研究論文

AC4CH 合金鋳物の熱処理と機械的性質

古閑 正明*・大西 脩嗣*・飯塚 康夫*
鷹合 徹也**・中山 栄浩**

Heat treatment and mechanical properties
of AC4CH aluminum casting alloy

Masaaki KOGA*, Nobuaki OHNISHI*, Yasuo IIZUKA*
Tetuya TAKAAI** and Yoshihiro NAKAYAMA**

The solution treatments at relatively higher temperatures promoted the spheroidization of eutectic silicon and the consequent improvement of 0.2% proof stress and tensile strength. The elongation and absorbed energies fell with the solution treatment time. The largest tensile strength and proof stress were obtained in the aging time range between 720 and 1080 ks when the aging temperature was 418 K. The mechanical properties of AC4CH were proved to be attributable to the spheroidization and the coalescence of eutectic silicon in the solution treatment at higher temperature for shorter time.

Keywords: AC4CH aluminum casting alloy, mechanical properties, solution treatment, eutectic silicon, impact strength

(Received September 3, 1992)

1. 結 言

AC4CH 鋳物合金は Al-Si 系合金を基本に、Mg を少量含み、Al-Mg₂Si 擬二元系に基づく Mg₂Si 系金属間化合物の時効処理に伴う析出とともに強度の向上が得られるものであるが、その強化、靱性に関しては共晶組織やその他の金属間化合物の存在も大きな影響を有するとされている^{1),2)}。したがって、本系合金の特性をさらに改善、向上させる上で、合金成分の問題はもちろん熱処理条件等についてもなお検討の余地が多い。

以上の観点から、本研究では本合金の溶体化処理、時効処理等の熱処理条件について、従来の条件に必ずしも捕らわれない条件を選択して熱処理を行い、引張性質を主とする機械的性質とシャルピー衝撃特性に与える影響について実験を行い検討を加えた。

2. 実験試料および実験方法

2.1 実験試料

実験試料は JIS に規定する AC4CH 鋳物合金であるが、成分的な安定性を考慮し、実際の製造ラインを流れている溶湯から直接採取して実験試料とした。この溶湯 (973 K) をあらかじめ 423 K に予熱し、一定に保った JIS 舟型形状の金型中に大気、室温の条件下で鋳込み、試料採取用インゴットを得た。

試験片はインゴットから切出した、切出し位置および試験片サイズを Fig. 1 にまとめて示す。また、鋳込んだインゴットの分析値を Table 1 に示す。本実験では Mg および Fe 分を比較的多めに含む試料(b)を中心に実験を進め、試料(a)に関する実験結果は主に比較、参考の対象とした。したがって、以下で特に断らない限り試料(b)で得た実験結果を報告するものとする。

* 日立金属(株)熊谷工場 (熊谷市)。Kumagaya Works, Hitachi Metals Ltd. (Kumagaya-shi, Saitama)。

** 山梨大学工学部 (甲府市)。Faculty of Engineering, Yamanashi University (Koufu-shi, Yamanashi)。

Fig. 1 Shape and dimension of the test piece.

Table 1 Chemical analysis results of the applied specimens

(mass%)							
Element	Si	Mg	Fe	Ni	Zn	Ti	Sr
(a)	7.09	0.30	0.08	0.01	—	0.09	76 ppm
(b)	7.19	0.37	0.11	—	0.01	0.10	87 ppm

2.2 実験方法

本実験における試験片の機械的性質の測定は主にインストロン型の万能試験機を用いて行い、別に計装化されたシャルピー試験機による吸収エネルギーの計測を行った。引張試験に際しクロスヘッド速度を、0.5 mm/min (初期ひずみ速度 4.6×10^{-4} /s) とした。

熱処理条件のうち溶体化温度として標準的な溶体化温度である793 Kより50 K高温の843 Kを選び、一部参考のため853 K, 863 Kの条件についても合わせて調査した。一方、溶体化処理時間は、0, 0.9, 1.8および3.6 ksを選んだ。時効処理温度はより析出物の微細化を促進させるため418 Kを選択し、時効時間は0~1440 ksまでとした。以上の時間条件のうち溶体化処理時間0 ksについて以下に説明する。あらかじめ設定温度に保たれた炉内に試料を挿入すると、炉温は一たん低下するが、再び設定温度に回復する。この設定温度まで回復した時点でただちに水 (273 K) 焼入れを行い溶体化処理を終えるが、以上の経過で溶体化処理した場合これを溶体化時間0 ksと規定した。その他の溶体化処理時間は設定温度まで回復した後、水冷するまで保持した時間を示す。

Fig. 2 Differential thermal analysis curve of AC4CH.

3. 実験結果および考察

3.1 AC4CH 合金鑄物の熱処理

Al-Si 2 元系合金では、溶体化処理温度843 Kはその共晶温度850 Kの直下の温度であり、温度制御の状況によっては共晶融解を生ずる恐れがある。また Mg の含有量はわずかであるが、実測によって供試材の共晶温度⁶⁾を確認するため示差熱分析を行い、特に溶体化処理の温度制御には留意した。Fig. 2 は、この結果を示したものである。この点中村ら^{7), 8)}は明確に固液共存域を溶体化処理温度として選び、共晶 Si 形状への影響を配慮し実験を行っているが、本実験では、熱処理温度が共存域に入ることを意識的に避け実験を進めた。ここで、溶体化処理条件を843 K, 0~108 ksに変化させた場合の光学顕微鏡による組織を Fig. 3 に示す。共晶温度以下にもかかわらず10.8 ks 以上保持すると、局部融解いわゆるバーニングが発生することが認められた。

3.2 熱処理と機械的性質

3.2.1 熱処理と引張特性

熱処理条件と引張性質、特に耐力、引張強さおよび伸び等との関係について検討した。Fig. 4 は0.2%耐力の測定結果について溶体化処理時間をパラメータとして示したものである。時効時間とともに耐力は連続的な増大を見せ、特に時効時間30 ks 以上で顕著な増大を示した。熱処理に伴う耐力増加のピーク値は、時効時間720~1080 ks の間にあり、溶体化処理直後の値に比較して約100%の強化を見せた。

溶体化処理時間として0, 0.9, 1.8, 3.6 ks の4種類を選んだが、溶体化時間の影響は明確には見られなかった。耐力は時効時間1440 ks 以上でさらに溶体化処理時間の影響が小さくなる傾向が認められた。これは長時間の時効の進展で Al+Si+Mg₂Si の安定組織に近づくことに

Fig. 3 Microstructures of AC4CH solution treated at various time.

(a) 843 K-0 ks, (b) 843 K-3.6 ks, (c) 843 K-7.2 ks, (d) 843 K-10.8 ks.

Fig. 4 Effect of aging time on yield stress.

よると思われる。

以上の変化に対する試料(a), (b)の差の影響は明確でないが、铸造状態ならびに溶体化処理直後の耐力はMg, Fe濃度のわずかに高い試料(b)で約30%高い値を示した。

時効処理に伴う金属間化合物等の析出が電気抵抗の変化と直接的に対応することはよく知られている。Fig. 5はFig. 4に時効処理に伴う電気比抵抗比の変化を加えたものである。試験片の形状、寸法等の影響を除くために、273 K(氷水中)での電気比抵抗 ρ_{273} と77 K(液体窒素中)での電気比抵抗 ρ_{77} の比で評価した。 ρ_{273}/ρ_{77}

Fig. 5 Effect of aging time on electrical resistance ratio.

Fig. 6 Effect of aging time on tensile strength.

の比が大きくなると電導度が向上することを意味する。比抵抗比の変化は、耐力の増大とよく対応しており、耐力の増大のかかなりの部分は時効に伴う Mg_2Si 析出と直接的に対応しているものと思われる。

Fig. 6に溶体化処理時間をパラメータに引張強さと時効時間との関係を示す。耐力とは対照的に、引張強さの変化には溶体化処理時間の影響が示された。溶体化処理直後の値は、時間の長いもののほど低い値を示し、耐力では見られなかった違いが認められた。引張強さで差が見られることは溶体化処理時間の影響が降伏後のひずみ硬化、あるいは伸びの挙動に表われていることを示唆するものであるが、時効の進展後も引張強さは溶体化処理時間の長い試料ほど低い値を示す傾向を見せた。溶体化処理直後の引張強さは、铸造状態との比較では約30%程強化され、時効の進行とともにさらに強化がすすむが、特に時効時間36 ks以上で顕著であった。耐力と同様、時効時間720~1080 ksの間にピークが見られた。

Fig. 7は同じく溶体化処理時間をパラメータとし、時効処理と伸びの変化を示したものである。伸びの変化には溶体化処理時間の影響が顕著に見られ、特に時効時間の初期~100 ksの間で影響が顕著であった。溶体化処理時間が1.8 ks, 3.6 ksと長い場合溶体化処理直後の伸びが

Fig. 7 Effect of aging time on elongation.

Fig. 8 Effect of aging time on vickers hardness.

すでに鑄造状態の値より低く、400 ks以上の時効で溶体化処理時間の影響がほとんど見られなくなり、その値は4%程度の値にまで低下した。しかしながら、時効時間がそれ以上伸びるとわずかに伸び値は増大する傾向を見せた。時効時間の延長とともにさらに、溶体化処理時間0 ksの試料で、時効の進行とともに一時的に伸びの増大が見られるが、1080 ksで溶体化直後の値より低い伸び値を示した。伸び値に対する成分濃度の影響は比較の明らかで、試料(a)は同一条件の(b)より10~20%高い伸び値を示した。

Fig. 8に溶体化処理後の時効処理による硬さの変化を示した。溶体化処理時間の影響は明らかでないが、いずれの試料においても時効時間の延長とともに硬さが増大する傾向にあり、約200 ksの時効で溶体化処理直後の値より30%程度の硬化が認められた。

溶体化処理時間と時効の進展に伴う強化の割合(溶体化処理直後の引張強さと、最大引張強さとのピーク値との比)について、溶体化処理時間との関係でFig. 9にまとめて示した。引張強さの増大割合は、溶体化処理時間にほぼ直線的な対応を示した。結果的には Mg_2Si の固溶量あるいはその析出量と関係するものと思われるが、その他の組織の変化についても考えねばならない。しかし、強化の割合とは対照的に引張強さ自体は、溶体

Fig. 9 Effect of solution treatment time on strengthening ratio by aging.

Fig. 10 Load-Displacement diagram.

化処理時間の長いものほど低い値を示した。

以上の引張性質の変化について得られた各試料の見かけの応力-ひずみ曲線に基づいて考えてみる。Fig. 10は、得られた代表的な応力-ひずみ曲線をまとめて模式的に示したものであるが、いずれも破断に至るまで塑性不安定の傾向は認められなかった。溶体化処理時間の長い試料で伸び値が相対的に低く、結果的にひずみ硬化が十分に進まず低い引張強さとなったものと思われる。溶体化処理時間の長い試料では組織の粗大化等が起こり、破断のきっかけを増やし、伸び値および引張強さの低下につながったものと思われる。

溶体化処理直後の両試料(a), (b)の強化は時効時間0 ks比較すると、ほとんど差が見られず過飽和固溶状態での引張強さは合金成分の濃度差に対して比較的鈍感であり、また時効の進展過程についても同様であった。

3.2.2 熱処理とシャルピー衝撃破断特性

熱処理とシャルピー衝撃値(吸収エネルギー)との関

Fig. 11 Effect of aging time on absorbed energy.

Fig. 12 Effect of aging time on maximum load.

係を Fig. 11 に示す。図に見られるように、シャルピー衝撃値は伸びの変化と比較的よく対応している点が注目される。特に時効の初期 (3.6~7.2 ks) にピーク値を示した後は時効時間の延長とともに低下を示し、また溶体化処理時間の延長に伴う吸収エネルギーの低下傾向も顕著であった。参考までに溶体化処理温度を 880 K, 890 K に選んだ場合についても実験を行ったが、その結果は時間を延長した場合と類似の効果を示し、同時に吸収エネルギーの低下傾向を示した。温度の高い場合には光顕組織の観察が 580 K で 7.2 ks, 590 K では 0 ks で部分的な共晶融解、またはこれに近い状態の発生を確認している。

一方、衝撃破壊の際の最大荷重の時効処理に伴う変化を Fig. 12 に示す。結果によると、最大荷重 L_{max} は引張強さと同様に、時効時間 (対数スケール) と共に直線的な増大を見せ、溶体化処理直後の値もいずれも铸造状態より高い値を示す。引張強さとの変化と類似していることはある意味では L_{max} の特色を示していると言えるが、衝撃破断に伴う変位は時効処理の進展に左右され時効時間の延長、特に 7.2~18 ks 以上でき裂の伝播と関連する変位に大きな低下が見られ、部位に対する L_{max} の低下率も大きく、不安定な破断様相を示す傾向が見られた。

3.2.3 熱処理と共晶組織

溶体化処理温度を 853 K, 863 K にした場合について

Fig. 13 A circle ratio coefficient of eutectic Si.

も実験を行った。その結果は時間を長くとした場合と類似の傾向を示し、顕著な吸収エネルギーの低下をもたらした。このように溶体化温度が共晶温度に接近してくると、結果的には Fig. 3 との関連で説明したように、光顕組織の観察で共晶融解の傾向が明確に認められ、引張試験でもシャルピー衝撃試験でもこの共晶融解部分を起点とし破断することを確認した。

前述のように時効時間とともに比抵抗の連続的な増大がみられ、時効処理に伴う析出および析出量の増加を示唆する結果を得たが、光顕組織、XMA による調査では Mg_2Si の析出を定量的に把握することができなかった。しかし、熱処理条件と共晶組織との関係については、引張特性に関連してある程度の相関関係を示唆する結果を得ている。Fig. 13 に熱処理条件と共晶 Si の円形度係数および平均面積との関係など示した例で代表例をヒストグラムで示した。

円形度係数の比較によると、813 K 溶体化処理で円形度係数 1 以上のものが約 5.4% であるのに対し、843 K のものでは 19.5% に増加し、溶体化処理温度が高くなると、共晶 Si の球状化が進行していくためと考えられる。また円形度係数の平均で比較してみても 813 K が 0.597 であるのに対し、843 K は 0.673 であり、一方、最小値を比較してみると、813 K で 0.084, 843 K の場合は 0.034 であり、共晶 Si の球状化の進行が確認できる。

時効処理時間との関係で見ると、処理時間の経過とともに (360 ks) 共晶 Si の球状化がわずかに進行する傾向が認められるが、溶体化処理時間の影響ほど明確でなかった。

4. 結 言

(1) 溶体化処理条件843 K, 0 ks で引張強さおよび耐力は、時効時間720~1080 ks (時効温度418 K) でピーク値を示した。

(2) 時効時間と耐力の関係と、時効時間と電気比抵抗の関係には相互により対応性が見られ、耐力の増加の多くは、時効に伴う析出と直接的に対応しているものと思われる。

(3) 溶体化処理条件843 K で伸び値および衝撃値は、処理時間の短い方が良好であった。特に時効時間0~100 ks のときこの傾向が著しく表われた。

(4) 成分濃度の影響は伸びおよび衝撃値に対して比較的明らかであり、Mg, Fe の低い(a)は(b)と較べて10~

20%良好な結果を得た。

(5) 円形度係数の比較によると、溶体化処理温度813 K より843 K の方が共晶 Si の球状化が進行した。

参 考 文 献

- 1) 土田 信, 吉田英雄: 軽金属, **39** (1989), 587.
- 2) 藤木俊介, 佃 誠也: 軽金属, **33** (1983), 712.
- 3) 大堀紘一: 軽金属, **38** (1983), 748.
- 4) 村上陽太郎: 軽金属, **38** (1989), 364.
- 5) 矢島悦次郎他: 機械・金属材料, 丸善, (1979).
- 6) 小林俊郎, 新家光男: 軽金属, **41** (1991), 398.
- 7) 清水吉広, 中村元志ほか: 軽金属, **38** (1988), 202.
- 8) 清水吉広, 中村元志ほか: 軽金属, **40** (1990), 409.
- 9) 上野剛宏, 鷹合徹也ほか: 軽金属学会第80回春期大会講演概要 (1991).
- 10) 上野剛宏, 鷹合徹也ほか: 軽金属学会第81回秋期大会講演概要 (1991).
- 11) 清水吉広, 栗野洋司ほか: 軽金属, **40** (1990), 188.