Al-Si-Cu 合金の衝撃強さにおよぼす マグネシウムの影響*

—Al-Si 合金鋳物の衝撃強さに関する検討（第4報）—

小 松 登**・中村 元志**・山本 善章**・山本 修之**

Effects of Mg on the impact strength of Al-Si-Cu alloys*
—Observations of impact strength of Al-Si alloys (4th report)—

UDC 669.715'782'5-14 : 620.178.7

KOMATSU Noboru**, NAKAMURA Motoyuki**,
YAMAMOTO Yoshiaki** and YAMAMOTO Nobuyuki**

Effects of addition of Mg (0.1~1.2wt%) to Al-Si-Cu alloys on the impact strength and structures were examined by means of Charpy impact test and metallographic method.

The following four types of specimens were used for the experiments.

- (a) As cast.
- (b) Solution treated at 500°C for 240 min.
- (c) Age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment.
- (d) Age hardened at 200°C for 300 min. after casting.

The results obtained were as follows:

(1) The impact strength of Al-Si-Cu alloys containing Mg was much increased by solution treatment at 500°C for 240 min. as observed in Al-Si and Al-Si-Cu alloys. The behavior of impact rupture was characterized by a great increase in time for formation and propagation of cracks with a small increase in maximum load, which resulted in a great increase in impulse. The above behavior would be attributed to the dissolution of Cu and Si into matrix and the changes in shape and amount of crystallites.

(2) The impact strength of as cast and solution treated alloys were likely to be decreased with the increase in Mg content. The behavior of impact rupture was characterized by a decrease in time for formation and propagation of cracks with a constant maximum load. The above behavior would be attributed to the increase in remaining undissolved crystallites due to the addition of Mg.

(3) The impact strength of the alloys age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment and those age hardened at 200°C for 300 min. after casting were likely to be decreased with the increase in Mg content.

The above behavior of impact rupture was characterized by the decrease in time for formation and propagation of cracks with the increase in maximum load, which led to the decrease in impulse. The behavior of the former alloys would be attributed to the composite effect of changes in both of shape and amount of crystallites (as described in (1)) and age hardening. Therefore, the increase in maximum load would be attributed to the effect of age hardening.

(4) It was found that the hardness of Al-Si-Cu-Mg alloys after ageing was not different between the specimen age hardened at 200°C for 300 min. after casting and that age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment, but the impact strength was much different between the both. It was observed by fractography that the former specimen showed brittle fracture and the latter showed ductile fracture, though they had the same composition and hardness.

(Received June 5, 1970)

* 軽金属学会第37回秋期大会（44—11—12）にて発表した。

** 株式会社豊田中央研究所（名古屋市）TOYOTA Central Research and Development Labs., Inc. (Nagoya)

1. まえがき

Al-Si-Cu 系合金の衝撃値は時効硬度上昇に反比例して減少するというような単純な変化のみでなく、晶出物の量および形状などによっても大きく変化することを前報¹⁾で明らかにした。

Al-Si-Cu 系合金にマグネシウムを添加すると時効硬度は上昇するが、著しく脆性を増すといわれている²⁾⁻⁵⁾。この場合も Al-Si-Cu 系と同様にかたさの上昇に反比例して衝撃値が下がる⁶⁾⁻⁷⁾というだけでなく、晶出物など組織構成成分の形状または量が大きく寄与することが考えられるが、両者を区別した形で衝撃値変化を検討した報告は少ないように思われる。したがって本研究は初晶けい素の晶出しない範囲の Al-Si-Cu 合金にマグネシウムを添加し、加熱処理を施し、組織構成成分形状を変化または時効素を出現せしめこれらと衝撃強さとの関連を知ろうとして実施した。

2. 試料および実験方法

溶解、加熱処理、衝撃試験などの実験方法は、すべて前報⁸⁾と同様にして行なつてある。すなわち、試料は、Al-6%Si-3.6%Cu, Al-4.5%Cu, Al-12%Si 合金を用い、それらにマグネシウムを Al-10%Mg 合金の形で添加しけい素 6%, 銅 4.5%, マグネシウム 0~1.0% となるように配合した。それらを #6 黒鉛のつぼを用いシリコン坩堝で 750°C に加熱溶解し同温度に 10 分間保持後真空加熱炉に移し同温度で 30 分間 0.20 mmHg 真空中で脱ガス処理を行ない 670°C に冷却後 300°C に予熱した肉厚 20 mm の 10□×180 の金型に鋳造した。

鋳造後約 30 秒間、同金型に保持後、鋳造材を 25°C の水中で急冷した。それを 55×10□ に切断し 2φ の穴をあ

け衝撃試験片とし、所定の熱処理を施した後、室温で衝撃試験を行なつた。用いた熱処理はつぎの通りである。

鋳放し材：鋳造後、金型中に 30 秒保持後 25°C の水中で急冷処理したもの。

T4 材：500°C で 4 時間加熱後、水焼入れ処理

T5 材：鋳放し材を鋳造後 1 時間以内に 200°C で 5 時間加熱後、空冷処理

T6 材：500°C で 4 時間加熱後、水焼入れし直ちに 160°C で 5 時間加熱後空冷処理

衝撃試験、かたさ測定は室温時効による影響をさけるため、鋳放し材は鋳造後 1 時間以内、その他は処理後 5 分以内に行なつた。衝撃試験は 5 kg-m のシャルピー衝撃試験機を用い、衝撃面は 2φ の穴をあけた面である。かたさはガリレオ硬度計でロックウエル B スケールで測定した。

用いた試験片の化学成分を Table 1 に示す。

Fig. 1 Impact value of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys as a function of Mg content.

- (a) As cast
- (b) Solution treated at 500°C for 240 min.
- (c) Age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment
- (d) Age hardened at 200°C for 300 min. after casting

Table 1 Chemical compositions of Al-Si-Cu-Mg alloys, analyzed by fluorescent X-ray technique and emission spectrochemical analysis.

Si (%)	Cu (%)	Mg (%)
6.1	4.6	0.01
	4.5	0.09
	4.7	0.24
	4.7	0.33
	4.3	0.39
	4.7	0.51
	4.5	0.57
	4.8	0.73
	3.9	1.20

3. 実験結果ならびに考察

Al-6.1%Si-4.5%Cu 合金にマグネシウムを 0.1~1.2 %添加した各処理材の衝撃値とかたさの変化を Fig.1 および Fig. 2 に示した。Fig. 1 から衝撃値はT4材>T6材>鑄放し材>T5 材の順ですべてマグネシウム添加量の増加と共に低下した。

鑄放し材の場合、マグネシウム添加量によるかたさの変化は見られなかったが衝撃値はマグネシウム添加量、0.5% まで低下し、それ以上マグネシウムを添加しても変らなかった。

T4 処理材ではかたさはマグネシウム量にあまり関係なく鑄放し材よりやや高いかたさで一定であつたが、衝撃値はマグネシウム添加量と共に減少し 0.5% マグネシウムまでの範囲でバラツキが著しく大きかつた。衝撃値は鑄放し材の 4 倍以上と向上し、その程度はマグネシウム量の少ないほど顕著であつた。

T6 処理材ではかたさはマグネシウム0.1%でH_RB68とほぼ最高値となり、それ以上マグネシウムを添加してもあまり変化しなかったが、衝撃値はマグネシウム 0.4% まで一定で、それ以上マグネシウムを添加すると著しく減少した。

Fig. 2 Hardness of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys as a function of Mg content.
(a) As cast
(b) Solution treated at 500°C for 240 min.
(c) Age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment
(d) Age hardened at 200°C for 300 min. after casting

T5処理材ではかたさは鑄造焼入れ処理⁹⁾の効果もあつ

Fig. 3 Schematic representation of relation between load and time in Charpy impact test.
M: Maximum load
I: Crack initiation impulse
II: Crack propagation impulse
OM': Crack initiation time
M'F: Crack propagation time

Fig. 4 Load-time curves for test pieces of Al-6.1%Si-4.5%Cu-Mg alloys.
F: As cast
T4: Solution treated at 500°C for 240min.
T6: Age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment
T5: Age hardened at 200°C after casting

てマグネシウム0.6%までその添加量と共に上昇しT6処理材の最高かたさとはほぼ同じとなりマグネシウム0.6%以上で一定を示した。衝撃値はマグネシウム0.3%まで低下し鑄放し材に比べてさらに低くなり、それ以後一定の値を示した。

このようにマグネシウム添加量に対するかたさの変化と衝撃値の変化との間には必ずしも関係は認められない。

そこで **Fig. 1** で比較的衝撃値の大きい変化を示したマグネシウム添加量 0, 0.33, 0.51, 0.73% の試料について前出の各処理を行ない衝撃破断時の荷重—時間線図の測定を行なった。測定線図の形状を定性的に書くと **Fig. 3** に示すようで最大荷重, クラック形成力積, クラック伝播力積, クラック形成時間, クラック伝播時間を図中に記述した様に解釈した¹⁰⁾¹¹⁾。測定された荷重—時間線図をマグネシウム添加量, 処理条件について示すと **Fig. 4** のようである。

Fig. 4 から Al-Si-Cu-Mg 系合金いずれも Al-Si-Cu 系合金と同じ傾向¹⁾を示していることがわかる。すなわち鑄放し材に比べ T4 処理材では最大荷重が上昇, クラック形成, 伝播力積の増加, クラック形成, 伝播時間が長くなり吸収エネルギー量が増加して衝撃値が高くなっている。

T6 処理材では T4 処理材に比べ最大荷重は増加しているが, クラック形成, 伝播力積が減少そしてクラック形

成, 伝播時間が鑄放し材とほぼ同じ位に減少し吸収エネルギー量が減少して衝撃値が低下している。

T5 処理材の衝撃強さは鑄放し材に比べ最大荷重が増加しているが, クラック形成, 伝播力積が減少, クラック形成, 伝播時間が減少し吸収エネルギー量が減少して衝撃値は鑄放し材より低い値を示している。

鑄放し材に比較して T4 処理材の最大荷重の増加はかたさの増加から, α -アルミニウム地への銅の固溶による α -アルミニウム地の強化⁷⁾, クラック形成, 伝播力積, クラック形成, 伝播時間の増加は **Photo. 1** に示すように晶出共晶けい素の針状から球状への変化¹²⁾および晶出物量の減少に依存したものと考えられる。

T4 処理材に比較して T6 処理材, 鑄放し材に比較しての T5 処理材の最大荷重の増加およびクラック形成, 伝播力積, クラック形成, 伝播時間の減少は, 共に光学顕微鏡組織的には晶出組織形状に差が認められなかったが, 上昇から時効素の析出によるものと考えられる。

鑄放し材についてマグネシウム添加量とかたさ, 衝撃値, 荷重—時間線図からえられた最大荷重, クラック形成および伝播力積, クラック形成および伝播時間の関係を, **Fig. 5** にまとめて示した。**Fig. 5** からマグネシウム添加量増加にともなう衝撃値の低下はクラック形成力積, クラック伝播力積の低下に帰因することがわかる。そして, そのとおりの最大荷重は変化しなかった。破断時間はマグネシウム添加量の増加と共にクラック形成,

Fig. 5 Charpy impact properties of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys, as cast, as a function of Mg content.

Photo. 1 Microstructures of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys containing Mg, etched. ($\times 400$)

- (a) 0.22% Mg, as cast
- (b) 0.22% Mg, solution treated at 500°C for 300 min.
- (c) 1.20% Mg, as cast
- (d) 1.20% Mg, solution treated at 500°C for 300 min.

伝播時間両方の減少により低下した。したがって鑄放し材は、マグネシウムが添加されると衝撃破断に対してクラックが形成され易く、そのクラックが伝播し易い状態になることがわかる。**Fig. 6** はマグネシウム添加量と鑄放し材中のけい素、銅、マグネシウムの分布量との関係を示しているが、本実験方法のような鑄造方法の場合、マトリックス中ではけい素、銅量は変化なくマグネシウム量のみがマグネシウム添加量と共に増加していることがわかる。0.34%マグネシウムでマグネシウム化合物の晶出も認められる。しかしこの変化に対しかたさも最大荷重も変化していないことからマトリックス中のマグネ

(a) 0% Mg

(b) 0.34% Mg

(c) 0.72% Mg

Fig. 6 Electron probe micro-analysis charts obtained from Al-6.1%Si-4.5%Cu-Mg alloys, as cast.

Fig. 7 Charpy impact properties of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys, solution treated at 500°C for 240 min, as a function of Mg content.

シウム量の増加は、これらと関係が薄いと思われる。

Fig. 7 に示すように鑄放し材を T4 処理すると衝撃値は鑄放し材に比べ著しく大きくなるが、マグネシウム添加量の増加と共に急激な減少を示した。一方、荷重-時間線図から衝撃値の減少はクラック形成、伝播力積の 0.5% マグネシウムまでのわずかの減少、それ以後の急激な減少に依存するが、そのおりの最大荷重値はマグネシウム添加量が増加してもほとんど変わらず一定値を示した。衝撃破断時間はマグネシウム添加量の増加と共にやや減少の傾向を示したがクラック形成時間は、0.51% マグネシウムまでほぼ一定でクラック伝播時間はマグネ

シウム添加で減少した。したがって T4 処理材はマグネシウムが添加されると衝撃破断に対して 0.5% マグネシウムまでは破断時間に差を生ぜず、クラック形成力積、伝播力積が減少する。0.5% マグネシウム以上は破断時間も減少しクラックが形成され易く伝播し易い状態となることがわかる。**Fig 8** はマグネシウム添加量と T4 処理材中のけい素、銅、マグネシウムの分布量との関係を示しているが、マグネシウム添加量の増加と共に **Fig. 7** に示すように α -アルミニウム中への銅の固溶量が少なくなりマグネシウム固溶量が増加している。ことがわかるしたがってマグネシウム添加量の増加につれて **Photo. 1** にも示すように T4 処理後の残存銅化合物相およびマグネシウム化合物相の増加することがわかる。かように

(a) 0%Mg

(b) 0.34%Mg

(c) 0.72%Mg

Fig. 8 Electron probe micro-analysis charts obtained from Al-6.1%Si-4.5%Cu-Mg alloys, solution treated at 500°C for 240 min.

Fig. 9 Charpy impact properties of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys, age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment, as a function of Mg content.

Photo. 2 Micro fractographs of Al-6.1%Si-3.5%Cu-0.34%Mg after impact test.

- (a) Age hardened at 200°C for 300 min. after casting
- (b) Solution treated at 500°C for 240 min.
- (c) Age hardened at 160°C for 300 min. after solution treatment

Al-Si-Cu 合金へのマグネシウム添加量による衝撃値の低下は、未固溶の残存晶出物量の増加も一因となつていゝと考えられる。

Fig. 9 に示すように溶体化処理後ただちに焼戻し処理した T6 処理材は、T4 処理材よりかたさが増加し衝撃破断時の最大荷重はマグネシウム添加量 0.5% まで増加し以後減少した。クラック形成力積はマグネシウム添加量 0.3% までほぼ一定、以後急激し、クラック伝播力積はマグネシウムの有無によらず一定であつた。衝撃破断時間

Fig. 10 Charpy impact properties of Al-6.1%Si-4.5%Cu alloys, age hardened at 200°C for 300 min. after casting, as a function of Mg content.

はクラック形成、伝播時間ともにマグネシウム約0.3%まで減少し、以後変わらず、クラック形成時間のみはマグネシウム0.5%以上で再び減少した。これより、マグネシウム0.4%までの衝撃値がほぼ一定であることは、クラック形成および伝播力積が一定であることに帰因するが、これはクラック形成、伝播時間が共に減少していることから最大荷重の増加により見かけ上ほぼ一定を示しておりマグネシウムの添加は衝撃値が一定であつても衝撃破断時間が短くなっていることからクラックの形成および伝播時間を早めることになる。マグネシウム0.4%以上の衝撃値の減少はクラック形成力積の減少によるが最大荷重、クラック形成時間も減少していることから0.4%以上のマグネシウムの添加は材質にクラックを形成させ易く脆い状態にすることがわかる。T6処理材の晶出物形状はT4処理材のそれとほぼ等しいと考えられるから、T6処理材とT4処理材の衝撃値の差は時効効果に伴うものであると考えられるが、この場合、時効によるかたさ増加に伴って衝撃値は変化せず、時効かたさが飽和して衝撃値が低下しているといえる。

なお、マグネシウム添加量0.4%のT6処理材はFig. 8に示したT4処理材での α -アルミニウム地でのマグネシウム量が飽和する点に相当し興味がある。

T5処理材の衝撃強さはFig. 10に示すようにかたさの増加に対して減少している。この場合最大荷重はマグネシウム添加量0.33%で最高値を、それ以上のマグネシウム添加量の増加は最大荷重を減少させる。クラック形成、クラック伝播力積はマグネシウム0.33%まで減少、以後ほぼ一定であつた。破断時間はクラック形成、伝播時間共にマグネシウム0.3%まで減少、以後クラック形成時間はほぼ一定、クラック伝播時間はゆるやかに減少した。したがってマグネシウム0.3%までの衝撃強さの減少はクラック形成およびクラック伝播力積の減少とほぼ比例し、破断時間の減少からマグネシウムの添加はクラックを形成し易く伝播し易くなっているといえる。T5処理材は晶出物形状は鋳放し材とほぼ変わらず、その上に時効処理による効果が加わっていることからFig. 1からもわかる様に鋳放し材よりさらに脆くなっているといえる。

これをさらに確かめるためにマグネシウム添加量0.3%合金の衝撃値 0.25 kg-m/cm^2 をもつT5処理材の衝撃破断後の破面観察を二段レプリカ法により行ない検討して見た⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。この結果をPhoto. 2に示す。比較のために衝撃値 4.5 kg-m/cm^2 のT4処理材および 2.2 kg-m/cm^2 のT6処理材も示した。Photo. 2(a)からT5処理材はいわゆる靱性を示すDimpleパターンは見られず、へき開状および粒界破壊を示すパターンが見られ脆い破面を呈した。一方Photo. 2(b)に示すT4処理材は荷重

方向とほぼ平行に $10 \sim 20 \mu$ の長く伸びたDimpleパターンが多く見られ靱性破面を呈した。またPhoto. 2(c)に示すT6処理材は荷重方向と平行にT4処理材と同様なDimpleパターンが多く見られたが、その大きさは $5 \sim 10 \mu$ であつた。なおT4処理材に比べてT6処理材のパターンの大きさが小さいことは興味ある現象であつた。

4. ま と め

Al-Si-Cu合金に0.1~1.2%マグネシウムを添加し、T4, T5, T6の加熱処理後、衝撃強さを検討した結果つぎのことがわかつた。

(1) T4処理により晶出物形状を変化させると各マグネシウム添加合金とも衝撃値が大きくなり、いずれも最大荷重値がやや増加すると共にクラック形成および伝播の力積および時間が著しく増加するという形式の破断を示す。これはAl-Si二元合金、Al-Si-Cu三元合金と全く同じ傾向である。これらはマトリックス中への銅またはけい素の溶入および晶出物形状、量の変化にともなうものと考えられる。

(2) 鋳放し材とT4処理材はマグネシウム添加量の増加につれて衝撃値が減少したが、いずれも最大荷重値は変化せず、クラック形成および伝播の力積および時間が減少するという形式で破断した。これはいずれもマグネシウム添加による晶出物量または未固溶残存晶出物量の増加による影響が大きいと考えられる。

(3) T5処理材およびT6処理材はマグネシウム添加量の増加につれてやはり衝撃値を減少させる傾向を示すが、これらは最大荷重値を増加させ、クラック形成および伝播の力積および時間を減少するという形式の破断を示す。T6処理材のこの変化は(1)および時効効果の複合効果を示しているが、最大荷重値の増加はこの種合金の時効硬化に伴うものと考えられる。

(4) したがってAl-Si-Cu-Mg系合金ではT5処理材とT6処理材では時効かたさが同じであつても衝撃値が著しく異なり、同組成、同かたさでT5処理材が脆性破面を示す場合にT6処理材が延性破面を示すような例が見られる。

参 考 文 献

- 1) 小松, 中村, 山本; 軽金属 **20** (1970) 7
- 2) Eberhard Schürmann; Giesserei **56** (1969) 4, 77
- 3) Robert C. Lemon; SAE paper 670465 (1967) 1
- 4) F. A. Badia; SAE paper 680267 (1968) 1
- 5) S. F. Frederick, W. A. Bailey; Trans Metal Soc. AIME **242** (1968) 2063

- 6) Harris, R. C., S. Lipson, H. Rosenthal; AFS Trans 64 (1956) 470
- 7) I.D. Olliff, V. Kondic; AFS Cast Metals R.J. **5** (1969) 1, 25
- 8) 小松, 中村, 山本; 軽金属 **19** (1969) 9, 398
- 9) 小松, 中村, 大林, 本多; 軽金属第 38 回講演概要 **19** (1970)
- 10) 田中, 布村; 日金学誌 **27** (1963) 9, 439
- 11) 田中, 梅川; 日金学誌 **27** (1963) 11, 535
- 12) 小松, 中村, 山本; 軽金属 **19** (1969) 10, 445
- 13) C. D. Beachem; Trans ASM **56** (1963) 318
- 14) A. Kasak, V. K. Chandhok, E. J. Dulis; Trans ASM **56** (1963) 455
- 15) A. Phillips; Electron Fractography Hand Book AD612912 (1965)
- 16) G. Henry, J. Plateau; LA Microfractographie II 3.2-17 (1967)