

© 1984 ISIJ

薄鋼板の再結晶及び集合組織研究における
今後の問題

武 智 弘*

Future Problems on Recrystallization and Texture of Steel Sheets

Hiroshi TAKECHI

1. 緒 言

薄鋼板（以下薄板と略す）の深絞り性とその集合組織によつて支配されるという BURNS と HEYER¹⁾ の指摘に端を発してから約 20 年の間に、薄板の再結晶挙動や集合組織について世界的に研究が展開されてきたことは周知のとおりである。

BCC 金属の再結晶挙動や集合組織に関する工業的研究はそれ以前から珪素鋼 (3%Si-Fe) について精力的に行われており、薄板の場合も原理的な基盤は珪素鋼の研究を参考としてスタートした。しかし薄板の場合は(1)変態を考慮せねばならぬこと (2)対象が一次再結晶であること (3)制御目標が板面に {111} 方位を増加させ {100} 方位を減少させることなどの点で珪素鋼とは異なっており、薄板研究者は珪素鋼とはほとんど独立してあらゆるデータを自ら作り出してゆかねばならなかつた。こうした背景を受けて昭和 45 年 4 月に日本鉄鋼協会の鉄鋼基礎共同研究会に再結晶部会が設立され、じらい 4 年間東大阿部教授の御指導の下に研究発表や討議が行われその成果は昭和 49 年 9 月に「鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織」(I) (II) として刊行されたことは周知のとおりである。この成果は薄板の再結晶及び集合組織制御に関する基礎から応用まで幅広い研究を含んでおり現在でも世界に誇り得るものと思うが、またこの昭和 45~50 年というのは薄板にとつて大きな転換期でもあつた。すなわち、(1)連続焼鈍プロセスの工業化、(2)オイルショックに基づく高張力薄板の開発 がいつせいにスタートした時期である。この二つは再結晶や集合組織という観点からしても当時ほとんど未知の分野であつたがそれだけに実用化のテンポの早さとあいまつて関係者は多量のテーマと試験に忙殺されるようになった。また、前記再結晶部会が解散した時期でもありその後の約 10 年間はどちらかといえば工業化研究が先行して基礎的研究が看過されてきたような気がする。今年からまた日本鉄鋼協会に阿部教授を指導者として低炭素鋼板研究会が誕生したことはまさに時宜を得たものであり、嵐が通り過ぎ

たようなこの 10 年間にやり残した原理原則的な研究や討論がじつくりと腰を据えて行われることを切望するのである。というのも我々は現在、連続焼鈍や高張力薄板に続いて次の革新は何か、そしてそのシーズは何か、を考え直す新しい転換期に差ししかつており、今こそ薄板研究の原点に帰つた基本的な研究が必要であると考えられるからである。

本特集号では多くの秀れた執筆者がそれぞれの専門分野について詳細な解説や指摘が行われるであろうからあえて私が蛇足を付け加えることもないような気がするが、編集委員会の御指名でもあるので今後の議論の叩き台とする心算で独断と偏見に満ちた問題提起を 2, 3 行つてみたい。

2. 蓄積エネルギーの方位別定量評価

再結晶核の発生は圧延された matrix 中の蓄積エネルギー (Stored Energy, 以下 SE と略す) の量とその回復速度に依存するのでまずこの二つを結晶方位別に、定量的に知らねばならない。このことは再結晶の素過程を知る上で重要であるが、集合組織制御のために添加する第二相成分の役割を理解する上でも甚だ重要である。第二相成分のことは 4 章で触れる。

圧延など加工によつて導入された転位は ASHBY²⁾ の表現を借りれば Statistically distributed dislocation と Geometrically necessary dislocation に分類される。前者は短範囲に (+) と (-) が分布し回復初期に消滅するものであるが、後者は局在する転位いわゆる Inhomogeneous dislocation で、回復後期に消滅しながら再結晶核を形成するものである。SE は加工後の総転位量という意味から両者の和であるが再結晶機構を論じる時必要なのは後者であつて、我々は後者を定量的に、方位別に、比較的容易に、知る手段を考えねばならない。SE 測定法の例を表 1 に示した。熱量計によつて測定されるのは Statistically distributed dislocation と Geometrically necessary dislocation の和であり、熱量計によつて後者だけを方位別に分離することは不可能なのでここでは省

昭和 59 年 7 月 4 日受付 (Received July 4, 1984) (依頼展望)

* 新日本製鉄(株)第二技術研究所 工博 (R & D Laboratories-II, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

表 1 蓄積エネルギーの評価法

方 法	測 定 例	測定値の意味, 問題点
熱量計	変形または焼なまし過程における熱量測定により SE を算出。 Cu の室温引張 10.5 (10%) ~ 26 (33%) / g·atom (変形に要した全仕事量の 2 ~ 10% 程度)	全蓄積エネルギー量の測定。したがって平均的値を示し, 結晶方位, 局所的偏りは無視される。
X 線回折線プロファイル解析	X 線回折線の幅広がり半価幅または積分幅として評価し, 格子歪みを算出, またフーリエ解析によりサブグレインサイズ, 歪みが算出できる。 低炭素鋼板の冷間圧延, 圧延面に平行な結晶面について測定 {110} > {111} > {211} > {100} {110} 方位 1.5 ~ 3.0 cal/g·atom {100} 方位 0.3 ~ 1.0 "	試料面に平行な (hkl) 面の格子歪みを測定。その面の法線まわりに回転した方位について, および場所の変動については平均化される。フーリエ解析によれば不均一性の評価の可能性はある。
Kossel (コッセル) 法	コッセル像の幅広がり, 曲がり, から格子歪みを評価。	三次元的な歪みテンソルが求められる。ただし比較的歪みが小さく, ~ 10 μm 程度の領域に適用可能。
透過電子顕微鏡	サブグレインのサイズ, 境界角度より蓄積エネルギーを算出。 冷延鋼板において蓄積エネルギーは {110}(001) > {111}(110) > {112}(110) > {001}(110) の順になっている。	統計的に有意な測定が必要。

略し, X線回折線プロファイル解析法(以下 LP 法と略す)と透過電子顕微鏡法(以下 TEM 法と略す)について簡単に触れたい。

LP 法では回折角を θ とすると $\sin^2 \theta$ と幅広がり量の直線関係における幅広がり量軸の截片から結晶方位別に Subgrain のサイズと境界角度 (Misfit angle) に関する情報を得ることが可能であり, これらは Inhomogeneous dislocation に対応するものである。もし変形帯のように局所化した転位密度の高い領域が少なければ LP 法の情報は希釈されてしまつてあまり役に立たないが, 冷延圧下率が 60% 以上と大きくて局所化した高転位密度領域の比率が高い薄板の場合には, LP 法はかなりの確に再結晶核発生サイトの情報を伝えていると考えられる。例えば TEM 法で測定した圧延方向に $\langle 110 \rangle$ 軸を持つ方位系列の SE は大きい方から $(1\bar{1}0) [110] > (1\bar{1}1) [110] > (\bar{1}12) [110] > (001) [110]$ の順になっているが³⁾, LP 法で求めた順位も $\{110\} > \{111\} > \{112\} > \{100\}$ であり⁴⁾ 両者は良く一致し, また再結晶後これら方位の増減傾向と前記 SE の大小関係とは極めて良く対応している。これらの測定結果から冷延板における SE 分布の方位依存性は図 1 のように模式化されよう。すなわち方位によつて SE の絶対値やその幅, 分布状態は異なるがその平均値の差は LP 法によつて検出される。図中, 方位 A と方位 B の SE 差が小さければ二つの分布曲線は部分的に重なつて再結晶核化速度の比較はできなくなるが, 上述のように TEM 法と LP 法における SE の大小関係が一致していることから, 冷延された薄板の内部では図 1 のように上記主要面結晶方位間では SE の十分な有意差が存在するか, あるいは SE の有意差が十分に存在する方位が幾何学的に隣接して存在するものと考えられる。ただ LP 法については一つはつきりさせておかなければならぬ問題がある。それは例えば板面に平行な回折面の LP 測定値はその結晶が三次元的に保有する SE を必ずしも示すものではない, という事である。これに対する一つの提案として例えば三次元極点図で特定方位の存在を確認しておき, 面法線

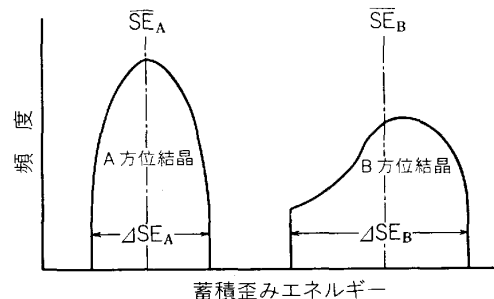


図 1 圧延による蓄積歪みエネルギーの方位依存性

(ND) 圧延方向 (RD) 幅方向 (TD) 3 方向から LP を測定して立体的に SE の方位別分離を試みてはどうかと考える。更にいえば LP 法のもう一つの欠点である SE の不均一性の分離は, 回折線のフーリエ解析によつてかなり多くの情報が得られるのではないかと思われる。LP 法には上述した欠点があるにもかかわらず一方では棄て難い魅力がある。それは LP 法によれば SE を結晶方位別に, 定量的に測定でき, かつ測定やデータ処理が比較的簡単だということである。

一方 TEM 法では結晶方位を確認した場所における局所的な転位密度を測定している点信頼度は十分であるが, 測定法自身が煩雑である上多数の場所について測定を行つて統計的に判断しないと全体傾向を誤認する危険がある。かつて P. B. HIRSCH の研究室では TEM による薄膜写真を多数撮つて八畳敷くらいの大きさに貼り合わせ, その中から最も全体傾向を代表していると思われる個所を缺で切り出して論文に載せる, という話を聞いたことがある。事実の程は知らないが TEM 法にはそれくらいの配慮が必要であるという話であろう。

試験条件の数が多き工業材料の開発では煩雑な手法はとかく敬遠される。これが工業材料における再結晶や集合組織制御のメカニズムを解明する上でかなり大きな障害となつていると思うが, 一方測定法として厳密性を欠くものではないかに簡便だといつてもそれなりの意味しかない。筆者がここでいいたいことは簡便でかつ信頼できる結晶方位別 SE の測定法を確立することが集合組織制

御のメカニズムを明らかにし、新材料の開発を促進する上で重要な問題ではないか、ということである。

3. 結晶方位別の再結晶速度論

一般にある現象の進行を考える時には他現象との競合関係すなわち速度論が必要になるが、集合組織制御の場合も特にこれが必要である。

恒温下の再結晶の進行についてはよく知られた AVRAMI の式がある。

$$X(t) = 1 - \exp[-Bt^K] \dots\dots\dots (1)$$

ここで $X(t)$ は時間 t における再結晶分率、 B 、 K は定数である。また、温度を変えて再結晶速度を測定すれば一般の物理現象と同様に Arrhenius プロットが成り立つ。

$$V = V_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (2)$$

ここに V は再結晶速度、 V_0 、 R は定数、 T は絶対温度、 Q は再結晶の活性化エネルギーである。

これらの式を光学顕微鏡規模で一次再結晶粒の発生、成長に適用した例はずいぶんたくさんあるが結晶方位別に測定してその Kinetics を論じた例は少ない。等温再結晶曲線を (111) [11 $\bar{2}$], (110) [001], (100) [001], (100) [011] 方位について描いた HIBBARD-TULLY⁵⁾ の研究などはあるが従来方位別の速度論として扱われたものの多くは Oriented growth theory に関するもので FCC なら $\langle 111 \rangle$ 軸、BCC なら $\langle 110 \rangle$ 軸周りの回転関係を持つ粒界の移動速度に関する研究である。しかし工業材料の集合組織制御を考える時には例えば変形帯や旧粒界近傍を matrix とする領域で核発生、成長する速度をマイクロな方位分布ごとに測定したり、またそれらが第二相成分によつていかに変化するかといった速度論的研究が不可欠であると思う。

ただ(1)式、(2)式いずれの場合をとるにせよ核発生と成長の期間の識別が難しい。(1)式の定数 B には核発生速度 \dot{N} と成長速度 \dot{G} の両方が含まれ(2)式の活性化エネルギー Q にも普通の測定法では \dot{N} と \dot{G} の両方を含んだ値となる。しかし核発生と成長とを厳密に区別できなくても再結晶粒の発生 site は変形帯や旧粒界近傍が多い

から少なくとも種々の方位についてこれら領域の $\dot{N} + \dot{G}$ または Q と結晶中央部のそれらとを微視的に区別した測定ができれば再結晶集合組織形成に定量的な議論を持ち込むことが可能となるであろう。

微視的領域の歪み解放過程や再結晶過程を測定することは非常に難しいが、例えば従来の微少硬度計より荷重がもう 1 桁小さい超微少硬度計が開発されれば Etch pit 法と組み合わせてある程度の粗大粒には使用できると思われる。また微少領域の集合組織を Etch pit 法より定量的に測定するために X 線強度を強めて視野を制限した微少領域極点図 (Micro pole figure) 測定装置が開発されれば、上記歪みの解放過程の測定と併せて解析はもつと進むであろう。特定方位の核発生力や成長力を定量的に評価することは次項に述べる第二相成分の抑制力に関連して重要なことであり研究目標として提案したい。

4. 第二相成分による集合組織制御メカニズム

一般に工業材料の集合組織制御には鋼中に第二相成分を添加して行うことが多い。第二相成分は被蚕食粒の成長を抑制する物という認識から一般に Inhibitor と呼ばれることが多いがそれ以外にもいろいろな考えが提案されているのは周知のとおりである。表 2 は再結晶部会で報告された事例^{6)~16)} の中から第二相成分に関する異なった考え方を抽出したものである。

ここで、(1)前析出型というのは第二相成分が冷延前に析出物として既に存在し、それらが冷延集合組織のマイクロな方位分散や SE を変化させるか、焼鈍再結晶時に粒成長の選択的抑制力として働くという考えであり、(2)後析出型というのは冷延後焼鈍時に第二相成分が析出して特定方位の再結晶核生成・成長を優先的に行わせるという考えである。また、(3) Scavenging 型というのは matrix から固溶元素を析出・無害化させて優先再結晶粒の成長を円滑に進行させるとするものであり、(4)純鉄説というのは侵入型固溶元素の存在しない冷延 matrix からは本来 {111} 方位が優先成長するという考えである。こうしたいろいろな考え方が提案されてはいるものの残念なことに現在どれか一つに決着がついているわ

表 2 第二相成分による集合組織制御の考え方

メカニズム	例	知 見
前 析 出 型	Fe ₃ C TiC、NbC 等 MnS 粗大介在物	整合 Fe ₃ C の存在により冷延ならびに再結晶後 {111} 増 ⁷⁾ 炭化物の存在により冷延後 {211} < 011 > 増 ⁸⁾ β -MnS が {111} 核生成もしくは粒成長に影響 ⁹⁾ 介在物近傍の冷延組織を変えランダム核生成を促進 ⁹⁾
後 析 出 型	AlN ϵ -Cu Fe ₃ C	焼鈍中に析出する AlN またはクラスターによる {111} < 110 > 選択核生成 ¹⁰⁾ 焼鈍中に析出する ϵ -Cu またはクラスターによる {111} < 110 > 選択核生成 ¹⁰⁾ 焼鈍中 Fe ₃ C がいつたん溶解、再析出し {111} 選択粒成長促進 ¹¹⁾
Scavenging 型	Mn-S-O 熱延高温巻取り	Mn、S、O 等の固溶元素を固定し {111} 核生成、成長促進 ¹²⁾ 固溶 C が少ない (固溶限以下) 状態で {111} 核生成、成長促進 ¹⁴⁾
純 鉄 型	Ti 添加鋼 Ta 添加鋼	固溶 C 減により、冷延後、{211} < 011 > 増 ¹⁵⁾ 同上 ¹⁶⁾

けではない。その理由は考え方を直接立証する手段に適當なものがほとんど無いということ、定量的な議論が少なかつたということなどにあると思われる。

しかしいずれにせよ再結晶集合組織形成は冷延後 SE の方位依存性とその解放速度や冷延後存在する方位分布に依存しているから、例えば前析出型や純鉄説に対しては冷延後の SE やマイクロな方位分散に対する定量的測定法があれば事態はかなり明瞭になるし、また後析出型や Scavenging 説については冷延後 SE すなわち再結晶の駆動力と第二相成分の抑制力との定量的比較ができればかなり見通しはついてくるであろう。

ここでは例として再結晶の駆動力と第二相成分の抑制力との比較について簡単に触れてみたい。

一般に第二相成分が半径 r の球状粒子である場合 Zener drag として知られる粒成長抑制力 F が働く。

$$F = - \frac{2\gamma_B f}{r} \dots\dots\dots (3)$$

ここで γ_B は粒界エネルギー、 f は第二相成分の Volume fraction である。第二相成分が析出粒子よりしだいに小さくなると次の形態をとると考えられる。

析出粒子 → Cluster or Pre-precipitate → Dipole → 溶質原子 (Solute atom)

すべての Precipitate が Cluster や Dipole になるわけではなく、すべての Cluster が Dipole になるわけでないのはもちろんである。(3)式で f を溶質原子濃度、 r を原子半径とすると Zener drag を一応溶質原子にまで拡大できる¹⁷⁾。Dipole については近年阿部教授によつて置換型固溶原子と侵入型固溶原子のペアから成る Dipole (例えば Mn-C) の存在が熱電能測定から明らかになった¹⁸⁾。これは析出粒子よりも影響する範囲が広く、溶質原子よりも抑制力が強いと考えられるから工業的利用を含めて非常に興味ある問題である。

しかし Dipole や Cluster の抑制力をどのように評価するか、すなわち溶質原子のように転位が引き摺つて動かせるものと、析出粒子のように動かさないものの中間体の抑制力をどのように評価するかは今後の重要な問題であろう。

再結晶の駆動力 M は粒界エネルギーを考慮しなければその領域に冷延後導入された転位密度 ρ によつて

$$M = Gb^2\rho \dots\dots\dots (4)$$

と表される。ここで G は剛性率、 b は Burgers Vector である。(4)式の ρ はこれまで議論してきた SE に対応するものとする。図 1 を再結晶の駆動力に書き直して図 2 のように表現できる。もし第二相成分の抑制力が定量的に表現できるとすれば図 2 の一連の冷延方位の再結晶駆動力スペクトルの中に抑制力の Gate を書き込むことができるから優先方位のコントロールについてより定量的議論ができるようになるであろう。第二相成分が冷延後の SE やマイクロな方位分散を変える可能性も含め

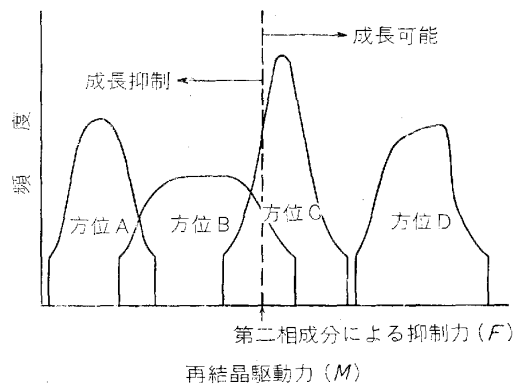


図 2 再結晶駆動力の方位依存性と第二相成分による粒成長抑制力の関係

て再結晶駆動力と抑制力の定量的評価や議論が活発に行われることを期待したい。

5. 圧延条件が結晶回転及び蓄積エネルギーに及ぼす影響

近年圧延機の著しい進歩によつて圧延様式や圧延条件の変化は目覚ましいものがあり、こうした変化が結晶学的にどのような影響をもたらすか、逆に結晶学的立場からどのような圧延様式を希望するか、などを考慮すべき時代になった。しかし新しい圧延機を持ち出すまでもなく従来から圧延という変形様式と結晶回転、特に板厚方向の結晶回転の変化、との関係は十分解析されていたとはいえない。圧延が再結晶の素地を作るプロセスである以上これは重要な問題であり二次再結晶粒のルーツまで含めて今後理論的にも実験的にも十分検討が行われるべきであろう。この方面の話題について少し触れてみたい。

圧延による結晶回転を考察する時一般には歪みのみを採り上げるが、実際の圧延には巨視的歪みとして剪断歪みを伴っている。すなわちロールバイトの入側ではロールと材料の相対的速度差により内向きの摩擦力が発生し出側では外向きの摩擦力を生ずる。材料とロールの速度が一致する点で中立点で摩擦力は 0 である。この摩擦力によつて板の表裏では逆向きの剪断力が生じ板厚中心では 0 になる。主歪みに対し剪断歪みが小さければ変形を平面歪みとして取り扱つてよいが圧延条件の大幅な変化によつては剪断歪みの影響を無視できなくなる。例えば非対称圧延では Back tension が変化して中立点は移動するし、Work roll の径や 1 パス圧下率の変化によつて剪断歪みの板厚方向への影響範囲が変化する。

同一圧延率でも多パス圧延では剪断歪み γ は小さいから図 3 の点線で示されるように入側出側で剪断歪みの影響を相殺しながら $\gamma=0$ の時に定められた方向に向かつて方位空間の中を結晶回転していくことになるが、1 パス大圧下圧延になると図 3 の実線で示されるように多パス圧延とは違つた結晶回転を残す。これはロール入側の剪断力によつて集合組織が形成されロール出側で逆向

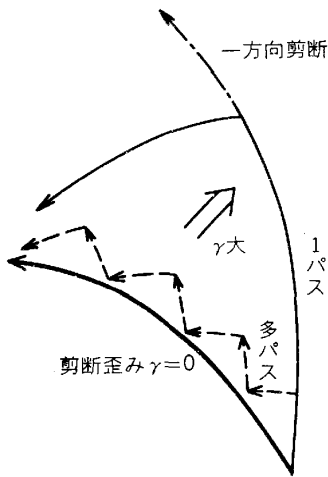


図3 全圧下率一定の場合の1パス圧延と多パス圧延による結晶回転

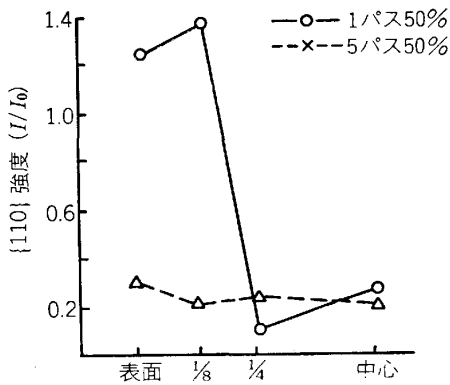


図4 1パス冷延圧下率による冷延後{110}強度の変化(ロール径 25φ, dry 圧延)

きの剪断力が作用する際の方が初方位と既に異なることによる。図4に全圧下率 50% を1パスで圧延した場合と5パスで圧延した場合の板表面から板厚中心までの{110}方位分布が示されている¹⁹⁾。1パス大圧下された場合は剪断変形によつて板表面部の結晶回転が阻害され{110}方位は残存するが、多パス圧延では結晶回転を生じて激減したと思われる。また図5には Work roll 径によつて冷延焼鈍後の \bar{r} 値が顕著に変化する状況を示す²⁰⁾。ロール径が 60mm と小さい場合、冷延後板表面部では剪断変形によつて {110} 方位が多く {222} 方位が少なくなることが報告されている。熱延の場合はロールと板表面の Sticking が強いので冷延に比べると剪断成分はかなり強い。このような板厚方向の主歪みと剪断歪みの比やそれに基づく結晶回転の変化を明らかにし、またそれが後の再結晶集合組織形成にいかにか影響するかを明らかにするため、第二相成分を含有したり、あるいは含有しない単結晶を圧延条件を変えて冷延あるいは熱延をして、板厚方向の結晶回転や SE の変化を測定することは非常に意味のあることである。最近単結晶を使用した研究はあまり行われなくなつたが、例えば今述べた

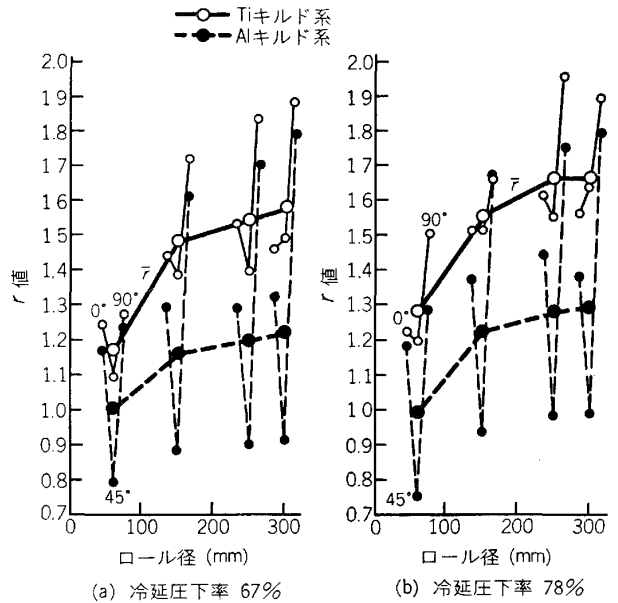


図5 冷延焼鈍後の \bar{r} 値に及ぼす Work roll 径の効果

ような観点からの検討を提案したい。

6. 解析手段の開発

これまで触れてきたように再結晶、特に集合組織制御の研究において必要なことは、結晶方位ごとに異なつて生ずる現象の定量化とその現象を直接検証する手段の開発である。

これまで集合組織研究には X線や透過電顕を始め多くの測定、解析手法が開発されそれらは極めて多くの知見を我々にもたらした。装置や解析手法の開発こそが新しい知見の扉を開く鍵であり、それらが無い議論はともすれば定性的な、推測的なものになってしまう。

表3には再結晶及び集合組織研究に必要と思われる必要情報と解析手段を示した。解析手段には装置と手法が含まれるが、表中□印で囲つたものは現在未確立かまたはもつと改良を必要とすべき項目ないしは解析手段である。もちろん解析装置の開発には専門メーカーの努力による所が大であるが、これまで我々がそうしてきたように研究現場からの強いニーズが新しい装置を産む駆動力となるのであり両者のスムーズな情報交換、協力態勢が一段と期待される。

7. 結 言

薄鋼板の再結晶や集合組織の研究はこれまでいろいろと行われてきたけれども基本的な問題になるとわからないことがまだ随分残つている。現象を利用することのみに急であるばかりでなく、これらは鉄鋼の基本的性質であるからどつしりと腰を据えて、着実に研究を継続することが望まれる。新しい製品の開発や新しい特性の発見にも結局それが近道であると思ふ次第である。

表 3 再結晶および集合組織研究に必要な項目と解析手段

	変 形 前	変 形 後	回 復	再結晶核生成	粒 成 長
必 要 情 報	結晶粒径 結晶方位 (分布) 固溶元素) 定量的析出物) 存在状態	蓄積エネルギーの定量評価 {結晶方位依存性 {場所的変動 結晶方位回転 {局所的不均一性 {微弱方位成分の定量化 上記への固溶元素および析出物の影響	蓄積エネルギー解放過程の定量評価 {結晶方位依存性 {解放速度の場所的変動 サブグレン構造 (セルサイズ, 方位差) {結晶方位依存性 {局所的不均一性 上記への固溶元素および析出物の影響	再結晶核生成・粒成長の結晶方位別速度論 (第二相成分の影響) 優先核生成場所と優先方位 核生成速度の方位依存性 上記への固溶元素および析出物の影響	方位別再結晶粒成長速度 上記への固溶元素および析出物の影響
解 析 手 段 (観測法・装置)	記号説明 右欄に示す下記符号 [] は未確立または改良すべき項目・解析手段を示す。 ODF: 結晶粒方位分布解析 (三次元表示) TEM: 透過電子顕微鏡観察 LP: X線回折線プロファイル解析 ECP: 電子線チャネリング像解析 EDXRD: エネルギー分散型X線回折法 SOR: 放射光によるトポグラフ IF: 内部摩擦	蓄積エネルギー方位依存性の定量的評価 LPによる評価 (半幅フーリエ解析) ↓ 歪みテンソルの決定 (ECP, Kossel) ↓ 局所的不均一性の評価 (TEM) ↓ 超微小硬度計 結晶粒方位分布の局所的不均一性評価 {微小領域極点図 ↓ マイクロファセットピット TEM	回復・再結晶核生成の直接観察 (薄膜) (TEM) bulk 試料による再結晶核発生の動的観察と方位測定 (SOR) 加熱中の結晶方位変化の動的測定 (EDXRD) 再結晶核発生頻度の方位依存性評価 (TEM) 方位別蓄積エネルギー解放の定量的測定 (EDXRD, LP 超微小硬度計) Inhibitor による格子歪み解放・再結晶核生成, 粒成長の結晶方位依存性への影響 (Inhibitor 含有単結晶の LP, TEM による測定)	再結晶核生成・粒成長の結晶方位別速度論 (第二相成分の影響) 優先核生成場所と優先方位 核生成速度の方位依存性 上記への固溶元素および析出物の影響	方位別再結晶粒成長速度 上記への固溶元素および析出物の影響
	第二相成分 (析出物~固溶元素) 存在状態の定量的解析 (抽出分析, SPEED法(SEM), TEM, IF, 電気抵抗, 熱電能, メスバウアー, ポジトロン消滅)				

文 献

- 1) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35 (1958), p. 261
- 2) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 21 (1970), p. 399
- 3) I. L. DILLAMORE, C. J. E. SMITH and T. W. WATSON: Met. Sci. J., 1 (1967), p. 49
- 4) H. TAKECHI, H. KATOH and S. NAGASHIMA: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 56
- 5) W. R. HIBBARD and W. R. TULLY: Trans. Metall. Soc. AIME, 221 (1961), p. 336
- 6) 阿部秀夫, 高木甲子雄: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1123
- 7) 秋末 治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1124
- 8) 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会: 第3回再結晶部会 (1971年7月) 新日本製鉄(株) (私信)
- 9) W. C. LESLIE, J. T. MICHALAK and F. W. AUL: Iron and its Dilute Solid Solutions (1963), p. 119 [Interscience, New York]
- 10) 白岩俊男, 寺崎富久長, 小玉 強: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 20
- 11) 鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織 (I) (鉄鋼基礎共

- 同研究会再結晶部会編) (1974), p. 135 [日本鉄鋼協会]
- 12) 大橋延夫, 小西元幸, 有馬与志広: 川崎製鉄技報, 5 (1973) 2, p. 164
- 13) 戸田健三, 西脇 実, 榎藤 永, 武智 弘, 阿部光延: 鉄と鋼, 59 (1973), S 497
- 14) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
- 15) 高橋延幸, 清水峰男, 長田修次, 武智 弘: 日本金属学会講演概要 (1971), p. 10
- 16) 鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織 (I) (鉄鋼基礎共同研究会再結晶部会編) (1974), p. 99 [日本鉄鋼協会]
- 17) H. P. STÜWE: Recrystallization of Metallic Materials (1978), p. 15 [Dr. Riederer-Verlag]
- 18) 阿部: 熱電能測定による低炭素鋼の加工および熱処理プロセスの研究, 昭和 57 年度科学研究費補助金 (一般研究 B) 研究成果報告書 (昭和 58 年 3 月)
- 19) 加藤 弘: 私信
- 20) 河野 彪, 佐柳志郎, 中島浩衛: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 58