結晶塑性における転位過程

北 島 貞 吉*

1. ま え が き

1920年頃から1930年代前半にかけて、英国とドイツの学者を中心に、当時新しい研究手段であったX線回折法を併用して、金属の塑性変形に関する研究が活発に行われた。その結果金属単結晶を引張りまたは圧縮応力下ですべり変形させると、変形領域のすべり方向またはすべり面の法線方向は外力方向に向かって回転し、多結晶では種々の変形条件に対応して特定の集合組織が形成されることが明らかになり、金属の塑性変形に関する一般則が経験的に確立された。この結果は、塑性変形中に蓄積される転位には結晶を塑性的に湾曲させるものも含まれていることを示している。最近の研究⁽¹⁾によれば、冷間圧延した純鉄多結晶の変形粒内には変形帯が生じ、最大50°にも達する格子湾曲が生じていたことが、実験的に確認されている。

一方、1934年には、実在結晶の強度を説明するために、“転位”モデルが、Taylor⁽²⁾やPolanyi⁽³⁾およびOrowan⁽⁴⁾らによってそれぞれ独立に提案された。その後これに関する学問は、それ自身の電子顕微鏡による直接観察の成功とあいまって急速な進歩を遂げた。この間結晶の塑性変形や強度に関する研究は、転位論と一体で進められ、結晶の機械的性質は定性的にはあるが、一応説明可能となった。しかし上述の一般則にかかわる転位過程についての研究は、その重要さにも拘わらず顧みられなかった。また従来の結晶塑性の研究では、転位の運動については興味を持たれたが、転位源の生成や性格さらに寿命等に関する研究は等閑に付された嫌いがある。しかしこのような問題は結晶の塑性的湾曲とも深いかわりを持っている。

本稿においては、以上のような立場から結晶の塑性変

形において重要な役割を演ずる2・3の転位過程に関する最近の研究成果について述べる。

2. Grown-In 転位はそのまま転位源になりうるか？

結晶を十分に焼鈍すると、転位は上昇とすべり運動を繰り返して3本の転位が会合した多数の転位節からなる転位網ができる。このようなgrown-in転位の密度 $\rho_0(\text{m}^{-2})$ と転位節間を結ぶ転位線の平均長さ $\bar{L}$ との間には、 $\bar{L} \propto 1/\sqrt{\rho_0}$ が成立⁽⁵⁾する。したがって不純物は含まれず、また転位線はジョグを含まずにそのバーガース・ベクトルと同一すべり面上に横たわっておれば、この転位線は1本のフランク・リード源(F-R源)として働き、転位の増殖開始応力⁽⁵⁾ τ_m は、

$$\tau_m/G \propto b/\bar{L} \simeq ab\rho_0^{1/2} \quad (1)$$

で表わされる。 G は剛性率である。

Bridges⁽⁶⁾とMecking・Bulianら⁽⁷⁾によれば、高転位密度($\rho_0 > 10^8 \text{ m}^{-2}$)の銅結晶の降伏応力(CRSS)は $\rho_0^{1/2}$ に比例する。CRSSは τ_m とは必ずしも一致しないが、ほぼ等しいと見做せる。したがってこのような高転位密度銅結晶の転位網を構成する転位線は、 $b = (a/2) < 110 >$ のバーガース・ベクトルを有しジョグを含まない直線状転位である可能性が大きいと考えられる。

一方Young⁽⁸⁾は、転位密度が低く、 $\rho_0 = 10^6 \sim 10^9 \text{ m}^{-2}$ の広範囲にある銅結晶の τ_m を測定した。その結果 τ_m は $\rho_0 = 1 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$ のところで最低値の68.6 kPa (7 gf/mm²)を示し、これより低密度側($\rho_0 < 1 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$)では、むしろ上昇して147 kPaになった。丸川⁽⁹⁾と鈴木(平)⁽¹⁰⁾もこれと類似な結果を得た。その後太田・北島⁽¹¹⁾は、3 mm×3 mm×30 mm位の大寸法で図1の幾何学を満足し $\rho_0 = 1 \sim 5 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$ の低転位密度銅結晶の τ_m を測定した。それによれば、この ρ_0 の範囲では τ_m は ρ_0 値には無関係にほぼ一定の98 kPaの値であった。ところが結晶が1 mm×1 mm×15 mm位の小寸法角柱⁽¹¹⁾で $\rho_0 \simeq 1 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$ の時には、 τ_m は98 kPaから980 kPaの間に分布することも明らかにされた。以上のように低転位密度銅結晶の τ_m と ρ_0 は式(1)の関係にないことが明らかになり、その降伏機構とくに転位源について多

* 九州大学教授；工学部応用原子核工学科
Dislocation Process in Plastic Deformation of Crystals; Sadakichi Kitajima (Faculty of Eng., Kyushu Univ., Fukuoka)
Keywords: yielding, dislocation multiplication, dislocation source, plastic bending, kink band, crystal surface, image force, glide polygonization, double cross-slip, fine slip
1987年4月1日受理

図1 角柱状銅結晶の幾何学，NEはジョグを含む grown-in 1次すべり系刃状転位，NSはジョグを吐き出した転位源。

くの研究が遂行された。

Young⁽¹²⁾は、 $\rho_0 = 1 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$ の低転位密度で寸法法の角柱状銅結晶の降伏時の転位源をBorrmannのX線トポグラフ法で追求した。その結果この転位源は、grown-in転位そのものではなく、後天的に結晶表面近くに来る可能性が高いことを指摘した。自由表面に顔を出す転位(以後表面転位と呼ぶ)は、結晶内部のものより動きやすく、また転位の線張力⁽¹³⁾は刃状転位の方がらせん転位より小さく、そしてまた転位線の運動方向へのジョグの運動は刃状転位のジョグの方が、らせん転位のものより容易である。したがって図1のような角柱状銅結晶では、 $(\bar{1}\bar{1}1)$ または $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 表面に顔を出す1次すべり系刃状転位は最も運動しやすく、運動で伸ばされたのちF-R源に転化することが考えられる。栗下・北島⁽¹⁴⁾は、 $\rho_0 = 1 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$ の角柱状銅結晶を用いて、 τ_m 以下の低応力下でgrown-in表面転位の運動をエッチピット法で追求した。それによれば、確かに刃状転位の方が 30° -らせん転位よりも運動しやすいが、長距離運動後F-R源に転化できる長さになっても τ_m 以下の応力下では決して転位源にならないことを示した。これはgrown-in転位が多くのジョグを含むためである。Young⁽¹²⁾は、grown-in転位線は1枚のすべり面上には横たわっていないこと、すなわちジョグ密度が高いことを確認している。このような場合には、転位節間の転

位そのものが1本の転位源として働くことはない。Johnson-Ashby⁽⁵⁾は、 ρ_0 が $1 \times 10^8 \text{ m}^{-2}$ より低下すると転位節間の転位線がジョグを含む確率は増加することを理論的に示している。次に低転位密度銅結晶における降伏時の転位源の生成について述べる。

栗下・北島は⁽¹⁵⁾⁽¹⁹⁾、図1の幾何学を満足し、 $\rho_0 = 7 \times 10^6 \text{ m}^{-2}$ で亜粒界を含まない高完全度銅結晶を $\tau_m = 90 \text{ kPa}$ の転位増殖開始応力下で20秒間保持したのち、エッチピット法を用いて $(\bar{1}\bar{1}1)$ と $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 表面に顔を出す1次すべり系の増殖転位列を検討した。その結果、1~2mm間隔の多くの1次すべり面上に正の同一符号(Livingston液で黒ピット)の1次すべり系刃状転位が増殖して直線状に配列していた。このような結果から転位源の位置を判断すると次のように結論される。すなわち図1に示されている1次すべり面の鋭角コーナーの δ と β 付近に転位源が形成され、引張変形に際して増殖された刃状転位が $(\bar{1}\bar{1}1)$ と $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 表面に顔を出して黒ピットとなる転位を増殖している。このような転位源は、例えば $(\bar{1}\bar{1}1)$ 表面に顔を出す負の1次すべり系のgrown-in転位 $\overline{NE}$ が、 τ_m の応力下でジョグとともに $(4\bar{1}5)$ 側面に向かって運動し、そこに到着後ジョグを吐き出し、 $(4\bar{1}5)$ 側面に顔を出す直線状の転位源 $\overline{NS}$ に転化⁽¹⁶⁾したものである。次にこの結晶を同一応力($\tau_m = 90 \text{ kPa}$)下でさらに130秒間保持⁽¹⁵⁾⁽¹⁹⁾したところ、最初の20秒間の負荷後に出現したものと同じ同符号の1次すべり系刃状転位の直線的増殖列が、さらに数を増加して $(\bar{1}\bar{1}1)$ と $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 表面に出現した。このことは、130秒間の τ_m の荷重中に、 $(\bar{1}\bar{1}1)$ と $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 表面に顔を出す刃状転位が $(4\bar{1}5)$ か $(\bar{4}15)$ に向かって運動しそこにジョグを吐き出してさらに新たな転位源が形成されたことを物語るものである。このような事実は、転位源の形成には時間が関係すること、つまりgrown-in刃状転位の熱活性化運動過程が関与することを示すもので重要な意味を持つものである。一方130秒間の再荷重の間に、最初の20秒間に出現した増殖1次すべり系刃状転位列は $100 \mu\text{m}$ 位の幅の増殖転位帯⁽¹⁵⁾に変化していた。この中の構成転位はすべて正(黒ピット)の1次すべり系刃状転位であり、すべり面間隔は $20 \mu\text{m}$ 以下で ρ_0 と結晶寸法から評価されるものよりも1桁小さい。このことは、上述の転位源から増殖された1次すべり系らせん転位のうち、たとえば $(4\bar{1}5)$ 側面に顔を出し $\delta\vec{a}$ (図1)方向に運動する表面転位が、林転位に運動を妨害され後続転位による応力集中と $(4\bar{1}5)$ 側面からの鏡像力に助けられて二重交差すべり⁽¹⁷⁾を起し、隣接すべり面上に転位源の形成が伝播することによると解釈される。

以上の転位源の形成やその隣接すべり面への伝播は常温における降伏時にみられたものであるが、同じ現象が銅の液体窒素温度における降伏時においても起っている

ことを、北島・轡田⁽¹⁸⁾らは確認している。ただし、この場合の降伏応力は $\tau_m \approx 200$ kPa で、常温の約 2 倍である。

(41 $\bar{5}$) 側面に顔を出す転位源から増殖された転位のうちの刃状転位が反対側の (415) 側面に到達すると、そこには $\vec{\beta\gamma}$ または $\vec{\gamma\beta}$ 方向に運動するらせん転位が顔を出す。このうち $\vec{\beta\gamma}$ 方向に運動するらせん転位は下方に交差すべりを起し⁽¹⁵⁾、二重交差すべりの結果、新しい転位源が形成される。このために長い 1 次すべり系の刃状転位双極子列⁽¹⁵⁾が出来る。このことは積層欠陥エネルギーの小さい Cu-7.5 原子% 合金単結晶⁽²⁰⁾においても確認されている。

{41 $\bar{5}$ } 側面の 1 次すべり系の転位源から増殖されて結晶中に蓄積される刃状転位は同一符号のみである。したがって摺みの近傍において強制される結晶の塑性的湾曲には、(41 $\bar{5}$) か (415) の何れかの側面に顔を出す転位源は極めて好都合である。それに反して、{111} 表面に顔を出す 1 次すべり刃状転位が転位源となる場合には、転位源の両側のすべり面上には正と負の刃状転位が蓄積される。したがって変形の進行に伴って特定方向の結晶の塑性的湾曲が強制される場合には、それに適合した符号の刃状転位を結晶中に増殖する転位源は湾曲に協力的でも、反対符号のものを供給するものは非協力的である。したがって {111} 表面に顔を出す 1 次すべり系の表面刃状転位は活動的で長寿命の転位源とはなり得ないであろう。

3. 引張変形をうける金属単結晶における転位過程

普通の引張試験機で金属単結晶を引張ってすべり変形させるとき、結晶の両端の摺みの運動は、外力方向のみに限定されるから、結晶の両端には互いに逆方向に曲げモーメント (M) が働く。その結果結晶の両端には大きな塑性的な湾曲領域が形成され、結晶中央のすべり領域のすべり方向は外力方向に向かって回転する。この時の M の軸は常にすべり方向と外力方向を含む面に垂直である。

一方、1. で述べたように変形段階 I では、転位源の (41 $\bar{5}$) 側面での不均一形成とその隣接すべり面上への伝播のために、すべりは束をなし、束間には未変形領域が挟まれて残る。このような 2 つの領域を形成する変形の繰り返しは、結晶に巨視的な曲折を与え、結晶の摺み部分以外においても摺み近傍での湾曲と同一軸のまわりに、局所的な曲げモーメントが生じ、随所に局所的な結晶の湾曲が強制される。このような曲げモーメントを解消する塑性的湾曲としては変形帯 (kink band) とグライド・ポリゴニゼーションがある。前者は 1951 年頃 Cahn⁽²¹⁾、Chen・Mathewson⁽²²⁾、Honeycombe⁽²³⁾ および高村⁽²⁴⁾

⁽²⁵⁾らによって独立した研究が発表され、その後は高村を中心として辛島⁽²⁶⁾や北島⁽²⁷⁾によって研究が進められた。後者については 1960 年に始めて低温変形時のポリゴニゼーション⁽²⁸⁾として取りあげられた現象である。なおこの変形帯は、1 次すべり方向に垂直で 1 次すべり系刃状転位から構成される正負一對の傾角境界であり、面心立方晶では、刃状転位線に平行な $\langle 112 \rangle$ のまわりに鋭く湾曲している。

(1) 微細すべりによる変形時の塑性的湾曲

Cottrell⁽²⁹⁾は、1953 年に単軸応力下でのすべり変形で摺み近傍に強制される大きな塑性的湾曲は、同符号の 1 次すべり系刃状転位をそのすべり面上に過剰に分布することによってできることを提案した。しかし平行なすべり面上に多くの同符号刃状転位をランダムに分布させる場合には刃状転位自身の自己エネルギーの外に転位間の結晶部分に歪エネルギー⁽³⁰⁾が蓄積される。この歪エネルギーが解放された安定な結晶の塑性的湾曲がポリゴニゼーションや変形帯 (kink band) である。

Young⁽³¹⁾は、微細すべりによって塑性変形が進行する $\rho_0 = 1 \times 10^8 \text{ m}^{-2}$ で、亜粒界をほとんど含まない低転位密度の銅結晶では、降伏直後からグライド・ポリゴニゼーションが摺み近傍で起り、そこには大きな塑性的湾曲が起っていることを確認した。変形が微細すべりで進む場合には、隣接すべり線上の同符号刃状転位間のすべり方向における弾性的相互作用力が、刃状転位の運動に対する抵抗力よりも大きいためグライド・ポリゴニゼーションが起る。しかしこの場合の湾曲軸は刃状転位に平行な軸、 $\langle 112 \rangle$ であるから曲げモーメントの軸とは一致しない。

高村⁽³²⁾は、変形段階 I での変形中に摺み近傍と中央領域とに曲げモーメント M による塑性的湾曲を生ぜしめるすべりを“湾曲すべり (bend gliding)”と呼んだ。これは Cottrell が指摘したものとは異なり、1 次すべり系の混合転位をすべり面上に分布させることによって完成されるとし、この混合転位線は M による湾曲の中立面と 1 次すべり面との交線に平行であるとした。そしてそのらせん成分と刃状成分の比 (b_s/b_e) を $\cot \omega$ で表わせば、それは次式⁽³²⁾で表わされることを示した。

$$\cot \omega = \sin^2 \theta / (\cos^2 \theta \cot \eta + \tan \eta)$$

ここで θ は、結晶軸と 1 次すべり面の法線とのなす角、 η は 1 次すべり方向とすべり面の最大傾斜方向とのなす角である。大谷・高村ら⁽³³⁾は、 $\langle 123 \rangle$ 方位の六角柱状高完全度 Cu-1 原子% Ge 合金単結晶を変形段階 I と II において引張変形させ、結晶の長さ方向に沿って横たわる 9 カ所の軸方位の回転を精密ラウエ法で追求した。その結果変形段階 I では、9 カ所の軸方位は回転角度には広がりがあるが、 M の軸のまわりに、1 次すべり方向

に向かって回転している(理想回転)ことが明らかにされている。このことは各変形領域が、同一符号の過剰な1次すべり系混合転位で構成された局所的な湾曲すべりによってつながっていることを示している。ところが変形段階Ⅱに入ると、9カ所の軸方位は理想回転で期待される大円上に乗らない⁽³³⁾。つまり各変形領域は上述の過剰な同一符号混合転位の分布による単純な湾曲すべりで結ばれているのではない。このようなCu-1原子%Ge合金単結晶の変形領域をエッチピット法で観察すると、変形段階Ⅰでは低転位密度銅結晶で見られるポリゴニゼーションに相当する転位配列が出現している。したがってこの合金単結晶でのポリゴニゼーション的な転位配列は混合転位の配列によるものである筈である。しかし同符号の混合転位がすべり面上に存在すると、らせん成分の長範囲応力場は重畳して増大しポリゴニゼーション壁は不安定になる。このために高村⁽³⁴⁾は、らせん成分は吐き出されて<112>のまわりにするどい湾曲をしている変形帯(kink band)に変換すると考えている。しかしながら<112>は M の軸とは一致しないから、変形帯が出現する変形段階Ⅱ以降の変形では、2次すべり系刃状転位の協力によって M を解消するような結晶の塑性的湾曲が完成されることが考えられる。

(2) 粗大すべりによる変形時の塑性的湾曲

粗大すべり帯によって変形が進行する場合には、一般にグライド・ポリゴニゼーションや変形帯(kink band)は出現しない。これは、粗大すべり帯の間隔が大きいために隣接粗大すべり帯中の刃状転位間の弾性的相互作用が小さく、また粗大すべり帯中には多くの転位が含まれておりその運動に対する抵抗力が大きいためである。中性子照射や焼入等によって転位ループが導入された金属の変形はこの種のものの典型的なものである。しかしながら、このような結晶においても、すべり変形に伴う結晶の塑性的湾曲を避けることは出来ない。

高速中性子を照射($\phi t = 1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$)した銅単結晶の常温における変形段階Ⅰ⁽³⁵⁾では、攪み近傍から1次すべり系の粗大すべり帯が束をなして未変形領域を挟んで飛び飛びに形成され始め、歪の増加に伴って各束の幅が広がるとともに新しい束が結晶の中央に向かって伝播して行く(Lüders 帯)。しかし束状の粗大すべり領域にはグライド・ポリゴニゼーションも変形帯もみられない。粗大すべり帯が結晶全長をほぼ掩ったのち、粗大すべり帯中の刃状転位の性格をLivingston液を利用したエッチ・ピット法で検討すると、結晶の上・下半分の粗大すべり帯中にはそれぞれ特定符号の刃状転位が過剰に分布しており、しかもその符号は互いに反対⁽³⁵⁾であることが分かった。つまり粗大すべりで変形する中性子照射金属単結晶の上下の塑性的湾曲は、攪み近傍から結晶の中央部

分にわたる長い領域[†]にそって形成され、それは1次すべり系の刃状転位によって大きく賄われている。粗大すべり帯中における刃状転位の分布を検討するために、焼入アルミニウム結晶における粗大すべり帯を透過電顕で観察⁽³⁶⁾されている。それによると多くの同符号1次すべり系刃状転位が、刃状転位双極子の中に混在しており、粗大すべり帯の結晶は<112>軸のまわりに湾曲していることが分かった。

高速中性子照射銅結晶や焼入アルミニウム結晶⁽³⁶⁾では、単純すべりの方位であっても、変形の極く初期から共役や臨界共面すべりが、未変形領域に出現して、いわゆる band of secondary slip⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾(bss と略す)が形成される。このように2次すべり帯の発生は極めて不均一であるが、その結晶中で発生しやすい場所やそこでの成長方向等にも強い局所性が見られる。

束状1次すべり帯に挟まれた未変形領域での共役および臨界共面すべり帯の数⁽³⁷⁾は、結晶両端近傍の未変形領域で最大であり、中央領で極小である。このことは攪み近傍に構成される結晶の大きな塑性的湾曲に2次すべり帯の刃状転位が協力していることを示唆している。

共役すべり帯⁽¹⁸⁾⁽³⁴⁾は、例えば結晶の上半分では、各1次すべり帯の束の上端から発生して上方の隣接未変形領域中を上方のみに向かって延びるが、下半分では1次すべり帯束の下端から出発して下方の未変形領域中を下方のみに向かって成長して行く。ところが臨界共面すべり帯は、共役すべり帯が発生する1次すべり帯束の反対側の端に発生して反対方向に伸びて行く。このような2次すべり帯中に分布される刃状転位の性格を判断するために、類似な変形挙動をする焼入アルミニウム単結晶を引張って2種類の2次すべり帯を出現させ透過電顕で観察⁽³⁶⁾した。その結果共役・臨界共面の2次すべり帯での剪断ずれ方向は、引張変形にも拘わらず圧縮変形時のものであった。以上のような2次すべり帯の挙動に関するデータとすべり面の幾何学から、2つの2次すべり帯中に分布される刃状転位の性格を判断すると、2次すべり帯中での刃状転位の分布は1次すべり帯中での刃状転位の分布と協力して、曲げモーメント M のまわりの結晶の塑性的湾曲の完成に貢献していることが判明した。このような事柄は、中性子照射銅結晶の引張変形中における結晶回転の精密ラウエ法⁽³⁸⁾による測定によっても立証されている。

以上を総括すると次のようになる。粗大すべり帯で変形が進行する場合には、グライド・ポリゴニゼーション

† (1)で述べた純銅結晶の両端近くに出現するグライド・ポリゴニゼーションやkink bandによる大きな塑性的湾曲は、攪み近傍に集中して生じ、結晶中央までの波及は小さい。したがってこのような場合の変形に及ぼす M の効果は小さいことになる。

や変形帯は出来ず、1次すべり帯は束状に出現し、それらの間には未変形領域が残る。変形の進行に伴って束の幅は広がり、未変形領域には共役・臨界共面すべりが現われる。変形段階Ⅰの終了までには未変形領域は1次粗大すべり帯によって掩われてしまい、 M のまわりの結晶の塑性的湾曲は、1次と共役・臨界共面すべり帯中の刃状転位の協力で完成される。

4. ま と め

本稿では、よく焼鈍された金属単結晶の塑性変形中における転位源の自由表面での優先的形成とその活動の優位性ならびに拘束されたすべり変形に伴う結晶の塑性的湾曲について述べた。このような現象は、多結晶金属の表面結晶粒や、隣接結晶粒によって変形が拘束される各結晶粒の変形においても起る可能性が大きい。したがって今後は多結晶金属の塑性変形においても、このような研究の積み上げが必要である。

文 献

- (1) Y.Inokuti and R.D.Doherty : *Acta Met.*, 26(1978), 61 ; *Texture of Crystalline Solids*, 2(1977), 143.
- (2) G.I.Taylor : *Proc. Roy. Soc.*, A145(1934), 362.
- (3) M.Polanyi : *Z. Physik*, 89(1934), 660.
- (4) E.Orowan : *Z. Physik*, 89(1934), 614.
- (5) L.Johnson and M.F.Ashby : *Acta Met.*, 16(1968), 219.
- (6) W.T.Bridges : *Phil. Mag.*, 18(1968), 1079.
- (7) H.Mecking and G.Bulian : *Acta Met.*, 24(1976), 249.
- (8) F.W.Young Jr. : *Can. J. Phys.*, 45(1967), 757.
- (9) K.Marukawa : *J. Phys. Soc. Japan*, 22(1967), 499.
- (10) 鈴木 平 : *固体物理*, 2(1967), 3.
- (11) 太田道雄, 北島貞吉, 海江田弘也 : *日本金属学会誌*, 36(1972), 617.
- (12) F.W.Young Jr. : *J. Phys. Chem. Solid*, 28(1967), 789.
- (13) G.de Wit and J.S.Koehler : *Phys. Rev.*, 116(1959), 1113 ; A.J.E.Foreman : *Acta Met.*, 3(1955), 322.
- (14) 栗下裕明, 北島貞吉 : *日本金属学会誌*, 43(1979), 364.
- (15) H.Kurishita and S.Kitajima : *Proc. 5th Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys*, Pergamon Press, London, (1979), 101 ; S.Kitajima and H. Kurishita : *Proc. 6th Yamada Conf. on Dislocations in Solids*, University of Tokyo, (1985), 275.
- (16) S.Kitajima : *Proc. NATO Advanced Study Inst. on Surface Effects in Crystal Plasticity*, Noordhoff Leyden, (1975), 495.
- (17) 鈴木秀次 : *転位論入門*, アグネ, (1967), 113.
- (18) 北島貞吉, 轡田政則 : 未発表.
- (19) 北島貞吉, 篠原和敏 : *日本金属学会会報*, 12(1986), 980.
- (20) B.J.Hockey and J.W.Mitchell : *Phil. Mag.*, 26(1972), 409.
- (21) R.W.Cahn : *J. Inst. Met.*, 79(1951), 129.
- (22) N.K.Chen and C.H.Mathewson : *Trans. AIME, J. Met.*, 3(1951), 653.
- (23) R.W.K.Honeycombe : *J. Inst. Met.*, 80(1951-2), 45.
- (24) 西村秀雄, 高村仁一 : *日本金属学会誌*, A15(1951), 409.
- (25) H.Nishimura and J.Takamura : *Tech. Rep. Eng. Res. Inst., Kyoto Univ.*, 2(1952), 139.
- (26) S.Karashima : *Mem. Inst. Sci. Ind. Res., Osaka Univ.*, 12(1955), 25 ; 辛島誠一 : 的場幸雄教授退官記念論文集, 東北大学, (1969), p.184.
- (27) S.Kitajima : *Bull. Naniwa Univ.*, A2(1954), 71 ; *Mem. Fac. Eng., Kyushu Univ.*, 20(1961), 105.
- (28) J.D.Livingston : *J. App. Phys.*, 31(1960), 1071 ; F.W. Young : *J. Appl. Phys.*, 31(1960), 963.
- (29) A.H.Cottrell : *Dislocation and Plastic Flow in Crystals*, Clarendon Press, Oxford, (1953), p.28.
- (30) E.Orowan : *Dislocations in Metals*, Ed. by M. Cohen, AIME, (1954), p.69.
- (31) F.W.Young Jr. : *J. Appl. Phys.*, 33(1962), 963.
- (32) 高村仁一 : *水曜会誌*, 京都大学, 12(1955), 601.
- (33) 大谷泰清, 高村仁一, 成田舒孝, 原谷 勲, 吉村昭三 : *日本金属学会誌*, 41(1977), 1290.
- (34) 高村仁一 : *日本金属学会会報*, 25(1986), 379.
- (35) K.Shinohara, S.Kitajima and M.Kutsuwada : *Acta Met.*, 34(1986), 2335.
- (36) 徳納一成, 北島貞吉, 中村祐三, 木下智見, 篠原和敏 : *日本金属学会誌*, 51(1987), 390.
- (37) S.Kitajima, K.Shinohara and H.Kurishita : *J. Nuclear Mater.*, 108/109(1982), 397.
- (38) S.Kitajima and K.Shinohara : *Strength of Metals and Alloys*, Ed. by R. C. Gifkins, Pergamon Press, (1982), p.413.