



鋼板内組織不均一性の起源とその消長 —17%Cr および 3%Si 鋼の場合—

© 1984 ISIJ

松 尾 宗 次*

Origin and Development of Inhomogeneous Structure in Rolled Steel Sheets

Munetsugu MATSUO

1. 結 言

鋼材製造過程における再結晶制御あるいはそれにとりあう集合組織制御は材質向上の有効手段であり、本号にも見られるように数多くの研究対象となつている。それら研究の多くは再結晶や集合組織形成が材料内ではほぼ一様に進んでいるとして扱っている。しかし鋼材内には製造工程で多少なりとも組織的不均一性が発生している。本文ではそのような不均一性の実態と成因そしてそれが製品材質におよぼす影響をとりあげる。不均一性の発生段階としては熱間圧延に注目し、そこで再結晶進行程度と優先方位形成の板厚内部位における相違および相変態とくに部分的な相変態にもとづき発生する組織の局所的変動について考える。まずフェライト系ステンレス鋼板を例として熱延板板厚内の組織不均一性について述べ、次いで 3% 珪素鋼板における熱延板板厚内の結晶方位分布と部分的変態にもとづく混合組織が方向性電磁鋼板の製造に果たす役割を見ることとする。

2. 熱延板板厚内の再結晶組織不均一性

2.1 フェライト系ステンレス鋼板における不均一性

SUS 430 (17%Cr) 鋼を代表とするフェライト系ステンレス鋼板での再結晶組織制御の重要な対象として、リジニング現象がある。リジニング現象に対して、熱延工程における再結晶、いかえると冷間圧延前に均一な再結晶粒組織を得ることの重要性については前に論じた¹⁾。すなわち SUS 430 では、フェライト鋼共通の特徴として、熱延中の回復は速く、再結晶は緩慢である。そのため熱延板焼鈍時の再結晶も困難である。したがってリジニング防止策として、一つは高温域での圧延中のオーステナイト相の分散晶出とその界面における熱延中の再結晶促進が有効である。さらに温間圧延を含む低温域での圧延中のひずみ蓄積と焼鈍時の急速加熱によるひずみ解放抑制による熱延板焼鈍工程の再結晶促進の可能性を指摘した。

ここで注意すべき点は、熱延板板厚内の不均一な再結

晶進行と集合組織形成である²⁾。板厚中央部では表層部に比べて再結晶が遅れ、粗大伸展粒が存在し、同時にリジニング発生の要因と考えられている優先方位が尖鋭化しやすいからである。鋼板表層部の {110}〈001〉方位は冷延・焼鈍後もリジニングの発生しにくい方位に再結晶する。中央部の {001}〈110〉方位は冷延・再結晶後も圧延方向に〈110〉方向が配向した繊維状組織をつくる。

Fig. 1 は極低炭素 Ti 添加 17%Cr 鋼板の圧延(仕上げ)温度にとりあう板厚内硬度分布の差異を示す¹⁾。なおこの鋼は熱延中もフェライト単相である。圧延温度によつて特徴的な硬度の板厚内変動が見られる。このような板厚内不均一性を生じる要因としては、圧延ロールと鋼板間の摩擦の大きさによる圧延板内での不均一変形にもとづく加工硬化あるいは再結晶進行の程度が板厚部位で異なること、および板厚方向の温度勾配の存在があげられる。これらの要因の影響が小さい冷延では比較的

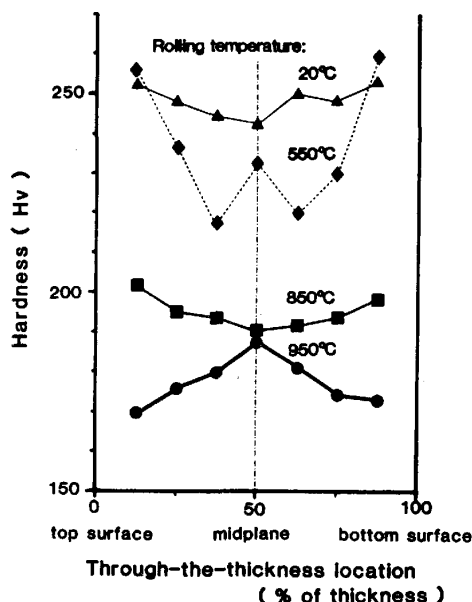


Fig. 1. Variations of hardness through the thickness of low carbon Ti-stabilized 17% Cr stainless steel sheets with the temperature of rolling.

昭和 59 年 5 月 30 日 (Received May 30, 1984) (依頼解説)

* 新日本製鉄(株)第一技術研究所 工博 (R & D Laboratories- I, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

均一な変形が起こる。950°Cの圧延では表層部にのみ優先して再結晶が進行し、そこは硬度が低い。圧延温度が850°Cに下がると、表層部ももはや再結晶せずにかえって加工硬化が進み、中央部より硬度は高くなる。これは板表層部に導入されたひずみが中央部よりも高いことを示唆している。

2.2 不均一性の発生

熱延板内の不均一性の生成過程は実際のホットストリップミルの圧延直後の組織を調べることにより理解が得られよう。しかし熱延とくに仕上げ圧延は高速であり、回復・再結晶もまた急速に進むので、その進行過程の観測は困難である。

加藤らは巧妙な実験室シミュレーションにより、熱延中の変形、再結晶挙動を観測できる手段を開発した⁸⁾⁴⁾。その装置は仕上げ圧延速度に相当する高速圧延機と圧延後ロールスタンド間の経過に相当する任意の時間に組織凍結ができる急速水冷装置を直結したものである。斉藤らはこの方法により各種鋼板の圧延時再結晶挙動を調べた^{5)~9)}。極低炭素 Ti 添加 17%Cr 鋼では、圧延板表面直下に大きな付加的剪断ひずみが発生し、圧延時の相当ひずみを高めて、その部分に動的再結晶の生じることを報告し、さらにこの動的再結晶発生条件は相当ひずみと ZENER-HOLLOMON 因子との関係で定まることを示した。Photo. 1 は 1000°C で 40%、無潤滑で圧延した鋼板の圧延後の組織変化を、板厚内での相当ひずみ量の変動と対応させたものである¹⁰⁾。圧延直後に表面直下の、相当ひずみ量極大値の個所に、微細な再結晶粒の層状組織が認められる。圧延後の時間経過とともに、これらの再結晶粒は急速に成長し、また内部にも再結晶粒が出現して再結晶領域は拡大していく。

この再結晶進行挙動を結晶方位変化と関連づけた解析

がされている。Fig. 2 は Photo. 1 に示した試料の表面下板厚 1/10 部位で測定した圧延面法線に平行な主要結晶方向の軸密度を、圧延後の時間経過に対して示している。この測定位置は圧延直後に発生した微細再結晶粒層内の端に近い所で、その後再結晶粒成長が急速に進んだ部分である。圧延後の時間経過とともに優先方位の急激な変化が認められ、とくに $\langle 110 \rangle // \text{N.D.}$ 方位の変化が著しい。この方位成分は主として $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位からなる。

圧延後の再結晶進行が Photo. 1 に示すような過程を

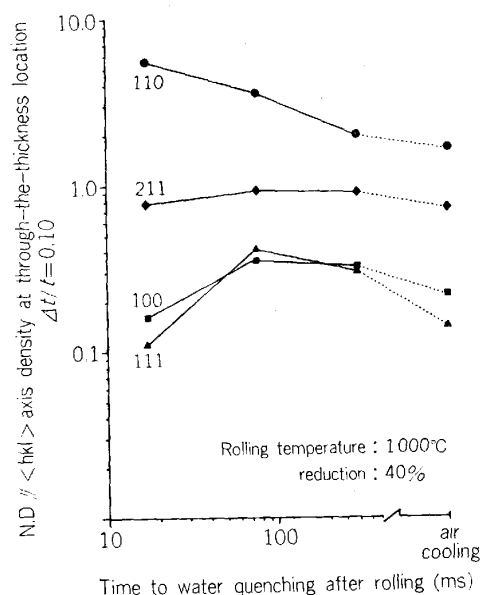


Fig. 2. Changes in preferred orientation with the progress of recrystallization after rolling of a low carbon Ti-stabilized 17% Cr stainless steel, measured on a layer at 10% of the thickness below the surface.

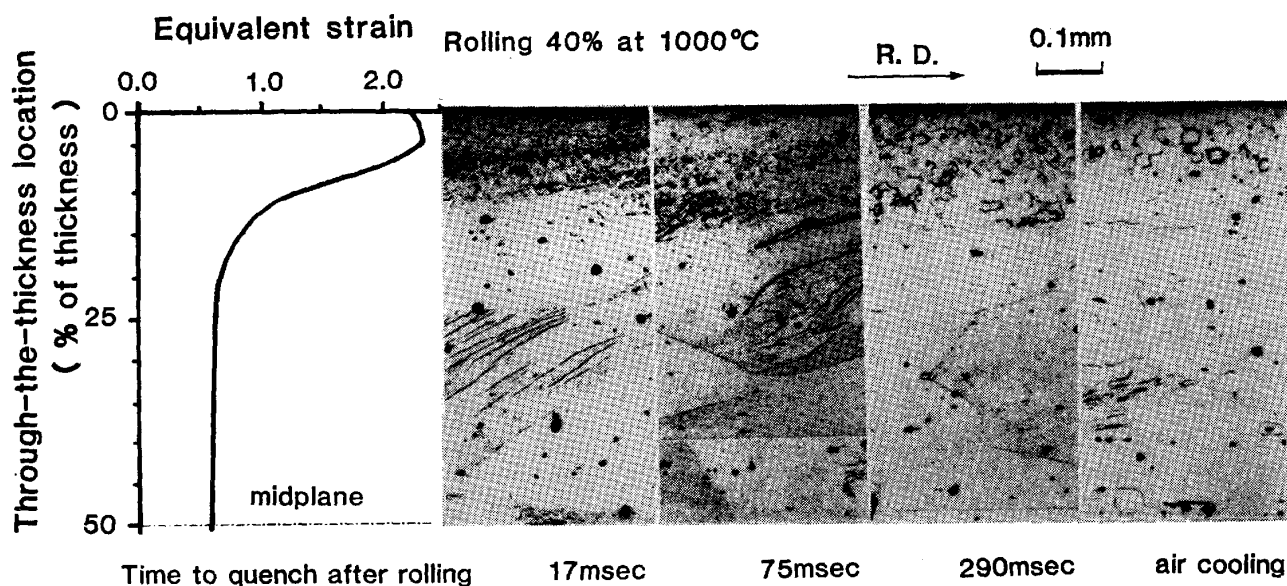


Photo. 1. Inhomogeneity of equivalent strain and recrystallization progress after rolling through the thickness of a hot rolled low carbon Ti-stabilized 17% Cr stainless steel sheet.

たどる場合、それにとりも優先方位の変化も板厚内で異なる。{110}<001> 方位は圧延によつて、表面部から板厚 1/4~1/3 程度の深さまで優先方位として形成される。圧延直後に表面直下で認められる微細再結晶粒は {110}<001> 方位を保存しているが、粒成長段階ではこの方位に対して板幅方向に平行な <110> 方向を軸とする回転分散方位である {112}<111> ないし {111}<112> 方位再結晶粒が成長しやすい。これより内部の表面下 1/5~1/4 板厚位置では、{110}<001> 方位は表面部より遅れて回復から連続再結晶の過程をたどり、最もよく保存されるために、板厚内分布としてはこの部位で {110}<001> 方位存在量が最大となる。さらに板厚内部では再結晶進行は少なく、{110}<001> から {111}<112> 方位への、板幅方向に平行な <110> を軸とする、一方向の回転系路上での優先方位の遷移が認められる。板厚中央部では冷延集合組織と類似した {001}<110> 方位を主成分とする優先方位が形成される。

鋼板表面部の集合組織に関しては、本記事の目的とは多少ずれるが、不均一変形状態の理解への有力な手がかりともなるので、簡単に触れておきたい。圧延板表面層での {110}<001> 方位の発達には古く NUSBAUM らが低炭素鋼の温間圧延で見出している¹¹⁾。その後熱延鋼板の表面と中央部での優先方位の差異は純鉄および極軟鋼^{12)~16)}、制御圧延低合金鋼¹⁷⁾¹⁸⁾、珪素鋼^{15)19)~32)}、フェライト系ステンレス鋼¹⁾³³⁾³⁴⁾、オーステナイト系ステンレス鋼³⁵⁾について調べられている。また冷延鋼板においても表面層集合組織形成は潤滑条件などとの関連で調べられている^{36)~43)}。

表面集合組織の形成機構は主として冷延を対象として考えられてきた。基本的には、面心立方金属の実験結果を説明するために提案された、二つの考え方がある。一つは REGENET-STÜWE⁴⁴⁾ による材料がロールに付着する結果生じる剪断変形の理論、他は DILLAMORE-ROBERTS⁴⁵⁾ による圧延板内での最大剪断応力方向が、板厚中央部から表面に近づくほど、傾斜するすべり線場の理論である。古林-菊池は珪素鉄単結晶の冷延板表面集合組織の成因を、ロールと材料表面の相対速度の符号が入側と出側で反転するため、表面部での活動すべり系が変化すると説明した³⁸⁾。関根-吉村は計算機シミュレーションにより、板厚ひずみに対する付加的剪断ひずみの大きさ、その剪断ひずみの方向が入側と出側で逆転することを重要因子として示した⁴⁶⁾。また阿部らはオーステナイト系ステンレス鋼柱状結晶の熱延により生じた不均一集合組織を、ロール入口側のすべり線場における結晶回転をもとに解明した³⁵⁾。

これらの考え方には板厚内での再結晶進行の不均一性は含まれていない。熱延では、とくに板表層部において、圧延変形と再結晶とがくりかえされている。また冷延に比べて摩擦が著しく大きいので、表面集合組織の形

成範囲は板厚深部にまでおよんでいる。そのため前述のように表面層の優先方位である {110}<001> 方位の存在量の最大値は表面下板厚 1/5~1/4 の部位に生じる。またこれより板厚内部で認められるこの方位から、板幅方向に平行な <110> 方向を軸とする、一方向の回転による優先方位の遷移は、すべり線場における応力軸の傾斜に対応するものであり、圧延変形中の材料流れの状況を反映していると考えられる。

以上熱延板における板厚内不均一性とその発生について見てきたが、このような不均一性の制御は材質制御の上で重要な役割を果たすことにならう。そのためにはたとえ潤滑を含めた圧延条件の影響⁴⁷⁾⁴⁸⁾、異周速圧延のような圧延法の効果⁴⁾などの理解が進むことを期待したい。次に熱延板内の組織不均一性の効果を一方向性電磁鋼板を例として考えてみる。

3. 熱延板組織の不均一性の効用

3.1 方向性電磁鋼板板厚内の優先方位不均一性

{110}<001> 方位二次再結晶粒組織からなる一方向性電磁鋼板は最近著しい特性向上が実現されており、その二次再結晶機構を中心とする研究成果は本号にも詳しく解説⁴⁹⁾されている。方向性電磁鋼板の素材である 3%珪素鋼は、熱延工程で部分的なオーステナイト相の共存はあるが、フェライト相である。したがって前項のフェライト系ステンレス鋼と同様に、熱延工程で形成された板厚内の再結晶進行そして集合組織形成の不均一性が保存され、後工程に受けつがれる。また部分的な変態経由の有無による組織のむらが存在する。これらの熱延板組織の不均一性をたくみに利用することにより、方向性電磁鋼板の製造が実現されている。本文ではこの点について、とくに高圧下一回冷延法による高磁束密度方向性電磁鋼板の製造を例に、菅らの研究²⁸⁾にもとづき説明する。なお二回冷延法の場合については、上記解説⁴⁹⁾でも触れられているので参照されたい。

二次再結晶の完成度の観点から、板厚方向の不均一性に注目する²⁸⁾。Photo. 2 は二次再結晶のための最終焼鈍過程で採取した試料の縦断面の光学顕微鏡写真である。なお素材成分は C: 0.06%, Si: 3.0%, Mn: 0.08%, S: 0.025%, Al: 0.027%, N: 0.008% で、その連铸スラブを熱延 (1000°C, 2.3 mm 仕上げ), 焼鈍 (1120°C×3 min), 冷延 (87%, 0.3 mm), 脱炭焼鈍 (850°C×3 min, 温水素中) した材料である。一つの試料では二次再結晶粒の成長は板厚全面におよんでいるが、他の試料では板厚 1/3 から中央部で成長が阻害されて完全な二次再結晶粒組織となるに至らない。両試料とも結晶粒粗大化の始点は、鋼板表面下板厚 1/5~1/4 位置である。このような特定の深さのところ二次再結晶核が発生することは、一回法^{51)~53)}、二回法^{30)~32)54)~59)}とも認められている。二次再結晶核発生、粒成長に関わ

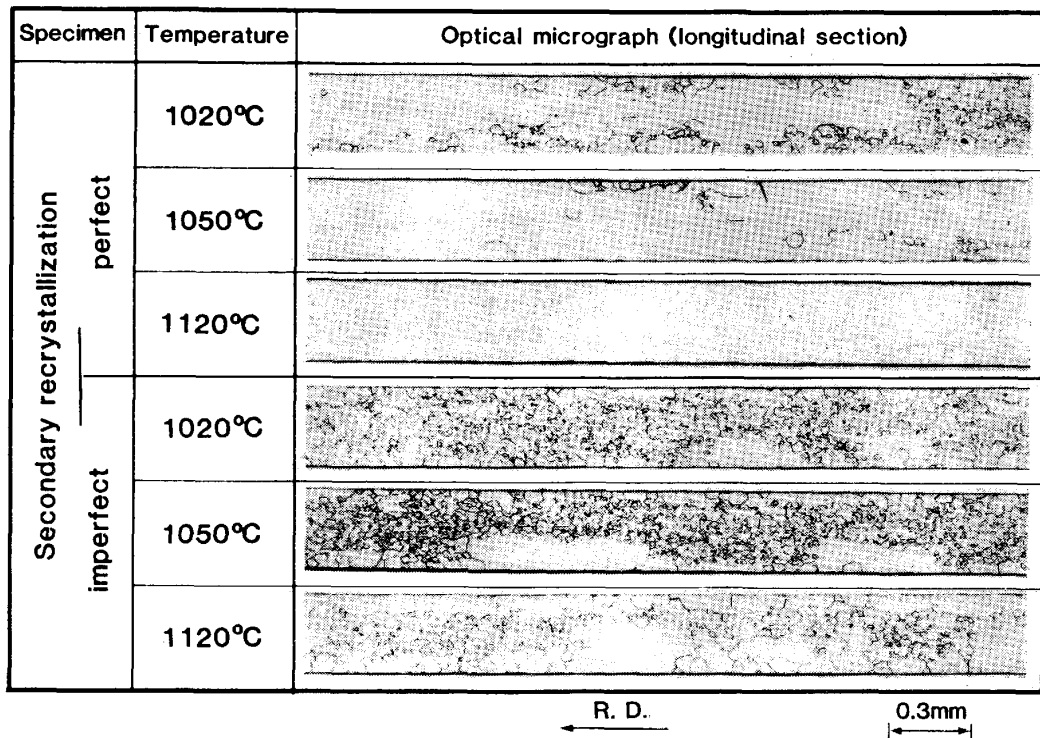


Photo. 2. Perfection (upper) and imperfection (lower) of secondary recrystallization in final annealing of 3% Si iron sheets.

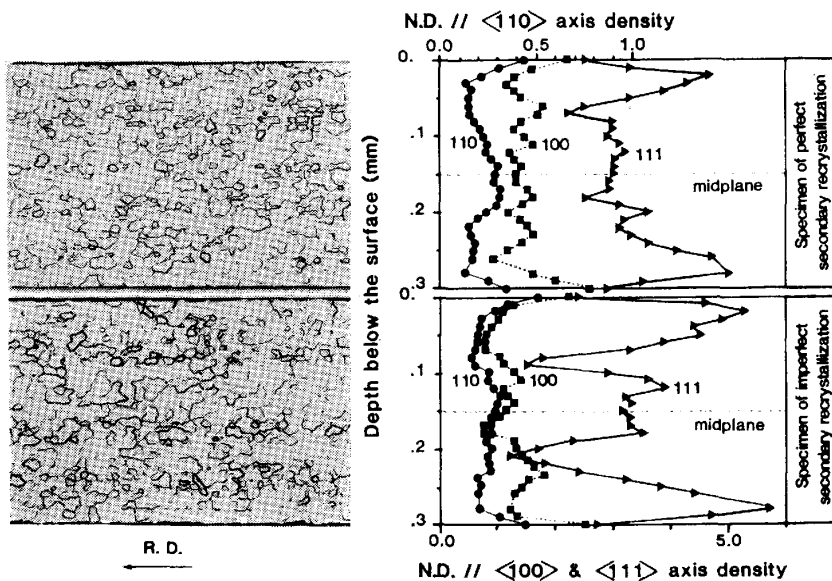


Fig. 3. Through-the-thickness variations of texture and microstructure in decarburization annealed 3% Si iron sheets, resulting in perfect (upper) and imperfect (lower) secondary recrystallization.

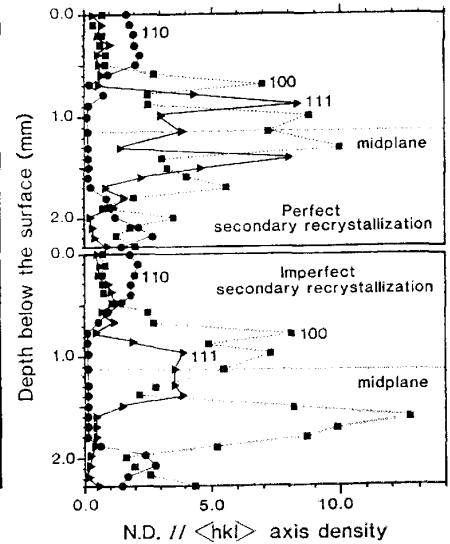


Fig. 4. Inhomogeneities of hot rolling texture through the thickness of 3% Si steel sheets, leading to perfect (upper specimen) and imperfect (lower) secondary recrystallization in the subsequent processing.

るこうした特異な現象は、板厚内不均一性を反映するものと考えられる。そこで前工程にさかのぼって、この不均一性の推移をたどってみる。

Fig. 3 は上記最終焼鈍を施した脱炭焼鈍板の一次再結晶粒組織と集合組織の板厚内変動を示す。二次再結晶

を完了した試料では、結晶粒径は全板厚にわたって 12~14 μm でほぼ均一である。二次再結晶粒成長が板厚約 1/3 位置で停滞した試料では、その部位付近に 20 μm 径程度の比較的大きい結晶粒の領域があり、板厚内結晶方位分布においても $\langle 111 \rangle // \text{N.D.}$ 方位の顕著な極小値

が認められる。鋼板表面下から 1/4 板厚位置にかけて両試料ともに発達した $\langle 111 \rangle // N.D.$ 方位は、結晶方位分布関数解析によれば、主として $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位であり、後述の熱延板で相当位置に優先する $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位に由来するものである。一方 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位は二回法と異なり主方位成分ではなく、この部分で方位集積は尖鋭化し、数個の近接方位結晶粒が群生している²⁶⁾⁵²⁾。これらの結晶粒が合体過程を経て成長を開始するとき、周囲の $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位一次再結晶粒に対して優先成長の関係(板幅方向に平行な $\langle 110 \rangle$ を軸とする約 35° の回転)にあるので、急速にとりわけ板面平行方向に異方的成長を遂げる。一方板厚方向への成長は比較的遅く、とくに板厚 1/3 位置の優先成長方位関係にない $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位の大きい結晶粒の集まったところでは、二次再結晶粒による完全な侵食が妨げられることにもなる。

Fig. 4 はさらに上記二試料の素材である熱延板について、板厚内の結晶方位分布を示す。両試料ともに 1/4 板厚部より内部で $\langle 100 \rangle$ および $\langle 111 \rangle // N.D.$ 方位の発達が認められるが、二次再結晶粒成長が板厚を貫通するに至らなかった材料では 1/3 板厚部での $\langle 100 \rangle // N.D.$ 方位の強い極大値、 $\langle 111 \rangle // N.D.$ 方位の相対的に弱いことが特徴である。熱延板のこの部分に安定方位である $\{100\} \langle 011 \rangle$ が顕著に発達した影響は強圧下冷延後も受けつがれ、脱炭焼鈍板の相当位置に比較的大きな一次再結晶を生み、さらに $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の発達を抑えることによつて、二次再結晶粒成長にとつて不利な環境形成につながった。

熱延板の表面から板厚 1/4 部にかけての集合組織形成、とくに $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位の発達に関しては、前述(2.2)のフェライト系ステンレス鋼と同様に考えられる。さらに内部では表面剪断変形の影響は少なくなり、熱延中の再結晶進行挙動が優先方位形成に影響をおよぼすことになろう。したがつてスラブにおける柱状晶、等軸晶の差異を含めた結晶粒径、圧延中のオーステナイトの分散状態、回復を抑制する固溶元素あるいは析出物の効果が大きくなり、再結晶進行程度の低いものでは $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位の発達がより顕著になる。このように熱延板内の再結晶組織の不均一性が、優先方位の形成ともなつて、最終工程における二次再結晶の核発生、粒成長を支配している。

3.2 方向性電磁鋼板の局部的変態による不均一性

方向性電磁鋼板の素材である 3% 珪素鋼熱延板には、もう一つの組織的不均一性が存在する。それは熱延中の部分的なオーステナイト相の共存による相変態経路の有無に応じた結晶粒径や析出物存在状態の場所的不均一性である²³⁾²⁵⁾²⁶⁾。Photo. 3 は熱延板 1/5 板厚部の板面に平行な断面の焼鈍組織である。腐食ピット像から明らかのように $(110) [001]$ 方位の粗大な伸長結晶粒と、網目状に析出した炭化物をとまらう細粒組織が区別でき

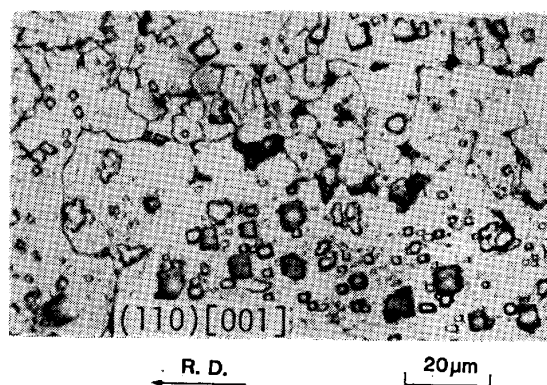


Photo. 3. Microstructure with microfacet etch figures on a section parallel to the surface of a hot rolled and annealed 3% Si steel sheet at a depth of 20% of the thickness.

る。前者は圧延中に $(110) [001]$ 方位の変形組織として生まれ、連続再結晶から粒成長により形成された変態を経由しない領域である。後者は約 30% 程度共存したと推定されるオーステナイト相からの変態生成域である。この二重構造は、Table 1 に示すように、二次再結晶の核生成と粒成長の環境形成に有効に機能していると考えられる。一つは結晶粒径の相違にもとづく、冷延後の一次再結晶組織の方位選択性の差異である。他はフェライト-オーステナイト間の成分分配にもとづく、両者間の析出分散相の差である。

純鉄で知られているように、冷延前の結晶粒径が大きいほど、 $(110) [001]$ 方位一次再結晶粒は量が多く、かつ高圧下率まで温存される⁶⁰⁾⁶¹⁾。これは著者の提案するこの方位の再結晶核生成機構の著しい特徴にもとづくものと考えられる²⁾⁶²⁾。 $(110) [001]$ 方位再結晶粒の潜在核は、板幅方向と平行な $[1\bar{1}0]$ を軸とする回転分散をもつ、刃状転位の集積した境界の連なりから構成される遷移帯の中心方位として存在する。したがつて単結晶を極端な例として変形拘束の少ないほど優先方位形成が起こり、逆に粒界近傍での変形の連続性を保つための多重すべりの活動により妨げられる。初期方位が $(110) [001]$ の伸長粒であることはさらに好ましい条件を付与する。二回冷延法のように冷延と焼鈍を反復してもこのような効果は保存され、これを井口ら⁵⁶⁾は GOL'DSHTEYN ら²¹⁾ にならつて structure memory とよんでいる。この場合にも上記の理由から粗大結晶粒が有利であり、臨界圧下率を高め、方位集積度を増すことにつながる。

逆に変態組織である細粒部は高圧下率との組み合わせにより、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位一次再結晶組織の発達に寄与し、粒成長段階における $(110) [001]$ 方位粒の優先成長の条件をもたらす。

熱延および熱延板焼鈍工程での二相分離の影響は、析出物の分散状態にもあらわれる。熱延板焼鈍組織の電子顕微鏡観察によると、相変態経路領域では転位密度が高

Table 1. Effects of structural inhomogeneity in the processing of grain oriented silicon steel.

Processing structural characteristics		Phase in hot rolling stage	
		Ferrite	Austenite
Original structure	Hot rolling and annealing grain size	large	small
	orientation	(110) [001]	random
	precipitate size	coarse	fine
	density	low	high
Changes in subsequent process	Cold rolling heavy deformation	outlasting of potential nuclei	sharpening of texture
	Annealing primary recrystallization preferred orientation	(110) [110]	<111> //ND
	grain structure	in colony	homogeneous
	secondary recrystallization grain growth inhibition nucleation	weak	strong
	Contribution	providing source of nuclei	preparing surroundings for growth
		coalescence into viable nuclei	invasion

く、微細な析出物が密に分散している。とくに AlN は、オーステナイト中の溶解度がフェライト中の約 3 倍におよぶので⁶³⁾、粒成長の素地となる領域により多くの析出物を供給することとなり、そこでの正常粒成長を抑制する。さらに微細析出した AlN はこの部分での一次再結晶後の優先方位発達にも寄与している可能性がある。

またマルテンサイトのような硬質の変態生成相の存在を重視し、その近傍が (110) [001] 方位再結晶粒の優先発生場所であるとする考え方がある⁶⁴⁾。しかしそれは次の理由から疑問である。熱延板焼鈍後の冷却条件として氷水中よりも沸とう水中への浸漬が製品磁気特性に有利であり、マルテンサイトと固溶炭素の組み合わせよりも網目状炭化物と微細炭化物の組み合わせが好ましい²⁶⁾。とくに湯冷過程で析出する微細炭化物は、冷延途中過程で解離して固溶炭素の転位への析出をうながすことにより、(110) [001] 方位潜在核の形成に寄与するものと考えられる。さらに極軟鋼板では塊状炭化物の存在が一次再結晶組織において<110>//N.D. 方位密度を向上させるが、その界面に認められる再結晶粒は(110) [001] 方位より、圧延方向からの [001] の偏奇が大きい⁶²⁾。

4. 結 語

熱延板内の再結晶組織不均一性とその発生、さらに不均一性の効用を方向性電磁鋼板を例に説明した。ところがこのような不均一性はむしろマイナス面の多いことも留意しなくてはならない。今までに述べたことからわかるように板厚中央部は相対的に変形量が小さいばかりでなく、偏析などにより本来再結晶しにくい条件が備わっている。そこでたとえば制御圧延鋼板の板厚中央部における {100} 面のセパレーション割れとの関連も見逃せ

ない。逆に表面では極軟鋼板に見られるように、表層粗粒化の傾向がある。また成分元素の局所の変動による組織不均一性を活用したものに複合組織鋼板があるが、一方ではバンド組織の発生または SUS 430 のリジング発生要因の一つともなっている。

このように熱延工程における再結晶組織の発生とその制御技術の開発は、今後種々の問題をなげかけており、発展の期待される研究課題である。

文 献

- 1) 松尾宗次: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 192
- 2) 松尾宗次: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1439
- 3) 鋼の熱間加工の金属学 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1982), p. 130 [日本鉄鋼協会]
- 4) K. KATO, Y. SAITO and T. SAKAI: Trans. ISIJ, 24 (1984), No. 12 掲載予定
- 5) 斉藤好弘, 左海哲夫, 坪倉淳一, 勝矢晃弘, 七枝広安, 加藤健三: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1075
- 6) 斉藤好弘, 七枝広安, 片上哲史, 左海哲夫, 加藤健三: 鉄と鋼, 68 (1982), S 539
- 7) 斉藤好弘, 藤田直也, 加藤健三, 渡辺秀幸: 鉄と鋼, 68 (1982), S 540
- 8) 稲数直次, 斉藤好弘, 左海哲夫, 加藤健三: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1363
- 9) 斉藤好弘, 左海哲夫, 武田謙三, 加藤健三: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1421
- 10) 松尾宗次, 岡本正幸, 斉藤好弘, 左海哲夫, 加藤健三: 鉄と鋼, 70 (1984), S 1402
- 11) C. NUSBAUM and W. BRENNER: Trans. ASM, 47 (1955), p. 715
- 12) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 13) P. N. RICHARDS: JISI, 207 (1969), p. 1333
- 14) S. R. GOODMAN and H. HU: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1629

- 15) B. BRAMFITT: Metall. Trans., 1 (1970), p. 2495
- 16) D. S. HODDINOTT and G. J. DAVIES: JISI, 210 (1972), p. 624
- 17) A. JONES and B. WALKER: Met. Sci., 8(1974), p. 397
- 18) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1279
- 19) 松岡 孝: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1179
- 20) I. F. HUGHES: Metall. Trans., 2 (1971), p. 929
- 21) V. Y. GOL'DSHTEYN, S. V. PASHCHENKO and T. A. PETRORA: Phys. Met. Metallogr., 46 (1978), 1, p. 109
- 22) 清水 洋, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 66 (1980), S 426
- 23) 酒井知彦, 塩崎守雄, 高階喜久男: 鉄と鋼, 66 (1980), S 427
- 24) 西池氏裕, 清水 洋, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1156
- 25) 松尾宗次, 谷野 満, 進藤卓嗣, 酒井知彦, 速水哲博: 鉄と鋼, 67 (1981), S 578
- 26) M. MATSUO, T. SAKAI, M. TANINO, T. SHINDO and S. HAYAMI: Proc. 6th International Conference on Textures of Materials (ICO-TOM 6) (1981), p. 918 [日本鉄鋼協会]
- 27) 清水 洋, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1199
- 28) 菅 洋三, 塩崎守雄, 松尾宗次: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1201
- 29) 松尾宗次, 進藤卓嗣, 松本文夫, 谷野 満, 酒井知彦: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1202
- 30) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 68 (1982), S 545
- 31) Y. INOKUTI, C. MAEDA, Y. ITO and H. SHIMANAKA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 440
- 32) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1284
- 33) 松尾宗次, 進藤卓嗣: 鉄と鋼, 64 (1978), S 888
- 34) 内田尚志, 芦浦武夫, 泉 総一, 田代 清, 山崎桓友: 鉄と鋼, 64 (1978), S 889
- 35) 阿部秀夫, 戸川史江, 木下凱雄, 中川耕作: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 627
- 36) H. HU and R. S. CLINE: Trans. Metall. Soc. AIME, 224 (1962), p. 784
- 37) J. F. HELD: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 573
- 38) C. A. STICKELS: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1857
- 39) 松藤和雄, 内田恭彦: 日本金属学会講演概要 (1969・10月), p. 143
- 40) P. S. MATHUR and W. A. BACKOFEN: Metall. Trans., 4 (1973), p. 643
- 41) 古林英一, 菊池武丕児: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 460
- 42) W. ÖSTERLE and H. WEVER: Z. Metallkd., 72 (1981), p. 230
- 43) 河野 彪, 佐柳志郎, 中島浩衛: 鉄と鋼, 68 (1982), S 382
- 44) P. J. REGENET and H-P. STÜWE: Z. Metallkd., 54 (1963), p. 273
- 45) I. L. DILLAMORE and W. T. ROBERTS: J. Inst. Met., 92 (1963/64), p. 193
- 46) 関根和喜, 吉村 修: 日本金属学会誌, 46 (1982), p. 100
- 47) 齊藤好弘, 左海哲夫, 中田裕省, 加藤健三: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1067
- 48) 松尾宗次, 岡本正幸, 齊藤好弘, 左海哲夫, 加藤健三: 鉄と鋼, 70 (1984), S 1403
- 49) 井口征夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2033
- 50) 田口 悟: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 49
- 51) 酒井知彦, 塩崎守雄, 高階喜久男: 鉄と鋼, 66 (1980), S 428
- 52) T. SAKAI, M. MATSUO, M. TANINO, T. SHINDO and M. SHIOZAKI: Proc. 6th International Conference on Textures of Materials (ICO-TOM 6) (1981), p. 938 [日本鉄鋼協会]
- 53) 酒井知彦, 高階喜久男, 島津高英, 筑摩顕太郎: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1289
- 54) 光法弘視, 的場伊三夫, 後藤公道, 菅 孝宏: 鉄と鋼, 61 (1975), S 146
- 55) 光沢弘視, 菅 孝宏, 嶋中 浩: 鉄と鋼, 64 (1978), S 260
- 56) Y. INOKUTI, Y. SHIMIZU, C. MAEDA and H. SHIMANAKA: Recrystallization and Grain Growth of Multi-phase and Particle containing Materials, ed. by N. Hansen et al. (1980), p. 71 [Risô]
- 57) 井口征夫, 前田千寿子, 清水 洋, 伊藤 庸, 嶋中 浩: 日本金属学会講演概要 (1980・10月), p. 186
- 58) Y. INOKUTI, C. MAEDA, Y. ITO and H. SHIMANAKA: Proc. 6th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 6) (1981), p. 948 [日本鉄鋼協会]
- 59) N. C. PEASE, D. W. JONES, M. H. L. WISE and W. B. HUTCHINSON: Met. Sci., 15 (1981), p. 203
- 60) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Advances in X-ray Analysis, ed. by C. S. BARRETT, 14 (1971), p. 214 [Plenum]
- 61) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Proc. ICSTIC, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 871
- 62) M. MATSUO, H. HAYAKAWA and S. HAYAMI: Proc. 5th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 5), ed. by G. GOTSTEIN and K. LÜCKE (1978) [Springer]
- 63) 酒井知彦: 東京大学学位論文, (1982)
- 64) M. BARTERI, R. R. BITTI and M. CANDIOTTI: Mem. Sci. Rev. Met., 78 (1981), p. 303