Cu-8at%Al 合金単結晶におけるすべり変形

森 健* 藤 田 広 志**

Takeshi Mori and Hiroshi Fujita : Slip Deformation in Single Crystals of Cu-8at% Al Alloy. Slip deformation in single crystals of Cu-8at% Al alloy has been examined by simple tension. The main results are summarized as follows : (1) The specimens oriented for a single slip system (specimen A) generally show the typical Lüders-type deformation. On the other hand, in the specimens oriented for a double slip system (specimen B), in which slip-bands appear in various regions all over the specimen in general, the deformation mode also changes to Lüders-type one when the specimen thickness decreases. (2) In specimen B, which does not show the Lüders-type deformation, new slip-bands are also formed in the undeformed regions between the old slip-bands. Lamellar structure of these individual slip-bands develops prominently compared with that in specimen A. Even in specimen A, the lamellar structure is well developed in thick specimens. These facts are closely related to the activation of secondary slip. (3) At the front region of Lüders-type deformation, the crystal rotation due to deformation results in the bending of the specimen. Slip-bands in these specimens are generated at the concave side, where the additional tensile stress is caused, and propagate to the convex side, where the additional compressive stress is caused. These slip-bands consist of a single or a few slip-lines with a large amount of shear strain at the concave side and an assembly of many slip-lines with a small amount of shear strain at the convex side. On the other hand, the slip-bands in specimen B consist of a dense assembly of the fine slip-lines. (4) Yield drop is caused by the Lüders-type deformation, and closely related to the bending stress at the deformation front.

(Received March 3, 1975)

I. 緒 言

積層欠陥エネルギーの低い銅合金単結晶，例えば Cu-Al⁽¹⁾⁽²⁾，Cu-Zn⁽³⁾，Cu-Si⁽⁴⁾，Cu-Ge⁽⁵⁾，Cu-Ga⁽⁶⁾などでは，積層欠陥エネルギーの高い一般の *fcc* 金属単結晶と較べて，種々の異った変形挙動を示す。中でも著しい特徴は合金濃度が高くなり積層欠陥エネルギーで十分に低くなると，リュエダース的な変形をすることがある。*fcc* 合金単結晶でこの種のリュエダース型変形は，1955 年に Piercy 達⁽³⁾が直径 1.5 mm の Cu-Zn 合金単結晶について初めて報告した。その後，種々の *fcc* 高濃度合金単結晶や Cu のひげ結晶⁽⁶⁾や中性子照射した Cu 単結晶⁽⁷⁾⁽⁸⁾などでリュエダース型変形が観察されている。

ところで結晶がリュエダース的に変形しているとき，すべりはそのフロント領域で集中して生成していくが，このフロント領域の状態は試料条件ならびに変形条件に著しく敏感である。したがってこのフロント領域の形態や挙動はこの種の合金の変形機構を調べる上で大変重要な問題であるが，まだ十分に解明されていない。筆者らはここ数年 Cu-Al 合金単結晶の塑性変形について調べて来た結果，いわゆる単一すべり系の引張軸方位を持った結晶では激しいリュエダース型変形をする傾向があり，2 重すべり系の結晶ではそうでないことがわかっている。この方位依存性

は Brindley 達⁽⁹⁾が直径 1.2 mm の Cu-10 at% In の過飽和合金単結晶で示した分類と一致する。

そこで本実験では，典型的な単一すべり系および 2 重すべり系の Cu-8 at% Al 合金単結晶を用いて，すべり変形の様相とすべり系の関係，および変形様式の試料太さ依存性などについて調べた。さらにこれらの変形の形態と応力-歪線図の関係からリュエダース的な変形領域のフロントの働きについて検討した。

II. 試料および実験方法

99.99% Cu に 99.99% Al を加えたものを高周波真空溶解し，熱間圧延後 Ar+10% H₂ 気流中にてグラファイト・モールドを用いてブリッジマン法で単結晶を作成した。得られた結晶の組成は Cu-8 at% Al である。用いた試料方位は Fig.1 (a) に示した単一すべり系の A 試料と 2 重すべり系の B 試料で，試料形状としては 60×8×1.6 mm³ のものを主とした短冊状のものと，直径 7 mm φ の丸棒状のもの 2 種類を用いた。なお薄板試料として前者を化学研磨にて厚さ 0.03 mm まで薄くしたものを用いた。これらの試料は何れも組成の均一化と歪とりのために 970°C で 12 hr 焼鈍し，その後電解研磨で表面を仕上げた後引張試験を行った。なお A, B 両試料とも主なものとは Fig.1 (b) のようにその主すべり系のバーガス・ベクトルは試料側面と

* 大阪大学大学院 (Graduate School, Osaka University, Suita)

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

Fig. 1 (a) Axial orientations of specimens A and B.
(b) Relation between the Burgers vector of primary slip and the surfaces of crystals.

平行に近く、そのバーガス・ベクトルと側面の成す角は両試料とも 10° となるように作製した。このような面方位を選んだのは、(1)板状の A, B 両試料の バーガス・ベクトルと試料表面との関係を同じくする⁽⁹⁾。(2)板厚の変化が効果的に主すべり系に対する試料寸法変化として効く⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。(3)表面におけるすべり帯が観察し易い。(4)変形に伴う試料のねじれが小さい。などの理由からである。この他、一部の平板試料では主すべりのバーガス・ベクトルと表面の成す角が 10° のものも使用した。引張変形に際して、平板試料では掴みによる歪をさけるために試料端を2枚のアクリル板にアロン・アロファで接着固定した。変形にはインストロン型の島津オートグラフ IS 5000 型試験機を用いて歪速度約 $10^{-4}/\text{sec}$ の引張変形を加えて応力-歪曲線をとリ、各段階でのすべり帯の発達や構造を光学顕微鏡および電子顕微鏡のレプリカ法で調べた。なお、レプリカにはアセチルセルローズを用いる2段階レプリカ法を採用した。

III. 実験結果

1. 応力-歪線図と巨視的すべり帯の分布

Fig. 2 は試料 A および B の応力-歪線図と巨視的なすべり帯の分布を示したものである。単一すべり系の試料 A では Fig. 3 に示したように、まず試料のグリップ近くからすべり帯が発生する。その密度は次第に変形とともに密になり明瞭なリュース型変形のフロントが形成される。

Fig. 3 Formation of Lüders-type deformation front in specimen A.

Fig. 2 Nominal stress-strain curves and macroscopic views of slip-bands in specimens A and B. Photographs were taken at strains indicated by arrows on the stress-strain curves, respectively.

それにつれて応力は定常のフロントが形成されるまで低下する。その後は一定の応力でこのフロントが進行して変形は進む。したがってフロント形成時にかなり急な応力降下を示す。

一方、2重すべり系の試料Bでは、変形初期からほぼ試料全面にわたってすべり帯が発生する。それら個々のすべり帯は**Photo.1**に示すようにそれぞれ幅広がりをすると同時に、既出のすべり帯間の未変形領域にも新しいすべり帯が現われる。この過程ではわずかではあるが、**Fig.2**の応力-歪線図Bで見られるように応力は徐々に低下する。このように変形初期における応力低下は、巨視的なすべり帯の分布の不均一性と密接な関係にあることがわかる。

Photo.1 Development of slip-bands in specimen B. Micrograph(b) was taken after further deformation in the same area as in(a).

2. すべり帯の形成

Photo.2は単一すべり系試料Aの定常状態になる前のリュードース型変形フロント部における光学顕微鏡観察で、中央は側面におけるすべり帯の写真であり、その左右にそれぞれ表裏両面でのすべり帯の写真を展開図的に示してある。ここでいま、変形に伴って凹に曲がる側の表面を以後T面と呼び、反対に凸に曲がる側の表面をC面と呼ぶ

こととする。符号IおよびIIは両表面での歪増加に伴う同一試料領域でのすべり帯の発達状態を示している。これらの組写真から分かるように試料Aでのフロント領域では、まずT面側から細いすべり帯が順次発生し、それがC面に向かって進行して抜け出る。T面とC面に対応するすべり帯を見ると、すべり帯が十分発達した領域では光学的に一見大差ないように見えるが、特にすべり帯の現われ始める領域ではC面の方が一般にすべり帯の幅は広く現われる。

Photo.3はT面とC面をレプリカによって電子顕微鏡観察したもので、側面の光学顕微鏡写真を中心に左右にそれぞれC面およびT面でのレプリカ写真を示している。この電顕写真から分かるようにT面のすべり帯は一般に単一または数本のすべり線[†]から成り、その個々のすべり線のすべり量は非常に大きい。これに対してC面のすべり帯は多数のすべり線の集合であり、個々のすべり線のすべり量は小さい。この傾向はフロントが通過した後も維持され、C面側ではいぜんT面側に較べて個々のすべり線のすべり量は小さく本数が多い。

一方、2重すべり系試料Bでは、**Fig.2**および**Photo.1**に示したように変形初期から試料全面にわたった各所で太いすべり帯を発生し、それらのすべり帯の各々の近傍に新しいすべり帯が現われ、ちょうどすべり帯の幅広がりの形で変形が進行するのが特徴である。この際、試料両表面での個々のすべり帯は**Photo.4(a)**のように良く1対1に対応している。**Photo.4(b)**は(a)のレプリカ観察で、光顕で見られた幅広いすべり帯は多数のすべり線の集合であり、個々のすべり線のすべり量は小さく、その分布は不均一であることが分かる。なお主すべり帯が後期まで現われ難い領域には細かい2次すべり(共役系)帯が認められることがある。

3. 試料厚さの影響

Fig.4は板厚40 μm の2重すべり系試料Bの応力-歪線図および光顕的すべり帯の発達状態(a)とこれらすべり帯のレプリカ観察(b)を示す。このように板厚が薄くなった場合に興味あることは、2重すべり系試料でも単一すべり系試料Aと同様に激しいリュードース的な変形を示すことである。さらにそのフロント領域の長さは**Fig.4(a)**のように短く、しかも2次すべり帯は現われ難くなり^{††}、試

[†] 光顕的な尺度のものをすべり帯と呼び電顕的な尺度のものをすべり線と呼ぶこととする。

^{††} **Fig.4**で見られるように、すべり帯が十分発達した領域ではしばしば短い2次すべり帯が認められる。この2次すべり系は交変すべり系であり、共役系が明瞭なすべり帯として現われることは少ない。このことは、主すべり転位による潜在硬化に依存するものと考えられる。すなわちこの作用は共役系に強く働き、その結果、共役系のすべりがすべり帯として局所的に集中して起こる可能性は少なくなり広い領域に分散して活性化される。これに対して交変すべり系ではこの作用が少ないため、局所的ではあるが明瞭なすべり帯として現われるのであろう。

Photo.2 Slip-band formation on C- and T-surfaces in specimen A. Micrographs I and II show successive stages of deformation in the same area.

Photo.3 Fine structures of slip-bands on C- and T-surfaces in specimen A. Electron micrographs taken at Lüders-type deformation front are shown at the left and right sides, and an optical micrograph of the side surface at the center.

料の表裏両面の主すべり帯の対応が非常に良くなる。また Fig.4(b)のように個々のすべり線のすべり量は増加し、その結果リュースの的な変形が試料をおおうまでの歪量が

増す。それと同時に、変形初期の応力降下はフロント領域の長さが短くなるにしたがって鋭くなり、板厚が十分に薄くなると Fig.4 のように降伏点における応力降下後も

Photo.4 Slip-bands and their fine structure in specimen B. (a)Optical micrographs showing correspondence between slip-bands on the top and bottom surfaces. (b)Electron microscope observation of the slip-bands.

Fig.4 Nominal stress-strain curve and corresponding slip-bands in specimen B of 40 μ m in thickness. (a) and (b) show optical and electron micrographs of slip-bands, respectively.

すべり帯の生成に対応した小さなセレーションが応力-歪線図に現われる。

次にこの平板試料における厚さ効果をさらに確かめるために、まず単一すべり系で主すべりのバーガス・ベクトルが Fig. 5 のように表面に平行に近い試料の変形について調べた。この場合は刃状転位の移動距離が十分長く、すべりによる剪断歪はすべて側面に抜ける関係上、平板試料でも板厚の効果を受け難い方位と考えられる⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。この場合には単一すべり系方位にもかかわらず、Fig. 4 とは逆にすべり帯はほぼ全面に広く現われ、変形フロントに相当する部分は著しく広がり明かでなくなる。それと同時に応力-歪線図では降伏点での応力降下はゆるやかで小さくなる。

ところで Fig. 5 のような平板試料では、2 次すべりの効果も同時に変化するので、さらに試料厚さによる効果をより詳しく確かめるために、7 mm $\phi \times 70$ mm の太い丸棒単結晶の変形過程を調べた。Fig. 6 はこのときの応力-歪線図と巨視的なすべり帯の分布である。このような試料では単一すべり系の試料であってもすべり帯は Fig. 5 と同様に変形初期から広い範囲にわたって発生し、リュウダース的な変形と考えるとそのフロント領域が非常に長いものとな

Fig. 5 Nominal stress-strain curve and macroscopic views of both sides of specimen A'. Relation between the Burgers vector of primary slip and the surfaces of specimen A' is shown below the stress-strain curve.

Fig. 6 Nominal stress-strain curve and macroscopic view of slip-bands in a cylindrical crystal of 7mm dia. oriented for single slip system.

り、同時にその応力-歪線図においても降伏時の応力低下はゆるやかで小さい。

IV. 考 察

1. リュウダース型変形と積層欠陥エネルギー

一般にリュウダース的な変形をするものは変形を開始する応力が高く、一度変形を開始すると低い応力で変形が進行するという共通点がある。すなわち、どこかで変形が開始すると、ある歪量までそこで変形が集中して起こりそこからリュウダース型の変形フロントが形成されて伝播する。いま、リュウダース型変形をする銅合金単結晶について考えると、いずれも積層欠陥エネルギーが非常に低い。また Co-Ni 合金単結晶⁽¹²⁾でも積層欠陥エネルギーの非常に低いものではリュウダース型の変形をする。

一般に grown-in の転位は、すべり面上にのっていない。したがってそれらの転位が転位源として働くには、交叉すべりの助けによって近くのすべり面上にのらなければならない⁽¹³⁾。このとき積層欠陥エネルギーが低いことは、このような交叉すべりを困難とする結果、増殖を開始する応力を高めることになる。しかし高い応力でこの障害を乗り越えて、すべり面に乗り移った転位はもっと低い応力で動き得るために、一気に多数の転位が増殖される。このように 1 枚のすべり面上に集中して動く転位群はそれ自身の応力場とともに後述の試料の形状変化に伴う付加的応力と相まって近傍の転位源を次々と活性化する結果、変形はリュウダース型によって試料を伝播するものと考えられる。すなわち、積層欠陥エネルギーの低いことがリュウダース型変形を誘起する要因として大きく働いていると結論

できる。一方、溶質原子の固着作用や、短範囲規則格子もこの要因として考えられる。しかし透過電子顕微鏡観察において、一度活性化された転位は常温で十分長時間放置した後も電頭内引張りで直接導入された転位と同様に動きやすい⁽¹⁴⁾ことから考えても、これら2つの因子は積層欠陥エネルギーほど支配的な要因でないと考えられる。

2. リューダース型変形と結晶方位

Fig.2および3で示したように、主すべりの優先する単一すべり系では著しいリューダース型変形を示すが、2重すべり系ではPhoto.1のごとく変形初期から試料全面にすべり帯を発生する傾向がある。これは明らかに2次すべり系の転位による効果と考えられる。すなわち、2重すべり方位の結晶では変形初期から2次すべり系の転位の活動が活発で、主すべり系の転位に対して障害として働き変形応力を高める。この際、低積層欠陥エネルギーのものは、すべりによってその系の転位がTaylor型の転位対集団を形成して⁽¹⁴⁾他系の転位の運動を著しく阻止する結果、2重すべり系結晶では局所的に出遅れたいずれか一方のすべりが著しく押えられる。そのため主すべり系が予め活性化された箇所でも近傍の転位源を順次活性化することは変形とともに困難となり、すべり帯は未硬化の領域を選択してFig.2およびPhoto.1に示したごとく試料全体に分散する過程で変形が進行するものと考えられる。したがって変形に伴う試料の形状変化も試料全面に分散され、その結果形状変化に伴う付加的応力の値も減少する。以上の考えは薄板試料の結果によっても支持される。すなわち、試料が薄くなると2重すべり系の方位の結晶でもFig.4のごとくリューダース型変形を示すが、これは試料が薄くなると主すべり系の転位が試料表面に抜け出るまでに2次すべり系の転位と出会う頻度が少なくなる⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾⁽¹⁵⁾ために、リューダース型変形を示すのに十分な主すべりの集中が可能となった結果と考えられる。事実、2重すべり系のすべり帯のレプリカによる微細構造は、試料厚さが減少した場合にはFig.4(b)のように、1.6 mm厚さの単一すべり系試料のT面のそれと類似して、本数が少なくなると同時に各すべり線のすべり量が增大している。

3. リューダース型変形フロントでのすべり帯の形成

まず単一すべり系試料Aのリューダース型変形のフロント領域におけるすべり帯の形成過程を考えてみよう。Fig.7はバークス・ベクトルが試料側面に平行に近い単一すべり系におけるリューダース型変形のフロント近傍のすべりを試料側面で観察した場合の模型図(a)と実際の観察(b)である。いまフロント領域を除いて未変形領域と均一に変形した変形領域とを主すべり面で繋ぐと(a)のように折れ曲りを生じる。このような状態で縦方向に引張応力を加えると繋ぎ目の近くでは必然的に曲げ応力を生じ、それによりT側の面では付加的な引張応力を生じる。その結果T面側

Fig.7 Side views of schematic and actual deformation front. The Burgers vector of primary slip is nearly parallel to the side surface in both (a) and (b). (a) Ideal simple shear. (b) Tension axis fixed uniaxially during deformation.

ではすべりが発生し易くなり、そのようなすべりによって図(a)のような折れ曲りは緩和される。実際の引張試験ではこの2つの過程が同時に起こると考えられるが、事実すべり帯は付加的な引張応力の加わるT面側から写真(b)のごとく優先的に発生する。このように単結晶におけるリューダース型変形では、そのフロント領域における曲げ応力が重要な働きをなし、変形の進行に伴ってそのフロントの曲げを緩和すべくT面近くの転位源が次々と活性化されて、すべり帯を形成していくものと結論される。この考えの妥当性はIII.3で述べた試料厚さの関係によっても支持される。すなわち、T表面に生じる曲げ応力は試料が厚いほど大きくなり、かつ広範囲に及ぶ。その結果、この曲げ応力を緩和するには多くの付加的歪を入れねばならず、逆に薄い試料では少なくすむ。したがって試料が厚いほどフロント領域は長くなり、試料が薄いほど短くなることが予想されるが、これはIII.3試料厚さの影響の結果とよく一致している。またFig.3においては変形初期(a)でグリップの近傍で発生するすべり帯の数は少なく、変形の進行とともに(b)のごとくすべり帯の数を次第に増加した後、すべり帯が十分グリップ近傍で発達した(c)の段階になってフロントが形成され、その後の変形はフロントの移動の

形で行われる。このことも上述の変形に伴う曲げ応力がリュース型変形の主因子であると考えれば容易に理解される。

積層欠陥エネルギーの高い *fcc* 金属では、上述の曲げ応力は一般に変形帯の形で緩和される。しかし積層欠陥エネルギーの低い場合には既述のごとく優先すべりによる他系すべりの潜在硬化が強いため、主すべりによって緩和が行われるものと考えられる。これが積層欠陥エネルギーの低い金属および合金における変形の一つの大きい特徴であり、かつリュース型変形的主要原因であると結論できる。

4. すべり帯の幅広がり

単一すべり系試料のリュース型変形フロント領域では、前述のように T 表面側から優先的に発生したすべり帯が C 表面側へ進行して抜け出る。この際 C 表面でのすべり帯は Photo. 3 で見られるように非常に細かいすべり線の集まりであり、T 表面では 1 本のすべり線であっても C 面に向かって進行する途中で何本かに分かれていることになる。Al のように積層欠陥エネルギーの高いものでは 2 重交差すべりをくり返してすべり帯の幅広がりが生じる⁽¹³⁾が、積層欠陥エネルギーの非常に低いものではこのような 2 重交差すべりによるすべり帯の発達とは考え難い⁽²⁾。したがってこの場合には (1) 活動したすべり面上の転位による内部応力の助けによって近くの転位源が活性化される場合と、(2) いわゆる 'sterile slip'⁽¹⁶⁾ のような 2 次すべり系の作用が考えられる。ところで Photo. 5 のような光顕的尺度での幅広がりでは、新しく現われるすべり帯の間隔や

Photo.5 Slip-bands on the side surface of specimen A. An arrow shows emergence of new slip-band near old slip-bands. T-surface is the right side of the photograph.

現われ方から、sterile slip の結果とは考え難く、既にすべった主すべりによる内部応力の助けによって新しい転位源が活性化されたものと考えられる。これに対して、レプリカ観察で見られる個々のすべり帯の微細構造については、C 表面でのすべり帯はすべり量の小さなすべり線が 0.1 μm 以下の間隔で多数集合して現われている。特に 2 重すべり系の試料では Photo. 4 のようにさらに密に集合したすべり線が観察される。試料の初期転位密度から考えてこのように密な転位源が予め存在していて、それらが活性化されたとは考え難く、また電顕的には 2 次すべり系が分散して多数活動している⁽¹⁷⁾ことから考えて、このようなすべり帯の微細構造は sterile slip のような 2 次すべりによる活性すべり面の上下運動か、2 次すべり系転位の内部応力による主すべり転位の交差すべりの誘起の結果と考えるのが妥当であろう。

以上のことから光学顕微鏡的なすべり帯の幅広がりとは主すべり系転位の応力場の助けによって新しく近傍の転位源が活性化されたものであり、一方すべり帯内での 0.1 μm 以下の間隔で密集したすべり線は上述の 2 次すべりの作用によるものと考えられる。このように考えれば、すべり帯の幅広がりの方位依存性や、試料厚さ依存性などもすべて矛盾なく理解できる。

5. 降伏点での応力降下

一般にリュース的な変形をするものは降伏点で応力降下を示す。このことは、一度変形が起これば、より低い外力で新しい転位源が活性化されることを意味する。しかし実際に新しい転位源を活性化する実効応力は、grown-in 転位の分布から考えて場所的に大した差はないはずである。したがって、一度変形が起これば、以後何かの助けによってより低い外力で次々と近隣の新しい転位源が活性化されていると考えるべきである。今の場合、リュース型変形のフロントでのすべり帯の間隔の大きいことから、このような近隣の転位源の活性化が既出すべりの内部応力によるものとは考えられない。したがってこのような付加的な応力は IV. 3 で述べたようにフロントの曲げ応力に起因するものと考えられる。事実、このような応力降下は、定常のフロントが形成されるまでの時間が短いものほど鋭く起こる。例えば Fig. 4 のように試料が薄いほど定常のフロント領域が短くてよく、その形成時間も短くなるために応力降下は鋭くなる。逆の例が Fig. 6 である。また単一すべりが優先する方位のものほど Fig. 7(a) の曲がりが大きくなるために降伏後の応力降下の量も大きくなる。

V. 結 言

積層欠陥エネルギーの低い *fcc* 合金単結晶のすべり変形について調べるために、Cu-8at% Al 合金を用いて実験を行なった。その主な結果をまとめると次のとおりである。

(1) 主すべりのバーガス・ベクトルが試料側面と平行に近い単一すべり系の平板試料は激しいリュードース型変形をする傾向が強い。これに対して2重すべり系の試料では一般に変形初期から試料全面にわたってすべり帯を発生するが、厚さの非常に薄い(例えば $40\mu\text{m}$ 厚さ)試料では単一すべり系と同様に典型的なリュードース型の変形をする。

(2) 2重すべり系試料でリュードース型変形をしない場合のすべり帯の発達、すべり帯の発生していない箇所に新しくすべり帯が現われると同時に個々のすべり帯の周囲に順次発生する過程をとる。この際光顕的な個々のすべり帯の幅広がり、すべり帯のそれに較べて一般に著しく大きい。しかし単一すべり系試料でも試料が太くなると、同じく2次すべりの活性によって個々のすべり帯の幅広がり著しくなる。

(3) すべり帯の電顕的な微細構造は、リュードース型変形の場合にはそのフロント領域で付加的な引張応力のかかるT表面では非常にすべり量の大きな単一または間隔の大きい数本のすべり線から成り、これに対して付加的圧縮力のかかるC表面ではすべり量の小さな多数のすべり線の集合である。

一方、2重すべり系の試料における個々のすべり帯は、すべり量の小さなすべり線が $0.1\mu\text{m}$ 以下の間隔で密集したものとなる。

(4) リュードース型変形をする結晶での降伏点における応力降下は、変形のフロント領域での曲げ応力と密接な関係にある。すなわち、単一すべりの優先性が著しいものは

ど生じる曲げは大きく、応力降下の量は大きくなる。また定常のフロントが短時間に形成されるものほど応力降下は鋭く起こる。

文 献

- (1) T.J.Koppelaar and M.E.Fine : Trans.Met.Soc. AIME, **221**(1961), 1178.
- (2) T.J.Koppelaar : Trans. Met. Soc. AIME, **227**(1963), 257.
- (3) G.R.Piercy, R.W.Cahn and A.H.Cottrell : Acta Met., **3**(1955), 331.
- (4) 吉岡正三, 中山 豊, 伊藤太一郎, 間瀬 博 : 金属学会誌, **36**(1972), 393.
- (5) P.Haasen and A.King : Z.Metallk., **51**(1960), 722.
- (6) S.S.Brenner : J.Appl.Phys., **28**(1957), 1023.
- (7) J.V.Sharp : Phil.Mag., **16**(1967), 77.
- (8) 厚東敏行, 篠原和敏, 北島貞吉 : 金属学会講演概要, (1974・11月), 61.
- (9) B.J.Brindley, D.J.H.Corderoy and R.W.Honeycombe : Acta Met., **10**(1962), 1043.
- (10) J.J.Hauser and K.A.Jackson : Acta Met., **9**(1961), 1.
- (11) J.T.Fourie : Phil.Mag., **15**(1967), 187.
- (12) J.Meissner : Z.Metallk., **50**(1959), 207.
- (13) H.Fujita and H.Yamada : J.Phys.Soc.Japan, **29**(1970), 132.
- (14) H.Mori and H.Fujita : J.Phys. Soc. Japan, **38**(1975), 1342.
- (15) H.Suzuki, S.Ikeda and S.Takeuchi : J.Phys.Soc. Japan, **11**(1956), 382.
- (16) A.H.Cottrell : *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford University Press, (1953), 179.
- (17) B.J.Hockey and J.W.Mitchell : Phil.Mag., **26**(1972), 409.

定量熱解析法による Sn-Zn, In-Sb 合金の 熱力学諸量の測定について*

板 垣 乙未生** 矢 沢 彬**

Kimio Itagaki and Akira Yazawa : Measurements of Thermodynamic Quantities for Sn-Zn and In-Sb Alloys by Quantitative Thermal Analyses. The measurements of thermodynamic quantities for tin-zinc and indium-antimony binary alloys were carried out by the quantitative thermal analyses in the cooling and the heating process. A water calorimeter and a double adiabatic walls calorimeter were used respectively for the cooling and the heating process.

In the experiments, the enthalpies of the alloy specimen are measured successively during cooling or heating the specimen, and so, for obtaining the precise data, it is necessary to keep the alloy phases in equilibrium state during the processes. Especially, the cooling velocity and the temperature distribution in the specimen give serious effects on the precision of the experiments in the cooling process. The influences of some factors such as the sample quantity, the thermal conductivity of the specimen and the heat exchange between the specimen and the water

** 東北大学選鉱製錬研究所(The Research Institute of Mineral Dressing and Metallurgy, Tohoku University, Sendai)

* 1970年10月金属学会尼ヶ崎大会ならびに1975年4月金属学会東京大会に一部発表