集合組織 II

——塑性変形と集合組織——

松 尾 宗 次*

2.1 はじめに—塑性変形と集合組織—

塑性変形における結晶異方性が実用上で問題となり、その解決への努力が日本における初期の集合組織研究を促した二つの例を挙げる。

図2.1のように、平らな円板から深絞り加工によって成形したカップの上端に凹凸ができる耳と呼ばれる現象があった。成形品にできた耳は切り落とす必要があり、そのためにプレス加工業者には余計な作業を要し、歩留まりを損なう困った問題であった。

日本における集合組織研究の先駆者である五弓勇雄は、この耳の発生を結晶異方性と結び付けて考えた⁽²⁾。五弓は軟鋼板面内の各方向の幅歪/厚さ歪の比を測定して、その値が最大の方向に耳が発生し、最小の方向が谷になることを見出し、この結果を結晶学的観点から説明を試みた。

五弓が用いた幅歪/厚さ歪の比は、同じ頃に米国の研究者が鋼板の加工性を種々の材料因子との相関関係により評価した結果から、深絞り性と最も関連深いことを見出したランクフォード値⁽³⁾あるいは r 値と呼ばれるものと同等であった。この深絞り加工性の評価尺度 r 値は集合組織と関連付けら

図2.1 鋼板をカップに加工した際に発生した耳⁽¹⁾。

れ、加工性の優れた薄鋼板製造の開発を目指した集合組織の研究が進んだ。

もう一つの問題はSUS430などフェライト系ステンレス鋼板を厨房の流し台などに成形加工したとき、リジングと呼ばれる圧延方向に平行に縞模様が発生することであった⁽⁴⁾。この凹凸模様は美観を損なうので、高価なオーステナイト系ステンレス鋼板に比べて安価なフェライト系を用いた製品を供給する目的でありながら、平滑に表面研磨するコスト増を招く厄介な現象であった。リジングは、変態を経ないフェライト系ステンレス鋼の製造工程において連続鋳造で形成された粗大な組織を十分に破砕できずに、結晶方位の類似した粗大な伸長粒集団が混在することが原因であった。これらの結晶粒集団はそれぞれその優先方位に応じた塑性異方性をもつので、局部的に不均一な異方的変形が生じて凹凸模様が現われる。

これらの問題は集合組織が製造プロセス全体さらに製品利用技術におよび、課題解決のためには広い視野で取り組まねばならないことを教えた。とくに集合組織の研究を基軸にして産学官が強く結びあった薄鋼板のプレス加工性の研究は、国産乗用車生産を強く支え、この分野の日本の研究成果は世界をリードしてきた。

本講では塑性変形による組織形成と塑性異方性の基礎的事項を学んでいくこととしたい。

2.2 塑性変形組織形成の理解

塑性変形の異方性を考える第一歩は金属の塑性変形進行について知ることから始まる。観察手段が光学顕微鏡であった時代、金属に塑性変形を施すとすべり模様が発生することは知られていた。さらに強度の変形後あるいは破断部の組織には、繊維状の組織が認められていた。しかしそのような組織では結晶構造が保存されているのか、内部構造はどのように

* 独立行政法人物質・材料研究機構外来研究員

Crystallographic Texture of Materials II—Plastic Deformation and Texture—; Munetsugu Matsuo (National Institute for Materials Science, Tokyo)

Keywords: anisotropy in plastic deformation, deep drawing, r -value, preferred orientation formation in plastic deformation, shear deformation, crystallographic slip, Schmid factor, single crystal and polycrystalline material, rolling texture, body centered cubic crystal, face centered cubic crystal

2006年6月4日受理

図2・2 アルミニウム圧延板の透過X線回折像⁽⁵⁾。

変化するかは大きな謎であった。その謎はX線回折法により解明され、大きな変形後も鮮明な回折像が生じて結晶質が保たれていること、さらに優先方位が生成されることが明確になった。そのような例を図2・2に示した。この写真で、圧延前にはほぼ一様に環上に分布していた回折斑点が圧延率の増加にともなって濃く特定の場所を集積していく様子が認められ、無秩序な方位を向いていた結晶粒が特定の方位に揃っていくことが示されている。

それではなぜ圧延変形が進むと優先方位が発達していくのか。その疑問に答えるには、結晶粒がすべり変形すると、何故そしてどのように結晶の向きが変わるのかを理解する必要がある。

2・3 単結晶の塑性異方性

2・3・1 すべり変形

金属の塑性変形は通常特定の結晶面に沿い、特定の結晶方向へのせん断によるすべり変形によって進む。すべり変形は、図2・3のように、積み重ねた滑らかなカードを平行に横にずらせる動きと類似する。このすべり面とすべり方向の組み合わせをすべり系という。外力に応じて特定のすべり系が活動するために発生するひずみ量が方向によって異なることが塑性異方性を生じる原因である。特定の面上で一定の方向へのせん断変形は、せん断方向と垂直な方向からみると長方形が平行四辺形へと変わる形状変化をとまなう。この変形にとまなう形状変化の異方性が塑性変形による優先方位形成の原因となる。

一般にすべり方向は原子の充填密度の高い結晶方向で、面心立方結晶では単位格子の面对角線方向〈110〉、体心立方結晶では体対角線方向〈111〉である。すべり面も一般には原子の充填が密な面で、面心立方結晶では{111}面である。体心立方結晶では{110}面であるが、他に{112}や{123}面でもすべりがおこり、総計48種類の系が存在する。さらに〈111〉方向を共有する任意の結晶面上で、束ねた鉛筆を軸方

図2・3 せん断によるすべり変形。

$$\tau = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda$$

τ: すべり面でのせん断力
F: 外力、A: 断面積

図2・4 一軸引張り変形におけるすべり系。

向にずらせるようなペンシルグライドと呼ばれるすべり断変形のおこることが知られている。

結晶のすべり変形はせん断応力が最も大きく作用するすべり系で始まる。一軸引張りの場合、図2・4に示すように、すべり系に働くせん断応力は引張り方向とすべり系との幾何学的関係に依存し、引張り方向とすべり方向のなす角度λ、すべり面法線とのなす角度φによって表わされる。この式にある方向余弦の積 $\cos \lambda \cos \phi$ を Schmid 因子と呼び、この値の大きなすべり系が活動して変形が進む。Schmid 因子は応力軸とすべり方向そしてすべり面が45°であるときに最大である。

このように応力軸とすべり系との方位関係にもとづき、図2・5のように板状単結晶を引張り変形する際に、板厚方向にひずみ成分をもたずに専ら板幅だけが減少する結晶方位(右)と板厚のみが減少する方位(左)が存在する。このような塑性異方性を表わす尺度として、板厚と板幅方向の塑性ひずみ比が適している。この比はr値、あるいはこの値と深絞り加工性との相関に着目したLankfordに因んでLankford値と呼ばれる⁽³⁾。

2・3・2 塑性ひずみの異方性

平らな円板をカップに成形する過程では、図2・6に示すように、円板の中心を基準にした円座標において分割された各要素は半径方向に伸長、円弧方向に縮小する。体積は一定に

図2・5 一軸引張り変形における板幅・板厚ひずみの異方性.

図2・6 深絞り加工時の板の塑性変形挙動.

保存されるから、板幅の減少に応じて板厚も減少する。板厚減少量が大きいと、壁部分が薄くなるので破断してカップには成形できない。したがって r 値が高い、つまり板厚が減らずに板幅の縮む鋼板は深絞り加工に有利である。実際の深絞り加工では、板面上各方向に高い r 値をもつことが求められる。板面内の方向で r 値が大きく変動する場合には、板の流れ込みが均一でなく耳を形成しやすい。したがって高い r 値だけでなく、その板面内各方向における偏差の小さいことも必要である。

深絞り性に優れた鋼板開発の基盤として、種々の方位の単結晶板について様々な前提で r 値の理論計算がなされてきた。その最初の系統的な計算例を三つの主要方位について図2・7に示した。この計算ではすべり変形は前述の48種類のすべり系とペンシルグライドが、Schmid 因子の大きさに応じて活動することを前提とし、さらにそれぞれ後述のようにすべり変形にともなっておくる結晶方位回転への考慮の有無の場合について算定されている。

この結果で、板面内全方向について、板面に平行な結晶方位が $\{001\}$ 面である結晶は $r < 1.0$ 、 $\{111\}$ 面では $r > 1.0$ である。 $\{110\}$ 方位では r 値は0から ∞ におよぶ著しい板面内異方性をもつ。この結果は、深絞り加工には板面に平行に $\{111\}$ 面が優先すると有利、 $\{001\}$ 面は不利、 $\{110\}$ 面の場合には顕著な耳を発生することを示している。

実用的には、このような単結晶の塑性異方性が多結晶体にいかに反映されるかを知りたい。次に単結晶の性質や挙動と多結晶の性質や挙動を結びつける問題を考えていきたい。

2・4 単結晶の変形と多結晶の変形

多結晶体は多数の結晶粒からなり、その間には結晶粒界が存在する。そのような多結晶体の変形は、自由に變形できる

図2・7 r 値とその板面内異方性⁽⁶⁾.

単結晶とは異なり、隣接粒からの力や変位の拘束が作用して結晶粒間の相互作用が存在する。このような多結晶体の変形挙動について、理論的には有限要素法を応用した結晶粒の挙動解析、また実験的に個々の結晶粒の微細な変形状態を観察がおこなわれる。ここでは結晶粒間の相互作用を平均化する操作によって多結晶体の弾性・塑性挙動を導き出す平均化の方法に従ってみる。

2・4・1 多結晶体の弾性

前講で紹介したように単結晶は弾性異方性をもつ。多結晶では構成する各結晶粒は、それぞれ外力との方位関係に応じて弾性変形する。その変形挙動として、図2・8のように、ばねを並列あるいは直列に連結した二つの変形モデルを考える。各結晶粒のひずみは多結晶体全体の巨視的ひずみに同じであるとして各結晶粒の応力を求めて全結晶粒について平均化する Voigt モデル⁽⁷⁾、各結晶粒への応力が均一であるとし

図2・8 多結晶体の弾性変形モデル.

図2・9 多結晶体の弾性率異方性⁽⁹⁾.

てひずみを求めて平均化する Reuss モデル⁽⁸⁾である。Voigt モデルでは結晶粒間の力の釣り合いが満たされず、Reuss モデルでは結晶粒間の連続性が保てない。

これらのモデルにしたがって、各結晶方位のヤング率を結晶方位の存在比率の重みをつけて平均化する。図2・9は極軟鋼板について上記三つのモデルを用いて算定したヤング率と実測値を比較した例である。なお Hill モデル⁽¹⁰⁾とは、二つのモデルは弾性率の上下限に対応して両者の平均値がよい近似となるという考えである。各結晶方位の存在比率は、第四講で示す結晶粒方位分布解析法を用いて、定量的に算定できる。図で実測値は上下限の間にあり、とくに板面内異方性が計算値と同様な傾向を示している事実は、多結晶体の弾性異方性は結晶方位分布に強く依存していることを示している。

2・4・2 多結晶体の塑性変形

多結晶体の塑性変形の場合には、せん断変形による異方的形状変化をとめない、弾性変形に比べて周囲の結晶粒によって影響される度合いが大きい。塑性変形については、上記二つの弾性変形モデルに対応する、Taylor モデル⁽¹¹⁾と Sachs⁽¹²⁾モデルがある。Taylor は、図2・10のように、物質の連続性を満足させるためにすべての結晶粒は多結晶全体の巨視的なひずみと同一で、多結晶体の内部でひずみは均一であるとした。Sachs は負荷応力に等しい一様な応力を各結晶粒は受ける、したがって各結晶粒が独立に変形するとした。これらのモデルは、弾性モデルと同様に塑性変形挙動の極端例を示すものであり、これらを補完しようとする他の多結晶体塑性変形モデルが提案されている⁽¹³⁾。

図2・11はプレス加工用鋼板について測定された結晶方位分布にもとづき、Taylor モデルにしたがって r 値が計算された例である⁽¹⁴⁾。すべり変形モードとしてペンシルグライド

図2・10 Taylor の多結晶体変形モデル⁽¹¹⁾.

図2・11 極軟鋼板の r 値計算例⁽¹³⁾.

図2・12 一軸引張りにともなうすべり方向の方位変化。

を前提とした計算値との一致が良い。

以上の弾性変形と塑性変形のモデル解析から、単結晶の性質は結晶粒の方位分布を介して多結晶体の性質に反映されることが確認された。こうして集合組織の制御による r 値そして深絞り性向上の研究の根拠が得られ、板面に平行な $\{111\}$ 面が優先する方位をもつ鋼板を目標に開発が進んだ。

2・5 塑性変形にともなう方位変化と優先方位形成

2・5・1 一軸引張り変形

図2・3で見たようにせん断変形によって外形は変化し、結晶との相対方位関係が変わる。一軸引張り試験によるせん断によるすべり変形では、図2・12に示すように試験片外形を基準とする座標系の中で、引張り軸とすべり方向の相対角度が

変化してすべり方向は引張り軸に近づこうとする。この角度変化を結晶回転と呼ぶけれども、超塑性変形の際のように粒界すべりによって結晶回転がおこる状態とは異なる。

体心立方結晶について引張り変形にともなう結晶の方位変化を、図2・13の逆極点図に示す。先ず引張り軸はすべり方向に向かって大円上を移動する。引張り軸方位が001-101線上に到達すると、二次すべり系へのせん断応力が一次すべり系と等しくなって二重すべりがおこる。こうして二つのすべり系が共に活動して引張り軸方位は[101]に平行になろうとする。実際に体心立方金属結晶の鉄の引抜線などでは、線引きの方向に<110>が配列している。

2・5・2 一軸圧縮変形

図2・3のカードのすべり変形の様子を、一軸圧縮変形にあてはめると図2・14になり、すべり面は圧縮面に平行となるように向きを変える。見方を変えれば、圧延面法線が圧縮軸に向かって回転する。

体心立方結晶では、すべり面が圧縮面に{110}面が平行となるように傾き、圧縮軸方位は<110>方位に近づく。逆極点図上で圧縮軸が<100>-<111>を結ぶ線に到達すると、せん断応力の等しくなった二次すべり系が活動を開始する。二つのすべり系が働く結果、圧縮面法線は<100>-<111>上で徐々に<112>方位に向かって進む(図2・15)。鉄結晶の圧縮変形では、板面に<110>方向を含み、{100}面から{111}面が平行な結晶面が優先方位することがわかっている。

ここで示した{110}面と<110>方向をすべり系とする体心立方結晶の変形時の結晶回転挙動は、すべり面と方向が逆になった{110}面<111>方向をすべり系とする面心立方結晶に、引張りと圧縮とを逆にすると当てはまる。しかし面心立方結晶では積層欠陥エネルギーの大小にもとづく交差すべりの難易によって、方位回転挙動が異なることに留意しなければならない。

2・5・3 圧延変形

初期の圧延集合組織研究では、種々の方位の単結晶試料の

圧延による結晶方位変化が詳しく調べられた。その結果は、圧延は板面に垂直な圧縮変形と圧延方向への引張り変形の組み合わせとして説明された。ここでは体心立方結晶の圧延における典型的な方位変化を{001}<110>と{110}<001>の二つの結晶方位を例に考えてみよう。なおここで用いる結晶方位の表現については本文付録を参照ください。

図2・16は{001}<110>方位の圧延変形を模式的に表わす。この方位では、圧延面法線と圧延方向を含む面内で、圧延方向をはさんで共に圧延方向と35.3°の角度をなす二つのすべり方向<111>が配置されている。この一方がすべり活動すると、そのすべり方向は圧延方向に向かって回転する。するともう一方のすべり方向は、圧延方向との角度が45°に近づいてSchmid因子が大きくなってせん断応力が増大するので、活動を始める。こうして圧延方向そして圧延面法線方向に対して等価な二つのすべり系が交互に活動する。このようなシーソー運動によって圧延による結晶方位変化はおこらない。実際にこの方位の鉄単結晶の圧延実験では、巨視的な結晶方位変化は観察されず、圧延後に焼きなましても再結晶は生ぜず、圧延における安定方位と見なされる。多結晶体の鋼板の圧延組織において顕著に観測される圧延優先方位成分である。

図2・17は{110}<001>を初期方位とする結晶を圧延した際のすべり変形と結晶回転を示す。{110}<001>方位は、圧延方向に垂直である板幅方向を軸に35.3°回転して{111}<112>方位に至る。{111}<112>方位は単結晶では圧延到達方位であるが、多結晶体では安定でなく準安定な方位として見なされる。また{110}<001>方位単結晶を圧延後焼きなますと{111}<112>方位圧延組織から元の{110}<001>方位の再結晶粒が発生する。この事実は、カードが滑らかにすべる巨視的な変形とは別に、局所的で微視的な結晶回転の発生を示唆するものと考えられる。このことは第3講で詳しく考えてみよう。

前に2・5・1と2・5・2で示したように、体心立方金属結晶の引張り変形では引張り方向に<110>方向、圧縮変形では圧縮面に{100}~{111}結晶面が平行になる。圧延では、それらを組み合わせた圧延方向に<110>軸を共有する{001}<110>~{112}<110>~{111}<110>方位の部分的繊維組織が到達方位であると考えられ、実際に観測される結果と合致する。

図2・13 体心立方金属結晶の引張り変形における方位変化。

図2・14 一軸圧縮変形におけるすべり変形。

図2・15 体心立方結晶の一軸圧縮変形における圧縮面法線方位の変化。