

論 文

UDC 669.12-172 : 539.377 : 539.379 : 539.389

単純せん断による鉄単結晶の変形挙動*

松 田 明 教**・中 島 耕 一***

Deformation Behavior of Iron Single Crystals under Simple Shear

Akinori MATSUDA and Kōichi NAKAJIMA

Synopsis:

Measurements were made on the plastic deformation of iron single crystals subjected to the simple shear on the slip systems of $\{110\}\langle 111 \rangle$ and $\{112\}\langle 111 \rangle$ at various temperatures.

The results obtained are summarized as follows: (1) The characteristics of three-stages hardening were observed in the stress-strain curves tested at 300°K and 195°K with shear on the plane (112). The work hardening rates in the stage I and II were increased and the strains in the two stages were decreased as the shearing direction were deviated from the direction $[11\bar{1}]$. (2) The temperature dependence of the yield stresses in the shear deformation was markedly different from that in the tensile tests, the former being smaller. This suggests that the normal stress component is an important factor in controlling the mechanism of deformation. Moreover, in the shear deformations for $\{112\}\langle 111 \rangle$ and $\{110\}\langle 111 \rangle$ slip systems, the variations of the yield stress with temperature were remarkably different. (3) In the shear tests at 77°K, where the shearing plane was (101) or (112), the serration associated with deformation twinning was observed in the stress-strain curves in the work-hardening region. It was also shown that the resolved shear stress required to produce twinning varied with the shearing direction and plane. Both the slip and twin bands were observed on the surface of specimens sheared at 77°K. (4) The fine structure in the cleavage surfaces depends largely on the deformation modes; in the tensile tests, cleavage surface is composed of many blocks divided by $[\bar{1}10]$ and $[1\bar{1}0]$ directions; similar blocks, however, were not observed in the sheared specimens.

1. 結 言

BCC 単結晶の降伏応力は温度の低下にともなうて著しく増加するが、この降伏応力の温度依存性はすべり系によつて異なる¹⁾。特に低温では Schmid 則が成立たないことが明らかにされている^{2)~5)}。また作用応力の向きによつても降伏応力を異にする塑性異方性現象も存在する^{6)~11)}。これらの研究の多くは単軸試験によつて行なわれているものであり、この場合、作用応力を活動する各々のすべり系に分解したせん断応力成分のみを問題とし、すべり面に対する法線方向の応力成分による影響は無視されている。

また、加工硬化の特徴としては、温度によつて硬化過程が著しく異なることである^{12)~17)}。すなわち、降伏応力の温度あるいはひずみ速度依存性を無視し得るような

温度域でかつ単一すべりのみで変形が持続するような場合には、応力-ひずみ曲線には FCC 単結晶と同様な 3 段階の硬化過程を示す。他方、低温ではひずみの増加とともに徐々に硬化率が減少する放物線型の硬化過程を示すことである。このように硬化過程が相違する場合には、変形した結晶内の転位の配列にも著しい違いのあることが報告されている^{18)~20)}。3 段階の硬化を示す場合には、転位は変形の初期段階すなわちステージ I では双極子を持った刃状転位が多く観察される。これらは変形とともに一次すべり面でのセル構造へと発展していく。一方、低温では転位は変形初期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。さらに最も高い硬化率を示すステージ II は二次すべり系での転位の活動と密接に関係している。ステージ II が開始する時には、一次すべり系と二次すべり系での転位密度の比はほ

* 昭和 50 年 1 月 7 日受付 (Received Jan. 7, 1975)

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

*** (株)豊田中央研究所 理博 (Toyota Central Research and Development Laboratories Inc.)

ほ等しくなることが報告されている¹⁹⁾。また BCC 金属では低温ですべり変形のほかに {112} <111> 系で変形双晶が生じ、さらに {001} 面に沿ってへき開破壊を起こす。この場合、双晶発生応力の結晶方位あるいは温度依存性が問題になる。しかし双晶発生応力とへき開破壊応力とはほぼ同程度の大きさなので変形双晶が生ずるような条件下では、試料はへき開破壊を起こすにいたる。したがって BCC 金属の変形双晶に関する系統的研究はかなり困難な問題である。

単結晶の塑性変形において、作用応力をすべり系に一致させたいいわゆる純せん断的な方法で結晶を変形させた場合には、単軸試験における変形と比較すると、2つの異なつた特徴がある。第1はすべり面に作用する法線方向の応力成分を除去することができること、第2は単一すべりによる変形を最も単純な形で行なうわけであるから、二次すべり系による影響を極力おさえることができることである。またせん断変形の場合には引張変形とくらべると、低温においても脆性破壊は起こし難い。したがって、すべりと双晶との関係はせん断変形によつてある程度明確にすることができるであろう。

本報告ではせん断試験により鉄単結晶の変形挙動について調べた結果について述べる。

2. 実験方法および試料

用いた純鉄素材の化学組成を Table 1 に示す。この素

材は市販の電磁軟鋼棒で冷間加工を施した直径 6 mm ϕ の丸棒である。これを 160 mm 程度の長さで切断し、さらに旋盤で外周部をけずり直径 5 mm ϕ の丸棒にした。単結晶試料はひずみ焼鈍法により作成した。まず素材の均一化处理として 1030 $^{\circ}$ C、約 10hr 湿水素雰囲気中で焼鈍した。この結果、素材は 20~40 μ 程度の極めて均一な結晶粒を持つ組織を得た。さらにこれを引張変形により 3~5% 程度の変形を与えたのち、温度勾配のついた電気炉を用いて移動速度 6 mm/hr で単結晶を作成した。炉の最高温度は約 890 $^{\circ}$ C とした。このようにして直径 5 mm ϕ 、長さ 130 mm 程度の単結晶を作成することができた。得た単結晶のうち本実験に適した軸方位のものを選び出した。そしてこれらの試料の表面をリン酸クロム酸混合液で電解研磨したのち、せん断試験ならびに引張試験に供した。せん断試験に用いた試料の大きさは直径 5 mm ϕ 、長さ約 20 mm の丸棒であり、また比較のための引張試験に対しては直径 5 mm ϕ 、標点間距離 30 mm の試験片を用いた。使用した試験機はインストロン型引張試験機であり、これに適当な付属装置を取りつけてせん断試験を行なつた。せん断試験の概略図および用

Table 1. Chemical compositions of base iron.

C	O	N	Cu	Mn	S	Si	P
0.012	0.02	0.004	0.04	0.12	0.011	0.05	0.008

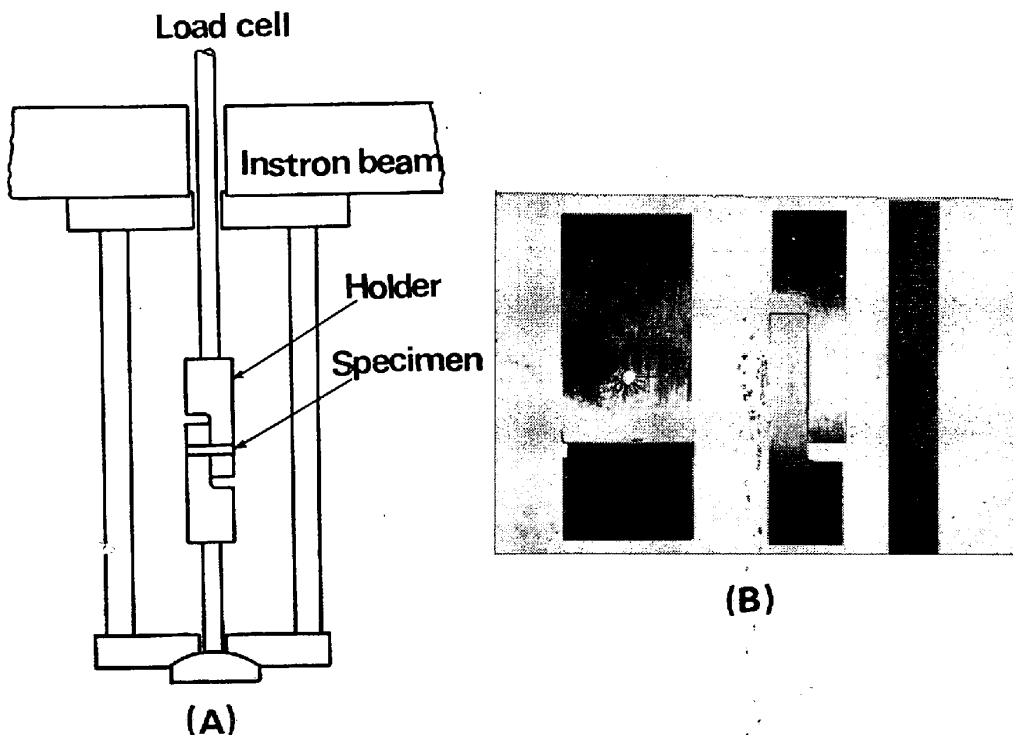


Fig. 1. Schematic diagram (A) and specimen holder (B) for the shear test.

いたチャックを Fig. 1 に示す. 試料のさしこみ穴の角度を種々に変えたチャックを多数作製し, 単結晶のせん断を施す面にあつたチャックを使い分けることにより試験を行なつた. さらにせん断方向はチャックの側面に刻んだ角度目盛をもとにして定めた.

一般にせん断試験には常に曲げモーメントが加わり純粹なせん断応力状態を得ることはかなり困難な問題である. この曲げモーメントはせん断試験におけるチャックの間隔 (c) によつて変わるが, この影響を小さくすることは同時にせん断変形の起こる領域を小さくする. 予備実験として c を種々に変えたチャックを用いてせん断試験を行なつた結果²¹⁾, $c = 0.8 \text{ mm}$ とした場合が $\tau = 1/2 \sigma$ (ここで τ : せん断降伏応力, σ : 引張降伏応力) の関係を良く満足する結果を得た.

せん断ひずみ (γ) は理想的な純粹せん断の場合,

$$\gamma = d / c \quad \dots\dots\dots (1)$$

によつて表わされる. またせん断ひずみ速度 ($\dot{\gamma}$) は

$$\dot{\gamma} = v / c \quad \dots\dots\dots (2)$$

である. ここで d および v はそれぞれクロスヘッドの変位および速度である. 本実験では $v = 0.05 \text{ mm/min}$, $c = 0.8 \text{ mm}$ としたので公称せん断ひずみ速度は (2) 式から, $1.04 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ と計算される. 一方, 引張試験の場合, クロスヘッド速度は 1.5 mm/min とした. ひずみ速度は $1.2 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ である.

3. 実験結果および考察

3.1 応力-ひずみ曲線

Fig. 2 はせん断面を (112) 面に一致させ, せん断方向を種々に変えた場合のせん断応力-せん断ひずみ曲線を示す. ここでそれぞれの曲線に記載した θ はせん断方

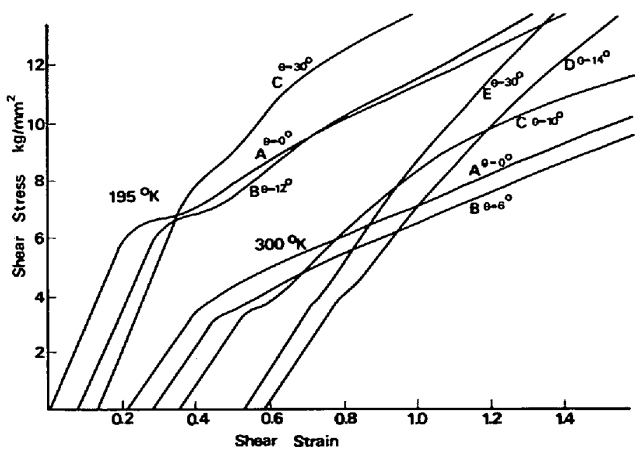


Fig. 2. Shear stress-shear strain curves for iron single crystal deformed by shear on (112) plane. θ denotes angle of shear direction to slip direction $[11\bar{1}]$.

向とすべり方向 $[11\bar{1}]$ とのなす角度を示す. 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 300°K において, せん断方向をすべり方向 $[11\bar{1}]$ に一致させた試料では, 降伏応力は約 3.4 kg/mm^2 であり, 降伏後, せん断ひずみ (γ) に対して硬化はほぼ直線的に進行する. この場合の硬化率は約 $5 \text{ kg/mm}^2/\text{strain}$ である. これはせん断方向が $[11\bar{1}]$ から 6° 離れた試料についてもほぼ同様な傾向となつている. しかしせん断方向がさらにずれると, 応力-ひずみ曲線は大きな変化が現われる. すなわち約 10° ずれた場合には, 硬化の小さいステージ I の狭い領域をへたのち, せん断応力はひずみとともに直線的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 $16 \text{ kg/mm}^2/\text{strain}$ である. さらにひずみが増加し約 $\gamma = 0.5$ 以上になると, 硬化は直線からずれはじめる. (ステージ II) せん断方向が $[11\bar{1}]$ から 30° 離れた試料でも曲線 C とほぼ同様であるが, ステージ I の領域はさらに狭くなり, ステージ II の硬化は増加す

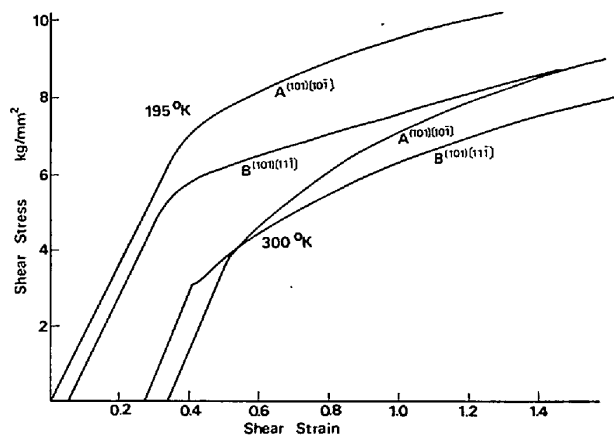


Fig. 3. Shear stress-shear strain curves for iron single crystals deformed by shear on (101) plane.

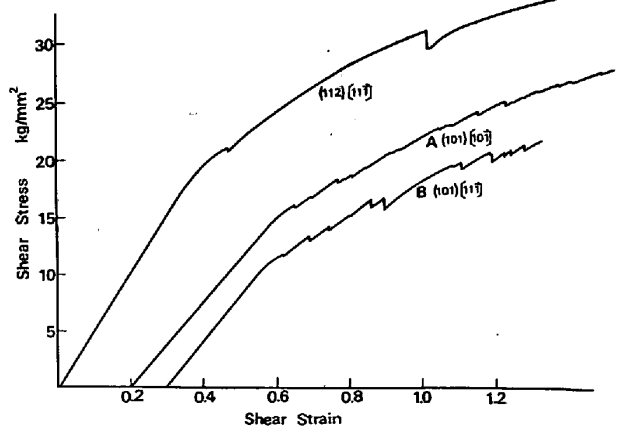


Fig. 4. Shear stress-shear strain curves for iron single crystals deformed at 77°K in shear.

る。せん断方向が $[11\bar{1}]$ から 30° 以上離れると、 (112) 面での $[11\bar{1}]$ 方向に分解した応力成分は他のすべり系に分解したものよりも小さくなるために、 (112) 面で起こる一次すべり系での変形よりも他の二次すべり系での変形が優先することになる²¹⁾。また、 195°K でせん断方向が $[11\bar{1}]$ があるいは 12° 離れた場合には、特に顕著な3段階硬化が認められる。この場合のステージ I は $\gamma = 0.15$ の範囲に認められる。しかしせん断方向が $[11\bar{1}]$ から 30° ずれると、ステージ I 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できなくなる。

Fig. 3 は (101) 面に対する応力-ひずみ曲線を示す。この場合はいずれも放物線型に近いものとなっており、 (112) 面についての前図に比較すると、著しく異なる。せん断面によるこのような応力-ひずみ曲線の相違はせん断面内に存在するすべり方向に起因するものであろう。すなわち、 (101) 面では $[11\bar{1}]$ および $[1\bar{1}\bar{1}]$ の2個のすべり方向がありこれらが同時に活動するが、 (112) 面では $[11\bar{1}]$ の一つのすべり方向しか存在しないために、 (112) 面でせん断する場合には単一すべりによる変形が最も起こりやすい条件にあるものと考えられる。また、 (101) 面の場合、せん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致した方が $[10\bar{1}]$ よりも加工硬化は小さい。降伏応力について、室温では $(101)[11\bar{1}]$ 系および $(101)[10\bar{1}]$ 系ともほぼ同程度であるが、 195°K ではそれぞれ 5.1 kg/mm^2 および 6.3 kg/mm^2 となり、せん断方向によつて降伏応力は相違する。

Fig. 4 は 77°K における結果である。図から明らかのように得られた応力-ひずみ曲線は (101) 面および (112) 面とも放物線型である。さらに変形双晶の発生に起因する不連続な荷重降下が加工硬化の領域に認められる。

3.2 降伏応力の温度依存性

Fig. 5 は降伏応力の変化を試験温度に対して示したものである。比較のため引張変形によつて得た降伏応力も記載した。この結果、せん断変形によつて求めた降伏応力は引張変形の分解せん断応力よりも小さく、この相違は低温ほど著しい。引張変形ではすべり面に対する法線方向の応力成分が常に存在するものであり、塑性変形の機構解明にあつてはこれらの応力成分による影響は多くの場合無視されている。本実験で得た両試験の相違はすべり変形に対して、法線方向の応力成分の重要性を意味するものであると考えるべきであろう。最近、WEBBら²²⁾ もすべり面に対する法線応力の向きによつて、塑性変形は拘束あるいは助長され、これら降伏応力の変化は法線応力の大きさに依存することを認めている。

Fig. 5 から明らかのように、法線応力が存在しないせ

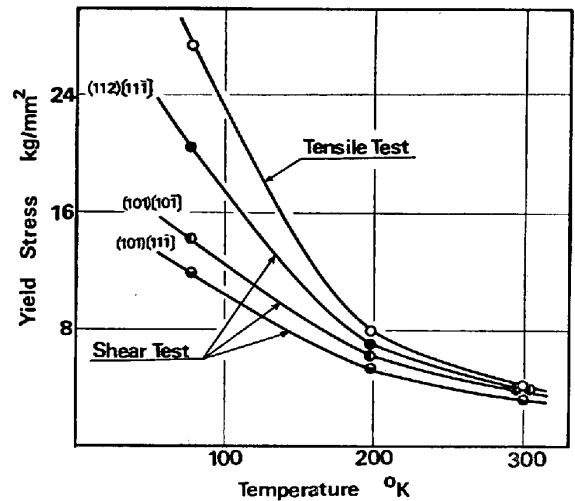


Fig. 5. Temperature dependence of yield stress of iron single crystals with shear and tensile tests.

ん断変形の場合でも、せん断面によつて降伏応力は著しく相違する。すなわち (112) 面における降伏応力は (101) 面よりも大きい。しかし (112) 面での変形には塑性異方性現象が存在し、 $(112)[11\bar{1}]$ 系試料が作用応力に対する双晶形成方向に一致するかあるいは反双晶形成方向に一致するかは明らかでない。これに対しては $[11\bar{1}]$ 方向を含む他の面でのせん断試験を行なう必要がある。同様の結果を鉄単結晶の引張変形において、SPITZIG および KEH¹⁾ が報告している。この結果によれば、 (112) 面での降伏応力の温度依存性は (101) 面のそれよりも大きく、さらに $\{112\}$ 面の場合でも、作用応力の向きが双晶形成の向きに一致する場合は反双晶形成方向よりも降伏応力は低いとしている。また転位の易動度をエッチピット法で直接測定した STEIN²³⁾ と ERICKSON²⁴⁾ の結果においても (112) 面での分解せん断応力は (110) 面よりも高いことを報告している。Fig. 5 から 77°K における $(112)[11\bar{1}]$ 系試料と $(101)[11\bar{1}]$ 系試料との降伏応力の比を求めると約 1.9 となる。一方、SPITZIG ら¹⁾ による引張変形でのこれらのすべり系に相当する降伏応力の比は約 1.3 と計算される。この結果はすべり系の相違による降伏応力の違いはせん断変形による方が引張変形よりも大きいことを明らかにするものであろう。このようなすべり系による降伏応力の特に低温での大きい相違は低温で観察される大部分の転位がラセン転位であることから¹⁸⁾¹⁹⁾、ラセン転位の挙動と密接に関係しているものと考えられる。最近では積層欠陥エネルギーに依存したラセン転位の拡張モデルにもとづく考慮もなされているが^{25)~29)}、本実験の結果に対してこれらの理論を用いて説明するためには拡張している面における応力状態の解

析ならびに積層欠陥エネルギーの正確な値を必要とし今後の課題であると思われる。

3.3 加工硬化

BCC 金属の3段階の硬化過程は降伏応力の温度あるいはひずみ速度依存性がほとんどなくなりかつ単一のすべり系のみが活動する結晶方位に対して認められることは前にも示したとおりである。またこれらの現象は単結晶試料の純度にも強く依存する。たとえば、ニオブ単結晶の場合、ゾーン精製の回数を増し高純度化すると、明瞭な3段階の硬化が現われることが報告されている¹²⁾。

本実験の場合、用いた試料の純度はそれほどよいものではなく、したがって引張変形ではいずれの結晶方位に対しても3段階の硬化は認められず、放物線型の応力-ひずみ曲線であつた。ところがせん断変形の場合には前述したように、特に(112)面でのせん断ではせん断方向に依存して極めて明瞭な3段階硬化が存在する。

一般にステージ I における容易すべりは一次すべり系での転位の運動とその増殖によつて起こり、ひずみの増加にともなつて内部応力は増加し二次すべり系での転位の活動を誘発させる。したがつてこの二次すべり系での転位の活動をおさえればステージ I が顕著に現われることになるであろう。

Fig. 6 はせん断方向に対するステージ I における硬化率の変化を示す。いずれの温度に対してもせん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致した場合には最も硬化率は小さく、 $[11\bar{1}]$ からずれるにしたがひ、二次すべり系の活動を容易にしこの影響を強く受けるために硬化率は増加する。300°K では $[11\bar{1}]$ からのせん断方向のずれが 6° から 12° の範囲で硬化率は急激に増加するが、195°K ではむしろ 12°

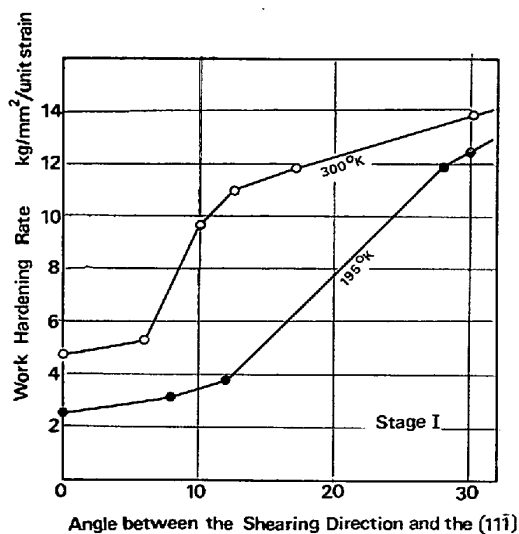


Fig. 6. Variation of work hardening rate in stage I with the deviation of the shearing direction from $[11\bar{1}]$.

以上において増加する傾向にある。KEHら¹⁹⁾は鉄単結晶の種々の結晶方位に対してステージ I の硬化率を調べ、二次すべり系の転位密度の増加とともにステージ I の硬化率の増加することを認めている。また Fig. 6 から明らかなように、せん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致した場合の 300°K と 195°K での硬化率は著しく異なっている。これは容易すべり領域において転位の運動とその増殖作用が温度によつて異なることを意味していると考えられるが詳細なことは不明である。これについては変形した結晶における転位構造の観察が必要であろう。

Fig. 7 はせん断方向に対するステージ II の硬化率の変化を示す。ステージ II の硬化率はせん断方向が $[11\bar{1}]$ から離れるにしたがひ、ステージ I の硬化率と同様に増加する傾向にあるが、その割合はステージ I ほど顕著ではない。

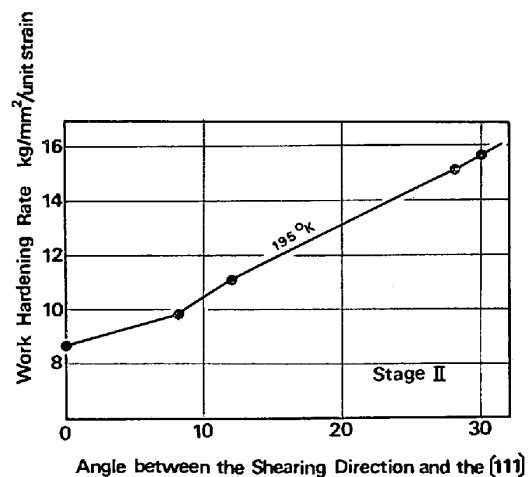


Fig. 7. Variation of work hardening rate in stage II with the deviation of the shearing direction from $[11\bar{1}]$.

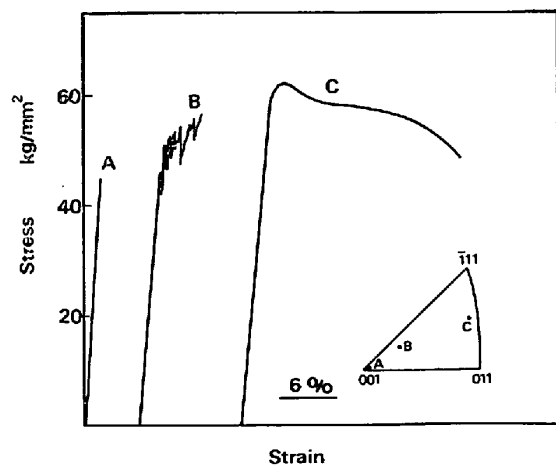


Fig. 8. Stress-strain curves of iron single crystals tested at 77°K.

3.4 変形双晶およびへき開破壊

Fig. 8 は 77°K において引張変形した時の応力-ひずみ曲線を示す。この結果、引張軸が [001] 方位に一致した場合は塑性変形はまったく認められず、直ちに脆性へき開破壊を起こす。しかし [001] 方位から少しずれると、双晶の発生にもとづくセレーションが現われる。さらに [001] 方位から大きくずれた試料 C では双晶の発生は認められず、すべりによつて多量の塑性変形を生じ試料は延性分離するにいたる。鉄単結晶の 77°K における変形挙動はへき開応力と双晶発生応力がきわめて近いために種々の結晶方位に対してすべり変形、双晶変形あるいはへき開破壊が起こり複雑な変化を示すものである。ALLEN ら³⁰⁾の結果によると、引張軸が [001] からおよそ 32° 以内にある場合および [011] のごく近傍の場合にはへき開が生ずるが、それ以外の方位では起きないとしている。本実験では結晶方位に対してかならずしも系統的に調べなかつたが、傾向として引張軸が [001] から離れるに従がい変形双晶ならびにへき開破壊は起こり難く、ALLEN ら³⁰⁾の結果と定性的には一致している。坂木および中村³¹⁾も同様の傾向をすでに認め、[001] 方位に引張つた場合、等しい分解せん断応力が働く 4 個のたがい交さる双晶系の存在を確認している。

77°K においてせん断変形した時の応力-ひずみ曲線はすでに Fig. 4 に示した。この結果、いずれの試料に対しても変形双晶の発生にともなう荷重降下が加工硬化領域で認められるが、せん断面が (101) 面である場合は (112) 面である場合よりも双晶の発生頻度が高い。また同じ (101) 面の場合でもせん断方向が [11 $\bar{1}$] の方が [10 $\bar{1}$] よりも双晶による荷重降下は大きい。これらの曲線から最初に荷重降下が起こる時の応力から Schmid 係数の最も大きいと考えられる双晶系について³²⁾、双晶の発生に対する分解せん断応力を求めた結果を Table 2 に示す。この結果、双晶発生応力はすべり変形に対して見られると同様に結晶方位の相違にもとづいて著しく異なる値となることがわかる。この場合にも双晶系に分解した時の法線方向の応力成分が問題となるであろう。実際に起こり得る双晶系を双晶変形帯の観察などからかならずしも確認したわけではなく、明確なことはいえないが、それぞれの法線応

Table 2. Resolved shear stress for twinning.

Planes and direction of shear direction	Shear stress kg/mm ²
(101) [11 $\bar{1}$]	8.2
(101) [10 $\bar{1}$]	12.3
(112) [11 $\bar{1}$]	19.6

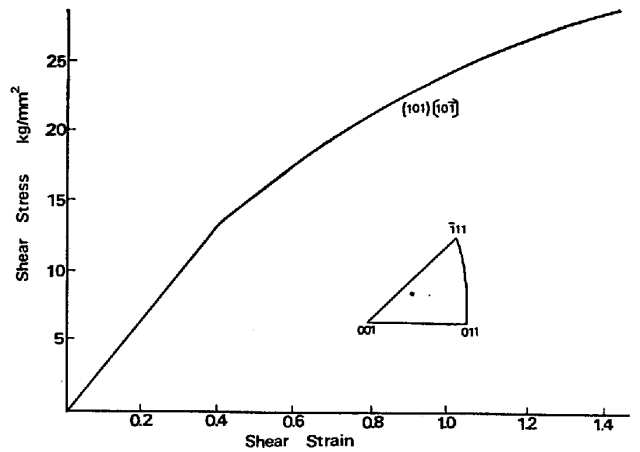


Fig. 9. Shear stress-shear strain curve of the crystal pre-strained at 300°K.

力を計算すると、(112) [11 $\bar{1}$] 系で 6.2 kg/mm²、(101) [10 $\bar{1}$] 系で 5.6 kg/mm² および (101) [11 $\bar{1}$] 系では 3.3 kg/mm² となり、法線応力の高い方が双晶発生応力は大きいと推定される。ALLEN ら³⁰⁾も双晶に対するせん断応力は結晶方位に強く依存することを認めている。さらに PRIESTNER³³⁾は引張軸が [1 $\bar{1}$ 1] あるいは [1 $\bar{1}$ 0] に近い場合には広い温度域にわたつて双晶変形を起こすと報告し、この時の分解せん断応力は引張軸の方位に強く依存し、[001] 方位に対する場合よりも高い値であるとしている。

Fig. 9 は図中に示すような方位を持つ試料を室温で約 7.5% 引張変形により予ひずみを与えたのち、直ちに 77°K でせん断変形した時の曲線を示す。このように予ひずみを与えた場合には変形双晶の発生にともなう荷重降下はまったく認められない。SPITZIG ら³⁴⁾も [001] 方位に近い試料について、77°K で引張試験した場合は変形双晶が発生し試料は直ちにへき開破壊するが、室温で予ひずみを与えると双晶がまったく起こらなくなることを報告している。

3.5 試料表面の変形帯の観察

鉄および鉄合金では室温近傍で変形した試料ではすべり帯は波状の様相を示し、電子顕微鏡による表面レプリカの観察の結果でも滑らかな曲線として認められている。しかし低温変形した試料の場合にはこれらのすべり帯はほぼ直線状となり³⁴⁾、Fe-Si 合金では {110} 面に平行に存在することが明らかとなつている³⁵⁾。せん断変形した鉄単結晶試料でも低温では試料表面に明瞭な変形帯を認めることができる。その一例を Photo. 1 および Photo. 2 に示す。これらは走査型電顕二次電子線による観察の結果である。Photo. 1 はせん断面が (101) 面でせん断方向を [11 $\bar{1}$] に一致させた試料における結果であ

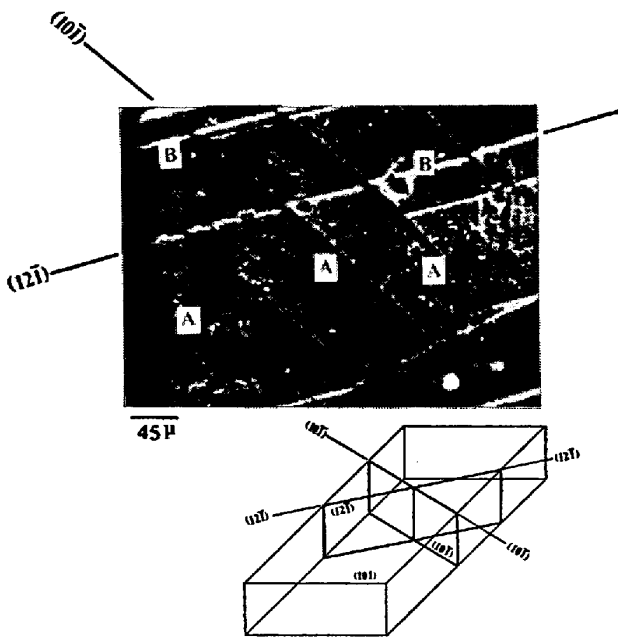


Photo. 1. Secondary electron micrograph obtained from surface of specimen deformed by shearing.



Photo. 2. Secondary electron micrograph of twin bands.

る。写真に示した A 部の 変形帯は $(101)[11\bar{1}]$ 系でせん断変形した場合に予想されるすべり帯と一致している。また B 部の変形帯はこのすべりによる変形帯と約 54° の角をなしており結晶学的な方位関係から考えて、 $(12\bar{1})$ 面で生ずる変形双晶による変形帯と一致することがわかる。このように 77°K でせん断変形した場合には試料表面にすべり帯および変形双晶帯の双方を認めることができる。

Photo. 2 は変形双晶帯をほぼ (111) 面上で観察した場合である。この写真から明らかなように変形帯の境界部分にはすでによく認められている³⁶⁾³⁷⁾V 字状をした長さ 10μ 程度の切り込みが多数存在していることがわかる。この V 字状の切り込みがいかなる原因で生ずるかは明らかではないが、透過電顕観察の結果では多くの場合、この切り込み部分の近傍には酸化物の存在を認めている³⁸⁾ことなどから推定すると、変形双晶の成長過程で酸化物のような障害物に出会ったときに形成されることも考えられる。またこの近傍には多くの転位も観察されている。

3.6 へき開破面の観察

鉄および鉄合金が低温において $\{001\}$ 面に沿ってへき開することが BARRETT ら³⁹⁾によつて明らかにされてから、鉄単結晶のへき開に関する研究が盛んになった。前述したように引張軸が $[001]$ かこの近傍の場合には試料は双晶発生後、直ちにへき開破断した。

Photo. 3 はへき開破面を走査型電子顕微鏡で観察した一例を示したものである。破面に見られるたがいに直交した長く伸びている線は $\langle 110 \rangle$ 方向に一致しており、へき開面はこのような線によつて区画されたブロックパ

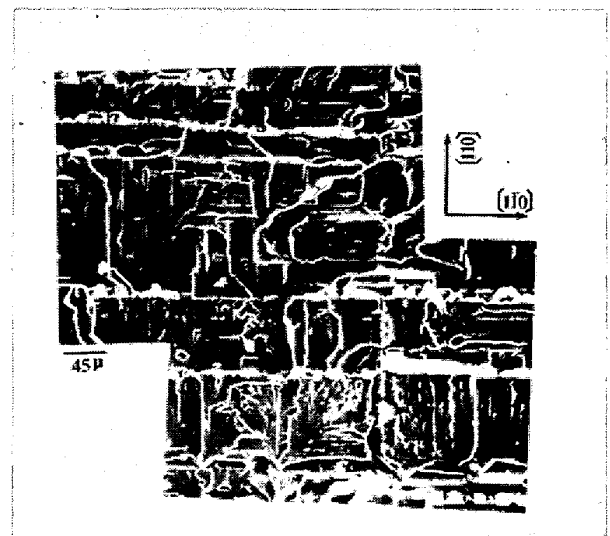


Photo. 3. Secondary electron micrograph of fracture surface deformed by tension.



Photo. 4. Secondary electron micrograph of fracture surface deformed by shear.

ターンを示している⁴⁰⁾。鉄単結晶のへき開破面についてはすでに坂木および中村³¹⁾が詳細に調べ類似なパターンを得ている。さらに彼らはへき開破面の観察から、破壊の機構を検討しへき開破壊は $\langle 011 \rangle$ 型の双晶の交叉⁴¹⁾⁴²⁾によつて生ずる場合が多いことを認めている。しかし $\langle 011 \rangle$ 型の交叉があつてもへき開を起こさない場合もあり³¹⁾、純鉄においてはへき開の原因は双晶の $\langle 011 \rangle$ 型の交叉以外にもあることを示している。

Photo. 4はせん断変形によつて破断した結果である。試料は約40%せん断変形したのちに破断した。せん断面は(101)面であるが、X線回折により、(001)面でへき開破壊していることを認めた。破面には引張試験の場合と同様にリバーパターンの存在を認めることができるが、この場合のへき開破面の構造は引張破断面で見られるようなブロック状ではなく、へき開と変形双晶との関連性は認めることができないであろうと思われる。また、用いた素材はそれほど純度のよいものではなく非金属介在物の存在も考えられるが、破面および電顕観察などの結果⁴³⁾からは非金属介在物の存在を認めることはできなかつた。

4. 結 言

せん断試験により鉄単結晶の変形挙動について、300°Kから77°Kの温度範囲にわたつて調べた。特に $\{110\}$ $\langle 111 \rangle$ および $\{112\}\langle 111 \rangle$ 系における変形を中心に、その応力-ひずみ曲線、降伏応力の温度依存性、加工硬化、変形双晶ならびにへき開破面について詳細に調べ、引張変形における結果とも比較・検討した。

得た結果を要約すると次のようになる。

1) せん断面が(101)と面(112)とでは硬化の挙動は著しく異なる。すなわちせん断面が(112)面に一致した場合には、応力-ひずみ曲線に3段階の硬化過程が現われるが、(101)面では引張変形の応力-ひずみ曲線と同様な放物線型である。さらに3段階硬化における各ステージの硬化率ならびにひずみ量はせん断方向によつて著しく変化する。せん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致する場合、ステージIが最も顕著に現われ、 $[11\bar{1}]$ からずれるにしたがつて減少する。またステージIおよびステージIIの硬化率に対してもせん断方向が $[11\bar{1}]$ からずれるにしたがつて増加する傾向にある。

せん断面(101)での放物線型硬化の場合、せん断方向が $[11\bar{1}]$ に一致した方が $[10\bar{1}]$ よりもいずれの温度に対しても硬化は小さい。

2) せん断変形によつて得た降伏応力は引張変形のそれにくらべると小さく、特にこれは低温で著しく相違する。このことはすべり変形に対して法線方向の応力成分の重要性を意味するものであろう。さらにせん断面および方向によつても降伏応力の温度依存性は著しく異なる。

3) 77°Kでのせん断変形の場合、(101)面および(112)面とも応力-ひずみ曲線には変形双晶の発生にともなう荷重降下が認められ、この場合の双晶発生応力はすべり変形における降伏応力と同様に、せん断面および方向によつて著しく異なる。

4) せん断変形した試料表面にはすべり帯および変形双晶帯の双方が認められる。変形双晶帯の境界部分にはV字状をした切り込みが多数観察された。

5) へき開破面について、引張変形の場合にはその破面は $\langle 110 \rangle$ 方向に沿つて区画されたブロックパターンの構造を有する。一方、せん断変形の場合には破壊は(001)面でのへき開で起きているがブロックパターンは見られない。

文 献

- 1) W. A. SPITZIG and A. S. KEH: Acta Met., 18 (1970), p.611
- 2) D. F. STEIN and J. R. LOWIR: Acta Met., 14 (1966), p.1183
- 3) A. S. KEH and Y. NAKADA: Canad. J. Phys., 45 (1967), p.1101
- 4) P. BEARDMORE and D. HULL: J. Less Common Metals, 9 (1965), p.168
- 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) A. S. ARGON and S. R. MALOOF: Acta Met., 14

- (1966), p.1449
- 8) C. N. REID, A. GILBERT, and G. T. HAHN: *Acta Met.*, 14 (1966), p.975
 - 9) R.A. FOXALL, M.S. DUESBERY, and P. B. HIRSCH: *Canad. J. Phys.*, 45 (1967), p.607
 - 10) D. K. BOWEN, J. W. CHRISTIAN, and G. TAYLOR: *Canad. J. Phys.*, 45 (1967), p.903
 - 11) F. GUIU: *Scripta Met.*, 3 (1969), p.449
 - 12) T.E. MITCHELL, R.A. FOXALL, and P.B. HIRSCH: *Phil. Mag.*, 8 (1963), p.1895
 - 13) A.S.KEH: *Phil. Mag.*, 12 (1965), p.9
 - 14) T. E. MITCHELL and W. A. SPITZIG: *Acta Met.*, 13 (1965), p.1169
 - 15) F. GUIU and P. L. PRATT: *Phys. Stat. Sol.*, 15 (1966), p.539
 - 16) T. TAKEUCHI: *J. Phys. Soc. Japan*, 28 (1970), p.955
 - 17) T. TATEUCHI: *J. Phys. Soc. Japan*, 27 (1969), p.436
 - 18) S. IKEDA: *J. Phys. Soc. Japan*, 27 (1969), p.1564
 - 19) A. S. KEH, W. A. SPITZIG, and Y. NAKADA: *Phil. Mag.*, 23 (1971), p.829
 - 20) G. TAYLOR and J. W. CHRISTIAN: *Phil. Mag.*, 15 (1967), p.893
 - 21) 松田・中島: *日本金属学会誌*, 39 (1975), p.697
 - 22) G.L.WEBB, R.GIBARA, and T.E. MITCHELL: *Met. Trans.*, 5 (1974), p.1581
 - 23) D. F. STEIN and J. R. LOWIR: *J. Appl. Phys.*, 31 (1960), p.362
 - 24) J. S. ERICKSON: *J. Appl. Phys.*, 33 (1962), p.2499
 - 25) V. VITEK: *Phys. Stat. Sol.*, 15 (1966), p.557
 - 26) L. J. TEUTONICO: *Acta. Met.*, 13 (1965), p.605
 - 27) C. S. HARTLEY: *Acta. Met.*, 14 (1966), p.1133
 - 28) F. KROUPA: *Phys. Stat. Sol.*, 3 (1963), p.391
 - 29) F.MINAMI, E.KURAMOTO, and S.TAKEUCHI: *Phys. Stat. Sol.*, 22 (1974), p.81
 - 30) N.P. ALLEN, B.E. HOPKINS, and J.E. MCLENNAN: *Proc. Roy. Soc.*, A 234 (1956), p.221
 - 31) 坂木・中村: *鉄と鋼*, 59 (1973), p.955
 - 32) E. SCHMID and W. BOAS: *Plasticity of Crystal* (1950)
 - 33) R. PRIESTNER: *Deformation twinning.*, [Gordon and Breach Science Publishers. New York](1964), p.321
 - 34) B.SESTAK and A. SEEGER: *Proc. ICSTIS Suppl. Trans. ISIJ* (1971), p.1283
 - 35) T. TAOKA, S. TAKAUCHI, and E. FURUBAYASHI: *J. Phys. Soc. Japan*, 19 (1964), p.701
 - 36) H. G. SUZUKI, M. TANINO, and K. AOKI: *Jap. J. Appl. Phys.*, 5 (1966), p.879
 - 37) K. OGAWA and T. TAKEUCHI: *Proc. ICSTIS Suppl. Trans.*, ISIJ (1971), p.1297
 - 38) 小川: *固体物理*, 6 (1971), p.204
 - 39) G. S. BARRETT, G. ANSELL, and R. F. MEHL.: *Trans. ASM*, 25 (1937), p.702
 - 40) W. D. BIGGS and P. L. PRATT: *Acta. Met.*, 6 (1958), p.694
 - 41) D. HULL: *Acta. Met.*, 8 (1960), p.11
 - 42) R. HONDA: *J. Phys. Soc. Japan*, 16(1960), p.1309
 - 43) 松田: *日本金属学会誌* 投稿中