



# 入門講座

電磁鋼板入門 - 3

## 方向性電磁鋼板のメタラジー Metallurgy of Grain-Oriented Electrical Steel

牛神義行  
Yoshiyuki Ushigami

日本製鉄(株) 鉄鋼研究所  
電磁鋼板研究部

### はじめに

電気エネルギーは19世紀の半ばから我々の生活に利用されるようになり、現在では日常生活に欠かすことのできないものとなっている。電磁鋼板は、この電気エネルギーの発電、送配電から利用にいたる電力システムの全てのステージで用いられる鉄鋼製品である。電磁鋼板には方向性電磁鋼板と無方向性電磁鋼板があるが、本稿では主に送配電の変圧器の鉄心として用いられる方向性電磁鋼板のメタラジーについて紹介する。

Fig.1に、これまでの電磁鋼板の開発とその鉄損(エネルギー

ギー・ロス)改善の歴史を示す。電磁鋼板は1900年に英国のHadfieldら<sup>1)</sup>がSi添加による磁気特性向上効果を発見したのに端を発し、まず欧米で熱間圧延(熱延)電磁鋼板が製造されるようになった。その後、1926年に本多・茅<sup>2)</sup>により、鉄の磁気特性は結晶方位によって異なり<001>軸が磁化容易軸であることが発見され、1934年に、米国のGoss<sup>3)</sup>により結晶の{110}面を板面に、磁化容易軸である<001>軸を圧延方向に揃えた、{110}<001>;いわゆるGoss方位を有する方向性電磁鋼板(Fig.2)を製造する基本プロセスが発明された。

Gossの発明した方向性電磁鋼板の工業的な製造プロセス

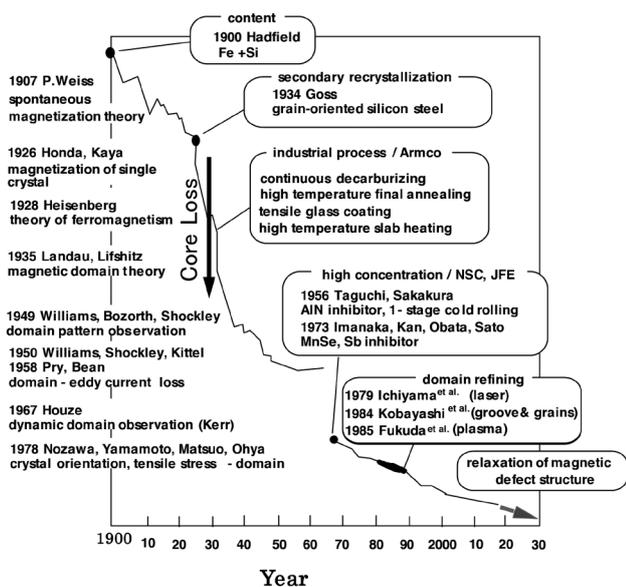


Fig.1 Historical development of core loss reduction in grain-oriented electrical steel and progress of relevant scientific findings and technologies<sup>12,15)</sup>.

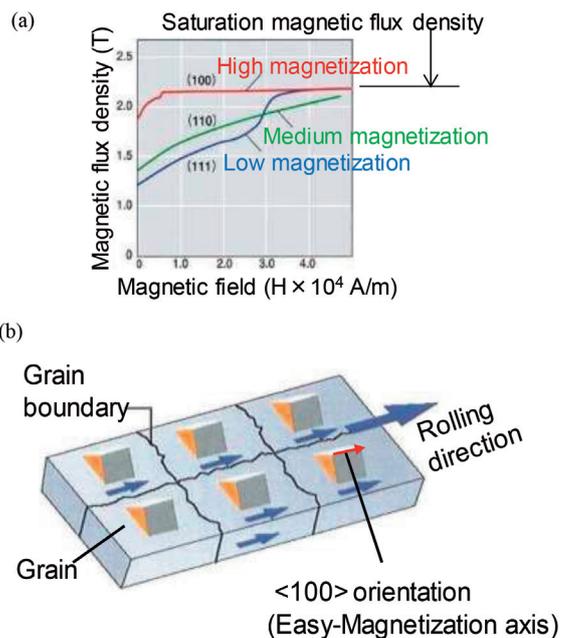


Fig.2 Schematic illustrations of (a) magnetization curve of Fe crystal and (b) grain-oriented electrical steel of {110}<001> secondary recrystallized grains. (Online version in color.)

は、米国のARMCO社を中心に研究開発され、鉄損特性は大きく改善した。その代表的な技術としては、①湿水素雰囲気中で連続焼鈍により脱炭させる技術<sup>4)</sup>、②高温スラブ加熱により一次再結晶粒の粒成長を抑制する析出物(インヒビター)を微細析出させる技術<sup>5)</sup>などがあげられ、これらの技術は現在でも用いられている。このMnSをインヒビターとして使用する二回冷間圧延(冷延)法による方向性電磁鋼板(CGO)の製造プロセスは1960年頃にはほぼ完成の域に達し、その後は鉄損について大きな変化はなかった。このような状況を打破したのは、田口ら<sup>6)</sup>により1956年に発明され、1968年から製造されるようになった高磁束密度方向性電磁鋼板(HGO)である。この製造プロセスは、インヒビターとしてMnSとともにAlNを使用し、約87%の高圧下率での一回冷延法によるものであり、<001>軸の圧延方向からの平均分散角は、従来の約7度からその半分程度に低減した。次いで、1973年に今中ら<sup>7)</sup>により、インヒビターとしてMnSe(S)とSbを使用する二回冷延法による高磁束密度電磁鋼板が開発された。これらの製造プロセスの特徴をTable1に示す。方向性電磁鋼板の製造方法の特徴は、インヒビター系と冷延方式(圧下率)である。

この高磁束密度方向性電磁鋼板をベースにして、更なる鉄損改善がなされてきている。これらは、方位集積度向上に

Table1 Characteristics of the three manufacturing process of grain-oriented silicon steel<sup>10,37)</sup>.

Conventional grade	High permeability grade	
	No1	No2
Steelmaking (MnS)	Steelmaking (MnS+AlN)	Steelmaking (MnSe or MnS, Sb)
Hot rolling slab reheating Temperature >1300°C	Hot rolling slab reheating Temperature >1300°C	Hot rolling slab reheating Temperature >1300°C
Annealing	Annealing	Annealing
Primary cold rolling Reduction 70%	Heavy cold rolling Reduction 87%	Primary cold rolling
Intermediate annealing		Intermediate annealing
Secondary cold rolling Reduction 55%		Secondary cold rolling Reduction 65%
Decarburization Annealing	Decarburization Annealing	Decarburization Annealing
Box annealing	Box annealing	Box annealing

よるヒステリシス損失改善とともに、板厚薄手化や高比抵抗化(Si添加量増など)による古典的渦電流損失改善、および、磁区制御技術による異常渦電流損失改善によるものである(Table2参照)。しかしながら、例えば板厚を薄くするとGoss方位への結晶方位制御が困難になってしまうため、これらの改善を達成するためには、この冶金的課題を克服する必要がある。方向性電磁鋼板開発の歴史は、Goss方位への集積度を向上させる技術、および、その安定製造技術の開発の歴史といえる。

このGoss方位への結晶方位制御は二次再結晶を利用して行われる。二次再結晶とは、一次再結晶が完了した後に、更に高温で焼鈍すると一次再結晶組織中のGoss方位粒のみが他の粒を蚕食して粗大粒に成長する現象である。

本稿では、入門講座として、まず二次再結晶現象とその主要な影響因子について解説する。その後、高磁束密度方向性電磁鋼板を中心に二次再結晶影響因子の制御技術について紹介する。

## 2 二次再結晶<sup>8-16)</sup>

方向性電磁鋼板の基本的な製造プロセスをFig.3に示す。一般の鋼板の製造プロセスと比較すると工程数が多いことと、冷間圧延・連続焼鈍後にバッチ焼鈍が入っているのが特徴である。これらは全て結晶方位制御を工業的に安定して行うための

Table2 Factors that affect the iron loss of grain-oriented electrical steel. (Wt: total iron loss, Wh: hysteresis loss, Wce: classical eddy current loss, Wae: anomaly eddy current loss)

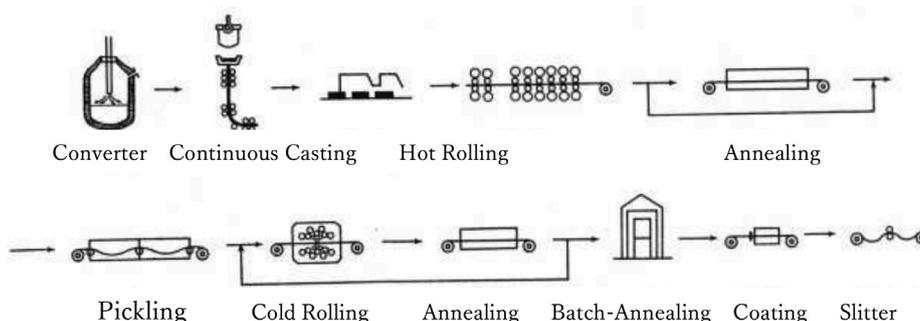
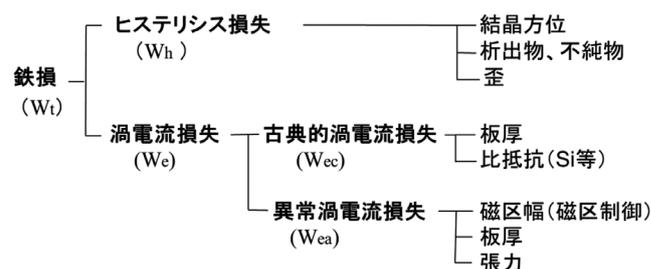


Fig.3 Manufacturing process of grain-oriented silicon steel.

ものであり、二次再結晶はこのバッチ焼鈍工程で行われる。

方向性電磁鋼板の二次再結晶挙動の一例を Fig.4 に示す。二次再結晶を安定して行わせるためには、インヒビターとよばれる微細析出物のピン止め効果によって一次再結晶粒の粒成長を抑制することが必要である (Fig.5)。インヒビターが存在すると一次再結晶粒径はそのピン止め力に対応する一定の臨界粒径に漸近する。その後、バッチ焼鈍でゆっくりと昇温していくと、低温域ではインヒビターによって粒成長が抑制されるが、ピン止め力が弱体化しはじめる高温域になると Goss 方位粒が成長を開始して粗大粒に成長し、鋼板全体を覆うようになる。

高磁束密度方向性電磁鋼板の二次再結晶は、平均粒径が約  $10 \mu\text{m}$  の一次再結晶粒の中から、Goss 方位粒のみが約千倍の数～数十mmの巨大粒に成長する現象であり、Goss 方

位粒は数千万～1億個ものマトリックス粒を蚕食して成長する。Goss 方位粒は一次再結晶組織中に一万個に数個程度しか存在していないので、その中の一万個に一個程度の粒が選ばれて現実の二次再結晶粒として成長していることになる。

Goss 方位粒の粒成長モデルを Fig.6 に示す。周囲のマトリックス粒からの駆動力を一定の平均場 ( $\alpha E/R_c$ ) としてとらえる統計モデル<sup>17)</sup>をベースに、析出物によるピン止め効果と Goss 方位粒とマトリックス粒の粒界エネルギーの影響を組み込んでいる。Goss 方位粒の粒成長速度は式 (1) で表わされる。

$$\frac{dR_s}{dt} = \alpha M \left( \frac{E}{R_c} - \frac{E_s}{R_s} - \frac{E_s I_z}{\alpha} \right) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\alpha$  は幾何学的影響を示す形状定数 (二次元 : 0.5、

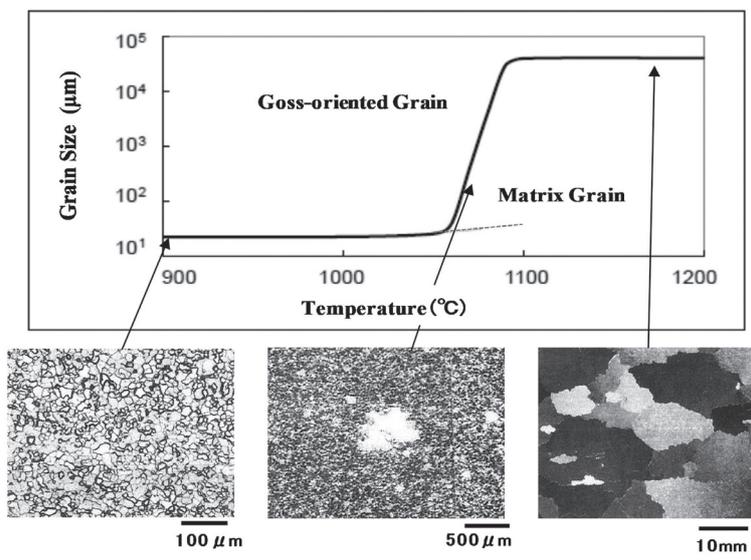


Fig.4 Secondary recrystallization behavior of grain-oriented electrical steel<sup>13)</sup>.

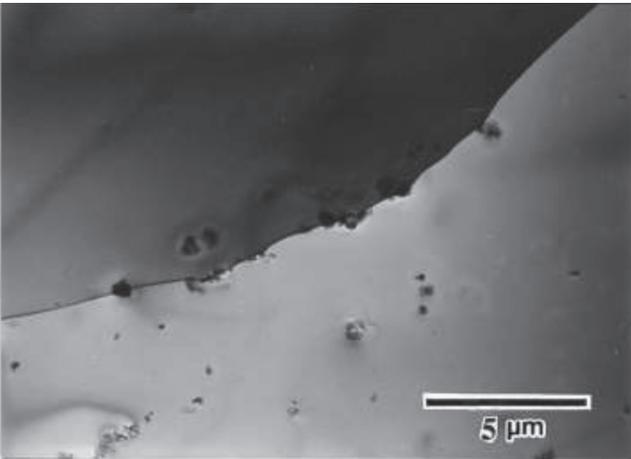


Fig.5 Transmission electron micrograph which shows the pinning of grain boundary by precipitates<sup>9)</sup>.

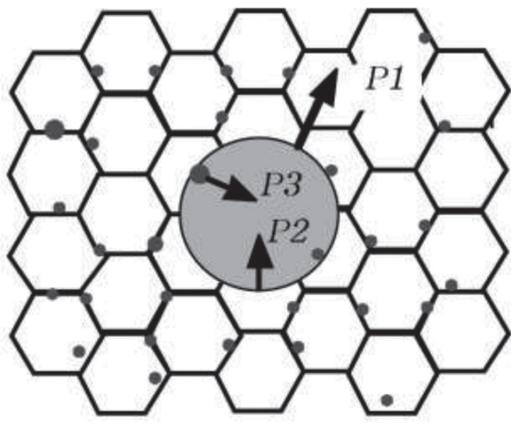


Fig.6 Schematic illustration of the statistical model of grain growth; microstructure and three forces (P1-P3) that affect the specific Goss grain<sup>13)</sup>.

三次元：1)、 $E$ はマトリックス粒間の平均粒界エネルギー、 $E_g$ はGoss方位粒とマトリックス粒間の平均粒界エネルギー、 $R_c$ はマトリックス粒の成長・収縮の臨界半径であり、 $R_g$ はGoss粒の半径である。注目するGoss粒には、三つの力が働く。式(1)の第1項はマトリックス粒の粒界の張力による駆動力(P1)、第2項はGoss方位粒の粒界からの自己収縮力(P2)である。第3項はGoss方位粒に対するインヒビターからのピン止め力(P3)である。Goss方位粒の選択成長は、粒界とインヒビターの相互作用を組み入れたこの第3項に支配される。

高磁束密度方向性電磁鋼板の開発に伴い、インヒビターと冷延方式による一次再結晶集合組織の差異が検討された。一次再結晶集合組織は、インヒビターによらず、冷延方式によって決まり、冷延圧下率の低い二回冷延法ではGoss方位とND//{111}方位が主方位であるが、冷延圧下率の高い一回冷延法では{111}<112>方位が主方位となり、Goss方位は少なくなる<sup>18)</sup>。これらの結果から、{111}<112>方位の重要性が指摘されるようになった。{111}<112>方位はGoss方位と格子整合性の良い対応方位関係( $\Sigma 9$ :<011>軸周りに約38.9°の回転関係)にある<sup>19,20)</sup>。Goss方位粒が優先成長するのは、周囲のマトリックス粒と格子整合性の良い対応方位関係にある粒の存在頻度が多く、対応粒界は他の高角粒界に比べてインヒビターから受けるピン止め力が小さいので離脱しやすいと考えられる。また、選択成長挙動の調査から、二次再結晶方位分布は、粒成長とともに一次再結晶組織のGoss方位粒の方位分布から次第に対応方位粒の方位分布に変化することが確認されている<sup>9)</sup>。Goss方位粒が優先的に成長する機構については、これ以外にもいくつかの説が提案されている。興味がある読者は、報告を参照していただきたい<sup>21,22)</sup>。

以上の検討から、二次再結晶の影響因子としてインヒビターと集合組織(Goss方位、およびGoss方位と対応方位関係にある{111}<112>方位などの方位)が重要であると考えられる。次の節では、これらの影響因子の制御技術について紹介する。

### 3 方向性電磁鋼板の製造プロセスにおける二次再結晶制御技術

#### 3.1 インヒビター制御技術

二次再結晶の駆動力は粒界エネルギーであり、二次再結晶を安定して発現させるためには、一次再結晶組織の粒成長を抑制することが必要である。方向性電磁鋼板においてはインヒビターがその役割をはたしている。

インヒビター制御技術は二つに分類される。まず、スラブを高温加熱してインヒビターを完全に溶体化して、その後の熱延工程から熱延板焼鈍工程で微細均一に析出させることによってインヒビターを造りこむ方法が開発された。Table2に掲載している製造プロセスはいずれも、この高温スラブ加熱による製造方法である。その後、冷延工程以降の工程で窒化処理によりインヒビターを作りこむ方法が開発された。前者は“先天的インヒビター法 (inherent inhibitor method) ”、また、後者は“後天的インヒビター法 (Acquired inhibitor method) ”と呼ばれている (Table3)<sup>20,23)</sup>。

まず、製鋼工程では磁壁移動を妨げる介在物や不純物を極力低減し、磁気特性改善に有効なSi等とともにインヒビターとして必要な合金元素を調整する。May and Turnbull<sup>24)</sup>により、先天的インヒビター法で造りこんだMnS析出物が有効であるとの報告を契機として、硫化物、窒化物、炭化物などの各種析出物についてインヒビターとしての有効性が検討されてきている。

“先天的インヒビター法”では、スラブを高温加熱してインヒビターを完全に溶体化して、その後の熱延工程から熱延板焼鈍工程で微細均一に析出させることによってインヒビターを造りこむ。Matsuoka<sup>25)</sup>は、Ti, V, Nb, Al, B, Zrの析出物について検討を行い、二次再結晶温度範囲において溶解度積が $10^{-3} \sim 10^{-5}$ 程度の析出物がインヒビターとして有効であると述べている。Matsumura<sup>26)</sup>は、AlNの正常粒成長抑制効果について検討を行い、微細なAlN析出物量は、熱延前のスラブ加熱における固溶窒素量で決まること、また、析出物は駆動力へのピン止め力として評価できることを示している。Kuroki<sup>27)</sup>は、4種類のインヒビター系のスラブを1300°Cに

Table3 Characteristics of the two manufacturing methods of inhibitors<sup>20,23)</sup>.

	Inherent inhibitor method	Acquired inhibitor method
Inhibitor	MnS, MnSe, AlN	(Al,Si)N
Inhibitor preparation	<ul style="list-style-type: none"> <li>• High temperature slab reheating</li> <li>• Heat treatment through steel making to hot band annealing</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Nitriding before secondary recrystallization</li> </ul>

加熱して30分間保定した後に、熱延、焼鈍、更に87%の高圧下率で冷間冷延した試料を用いて、二次再結晶、および、脱炭焼鈍後の一次再結晶粒の成長挙動と析出物の関係を調べた。Fig.7に各試料の成分と脱炭焼鈍後（二次再結晶前）の析出物、および、850~1000℃の温度で恒温焼鈍した際の粒成長挙動を示す。二次再結晶が発現した試料Cと試料Dでは粒成長が抑制されていることが分かる。これらの試料の析出物を比較評価して、二次再結晶を発現させるためには、析出物の量とサイズを制御して、粒成長を抑制するために必要なピン止め力を確保することが必要であることを示した。また、Kurokiら<sup>28)</sup>は、MnSとAlNをインヒビター系とする試料を用いて熱延板焼鈍工程における析出処理が粒成長抑制に有効であることを示した。Fig.8に一次再結晶後の試料を1123Kで恒温焼鈍した際の析出物の平均粒径と結晶粒の粒径変化を示す。二次再結晶が発現しなかった熱延板焼鈍を施さない試料（SP1）に比べ、熱延板焼鈍を施した試料（SP2）では、恒温

焼鈍前の段階では、析出物の平均粒径は大きくなっているものの、粒径分布をみると10nm以下の極微細析出物は少ない。そのため恒温焼鈍中に析出物の粗大化が抑制され、焼鈍中に平均粒径が逆転している。その結果、析出処理を施した試料（SP2）では粒成長が抑制され、二次再結晶が発現する。

その後、冷間圧延工程以降に窒化処理を施す“後天的インヒビター法”が開発された。Horkyら<sup>29)</sup>は方向性電磁鋼板の熱延板を水素雰囲気中で高温焼鈍してインヒビターを無くし、一次再結晶後に窒化処理を行い、窒化処理により形成したSi<sub>3</sub>N<sub>4</sub>がインヒビターとして有効であると報告している。Komatsuら<sup>20,30)</sup>は、Alを含有する電磁鋼板に窒化処理を施すことによって二次再結晶が発現し、(Al, Si) Nがインヒビターとして有効であることを報告している。窒化処理直後には、鋼板表面に多量の(Si, Mn) NやSi<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、中心部に少量の(Al, Si) Nが形成される。鋼板表面層に形成した窒化物は熱的に不安定なものであるため二次再結晶焼鈍の昇温過程で分解

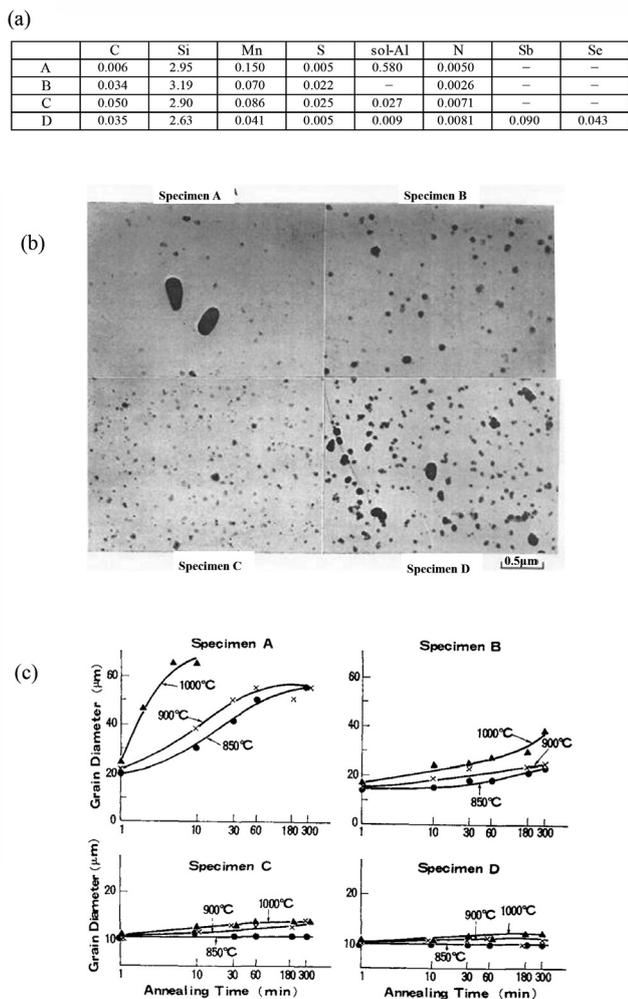


Fig.7 (a) Chemical composition of the materials, (b) electron micrograph of precipitates after decarburization and (c) relationship between annealing time and grain diameter<sup>27)</sup>. With permission of The Japan Institute of Metals.

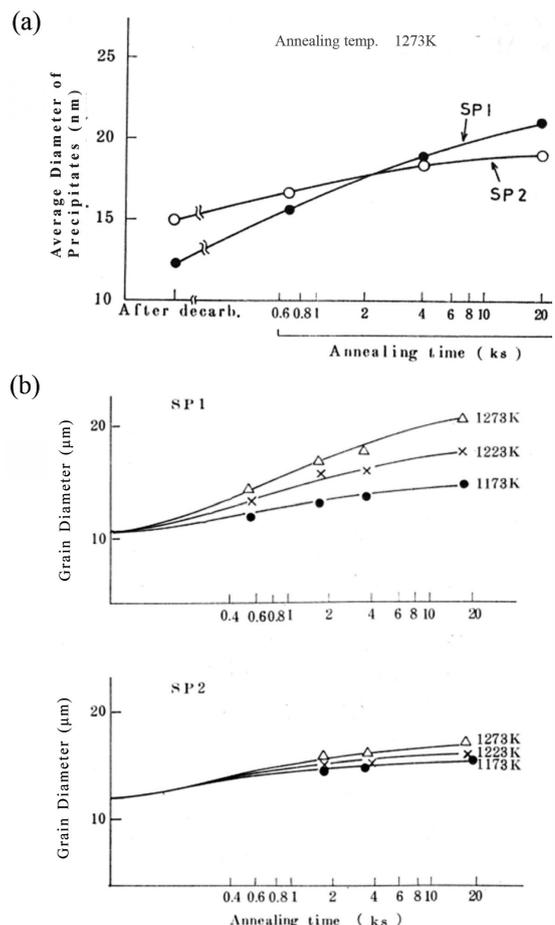


Fig.8 (a) Relationship between annealing time and average grain diameter and (b) variation of precipitates diameter as a function of isothermal annealing time (T = 1123K)<sup>28)</sup>. (SP1: without hot band annealing, SP2: with hot band annealing of 1373K × 120s) With permission of The Japan Institute of Metals.

し、熱的に安定な (Al, Si) Nとして板厚方向に均一に再析出し、インヒビターとして有効に機能する<sup>31)</sup>。

バッチ焼鈍工程において二次再結晶を安定して発現させるためには、二次再結晶前にインヒビターを造り込んで十分なピン止め力を確保するとともに、二次再結晶焼鈍時の脱インヒビター速度の制御が重要である。Ushigamiら<sup>32)</sup>は、バッチ焼鈍工程で雰囲気窒素分圧を変更することにより二次再結晶におよぼすインヒビター・ドロップの影響を調査した。Fig.9に示すように、窒素分圧を下げると、まず、分散したGoss方位粒が二次再結晶するようになり、次いでマトリックス粒も成長するようになってしまい、二次再結晶が不安定化する。

### 3.2 集合組織制御技術

方向性電磁鋼板は、熱延工程において部分的にはオーステナイト相と共存するが、基本的にはフェライト相である。従って、 $\gamma$ - $\alpha$ 変態による方位変化を経ることがないので、熱延板の表層部ではGoss方位、中心部では $\langle 011 \rangle // RD$ 方位が発達している<sup>33)</sup> (Fig.10)。また、単結晶の実験から、Goss方位の単結晶を冷延・焼鈍すると $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位と $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の間で方位変化を繰り返し、70%程度の圧下率でGoss方位が再結晶する<sup>34-36)</sup>ことから、一次再結晶組織のなかのGoss方位粒の起源として、この熱間圧延の表層部のGoss方位粒の重要性が指摘されている<sup>33,37)</sup>。Matsuoら<sup>38)</sup>は、鋼板を1273Kで40%圧延した後に25, 175msecの短時間で急冷した試料を用いて、熱延板表層部Goss方位の形成挙動を

調査した。熱間圧延では鋼板とロール間の摩擦係数が高いので、鋼板表面部では剪断変形によりGoss方位を含む非対称な集合組織が形成され、表層部には板厚方向でGoss方位を含む集合組織勾配が存在していること、また、時間経過(25→175msec)とともに再結晶により集合組織がランダム化することを示した。

前節でも述べたように、冷間圧延の圧下率により集合組織が変化することは良く知られている。Fig.11に純鉄の冷延集合組織と一次再結晶集合組織におよぼす冷延率と冷延前の粒径の影響を示す<sup>37)</sup>。集合組織変化は冷延前の粒径の影響を受け、冷延前粒径が大きい(300  $\mu$ m) 場合には、 $\{110\}$ 方位は中程度の圧下率(70%)で発達し、更に圧下率を高めると減少していく。冷延前粒径が小さくなる(30  $\mu$ m)と $\{110\}$ 方

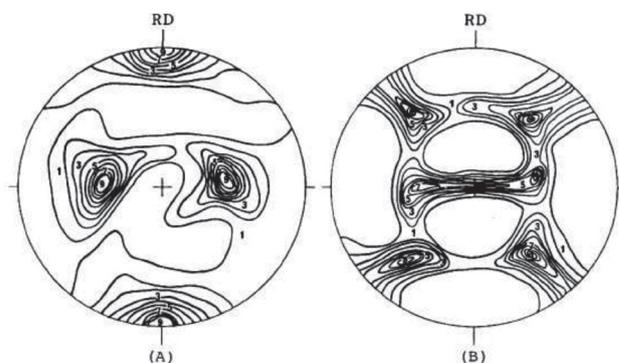


Fig.10  $\{100\}$  pole figures of (A) 1/10 depth under the surface and (B) center of the hot-rolled sheet<sup>33)</sup>.

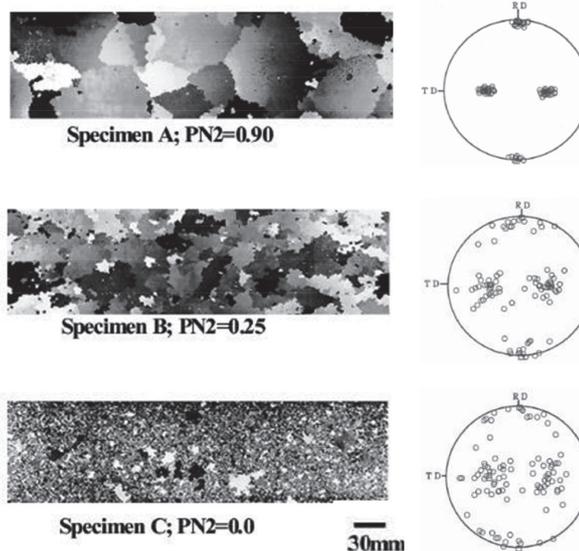
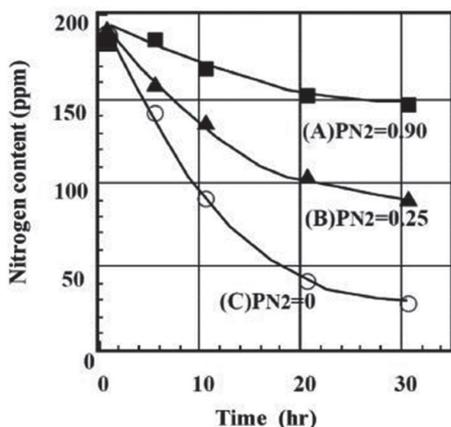


Fig.9 Change of nitrogen content during secondary recrystallization annealing (isothermal annealing at 1075°C) and grain structures and orientation distributions ( $\{100\}$  pole figures) after annealing<sup>32)</sup>. With permission of The Japan Institute of Metals.

位の存在量は減少し、代わりに{111}方位が圧延率とともに発達していく。これは、冷延前粒径が小さくなると粒界面積が増加し、{111}方位粒が粒界近傍で核生成する<sup>39)</sup>ことから説明される。方向性電磁鋼板についても、冷延率による{110}方位、{111}方などの集合組織の変化は、Fig.14の冷延前粒径

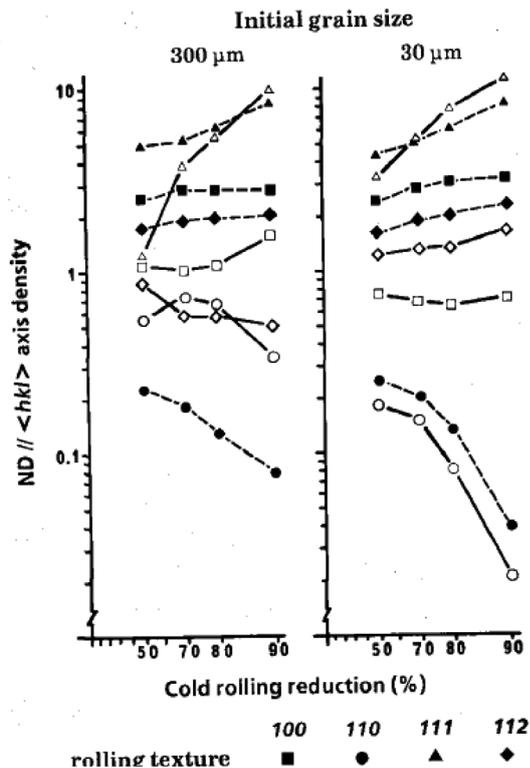


Fig.11 Variation of cold rolling and annealing texture of pure iron with the cold rolling reduction and initial grain size<sup>37)</sup>.

が大きい場合と同様の傾向であることが報告されている<sup>40)</sup>。

Kataokaら<sup>41)</sup>は、70~95%の冷延率で一次再結晶集合組織と二次再結晶方位の関係を調べ、高磁束密度方向性電磁鋼板を特徴づける高冷延率領域では、対応方位により説明できることを示した。冷延率70%の試料は2回冷延法で作成されており、一次再結晶集合組織の主方位はGoss方位とND//<111>方位である。また、冷延率を高め、90%以上になると、Goss方位は減少して{111}<112>方位、{411}<148>方位が主方位として発達し、高磁束密度方向性電磁鋼板に対応する集合組織となる (Fig.12)。{411}<148>方位も {111}<112>方位と同じく Goss 方位と対応方位関係にある。二次再結晶方位は、冷延率90、93%では尖鋭な{110}<001>方位となり、対応粒界による選択成長に基づく計算結果に一致する。尚、冷延率70%では、二次再結晶方位はND軸に分散した{110}<001>~{110}<225>方位となる。これは、対応粒界頻度が低いので対応粒界による選択成長とともに、{110}<001>核の影響を受けるものと考えられる。また、圧下率95%では、{110}<001>方位とともに{110}<112>方位が二次再結晶方位として出現しており、これは{110}<112>方位と対応方位関係にある{11 5 4}<5 19 10>方位、{411}<2 11 19>方位が発達してきたことにより説明できることを指摘している (Fig.13, Fig.14)。

高磁束密度方向性電磁鋼板を特徴づける高冷延率領域では、Goss方位の存在量が大きく減少する。そこで、Goss方位を確保するために歪時効を活用してGoss方位の再結晶を促進する技術が報告されている。Taninoら<sup>42)</sup>は、冷間圧延のパス間に250℃で5分時効させることにより{110}<001>~{210}<001>方位粒の再結晶が促進されることを示し

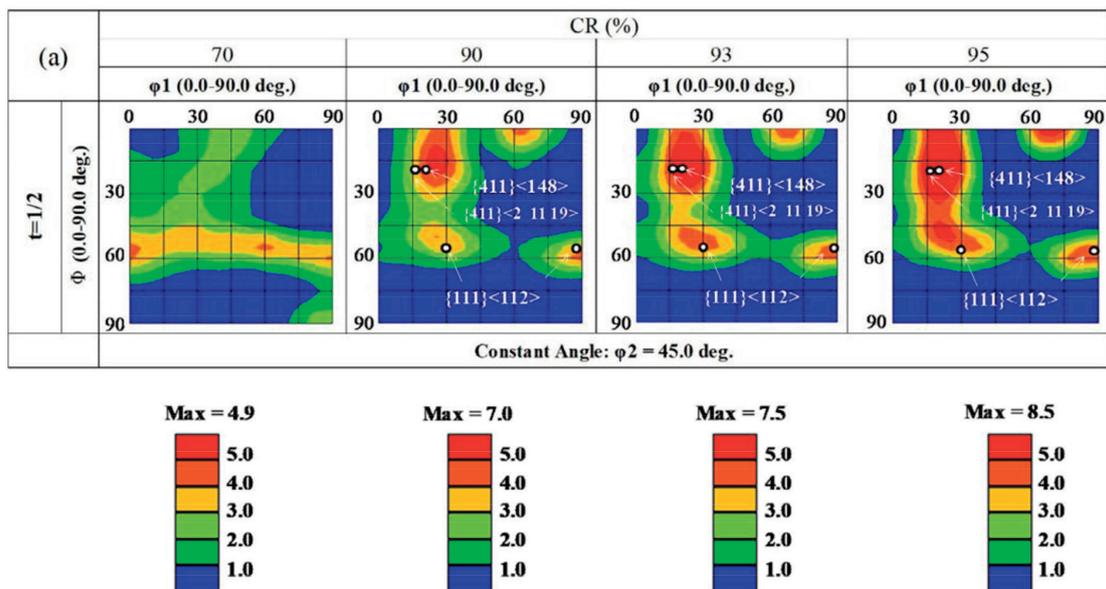


Fig.12 Experimentally obtained primary recrystallization texture changes in the various cold rolling reductions<sup>41)</sup>. (Online version in color.)

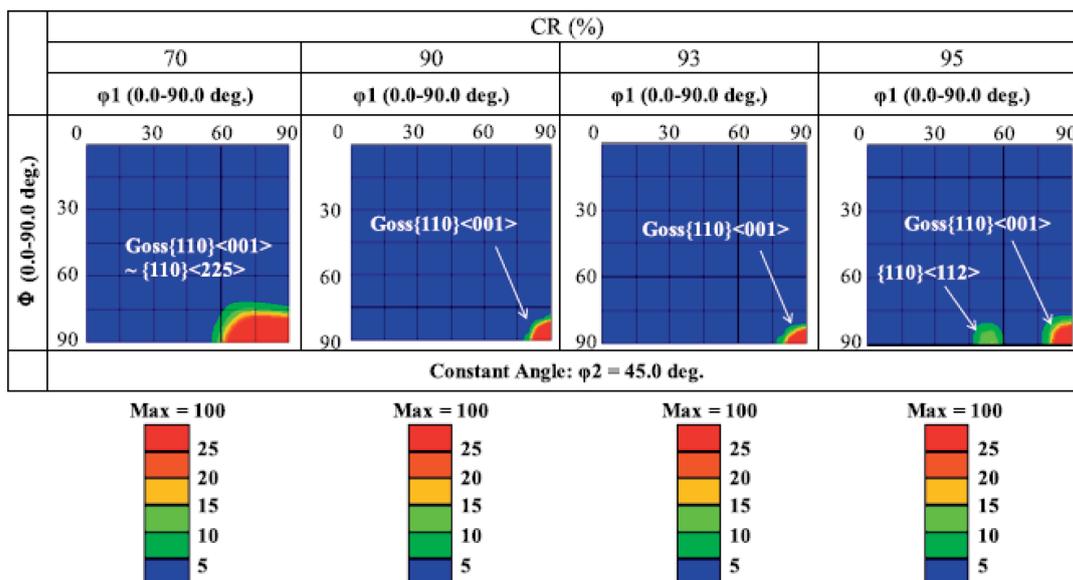


Fig.13 Experimentally obtained secondary recrystallization texture change in the various cold rolling reductions<sup>41)</sup>. (Online version in color.)

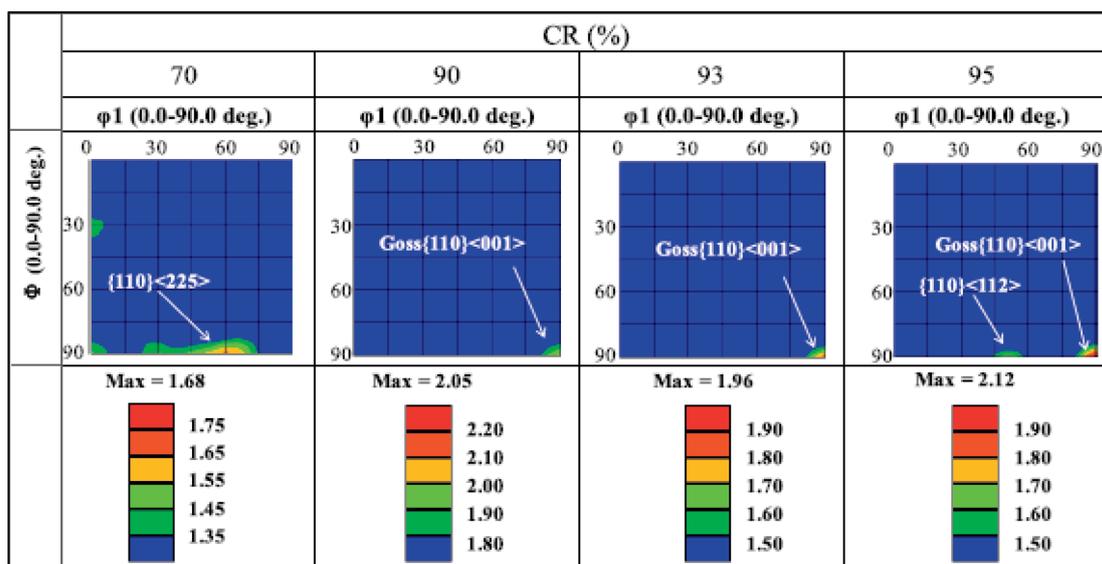


Fig.14 Calculated secondary recrystallization textures for the various cold rolling reductions based on CSL (Coincidence Site Lattice) model<sup>41)</sup>. (Online version in color.)

た。圧延組織の調査から、時効処理により Goss 方位粒内の {110}<001> から {111}<112> 方位への滑りが拘束され、粒内で Goss 方位を維持する部位 (striation) が増加するとともに、その内部で {110}<001> ~ {210}<001> の回転が生じていることを指摘している。また、この時効処理効果を高めるためには冷間圧延の前の熱延板焼鈍工程において微細炭化物を形成させることが有効であることが報告されている<sup>43,37)</sup>。

粒成長により一次再結晶集合組織が変化することは、良く知られている。Yasuda ら<sup>44)</sup> は、再結晶直後は {111}<112> 方

位が主方位として発達し、粒成長に伴い {111}<112> 方位が減少して {411}<148> 方位が発達することを示した (Fig.15)。Fe-3.25% -0.06% C を有する試料を圧下率 89% で冷間圧延後、湿水素雰囲気中で脱炭焼鈍を施して、再結晶・粒成長挙動を調査した。その結果、{411}<148> 方位粒は {100}<011> ~ {211}<011> 方位の加工粒から再結晶すること、また、粒成長により発達するのは、再結晶直後の {411}<148> 方位粒の粒径が他の方位粒に比べて大きいのでサイズ効果によるものであること、更に、{411}<148> 方位粒とその隣接粒の低角粒

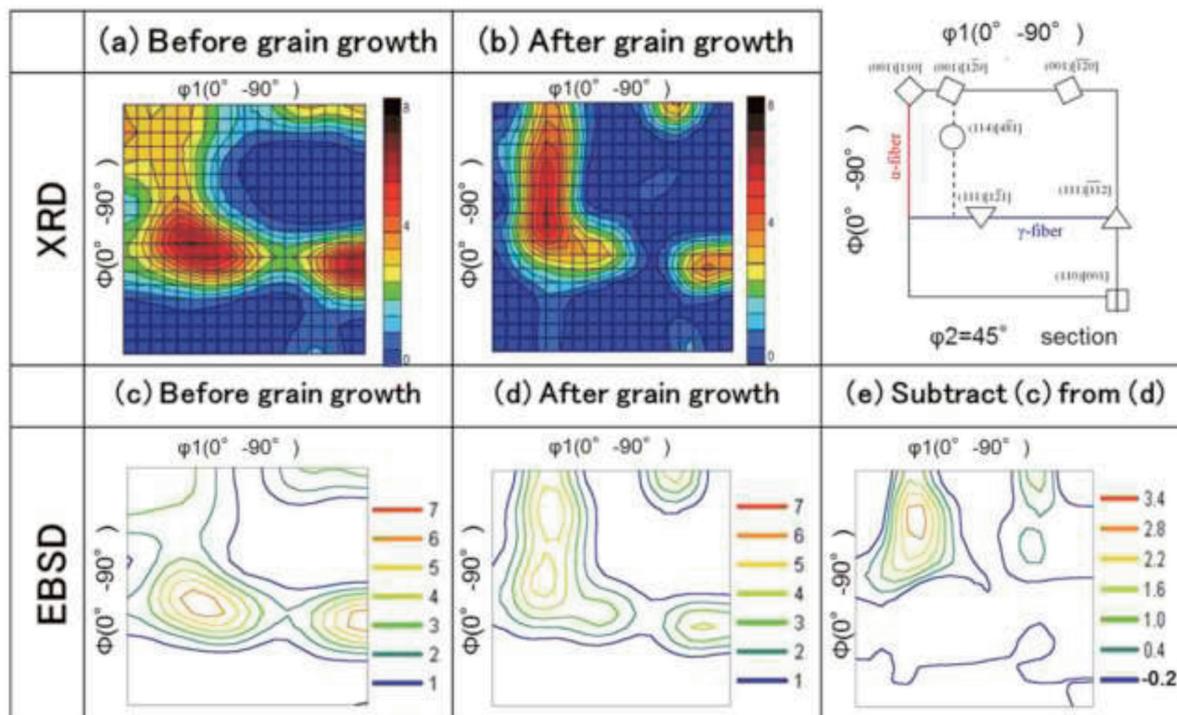


Fig.15 Texture change during grain growth. (a) and (c) : specimen before grain growth (750°C) , (b) and (d) : specimen after grain growth (830°C for 30 min.) and (e) : texture subtracted (c) from (d) <sup>44)</sup>. Upper ODFs were obtained from XRD method and lower ODFs from EBSD method. (Online version in color.)

界の存在頻度が低いので易動度が高いことも選択成長を助長していると考えられること指摘している。 $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位と $\{411\}\langle 148 \rangle$ 方位は、いずれもGoss方位と対応方位関係にあるため、Goss方位粒の二次再結晶を促進すると考えられる。焼鈍温度を高めて粒成長させて主方位が $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{411\}\langle 148 \rangle$ に変化しても、Goss方位は二次再結晶方位として発達する。しかしながら、その二次再結晶方位の分布は一次再結晶集合組織の変化に対応して変化することが報告されている<sup>45)</sup>。

## 4 おわりに

高磁束密度方向性電磁鋼板を中心に製造メタラジーについて概説した。高磁束密度電磁鋼板は、高圧下率で冷間圧延を行うことによりマトリックスの対応粒界頻度を高めるとともに、インヒビター効果の強い析出物を活用することにより、尖鋭なGoss方位粒を二次再結晶粒として選択成長させて高磁束密度化を達成しているものと考えられる。

電気文明の中に生きる我々は、社会活動を拡大させるとともに電力消費量を増大させてきた。電力システムに不可欠の材料である方向性電磁鋼板は、この100年の間に金属学的・物理的アプローチにより鉄損を大幅に低減させてきた。今後の社会の発展と、CO<sub>2</sub>ガス削減(CN)の地球環境問題を両立

させるために、方向性電磁鋼板は、これからも更に省エネルギー効果の高い材料の開発・普及を通じて、社会に貢献していくことが期待される<sup>46)</sup>。

## 参考文献

- 1) W.F.Barrett, W.Brown and R.A.Hadfield : Sci. Trans. Roy. Dublin Soc., 7 (1900), 67.
- 2) K.Honda and S.Kaya : Sci. Repts. Tohoku Univ., 15 (1926), 721.
- 3) N.P.Goss : U.S.P 1, 965, 559 (1934).
- 4) V.W.Carpenter and J.M.Jackson : U.S.P. 2, 287, 467 (1942).
- 5) M.F.Littmann and J.E.Heck : U.S.P. 2, 599, 340 (1952).
- 6) 田口悟, 坂倉昭, 高島弘教:日本特許 昭40-15644, (1965).
- 7) 今中拓一, 菅孝宏, 小畑良夫, 佐藤徹 : 日本特許 昭51-13469, (1976).
- 8) T.Nakayama and Y.Ushigami : Proc. 7th RISO Int. Symp. Met. Mat. Sci., Riso National Laboratory, (1986), 463.
- 9) Y.Ushigami, T.Kubota and N.Takahashi : ISIJ Int., 38 (1998), 553.
- 10) 牛神義行 : 再結晶・集合組織とその組織制御への応用, 日本鉄鋼協会, (1999), 245.

- 11) Y.Ushigami, T.Kumano, T.Haratani, S.Nakamura, S.Takebayashi and T.Kubota : Mater. Sci. Forum, 467-470 (2004), 853.
- 12) 牛神義行, 中村修一, 竹林重人 : 熱処理, 50 (2010), 179.
- 13) 牛神義行 : 新日鐵技報, 392 (2012), 26.
- 14) Y.Ushigami and S.Nakamura : Mater. Sci. Forum, 715-716 (2012), 122.
- 15) Y.Ushigami, F.Takahashi and T.Tamaki : Proc. of WMM'16 (7th Int. Conference on Magnetism and Metallurgy), (2016), 233.
- 16) Y.Ushigami : IOP Conference Series, Mater. Sci. Eng., 1121 (2021), 012019.
- 17) M.Hillert : Acta Metall., 13 (1965), 227.
- 18) J.W.Flowers and A.J.Heckler : IEEE Trans. on Magnetism, MAG-12 (1976), 846.
- 19) A.Datta : IEEE Trans. on Magnetism, MAG-12 (1976), 867.
- 20) N.Takahashi and J.Harase : Mat. Sci. Forum, 204-206 (1996), 143.
- 21) Y.Hayakawa and J.A.Szpunar : Acta Metall., 45 (1997), 1285.
- 22) H.Park, D.Y.Kim, N.M.Hwang, Y.C.Joo, C.H.Han and J.K.Kim : J. Appl. Phys., 95 (2004), 5515.
- 23) T.Kubota, M.Fujikura and Y.Ushigami : J. Mag. Mag. Mat., 215-216 (2000), 69.
- 24) J.E.May and D.Turnbull : Trans. AIME, 212 (1958), 769
- 25) 松岡孝 : 鉄と鋼, 53 (1967), 1007 .
- 26) 松村治, 鶴岡一夫 : 日本金属学会誌, 38 (1974), 708.
- 27) 黒木克郎, 佐藤駿, 和田俊哉 : 日本金属学会誌, 43 (1979), 175.
- 28) 黒木克郎, 佐藤駿, 和田俊哉 : 日本金属学会誌, 44 (1980), 419.
- 29) P.Horkey and P.Pacl : J. Mag. Mag. Mat., 41 (1984), 14.
- 30) 小松肇, 谷野満 : 鉄と鋼 71 (1985), S1220.
- 31) Y.Ushigami, F.Kurosawa, H.Masui, Y.Suga and N.Takahashi : Mat. Sci. Forum, 204-206 (1996), 593.
- 32) Y.Ushigami, K.Murakami and T.Kubota : The fourth Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena, the Japan Institute of Metals, (1999), 559.
- 33) 井口征夫 : 鉄と鋼, 70 (1984), 2033.
- 34) C.G.Dunn : Acta Metall., 2 (1954), 173.
- 35) 田岡忠美, 古林英一, 竹内伸 : 鉄と鋼, 54 (1968), 162.
- 36) D.Dorner, S.Zaefferer and D.Raabe : Acta Mater., 55 (2007), 2519.
- 37) M.Matsuo : ISIJ Int., 29 (1989), 809.
- 38) M.Matsuo, T.Sakai and Y.Suga : Met. Trans A, 17 (1986), 1313.
- 39) 阿部光延, 小甲康二, 林征夫, 速水哲博 : 日本金属学会誌, 44 (1980), 84.
- 40) T.Kubota, K.Kuroki, Y.Matsuo and N.Takahashim : Mater. Sci. Forum, 204-206 (1996), 539.
- 41) T.Kataoka, H.Atsumi, M.Yasuda, N.Morishige and K.Murakami : ISIJ Int., 61 (2021), 960.
- 42) M.Tanino, M.Matsuo, T.Shindo, T.Sakai and F.Matsumoto : Proc. the 6th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM-6), ISIJ, (1981), 928.
- 43) 飯田嘉明, 岩本勝生, 後藤公道, 的場伊佐三夫 : 鉄と鋼, 70 (1984), 2042.
- 44) M.Yasuda, T.Kataoka, Y.Ushigami, K.Murakami and K.Ushioda : ISIJ Int., 58 (2018), 1893.
- 45) Y.Ushigami, T.Kubota and K.Murakami : Proc. the 12th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM-12), NRC Research Press, (1999), 981.
- 46) 牛神義行 : ふえらむ, 4 (1999), 15 .

(2022年11月22日受付)