研究論文

Al-1.3%Li-5.5%Cu-0.13%Zr 系合金における T_1 相の粒内析出に及ぼす微量添加元素および焼入れ条件の影響*

廣澤 渉一**・里 達雄***・神尾 彰彦***
小林 一徳****・坂本 敏正****

Effects of additional elements and quenching conditions on the T_1 phase precipitation in Al-1.3%Li-5.5%Cu-0.13%Zr alloys*

Shoichi HIROSAWA**, Tatsuo SATO***, Akihiko KAMIO***

Kazunori KOBAYASHI**** and Toshimasa SAKAMOTO****

The age-hardening behavior and precipitation microstructures of Al-Li-Cu-Zr alloys containing various additional elements (Ag, Ge, Zn, Si, Mg and Mg+Ag) were investigated using hardness measurement and transmission electron microscopy. The experimental results indicate that the addition of Mg has a pronounced effect to produce a high density of T_1 (Al_2CuLi) phase at aging temperatures above ~ 400 K, resulting in the increased hardness of the alloys. In contrast, the additions of Ag, Ge, Zn and Si to the quaternary alloy exerts no marked influence on the precipitation kinetics. Difference in quenching condition, W.Q. (water-quench), D.Q. (direct-quench) or S.Q. (step-quench), strongly affects the precipitation microstructures and hardness of the alloys. This is well explained by taking into account the effects of both the quenched-in excess vacancies and Mg atoms. The proposed mechanism is that the excess vacancies aggregate together with Mg and Cu atoms to form Mg/Cu/Vacancy complexes which play an important role in the enhanced nucleation of the T_1 phase (Mg/Cu/Vacancy complex mechanism).

Keywords: Al-Li-Cu alloys, additional elements, T_1 phase, heat treatment, nucleation

(Received June 12, 1995)

1. 緒 言

実用 Al-Li 系合金では、強度や延性、靱性などを改善するために、Cu や Mg を添加して δ' 相 (Al_3Li) 以外の新たな析出相を分散させたり、Zr の添加によって結晶粒を微細化させるなどの多元合金化が必要である。しかしながら、既存の 2090 合金 (Al-Li-Cu-Zr 系合金) や 2091, 8090, 8091 合金 (Al-Li-Cu-Mg-Zr 系合金) などでは、強化相である Al-Li-Cu 系の T_1 相 (Al_2CuLi) を粒内析出させるために、溶体化・水焼入れ処理後、3~7% の加工歪 (ストレッチ) を加えて時効処理を施す T8 処理が不可欠となっている。ただし、このような予加工処理は、大型構造用部材には不都合の場合もあり、予加工なしでも T8 処理材程度の強度および靱性を得るために、種々の微量元素を添加して T_1 相の粒内析出を促進し、合金の特性改善を図る試みもなされてい

る。特に、Al-Li-Cu-Zr 合金に Mg と Ag を複合添加した 2094, 2095 合金は、T6 処理によって引張強さがアルミニウム合金中で最高の 700 MPa を越える¹⁾強度をもつ合金として開発され、その高強度は粒内に均一微細に析出する T_1 相により得られる。Pickens ら²⁾は、この T_1 相の粒内析出は、Al-Cu-Mg-Ag 合金における Ω 相と同様の機構³⁾で起こるとして、Ag 原子と Mg 原子を含む微細な規則構造相が、 Ω 相と同じ母相の {111} 面を晶癖面にもつ T_1 相の異質核生成サイトになると提案した。一方、鈴木ら⁴⁾は、時効初期に形成される微小二次欠陥上での不均一析出によって T_1 相の析出が起こるとしており、そのほかにも、GP ゾーン⁵⁾や T_1' 相⁶⁾などの前駆相の存在が報告されるなど、 T_1 相の核生成機構についてはいまだ決着がなされていない。

そこで本研究では、Al-Li-Cu-Zr 系合金の時効硬化特性ならびに析出組織に及ぼす微量添加元素の影響を調

* 軽金属学会第88回春期大会 (平成7年5月) で一部発表。

** 東京工業大学大学院 (東京都)。Graduate student of Tokyo Institute of Technology (Meguro-ku, Tokyo)。

*** 東京工業大学工学部金属工学科 (東京都)。Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology (Meguro-ku, Tokyo)。

**** (株)アリシウム (四日市市)。Alithium, Ltd. (Yokkaichi-shi, Mie)。

Table 1 Chemical compositions of alloy specimens (mass%)

Alloys	Li	Cu	Mg	Ag	Zn	Ge	Zr	Si	Fe	Al
Quaternary alloy (Al-Li-Cu-Zr)	1.35	5.57	0.001	0.001	—	—	0.14	—	—	bal.
Ag-added alloy (Al-Li-Cu-Ag-Zr)	1.35	5.65	0.002	0.38	—	—	0.15	—	—	bal.
Ge-added alloy (Al-Li-Cu-Ge-Zr)	1.22	5.47	—	—	—	0.65	0.11	—	—	bal.
Zn-added alloy (Al-Li-Cu-Zn-Zr)	1.25	5.62	—	—	0.46	—	0.11	—	—	bal.
Si-added alloy (Al-Li-Cu-Si-Zr)	1.21	5.60	—	—	—	—	0.10	0.53	—	bal.
Mg-added alloy (Al-Li-Cu-Mg-Zr)	1.34	5.31	0.48	0.002	—	—	0.15	—	—	bal.
(Mg+Ag)-added alloy (Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zr)	1.36	5.52	0.50	0.39	—	—	0.16	0.08	0.05	bal.

Fig. 1 Schematic illustrations of various heat treatments applied. (a) water-quench (W.Q.), (b) direct-quench (D.Q.) and (c) step-quench (S.Q.).

べるために、種々の微量元素を添加した7種類の合金を用いて、各時効温度における機械的性質と微視的組織との関係を検討した。さらに、四元合金の特性改善に最も有効な元素としてMgに注目し、種々の焼入れ処理を施した際の T_1 相の析出分布の変化から、Mg添加による T_1 相の粒内析出促進の機構を、溶質原子クラスターや二次欠陥などの異質核生成作用の観点から考察した。

2. 実験方法

供試材には、Al-1.3%Li-5.5%Cu-0.15%Zr四元合金およびこれに0.5%のAg, Ge, Zn, Si, Mg, Mg+Agを添加した各合金を用いた（以下、Ag添加合金などと呼ぶ）。各合金の分析値をTable 1に示す。試料はすべてArガス雰囲気中で溶解・鋳造後、723 Kで86.4 ksの均質化処理を行って面削をし、その後773 Kに再加熱して熱間圧延、中間焼なまし、次いで冷間圧延を施して厚さ1.6 mmの圧延材とした。

初めに、各試料を778 Kの塩浴中で1.8 ks溶体化処理後水焼入れし、室温～523 Kの各温度で時効したときの硬さ変化を、マイクロビッカース硬度計（荷重：500 g）を用いて測定した。さらに、 T_1 相の粒内析出の機構を検討するため、Fig. 1に示すような、778 Kからの通常の水焼入れ処理（W.Q.処理）のほかにも、いったん323～523 Kの焼入れ浴温度 T_b で30 s保持してから水焼入れせずに直接時効するもの（D.Q.処理）や、673

Fig. 2 Isothermal aging curves of hardness for Al-Li-Cu-Zr alloys containing various elements. Aging temperature is 433 K.

Kで15 s保持した後に水焼入れしてから時効処理を施すもの（S.Q.処理）についても同様に測定を行った。

また、各試料の析出組織を透過電顕を用いて観察し、 T_1 相の析出サイズ・析出密度を評価した。なお、透過電顕用試料は、脱Liの影響を除くため、試料中心層からツイングジェットポリッシュ法（電解研磨液：メタノール(4)+硝酸(1)、液温：～250 K）により作成した薄膜を用い、加速電圧200 kVの透過電顕で観察した。さらに T_1 相のサイズを[110]入射の電顕写真を用いて測定し、析出密度は試料厚さをほぼ100 nmとして算出した。ここで、試料厚さは等厚干渉縞を用いて評価した。

3. 実験結果

3.1 微量添加元素の影響

3.1.1 硬さ変化

Al-Li-Cu-Zr四元合金およびこれにAg, Ge, Zn, Si, Mg, Mg+Agを添加した各合金の433 Kにおける時効硬化曲線をFig. 2に示す。Ag, Ge, Zn, Si添加による四元合金のピーク硬さの増加は、約HV10以下と比較的小さなものであるのに対し、Mg添加合金ではピーク硬さに到達するまでの時間が短時間側に移行するとともに約

HV40程度の著しい硬化を生じる。さらにAgを添加したMg+Ag添加合金では、約HV200（引張強さで592 MPa, 0.2%耐力で559 MPa）に達するほどの高強度となった。同様の傾向は、各合金の463 K時効でも認められ、Mgの添加がAl-Li-Cu-Zr合金の優れた強度をもたらしていることがわかる。

3.1.2 透過電子顕微鏡組織

次に、Al-Li-Cu-Zr合金およびMg+Ag添加合金を433 Kで346 ks時効したときのほぼピーク硬さに対応する透過電顕組織をFig. 3に示す。四元合金（Fig. 3(a)）を見ると、回折パターンの200スポット間の1/4ごとに分離したストリークから、Al-Cu系のGP(2)ゾーンの存在が認められ、その平均析出サイズは約60 nmときわめて微細なものとなっている。さらに、Fig. 2の硬さ変化で四元合金と比べてわずかな時効硬化しか示さなかったAg, Ge, Zn, Si添加合金でも、四元合金と同様にGP(2)ゾーンが観察され、時効硬化のわずかな増加は、添加元素の固溶硬化や新たな析出相の形成（たとえば、Si添加合金で見られる角状析出物など）によるものと考えられる。

一方、433 Kで顕著な時効硬化を示したMg+Ag添加合金（Fig. 3(b)）では、GP(2)ゾーンに加えて、母相の{111}面上に板状に析出するAl-Li-Cu系の T_1 相が観察され、回折パターンには[111]方向のストリークおよび1/3, 2/3 220のスポットとして観測される。また、この T_1 相はMg添加合金でも認められ、四元合金に微量のMgを添加すると、 T_1 相の粒内析出が著しく促進さ

Fig. 3 Electron micrographs with diffraction patterns for (a) Al-Li-Cu-Zr and (b) (Mg+Ag)-added alloys aged at 433 K for 346 ks.

れて、強度が大幅に増大するようになる。なお、Mg無添加合金でも、亜粒界などに粗大な T_1 相が不均一析出しているのが観察されるが、粒内析出はほとんど認められない。

同様の傾向は、各合金を463 Kで36 ks時効したときのほぼピーク硬さの透過電顕組織でも観察された。すなわち、Table 2に示したMg添加合金（Mg+Ag添加合金でも同様）とMg無添加合金の種々の時効条件におけ

Table 2 Precipitates observed in Mg-added ((Mg+Ag)-added) and Mg-free alloys aged at temperatures from R.T. to 523 K. The precipitates in brackets () are of low density and the T_1 phase in brackets [] is only detected on subgrain boundaries

Aging temperature (K)	Aging time (ks)	Mg-added alloy (Mg+Ag)-added alloy	Mg-free alloys
298(R.T.)	8.6×10^2 2.4×10^4	δ' , GP(1) zone δ' , GP(1) zone	(δ') (δ'), (GP(1) zone)
373	1.8×10^3	δ' , GP(1) zone	δ' , GP(1) zone
403	1.8×10^3 9.7×10^3	δ' , GP(1) zone δ' , GP(2) zone, T_1 GPB(2) zone	δ' , GP(1) zone —
433	3.6×10 3.5×10^2 1.9×10^4	δ' , GP(1) zone δ' , GP(2) zone, T_1 —	δ' , GP(1) zone δ' , GP(2) zone, [T_1] (δ'), θ' , [T_1]
463	7.2 3.6×10^1 1.9×10^4	T_1 T_1 T_1	(δ'), GP(2) zone δ' , GP(2) zone, [T_1] (δ'), θ' , [T_1]
523	9.0×10^{-1} 1.8	T_1 T_1	[T_1] [T_1]

る析出相の比較より、約400 K以上の高温時効においてのみ、Mgの添加によって T_1 相の粒内析出が促進され、一方、四元合金やAg, Ge, Zn, Si添加合金などのMg無添加合金では、GPゾーンや θ 相(Al_2Cu)が主要な強化相となっており、 T_1 相は亜粒界などに不均一析出する。

3.2 焼入れ条件の影響

3.2.1 D.Q. 処理

T_1 相の析出に関しては、従来より溶質クラスタやGPゾーンなどの寄与が報告されており^{2),5),6)}、これらソルバス温度をもつ前駆相の存在は、D.Q. 処理を施したときの T_1 相の析出密度の変化によって検討することができる。Fig. 4は、Mg無添加合金(Ag添加合金)およびMg+Ag添加合金をD.Q. 処理後、463 Kで36 ks時効したときのほぼピーク硬さの T_b 依存性および析出組織を示す。Mgの有無にかかわらず両合金で、

T_b の増加とともにピーク硬さがわずかに減少するが、Al-Zn-Mg合金⁷⁾で見られるような硬さの不連続的变化を生じる臨界温度は現れない。これは、測定した T_b の範囲にソルバス温度が位置するような T_1 の前駆相(溶質クラスタやGPゾーンなど)が存在しないことを示している。このことは、Mg+Ag添加合金のW.Q. 処理材および $T_b=523$ KでのD.Q. 処理材の透過電顕組織(Fig. 4(b), (d))から測定した T_1 相の析出分布(Fig. 4(c), (e))に、特に大きな差異が認められないこととも対応する。

一方、Fig. 5(a)に示した $T_a=523$ Kの場合のピーク硬さの T_b 依存性を見ると、Mg+Ag添加合金においてのみ、 T_b の増加とともに連続的に硬さの値が低下しており、Mg無添加合金ではそのような T_b 依存性は見られない。これは、Mg+Ag添加合金のW.Q. 処理材およ

Fig. 4 Variation of peak hardness in 463 K aging with quenching bath temperature, T_b , for the (Mg+Ag)-added and Mg-free alloys (a) and electron micrographs and precipitate size distributions for the (Mg+Ag)-added alloy aged at 463 K for 36 ks after direct-quenching (D.Q.) from T_b =room temperature (b, c) and $T_b=523$ K (d, e). (N: number of T_1 per unit cm³, D: size of T_1).

Fig. 5 Variation of peak hardness in 523 K aging with quenching bath temperature, T_b , for the (Mg+Ag)-added and Mg-free alloys (a) and electron micrographs and precipitate size distributions for the (Mg+Ag)-added alloy aged at 523 K for 1.8 ks after direct-quenching (D.Q.) from T_b =room temperature (b, c) and $T_b=523$ K (d, e). The broken lines 1) and 2) show predicted hardness changes for the case of $T_a < T^*$ and $T_a > T^*$, respectively. (T_a : aging temperature, T^* : solvus temperature).

Fig. 6 Variation of hardness with aging time for 463 K aging (a) and electron micrographs and precipitate size distributions for the (Mg+Ag)-added alloy aged at 463 K for 36 ks after water-quenching (W.Q.) from 778 K (b, c) and step-quenching (S.Q.) from 673 K (d, e).

び $T_b=523$ K での D.Q. 処理材における T_1 相の析出分布 (Fig. 5(c), (e)) の比較から、 T_b の増加に伴って T_1 相の粒内析出が著しく減少するためであることがわかる。この現象は、次節で述べる過剰空孔濃度の違いで説明できる。

3.2.2 S.Q. 処理

次に、 T_1 相の粒内析出に及ぼす焼入れ過剰空孔の影響を調べるために、778 K で溶体化処理後、いったん 673 K で 15 s 保持して空孔濃度を低下させ、その後室温に水焼入れしてから時効処理を施す S.Q. 処理の影響を検討した。Fig. 6(a) は、Mg 無添加合金 (Ag 添加合金) および Mg+Ag 添加合金に、通常の W.Q. 処理ならびに S.Q. 処理を施して 463 K で時効したときの硬さ変化を示す。Mg の有無にかかわらず、S.Q. 処理を施した試料の時効硬化量は、W.Q. 処理を施したものよりも大幅に低下しており、Mg+Ag 添加合金の両焼入れ処理でのピーク硬さの透過電顕組織 (Fig. 6(b), (d)) の比較から、この硬さの低下が T_1 相の析出密度の著しい低下によるものであることがわかる。これは、Mg 添加合金の高強度をもたらす T_1 相の粒内析出が、焼入れ過剰空孔濃度と密接に関係していることを示している。実際、673 K で保持した S.Q. 処理で導入される空孔濃度は、

Table 3 Reported binding energy between a solute atom and a vacancy in aluminum

Elements	$E_{\text{bind.}}$ (eV)	Reference
Mg-Vacancy	0.19	A. J. Perry et al. ⁽⁸⁾
Cu-Vacancy	0.05	A. J. Perry et al. ⁽⁸⁾
Li-Vacancy	0.26	K. S. Raman et al. ⁽⁹⁾
Ag-Vacancy	0.08	K. S. Raman et al. ⁽¹⁰⁾
Zr-Vacancy	0.24	M. Ohta et al. ⁽¹¹⁾
Si-Vacancy	0.23	A. J. Perry et al. ⁽⁸⁾
Zn-Vacancy	0.10	G. Rivaud et al. ⁽¹²⁾
Ge-Vacancy	0.22	B. Kishore et al. ⁽¹³⁾

Table 4 Calculated enthalpy of solution at infinite dilution, ΔH^0 in kJ/mol⁽¹⁴⁾

Solute \ Solvent	Al	Li	Cu	Mg	Ag	Si	Zn	Ge
Al	—	-15	-34	-7	-17	-9	2	-8
Li	-13	—	-19	-1	-55	-46	-26	-75
Cu	-28	-18	—	-15	8	-34	-14	-24
Mg	-8	-1	-20	—	-42	-39	-15	-58
Ag	-18	-65	10	-40	—	-14	-16	-21

778 K からの W.Q. 処理で導入される空孔濃度 ($\sim 10^{-4}$) の 1/5~1/10 程度であり、これは Fig. 6(c), (e) で示した T_1 相の粒内析出の量比とはほぼ一致するものとなっている。なお、673 K で 15 s 保持した際に、析出相の形成が起こるかどうかを電気比抵抗変化をもとに調べたところ、W.Q. 処理材と比較して約 2 nΩm 程度の比抵抗の低下が認められるだけで、固溶量の変化はわずかであることが確認できた。

4. 考 察

一般に、 T_1 相などの部分整合相は、均一核生成によって形成されることはほとんどなく、転位や粒界のほかにも、①溶質原子クラスタや GP ゾーンまたはより低次の析出相、もしくは、②焼入れ過剰空孔から形成される二次欠陥 (微小空孔集合体や転位ループなど) に異質核生成することが知られている。そこでまず、Al-Li-Cu-Zr 合金の著しい時効硬化をもたらす T_1 相の粒内析出が、上述の①および②のうちのどちらの機構によるものであるかを検討した。さらに、四元合金の時効硬化特性ならびに析出組織に及ぼす微量添加元素および焼入れ過剰空孔の影響を、溶質原子と空孔との結合エネルギーや溶質原子間の相互作用の観点から検討し、 T_1 相の粒内析出の機構を新たに提案した。

まず、3.2.1 で述べた D.Q. 処理の結果は、 T_1 相の粒

Fig. 7 Schematic illustration of a Mg/Cu/Vacancy complex proposed for the nucleus of the T_1 phase.

内析出のサイトとして、ソルバス温度をもつ溶質クラスタや GP ゾーンなどを考えた場合には、十分に説明できないものとなっている。すなわち、仮にこれらの前駆相の異質核生成作用によって T_1 相の粒内析出が生じた場合、D.Q. 処理を施して $T_a=523$ K で時効したときのピーク硬さの Tb 依存性は、時効温度 T_a と前駆相のソルバス温度 T^* との大小関係によって、以下の二通りが考えられる。

i) $T_a < T^*$ の場合: T_a で前駆相が生成されるため、 Tb とは無関係に T_1 相の異質核が存在することとなり、すべての Tb に対して高密度微細な T_1 相が析出して、ピーク硬さが維持される (Fig. 5(a) 破線 1))。

ii) $T_a > T^*$ の場合: 523 K での時効によって、 Tb で形成した T_1 の異質核がすべて還元されるため、 T_1 相は粒界などに粗大かつまばらに析出し、W.Q. 処理や Tb が低温の場合でも硬さは低いものとなる (Fig. 5(a) 破線 2))。

したがって、i) および ii) を考慮すれば、Fig. 5(a) に示した T_1 相の析出密度の連続的な低下によるピーク硬さの減少は、①の機構では説明できないことがわかる。

一方、3.2.2 で述べた S.Q. 処理の結果からは、Al-Li-Cu-Zr 合金の T_1 相の粒内析出には、十分な量の焼入れ過剰空孔が必要であることが示され、微小空孔集合体や転位ループなどの二次欠陥が異質核になるとする②の機構を支持するものとなっている。しかし、四元合金に多量の空孔を凍結できる W.Q. 処理を施して時効処理を行っても、 T_1 相は粒界に不均一析出するだけであり (Fig. 3(a)), T_1 相の粒内析出には空孔だけでなく Mg も必要であることがわかる。

そこで、Mg 添加の有効性の機構を以下のように考察した。すなわち、まず Table 3^{(8)~(13)} に示した空孔との比較的大きな結合エネルギーをもつ Mg 原子が、水焼入れ後の時効初期に Li 原子とともに多くの焼入れ過剰空孔をトラップして、Mg/Vacancy ペアを形成する。その後、Table 4 に示した希釈溶液のエンタルピー変化⁽¹⁴⁾が

Fig. 8 Schematic representations of nuclei size distributions for the T_1 phase treated at different quenching bath temperatures, Tb_1 , Tb_2 and Tb_3 ($Tb_1 < Tb_2 < Tb_3$). (a) Mg/Cu/Vacancy complexes and (b) solute-clusters and/or GP zones. Note that the vacancy concentration increases with decreasing Tb . (r^* : critical size).

ら推測される大きな Mg-Cu 引力作用によって、Cu 原子が優先的に Mg 原子と結び付き、新たに Fig. 7 に模式的に示すような Mg/Cu/Vacancy 複合クラスタが形成される。そして約 400 K 以上の高温時効において、この Mg/Cu/Vacancy 複合クラスタが、Cu 濃度の高い微細な空孔集合体として母相の {111} 面上に積層欠陥を形成し、これが Li と Cu を構成元素とする hcp 構造をもつ T_1 相の有効な異質核生成サイトとなる。一方、Mg 以外の他の元素を添加した場合には、たとえ Ge や Si のように空孔との大きな結合エネルギーをもつ元素であっても、これらの元素はその後 Cu よりも Li と優先的に結合してしまうために (Table 4), Cu を含む複合クラスタが形成されず、 T_1 相の粒内析出は生じにくいものとなる。

以上の機構 (Mg/Cu/Vacancy 複合クラスタ機構) は、本研究で得られた結果を十分に説明することができる。すなわち、Mg 添加合金で形成される Mg/Cu/Vacancy 複合クラスタのサイズは、焼入れ過剰空孔濃度に依存するものと考えられ、D.Q. 処理や S.Q. 処理によって導入される空孔量に応じて、複合クラスタのサイズ分布は Fig. 8(a) のようになるものと予測される。したがって、Fig. 5 に示した硬さおよび T_1 相の析出密度の Tb 依存性は、 $T_a=523$ K で異質核として有効な臨界サイズ以上のクラスタ数の連続的な減少で説明できる。一方、溶質クラスタや GP ゾーンなどを T_1 相の異質核生成サイト

とする機構では、保持温度 T_b で形成される異質核のサイズ分布は、Fig. 8(b) のようになるものと予測され、同一の時効温度では、 T_b の増加とともに異質核として有効な溶質クラスタや GP ゾーンの数が増大し、逆に T_1 相の析出密度が増加して、本研究で得られた D.Q. 処理の結果とは逆の傾向を示すことになる。

以上のように、Al-Li-Cu-Zr 合金における T_1 相の粒内析出には、Mg と空孔の共存がきわめて重要であり、Cu を含むこれらの複合クラスタが T_1 相の異質核として有効に作用するために、 T_1 相が粒内に高密度に析出するものと考えられる。

5. 結 言

Al-Li-Cu-Zr 系合金の時効硬化特性ならびに析出組織に及ぼす微量添加元素および焼入れ条件の影響を調べるため、四元合金に Ag, Ge, Zn, Si, Mg, Mg+Ag を添加した各合金を用いて、種々の焼入れ処理を施し、硬さ測定および透過電顕観察を行った。得られた結果を以下に示す。

(1) Al-Li-Cu-Zr 合金では、約 400 K 以上の高温時効において、Mg 添加によって T_1 相 (Al_2CuLi) の粒内析出が促進され、ピーク硬さの著しい増大が起こる。これは、Mg/Cu/Vacancy 複合クラスタが T_1 相の異質核生成サイトとなるためであると考えられる。

(2) Ag, Ge, Zn, Si を添加した場合には、四元合金と同様 Al-Cu 系の GP ゾーンや θ' 相 (Al_2Cu) が主要な強化相となり、 T_1 相は亜粒界などに不均一析出する。これは、Mg を含む合金とは異なり、Cu を含む複合クラスタが形成されないためと考えられる。

(3) D.Q. 処理を施した Mg 添加合金における T_1 相

の焼入れ浴温度 (T_b) 依存性は、溶質クラスタや GP ゾーンなどによる機構では説明できず、焼入れ時の空孔濃度から予測される Mg/Cu/Vacancy 複合クラスタのサイズ分布の変化で説明できる。

参 考 文 献

- 1) W. T. Tack, F. H. Heubbaum and J. R. Pickens: *Scripta Metall.*, **24** (1990), 1685.
- 2) J. R. Pickens, F. H. Heubbaum, T. J. Langan and L. S. Kramer: *Proc. 5th Int. Al-Li Conf.*, Vol. 3 (1987), 1397.
- 3) J. A. Taylor, B. A. Parker and I. J. Polmear: *Metal Science*, **12** (1978), 478.
- 4) 鈴木 寿, 菅野幹宏, 林 信男: *軽金属*, **32** (1982), 577.
- 5) 崔 祺, 伊藤吾朗, 菅野幹宏: *軽金属学会第88回春期大会講演概要*, (1995), 269.
- 6) R. J. Rioja and E. A. Ludwiczak: *Proc. 3th Int. Al-Li Conf.*, (1985), 471.
- 7) H. Inoue, T. Sato, Y. Kojima and T. Takahashi: *Metall. Trans. A*, **12A** (1981), 1429.
- 8) A. J. Perry and E. M. Entwistle: *Phil. Mag.*, **18** (1968), 1085.
- 9) K. S. Raman and E. S. D. Das: *Scripta Metall.*, **4** (1970), 291.
- 10) K. S. Raman: *Scripta Metall.*, **5** (1971), 791.
- 11) M. Ohta and F. Hashimoto: *Trans. Japan Inst. Metals*, **6** (1965), 9.
- 12) G. Rivaud, J. P. Riviere and J. Grilhe: *Scripta Metall.*, **6** (1972), 65.
- 13) B. Kishore and K. I. Vasu: *Scripta Metall.*, **5** (1971), 999.
- 14) A. K. Niessen, F. R. de Boer, R. Boom, P. F. de Châtel and W. C. M. Mattens: *CALPHAD*, **7** (1983), 51.