単軸引張りに伴う鉄の表面あれ成長と結晶粒の変形*

清水 一郎^{*1}, 奥田 貴雄^{*2}
阿部 武治^{*3}, 谷 英明^{*4}Surface Roughening and Deformation of Grains
during Uniaxial Tension of Polycrystalline IronIchiro SHIMIZU^{*5}, Takao OKUDA,
Takeji ABE and Hideaki TANI^{*5} Okayama University, The Graduate School of Natural Science and Technology,
Tsushima-naka 3-1-1, Okayama, Okayama, 700-8530 Japan

Changes in the surface roughening and the inhomogeneous deformation behavior of respective grains of polycrystalline iron during uniaxial tension are experimentally investigated. The shape of the roughened surface is measured three-dimensionally at each step of the tensile deformation. The profiles of respective grains are obtained from a photograph of the scanning electron microscope, and the principal strain of the grain is calculated from the axis of the approximated ellipse of the strain distribution of the grain. Thus, the relation between the change in the roughened surface and the deformation of grain is discussed. It is found that the surface roughness proportionally increases with the applied strain until the necking becomes obvious. The amplitude of the surface roughness grows, and the mountains of the roughened surface elongate in the axial direction during tensile deformation. On the other hand, the respective grains continue to deform during tensile deformation, though the increase ratio of the maximum principal strain is different for individual grains. These results mean that the surface roughening is closely related to the mutual rotation of grains, and the roughness grows due to the difference in the deformation behavior of respective grains.

Key Words: Plasticity, Surface Roughness, Polycrystalline Iron, Tensile Test, Deformation of Grains

1. 緒 言

多結晶金属は結晶粒単位の不均質性を有しており、塑性変形に伴って微視的に不均一な変形挙動を示す。この微視的変形の不均一性は、自由表面においては表面あれとなって現れ、塑性加工品の摩擦潤滑特性に影響を及ぼすことや⁽¹⁾⁽²⁾、金属板材の成形限界を低下させること⁽³⁾⁽⁴⁾などが指摘されている。したがって、表面あれを制御することは塑性加工における重要な課題の一つとなっている。

塑性変形に伴う多結晶金属の自由表面あれに関しては、平均結晶粒径⁽⁵⁾⁽⁶⁾や負荷ひずみ経路⁽⁵⁾⁽⁷⁾が、粗さパラメータ、すなわち表面あれの程度に大きく影響することが報告されている。しかしながら、従来から用いられている算術平均粗さや最大高さなどの粗さパラメータ⁽⁸⁾は、表面あれの性質の一部分を現しているに過ぎず、特に塑性変形の進行に伴う表面あれの形状変

化やその変形機構など、いまだ解明されていない点が多く残っている。これは主として、表面あれが多結晶体中の個々の結晶粒の複雑な変形挙動と密接に関係していることに起因している^{(9)~(11)}。すなわち、各結晶粒はそれぞれ個別の異方性を有しており、またその変形は結晶粒界を介して隣接する結晶粒の性質に大きく影響される。したがって、表面あれの形状変化を論ずる際には、多結晶金属における結晶粒単位の変形挙動を詳細に調べることが重要であると考えられる⁽¹²⁾。

このような観点に基づいて、著者らはこれまでに多結晶金属の単軸圧縮⁽¹³⁾や繰返し変形⁽¹⁴⁾に伴う三次元的な表面あれ形状の変化を調べるとともに、結晶粒単位の変形挙動⁽¹⁵⁾についても検討を加えてきた。本研究ではこれら一連の研究に引き続き、多結晶鉄に対して単軸引張試験を行い三次元的な自由表面あれの変化を詳細に調べる。また、既報⁽¹⁵⁾で報告した結晶粒変形の測定手法を用いて引張変形に伴う個々の結晶粒ひずみ量を三次元的に測定することにより表面あれと結晶粒の変形挙動との関係を明らかにすることを試みる。さらに板厚の異なる2種類の試験片を用い、板厚の差が微視的変形に及ぼす影響についても検討を加える。

* 原稿受付 1999年9月20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} 西大寺郵便局(〒704-8192 岡山市西大寺中野本町1-35)。^{*3} 正員、岡山大学大学院自然科学研究科、地域共同研究センター。^{*4} 三菱重工業(株)(〒676-0008 高砂市荒井町新浜2-1-1)。

E-mail: shimizu@mech.okayama-u.ac.jp

2. 実験方法

2.1 試験片および試験方法 供試材には熱間圧延加工を受けた Fe 99.55 wt.% の純鉄を用いた。試験片の形状および寸法を図 1 に示す。試験片は長手方向が圧延方向と一致するように切り出している。

まず、試験片の自由表面を研摩紙およびダイヤモンドペーストで算術平均粗さが $0.1 \mu\text{m } R_a$ 以下の鏡面になるまで仕上げた。次に、残留応力の除去および結晶粒径調整のために、 930°C 、1 時間保持炉冷の条件下で真空焼なましを行った後、電解腐食(過硫酸アンモニウム 10 g + 蒸留水 100 ml, 直流 6 V)を行って結晶粒界を識別できるようにした。試験片表面における変形前の平均結晶粒径は $110 \sim 260 \mu\text{m}$ であった。なお試験片は初期板厚 t_0 が 4 mm と 2.5 mm の 2 種類を用意した。各試験片の 0.2% 耐力は約 92 MPa ($t_0 = 4 \text{ mm}$) および約 77 MPa ($t_0 = 2.5 \text{ mm}$)、引張強さ σ_b と加工硬化指数 n は、いずれの試験片も $\sigma_b \approx 275 \text{ MPa}$, $n \approx 0.32$ であった。

単軸引張試験は、デジタル計測制御式万能試験機を用いて、引張速度 0.5 mm/min の条件下で行った。試験片の負荷ひずみ ε は、二次元的な表面粗さに対しては、試験片上の各表面の両端に 2 mm 間隔で引いた各 8 本のけがき線間の寸法変化から各 7 個の微小対数ひずみを求め、計 28 個の微小ひずみの平均値によって表した。一方、三次元表面あれに対しては、測定領域の荷重方向の寸法変化を対数ひずみとして表した。

2.2 表面粗さおよび表面あれ形状の測定 単軸引張試験に伴う二次元的な表面粗さの測定には、触針式表面粗さ計(触針先端半径 $5 \mu\text{m}$)を用いた。測定は、荷重方向および荷重垂直方向に各 10 回、測定長さ 6 mm、触針の送り速度 0.3 mm/s 、カットオフなしの条件下で行い、日本工業規格⁽⁸⁾ によって次式のように定義されている算術平均粗さ R_a を用いて整理した。

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |f(x)| dx \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $f(x)$ は粗さ曲線であり、 L は基準長さを示している。

三次元的な表面あれ形状は、表面粗さ計とパーソナ

Fig. 1 Shape and dimension of specimen for tensile test. (Initial thickness $t_0 = 4 \text{ mm}$ or 2.5 mm .)

ルコンピュータを中心として構成したシステム⁽¹⁰⁾を用いて試験片中央部に区別した初期形状約 $3 \times 3 \text{ mm}^2$ の領域内を測定した。このシステムから得られるデータは $10 \mu\text{m}$ 間隔でデータ点が配列するメッシュ状であり、これをパーソナルコンピュータ上で三次元的に再構築することによって表面あれ形状を得た。なお、あれ形状構築の際には測定領域内のデータから最小二乗法によって求めた面を中心面と定義し、高さの基準(高さが 0 の面)として用いることにより巨視的な傾きを除去した。また、同じ領域内の電子顕微鏡写真から結晶粒界図を作成し、三次元表面あれ形状と重ね合わせることで表面あれと結晶粒の関係を調べた。

2.3 結晶粒のひずみ測定 三次元表面あれ形状の測定領域に含まれる各試験片当たり約 30~50 個の結晶粒について、試験片表面における各結晶粒の変形を調べた。

まず、電子顕微鏡写真から得た結晶粒界図をコンピュータ上で細線化処理した後、個々の結晶粒の形状について各方向の最大外径を測定角 5° 間隔で測定した。変形前後における外径寸法の変化から各方向の公称ひずみ e_θ を求め、半径方向の長さを $1 + e_\theta$ としたひずみ分布形状から最小二乗法によって近似だ円を求めた。これら一連の処理は、初期結晶粒形状を半径 1 の円で近似し、結晶粒域内での変形が一様であるとして変形後の結晶粒形状(だ円)を求めることに相当する。変形後の近似だ円の長軸の長さを $2a$ とし、各結晶粒の引張側の主ひずみを次のように定義した。

$$\varepsilon_{\theta 1} = \ln(a) \quad \dots\dots\dots (2)$$

以下ではこの主ひずみ $\varepsilon_{\theta 1}$ を、個々の結晶粒の変形量を代表する値として用いる。

また、結晶粒界図と三次元的な表面あれ形状とを組み合わせることによって、測定領域全体の中心面(最小二乗面)として求められる見かけ上の試験片表面と各結晶粒域内の中心面とのなす角 ϕ_θ (図 2)、および各結

Fig. 2 Angle ϕ_θ between standard planes of measuring area and grain's surface. This angle denotes the inclination of the grain in normal direction to the specimen surface.

晶粒域内における中心面からの平均粗さ R_{ag} を求め、各結晶粒の面法線方向の回転や結晶粒域内の表面あれについても検討を加えた。

3. 実験結果と考察

3.1 試験片全体の変形 まず最初に、板厚 t_0 が 4 mm および 2.5 mm の試験片について、くびれ発生時と破断時の様子を図 3 および図 4 に示す。 $t_0=4$ mm の試験片では拡散くびれが明りょうに認められ、試験片中央部において引張軸に対して垂直に破断している。一方、 $t_0=2.5$ mm の試験片では、拡散くびれ発生の後、荷重方向に対して傾いた方向に板厚程度の幅を持つ局所くびれが発生しており、最終的にこの局所くびれに沿って破断が生じている。これらの破断形態の違いは、前者が平面ひずみ条件下に近い状態、後者が平面応力条件下に近い状態で変形していることを示している。いずれの試験片においても、拡散くびれの領域内では表面あれの凹凸が荷重方向に伸びている様

Fig. 3 Necking feature and fracture shape of the specimen with initial thickness $t_0=4$ mm.

Fig. 4 Necking feature and fracture shape of the specimen with initial thickness $t_0=2.5$ mm.

子が明りょうに観察される。なお、この破断箇所は、後述する三次元表面あれ形状や結晶粒変形の測定領域外であった。

3.2 表面粗さの変化 板厚の異なる 2 種類の試験片について、負荷ひずみ ϵ に対する算術平均粗さ R_a の変化を図 5 に示す。表面粗さには試験片の板厚による差がほとんどなく、負荷ひずみが 0.3 程度までは直線的に増加している^{(4)~(6)(13)(14)}。しかしながら、負荷ひずみが 0.3 を越えると粗さ増分が大きくなり、粗さと負荷ひずみの比例関係が失われる。いずれの試験片においても負荷ひずみが 0.3 を越えたあたりから拡散くびれが認められるようになることから、くびれの発生によって測定領域(試験片中央部)に変形が集中し、結果として負荷ひずみに対する粗さ増分が大きくなったものと考えられる。

3.3 表面あれ形状の変化 初期板厚 $t_0=4$ mm および 2.5 mm の試験片について、負荷ひずみに伴う三次元的な表面あれ形状の変化を図 6 および図 7 に示す。ここでは表面あれの最大値と最小値を八等分して等高線表示しており、図中の太線は結晶粒界を表している。いずれの試験片においても、表面あれは負荷ひずみの増加に伴って成長し、凹凸の高低差が増大する。しかしながら、それらの凹凸の結晶粒に対する相対的な位置関係は、変形が進行してもほとんど変わらない。すなわち、表面あれ形状の山頂の多くは結晶粒界に比較的近い部分にあり、それらの山頂と結晶粒界の位置関係は、負荷ひずみが増加してもほとんど変化しないことがわかる。このことは、ここで観察される表面あれの凹凸が、結晶粒単位の変形の不均一と密接に関係しており、主として数個の結晶粒の傾きによって形成されていることを示している。表面あれ形状の山脈は、結晶粒界に沿うように位置しており、負荷ひずみの増加に伴って荷重方向に長く伸びていく様子が観察される。この表面あれ形状の変化は、3.4 節で述

Fig. 5 Change in arithmetic average roughness R_a with applied strain ϵ .

べるように個々の結晶粒が引張りの進行に伴って荷重方向に長く伸びるように変形することと対応している。

さらに変形が進行してくびれが成長すると、表面形状の高低差が著しく増大するために表面粗さ計の測定範囲を越えて表面あれ形状測定が不可能になった。しかしながら荷重方向に伸びる表面あれの山脈が図3, 4に見られるような拡散くびれ部分に現れる荷重方向のしわに発展することが観察によって確認されている。

3・4 結晶粒の変形(自由表面内) ここでは、2・3節で述べた手法を用い、単軸引張りの進行に伴う個々の結晶粒の引張側の主ひずみ ε_{g1} の変化を調べることによって、多結晶金属を構成する各結晶粒の自由表面内における変形挙動について検討を加える。

まず、負荷ひずみ ε に伴う各結晶粒の主ひずみ ε_{g1} の平均値(Ave.)および標準偏差(Std.)の変化を図8に示す。また、各ひずみ段階における主ひずみ ε_{g1} の分布を図9に示す。主ひずみ ε_{g1} の平均値は負荷ひずみにほぼ比例して増加しており、 ε_{g1} の結晶粒ごとの分布も、平均値あたりを極大としたなだらかな形状となっている。一方、負荷ひずみに伴って ε_{g1} の標準偏差

も増加しており、その分布の幅も徐々に広がる傾向を示している。これらの結果から、各結晶粒の自由表面内における変形は、全体的には負荷ひずみに伴って進行するが、結晶粒ごとの変形量の差も負荷ひずみとともに増大することがわかる。板厚 $t_0=4$ mm と 2.5 mm の試験片を比較すると、 ε_{g1} の平均値はほぼ等しいが、標準偏差は負荷ひずみ ε が 0.3 程度以上では板厚 2.5 mm の誘験片のほうが大きく、特にくびれ発生後(図9の□印)において分布形態がさらに広がっている。このことは、局所くびれが発生するような薄い板材では、結晶粒ごとの変形量にさらに大きな差が生じることを示唆している。これらの点をさらに明確に示すために、個々の結晶粒の主ひずみの変化を図10に示す。いずれの結晶粒の主ひずみも負荷ひずみに伴って増加しているが、その増加割合は結晶粒ごとに大きく異なっており、特に $t_0=2.5$ mm の試験片では、負荷ひずみが 0.3 を越えたあたりから結晶粒ごとの変形の差が増大することがわかる。また、各結晶粒の主ひずみ増分は変形中において必ずしも一様ではなく、同じ結晶粒でも各ひずみ負荷段階において変形の程度が異なっている。各結晶粒の負荷ひずみに対する変形の

Fig. 6 Change in three-dimensional shape of roughened surface during uniaxial tension. (Initial thickness of the specimen $t_0=4$ mm. Thick line in the figure denotes grain boundary.)

Fig. 7 Change in three-dimensional shape of roughened surface during uniaxial tension. (Initial thickness of the specimen $t_0=2.5$ mm.)

Fig. 8 Average and standard deviation of principal strain of grains ε_{g1} .

(a) $t_0 = 4$ mm

(b) $t_0 = 2.5$ mm

Fig. 9 Changes in distribution of principal strain of grains ε_{g1} with applied strain ε .

程度は、粒界滑りが無視できる場合には、主として結晶学的方位の差異や隣接結晶粒との相互関係に影響されると考えられるので、全体的な傾向としては、初期のひずみ負荷に対して変形が大きい(小さい)結晶粒はその後の変形も大きくなる(小さくなる)と予想される。したがって、このように任意のひずみ負荷段階で変形状態がそれまでと大きく異なる場合には、主すべり系の変化や隣接結晶粒との位置関係に大きな変化が生じている可能性が考えられるが、これについては今後、結晶方位との関係も併せて検討する必要がある。

負荷ひずみに伴う主ひずみ ε_{g1} の分布を $t_0 = 4$ mm および $t_0 = 2.5$ mm の試験片に対してそれぞれ図 11 および図 12 に示す。図中では結晶粒のひずみを八段階に分けて表示しており、個々の結晶粒の位置と主ひずみとを対応させて観察することができる。板厚によるひずみ分布の様子を比較すると、板厚 $t_0 = 4$ mm の場合にはひずみの大きい結晶粒が測定領域内に散在しているのに対して、板厚 $t_0 = 2.5$ mm の場合にはひずみの大きい結晶粒が図中右側に集中している様子がみられる。3・1 節で述べたように破断箇所は測定領域外であるため破断形態と結晶粒変形との直接的な比較はできないが、このような傾向は、板厚に起因する巨視的変形状態の差異が結晶粒単位の変形にも影響する可能性を示唆しており、結果的に図 4 に見られるようにくびれが狭い領域に集中する一因であると考えられる。詳細に観察すると結晶粒界を共有する隣接した 2~3 個の結晶粒がほぼ同程度のひずみ量を示している箇所がいくつか存在する。このような傾向は、負荷ひずみに対して隣接する結晶粒が相互の変形に対して影響を及ぼし合っていることを示唆していると考えられる。

3・5 結晶粒の変形(試験片表面法線方向) 表面

Fig. 10 Changes in principal strain ε_{g1} of each grain with applied strain ε .

あれは結晶粒の回転や結晶粒内部での不均一変形によって形成されていることが指摘されている⁽²⁾⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽¹³⁾。この点に関連して、各結晶粒の表面法線方向の傾きの変化を調べた。図 2 で示した試料表面と結晶粒域内の中心面とのなす角度 ϕ_g について、負荷ひずみに伴う全結晶粒での平均値および標準偏差の変化を図 13 に示す。 ϕ_g の平均値と標準偏差がともに負荷ひずみに伴って増加していることは、試料法線方向の傾きは結晶粒ごとに異なるものの、全体的には負荷ひずみに伴ってほぼ単調に傾きを増すことを示している。すなわち 3・3 節で述べたように、これらの結晶粒の傾きが表面あれ形状を主として形成していることを考慮すると、この結果は、負荷ひずみが増加すると表面あれ形状はその高低差を増すが、表面あれ形状と結晶粒の相対的な位置関係は変化しないという観察結果と対応している。なお図中には、単軸圧縮時の結果⁽¹⁵⁾も同時に示しているが、単軸引張りにおける結晶粒の傾き角は、負荷ひずみの絶対値が等しい場合、単軸圧縮より若干小さいことがわかる。

以上得られた平均的な結晶粒の傾き角の結果をもとに、表面あれ形状の特性をジグザグ形状と正弦波形状の簡単なモデルを用いて調べた。これらのモデルで

Fig. 11 Distribution map of principal strain of grain ε_{g1} . (Initial thickness of specimen $t_0=4$ mm.)

Fig. 12 Distribution map of principal strain of grain ε_{g1} . (Initial thickness of specimen $t_0=2.5$ mm.)

は、表面あれの凹凸は主に結晶粒ごとの傾きに起因し、結晶粒径および結晶粒ごとの傾きが等しいと仮定しており、ジグザグ形状は単純に結晶粒の傾きのみで表面あれ形状が形成される場合、正弦波形状はさらに結晶粒域内部でも変形が生じることによって表面あれの振幅が若干減少した場合に対応している。各モデルにおいて一波長における頂点と谷底の間の距離を d とすると、算術平均粗さ R_a は式(1)により次のように求められる。

Fig. 13 Change in average and standard deviation of inclination angle ϕ_g of grains.

Fig. 14 Simple models of surface roughness with regard to the inclination of grains.

Fig. 15 Change in mean value of average roughness R_{ag} of grains.

$$\text{Zigzag: } R_a = d \sin \phi_g / 4 \quad \cdots \cdots (3)$$

$$\text{Sinusoidal: } R_a = d \sin \phi_g / \pi \quad \cdots \cdots (4)$$

例えば $t_0 = 4 \text{ mm}$ の試験片において負荷ひずみ $\varepsilon = 0.3$ の場合、図 13 より ϕ_g の平均値は約 3.2° であり、図 5 より算術平均粗さは約 $12 \mu\text{m}$ であるから、式 (3) および (4) から d を逆算すると約 $860 \mu\text{m}$ (ジグザグ) および約 $675 \mu\text{m}$ (正弦波) となる。一方、この試験片の平均結晶粒径は約 $230 \mu\text{m}$ であったので、 d は平均結晶粒径の約 3.7 倍 (ジグザグ) および約 2.9 倍 (正弦波) となる。このような単純なモデルの妥当性については検討する必要があるものの、結晶粒の傾きに起因する表面粗さ成分の半波長が平均的には結晶粒 3~4 個で形成されるという結果は、図 6, 7 における三次元表面あれ形状の観察結果ともおおよそ一致しており、表面あれの構造を理解する上で重要な知見であると考えられる。

結晶粒域内での微小な表面あれに関して、各結晶粒の中心面から求めた平均粗さ R_{ag} の負荷ひずみに伴う変化を図 15 に示す。 R_{ag} の平均値は負荷ひずみに伴って増加しており、結晶粒域内での微小な表面あれも負荷ひずみに伴って成長することを示している。その大きさは図 5 で示した算術平均粗さの約 1/3 と小さいが、これらのことは、結晶粒が試験片表面に対して傾くとともに結晶粒内部でも変形が生じることによって、表面あれが成長することを示している。

4. 結 言

単軸引張塑性変形に伴う純鉄の自由表面あれ形状を測定するとともに、負荷ひずみに伴う個々の結晶粒の変形、およびそれらと表面あれの関係を調べた。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) 表面粗さは負荷ひずみにほぼ比例して増加する。拡散くびれの発生後は、負荷ひずみに対する粗さ増分が大きくなる。

(2) 負荷ひずみの増加に伴い、表面あれの凹凸の高低差は増大するが、それらの凹凸の結晶粒に対する相対的な位置関係はほとんど変化しない。すなわち、表面あれの凹凸は結晶粒の相対的な表面法線方向の回転と変形に関連して形成されている。単軸引張りによる結晶粒の変形に伴い、表面あれの凹凸は引張軸方向に長く伸びていく。

(3) 引張変形に伴って、各結晶粒の変形量のバラツキも増大する。また、初期板厚が 4 mm と 2.5 mm の試験片を比較すると、板厚の薄いほうが結晶粒ごと

の変形の差が大きい。

(4) 各結晶粒の試料表面法線方向の傾き角の平均値と標準偏差は、負荷ひずみに対してほぼ単調に増加する。この結晶粒ごとの傾きが表面あれ成長の要因となっており、結晶粒約 3~4 個で粗さ曲線の半波長を形成すると推定される。一方、結晶粒域内の微小な凹凸も同様に負荷ひずみに伴って増加するが、その大きさは全体的な表面粗さの 1/3 程度と小さい。

文 献

- (1) 春日保男・山口勝美・加藤勝人, 塑性加工における工具面, 材料面間の摩擦および潤滑 (第 3 報, 結晶粒度の影響), 機論 (第 3 部), **33**-252 (1967), 1309-1313.
- (2) 大矢根守哉・小坂田宏造, 圧縮加工における潤滑と表面状態について (第 2 報, 実験的研究), 機論 (第 3 部), **35**-271 (1969), 673-678.
- (3) 小林徳夫・石垣秀生, プレス成形におけるはだ荒れ成長挙動および変形限界, 塑性と加工, **15**-158 (1974), 197-205.
- (4) 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.
- (5) 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 (第 3 部), **36**-286 (1970), 1017-1021.
- (6) 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.
- (7) 河合望・中村保・鶴飼雄治郎, 塑性変形に伴う多結晶金属板の表面構造変化 (三次元的幾何形状に及ぼすひずみ経路の影響), 機論, **51**-468, C (1985), 2100-2107.
- (8) 日本工業規格, 表面粗さ一定義及び表示一, JIS-B0601-1994.
- (9) 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 (第 1 部), **34**-261 (1968), 842-849.
- (10) Dai, Y. Z. and Chiang, F. P., On the Mechanism of Plastic Dcformation Induced Surface Roughness, *Trans. ASME*, **114** (1992), 432-438.
- (11) Hayashi, I., Yamazaki, K. and Yamada, N., Study on Inhomogeneous Deformation in the Grains of Polycrystalline α -Iron—Measurement of Plastic Strain in the Grains by the Grid Line Technique—, *Proc. 18th Jap. Cong. Mat. Res.*, (1975), 8-13.
- (12) 西谷弘信・福田孝之・藤村顕世, 等方性炭素鋼平滑材の静的変形における局所的ひずみと巨視的ひずみの関係, 機論, **61**-583, A (1995), 600-606.
- (13) 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.
- (14) 清水一郎・寺井寛明・納所孝至, 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, 機論, **64**-620, A (1998), 1043-1051.
- (15) 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.
- (16) 清水一郎・阿部武治, 塑性変形に伴う多結晶鉄の自由表面あれとフラクタル次元, 機論, **59**-558, A (1993), 367-374.