繰返し塑性変形に伴う多結晶鉄の表面あれと微視的不均質性*

清水 一郎^{*1}, 寺井 寛明^{*2}
納所 孝至^{*3}, 阿部 武治^{*4}Surface Roughening and Microscopic Inhomogeneity
of Polycrystalline Iron during Cyclic Plastic DeformationIchiro SHIMIZU, Hiroaki TERAJ,
Takayoshi NOSHO and Takeji ABE

Changes in surface roughness and the relation between the roughening and microscopic inhomogeneity of polycrystalline iron during cyclic plastic deformation were experimentally investigated. Cyclic four-point bending tests were performed under the alternating strain and the pulsating strain conditions, and the three-dimensional shape of the roughened surface were measured by a stylus instrument. The characteristics of respective grains, that is, the crystallographic orientation and the hardening ratio were also investigated, and the relationship between those characteristics and the deformation behavior of each grain was discussed. It is found that the surface roughness changes with the absolute value of the applied strain on the free surface at the early stage of cyclic bending, because the roughening on the surface grows with straining, and then decreases with reversal of the strain. The roughness is cumulated during cyclic deformation, and the cumulative ratio under the alternating strain condition is larger than that under the pulsating strain condition. The hardness numbers of respective grains become large after cyclic bending, and their deviations also increase. It is also found that some grains having larger Schmid factor tend to locate on the slope of the surface roughening. Such grains are considered to deform preferentially during cyclic deformation, and locate on the slope of the roughened surface.

Key Words: Plasticity, Surface Roughness, Bending, Hardness, Polycrystalline Iron, Crystallographic Orientation, Etch-pit Method

1. 緒 言

多結晶金属を塑性変形させると、自由表面に微視的な変形量の不均一に伴う凹凸が現れ、表面あれが発生する。この自由表面あれは、塑性加工における寸法精度や摩擦潤滑特性、疲労強度などに影響することから、実験的および解析的に多くの研究が行われてきており^{(1)~(7)}、多結晶金属の結晶粒ごとの不均質性と密接に関連していることが指摘されている。すなわち自由表面あれは、多結晶金属の微視的(または準微視的)な変形挙動に関する重要な情報を有しており、種々の塑性変形に伴う表面あれを調べることは、多結晶金属の微視的変形機構の解明に有用であると期待される。

一方向変形に伴う表面あれは塑性変形の進行に伴って成長し、その程度は負荷ひずみにほぼ比例することが報告されている^{(1)~(3)}。しかしながら、繰返し変形に

伴う表面あれに関しては、負荷方向の反転が微視的な変形挙動に及ぼす影響や、繰返しひずみ履歴に伴う表面あれの変化など、まだ不明な点が多い。そこで著者らは前報⁽⁸⁾⁽⁹⁾において、比較的簡単に繰返し変形を与えることが可能な四点曲げ試験を用い、塑性ひずみ両振り条件下における初期2サイクル程度までの純銅および純鉄の自由表面あれの変化を調べた。その結果、表面粗さは繰返し曲げの1/2サイクルで増減の一周周期を形成すること、繰返し数の増加に伴って累積される表面あれが存在すること、などを明らかにしている。しかしながら、その変形機構の解明に対しては、まだ実験データの数も少なく不十分であり、繰返し数の少ないデータしか得られていない。

そこで引き続いて本報では、結晶粒が比較的粗大な純鉄を用い、定ひずみ振幅の両振りおよび片振り繰返し曲げ試験を10および20サイクルまで行って、表面粗さと表面あれ形状の変化を詳細に測定するとともに、負荷反転の程度が表面あれに及ぼす影響を調べる。また同時に、繰返し曲げにおける多結晶金属の表面あれに関して、結晶粒ごとの不均質性の影響を詳細に検討する。すなわち具体的には、各結晶粒の結晶学的方位と変形量の関係、および各結晶粒のひずみ硬化に伴う変形前後でのビッカース硬さ増分を調べ、繰返

* 1995年9月11日 第73期全国大会講演会において講演、原稿受付 1997年3月24日。

^{*1} 正員、岡山大学大学院自然科学研究科(☎700-8530 岡山市津島中3-1-1)。

^{*2} 住友電工焼結合金(株)(☎716-0121 岡山県川上郡成羽町成羽2901)。

^{*3} 正員、東岡山高周波工業(株)(☎703-8228 岡山市乙多見463)。

^{*4} 正員、岡山大学工学部。

し塑性変形に伴う表面あれの変形機構について、主に結晶粒単位の挙動に着目して検討を行う。

2. 実験方法

2・1 試験片および試験方法 供試材には 99.55 wt.% の純鉄を用いた。試験片の形状および作製方法は前報⁽⁹⁾に準じている。試験片は、両振り曲げ試験用と片振り曲げ試験用それぞれに対して、二次元的な表面粗さ測定用に各 1 本(両振り曲げ用を S2A 試験片、片振り曲げ用を S2P 試験片とする)、三次元表面あれ形状とビッカース硬さ測定用に各 1 本(それぞれ S3A 試験片、S3P 試験片とする)、結晶方位と表面あれ形状測定用に 2 本(OA1 および OA2 試験片とする)、計 6 本作製した。なお、自由表面における平均結晶粒径は 150~200 μm である。以下では、両振り曲げにおいて最初に圧縮ひずみおよび引張ひずみを受ける面をそれぞれ圧縮引張面および引張圧縮面、片振り曲げにおいて圧縮ひずみおよび引張ひずみを受ける面を圧縮面および引張面と呼ぶことにする。

繰返し四点曲げ試験は、圧縮試験機にジグを取付けて行った⁽⁹⁾。なお、ジグの支点にはベアリングを用いて、曲げ軸方向に回転できるようにしているが、繰返し数が増加すると軸方向に若干の引張変形が生じ、試験片表面のひずみが増加する。そこで、負荷反転の基準には除荷時における試験片の曲げ角度を用い、最初の 1 サイクルにおける試験片表面の残留塑性ひずみ $\pm 2\%$ に相当する曲げ角度 161° を採用した。

2・2 表面粗さおよび表面あれ形状の測定 二次元的な表面粗さは、触針式表面粗さ計(触針先端半径 5 μm)を用いて、測定長さ 8 mm、カットオフ値 0.8 mm の条件で測定した。なお、表面粗さは日本工業規格(JIS-B 0601)に基づいて、中心線平均粗さ R_a で整理している。測定は、試験片中央部の $10 \times 10 \text{ mm}^2$ の領域内を曲げ軸方向に 10 回行い、最大値と最小値を除いた 8 回の測定結果から平均値を求めた。

三次元表面あれ形状は、著者らが先に構築した三次元表面あれ形状測定システム⁽¹⁰⁾を用いて、試験片中央に区別した初期形状 $3 \times 3 \text{ mm}^2$ の領域内を測定した。このシステムから得られる三次元表面あれ形状のデータは、10 μm 間隔にデータ点が配列しているメッシュ状である。なお、曲げ変形に伴って試験片表面に生じる曲率成分は、幾何学的計算によって除去している⁽⁹⁾。

2・3 エッチピット法による結晶方位測定 OA1 および OA2 試験片に対しては、各結晶粒の結晶学的方位をエッチピット法^{(11)~(13)}によって測定し、各結晶

粒の結晶方位と変形挙動の関係について検討した。エッチピット法とは、特定の腐食液を用いて金属表面を腐食した際に現れる方位性エッチピットから結晶方位を求める方法である。本研究では、純鉄に対して、田岡ら⁽¹¹⁾によって提案された腐食液を用いた。このとき、試験片表面に現れる方位性エッチピットは、すべての面が {110} 面で構成される斜方十二面体を押付けた形となるために、3 本または 4 本の稜線を有する。これらの稜線の角度から結晶方位を求める方法は、田中ら⁽¹³⁾によって提案された手順に従い、コンピュータプログラムによって自動化した。

2・4 ビッカース硬さ測定 著者らは前報⁽⁹⁾において、多結晶金属を繰返し塑性変形させた際に、結晶粒ごとの変形履歴に大きな差が生じる可能性を指摘した。この変形履歴の差は、各結晶粒の変形抵抗に起因すると推測される。そこで本研究では、変形抵抗と密接に関連することが知られているビッカース硬さ^{(14)~(16)}に着目し、表面あれ形状測定用試験片(S3A および S3P 試験片)に対して、変形前および変形後(両振り曲げでは 10 サイクル後、片振り曲げでは 20 サイクル後)に、各結晶粒のビッカース硬さ測定を行い、硬さ増分を調べた。ビッカース硬さは、荷重 10 gf、保持時間 5 秒の条件で、各結晶粒内において変形前後に 2 回ずつ測定して平均値を求めた。測定位置に関しては、結晶粒界および隣接するビッカース圧痕から、その対角線距離の 5 倍以上離れるように、また、すべり線を可能な限り避けるように留意した。なお測定時にはビッカース圧痕における二つの対角線長さが等しい(圧痕形状が等方性である)ことを確認している。

3. 実験結果と考察

3・1 表面粗さの変化 まず、繰返し四点曲げ試験に伴う試験片表面の真ひずみ ϵ の変化を図 1 に示す。図 1(a) および (b) は、両振り曲げ(S2A 試験片) および片振り曲げ(S2P 試験片)の各表面における曲げ軸方向の真ひずみの変化を示している。本研究では残留塑性曲げ角度を負荷反転の基準としているため、両振り曲げにおいては累積ひずみに対して約 1.5%、片振り曲げにおいては約 1% の引張ひずみが生じ、試験片表面のひずみが繰返し数に伴って徐々に増加する。

累積ひずみ $\sum|\epsilon|$ に伴う中心線平均粗さ R_a の変化を図 2 に示す。なお、図中のデータ点は、繰返し曲げの各サイクルにおける最大引張ひずみ負荷時、試験片が平面に戻ったとき、最小圧縮ひずみ負荷時の測定結果である。中心線平均粗さは両振り曲げ、片振り曲げ

ともに累積ひずみに伴って徐々に増加しており、繰返し変形に伴って累積される粗さが存在することを示している。また、累積ひずみ 0.4 程度までは、表面粗さは繰返し曲げのサイクルに対応して増減している。すなわち、一方向ひずみ負荷時に表面粗さは増大するが、負荷方向の反転に伴い表面粗さは減少する⁽⁸⁾⁽⁹⁾。しかしながら累積ひずみが 0.4 を越えたあたりから、圧縮ひずみ負荷時に表面粗さが増加しなくなる。この原因としては図 1 に示した引張ひずみの影響が挙げられる。そこで、このひずみの偏りの影響を除去し、繰返し変

形に伴って累積される表面粗さを取り出して定量的に評価するために、次のようなパラメータを導入する。

一般的な多結晶金属材料において、単軸塑性変形に伴う自由表面あれに対しては、表面粗さパラメータ R と負荷ひずみ ε の間に次式の比例関係が成り立つことが実験的に明らかにされている^{(1)~(3)}。

$$R = R_0 + c \cdot \varepsilon \cdot d \cdots \cdots (1)$$

ここで、 R_0 は初期粗さ、 c は材料や変形様式に依存する比例定数、 d は初期平均結晶粒径である。著者らは、繰返し曲げ塑性変形においても、各一方向変形中は表面粗さがひずみに比例して変化することを確認している⁽⁸⁾。そこで、式(1)を繰返し変形における各一方向変形に適用すると、

$$R_i = R_c + \frac{\Delta R}{\Delta \varepsilon} \cdot \varepsilon_i \cdot d \cdots \cdots (2)$$

のように表すことができる。ここで、 ΔR は繰返し 1 サイクル中の一方向変形における粗さ増分、 $\Delta \varepsilon$ はひずみ増分であり、 R_i は同じく 1 サイクル中の一方向変形内の任意のひずみ ε_i における粗さである。したがって R_c は、ひずみを仮想的に零とした際に残留する表面粗さとして定義され、繰返し変形に伴って累積される粗さと理解される。以下では、 R_c を累積粗さと呼び、中心線平均粗さ R_a に対して R_{ac} と表すことにする。

繰返し曲げに伴う累積粗さ R_{ac} の変化を図 3 に示す。なお、一方向変形過程において粗さの増減が逆転する場合、すなわちひずみの符号が変わる場合には式

(a) Alternating strain (S2A specimen)

(b) Pulsating strain (S2P specimen)

Fig. 1 Change in true strain on surfaces during cyclic four-point bending

(a) Alternating strain (S2A specimen)

(b) Pulsating strain (S2P specimen)

Fig. 2 Change in centerline average roughness R_a during cyclic bending

(a) Alternating strain (S2A specimen)

(b) Pulsating strain (S2P specimen)

Fig. 3 Change in cumulative roughness R_{ac} during cyclic bending

(2)が適用できないため、図3の結果から省いている。累積粗さは、累積ひずみに対してほぼ比例的に増加しており、その増分 $R_{ac}/\sum|\epsilon|$ は、片振り曲げでは約0.4であるが、両振り曲げでは約0.6と大きくなる。このことは、繰返し変形において試験片表面の累積ひずみが等しくても、ひずみが逆符号まで負荷されることによって、累積される表面粗さが増大することを示している。

3・2 三次元表面あれ形状の変化 両振り曲げに伴う圧縮引張面の三次元表面あれ形状の変化を図4に示す。ここでは表面あれ形状の中心面(最小二乗面)からの高さを8等分して等高線表示しており、図中の太線は結晶粒界を示している。なお、 R_{a3} は中心線平均粗さに対応する三次元的な平均粗さ⁽¹⁰⁾である。また、圧縮ひずみ時 [1/4 サイクル, 図4(a)] における表面あれの山頂および谷底の分布を図5に示す。なおここでは、荷重方向および荷重垂直方向に抜き出した長

さ 600 μm のデータ列の中央点が、そのデータ列中で最も高ければ山頂、最も低ければ谷底と定めている⁽¹⁷⁾。

まず、最初の圧縮ひずみ負荷によって表面あれの山や谷が形成される [図4(a)]。これらの山や谷の幅は結晶粒2~3個程度(約5~600 μm)であり、それらの山頂および谷底の位置は、結晶粒界に沿うように、しかし粒界からある程度離れた部分に並ぶ場合と、比較的大きな結晶粒のほぼ中央に位置する場合の二通りが観察される [図5(a), (b)]。前者については、結晶粒の変形は粒内においてほぼ一様であるものの、粒界を介して隣接する結晶粒の変形が各々異なることから、粒界に沿うように変形の境界が現れると考えられる。後者については、結晶粒が比較的大きい場合には隣接結晶粒の拘束により粒内においても変形が不均一になることを示していると考えられる⁽¹⁸⁾。負荷方向が反転すると、ひずみが零に戻るまで凹凸は減少し

Fig. 4 Change in three-dimensional shape of roughened surface during cyclic bending under alternating strain condition (thick lines on figures show grain boundaries, compression-tension side of S3A specimen)

Fig. 5 Distribution of peaks of mountains and bottoms of valleys of surface roughening shown in Fig. 4(a)
 (□, ●: measured in longitudinal and transverse directions, respectively)

Fig. 6 Change in three-dimensional shape of roughened surface during cyclic bending under pulsating strain condition (thick lines show grain boundaries, tension side of S3P specimen)

Fig. 7 Distribution of peaks and bottoms of surface roughening shown in Fig. 6(a)

[図4(b)], さらに進んで引張ひずみが負荷されると凹凸は再び成長する [図4(c)]. このとき, 最初の圧縮ひずみにおいて表面あれの山の部分は谷に, 谷の部分は山に変化する様子が観察される. すなわち前報⁽⁹⁾の結果と同様に, 繰返し曲げの初期においては負荷方向の反転に伴って表面あれ形状も反転しており, これは特定の結晶粒に関して局所的に変形が繰返されるためであると考えられる. なお, 図4(a), (c)における表面あれ形状の正規相互相関値⁽⁹⁾は -0.86 であり, 表面あれ形状が細部まで正確に反転していることを確認している. しかしながら, 10 サイクルの繰返し変形後では, ひずみがほぼ零の状態でも表面あれの凹凸がかなり残留しており [図4(e)], ひずみが圧縮から引張りに変化しても表面あれ形状は反転せず, 互いに異なる場所で山や谷が発生している [図4(d), (f)].

片振り曲げの引張面における表面あれ形状の変化を図6に示す. また, 引張ひずみ時 [1/2 サイクル, 図6(a)] における山頂および谷底の分布を図7に示す. 片振り曲げにおいても, 両振り曲げと同様に, 表面あれの山や谷は結晶粒2~3個程度で形成されており, その凹凸は負荷ひずみの増加に伴って成長し [図6(a)], 負荷方向が反転してひずみが零に向かうと小さくなる [図6(b)]. また, 山頂および谷底の分布も, 結晶粒界に沿っている部分と, 結晶粒のほぼ中央に位置する部分が認められる [図7(a), (b)]. すなわち表面あれ形状は, 両振り曲げとほぼ同様に, 局所部分が優先的に変形することによって形成されていると考えられる. しかしながら, 表面あれの山や谷の位置は, 両振り曲げと異なり20サイクル後でもほとんど変化せず, 負荷ひずみに伴ってそれらの高低差のみが増減する [図6(c), (d)]. すなわち, 両振り曲げでは1サイクル時と10サイクル時における負荷反転に伴う表面あれ形状の変化の様相が大きく異なるのに対して, 片振り曲げにおいては20サイクル時におい

ても1サイクル時とほぼ同じ箇所で表面あれの山や谷が形成される. 表面あれ形状が結晶粒単位の変形と密接に関連していることを考慮すると, この結果は, 両振り曲げにおいては, 片振り曲げと比較して試験片が受ける累積ひずみが等しくても, 各結晶粒の変形履歴, およびその結晶粒ごとのバラツキが大きいことを示していると考えられ, これは図3で示したように, 両振り曲げにおいて累積粗さ増分が大きくなるという結果と対応している.

3.3 表面あれと結晶方位の関係 一般に結晶粒の変形は結晶方位に依存することから, 多結晶金属における各結晶粒の結晶方位に基づく不均質性は, 表面あれの形成に大きな影響を及ぼすと推測される. このような観点から, 両振り曲げ試験に伴う表面あれ形状と各結晶粒の結晶方位の関係について検討を行った.

まず, OA1 試験片の自由表面における計44個の結晶粒について, エッチピット法で求めた曲げ軸方向の結晶方位分布を図8に示す. 各結晶粒の結晶方位は比較的ランダムに分布しており, 多結晶全体として特定の優先方位を持たないことがわかる. そこで, 各結晶粒の結晶方位から曲げ軸方向のシュミット因子を求め, 最初の圧縮ひずみ負荷時(1/4 サイクル, $\epsilon = -0.025$)における各結晶粒の傾斜角との関係を調べた(図9). ここで, 各結晶粒の傾斜角は, 結晶粒表面の最小二乗面と測定領域の中心面とがなす角度で定義している. すなわち, 負荷方向の反転に伴って表面あれ形状も反転することから, 繰返し変形下では傾斜角が大きい結晶粒ほど大きく変形すると予想される. なお, 結晶方位に対するシュミット因子の導出には, Calnan らが体心立方晶について求めた結果⁽¹⁹⁾を用いている. 図9から, 大きく傾斜している結晶粒は, シュミット因子も比較的大きな値を示していることがわ

Fig. 8 Distribution of crystallographic orientation of grains (OA1 specimen, bending direction)

Fig. 9 Relation between gradient angle of free surface and Schmid factor of each grain

かる。逆に、シュミット因子が比較的小さな結晶粒は、全体的に傾斜角も小さくなる傾向が認められる。このことは、繰返し曲げにおいて、結晶学的に変形しやすい(シュミット因子が大きい)結晶粒の一部は、最初のひずみ負荷に伴って優先的に変形することにより表面あれ形状の斜面を形成し、変形し難い(シュミット因子が小さい)結晶粒は、ひずみが負荷されても試験片表面に対してほとんど傾斜しないことを示していると考えられる。

3・4 各結晶粒のピッカース硬さの変化 以上述べてきたように、塑性変形に際して、材料不均質に基づいて変形(ひずみ)に微視的な不均一が生じ、表面あれが形成されるが、他方、材料内には変形抵抗(応力)の不均一も生じていると考えられ、前報⁽⁹⁾では結晶粒ごとの変形抵抗の差異が表面あれ形状の反転に影響を及ぼす可能性を指摘した。そこで本研究では、変形抵抗とほぼ比例関係にあることが知られている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾ピッカース硬さの繰返し変形に伴う変化を、各結晶粒について調べた。

繰返し曲げ前後における結晶粒ごとのピッカース硬さの度数分布を図10に示す。なお、ピッカース硬さを測定した結晶粒総数は45個である。図10(a)および(b)は、両振り曲げ(S3A試験片)の変形前および

10サイクル後、および片振り曲げ(S3P試験片)の変形前および20サイクル後に測定した結果であるが、いずれの変形様式においても硬さ分布の形態はかなり似ている。また、変形前後における全結晶粒の平均値も、両振り曲げでは81から104、片振り曲げでは80から103に増加しており、それらの値はほぼ等しい。これらの結果は、すべての結晶粒が繰返し変形に伴って硬化すること、また、測定領域全体の平均的な硬化の程度は、累積ひずみが同程度であれば、両振り曲げ、片振り曲げによらず、累積ひずみに対してほぼ等しくなることを示している。一方、ピッカース硬さの結晶粒ごとのバラツキも変形前後で増大しており、結晶粒ごとにひずみ硬化の程度がそれぞれ異なることがわかる。

図11に、変形前後で硬さ増分が比較的大きい結晶粒と小さい結晶粒における自由表面の電子顕微鏡観察の一例を示す。なお、各結晶粒は結晶粒界図中のAおよびBに位置している。硬さ増分が大きい結晶粒では、自由表面上に多数のすべり線が観察される場合が多く、硬さ増分が小さい結晶粒では、すべり線も比較的少なくなる傾向が認められた。

以上のように、ピッカース硬さによって変形抵抗の

(a) Alternating strain (S3A specimen)

(b) Pulsating strain (S3P specimen)

Fig. 10 Change in Vickers hardness of respective grains before and after cyclic bending

Fig. 11 SEM photos of surfaces of specific grains which show large and small increment in Vickers hardness during cyclic bending under alternating strain condition (arrow shows bending direction)

不均一性が観測された。しかしながら、これらの結晶粒ごとの変形抵抗の不均一性が、表面あれのような微視的不均一変形とどのように関連するかについては、今後さらに実験データを積み重ねるとともに、種々の観点から検討を加えていく必要があると思われる。

3・5 繰返し塑性変形に伴う多結晶金属の変形挙動に関する考察 以上の結果を踏まえて、多結晶金属が繰返し曲げ塑性変形を受けた際の変形挙動をまとめると、次のように考えられる。まず、繰返し曲げの初期においては、最初の負荷ひずみに伴って結晶粒ごとに(結晶方位にも関連して)変形量の差が生じ、一部の結晶粒が優先的に変形して傾斜することにより、表面あれが形成される。このとき、表面あれの山頂および谷底は結晶粒界からある程度離れた粒内に位置するが、結晶粒が比較的大きい場合には、結晶粒の中央付近に位置することもある。負荷方向が反転してひずみがほぼ零に戻ると、結晶粒内の変形方向が逆転することによって、大部分の変形が(見かけ上)消失し、表面あれが減少する。両振り曲げの場合にはさらにひずみが負荷されるので、最初の負荷時とは逆向きの変形が進行し、表面あれ形状の凹凸が反転する。その後、繰返し変形がさらに進むと、最初に大きな変形履歴を受けた結晶粒は硬化の程度も大きいことから、他の結晶粒が優先的に変形して表面あれ形成に寄与するようになり、負荷方向が反転しても表面あれ形状は反転しなくなると考えられる。また、表面の巨視的ひずみが零になっても一部の変形は消失しないために、残留した表面あれが繰返し数に伴って徐々に増加すると考えられる。

4. 結 言

多結晶純鉄の両振りおよび片振り繰返し四点曲げ試験を行い、負荷反転やひずみ履歴に伴う表面あれの変化を詳細に調べた。また、各結晶粒の結晶学的方位と結晶粒表面の傾斜角の関係や、繰返し曲げ前後での硬さ変化を調べることによって、特に結晶粒ごとの不均質性と表面あれ形状の関係について検討を加えた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 表面粗さは負荷ひずみの絶対値に伴って増減を繰返すが、その一部は繰返し変形に伴って徐々に累積されていく。この累積される粗さ成分は累積ひずみに対してほぼ比例的に増加し、その増分は片振り曲げよりも両振り曲げの方が1.5倍程度大きくなる。表面あれ形状の観察より、これは両振り曲げのほうが片振り曲げよりも各結晶粒の変形履歴およびその結晶粒ごとのバラツキが大きくなるためと考えられる。

(2) 繰返し曲げにおいて生じる表面あれの山頂および谷底の大部分は結晶粒界に沿って粒内に分布するが、結晶粒が比較的大きい場合には粒内中央付近に位置する場合もある。

(3) 結晶方位に関して、曲げ軸方向のシュミット因子が比較的大きい結晶粒の一部は、負荷ひずみに伴い表面あれの斜面を形成し、優先的に変形する傾向が認められた。逆にシュミット因子が比較的小さい結晶粒は、試験片表面に対してあまり傾斜せず、変形も比較的小さいと考えられる。

(4) 各結晶粒の表面では両振り曲げ、片振り曲げともに繰返し変形の累積ひずみに伴ってひずみ硬化を生じるが、その硬さ増分は結晶粒ごとに異なる。

なお、本研究の一部を共同して遂行された、岡山大学大学院生(現：神戸市役所)河南英之氏に感謝する。

文 献

- (1) 小坂田宏造・大矢根守哉, 塑性加工における自由表面のあれについて, 機論, **36**-286, A(1970), 1017-1022.
- (2) 福田正成・山口克彦・高倉章雄・坂野保昭, 薄板成形における自由表面のあれ, 塑性と加工, **15**-167 (1974), 994-1002.
- (3) 阿部武治・長岐滋・赤瀬哲也, 材料の不均質性と塑性変形後の表面粗さ, 機論, **50**-454, A(1984), 1236-1244.
- (4) 北川浩・松下尚史, 自由表面より発達する塑性ひずみの局所化, 機論, **51**-469, A(1985), 2120-2128.
- (5) 小豆島明・宮川松男, 自由表面あれに及ぼす加工因子及び金属因子の影響, 塑性と加工, **27**-310 (1986), 1261-1267.
- (6) Dai, Y. Z. and Chiang, F. P., On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness, *Trans. ASME*, **114** (1992), 432-438.
- (7) Guangnan, C., Huan, S., Shiguang, H. and Baudelet, B., Roughening of the Free Surfaces of Metallic Sheets during Stretch Forming, *Mat. Sci. Eng., A*, **128** (1990), 33-38.
- (8) Noshio, T., Abe, T., Nishie, T. and Mizoue, S. (Fujiwara, H., ほか2名編), Roughening of Free Surface and Microscopic Residual Strain during Cyclic Plastic Deformation of Copper, *Residual Stresses-III (Proc. of ICRS-3)*, (1992), 1186-1190, Elsevier.
- (9) 清水一郎・納所孝至・阿部武治・山本一三・寺井寛明, 多結晶金属の繰返し塑性変形の表面あれ三次元測定システムによる観察, 機論, **59**-567, A(1993), 2618-2625.
- (10) 阿部武治・清水一郎・西山大洋, 塑性変形に伴う多結晶鉄の表面あれの三次元観察, 機論, **57**-542, A(1991), 2587-2594.
- (11) 田岡忠美・小笠和男・古林英一・竹内伸, 傾斜顕微鏡の金属結晶への二, 三の応用例, 日本金属学会誌, **30**-9 (1966), 820-827.
- (12) 早川浩・今村淳, フェライト鋼, オーステナイト鋼の結晶方位決定のためのマイクロファセットピット, 日本金属学会会報, **18**-4 (1979), 282-284.
- (13) 田中道七・小杉雅彦, 工業用純鉄の疲労初期き裂発生箇所とその結晶粒方位依存性について, 材料, **32** (1983), 1031-1037.
- (14) 吉沢武男, 硬さ試験とその応用, (1977), 286-290, 裳華房.
- (15) 岩崎昌三, 材料特性と硬さ試験, **27**-2 (1989), 84-88, プレ

- ス技術.
- (16) 間島保, 硬さ試験によって環状切欠丸棒試験片のひずみ分布を求める方法について, 機論, **57**-534, A(1991), 398-403.
- (17) 清水一郎・阿部武治, 多結晶鉄の圧縮塑性変形に伴う自由表面あれと結晶粒の変形, 機論, **60**-578, A(1994), 2369-2376.
- (18) 佐賀二郎・小寺沢良一・三好良夫・橋本信吾, 多結晶体の粒内不均一変形と引張性質, 機論, **34**-261 (1968), 842-849.
- (19) Calnan, E. A. and Clews, J. B., The Development of Deformation Textures in Metals — Part II. Body-centred Cubic Metals, *Phil. Mag.*, **42** (1951), 616-635.
-