



UDC 548.735.6 : 669.14-122.2-415

鉄鋼材料の集合組織

— 利用と制御 —

松尾宗次*

Textures in Steel Products — Applications and Controlling Techniques

Munetsugu MATSUO

1. はじめに

日本鉄鋼協会主催の「第6回材料集合組織国際会議 (Sixth International Conference on Textures of Materials., 略称 ICOTOM6)」が1981年9月28日から10月3日まで東京で開催される。それまではヨーロッパ地域での学会であつたものが、前回(1978年)の西独アーヘンでの開催から国際会議へと発展し、20ヶ国から150人の参加者を得て、16件の招待講演、86件の一般講演が行われた¹⁾。そして次回は、日本のこの分野における研究活動が評価されて、東京開催の運びとなつたものである。

この会議では金属に限らず、非金属や高分子を含む材料の集合組織に関する基礎的理論から実用材料への応用が論議される。さらに最近では岩石の集合組織から過去の地殻運動を解析する試みも進んでいる。

集合組織とは多結晶体中の結晶粒の結晶方位分布状態をいい、材料の製造過程における凝固、塑性加工、熱処理などで結晶粒が特定方向に並列した優先方位をもつた集合組織が形成される。この集合組織の結晶方位と集積程度にしたがつて、単結晶のもつ機械的、物理的、化学的性質の異方性が多結晶材料に反映する。この異方性を活用して素材の特性を最大限に発揮させ、一方ではその悪影響を軽減させる集合組織制御技術は材料の有用性を高める手段として効果的である。

日本における集合組織の研究は主として鉄鋼材料を対象として進歩し、実用材料開発と直接に結びついていたことに特色がある。種々の鉄鋼製品の材料特性と集合組織との間に多様な関係が見出され、それにもとづいた製品特性向上のための研究開発が精力的かつ精細に進められたからである。方向性電磁鋼板の開発を目的に始まつた集合組織制御技術の開発研究は、自動車用冷延鋼板の深絞り加工性向上を目的とした研究においてピークに達

して、1970年から74年にかけて鉄鋼協会基礎共同研究会で薄鋼板の再結晶と集合組織とをテーマにした再結晶部会活動が行われた²⁾。

本報では薄鋼板については再結晶部会活動以降の研究動向とその他の鉄鋼製品の集合組織関連の最近の研究成果、さらにこれまでの集合組織国際会議で採り上げられた興味ある話題について述べる。まず集合組織表現手段として一般化しつつある結晶方位分布関数による解析法から始め、その研究の歴史の長さに従つて、諸鉄鋼製品の特性向上のための集合組織制御技術そしてその基礎となる集合組織の成因に関する理論に触れたい。関連分野の幅広さの故に個々の問題には深く立入ることはできないが、集合組織研究と応用の現況と今後の展開について平明に展望を示し、できるだけ多くの方に興味をもつていただけたらと思う。

2. 集合組織の表現と解析

2.1 結晶方位分布関数

結晶が材料の特定方向に方位配列した状態である集合組織は、たとえば鋼板の場合とは圧延面、圧延方向にそれぞれ平行な結晶面 $\{hkl\}$ 、結晶方向 $\langle uvw \rangle$ を指定して $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ のように記述する。

集合組織は一般にX線回折法により測定、極点図として表現される。極点図は特定の結晶面(結晶ではない)の材料中における方位分布の情報を与えるもので、その結晶面の法線回りの回転については特定できない。すなわち結晶方位を材料の座標系に対して一義的に指定するには3変数が必要であるのに、極点図は2変数表示であるために、標準投影図との対比から結晶方位の推定ができるにとどまり、定量性も乏しい。

極点図は2変数表示ではあるが、その中には測定結晶面と、それに一定の角度関係をもつ結晶学的に等価な結晶面とに関する情報が潜在しているので、なんらかの数

昭和55年9月12日受付 (Received Sept. 12, 1980) (依頼解説)

* 新日本製鉄(株)君津製鉄所(現:新日本製鉄(株)基礎研究所)工博(Kimitsu Works, Now Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

値解析により、3変数表示の結晶方位分布関数を抽出できるはずである。コンピュータによる極点図の測定・表示の自動化の普及とともに、結晶方位分布解析法の実用化も進み、材料の各種異方性と集合組織との定量的関係、集合組織形成機構の理解を深めることに大いに役立つ。この解析アルゴリズムはたとえば医学診断の画期的進歩をもたらしたCTにおいてX線断層像から3次元実イメージを復元する方法と類似しており、いくつかの手段がある。

現在結晶方位分布解析は大別して解析的・代数的の2つの手段によつて実現されている。広く用いられている手段は、極点図上に等高線で表現された極密度分布を球面上の波動と見なして球面調和級数により展開する解析的方法である³⁾。これは任意の周期関数がフーリエ級数展開できることの3次元への拡張である。当初この級数展開法は原データとして全範囲の複数の極点図でしかも1/4象限に折り込み可能な対称性をもつものが必要とされていたが、現在では反射法だけによる不完全な極点図または対称性を欠く極点図をもとにした解析が可能となり^{4)~7)}、その実用性は著しく高くなつた。しかしこのような解析で極点図は球面調和関数の偶奇性を満足しないために、結晶分布において物理的に意味のない負の密度や偽ピークが出現する⁸⁾。これらの誤差は通常薄鋼板で認められる程度の集積をもつ集合組織の場合には実用上支障は少ないと考えられるが、その信頼性に関する議論がICOTOM6のハイライトの一つとなるであろう。

別の方法は代数的な逐次近似法である。この方法は手続きが直接的で、結晶方位分布に負の値が発生せず、級数展開法の欠点を補なうものとして注目されている。その解法は結晶学的に等価な結晶面の対を極点図上で拾い上げることである。極点図上のある1点に着目したとき、その方位に極をもつ結晶面と同一の結晶に属して結晶学的に等価な結晶面の極が同一極点図上の特定の角度関係にある位置に出現している。したがつて着目点とそれらの特定角度位置における結晶方位分布は多重度を介して相互に対応しているはずである。そこで極点図上の十分多数の点について、それぞれその対応する結晶の出現可能位置を拾い出し、各位置毎の結晶方位存在比を未知数とした式を組み立て、それらを連立して逐次近似により解けば、結晶方位分布が求められる。当初提案された2軸極点図法⁹⁾では原データの極点図に関する制約条件が多くて実用性に乏しかつたが、最近より一般化されたベクトル法¹⁰⁾が開発された。ベクトル法は反射法のみで測定した不完全な単一の極点図から解析が可能であり、不自然な結晶方位分布を現出するおそれがないので、比較的大きい計算能力を要する逐次近似の計算技術に改良の余地があるにしても、今後利用が拡大するであろう。

2.2 新しい集合組織測定法

極点図は通常単色X線による特定結晶面の回折強度を計数管で測定して作成される。最近X線の検出手段に著しい進歩があり、現在極点図測定への応用が試みられている。たとえば半導体検出器によれば、白色X線を用いて多数の結晶面の回折線を同時に計数できる。そこで板面に平行な結晶方位を測定する逆極点図法には非常に有利である¹¹⁾。また複数の正極点図を同時に得られるので、結晶方位解析法にも適している。さらに多相合金の集合組織、逆に集合組織をもつ多相合金の相分率の測定にも応用できる。また動的变化への追跡にも有効である。

X線では鋼材の厚みの極く一部(<0.1 mm)を測定しているにすぎないが、中性子線は約1000倍の透過能をもつので薄鋼板では板厚全体の平均化された情報を得ることができる¹²⁾。

極点図とそれより解析した結晶方位分布関数は材料の集合組織に関する平均的情報を与える。しかし集合組織に場所的な偏りがあるために後述のリジニング、セパレーションなどの現象が生じ、また加工および再結晶組織中の結晶方位分布の局所的不均一性がそれぞれ1次、2次再結晶集合組織の形成につながっている。そこでこれらの現象の解明と制御法確立のためには場所的対応のついた結晶方位分布の情報が必要となる。局所の結晶方位測定手段も進歩しつつあり、その代表的方法を記す。

マイクロファセットピット法¹³⁾は、結晶の化学腐食の異方性を利用して、特定の結晶面で形作られた 1μ 程度の微小な腐食孔を現出して観察する方法である。この方法は加工、再結晶組織を問わずに結晶方位の場所的分布を組織と対応して直接的に一覧で認識できる利点をもつ。X線、電子線により個々の結晶粒の方位を求める手段としては、コンピュータを利用して迅速な解析が容易となつたコッセル像、チャネリング像¹⁴⁾が広く用いられはじめている。

3. 電磁鋼板の集合組織

省エネルギーの社会的要請から電磁鋼板の磁性向上が求められる。磁性向上の有効手段は、鉄結晶の最容易磁化方向 $\langle 001 \rangle$ 軸の配向を調整する集合組織制御技術である。所要の集合組織は変圧器と回転機器用途とで異なり、それぞれ1方向性、無方向性鋼板が必要とされる。

3.1 1方向性電磁鋼板

鉄鋼材料において集合組織を最も高度に利用して供用特性を向上させた例は、 $\langle 001 \rangle$ 軸を圧延方向に並列した1方向性3%珪素鋼板である。

従来の方向性電磁鋼板の製造法は2回冷延法により、粒成長抑制剤としてMnS析出物を用いて $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位2次再結晶粒組織を得るGoss工程である。最近日本では2次再結晶方位の集積度を飛躍的に高めた高磁束

密度電磁鋼板が開発され、圧延方向への〈001〉軸の集積程度が7°から3°までに向上し、鉄損値として15%の改善効果が得られている。一つは従来の2回冷延法を改良して、MnS または MnSe に微量の Sb を複合添加して粒成長抑制効果を強化したもの¹⁵⁾、他は1回冷延法により AlN を抑制剤として利用した方法である¹⁶⁾。

これらの方法により画期的な特性向上が実現されたものの、その工程はエネルギー高消費型製造プロセスであり、工程簡略化の必要性は高い。それとともに磁性向上の余地はなお残されていて、そのためにはたとえば高い方位集積度を維持しつつ2次再結晶粒径を小さくして鉄損値を低減させる課題があり、2次再結晶集合組織形成に関する理解を深めねばならない。新工程において新しい粒成長抑制剤の利用とともに見逃してならないことは1次再結晶集合組織の制御も実現されていることである¹⁷⁾。今後の開発のためには熱間圧延から一貫した2次再結晶方位核の起源の追跡が一つの重要な展望を与えるであろう。ここでは簡単に{110}〈001〉方位2次再結晶粒の起源をたどってみよう。

珪素鋼熱延板では板厚内で結晶方位が著しく変動している。その表面直下に存在する{110}〈001〉方位の粗結晶粒が後に二次再結晶核を生む素地となつている。さらに熱延中に変態を経由したか否かにより場所毎に析出物の量や存在状態に相違があり、それが1次再結晶組織の形成において異なる方位選択性をもたらす作用をもつ。冷延工程において2回冷延法の場合には1次再結晶集合組織の{110}〈001〉方位存在量が最大となる圧下配分を採る。ここで注目すべきことは、従来1次再結晶集合組織において{110}〈001〉方位は微弱成分とされていたが、結晶方位分布解析によれば主要方位成分として相当量存在していることである。1回冷延法では高圧下率と AlN の微細分散とによつて、主として{111}〈112〉方位のマトリックスを形成させ、2次再結晶前過程において容易に大傾角境界を作り、侵食母体の素地を備えさせる。同時に圧延中に固溶炭素との相互作用を高める時効処理によつて変形帯の生成を促進することによつて、{110}〈001〉方位1次再結晶核を育成し、かつその方位規制を強める。このようにしてかつての熱延板表面直下の{110}〈001〉方位粗結晶粒の相当個所に群生した{110}〈001〉方位近傍の再結晶粒が、1次再結晶終了後に合体して、大きな結晶粒となり、これが2次再結晶核として機能するものと考えられる。

このような集合組織発達による異方性の高度な利用とは極めて対照的に、規則的原子配列構造をもたない等方的な非晶質金属は磁気異方性エネルギーが零で、鉄損値の低い優れた磁心材料として開発されつつあり¹⁸⁾、近い将来に方向性電磁鋼板との競合も予想されることは非常に興味深い。

3.2 無方向性電磁鋼板

発電機、回転機器用材料には、板面内のあらゆる方向にはほぼ均等に軟磁性を示す無方向性電磁鋼板が必要とされる。その集合組織としては板面に{001}面が平行で、その面内で〈001〉方向が一様に分布したものが好ましい。これに近似した集合組織が高圧延率の冷延後の焼なましにより得られ、利用されている。

最近全く新しい製造方法として溶鋼をロール上に噴出して急冷凝固させる薄帯が注目されている¹⁹⁾。素材としては、一工程により製品形状が得られるので、圧延が困難である6.5%珪素鉄が利用できる。珪素鋼板の磁気特性は珪素添加量とともに渦電流損失が減少し、磁歪が消失する6.5%程度で最も優れている。このように素材としても有利であるだけでなく、集合組織の特徴として急冷凝固により薄帯に垂直に柱状晶が成長して、表面に{001}面が平行となる。さらにこの薄帯に高温真空焼鈍を施すと、{001}面の表面エネルギーが最も低くなるためにその方位の結晶が選択的に成長する三次再結晶現象が進み、{001}面内無方向性集合組織が一層顕著に発達する。

4. 冷延鋼板の集合組織

冷延鋼板の主要需要分野は自動車業界であり、乗用車用資材重量の約40%を占める。1955年の国民車構想を契機とした乗用車産体制整備が始まって以後、自動車と冷延鋼板の生産量はほぼ並行して飛躍的に増大した。歴史的に見ると1960年代は製品品質向上に目覚ましい成果をあげた時代であつた。とくに深絞り加工性が塑性歪み比 r 値を介して集合組織と強い相関性のあることが明らかとなつたことから、集合組織制御技術に関する基礎から応用に及ぶ幅広い研究が精力的に進められた。その成果である優れた製品の代表例は侵入型不純物元素(C, N)を完全に固定した超深絞り級のTi添加鋼である。ここまでの成果は再結晶部会報告書に詳しい²⁾。

次の1970年代は製品多様化と製造技術変革の時代といえる。それらは良加工性高張力鋼板の開発と連続焼なまし法の実用化とに象徴される。

自動車の安全対策と燃費改善のために車体の軽量化と高強度化が重要な課題となつている。その有効な対策の一つとして高張力冷延鋼板の採用が進んでいる。この場合プレス成形加工が施されるため、単に強度が高いだけでなく、優れた延性、絞り性、点溶接性、表面処理性を兼ね備えねばならない。このような特性を有する材料として固溶体強化能の大きいPを添加したAlキルド鋼板が実用に供されている。この鋼板は通常のAlキルド鋼板と匹敵する深絞り加工性を示す。集合組織からみると、極軟Alキルド冷延鋼板において特有の伸展粒組織に伴つて発達する{111}〈110〉方位とは異なるが、深絞り性の点からはほぼ同等の{554}〈225〉方位集合組織

が形成される²⁰⁾。このような再結晶集合組織形成に対する P の効果は十分に解明されておらず、今後の問題である。

連続焼なまし法は電磁鋼板、ステンレス鋼板には古くから適用されていたが、急速加熱にともなう細粒化と深絞り性に有利な集合組織発達が起りにくいことおよび急速冷却にともなう固溶炭・窒素の残留による時効性の問題があり、加工用極軟鋼板には応用できなかつた。これらの問題を克服した極軟冷延鋼板の連続焼なまし技術が最初に日本で開発され、本格設備による生産が行われている²¹⁾。一般に焼なまし集合組織の形成は焼なまし加熱速度に依存し、深絞り性に有利な結晶方位は加熱速度の速いほど発達しにくい。ところが前述の Ti 添加超深絞り性鋼板は加熱速度に依存せず、急速加熱しても顕著な {554} <225> 方位集合組織を形成する。このような事実を手がかりとして急速加熱時の再結晶と集合組織形成に対する冷延・焼なまし時の固溶炭素、微細析出物の効果について解析が進んだ結果、素材の炭素量低減あるいは熱延板の高温捲き取り処理による集合組織制御法が生まれ連続焼なましによる深絞り用冷延鋼板製造が実現した。

熱延板の高温捲き取り処理によつて生じる金属組織上の著しい特徴は粗大な凝集炭化物の存在であり、それが急速加熱による再結晶集合組織の形成に与える効果に関しては異なる見解が提示されている。再結晶集合組織の成因については後にまとめて説明するので、ここでは簡単に触れておく。一つは焼なまし時により大きな影響を及ぼすとする考え方である。凝集炭化物は冷延によつて破碎された後も微細炭化物やパーライトに比べて加熱の際の再固溶速度が遅いため、急速加熱の場合に固溶炭素の少ない状態で再結晶の進行することが好ましい方位選択性を生むと考える²²⁾。他は冷延中の塑性変形挙動に対する効果に注目した考え方である。炭化物の凝集のために、圧延中における転位と固溶炭素との相互作用による変形帯形成を抑制して {110} <001> 方位再結晶核発生を妨げるとともに、粒界炭化物が少なくして粒界での変形の連結性を滑らかに保つことにより {111} 方位再結晶粒発生を促進すると考える²³⁾。一方析出物の効果としては、適正量の MnS を高温捲き取りにより微細分散させると、核生成の方位選択作用をもつ再結晶抑制効果が生じると考えられている²⁴⁾。また再結晶粒成長に対しては MnS, AlN などの析出物は十分に肥大化させることが有利である²⁵⁾。したがって AlN については、従来の箱焼なまし法とは異なり、微細析出物として集合組織制御に積極的に利用されてはいない。

連続焼なまし法は冷延鋼板製造技術の革新にとどまらず、複合組織高張力鋼板を代表とする新製品を生み出した。複合組織鋼はフェライトとオーステナイト 2 相共存温度から急速冷却してフェライト中にマルテンサイトなどの変態生成相を分散した組織をもち、高い引張強度に

比して降伏強度が低く、加工硬化能が大で、延性が高い特徴を示す。複合組織冷延鋼板の r 値と集合組織との間には、通常の極軟鋼板で認められているようなよい相関関係がなく、 r 値は集合組織への依存度が小さく 1 に近い値をとり、等方的である²⁶⁾。その理由は硬質の第 2 相の存在により、各結晶方位の結晶粒の塑性変形の自由度が減少して塑性異方性が小さくなったことにあると考えられる。このように変形能の異なる異相を含む状態で集合組織と塑性異方性との関連を、第 2 相の分散状態との関係で解明することは今後の興味ある研究課題であり、複合組織鋼板における集合組織制御技術の有効な開発指針を与えることになるであろう。

5. ステンレス鋼板の集合組織

日本のステンレス鋼生産量は世界一であり、製品構成上で冷延薄板の比率が高い特徴がある。薄板の主要需要分野は耐久消費材である。そのような用途から代表的フェライト系ステンレス鋼である SUS 430 鋼板のリジング現象を防止することは重要な技術課題である。

リジングとはプレス加工により発生する表面欠陥で、鋼板表面が圧延方向と平行に畝状に起伏する現象である。リジング現象の発生機構についてはいくつかのモデルが提案されているが、基本的には鋼板内に細長い、互いに異なる塑性変形挙動を示す単位領域が圧延方向に並列していることが原因である。この塑性変形挙動の差異を塑性異方性したがって集合組織の局所的偏りに起因すると見なす考え方が有力である²⁷⁾。

結晶の塑性変形は特定のすべり系により立方体から平行六面体への形状変化をとともなう剪断変形により進む。そのため材料内の結晶方位に応じて、その形状変化は異なる投影状況で観測され、また応力軸に対して材料内各方向の歪発生量が異なる。このような塑性変形の異方性は結晶方位や集合組織発達程度で異なるが、鋼板の外形形状変化として反映する。この反映の仕方に関していくつかの考え方があるが、その主要なものは r 値で示される板厚方向の歪み量と剪断歪みに注目した 2 つのモデルである。すなわち結晶方位の近い結晶粒の集団からなる各単位領域が、その固有の r 値に従つて変形するために板厚方向の歪み量の異なる不均一変形が生じて表面に凹凸ができるとするモデル²⁸⁾と剪断変形により圧延方向から見て正方形であつた形状がその結晶方位に応じて向きの異なる菱形に変化することで鋼板を撓曲して板表面に起伏を生じるとするモデルである²⁹⁾。リジング発生機構モデルのいずれが最も一般的で、重要であるかの確証は得られていない。それはリジング発生状況と集合組織を含む金属組織との局所的な 1 対 1 の対応関係の不十分であることによる。さらに 2 次元的不均一性にとどまらず板厚方向の不均一性を考慮したモデル化も必要であろう。その手段としては有限要素法が有効であろう。

しかし実用上リジング防止対策には不均一性の解消ないし軽減という観点で考えると、モデルにもとづく対策上の大きな相違はない。リジングを発生し難い結晶方位として $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位は r 値が高く圧延方向から見て剪断歪みを発生しないために有利なので、この方位の集合組織を発達させるリジング防止法が考えられ、深絞り性向上とリジング性改善とがともに実現されている。ところがこのような集合組織を顕著に発達させてもリジング現象の発生する場合が見出された。これは超深絞り級極軟鋼板と同様に Ti 添加により深絞り性を改善した SUS 430 鋼板に認められた肌荒れ状リジング現象である³⁰⁾。この新しいリジング現象は、通常のリジングが圧延方向と平行な引張変形において顕著に出現するのに対して、圧延方向と約 30° 傾いた方向への引張変形によって発生する。その方向への引張変形の場合に $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位は圧延方向から見て大きな剪断歪みを生じる。 $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位は $(554)[225]$ と $(554)[\bar{2}\bar{2}5]$ 方位との複合であり、それぞれの方位の剪断歪みは逆方向である。したがってこれらの 2 方位のいずれかに偏った集合組織をもった領域が圧延方向に並列しているとき、それらは圧延方向から見て互いに逆方向に傾いた菱形へと形状が変化するので、その相接するところに畝ができることが推定できる。

このようにリジングは集合組織の局所的偏りを解消できなければ発生の可能性がある。この局所不均一性は主として熱延工程で生まれる。とくに SUS 430 鋼では熱延工程で部分的にオーステナイト相の共存はあつても、完全な変態がなく、再結晶進行が緩慢であるために、熱延板において粗大な伸展粒組織と鋭い集合組織が発達しやすい。したがって熱延中の再結晶と集合組織の制御技術の開発がリジング防止の課題の基本的解決へ導くものと考えられる。

SUS 430 鋼熱延板集合組織の特徴は板厚方向にわたって結晶方位が顕著に変動することである。表面付近では $\{110\}\langle 001 \rangle$ 、板厚中央層付近では $\{001\}\langle 110 \rangle$ 方位が主体であり、両方位が板幅方向に平行に共有する $\langle 110 \rangle$ 方向を軸とする方位回転により表面から板厚中央部にかけて連続的に変わっている。このような遷移は熱延中のロールと材料との間の大きな摩擦のために生じる剪断変形によるもので、圧延条件により板厚方向の結晶方位分布状態が変化する。これらの表面部と中央部の集合組織を代表する結晶方位は成品板のリジング性と密接な関係をもつと考えられる。表面部の $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位は冷延・焼なまし後もリジングの発生しにくい方位に再結晶する。一方板厚中央部の $\{001\}\langle 110 \rangle$ 方位は冷延・再結晶によって方位変化が小さくてリジングの原因となる単位領域を保存しやすいとともに、不均一変形の生じやすい方位に再結晶する。このように厚さ方向に結晶方位の点からリジング現象への寄与の異なる結晶方位が分布し

た均一でない、いわば層状構造の板が板厚全体にわたって褶曲する事実から、リジング発生機構のモデルには板厚方向の不均一性をも考慮することが必要である。あわせて板厚方向の集合組織の不均一性の制御に関する研究が進められるべきである。

熱間圧延における板厚方向の集合組織の不均一性の発生についてはまだ知見が乏しい。本質的な解明の端緒としてオーステナイト系ステンレス鋼柱状晶の熱間圧延の場合の解析例がある³¹⁾。このような熱延板の不均一集合組織の制御と利用はフェライト系ステンレス鋼だけでなく、電磁鋼板や後述の制御圧延鋼板にもおよぶものである。そこで今後は熱間圧延における集合組織制御技術の開発が興味ある課題となろう。

6. 制御圧延鋼板の集合組織

近年エネルギー需要の増大による石油、天然ガス資源開発にともない、その経済的輸送手段として多数の長距離大口径のパイプラインが敷設されている。とくに寒冷地での使用鋼材には良好な低温靱性が必要とされるため、強度と低温靱性とを兼ね備えた厚鋼板の製造技術として制御圧延法が開発され、成果を納めている。

制御圧延は圧延スケジュールを最適制御して、組織を微細化する方法である。この圧延法では微細析出物によりオーステナイト相の再結晶を抑制して未再結晶状態で圧延される特徴から、圧延集合組織が発達し、かつフェライト相への変態時に結晶方位の遺伝性があるので、製品において顕著な集合組織の形成が認められる。この集合組織が鋼板の機械的性質の板面内異方性、そして制御圧延材に特有の板面に平行な剝離割れ（セパレーション）と関連している可能性が指摘されており、制御圧延材の集合組織に関する研究が進んだ³²⁾。

制御圧延鋼板の集合組織に主として現われる結晶方位は $\{113\}\langle 110 \rangle$ と $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位である。後者は鋼板面内での靱性の異方性が小さく、かつどの方向での強度、靱性ともに優れているので好ましい方位である。この方位はセパレーション防止にも有利である。制御圧延鋼の集合組織形成にはオーステナイト相の圧延集合組織の結晶方位とその発達程度およびフェライト相への変態時の格子関係が寄与している。一般にオーステナイト相のような面心立方金属の圧延集合組織は合金濃度、圧延温度、結晶粒度などによって決まる交叉すべりの難易度に依存し、純金属型と合金型とに大別できる。制御圧延鋼板の集合組織解析に結晶方位分布解析法を適用した結果から $\{113\}\langle 110 \rangle$ 方位は純金属型の $\{112\}\langle 111 \rangle$ 方位集合組織、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位は合金型の $\{110\}\langle 112 \rangle$ 方位集合組織から生じることが明らかにされている³³⁾。さらにオーステナイト相の集合組織はたとえば Mn, Ni などの合金添加量増加とともに純金属型から合金型に遷移し、制御圧延鋼に $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位集合組織が発達す

る。また未再結晶圧延前のオーステナイト粒径が大きいと、{332}〈113〉方位が発達しやすい事実も見出されており³⁴⁾、交叉すべりの発生頻度をもとに解釈できる。

制御圧延鋼の変態時の格子関係としては Kurdjumov-Sachs の関係に従って対応づけられることが示されている。この関係には結晶学的に等価な 24 通りの格子関係 (ヴァリエーション) が存在し得るが、その総てが実現される訳ではなく、圧延中の活動すべり系との関連でヴァリエーションの選択がなされる結果、フェライト相において優先方位が形成する。変態にともなう集合組織形成に関しては、主として高合金鋼について研究されてきた。最近では連続焼なましによる冷延鋼板や複合組織鋼板の製造が拡がって部分的な相変態をともなう焼なましの行われることから、極軟鋼板について加熱と冷却条件に応じた集合組織変化も解析されていて、温度変化が比較的緩やかな場合に、薄鋼板表面部で変態時の弾性的仕事量のうちで板厚方向に占める割合の大きいヴァリエーションが選択されやすいと報告されている³⁵⁾。これらの研究においてヴァリエーションの選択とその選択基準となる金属学的要因の問題はまだ十分に説明されてはいない。その解析手段として、結晶方位分布関数をもとに連続的な方位分布状態からの方位変化を表現した結晶方位変換関数 (misorientation function) の利用が提案されている³⁶⁾。しかし結晶方位変化を局所的ないし動的に追跡することが、より有用な知見をもたらすであろうと思われる。

制御圧延鋼板のシャルピー破面にはセパレイションと呼ばれる特有の破断形態が観察される。この破面は主に劈開破壊であり、劈開面である {001} 面が圧延面に平行に並列した集合組織の発達したことが原因であると考えられている³²⁾。ただし {001} 方位結晶の存在量が単に多いというだけでなく、セパレイションは {001} 方位結晶粒が群集した状態で発生し、さらに劈開破壊に先立つ塑性変形時に塑性異方性に大きな差異のある領域間の塑性変形の不均一性が誘因となつていと報告されている³⁷⁾。

7. 表面処理鋼板の集合組織

冷延鋼板の中で表面処理鋼板として製造されるものは年々増加しており、とくに亜鉛めつき鋼板の割合は 30% を超えている。表面処理鋼板の供用特性にはめつき層の集合組織、化成処理性に対しては鋼板表面あるいはめつき層表面の結晶方位が影響する。

7.1 亜鉛めつき鋼板

亜鉛めつき鋼板は独特の外観を呈し、その花紋模様 (スパンクル) は Zn の結晶方位によつて異なる。最稠密面 {0001} 面が表面にはほぼ平行の状態では羊歯 (樹枝) 状模様となる³⁸⁾。Zn の耐食性は原子密度の高い面ほど良好であるから、このような状態は耐食性に有利といえる。

亜鉛めつき鋼板に塗装後、塑性加工を施した場合の塗膜の密着性も Zn の結晶方位によつて変化し、{0001} 面が表面に平行な結晶が多いほど良好である³⁹⁾。その理由はこの方位では塑性変形が底面すべりだけでなく柱面上のすべりによつても進行するので、変形が局所化せず微細に分散して塗膜の変形にもよく追従して剝離をまぬがれるためと考えられている。

Zn めつき層の集合組織はめつき後の冷却速度、Zn への添加元素により変化するものと考えられる。これらの要因を最適化し、ノースパンクルや合金化処理などの新技術を含めて、めつき層の集合組織制御による特性向上の研究が今後必要とされるであろう。

7.2 ぶりき板

ぶりき板の耐食性も Sn の結晶方位により変わる。正方晶である Sn の最稠密面は {001} 面で耐食性が高い。異なる方位の結晶粒の間に分極が生じ、高原子密度面が陽極化する⁴⁰⁾。したがって板面に平行な結晶方位が揃い、高原子密度の結晶面が表面に平行に並列するのが好ましい。

7.3 リン酸塩処理鋼板

鋼板表面にリン酸塩を作用させて皮膜をつくる場合、リン酸塩結晶の析出が緻密に起こることが必要である。鋼板表面に {111} 面が露出していると、酸に対する大きな溶解性を介して、反応性に富むために析出核密度が高くて有利である⁴¹⁾。

8. 再結晶集合組織の成因

集合組織の成因については各鋼種ごとに随所で簡単に触れてきたが、ここではとくに重要である 1 次再結晶集合組織の成因を考える。再結晶集合組織形成機構に関する研究は冷延鋼板の深絞り性向上を目的とした {111} 方位 [{111}〈110〉, {111}〈112〉, {554}〈225〉] 集合組織を中心に進んだ。一方、単結晶の圧延・焼なましによる方位変化から再結晶集合組織の成因を解析する試みが進められていた。ところが {111} 再結晶方位は種々の初方位の単結晶板の圧延・焼なましの方位を単純に合成しても得られない。さらに多結晶純鉄では冷延前の結晶粒径が小さい程、{111} 再結晶方位が強く発達する事実が確認されている⁴²⁾。これらのことから {111} 方位再結晶集合組織の発達は多結晶鉄の著しい特徴と考えられる。したがって多結晶における結晶粒界の存在および圧延中の変形拘束の効果に注目する必要がある。

再結晶核は熱揺動による核生成ではなく、変形組織中にセルないしサブグレインとして存在しており、再結晶方位も圧延集合組織の方位分散内に含まれると考えられている⁴³⁾。この再結晶の萌芽は特定の条件を具備する。結晶とくに多結晶の圧延変形後の組織は場所的に結晶回転や変形程度が異なつている。このような変形の局所不均一性の中で、歪みエネルギー蓄積量が大きく、結晶方

位変化量の大きいところが、最も容易に歪みを解放して核生成し、急速に再結晶粒へ成長できるという考え方が一般的である。

多結晶鉄の圧延集合組織形成理論として歪みの均一性と平面歪み変形を前提とした解析が最も成功をおさめている⁴⁴⁾。この理論によれば均一歪みの前提のために、局部的に歪みの高い領域と特定できないが、圧延にともなう結晶回転とその進み具合についての評価ができ、急激な方位変化をともなう変形帯の生成状況を推測できる。変形帯中に核生成しやすい方位として $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{554\}\langle 225\rangle$, $\{001\}\langle 110\rangle$ が得られる。これらの方位回転状況は初期方位、圧下率によつて異なる。またこの方位回転は結晶境界の連なりによつて形作られているので、その境界の性質によつて圧延・焼なまし時の固溶元素、微細析出物との相互作用の大きさが異なると想定される。とくに $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位は刃状転位を多く含む境界により生み出されるので、その作用は大きいと考えられる。その例として Al キルド鋼の箱焼なまし中にこの方位は選択的に核生成を抑制されて $\{111\}\langle 110\rangle$ 再結晶方位の発達すること、1方向性電磁鋼板では冷延中に固溶炭素を転位上に析出させて $\{110\}\langle 001\rangle$ 再結晶方位生成を助長することが挙げられる。結晶方位分布関数による解析から従来の極点図とくに逆極点図法では平均化されて $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位の存在量は過小評価されていた懸念があるが、この方位は再結晶集合組織において多くの場合 $\{111\}$ 方位の消長と逆相関の関係にあるので、再結晶集合組織成因を考慮する上で注目すべき方位である。 $\{554\}\langle 225\rangle$ 再結晶方位は冷延組織における $\{112\}\langle 110\rangle$ 方位の発達と関連しており、それはさらに鋼の純度と関係がある。この状況は Ti 添加深絞り級鋼板において典型的に認められる。この鋼では固溶炭・窒素が固着され、かつ析出物が微細に分散していることが多重すべりを促進し、このような方位を生んだと考えられる。

結晶粒界での核生成にも方位選択性があり、優先的に $\{111\}$ 方位(とくに $\{111\}\langle 110\rangle$)の再結晶核を供給する。その機構は次のように考えられている⁴⁵⁾。隣接する結晶粒が圧延変形時に同一の共通方位に向かつて結晶回転を起こせば、粒界における応力、歪みの連続条件とともに満足できるので、このような回転は促進される。圧延による結晶回転の到達方位の一つである $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位には歪み蓄積が大きく優先核生の要件が備えられる。析出物などが粒界に存在してこのような連続性が保たれ難い場合には、方位選択性はなくなる。たとえば連続焼なまし用素材の高温捲き取り処理の効果の一つとして、炭化物の凝集により、粒界炭化物が少なくなる結果、粒界における連続性が保たれやすくなっていることがあるものと考えられる²³⁾。

再結晶集合組織の成因について簡単に概観したが、今後さらに理解を深めるためには、再結晶核の起源となる

変形の局所不均一性の解明が必要である。圧延時の結晶方位変化については前述の均一歪みモデルによつて一応の展望が得られるようになったが、これに歪み蓄積の方位依存性を含めて、圧延・焼なまし時の固溶元素、析出物の効果を取り入れられるためには、転位の挙動を考慮したモデルが必要であろう⁴⁶⁾。

文 献

- 1) "Textures of Materials" (Proc. 5th International Conference on Textures of Materials) ed. by G. GOTTSTEIN and K. LÜCKE, (1978), [Springer Verlag] 2分冊
- 2) 「鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織」(日本鉄鋼協会基礎共同研究会再結晶部会報告書), 阿部秀夫編(1974), [日本鉄鋼協会] 2分冊
- 3) R.-J. ROE: J. Appl. Phys., 37 (1966), p. 2069
- 4) H. J. BUNGE: Mathematische Methoden der Texturanalyse, (1969), [Akademie-Verlag]
- 5) P. R. MORRIS: Advances in X-ray Analysis, 18 (1974), p. 514
- 6) J. POSPIECH and J. JURA: Z. Metallk., 65 (1974), p. 324
- 7) A. CLÉMENT and G. DURAND: J. Appl. Cryst., 8 (1975), p. 589
- 8) 松尾宗次, 谷誠一郎, 速水哲博: 製鉄研究, 276 (1972), p. 21
- 9) R. O. WILLIAMS: J. Appl. Phys., 39 (1968), p. 4329
- 10) D. RUER and R. BARO: J. Appl. Cryst., 10 (1977), p. 458
- 11) J. SZPUNAR, M. OJANEN, and E. LAINE: Z. Metallk., 65 (1974), p. 221
- 12) K. KLEINSTUCK and J. TOBISCH: Krist. Tech., 3 (1968), p. 455
- 13) 早川 浩, 今村 淳: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 282
- 14) 岩崎義光, 井口征夫, 嶋中 浩, 藤元克己: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 632
- 15) 的場伊三夫, 今中拓一, 松村 治, 後藤公道, 市田敏郎, 菅 孝宏, 小林 繁, 福田文二郎, 平田二郎: 川崎製鉄技報, 7 (1975), p. 175
- 16) 田口 悟: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 49
- 17) J. W. FLOWERS and A. J. HECKLER: IEEE. Trans., MAG-12 (1976), p. 846
- 18) 藤森啓安: 日本金属学会会報, 17(1978), p. 959
- 19) 嶋中 浩, 伊藤 庸, 菅 孝宏, 佐藤 徹, 津屋昇: 日本電気学会研究会資料, (1980), MAG80-14
- 20) 松藤和雄, 大沢紘一, 酒匂雅隆: 鉄と鋼, 64 (1978), S722
- 21) H. ABE, S. NAGASHIMA, S. HAYAMI, and K. NAKAOKA: 文献 1) の第2分冊, p. 21
- 22) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 啓, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
- 23) M. MATSUO, H. HAYAKAWA, and S. HAYAMI:

- 文献 1) の第 2 分冊, p. 275
- 24) 戸田建三, 権藤 永, 武智 弘, 阿部光延, 上原規正, 小宮邦彦: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2363
- 25) 須藤正俊, 東 正則, 上村常夫: 鉄と鋼, 63 (1977), S 865
- 26) 細谷佳弘, 栗原 極, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, 64 (1978), S 759
- 27) 松尾宗次: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 192
- 28) H. C. CHAO: Trans. ASM., 60 (1967), p. 37
- 29) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 717
- 30) 松村 理, 松尾宗次, 大関芳雄, 速水哲博: 鉄と鋼, 62 (1976), S 228
- 31) 阿部秀夫, 戸川史江, 木下凱雄, 中川耕作: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 627
- 32) 小指軍夫, 稲垣裕輔: 日本金属学会会報, 15 (1976), p. 261
- 33) H. INAGAKI: Trans. ISIJ., 17 (1977), p. 166
- 34) 松尾宗次, 丸山忠克, 関根 寛: 鉄と鋼, 60 (1974), S 559
- 35) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 102
- 36) J. S. KALLEND, P. P. MORRIS, and G. J. DAVIS: Acta Met., 24 (1976), p. 361
- 37) 松田昭一, 川島善樹果, 関口昭一, 岡本正幸: 鉄と鋼, 65 (1979), S 1015
- 38) 大部 操, 麻川健一: 金属表面技術, 24(1973), p. 13
- 39) H. LEIDHEISER and D. K. KIM: J. Metals, 28 (1976) Nov., p. 19
- 40) 朝野秀次郎, 大八木八七: 鉄と鋼, 55(1969), p. 184
- 41) 島田昌治, 前田重義: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1984
- 42) M. MATSUO, S. HAYAMI, and S. NAGASHIMA: Proc. ICSTIC (Suppl. Trans. ISIJ.), 11 (1971), p. 871
- 43) 古林英一: 日本金属学会会報, 16 (1977), p. 751
- 44) I. L. DILLAMORE and H. KATOH: Metal Science, 8 (1974), p. 21, p. 73
- 45) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1000
- 46) J. C. M. LI: J. Aust. Inst. Metals, 8 (1963), p. 206