**北京科技大学**

**硕士学位研究生**

**文献总结及选题报告**

**课题名称：中温轧制对高硅钢组织性能的影响**

****

导 师：程 知 松 副研究员

学 号：G20159035

姓 名：李 扬

专 业：材料工程

**目　　录**

[1课题背景及意义 1](#_Toc459578299)

[2文献综述 3](#_Toc459578300)

[2.1 高硅钢的物理性能 3](#_Toc459578301)

[2.1.1 高硅钢的物理性能 3](#_Toc459578302)

[2.1.2 高硅钢的高脆性 5](#_Toc459578303)

[2.2 高硅钢的制备工艺 8](#_Toc459578304)

[2.2.1 传统轧制法 8](#_Toc459578305)

[2.2.2 快速凝固法 9](#_Toc459578306)

[2.2.3沉积扩散法 10](#_Toc459578307)

[2.2.4 粉末冶金法 12](#_Toc459578308)

[2.2.5 轧制工艺的发展 12](#_Toc459578309)

[2.3 高硅钢的组织和织构 13](#_Toc459578310)

[2.3.1 热轧及常化组织与织构 13](#_Toc459578311)

[2.3.2 冷轧组织与织构 14](#_Toc459578312)

[2.3.3织构与磁性能关系 14](#_Toc459578313)

[2.4 高硅钢的中温轧制 15](#_Toc459578314)

[2.4.1 温轧的国内外研究现状 15](#_Toc459578315)

[3研究内容、研究方法及技术路线 18](#_Toc459578316)

[3.1 研究内容 18](#_Toc459578317)

[3.2 研究方法 18](#_Toc459578318)

[4进度安排 20](#_Toc459578319)

[参 考 文 献 21](#_Toc459578320)

# 1**课题背景及意义**

硅钢亦称电工钢，是用量最大的一种软磁材料，主要用于制作变压器、发电机、电动机的铁芯以及其他电气仪表的导磁元件，是发展电力、电子和军工行业不可缺少的重要原材料，约占磁性材料总量的90% ~ 95%。

硅钢在作为磁性材料使用时必然产生能源损耗。近年来，国家对电力设备的节能、高效提出了更高的要求。而作为硅钢重要的性能指标——磁感和铁损，是影响铁芯制造是否高效节能的关键因素。有数据统计显示，由于铁损所造成的电量损失占各国全年发电总量的2.5 ~ 4.5%。

目前世界范围内，大批量生产的硅钢片中硅含量大都控制在4.5%以内。研究表明，随着硅含量的增加，硅钢片的电阻率和最大磁导率提高，矫顽力和铁损降低。当Si的质量分数增高至6.5%时便具有最佳的软磁特性——磁致伸缩近乎为零、磁导率最大、铁损最小。因此，高硅钢不仅可以大幅度的降低输电过程中变压器的能耗，同时还可以使变压器的噪音减小。并且由于频率越高，铁损越大，因此高硅钢更适合制造高速高频电机和高频变压器等。而且用高硅硅钢片可使器件尺寸更小，重量更轻，所以高硅钢是制作低噪音、低铁损变压器和电抗器的理想铁芯材料。

从以上分析可以看出，Fe - 6.5wt%Si高硅钢有其重要的经济效益和社会效益，有着非常广泛的应用前景。国际上对该合金的研究和开发工作一直都十分活跃，近30年来，为进一步降低铁损，尤其在高频信息领域，Fe - 6.5wt%Si高硅钢被视为普通硅钢片最好的的替代材料。

但是，随着硅含量的增加，其伸长率急剧降低，脆性增大，加工性能变差，普通铸造得到的6.5%Si高硅钢室温下塑性几乎为零。这使高硅钢难以釆用常规的轧制方法加工成薄板，也就使6.5 %Si高硅钢的发展受到了限制。

国内外研究者通过研究其脆性机理，致力于解决生产过程中的脆性问题，并通过调整合金成分、改善传统工艺以及开发非传统工艺来尝试制备高硅钢，取得了一些成就，但在实现工业化生产方面还存在很大的问题。

相较于其它工艺，传统的轧制法制备的薄板具有成分均匀，表面质量好，叠加系数高等优点，因而具有广阔的应用前景，仍然是人们关注的焦点。最理想的莫过于寻求到一种借助目前钢铁生产设备，利用合金化改善其机械加工性能，并调整传统轧制工艺制备6.5％Si高硅钢的方法，这种相对简单的生产工艺将会产生巨大的经济效益。在进行传统轧制时，由于高硅钢的脆性比较大，不能直接进行冷轧，目前人们的思路是在热轧和冷轧之间加上温轧来实现一个过渡。

因此本课题拟研究6.5%Si高硅钢的中温轧制工艺，主要是中温轧制对高硅钢组织性能的影响以及6.5%Si高硅钢的中温(300 ~ 700℃)塑性变形行为，探索合适的温轧工艺，从而为实际生产中制定6.5%Si高硅钢温轧工艺提供一定依据。

# **2文献综述**

## **2.1 高硅钢的物理性能**

高硅钢是指质量分数含6.5%Si 的Si - Fe合金。1928年舒尔茨(A. Schulze)发现Fe - 6.5%Si合金的磁致伸缩近似为零。1942年鲁德(W. E. Ruder)指出Fe - 6.5%Si由于磁向各异性和磁致伸缩比3%Si – Fe合金更低和电阻率更高，磁致伸缩(λs)近似为零，所以铁损更低。1951年戈尔茨(M. Goertz)制备出了具有特定取向的6.4%Si硅钢单晶，测定{100}<001>位向的6.4%Si ~ Fe单晶体的最大磁导率μm＝5×104，磁场退火后μm＝3.8×106。1964年布朗等证明Fe - 6.5%Si单晶体比Fe - 3%Si单晶体的铁损P15/50低0.2 W/kg，磁致伸缩低9/10，磁向各异性低1/3[1]。

### 2.1.1 高硅钢的物理性能

表1-1 Fe ~ 6.5%Si硅钢的物理、力学性能[2,3]

Table l - 1 Properties of Fe - 6.5%Si silicon steel

|  |  |
| --- | --- |
| Density | 7.48g/cm3 |
| Resistivity | 8.2×10 -9Ω · m |
| Specific heat(304K) | 535J/(kg · K) |
| Thermal expansion(423K) | 11.6×10 -6/K |
| Coefficient of thermal conductivity(304K) | 18.9W/(m·K) |
| Curie temperature | 973K |
| Coefficient of magnetostrictive | 0.6×10 -6 |
| Vickers’s hardness *Hv* | 395 |
| Tensile strength σb(0.3mm, RT, strain rate of 3.3×10 -6) | 480MPa |
| Elongation δ | 0.2% |

表1-1给出了6.5%Si高硅钢的一些物理和力学性能，从中可以看出，6.5%Si高硅钢片的电阻率为ρ = 8.2×10 - 9 Ω · m，是普通3% Si硅钢片电阻率 ρ = 4.5×10 - 9 Ω · m 的约2倍，因此6.5%Si高硅钢片涡流损失Pe更小；6.5%Si高硅钢片磁致伸缩系数λs = 0.6×10 - 6，近似为零，相对于普通3% Si硅钢片(5.0×10 - 6)而言非常小，因而其噪音更小，是制造低噪音变压器和电抗器等电力电子设备的理想铁芯材料；6.5%Si高硅钢片居里温度也很高，达到973K(700℃)，因此具有较高的使用温度；但其维氏硬度(Hv)较高，延伸率(δ)很低，因此很不容易加工成型。

表1-2 6.5%Si高硅钢与普通硅钢的物理和力学特性

|  |  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| 材料 | 密度/ kg / dm3 | 硬度/ HV | 电阻率/μΩ ·cm | 抗拉强度/ N/mm2 | 屈服强度/ N/mm2 | 延伸率/ % |
| 6.5%硅钢 | 7.48 | 395 | 82 | 721 | 677 | 2.9 |
| 普通取向硅钢M175 ~ 50N | 7.65 | 175 | 48 | 375 | 308 | 11.0 |
| 普通无取向硅钢M390 ~ 50E | 7.70 | 200 | 37 | 530 | 450 | 15.0 |

厚度为0.50 mm的6.5%Si高硅钢与普通硅钢的物理和力学性能比较见表1-2。由表1-2可见，6.5% Si高硅钢的硬度分别约为普通取向和无取向硅钢的2.2倍和2倍，而延伸率仅分别为两者的3/11和1/3，这说明6.5%Si高硅钢具有既硬又脆的特点。同时，6.5%Si 高硅钢的抗拉强度分别约为取向和无取向硅钢的1.9倍和1.4倍，屈服强度分别约为两者的1.8倍和1.5倍，说明强度均高于普通硅钢[1,4]。

表1-3 6.5%Si高硅钢片与普通3%Si硅钢及非晶的磁性能比较

|  |  |  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| 材料 | 板厚(mm) | 铁损(W·kg -1) | | | | | 磁致伸缩λs(×10 - 6) |
| P10/50 | P10/400 | P10/1k | P2/5k | P1/10k |
| 6.5%Si高硅钢 | 0.05 | 0.7 | 6.1 | 4.6 | 6.2 | 5.1 | 0.01 |
| 0.10 | 0.6 | 6.1 | 5.2 | 10 | 8.2 |
| 0.30 | 0.5 | 10.0 | 11.0 | 25.5 | 24.5 |
| 取向硅钢 | 0.10 | 0.7 | 7.2 | 7.6 | 19.5 | 18 | ~ 0.8 |
| 0.35 | 0.4 | 12.2 | 15.2 | 49.0 | 47 |
| 无取向硅钢 | 0.35 | 0.7 | 14.4 | 15.0 | 38 | 33 | 5.0 |
| 铁基非晶 | 0.025 | 0.1 | 1.5 | 2.2 | 4.0 | 4.0 | 27 |

表1-3[2.5]给出了6.5%Si高硅钢片与普通3%Si硅钢片及铁基非晶的磁性能比较。可以看出，在频率为5kHz，磁感应强度为0.2T时，厚度为0.35 mm的取向硅钢的铁损 Pt(49 W · kg -1)约是厚度为0.30 mm的高硅钢(25.5 W·kg -1)的2倍，但磁致伸缩系数 λs是其80倍；在频率为10kHz，磁感应强度为0.1T时，厚度为0.35 mm的无取向硅钢的铁损Pt(33 W · kg -1)约是厚度为0.30 mm的高硅钢铁损(24.5 W·kg -1)的1.4倍，但磁致伸缩系数λs是其500倍；在频率为10kHz，磁感应强度为0.1T 时，厚度为 0.025 mm的铁基非晶材料的铁损Pt(4.0 W·kg -1)和厚度为0.05 mm的高硅钢的铁损Pt(5.1 W·kg -1)相差不大，但铁基非晶材料的磁致伸缩系数λs是6.5%Si高硅钢的2700 倍。由此可见，6.5%Si高硅钢片适合在中高频、低铁损、低噪音的条件下应用。

### 2.1.2 高硅钢的高脆性

1．有序无序转变

(1)转变过程

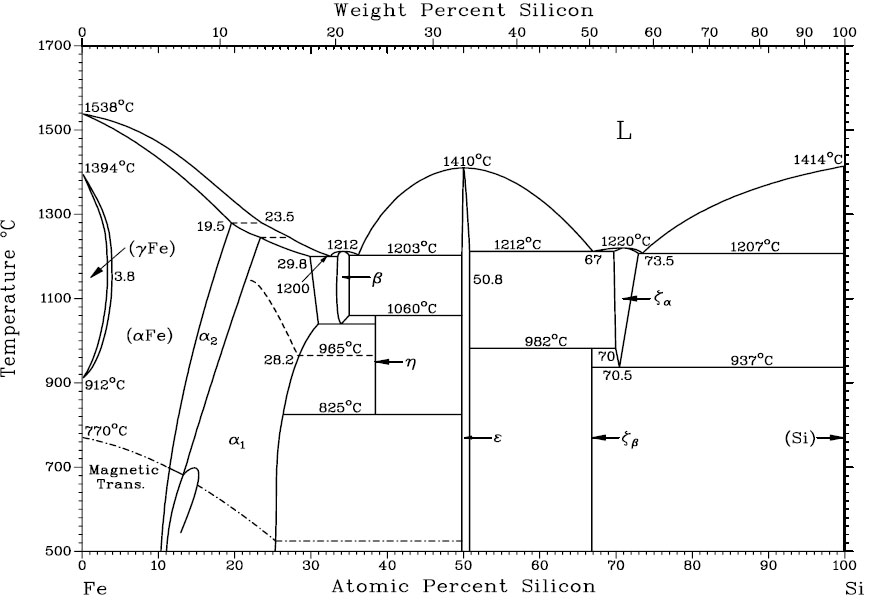
Fe - Si合金随着Si含量的升高，硬度变高且脆性增加，这是因为Si含量的增加促进了金属间化合物的生成。从Fe - Si平衡相图[6](图1-1)中可以看出，在室温条件下，当Si含量低于10at%时，Fe - Si合金呈A2(bcc，I3m3)无序结构；当Si含量在10 ~ 20at%时，B2(CuZn型，P3m3)有序结构生成；当含量在11 ~ 25at%之间时，有D03(Fe3Si，F3m3)有序结构生成。

图1-1 Fe-Si相图

Fig. 1-1 phase graph of Fe - Si

对于含Si量为6.5wt%(12.1at%)成分处的合金，从高温到低温依次经过无序A2相区，有序B2相区，有序B2+D03相区。研究显示[6.7]Fe - 6.5wt%Si合金A2→B2的相转变温度约为760℃，B2→D03的相转变温度约为640℃。

A2→B2相的转变属于二级转变[6.7]，Fe和Si原子发生近邻有序化。在700℃保温过程中，B2有序相快速长大，有序畴尺寸不断增大，B2相的含量也不断升高，其反相畴界呈弯曲状，不规则形态，且无方向性。B2有序相的长大符合经典的晶粒长大的动力学公式。

B2→D03相的转变属于一级转变，D03有序相在B2相的基础上发生了Fe和Si原子的次近邻有序化。在550℃保温过程中，D03有序相在B2相中开始形核，并逐渐长大，含量也不断升高。D03相不稳定，长大到一定程度后有序畴内部发生分解，沿<100>方向析出另一种原子占位的D03’有序相，从而形成了规则排列的条状衬度。

(2)有序结构

从Fe-Si相图 (图l-1)中我们可以看到在l0at.%以下的硅含量时，硅钢为无序的或者存在Fe3Si有序相。在14at.%以上为DO3相区，在l0at.% ~ 14at.%之间为B2和DO3的混合相区。如果要形成单一的Fe3Si，需要的硅原子百分含量是25%，所以Fe - 6.5wt.% Fe ~ 6.5wt%Si高硅钢中的硅含量不足以形成单一的Fe3Si。在该合金系中可能存在有序程度比较低的有序结构。

研究结果[8.9]表明其他有序度不同的有序结构为Fe14Si2和大B2，而且主要由有序结构Fe14Si2组成。有序、无序相的结构关系可由Fe、Si原子占据4个相互穿插的亚点阵来描述。有序结构的滑移要困难一些, 对塑性不利。在居里温度以下，同时存在着磁有序和结构有序，DO3相结构还存在两种异性结构，这首先由蠕变试验结果提出，然后在相转变动力学的试验研究中得以证实。

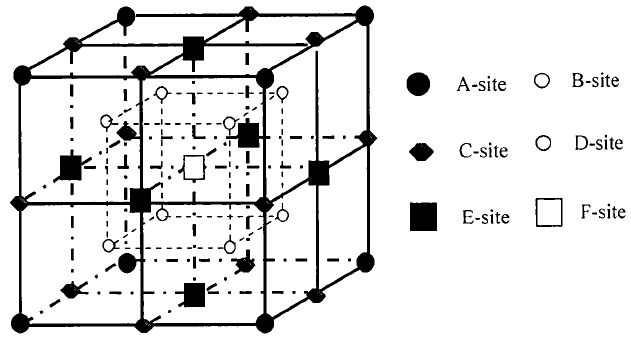
图1-2 Fe - Si合金晶体结构中原子占位示意图[10]

Fig.1-2 The site of cell in the Fe - Si alloy

图1-2为Fe - Si合金中可以出现的有序结构大单胞[11]。如果硅原子位于大单胞中心F位置和顶点A位置，别的位置都被铁原子来占据，可以构成一个有序结构，这时候大单胞一共16个原子中铁占14个原子，硅占2个原子，可以形成有序结构Fe14Si2。如果在Fe14Si2中硅原子位于F位置，别的位置(A、B、C、D、E位置)铁原子和硅原子无序地分布，这时候可以形成的部分有序结构我们称为大B2结构。

表1-4列出了可以出现的几种有序结构的铁和硅原子的占位。有序结构B2 和无序结构A2本来是由两个原子组成的小单胞，但为了比较方便在表1 - 4中这两个结构都看成16个原子的大单胞。

表1- 4 Fe14Si2的合金中几种有序、无序结构原子位置

|  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| 原子位置 | 有序结构 | | | | 无序结构 |
| Fe14Si2 | Big B2 | DO3 | B2 | A2 |
| A - site | Si | Fe | Fe | Fe | Fe，Si |
| B - site | Fe | Fe | Si | Si | Fe，Si |
| C - site | Fe | Fe | Fe | Fe | Fe，Si |
| D - site | Fe | Fe | Fe | Si | Fe，Si |
| E - site | Fe | Fe | Fe | Fe | Fe，Si |
| F - site | Si | Si | Fe | Fe | Fe，Si |

\* 注: 所有有序结构均按化学定量配比

大B2有序结构中一个硅原子占据有序位置，别的位置是铁和硅原子无序地分布，但是在Fe14Si2有序结构中由两个原子占据有序特征位置，别的位置是铁和硅原子无序地分布的。在四个有序结构中有序度最低的是大B2，最高的是DO3。按有序度由小到大排列为：大B2 → Fe14Si2 → B2 → DO3。

2．晶界氧化

日本研究人员对 0.3 mm的6.5%Si硅钢片进行真空高温退火后发现其室温延展性得到大幅度提高[3]。AES 断口分析证明，当其晶界存在大量的O2时，晶界氧化对6.5%Si 高硅钢的冲剪加工性能具有重大影响。 实践证明，当O2偏聚量＜30%(原子分数)，C 偏聚量＞0.5%(原子分数)时，加工性能较好，延伸率＞5%，断口为解理断口[4]。

3．时效现象

比利时研究人员在对不同硅含量Si—Fe合金(1.9% ~ 5.6%)进行研究发现，由于间隙原子(C和N)移动到结构缺陷处及在硅原子的短程有序相中的取代，增加了内部摩擦的阻尼。而且随着硅含量的增大，时效现象得以加速发生。在相同时间内，C间隙原子的移动到缺陷处以及在硅原子有序结构相中的取代，提高了合金的机械强度[12]。即合金的脆性增大，塑性降低。

4．晶粒尺寸

6.5%Si高硅钢的晶粒尺寸都很大，一般大于0.2 mm[13.14]。晶粒越粗大，在一定体积内的晶粒数目越少，则在同样塑性变形量下，变形分散在更少的晶粒内进行，造成变形不均匀。晶粒越粗大，使得分散在每个晶粒内的位错密度增大，从而使材料可以在较低的塑性变形时造成很大的应力集中，使得因应力集中引起的开裂机会增大。使其有可能在断裂之前只能承受较小的变形量，即表现出较低的塑性。

# **2.2 高硅钢的制备工艺**

早在五十年代中期，美国的Armco公司就在以轧制法生产6.5wt%Si - Fe钢板方面取得某些进展。1965年伯尔(D.J.Burr)等指出含 5%Si 的Si-Fe合金的伸长率只有1%~2%，添加6%Ni时伸长率增高到9%，添加7.5%Ni时伸长率为20%，可以进行冷轧，因为Ni扩大γ相区，热轧时通过两相区可获得小晶粒。1966年，T.Ishizaka利用热轧一冷轧法制备出0.3mm的6.5wt%Si - Fe薄板[15]，但它存在工艺复杂，不经济等缺陷，给工业化大生产带来一定困难。石坂泽郎等用不同硅含量的钢进行试验表明，含4.0% ~ 4.7%Si的Si - Fe合金当热轧条件合适时可进行冷轧，含5%Si的Si-Fe合金热轧板切掉裂边部分后也可以冷轧，含6.5%Si的Si-Fe合金在600~750℃经＞70%压下率热轧，获得纤维状组织，剪边后从1mm厚可冷轧到≤0.3mm 厚板[16]。1977年成田贤仁(K.Narita)等研究Ni，Al和Mn对含6.5%Si的Si ~ Fe合金力学性能的影响，证明添加Ni和Mn可提高伸长率。

1978年以前主要都采用轧制法进行研制，但由于冷轧脆性没有根本解决而一直不能生产[1]。但是，高硅钢材料优异的磁学性能和广泛的应用前景，又吸引着人们进行大量的研究和开发工作。人们利用新的工艺对 6.5%Si 高硅钢制备进行了尝试。

到目前，高硅钢薄板的制备工艺共分两大类：一类是通过合金化和改善工艺寻求合金的韧化，利用轧制工艺制备高硅钢薄板；另一类是利用新技术避开合金的脆性，包括快速凝固、粉末冶金、沉积扩散等直接制备高硅钢薄板。

### 2.2.1 传统轧制法

自1988年后，日本NKK发明了用特殊轧制法制备高硅钢薄带的方法，并对其工艺技术进行了相关报道，发明了相关专利，其轧制工艺大致分为如下几种：

(1)温控轧制法

1988年，日本NKK公司高田芳一、稻垣淳一等[17]首先提出采用控温的方法轧制6.5%Si高硅钢，其通过控制硅含量在4% ~ 7%的板材的轧制温度T(℃)、压下率R (%)、平均晶粒直径λ(mm)以及硅含量X (%)之间的关系对板材进行轧制。

(2)、包套轧制法

1988年，日本NKK公司高田芳一、小林俊平等[18-21]人发明了一项使用包套轧制法制备高硅钢的技术。该方法首先要制备轧制试样，将一块或者几块待轧制板材叠加起来制成轧制芯材，并用包覆材料包覆才能使得芯材得到稳定的轧制，最终获得良好的板材。但由于该方法必须进行必要的轧前试样制备及处理，并且所轧板材质量很难控制，最终没有得到大规模化的生产。

2011年，谢建新等人发明了一种基于中温包套轧制技术的高硅电工钢带材制备加工方法，实现了厚度0.20 mm以下高硅电工钢带材的制备，而且所制备合金带材表面光亮，组织均匀，轧制成材率可达95%以上[22]。但中温包套轧制技术在制备过程中存在包套材料的浪费、增加了包套及去除包套工序等问题。

### 2.2.2 快速凝固法

快速凝固工艺就是设法尽量减小熔体体积与冷却介质接触的散热面积之比，使熔体因骤然遇冷而迅速冷却、凝固的方法。按照生产工艺流程又可分为急冷制带法和喷射成型法两类。

1)急冷制带法

急冷制带法首先在1978年由N. Tsuya和K. L. Arai提出，获得了极端细小的晶粒组织 [23]。北京钢铁研究总院利用单辊快速凝固方法成功地研制出了磁致伸缩接近零和电阻率高达82 μΩ · cm的含6.5%Si的Si - Fe铸态极薄带(厚40 ~ 60 μm，宽10 ~ 25 mm)[24]。另外，2003年北京科技大学的周成和谢建新教授新近提出了一种具有我国自主知识产权的双带法快速凝固新工艺[25]，效果比较理想。

快凝法生产的微晶薄带有以下一些特点：避开了冶炼、热轧、冷轧高硅的困难，提高了溶质的溶解度，降低了偏析，细化晶粒，能将难于成形的材料制成薄带，简化了薄带的制造工艺等，这些特点对于制造高硅钢带十分有利。但薄带的厚度和织构不易控制，产品宽度窄，板形差，而且磁致伸缩系数λs比传统硅钢片大，高达约30.0×10-6(传统无取向硅钢片只有5.0×10-6，而6.5%Si的Si - Fe合金的磁致伸缩系数λs为0.01×10-6)，另外其工艺因素很复杂、工艺参数适用范围非常窄，生产起来易断带，很难控制，成品率低，因此也没有形成工业化生产。

2)喷射成型法

喷射成型技术作为一种综合了粉末冶金、液态金属雾化、快速冷却、非平衡凝固等多个领域的新型材料制备技术。其过程是首先将金属熔化成液滴，然后通过具有一定形状的接收器凝固冷却，从而获得均匀的等轴晶粒，直接制成一定形状的产品。这样大大改善了6.5wt%Si高硅钢的延展性。

而且喷射成形法形成的均匀等轴晶粒也有助于延展性的改善。该技术是具有通用性和产品多样性的柔性制造系统，优势是产品形状容易控制，厚度可自主调节，缺点是稳定性欠缺。同时，用此种方法制备的Fe - 6.5%Si - 1.0%Al合金存在着不可避免的气孔，而且磁性能也不及二元的含6.5%Si的Si - Fe合金。

### 2.2.3沉积扩散法

1．化学气相沉积法(CVD)

即在基体表面沉积高硅层再通过扩散渗硅热处理使表面的高硅量扩散到基体内从而达到生产高硅钢的目的。根据沉积方式的不同，该法又分为如下几种：

化学气相沉积(CVD)工艺是利用硅钢片的表面和硅化物之间的高温化学反应使Si在硅钢片上富集，使得其在整个基体内部达到基本的均匀，同时使其成分达到6.5%的要求。这是迄今为止制备Fe3Si基合金较为突出和成功的工艺。1988年日本钢管公司(NKK)首次开发并利用该工艺，生产出厚0.1 ~ 0.5mm、宽400mm的含6.5%Si无取向硅钢片，并于1993年7月正式建成月产100t的CVD连续渗硅生产线，生产0.1 ~ 0.3mm厚、600mm宽的6.5%Si硅钢片[26]。在1995年又开发生产了0.05mm × 600mm的产品，通过优化生产条件，明显改善了产品的加工性能，这种硅钢板主要用于电力机械和磁性器件[27]。

尽管CVD工艺已成功应用于大规模生产，但仍存在如下问题：

(1)沉积温度高，能耗大。另外，SiCl4气体在高温条件下具有很强的腐蚀性使得设备腐蚀严重，寿命缩短。

(2)CVD工艺通过腐蚀化学反应在基体表面形成Fe3Si而沉积，由于腐蚀的不均匀性因而会在基体表面产生腐蚀坑洼与不平整，从而不得不需要温轧平整。这给生产带来额外的工艺操作困难和成本问题。

(3)按CVD工艺产生的FeCl2，废气既严重污染环境，又造成Fe的流失。

图为连续快速渗硅生产线演示图。

2．等离子化学气相沉积法(PCVD)

是通过等离子体强烈的电离作用在较低温度(450℃～480℃)使Si沉积在作为负极的基体板(无取向硅钢片)上并形成一层高硅含量的硅铁化合物层(厚度可达 10μm 以上)。该方法具有沉积温度低，时间短(10～20min)，沉积表面质量好的优点。所制得的样品与相同基底Si 的无取向硅钢片相比 ,铁损P10/50降低50%以上 ,其它磁性能也大有改善[28 ~ 32]。

但 PCVD 法存在如下问题：

(1)硅沉积量低，难以满足高硅含量的需要。

(2)该法沉积时需要在真空下进行。真空一方面使工艺操作难度加大、连续工业化生产难于实现；另一方面如果真空度控制不好很容易使空气进入沉积炉内从而造成高硅钢被严重氧化现象(氧化会严重恶化硅钢磁性能)。

(3)会产生腐蚀性很强的HCl废气，一方面严重污染环境；另一方面剧烈腐蚀设备。另外腐蚀产物(FeCl2)也会阻塞真空泵而使整个过程中断。

(4)Si4+离子沉积到基体表面形成硅铁化合物，从而使基体表面层的电阻逐渐增加，基体表面所带的负电荷减少，基体表面与正极间的电场减弱，Si4+沉积越来越难，最后会中断Si4+离子的离解反应而使整个沉积过程停止。

(5)Si Cl4价格昂贵，且有效利用率很低。因此，该法的沉积成本很高。

3．热浸法

将已轧制好的 0.35mm 厚的基片(0～3%Si)在(800℃～850℃)时浸入熔融的 Al-Si浴中，从而在表面形成一定梯度的Al-Si分布，随后进行中间冷轧，最后在 1100℃以上真空炉内进行退火热处理，使 Al-Si 原子扩散到基片内部。其铁损 P10/50为 0.81 W·kg-1，P10/400为 13.5W·kg-1[33 ~ 37]。

4．电沉积扩散法(ED)

通过电的作用(如电离、电解、电镀、电泳等)利用电化学等原理使超细硅微粉颗粒(即分子团)沉积在基体表面上，经高温扩散将超细硅微粉中的硅原子渗入钢中。电泳沉积超细硅微粉工艺具有如下优点：

(1)实现了低温沉积，而且由于采取电泳沉积，在电的作用下硅粉颗粒沉积均匀、表面平整、堆垛密实均匀整齐，因此沉积层密度大、表面质量好；

(2)采取超细微粒(粒径几个微米甚至一个微米以下)因此扩散容易；

(3)电泳工艺中硅粉的沉积量容易控制，需要多少增硅量就沉积多少硅微粉量，完全能满足高硅钢的成分要求；

(4)溶液中沉积，无有害气体放出也无强烈的腐蚀，对环保和设备都有利；

(5)溶液循环使用、无消耗，只需补充硅粉，沉积成本低；

(6)电场作用沉积，能实现连续工业化生产，工艺操作性好。经 1200℃保温1.5小时的 0.5mm 厚的样品，P0.2/10k铁损为 103.2 W·kg-1[38]。

但电沉积工艺也存在如下问题：

(1)沉积层与基体的结合是机械和物理的结合方式，其结合强度很脆弱，沉积层容易被剥落。

(2) 沉积层是纯硅粉电泳堆垛而成的，扩散热处理后由于 Si、Fe 互扩散使得沉积层也成为了独立的 Si-Fe 合金夹层，但夹层与基体没有有效地结合在一起而形成冶金结合，这夹层有些部位能剥离掉但有些部位很难剥离掉，因而影响了高硅钢的表面质量。

(3) 电泳沉积的硅粉颗粒虽然是有规律的堆垛，但硅原子之间的距离及硅原子与铁原子之间的距离还是比较远，因此扩散渗硅时沉积层还有少量剩余硅粉，扩散效果不是很理想。

### 2.2.4 粉末冶金法

粉末冶金法制备高硅硅钢片材主要有两种方法，一种是将铁和铁硅粉末直接轧制成片材，然后再热处理使其烧结致密和成分均匀化。另一种途径是将铁和铁硅粉末先烧结成块材，但要控制烧结工艺，避免块材成为脆性材料，然后再轧制成片材。如W. F. Wang将雾化铁粉和FeSi17粉末混合通过轧制得到含硅量高于3%的片材，然后经过烧结和冷轧制备出不同硅含量的硅钢片材[43]。

Kusaka等以Fe和铁硅合金为原料真空烧结得到了6.2%Si的铁硅块体，经轧制减薄制备出了高硅硅钢片材。粉末冶金法具备工艺过程简单、能耗少、成本低的优势，具有比较广阔的发展前景[39.40]。

但同时粉末冶金法也存在如下问题：

(1)由于高纯铁微粉和高纯超细硅微粉颗粒很小，表面积很大，表面能很大，颗粒间容易团聚很难分离，因而分散性差，所以粉末间难以均匀混合。

(2)轧制时各点轧制压力难以达到一致，轧坯密度一致性差，烧结后各点的收缩率不同，轧坯密度小处收缩大而轧坯密度大处收缩小，因而板坯厚度偏差大，这严重影响磁性能。粉末轧制工艺复杂，影响因素多，板形控制很难。

(3)铁微粉很容易被氧化，超细硅微粉在制造过程中也会被氧化，在颗粒表面形成二氧化硅(SiO2)从而影响铁硅扩散及烧结过程。

### 2.2.5 轧制工艺的发展

在2003年T.Ros ~ Yanes报道了利用微合金化在6.3%Si高硅钢中加入Mn和Al通过传统热轧—冷轧法制备出了0.40mm厚的高硅钢片[41]。但此种工艺需要在冷轧前调整轧制方向，沿热轧方向旋转90°，即沿着热轧板的横向再进行冷轧，因此也不适合大规模工业生产。

2007年，林均平等在实验室中通过添加微量元素B，并以热轧—温轧—冷轧结合热处理的逐步增塑法制备了厚度为0.05 mm 的高硅钢带材。该成品表面平整光滑，厚度均匀，并且具有一定的室温拉伸塑性，延伸率为1.4%，拉伸强度达到1048MPa[11]。该方法以传统的三轧法为基础，易于实现工业规模化生产。但逐步增塑法工艺流程繁琐，主要表现在温轧和冷轧过程中每次轧制后均需进行热处理，而且由于温轧和冷轧过程中边裂严重，每道次均需裁边处理，因此生产效率和成材率均很低。

综上所述，如果利用非传统轧制工艺制备6.5%Si高硅钢，影响工艺的因素复杂，技术参数的难于控制，难以形成规模化工业生产，即便是已投入实际生产的工艺，也存在着对设备的侵蚀，生产成本过高等缺点。而如果能够通过改善传统轧制工艺从而利用目前的钢铁生产设备生产6.5％Si高硅钢，将会带来巨大的经济效益。

# **2.3 高硅钢的组织和织构**

### 2.3.1 热轧及常化组织与织构

热轧板沿厚度方向的组织和织构具有不均匀性，沿层厚呈梯度变化，表层{110}<001>织构较强，1/4层是较强的{001}<110>织构与剪切织构，中心层为强的{001}<110>稳定织构[]。造成梯度变化的原因是：钢板与轧辊间摩擦造成的剪切形变沿厚度方向呈梯度变化。影响热轧板织构梯度的因素有：热轧时的速度、每道次的压下率、热轧时的温度和轧机润滑条件[]。在表层，剪切形变最强，这对形成{110}<001>织构极其重要。沿板厚方向1/5 ~ 1/4处的过渡层中存在大量的珠光体，而且存在位向为(110)[001]的晶粒，这种位向是十分准确的，而且(110)极密度最强。在这些晶粒周围，存在许多小晶粒和细小的第二相质点。这些小晶粒主要是{554}<225>或{111}<112>位向。中心层为伸长的铁素体晶粒和较粗大的碳化物及第二相质点，主要位向为{112}<110>和{011}<110>，其中还少量存在位向不准的{110}<001>晶粒。沿板厚方向由于剪切应变所引起的转动，实际上是从{110}<001>位向绕横向往{001}<110>位向逐步转动90°的过程。

对于高硅钢而言，釆用的工艺为一次冷轧制造时，热轧之后必须要进行常化。所谓常化，实际上就是正火工艺。常化的目的除了碳含量高时，可脱碳外[]，最主要的是使热轧过程中产生的粗大组织通过再结晶的过程，变成正常的组织，增多再结晶的晶粒，与此同时，减弱{111}组分、加强{110}和{100}组分。对于高硅钢来讲，在实验的过程中采用适当的常化工艺，是为了控制热轧板的晶粒尺寸，使晶粒尺寸较大。当晶粒尺寸较大时，它的晶界就相对较少，由于γ织构的再结晶晶核更容易在晶界处形核，所以能使高硅钢成品中的γ织构组分相对较少。除此之外，晶粒尺寸大，冷轧形变组织中的剪切带就多，剪切带的分布密度就高，分布密度越高，它的储存能就越多，由于再结晶的晶粒优先在储存能高的地方形核，所以再结晶退火时，在剪切带上更容易形成具有高斯取向的晶核[]。因此，当晶粒尺寸较大时，高硅钢成品中的Goss织构组分相对较多。就是通过这样控制常化工艺，来获得想要的织构，达到优异的磁性能。

### 2.3.2 冷轧组织与织构

冷轧织构也可以称之为形变织构，它的本质主要取决于钢的流变特性和晶体结构。其他因素，如合金元素、杂质、形变温度和原始织构对冷轧织构也有影响。对于高硅钢这种多晶体而言，它主要是由完整的γ(<111>//ND)织构{111}<112>～{111}<110>和不完整的α(<110>//RD)织构{001}<110>～{111}<110>组成[]。通过对纯铁这种单晶体进行不同压下量的冷轧和ODF位向分析得出沿以下两个基本途径进行晶体转动[]：

a：{110}<100>→{554}<225>→{111}<112>→{111}<110>→{223}<110>

b：{001}<100>→{001}<110>→{112}<110>→{223}<110>

从以上两个基本晶体转动途径可以看出：最终稳定位向都为{223}<110>。如果按a途径进行转动，原始位向{111}<112>明显地发展为γ(<111>//ND)织构。从b的转动可以看出：{001}<110>并不是最稳定位向，这与单晶体结果截然不同。但高硅钢与单晶的纯铁不同，它是多晶体。那么在实际轧制中，多晶体晶粒位向的旋转是受到晶界限制的，并且旋转过程受变形量的影响十分显著，往往不能彻底演变为最终稳定取向。因此，硅钢在冷轧后，一般会出现的织构为：{111}<110>、{111}<112>、{112}<110>、{001}<110>和{223}<110>等。

### 2.3.3织构与磁性能关系

高硅钢最主要的性能就是磁性能，如何降低铁损，是提高磁性能的关键。之所以前面提到很多关于织构的内容，是因为织构是影响磁性能的重要因素，优化织构是改善磁性能的关键。

图。。显示的是α铁单晶在<100>、<110>、<111>方向上的磁化曲线[]。从图中可以看出：在磁场强度很小的情况下<100>方向就己经饱和，在磁场强度很大的情况下<110>方向才达到饱和，而无论磁场强度怎么加，<111>方向都很难达到饱和。为了将这种磁化的各向异性进行表征，称不容易被磁化的方向为磁体的难磁化方向，对应的磁体单晶称为难磁化轴；容易被磁化的方为磁体的易磁化方向，对应的磁体单晶称为易磁化轴。所以在铁单晶中，<111>为铁单晶的难磁化轴，<100>方向为铁单晶的易磁化轴。

对于硅钢而言，它的组织是由bcc的α~ Fe固溶体晶粒组成的[]，由于磁晶的各向异性，所以α~ Fe固溶体在晶向<001>上最易发生磁化、<110>晶向次之、<111>晶向很难发生磁化[]。因此，在硅钢中为了提高磁感强度，降低铁损，希望尽可能多的存在与<100>方向平行的磁力线方向，这些磁力线方向形成取向的择优分布，形成易磁化织构。希望尽可能少的存在与<111>方向平行的磁力线方向，减少不易磁化织构得出现。对于取向硅钢来讲，希望尽可能多的形成高斯织构({110}<001>)或立方织构({100}<001>)。对于无取向硅钢来讲，要求为磁各向同性，由于在{100}面存在两个<001>易磁化方向，所以希望形成{100}面织构，使平行于硅钢板表而的任意方向都有尽可能多的<001>晶向。

# **2.4 高硅钢的中温轧制**

温轧是指金属在冷轧与热轧之间的温度范围内进行的加工变形。一般温轧制品的表面光洁度和尺寸精确度比热轧的好，轧辊等变形工具的使用寿命要比热轧的长，温轧时金属的变形抗力比冷轧低，能量消耗比冷轧时少，金属的塑性一般要比冷轧时大[46]。温轧不仅具有冷轧和热轧的某些特点，而且在加工中也有自身的作用。在实践中采用温轧方式的目的主要有两个：一是改善金属材料的加工性能；二是改善产品的使用性能。所以，采用温轧生产工艺能够实现优质、高产、低消耗的目标。目前，采用温轧生产的工厂很少，国内外温轧生产工艺参数的研究资料也比较有限，所以研究温轧条件下高硅钢薄板的加工特性对实际生产和理论研究都具有重要意义[47]。

### 2.4.1 温轧的国内外研究现状

武汉科技大学程朝阳、刘静等[49]采用热轧——温轧工艺制备了表面质量良好的0.35mm厚Fe ~ 6.5%Si ~ 0.5%Cu合金薄板。通过对热轧态和温轧态试样的显微组织观察和硬度测试，研究了Fe ~ 6.5%Si ~ 0.5%Cu合金轧制后的结构及性能；同时测量了该合金温轧薄板的磁性能。研究表明，温轧态试样中含有较多的滑移带，同时含有少量的B2有序相。Fe ~ 6.5%Si ~ 0.5%Cu合金薄板经热轧——温轧后板材成型性较好，饱和磁感较高，铁损较低。微量Cu的添加可略降低Fe ~ 6.5%Si合金的硬度。

北京科技大学刘璐、杨平等[50]采用EBSD技术对通过热轧、温轧、冷轧及退火工艺制备0.3mm厚的6.5wt.%Si电工钢板的组织和织构进行分析，重点研究温轧过程中的中间退火和大、小压下率组合以控制织构。结果表明，在热轧退火板是部分再结晶组织的情况下，一次性温轧或先小形变量、中间退火后再大形变量的工艺可得到更多的Goss晶粒；经过最终退火后Goss取向会发生偏转，形成部分黄铜取向，而{111} <112>取向的晶粒内形核生成近Goss取向的再结晶晶粒；大压下量轧制是最终组织中{111}取向晶粒较多的主要原因。

北京科技大学房现石、梁永锋等[51]利用温轧工艺对6.5%Si电工钢热轧板进行不同压下率轧制，研究了温轧板织构随压下率的变化规律。实验结果显示，在温轧压下率 ≤ 75%以内，随着压下率的增大，{100} <110>、{110} <100>和γ纤维织构在薄板表层中的强度先增强后减弱，其中{100} <110> 和{110} <100> 组分在压下率为50%时达到最大值，γ纤维织构则是在压下率65% 时达到最大值。在温轧板的心部，{100} <110> 组分强度则是先减弱后增强，{110} <100> 和γ纤维织构组分的强度随着压下率增大都表现为逐渐增强趋势。当压下率达到75% 时，沿板厚方向形成3个组织区域：表层细晶粒区({110} <100> 取向为主)、过渡层({111} <110> 和{111} <112> 变形晶粒区)和中心层(以拉长的γ纤维织构和{100} <110> 取向晶粒为主)，这种组织和织构不均匀性对后期织构的发展有重大影响。

北京科技大学梁永锋、林均平等[52]研究了一种特殊的轧制方法，热轧、温轧、冷轧和相应的热处理工艺相结合，制备出了厚度为0.03 ~ 0.05 mm的该合金薄板，薄板板型良好，具有金属光泽。在制备过程中，通过观察热处理前后材料显微组织，硬度和结构的变化，发现适当的热处理可以降低该材料的硬度，提高材料的轧制塑性。究其原因是快冷抑制了部分有序相B2的形成，并且抑制了有序相B2向DO3的转变；通过观察冷轧薄板热处理前后磁性能的变化，发现适当的热处理可以提高冷轧薄板的磁性能，随炉冷却有利于有序相的形成，提高磁性能，热处理后薄板呈无取向硅钢特征。

东北大学李其[53]研究了合金化Fe ~ 6.5wt.%Si低温变形行为，通过对合金化Fe ~ 6.5wt.%Si在300℃、500℃的拉伸力学行为分析及扫描断口分析证明了0.2wt.%Ti、0.1wt.% ~ 1.0wt.%Al、0.2wt.%Zr和0.02wt.%B(0.05wt.%B)在500℃以下对Fe ~ 6.5wt.%Si低温塑性是有害的。合金元素对Fe ~ 6.5wt.%Si塑性恶化的原因主要是通过对高硅钢固溶强化和析出相强化，提高强度，降低塑性。同时研究了Fe ~ 6.5wt%Si热轧板的低温变形性质，通过Fe ~ 6.5wt.%Si热轧常化板的压缩实验，计算了不同形变量下热轧常化板的应变速率敏感因子m，发现m值随温度的变化曲线上出现了两个极小值点，350℃附近的极小值点是由于动态应变时效(DSA)引起的，而700℃ 附近的极小值点是由于DO3相向B2相转变时引起有序度的降低，增加了空位密度，导致C原子与位错的作用减弱，降低了应变速率敏感性。

东北大学刘海涛等[54]研究了双辊薄带连铸后进行热轧、温轧和退火工艺，制备出Fe ~ 6.5wt.% Si ~ 0.3wt.% Al的无取向高硅电工钢。采用光学显微镜、X射线衍射和EBSD分析不同加工阶段其显微组织和织构的演变规律。研究发现，最初的铸造薄带显示出强柱状晶和 <001> 方向织构，热轧和温轧后沿厚度方向分布着大量的剪切带以及强 <110> 织构和弱 <111> 织构。退火后，有利的再结晶织构{001} <210>，{001} <010>和{410} <001> 形成，不利织构 <111> 几乎都消失，因而，退火薄板的磁感应强度得到大大改善，再结晶织构的形成可以通过优先形核和长大机制进行解释。

由上可以明显看出，国内针对高硅钢温轧的研究主要是集中在通过优化织构从而提高其磁性能上。然而对高硅钢温轧过程中中温塑性研究得较少，主要原因可能是在高硅钢的常规轧制方法中，通过温轧工艺的优化，如在温轧时进行中间退火，已能够在一定程度上克服轧裂的主要问题[55]。

国外通过传统轧制法制备高硅钢的案例较少，在有限的文献中，2003年，T. Ros - Yanes在6.3%Si高硅钢中加入0.091%Mn和0.002%Al，然后通过传统热轧—冷轧法，热轧至1mm，冷轧至0.4mm，在900℃，2h退火后能观察到二次再结晶[25]。2006年，J. Hunady研究了化学成分和热轧条件对高磁导率无取向硅钢的影响，以及硅钢中奥氏体转变终了温度的范围[56]。2010年，Krzysztof Chwastek模拟了高硅钢的磁性能，如动态磁滞回线，矫顽力，剩磁，损耗密度等[57]。

# **3研究内容、研究方法及技术路线**

# **3.1 研究内容**

本课题拟研究6.5%Si高硅钢的中温轧制工艺，主要是中温轧制对高硅钢组织性能的影响以及6.5%Si高硅钢的中温(300 ~ 700℃)塑性变形行为，探索合适的温轧工艺，从而为实际生产中制定6.5%Si高硅钢温轧工艺提供一定依据。

# **3.2 研究方法**

(1)以工业纯铁、纯硅为原料，冶炼出硅含量为6.5%的高硅钢，然后采用Gleeble -3500热模拟试验机进行不同变形温度、应变速率和变形程度的热压缩试验，获得其应力—应变数据。

(2)根据应力—应变数据计算得到应变速率敏感指数m、能量耗散率η和非稳定参数 ，从而绘制出能量耗散率图和非稳定图，。

(3)在高硅钢(6.5%Si)的可加工区域内，选择合适的变形温度、应变速率和变形量的温轧制工艺参数组合，对高硅钢(6.5%Si)的热轧常化板进行温轧，再经热处理后冷轧，最后将得到的冷轧薄带退火。

(4)采用电子背散射衍射技术(EBSD)对样品进行取向成像，并通过取向分布函数(ODF)对高硅钢(6.5%Si)的冷轧薄带组织织构进行分析，研究温轧制度对组织性能的影响。

# **3.3 技术路线**

查阅并总结国内外文献

掌握当前国内外对高硅钢温轧工艺的研究

冶炼出6.5%Si的高硅钢

测其应力——应变数据

计算得到应变速率敏感指数m、能量耗散率η和非稳定参数

绘制非稳定图

绘制能量耗散率图

叠加得高硅钢（6.5%硅）的加工图

选择合适的温轧制工艺参数组合，进行温轧、热处理、冷轧、退火

进行冷轧薄带的织构分析

# **4进度安排**

2013.9——2014.8 收集资料，查阅文献，了解国内外对高硅钢温轧的研究现状，完成开题报告；

2014.8——2015.1 开始实验，研究高硅钢温轧范围内的中温塑形，进行热压缩实验，获得高硅钢(6.5%硅)的加工图；

2015.1——2015.8 选择合适的温轧制工艺参数组合，对高硅钢(6.5%硅)依次进行温轧、热处理、冷轧和退火，最后分析冷轧组织的织构；

2015.8——2016.1 撰写论文，准备答辩。

# 参 考 文 献

1. 何忠治.电工钢[M],北京:冶金工业出版社,1996.
2. Takada Y, AbeM, MasudaS, et al. Commercial scale Production of Fe ~ 6.5wt%Si sheet and its magnetic Properties[J].JAPPIPhys,1988,64(10):5367-5369.
3. Haiji H, Okada K, Hiratani T,et al. Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet.[J]. Magn Mater,1996,160:109-114.
4. 杨劲松,谢建新,周成. 6.5%Si高硅钢的制备工艺及发展前景[J]. 功能材料,2003,03:244-246.
5. P． Beckley． Electrical steels ［M］South Wales: European Electrical Steels，2009: 17-65.
6. Raviprasad K, chattopadhyay K. The influence of cirtical points and structure and microstructural evolution in iron rich Fe-Si alloys[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993,41(2):609-624.
7. 李慧. Fe-6.5wt%Si合金中有序相的形成规律及其对力学性能的影响[D].北京科技大学,2015.
8. 梁永锋. Fe-6.5Si高硅钢冷轧薄板制备及其性能的研究[D].北京科技大学,2010.
9. 金吉男. Fe14Si2有序合金薄板制备新技术与组织性能的研究[D].北京科技大学,2004.
10. 彭继华.Fe3Si基合金的环境脆性和本征脆性[D],北京:北京科技大学,1998.
11. 林均品,陈国良.6.5wt%Si高硅钢冷轧薄板制备工艺、结构和性能[J],前沿科学,2007’ 2: 13-26.
12. D.Ruiz, J.L.Rivera-Tovar, D.Segers,et al. Aging phenomena in high-Si steels studied by internal friction [J].Materials Science and Engineering, 2006, A442: 462–465.
13. K.N.Kim, L.M.Pan, J.P.Lin, et al.The effect of boron content on the processing for Fe–6.5wt%Si electrical steel sheets [J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2004, 277:331–336.
14. 潘丽梅,金吉男,林均品,等.硼元素对 Fe-6.5%(质量分数)Si合金力学性能影响的试验研究[J].功能材料,2004,35(6):683-685.
15. T. Ishizaka, K. Yamabe, Tankahashi． Cold rolling and magnetic properties of 6． 5% percent silicon-iron alloys［J］日本金属学会杂志, 1966(30) : 552.
16. 石坂哲郎, 山部恵造, 高橋俊夫. Fe-6.5%Si 合金の冷間圧延と磁気特性[J]. 日本金属学会誌, 1966, 30(6):552-558.
17. 高田芳一,稻垣淳一,升田贞和.日本特许公报.昭63-35744.
18. 小林俊平,镰田正誠,有泉孝,藤田文夫.日本特许公报.昭63-36904.
19. 高田芳一.日本特许公报.昭63-145716.
20. 高田芳一.高机能磁性薄钢板.NKK技报,1989,125:58-63.
21. 郑心穗译,牛神义行.高含量取向硅钢板的生产方法.武钢技术.1997,2:43-45.
22. 谢建新，付华栋，张志豪，等．一种高硅电工钢薄带的短流程高效制备方法．专利号：ZL 2010 1 0195520.4，授权日：2011年08月10日.
23. Tsuya N, Arai K I.3M Conference C. Cleveland, 1978.6A-1.
24. 刘海明，彭长平，李玉国．Fe-6.5％Si快速凝固极薄带[J]．钢铁，1993，28(7)：55-59.
25. 周成，谢建新.[P]. 中国专利，申请号：00106176.3,1978.
26. Haij, K． Okada，T． Hiratani, et al． Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet［J］Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 1996( 160) : 109-114.
27. T．Yamaji，M．Abe，Y．Takada et al．Magnetic properties and workability of 6.5% silicon steel sheet manufactured in continuous CVD siliconizing line［J］ Journal of Magnetism and Magnetic Materials，1994( 133) : 187-189.
28. 王蕾,吴新杰,李平生,陈大凯. PCVD法制高Si钢片的研究[J]. 金属热处理,2000,12:27-29.
29. 王蕾,周树清,陈大凯. PCVD法制作高硅硅钢片的研究[J]. 热加工工艺,2000,06:46-47.
30. 王蕾,周树清,陈大凯. PCVD法渗Si的研究[J]. 武汉科技大学学报(自然科学版),2000,03:245-246.
31. 王蕾,周树青,吴新杰,李平生,高莹,陈大凯. PCVD法渗6.5%Si的动力学问题研究[J]. 武汉科技大学学报(自然科学版),2000,04:344-346.
32. 吴润,陈大凯,夏先平,吴新杰. 高硅钢的PCVD制造工艺及其电磁性能[J]. 钢铁研究报,1997,04:46-49.
33. Tanya Ros-Yanez, Marc De Wulf, Yvan Houbaert. Inﬂuence of the Si and Al gradient on the magnetic properties of high-Si electrical steel produced by hot dipping and diffusion annealing[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2004,272–276:e521–e522.
34. J.Barros, T.Ros-Yanez, L.Vandenbossche, et al. The effect of Si and Al concentration gradients on the mechanical and magnetic properties of electrical steel[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2005, 290–291:1457–1460.
35. J.Barros, T.Ros-Yanez, O.Fischer, et al. Texture evolution in experimental grades of high-silicon electrical steel [J].Physica, 2006, B384:310–312
36. J.Barros, T.Ros-Yanez, O.Fischer, et al. Texture development during the production of high Si steel by hot dipping and diffusion annealing[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2006,304:e614–e616.
37. Tanya Ros-Yánez, Daniel Ruiz, José Barros, et al. Advances in the production of high-silicon electrical steel by the rmomechanical processing and by immersion and diffusion annealing[J]. Journal of Alloys and Compound, 2004, 369:125-130.
38. 游涛,黄璞,冯大军,张恒. 扩散工艺对6.5%WtSi高硅钢性能的影响[J]. 武汉工程职业技术学院学报,2005,03:1-3+68.
39. W.F.Wang.Rolling compaction magnetic Properties and microstructural development during sintering of Fe-Si[J]. powder Metallurgy ,1995,38(4):289-293.
40. E. V. Walker and J. Howard.The Production of Silicon-Iron Magnetic Strip with The(110) [001]Texture, by Cold Rolling From Sintered Compacts[J]. Powder Metallurgy,1959,4:32-43.
41. T.Ros-Yañez,Y. Houbaert,O.Fischer,et al.Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical processing[J].Journal of Materials Processing Technology,2003,143–144:916–921.
42. 赵志业．金属塑性变形与轧制理论[M]．第二版．北京：冶金工业出版社，1994:68～75.
43. Fleck N，Johnson K．Towards a new theory of cold rolling thin foil[J]．International Journal of Mechanical Sciences，1987(29)：507～524.
44. 黄浩东 等．冷轧无取向硅钢热带钢生产工艺研究[J]．鞍钢技术，2003(5):26～28.
45. 程朝阳,刘静,陈文思,林希峰,孙国栋,甘章华,向志东. 温轧工艺制备的Fe-6.5wt%Si-0.5wt%Cu合金薄板的结构与性能[J]. 功能材料,2014,10:10119-10122+10127.
46. 刘璐,杨平,秦镜,毛卫民,叶丰. 高硅钢温轧过程压下率及中间退火对组织、织构的影响[J]. 电子显微学报,2013,06:459-466.
47. 房现石,梁永锋,叶丰,林均品. 压下率对6.5%Si电工钢温轧板织构的影响规律[J]. 功能材料,2012,24:33 46-3350.
48. 梁永锋,林均品,叶丰,王艳丽,张来启,陈国良. 热处理对Fe-6.5wt%Si合金冷轧薄板组织及磁性能的影响[J]. 材料热处理学报,2009,02:85-88+92.
49. 李其. Fe-6.5wt.%Si低温塑性与轧制法制备[D].东北大学,2009.
50. Hao-Ze Li,Hai-Tao Liu,Zhen-Yu Liu,Hui-Hu Lu,Hong-Yu Song,Guo-Dong Wang. Characterization of microstructure, texture and magnetic properties in twin-roll casting high silicon non-oriented electrical steel[J]. Materials Characterization,2014,88:.
51. Liang, Y.F., et al., Effect of annealing temperature on magnetic properties of cold rolled high silicon steel thin sheet. Journal of Alloys and Compounds, 2010. 491(1-2): p. 268-270.
52. J. Huňady,M. Černík,E.J. Hilinski,M. Predmerský,A. Magurová. Influence of chemistry and hot rolling conditions on high permeability non-grain oriented silicon steel[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2006,3042:.
53. Krzysztof Chwastek, Jan SzczygŁowski, WiesŁaw Wilczyński. Modelling magnetic properties of high silicon steel[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2010,3227:.