0.014	0.001

续表

Ca	Co	Cv	Cu	Mg	Ni	Sn	Ti	V
<0.0004	<0.005	0.078	<0.005	<0.005	0.10	0.008	0.005	<0.005
0.0014	<0.005	0.080	<0.005	<0.005	0.10	0.008	0.005	<0.005
0.0016	<0.005	0.002	<0.005	<0.005	0.10	0.008	0.005	<0.005

*括号内数值是由2.5cm厚试样上测得的

电子显微镜法

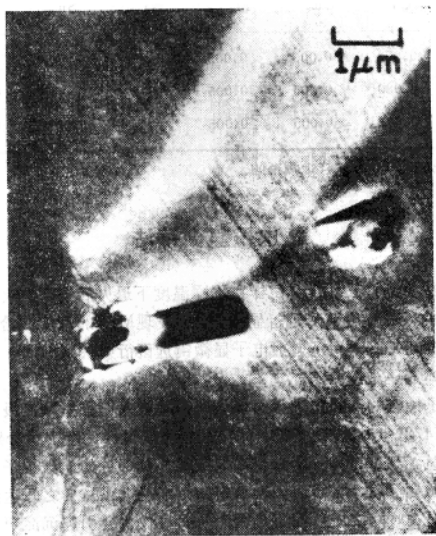
采用该种测试法是将三种合金试样在不同温度下退火后进行淬火, 并对能使每一试样MnS全部溶解的最低温度范围进行显微检查。发现MnS的沉淀, 恰恰是非常细小的颗粒。而鉴别这种沉淀, 既采用了透射电子显微镜选区衍射法(SAD), 也采用扫描电子显微镜能量——离散显微探测法。

用于透射电子检查的试样先进行固溶处理, 即放入充有氢(仅最低温度)或氦气的密封容器中, 在1473, 1573, 或1725K保温2小时, 试样的锰含量分别为0.023%, 0.065%和0.141%。其后将每一密封容器很快转移到邻近的低温炉子内。该器皿在第二个炉子内保温10~30分钟后, 将器皿插入水中, 使水能进入试样之间达到淬火的目。在第二个炉子内的退火时间之所以很短是因为时间过长将会引起沉淀“聚合”, 以致形成数量少颗粒大并范围很广的析出物, 从而逃脱电子——透射有限范围的检测能力。由试样制备的金属薄片放在显微镜下进行检测, 这里所用电子显微镜是在100KV和1000KV电压下的显微镜, 后者更合于用SAD技术检测颗粒, 因为后者具有更高的穿透和分辨

能力。

因为合金中存在氧化物夹杂，因此在进行电子——透射检测时应特别小心。在最初研究颗粒的形状和大小时，应尽量避免将氧化物夹杂误认为“MnS”质点，当该研究尚未结束时，这两种类型的质点始终是凭借SAD分析的帮助来区分的。例如图1(a)所示的显微照片的颗粒是氧化物夹杂，而图1(b)所示则是“MnS”沉淀物。偶尔可观察到大批的细小颗粒，大概是与位错有关的“MnS”沉淀物(图1(C))。这种现象与其说是由于无效淬火的结果不如说是由于退火温度的原因。

图2示出透射和扫描电子显微镜检测结果。如果将单独的合金试样A、B或C放在连续高温下进行退火，退火温度最后本能达到这样一种结果，即很可能观察不到经淬火后的试样中的“MnS”，因为在这样的温度下MnS相已完全溶解。



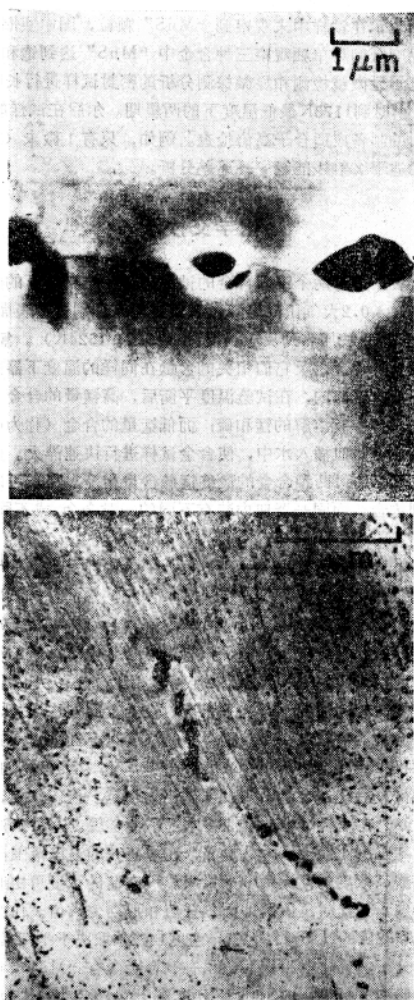


图1 透射电子显微照片 (a) 氧化物夹杂 (b) MnS质点 (c) 与位错有关的细小MnS沉淀

图中所标空圈表示在试样中未观察到“MnS”颗粒，图中实圈表示试样中有MnS颗粒。在固定的温度区间可单独观察三种合金中“MnS”达到饱和时的情况。

将用于扫描电子显微镜检测和显微探测分析的密封试样进行长时间的退火，从1723 K最高温度下的几小时到1173 K最低温度下的两星期。尔后在试样的纵断面上进行仔细地检测，该断面的制备应适合于高倍检查。例如，只有1微米（ 10^{-6} 米）或稍大一些直径的颗粒才可能适于X射线能量——离差分析。

化学交换法

采用该种试验法，是将两个不同合金的试片密封在熔有硅石的器皿内，密封前该器皿先抽成真空，再充入0.2大气压的氢气。氢气是用来抑制合金表面形成氧化物并以形成的 H_2S 交换S。当器皿被加热到反应温度时（1520~1524K），氢几乎达到一个大气的压力。所选的每一对合金以及它们相关的含量在同样的温度下器皿内发生着变化。这种变动认为是：在某些器皿内，在试验温度平衡后，高锰量的合金（称为 β 合金）将含有“MnS”相并在试样中有溶解的锰和硫；而低锰量的合金（称为 α 合金）不存在有硫化物。退火结束后，将器皿插入水中，使合金试样进行快速淬火。然后将每一器皿的合金试样进行单独分析。如果两种合金的最终锰硫含量相等，那末可以推断，没有一种合金使“MnS”达到饱和，而同一器皿内装有不同的一对合金，或不同成份的两种合金则是必然的。

根据原来设想，器皿内所发生的反应过程，不希望涉及到锰的明显迁移（从 β 合金到 α 合金），在最初的反应温度下不含有“MnS”相。然而分析表明，在每一器皿内锰都发生了迁移。因为锰迁移的发生，使“MnS”在 α 合金中的沉淀成为可能；这种发展必将污染整个试验，由此问题予示我们，只有当 α 合金中溶解硫的初始浓度（即 S_α ）大于初始浓度 S_β ，此外，如果合金中锰的迁移，稍比硫迁移快，那末“MnS”就可能在 α 合金中发生沉淀。在此情况下，几乎无硫可在合金间发生迁移，因为当“MnS”发生沉淀时，到达 α 合金的锰将减少 S_α 到 S_β 的浓度，况且 Mn_α 的浓度接近 Mn_β 之浓度。试验观察表明正相反，当初始 S_α 浓度大于 S_β 时，相当可观的硫量从 α 合金迁移到 β 合金。经显微检查后在 α 合金中未发现硫化物颗粒。可以肯定，由于硫的迁移比锰的迁移快因此“MnS”在 α 合金中的沉淀将永远不会实现。这种认识与硫的扩散率有关，在铁中其扩散率至少比锰大一个数量级，在本研究的温度范围内在任何器皿中最低浓度的硫气体也比最高浓度的锰大两个数量级。气态锰的浓度可由 β 合金铁素体中锰活度来估算，其值十倍于纯锰气压值，即雷尔登值和尼斯麦纳值。作为硫，曼格给出了3%硅钢在1473K时平衡硫的 H_2S/H_2 比值，温度1473K取决于平衡常数。

作为器皿试样分析，经化学平衡后，只有 β 合金含有“MnS”相，经化学平衡后的 α 合金中总硫量的典型分析值，即 $S_\alpha\%$ 等于溶解于 α 合金铁素体中的硫量（ $S_\alpha\%$ ），且也等于溶解于 β 合金铁素体中的硫量（ $S_\beta\%$ ）。 β 合金中总硫量即 $S_\beta\%$ 。 $S_\alpha\%$ 和

Sβ%之间的区别是Sβ是以“MnS”形态在β合金中存在，其中之硫和大约等于(1.713)·(Sβ%-Sα%)锰量化合生成“MnS”。实际之锰量略少于上述值，因为“MnS”的成分不同于纯MnS。

通过对α和β中总硫量的分析，以及对β中总锰量(Mnβ%)的分析“MnS”之溶度积Ksp，可由下式计算：

$$[S\alpha\%] \cdot [Mn\beta\% - 1.713N(S\beta\% - S\alpha\%)] = K_{sp} \dots (1)$$

式中N量表示“MnS”的克分子比(不同式样的克分子比约为0.8~0.9)。经反应后，化学分析表明，在大多数α合金中Mn含量不同于β合金中固溶的Mn含量，即<0.01%，用公式表示为[Mnβ%-1.713N(Sβ%-Sα%)]。但是，对于α合金，有一个微小的倾向，即显示了比β合金要低的最终溶解Mn量，因此使用方程(1)计算所得的Ksp胜过了作为(Mnα%)·(Sα%)积的计算

表2 3% 硅 钢 中 “MnS” 的 溶 度 积

测试方法	温度 K	方 程 (1)中N	分 析 重 量 Mn S		溶度积 (Mn%)(s%) 值 均 值	
电子显微法	1298~1323		0.023	0.004	9.2×10^{-5}	
	1348~1373		0.065	0.004	2.6×10^{-4}	
	1623~1673		0.141	0.031	4.4×10^{-3}	
	1302	0.90	Mnα* Mnβ* SV Sβ 0.030 0.039 0.0029 0.0076 0.035 0.042 0.0024 0.0053 0.025 0.035 0.0029 0.0086		9.2×10^{-5} 9.0×10^{-5} 7.6×10^{-5}	8.6×10^{-5}
化学交换法	1323	0.90	0.035 0.046 0.0029 0.0048 0.030 0.043 0.0034 0.0087 0.025 0.038 0.0039 0.001		1.3×10^{-4} 1.2×10^{-4} 1.1×10^{-4}	1.2×10^{-4}
	1423	0.90	0.069 0.123 0.0050 0.0284 0.081 0.129 0.0045 0.0285 ND 0.117 0.0046 0.0289		4.4×10^{-4} 4.1×10^{-4} 3.7×10^{-4}	4.0×10^{-4}
	1471	0.85	0.089 0.098 0.0082 0.0194 0.066 0.081 0.0092 0.0233		6.7×10^{-4} 5.5×10^{-4}	6.1×10^{-4}
	1524	0.80	ND 0.119 0.0158 0.0277 ND 0.122 0.0152 0.0303 ND 0.108 0.0152 0.0282		1.6×10^{-3} 1.5×10^{-3} 1.4×10^{-3}	1.5×10^{-3}

注：*有注角α、β的是指不含MnS相的合金，反之亦然，ND表示未测定。