Al-Cu-Sn 合金の二次欠陥組織*

鈴木 寿**・菅野 幹宏**

荒木 一郎**・坂野 茂治**

The secondary defect structure in Al-Cu-Sn alloys*

UDC 669.715'3'6 : 621.785.7 : 620.187

SUZUKI Hisashi*, KANNO Motohiro**,
ARAKI Ichiro** and SAKANO Shigeharu**

The Al-4wt%Cu-Sn alloy specimens of 0.1 ~ 1.0 mm thickness containing 0 ~ 0.066 wt% Sn were solution-treated at 520°C, quenched and subsequently aged at temperatures ranged from 100 to 250°C. The secondary defects which would develop in those specimens were examined in relation to the specimen thickness, Sn contents and aging conditions by means of transmission electron microscopy. The results obtained were as follows.

(1) The defect structure was observed in each specimen only when the specimen was aged, and it changed with the specimen thickness; in other word, dislocation loops were only observed with the disappearance of helical dislocations when the specimen thickness exceeded about 0.3 mm.

(2) Using the specimen of about 0.4 mm thickness, it was confirmed that the loop size decreased and the loop density increased with increasing Sn contents under a given aging condition. In the specimens with higher Sn contents, they appeared to be almost stable during aging at low temperatures. The width of loop free zone formed near the grain boundary increased with increasing Sn contents and with lowering aging temperature.

(3) Some discussions were given as to the above phenomena, but the true influence of Sn atoms on the defect structure of the binary alloy could not be fully understood.

(Received July 21, 1975)

1. 緒 言

焼入れ過剰空孔はその消滅過程で、たとえば純アルミニウムなどでは転位ループや空洞(void)などの二次欠陥を形成し^{1)~3)}、高濃度アルミニウム合金では主としてヘリカル転位を形成することが知られている^{4)~9)}。しかしAl-3.8 wt% Cu-Cd合金については、ヘリカル転位が認められず常に転位ループが観察されるとする結果が最近報告された¹⁰⁾。他方、Al-Cu合金をはじめとする多くのアルミニウム合金においては、二次欠陥の中間相の核形成に果たす役割が重視されつつある¹¹⁾。したがってアルミニウム合金の二次欠陥組織については全般的に詳細な研究が必要と思われるが、ここでは時効現象がAl-Cu-Cd系と同様興味深いAl-Cu-Sn系合金に注目し、2元合金との比較において、生じる二次欠陥組織を調べることにした。

2. 試料および実験方法

種々量(0 ~ 0.066 wt%, 0 ~ 0.015 at%)のSnを含むAl-4 wt% Cu-Sn (Al-1.74 at% Cu-Sn)合金試料を高純素材を用いて溶製した。その分析値をTable 1に示す。これらの試料を、450°C×14日の均質化焼鈍の後、熱延、冷延をへて、0.05~1.0 mm厚の板材とした。溶体化処理はアルゴン雰囲気中520°C×2 hrとし、その後0°Cの氷水中に焼入れし、直ちに液体窒素中に浸漬・保存した。時効処理を行なう場合にはシリコン油浴を用い、100~250°Cの各温度で所定時間時効した。

電顕組織観察用の薄膜は、従来の例によると厚さが約0.1 mm以下の試料から作製するのが一般であるが、ここでは試料の板厚を種々変化させた。これは試料が薄いと処理中に機械的歪が導入されやすくなり、欠陥組織にも影響すると考えられたからである。そこで試料板厚に

* 軽金属学会第47回秋期大会(49-11)にて発表した。

** 東京大学工学部(東京都)。Faculty of Engineering, University of Tokyo (Tokyo).

Table 1 Chemical compositions of Al-4wt%Cu-Sn specimens.

Al-4 wt% Cu-Sn alloy	
Spec. No.	Sn Content (wt%)
1	0
2	0.006
3	0.010
4	0.018
5	0.024
6	0.031
7	0.043
8	0.055
9	0.066

応じて次の二通りの方法により薄膜を作った。約0.1mm以下の薄い試料の場合には直接密開け法により、またそれ以上厚い試料の場合には、エレクトロ・ジェット研磨法により予備研磨し、その後仕上げ用の電解研磨を行なうことにより作った。電解液はいずれの場合もメチルアルコール：硝酸＝2：1の混液（液温約-20℃）とした。このようにして作った薄膜を用い、主として上記時効条件下で得られるAl-Cu-Sn合金の二次欠陥組織を詳細に調べた。

3. 実験結果

はじめに二次欠陥組織におよぼす試料厚さの影響を調べた。まず焼入直後の組織を検討したところ、転位密度は薄い試料の方が大であったが、いずれの試料においても転位ループやヘリカル転位が認められず、この結果は焼入直後から多数の転位ループが認められるとするAl-Cu-Cd合金の結果¹⁰⁾と相違した。

そこで時効後の組織を調べることにしたが、順序として、よく用いられる薄い試料から作った薄膜の組織をはじめに観察した。厚さ0.05mmの試料を用いた場合の組織例は**Photo 1**の通りとなつた。これは200℃×1

min時効後の2元および3元合金（試料5）の組織例であるが、いずれの場合も従来の報告と同様、ヘリカル転位を主とする組織となり、それから生じた転位ループの列なども認められた。また0.1mmの厚さの試料の場合もほぼ同様の欠陥組織を示した。

試料厚さを約0.1～0.2mmと変化させてみたところ、ヘリカル転位と転位ループとの混在組織となり、厚い試料ほどループ組織となる傾向が認められた。ついで試料厚さ約0.4mmの場合を調べたところ、2元および3元合金のいずれでもヘリカル転位がほとんど存在しない転位ループ主体の組織となることが判った。**Photo 1**と熱処理条件を同じくした各試料の組織例を**Photo 2**に示した。またこのようなループ組織は試料厚さを0.3～1.0mmの間で変化させてもほぼ同様となることを確かめた。これらの結果はバルクの試料の欠陥組織としては、純アルミニウムや低成分のアルミニウム合金で知られているようなループ主体の組織となるのが正しい欠陥組織であることを示している。よつて以下の実験ではすべて板厚を約0.4mm一定として組織観察を行なうことにした。

さて上記の**Photo 2**にはループ組織とSn量との関係も示されているが、200℃×1min時効の場合、2元合金における転位ループの平均直径とその密度とがそれぞれ約1800Åおよび 4×10^{13} 個/cm³であるのに対し、3元合金たとえば試料5（0.024%Sn）ではそれぞれ約700Å、 3×10^{14} 個/cm³となつている。ただしこの場合**Photo 2**（d）の試料9を高倍率で見ると、**Photo 3**のように黒点状組織が得られ、ループ特有のコントラストを示さなかつた。このような組織はSn量の多い試料で生じやすく、詳しくは後報で示すが、この場合は約半数がSnクラスタで残りはボイドと思われた。**Fig. 1**には転位ループ径とその密度におよぼすSn量の影響を示した（膜厚は、**Photo 2**では約5000Å、**Photo 3**では約2500Åであつた）が、2元合金にSnを添加するとその量と共にループ径が減少し、密度が増加することが判る。またこの傾向は

Photo 1 Examples of transmission electron micrographs of specimen No. 1(a) and No. 5(b). Thin foils were prepared from specimens having usual thickness of about 0.05 mm. Specimens were solution-treated at 520℃ for 2 hr, quenched into iced water and subsequently aged at 200℃ for 1 min. Helical dislocations and rows of dislocation loops derived from helices are observed.

Photo 2 Examples of transmission electron micrographs of specimens No. 1, 3, 5 and 9, showing that the defect structure in each specimen consisted of dislocation loops. Specimens were heat-treated in the same way as in Photo 1; However, the thicker specimen of about 0.4 mm thickness was used in this case.

Photo 3 An example of transmission electron micrographs of specimen No. 9, corresponding to Photo 2(d).

時効温度(T_A)を一定として時間を変化させても、時効時間を一定として T_A を変化させてもほぼ同様であつた。なお上記の $200^\circ\text{C} \times 1 \text{ min}$ 時効のループ組織から計算される原子空孔濃度は2元, 3元合金ともに $(1 \sim 2) \times 10^{-4}$ となり大差なかつた*。ここで 10^{-4} オーダーの空孔濃度(C_v)は、計算値の 10^{-5} ($C_v = A \exp(-E_f/kT)$, $A = 1$, $E_f = 0.76 \text{ eV}^{12)}$ よりもほぼ一桁大きい、 205°C 付近の焼入温度では 10^{-4} オーダーの値が従来とも報告

Fig. 1 Effects of Sn contents on the size and density of dislocation loops in Al-4wt%Cu-Sn alloys. Specimens were quenched and subsequently aged at 200°C for 1 min.

* Westmacott ら⁹⁾によると、Al-Mg, Al-Si 合金などにおいて、焼入れ状態で生じるループ径が純アルミニウムのそれより小さいのは、溶質原子と原子空孔との結合エネルギー(E_b)が大であることにより、空孔の移動度が減じたからであろうとされている。しかしここでは焼入れ組織中にループを生じず、時効後に生じたループについて述べているので、ループ径の大小は彼らの結果と直接対応しないと思われる。なおループ中に吸収された空孔量が2元と3元とはほぼ同じであり、 10^{-4} オーダーであつたことは、どの試料においても $200^\circ\text{C} \times 1 \text{ min}$ の時効で過剰空孔がほとんどループ中に吸収されたことを示す。この時ループ間距離は試料1~9において約 $0.3 \sim 0.1 \mu$ であるが、純アルミニウム中での空孔の拡散距離は上記の時効条件下で約 27μ となる。したがって3元合金で空孔の移動度が減じるとしても(後述)、各試料中での空孔の拡散距離はループ間距離よりもはるかに大となる。このことは上記の結果を裏付けると共に、ループは $200^\circ\text{C} \times 1 \text{ min}$ ですでに競合成長していることを示す。

されてきている^{1), 2), 5), 6), 7), 13)}。

Photo 4 には T_A を変化させ、1 min 時効した時の 2 元合金の組織例を示す。Photo 2 (a) を参照すると、 T_A の上昇と共にループ径は大となり、その密度はやや減少する傾向がみられる。ここで $250^\circ\text{C} \times 1 \text{ min}$ 時効後のループ径は、 $(150 \sim 200^\circ\text{C}) \times 1 \text{ min}$ 時効後の場合とあまり変わらず形状が不整となる。同じく 1 min 時効した 3 元合金の例を試料 3 について **Photo 5** に示すが、Photo 2 (b) を参照するとこの場合もループ径が T_A の上昇と共に大となるのが明瞭であり、高温になると粗大化が著しいことが判る。すなわち $200 \sim 250^\circ\text{C}$ のループ径は 100°C に比べて相当に大きくなり、その結果 2 元合金と大差なくなる。

Photo 6 には、 T_A が比較的低い 100°C で、 $200 \sim 1000 \text{ min}$ 時効後の組織例を 2 元および 3 元合金について示したが、Photo 4 (a)、Photo 5 (a) の 1 min 時効後の組織を参照すると、両合金のループは時効時間と共に多少成長するが、これほど著しくなく、また 3 元合金のループは 2 元合金のそれに比べるとより成長しにくいようである。 T_A が高い場合でも上記と同様な傾向にあったが、

Photo 4 Effects of aging temperatures on the loop structures of specimen No. 1, aged for 1 min at indicated temperatures.

Photo 5 Effects of aging temperatures on the loop structures of specimen No. 3, aged for 1 min at indicated temperatures.

この場合は既にふれているように、2 元、3 元合金のループ径の差が明瞭でなくなった。

粒界または転位の近傍の組織を観察したところ、希薄合金などの場合⁵⁾と同様、転位ループが存在しない領域 (Loop Free Zone, 以下 L.F.Z. と略記) が認められたので、次に L.F.Z. の挙動を調べた。 $200^\circ\text{C} \times 1 \text{ min}$ の時効後に見られた粒界近傍の組織例は **Photo 7** の通りで、Sn 量が多いほど L.F.Z. の幅は増大した。またこの傾向は時効温度を変化させてもほぼ同様であつた*²。**Photo 8** には L.F.Z. の幅と T_A との関係を 3 元合金について示したが、Photo 7 (b) を参照すれば、 T_A が高くなるほど L.F.Z. の幅は小となることが判る。2 元合金の場合も、写真は略したが、3 元合金と同様の傾向を示した。また L.F.Z. の幅と時効時間との関係を $T_A = 100^\circ\text{C}$ の場合について **Photo 9** に示す。2 元、3 元合金のいずれの場合も時効時間と共にわずかながら幅が増加したが、その増加量は 3 元合金の方が、2 元合金より大であつた。 T_A が高

* L.F.Z. の幅は、無析出物帯 (P.F.Z.) の幅¹⁴⁾と同様に粒界での方位差にはほとんど依存しないようであつた (小傾角粒界を除く)。

Photo 6 Effects of aging times on the loop structures of specimen No. 1 and No. 3, aged at 100°C for the time indicated.

Photo 7 Effects of Sn contents on the width of loop free zone (L.F.Z.). Specimens, aged at 200°C for 1 min.

い場合も同様な傾向が見られた。なお Photo 7 ~ 9 を見ると L.F.Z. 端部のループが粗大化する傾向にあることが判る。

4. 考 察

以上述べた諸結果のうち主な点をまとめると、(1)二次

Photo 8 Effects of aging temperatures on the width of L.F.Z. in specimen No. 3, aged for 1 min at indicated temperatures.

欠陥組織は焼入れ直後の組織中には認められず、その後の熱処理によつて観察可能となるが、その組織は試料の板厚によつて相違し、薄い場合(約 0.1 mm 以下)はヘリカル転位主体の組織となり、厚い場合(約 0.3 ~ 1.0 mm)は転位ループを主とする組織となる。(2)この転位ループは Sn 量の増加と共に径が減少し、密度が大となる。ループ径は各合金とも T_A が高いほど、また長時間時効を行なうほど大となるが、等温時効による成長は T_A が低い場合はかなり抑えられ、3 元合金はとくにこの傾向が強い。他方 T_A の上昇に伴うループの粗大化は 3 元合金

時効温度が高い、250°C の場合は 3 ~ 4 min 以上でループが消滅し始め、また形状が不整となるなどのために、L.F.Z. 幅がわからなくなる。1 min 程度の場合は低温の場合と同様 Sn が多い合金ほど L.F.Z. の幅は広がった。

Photo 9 Effects of aging times on the width of L.F.Z. in specimen No. 1 and No. 3, aged at 100°C for the time indicated.

において著しい。(3)粒界近傍に生じた L.F.Z. の幅は、Sn 量が多いほど、 T_A が低いほど大となる。また時効時間と共に L.F.Z. の幅は両合金とも増大するが、その増加量は 3 元合金の方が大きくなるなどであった。

そこで上記(1)の現象から考察する。2 元、3 元を問わず 0°C への焼入組織中に二次 欠陥を生じず、Al-Cu-Cd 合金結果と不一致になったのは、薄膜作製時における試料の昇温の影響と思われた。著者らの結果によると、電解条件いかによつては試料の温度が約 70°C にも上昇し、このような場合には例外なく「焼入れ組織」中に転位ループが観察されたからである。

二次欠陥の種類が試料厚さによつて変化したのは、予想通り薄い試料では厚い試料にくらべて、焼入れ時、またはその後の熱処理の過程で機械的歪が試料中にはいりやすかったことに原因していると思われる。すなわち薄い試料ではこれら転位の一部がヘリカル転位になったのであろう。Thomas⁵⁾によると溶質量の多いアルミニウム合金 (Al-Cu 合金では 0.9 at % 以上) では、 E_b により焼入直後の有効空孔濃度が減少し、ループ核形成に必要なその過飽和度が減るために、ループ組織からヘリカル転位組織に変わるとされる。しかし本研究によると約 1.7 at % と多量の Cu を含む 2 元、3 元合金においても試料を厚くするとループ組織が得られたので、彼らの結果とその説明はそのままでは理解しにくい。

次に 3 元合金の方がループ密度が大 (径は小) となったことについて考える。一般にループ密度 (ρ) は、ループ核の発生密度 (N)、ループ核の成長速度およびループの競合成長速度などによつて決まるはずであるが、時効初期の N 値はもとより具体的には判らない。しかし、ここで (I) $N(2\text{元}) \leq N(3\text{元})$ で $\rho(2\text{元}) < \rho(3\text{元})$ となつたのか、(II) $N(2\text{元}) > N(3\text{元})$ で $\rho(2\text{元}) < \rho(3\text{元})$ となつたのか、のいずれかの場合が考えられよう。

まず (I) の場合を考えると、この場合は 3 元の方がループ核発生に伴う界面エネルギーまたは歪エネルギーが 2 元よりも有利である (3 元の方が核生成能が高かつ

た⁸⁾) か、またはそれらがほぼ同じために $N(2\text{元}) \leq N(3\text{元})$ になつたと思われる。この場合、 $E_b^{\text{Sn-V}}$ が大きいとすれば、3 元合金では有効空孔濃度が減少し、 $N(2\text{元}) > N(3\text{元})$ となる可能性があり合理的でない。したがつて $E_b^{\text{Sn-V}}$ を無視すれば、生じたループ核は両合金とも同様に成長し、ループの競合成長も同様に行なわれることになり、1 min 程度の時効時間に対しては、 ρ の値が N 値に支配され、 $\rho(2\text{元}) < \rho(3\text{元})$ になつたと考えられる。しかし例えば 100°C で長時間時効 (Photo 6 参照) しても 3 元合金ではループ径や ρ がほとんど変化せず、2 元合金に比べ競合成長を生じにくい理由がよく判らない。

(II) の場合は $E_b^{\text{Sn-V}}$ が大きいことを前提とすれば、まず $N(2\text{元}) > N(3\text{元})$ となり、その後 3 元合金ではループ核の成長やループの競合成長速度が抑えられて $\rho(2\text{元}) > \rho(3\text{元})$ となつたと一応考えられる。Al-Cu-Cd 合金でもループ径および ρ は 3 元合金の方が 2 元合金よりそれぞれ小、大となることが知られているが、原因は 3 元合金において $E_b^{\text{Cd-V}}$ が大であるため空孔の移動度が減少するからであろう¹⁰⁾とされる。いま 3 元合金における空孔の移動度の減少率 (β) を考えると、二、三の仮定を設けることによりそれは $\{1 + 2C \exp(E_b/RT)\}^{-1}$ で表わされる (C は空孔が溶質原子に出合う確率で溶質濃度にほぼ等しい)。それゆえ、100°C 時効の場合、 $E_b^{\text{Sn-V}} = 0.20 \sim 0.30 \text{ eV}^{15)}$ とすると、例えば試料 9 (0.015 at %) では $\beta = 1/1.2 \sim 1/4.3$ となる。したがつてループ径が上記のように空孔の移動度のみによつて決まるものとなれば、3 元合金では時効時間を 2 元合金のただか 2 ~ 5 倍とすることによって同一ループ径となるはずである。しかし実際には 1000 min 時効しても 3 元合金 (試料 3) のループ径は、1 min 時効の 2 元合金のそれよりなおはるかに小さかつた (Photo 4 (a), Photo 6 (b) 参照)。したがつてループ径の変化は、 E_b によつて空孔の移動度が減少するからとして、うまく説明することができなかった。よつて T_A 一定下でのループ密度、ループ径におよ

ばす Sn 添加の効果はいずれによつても十分理解することができなかった。

次に T_A が高くなつて ρ が減じたのはほぼ常識的と思われる。150~250℃の温度へ直接焼入れ後時効した組織も調べたがこの場合はループ組織が得られなかつた¹⁶⁾。これよりループ核は主として 150℃ 以下の低温で、焼入れ過程ないしは液体窒素温度から T_A への昇温過程で生じると思われた。それゆゑ T_A が 150℃ 以上と高くなれば、それまでに生じたループ核は消滅しやすくなり、他方競合成長もしやすくなり、いずれの合金においても ρ が減じたものと思われる。200~250℃の温度では θ' 相のループ上不均一析出が時効初期から生じ、これは 2 元合金において著しい¹⁷⁾ことが判っているので 2 元合金ではループが安定化されて粗大化しにくくなると思われる。2 元、3 元合金の間で ρ の差が小さくなつたのはこのような理由によるのではないと思われるが、その詳細は十分判らない。

最後に L.F.Z. の幅 (l) について考える。P.F.Z. の生因に関する従来の諸結果を考慮すると、焼入れ過程において生じる粒界近傍での空孔の濃度勾配が l に対しまず関係しよう。3 元合金において E_b^{Sn-V} が大きいとすれば、空孔の移動度の減少により焼入れ中に粒界に消滅する空孔量は 3 元合金の方が 2 元よりも小となる。しかし一方では有効空孔濃度が減少することになるので、3 元合金では粒界近傍でループ核を形成できない領域が 2 元合金よりも広くなり、結果として l が広くなる可能性がある。しかし①ループ核を生じない領域の幅は両合金とも具体的には判らない、②ループ核は T_A が高いほど消滅する可能性がある、③ループ核がループに成長したとしても、L.F.Z. 端部のループは 1 min 以内の時効時間でも消滅して l を大にするはずである (1 min 以後も l は時効時間と共に大となつた) などを考えると、ループ核を生じない領域の幅と、実視される l とはまず対応せず、したがつて 3 元合金の l と E_b^{Sn-V} とは直ちに結びつけることができそうにない。

そこで念のために、L.F.Z. 端部でのループの消滅に基づく l の増加を時効条件、Sn 量の関係で簡単に考察することになると、L.F.Z. 端部に存在する各種寸法のループから T_A 一定下で単位時間あたり粒界に向かつて放出される空孔量 (ループ 1 個あたりの) は、その径の大小によらず相等しくなると考えられる¹⁸⁾。したがつて L.F.Z. 端部での空孔消滅量は $\rho \cdot \exp(-E_b/kT)$ に比例 (E_b はアルミニウムの自己拡散の活性化エネルギー) し、これはある時間までの l 、または l の増加速度と対応しよう。ここで ρ に関して考察した前記 (I)、(II) の立場から l の大小を検討してみる。まず (I) の立場に立つと、 ρ (2 元) $< \rho$ (3 元) のために L.F.Z. 端部のループが時効初期に

3 元の方が消えやすくなり、 l (2 元) $< l$ (3 元) になつたとして一応説明できそうである。しかし $\exp(-E_b/kT)$ の項を考慮すると、2 元、3 元合金のいずれも T_A が高くなると l が小となつた現象は説明不可能となる。ところで L.F.Z. 端部のループ径が粒内のそれよりも大であつたことに着目すると、L.F.Z. 端部のループは一方的に空孔を放出するだけではなく、一時的にせよ競合成長をしたり、また内部のループから空孔を吸収していると思われた。それゆゑ L.F.Z. 端部のループは空孔を放出すのみであるとする上記の取扱いによつて、簡単に各条件下での l 、または l の増加は論じられないと思われた。

(II) の立場に立つても、上記の取扱いが不十分であり、 T_A 依存性は上記同様説明ができない。またこの立場では 1 min 以内の時効初期に 2 元、3 元の ρ が逆転するので L.F.Z. 幅の考察はなおのこと困難となろう。なおここで詳細は略すが、 T_A 一定のときの l の増加 (時間は 1 ~ 40,000 min) は既述の β を用いてはうまく説明できなかった。

以上主としてループ組織と L.F.Z. 幅が Sn 量によつて変化する現象を検討してきたが、結局のところその理由はよく判らなかつた。これは 1 min 以内の時効初期にループ核さらには微小ループが存在していると思われるが、それらの密度と、それら二次欠陥の発生に伴う過剰空孔濃度の変化が明らかでない上、時効の進行と共にループ径に依存してマトリックスの空孔濃度が変化 (少なくとも 1 min 以後では 3 元の方が 2 元より大) し、また時効によつて生じる G.P. 相や中間相の空孔の移動におよぼす影響も明らかでないなど現象があまりにも複雑なためと考える。3 元合金における転位ループの挙動は、Nuyten¹⁰⁾ のように単に E_b に影響された空孔の移動度の減少によるとしては説明できなかったが、なおもこのような考えが可能であるのか、あるいは他の機構があるのかなどについては今後の研究が望まれる。ループ組織と θ' 、 θ'' 相析出との関係、さらには G.P. 相形成との関連などについては逐次報告の予定である。

5. 結 論

Al-Cu-Sn 合金の二次欠陥組織におよぼす試料厚、Sn 量、時効条件などの影響を詳しく検討し、以下の諸結果を得た。

(1) 欠陥組織は試料の厚さによつて著しく影響されることが判つた。すなわち薄い場合 (0.05 ~ 0.1 mm) は、ヘリカル転位を主とする組織となり、厚い場合 (0.3 ~ 1.0 mm) は転位ループ主体の組織となつた。したがつて薄い試料を用いた従来の諸結果は検討の必要があろう。

(2) 上記理由により比較的厚い試料 (0.4 mm) を用いて欠陥組織を調べたが、焼入れ組織中にはこれまでの報告

と相違して2元, 3元合金とも転位ループはみられなかった。時効後にみられる転位ループは, Sn量が多くなると径は減少し, その密度は増加した。また粒界の近傍には Loop Free Zone がみられたが, その幅はSn量が多いほど, 時効温度が低いほど大となつた。

(3)上記転位ループの挙動を, Sn量, 時効温度, 時効時間との関連で種々検討したが, 現象が複雑のためにその理由は十分理解できなかつた。さらに詳しい研究が望まれよう。

参 考 文 献

- 1) P. B. Hirsch et al.: *Phil. Mag.*, **3** (1958), 897.
- 2) D. Kurlman-Wilsdorf and H. G. F. Wilsdorf: *J. Appl. Phys.*, **31** (1960), 516.
- 3) M. Kiritani: *J. Phys. Soc. Japan*, **19** (1964), 618.
- 4) G. Thomas and M. J. Whelan: *Phil. Mag.*, **4** (1959), 511.
- 5) G. Thomas: *Phil. Mag.*, **4** (1959), 1213.
- 6) R. E. Smallman et al.: *J. Inst. Metals*, **88** (1959-60), 127.
- 7) R. B. Nicholson and J. Nutting: *Acta Met.*, **9** (1961), 332.
- 8) K. H. Westmacott et al.: *Phil. Mag.*, **6** (1961), 929.
- 9) A. Kelly and R. B. Nicholson: *Progr. Mat. Sci.*, **10** (1963), 149.
- 10) J. B. M. Nuyten: *Acta Met.*, **15** (1967), 765.
- 11) 例えば, 浅野ら: *日本金属学会報*, **11** (1972), 589.
- 12) C. Panseri and T. Federighi: *Phil. Mag.*, **3** (1958), 1223.
- 13) 堀内・箕西: *日本金属学会誌*, **34** (1970), 936.
- 14) 例えば, J. D. Embury and R. B. Nicholson: *Acta Met.*, **13** (1965), 403.
- 15) 木村: *軽金属学会第5回シンポジウム予稿集* (1974, 8, 21), 1.
- 16) 著者ら: 未発表
- 17) 鈴木, 菅野, 荒木: *軽金属*, **25** (1975), 投稿中
- 18) J. Silcox and M. J. Whelan: *Phil. Mag.*, **5** (1960), 1.