Influence of Coarsening Treatment on Fatigue Strength and Fracture Toughness of Aluminum Cast Alloy AC4CH

○正 東郷 敬一郎（静岡大工） 岡 政秀（静岡大院）

Keiichiro TOHGO and Masahide OKA

Shizuoka University, 3-5-1, Johoku, Hamamatu, 432-8561

1. 緒 言

鋳造用アルミニウム合金は、成形性がよく、軽量かつ高い機械的特性を有しており、エネルギー・地球環境問題の観点から、種々の産業分野、特に自動車産業分野において用いられている。アルミニウム合金鋳物の応用を更に進めるためには、強度データの蓄積とともに強度特性と合金元素、微視組織、熱処理との関係など、強度特性の解明が重要である。特に、アルミニウム合金鋳物においては、鋳造による引け巣などの鋳造欠陥および共晶 Si 粒子の形態が問題となり、これらの強度特性に及ぼす影響を系統的に明らかにすることが必要であろう⁽¹⁾⁻⁽⁶⁾。

そこで、本研究では、アルミニウム合金鋳物 AC4CH-T6 について、共晶 Si 粒子の Coarsening 処理を施した材料と施していない材料の 2 種類について、引張試験、疲労試験、破壊靱性試験を行い、強度特性、破壊形態に及ぼす Coarsening 処理の影響を調べた。

2. 実験方法

本研究に用いた材料は、アルミニウム合金鋳物 AC4CH（（株）日本軽金属 提供）である。その化学組成を表 1 に示す。材料は舟型形状に鋳込まれた後、530℃で 6 時間の溶体化処理、160℃で 6 時間の時効処理を施してある。実験はこの T6 処理を施したもの（受入れ材）と AC4CH 中の共晶 Si 粒子の形状、粒寸法、分散状況を変えるために 535℃で Coarsening 処理を施したものについて行った。共晶 Si は、Coarsening 処理時間とともに成長し、球状で一様に分散するように変化するが、ここでは、Coarsening 処理時間は 100 時間とし、その後、T6 処理を行った。T6 処理として、受入れ材と同様な硬さが得られるように、530℃で 6 時間の溶体化処理後、170℃で 30 時間の時効処理を行った。以後、受入れ材を N 材、Coarsening 処理材を C 材と呼ぶ。

図 1 は、N 材、C 材の組織観察の結果を示したものである。N 材は典型的なデンドライト組織で、共晶 Si 粒子はデ

ンドライト境界に沿って微細に晶出している。一方、C 材においては、共晶 Si 粒子は成長し、また一様に分散する傾向となっており、デンドライト組織も N 材に比べて不明瞭になっている。

引張試験は、平行部直径 4mm の丸棒試験片に標点間距離 25mm の伸び計を取り付け、0.5mm/min のクロスヘッドスピードで実験を行い、荷重-伸び関係を記録した。疲労試験は、平行部直径 4mm の丸棒試験片を用い、応力比 $R=0.1$ 、繰返し速度 15Hz の正弦波引張荷重で行った。10⁷ 回繰返しても破壊しない試験片は実験を止め、そのときの応力を疲労限度とした。また、破壊靱性試験は、20mm×90mm×4mm の片側き裂試験片を用いて、4 点曲げにより行い、平面ひずみ破壊靱性 K_{IC} 、複数試験片法による弾塑性破壊靱性 J_{IC} を求めた。なお、試験片は舟型インゴットから切り出されたが、インゴットの位置により鋳造欠陥の様子が異なるので、引張試験片および疲労試験片については、下部から切り出したものに対して L、上部から切り出したものに対して U を付け、それぞれ、NL、NU、CL、CU 試験片と呼ぶ。

4. 実験結果及び考察

3.1 引張強度特性

表 2 に引張試験により得られた機械的特性を示す。表より、Coarsening 処理したものが、していないものよりも、0.2% 耐力は若干低めで、引張強さは若干高めとなっており、

Table 2 Mechanical properties of AC4CH-T6

	NL	NU	CL	CU
Young's Modulus (GPa)	70	66	71	66
0.2%Proof stress (MPa)	235.8	240.4	238.7	221.2
Tensile strength (MPa)	297.9	266.0	301.6	292.2
Ductility (%)	7.4	2.0	12.3	13.0

Fig. 2 Longitudinal cross section in the tensile specimen

Table 1 Chemical compositions of AC4CH (mass%)

Material	Si	Mg	Fe	Ti	Sb	Al
AC4CH	6.67	0.36	0.07	0.13	0.10	Bal.

Fig. 1 Microstructure of AC4CH-T6

Fig. 3 S-N curves

Fig. 4 Fracture surface of fatigue crack initiation site

同程度の T6 処理がなされていることがわかる。特に、Coarsening 処理による違いは、破断延性が改善されていることである。また、インゴットからの試験片採取位置の影響は、鑄造欠陥寸法の影響であり、NU 試験片が NL 試験片より低い破断延性を示したのは、破断面に観察された大きな鑄造欠陥によるものである。図 2 は、NL および CL 引張試験片の縦断面の光学顕微鏡による観察結果で、共晶 Si 粒子の破壊過程に及ぼす影響を見たものである。図より、N 材では、破断面は連続した Si 粒子に沿って形成される傾向にあり、低い破断延性の原因の一つであろうと考えられる。一方、C 材では、Si 粒子の分散度が改善されているため、破断延性も改善されたものと思われる。また、C 材においては、Si 粒子の寸法が大きく、破断延性も大きいため、Si 粒子の割れ、はく離等の損傷が多く観察される。

3.2 疲労強度

疲労試験により得られた S-N 曲線を図 3 に示す。図より、有限寿命強度、疲労限度は、Coarsening 処理の有無による差は小さく、むしろ、試験片採取位置の影響が大きいことがわかる。図 4 は各試験片のき裂発生点近傍の SEM 観察結果を示したものである。N 材、C 材に拘わらず、インゴット上部から採取した U 試験片についてはすべての試験片で、図 4(a)に示すような鑄造欠陥より発生しており、また、インゴット下部より採取した L 試験片については、鑄造欠陥、図 4(b)に示すような平坦なファセットから発生している。そこで、鑄造欠陥、ファセットの形状、寸法、面積を測定し、以下の式により、初期欠陥に作用する応力拡大係数範囲を推定した。

$$\Delta K_{I_{max}} = 0.650 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (1)$$

ここで、 $\Delta \sigma$ は作用応力範囲、 $area$ はき裂発生欠陥の破面上での面積である。図 5 は、応力拡大係数範囲と破断繰返し数との関係を示したものである。このようにして評価した材料中の初期欠陥に働く応力拡大係数は欠陥からの疲労き裂発生及び初期のき裂進展に要する繰返し数の支配パラメータになりうるものと思われる。図に示すように、4 種類

Fig. 5 $\Delta K_{I_{max}}$ -N relations

に試験片による結果はほぼ 1 本の $\Delta K_{I_{max}}$ -N 関係になっており、図 3 に見られた S-N 曲線における差異は欠陥寸法による差であることがわかる。また、AC4CH-T6 の Coarsening 処理の疲労強度に及ぼす影響は小さいということがわかる。

3.3 破壊靱性

各材料につき 5 本の試験片を用いて実験を行い、日本機械学会基準 S001 の R 曲線法に準じて弾塑性破壊靱性値

J_{in} を求めるとともに、荷重-変位関係より K_Q も求めた。得られた K_Q は有効な平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} を満足していなかったが、 J_{in} は有効な弾塑性破壊靱性値 J_{IC} の条件を満足していた。表 3 は、各材料の K_Q 、 J_{IC} および J_{IC} から換算した $K_{IC}(J_{IC})$ の値を整理したものである。表より、全ての破壊靱性値は N 材よりも C 材で高く、AC4CH-T6 の破壊靱性値は Coarsening 処理により改善されることがわかる。

図 6 は、各材料の破壊靱性試験後の試験片板厚中央断面における疲労予き裂部と延性き裂進展部の破面形成の様子を観察したものである。図より、疲労き裂進展部の破面は、両材料ともに、極めて平坦であり、疲労き裂の進展経路は共晶 Si 粒子の影響をさほど受けていないことがわかる。このことは、3.2 節の Coarsening 処理は AC4CH-T6 の疲労強度に大きな影響を及ぼさないことと対応している。一方、破壊靱性試験による延性き裂進展部では、引張試験の縦断面観察と同様に、材料による違いが観察される。すなわち、N 材ではき裂進展面が連続した共晶 Si 粒子に沿って形成されているのに対し、C 材では分散した Si 粒子を連結するように形成されており、破面の凹凸は激しくなっている。この観察結果より、3.1 節の引張試験で、Coarsening 処理により破断延性が上昇したのと同様の理由により、破壊靱性も上昇したことがわかる。

Table 3 Fracture toughness of AC4CH-T6

	$K_Q (MPa\sqrt{m})$	$J_{IC} (kJ/m^2)$	$K_{IC}(J_{IC}) (MPa\sqrt{m})$
N 材	25.4	5.43	20.8
C 材	26.4	9.29	27.1

(a) Fatigue crack growth region

(a) Ductile crack growth region

Fig. 6 Longitudinal cross section of fracture toughness specimen