Al-Mg 合金における Portevin-Le Chatelier 効果

松浦圭助* 西山丈司** 幸田成康***

Keisuke Matsuura, Takeshi Nishiyama and Shigeyasu Koda: Portevin-Le Chatelier Effect in Al-Mg Alloys. Tensile testing of Al-5.6 wt % Mg and Al-8.6 wt % Mg alloys was carried out in the temperature range -194°C to 200°C to make clear the nature of the Portevin-Le Chatelier effect. The temperature dependence of repeated yielding in stress-strain curves, slip line appearance and dislocation distribution were investigated in the alloys.

The behaviour of repeated yielding at the temperatures below -40°C was well explained by Friedel's relation based on Cottrell's model. From the comparison of this relation with the present results, it was concluded that the activation energy of migration of vacancy was 0.27 eV in this phenomenon and the solute concentration reached about 40% in the dislocation core when the repeated yielding started.

However, Cottrell's model was not valid for the repeated yielding at the temperatures above -20°C , because the behaviour of repeated yielding in this temperature range was quite different from Friedel's relation. Here, the repeated yielding should be controlled by the release of dislocations from Cottrell's locking, because the dislocations have been sufficiently locked by solute atoms in the early stage of deformation.

No changes in dislocation distribution and slip line appearance could be recognized by changing strain rate and deformation temperature, although they affected appreciably the appearance of repeated yielding.

(Received March 30, 1967)

I. 結 言

Al-Mg, Al-Cu 合金の室温近辺での引張変形において、あるひずみのところから急速な塑性変形の進行による応力緩和がくり返し生じ、その応力-ひずみ曲線がのこぎり歯状を呈することが観察されている⁽¹⁾。この現象は Portevin-Le Chatelier 効果といわれ、C, N を含む軟鋼⁽²⁾や H を含む Ni など、侵入型溶質原子を含む合金⁽³⁾においても観察されている。

このくり返し降伏現象は、変形中に溶質原子が拡散してすべり転位を固着する過程と、応力の増加とともにある領域での応力集中によつて固着転位が解放され急速に変形が結晶中を伝播する過程との、くり返しによつて説明されてきた⁽¹⁾。なお Al 合金などの置換型固溶体においては、変形中の溶質原子の拡散は変形によつて作られた過剰の原子空孔によるものとされている。Friedel⁽⁴⁾はこの Cottrell の model に基づいて、不連続降伏現象が現われはじめる最小ひずみを、変形速度、変形温度の関数として定量的に表わす後述する式を導いた。

しかし、Caisso らが Al-Mg 合金について変形速度の影響を調べた結果は、上に述べた Cottrell の model から予想されるものとは異なつてかなり複雑なことを示しており⁽⁵⁾、彼らはその結果に基づいて不連続降伏現象が現われる条件を現象論的に論じている⁽⁶⁾。その他、Cottrell の model に対する批判は二、三あり、新たな考え方も提出されているが^{(3)(7)~(9)}、まだ統一された見解はないようである。

本研究は Al-5.6 wt % Mg, Al-8.6 wt % Mg 合金について主に変形温度をいろいろ変えて引張試験を行ない、応力-ひずみ曲線に現われる不連続変形の様相の変化と、それに対応するすべり線、転位分布を調べ、さらに時効の影響をも調べた。とくに変形温度と不連続降伏現象の間の関係に基づいて Friedel の関係式を検討し、Cottrell の model の成立する範囲、条件について考察を行なつた。

II. 試 料 と 実 験 方 法

実験に使用した材料は Al-5.6 wt % Mg, Al-8.6 wt % Mg の組成のもので、アルゴンガス雰囲気下で溶解し、熱間鍛造後適当に中間焼鈍を行ないながら冷間線引、あるいは圧延して、針金と板状試料を得た。試料の分析結果は Table 1 に示した。引張試験にはつかみ間の距離が 50 mm となるように、70 mm の長さで切断した直径 1 mm の針金を使用し、光学顕微鏡によるすべり模様を観察および透

* 東北大学金属材料研究所; 現在、北海道大学工学部 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai; and now, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

** 大阪工業大学工学部 (Faculty of Engineering, Osaka Institute of Technology, Osaka)

*** 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

(1) A.H.Cottrell: Phil.Mag., **44**(1953), 829.

(2) M.J.Manjoine: Trans ASM, **66**(1944), 221 A.

(3) B.A.Wilcox and G.C.Smith: Acta Met., **12**(1964), 371.

(4) J.Fridel: Dislocations, Pergamon Press, (1964), 411~4.

(5) J. Caisso and J. Guillot: Mém. Sci. Rev. Mét., **59**(1962), 395.

(6) J.Simon, J.Caisso, J.Guillot and P.Violan: Mém. Sci. Rev. Mét., **61**(1964), 841.

(7) P.R.Sperry: Acta Met., **11**(1963), 153.

(8) B.A.Riggs and L.T.Demer: Acta Met., **11**(1963), 1003.

(9) D.J.Bailey, W.F.Flanagan and G.E.Miller: Acta Met., **13**(1965), 436.

過電子顕微鏡による転位分布の直接観察には、それぞれ厚さ 1 mm および 0.1 mm の板状試料を用いた。

Table 1 Result of chemical analysis.

Nominal composition	Mg (wt %)	Si (wt %)
Al-6 wt % Mg	5.59	0.030
Al-10 wt % Mg	8.55	0.019

試料はすべて 450°C で 2 hr 均一化処理を行なった後、約 15°C の水中に焼入れし固溶体合金とした[†]。

引張試験は一定の引張速度 ($\dot{\epsilon}=1.6 \times 10^{-4}/\text{sec}$) の下で -194°C から 200°C までのいろいろな温度で行なつて変形温度の効果を調べるとともに、また 20°C の変形温度でいろいろな引張速度 ($\dot{\epsilon}=10^{-5} \sim 10^{-3}$) の下で試験を行なった。

透過電子顕微鏡による直接観察には厚さ 0.1 mm の板状短冊型試料を用い、焼入れ試料は過塩素酸 (1) - アルコール (6) 溶液で電解研磨して薄片を作製した。

III. 実 験 結 果

1. 不連続降伏現象におよぼす変形温度の効果

(1) 変形温度が 0°C 以上の場合

変形温度が 0~200°C の間における Al-5.6% Mg, Al-8.6% Mg 合金の応力-ひずみ曲線の例をそれぞれ Fig. 1, Fig. 2 に示す。

Al-5.6% Mg 合金では、 T (変形温度) = 0~25°C の範囲ではほとんど塑性領域の初期から不連続降伏現象を示して

Fig. 1 Stress-strain curves of Al-5.6 wt% Mg alloy at temperatures above 0°C.

いるが、 $T=50^\circ\text{C}$ 以上では塑性変形がかなり進行してから始めて不連続降伏現象を示すようになる。またいずれの場合も、不連続降伏の振幅は変形の進行とともに増大してゆき、その頻度は減少するのが見られる。

[†] 実験は焼入れ試料のほかに、150°C あるいは 200°C で時効した試料についても行なつたが、頁数の関係上別報として後日報告したい。

Al-8.6% Mg 合金では、 $T=0^\circ\text{C}$ ではほとんど降伏後より不連続降伏現象を示しているが、 $T=10^\circ\text{C}$ ではある程度の

Fig. 2 Stress-strain curves of Al-8.6 wt% Mg alloys at temperatures above 0°C.

塑性変形の後、すなわち 3.5~4% のひずみに達してはじめて急激に不連続降伏を示すようになる。変形温度が 25°C, 50°C と高くなるにつれ、不連続降伏がはじめて出現するひずみ量 ϵ_m は増加してゆく。 $T=70^\circ\text{C}$ では ϵ_m は 20% 前後となりやや大きな振幅の不連続降伏を示しているが、その頻度は小さくまもなく破断に至る。より変形温度が高くなると不連続降伏を示さぬうちに破断している。

以上のような 0°C 以上における不連続降伏現象の特徴をまとめるとつぎのようになる。

(i) 変形温度が高くなるにつれ、不連続降伏現象が現われはじめるひずみ量 ϵ_m は大きくなり、またそのときの振幅は増大し、逆に頻度は減少する。

(ii) 一定の変形温度ではひずみ量の増加につれ不連続降伏の振幅は増加し、頻度は減少する。

(iii) 不連続降伏現象が塑性領域の初期から現われている温度の上限は Al-5.6% Mg 合金では約 25°C, Al-8.6% Mg 合金では 0°C で、Mg 濃度が高い方が低温側へずれている。

(iv) 変形温度が 0~50°C の範囲では、加工硬化が若干大きいようである。

(2) 変形温度が 0°C 以下の場合

変形温度が 0°C 以下における応力-ひずみ曲線を Fig. 3, Fig. 4 に示す。変形温度が -20°C までは、0°C の場合と同じく降伏をわずかに過ぎたところから不連続降伏現象を示し、その振幅はひずみとともに増大し頻度は減少している。しかしさらに変形温度が低下するにつれ、0°C 以上の場合と異なつて、つぎのような特徴が認められる。

(i) 変形温度の低下につれ不連続降伏現象が現われはじめるひずみ量 ϵ_m は大きくなり、振幅とくに頻度が急激に減少してその形状は、0°C 以上の場合とは対照的に、不規則、不明瞭となる。なお -194°C での応力-ひずみ曲線には不連続降伏現象は全然認められなかつた。

(ii) 一定の変形温度のときひずみ量の増加とともに多少振幅の増大する傾向は認められるが、 0°C 以上の応力-ひ

ずみ曲線では、変形速度の小さい範囲では ($\dot{\epsilon} < 3.2 \times 10^{-4}$)、不連続降伏現象は明瞭かつ規則的で、速度が小さくなるにつれ ϵ_m

Fig. 3 Stress-strain curves of Al-5.6 wt%Mg alloys at temperatures below 0°C .

Fig. 4 Stress-strain curves of Al-8.6 wt%Mg alloys at temperatures below 0°C .

ずみ曲線にはつきり認められたような、ひずみ量とともに頻度が減少する傾向はつきりとは認めがたい。

(3) 不連続降伏現象の温度依存性

以上の結果に基づいて、不連続降伏現象が現われはじめるひずみ量 ϵ_m 、それに対応する応力 σ_m 、振幅 A の温度依存性を図で示すと Fig. 5, Fig. 6 のようになる。図から明らかなように、Al-5.6 wt%Mg 合金では 25°C から、Al-8.6 wt%Mg 合金では 0°C から (この温度を T_c であらわす) 温度の増加とともに ϵ_m , σ_m は急速に増大している。しかし単調な増加曲線ではなく Al-5.6 wt%Mg 合金では $T = 25^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ 、Al-8.6 wt%Mg 合金では $T = 0^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ の間で曲線は上に凸型になっており、この温度範囲では明瞭で規則的な不連続降伏現象が認められている。一方 T_c 温度以下では ϵ_m , σ_m はともに温度の低下とともに単調に増大している。

2. 不連続降伏現象におよぼす変形速度の効果

変形速度の影響は Caisso ら⁽⁵⁾ によつて詳しく調べられており、現在の研究結果も彼らと同じような傾向を示している。そこで結果は省略するが、 20°C での変形において

Fig. 5 Temperature dependence of σ_m , ϵ_m and amplitude of serration (A) in stress-strain curves of Al-5.6 wt%Mg alloys. A_1 and A_2 are lower and upper values of the amplitude of serration in the stress-strain curve.

Fig. 6 Temperature dependence of σ_m , ϵ_m and amplitude of serration (A) in stress-strain curves of Al-8.6 wt%Mg alloys. A_1 and A_2 are lower and upper values of the amplitude of serration in the stress-strain curve.

も増大しており、変形温度を 0°C 以上に高めた場合に似ている。一方変形速度が大きい範囲 ($\dot{\epsilon} > 1.6 \times 10^{-3}$) では不連

続降伏現象は不規則，不明瞭となり，変形温度を 0°C 以下に低めた場合に似ている。

3. 転位分布，すべり線の観察

変形温度，変形速度による不連続降伏現象の変化に対応して変形後の転位の分布，すべり線を観察した。Photo.1

(a) Dislocations at $\epsilon=2.4\%$

(b) Dislocations at $\epsilon=10\%$

(c) Slip lines at $\epsilon=10\%$ ($\times 210$)

Photo.1 Dislocations and slip lines of Al-8.6 wt% Mg alloys deformed at $T=20^{\circ}\text{C}$ and $\dot{\epsilon}=1.6 \times 10^{-3}$.

は室温で $\dot{\epsilon}=1.6 \times 10^{-3}$ の速度で変形した組織の代表的な透過電子顕微鏡観察の一例であるが，他の変形速度($\dot{\epsilon}=1.6 \times 10^{-4}$, 3.2×10^{-5})で変形したものについても同じような組織が見られ，変形速度の差異による不連続降伏現象の変化に対応した組織上の変化を検出することができなかった。これは一つには，結晶粒によつて転位組織がやや異なるため一般的な相違を検出できなかったのかも知れないが，むしろその相違があつたとしてもわずかであるためであろう。いずれも変形の初期では，Photo.1(a)に示すように光学顕微鏡で観察されるすべり線に対応すると思われるすべり面上にならんだ転位の配列が多数見られる。変形が進むにつれてこのような転移配列が全面を埋め，Photo.1(b)に示すように，10%変形後には転位は全面にわたつて微細に均一に分布するようになる。Photo.1(c)はこの状態に対応する光学顕微鏡によるすべり線の写真である。

(a) Dislocations at $\epsilon=2.2\%$

(b) Dislocations at $\epsilon=11.4\%$

Photo.2 Dislocations of Al-8.6 wt% Mg alloys deformed at $T=70^{\circ}\text{C}$ and $\dot{\epsilon}=1.6 \times 10^{-4}$.

Photo. 2 は 70°C で変形したときの転位分布を示している。この写真では変形初期の転位配列が前の場合に比べて、やや均一、不規則であるが、結晶粒によつてはすべり面上に配列した転位分布も見られている。なお変形後期では、一部に cell 組織を形成する段階にあるような転位配列が見られる (Photo. 2(b))。しかしいずれにしろ、変形温度を高めることによつて不連続降伏現象の様相が著しく変わるにかかわらず、転位分布にはさして大きな変化はないようである。

すなわちこの合金の変形は、不連続降伏現象の有無にかかわらず、最初各結晶粒で局所的にすべりが生じ、それが他の未変形領域へ広がってゆくようにして進行するものと思われる。また変形による転位はすべり面にそつて配列し、cell 組織を形成しがたい点特徴的である。

IV. 考 察

1. Friedel の 関 係 式

Friedel⁽⁴⁾は変形中溶質原子が転位を固着することによつて、不連続降伏現象が生ずるという Cottrell の model に基づいて、不連続降伏現象がはじまるときのひずみ ϵ_m なる量と変形温度、変形速度との関係をつぎのごとく求めている。

応力-ひずみ曲線における一つの不連続降伏は、一つないしいくつかの変形波 (Lüders 帯) が同時に発生伝播することによると考える。さらに、不連続降伏現象として現われるためには、この変形波の伝播中に溶質原子が拡散して転位を固着できなければならぬと考える。この条件は、いま仮に一つの不連続降伏は m 個の変形波の同時伝播によつて生じたとし、それによるひずみ量を $d\epsilon$ とすると、次式で与えられる。

$$\frac{d\epsilon}{dt} \leq \frac{|W_M| d\epsilon}{mkTb^2} \left(\frac{\alpha C_0}{C_i} \right)^{3/2} D \quad (1)$$

ここで W_M は転位と溶質原子の結合エネルギーで、現在の Al-Mg 合金では $W_M = 0.28 \text{ eV}$ 、 C_0 は合金濃度、 C_i は固着された転位しにおける溶質原子濃度で $1 \geq C_i \gg C_0$ 、 D は溶質原子の拡散係数、 b は原子間距離、 α は定数である。

ところで置換型固溶体の場合、拡散係数 D は変形中に生じた原子空孔濃度 C_v によつて支配され、

$$D \approx \nu b^2 C_v \exp\left(-\frac{U_{dv}}{kT}\right) \quad (2)$$

である。ここで ν は原子振動数 ($10^{13}/\text{sec}$)、 U_{dv} は原子空孔の移動の活性化エネルギーである。ところでこの C_v は変形量 ϵ とともに

$$C_v \approx 10^{-4} \epsilon \quad (3)$$

で与えられると仮定し、これらの関係式を (1) 式に代入すると、結局不連続降伏現象が現われる条件は次式になる。

$$\epsilon \geq \frac{10^4 mkT (d\epsilon/dt)}{\nu |W_M| d\epsilon} \left(\frac{C_i}{\alpha C_0} \right)^{3/2} \exp\left(\frac{U_{dv}}{kT}\right) \quad (4)$$

これが Friedel の関係式で、等号のときの ϵ は ϵ_m を与える。

2. 実験結果 と の 比 較

(4) 式の等号によつて与えられる ϵ_m の温度依存性を、現在の実験結果 Fig. 5, 6 と比較検討するため、(4) 式に現在の実験条件に適した値 $d\epsilon/dt = 1.6 \times 10^{-4}/\text{sec}$ 、 $d\epsilon \sim 10^{-4}$ を代入する。ただし、この $d\epsilon$ の値は、不連続降伏が現われはじまるときのその振幅から推定したおよそその値である。そうすると (4) 式は、現在の実験温度範囲では近似的につぎのようになる。

$$\epsilon_m \approx 1.9 \times 10^{-10} m (C_i/C_0)^{3/2} \exp\left(\frac{U_{dv}}{kT}\right) \quad (5)$$

上式は、 $\ln \epsilon_m$ が変形温度の逆数に比例して増加し、その $\ln \epsilon_m$ 対 $1/T$ の直線関係は、合金濃度 C_0 によつて $\ln(1/C_0)^{3/2}$ に比例して、全体的に上下に平行移動することを示している。Fig. 7 はこの関係を検討するため Fig. 5, 6 の結

Fig. 7 $\ln \epsilon_m - 1/T$ curve.

果を $\ln \epsilon_m$ 対 $1/T$ のグラフに書き改めたものである。図からわかるように、変形温度が -40°C より低温側において (5) 式の関係がだいたい満たされ、

$$\epsilon_m = A \exp\left(\frac{U_{dv}}{kT}\right) \quad (6)$$

で表わされるが、 -20°C 以上の高温側では逆の方向に変化している。ここに A は比例係数である。

-40°C 以下の関係から、原子空孔の移動の活性化エネルギー U_{dv} 、係数 A がそれぞれ Al-5.6 Mg 合金、Al-8.6 Mg 合金について求められる。それを Table 2 に示した。

Table 2 Values of U_{dv} and A .

	$U_{dv} (\text{eV})$	A
Al-5.6 wt % Mg	0.27	4.07×10^{-8}
Al-8.6 wt % Mg	0.27	1.35×10^{-8}

$U_{dv} = 0.27 \text{ eV}$ という値が両方の合金について得られたが、この値は普通 Al 合金で得られている値 ($\sim 0.5 \text{ eV}$) と比べてかなり小さい。しかし Westwood ら⁽¹⁰⁾ が Al-Mg 合金の

(10) A. R. C. Westwood and T. Broom : Acta Met., 5 (1957), 249.

ひずみ時効の実験で得た値, 0.27~0.45 eV の最低値と一致しており, 転位しん近傍での原子空孔の移動を表わしているものと考えられる。

つぎに比例係数 A の検討であるが, これは理論的には (5) 式から

$$A \approx 1.9 \times 10^{-10} m (C_i/C_0)^{3/2}$$

で与えられる。これと Table 2 の実験値との比較から, Al-5.6 Mg 合金では $mC_i^{3/2} \approx 0.32$, Al-8.6 Mg 合金では $mC_i^{3/2} \approx 0.21$ で, 両者ともほぼ似たような値を示している。いま一つの不連続降伏の原因となる変形波の数 m を 1 とすると, Al-5.6 Mg 合金では $C_i \approx 0.47$, Al-8.6 Mg 合金では $C_i \approx 0.35$ となり, 両者ともほぼ等しい妥当な値を示している。このことはすなわち, 転位しんにおける溶質原子濃度が約 40% に達すると, 不連続降伏現象が生ずることを示している。

3. -20°C 以上の高温における不連続降伏現象

Friedel の関係式 (5) を -20°C 以上へ延長して考えると, Fig. 7 の点線で示すように, ϵ_m はしだいに弾性限に近づくのみである。しかし実際には温度の増加とともに ϵ_m は増大して, (5) 式の予想とは全く逆の変化を示している。したがって別の説明がされなければならない。われわれはつぎのように考えた。

変形温度が高くなると溶質原子の拡散速度も増し, 降伏後のわずかな変形中に転位しん近傍の溶質原子濃度は上に求めた (5) 式の C_i 以上に到達し, 最終的には転位しんのみならずその囲りに溶質原子の平衡雰囲気も形成するに至るであろう。このような事態になると, 固着された状態から転位を解放して変形波を発生伝播するためには, より大きな外部応力を必要とする。したがって不連続降伏現象がはじまるときの応力 σ_m , しながつて ϵ_m も, Fig. 5, 6 に見るように, 変形温度が高くなるとともに増加することが考えられる。このような考え方を支持するものに, さらに以下の事実があげられる。

(1) 不連続降伏の振幅, 頻度の温度依存性

転位の固着が不十分な低温側 ($T < -20^\circ\text{C}$) では, 転位の固着効果が強化するとともに不連続降伏の振幅, 頻度が増大してゆくものと考えられる。実験結果の 1. (2) で述べたように, 低温側では変形温度の低下, しながつて固着作用が弱くなるとともに振幅, 頻度は減少し, 不連続降伏現象の形状は不規則になつていく。一方変形温度が室温付近に近づくにつれ, 振幅と頻度は増大し, 形は規則的になつていく。しかし変形温度が室温以上になつてくると, 実験結果の 1. (2) に述べたように, 振幅は増大してゆくが頻度は減少している。これは変形温度が高くなり, 転位の固着効果がある程度以上増加すると, 転位が固着から解放されて変形波を発生伝播することが困難となり, その頻度が減少するためと考えられる。

なお 0°C 以上の変形においてひずみ量の増加につれ不連

続降伏の振幅は増加し, 頻度は減少する傾向が見られているが, これもひずみの増加とともに原子空孔濃度にしたがって拡散速度が増し, 溶質原子による転位の固着が強化したためと考えられる。

(2) 加工硬化の温度依存性

一般に変形温度が高くなると加工硬化は減少してくるのが普通であるが, この合金では変形温度がおおよそ 0°C から 50°C の範囲にわたって応力-ひずみ曲線の加工硬化が他の領域に比べて若干高くなっている。このことはこの範囲で変形中の溶質原子による転位の固着作用が著しいことを示していると思われる。

(3) Borch ら⁽¹¹⁾ のクリープの研究結果

Borch らは Al-3.2% Mg 合金についてクリープの活性化エネルギーを広い温度範囲にわたって調べた。それによると, 200~380°K の範囲にわたってクリープの活性化エネルギーは急激なピークを示し, ピークの 325°K ではクリープ速度はひずみとともに急速に減少し, 同一応力下でのより低温あるいは高温下でのクリープ速度よりも著しく低かつた。彼らはこの現象に基づき, 転位線がしんの近傍のみならずより広範に溶質原子によって固着され, それからの解放は熱的な活性化過程では起こり得ず, 主に断熱的な過程でしか生じないと考えた。彼らはまた, Portevin-Le Chatelier 効果もこの温度範囲で観測され, 強固に固着された転位が集積転位群によって断熱的に解放され, Lüders 帯を伝播せしめるときに不連続降伏が生ずるのであるとしている。この考えは現在の 0°C 以上の不連続降伏現象に対するわれわれの見解と同じものである。

(4) ひずみ時効と不連続降伏現象

溶質原子による転位の固着がある程度以上強固になると不連続降伏が生じがたくなるという見解を確かめるため,

Fig. 8 Effect of strain-ageing on repeated yielding.

(11) N.R. Borch, L. A. Shepard and J.E. Dorn: Trans. ASM, 52 (1960), 494.

室温において不連続降伏が生じはじめる点まで変形した後、荷重を除去しそれぞれ 5, 20, 60 min 放置後再び荷重して変形を続けた。Fig. 8 はそのときの応力-ひずみ曲線の一部であるが、再荷重後の変形では最初一時的に不連続降伏の出現は押えられ、その抑制の程度は放置時間が増すにつれて大きくなっており、予期したとおりであった。

V. ま と め

(1) -40°C より低い変形温度における不連続降伏現象は、Cottrell の model に基づく Friedel の条件式によつて、その温度依存性、Mg 濃度依存性がだいたいよく説明される。

(2) この温度範囲での実験結果と Friedel の式との比較から、原子空孔の活性化エネルギーが 0.27 eV と求められ、

不連続降伏を生ずるときの転位しんでの溶質原子濃度が約 40% に達していることが推定された。

(3) -20°C より高温側での不連続降伏現象の温度依存性は、Friedel の条件式からの予想とは全く逆方向に変化し、この温度範囲では Cottrell の model は成立しない。ここでは、転位しんにおける濃度がある値 C_i に達すると不連続降伏が生ずるのではなく、むしろ変形の初期から固着が十分行なわれているため、固着から解放する条件によつて不連続降伏現象が支配される。

(4) 変形速度、温度による不連続降伏現象の変化に対応して転位分布、すべり線を観察したが、はつきりした変化を検出できなかった。いずれも変形の初期では比較的すべり面上に配列した転位が見られ、変形の後期でも cell 構造を形成する傾向は極めて少なかった。