- (8) M.Hansen and K.Anderko : *Constitutions of Binary Alloys*, McGraw-Hill, (1958).
 (9) A.Yazawa and Y.K.Lee : *Trans. JIM*, **11**(1970), 411.
 (10) I. Ansara : *Bull. Soc. Chim.*, **4**(1966), 1395.
 (11) W. Shottky and M.B. Bever : *Acta Met.*, **6**(1958), 320.
 (12) 亀田和夫, 阿座上竹四, 亀田満雄 : 金属学会誌, **38**(1974), 434.
 (13) 日野光久, 阿座上竹四, 亀田満雄 : 金属学会誌, **39**(1975), 1175.
 (14) B.Predel and J.Piehl : *Z. Metallk.*, **66**(1975), 33.
 (15) M.Gambino and J.P.Bros : *J. Chem. Thermodynamics*, **7**(1975), 443.
 (16) O.Kubaschewski and E.L.L.Evans : *Metallurgical Thermochemistry*, Pergamon Press, (1958), 190.

高 Si 量 Cu-Si 合金単結晶の容易なり領域について

中 山 豊* 伊 藤 太一郎*
 間 洵 博** 橘 堂 忠**

Yutaka Nakayama, Taichiro Ito, Hiroshi Mabuchi and Tadashi Kitsudo : Deformation of Easy Glide in High-concentrated Cu-Si Alloy Single Crystals. Single crystals of Cu-6.5 at% Si alloy having various orientations have been deformed in tension at room temperature and 77°K. In particular, the deformation of easy glide in the crystals oriented for single slip have been investigated by optical microscopy, replica and transmission electron microscopy. The results obtained are as follows.

(1) The plastic deformation of stage I occurs by a typical Lüders band-type propagation of the coarse slip bands. When the propagation is completed along the length of the crystal, stage I comes to an end and then stage II hardening appears.

(2) The slip band structure observed by replicas changes with deformation temperature. Spacing between slip bands at room temperature is wider than that at 77°K. On the other hand, step heights of slip bands coming most frequently at room temperature and 77°K are about 600 and 400 Å, respectively.

(3) The main feature of the dislocation structures in stage I is the arrangement of large groups of primary dislocation aligned in a single slip plane or in a few closely spaced neighbouring slip planes. Most of the dislocations lying on closely spaced neighbouring slip planes take a form of dipole clusters.

(4) During the easy glide, a few twin bands appear at the front region of Lüders band-type deformation; and it takes place on the primary slip plane.

(Received February 20, 1976)

I. 緒 言

一般に、銅をベースとする *fcc* 合金単結晶の高濃度合金は、リュース型の変形を起こすことが知られており⁽¹⁾、これまでも高濃度合金の塑性変形に関する研究では、リュース型変形を扱ったものが多い^{(2)~(4)}。また最近、結晶塑性における不均一性がクローズアップされ、その代表的なタイプとしてこの種の変形機構が注目されている。中でもごく最近藤田ら⁽⁵⁾⁽⁶⁾は、単一なり系および二重なり系の Cu-8 at% Al 合金単結晶を用いてリュース型変形のなり変形の様相となり系の関係について調べ、応力-歪曲線などマクロな現象となり帯の発達や構造との関係、さらにはリュース型変形領域のフロントの働きなどに

ついて明らかにしている。また、北島ら⁽⁷⁾⁽⁸⁾は、中性子照射した Cu 単結晶が典型的なリュース型変形を示すことを示し、なり帯の分布と構造を詳しく調べ、この種の変形における歪速度依存性などさらに詳細な研究を行なっている。

ところで、リュース型の変形をするなり帯の観察は、従来は光学顕微鏡⁽⁴⁾と電子顕微鏡によるレプリカ法⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾が中心であったが、その後エッチピット法^{(11)~(13)}や透過電子顕微鏡^{(14)~(16)}による観察が同時に行なわれるようになり、なり帯の微細構造や転位組織などかなり明らかになってきている。しかしながら、これまでの *fcc* 高濃度合金におけるこれらの観察は Cu-Al^{(4)~(6)(10)~(15)}および Cu-Zn 合金⁽⁹⁾⁽¹⁶⁾に集中しており、他の合金系に関する報

* 大阪府立大学工学部(College of Engineering, University of Osaka Prefecture, Sakai)

** 大阪府立大学大学院(Graduate School, University of Osaka Prefecture, Sakai)

告はほとんどなされていない。Cu-Si 合金系についても、3.5at% Si 以上の高濃度合金でリュエーダース型変形を起こすことが確認されているが⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾、その変形挙動の詳細は明らかでない。

この実験では、高 Si 量(6.5 at% Si)の Cu-Si 合金単結晶を用いて室温と 77°K で引張り試験し、容易なり領域を光学顕微鏡ならびに電子顕微鏡によるレプリカ法と透過法によって詳細に調べ、その変形過程を明らかにすることを目的とした。

II. 実験方法

99.99% Cu と 99.999% 以上の高純度 Si を高周波真空溶解し、Cu-6.5 at% Si 合金を作製した。鋳塊は熱間鍛造および冷間圧延したのち、 2×10^{-5} mmHg の真空中でグラファイトモールドを用いたブリッジマン法により断面 2×3.5 mm² の単結晶とした。単結晶は酸切断機により長さ 35 mm に切り出し、研磨成形後さらに 950°C、100 hr の焼鈍後に炉冷して引張り試片とした。引張り変形はインストロン型試験機を使用し、ゲージ長さ 20 mm の試片につき歪速度 4.2×10^{-4} sec⁻¹ で室温(295°K)および液体窒素槽中(77°K)の 2 種類の温度で行なった。

引張り試験に供した試料の軸方位は広範囲に分布する(Fig.2 参照)。この中から適当な軸方位ならびに面方位のものを選び、容易なり領域におけるなり帯の巨視的な形態ならびに微細構造を光学顕微鏡と電子顕微鏡のレプリカ法によって調べた。レプリカ法で得られたなり帯に関しては、さらに個々のなり帯の高さ(なり量)となり帯密度を測定した。これらの測定には Fourie ら⁽⁹⁾ が用いた方法を採用し、なり量はなり面に沿ったせん断歪 S として、密度はなり面に垂直な方向の単位長さ(cm)当りのなり帯の数 ρ としてそれぞれ次式から求めた。

$$S = W / (M \cdot \cos \phi \sin \theta) \quad (1)$$

$$\rho = MN / L' \sin \phi \quad (2)$$

ここで、 W はなり帯の幅、 M は倍率、 ϕ は表面となり面のなす角度、 θ は表面となり面の交線となり方向のなす角度、 N はなり帯に直角方向に測定した距離 L' に含まれるなり帯の数である。

また種々の歪量まで変形した試料は表面を電解研磨してなり帯を除去し、その後化学腐食して現われる組織を観察した。この観察では、高濃度 fcc 合金に発生しやすい変形双晶が存在するかどうか調べた。なお、化学腐食は組成(H₃PO₄ 40, HNO₃ 50, CH₃COOH 10, HCl 0.01)の液を用いた場合良好な結果が得られた。

つぎに、各種変形を与えた試片を厚さ 20 μ 程度まで化学研磨したのち、組成(HNO₃ 30, CH₃OH 70)の液を用いて約 -30°C、5 V で電解研磨して透過観察用の薄膜とした。透過観察に使用した電顕は JEM 200 で加速電圧は 200 kV である。

III. 実験結果

1. 応力-歪曲線

Fig.1 に種々の軸方位を有する Cu-6.5 at% Si 合金単結晶の室温および 77°K での応力-歪曲線を示す。本合金は降伏と同時に明瞭ななり帯が試片の一端から形成され、いわゆるリュエーダース型の変形を起こすので、応力-歪曲線は弾性領域から急に折れ曲がる形態をとる。しかし、リュエーダース型変形の特徴である変形初期における応力降下⁽¹⁷⁾は比較的小さい(Fig.3(b)参照)。図中↑印はなり帯が巨視的にみて試片をリュエーダース的に伝播し終る歪量を示したものである。この領域では加工硬化率はほとんどなく、なり帯の伝播の終了と同時に急激に硬化率が增大する傾向がみられる。したがってリュエーダース型変形する領域を一応容易なり領域と考えることができる。

その後の応力-歪曲線を詳細に調べると、軸方位によってかなり異なった挙動を示す。すなわち、軸方位がステレオ三角形の中央付近から [111]-[011] 帯に近い試料では、↓印で示した位置で明瞭な屈曲が現われ、再び硬化率の低い領域が 20~30% 存在する。とくに 77°K の場合、なり帯が試片を伝播し終る歪量と屈曲が現われる歪量が接近しており、そのため応力-歪曲線には見掛け上著しく長い stage I が出現している。しかし、このような応力-歪曲線を示す場合には、屈曲の開始と同時に幅 10~20 μ の双晶帯(主なり面上に形成)が試片の一端あるいは両端からこれもリュエーダース的に伝播しはじめ、双晶帯が試料全面

Fig.1 Stress-strain curves of Cu-6.5 at% Si single crystals deformed at 295°K (a) and 77°K (b).
↑ : End of Lüders band-type deformation
↓ : Onset of Lüders band-like propagation of twin bands

をおおい尽くすまで硬化率の低い領域がつづく。Photo.1 は屈曲を起こした試料を研摩後腐食して得られた双晶帯の一例である。このように応力-歪曲線は双晶変形と密接に関連し、双晶発生形態から軸方位を分類整理すると Fig.2 に示すようにおよそ三つの領域に分けることができた。ここで、A 領域では上述の屈曲点から双晶帯がリュースダース帯的に伝播形成される場合である。一方、B 領域では stage II の初期段階で同様に幅 $10\sim 20\mu$ の双晶帯が主として面に発生したが、その数は少なく、A 領域でみられたようなリュースダース帯的な伝播はなかった。このため B 領域の応力-歪曲線には屈曲は現れない。また、C 領域に属する結晶では双晶の発生が認められなかった。双晶の発生に関しては、軸方位がステレオ三角形の $[001]$ から $[111]$ - $[011]$ 帯方向に近づくにつれて発生しやすくなる傾向が認められ、これは従来の *fcc* 結晶における双晶発生軸方位依存性^{(19)~(21)} とよく一致している。

容易に領域に関しては、Fig.1 に示したように、室温および 77°K のいずれの場合も $3\sim 5\%$ (伸び) 程度であり、

Photo.1 Optical micrograph of twin bands revealed in a Cu-6.5at% Si single crystal by polishing and etching. Crystal was deformed at 295°K to a strain beyond the bent point in the stress-strain curve.

Fig.2 Classification of deformation modes at 295°K and 77°K ; crystals in regions A and B twinned but those in region C did not, and ones of region A twinned at the bent point in the stress-strain curve.

著しく短いのが特徴である。本合金系の stage I の長さは、前報⁽¹⁸⁾で述べたように、Si 濃度とともにまず増加するが、 $1.5\text{at}\%$ Si のとき極大値を示し、 $3.5\text{at}\%$ Si 以上の濃度で急激に減少する。この傾向は Cu-Al 合金の溶質濃度依存性⁽¹⁾とよく類似しており、また他の Cu 合金、たとえば Cu-Ge および Cu-Ga 合金^{(22) (23)} などとも類似した傾向にある。Cu-Si 合金系の場合、stage I が縮小しはじめる濃度 ($3.5\text{at}\%$ Si) とリュースダース型の変形を起こしはじめる濃度とがよく一致していたことから、両者の間には密接な関係があるように思われる。しかしながら、最近著者ら^{(18) (24)} が、stage I が著しく長くなる Cu- $1.5\text{at}\%$ Si 合金単結晶と Cu- $2\text{at}\%$ Al 合金単結晶 (いずれも試料サイズ $3\times 3\times 40\text{mm}^3$, 初期転位密度 $\sim 10^4\text{cm}^{-2}$) についてエッチピット法を用いて調べたところ、Cu- $1.5\text{at}\%$ Si 合金では stage I 全体を通して純銅とよく類似した変形形態をとるようであるが、他方、Cu- $2\text{at}\%$ Al 合金では降伏と同時ににり帯の伝播が試料の一端からはじまり、高濃度 Al 合金と同様完全にリュースダース型の変形をすることがわかった。このように、応力-歪曲線など巨視的には類似した溶質濃度依存性を示すものでも変形過程は合金系によってかなりの相違点があるものと思われる。このようなことから、リュースダース型変形をする場合、この種の変形機構をそれ自体の解析は当然必要であるが、多くの合金系ならびに種々の合金濃度、変形温度などに関してさらに詳細な実験と比較検討が必要であろう。

2. 光学顕微鏡および電子顕微鏡による表面観察

ここでは、Fig.3(a) に示すように単一にり系であり、かつ主としてにり方向が試料の側面にほとんど平行に近い結晶を用いて、表面 ($3.5\times 20\text{mm}^2$ 面) におけるにり帯の分布や構

Fig.3 (a) Axial and surface orientation of the crystal employed observations of the slip bands, **b** is the Burgers vector of primary slip. (b) Stress-strain curves of the crystals in (a).

† Cu- $1.5\text{at}\%$ Si 合金の場合、変形初期ににり領域が不均一に伝播する段階がわずかに認められる。前報⁽¹⁸⁾ではこの段階を stage I A と呼んでいる。

造を調べた。この際、観察面はいずれも変形に伴って凹に曲がる表面に統一した。これは、リュース型の変形をする場合には、そのフロント領域で附加的な引張り応力のかかる凹に曲がる表面と、附加的な圧縮応力のかかる凸に曲がる表面でなり帯の数やなり量など微細構造が異なるという報告⁽⁵⁾⁽⁶⁾があるためである。Fig.3(b)は表面観察に使用した試料の stage I の応力-歪曲線を示す。室温と 77°K では降伏応力が約 2 倍異なるほかは応力-歪曲線の形状にあまり大きな差異は認められない。

Photo.2(a)および(b)に、室温および 77°K で stage I の中ごろまで変形した場合の表面の光学顕微鏡写真を示す。写真はいずれもリュース型変形のフロントに比較的近い場所である。これらの写真より、なり帯は束状となって形成されているのがよく認められる。そこで、以後、光顕で見られる幅広いなり帯を束状なり帯と呼ぶ。フロント付近では束状なり帯の幅は比較的細く、束状なり帯間の間隔も広いがその後の変形で、フロントが移動するとともに既出の束状なり帯が両端に新しいなり帯を形成して幅広がりを行ない、同時に束状なり帯間の未変形領域にも新しい束状なり帯が形成される。室温では幅広がりごとくに顕著であり、十分幅広がりをした束状なり帯の幅は 100 μ 以上に及ぶ場合がある。一方、77°K では光顕的には幅広がりより未変形領域での新しい束状なり帯の形成が顕著であり、幅は 10 μ 以下のものが多い。また、束状なり帯が十分伝播した領域を調べると、室温では直接的にみて観察表面はほぼなり帯でおおい尽くされていたが、77°K では束状なり帯間に未変形領域がかなり多く残されていた。

なり帯の微細構造をみるため、レプリカ法によって観察したものを **Photo.3**(a)および(b)に示す。レプリカはいずれも stage I の終端まで変形した試料から得られ、束状なり帯が十分伝播した領域での様子を示している。

Photo.2 Optical micrographs showing the heterogeneous distribution of the clustered slip bands in Cu-6.5at% Si single crystals deformed into the middle of stage I at 295°K (a) and 77°K (b).

Photo.3(a)にみられるように、室温では 1 本あるいは数本からなるなり帯の束が 1~5 μ の間隔ではほぼ全面に分散している。一方、77°K (Photo.3(b)) では、多数のなり帯が 0.1~0.5 μ の間隔で集中した形態をとり、それらの間に未変形領域が大きく残されている。これらは先に述べた光顕的な束状なり帯の観察結果とよく対応している。

Fig.4 はレプリカ法で得られた個々のなり帯の高さ(なり量)を測定し、ヒストグラムにしたものである。また、**Table 1** になり帯密度を示した。Fig.4 に示すように、

Photo.3 Electron micrographs of the slip bands in the crystals deformed into stage I at 295°K (a) and 77°K (b).

Fig.4 Frequency distributions of step height of slip bands "S" in Cu-6.5 at% Si single crystals deformed to stage I at 295 and 77°K.

Table 1 Slip band densities of Cu-6.5 at% Si single crystals deformed into stage I.

Temperature (°K)	Extent of stage I (shear strain, %)	Number of bands/cm $\perp$ to slip plane
295	6.6	3.0×10^4
77	7.9	3.3×10^4

り量は大きく、最大 2200 Å に及ぶ。迂り量の分布をみると、室温では迂り量 600 Å の迂り帯がもっとも多いが、100~1300 Å の種々の迂り量を有するものが比較的広範囲に分布している。一方、77°K では 400 Å の迂り帯がもっとも多く、分布している範囲も室温に較べて狭く、200~1000 Å の間の迂り帯がほとんどである。このように迂り量の平均値が低温で減少する傾向は、たとえば Cu-30% Zn 合金⁽¹⁶⁾の結果と一致している。しかしこれらの値は、従来 Cu-7.5~12 at% Al および Cu-20~30% Zn 合金で報告されている迂り量(平均値は 240~300 Å)⁽¹⁶⁾に比較してかなり大きい。一方、迂り帯密度をみるといずれも 10^4 cm^{-1} のオーダーであり、これは同様の方法で測定されている Cu-30% Zn 合金⁽⁹⁾の値($1.5 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$)に比較すると 1 桁近く小さい。このことは現象的には stage I の長さに関連するものであり、上述の Cu-30% Zn 合金では単一迂り方位で stage I が 20~30% (剪断歪)あるのに対し、本合金では室温および 77°K のいずれの場合も 10% 以下であることとよい対応関係がある。

つぎに、容易迂り領域で試料表面を研摩後腐食し、光学顕微鏡観察した一例を Photo.4 に示す。主迂り面に沿って腐食組織が現われ、このような試料における透過電子顕微鏡観察(Photo.6 参照)から、これらが双晶帯であることがわかった。容易迂り領域の種々の歪量で研摩後腐食して詳

Photo.4 Optical micrographs of twin bands revealed by polishing and etching the crystals after deformation into stage I at 295°K (a) and 77°K (b).

細に調べたところ、このような双晶帯は室温では stage I の後期から、77°K では stage I の初期から発生しはじめる。また軸方位についてみると、Fig.2 に分類された軸方位のうち主として A 領域に属する結晶で認められ、さらにステレオ三角形の [111]-[011] 帯に近いほど発生しやすい傾向にあった。この傾向は前述した応力-歪曲線に屈曲を伴って双晶が発生する場合と同様である。しかし、Photo.4 に示すように双晶帯の数は少なく、迂り変形中にまばらに形成される程度であるので、その発生形態は屈曲点からリュースダース帯的に伝播する形態とは明らかに異なる。

ところで、応力-歪曲線に屈曲を伴って双晶が発生するタイプは、すでに多くの fcc 高濃度合金系^{(21)(25)~(27)}で認められているが、いずれも屈曲を起こす以前では双晶の発生は認められていない。しかし本合金の場合、屈曲以前においてすでにわずかではあるが双晶帯の形成が見い出され、容易迂り領域に双晶変形が関与していることが明らかとなった。そこで、双晶変形に関しては、通常観察される屈曲点から発生するものについては別報で詳細に述べることにし、本実験では容易迂り領域内で形成される双晶帯についての注目し、その挙動を調べた。

3. 透過電子顕微鏡による内部観察

Photo.5 は室温で stage I の終端まで変形した試片から得られた転位組織の一例を示す。膜面は交差迂り面にはほぼ平行である。主迂りの増殖転位が多く、単一または近接迂り面上で堆積した形態をとっている。しかし主迂り領域の中には、転位がからみあっている領域もあり、このような箇所では主迂り系以外の転位も多く含まれているものと思われる。近接迂り面上では正負の転位が双極子列(A)を形成していることが多く、この中には非常に接近した迂り面間隔(100 Å 以下)で密にならんだ多重極子(B)がよくみられる。このような転位配列は積層欠陥エネルギーの低い結晶によく認められ、Cu-9 at% Al⁽¹⁵⁾、Cu-10 at% Al⁽¹⁴⁾ および Cu-30% Zn 合金⁽¹⁶⁾で観察されているものとよく

Photo.5 Dislocation structure in stage I at 295°K.

類似している。また、Photo.5 では双極子列を形成しているにり面間隔は 0.1μ 以下である場合が多く、さらにこれらが $1\sim 2\mu$ 間隔で存在している。このような透過観察による主にり領域の分布は、先に示したレプリカ観察によるにり帯の分布(Photo.3(a))とよく対応していると考えられる。

一方、Photo.6 は Photo.5 と同一試片の別の箇所から得られた透過電顕写真である。主にり面に沿って多数の細い筋が認められる。Photo.6(b) は(a)の電子回折像を示す。回折像は2組の $\langle 110 \rangle$ 晶帯図形からなり、互いに主にり面(111)を鏡映面とする双晶関係にあることがわかる。また Photo.6(c) は、マトリックスからの回折点(写真/印)を利用した暗視野像を示し、ここでは回折しない領域(暗い部分)が双晶部分となるので、双晶とマトリックスが明白に区別できる。このように、幅の薄い多数の双晶が $5\sim 10\mu$ の集団を形成しており、この双晶の集合体が光顕的に観察された1個の双晶帯に対応するものと思われる。個々の双晶の幅は $0.1\sim 0.5\mu$ のものが多く、この値はこれまで屈曲点から発生した場合に観察されている結果⁽²¹⁾⁽²⁵⁾と比較してほとんど差異は認められない。

IV. 考 察

以上のように、本合金単結晶の容易にり領域は典型的なリュース型変形を起こし、にり帯の巨視的な形態や転位組織は高濃度の Cu-Al^{(4)~(6)(10)~(15)} および Cu-Zn 合金⁽⁹⁾⁽¹⁶⁾ とよく類似しているといえる。しかしながら、にり帯の微細構造をレプリカ観察によって詳細に調べたところ、個々のにり帯のにり量が他の Cu 合金に比較して大き

Photo.6 Transmission electron micrographs of individual twins in a twin band formed in stage I at 295°K. Twins lie nearly normal to the foil surface; (a) bright field image, (b) diffraction pattern of an area in (a), showing $[011]$ zone of the matrix and $[01\bar{1}]$ zone of twinned crystal, and (c) dark field image of (a) taken by $[\bar{1}11]$ reflection of matrix (marked by arrow).

く、反対ににり帯密度が小さい、などの特徴がみられた。

Photo.5 に見られる如く、にり帯の位置に対応する主にり領域は、レプリカ観察で分解が困難と思われる 100Å 以下の近接した2つ以上の活性にり面から構成されていることが多い。しかし、ほぼ同一にり面上を同符号の転位が多数運動している場合もあり、また双極子列のにり面間隔が大きい場合には個々のにり帯が単一のにり面から成ると考えられる。このように、レプリカ法ではにり帯は種々の転位構造を有するものを同時に観測していることになる。したがって、にり量はこのような転位構造に大きく依存するものと思われ、本合金でレプリカ法で得られたにり量が大きくなっているのは、近接したにり面上で密にならんだ双極子列がとくに多いことに起因しているのかも知れない。一方、にり帯密度は、すでに述べたようにマクロ的な現象としては stage I の長さに関連しているが、組織的には束状にり帯の幅広がり(にり帯間隔)と密接な関係がある。stage I の終了時における平均のにり帯間隔としては、従来 Cu-7.5~12at% Al および Cu-20~30% Zn 合金で報告されている値は $800\sim 1500\text{Å}$ ⁽¹⁶⁾ であるが、本合金では室

温および 77°K のいずれの場合も約 3000 Å となる。しかし、本合金の場合、Photo.3(a) および (b) にみられるように、 γ 帯の分布はきわめて不均一であり、平均の γ 帯間隔は意味がなくなる。とくに室温と 77°K では、 γ 帯量や γ 帯密度にはあまり差異は認められないが、 γ 帯の分布状態に大きな相違が現われている。このような変形温度による相違は、当然、熱活性化による転位運動に起因し、たとえば固着力あるいは摩擦力などの溶質原子と転位の相互作用、らせん転位の交叉 γ 帯、2 次 γ 帯系転位の運動性などが重要な因子になるものと考えられる。

さて、本合金の容易 γ 帯領域を通じて、もっとも大きな特徴は双晶帯が発生することであろう。ここでは双晶帯がとくに顕著に起こる 77°K の場合についてその発生過程を述べてみる。もっとも双晶帯を発生しやすい方位を有する結晶では変形初期 (~0.5% 伸び) においてすでに双晶帯が存在していた。しかしこの場合でも双晶帯発生前には必ず γ 帯が先行しており、かかる双晶帯の発生に対して、 γ 帯変形が前駆段階として必要であることを示唆している。そこで、リュース型変形中に形成される双晶帯と γ 帯の関係についてまとめると、(i) 双晶帯は γ 帯が伝播した領域内のみ存在する。(ii) 主としてリュース型変形のフロント領域で順次発生していく。(iii) フロントでは附加的な引張り応力のかかる凹面側⁽⁵⁾⁽⁶⁾から優先的に発生する。(iv) この際、既出の束状 γ 帯間に形成されることが多い。このように、リュース型変形と密接に関係していることがわかる。

応力-歪曲線に屈曲を伴って双晶が発生する場合、一般に屈曲の開始応力が双晶発生応力とみなされている。しかし、本合金のように屈曲点の応力と stage I の変形応力がきわめて接近している場合には、屈曲を起こす以前においても、わずかな附加的な応力が作用すれば局所的に双晶が発生することは容易に推察できる。このような附加的な応力は、 γ 帯変形によって発生するものと思われるが、(i)~(iv) の事実から、リュース型変形のフロント領域における曲げ応力に起因していると考えられる。フロント領域の曲げ応力に起因して発生する γ 帯の形成過程については、すでに藤田ら⁽⁵⁾⁽⁶⁾により明らかにされているが、本実験の場合には、フロントでの曲げを緩和するために、観察されたように一部双晶帯が導入されたと考えれば (i)~(iv) の結果は一応説明できるであろう。

V. 結 論

ここでは、Cu-6.5at% Si 合金単結晶を室温と 77°K で引張り変形し、容易 γ 帯領域における変形過程を調べた。得られた主な結果はつぎの通りである。

(1) 本合金は典型的なリュース型変形を起こし、変形は既出の束状 γ 帯の幅広がりや未変形領域での新しい束状 γ 帯の発生によって行なわれる。試料全面を束状 γ 帯が伝播し終る点が stage I の終了と一致し、 γ 帯の巨視的分布は、室温では表面がほぼ全面 γ 帯でおおわれるが、77°K では束状 γ 帯間に未変形領域が多く残る。

(2) レプリカ観察による γ 帯の微細構造は変形温度によって異なり、とくに室温では 77°K より γ 帯間隔が広い。また、 γ 帯の高さ (γ 帯量) は室温では 600 Å、77°K では 400 Å のものがもっとも多く、これらは他の Cu 合金、たとえば Cu-30% Zn 合金で報告されている結果より大きい。

(3) 透過観察による転位組織は、主として主 γ 帯による堆積転位群から成り、とくに近接 γ 面上で双極子列を作っている場合が多い。これらは積層欠陥エネルギーの低い Cu 合金で観察されている組織とよく類似している。

(4) 容易 γ 帯領域において双晶帯 (主 γ 面上に形成) が認められる。このような双晶帯は主としてリュース型変形のフロント領域で発生する。

文 献

- (1) 鈴木秀次：金属の強さ，アグネ，(1972)。
- (2) G.R.Piercy, R.W.Cahn and A.H.Cottrell: *Acta Met.*, **3**(1955), 331。
- (3) B.J.Brindley, D.J.H.Corderoy and R.W.Honeycombe: *Acta Met.*, **10**(1962), 1043。
- (4) T.J.Koppelaar: *Trans. Met. Soc. AIME*, **227**(1963), 257。
- (5) 森 健，藤田広志：金属学会誌，**39**(1975)，872。
- (6) 藤田広志：金属学会会報，**14**(1975)，837。
- (7) 厚東敏行，篠原和敏，北島貞吉：金属学会講演概要，(1974・11月)，61。
- (8) 北島貞吉，篠原和敏：金属学会「結晶塑性における転位の集団運動」シンポジウム予稿，(1975)，25。
- (9) J.T.Fourie and H.G.F.Wilsdorf: *Acta Met.*, **7**(1959)，339。
- (10) P.Charsley and M.P.E.Desvaux: *Trans. Met. Soc. AIME*, **236**(1966)，937。
- (11) 吉岡正三，中山 豊，伊藤太一郎：金属学会誌，**29**(1965)，1186。
- (12) J.W.Mitchell, J.C.Chevrier, B.J.Hockey and J.P.Monaghan: *Canad. J. Phys.*, **45**(1967)，453。
- (13) B.J.Hockey and J.W.Mitchell: *Phil. Mag.*, **26**(1972)，406。
- (14) C.S.Pande and P.M.Hazzledine: *Phil. Mag.*, **23**(1971)，1039。
- (15) H.Mori and H.Fujita: *J. Phys. Soc. Japan*, **38**(1975)，1342。
- (16) H.Neuhäuser, J.Koropp and R.Heege: *Acta Met.*, **23**(1975)，441。
- (17) 吉岡正三，中山 豊，伊藤太一郎，間潤 博：金属学会誌，**36**(1972)，393。
- (18) 中山 豊，伊藤太一郎，間潤 博，樽野泰規：金属学会誌，**39**(1975)，857。
- (19) T.H.Blewitt, R.R.Coltman and J.K.Redman: *J. Appl. Phys.*, **28**(1957)，651。
- (20) S.Miura, J.Takamura and N.Narita: *Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys*, Supplement to *Trans. JIM*, Vol.9(1968)，555。
- (21) 吉岡正三，中山 豊，伊藤太一郎，間潤 博：金属学会誌，**39**(1975)，261。
- (22) P.Haasen and A.King: *Z. Metallk.*, **51**(1960)，722。
- (23) E.Peissker: *Acta Met.*, **13**(1965)，419。
- (24) 中山 豊，伊藤太一郎：金属学会「結晶塑性における転位の集団運動」シンポジウム予稿，(1975)，5。
- (25) E.Peissker: *Z. Metallk.*, **56**(1965)，155。
- (26) N.Narita and J.Takamura: *Phil. Mag.*, **29**(1974)，1001。
- (27) 藤田広志，森 健：金属学会講演概要，(1971・10月)，183。