Al 合金鋳物の疲労特性に及ぼす溶体化時間の影響[†]

皮籠石 紀 雄* 大 浦 晋一郎** 安 達 充***
前 田 義 和* 近 藤 英 二****

Effect of Solution Treatment Time on Fatigue Properties of Al Cast Alloy

by

Norio KAWAGOISHI*, Shin-ichiro OHURA**, Mitsuru ADACHI***,
Yoshikazu MAEDA* and Eiji KONDO****

Rotating bending fatigue tests were carried out for a squeeze cast Al alloy, AC4CH-T6, to investigate the effects of solution treatment time on microstructure, static mechanical properties and fatigue strength. The solution treatment conditions selected were treatment times of 15, 30, 70, 240 and 480min at the same temperature of 545 °C. With increase in the solution treatment time, a eutectic Si particle was spheroidized and dispersed. Although 0.2% proof strength and tensile strength were increased by change in the treatment time from 15min to 70min, the effects of solution treatment time over that time on these strengths were hardly observed. Fatigue strength was slightly increased with increase in the treatment time. That is, effect of the treatment time on fatigue strength was very small in comparison with the change in microstructure by the treatment time. A crack initiated in α phase or from a eutectic Si particle irrespective of the treatment time. The increase in fatigue strength was mainly caused by the increase in the crack initiation life which was related to changes in the hardness of α phase and the shape of a eutectic Si particle by the treatment time. The suitable treatment time at the temperature of 545 °C was around 70min from the view points of mechanical properties and practical application.

Key words : Squeeze cast Al alloy, AC4CH-T6, Solution treatment, Fatigue strength, Spheroidized eutectic Si particle, Crack initiation, Crack propagation

1 緒 言

高い比強度をもつ Al 合金を各種機器用材料として使用すれば、軽量化が可能で、しかもリサイクル性にも優れているので環境負荷低減に有効であり、それを長期使用すればその効果はさらに増大する。加えて、その鋳造材の場合、低価格化も可能である。このような優位性から、Al 合金鋳物は各種部材へ適用されてきたが、最近はさらにその使用が増加している。この背景には、従来の Al 合金鋳物は、鋳物特有の各種欠陥のため強度に関する安全性や信頼性が問題になっていたが、溶湯鍛造法^{1)~3)}を初めとした鋳造技術の向上やショットピーニング等各種表面処理法^{4)~7)}により展伸材と同等の強度特性を実現できるようになってきたことも大きい。しかし、材料の強度特性のさらなる改善への要求は強くなっており、Al 合金鋳物においても同様である。Al 合金鋳物の強度特性に及ぼす影響因子には、鋳造欠陥の他に、2 次デンドライトアーム間隔や共晶 Si の寸法、分布等の微視組織があり、それらは鋳造法や添加元素に加え熱処理に大きく影響される^{8), 9)}。そのため、Al 合金鋳物の疲労特性に及ぼす微視組織の影響に関する研究は多数報告されているが、検討課題は少なくない。例えば、溶体化条件を変えることにより共晶 Si の形状や分布状態は大きく変化するが^{10), 11)}

それによる疲労強度、特に、き裂の起点となることが多い共晶 Si の形状や分布の違いによるき裂発生挙動への影響は必ずしも明らかではない。

そこで本研究では、欠陥が少なく組織が微細化できることから、その静強度および疲労特性は展伸材のそれらと遜色ない溶湯鍛造法^{12)~16)}で鋳造した Al 合金鋳物 AC4CH-T6 を対象に、組織、静的な機械的性質および疲労特性に及ぼす溶体化時間の影響について検討した。なお、溶体化を含む熱処理時間は、製品の品質のみならず、コストにも大きく影響するためその最適化は実用上重要な検討課題である。

2 材料、試験片および実験方法

用いた材料は Al 合金鋳物 AC4CH である。化学成分 (mass%) は、7.02Si, 0.08Fe, 0.37Mg, 0.12Ti, Bal. Al である。素材を、溶湯温度 720 °C、鋳造圧力 35MPa の条件下で溶湯鍛造法により鋳造後、温度 545 °C と一定として、5 種類の時間 15, 30, 70, 240 および 480min で溶体化処理を行った。そしてその後すべての材料に 180 °C、120min の時効処理を行った。以下では、上記溶体化時間を変えた材料をそれぞれ、時間を付して記述する (例：文中では 15min 材、図表では ST15min)。

Fig. 1 に試験片の形状と寸法を示す。試験片は、表面

[†] 原稿受理 平成 23 年 3 月 22 日 Received Mar. 22, 2011 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 鹿児島大学大学院理工学研究科 〒890-0065 鹿児島市郡元, Dept. of Mech. Eng., Kagoshima Univ., Korimoto, Kagoshima, 890-0065

** 鹿児島大学大学院理工学研究科 〒890-0065 鹿児島市郡元, Dept. of Mech. Eng., Kagoshima Univ., Korimoto, Kagoshima, 890-0065

*** 宇部興産ホール(株) 〒755-0057 宇部市藤曲, Ube Industries LTD, Fujimagari, Ube, 755-0057

**** 鹿児島大学工学部機械工学科 〒890-0065 鹿児島市郡元, Dept. of Mech. Eng., Kagoshima Univ., Korimoto, Kagoshima, 890-0065

き裂の発生と伝ば挙動の観察を容易にするため浅く鈍い円周切欠きが加工してあるが、この切欠きによる応力集中係数は1.04であり、ほぼ平滑材とみなしてよい。試験片表面は、機械加工後エメリーペーパーで研磨し、さらに電解研磨で約 $20\mu\text{m}$ 除去し最終仕上げとした。疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機 ($15\text{N}\cdot\text{m}$) を用い、室温、大気中で行った (疲労強度は日常の大気中であっても、その時の湿度により大きく影響される。¹⁷⁾ Al 合金の疲労強度に及ぼす湿度の影響を調べたこれまでの研究によると、その影響は相対湿度 60% 程度以下であれば非常に小さいので、^{18)~21)} 本実験ではそれより高湿度下での実験は行っていない)。疲労過程における試験片表面の連続観察およびき裂長さの測定はレプリカ法で行った。き裂長さは試験片表面に沿う円周方向長さとして定義した。また、硬さの測定はマイクロビッカース硬さ計 (試験力 0.5N) を、破面の観察は SEM を用いて行った。

3 実験結果および考察

3・1 微視組織および静強度特性に及ぼす溶体化時間の影響

Fig. 2 に溶体化時間が異なる各材の組織写真を示す。溶体化時間が長くなるに伴い共晶 Si は球状化し、その分布は均一になるが 70min を超えるとやや粗大化する傾向がある。

Table 1 に各材の機械的性質を示す。溶体化時間が 15min から 70min と長くなると、0.2% 耐力、引張強さ共に高く、また伸びも大きくなる。その後は時間が長くなってもこれらの特性値は、伸びを除いてほぼ一定になる傾向がある。このような機械的性質の変化は、70min までに、溶体化処理による成分の均一化がほぼ完了し、それより長くなっても析出硬化の変化が小さいことと、共晶 Si の分布にも差異はないことに起因していると考えられる。

3・2 疲労特性に及ぼす溶体化時間の影響

Fig. 3 と Fig. 4 に、各材の $S-N_f$ 曲線と負荷応力を引張強さで基準化した σ_a/σ_B-N_f 曲線をそれぞれ示す。疲労強度は 15min 材が最も低く、時間が長くなると高くなる傾向があるが、ばらつきが有り、強度差は顕著ではない。特に静強度差を考慮した場合、材料間の差異は非常に小さい。しかし、疲労強度の差が静強度差に対応する

Table 1 Mechanical properties.

Solution treatment time (min)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)
15 (ST15min)	227	302	5.2
30 (ST30min)	237	313	6.6
70 (ST70min)	240	322	10.4
240 (ST240min)	244	323	13.9
480 (ST480min)	246	323	12.5

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_B : Tensile strength

δ : Elongation (%)

Fig. 1 Shape and dimensions of specimen.

(a) ST15min

(b) ST30min

(c) ST70min

(d) ST240min

(e) ST480min

Fig. 2 Microstructures.

Fig. 3 $S-N_f$ curves. Fig. 4 σ_a/σ_B-N_f curves.

としても、疲労特性改善法を検討するためには、疲労寿命だけでなく、それを構成するき裂の発生寿命と伝ば寿命では溶体化時間あるいは組織の影響は異なることも考えられるので、このことを明確にする必要があり、それらをもとにより効果的な溶体化条件を選ぶことが重要である。

Fig. 5 に、各材のき裂伝ば曲線を 2 種の応力の場合について示す。同図には、破断寿命 N_f を基準とした図も示してある。 $a-N/N_f$ 曲線からわかるようにすべての材料で、き裂発生は応力繰返し早期であるが、材料と応力により発生時期は異なり、低応力の結果で明確のように溶体化時間が長い方が遅くなる傾向がある。これに対しき裂伝ば速度は $a-N$ 曲線の傾きからわかるように、15min 材で大きいもののそれ以外の材料間での差異は小さい。なお 480min 材において、数百 μm 付近にき裂伝ばの急な加速がみられるが、これは大きなき裂が合体したためである。以上のことから、Fig. 3 で認められた疲労寿命に及ぼす溶体化時間の影響は主として、き裂発生において生じたものといえる。なお、 $\sigma_a = 150\text{MPa}$ の場合 240min 材においてき裂長さが 100 μm 前後でき裂伝ばの停滞がみられる。これは後に示すき裂伝ばの連続観察 (Fig. 6 (d)) からわかるように、独立に発生した二つのき裂が干渉しながら伝ばしたためである。また、15min 材においてき裂伝ば速度が他の材料に比べてわずかに大きくなったのは、不完全な溶体化に起因した低い析出硬化が原因として考えられる。

(a-1) $a-N$ curves (a-2) $a-N/N_f$ curves(a) $\sigma_a=180\text{MPa}$ (b-1) $a-N$ curves (b-2) $a-N/N_f$ curves(b) $\sigma_a=150\text{MPa}$

Fig. 5 Crack growth curves.

Fig. 6 は, $\sigma_a = 150\text{MPa}$ における各材の応力繰返しに伴う試験片表面の疲労被害を示すレプリカ写真である (図中矢印: き裂先端). また Fig. 7 は, Fig. 6 と同じ試験片でき裂が長くなったときの状態であり, き裂の伝ば経路および形態を示している (この場合図中の矢印は, き裂と組織の模様との区別を容易にするために付したものである). き裂は, これまで報告した溶湯鍛造材の結果と同様に, 共晶 Si を起点とする場合^{12)~14)}と α 相内で発生する場合がある. したがって, き裂発生は共晶 Si の形状, 寸法と分布や α 相内の析出物等の組織の影響を受けることになる. 実際, 共晶 Si が分散あるいは球状化している長時間の溶体化材の方がき裂発生は遅い傾向がみられた. これに対し, き裂伝ば経路は, すべての材料において共晶 Si の集合部を横切る場合が多く, 一部それに沿って伝ばする場合があり, またき裂形態も時効材特有

の直線的で, 溶体化時間の相違による組織の影響は確認できない. そこで, き裂発生がどのように組織の影響を受けたのかを明らかにするため, 組織の影響がより明確になると考えられる低応力の $\sigma_a = 150\text{MPa}$ における結果 (応力が高くなると, Fig. 5 (a)でもわかるように, き裂は応力繰返しの早期に発生し, 組織の影響は相対的に小さくなる) について, き裂の起点部をさらに詳細に調べた.

Fig. 8 は, 各材のき裂発生部のレプリカによる拡大写真である (図中矢印: き裂). また Fig. 9 は, き裂発生箇所の破面写真であり (図中矢印: き裂発生箇所), 表面観察では確認できない内部の組織とき裂の起点との関係を調べたものである. これらの図より, 前述したき裂の発生は α 相内の場合 (30, 480min 材) もあるが, 共晶 Si を一端とする場合 (15, 70, 240min 材) もあることが確認され, Si 粒がき裂発生に影響していることが推定

Fig. 6 Change in surface state of specimen due to stress repetitions ($\sigma_a = 150\text{MPa}$, $\leftrightarrow$ Axial direction, $\Rightarrow$ Crack tip).

Fig. 7 Morphology of crack ($\leftrightarrow$ Axial direction, $\Rightarrow$ Crack). Fig. 8 Enlarged photos of crack initiation site ($\leftrightarrow$ Axial direction, $\Rightarrow$ Crack).

Fig. 9 Fracture surfaces of crack initiation site.

される。すなわち、き裂発生には主として、 α 相の強度に加えて応力集中源としての共晶 Si の形状が影響することと考えられる。そこで、各材の α 相の硬さを測定した。

Fig. 10 に、各材のビッカース硬さ HV と溶体化時間

Fig. 10 Vickers hardness in α phase, N_f and N_i at $\sigma_a = 150$ MPa against to solution treatment time.

の関係を示す。同図には、応力一定 ($\sigma_a = 150$ MPa) における各材の疲労寿命 N_f およびき裂発生寿命 N_i も示してある。ここで、き裂発生寿命 N_i は、き裂長さが 0.01 mm になったときの繰返し数とした。 α 相の硬さは、Table 1 に示した静的な機械的性質と同様に、溶体化時間が 15 min から 70 min になると大きくなるが、それ以上の時間ではほぼ一定である。しかし、き裂発生は溶体化時間が長い方が遅くなる傾向があり、 α 相の硬さが一定となる結果とは対応しない。これは、き裂発生箇所の強度は同じであっても、共晶 Si の球状化が進んだ方が応力集中が小さくき裂は発生しにくくなることに起因していると考えられる。ただ鋳造材の場合、共晶 Si の形状、分布状態および硬さにばらつきがあるので、このことを明確に

Fig. 11 Fracture surfaces.

Fig. 12 S- N_f curves.

するには多くの試験片による評価が必要である。

Fig. 11 は、各材の試験片内部（き裂深さが 0.3mm 前後）における破面写真である。いずれの材料でも、小さな畝状の模様とストライエーション、そして共晶 Si が関係した破面（破面写真中の小さな粒子や逆にそれが脱落した部分）である。そしてき裂は主として α 相内を伝ばし、共晶 Si の集合部を横切って破壊に至ったことを示しており、表面観察結果と同様、破壊機構においても組織の相違による影響は確認されない。

以上の結果から、静的な機械的性質と疲労強度および実用的観点から、溶体化温度が 545°C の場合、溶体化時間を 70min 程度以上にしてもあまり有効でないといえる。

ところで緒言でも述べたように、溶体化条件の最適化は材料の静的な強度、延性や疲労強度に加え、コスト等の実用的観点からも重要である。特に、溶体化時間を短くすることは、コスト削減の上で有効である。そこで、溶湯鍛造材の代表的な溶体化条件として知られている 535°C、150min（時効条件：160°C、150min、引張強さ

308.6MPa、伸び 11.0%）の場合と、今回主として検討した 545°C 下で良好な静強度と疲労強度が得られ、しかも溶体化時間が短い 70min 材の結果を比較する。

Fig. 12 に、535°C、150min 材の場合と 545°C、70min 材の S- N_f 曲線を示す。平均的な疲労寿命を比較すると、70min 材は短い溶体化時間ながら、その疲労強度は 535°C で 150min の溶体化処理した場合と同等もしくはそれ以上の値を示している。前述のように、厳密にはばらつきも考慮した評価が必要であるものの、実用上有効な鋳造法といえる。

4 結 言

溶湯鍛造した Al 合金 AC4CH-T6 の、組織および疲労特性に及ぼす溶体化時間の影響について検討した。溶体化温度は 545°C と一定にし、時間を 15、30、70、240 および 480min の 5 種類に変化させた。主な結果をまとめると以下の通りである。

- (1) 溶体化時間が長くなると、共晶 Si は球状化し均一に分散するが、70min を超えるとごくわずかではあるが粗大化する。
- (2) 溶体化時間が 15min から 70min と長くなると、0.2% 耐力、引張強さ、さらに α 相のビッカース硬さは高くなるが、その後は時間が長くなってもこれらの特性値はほぼ一定になる。ただし、伸びは 70min を超えて長くなるとさらに向上する。
- (3) 溶体化時間が長い方が疲労寿命は長くなる傾向がある。
- (4) 溶体化時間は、主としてき裂発生寿命に影響する。
- (5) 溶体化時間が 70min 以上では、き裂伝ば速度に対する時間の影響は小さい。
- (6) き裂は、溶体化時間と関係なく、 α 相内あるいは共晶 Si を起点とし、 α 相内を伝ば、その後共晶 Si の集合部を横切りながら成長、破断した。

参 考 文 献

- 1) Y. Kaneko, H. Murakami, K. Kuroda and S. Nakazaki, "Squeeze casting of aluminum", Foundry Trade Journal, Vol.28, pp.397-411 (1980).
- 2) G. Williams, "Squeeze form combines casting with forging", Foundry Trade Journal, Vol.32, pp.66-70 (1984).
- 3) N. Kawagoishi, H. Nisitani and T. Tsuno, "Effect of heat treatments on the fatigue crack growth properties of an aluminum casting alloy (Rotating bending of squeeze cast aluminum alloy AC4CH)", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.55, No.516, pp.1733-1739 (1989).
- 4) N. Kawagoishi, N. Yamamoto, H. Hirose, H. Nisitani, M. Goto and E. Kondo, "Influence of shot peening on fatigue strength of squeeze cast aluminum alloy", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.67, No.656, pp.726-731 (2001).
- 5) K. Masaki, Y. Kumagai, Y. Ochi, T. Matsumura and T. Hamaguchi, "Influence of shot peening treatment on high-cycle fatigue properties of degassing processed AC4CH aluminum alloy", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.54, No.12, pp.1255-1261 (2005).
- 6) L. Li, A. Yamamoto, T. Hishida, H. Syouyama, T. Hara, T. Yamanishi, S. Fukumoto and H. Tsubakino, "Microstructures and wear property of surfaces on plasma nitrided AC4C and AC9B aluminum alloys", Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol.56, No.10, pp.527-532 (2006).
- 7) H. Hara, H. Toda, T. Kobayashi, K. Uesugi and D. Sugiyama, "3D Visualization of micro-defect and fatigue characteristic in flow-formed aluminum casting alloy", Proceedings of Japan Institute of Light Metals, pp.129-130 (2006).
- 8) H. Egashira, M. Niinomi, T. Kobayashi and S. Kawamura, "Effects of metallurgical factors on the fatigue crack propagation characteristics in high-purity Al-Si casting alloys", Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol.39, No.12, pp.878-885 (1989).
- 9) Y. Irinouchi, H. Toda, T. Sakai, T. Kobayashi and L. Wang, "Improvement of mechanical properties by high temperature solution treatment in an AC4CH aluminum cast alloy", Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol.5, No.4, pp.159-163 (2005).
- 10) S. Kumai, J. Hu, M. Ishikura, Y. Higo and S. Numomura, "Effects of sodification on tensile properties in SiC particulate-reinforced cast aluminum alloy composites", Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol.44, No.4, pp.222-228 (1994).
- 11) S. Kumai, J. Hu, Y. Higo and S. Numomura, "Effects of sodification structure on fatigue crack growth in AC4CH cast aluminum alloys", Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol.45, No.4, pp.198-203 (1995).
- 12) N. Kawagoishi, H. Nisitani, T. Toyohiro, N. Yamamoto and T. Tsuno, "Effect of microstructures on the crack growth behavior of small fatigue cracks in squeeze cast aluminum alloys", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.60, No.570, pp.358-363 (1990).
- 13) K. Shiozawa, S. Nishino, Y. Higashida and S. Sun, "Small fatigue crack growth behavior and fatigue strength of squeeze cast aluminum alloy", AC8A-T6 and AC4C-T6, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.60, No.51, pp.663-670 (1994).
- 14) M. Goto, S. Han, T. Yamamoto, H. Nisitani, N. Kawagoishi and T. Matsui, "Statistical characteristics on the microcrack growth behavior of a squeeze cast Al alloy", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.51, No.9, pp.1023-1029 (2002).
- 15) N. Kawagoishi, H. Nisitani and T. Tsuno, "Notch sensitivity of squeeze cast aluminum alloy in rotating bending fatigue", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.56, No.521, pp.10-14 (1990).
- 16) N. Yamamoto, N. Kawagoishi, H. Nisitani, M. Goto and A. Ueno, "Influence of microstructure on the fatigue strength of squeeze cast Al alloy", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.66, No.641, pp.109-115 (2000).
- 17) M. Adachi, Y. Sofuku, N. Kawagoishi, Y. Maeda and E. Kondo, "Effect of hydrogen in molten aluminum and humidity on fatigue properties of squeeze cast Al alloy", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.75, No.756, pp.1090-1096 (2009).
- 18) Haftirman, S. Hattori and T. Okada, "Fatigue strength of aluminum alloys in high humidity environment", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.62, No.597, pp.1140-1145 (1996).
- 19) N. Kawagoishi, T. Fukudome, Y. Nakamura, Y. Ohzono and M. Goto, "Propagation of shear mode crack in age-hardened and extruded Al alloy under ultrasonic loading", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.76, No.767, pp.938-947 (2010).
- 20) N. Kawagoishi, T. Fukudome, K. Kariya, Q. Chen and M. Goto, "Fatigue strength of age-hardened & extruded Al alloy under high humidity (rotating bending and ultrasonic loading)", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.76, No.772, pp.1651-1658 (2010).
- 21) N. Kawagoishi, K. Kariya, Q. Chen, M. Goto and Y. Nakamura, "Growth mechanism of shear mode crack of age-hardened Al alloy", Journal of the Society of Materials Science, Japan, to be submitted.