Al-2%Si-0.6%Mg 合金鋳物の 機械的性質に及ぼす溶体化条件の影響

中山 栄浩*・二ノ宮克成**・大西 脩嗣***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 48, No. 7 (1998), pp. 346-351

Effect of solution treatment condition on the mechanical properties of Al-2%Si-0.6%Mg casting alloy

Yoshihiro NAKAYAMA*, Katsunari NINOMIYA** and Nobuaki OHNISHI***

The mechanical properties of Al-2%Si-0.6%Mg casting alloy solution treated at temperatures ranging from 819 to 835 K have been investigated from the viewpoints of amounts of solid solutions and morphology of eutectic Si and crystallized Mg_2Si particles. Mg_2Si particle crystallized in a casting process was not soluble to the matrix even by heating at solidus temperature. The shape of eutectic Si and Mg_2Si particles was remarkably improved by the solution treatment at 829 K for 10.8 ks and the fracture elongation and absorbed energy of this specimen increased markedly. Solution treatment at 829 K for 10.8 ks and subsequent aging at 418 K provided the alloy an excellent combination of strength and ductility in comparison to that of AC4CH and Al-2%Si-0.3%Mg alloys.

(Received November 27, 1997)

Keywords: Al-Si-Mg casting alloy, mechanical properties, eutectic Si, crystallized Mg_2Si , solution treatment

1. 緒 言

別報¹⁾では、Al-Si 系合金鋳物の靱性改善を目的に、Si 量を 2% に低減した試料の析出過程ならびに機械的性質に及ぼす Mg 量の影響について検討を加えた。その結果、従来の報告²⁾と同様に、Si 量の低減に伴い延性は向上するが、耐力などの静的な強度が低下することが明らかとなった。しかし、Al-2%Si-0.3%Mg 合金は、適切な溶体化および時効処理の採用により、靱性に優れ、適度の強度を保つことが可能であることを示した¹⁾。同時に、Si 量の低減に伴う強度低下を補うため、Mg 添加量を 0.3% から 0.6% まで増大したところ、いわゆる高温溶体化処理では未固溶の Mg_2Si が共晶部に残存するため、延性が損なわれるという結果を得た¹⁾。つまり、適切な溶体化条件の採用により、 Mg_2Si の固溶を促進もしくはその形状の改善が可能であれば、Al-2%Si-0.6%Mg 合金より高強度で靱性に優れる Al-2%Si-0.6%Mg が得られる可能性がある。本研究では、0.6%Mg 合金に残存する Mg_2Si に着目し、溶体化条件を種々変化させた場合の固溶状

態ならびに形状変化に関して、それらが各種機械的性質に与える影響を交えて検討した。

2. 実験試料および実験方法

実験試料には、別報¹⁾と同様の Al-2%Si 合金鋳物を用いた。供試材の Mg 量は、別報¹⁾で採用した高温溶体化処理では共晶部に Mg_2Si が残存する 0.6 mass% (以下、%と記述) である。また、比較のために Mg_2Si が存在しない 0.3%Mg 合金も実験に供した。試料組成の分析結果を Table 1 に示す。供試材の鋳造条件、引張りおよび衝撃破断試験などに用いた試験片のサイズ、採取方法ならびに実施方法は別報¹⁾と同様である。共晶 Si 粒子ならびに Mg_2Si の形状変化は、画像解析装置により統計的に整理した¹⁾。

3. 結果および考察

3.1 溶体化処理と組織ならびに機械的性質

本実験で採用した溶体化温度ならびに時間を Table 2 に示す。ここでは、別報¹⁾で報告した高温溶体化処理^{*1)}を基準

Table 1 Chemical composition of specimens

(mass%)

	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Cu, Zn, Ni, Cr	Al
0.3%Mg	2.10	0.32	0.12	0.01	0.20	85 ppm	Tr	bal.
0.6%Mg	2.12	0.63	0.12	0.01	0.18	92 ppm	Tr	bal.

* 山梨大学工学部機械システム工学科 (〒400-8511 甲府市武田 4-3-11)。Faculty of Mechanical System Engineering, Yamanashi University (4-3-11, Takeda, Kofu-shi, Yamanashi 400-8511).

** 山梨大学大学院 (甲府市)。Graduate School, Yamanashi University (Kofu-shi, Yamanashi).

*** 日立金属(株) (真岡市)。Hitachi Metals Ltd. (Moka-shi, Tochigi).

Table 2 Solution treatment condition

specimen			
0.3%Mg	0.6%Mg		
solution treatment temperature (K)		solution treatment time (10^3 s)	remarks
849	835	0	solidus temperature
843	829	0, 1.8, 3.6, 10.8	high temperature solutionizing (HTS)
833	819	0, 18.0, 28.8	HTS-10 K

に、溶体化温度を選定した。高温側は固相線温度に対応する温度、低温側は高温溶体化処理温度より10 K 低い温度をそれぞれ溶体化温度に選び、溶体化処理を種々の時間*2 施し

た。なお、昇温時間は30分である。

鋳放し材および各条件で溶体化処理を加えた試料の組織を Fig. 1 および Fig. 2 にまとめて示す。最初に0.3%Mg 合金について述べる。鋳放し材の共晶部には微細で不規則な形状を有する共晶 Si 粒子が観察できる。溶体化処理を加えると、いずれの溶体化温度においても Si 粒子は粗大化し、丸みを帯びるようであり、溶体化時間を延長すると Si 粒子の球状化の傾向は一層顕著となる。溶体化時間がゼロ時間の場合について比較すると、溶体化温度が高いほど上述の傾向は著し

*1 0.3%Mg 合金は843 K, 0.6%Mg 合金は829 K まで約30分で昇温し、直後に氷水中に急冷する一連の熱処理を指す。

*2 固相線温度付近の高温で長時間溶体化処理を加えると、共晶 Si 粒子の著しい粗大化ならびに共晶部での局所的な融解に伴う引け欠陥が導入され健全な組織が得られないことが明らかになっているので、この点を考慮して各溶体化温度における溶体化時間を Table 2 のように設定した。

Fig. 1 Microstructure of Al-2%Si-0.3%Mg specimen. **Fig. 2** Microstructure of Al-2%Si-0.6%Mg specimen.

Fig. 3 Change in resistivity ratio with solution treatment time.

いようである。次に0.6%Mg合金について述べる。0.3%Mg合金と同様に、溶体化時間の延長あるいは溶体化温度の上昇はSi粒子の粗大化・球状化を促進する。0.6%Mg合金の共晶部には、共晶Si粒子に加えてやや薄い色調で観察される Mg_2Si 晶出物が存在する。Al- Mg_2Si 擬二元系平衡状態図³⁾を参照すると、819 Kでの Mg_2Si の固溶量は約1.3 mass%で、このときのMg量は約0.82 mass%に相当する。また、 Mg_2Si バランス組成よりも過剰なSiの存在による溶解度の減少は小さいという報告⁴⁾もある。したがって、平衡状態図的な観点に立てば、本実験で用いた温度範囲(819から835 K)では Mg_2Si は固溶可能と思われる。本実験では、固相線温度に対応する最も高温の835 Kで溶体化処理を加えた試料でも Mg_2Si が観察されることから、 casting時に形成された Mg_2Si は高温での溶体化処理に際しても容易には固溶せず、平衡状態になりにくいことが理解される。この Mg_2Si は、 casting材では共晶部にネットワーク状に存在するが、溶体化時間の延長あるいは溶体化温度の上昇に伴い、ネットワーク状の Mg_2Si は分断され、丸みを帯び、なまこ状の形状へと変化する。

組織の観察結果から明らかなように、特に0.6%Mg合金では溶体化処理による固溶量の増大は期待できないと思われるが、この点に関する確認を行うため電気比抵抗の測定を行いFig. 3に示した。図では比抵抗値の代わりに、試験片形状の影響がほとんど現れない比抵抗の比(R.R.)⁵⁾を縦軸に示した。いずれの溶体化条件のR.R.値も casting状態と比較して減少することから、固溶が進んだことが示唆される。0.3%合金との比較では、0.6%合金の固溶量がすべての溶体化温度ならびに時間で若干多いと思われる。処理時間がゼロ時間の場合について比較すると、0.3および0.6%Mg合金ともに溶体化温度が高温であるほど低いR.R.値を示すことから、処理温度の上昇に伴い固溶量が増大するようである。溶体化時間の延長に対しては、ばらつきが大きいものの 1.08×10^4 s付近でR.R.値は極小値を示すようであり、この溶体化時間で固溶が最も進んでいるものと思われる。しかし、溶体

Fig. 4 Change in 0.2% proof stress and tensile strength with solution treatment time.

化処理を加えた0.6%Mg試料のR.R.値は2.0から2.2の範囲で変動しており、その変化は小さいことから、固溶状態には溶体化時間による著しい差異がみられないと考えられる。

上述の試料に関して、室温で引張りおよび衝撃破断試験を行った結果について述べる。Fig. 4に、0.2%耐力と引張強さに及ぼす溶体化処理の影響を示す。0.3%Mg合金との比較では、0.6%Mg合金の耐力ならびに引張強さは総じて高い値を示すが、両試料ともに溶体化処理温度ならびに時間の影響は顕著でない。R.R.値の測定結果で述べたように、両合金の固溶量には溶体化温度ならびに時間の影響があまりみられない。つまり、固溶量に溶体化条件の影響がみられないので、耐力にも溶体化処理に依存する差異が現れなかったものと考えられる。

Fig. 5に、破断伸びの変化を示す。0.3%Mg合金との比較では、0.6%Mg合金の破断伸びは総じて小さく、固溶状態および共晶部に存在する共晶Siならびに Mg_2Si の影響が示唆される。データにはばらつきが大きいものの、0.6%Mg合金では829 Kの溶体化温度で処理時間の延長に伴い破断伸びは増大する。溶体化時間がゼロの試料の破断伸びは約15%であるが、 1.08×10^4 sまで溶体化時間を延長すると破断伸びは25%程度まで急激に増大する。

衝撃破断の際に吸収されるエネルギーをFig. 6に示す。破断伸びと比較して、吸収エネルギーには0.3および0.6%Mg合金の差異が明瞭に現れる。0.6%Mg合金を829 Kで溶体化すると、ゼロ時間での吸収エネルギーは約 $15(10^4 \text{ J/m}^2)$ であるが、処理時間が 1.08×10^4 sに至ると $25(10^4 \text{ J/m}^2)$ 程度に向上する。

前述のように、これらの試料の固溶状態には大きな差異がみられないことから、破断伸びならびに吸収エネルギーの向上は主として共晶Siおよび Mg_2Si の形状改善に関連するものと考えられる。そこで、0.6%Mg合金に829 Kで溶体化処

Fig. 5 Change in elongation to fracture with solution treatment time.

Fig. 6 Change in absorbed energy with solution treatment time.

理を施した場合の Si ならびに Mg_2Si 粒子に関して、画像解析装置を用いてその形状変化を測定した。測定結果を Fig. 7 に示す。鑄放し材に 829 K で溶体化処理をゼロ時間加えると、Si 粒子はほとんど粗大化しないが、円形度係数は 0.6 から 0.7 へと改善される。一方、 Mg_2Si の円形度係数はゼロ時間の溶体化処理で若干増大するが、その大きさが 60% 程度小さくなる点が注目になる。前述のように、鑄造状態での Mg_2Si は主として共晶部にネットワーク状に存在するが、比較的短時間の溶体化処理を加えることで、分断され細分化する状態を画像解析の結果は示していると思われる。したがって、円形度係数はあまり向上しないが、大きさは顕著に減少することになる。溶体化時間を 1.08×10^4 s まで延長すると、Si および Mg_2Si 粒子は若干粗大化するが、円形度係数は顕著に向上する傾向を示す。ゼロ時間の溶体化条件と比較し

Fig. 7 Change in area and spheroidization coefficient of Si and Mg_2Si with solution treatment time.
Solution treatment temperature = 829 K

て、Si 粒子で約 14%，また Mg_2Si に関しては約 50% 以上もの円形度係数の向上がみられる。以上の結果は、前述の破断伸びならびに衝撃吸収エネルギーの向上が Si および Mg_2Si 粒子の形状改善に起因することを明確に示しているが、中でも Mg_2Si の微細・球状化の影響が大きいように思われる。

3.2 時効処理と機械的性質

上述のように、0.6%Mg 合金に 829 K で 1.08×10^4 s の溶体化処理を加えると、靱性に優れた試料が得られることが明らかとなった。そこで、この条件で溶体化処理を加えた試料について、靱性に有利な比較的低温 (418 K) で時効処理を加えた場合の機械的性質について検討を加えた。

時効処理に伴う析出状態を捉えるため、R.R. 値を測定したところ、Fig. 8 に示す結果が得られた。図では、通常の高温溶体化処理 (温度: 829 K, 保持時間: 0 s) を加えた 0.6%Mg 試料に、同一温度で時効処理を加えた場合の R.R. 値も比較して示した。前述 (Fig. 3) のように、829 K の溶体化温度では時間を延長しても R.R. 値は変化せず、したがって固溶量には溶体化時間の影響がみられない。このような試料に時効処理を加えても、時効時間の延長に伴う R.R. 値の増大傾向に溶体化時間の影響はほとんどみられない。つまり、829 K でゼロおよび 1.08×10^4 s の溶体化処理を加えた試料ともに、同様な状態で析出過程が進行していると考えられる。

耐力ならびに引張強さの時効時間に対する変化を Fig. 9 にまとめて示す。耐力と引張強さには溶体化時間の影響がみられ、溶体化時間が 1.08×10^4 s の試料ではいずれの時効時間でも溶体化処理がゼロ時間の試料と比較して耐力ならびに引張強さは大きな値を示す。特に引張強さには、溶体化時間の相違に基づく差異が著しい。Fig. 8 で示したように、これらの試料では析出状態に顕著な相違がみられないと思われることから、上述の耐力ならびに引張強さの溶体化時間に依存する差異は、Si および Mg_2Si 粒子の形状改善に起因するものと思われる。特に、引張強さの相違は後述の破断伸びと密

Fig. 8 Change in R.R. with aging time.

Fig. 9 Change in 0.2% proof stress and tensile strength with aging time.

接に関連しており、大きな破断伸びを示す溶体化時間が 1.08×10^4 s の試料では、塑性変形に伴う変形応力の高まりにより引張強さが増大したと考えられる。

破断伸びの変化を Fig. 10 に示す。溶体化時間が 1.08×10^4 s の試料の破断伸びは、ゼロ時間の試料と比較すると、 2.9×10^4 s の時効時間では約 2 倍であるが、時効の進展に伴い溶体化時間に依存する破断伸びの差異は小さくなる。このことは、以下のように考えられる。時効初期段階では、き裂の発生・伝播に与える共晶 Si および Mg_2Si 粒子の影響が大きい。これらの形状が効果的に改善される溶体化時間が 1.08×10^4 s の試料の破断伸びは大きな値となる。一方、時効の進展に伴い母相中に析出物が形成されると、共晶部に存在する Si および Mg_2Si 粒子のみならず時効析出物もき裂の発生・伝播に影響を与えるようになり、結果的に Si および

Fig. 10 Change in elongation to fracture with aging time.

Fig. 11 Plots of 0.2% proof stress against elongation to fracture.

Mg_2Si 粒子の形状の効果が薄れるため、破断伸びに与える溶体化時間の影響は小となる。

静的な強度と靱性のバランスを評価するため、耐力を破断伸びに対してプロットし、Fig. 11 に示した。図では、標準的な条件で溶体化ならびに時効処理を加えた AC4CH 合金に関する結果⁶⁾、ならびに別報¹⁾で Al-2%Si-0.3%Mg 合金について報告した結果も参考までに示した。溶体化時間を 1.08×10^4 s まで延長することにより耐力ならびに破断伸びはいずれの時効時間^{*3}でも効果的に改善される。AC4CH 合金および Al-2%Si-0.3%Mg 合金と比較すると、溶体化時間がゼロ時間の試料の耐力と破断伸びの関係は図中左下方に位

*3 時効処理の進展は、図中右下方から左上方への変化に対応する。

Fig. 12 Change in absorbed energy with aging time.

置するが、 1.08×10^4 s まで溶体化時間を延長した試料では右上方に耐力と破断伸びの対応関係が位置している。したがって、適切な溶体化ならびに時効処理条件を本実験で用いた Al-2%Si-0.6%Mg 合金に適用すれば、AC4CH 合金および Al-2%Si-0.3%Mg 合金と比較しても、静的な強度ならびに靱性に優れた試料を得ることが可能であると言える。

最後に、衝撃吸収エネルギーの変化を Fig. 12 に示す。溶体化時間に依存する吸収エネルギーの差異は破断伸びより明瞭に現れる。溶体化処理材ならびに 2.9×10^4 s 時効材でみら

れる吸収エネルギーの相違は約 3 倍と大きい⁵が、ピーク時効以降における吸収エネルギーの差異が小さくなる点は破断伸びの場合と同様である。

4. 結 言

Si 含有量の低減に伴う強度低下を補うため、Mg 量を 0.6% まで高めた Al-2%Si-0.6%Mg 合金の機械的性質について、延性の向上を第一目的に、主として溶体化条件の観点から検討を加え、以下に示す結果を得た。

(1) Al-2%Si-0.6%Mg 合金に固相線を含む高温で溶体化処理を加えても、 casting 時に形成された Mg_2Si 晶出物は固溶しないが、829 K で 1.08×10^4 s の溶体化処理を加えると、共晶 Si ならびに Mg_2Si 粒子の形状は効果的に改善され、破断伸びおよび衝撃吸収エネルギーは著しく向上する。

(2) Al-2%Si-0.6%Mg 合金に 829 K で 1.08×10^4 s の溶体化処理を加え引き続き 418 K で時効処理を施した場合の耐力と破断伸びの関係は、Al-2%Si-0.3%Mg 合金および標準的な条件で熱処理を施した AC4CH 合金と比較しても優れている。

参 考 文 献

- 1) 中山栄浩, ニノ宮克成, 大西脩嗣: 軽金属, **48** (1998), 340.
- 2) 佃 誠, 原田雅行, 鈴木敏夫, 小池 進: 軽金属, **28** (1978), 109.
- 3) 例えば, I. J. Polmear: Light Alloys, ARNOLD, (1995), 42.
- 4) H. W. L. Phillips: Institute of Metals, Monograph Rep. Series 25, (1959).
- 5) 金 大洲, 中山栄浩, 鷹合徹也, 山田雄司: 日本金属学会誌, **60** (1996), 135.
- 6) 佃 誠, 小池 進, 原田雅行: 軽金属, **28** (1978), 8.