Al に富む Al-Zn 合金の初期時効におよぼす 微量の Ag の影響*

太 田 陸奥雄** 橋 本 文 雄**
谷 本 雅** 前 田 裕 宣**

Mutsuo Ohta, Fumio Hashimoto, Tadashi Tanimoto and Hironobu Maeda: Effect of Ag on the Initial Aging in Al-rich Al-Zn Alloys. Al-Zn-Ag ternary alloys and several other alloys were studied by the measurement of electrical resistivity and small angle scattering of X-ray. The results may be summarized as follows: (1) The highest temperature at which G.P. zones can be formed in alloys containing a small amount of silver is higher than that in the Al-Zn binary alloy containing the same amount of zinc. Namely, G.P. zones become stable at the initial stage when a small amount of silver is added. (2) This effect become remarkable when the concentration of silver

** 岡山大学工学部 (School of Engineering, Okayama University, Okayama)

* 1968 年 4 月本会東京大会に一部発表

increases. (3) When zinc concentration is the same, the radius of G.P.zones formed in the Al-Zn-Ag ternary alloy at room temperature is larger than that in the Al-Zn binary alloy. (4) Stability of G.P.zones is nearly constant, even when a small amount of copper or germanium is added to the Al-Zn binary alloy. (5) It seems that G.P.zones in the Al-Zn-Ag alloys consist of both Zn and Ag atoms.

(Received May 6, 1968)

I. 緒 言

Al に富む Al-Zn 合金における G.P.zone の形成については多くの研究がある。Gerold ら⁽¹⁾⁽²⁾はX線小角散乱の解析により G.P.zone およびそれと共存する固溶体の濃度を求め、これらの濃度は高温(275°C 以上)における固溶体の溶解度限を室温まで外挿した場合に相当しているとしている。他方、Larson⁽³⁾は電気抵抗の測定による等温時効曲線の形状の温度による変化より、室温よりやや高い温度において G.P.zone と共存する固溶体の濃度を求めている。また Carpenter と Garwood⁽⁴⁾は硬度測定による復元現象の研究より 4.5 at% 以上の 3 種の合金について G.P.zone の消失する温度を求めた。以上の研究における合金はいずれも濃度が高く、温度も比較的高い場合であり、さらに時効が相当進んだ段階についてである。これは、G.P.zone の形状、内部構造に関する最近の研究⁽⁵⁾にかんがみ、注意すべきことであろう。一方著者ら⁽⁶⁾は 0.84~4.4 at% Zn の合金の電気比抵抗の測定による等温時効の研究により、形成の初期の G.P.zone に対する溶解度曲線を室温付近、およびそれ以下の温度について求めた。またこの溶解度限よりも低濃度の場合にも Zn 原子の clustering に相当すると思われる比抵抗の増加を認めた(以下 Al-Zn 2 元合金中に形成される G.P.zone を Zn-G.P.zone と略称する)。

この Al-Zn 合金に Ag を添加した 3 元合金について、著者ら⁽⁷⁾は Al-4.4 at% Zn-0.025 at% Ag 合金の電気抵抗による研究を行なった。このときには Zn の濃度が高く、Ag の濃度は低いいため、時効速度、曲線の形状、比抵抗の最大増加高($\Delta\rho_M$ と略記する)のいずれも Al-4.4 at% Zn 2 元合金のそれらとほとんど同じであつた。その後馬場⁽⁸⁾は Al-2.6 at% Zn 合金に 0.78 at% までの Ag を加えた数種の 3 元合金についての研究を行なった。そして、0.03 at% Ag 以下の Ag を添加しても影響が認められないこと、比抵抗の最大値に達するまでの時間 t_M は -20°C 以上では 3 元合金の方が小さく、-30°C 以下では 2 元合金の方が小さいこと、

- (1) V. Gerold : Physica Stat. Sol., **1** (1961), 37.
- (2) V. Gerold und W. Schweizer : Z. Metallk., **52** (1961), 76.
- (3) L. E. Larson : Acta Met., **15** (1967), 35.
- (4) J. C. Carpenter and R. D. Garwood : J. Inst. Metals, **94** (1966), 301.
- (5) たとえば M. Simerská and V. Synecék : Acta Met., **15** (1967), 223.
- (6) 太田, 橋本, 前田 : 本誌, **32** (1968), 1097, および 1966 年 10 月本会尼崎大会, 1967 年 10 月本会札幌大会に一部発表。
- (7) M. Ohta and F. Hashimoto : J. Phys. Soc. Japan, **19** (1964), 133.
- (8) 馬場 : 本誌, **30** (1966), 679.

$\Delta\rho_M$ は Ag を添加すると 2 元合金のそれよりも大きくなるが、この増大の程度は温度が高い(室温程度)方が著しいことなどを見出した。これらについて馬場⁽⁸⁾は焼入中、または時効の早い時期に Al-Ag 2 元合金中と同じ G.P.zone (以下 Ag-G.P.zone と略称する)、または Ag 原子の cluster が形成され、これが核となり以後の G.P.zone の形成および成長を容易にし、そのために zone の数が増すためであると考えた。この際に 0.03 at% Ag 以下の 2 元合金では、室温以上では G.P.zone が形成されず、Al-Zn-Ag 3 元合金においても 0.03 at% Ag 以下では Ag の影響が認められなかったことは上記のように考えるための一つの根拠となつていたようである。この研究は興味があるが、二、三疑問な点がある。すなわち、Ag 原子のみが Al-Zn-Ag 3 元合金中で選択的に凝集して Ag-G.P.zone を形成する理由は明らかにされていないこと、G.P.zone 形成の場合に核が有効であるか否かは不明であることなどである。

本報においては微量の Ag を添加した低濃度の Al-Zn-Ag 3 元合金に関して行なつた研究の結果を述べる。

II. 実験方法および結果

1. 試 料

合金の配合成分は Table 1 に示すとおりである。表より

Table 1 Nominal composition of alloys used

No.	Nominal composition (at%)				
	Zn	Ag	Cu	Ge	Al
1	0.42	0.013	—	—	Rem.
2	0.84	0.013	—	—	"
3	1.3	0.013	—	—	"
4	1.7	0.013	—	—	"
5	0.42	0.025	—	—	"
6	0.84	0.025	—	—	"
7	1.3	0.025	—	—	"
8	1.7	0.025	—	—	"
9	2.1	0.025	—	—	"
10	2.6	0.025	—	—	"
11	—	0.013	—	—	"
12	—	0.025	—	—	"
13	1.7	—	0.044	—	"
14	1.7	—	—	0.047	"

見られるように、Al-Zn-Ag 合金のほか、検討および考察の手がかりとするため、Al-Ag 2 元合金および Al-Zn 合金に Cu または Ge を添加した 3 元合金も作つた。Al-Zn-Ag 合金の組成はつぎのような理由より選ばれた。

(1) Zn の濃度は Al-Zn 2 元合金において G.P.zone の形成されなくなる温度(以下 T_M と略記する)が室温付近であること。

(2) Ag の濃度は Al-Ag 2 元合金において、室温付近で G.P. zone の形成によると考えられる電気抵抗の増加と最大が認められないこと。

合金を作るために用いられた純金属は 99.996% Al, 99.999% Zn, 99.99% Ag, 99.999% Cu, 99.999% Ge のもので、溶解は flux を用いずに空気中で行なつた。

直径 15 mm の金型に鋳込んで作った ingot は空気中で 400°C で 24 hr の均一化処理を施した後、この温度で炉より取り出し熱間鍛造を繰返して厚さ 5 mm の板とした。これ以後は適当な時期に中間焼鈍を行ないながら冷間圧延し、電気抵抗測定用としては厚さ 0.4 mm, X 線小角散乱用としては 0.05 mm の板とした。

電気抵抗測定用の試料は既報⁽⁹⁾のものと同様である。X 線用の試料は上記の厚さの板をそのまま熱処理して用いた。

2. 実験方法

電気抵抗測定の場合の熱処理、測定などの方法もすべて既報⁽⁹⁾のとおりであり、液体窒素の温度は dummy を用いて校正した。比抵抗の決定法は前報⁽¹⁰⁾のとおりで、340°C より焼入れた直後の値は Table 2 に示すとおりである。

Table 2 Electrical resistivity of alloys used immediately after quenching

No.	Alloy	T_q (°C)	ρ_0 ($\mu\Omega \cdot \text{cm}$)
1	Al-0.42 at% Zn-0.013 at% Ag	340	0.347 ± 0.01
2	Al-0.84 at% Zn-0.013 at% Ag	340	0.440 ± 0.01
3	Al-1.3 at% Zn-0.013 at% Ag	340	0.537 ± 0.02
4	Al-1.7 at% Zn-0.013 at% Ag	340	0.624 ± 0.02
5	Al-0.42 at% Zn-0.025 at% Ag	340	0.363 ± 0.01
6	Al-0.84 at% Zn-0.025 at% Ag	340	0.454 ± 0.01
7	Al-1.3 at% Zn-0.025 at% Ag	340	0.550 ± 0.02
8	Al-1.7 at% Zn-0.025 at% Ag	340	0.645 ± 0.02
9	Al-1.7 at% Zn-0.025 at% Ag	340	0.738 ± 0.02
11	Al-0.013 at% Ag	340	0.220 ± 0.01
12	Al-0.025 at% Ag	340	0.242 ± 0.01
13	Al-1.7 at% Zn-0.044 at% Cu	340	0.645 ± 0.02
14	Al-1.7 at% Zn-0.047 at% Ge	340	0.695 ± 0.02

X 線小角散乱は写真法により測定したが、使用したカメラ、強度測定法などはすべて既報⁽¹¹⁾のとおりで G.P. zone の半径は Guinier の方法⁽¹²⁾により求めた。

3. 実験結果

(1) 電気比抵抗の測定結果

Al-Zn-Ag 3 元合金を 340°C より焼入後、各温度で等温時効した場合の結果の一部は Fig. 1, 2 に示すとおりである。合金 8 および Al-1.7 at% Zn, Al-2.6 at% Zn, 両 2 元合金における t_m の対数を $1000/T_a$ (T_a は時効温度) に対して plot したものが Fig. 3 である。これらの結果より見られることを要約するとつぎのとおりである。

(9) 太田：本誌，27 (1963)，197。

(10) 太田，橋本，谷本：本誌，32 (1968)，1091，および 1966 年 10 月本会尼崎大会に一部発表。

(11) 太田：本誌，23 (1959)，177。

(12) A. Guinier : *Small Angle Scattering of X-Rays*, John Wiley and Sons Inc., (1955)。

Fig. 1 Isothermal aging curves in the Al-1.7 at% Zn binary alloy and Al-1.7 at% Zn-0.013 at% Ag ternary alloy at several temperatures after quenching from 340°C

Fig. 2 Isothermal aging curves in the Al-0.84 at% Zn-0.025 at% Ag ternary alloy at several temperatures after quenching from 340°C

Fig. 3 Logarithmic plots of t_m in the Al-1.7 at% Zn-0.025 at% Ag ternary alloy, Al-1.7 at% Zn and Al-2.6 at% Zn binary alloys after quenching from 340°C against the reciprocal of absolute temperature

(a) 比較的低い温度においては、曲線は Al-Zn 合金の場合と同様、比抵抗ははじめ増加し、最大値に達して後に減少する。このとき、最大増加高 $\Delta\rho_M$ は同じ Zn 濃度の Al-Zn 2 元合金の $\Delta\rho_M$ より大きい。

(b) 最大値に達するまでの時間 t_M は合金 8 の -40° , -50°C などのとくに低温の場合は 3 元合金の方が 2 元合金より大きい、比較的高い温度においては 3 元合金の t_M の方が小さい。

(c) 時効温度が高くなるにつれて t_M は小さくなり、 $\Delta\rho_M$ は減少する。

(d) さらに時効温度が高くなると比抵抗ははじめわずかに増加し、つづいて少し段が出来て再び増加し、最大値に達して後減少する。

(e) さらに時効温度が高くなると、はじめ短時間で比抵抗は少し増加するが、その後はきわめて徐々に減少し、明瞭な最大は見られなくなる。

(f) 以上の (a), (c), (d), (e) の傾向は Al-Zn 2 元合金の場合と同様である。

各合金について等温時効温度は多くの場合 10°C おきに選ばれたので、等温時効曲線に最大を生じなくなる温度は 10°C の範囲内で決定出来た。この温度を Zn の濃度に対して plot したものが Fig. 4 である。図中の Al-Zn 2 元合金

Fig. 4 G.P. (TI) : Solvus curve for G.P. zones in the Al-Zn-0.025 at% Ag ternary alloy. G.P. (TII) : Solvus curve for G.P. zones in the Al-Zn-0.013 at% Ag ternary alloy. G.P. (B) : Solvus curve for G.P. zones in the Al-Zn binary alloy

に対する平衡状態図の溶解度限の曲線は Hansen⁽¹³⁾ の状態図集中の data および Larsson⁽¹⁴⁾ の結果を用い、下の式にしたがつて外挿したものである†。

$$C = \exp(-zV/kT) \quad (15)$$

ここで C は濃度、 z は配位数、 k は Boltzmann 定数、 T は温度 ($^\circ\text{K}$)、で V は

(13) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, (1958).

(14) L.E. Larsson : *Acta Met.*, **15** (1967), 35.

$$V = V_{AB} - \{ (V_{AA} + V_{BB}) / 2 \}$$

で与えられ、 V_{AB} , V_{AA} , V_{BB} はそれぞれ A-B, A-A, B-B 対の結合 energy である。

この図より明らかに Ag を添加すると比抵抗の等温時効曲線に最大を生ずる最も高い時効温度 (T_M) は高温の方へ移動することが認められる。

Fig. 5, 6 はそれぞれ合金 11, 12 について求めた等温時

Fig. 5 Isothermal aging curves in the Al-0.013 at% Ag binary alloy at -40°C and 20°C after quenching from 340°C

Fig. 6 Isothermal aging curves in the Al-0.025 at% Ag binary alloy at several temperatures after quenching from 340°C

効曲線で、これよりつぎのことがわかる。

(g) 時効温度による曲線の形状変化の傾向は Al-Zn 合金と似ている。

(h) 抵抗の最大は合金 12 では $10^\circ\sim 0^\circ\text{C}$ 以下で認められるが、合金 11 では -40°C でも見られない。

Fig. 7, 8 はそれぞれ合金 13, 14 についての等温時効曲線である。これよりつぎのことがわかる。

(i) 時効温度による曲線の形状変化の傾向は Al-Zn 合金と同じである。

(j) 曲線上で比抵抗の最大が認められる最高の温度 T_M はいずれも $0^\circ\sim 10^\circ\text{C}$ の間にあり、Al-Zn 合金 (Zn の濃度は同じ) と同じである。

(2) X 線小角散乱の結果

Fig. 9 は合金 10 および同じ Zn 濃度の Al-Zn 2 元合金を室温で 24 hr 時効した試料についての X 線小角散乱写真

† この式は $1-C \approx 1$ であることを必要とする必要はもちろんであるが、さらにこの式に至るまでに非常に多くの仮定を含んでいる。したがって Al-Zn 合金に適用できるかどうかは明らかではない。しかしこの研究のような比較的低い濃度における solvus に関する報告は見あたらないから大体の目安をつけるために、この式を用いて外挿をおこなった。

(15) C. Zener : *Thermodynamics in Physical Metallurgy*, Amer. Soc. Metals Seminar, (1950).

の Micro-Photometer 曲線の一例である。また Table 3 はこれらより求めた G.P. zone の半径である。この半径は室温で 10 日間時効した後にも同じであった。これらよりつ

ぎのことがわかる。

(k) Zn の濃度が同じときには Ag を含む合金中の G.P. zone による散乱は 2 元合金についてのそれよりも小角度

Fig. 7 Isothermal aging curves in the Al-1.7 at% Zn-0.044 at% Cu ternary alloy at several temperatures after quenching from 340°C

Fig. 8 Isothermal aging curves in the Al-1.7 at% Zn-0.047 at% Ge ternary alloy at several temperatures after quenching from 340°C

Fig. 9 Micro-photometer curves of X-ray small angle scattering from Al-2.6 at% Zn-0.025 at% Ag ternary alloy and Al-2.6 at% Zn binary alloy at aged for 24 hr at room temperature after quenching from 340°C

Table 3 Radii of G.P. zones

Cont. of Ag	0 at%	0.025 at%
Cont. of Zn		
Al-1.7 at% Zn	—	—
Al-2.1 at% Zn	—	13.5 Å
Al-2.6 at% Zn	11.2 Å	15.1 Å

部分に限られている。そして G.P. zone の半径も 3 元合金の方が大きい。

III. 結 果 の 考 察

G.P. zone が形成されるか否かの判定は前報⁽⁶⁾と同じく電気比抵抗による等温時効曲線の形状の変化により行なうことが出来るようである。Al-Zn または Al-Ag 系合金において G.P. zone が形成されるとき、比抵抗ははじめ増加し、最大値を経て後減少することはよく知られている。そして Fig. 9 および Table 3 の X 線小角度散乱の測定結果はこれとよく一致しているものと考えられる。すなわち、比抵抗の曲線に明瞭な最大を生ずるような合金では小角度部に明瞭に散乱が認められ、比抵抗の最大が認め難いときには散乱も認め難く、G.P. zone の半径も求められない。したがって比抵抗の曲線における最大の有無により、G.P. zone の形成の有無を判別出来るであろう。Fig. 4 の曲線 G.P. TI, G.P. TII, G.P. B はそれぞれ G.P. zone に対する溶解度曲線であると考えられる。

Fig. 1, 2 および Fig. 4 の結果より 0.013 at% 程度の Ag を添加すれば G.P. zone の存在する最高温度 T_M はかなり上昇することが認められる。この上昇の程度は Ag の濃度が高いほど大きく、実験した範囲では Zn の濃度が低いほど大きい。これらの結果は 0.03 at% 以下の Ag の添加は影響がないという馬場⁽⁸⁾の結果とは異なっている。馬場の場合には Zn の濃度が少し高く、 t_M , $\Delta\rho_M$ の変化より影響の有無を判別しようとした。このために影響を検出し難かつたのであろう。

本研究で用いられた合金の Ag の濃度はかなり低く、実験結果 (h) のごとく合金 11 では -40°C でも G.P. zone は形成されず、合金 12 では $0^\circ\sim 10^\circ\text{C}$ 以上では G.P. zone が形成されないと考えられる。一方 Al-Zn, Al-Ag 両 2 元合金においては G.P. zone が形成されないような温度においても、Al-Zn-Ag 3 元合金においては G.P. zone が形成されることが Fig. 4 より明らかである。したがって Al-Zn 合金へ Ag を添加した場合の影響の有無は Al-Ag 2 元合金中で G.P. zone が形成される温度とは直接的な関係はないようである。もともと Al-Zn-Ag 3 元合金中で、Al-Ag 2 元合金中と同じ条件で Ag-G.P. zone が形成されるとは限らないし、形成されるとしてもその温度の上限も明らかでは

ない。したがって 3 元合金中で Ag-G.P. zone が形成されないときめることも出来ないが、一方 Ag-G.P. zone が形成されるとして議論を進めることも根拠がない。Ag-G.P. zone が 3 元合金中で形成され、後の G.P. zone の成長のための核になるためには Ag-Ag 間および Ag-G.P. zone-Ag 間の結合 energy が Ag-Zn 間の結合 energy よりも大きいことが必要であろう。しかしこれについてはいまのところ未知のようである。一方、本研究の場合も、馬場の場合も Zn の濃度は Ag の濃度よりもはるかに高いから、Ag 原子が移動するときには Zn 原子と遭遇する方が Ag 原子と遭遇するよりもはるかに多いはずである。したがって初期から Ag と Zn が一緒に G.P. zone を形成すると考える方が妥当なように思われる。

合金 8 などについての Fig. 3 の結果は馬場⁽⁸⁾の結果と一致している。前報⁽⁶⁾によれば、Al-Zn 2 元合金においては T_M の近くの温度 ($< T_M$) においては、温度が上昇しても t_M はあまり減少せず、 $\log t_M - 1000/T$ の曲線は水平に近づく (Fig. 3)。3 元合金においても同様の傾向は認められるが、 T_M が高いため 2 元合金の場合ほど著しくはない。これは Fig. 4 よりも見られるごとく、比較的高い温度においては 2 元合金では G.P. zone の形成に関与する Zn の濃度が著しく小さくなるが、3 元合金においてはそれほどではないことによるものであろう。すなわち、 t_M については比較的高い温度で 3 元合金の方が小さくても、G.P. zone の形成が他の理由で早くなっているのではなく、2 元合金での zone の形成がおそくなるため、相対的に 3 元合金の方が早く見えているにすぎないと解することが出来るようである。

Zener の式による外挿が正しいとしても、Fig. 4 に示されているのは Al-Zn 2 元合金の solvus であるから、Al-Zn-Ag 合金の場合のそれでないのもちろんである。Al 中への Ag の溶解度は Zn のそれよりも相当小さいようであるから、3 元合金において solvus がかなり著しく Al 側に寄ることも十分予想される。したがって Fig. 4 の 2 元合金の solvus と G.P.T (I), G.P.T (II) が交つたように見えることは 3 元合金の G.P. zone が溶解度限より低い濃度で形成されることに相当しているわけではない。

$\Delta \rho_M$ の大きさは Fig. 1 に見られるように Ag を含む 3 元合金の方が Al-Zn 2 元合金のそれより大きい。3 元合金の G.P. zone の電気抵抗への寄与は 2 元合金のそれとは多少異なるかもしれない。しかしこれらの 3 元合金中の Ag の量は Zn にくらべてかなり少ないから電気抵抗への寄与の相違はあまり大きくないと考えてよいかもしれない。したがって、 $\Delta \rho_M$ の相違は主として G.P. zone の数が 3 元合金の方が多く、この G.P. zone の数の相違は Fig. 4 および上記のように全 G.P. zone 中に入る溶質の量の相違によると考えてよさそうである。Table 3 の G.P. zone の半径は 2 元合金の場合の方が小さいが、これはこの時効温度において全 G.P. zones 中に入りうる溶質の量が 2 元合金の方が 3

元合金よりも少なく、これ以上の成長ができないためであると考えられる。

Al-Zn 合金に Ag を添加すると G.P. zone の形成される温度の上限 T_M が高くなることの理由を考察するために、Ag の代りに Cu, Ge のうちの一つを添加した 3 元合金について行なつた実験結果の一部が Fig. 7, 8 である。いずれの場合にも T_M は $0^\circ \sim 10^\circ \text{C}$ の間にあり、同じ Zn 濃度の Al-Zn 合金の T_M と同じである。すなわちこれらの元素は Ag とは異なり、 T_M に対しては影響がない。したがって 3 元合金中の Ag の時効中の挙動はこれらの元素とは異なつていと思われる。

Cu は Ag と同じく I 属の元素であるが、Al-Cu 合金における G.P. zone は板状である。また原子半径は Al, Ag, Zn よりはかなり小さい。したがって Al-Zn 合金への影響が Ag とは異なるのは、あるいはこの原子半径の相違に起因するのかもしれない。

Ge は IV 属の元素であるが、Al-Zn 合金に添加した場合、等温時効曲線の形状、 $\Delta \rho_M$ に対しては影響がなく⁽¹⁶⁾、また G.P. zone の形成される温度の上限 T_M に対しても影響しない。Ge と同じ IV 属の Si については、Al-Si 合金において G.P. zone が見出されていないことより考えても、少なくとも実験した範囲の温度においては、Ge は固溶体中に止まつていてと考えてよいように思われる。

さらにもし Ag が原子的状态で固溶体中に存在しているならば、Al-Zn-Ge 合金の場合のごとき時効温度による曲線の形状変化、 $\Delta \rho_M$ は Al-Zn 合金と同様であろうと考えられるが、これは実験結果とは異なる。また Ag 原子が Zn 原子と結合して G.P. zone とは別に金属間化合物に似たものを形成し $\Delta \rho_M$ が大きくなると考えるのも無理なようである。なぜならば、このようなものは時間の経過とともに急速に消滅するとは考えられず、合金 4 の 25°C の場合などのように比抵抗が最大に達した後に著しく減少することはないはずである。また、Table 3 の G.P. zone の半径は Ag を含む 3 元合金の方が大きいことは化合物を考えると説明出来ない。

既知の data および上に述べた諸点を要約してみるとつぎのようである。

- (1) Al-Zn-Ag 合金中で Ag-G.P. zone が形成されているという証拠はないし、形成されるとしても、以後の G.P. zone の成長のための核となるかどうかは明らかではない。
- (2) 3 元合金中で Ag が原子的状态で固溶体中に止まるとしては実験結果が説明出来ないようである。
- (3) Ag が Zn と結合して、G.P. zone とは別に化合物のようなものになると考えても結果の説明は困難である。
- (4) Ag 原子の半径は Cu 原子のそれよりも大きく、Al, Zn 両種原子のそれとはほとんど等しい。
- (5) Al-Zn, Al-Ag 両合金とも球状の G.P. zone が形成

(16) M. Ohta and F. Hashimoto: Trans. JIM, 6 (1965), 9.

される。

これらの諸点, および前記の各実験結果より, Al-Zn 合金に添加された Ag は Zn とともに G.P. zone を形成すると考えることが出来るようである。そしてこの G.P. zone は Al-Zn 2 元合金中の G.P. zone よりも, 初期の段階では安定である。Al-Zn 2 元合金中の G.P. zone は Al と Zn の原子半径の相違 (Zn の方が約 4% 小さい) のためかなりの歪を伴うものようであるが, Al よりもわずかながら半径の大きい (約 0.9%) Ag 原子が G.P. zone 中に入れば, 歪はある程度緩和されると考えられよう。しかし, Ag の添加により G.P. zone が安定になる理由は現在のところ明らかではない。

IV. 総 括

Al-Zn-Ag 3 元合金その他の電気比抵抗の測定および X

線小角散乱の測定による実験結果および考察より以下のごとき結論を得た。

(1) Al-Zn 合金に微量の Ag を添加すると G.P. zone の形成される最高の温度 T_M は, 同じ Zn 濃度の Al-Zn 2 元合金のそれよりも高くなる。すなわち, 少なくとも初期の段階においては G.P. zone が安定化する。

(2) この効果は Ag の濃度が高いほど著しい。

(3) Zn の濃度が等しいとき, 室温で形成された G.P. zone の半径は Ag を含む 3 元合金中のものの方が 2 元合金中のそれより大きい。

(4) Al-Zn 合金に Cu, Ge のいずれかを添加しても, G.P. zone の安定度はほとんど変化しない。

(5) Al-Zn-Ag 合金中の Ag は Zn とともに G.P. zone 中に入るようである。

本研究の経費の一部は文部省科学研究費によつた。