

珪素鋼板における等温 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態による $\{100\}$ 集合組織の形成とその機構

富田 俊郎*・田中 隆*²

Development of $\{100\}$ Texture in Silicon Steel Sheets
by Isothermal Austenite $\rightarrow$ Ferrite Transformations and Its Mechanism

Toshiro TOMIDA and Takashi TANAKA

Synopsis : An investigation has been made to develop $\{100\}$ texture in silicon steel sheet by an isothermal austenite (γ) $\rightarrow$ ferrite (α) transformation. Steel sheets alloyed with approximately 2% of silicon, 1% of manganese and 0.1% of carbon were vacuum-annealed and then decarburized in a 20% hydrogen-argon atmosphere containing water vapor. During the vacuum-annealing at the α/γ duplex-or γ -phase temperatures from 900 to 1050°C, a thin layer just below the surface of the sheet transformed to α -ferrite and a strong texture of $\{100\} \langle 011 \rangle$ or $\{100\} \langle \text{ovw} \rangle$ type developed in the layer. By the subsequent decarburization, the α -ferrite grains in the layer grew toward the thickness center of the sheet, forming a columnar grain structure. The resulted columnar grain structure that inherited the texture of the surface α -ferrite layer exhibited an excellent soft-magnetic properties. The $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation within the surface layer is considered to be due to a long-range carbon diffusion induced by a manganese dilution in the layer. The selective driving force for the strong $\{100\}$ texture formation is thought to reside in the anisotropy of the surface energy at the annealing atmosphere-metal interface.

Key words : $\{100\}$ texture ; phase transition ; surface energy ; silicon steel ; vacuum-annealing ; decarburization.

1. 緒言

珪素鋼板の集合組織はこの半世紀の間に精力的に研究され、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ や $\{100\} \langle 001 \rangle$ の軟磁性材料として好適な集合組織を形成する方法が見いだされと共にそれら組織の形成機構に対する理解も深められた^{1)~4)}。しかし、これらの集合組織の形成は基本的に α -フェライトの再結晶を通じたものであり、鋼が本来持つオーステナイト(γ)と α -フェライトの間の変態や α/γ 二相共存域における再結晶を積極的に利用した珪素鋼の集合組織の研究はほとんど行われていない。それには、二つの理由がある。一つは、鉄に2 wt.%以上の珪素を添加すると γ 相温度域が消失するため、変態を利用するには炭素等の γ 安定化元素を多量に添加しなければならないことであり、もうひとつは、一般に変態による集合組織の集積度が再結晶の場合に較べ小さく、磁性材料としての珪素鋼板に要求される先鋭な $\{100\}$ や $\{110\}$ 面方位組織が形成され難いと考えられていることである。しかし、橋本等⁵⁾⁶⁾が炭素鋼の変態組織について指摘しているように、 $\{100\}$ もしくは $\{110\}$ 近傍の方位は、最終安定方位が $\{111\}$ 近傍にある冷間圧延再結晶組織よりもむしろ、鋼板表面近傍における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態組織中に頻度高く現れる。特に、軟磁

性にとって理想的な組織の一つでありながら、交差圧延⁴⁾や極薄板の高温焼鈍²⁾³⁾、などの特殊な方法でしか強く発達させることのできないとされている $\{100\}$ 方位組織が変態組織中に現れることは、注目すべき事実である。すなわち珪素鋼板の集合組織形成に及ぼす変態の影響の研究は、組織学的な観点のみならず、軟磁性材料としての珪素鋼板の磁性を考える上からも非常に興味あるものである。

Aspden等⁷⁾は極低炭素鋼をオーステナイト温度域で長時間保持した後徐冷すると、 $\{100\} \langle \text{ovw} \rangle$ に配向した組織が現れることを報告し、これが表面エネルギーによる $\{100\}$ α -フェライト核の優先発生によるものと推論した。また橋本等⁵⁾⁶⁾は、同様な変態集合組織を α -フェライトの初期方位との関連性に着目して研究し、昇降温過程での $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態によって生成する $\{100\}$ や $\{110\}$ 近傍の組織が変態時の仮想弾性仕事から説明し得ることを示した。さらに、阿部等⁸⁾やIto⁹⁾は炭素鋼の脱炭柱状晶の集合組織について調べ、その組織中に $\{210\}$ ⁸⁾⁹⁾や $\{100\}$ ⁸⁾もしくは $\{110\}$ ⁹⁾面組織成分が現れることを報告している。このように、炭素鋼の変態組織中には、 $\{100\}$ や $\{110\}$ 方位成分が頻繁に現れることが知られるが、このような変態を通して珪素鋼板中に先鋭な集合組織を形成させうるかは全く明らかにされてい

平成5年2月17日受付 平成5年9月10日受理 (Received on Feb. 17, 1993; Accepted on Sep. 10, 1993)

* 住友金属工業(株)未来技術研究所 (Advanced Technology Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

* 2 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

ない。

そこで、本研究では、先鋭な {100} 方位組織を珪素鋼板中に形成することを目的として、Mnと炭素を多量添加した珪素鋼板における等温下での $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態組織を詳細に調査した。

2. 実験方法

Table 1に示す化学組成の二種の鋳塊を真空中で溶製し、熱間で鍛造して板厚が15mmの板を作製した。この鍛造板を厚さが5mmとなるまで熱間圧延した。さらに、酸化層除去のため、厚さが3mmとなるまでこの板の表面を機械研削した後、冷間圧延した。冷間圧延後のA及びB鋼の板厚は各々0.5及び0.7mmである。加えて、これら試料の変態挙動を調査するため熱間鍛造板から直径が8mm、長さが12mmの円柱状の試料を切り出した。

γ から α/γ 二相共存状態への遷移温度(A_3 点)を求めるために、円柱状試料軸方向の熱膨張係数の温度変化をフォーマスタ試験機を用いて測定した。100°C/min⁻¹の速度の昇温及び冷却過程での遷移点を求め、それら昇降温時の遷移温度の平均値を A_3 点とした。その結果から、後述するように1000°C近傍に A_3 点を持つA鋼を主に選び、冷間圧延した素材に対して以下の焼鈍実験を行った。焼鈍に用いた試料の長さおよび幅は、各々10及び2cmである。まず、赤外線集中加熱炉を用い、試料を300°C/min⁻¹の速度で800から1100°Cの間の所定の温度まで加熱し、10minから9hまでの間10⁻³Paの真空中で等温保持した。その後試料を真空中で放冷した。続いて電気抵抗加熱炉を用い、40°Cの水中を通した20%の水素を含むアルゴン-水素混合ガス気流中にて850°Cにおいて30min等温保持し、脱炭した。この場合の昇温速度は約1000°C・h⁻¹であり、冷却は炉冷である。

この過程の各段階に於いて、試料の組織を光学顕微鏡及びSEM(Scanning Electron Microscope)により観察すると共に、EPMA(Electron Probe Micro Analyzer)による元素分析、ECP(Electron Channeling Pattern)による結晶粒方位の解析、X線回折測定による集合組織解析、及び組成の化学分析を行った。X線回折測定にはCo-K α 線を用いた。さらに、脱炭焼鈍後の試料の50Hzの交番磁界中での磁気特性を、横河電機製単板磁化測定装置を用いて測定した。この測定には、長手方向が圧延方向もしくは圧延方向から45°の方向と平行になるよう切り出した長さが10cm及び幅が2

cmの二種の短冊型試料を用い、磁場方向が試料の長手方向となるようにして測定した。

加えて、Mnの濃度の炭素の化学ポテンシャルに及ぼす影響を調べるために、A及びB鋼の冷間圧延板の表面を鏡面研磨した後、交互に積層し、この積層体を10⁻³Paの真空中において950°Cの温度で5hの間等温保持した。この焼鈍には電気抵抗加熱炉を用いた。この際、積層面に約10³Paの圧力がかかるように、積層体に加重した。昇温速度は50°C/min⁻¹、冷却は炉冷である。その後、この積層体の断面組織を光学顕微鏡を用いて観察した。

3. 実験結果

3・1 真空中焼鈍後の組織と集合組織

熱膨張係数の変化から求めた A_3 点をTable 1に示す。A鋼の A_3 点は約1000°Cであり、A鋼よりも γ 相安定化元素であるMnの含有量の多いB鋼のそれは約960°Cである。以下の焼鈍実験は主に A_3 点を1000°Cに持つA鋼を用いて行った。

まず、真空焼鈍後の組織を、特に表面直下の組織に着目して調査した。850から1100°Cの温度域に於いて、真空中で9hの間焼鈍したA鋼の表面近傍の断面組織をFig. 1に示す。板の内部には、冷却時に炭化物が析出しパーライト状となったため黒く見える結晶粒とそうでない粒の混在した組織が存在する。この内部組織の温度変化は、熱膨張測定から判断された相変態挙動と一致し、1000°Cを境に α/γ 二相混合状態であったことを示す微細な等軸組織から、 γ 単相であったことを示す針状の α -フェライトを含む粗大な組織へと変化する。しかし、850から1050°Cの温度域で焼鈍した試料の表面には、炭化物が析出していない20から50 μ m程度の厚さの層が存在する。その結果、この層内の α -フェライト粒は層を貫通するまで成長し、薄い柱状晶となっている。これらの結果は、 α/γ 二相共存温度域や A_3 点をわずかに越える温度までの γ 相温度域において真空焼鈍すると、表層において $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が生じ、その部分の組織が α -フェライト単相状態へと変化することを意味している。以後この表面直下に形成される α -フェライト単相の領域を表面 α -フェライ

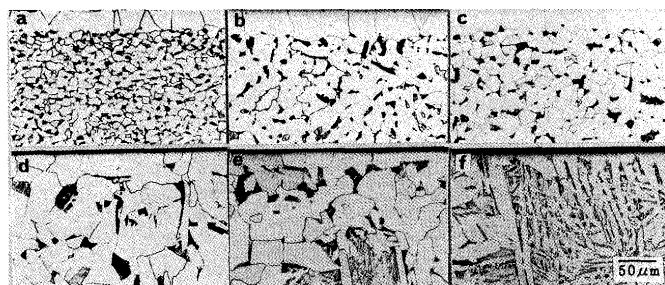


Fig. 1. Optical micrographs of the transverse sections near the surface of the steel A vacuum-annealed at various temperatures for 9h. a) 850°C b) 900°C c) 950°C d) 1000°C e) 1050°C f) 1100°C

Table 1. Chemical compositions of the materials used in wt. % and phase transition temperatures (A_3) between austenite and austenite/ α -ferrite duplex phase.

Sample	C	Si	Mn	Al	P	S	A_3 (°C)
A	0.095	2.06	1.01	0.11	0.001	0.001	1002
B	0.094	2.07	2.04	0.11	0.001	0.001	958

ト層と呼ぶことにする。

次に、この表面 α -フェライト層の形成に伴って、どのような集合組織が形成されるのかについて調査した。Fig. 2に真空中で9hの間焼鈍したA鋼の表層部および表面から100 μm 近傍の層からのX線積分強度の焼鈍温度による変化を示す。冷間圧延後の表層組織中に認められる $\{111\}$ 、 $\{100\}$ および $\{211\}$ 方位成分のうち、 $\{100\}$ 方位成分のみが800°C以上の焼鈍によって発達することがわかる。この表層での $\{100\}$ 組織の発達は温度が850°Cを越えると顕著になり、温度がさらに上昇して前述のように表面 α -フェライト層が形成されなくなる1100°Cに達すると鈍化する。900から1000°Cの温度域で9h焼鈍した試料の $\{200\}$ 反射強度は配向のない試料の30倍近くにも達し、逆に他の反射強度は配向のないものの2倍以下になる。一方、板の内部(表面から100 μm 近傍)の集合組織は、真空焼鈍の温度にあまりよらず $\{111\}$ 方位を主方位とするものである。すなわち、真空焼鈍によって表面 α -フェライト層が形成されると、そこに $\{100\}$ 集合組織が発達する。またそれは特に900°C以上の温度で顕著である。

このようにして発達する $\{100\}$ 集合組織の板面内での異方性は、焼鈍の温度が α/γ 二相共存温度にあるか γ 相温度域であるかに依って、大きく異なる。すなわち、Fig. 3に示す950および1050°Cで真空焼鈍したA鋼の表層部の $\{110\}$ 極点図からわかるように、 α/γ 二相共存温度域で発達する $\{100\}$ 方位成分は強い $\{100\}$ $\langle 011 \rangle$ 型の面内異方性を持つものに対し、 γ 温度域で発達する $\{100\}$ 方位成分は板面内での異方性をほとんど持っていない。

次に、焼鈍の時間による組織の変化を調査した。950°Cで真空焼鈍したA鋼の表面 α -フェライト領域の厚さ、その表

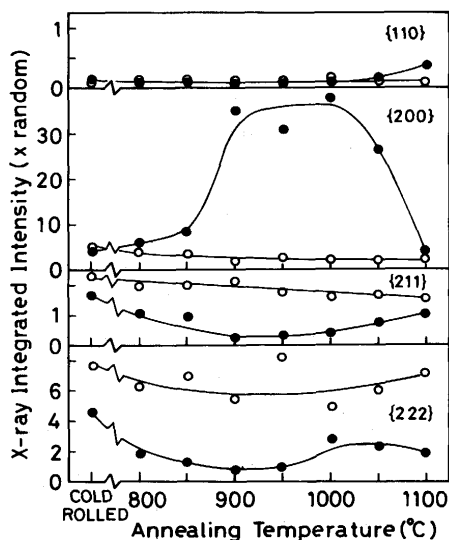


Fig. 2. Variation of X-ray integrated intensity with annealing temperature for the steel A vacuum-annealed for 9h showing textures within the layer just below surface (filled circle) and a layer about 100 μm below surface (open circle).

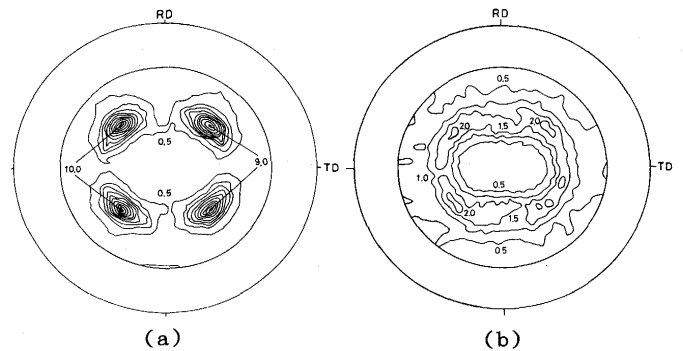


Fig. 3. $\{110\}$ pole figures for the steel A vacuum-annealed at 950°C for 9h (a) and at 1050°C for 6h (b) showing the temperature dependence of the inplane anisotropy of the $\{100\}$ texture developing just below surface.

面層内の α -フェライト柱状晶の平均直径および表層部からの $\{200\}$ 反射の強度の焼鈍時間による変化をFig. 4に示す。焼鈍の時間が30minを越えると、表面直下に明瞭な α -フェライト単相の領域が現れ、この領域の厚さは、ほぼ焼鈍時間の平方根に比例して増加する。 $\{200\}$ 反射強度は、30minから2hの焼鈍の間に急増し、配向のないものの25倍以上に達する。この間に、柱状晶の形態を取るようになった α -フェライト粒の平均直径も急増するが、非常に強い $\{100\}$ 集合組織が発達しているにもかかわらず、その直径は高々60 μm にしか達しないことも判る。

このようにして成長した $\{100\}$ 方位粒の表面のSEM像及びECP図形をFig. 5に示す。Fig. 5 (a) および (b) に示す結晶粒の $\{100\}$ 面は板の表面から各々約1.8°および9.7°傾斜した方位にある。各結晶の表面には、うねりはあるものの、ほぼ一定の方向に走る縞模様が観察される。この縞模様は、結晶粒の $\{100\}$ 面と板面の成す角度が大きくなる

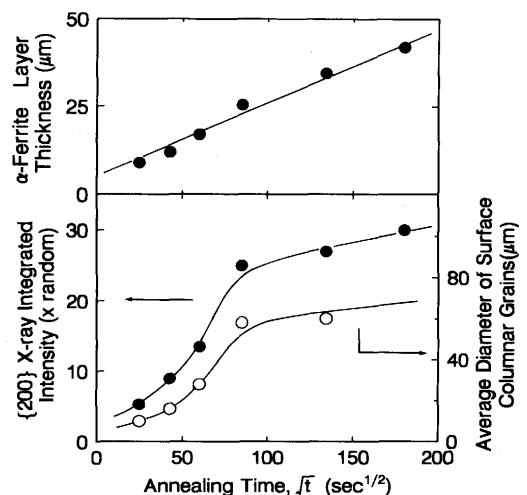


Fig. 4. Thickness of the surface α -ferrite layer formed during the vacuum annealing at 950°C in the steel A, averaged diameter ($\circ$) of the columnar grains within the layer and $\{200\}$ X-ray integrated intensity ($\bullet$) showing $\{100\}$ texture development in the layer plotted as functions of annealing time.

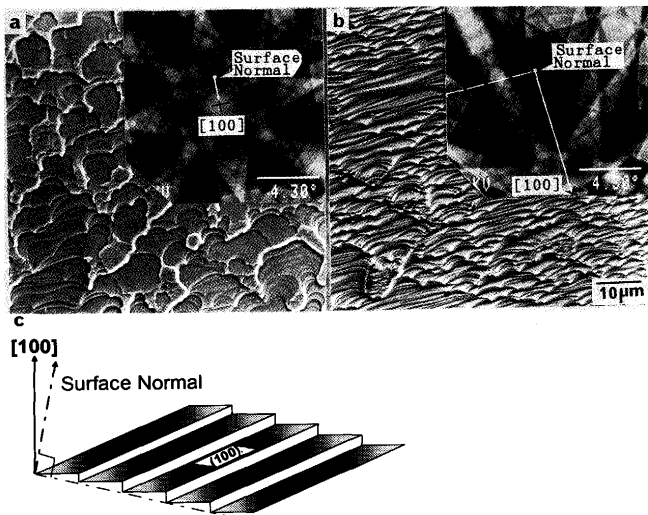


Fig. 5. SEM surface micrographs and ECP patterns for two α -ferrite crystals with crystallographic orientations near $\{100\}$ $\langle\text{ovw}\rangle$ in the steel A vacuum-annealed ((a) and (b)) and the schematic representation of the relationship between their crystallographic orientations and surface morphology (c). Their $[100]$ axes are inclined by 1.8° (a) and 9.7° (b) from the normal direction of the surface. The specimen was vacuum-annealed at 950°C for 9h.

と、より密になることがわかる。さらに、この縞模様の平均方向は、図中に矢印で示しているように、結晶粒の $\{100\}$ 面の板面からの傾斜方向にほぼ直交している。この模様は、Fig. 5 (c) の模式図に示すように、試料の表面が $\{100\}$ 面からなる階段によって構成されているために、観察されると判断される。これは、真空焼鈍時に鋼表面のエネルギーが $\{100\}$ 面を表面とすることで低下していることを強く示唆している。

Fig. 6 (a) に 950°C で種々の時間真空焼鈍したA鋼のMnおよびC含有量を示す。真空中での焼鈍の間にMnが大きく減少していることがわかる。Mnの含有量は焼鈍時間の増加に伴い減少し、9 hの焼鈍によって約10%低下する。このMn量の時間変化は、前述した表面の α -フェライト領域の厚さの焼鈍時間による変化と同様に、焼鈍時間の平方根に比例

している。一方、含有成分中もう一つの γ 安定化元素である炭素の量は、分析精度以内で変化していない。また、他の成分の量も変化していなかった。このMn含有量の減少は、Fig. 6 (b) に示すように、表面 α -フェライト層の部分で生じる。さらに、この図からMn濃度は表面に近づくほど減少し、表面直下の濃度は零に近づいていることも判る。これらの結果は、真空焼鈍中に何らかの表面反応によって、Mn含有量が減少し(脱Mn)、これが表面 α -フェライト層の形成を誘起したことを明瞭に示唆するものである。

3・2 Mnの濃度差による炭素の拡散

上述のように、脱Mnによって、表面 α -フェライト層が形成されたことは明らかであるが、表層部でのMn含有量がたとえ零になったとしても添加した0.1wt%の炭素が残存していれば、800から 1050°C における表層部組織は α/γ 二相共存状態にある¹⁰⁾はずであり、 α -フェライト単相にはならないので、次のような疑問が残る。すなわち、脱Mnが生じても表層部は α/γ 二相共存状態にあったが、表層部での α -フェライト粒子の成長過程で観察されたような表面組織が形成されるのか、もしくは、Mn含有量の低下が表層部の炭素を板の内部へと強制的に排出させるために、 α -フェライト単相となるまで $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態したのかという疑問である。

そこで、このMnの濃度差と炭素の拡散の関係を調べるために、Mn濃度の異なるA及びB鋼を積層し、焼鈍による組織変化を調査した。両鋼共に α/γ 二相共存状態となる 950°C の温度で5 h焼鈍した積層体の断面光学顕微鏡組織をFig. 7 (a) に示す。Mn含有量の多いB鋼によって挟まれたA鋼内の炭化物析出量が、Fig. 1 (c) に示した断面組織のそれに比べて大きく減少していることがわかる。A鋼内では、中心付近を除いて、暗く観察される炭化物の析出が認められない。逆に、B鋼内の炭化物析出量はAとB鋼の界面に近づくほど多くなっている。この結果は、 α/γ 二相共存温度域においてMn含有量が異なる領域が共存する場合、Mnの少ない領域からMnの多い領域に向かう炭素の拡散が起こることを示している (Fig. 7 (b) 参照)。これから、少なくとも α/γ 二相共存温度域においては、脱Mnによって表層部の炭素の化学ポテンシャルが増加する結果、炭素が板の内部へと排出

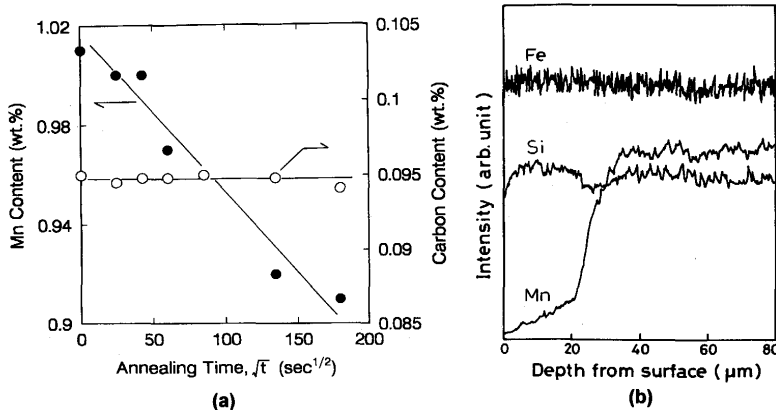


Fig. 6. Change of manganese and carbon contents of the Steel A during vacuum-annealing at 950°C (a) and EPMA depth profiles for the steel A vacuum-annealed at 950°C for 5h showing a manganese diluted region existing below surface (b).

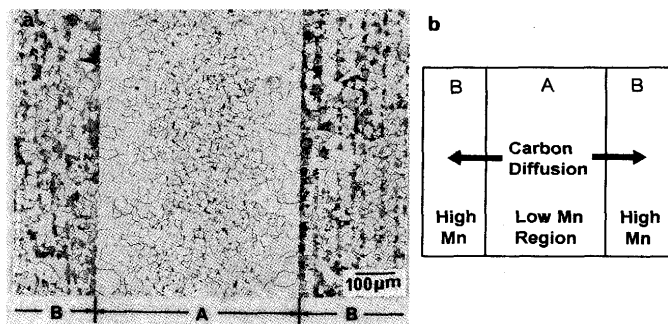


Fig. 7. Optical micrographs of the section of the steels A and B alternately stacked and then vacuum-annealed at 950°C for 5h (a) and schematic representation of the long range carbon diffusion during the annealing induced by the manganese content difference between the steels A and B (b).

させられ、表層部が α -フェライト単相化したと結論される。
3・3 脱炭焼鈍後の組織及び磁気特性

950°Cで9hの真空中での焼鈍に続き、露点が40°Cの20%水素-アルゴン混合ガス気流中で850°Cで30min焼鈍したA鋼の横断面組織をFig. 8 (a) に示す。試料内に炭化物は認められず、中心部まで脱炭が進行したことがわかる。この脱炭によって、直径が100 μ m程度の柱状粒が表面から内部へと成長し、中心部で衝突した組織が形成される。

上述のように950°Cの真空焼鈍に引き続く850°Cでの脱炭焼鈍によって柱状組織を呈するようになったA鋼の集合組織を調査した。表面を200 μ m研削した後測定したA鋼の{110}極点図をFig. 8 (b) に示す。これらの柱状品の集合組織は、Fig. 3 (a) に示した950°Cの真空焼鈍によって形成された表面 α -フェライト層のそれに極めてよく一致し、{100}<011>方位に強く配向している。

脱炭によって板の中心部まで{100}<011>集合組織が発達したA鋼の、圧延方向及び板面内で圧延方向から45°の方向(以後45°方向と記す)に磁化したときの磁化特性の例をTable 2 に示す。1000および5000A/mの磁化力における磁束密度を B_{10} および B_{50} 、さらに50Hzの交番磁界中で1.5Tまで磁化したときの鉄損値を $W_{15/50}$ として記した。磁束密度と鉄損値は共に、強い{100}<011>組織を反映し、磁束密度

Table 2. Magnetic properties of the decarburized steel A. Magnetic field was applied along the rolling direction or the direction inclined by 45° from the rolling direction in the rolling plane. The specimens were decarburized at 850°C for 30 min subsequently to the vacuum-annealing at 950°C for 9 h.

Magnetizing direction	B_{10} in Tesla	B_{50} in Tesla	$W_{15/50}$ in W/kg
Rolling direction	1.538	1.683	2.80
45° from rolling direction	1.801	1.926	2.31

は45°の方向で、鉄損値は逆に圧延方向でより大きい。容易磁化方向の磁束密度が B_{10} で約1.8T、 B_{50} で1.93Tと非常に大きく、3%の珪素を含有する一方向性珪素鋼板のそれに近いこと、加えて磁化困難方向における磁束密度の低下が小さく、板面内の各方向に対して平均した磁束密度が、同程度の珪素を含有する無方向性珪素鋼板のそれより大きいと判断されることは、この材料の磁性材料としての有用性を示すものである。さらに、以上の結果は、脱炭焼鈍の過程で表面 α -フェライト層内の α -フェライト粒が内部の粒を蚕食することで柱状晶組織が形成されること、また、この過程で得られる{100}集合組織の先鋭度が非常に高いことを示すものと言える。

4. 考察

800から1050°Cの間の α/γ 二相共存もしくは γ 相温度域で真空焼鈍すると、表層部分で脱Mnに誘起された $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が生じ、そこに{100}面集合組織が形成された。また、それは900°C以上の温度で顕著であった。ここでは、この表層での{100}集合組織形成の機構について考える。

{100}集合組織は、表層部分でのみ強く発達したことから、これが、単に昇温中に生じる α /炭化物や α/γ 二相共存状態における α -フェライトの再結晶によるものではないことは明らかである。したがって、上述の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態もしくはその変態が終了した後の表層部における α -フェライトの結晶粒粗大化の段階で発達すると考えなければならない。すなわち、 γ 相温度域では、 α -フェライト粒子の核生成と成長の過程および α -フェライト単相化した表層内での粒成長過程における選択的駆動力について考える必要があり、 α/γ 二相共存温度域では、既にある α -フェライト粒が γ 相を蚕食することで変態が進行すると考えられるので、その蚕食とその後の粒成長過程での駆動力を考慮する必要がある。

これらの過程で働き得る選択的駆動力には、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態仮想仕事量のバリエーション依存性⁵⁾⁶⁾、および α -フェライトと雰囲気との界面エネルギーの結晶面方位依存性²⁾³⁾⁷⁾¹¹⁾¹²⁾によるものがあるが、本実験での過程ではこのうちの後者の機構が主に働いていると考えられる。以下の三点がこれを支

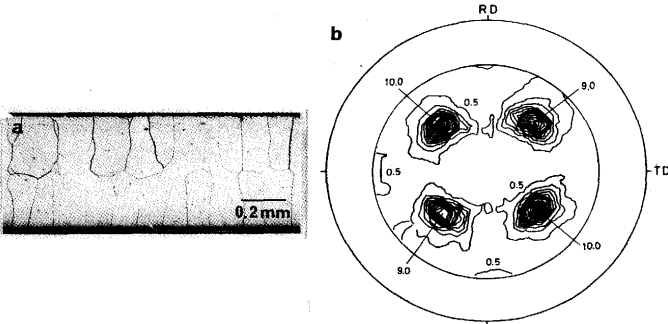


Fig. 8. Optical micrograph of the section (a) and {110} pole figure (b) for the steel A decarburized at 850°C for 30min after the vacuum-annealing at 950°C for 9h.

持している。第一は、前者の機構のような $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の際にしか作用しない機構の場合、表層が α -フェライトで覆われた段階で集合組織の発達が終了するはずであるが、本実験における {100} 集合組織はFig. 3に示したように表面が α -フェライトで覆われた後も強く発達した事実である。第二は、本実験の真空焼鈍の圧力と温度は、大森等¹⁰⁾や富田等¹¹⁾が6.5%珪素鉄薄帯において表面エネルギーを駆動力とした {100} 方位粒の異常成長が生じると報告した条件に非常に近いことである (例えば富田等は 10^{-3} Paの圧力下1000°Cにおける {100} 方位粒の異常成長を報告している)。さらに、第三は、Fig. 5に示した表面模様は {100} 面と完全に平行ではない試料の表面を {100} 面によって再構成しようとするために生じたものであり、真空焼鈍中 α -フェライトの {100} 表面エネルギーが低下していたことを示すものと考えられることである。したがって、この表面エネルギーの面方位依存性が、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に伴う α -フェライト粒子の核生成や成長さらに α -フェライト単相化した表層内での粒成長の過程で {100} 組織成分を優先的に生成もしくは成長させる結果、比較的微細な結晶粒組織中に先鋭な {100} 集合組織が形成されることが考えられる。また、この組織成分の核が、 γ 相温度域では γ 相から新たに発生するのに対し、 α/γ 二相温度域の焼鈍では昇温中の α -フェライトの再結晶の過程で発生するという点が、Fig. 3に示したような {100} 集合組織の面内異方性の違いの原因であろう。

以上、珪素鋼板に先鋭な {100} 集合組織を形成する新しい手法と、その形成機構について述べた。そこには {100} 組織成分に見られる面内異方性の起源や {100} 方位に配向した比較的微細な柱状晶組織下における磁化の過程など、興味ある点が多々残されているが、これらに関しては今後の研究課題としたい。

5. 結論

炭素とMnを含有する2%珪素鋼板の真空中焼鈍及び脱炭焼鈍過程に於ける $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態とそれに伴う集合組織の形成について研究し、次の結論を得た。

1) 10^{-3} Paの真空中に於いて、850°Cから1050°Cの α/γ 二相共存温度域もしくは γ 相温度域で等温保持すると、表面直下で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が生じ、表層の組織が α -フェライト単相となる。

2) この表層組織において、強い {100} 集合組織が発達する。900から1000°Cにおいて9hの焼鈍によって、この表層部からのX線{200}積分強度は配向していないものの30倍以上に達する。

3) A_3 点である1000°C以下の温度で発達する {100} 方位組織は {100} <011>型の面内異方性を持ち、 A_3 点を越えた1050°Cで発達する {100} 組織は面内無方向に近いものになる。

4) 真空焼鈍に続く脱炭焼鈍によって、表面の {100} 方位の粒を核として α -フェライト粒が表面と垂直な方向に成長し、これによって板の中心部で衝突した柱状晶組織が形成される。このようにして完全に脱炭された試料は良好な磁気特性を示す。

5) 真空中焼鈍の過程で表面直下で起こる $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は、表面近傍の領域に於けるMn濃度の減少とそのMn濃度の減少に誘起される炭素の長距離拡散によって生じると考えられる。また、同過程での {100} 集合組織は表層に於ける $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態とその後の α -フェライト粒の成長が鋼表面-雰囲気界面のエネルギーの結晶面方位依存性に強く影響されるためであると考えられる。

終わりに、本研究を遂行するに当たり御指導をいただきました元住友金属工業(株)顧問故 阿部秀夫博士 (東京大学名誉教授)、同総合研究開発センタ 大森靖也博士 (現：愛媛大学教授)、同総合研究開発センタ 前原泰裕博士、ならびに実験遂行に御助力をいただきました上野谷繁雄、又野芳徳両氏に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 田口 悟：鉄と鋼，**62** (1976)，p.905
- 2) C. G. Dunn and J. L. Walter：Trans. Met. Soc. AIME, **224** (1962)，p.518
- 3) K. Foster, J. J. Kramer and G. W. Winner：Trans. Met. Soc. AIME, **227** (1963)，p.185
- 4) 田口 悟，坂倉 昭：金属物理，**7** (1968)，p.221
- 5) 橋本 修，佐藤 進，田中智夫：鉄と鋼，**66** (1980)，p.102
- 6) 橋本 修，佐藤 進，田中智夫：鉄と鋼，**66** (1980)，p.112
- 7) R. G. Aspdon, J. A. Berger and H. E. Trout：Acta. Met. **16** (1968)，p.1027
- 8) 阿部秀夫，伊藤邦夫：日本金属学会誌，**32** (1968)，p.927
- 9) K. Ito：Trans. ISIJ, **11** (1971)，p.86
- 10) 例えば，R. M. Bozorth：Ferromagnetism, (1951)，p.72 [D. Van Nostrand Co.]
- 11) 大森賢次，津屋 昇，荒井賢一：電気学会誌論文誌A, **102** (1982)，p.155
- 12) 富田俊郎，岡本篤樹，高橋政司：鉄と鋼，**74** (1988)，p.1044