研究論文

長時間凝固させた AC2B アルミニウム合金鋳物の
衝撃強さの向上

清水 吉広*・栗野 洋司*

堀田 昇次*・中村 元志*

Improvement in the impact strength of JIS AC2B aluminum
alloy castings solidified for a long time

Yoshihiro SHIMIZU*, Yoji AWANO*

Shohji HOTTA* and Motoyuki NAKAMURA*

In order to improve the strength of Al-Si-Cu alloy castings solidified for a long time, solution heat treatment for extremely long time or non-equilibrium eutectic melting solution treatment has been performed. The reason is discussed why normal T6 heat treatment is not effective while long time solution heat treatment or non-equilibrium eutectic melting solution treatment is effective for increasing the strength. By normal T6 treatment, non-equilibrium Cu bearing compounds are little dissolved, and the shapes of eutectic Si phase as well as Fe bearing compound are not changed. On the other hand, both dissolution of Cu bearing compounds and spheroidization of eutectic Si are promoted by extremely long time solution treatment or non-equilibrium eutectic melting solution treatment. Needle-like iron bearing compounds are refined only by the latter treatment. It is concluded that these factors will be responsible for increasing of the impact strength.

Keywords: Al-Si-Cu castig alloys, solution treatments, non-equilibrium eutectic, impact strength, solidification time

(Received December 20, 1988)

1. 緒 言

金型鋳造で製造されているアルミニウム合金鋳物のうち、大型で、かつシェル中子を多用する鋳物においては、部位によって凝固時間が大きく異なり、長い部分では数百秒にも達する。このため、同一の鋳物の中でも部位によって強度に大きな差違が生ずる^{1),2)}。しかも、凝固時間の長い部位では、舟型で作製した凝固時間の短い試験片と比べて、機械的性質が著しく低い²⁾だけではなく、生産現場でよく用いられる条件でT6処理を施しても機械的性質がほとんど向上しない³⁾。このような凝固時間の長い鋳物の強度に及ぼす熱処理の影響を検討した報告⁴⁾は少なく、まして、T6処理の効果がない理由を明確に示した研究はほとんど見あたらない。したがって、その理由を明らかにして、対策を講ずることは工業

的に重要であると考える。

一方、Al-Si-Cu合金鋳物において、非平衡凝固のために晶出した銅化合物が融解する温度域で溶体化処理（共晶融解熱処理と呼ぶ）することによって、鋳物の衝撃強さを大きく向上できること⁵⁾をすでに報告した。

そこで本研究では、凝固時間が長くT6処理効果の小さい鋳物に、長時間の溶体化処理や共晶融解熱処理を試みて、衝撃強さを向上できることを明らかにした。また、鋳放し材と比べて通常の条件で溶体化処理を施しても鋳物の衝撃値が向上せず、長時間の溶体化処理または共晶融解熱処理を施すことによって衝撃値が上昇する要因を明確にするため、顕微鏡組織の変化、アルミニウム基地中への銅、マグネシウムの固溶・均一化の挙動を検討して考察した。

* (株)豊田中央研究所（愛知県）。Toyota Central Research & Development Laboratories Inc. (Aichi-gun, Aichi).

2. 実験方法

供試鋳物は、AC2B 合金を750°Cで溶解し、40 min の真空脱ガス処理（到達真空度は約0.1 Torr）を施してから、内径20 mm、長さ210 mm のイソライトレンガ型³⁾に鋳込んで作製した凝固時間がおおよそ800 s の鋳物である。なお、一部比較のために、同一寸法の300°Cに予熱した金型に鋳込んだ凝固時間が約20 s の鋳物も用いた。

Table 1 にその化学組成を示す。鋳物から採取した JIS 3 号衝撃試験片を、鋳放し、溶体化処理した直後および溶体化処理し、ただちに160°Cで5 h の時効処理または190 h の室温時効を施した状態で、計装化シャルピー衝撃試験に供した。溶体化処理の条件は、生産現場でよく用いられている最終凝固温度以下の490°Cで5 h 以外に、490°Cで240 h、および非平衡共晶が融解する525°Cで5~25 h に変化させた。なお、溶体化処理時の焼入れには氷水を用いた。衝撃試験の後、破断した試験片の一部を切出して、研磨したままで、腐食せずに EPMA による成分分析に供した。EPMA による銅、マグネシウム、けい素の線分析では、1 試料あたり3か所について、それぞれおおよそ250 μm にわたって行った。EPMA 分析の後、0.2% ふっ酸水溶液および20% しょう酸水溶液を用いて、2 段階で腐食して顕微鏡組織観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 通常の条件での溶体化処理の影響

Fig. 1 に、鋳放し材および生産現場でよく用いられる条件の490°Cで溶体化処理した試料の、衝撃試験での荷重-時間線図と衝撃値を示す。凝固時間が20 s と短い試料に T6 処理を施すと、鋳放し材と比べて破断時間が少し短くなるが最大荷重が大きく上昇して、衝撃値が高くなっている。一方、凝固時間が800 s と長いと、490°Cで5 h 溶体化処理した直後の時効処理をしていない試料では、鋳放し材と比べて最大荷重はほとんど変わらないが破断時間が長くなっており、衝撃値は高い。ところが160°Cで5 h 時効処理した試料では、最大荷重がわずかに上昇しているが破断時間が短くなっているため、衝撃値は鋳放し材とほぼ同じにしかない。

Fig. 2 に、鋳放し材および490°Cで5 h 溶体化処理した試料の顕微鏡組織を示す。凝固時間が20 s の試料では、T6 処理によって共晶けい素の球状化が進んでおり、しょう酸により黒く腐食されている銅化合物も少なくなっている。銅、マグネシウムの固溶が進んでいることがわかる。ただし、鉄化合物は鋳放し材と同様に針状のままである。一方、凝固時間が800 s と長いと、晶出物が粗大であり、490°Cで5 h 溶体化処理しても、共晶けい素は、鋳放し材と変わらない片状であり、端部がわずかに

Table 1 Chemical composition of an AC2B alloy casting (wt%)

alloy	Si	Cu	Mg	Fe	Al
AC2B	6.84	3.2	0.28	0.13	bal.

Fig. 1 Time-load curves and impact values (I.V./ $\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$) of AC2B alloy castings solidified for 20 sec (a) and 800 sec (b).

に丸みを帯びているだけである。また、銅化合物も、大きなものは固溶せずに残っている。鉄化合物も鋳放し材と変わらず針状のままである。これらの晶出物は潜在的な切欠きとして作用する⁶⁾ことから、凝固時間の長い試料でその形状が溶体化処理によってほとんど変化していないことは、衝撃値が上昇しなかった要因の一つと考えられる。また、残っている銅化合物の量が多いことは、銅、マグネシウムの固溶が進んでいないことを示唆しており、最大荷重がほとんど上昇していない原因になると考えられる。

Fig. 3 に、鋳放し材の EPMA による銅、マグネシウム、けい素の線分析結果の一例を示す。アルミニウム基地中の銅濃度は、共晶けい素や銅化合物に近い部分ほど高く、それらから遠ざかった中央部では低くなっており、偏析が生じているのがわかる。アルミニウム基地中のマグネシウム濃度は、位置による違いはなく、全体的に約0.2%と低い値である。また、銅化合物の部分では銅濃度だけではなくマグネシウム、けい素濃度も高い。490°Cで5 h 溶体化処理した試料の EPMA 分析結果の一例を **Fig. 4** に示す。鋳放し材で認められたような、共晶けい素のまわりでの銅濃度の偏析はなくなっている。しかし、銅化合物のまわりでは銅濃度が高く、それから遠ざかると低くなっており、大きな濃度勾配が認められ

Fig. 2 Microstructures of AC2B alloy castings solidified for 20 sec and 800 sec.

Fig. 3 Concentration profiles of Cu, Mg and Si in an AC2B alloy casting solidified for 800 sec (as cast).

Fig. 4 Concentration profiles of Cu, Mg and Si in an AC2B alloy casting solution treated at 490°C for 5 hr (solidification time is 800 sec).

る。このような銅濃度の高い部分は、時効処理によって局部的に硬さの高いところとなるだろうから、残存している銅化合物に対して切欠き感度が高くなると考えられる。Fig. 2 に示したように、銅化合物は490°Cで5h溶体化処理した後もまだ大半残っており、しかも銅濃度の高いアルミニウム基地に取り囲まれている。このこと

も T6 材の衝撃値が上昇しなかった原因の一部をなしていると考ええる。一方、マグネシウム濃度は、ほぼ均一であり、しかも約0.3%と鑄放し材よりも高くなっている。

次に、溶体化処理によるアルミニウム基地中の銅、マグネシウムの偏析の度合いの変化を明確にするために、アルミニウム基地中の銅、マグネシウム濃度を度数分布

Fig. 5 Distribution of Cu and Mg concentration in Al matrix of an AC2B alloy casting solidified for 800 sec (as cast).

Fig. 6 Distribution of Cu and Mg concentration in Al matrix of an AC2B alloy casting solution treated at 490°C for 5 hr (solidification time is 800 sec).

として整理した。その度数は、まず線分析結果から10 μm ごとに濃度を読み取り、銅では0.2%, マグネシウムでは0.02%で濃度範囲を区切って、その範囲に入る読み取り点の数とした。Fig. 5に、鑄放し材の結果を示す。アルミニウム基地中の銅濃度は、0.8%~3.6%の広い範囲に分布しており、しかも低濃度の点が多いことがわかる。マグネシウム濃度も広い範囲に分布している。Fig. 6に、490°Cで5 h 溶体化処理した試料の銅、マグネシウム濃度の分布を示す。銅濃度が2%以下の部分はなくなっているが、まだ分布範囲は2~4%と広い。マグネシウム濃度の分布範囲も、鑄放し材と比べると狭くなっているが、まだ0.2~0.3%である。このように、アルミニウム基地中の銅、マグネシウム濃度が不均一であり、しかも Fig. 2 で示したように銅化合物の大半が残存しており、銅、マグネシウムの固溶が進んでいないと、時効処理を施しても、完全に固溶・均一化した場合

Fig. 7 Time-load curves and impact values (I.V./ $\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$) of AC2B alloy castings solution treated at 490°C for 240 hr (solidification time is 800 sec).

Fig. 8 A microstructure of an AC2B alloy casting solution treated at 490°C for 240 hr (solidification time is 800 sec).

ほどにはアルミニウム基地が硬くならず、部分的な硬さの不均一も生じてしまう。このため、最大荷重もわずかに上昇しなかったと考えられる。しかも、硬さの高い部分では切欠き感度が高まり、潜在的な切欠きとして作用する晶出物の形状が変化していないために、かえってクラックの発生・伝播が容易になりうることも考えられる。

3.2 長時間溶体化処理の影響

Fig. 7に、490°Cで240 hと極端に長時間溶体化処理して焼入れた直後、およびさらに190 h 室温時効させたT4材の、衝撃試験時の荷重-時間線図と衝撃値を示す。長時間溶体化処理した焼入れ直後の試料では、5 h 処理したものよりも最大荷重が高く、破断時間も長くなっており、衝撃値は約2倍になっている。時効処理すると、破断時間は短くなるが最大荷重が高くなって、鑄放し材よりも高い衝撃値を示している。この試料の顕微鏡組織を見ると、Fig. 8に示すように、共晶けい素はよく球状化しており、銅化合物もわずかに認められるだけで、銅、マグネシウムの固溶がよく進んでいることがわかる。ただし、鉄化合物は鑄放し材と同様に針状のままである。このように晶出物の形状が変化し、量も減少すると、晶出物に対する応力集中が起りにくくなるので、

Fig. 9 Distribution of Cu and Mg concentration in Al matrix of an AC2B alloy casting solution treated at 490°C for 240 hr (solidification time is 800 sec).

クラックの発生・伝播が抑えられて、最大荷重が上昇し、破断時間も長くなると考えられる。このことは、アルミニウム基地の硬さがほぼ同じである。焼入れた直後の時効していない試料の荷重-時間線図 (Fig. 7) を見れば明らかである。すなわち、240 h 溶体化処理した試料の荷重変化は、5 hr 溶体化処理した試料とよく一致し、しかもそれ以上に荷重は上昇し、破断時間が長いという違いが認められる。さらに、アルミニウム基地中の銅、マグネシウムの濃度分布をみると、Fig. 9 に示すように、分布範囲が狭く、銅、マグネシウムの均一化もよく進んでいることがわかる。このため、時効処理によってアルミニウム基地はほぼ均一に硬化し、最大荷重の上昇に寄与すると考えられる。

以上のことから、長時間溶体化処理によって衝撃値が上昇したのは、介在物として作用する共晶けい素の球状

Fig. 10 Time-load curves and impact values (I.V./kgf·m/cm²) of AC2B alloy castings solution treated at 525°C (solidification time is 800 sec).

化および銅、マグネシウムの固溶とそれに伴う銅化合物の消滅に大きく影響を受けたためと考えられる。

3.3 共晶融解熱処理の影響

Fig. 10に、525°Cで25 h 共晶融解熱処理して焼入れた直後、および5 h 共晶融解熱処理してから160°Cで5 h 時効処理した試料の荷重-時間線図と衝撃値を示す。共晶融解熱処理直後では、490°Cで240 h 溶体化処理した直後の試料よりも最大荷重は高く、破断時間も長くなっていて、衝撃値は高い。時効処理した試料でも、鑄放し材と比べ破断時間はほぼ同じであるが、最大荷重が高くなっていて、衝撃値は高い。これらの試料の顕微鏡組織をFig. 11に示す。5 h 共晶融解熱処理した試料では、非平衡凝固により晶出した銅化合物を含んだ共晶部分が融解した跡が認められる。しかし、その中に含まれる銅化合物の量は、490°Cで5 h 溶体化処理した試料よりも少なく、銅、マグネシウムの固溶が進んでいることがわかる。また、共晶けい素の丸みの度合いも著しく大きく、490°Cで240 h 溶体化処理しても針状のままであった鉄化合物さえも、棒状や塊状に変化している。25 h 共晶融解熱処理した試料では、非平衡共晶部分の融解組織は少ないだけでなく、共晶けい素の球状化および鉄化合物の形状変化もさらに進んでいる。このように、共晶

Fig. 11 Microstructures of AC2B alloy castings solution treated at 525°C for 5 hr (a) and 25 hr (b) (solidification time is 800 sec).

Fig. 12 Distribution of Cu and Mg concentration in Al matrix of an AC2B alloy casting solution treated at 525°C for 25 hr (solidification time is 800 sec).

けい素の球状化が進んでいることと銅化合物が少なくなっていることは、490°Cで240 h 溶体化処理した場合と同様であり、衝撃値が上昇した要因と考えられる。しかも、鉄化合物は針状ではなく塊状や棒状に変化していることは、共晶融解熱処理材の方が、焼入れ直後の試料からわかるように、衝撃値が少し大きい理由と考えられる。

Fig. 12に、525°Cで25 h 共晶融解熱処理した試料のアルミニウム基地中での銅、マグネシウムの濃度分布を示す。銅、マグネシウム濃度ともに高く、分布の範囲も狭くて、Fig. 9の490°Cで240 h 処理よりも固溶・均一化がよく進んでいることがわかる。このことも、長時間の溶体化処理材よりも衝撃値が高くなった理由の一つであろう。

4. 結 言

凝固時間が長く T6 処理効果の小さい AC2B 合金鋳物の強度を向上させると共に、その要因を明らかにするため、長時間溶体化処理と共晶融解熱処理の影響を、衝撃

試験、顕微鏡組織の変化、銅、マグネシウムの固溶・均一化から調べて検討した結果、以下のことがわかった。

(1) 通常の条件の490°Cで5 h 溶体化処理しても、銅、マグネシウムの固溶はあまり進まず、銅化合物は多く残っているのに対して、長時間溶体化処理または共晶融解熱処理を施すと、銅化合物はよく固溶して残ってえず、銅、マグネシウムはほぼ均一となった。

(2) 共晶けい素は、通常の条件で溶体化処理しても、鋳放し材とほとんど変わらず、先端が鋭いまの片状であるのに対して、長時間溶体化処理または共晶融解熱処理すると先端に丸みを帯び、よく球状化していた。

(3) 鉄化合物は、490°Cで5~240 h 溶体化処理しても、鋳放しのままと同じ針状であるのに対して、525°Cで共晶融解熱処理すると、棒状、塊状へと大きく形状が変化した。

(4) 以上のことから、通常の条件で溶体化処理した T6 材の衝撃値が上昇しないのは、銅、マグネシウムの固溶・均一化および共晶けい素の球状化が遅いことと、銅、マグネシウム濃度が部分的に高く、脆くなっているためと考えられる。

(5) これに対して、長時間溶体化処理または共晶融解熱処理すると、そのいずれもがよく進み、衝撃強さが上昇したと考えられる。また、共晶融解熱処理したときには、鉄化合物も針状から短い棒状または塊状へと変化したことも衝撃値が上昇した理由の一つと思われる。

参 考 文 献

- 1) K. J. Oswalt and M. S. Misra: *Trans. AFS*, **88** (1980), 845.
- 2) アルミニウム鋳物技術委員会編：“アルミニウム合金鋳物の実体強さ”，軽金属協会，(1980).
- 3) 堀田，猿木，中村：軽金属，**37** (1987)，478.
- 4) E. M. Passmore, M. C. Fleming and H. F. Taylor: *Trans. AFS*, **66** (1958), 96.
- 5) 清水，栗野，中村：軽金属，**38** (1988)，202.
- 6) 日本金属学会編：金属便覧（改訂4版），丸善，(1982)，501.