

論 文

UDC 669.1-172 : 539.4.019.1 : 539.4.011

単純せん断による鉄単結晶の塑性変形*

松 田 明 教**

Plastic Deformation of Iron Single Crystals under Simple Shear

Akinori MATSUDA

Synopsis:

Observations were made on the plastic deformation of iron single crystals subjected to the simple shear on the single and multiple slip systems to examine the work hardening behavior. When the applied shear stress was matched to the single slip systems, the easy glide in stage I was clearly observed in the stress-strain curves. On the other hand, when the applied shear stress coincided with the multiple glide system, the linear hardening in stage II was clearly recognized from the early stage of deformation.

To examine the work hardening mechanisms, the strain rate-cycling tests were performed on crystals in easy glide and linear hardening regions and the average effective and internal stresses were estimated as a function of strain in these regions.

In the easy glide in stage I, the effective stress is essentially independent of the strain whilst the internal stress increases with strain. The work hardening in stage I resulted from the increased long range internal stress field due to dislocation tangles and cell walls. On the other hand, the work hardening in stage II is caused by the increase in both internal and effective stresses. The ratio of the internal and effective stresses is approximately 2.6. This result suggests that the work hardening in stage II is associated with the long range internal stress field as well as the hardening in stage I.

1. 緒 言

多くの BCC 単結晶において、単一のすべり系のみで変形が起こるような場合には、応力-ひずみ曲線に FCC 単結晶と類似した 3 段階の硬化過程が存在することはよく認められている^{1)~4)}。しかし、BCC 金属の変形応力は、FCC 金属に比較して、著しい温度およびひずみ速度依存性を有しており、これらの依存性はすべり系によつて著しく相違することとも報告されている²⁾。とくに、低温では Schmid 則が成立たないことが明らかにされている⁵⁾⁶⁾。また、変形した結晶内の転位の配列に関して、BCC 金属では変形温度によつて著しく相違していることが報告されている^{7)~9)}。すなわち、3 段階の硬化過程を示すような場合には、転位は変形の初期段階の容易すべり領域では、双極子を含んだ刃状転位が多く観察されており、直線型硬化のステージ II⁸⁾⁹⁾では、これらは 2 次すべり系の転位と密接に関係し、1 次すべり面でのセル構造へと発展していくことが認められている。一方、低温では、転位は変形の初期段階からジョグをともなつた長いらせん転位の一様な配列となつている。

前報¹⁰⁾において、外部応力を結晶のすべり系に一致させた単純せん断試験により、鉄単結晶の塑性変形について調べた結果、応力-ひずみ曲線はせん断面およびせん断方向によつて著しく相違することを認めた。とくに、せん断面を (112) 面に一致させた場合には、FCC 単結晶で報告されているような 3 段階の硬化過程を持つことおよび低温では、(101) および (112) 面とも、応力-ひずみ曲線は放物線型であることを明らかにした。

本報告では結晶方位によつて硬化挙動を異にする試料について、単純せん断によりひずみ速度変換試験を行ない、さらに変形した試料について透過電顕により転位配列の観察を行なつた。そして、これらの結果から鉄単結晶の硬化機構について検討した。

2. 試料および実験方法

もちいた鉄単結晶の組成ならびにひずみ焼鈍法による単結晶の作製法については前報¹⁰⁾で示したとおりである。作成した単結晶の大きさは直径 5 mm、長さ 130 mm 程度である。このうち、実験に適した軸方位の結晶を選び出し、これらの表面をリン酸クロム酸混合液で電解研

* 昭和 52 年 2 月 15 日受付 (Received Feb. 15, 1977)

** (株)豊田中央研究所 工博 (Toyota Central Research and Development Laboratories Inc., 2-12, Hisakata Tenpaku-ku Nogoya 468)

摩したのち、せん断試験に供した。せん断試験に関する詳細な試験方法については前報¹⁰⁾に示した。せん断試験における試料チャック間の間隔は 0.8 mm とし、クロスヘッド速度はおもに 0.05 mm/min とした。公称せん断ひずみ速度は $1.04 \times 10^{-3}\text{ sec}^{-1}$ である。さらに、ひずみ速度変換試験に対してはクロスヘッド速度を 0.05 mm/min から 0.5 mm/min に変化させ、この場合のひずみ速度変換による応力増加 ($\Delta\sigma$) の測定はひずみ速度の急変にともなう応力緩和などの影響をできるだけのごくために、つねに低速から高速に変えた場合について求めた。

電顕観察のための試料作成に対しては、まずせん断変形した面に平行に放電加工機で切出したのち、エメリー紙で注意深く約 0.4 mm の厚さまで落し、さらにこれを電解研磨によつて薄膜とした。もちいた研磨液はリン酸クロム酸混合液である。電子顕微鏡は日本電子製 JEM 150 であり、観察時の加速電圧は 150 kV である。また、傾斜装置も使用した。

3. 実験結果および考察

3.1 応力-ひずみ曲線

外部応力を結晶のすべり系 $(112)[11\bar{1}]$ に一致させた試料における応力-ひずみ曲線を Fig. 1 に示す。300K では降伏応力は約 3.4 kg/mm^2 であり、降伏後試料はゆるやかに硬化する。一方、195K では、降伏後ほとんど加工硬化を起こさない容易すべり領域が存在し、ひずみが約 15% 以上になると、せん断応力はひずみの増加

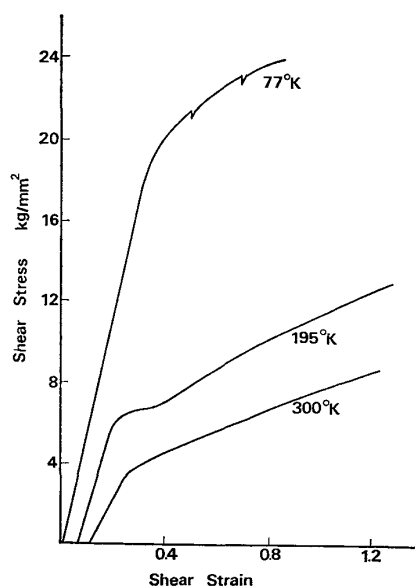


Fig. 1. Shear stress-shear strain curves for iron single crystals deformed by shear in $[11\bar{1}]$ direction on the (112) plane.

とともに急激に増加する直線型硬化が現われる。77K では応力-ひずみ曲線は放物線型となり、変形双晶の発生に起因した荷重降下が加工硬化領域に認められる。

Fig. 2 はすべり系 $(101)[11\bar{1}]$ が活動したときの応力-ひずみ曲線である。この場合の応力-ひずみ曲線はいずれの温度に対しても放物線型に近いものとなっており、すべり系 $(112)[11\bar{1}]$ せん断時の前図の結果と比較すると著しく相違している。また、77K では荷重降下が加工硬化領域にきわめて頻繁に発生するが、これらは室温で約 5% の予ひずみを与えるとまったく認められなくなる。

次に、せん断面をすべり面 (112) にほぼ一致させ、せん断方向を種々に変えた場合の応力-ひずみ曲線を Fig.

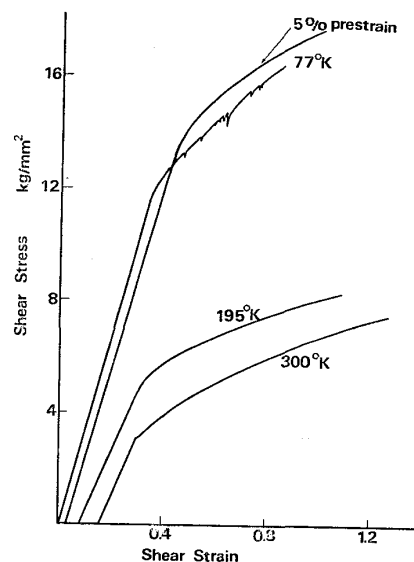


Fig. 2. Shear stress-shear strain curves for iron single crystals deformed by shear in $[11\bar{1}]$ direction on the (101) plane.

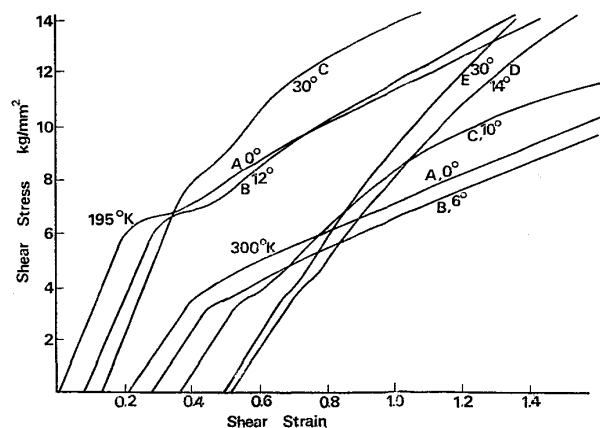


Fig. 3. Shear stress-shear strain curves for iron single crystals deformed by shear on the (112) plane. Angle indicated on the curves denotes the angle of shear direction to slip direction $[11\bar{1}]$.

3に示す。それぞれの曲線に記載した角度はせん断方向とすべり方向とのなす角度を示してある。この結果、せん断方向の変化に対して、降伏応力には大きな相違は認め難いが、応力-ひずみ曲線は著しく異なる。まず 300Kにおいて、せん断方向がすべり方向 $[11\bar{1}]$ に一致した試料、および 6° ずれた試料ではいずれも単一のすべり系のみが優先的に活動するために、加工硬化はもつとも小さい。しかし、せん断方向がすべり方向 $[11\bar{1}]$ から 10° 以上ずれると、応力-ひずみ曲線に大きな変化が現われる。すなわち、約 10° ずれた場合には、降伏後まず硬化の小さい容易すべり領域が存在し、こののちせん断応力はひずみとともに直線状に増加するステージⅡの硬化が現われる。この場合の硬化率は約 $16 \text{ kg/mm}^2/\text{ひずみ}$ である。さらに変形が進み、約 $\gamma \approx 0.5$ 以上になると、直線型硬化から放物線型の硬化(ステージⅢ)に変化する。せん断方向が $[11\bar{1}]$ から 30° はなれた試料でも曲線Cとほぼ同様であるが、容易すべり領域は狭くなり、ステージⅡの直線型硬化の硬化率は増加する。これらせん断方向に対する応力-ひずみ曲線の変化は2次すべり系でのすべりの活動と密接に関係している。すなわち、せん断方向が $[11\bar{1}]$ からはなれるにつれて、1次すべり系(112) $[11\bar{1}]$ での応力成分(K_p)は小さくなり、同時に2次すべり系での応力成分(K_s)は増加することに起因している。とくに、せん断方向が $[11\bar{1}]$ から約 30° ずれた試料では、外部応力を1次すべり系(112) $[11\bar{1}]$ および2次すべり系に相当する(101) $[11\bar{1}]$ の2つのすべり系にそれぞれ分解すると、両者の応力成分はほぼ等しくなる。このような場合、試料は外部応力に対して等価な2つのすべり系が同時に働く多重すべり系に一致した結晶方位となつている¹¹⁾。一方、195Kの場合では、せん断方向が $[11\bar{1}]$ あるいは 12° はなれた試料においてとくに顕著な3段階硬化が認められる。しかし、せん断方向が $[11\bar{1}]$ から 30° ずれると、ステージⅠの容易すべりはほとんど認められず、硬化過程を明確に区別することは困難となる。

3.2 変形応力に対するひずみ速度の影響

前述したように、せん断面を(112)面とした場合には、せん断方向が $[11\bar{1}]$ である単一すべり系の試料と約 30° ずれた多重すべり系の試料とでは硬化挙動に著しい相違が存在する。そこでとくに、せん断面を(112)面とし、せん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致した場合と、 $[11\bar{1}]$ から 30° ずれた試料について、単純せん断によるひずみ速度変換試験を行ない両者の著しく異なる硬化挙動についての検討を行なった。

Fig. 4 はひずみ速度変換試験から求めた応力増加($\Delta\tau$)

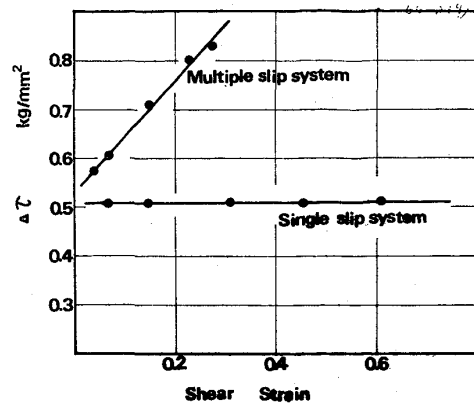


Fig. 4. Variation of stress increment ($\Delta\tau$) with shear strain in the strain-rate change test. shearing plane: (112), shearing direction: $[11\bar{1}]$ (single slip system), 30° from $[11\bar{1}]$ (multiple slip system), shearing temperature: 300K

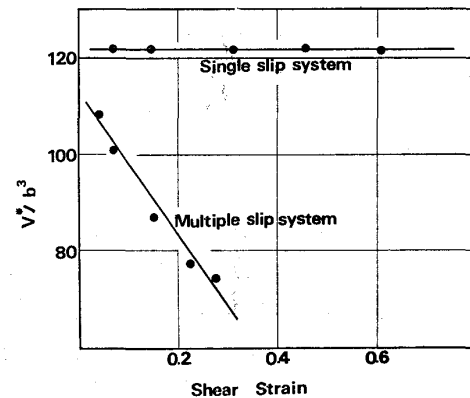


Fig. 5. Variation of activation volume (V^*) with shear strain. b : Burgers vector

をひずみに対して示したものである。単一のすべり系が活動する試料では、 $\Delta\tau$ はひずみに対してほぼ一定であるが、多重すべり系の試料では $\Delta\tau$ はひずみとともに増加する傾向にある。

また、転位の活性化体積 v は

$$v = kT \left(\frac{\Delta \ln \dot{\gamma}}{\Delta \tau} \right)_T \quad \dots \dots \dots (1)$$

によつて与えられる⁵⁾¹²⁾。ここで $\dot{\gamma}$ はひずみ速度、 T は絶対温度、 k はボルツマン定数である。Fig. 4 の結果をもとにして式(1)を用いて求めた活性化体積を Fig. 5 に示す。単一すべり系の試料では活性化体積はひずみに対して一定であるが、多重すべり系では低下する傾向にある。SPITZIG ら¹²⁾も鉄単結晶について、単一すべり系のみが活動する容易すべり領域では $\Delta\tau$ はひずみに対して一定であるが、直線型硬化領域では $\Delta\tau$ は増加し、活性化体積は減少することを認めている。このような多重すべり系試料における直線型硬化領域での活性化体積の

減少は変形中における可動転位の減少を意味するものである。しかし、ARSENAULT ら¹³⁾は 448K で単一すべり系で変形した Ta 単結晶で 3 段階の硬化過程を認め、この場合の直線型硬化領域 (ステージ II) での活性化体積はひずみとともに増加するとしており、本実験の結果とまったく逆の結果を報告している。このような Fe と Ta の両結晶における相違は明らかではない。

一方、ひずみ速度変換試験から得られる変形応力のひずみ速度依存性を示す m 値は次式で与えられる。

$$m = \frac{\Delta \ln \dot{\gamma}}{\Delta \ln \tau} \dots\dots\dots (2)$$

Fig. 6 は単一および多重すべり系における m 値をひずみに対して示したものである。この結果、双方とも m 値はせん断ひずみに対して直線的に増加するが、多重すべり系における m 値は単一すべり系におけるそれよりも大きくかつひずみに対する変化も著しい。SPITZIG ら¹²⁾も

種々の結晶方位の鉄単結晶について m 値を測定し、急激な加工硬化が起こる領域では m 値は大きくなることを認めており、本実験の結果とほぼ一致している。

また、JOHNSTON および STEIN¹⁴⁾の結果によれば、ひ

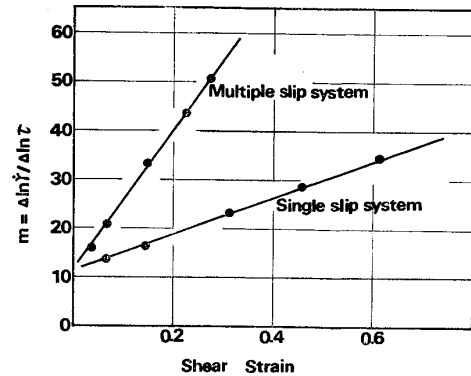


Fig. 6. Variation of strain-rate sensitivity exponent (m) with shear strain.

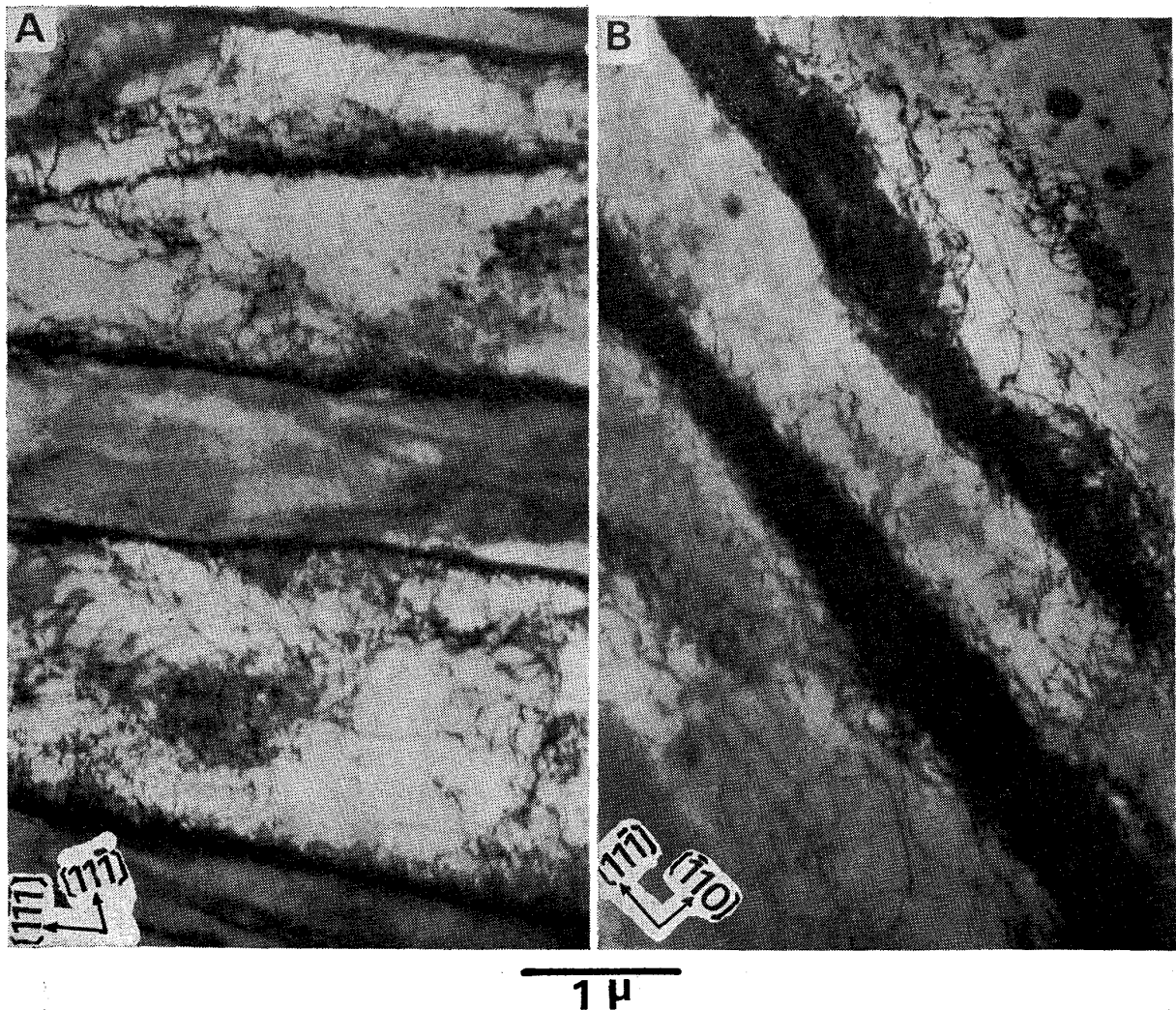


Photo. 1. Dislocation structures in iron single crystal deformed by shear on the (101) and (112) planes at 300K.
(A) (101) plane, $\gamma=0.86$, (B) (112) plane, $\gamma=0.93$

ずみ速度変換試験から求めた m と転位の易動度をエッチピット法で直接測定して求めた転位速度の応力依存性を示す m^* 値との間には

$$m^* = \frac{\Delta \ln \dot{\gamma}}{\Delta \ln \tau^*} = \left(\frac{\Delta \ln \dot{\gamma}}{\Delta \ln \tau} \right)_{\tau=0} \dots\dots\dots (3)$$

の関係が成立つ。

ここで τ^* は転位の運動に対する有効応力である。しかし、Mo 結晶では m と m^* とはかならずしも一致せず、 m は m^* よりも大きいとする報告もある¹⁵⁾。さらに、 m^* は温度に対して著しく変化し、かつ SPITZIG ら¹²⁾の結果によると、300K では結晶方位によつて変わらないが、低温では結晶方位にも著しく依存するとしている。Fig. 6 の結果から、 m 値を $\gamma=0$ まで外挿して m^* を求めると、単一および多重すべり系とも約 $m^*=12$ となり、結晶方位の相違にもとづく変化は認められない。

3.3 せん断変形した試料の電顕観察

せん断面 (101) および (112) で変形した試料の電顕観察結果をそれぞれ Photo. 1(A) および Photo. 1(B) に示す。せん断面によつて応力-ひずみ曲線が著しく相違することは前述したとおりであるが、これらの写真から明らかなように、双方とも通常の引張変形した試料で報告^{7)~9)}されているものと同様に転位は不均一に分布しており、セル構造を形成していることがわかる。また、この場合のセル壁の方向はほぼ $\langle 111 \rangle$ 方向に平行である。この結果、鉄単結晶の室温近傍における変形で形成される内部構造は転位の不均一分布によるセル構造であり、したがつてこの場合の硬化機構はこのセル構造の形成に密接に関係しているものと考えられる。

一方、Photo. 2 は (101) 面に沿つて 77K でせん断変形した試料の観察結果である。転位の配列状態としてはバーガースベクトル $[11\bar{1}]$ および $[1\bar{1}1]$ を持つラセン転位が一様に分布しており、この場合においてもすでに報告されている結果^{7)~9)}とまったく同様な転位構造を示している。また、Photo. 2 (B) (記号 a) に示したように、2 次すべり系の転位の存在も認めることができる。これらの転位は 1 次すべり系の転位の運動に対する障害となり、これら転位間の交叉過程に起因する硬化も起こり得ることを示唆するものである。事実、バーガースベクトル $[1\bar{1}1]$ を持つ 1 次すべり系のラセン転位にはこれらの転位の交叉によつて生じたと考えられるジョグ (記号 j) も存在する。また、SPITZIG ら¹⁶⁾は低温で変形した鉄単結晶について転位の構造を詳細に調べ、ラセン転位間の相互作用が加工硬化にもつとも密接に関係した因子であるとしている。さらに、TAKEUCHI¹⁷⁾ も低温における放物線型硬化に対して、ラセン転位間の弾性相互

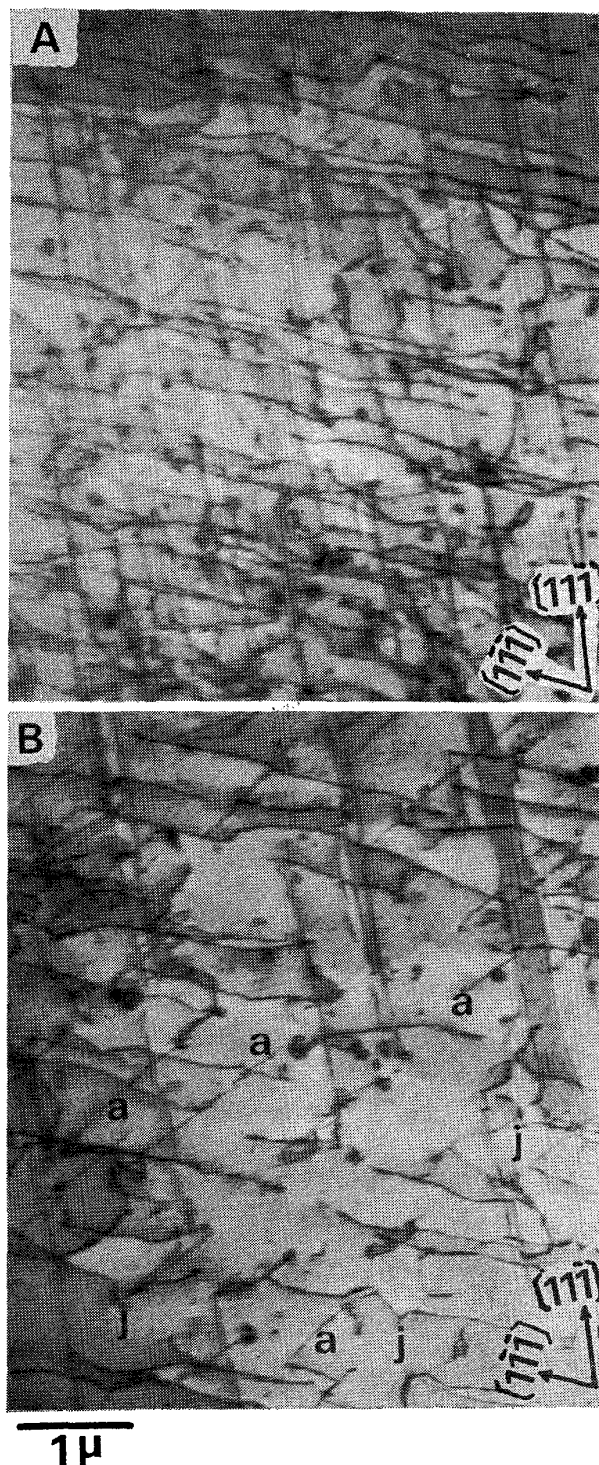


Photo. 2. Dislocation structures in iron single crystals deformed by shear on the (101) plane at 77K, $\gamma=0.78$.

作用が斥力型かあるいは引力型であるかによつて転位の増殖および消滅が起こるものとし、加工硬化率はこの転位の増殖と消滅とのかね合いで決定できるとした低温型の加工硬化理論を提唱している。また、著者も前報¹⁸⁾において、ラセン転位が一様に分布する試料について、これらのラセン転位間の平均間隔を測定し、せん断応力と

ラセン転位間の平均間隔の逆数との間には直線関係が成立つことを認めた。とくに、変形応力はラセン転位間の間隔にきわめて敏感に依存することを報告し、低温における硬化挙動はラセン転位の相互作用が密接に関係していることを指摘した。そこで本報告では以下に室温近傍において形成されるセル構造に起因する硬化機構について述べる。

3.4 セル構造に起因した硬化機構

BCC金属における3段階の硬化過程は単一のすべり系が活動する結晶方位に対して顕著に認められている。そしてこの場合の内部構造としては1次すべり面にセル構造が形成されており、硬化はこのセル構造に起因した内部応力に依存するものと思われる。また、直線型硬化は2次すべり系での転位の運動とその増殖機構に密接に関係しているものである。

いま外部応力 τ_A を内部応力 τ_i と有効応力 τ^* とに分けて

$$\tau_A = \tau_i + \tau^* \dots \dots \dots (4)$$

とすると、MICHALAK¹⁹によれば、有効応力 τ^* は

$$\tau^* = \Delta\tau / [(\dot{\gamma}_2/\dot{\gamma}_1)^{1/m^*} - 1] \dots \dots \dots (5)$$

内部応力 τ_i に対しては

$$\tau_i = \tau_A - \Delta\tau / [(\dot{\gamma}_2/\dot{\gamma}_1)^{1/m^*} - 1] \dots \dots \dots (6)$$

でそれぞれ与えられる。ここで $\dot{\gamma}_1$ および $\dot{\gamma}_2$ はひずみ速度であり、本実験ではそれぞれ $1.04 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ および $1.04 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ である。

式(5)および(6)式をもちいて、単一すべりおよび多重すべり系が活動した場合のひずみに対する τ_i および τ^* の変化を求めた。この結果を Fig. 7 および Fig. 8 に示す。まず、せん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致し、単一のすべり系のみが優先的に活動する場合では Fig. 7 から明らかなように、有効応力 τ^* のひずみに対する変化はまったく認められず、単一すべり系における容易すべり領域での加工硬化は内部応力 τ_i の増加にのみ依存していることがわかる。この内部応力は変形中に形成される転位のからみ合いあるいはセル壁によつて発生する長範囲な応力によるものと考えられる。

一方、せん断方向が $[11\bar{1}]$ から約 30° ずれた試料における場合には Fig. 8 の結果から、多重すべり系での直線型硬化は内部応力 τ_i および有効応力 τ^* の双方の増加に起因していることがわかる。有効応力は SEEGER²⁰) によつて提案されているような転位の交叉過程にもとづく短範囲の応力によつて決定されるものであり、直線型硬化領域での有効応力の増加は転位の交叉に起因する硬化も存在することを意味するものである。しかし、ひずみの増加にともなう内部応力 τ_i および有効応力 τ^* の

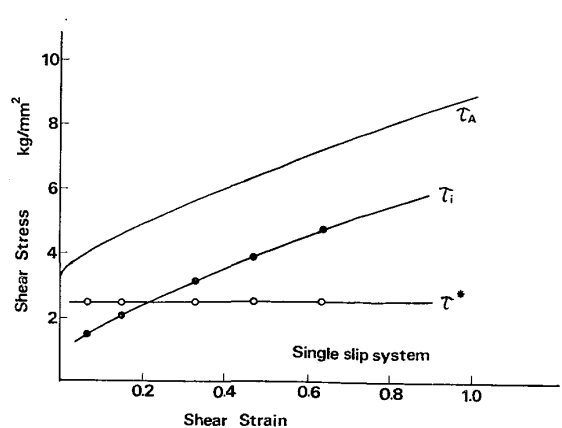


Fig. 7. Variation of applied stress (τ_A), internal stress (τ_i) and effective stress (τ^*) with shear strain during deformation by single slip system.

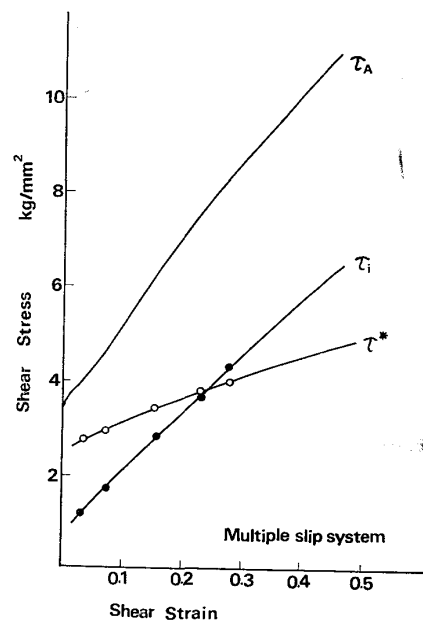


Fig. 8. Variation of applied stress (τ_A), internal stress (τ_i) and effective stress (τ^*) with shear strain during deformation by multiple slip system.

増加量をそれぞれ求めると、内部応力 τ_i では 12.6 kg/mm^2 、有効応力 τ^* では 4.8 kg/mm^2 と計算され、両者の比は $\tau_i/\tau^* = 2.6$ であり、多重すべり系での直線型硬化の主因は内部応力の増加に起因するものと考えられる。事実、多重すべり系が活動する場合の直線型硬化域での電顕観察の結果を Photo. 3 に示したが、この場合においても試料の内部構造としては、Photo. 1 に示した単一すべり系が活動する場合と同様に、セル構造の形成がその主体をなすものである。この結果から、直線型硬化に対しても、容易すべり領域の場合と同様に、セル構造の形成に起因した長範囲な内部応力が硬化の主因をなすものと考えられる。

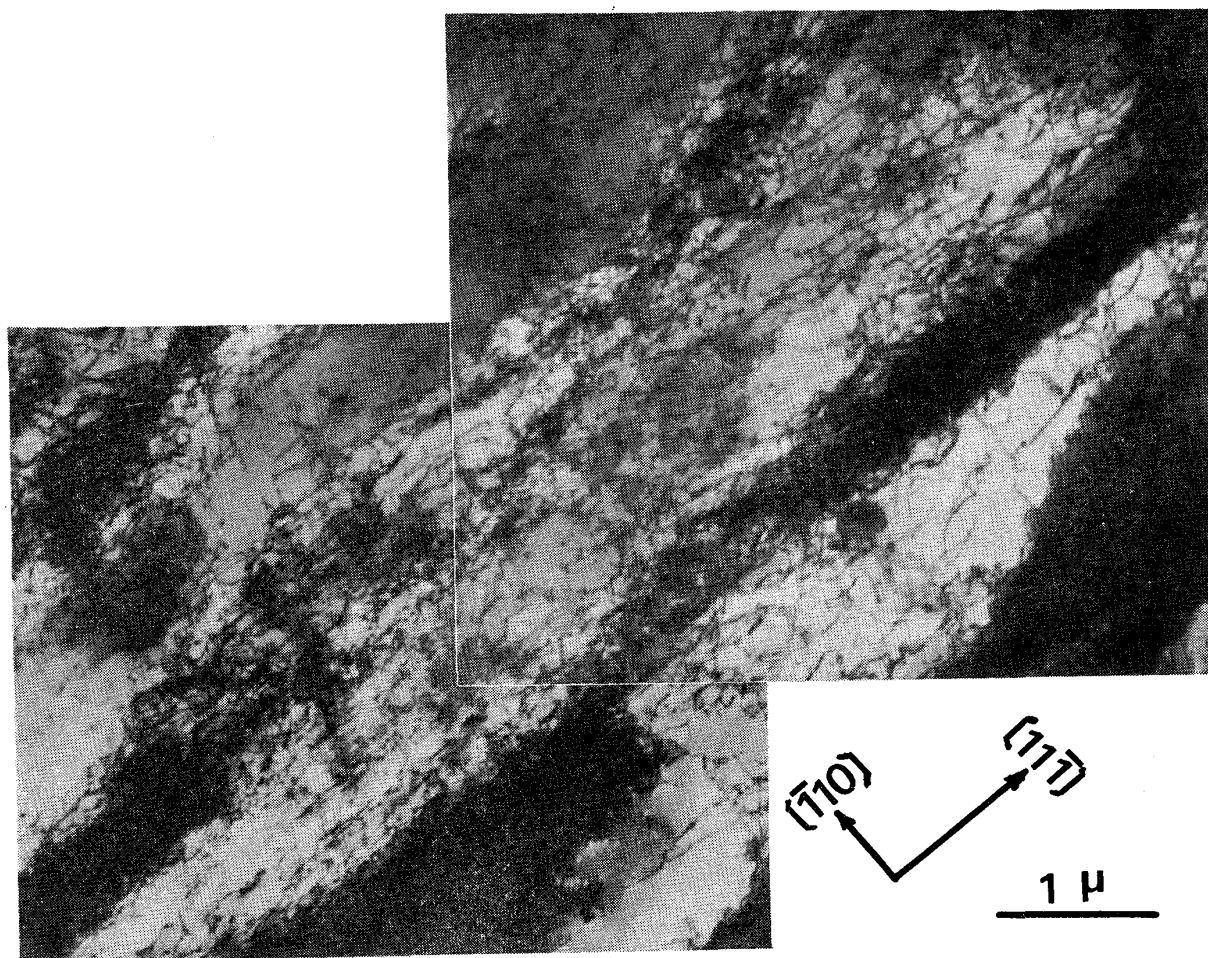


Photo. 3. Dislocation structure in iron single crystal deformed by shear on the multiple slip systems on (112) plane. $\gamma=0.52$, 300K.

この内部応力の原因として、セル境界への転位の推積モデルにもとづいた HIRSCH および MITCHELL²¹⁾の硬化理論を適用すると、ステージⅡの直線型硬化率 θ_{II} は

$$\theta_{II} = \frac{G}{3\pi} \left(\frac{\rho_s}{\rho_p} \right) \left(\frac{R}{D} \right) \dots\dots\dots (7)$$

となる。ここで ρ_p および ρ_s はそれぞれ 1 次および 2 次すべり系における転位密度、 G は剛性率、 R はセル壁障害物に起因する転位の応力場の有効半径、 D は障害物間の平均距離である。 (R/D) はセル境界に推積した転位の応力場に依存する量である。BCC 金属では交叉すべりを容易に起こしやすいために、 (R/D) は FCC 金属に比べて小さいと考えられ、鉄単結晶に対する KEH⁸⁾の結果によると、 $R/D=1/29$ であるとしている。したがって、式(7)は

$$\theta_{II} = \frac{G}{270} \left(\frac{\rho_s}{\rho_p} \right) \dots\dots\dots (8)$$

となる。ステージⅡの硬化率は 1 次すべり系と 2 次すべり系の転位密度に依存する結果となる。

一方、ステージⅡの硬化率は Fig. 3 に示したように

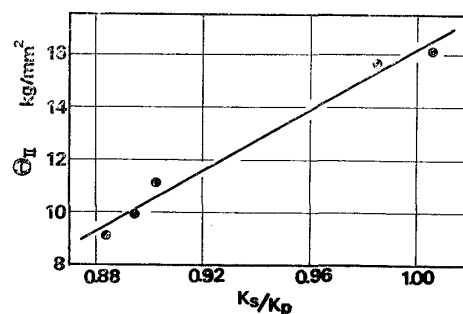


Fig. 9. Relation between work hardening rate in stage II, θ_{II} , and the ratio of primary and secondary stress component.

せん断方向がすべり方向 $[11\bar{1}]$ からはなれるにしたがつて増加する。これは前述したように、外部応力に対する 1 次すべり系 (K_p) および 2 次すべり系 (K_s) の応力成分に関係している。そこで、 K_s/K_p に対するステージⅡの硬化率の変化を求めてみた。この結果を Fig. 9 に示す。両者は直線関係にあり、鉄の場合の剛性率 $G_{\langle 111 \rangle} \approx 6.2 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$ を用いると、

$$\theta_I = \frac{G}{115} \left(\frac{K_s}{K_p} \right) \dots\dots\dots (9)$$

となる。また、せん断方向が $[11\bar{1}]$ 方向からはなれるにつれてセル構造が形成されやすいことから¹⁸⁾、 $K_s/K_p \approx \rho_s/\rho_p$ が成立つと考えると、式(9)は

$$\theta_I = \frac{G}{115} \left(\frac{\rho_s}{\rho_p} \right) \dots\dots\dots (10)$$

となり、式(8)とほぼ一致する。この結果はステージⅡの直線型硬化は HIRSCH および MITCHELL によつて提出されたセル境界への転位の推積モデルにもとづく内部応力によつて説明できることを示唆するものである。

4. 結 言

単純せん断変形した鉄単結晶の応力-ひずみ曲線は試験温度、せん断面および方向によつて著しく異なる。そこで本報告では、とくに単一および多重すべり系がそれぞれ活動する試料について、単純せん断によるひずみ速度変換試験から内部応力および有効応力を求め、さらに変形した試料について透過電顕により転位構造を観察し、これらの結果から鉄単結晶の硬化機構について検討した。

おもな結果を要約すると次のようになる。

(1) 外部応力がすべり系に一致した単一すべり系が活動する試料では、応力-ひずみ曲線にかなりの変形量まで容易すべり領域が存在するが、せん断方向がすべり方向からずれた多重すべり系が活動する試料では、降伏後ただちに著しい硬化を示す直線型硬化が認められる。

(2) ひずみ速度変換試験から求めた応力増加 $\Delta\tau$ は結晶方位によつて著しく相違する。単一すべり系が活動する試料の場合にはひずみに対して $\Delta\tau$ は一定であるが、多重すべり系が活動する試料の場合にはひずみとともに $\Delta\tau$ が増加する。また、活性化体積も単一すべり系の試料では一定であるが、多重すべり系の試料では減少する。

(3) 単一すべり系の試料では、ひずみに対する有効応力、 τ^* の変化はまったく認められず、単一すべり系での容易すべりの硬化は内部応力、 τ_i の増加にのみ依存する。

一方、多重すべり系での直線型硬化は内部応力、 τ_i および有効応力 τ^* の双方の増加によつて起こる。し

かし、この場合のひずみに対する両応力の増加量の比は $\tau_i/\tau^* = 2.6$ であり、直線型硬化はセル構造に起因した長範囲の内部応力がその主因となつている。

(5) また、この直線型硬化は HIRSCH および MITCHELL によつて提唱されたセル境界への転位の推積モデルにもとづく硬化理論によつて説明できることを示唆した。

最後に、本研究について有益な御教示をいただいた豊田中央研究所中島耕一博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) A. S. KEH: Phil. Mag., 12 (1965), p. 9
- 2) W. A. SPITZIG and A. S. KEH: Acta Met., 18 (1970), p. 611
- 3) T. E. MITCHELL, R. A. FOXALL, and P. B. HIRSCH: Phil. Mag., 8 (1963), p. 1895
- 4) G. TAYLOR and J. W. CHRISTIAN: Phil. Mag., 15 (1967), p. 873
- 5) J. W. CHRISTIAN: Second Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, ASM., (1970), p. 31
- 6) S. TAKEUCHI, E. FURUBAYASHI, and T. TAOKA: Acta Met., 15 (1967), p. 1179
- 7) S. IKEDA: J. Phys. Soc. Japan, 27 (1969), p. 1564
- 8) A. S. KEH, W. A. SPITZIG, and Y. NAKADA: Phil. Mag., 23 (1971), p. 829
- 9) G. TAYLOR and J. W. CHRISTIAN: Phil. Mag., 15 (1967), p. 893
- 10) 松田明教, 中島耕一: 鉄と鋼, 62(1976), p. 652
- 11) 松田明教, 中島耕一: 日本金属学会誌, 39(1975), p. 697
- 12) W. A. SPITZIG and A. S. KEH: Acta Met., 18 (1970), p. 1021
- 13) R. J. ARSENAULT and A. LAWLEY: Phil. Mag., 15 (1967), p. 549
- 14) W. G. JOHNSTON and D. F. STEIN: Acta Met., 11 (1963), p. 317
- 15) H. L. FREKEL and H. CONRAD: Dislocation Dynamics, McGraw-Hill, 1968, p. 431
- 16) W. A. SPITZIG and L. E. THOMAS: Phil. Mag., 25 (1972), p. 1041
- 17) T. TAKEUCHI: J. Phys. Soc. Japan, 27 (1969), p. 436
- 18) 松田明教: 日本金属学会誌, 40(1976), p. 270
- 19) J. T. MICHALAK: Acta Met., 13 (1965), p. 213
- 20) A. SEEGER: Dislocation and Mechanical Properties of Crystals, Wiley, New York, 1965, p. 243
- 21) P. B. HIRSCH and T. E. MITCHELL: Work Hardening, Gordon and Breach Science Publishers, 1968, p. 65