一部は文部省科学研究費によったことを付記し、謝意を表する。

記 号 表

A : 熱発生量
 C_0 : 初期溶質濃度
 C_L : 液相中の溶質濃度
 C_{eq} : 共晶組成中の溶質濃度
 f_s : 固相率
 f_{su} : 共晶温度時の固相率
 k : 平衡分配係数
 K : 熱伝導度
 L : 凝固潜熱
 T_L : 液相線温度
 T_{eq} : 共晶温度
 T_B : 冷却面温度
 x : 冷却面からの距離
 t : 時 間
 ϵ : 共晶温度界面の位置
 $\epsilon + \Delta\epsilon$: 液相線温度界面の位置
 $\lambda_1: \epsilon/\sqrt{t}$
 $\lambda_2: (\epsilon + \Delta\epsilon)/\sqrt{t}$
 M : 液相線勾配
 T : 温 度

T_z : 初期鑄込み温度

$\xi: x/\sqrt{t}$

α : 熱拡散率

ρ : 密 度

T, K, α に対する添字 1, 2, 3 はそれぞれ領域 I, II, III に対応する。

文 献

- (1) H.S.Carslaw and J.C.Jaeger: *Conduction of Heat in Solids*, Oxford University Press, London, (1959), 282.
- (2) T.R.Goodman: Trans. ASME, **80**(1958), 335.
- (3) R.H.Tien and J.E.Geiger: Trans. ASME, (1967), 230.
- (4) V.Koump, R.H.Tien and W.J.Kim: Trans. Met.Soc.AIME, **239**(1967), 1305.
- (5) E.Scheil: Z.Metallk., **34**(1942), 70.
- (6) Pradeep K.Rohatigi and Clyde M.Adams, Jr.: Trans.Met.Soc.AIME, **239**(1967), 1737.
- (7) T.F.Bower, H.D.Brody and M.C.Flemings: Trans.Met.Soc.AIME, **236**(1966), 624.
- (8) H.D.Brody and M.C.Flemings: Trans.Met. Soc. AIME, **236**(1966), 615.
- (9) B.Carnahan, H.A.Luther and J.O.Wilkes: *Applied Numerical Methods*, J.Wiley and Sons, (1969), 361.

Cu-8at% Al 合金の共面すべりに及ぼす 試料形状効果と結晶方位

佐 藤 進* 森 健** 藤田 広志**

Susumu Satoh, Takeshi Mori and Hiroshi Fujita: Coplanar Slip Related with Specimen Size and Axis in Cu-8at% Al Single Crystals. The behavior of coplanar slip in *fcc* metals has been examined in Cu-8at% Al single crystals. Specimens used were rectangular plates so that the Burgers vectors of primary and coplanar slip were systematically controlled against the specimen surfaces. The results obtained are summarized as follows: (1) Since the latent hardening of secondary slip systems strongly occurs in the alloys, coplanar slip plays an important role for the relaxation of additional stress caused by the grip effect because of a weak interaction with the primary dislocations. (2) Activation of coplanar slip is determined by the ratio of Schmid's factor of coplanar slip to that of primary slip rather than Schmid's factor of coplanar slip itself. (3) When the tensile axis is close to the $[\bar{1}11]$ - $[011]$ zone, coplanar slip is easily activated compared with other secondary slip. (4) Coplanar slip in stage II is observed to appear in the vicinity of the well-developed primary slip bands by electron microscopy. Coplanar slip in this stage of deformation contributes to the relaxation of the internal stress caused by primary slip.

(Received August 6, 1977)

* 大阪大学大学院, 現在: 川崎製鉄株式会社 (Graduate School, Osaka University, Suita. Present address: Kawasaki Steel Corp., Chiba)

** 大阪大学工学部 (Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

I. 緒 言

面心立方晶金属および合金においては、加工組織のみならず、種々の機械的性質が積層欠陥エネルギーによって著しく影響を受けることが知られている。

従来、積層欠陥エネルギーの高い金属や合金の機械的性質に関しては研究も多く、これらの機械的性質には局所的に活性化される2次系すべりの寄与が重要であることが明らかにされている。積層欠陥エネルギーの低い金属および合金では、個々の転位が拡張していることから特にこの2次系の寄与は重要と考えられるが、1次すべりとすべり面を共有する共面すべり (coplanar slip) は1次すべりとの相互作用が弱く、しかも変形に伴う試料回転を修正する作用のあることから興味ある現象である。ところで、この共面すべりの役割が特に注目され始めたのはつい最近⁽¹⁾⁽²⁾のことで、その活性化の実態はまだ十分には明らかとはいえない。

この論文では、Fig. 1 に示された種々の共面すべりのうち、特に主すべり面 S_{11} 上の2つ S_{12} と S_{13} に注目して、主すべり S_{11} に対しこれらを単に共面すべりと呼ぶことにする。ここで試料の引張軸方位は斜線をほどこした標準三角形内にある。先に丸棒試料を用いた実験結果⁽³⁾では7 mm 直径の試料の方が直径5 mm のものより多くの共面すべりが観察された。このことから共面すべりの活性化には単軸引張では避けられない“掴みの拘束による効果”が直接関係していることが推論される。したがって、本研究では共面すべりが出易いように掴みの効果が強調される短冊状試料Aと、そうでない試料Bを用いて共面すべりの特性を詳細に調べた。

Fig. 1 [001] standard stereographic projection of fcc crystal. The initial specimen axis lies in the shaded triangle, and the slip direction on the S_i slip plane is denoted by S_{ij} ($i=1, 2, 3, 4$ $j=1, 2, 3$).

過去において、短冊状試料を用いた試料形状効果については多くの研究^{(3)~(5)}がなされているが、共面すべりに注目した研究はほとんどなく、またこの形状の試料では一般に主すべりとその共面すべりとの識別も難しい。そこで本

研究では試料観察面で主すべりと共面すべりの段が逆になるように面方位を調整して、両者の識別をレプリカ法を用いて電子顕微鏡で行った。

なお試料としては、(1)固溶限が広くて偏析の心配のないこと、(2)溶質濃度変化に伴う積層欠陥エネルギーの変化が知られておりかつ十分に低い積層欠陥エネルギーであること、を考慮して Cu-8 at% Al 合金単結晶を選んだ。これらの試料について共面すべりの方位および試料形状依在性を調べ、その結果に基づいて共面すべりの塑性変形における役割について検討する。

II. 試料ならびに実験方法

試料は所要の組成の 99.99% Cu と 99.99% Al を $\sim 10^{-2}$ Pa の真空中で高周波溶解してインゴットをつくり、これを熱間圧延したのち高純度黒鉛モールドを用いた Bridgman 法によって Ar+10% H_2 気流中結晶成長速度 2 cm/h で単結晶を作製した。得られた単結晶の組成は Cu+8 at% Al で、積層欠陥エネルギーは約 10^{-2} J/m² と推定される⁽⁶⁾。試料の単結晶は化学研磨により鏡面に仕上げた。化学研磨は、塩酸に塩化第二銅を飽和させたものに等量のエチレングリコールを加えたものをガラス板上に敷かれた綿布に滴下させながら結晶をすべらせて行なった。こうして整形された試料の寸法は約 $1.3 \times 14 \times 60$ mm³ である。

用いた試料の引張方位は Fig. 2(a) および Fig. 3(a) に示したように S_{13} が活性化され易い $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 境界に近いものと、 S_{12} が活性化され易い $[001]$ に近いものの2種類に大別される。Fig. 2(a) の試料は Fig. 2(b) に示したように主すべりのバーガス・ベクトル (b_p) は試料表面に平行

Fig. 2 The initial tensile axes of specimens A, and surface steps caused by the primary and the coplanar slip. The Burgers vectors of primary and coplanar slip are denoted by b_p and b_c , respectively in (b).

Fig. 3 Initial tensile axes of B specimens and surface steps caused by primary slip (b_p) and coplanar slip (b_c).

(両者の角度は 5°)に近くなるように作製した。さらに観察面で主すべりと共面すべりの段が逆になるようにしてある。これは I. で述べた掴みの効果が強調される試料 A に相当する。これに対して Fig. 3 の試料では主すべりおよび共面すべりのバーガス・ベクトルは試料表面に等角度をなし、すべりの段層は互い逆になるように調整してある。これは試料 B に相当する。

以上のように作製した試料は、いずれも組成の均一化と歪の除去の目的で 1243 K で 12 h 焼鈍した後、電解研磨で表面を仕上げて引張変形を行なった。電解研磨は硝酸一容にメチルアルコール二容を混合した液中 243 K で行なった。変形には、インストロン型の島津オートグラフ IS 5000 型試験機を用い、室温にて歪速度 $10^{-4}/s$ で行なった。すべり帯の観察は光学顕微鏡および電子顕微鏡レプリカ法で行なったが、レプリカにアセチルセルローズを用いて二段レプリカ法を採用した。

III. 実験結果

1. 主すべりのバーガス・ベクトルが試料表面に平行に近い場合——掴みの効果が強調される試料 A

(1) $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 境界に近い方位のもの

これには Fig. 2(a) で No. 11, 28, 33 の試料が相当する。

Photo. 1 はこのうちの No. 28 の試料を stage I の終りまで変形したときの試料表面でのマクロ写真(a)と、同じ試料の上の面と側面での光学顕微鏡写真(b)である。この時の応力-歪曲線は Fig. 4 中の No. 28 で矢印は表面観察を行なった時の歪量を示す。この試料では主すべりのバーガス・ベクトルは試料表面にほぼ平行であるから、試料側面の光学顕微鏡写真で明瞭なすべり帯の見える領域は主すべり S_{11} が多くすべった領域で、試料表面で明瞭なすべり帯の見える領域は共面すべり S_{13} が多く活性化された領域に

Photo. 1 Coplanar slip in specimen No. 28. (a) Macroscopic view of the coplanar slip bands on the top surface. (b) Optical micrograph of the top and side surfaces.

Fig. 4 Stress-strain curves of A specimens. The specimen surface was observed at the end of stage I indicated by the arrow.

対応する。試料 No. 33 も同様に変形の初期から共面すべり S_{13} が頻度よく活性化され、共面すべりが優先する領域と主すべりが優先する領域とは Photo. 1 に見られるように交互に層状をなして発達する。

Photo. 2 は No. 28, 33 および 23 の試料の表面に現われたすべり帯をさらに細かく電子顕微鏡のレプリカ法で観察した一例で、シャドウの方向は以下に述べるいずれの場合もすべり面 S_1 に垂直な方向から行なった。Photo. 2(a) および (b) はそれぞれ、試料 No. 28 および 33 のもので、いずれの場合も白く現われているのが主すべり S_{11} で、黒く現われているのが共面すべり S_{13} である。Photo. 2(c) は $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 境界より少し離れた方位の試料 No. 23 の例で、その応力-歪曲線は Fig. 4 の No. 23 に示してある。黒く現われたすべり帯の状態から判るように、試料 No. 28 および 33 に比較すると共面すべり S_{13} の活性化は少なくなり、光学顕微鏡的にはほとんど観察できなくなる。

Photo. 2 Electron micrographs of the top surfaces of specimens No. 28, 33, and 23. Bright lines correspond to the primary slip bands and dark lines to the coplanar slip bands.

(2) $[111]$ に近い方位のもの

試料 No.11 がこの方位のものに相当し、応力-歪曲線は Fig.4 の No.11 である。この場合の変形は Photo.3(a) に見られるようにほとんど共面すべり S_{13} によって進行し、試料側面で観察されるはずの主すべり S_{11} は、これら優先する共面すべりによって抑えられる。その結果、引張軸は Fig.5 のように共面すべり S_{13} のパーガス・ベクトルの方向に回転することが X 線 Back-Laue 法で確かめられた。ところが、この試料と同じ方位で、試料幅を半分にしたものを stage I の終りまで変形すると変形の様相は大幅に異なってくる。Photo.3(b) はこの半分幅の試料の表面に現われたすべり帯の様相を示したものであるが、主すべりの多い領域と、共面すべりの多い領域とが、試料 No.28 および 33 と同様に層状をなして発達していることがわかる。ところで Fig.4 において試料の No.11 の stage I の歪量が No.28 のそれに比べて異常に長い。これは試料 No.11 がほとんど共面すべり S_{13} で変形し、このパーガス・ベクトルは主すべりのそれに比べてかなり試料表面に立っているため後述するように握みの拘束による効果が小さく、局所的な他の 2 次系すべりの活性化が少ないためと考えられる。

Photo.3 Coplanar slip in specimen No.11.
(a) Optical micrograph of the top and side surfaces.
(b) Macroscopic view of specimen No.11 having the half width.

Fig.5 Rotation of the tensile axis of specimen No.11.

(3) $[001]$ に近い方位のもの

試料 No.24 および 31 がこれに相当し、このうち No.24 の試料を stage I の終りまで変形したときの電子顕微鏡

レプリカ写真を Photo.4(a) に示す。この時の応力歪線図は Fig.4 の No.24 である。この場合は $[111]$ - $[011]$ 境界に近い方位のときの共面すべりとは異なるパーガス・ベクトルを持つもう 1 つの共面すべり S_{12} が活性化される。Photo.4(a) で黒く現われているのがこの共面すべり S_{12} のすべり帯である。しかし、 $[111]$ - $[011]$ 境界に近い方位のものとは異なり、光学顕微鏡的には Photo.4(b) に示すように共役系などの 2 次系すべりが局所的にかなりの頻度で観察される。

Photo.4 Slip bands in specimen No.24.
(a) Electron micrograph.
(b) Optical micrograph.

2. 主すべりおよび共面すべりのパーガス・ベクトルが共に試料表面に対してほぼ等しい角度である場合——試料 B

前節では共面すべりの特性を調べる目的で特に共面すべりの出易い条件下で変形を行なったが、この節では通常の条件下での変形に及ぼす共面すべりの役割を調べた。用いた試料は短冊状の $1.3 \times 8 \times 55 \text{ mm}^3$ のもので、いずれの試料も stage I の終りおよび stage II の途中で表面観察を行なった。その後、電解研磨によってすべり線を消した後にさらに 5% 程歪を加え、stage II の領域で活性化されている 2 次系すべりを観察した。なおこの系の試料 B では Fig.3(b) からわかるようにレプリカ法によって現われるすべり帯のコントラストはシャドウの関係から前節のものとは反対に主すべり帯が暗く共面すべり帯が明るく現われる。

(1) $[111]$ - $[011]$ 境界に近い方位のもの

試料 No.39 がこれに相当する。Fig.6 の矢印(a)と(b)の歪量で観察したのが Photo.5(a)と(b)で、中間の矢印は電解研磨によってすべり線を消した時に対応する。Photo.5(a)と(b)からわかるように stage I の終りまでは少なかった共面すべりが stage II 領域で相当増加していることがわかる。このように高歪まで変形したものでは試料軸が S_{11} の方向にかなり回転して共役系すべりのミューミット因子が相当大きくなっているはずであるが、少なくともレプリカ観察では共役系すべりおよび他の 2 次系すべりはきわめて少ない。

Fig. 6 Stress-strain curves of B specimens. The specimen surface was observed at the strains indicated with the arrows (a) and (b). Each specimen was electrolytically repolished at a strain indicated by an arrow between arrows (a) and (b).

Photo. 5 Electron micrographs of specimen No. 39. Micrographs (a) and (b) were taken at the strain indicated by arrows (a) and (b) in Fig. 6, respectively. The micrograph (c) is the same as (b), but observed along the slip bands.

Photo. 5(c)は(b)と同様であるが、すべり帯の長さ方向に沿ったすべり量の変化を示したものである。この写真からわかるように、主すべり S_{11} がよく発達している領域に近接して共面すべり S_{13} がかなりの頻度で観察されると同時に、活性化された共面すべりは十分長い距離を運動していることがすべり線の長さからわかる。また Photo. 5(c)の上部では共面すべりが共役面上に交差すべりを起こして

いと推論される領域がある。なお、この試料では変形の増加とともに共役面で双晶⁽⁷⁾を発生し、以後は双晶で変形が進行する。

(2) [001] に近い方位のもの

試料 No. 41 がこれに相当する。この時の応力-歪曲線は Fig. 6 の No. 41 である。この場合 Photo. 6(a) と (b) からわかるように stage II 領域でも共面すべりは全く観察されず、交差すべりなどの 2 次系すべりがレプリカ的にもきわめて頻繁に観察される。また応力-歪曲線からわかるように、この方位のものでは No. 39 のそれと比較して、stage II の加工硬化率が小さいことがわかる。Photo. 6(c)は(b)の状態の光学顕微鏡写真である。この写真からわかるように、この方位のものでは stage II で多くの 2 次系すべりが活性化される。特に局所的には band of secondary slip 状の領域が形成されている。また主すべり帯の内部には短い交差すべり帯が頻度よく観察される。このことは試料 No. 39 では 2 次すべりがほとんどみられなかったことと対照的である。

Photo. 6 Micrographs of specimen No. 41. Electron micrographs (a) and (b) were taken at the strain indicated by arrows (a) and (b) in Fig. 6, respectively. Micrograph (c) is the same as (b), but the optical one.

IV. 考 察

1. 共面すべりと試料形状効果

単結晶の変形ではしばしば試料の掴みの拘束による効果が問題となるが、この効果は試料の湾曲を生ずる関係上、試料の曲げモーメント、すなわち試料形状に強く依存する。丸棒試料では太く短い方が、より強く掴みの拘束による効果を受ける⁽⁸⁾。一方、短冊状の単結晶では主すべりのバーガス・ベクトルの試料表面に対する角度で掴みの拘束による効果は変化する⁽³⁾⁽⁹⁾。例えば主すべりのバーガス・ベクトルが短冊状試料の表面に平行なときこの効果は最大となり、試料表面に垂直な場合にこの効果は最小となる。

本実験の III.1. のように、主すべりのパーガス・ベクトルを試料表面にほぼ平行にした場合には共面すべりのパーガス・ベクトルは主すべりのそれと 60° をなすので、必然的に試料表面にかなり立ってくる。そのために、主すべりによる強い掴みの拘束による効果は共面すべりによって緩和されることが予想される。試料 No. 28 および 33 はこの一例と考えられる。すなわち主すべりが多く発達した領域では掴みの拘束による効果を強く受けるので、隣接する領域にはその効果を緩和するために共面すべりが誘起される。その結果、主すべりが多くすべった領域と共面すべりの多くすべった領域とが層状に発達したものと考えられる。最近転位の挙動を超高圧電顕内で直接観察する方法が広く利用されているが、積層欠陥エネルギーの低い金属および合金の場合には変形を容易にするために主すべりをしばしば試料表面に平行になるよう試料方位を選ぶことが必要となる。この場合には上述のように共面すべりの活性が容易となるのでこの点を注意する必要がある。

2. 共面すべりと結晶方位

一般の金属では、主すべりによって生じる応力場はその主すべり転位の交差すべり、または他の 2 次すべりによって緩和される。ところが積層欠陥エネルギーの低い合金では交差すべりが容易ではなく、またそのために生じる平面的に配列した主すべり転位群は他の 2 次すべり系に強い潜在硬化を及ぼす。このような条件のもとでは、主すべり転位との弾性相互作用が主すべり転位同士の約半分⁽⁴⁾であるばかりか、主すべり転位群と交差することの少ない共面すべりの活性化はきわめて有利となり、応力緩和に重要な役割を果たすものと考えられる。

試料および掴みの拘束による効果その他の変形条件を同一としても、共面すべりの出方については明らかな結晶方位依存性があった。Fig. 7(a) は共面すべり S_{12} と S_{13} および交差すべり S_{42} のシュミット因子の方位依存性を図示したものである。また Fig. 7(b) はこれらのシュミット因子の主すべり S_{11} のシュミット因子に対する比率の分布図を示す。Fig. 7(a) からわかるように、シュミット因子の大きさから考えると、共面すべり S_{12} は $[001]$ 近くで、 S_{13} は $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 境界近くの方位で活性化されることが予想される。ところで交差すべりのシュミット因子は Fig. 7(a) の S_{42} で示したように $[001]$ から遠ざかるにつれて減少し、 $[\bar{1}12]$ と $[011]$ とを結ぶ大円上では零となる。そこからさらに $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 側へ行くにつれて、符号は逆となるがその絶対値は漸増する⁽¹⁰⁾。しかし引張変形では、拡張した主すべり転位 $a/2[\bar{1}01]$ の先行半転位は $a/6[211]$ であり、後続半転位は $a/6[\bar{1}\bar{1}2]$ である。そしてこの先行半転位のシュミット因子は Table 1 に示したように引張軸が $[001]$ から $[\bar{1}11]$ に移るに従って大きくなり、逆に後続半転位のそれは減少する。 $[\bar{1}11]$ ではその先行半転位と後続半転位

Fig. 7 Contour maps of Schmid's factor (a) of the individual slip system and of the ratio (b) of the individual Schmid's factor to that of primary slip.

Table 1 Schmid factors on the (111) plane.

Tensile axis	Front partial $a/6[211]$	Perfect $a/2[\bar{1}01]$	Rear partial $a/6[\bar{1}\bar{1}2]$
$\bar{1}11$	0.314	0.272	0.157
$\bar{1}12$	0.392	0.408	0.314
$\bar{1}13$	0.384	0.446	0.384
001	0.236	0.408	0.471

とのシュミット因子の差は 2 倍にもなる⁽⁷⁾。これは引張応力下で主すべり転位の大きな拡張を意味し、交差すべり S_{42} のシュミット因子の漸増にもかかわらず、主すべり転位が交差すべりすることによって応力を緩和するのが困難なことを示唆している。実際、 $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 境界近くの方位のものでは共面すべり S_{13} が頻繁に観察され、 S_{13} のシュミット因子が大きな値を持つ試料 No. 33 ではその小さい試料 No. 23 に比べて共面すべり S_{13} の活性化が多かった。しかし試料 No. 28 と 33 とでは共面すべり S_{13} の現われ方はきわめて類似していた。このことから、共面すべりの活性化には Fig. 7(a) で示したシュミット因子の絶対値のみならず、Fig. 7(b) に示した主すべりのシュミット因子との比も重要な意味を持つことがわかる。

ところで、引張軸が丁度 $[001]$ の場合は 8 種のすべり系のシュミット因子は等価である。ところが $[001]$ から少し離れると主すべりおよび隣接すべりのシュミット因子は漸増し、共役すべりではあまり変わらないが⁽¹¹⁾共面すべり S_{12} のそれは漸減する。さらに $[001]$ 近傍では Table 1 に

示したように主すべり転位の先行半転位より後続半転位のシュミット因子の方がかなり大きく、これは応力下で主すべり転位の収縮を意味し、十分大きな交差すべりのシュミット因子と相まって、共面すべり S_{12} よりもむしろ主すべり転位の交差すべりまたは他の 2 次すべり系の方が活性化されやすく、主すべりによって生じた応力場は S_{12} よりもこれらの 2 次すべりによって緩和されるので、 S_{12} のシュミット因子もかなり大きいのかかわらずほとんど活性化が見られなかったのであろう。

一方、 $[\bar{1}11]$ に近い方位の No.11 に関しては、単にシュミット因子やその比からだけでは説明できない。Fig.2(a) と Fig.7(b) からわかるように、No.11 の試料において共面すべり S_{13} と主すべり S_{11} のシュミット因子の比は No.28 と 33 のものとはほぼ同じ値を持っている。ところが No.11 の試料では共面すべり S_{13} が主すべり S_{11} に比べてはるかに多く活性化された。これは $[\bar{1}11]$ に近い方位のため、共役系を主とする 2 次系すべりの活性が容易となり、主すべり S_{11} はこれらと強く相互作用するのに対して、この共役系と比較的弱い相互作用[†]しか受けない共面すべりの方が活性化され易かったと考えられる。また共面すべりが優先して多く活性化されると、その潜在硬化のために逆に主すべりは抑えられる。その結果、本実験で確かめられたように引張軸は主すべり方向ではなくて Fig.5 のように S_{13} 方向に回転する。低積層欠陥エネルギー金属および

[†] 特に S_{13} のすべり系は主すべり面から共役すべり面への交差すべりが可能である。

合金で $\langle 111 \rangle$ 方位の単結晶を変形する際に変形に伴う結晶回転がしばしば複雑となる⁽⁷⁾のは、このような共面すべりのためである。

以上のように、積層欠陥エネルギーの低い合金で引張軸が $[\bar{1}11]$ - $[011]$ 帯に近い場合には、主すべりによって生じる応力場を緩和するのに交差すべりや他の 2 すべりに代って共面すべりが重要な役割を果たすことが結論できる。

文 献

- (1) 高村仁一：日本金属学会会報，**12**(1973)，505.
- (2) 大谷泰清，高村仁一，成田舒孝，山本普康，田畑緯久，平田武行：日本金属学会誌，**41**(1977)，102.
- (3) 森 健，藤田広志：日本金属学会誌，**39**(1975)，872.
- (4) S.Kitajima：Mem. Fac. Eng. Kyushu Univ., **XX**(1961)，105.
- (5) S.Karashima：Mem.Inst.Sci. Ind. Res. Osaka Univ., **XII**(1955)，25.
- (6) P.R.Swann：Electron Microscopy and Strength of Crystals, Interscience Publishers, (1963)，131.
- (7) T.Mori and H.Fujita：Trans. JIM, **18**(1977)，17.
- (8) J.J.Hauser and K.A.Jackson：Acta Met., **9**(1961)，1.
- (9) B.Ramaswami, U.F.Kocks and B.Chalmers：Trans. Met. Soc. AIME, **233**(1965)，1632.
- (10) S.Miura, J.Takamura and N.Narita：Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Supplement to Trans.JIM, **9**(1968)，555.
- (11) V.J.Diehl, M.Krause, W.Offenhäuser and W. Staubwasser：Z.Metallk., **45**(1954)，489.

液体アンモニア中における鋼の応力腐食割れに関する電気化学的研究

今 川 博 之*

Hiroshi Imagawa：Electrochemical Aspects of Stress Corrosion Cracking of Steel in Liquid Ammonia. Some electrochemical aspects of the stress corrosion cracking (SCC) behavior of HT 80 steel in a liquid ammonia (99.9%) at 30°C have been studied. The measurement of electrode potential was made in reference to the Pt electrode. The results obtained are as follows：

(1) In liquid NH_3 and $\text{NH}_3 + 0.5 \text{ wt}\% \text{ H}_2\text{O}$, the "as-dipped" specimens exhibited a passive potential regardless of air contaminations, and the "cathodic treated" specimens showed an active potential except in a highly air-contaminating condition. The anodic polarization curves for steel showed no active-passive behavior in the above environments.

(2) In liquid NH_3 , SCC was observed when ever the potential was in an unstable active-passive region, and the potential suddenly shifted from the active to the passive direction by the addition of air but not by the addition of water or N_2 gas. It is considered that the SCC is inhibited by the addition of O_2 .

* 東レ株式会社工務部 (Engineering Department, Toray Industries Ltd., Nagoya)