129

先進鋳造アルミ合金の高サイクル疲労特性

電気通信大学	正	○ 越智 保雄	
同上	正	石井 明	
同上 大学院		久保田 祐信	
日立金属 (株)		柴田 良一	

# 1. 諸言

環境への配慮などから自動車の軽量化が必要とされるな かで、それまで使われていた鉄系材料からアルミ合金への置 換が進行しており、高強度で信頼性の高い材料が望まれてい る<sup>[1]</sup>.しかし、従来の鋳造アルミ合金では材料内部に含まれ る多くの欠陥が、疲労強度ならびに信頼性の低下を招いてい るために、これまでにも疲労強度、疲労き裂の発生・進展特 性に関する研究が行われてきた<sup>[2]~[4]</sup>.しかし、内部欠陥や 組織の影響は十分に明らかにされていないと思われる.そ こで本研究では、一般的に用いられている2種類の鋳造アル ミ合金 (AC4CH,AC1B) に対して、欠陥を減少させる手段と して HIP 処理を施した材料を用いて高サイクル疲労試験を 行い、疲労強度特性について検討を行った.

#### 2. 実験方法

本研究では2種類の鋳造アルミ合金,AC4CH(Al-Si系) および AC1B(Al-Cu系)を供試材とした. AC4CH は自動 車のアルミホイールなどに,AC1B はブレーキキャリバーな どに実際に使用されている材料である. これらの供試材の 化学成分を Table 1 に示す. 試験材料は Table 2 に示す条 件で,HIP 処理による欠陥の減少と,その後熱処理を加えた ものである. これらの供試材の機械的性質を Table 3 に示 す. AC1B は AC4CH と比較して引張強さ,伸び共に優れた 材料である. 供試材の組織を Fig. 1 に示す. AC4CH では 網目状の析出物と樹脂状の別の相がみられる組織となって いる. AC1B では粒界と粒内に樹脂状の相がみられる.

試験片は長さ 50mm, 直径 8mm の平行部中央に R20 で

Table	1.	Chemical	compositions	[wt%]	ł
-------	----	----------	--------------	-------	---

	Si	Mn	Cu	Ni	Mg	Fe	Ti	Sr
AC4CH	6.57	0.01	-	-	0.38	0.12	0.10	0.0079
AC1B	0.16	0.01	5.11	0.01	0.37	0.14	0.07	-

#### Table 2. Treatments

深さ 0.5mm の切込みを持つ中実丸棒形状である. バフ研磨 によって AC4CH は切込み部を,AC1B は平行部全体を鏡面 状とした.実験は小野式回転曲げ疲労試験機を用い,室温大 気中で行った. 表面き裂はレプリカ法によって観察した.ま た,間欠的に採取したレプリカと破面の SEM 観察とにより き裂の発生起点を特定した. なお,起点観察に用いた試験片 は破面の保護のためにき裂長さが 3000  $\mu$  m 程度に達した 時点で実験を中断し,引張試験機によって破断させた.

# 3. 実験結果および考察

# 3.1. S-N 曲線

Fig. 2 に両材の S-N 曲線を示す. AC4CH の応力振幅 と破断寿命との間には、ほぼ直線関係が得られた. 参考とし て破線で欠陥を潰していない AC4CH の S-N 曲線<sup>(4)</sup>も示し たが,HIP 処理を施していない材料と比較して明らかに疲労 強度の向上が見られた. AC1B では、ばらつきが非常に大き いうえに、あらかじめき裂が発生するとした試験片の切込み 部以外から破断する試験片があった. 図中の ロ で表されて いる点がこれらの試験片の設定した応力で,1.0 で破断部の 直径で補正した応力の値を示した. 最小自乗法による近似 を式 (1) に示す.

$$\begin{array}{ll} AC4CH & \sigma_a \cdot N_f^{0.120} = 800 \\ AC1B & \sigma_a \cdot N_f^{0.108} = 641 \end{array}$$
(1)





Fig. 1. Surface structures

Table 3. Mechanical properties

	Tensile		Young's
	strength	Elongation	modulus
	$\sigma_B$ [MPa]	δ [%]	E [GPa]
AC4CH	300	11.5	72.9
AC1B	392	16.1	67.3

鋳型	大船金型に鋳造 金型温度 ~ 350℃ 注湯温度 ~ 720℃
HIP 処理	Ar 雰囲気中 圧力 100MPa 温度 500℃ 保持時間 1hr.
熱処理	AC4CH 540℃ 6hr. 保持 湯中冷却 160℃ 6hr. 時効硬化処理
	AC1B 515℃ 10hr. 保持 湯中冷却 160℃ 4hr. 時効硬化処理



これより,10<sup>7</sup>回での疲労強度は AC4CH 116 MPa,AC1B 112 MPa となった.また,本実験の応力振幅の範囲では AC1B は AC4CH を下回っており,Table 3 で示した機械的性質とは逆 に AC1B の方が疲労強度が低い結果となった.

# 3.2. き裂発生起点

Fig. 3 に AC4CH のき裂発生起点を表面き裂と共に示 す. 起点付近において, 表面き裂は直線状に進展し, また内部 方向にもなめらかな面状を呈している.また,起点付近には 鋳造欠陥などは観察されず、き裂はすべりによって発生した ものと考えられる.なお,起点の特定を5本の試験片につい て行ったが、いずれも同様にすべりを起点としていた. Fig. 4 に AC1B の切込み部から破断した試験片のき裂発生起点 を示す. 起点は AC4CH と同様になめらかな面状を呈して おり、すべりによるき裂発生と考えられる. 特定した本数は 3本でいずれも同様の特性であった. AC1B では切込み部 以外から破断した試験片があり,Fig. 5 に外観と起点の観 察結果とを示す. このような試験片は 22 本のうち5本見 られた. 起点と考えられる部分は, 試験片表面直下から 50 µm 程度内部まで広がった欠陥とみられる部分である. 従っ て、AC4CHは、鋳造欠陥は疲労強度に影響を及ぼさない程度 まで潰されていることがわかり,本研究の目的にかなら材料 であったことが確認された. 一方,AC1B は AC4CH と比較 して, 欠陥に対して鈍感なバルクの平均値としての引張強さ



Fig. 3. Crack initiation site of AC4CH



(a) Surface crack(b) Fracture surfaceFig. 4. Crack initiation site of AC1B





特性などが向上しているが,HIP 処理が不完全であったため に局部的に疲労強度に影響を与える程度の大きさの欠陥が 残存していたものがあったために,S-N 曲線のばらつきが大 きくなったものと考えられる.

## 3.3. き裂進展特性

Fig. 6 に表面き裂の進展挙動として,き裂長さ ℓ と繰 返し数 N との関係を示す. AC4CH でき裂は応力振幅が大 きくなるほど急速に進展し,き裂長さが 5000~7000 µm と なって破断している.き裂は 700µm 程度までゆっくりと進 展し,その後急激に成長している. AC1B では,き裂がゆっ くりと成長する期間はわずかで,その後き裂の成長が加速し て破断に至っている.

き裂進展の過程における析出物や粒界の影響を見るため に Fig. 7 に示すような観察を行った. レプリカの採取間隔 をき裂が一結晶粒を進展する間に数回として, 微視的なき裂 の進展挙動を得た. この時, 測定開始時のき裂長さはおよそ 1000µm である. 図中, ④ はき裂の合体を表している. 両材 で, き裂は結晶粒を横切って進展している. AC4CH で進展速 度の変化は, き裂先端が析出物にぶつかった場合に遅くなる か停留するかで現れ, き裂が粒内を進展する場合その速度は



Fig. 6. Surface crack growth curves





(b) AC1B



ほぼ一定で変化がみられない.また,結晶粒中の別の相によ るき裂の進展速度と経路への影響は見られなかった.AC1B のき裂進展速度は,粒内では一定,粒界で低下した.また,き 裂の停留が AC4CH と比較して少なく,網目状の析出物を持 っ AC4CH の方がき裂進展に対して抵抗が高いことが示さ



Fig. 8. Relation between dl/dN and  $\Delta K$ 

れた.

**Fig. 8** にき裂進展速度と  $\Delta K$  との関係を示す. 高 $\Delta K$  では, 両者のき裂進展速度は同程度であるが, 低 $\Delta K$  では AC4CH の方が低速側にまで分布している.

# 4. 結言

HIP 処理を施した2種類の鋳造アルミ合金 AC4CH と AC1B とについて高サイクル疲労試験を行い,以下の結論を 得た.

1. AC4CH の S-N 曲線はほぼ直線関係が得られたが,AC1B では大きなばらつきがみられた.また,AC1B の疲労強度は AC4CH を下回った.

2. AC4CH では、き裂は全てすべりによって発生しており、 欠陥を潰す処理が成功していたことが示された. また、こ の材料では従来のものと比較して明らかな疲労強度の向上 がみられた. AC1B ではき裂がすべりによって発生するも のと、HIP 処理で完全に消滅し得なかった鋳造欠陥から発生 したものとがあった. この残存していた欠陥の影響によっ て、AC1B の疲労強度は AC4CH を下回ったと考えられる.

3. 微視的なき裂進展では、両材ともにき裂は粒内を進展 し、粒内のき裂進展速度はほぼ一定であった. AC4CHでは、 き裂が網目状の析出物に達したときにき裂進展速度の低下 あるいは停留がみられた. それに対して、AC1Bでは粒界に おいてき裂進展速度の低下がみられるものの停留は少なく、 結果的に速く破断に至ると考えられる.

4. 低ΔK におけるき裂進展速度は AC4CH の方が低速側 にまで分布している。

# -参考文献-

[1] 小林俊郎, 新家光雄; 軽金属, 41-6, (1991), p.398.

- [2] 長谷川典彦, 宮部貴寿, 山田徹; 軽金属,41-5,(1991),p.311.
  [3] 池田勇人, 鳥山寿之, 村上敬宜; 機論,57-538,A,(1991),p.13
  [4] 大島聡範, 林忠夫; 苫小牧高専紀要第 23 号,p.1.
- -176-