日本金属学会誌 第 48 巻 第 6 号 (1984) 655-661

加工熱処理した Al-Cu-Mg 系合金の時効硬化特性に 及ぼす Mg/Cu 比の影響

菅 又 信* 金子 純一* 青木 頭一郎*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 6 (1984), pp. 655-661

Influence of Mg/Cu Ratio on Age-Hardening Behavior of Thermomechanically Treated Al-Cu-Mg Alloys

Makoto Sugamata*, Junichi Kaneko* and Ken-ichiro Aoki*

The influence of final thermomechanical treatment (FTMT) on the age-hardening behavior of Al-Cu-Mg alloys containing varied Mg/Cu atomic ratios has been studied. Measurements of hardness and electrical resistivity as well as transmission electron microscopy were carried out on both FTMT and T6 materials. From the age-hardening curves, the amount of age-hardening attained at the peak hardness was evaluated on FTMT specimens.

For each alloy specimen, the peak hardness of the FTMT material in the final aging is higher than that of T6 material. The amount of age-hardening attained in the FTMT material is higher than that of the T6 material in the case of alloys with Mg/Cu atomic ratio greater than 0.7, whereas it is lower for alloys with this ratio below 0.5. The age-hardenability of FTMT materials decreases, when the amount of cold working is increased from 10 to 30%, regardless of Mg/Cu ratio. Electron microscopy of FTMT materials at their peak hardness revealed that the precipitates of the S' intermediate phase are formed on dislocation lines more finely and uniformly than those of the θ' phase. Such fine and uniform distribution of S' phase is thought to enhance the age-hardenability of FTMT materials in alloys of Mg/Cu atomic ratio above 0.7.

(Received December 24, 1983)

Keywords : aluminum-copper-magnesium alloys, thermomechanical treatment, aging process, cold working, hardness, electrical resistivity, transmission electron microscopy

I. 緒 言

溶体化焼入れ後に塑性加工と時効析出処理を行ない、加工硬化と時効硬化の二つの硬化機構の重畳効果を利用して、高力アルミニウム合金の強度を高める方法として加工熱処理法がある⁽¹⁾⁻⁽³⁾。しかし、通常の時効硬化材に比べて、加工熱処理材の強度が高くなる割合は、合金系によって異なり、その差異は塑性加工によって導入された転位組織が存在する下での、時効硬化能の増減によって決まるものと考えられる⁽⁴⁾。合金間でこの加工熱処理による硬度の増加を比較すると、Al-Cu-Mg 系合金で高い強度の増加が得られている⁽⁵⁾。Al-Cu-Mg 系合金では、過飽和固溶体の状態で冷間加工を加えることによって、その後の時効硬化能が低下しないか、あるいはその低下が小さいためと考えられる。しかし、これまでに Al-Cu-Mg 系合金として、加工熱処理効果を調べた合金は、この合金系を代表し、工業的にも広く用いられている A2024 合金組成に関するものが多い⁽⁶⁾。A2024 合金組成は、Cu 量と Mg 量の原子比が、ほぼ 1:1 の Al-S (CuMgAl₂) 擬 2 元合金組成であるが、本研究では、Cu と Mg の量比が Al-S 擬 2 元組成からはず

れた、異なる Mg/Cu 比の組成の Al-Cu-Mg 合金の加工熱処理効果を調べて、加工熱処理材の時効硬化に及ぼす Mg/Cu 比の影響を明らかにすることを目的とした。また、加工熱処理によって強度上昇が達成される機構についても考察を加えている。

II. 実験方法

高純度アルミニウム (99.99%) と Al-50%Cu 母合金および高純度マグネシウム (99.9%) を用いて、6 種類の Al-Cu-Mg 合金鑄塊を大気中で溶製した。Table 1 は溶製した合金の組成である。合金番号 No.1 から No.5 までは、Cu 量を 4 wt% として Mg 量を変えた合金であり、2024 合金組成に相当する合金は No.4 である。No.5 の合金では、最大固溶限を越えて α +S の 2 相領域に入った組成であり、溶体化状態での α 相中の Mg/Cu の原子比は添加量の比よりも大きい。No.6 の合金は、最近、成形用 Al-Cu-Mg 合金として注目されている 2036 合金組成に相当し、Cu 量に対する Mg 量の原子比はほぼ 0.5 である。

溶製した鑄塊を 763 K で 172.8 ks (48 h) 均質化熱処理後、熱間および冷間圧延によって、加工熱処理前の所定の

* 日本大学生産工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, College of Industrial Technology, Nihon University, Narashino)

Table 1 Chemical composition of specimens.

Alloy No.	Cu		Mg		Mg/Cu atomic ratio	Fe	Si
	mass%	at%	mass%	at%			
1	4.00	1.74	0.13	0.15	0.086	0.01	0.01
2	3.94	1.71	0.59	0.67	0.392	0.01	0.01
3	4.00	1.74	1.10	1.25	0.720	0.01	0.01
4	4.04	1.75	1.60	1.82	1.040	0.01	0.01
5	4.00	1.73	2.40	2.72	1.570	0.01	0.01
6	2.40	1.03	0.44	0.50	0.480	0.01	0.01

板厚とした。なお、圧延はすべて同一方向に行なった。加工熱処理方法は予備時効と最終時効の間に、冷間圧延で塑性変形を与える方式とした。Al-Cu-Mg 合金では、2 段時効の効果はほとんど発揮されないことが知られているが⁽⁷⁾、溶体化焼入れ後の冷間加工を与える時点での時効条件を一定にするため、いずれの合金についても、763 K で 7.2 ks (2 h) の溶体化水焼入れ後、室温で 86.4 ks (24 h) の予備時効を行なった。冷間加工率は、加工を与えないものと、10% および 30% を目標とし、板材には冷間圧延によって与え、電気抵抗測定用の線材には冷間引抜によって与えた。引抜加工の加工率は、加工前後の断面積の変化によって決定した。最終時効温度は 453 K の一条件とし、 ± 1 K に制御されたオイルバスを使用した。

厚さ 1 mm の板試料を用いて、最終時効の際の時効硬化曲線をビッカース硬度測定 (荷重 = 9.8 N) によって求めた。最終時効に伴う電気抵抗変化は、最終直径 0.5 mm、端子長さ約 300 mm の試料を用いて、電位差計による四端子法ですべて液体窒素温度で測定した。

透過電顕用薄膜試料は、別途圧延した 0.3 mm の板材より、電解ジェット研磨によって作製した。電解液は、253 K に冷却したメチルアルコール：硝酸 = 2 : 1 溶液を用いた。電顕観察は加速電圧 100 kV で直接観察により行なった。

III. 実験結果および考察

1. 時効硬化挙動

Table 2 に各合金の溶体化焼入れ直後の硬度と平均結晶粒径を示す。焼入れてから室温で硬度測定を終了するまでの時間は約 300 s であり、この間の時効の進行に伴う硬度の変化は、最も硬化し易いといわれる⁽⁸⁾ Al-S 擬 2 元組成の No. 4 の合金においてもほとんどないと思われる。No. 1 から No. 5 の合金については、Mg 量の増加と共に結晶粒径は小さくなる。Mg 量が多くなると溶質の固溶量は多くなり、No. 4 の合金までの焼入れ時の硬さはやや高くなるが、さらに Mg 量の多い No. 5 の合金では硬度の増加は少ない。Al-Cu-Mg 合金の 3 元状態図⁽⁹⁾によると、Mg 量 1.8% までは固溶状態であるが、それ以上の Mg 量では焼入れ組織は $\alpha + S$ 化合物の 2 相から成るため、硬度の増加が少ないと思われる。No. 6 の合金は、Cu 量・Mg 量とも少ないため、焼入れ時の硬さは小さい。

Table 2 Grain size and hardness of solution-treated and quenched specimens.

Alloy No.	1	2	3	4	5	6
H_{aq} (Hv)	59.8	62.7	72.0	77.0	78.3	46.2
Grain size (μm)	125	104	80	55	41	110

Fig. 1 Hardening curves in final aging at 453 K for T 6 materials.

Fig. 2 Hardening curves in final aging at 453 K for TMT materials.

Fig. 1, Fig. 2 に各合金の最終時効に伴う時効硬化曲線を示す。Fig. 1 は冷間加工を与えない通常の時効処理 (T 6 条件と称す) での硬化曲線であり、Fig. 2 は 10% の冷間加工を与えた加工熱処理材の結果である。Fig. 1 の T 6 材については、到達最高硬度が最も高いのは Al-S 擬 2 元組成の合金であり、最終時効開始時の硬度で示す予備時効直後の硬度も、最も高い値を示している。Mg 量の多い No. 5 の合金では、最終時効開始時の硬度と最高硬度との差が少なく、最終時効による硬化量は少ないことがわかる。Mg 量の低下と共に予備時効による硬化も少なくなり、到達最高硬度も低くなることが示されている。また、Cu 量および Mg 量の少ない No. 6 の合金の硬度レベルは低い。

Fig. 2 の加工熱処理材においても、最も硬化するのは No. 4 の合金であり、到達最高硬度の合金間の順序は T 6

材の場合と変わらない。各合金について最高硬度を T 6 材と比較すると、加工熱処理によってより硬化することがわかる。しかし、Mg 量の少ない No.1 および No.2 の合金と、Cu 量も Mg 量も少ない No.6 の合金は、最終時効開始時の硬度まで硬化していない。いずれの合金も塑性加工による転位組織や格子欠陥の導入によって、中間相の析出サイトが増加するため析出過程は促進され、T 6 材に比べて短い時間で最高硬度に達している。30% 冷間加工の加工熱処理材では、時効硬化現象はさらに短時間のもとに進行し、到達最高硬度は、それぞれの合金について 10% 冷間加工材に比べてやや高い値が得られた。

T 6 材、加工熱処理材とも最終時効の初期に硬度が低下する。これは予備時効で生成した GP ゾーンが、より高温の最終時効温度に保持されることにより、復元消滅すること起因している。この復元による軟化現象は、Mg 量の少ない合金の方が顕著である。Al-Cu-Mg 合金において、原子比で Cu : Mg = 1 : 1 の Al-S 擬 2 元組成の合金では、3 元合金に対応する GPB ゾーンが析出するが、Mg 量が少ない場合には相対的に Cu が過剰となり、過飽和固溶体から S 相以外に θ 相が析出する時効過程も同時に進行し、Al-Cu 2 元合金に対応する GP ゾーンも析出する。Mg 含有量の多い合金の方が軟化量が少ないのは、GPB ゾーンの方が熱的に安定で⁽⁸⁾、再固溶が起こりにくいためである。

ここで、加工熱処理法による硬化機構には、加工硬化と時効硬化が寄与し、両者が加算されて加工熱処理効果が発揮されると考えて、各合金の硬化成分の硬化量の算出を試みた。最高硬度に達した際の硬化成分を模式的に Fig. 3 に示す。すなわち、最終時効による到達最高硬度を $H_{\max}$ 、溶体化焼入れ直後の硬度を H_{aq} 、予備時効による硬化量を ΔH_1 、冷間加工による加工硬化量を ΔH_w 、最終時効による時効硬化量を ΔH_2 とし、最終時効における加工硬化の回復による軟化量を ΔH_R とすると、 $H_{\max}$ は次の式で示される。

$$H_{\max} = H_{\text{aq}} + \Delta H_1 + \Delta H_w + \Delta H_2 - \Delta H_R$$

T 6 材および加工熱処理材の時効硬化曲線より、時効開始時の硬度と到達最高硬度を読み取り、 ΔH_1 、 ΔH_w 、 ΔH_2 の

Fig. 3 Schematic representation of hardening in thermomechanical treatment.

各硬化量を算出した。軟化量 ΔH_R は、最終時効の際には、時効硬化も同時に進行するため、時効硬化曲線から求めることは不可能である。この軟化量については、2024 合金を用いて近似的に調べた。すなわち、溶体化加熱後炉中冷却して時効硬化能を失った試料を冷間圧延し、最終時効温度に保持したときの軟化曲線を測定した。その結果によると、最終時効程度の時間内では軟化はほとんど認められず、硬度値には影響を与えないと判断された。

Fig. 4 は、各合金の時効硬化曲線の到達最高硬度値を冷間加工率に対して示し、加工熱処理による硬度増加への効果を表わしている。いずれの合金も加工熱処理によって硬度は高くなり、加工熱処理効果が認められる。Mg 量の少ない No.1, No.2 の合金は、T 6 材と加工熱処理材の硬度差が少なく、加工熱処理効果は他の合金に比較して小さい。Mg 量に比例して Cu 量も少ない No.6 の合金は、最高硬度のレベルは低い。No.1 や No.2 の合金に比べて加工熱処理による硬度の増加率は大きい。

Mg 量が比較的多い No.3, No.4, No.5 の合金では、加工熱処理効果がより大きく発揮されているが、Mg 量の差による影響は明らかではない。また、各合金とも冷間加工率の増加につれて、硬度値の増加量は少なくなる傾向を示し、30% 以上の強加工を行なっても、加工熱処理による硬度の増加は、ほとんど期待できないと思われる。前述の時効硬化曲線でも示したように、最も硬化するのは Al-S 擬 2 元組成の合金であり、Mg 量の多い合金 (No.5) では、加工熱処理によって硬度の大きな増加はもたらされるが、硬度レベルは低い。

加工熱処理材の硬化成分の中で、冷間加工による加工硬化量 (ΔH_w) は、10% 冷間加工に対しては、Fig. 1, Fig. 2 において最終時効開始時の硬度差によって求められる。いずれの合金においても加工率の増加とともに、加工硬化量が大きくなり、その増加率は冷間加工率が高くなると漸減する傾向を示していた。

Fig. 5 はそれぞれの合金の最高硬度に達した際の時効硬化量として、予備時効と最終時効による時効硬化量の和、

Fig. 4 Peak hardness achieved at final aging at 453 K plotted against rolling reduction.

Fig.5 Hardness increment due to age hardening vs. rolling reduction of T6 and TMT materials, finally aged at 453 K.

すなわち, $\Delta H_1 + \Delta H_2$ を冷間加工率に対して示している。加工熱処理による硬度の増加が比較的少ない No.1 と No.2 の合金は、冷間加工率の増加とともに時効硬化量が低下し、加工を与えたことによって時効硬化能が減少することを表わしている。Cu 量と Mg 量の原子比で No.2 の合金よりやや Mg 量の多い 2036 合金組成の No.6 の合金では、時効硬化量のレベルは低い、T6 材と 30% 加工率の加工熱処理材との時効硬化量の差が 10 Hv 程度に留まっている。Mg 量の多い No.3, No.4, No.5 の合金では、加工率 10% 程度の加工を与えることによって時効硬化量が増加する傾向を示し、30% 加工率では 10% 加工率よりも時効硬化能がすべての合金で低下している。加工率 30% と T6 材との時効硬化量を比較すると、加工熱処理効果が最も大きく発揮される No.4 の合金では、強加工を与えても時効硬化量の低下は起らない。

加工熱処理材と T6 材の最高硬度における時効硬化量の差を Mg および Cu の原子含有量の比に対して示したのが Fig.6 である。Mg/Cu の原子比が 0.5 以下の合金では、冷間加工によって時効硬化能は減少するのに対し、原子比がほぼ 0.7 以上の合金では冷間加工の導入は時効硬化量をむしろ増加させる効果がある。しかし、Mg/Cu の原子比を 1 を越えて増加させることにより、冷間加工による時効硬化量の増加率は低下してくる。なお、No.5 の合金は、前述のように最大固溶限を越えて Cu と Mg が添加された $\alpha + S$ の 2 相領域組成の合金であり、時効硬化に直接関与する溶体化焼入れ時の α 相中の Mg/Cu 比の値は、Fig.6 に示されている添加量の比よりもさらに大きい。Cu 含有量の低い No.6 の合金についても、冷間加工による時効硬化量の変化は、ほぼ Mg/Cu の比によって支配されているといえる。また、30% 冷間加工率では 10% 冷間加工率に比べて、時効硬化量は Mg/Cu 比にかかわらずすべての合金で低下しており、これら合金の加工熱処理において過度な冷間加工の導入は、むしろ望ましくないことがわかる。

Fig.6 Change in age-hardenability due to cold rolling prior to final aging at 453 K for different Mg/Cu atomic ratios.

合金間で加工熱処理効果が異なるのは、冷間加工による高密度な転位組織が存在する下での、時効硬化挙動の差異によるものと思われる。すなわち、加工を与えてもその後の時効硬化量の低下が少ない合金では、時効硬化と加工硬化が加算されて、このような加工熱処理法によって高い強度が発揮されるのに対し、冷間加工後の時効硬化能が低下する合金においては、加工熱処理によって高い強度が得られない。

2. 最終時効に伴う電気抵抗変化

T6 材と加工熱処理材について、最終時効に伴う電気抵抗変化を測定して、時効過程に及ぼす冷間加工の影響を調べた。Fig.7, Fig.8 はそれぞれ T6 材と 30% の冷間引抜加工を与えた加工熱処理材の、最終時効における電気抵抗変化を示す。いずれの合金も溶体化直後の電気抵抗値に比べて、T6 材では予備時効直後、加工熱処理材では冷間加工直後の電気抵抗値が高くなる。しかし、T6 材と加工熱処理材の電気抵抗値の差はごく僅かであることから、加工によって導入された転位組織の電気抵抗値の増加への寄与は、析出に伴う変化に比べてはるかに小さいことがわかる。

合金濃度の高い試料ほど溶質固溶量が多いため、溶体化直後の電気抵抗値は大きい、No.5 の合金では平衡状態図から判断して、溶体化焼入れ時に α 相の他に S 化合物が存在しているため、溶体化直後の電気抵抗値は No.4 の合金とほぼ同じ値である。

最終時効の進行に伴う電気抵抗値の変化は、このような時効時間の対数に対してのプロットにおいては、T6 材、加工熱処理材とも時効初期に電気抵抗値の変化の少ない停滞期間を過ぎた後、中間相の析出に伴う急激な電気抵抗値の低下が認められる。この電気抵抗値の低下量が最も多い合金は No.4 の合金であり、それより Mg 量が少なくなるにつれて低下量も少なくなる。Mg 量の多い No.5 の合金も No.4 の合金より低下量が少ない傾向を示し、また、析出過程の進行が他の合金に比べて遅いことがわかる。これは、時効硬化曲線 (Fig.1, Fig.2) で、最高硬度に達する時

Fig.7 Change in electrical resistivity during final aging at 453 K for T6 materials. Arrows indicate peak hardness.

Fig.8 Change in electrical resistivity during final aging at 453 K for TMT materials. Arrows indicate peak hardness.

間が長いことと対応している。Fig.8 に示すように加工熱処理材では、加工によって導入された転位線上へ中間相の優先析出のため、電気抵抗値の変化から観察される時効過程も、いずれの合金においても促進されている。

Fig.7, Fig.8 の図中の矢印は、同一の熱処理条件での時

効硬化曲線で、最高硬度となる時効時間に対応している。いずれも電気抵抗値の急激な低下の途中であり、ある程度中間相の析出が進行した過程に対応している。各合金について、その矢印の電気抵抗値を T6 材と加工熱処理材とで比較してみると、いずれの合金においても、両者の電気抵抗値がほぼ同じことがわかる。すなわち、加工熱処理材では導入された転位線上へ中間相が優先析出するため、析出過程は促進されるが、T6 材と加工熱処理材の最高硬度値での電気抵抗値が同程度であることを示している。このように最高硬度状態では、両材料の中間相の析出量に大きな差はないものと判断される。最高硬度において両者の電気抵抗値に差が小さいことは、残留溶質濃度がほぼ同程度であり、GP ゾーンの生成状態にも、T6 材と加工熱処理材の間で大きな差がないものと考えられる。Al-Cu 系や Al-Cu-Mg 系の合金では、GP ゾーンの生成状態が時効硬化に主として寄与していると考えられているが⁽¹⁰⁾、加工熱処理によって時効硬化能が増加する合金も、それが低下する合金も、最高硬度状態では加工による GP ゾーンの生成状態への影響は、比較的小さいものと推定される。したがって以下に述べるように、加工熱処理の効果の大小を中間相の析出状態の変化を調べた電顕観察により考察することにする。

3. 透過電顕観察

Fig.9 にいくつかの合金の、T6 材と加工熱処理材の最高硬度状態の透過電顕組織を示す。(1),(2),(3)の番号は、Table 1 の合金番号に相当し、各合金の(a)は T6 材、(b)は加工熱処理材である。いずれの試料においても、時効硬化への寄与が大きいといわれる GPB ゾーンあるいは GP ゾーンは、この程度の倍率では判別できないが、中間相の析出形態には差が認められる。なお、加工熱処理材では、この種の加工熱処理試料で通常観察されている高密度かつ均一な転位組織⁽¹¹⁾が認められたが、Fig.9 は転位組織が識別できない回折条件で析出物を観察したものである。

Mg 量の少ない No.1 の合金の T6 材(1-a)では、板状の θ' 中間相が明瞭に認められるが、ラス状の析出物として知られている、Al-Cu-Mg 3 元系の中間相の S' 相の析出は観察されない。同じ合金の加工熱処理材(1-b)の θ' 相の析出状態は、T6 材に比べて微細で多数の析出が認められるが、析出した θ' 相の平均的な大きさは約 $0.1 \mu\text{m}$ である。

Mg/Cu の含有原子比が 0.72 の No.3 の合金の T6 材(3-a)では、観察する方向によってはシェブロン型にも見える S' 相が明瞭に認められる。加工を与えることによって、(3-b)の写真に見られるように S' 相は高密度な転位線上へ優先析出して、非常に微細かつ均一に分布している。このような析出状態は Mg 量のさらに多い、No.4, No.5 の合金にも同様に認められた。

Mg/Cu の含有原子比が No.1 と No.3 の合金の間に位置

Fig.9 Transmission electron micrographs of T6 and TMT materials.

(1-a), (1-b) : Al-4%Cu-0.13%Mg alloy.
 (2-a), (2-b) : Al-3.94%Cu-0.59%Mg alloy.
 (3-a), (3-b) : Al-4%Cu-1.1%Mg alloy.

する含有原子比 0.39 の No.2 の合金では, T6 材 (2-a), 加工熱処理材 (2-b) とともに θ' 相と S' 相の両析出相が観察され, 加工熱処理材では S' 相の方が θ' 相より微細に析出している。

Cu 量, Mg 量とも少なく, Mg/Cu の原子比が 0.48 の No.6 の合金では, 明瞭に認められる S' 相のほかに θ' 相も観察され, 他の合金と同様に加工熱処理によって S' 相は微細に析出していた。

このように Cu 量に対する Mg 量が多くなるにつれて, θ 相のほかに S 相の析出に至る時効過程をとり, Mg/Cu の含有原子比が 0.7 を越える組成では S 相のみが析出する過程をとる。各組成の合金の T6 材, 加工熱処理材とも最高硬度状態では合金組成に対応して, θ' 相または S' 相, あるいは両中間相が析出した組織である。加工熱処理材の両

中間相の析出形態を比較すると, S' 相の方が細かく, 一様に析出している。もちろん, 硬化に主として寄与する GP ゾーンが同時に生成しているが, 電気抵抗変化の測定結果が示すように, 加工を与えても GP II ゾーンや GPB ゾーンの析出状態に大きな差をもたらさないと考えられることから, 合金組成によって加工熱処理効果の発揮される度合が異なるのは, 析出する中間相が θ' 相であるか S' 相であるかによるものと判断される。すなわち, 冷間加工を与えることによって, 非常に微細に析出する S' 相が生成する合金では, S' 相による析出硬化も寄与して加工熱処理によって高い強度の材料が得られる。 θ' 相が生成する合金では, 冷間加工によってそれほど微細かつ多数の θ' 相は生成しないため, θ' 相による析出硬化への寄与はほとんどないと思われる。そのため, Al- θ 系の合金では, 溶体化焼入後の冷間加工によってその後の時効硬化能が低下するため, 加工熱処理によって大きな強度の増加は期待できない。

IV. 結 論

Cu 量と Mg 量の量比の異なる Al-Cu-Mg 系の 6 種類の合金について, 最終時効前に冷間加工を加えるタイプの加工熱処理を行ない, 硬度測定, 電気抵抗測定および透過電子顕微鏡観察によって, 加工熱処理の

効果を比較検討した。得られた結果を要約すると以下の通りである。

(1) いずれの合金においても, 加工熱処理材の最終時効における最高硬度は T6 材のそれよりも高くなり, 加工熱処理によって強度の上昇が得られた。これは加工熱処理材では加工硬化の寄与があるためであり, 加工硬化の寄与を分離して時効硬化量のみを考えると 冷間加工の導入によって時効硬化量は増加する場合と低下する場合があることを明らかにした。

(2) 加工熱処理材において, 冷間加工の導入によってその後の時効硬化能は変化するが, その変化量は主として Mg/Cu の原子含有量比によって決まる。Mg/Cu の原子比が 0.5 以下では, 冷間加工によって時効硬化量は減少するが, この比が 0.7 以上では増加する。

(3) すべての合金試料で, 10% の冷間加工を加えた場合に比べて, 30% 冷間加工の場合の時効硬化量は減少した。したがって, 加工熱処理において冷間加工率を高くすることは望ましくない。

(4) 冷間加工の導入によって時効硬化量の増加が得られる合金は, S(CuMgAl₂) 相の生成に至る時効析出過程をとる合金である。 θ (CuAl₂) 相の析出に至る過程をとる Mg/Cu 比の低い合金では, 冷間加工によってその後の時効硬化量は低下する。

(5) このような Al-S 系と Al- θ 系の加工熱処理特性の相異は, 中間相の析出状態の差に基づくものと考えられる。S' 中間相は, 冷間加工によって導入された転位線上に微細にかつ多数生成して硬化に寄与するのに対して, θ' 中間相は冷間加工の導入による析出形態の変化は比較的小さい。

終りに, 本研究の一部は軽金属奨学会の御援助によって行なわれたことを付記し, 謝意を表わします。また, 実験に協力された元本学学生 永島賢一郎君に感謝いたします。

文 献

- (1) E. DiRusso, M. Conserva, F. Gatto and H. Markus : Met. Trans., **4** (1973), 1133.
- (2) 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, **26** (1976), 374.
- (3) A. Prasad, C. D'Antonio and K. Mukherjee : *Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys*, Ed. by J.G. Morris, The Metallurgical Soc. AIME, (1978), 195.
- (4) 金子純一: 軽金属, **27** (1977), 49.
- (5) 菅又 信, 金子純一: 軽金属, **33** (1983), 407.
- (6) D.S. Thompson and S.A. Levy : *Proceeding of International Meeting on Aluminum Alloys in the Aircraft Industry*, held in Turin, Italy, Technicopy Limited, England, (1978), 95.
- (7) N. Sen and D.R.F. West : J. Inst. Metals, **97** (1969), 87.
- (8) 堀内 良, 箕西靖秀: 日本金属学会誌, **34** (1970), 936.
- (9) A. Little : J. Inst. Met., **70** (1944), 499.
- (10) J.M. Silcock : J. Inst. Met., **89** (1960-61), 203.
- (11) F. Ostermann : Met. Trans., **2** (1971), 2897.