集合組織研究の現状と課題 —Taylor モデルの問題点と限界—

稲垣 裕輔

湘南工科大学工学部機械システム工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 69, No. 3 (2005), pp. 283-290
© 2005 The Japan Institute of Metals
OVERVIEW

Recent Progress and Related Problems in Texture Investigations —Problems and Limitations in Taylor's Model—

Hirosuke Inagaki

Shonan Institute of Technology, Fujisawa 251-8511

Recent trends in the field of texture investigations are briefly reviewed. ODF and EBSP analyses have made most significant contribution to the progress in the texture investigations. Owing to the development of these two experimental techniques, we can now not only quantitatively evaluate textures of various materials, but also we can directly correlate the distribution of main texture components with the observed microstructures. As to the theoretical investigations, the development of rolling textures of various metals has been intensively studied by using Taylor's model. In this paper, the validity of the basic assumption of the homogeneous deformation adopted in this model is critically examined in detail. All metallographic observations made on cold rolled pure Fe and Al do not support this assumption. It is strongly suggested that dislocation substructures developed during cold rolling strongly affect the development of cold rolling textures.

(Received September 14, 2004; Accepted November 29, 2004)

Keywords: electron back scattering pattern (EBSP), orientation distribution function (ODF), texture, Taylor model

1. はじめに

過去 10 年間に集合組織の分野で、どのような進歩があったかと問われれば、私は、迷わず ODF (Orientation distribution function) 解析¹⁾, EBSP (Electron back scattering pattern) 解析²⁾ の実用化を挙げるであろう。

ODF に関しては、長期にわたって議論された Ghost にもとづく誤差の問題もようやくと解決し、あの、わかりにくい極点図の世話にならずとも、集合組織の主方位とその存在量を誰でも簡単に、しかも、かつ正確に決められるようになった。また、これによって材料の諸特性値の異方性と集合組織の関係をより正確に議論できるようになった。

しかし、X 線で集合組織を測定する場合には、使用する X 線ビームが太く、目に見えないために、測定で求めた集合組織の主方位成分が試料の何処に、どのような形で分布しているのか、まったくわからなかった。したがって測定試料の光学顕微鏡組織写真と見比べて、その集合組織の形成機構を間接的に推測するしかなかった。このため、集合組織という学問は、あいまいであるといわれても仕方が無かった。このあいまいさは、ODF が実用化されても払拭しきれず、EBSP 解析法が実用化されて初めて解決した。また、従来の X 線測定では試料厚さ方向への侵入深さが深いため、試料の厚さ方向の特定位置での結晶方位分布を正確に求める場合

に問題を生じたが、EBSP 測定においては、測定面からごくわずかな深さの領域しかパターン発生に寄与しないためにこのような問題は生じない。

この EBSP 解析法の実用化は、コンピュータの高速化および EBSP のパターン解析の迅速化に負うところが大きい。これによって、短時間に結晶方位分布のマップが得られ、集合組織の可視化が可能となった。この解析法を用いれば、結晶組織を見ながら一点一点の結晶方位をその場で知ることができる。このため試料中の結晶方位の地理的、空間的分布を瞬時に視覚的にとらえることができる。さらにそれらの結果から、三次元結晶方位分布関数 (ODF)、極点図、逆極点図、2 点間の方位差の分布関数 (MODF: Misorientation distribution function)、結晶粒界のタイプ、傾角、さらにはその分布まで定量的にマップ、ヒストグラム、チャートの形で図示できる。このように集合組織に関するあらゆる情報が瞬時に、視覚的に得られるので、初心者も難解な X 線学にまどわされたり、これまでのこの分野の研究の経緯に左右されることなく、集合組織をストレートに、容易に理解できるようになった。これは実に偉大な進歩である。

EBSP 解析法のもたらした、最も大きな恩恵は、このように結晶組織中の各部分の結晶方位が“見える”ようになったことである。この方法がさらに普及するにつれて、集合組織という学問の概念も書き改められ、研究における発想、問題解決におけるアプローチの仕方、スピードも変わるであろ

う。これまでの X 線測定で求めた ODF, 極点図のデータのみをもとにして書かれた論文は, 上述したようなあいまいさ, 正確さにかけるため, 次第に引用されなくなる可能性も考えられる。EBSP 解析法において, X 線法に匹敵するような広い面積を, もっと短時間で測定出来るようになれば, X 線による極点図測定は姿を消すことになると思われる。

EBSP 解析法は, 集合組織形成の基礎研究にすでに広く用いられ, 多くの成果が挙げられている³⁾。アルミニウムや銅では, 立方体方位再結晶粒の起源の解明が長年の課題であったが, この方法を用いて, 冷間圧延前から存在する立方体方位領域が, 冷間圧延後も元の立方体方位を保ったまま残存し, 再結晶過程でこの領域から立方体方位再結晶粒が形成するという画期的な発見がなされている⁴⁾。EBSP 解析法は, これまで想定していなかった半導体などの先端材料の結晶方位解析にも盛んに用いられ, 材料開発に役立つ多くの成果が得られている⁵⁾。

しかし, 再結晶核の生成過程のごく初期の段階⁶⁻⁸⁾など再結晶集合組織形成の最も基本的な素過程に関する基礎研究は中断状態にある。新研究手法による基礎研究の復活がこの分野に課せられた最も大きな今後の課題であろう。

一方, 理論面では, 大型高速コンピュータが自由に使えるようになったことにより, いろいろなモデルや手法を用いた冷間圧延集合組織, 再結晶集合組織の形成, 発達過程, 粒成長過程における集合組織の変化が, コンピュータシミュレーションによって, 盛んに研究されている。

このような理論計算で得られた結論の妥当性は, 一般には, 前提とするモデルと境界条件がどの程度現実的であるか, 得られた結果が実測結果とどの程度一致するかで評価されているが, 実際には, どのように判断してよいものか迷うケースが多い。このため, ここでは, これらの全般について論じないことにする。

このシミュレーションを用いた理論研究は, はやり, すたりの激しいのが大きな特徴なので, その試練を長期間耐え抜いて生残った研究は, 世間から高く評価されている研究とみなしてよいであろう。この時代のフィルターをくぐり抜けてきた基礎研究は, Taylor の多結晶の塑性変形モデルを基盤とした圧延集合組織形成理論において他には無く, 今も盛んに行われている。

冷間圧延集合組織の形成理論は古くからいろいろ提案されてきたが⁹⁾, 1970 年代初期からは, Taylor の多結晶の塑性変形モデル¹⁰⁾(以下 Taylor モデルと略称する)を基盤とした理論¹¹⁻¹³⁾の場合に, 計算結果が実測結果と最もよく一致することから, このモデルにもとづいた理論が急速に発展し, 現在は, その改良版が主流となっている。しかし, いかなる理論も, ここまで急成長を遂げたならば, ある時点でもう一度, 原点に立ち返り, その基盤として用いたモデルが本当に正しかったか, それ以上の理論的展開に耐えうるか, 否かの再チェックを行う必要があると考える。

筆者は, これまで, 集合組織も研究してきたが, 光学顕微鏡, 透過電顕を用いて金属の圧延変形, 再結晶, 変態過程で形成される金属組織, 転位組織を研究してきた。その立場から見ると, 実際的な多結晶の圧延変形は, どの金属においても

Taylor モデルで想定しているものとは程遠いと思えない。Taylor は, まず, 第一に, 圧延変形は均一変形と仮定しているが, 実際に観察される圧延変形組織は, 著しく不均一である。このことは圧延変形した試料を光学顕微鏡で観察すれば誰でも容易に気が付くところである。しかし, これまで, Taylor モデルがおかしいということを本格的に指摘し, これを問題視した例は無い。

この解説では, 未発表の自前のデータを順序良く並べて, Taylor モデルの反証を示し, このモデルの問題点を指摘し, 今後の冷間圧延集合組織形成理論の新たな展開のきっかけ作りをこころみた。ただし, ここでは Taylor 理論を詳細に記述することはやめ, そのあらましと問題点を誰にでもわかるようやさしく解説することを試みた。Taylor 理論の詳細, これと関連する Bishop-Hill の理論の詳細については文献¹⁰⁻¹³⁾を参照して頂きたい。

Taylor モデルは, 以前から種々の金属の r 値(ランクフォード値)の予測にも広く用いられてきた。しかし, 現時点でもう一度, この予測方法を再検討してみると, いくつかの疑問点があるように思われるので, これについても論じた。

2. Taylor モデルの問題点

Taylor モデルでは, 多結晶試料が外部応力を受けて変形する場合, 個々の結晶粒も, 試料の外形変形と相似的に変形し, 試料に生ずる巨視歪と同じ歪みを生じると仮定する。したがって, 試料のいたる所で歪みが一定であり, 同じ変形状態にあるという均一歪み変形が, その大前提となっている。これによって結晶粒界においても歪みの連続性がたもたれ, 破壊が起こらない。圧延変形において, このような均一変形を実現するためには, 面心立方金属では 12 個あるすべり系の中から 5 個の活動すべり系を選び出さなければならない。Taylor は, それらの選択則として, 活動すべり系のせん断歪みの総和が最小となるすべり系の組が実現すると仮定した。しかし, 実際にこの仮定のもとに計算すると, 降伏曲面の頂点では 5 個ではなく 6 個, ないしは, 8 個のすべり系の活動が可能となり, それらの中から 5 個のすべり系を選び出す可能性はいく通りもあり, 一義的に決めることが出来ない。このため結晶回転の方向は台風の進路のように, かなりの幅をもつことになり, 正確に予言できない。かくして, Taylor ambiguity と呼ばれているジレンマに陥ることになる。

この問題を回避するために, これ迄, いろいろな人為的操作が導入されてきた。その一つが, Relaxed Taylor モデルである¹⁴⁾。従来の Taylor モデル(Full constrained モデルという)では, 圧延変形時に, 結晶粒がラス状, またはパンケーキ状に変形することを考慮し, 圧延変形は, 強く拘束された平面歪み変形ではなく, 一部のせん断歪みも起こり得る変形であると仮定した。このモデルに従うと実測に近い冷間圧延集合組織が得られている¹⁵⁾。

Taylor ambiguity を回避するもう一つの方法として粘塑性(Visco-plastic)モデルが提案されている¹⁶⁾。これは材料の

変形応力の歪速度感受性に注目したモデルである。このモデルでは Schmid の法則は使わずに、分解せん断応力がせん断歪速度の m 乗に比例する (m は歪速度感受性指数をあらわす) という、べき乗則を用い、試料の各部分は、試料の巨視的歪速度と同じ歪速度で変形すると仮定している。このモデルで求めた面心立方金属の冷間圧延集合組織の発達過程は、実測結果ときわめてよく一致する。しかし、金属は、高温で確かに粘塑性的変形をするが、室温での変形では、歪速度感受性指数 m の値がきわめて小さく、粘塑性的変形からは程遠い。具体的な例として、アルミニウムの場合、高温では変形応力は歪速度に非常に敏感で m の値は大きく、450°C で 0.2 程度である。しかし室温では 0.001 程度までに減少し変形応力はほとんど歪速度の影響を受けない。したがって室温では、粘塑性モデルは意味を持たない。また、室温と高温とでは変形機構も、形成する転位組織もことなるので、2 つのケースを同じメカニズムで説明することには無理がある。このため、粘塑性モデルでは、その物理的根拠の面で検討の余地があると考えられている。

いずれにしても、これらのモデルは Taylor モデルの拡張であるから均一歪という大前提の呪縛から逃れることはできない。先にも述べたように Taylor モデルがこのようにその極限まで研究し尽くされる前に、どの程度この均一歪の仮定が許されるものか、もっと十分に検討されるべきであったと思う。次に Taylor モデルのこの前提がどの程度実際の変形から逸脱しているかをわかりやすく示す。

2.1 光学顕微鏡レベルで見た変形の均一性

Taylor モデルでは、試料全体が均一変形することを前提としている。しかし、結晶方位ごとにこの均一変形を満足するすべり系の組み合わせは違うから、特定のすべり系の組の活動範囲、つまり、それらの平均自由行程は、結晶粒の直径程度であるといえる。

では、結晶粒径サイズで実際に変形は均一に起こっているのだろうか。

Fig. 1 は、70%冷間圧延した Fe-0.02%C 合金の圧延方向に平行な横断面の顕微鏡組織を示す。圧延によって結晶粒は圧延方向に著しく展伸している。ある結晶粒では互いに交差

するせん断帯が多数形成し、隣接粒の中まで伝播している。これらせん断帯の形成状況から、この結晶粒は、強変形された高歪みの状態にあると判断できる。さらに、これらせん断帯の存在から、この結晶粒では、その内部においても、変形が著しく不均一であることがわかる。一方、別の結晶粒では、これらせん断帯はまったく見当たらず、腐食されにくいことから上述の結晶粒より歪みが低いことがわかる。

次に、Fig. 2 は 50%冷間圧延した純鉄の圧延面で観察した組織を示す。筋状模様の分布から結晶粒は隣接粒の拘束を強く受け、いくつかのブロックに分かれて変形したことがわかる。結晶粒界も圧延によって複雑に変形し、一部で不明瞭になっている。圧延方向に平行な結晶粒界は、はっきりとみとめられ、歪みの連続性を保つためにどのように変形が緩和されるかが筋状模様を見るとよくわかる。

次に、Fig. 3 に、同じ試料で観察された、もう一つの例を示す。この場合は、結晶粒が明瞭に 2 つのブロックに分割されている。

このように結晶粒が均一変形せずに、いくつかのブロックに分割され、それぞれ別の安定方位に回転していく現象は、Grain subdivision^{17,18)} と呼ばれている。最近、この現象が盛んに研究されているのは、Taylor モデルに対する反省の一つの現れと考えられる。Bay ら¹⁷⁾ は、室温で 30%まで圧延したアルミニウム中の転位組織を透過電子顕微鏡で観察し、変形の初期に個々の結晶粒は転位壁によって区分されたセルブロック群に分割されること、個々のセルブロックごとに活動すべり系の数、それらの組み合わせが異なることを見出した。しかし、近接するセルブロック群を一括して広い範囲でながめてみると Taylor の条件と合致するような状況になっていることがわかった。これらセルブロックは、圧延率を高めるとさらに分割されて通常のセル組織となった。Delannay ら¹⁸⁾ は、40%圧延した 1050 アルミニウムにおいて、結晶粒には、圧延変形によっていくつかのブロックに分裂する場合と、結晶粒内に連続的方位変化を生ずる場合の 2 つのケースがあることを示している。いずれにしてもこれらはまだ、圧延率がわずか 40%前後の話であり、冷間圧延集合組織形成という観点からはもっと高い圧延率での情報が必要である。以上に示した結果から、光学顕微鏡のレベルから見る

Fig. 1 Microstructures observed on the longitudinal section of Fe-0.02%C alloy cold rolled 70%.

Fig. 2 Microstructures observed on the rolling plane of pure iron cold rolled 50%.

Fig. 3 Microstructures observed on the rolling plane of pure iron cold rolled 50%.

と、圧延変形は著しく不均一な変形であることがわかる。

2.2 電子顕微鏡レベルで見た変形の均一性

電子顕微鏡を用いて、さらに高倍率で変形組織を観察すると、変形の不均一はもっとはっきりと、しかも、別の形でみとめられる。次に、Fig. 4 に 75%冷間圧延した純鉄の圧延面から観察した転位組織を示す。結晶粒によって転位密度は大きくことになっており、変形量つまり歪みに大きな差があることがわかる。次に、これらの転位組織を圧延方向に平行な断面から観察すると Fig. 5 に示すような展伸セル組織が観察される。この写真から 75%程度圧延すると、転位は展伸した扁平なセル組織を形成することがわかる。Relaxed Taylor モデルでは、結晶粒は、圧延変形によって展伸した、扁平なパンケーキ状になり、これが変形の境界条件を与

えると考えているが、実際にはこれに優先するさらにもっとミクロな境界条件が存在することがわかる。先にも述べたように Taylor モデルにしたがえば転位の平均自由行程は結晶粒径のサイズということになるが、このような実際の転位組織から判断すると、高々、転位セルのサイズ程度であることがわかる。

2.3 圧延率の影響

Taylor モデルでは、結晶回転の量は真歪みに比例するので、冷間圧延集合組織は低い圧延率から顕著に発達することになる。しかし、鉄、アルミニウム、銅では冷間圧延集合組織は、一般に圧延率が 50%以下ではあまり発達せず、圧延率が 70%を越えると急激に発達する。このことから、冷間圧延集合組織の発達には何らかの臨界条件があり、圧延率の上昇によって、その臨界条件が満たされると冷間圧延集合組織の発達が開始する可能性が示唆される。このような冷間圧延集合組織の発達の圧延率に対する依存性と、Fig. 5 に示す転位下部組織の形成を対比すると、転位下部組織の形成、発達が冷間圧延集合組織発達の臨界条件である可能性が考えられる。次にこれについて詳しく述べる。

2.4 転位下部組織の果たす役割

Taylor モデルでは冷間圧延集合組織の発達と同時に並行して進行する転位組織形成の影響は考慮されていない。しかし、以上に述べた結果から、転位組織形成そのものが圧延集合組織の発達を誘起する可能性が示唆される。つまり、力学的に安定な転位配列を実現、達成するために結晶回転が起こるという可能性が考えられる。

Fig. 4 Dislocation structures observed on the rolling plane of pure iron cold rolled 75%. (G.B. and R.D. illustrate grain boundary and rolling direction, respectively).

Fig. 5 Elongated dislocation cell structures observed on the longitudinal section of pure iron cold rolled 75%.

筆者らは、高純度アルミニウム、Al-3%Mg、Al-5%Mg合金を圧延率を97%まで変えて冷間圧延し、冷間圧延集合組織の発達を、硬度測定で求めた加工硬化挙動を、透過電顕で観察した転位組織の発達と対比した¹⁹⁾。

その結果、すべての試料において、先にも述べたように、冷間圧延集合組織は圧延率が50%以下ではほとんど発達せず、加工硬化の後半、つまり冷間圧延率で70%以上になって急激に発達することが明らかとなった。明瞭な転位セル組織が発達する純アルミニウムでは冷間圧延集合組織の主方位成分 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 、 $\{123\}\langle 634 \rangle$ が強く発達したが、Mg原子が転位セル組織の発達を強く抑制するAl-Mg系合金では、これら主方位は発達しなかった。このことも冷間圧延集合組織の発達が転位組織の発達と密接に関連していることを強く示唆している。明瞭なセル組織が発達すると冷間圧延集合組織も強く発達することから、この転位組織が力学的安定性と結晶方位の安定性を同時に満足する組織であると考えられる。

引張試験では、応力-歪み曲線が正確に測定できるのでこれらの可能性をもっと正確に議論出来る。

筆者らは、純アルミニウムを20°Cで歪速度 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で引張試験し、引張歪みの増加にともなう集合組織の発達をODFで解析した²⁰⁾。得られた結果を応力-歪み曲線と対比し

た結果、引張り軸が<111>安定方位へ向かう結晶回転は、加工硬化が飽和して、応力-歪み曲線が平坦になる抗張力近傍において、初めて顕著に起こることが明らかとなった。この段階では、明瞭な転位セル組織が形成しており、この場合もこれらが引張集合組織の発達に大きな影響を及ぼしていることが示唆される。その実、純 Al に Cu, Mg を添加した合金では引張り試験時に Portevin-Le Chatelier 効果が発現し、抗張力近傍まで引張試験しても、明瞭な転位セル組織は形成されず、緻密な転位タンブル組織しか形成されないが、その場合は、<111>軸へ向かう結晶回転が著しく抑制されることがわかった。

応力-歪み曲線がフラットな部分ではすべり転位の生成と消滅がバランスしなければならない。この高歪み領域では転位の移動可能距離はセルサイズ程度であるから実測されたような大きな方位変化を生ずるためには大量の転位が生成し、このような方位変化に対応するすべりを生じた後、動的回復によって、即刻、消滅しなければならない。転位の一部はセル壁に組み入れらるのである。このような明瞭な転位セル組織が形成した状態で、さらに変形した場合に、転位がどのように生成、運動、消滅あるいは集団運動して、目標とする変形歪がまかなわれるかは、未だ明らかでない。これらが解明されないと、冷間圧延集合組織の形成機構も解明できない。

Seefeldt, Van Houtte²¹⁾, Van Houtte, Peeters²²⁾ は、転位セル組織が扁平形状を持つことに注目し、この形状の異方性が降伏応力に異方性をもたらし、冷間圧延集合組織の発達に影響を与える可能性を指摘している。彼らは Taylor モデルを仮定して解析を行っているが、扁平な転位セル組織、つまり、転位の異方的な分布は歪みの不均一分布に他ならず、この場合は、Taylor モデルの歪みの均一分布を仮定出来る状況にはない。

2.5 合金元素、初期結晶粒径の影響

冷間圧延集合組織の発達が、これら因子の影響を強く受けることはいろいろな金属で報告されている。しかし、Taylor モデルではこれら因子の入り込む余地は降伏強度しかないが、降伏応力の変化のみで、このような顕著な集合組織の変化を引き起こすとは考えがたい。これらの因子は、転位下部組織形成への影響を通して冷間圧延集合組織の発達に関与しているものと考えられる。

2.6 歪速度の影響

筆者らは純アルミニウムを 20°C で歪速度を $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の範囲で変えて引張試験し、27%引張った後の集合組織を比較した。しかし、集合組織に差は認められなかった²⁰⁾。これは、先に述べた Toth ら¹⁶⁾の粘塑性(viscoplasticity)モデルでは室温での変形集合組織の形成を説明できないことを示している。

2.7 再結晶集合組織との関係

Taylor モデルによる冷間圧延集合組織形成過程の解析結果にもとづいて、どのような方位の再結晶核が優先核生成するかという議論がしばしばなされている。しかし、Taylor

モデルを仮定している限り、材料中のいたるところで歪は均一であるから、再結晶核の優先核生成サイトとなるような局所的に歪みが著しく高い場所はありません。したがって、そのような議論は論理的に矛盾している。

3. Taylor モデルによるランクフォード値の計算

Hosford, Backofen²³⁾ は、Taylor モデル¹⁰⁾および Bishop, Hill の理論¹¹⁻¹³⁾を用いて多結晶を引張試験した場合の r 値を計算する方法を示している。詳細は原論文にゆずるが、いま試験片の引張方向の主歪増分を $d\epsilon_x$ 、試験片の幅方向の主歪増分を $d\epsilon_y$ であらわし、パラメータ $r = -(d\epsilon_y/d\epsilon_x)$ を定義する。(このパラメータ r はランクフォード値 R と $r = R/(R+1)$ の関係にある。)ここで、さらにすべり面上のせん断歪の総和 $\sum d\gamma_i$ と試験片の引張方向の主歪増分 $d\epsilon_x$ の比を

$$M(r) = \sum d\gamma_i / d\epsilon_x \quad (1)$$

と定義する。パラメータ r は 0 から 1 までの値をとりうるが、Taylor にしたがえば、外部から課せられた歪増分 $d\epsilon_x$ を生ずるのに必要なせん断歪の総和 $\sum d\gamma_i$ を最小にするような変形が実現するのであるから、式(1)において、 r を 0 から 1 の範囲で変えて $M(r)$ を計算し、 $M(r)$ の最小値を求めればよい。主な理想方位について r を 0 から 1 の範囲で変えて種々の r の値に対して $M(r)$ を計算すると Fig. 6 に示す結果が得られる。図中の角度は、圧延方向からの角度差を示す。各々の r の値における R 値をグラフの上側に示してある。この $M(r)$ が最小となる点の r の値から実現すべきランクフォード値 R が求まる。集合組織が複数の方位成分 A, B, C, ... からなる多結晶体の場合、各方位成分の体積率を $f_A, f_B, f_C, \dots$ とし、 r におけるそれらの $M(r)$ の値を $M_A(r), M_B(r), M_C(r), \dots$ とすると、試料全体としての $M(r)$ は

$$M(r) = f_A M_A(r) + f_B M_B(r) + f_C M_C(r) + \dots \quad (2)$$

で与えられる。この総和 $M(r)$ を最小にする r が多結晶試料の実現すべき変形とランクフォード値 R を与える。

ところで Fig. 6 をよく注意して見ると、(100)[001]方位を 0° 方向つまり、[001]方向に引張った場合は $M(r)$ は、すべての r に対して一定の値を取り、最小値が存在しない。したがって、この場合には、最小値を与える r 、つまり、ランクフォード値 R は求められない。言い替えれば、Taylor の最小せん断歪みの原理は、この方位の試料の変形の決定的な条件ではないということになる。実際に(100)[001]方位単結晶を[001]方向に引張った場合に任意の変形が起こるわけではなく、特定の変形が起こるわけであるから、この場合には Taylor モデル以外のより厳しい条件が変形を律則しているものと考えられる。

このことについて Hosford, Backofen は、実際には多結晶では、必ず微弱な他方位成分が共存し、それらの $M(r)$ がある 0 と 1 の間の r で最小値を取るのだから、式(2)で与えられる試料全体の $M(r)$ は必ず最小値を持つことになり、最小値が未定となる事態は回避できるとのべている。しかしこれは問題の本質から離れた説明であり、(100)[001]方位単結晶を[001]方向に引張った場合の変形そのものに対する答になっていない。

Fig. 6 Relations between r and $M(r)$ calculated for typical ideal orientations. Fig. 7 $\{100\}$ pole figure of pure iron having very strong $\{110\}$ $\langle 001 \rangle$ textures.

この方位を圧延方向から 10° の方向に引張った場合には、ある範囲の r で $M(r)$ は最小値となり、いわゆる Flat minimum を形成している。 20° の方向に引張った場合は、この Flat minimum の部分が短くなり、きわめてゆるやかに傾斜している。 このように、ある範囲の r で $M(r)$ が最小値となる場合には、実現すべき R 値の範囲は一応、限定されるものの、その値を正確には決定できない。 Fig. 6 を見ると、同様な事態は $(110)[001]$ 方位を 0° 方向、 60° 方向に引張った場合にも生じている事がわかる。 この Flat minimum の出現が、この方法の致命的欠陥である。

確かに Hosford, Backofen が述べるように、複数方位が存在すると式 (2) の平均操作によって、 $M(r)$ には必ず最小値が存在するようになるので問題は、一見、解決したかに見える。 しかし、そのような場合でも、 Flat minimum を広い範囲で示す方位成分が多量に存在すると解析結果に重大な影響を与えることを、次の $\{110\}\langle 001 \rangle$ 集合組織が強く発達した純鉄試料の例で示す。

Fig. 7 に、この試料の $\{100\}$ 極点図を示す。 Fig. 8 に、こ

Fig. 8 Relations between r and $M(r)$ calculated for pure iron having very strong $\{110\}\langle 001 \rangle$ textures.

の試料の集合組織から求めた r と $M(r)$ の関係を示す。 0° 方向に引張った場合は、主方位の $(110)[001]$ 方位の $M(r)$ が r を変化させても一定で、最小値を示さないために、試料全体の $M(r)$ も広い範囲でゆるやかな底を示すので、本当の最小値の位置は決め難い。 この曲線上に R 値の実測値から算出した r を矢印で示したが、試料全体の $M(r)$ の底がゆるやかなので、理論計算の結果と実測値があたかもよく一致するように見える。

一方、 90° 方向に引張った場合は、 Fig. 6 に示したように主方位の $(110)[001]$ 方位の $M(r)$ が r の増加とともに急激に減少するので、試料全体の $M(r)$ が最小となる位置も、よりはっきりと現れる。 このため $M(r)$ の最小値の位置と矢印で示した r の位置とのずれがはっきりとして来る。 Fig. 8 を見

るとこのずれは、試験方向が 0° 方向から離れるにしたがって大きくなっていることがわかる。この理論と実測値の程度はこのような Flat minimum が介入しない試験方向で判断すべきであり、いずれにしてもこの Hosford, Backofen の解析方法は、ランクフォード値 R の予測に関する限り、あまりよい方法とは云い難い。

Bunge¹⁾ は、この方法で求めアルミニウムキルド鋼のランクフォード値は実測値と 0° 方向ではよく一致するが、 45° 方向ではあまりよく一致しないという結果を示している。

4. お わ り に

21 世紀になっても、ここで議論した Taylor モデルのような前世紀前半の集合組織の考え方、研究手法そのままを、いつまでも踏襲し続けることは、情けないことであると思う。EBSP など過去には考えられなかった研究手法を誰でも自由に使えるようになった今、新しい観点からもう一度過去の研究を根本的に見直して、新しい真実を是非見出して頂きたい。

文 献

- 1) H. J. Bunge: *Texture Analysis in Materials Science*, (Butterworth, London, 1982).
- 2) V. Randle: *Micro-texture Determination and its Applications*,

- (The Institute of Metals, London, 1992).
- 3) 杉山昌章: 局所方位解析技術を活かした材料組織制御の新展開: *Materia Japan* **40** (2001) 611-659.
- 4) O. Daaland and E. Nes: *Acta Mater.* **44** (1996) 1389-1411.
- 5) Y. Hirose, N. Morimoto, Y. Takada, K. Fukumoto and Y. Mashiko: *Materia Japan* **43** (2004) 43-48.
- 6) J. L. Walter and E. F. Koch: *Acta Metall.* **10** (1962) 1059-1068.
- 7) Hsun Hu: *Acta Metall.* **10** (1962) 1112-1121.
- 8) P. Haasen and P. J. Wilbrand: *Mater. Sci. Forum* **157-162** (1994) 887-898.
- 9) G. Wassermann and J. Grewen: *Texturen metallischer Werkstoffe*, (Springer Verlag, Berlin, 1962) 438-442.
- 10) G. I. Taylor: *J. Inst. Metals* **72** (1938) 307-324.
- 11) J. F. W. Bishop and R. Hill: *Philos. Mag.* **42** (1951) 414-427.
- 12) J. F. W. Bishop and R. Hill: *Philos. Mag.* **42** (1951) 1298-1307.
- 13) J. F. W. Bishop: *J. Mech. Phys. Solids* **3** (1954) 130-142.
- 14) H. Honehoff and H. Mecking: *Proc. ICOTOM 5*, ed. by G. Gottstein and K. Lücke, (Springer Verlag, Berlin, 1978) 265-275.
- 15) J. Hirsch and K. Lücke: *Acta Metall.* **36** (1988) 2883-2904.
- 16) L. S. Toth, P. Gilorimini and J. J. Jonas: *Acta Metall.* **36** (1988) 3077-3091.
- 17) B. Bay, N. Hansen, D. A. Hughes and Kuhlmann-Wilsdorf: *Acta Metall. Mater.* **40** (1992) 205-219.
- 18) L. Delannay, O. V. Mishin, D. Juul Jensen and P. Van Houtte: *Acta Mater.* **49** (2001) 2441-2451.
- 19) S. Endou and H. Inagaki: *Z. Metallk.* **94** (2003) 1206-1216.
- 20) S. Ohtani and H. Inagaki: *Z. Metallk.* **94** (2003) 983-992.
- 21) M. Seefeldt and P. Van Houtte: *Mater. Sci. Forum* **408-412** (2002) 433-438.
- 22) P. Van Houtte and B. Peeters: *Mater. Sci. Forum* **408-412** (2002) 985-990.
- 23) W. F. Hosford and W. A. Backofen: *Fundamentals of deformation processing*, (Syracus Univ. Press, New York, 1964) 259-298.