

琉球大学学術リポジトリ

無方向性珪素鋼板の磁気特性改善に関する研究

メタデータ	言語: 出版者: 黄柏英 公開日: 2021-12-15 キーワード (Ja): キーワード (En): 作成者: 黄, 柏英, Kou, Hakuei, B.Y, Huang メールアドレス: 所属:
URL	http://hdl.handle.net/20.500.12000/25355

第五章 無方向性珪素鋼板の磁気特性に及ぼす圧延方式の影響

5-1 序論

無方向性珪素鋼板は回転機の鉄心材料として大量に使われており、回転機の効率を向上させるためには、鉄心材料の高磁束密度化・低損失化が必要である。その課題解決のため、1950年代から無方向性あるいは二方向性珪素鋼板の研究は盛んに行われるようになった[1-6]。1960年代後半から70年代には幾分研究熱は劣えたが、ここ20年程は再び精力的に研究開発が進められている[7,8]。

珪素鋼板の主成分である鉄は、 $\langle 100 \rangle$ 結晶方位が磁化容易方向であり、(100)面は面内に二つ磁化容易方向を持つ。現在、(100)[001]を持つ大きい結晶粒の二方向性珪素鋼板が研究の主流となっている[9,10]。しかし、回転機運転のときには鉄心中に回転磁界が生じるため、大きい結晶粒を持つ鉄心材料中には大きな渦電流損失が発生するので、粗大結晶粒を有する珪素鋼板は小形回転機に不向きである。

そこで、渦電流損失を抑えるためには、小さい結晶粒を有し、(100)[001]キューブ組織が鋼板面内でランダムに分布する無方向性珪素鋼板の鉄心材料が望まれている[11]。

第三章と第四章において、無方向性珪素鋼板の焼鈍条件の影響について報告した。しかし、一般に珪素鋼板の焼鈍後の磁気特性およびその集合組織は、焼鈍前の圧延に強く依存することが知られている。(100)組織は面内に[001]と[010]の二つの容易磁化方向があるので、垂直の二方向に圧延することにより(100)集合組織が成長しやすいことが考えられる。本章の実験では、厚さ0.5 mmの無方向性珪素鋼板を様々な圧延方式により、0.1 mmまで冷間圧延した試料

を用いて、Ar ガス雰囲気中で焼鈍を行った。作製した試料の交流磁気損失、直流磁気特性、トルク曲線及び圧延組織、再結晶組織について検討した。

試料として、厚さ 0.1 mm の鉄方向性 Fe-3%Si 鋼板 (鋼工製、50129) を用いて、Table 1 に示したように A, B, C, D, E と互々の異なる圧延方向で 0.1 mm まで圧延した。これは鉄板の鉄方向で、下はし方向に対して直角方向である。試料 A は 0.1 mm から 0.1 mm まで下はし方向に圧延した試料である。B は 0.1 mm から 0.1 mm まで下はし方向に圧延し、0.1 mm から 0.1 mm まで上はし方向に圧延した試料である。C, D, E はそれぞれ異なる圧延方向で 0.1 mm まで圧延した試料である。また、0.1 mm から 0.1 mm まで下はし方向に圧延した試料 A, B と同じであるが、0.1 mm まで圧延した後に、0.1 mm の Ar ガス雰囲気中で 400°C で焼鈍している試料も用意している。試料 F は 0.1 mm から 0.1 mm まで、方向性 Fe-3%Si 鋼板を用いて、0.1 mm まで下はし方向に圧延した。

圧延された試料 A, B, C, D, E を Fig. 1 のように長さ 100 mm、幅 10 mm に切り出した。B 方向と下はし方向に異なる方向として切り出した試料はそれぞれ 1 試料と 1 試料である。焼鈍の前に、試料をアルミ缶で包み、右向きに圧延し、鋼板方向内のアルゴン (Ar) ガス (純度 99.99%) の $O_2 < 1$ ppm, $CO < 1.0$ ppm, $CH_4 < 1.0$ ppm) で炉内雰囲気を制御して焼鈍を行った。このとき、Ar ガスは完全に管内に閉じ込めた状態で実験を行った。

作製した試料の磁気特性は伏打法を用いて測定した。交流磁気損失は交流磁気損失測定機 (磁気工学社製) により測定装置数 $f = 50$ Hz で測定した。直流磁気特性はローレンツプロベラ (オーストリア製) を用いて、50 A/mm² の電流密度における磁気特性を、および磁気特性を測定した。トルク曲線は磁気特性プロベラ (五洋製) を用いて測定した。また、トルク測定に際して、焼鈍後の試料を化学メーキングによって直径 4 mm の円筒形に成形したものを用いた。

5-2 実験試料の作製と実験方法

母材として、厚さ 0.5 mm の無方向性 3%珪素鋼板（新日鉄製：50H290）を用いて、Table.1 に示したように A, B, C, D, E と五つの冷間圧延方式で 0.1mm まで圧延した。L は最終圧延方向で、T は L 方向に対して直角方向である。試料 A は 0.5 mm から 0.1 mm まで T と L 方向に交互に圧延した試料である。B は 0.5 mm から 0.3 mm まで T 方向に圧延し、0.3 mm から 0.1 mm まで L 方向に圧延した試料である。試料 C, D の圧延方式は試料 A, B と同じであるが、0.3 mm まで圧延した後 900°C、0.5 h の Ar ガス雰囲気中で中間焼鈍を施している点で異なっている。試料 E は 0.5 mm から 0.1 mm まで L 方向のみに圧延した。

圧延された試料 A, B, C, D と E を Fig.5-1 のように長さ 100 mm、幅 5 mm に切り出した。L 方向と T 方向に長手方向として切り出した試料はそれぞれ L 試料と T 試料である。焼鈍の際に、試料をアルミナ板で挟み、石英管内に配置し、純度 99.999% のアルゴン (Ar) ガス (残留ガス $O_2 < 0.2$ ppm、 $CO_2 < 1.0$ ppm、 $CH_4 < 1.0$ ppm) 中で赤外線集中加熱炉を用いて焼鈍を行った。このとき、Ar ガスは完全に管内に閉じ込めた状態で実験を行った。

作製した試料の諸磁気特性は次の装置を用いて測定した。交流磁気損失は磁気損失測定器 (凌和電子社製) により測定周波数 $f = 50$ Hz で測定した。直流磁気特性は B-H ループトレーサ (テスラ社製) を用いて、800 A/m の磁界印加時における磁束密度 B_0 および保磁力 H_0 を測定した。トルク曲線は磁気異方性トルク計 (玉川製作所製) を用いて測定した。また、トルク測定に際して、焼鈍後の試料を化学エッチングによって直径 4 mm の円板形に成形したものをを用いた。

Table.1 Cold -rolling process of samples.

Samples	First cold-rolling 0.5 →0.3 mm	Intermediate annealing in argon atmosphere	Second cold-rolling 0.3 →0.1 mm
A	T + L (alternately)	—	T + L (alternately)
B	T	—	L
C	T + L (alternately)	900°C, for 0.5 h	T + L (alternately)
D	T	900°C, for 0.5 h	L
E	L	—	L

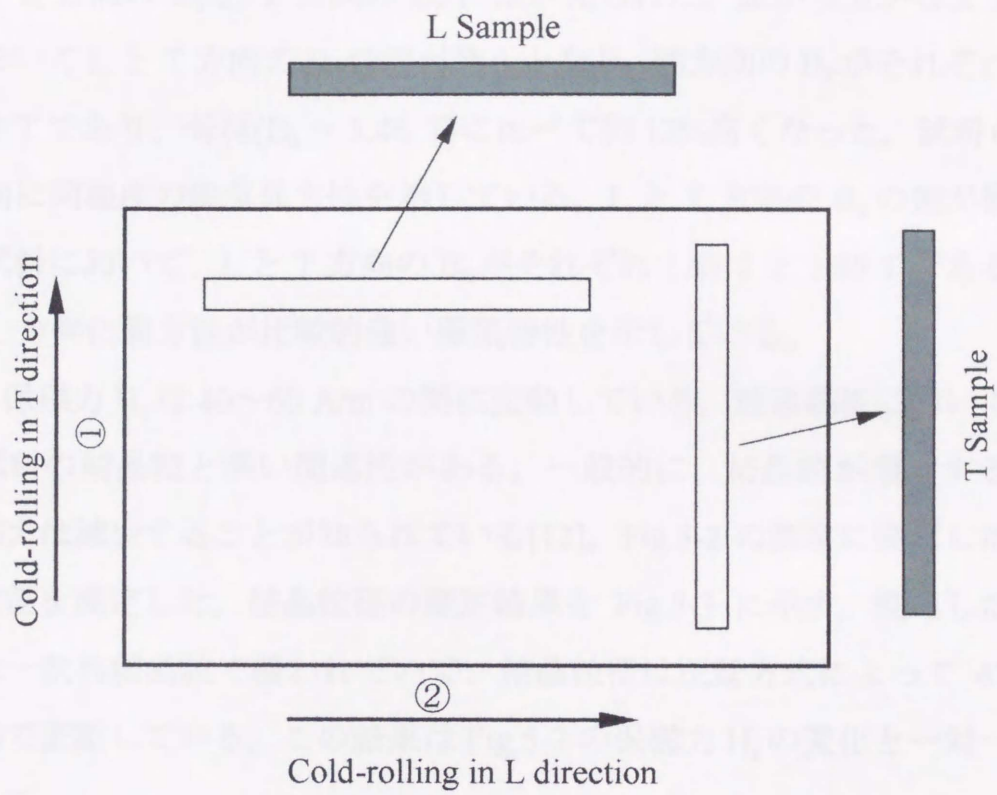


Fig.5-1 Schematic explanation of samples.

5-3 圧延方式による磁気特性の変化

Fig.5-2 は、作製した試料 A、B、C、D、E の直流磁気特性 800 A/m の磁界を印加したときの磁束密度 B_8 と保磁力 H_c である。圧延方式によって、焼鈍した試料の L 方向の B_8 と T 方向の B_8 に差が見られた。図から分かるように試料 C において L と T 方向の B_8 の差が最小となり、両方向の B_8 がそれぞれ 1.65 T と 1.62 T であり、母材($B_8 = 1.46$ T)に比べて約 12%高くなった。試料 C は L と T 方向に同程度の磁気異方性を示している。L と T 方向の B_8 の差が最も大きい A 試料において、L と T 方向の B_8 がそれぞれ 1.67 T と 1.59 T である。試料 A は L 方向に異方性が比較的強い磁気特性を示している。

一方、保磁力 H_c は 40~60 A/m の間に変動している。珪素鋼板において、保磁力は試料の結晶粒と深い関連性がある。一般的に、結晶粒が増大するにつれて保磁力は減少することが知られている[12]。Fig.5-2 の測定に使用した試料の結晶粒径を測定した。結晶粒径の測定結果を Fig.5-3 に示す。焼鈍した試料の表面は一次再結晶粒で覆われていて、結晶粒径は圧延方式によって 47~62 μ m の間で変動している。この結果は Fig.5-2 の保磁力 H_c の変化と一対一対に
応している。

Fig.5-2 に示した試料を用いて磁気損失の測定を行い、測定した結果を Fig.5-4 に示す。図に示したように、圧延方式の相違によって、各試料の磁気損失は異なっており、L と T 方向の試料の鉄損はいずれの磁束密度においても、試料 C の方が最も小さい鉄損が得られている。周波数 50 Hz、1.5 T で試料 C の L と T 方向の鉄損はそれぞれ $W_{15/50} = 2.44$ W/kg と $W_{15/50} = 2.77$ W/kg であり、試料 C の L と T 両方向の平均鉄損は母材($W_{15/50} = 2.61$ W/kg)と同程度であるが、 B_8 は前述のように母材より 12%高くなった。

鉄心材料の磁気異方性は回転機の磁気損失に対して強い影響を与える[13,14]。作製した試料の異方性を調べるために、トルク曲線を測定した。測定したト

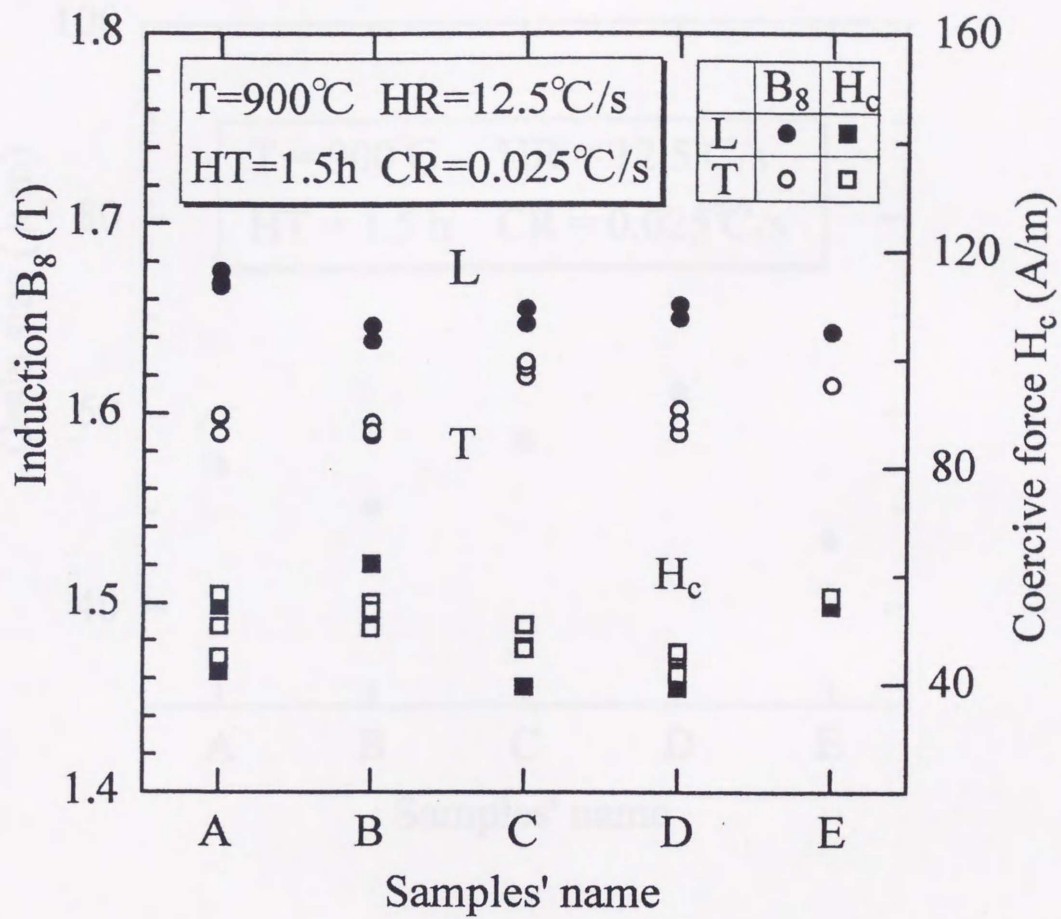


Fig.5-2 Dependence of B_8 and H_c on samples.

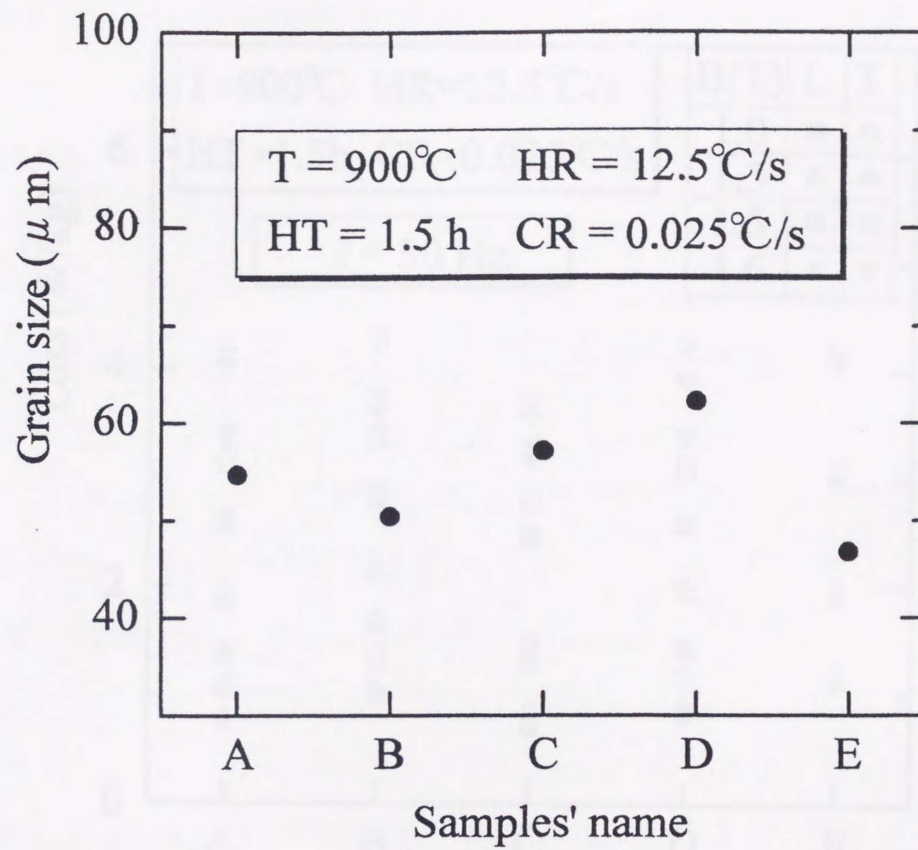


Fig.5-3 Grain size of samples.

Fig.5-4 Dependence of losses on samples.

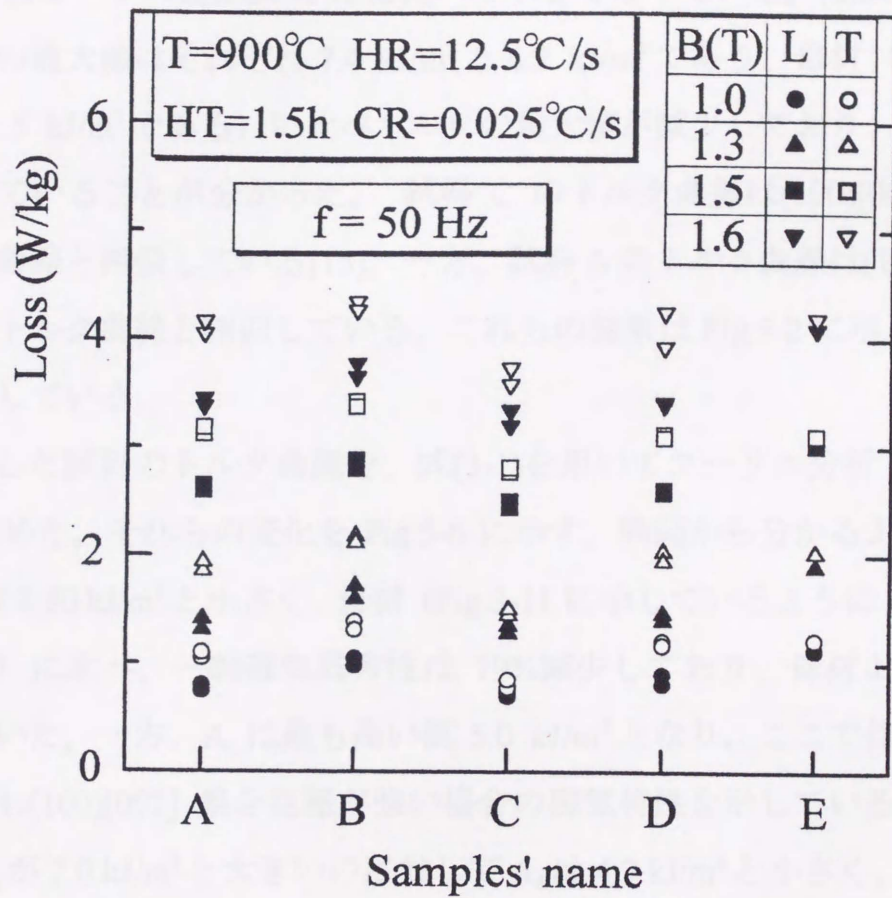


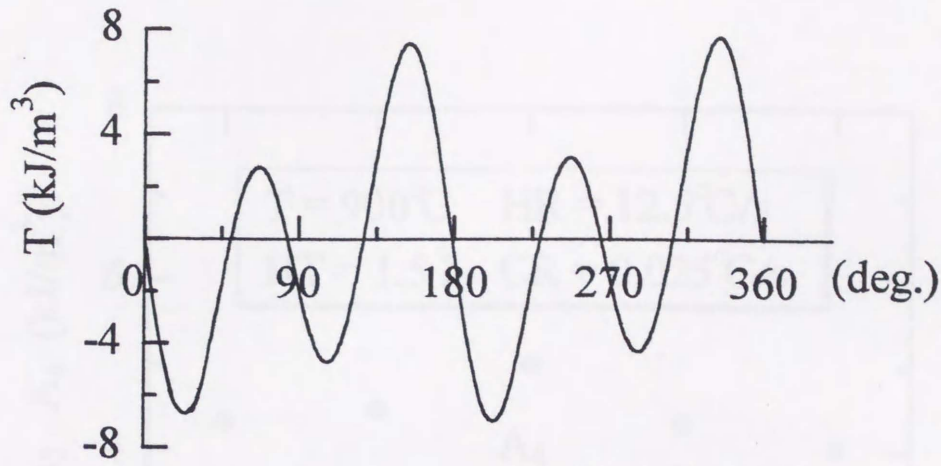
Fig.5-4 Dependence of losses on samples.

トルク曲線の二例を Fig.5-5 (a), (b)に示す。同図(a), (b)はそれぞれ試料 A と C である。図(a), (b)において、トルク曲線は 0~180°Cの間に四つのピークが存在するが、高いピークと低いピークの差は(a)試料と(b)試料とでは異なっており、試料 C のピークの差が試料 A に比べて小さくなっている。(a)試料と(b)試料のトルクの最大値はそれぞれ 7.4 kJ/m³ と 6.2 kJ/m³ であり、母材 (トルクの最大値は 11.5 kJ/m³ である) に比べトルクの最大値が減少しており、磁気異方性は減少していることが分かった。試料 C のトルク曲線は(100)[001]集合組織のトルク曲線と相似している[15]。一方、試料 A のトルク曲線は(110)[001] 集合組織のトルク曲線と相似している。これらの結果は Fig.5-2 に示した B₈ の変化と一致している。

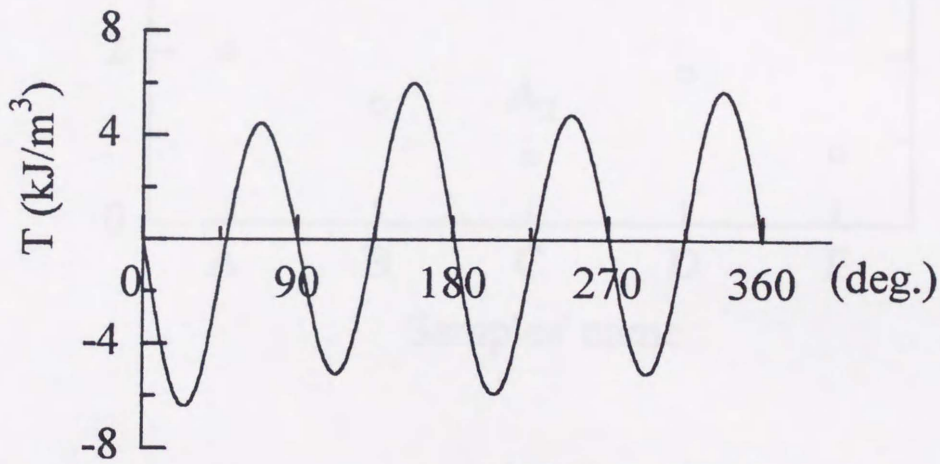
測定した試料のトルク曲線を、式(3-1)を用いてフーリエ分析し、係数 A₂、A₄を求めた。それらの変化を Fig.5-6 に示す。同図から分かるように、試料 C の A₂ は 0.80 kJ/m³ と小さく、母材 (Fig.3-11 に示しているように A₂ = 3.88 kJ/m³ である) に比べ、一軸磁気異方性は 79%減少しており、母材より無方向性となっていた。一方、A₄ は最も高い値 5.0 kJ/m³ となり、ここで作製した試料の内でも最も(100)[001] 集合組織が強い場合の磁気特性を示している。一方、試料 A は A₂ が 2.0 kJ/m³ と大きいのに対して A₄ は 4.2 kJ/m³ と小さく、(110)[001] 集合組織が強い場合のトルク曲線となっている。以上の結果より、圧延方式の相違によって、試料面内の異方性にも差異があることが分かる。

各種圧延方式によって、作製した試料の焼鈍後の直流磁気特性 B₈ とトルク曲線の変化原因を明らかにするために、X 線回折の Schultz 法を用いて試料の圧延組織と再結晶組織を(200)極点図を用いて調べた。その結果を Fig.5-7 (a), (b), (c), (d)に示す。(a)と(b)はそれぞれ圧延された 0.1 mm の試料 A と C の圧延組織の極点図である。試料 A は試料 C に比べ強い(100)[001]と(113)[110]の圧延組織が存在している。一方、試料 C は試料 A に比べ強い(111)[112]と(112)[110]の圧延組織が存在している。これらの圧延組織の相違は冷間圧延過程の中間

$$H = 6.4 \times 10^5 \text{ (A/m)}$$



(a) Sample A



(b) Sample C

Fig.5-5 Torque curves of (a) sample A, and (b) sample C.

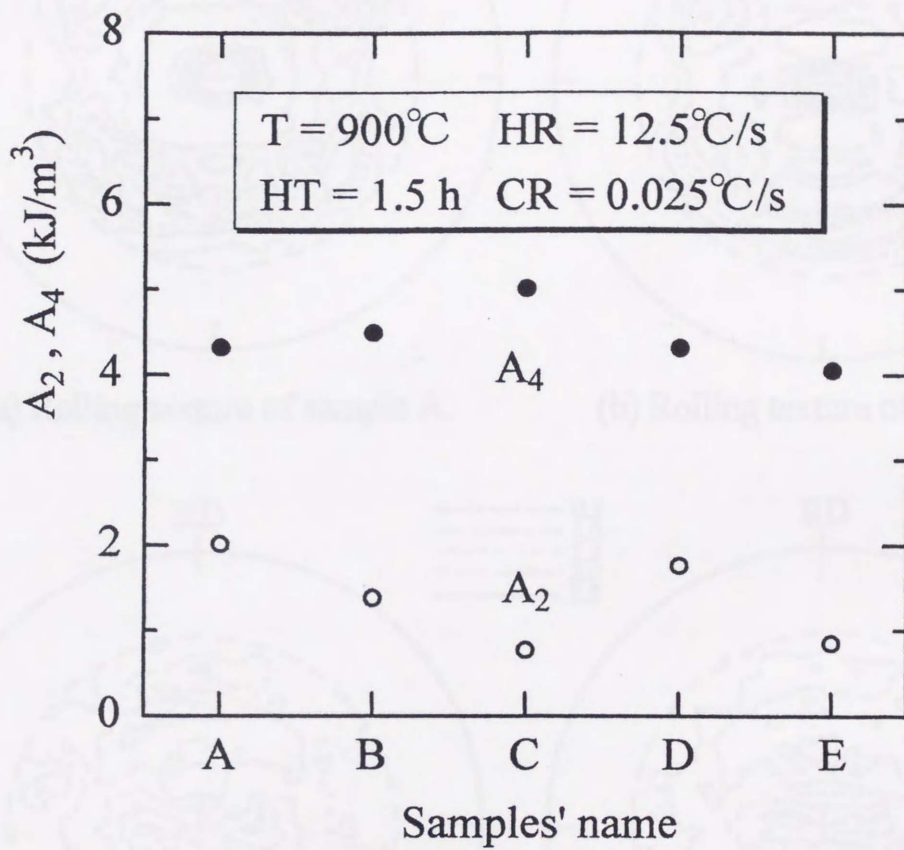
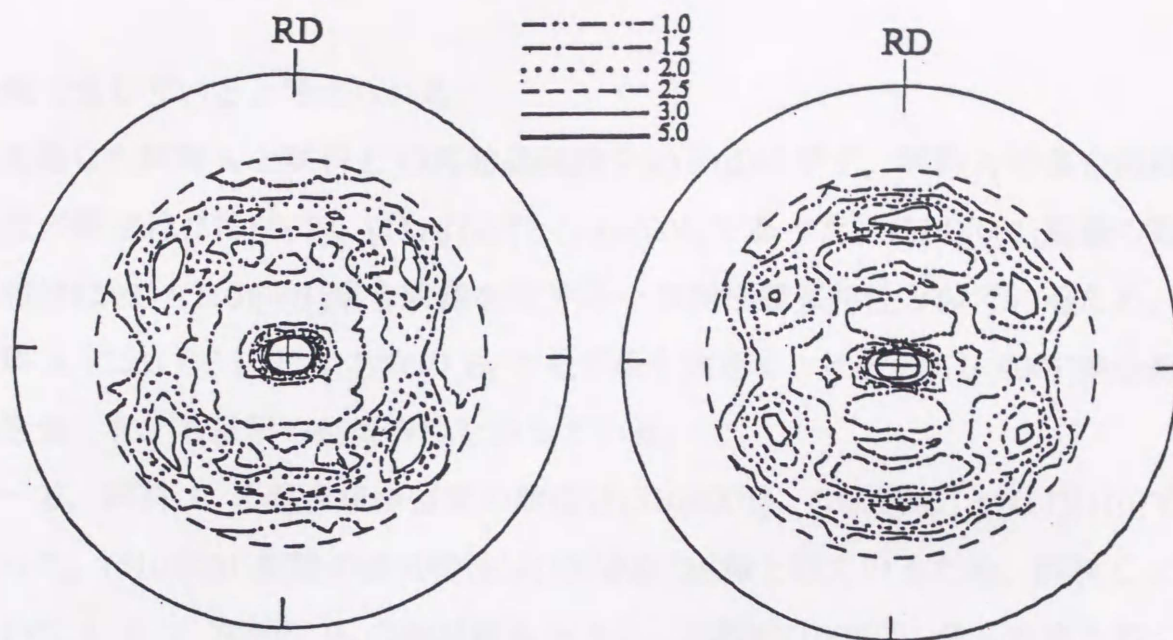
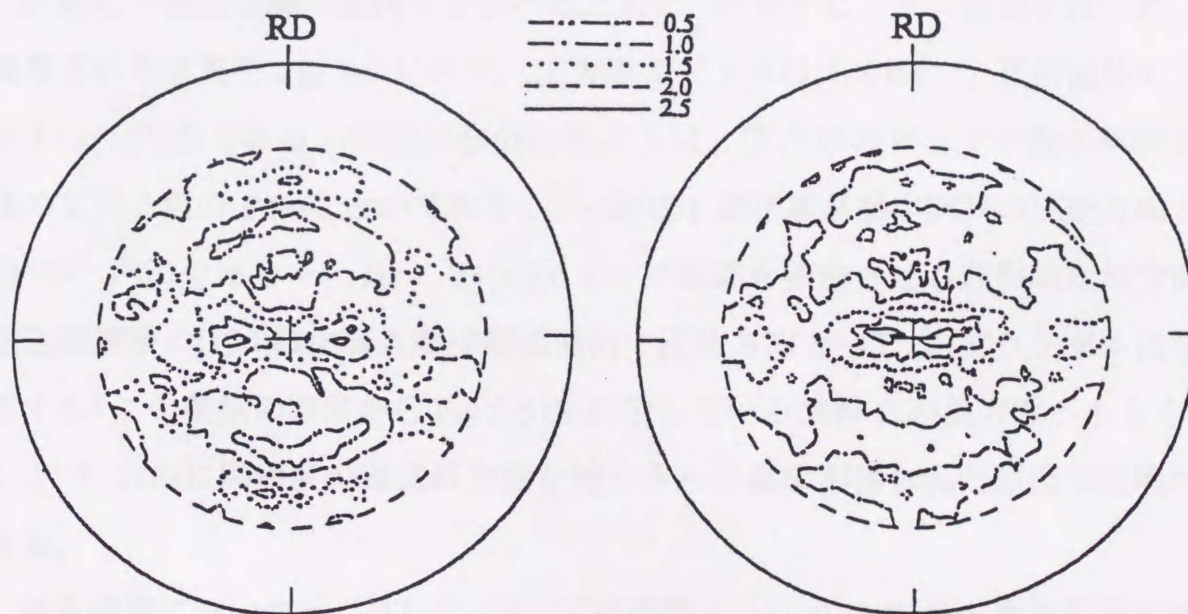


Fig.5-6 Dependence of A₂ and A₄ on samples.



(a) Rolling texture of sample A.

(b) Rolling texture of sample C.



(c) Annealing texture of sample A.

(d) Annealing texture of sample C.

Fig.5-7 (200) pole figures of rolling textures and annealing textures of (a) sample A, (b) sample C and (c) sample A, (d) sample C.

焼鈍で生じていると考えられる。

焼鈍した試料 A と試料 C の再結晶組織を(c)と(d)に示す。試料 A の集合組織強度の順位は(210)[001]、(111)[110]と(100)[001]であった。(210)[001]組織の磁気特性は強い(110)[001]集合組織を有する一方向性磁気特性と似ているため、試料 A において L と T 方向の B_g の差が最も大きく、比較的(110)[001]集合組織を強く有する材料の磁気特性を示している。

一方、試料 C の集合組織強度の順位は(510)[001]、(100)[001]と(111)[110]であった。(510)[001]組織の磁気特性は(100)[001]組織と似ているため、試料 C において L と T 方向の B_g の差が最も小さく、比較的(100)[001]集合組織を強く有する材料の磁気特性を示している。

試料 C の集合組織の配向性を調べるために、エッチピットの観察を行った。観察された写真を Fig.5-8 に示す。正方形のピットは(100)面で、正四面体のピットは(111)面である。同図から分かるように、正方形のピットの数 が試料全体のピット数の 84%を占めており、かつ[100] 磁化容易軸が試料の圧延方向と約 40° 内に分布している。(100)キューブ組織を構成させる理想的な無方向性珪素鋼板の[100]磁化容易軸は鋼板面内で圧延方向と 45° 内でランダムに分布する) この観察の結果から Fig.5-5 (b)に示している試料 C の異方性が小さく、L と T 方向に同程度の磁気異方性を持つトルク曲線が得られた原因が説明できる。

珪素鋼板においては、(111)[112]の圧延組織から(100)[001]の一次再結晶組織を得たことが T. Waceker ら[16]と T. Taoka ら[17]によって報告されている。今回の実験結果は彼らの報告と良く相似な結果となった。

以上の結果より、中間焼鈍と交互圧延方式を組み合わせた珪素鋼板作製法が(100)[001]の一次再結晶組織を優先成長するのに対して有効であることが分かった。試料 C は(100)[001]集合組織が最も強く、磁気異方性と磁気損失が最も小さい無方向性珪素鋼板となっている。

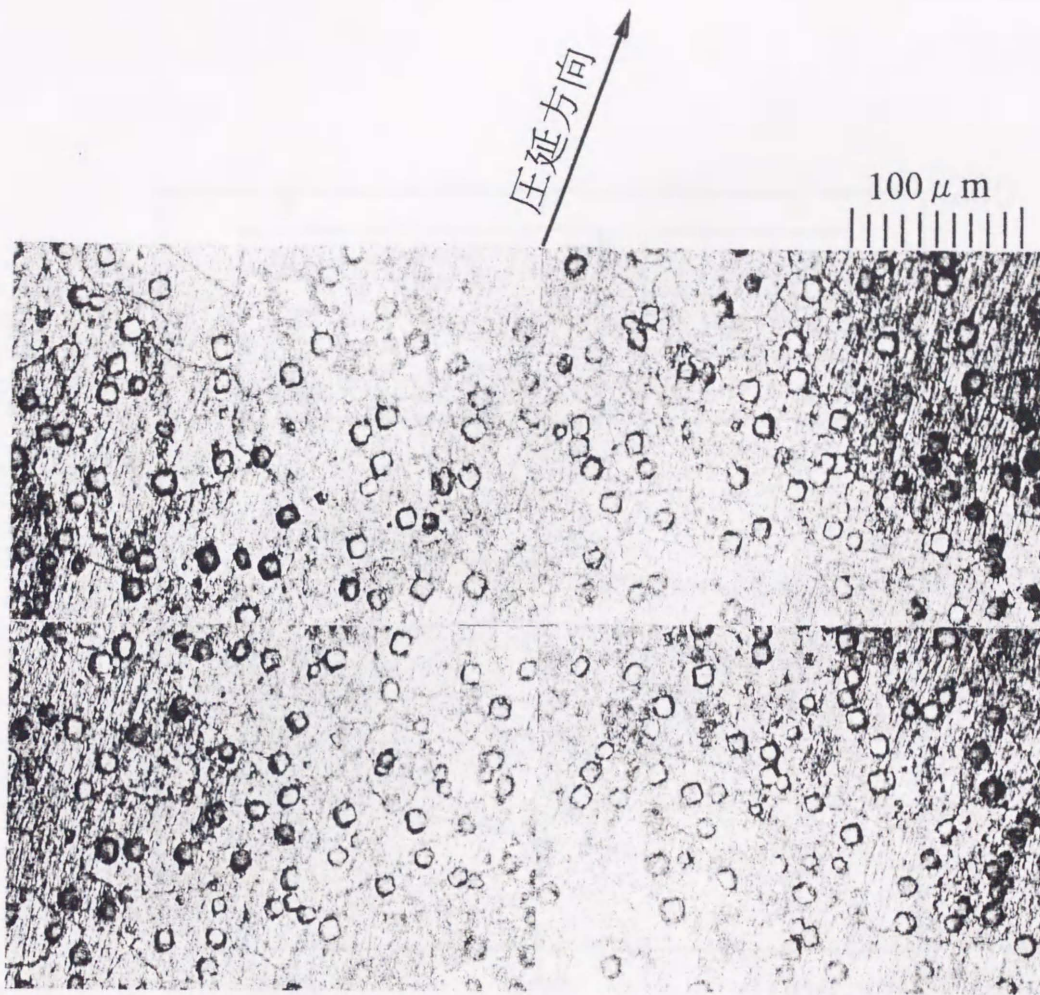


Fig.5-8 Photograph of etch-pits on the surface of sample C annealing with $T = 900^{\circ}\text{C}$, $\text{HT} = 1.5 \text{ h}$, $\text{HR} = 12.5^{\circ}\text{C/s}$, and $\text{CR} = 0.025^{\circ}\text{C/s}$.