Al-Si 共晶合金の低サイクル疲労特性[†]

村 上 敬 宜* 木 下 耕 平**
小 林 裕 和*** 池 田 勇 人****

Low Cycle Fatigue Properties of Al-Si Eutectic Alloys

by

Yukitaka MURAKAMI*, Kohei KINOSHITA**, Hirokazu KOBAYASHI***

and Hayato IKEDA****

The effect of Si-phase on tension-compression low cycle fatigue properties of Al-Si eutectic alloys was investigated. Fatigue test specimens were prepared from two materials produced by two processes, continuous-casting and extrusion. The results obtained are: (1) In the case of continuous-casting, all the fatigue fractures were caused by shear type crack initiation and propagation, resulting shorter fatigue life. (2) In the case of extrusion, the fatigue fracture origin was at Si-phase. (3) In both cases, continuous casting and extrusion, the crack initiation and growth mechanism were essentially identical with those of high cycle fatigue in the range $N_f < 10^7$. (4) Manson's law can be applied only to the case (2) (extrusion) but not to the case (1) (continuous casting). This is because in the case (1) most of fatigue life is consumed by the growth process of small crack of mode I but in the case (2) crack grows by mode II.

Key words: Fatigue, Low cycle fatigue, Life prediction, Al-Si eutectic alloy, Continuous-casting, Extrusion, Fatigue mechanism

1 緒 言

近年、環境・エネルギー問題の観点から機械や構造物の軽量化努力が進められており、アルミニウム合金の使用率が高くなってきている。さらに、産業構造の変化にともなう高付加価値製品移行を進めるうえで、アルミニウム合金の信頼性確保は絶対条件である。それにともない種々のアルミニウム合金に関する研究が行われている。^{1)~10)}しかし、その強度に関する基礎的研究はまだ材料設計および強度設計の基礎データにできるほどには十分ではない。

著者らは Si を 10 % 以上含む Al-Si 共晶合金^{2),3),8),9)}について、長寿命および超長寿命域での疲労特性に及ぼす Si 相の影響を調べるとともに、 $N_f > 10^8 \sim 10^9$ での疲労破壊機構を明らかにするために引張圧縮疲労試験を行ってきた。その研究によって得られた結果は以下の通りである。(1) 連続 casting 材は、寿命 $10^5 < N_f < 10^8$ の領域でせん断型き裂の発生と伝ばが疲労破壊機構の基本である。(2) 押出し材には寿命の長短で破壊機構に違いが見られた。 $10^5 < N_f \leq 10^7$ 程度の場合には Si 相が破壊起点となり、 $10^8 < N_f < 10^9$ では基地組織から発生したせん断型き裂が破壊起点となる。 $N_f > 10^8$ の場合の現象は早期に Si 相または Si 相と Al 基地との界面から出たき裂が塑性誘起き裂閉口現象により停留傾向を示す間に、その後の繰返しで基地組織から発生したせん断型き裂が伝ばを継

続し、破壊起点となるために起こる。このように、高サイクル領域での疲労破壊機構については徐々に明らかにされてきているが、低サイクル領域での疲労特性に及ぼす Si 相の影響は明らかにされていない。しかし、最近の使用条件の苛酷化による少数回の過大荷重に対する強度の確保も長寿命信頼性ととも重要とされている。²⁾ Si を 10 % 以上含む Al-Si 共晶合金では、Si 相が初晶および共晶 Si として晶出し、これらの Si 相の寸法と分布形態は疲労強度と耐摩耗性に著しく影響を及ぼす。したがってその強度に関する研究は強度設計のみならず、材料設計にフィードバックされるべきものである。

そこで本研究では、Si を 10 % 以上含む Al-Si 共晶合金^{2),3),8),9)}について疲労寿命が 10^5 程度以下の低サイクル引張圧縮疲労試験を行い、低サイクル領域での疲労破壊機構に及ぼす Si 相の影響を調べるとともに、Manson 則による疲労寿命予測式の意味を検討した。また、同材料による高サイクル引張圧縮疲労試験 ($f=100$ Hz) によって得られた結果と、低サイクル引張圧縮疲労試験との破壊機構の比較や、S-N 曲線の両領域の関係を明らかにする。

2 使用材料、試験片形状および実験方法

使用材料は、3 種類の Al-Si 共晶合金である。Table I に化学成分および素材径を示す。Table II に機械加工前の熱処理条件を示す。Fig. 1 に各試料の組織写真の例

† 原稿受理 平成 7 年 4 月 26 日 Received Apr. 26, 1995

* 正 会 員 九州大学工学部機械工学科 〒812 福岡市東区箱崎, Dept. of Mech. Sci. & Eng., Kyushu Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 812

** 九州大学工学部学生 〒812 福岡市東区箱崎, Student, Kyushu Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 812

*** 九州大学大学院 〒812 福岡市東区箱崎, Graduate Student, Kyushu Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 812

**** ㈱豊田自動織機製作所コンプレッサ事業部技術部 〒448 刈谷市豊田町, Dept. of Eng., Division of Compressor, Toyoda Automatic Loom Works, Ltd, Toyoda-cyo, Kariya, 448

Table I. Chemical composition and diameter of casting piece.

Sample No.	Chemical composition (%)								d (mm)
	Si	Fe	Cu	Ti	Mn	Mg	Zn	Ni	
3A17	10.8	0.19	3.99	0.010	0.007	0.55	0.008	0.005	32
15C17	17.0	0.30	4.20		0.23	0.61			150
20A17	11.3	0.23	4.10		0.26	0.61			200

d: Diameter of casting piece

Table II. Heat treatment.

Sample	Heat treatment	
3A17	495°C×6H → WQ	170°C×8H
20A17 15C17	495~500°C×6H → WQ	170°C×6H

Fig. 1. Microstructures of Al-Si eutectic alloys (Large dark bloks are pre-eutectic Si and small dark particles are eutectic Si).

Table III. Mechanical properties.

Sample	$\sigma_{0.2}$	σ_B	σ_T	ϕ	HV (200 g. ave.)	HV (3 g. ave.)	HV (3 g. min.)
3A17	402	479	522	13.1	169	120	80
15C17	378	408	423	3.57	164	118	89
20A17	396	456	508	15.1	161	119	100

 $\sigma_{0.2}$: 0.2 % 0.2 % offset yield strength, MPa σ_B : Ultimate tensile strength, MPa σ_T : True fracture stress, MPa ϕ : Reduction of area, %HV: Vickers hardness number, kgf/mm²

を示す。濃い大きい粒が初晶 Si で一様に分布している小さい粒子が共晶 Si である。Table III に機械的性質を示す。各試料の番号は、例えば 20A17 の場合、20 は casting 時の素材径が約 200 mm, A は化学成分, 17 は初晶 Si を避けた基地組織のビッカース硬さ HV が約 170 であることを表わす。ただし、この HV は荷重 200 g で測定したものである。また、これらの材料のうち素材径 32 mm のものは連続 casting (Continuous casting), 他は casting 後直径 26 mm を押し出し成形 (Extrusion) を行っている。

Fig. 2 に試験片の形状を示す。試験片の試験部表面はエメリー紙で 2000 番まで仕上げた後、バフ研磨によって鏡面に仕上げた。さらに、試験部表面のレプリカ観察を行いやすくするため、化学研磨を行った。化学研磨の手順は、試験片を化学研磨液 (25°C: 2 分 30 秒), 流水 (1 分), 中和液 (30 秒), 流水 (1 分) の順につけ、化

Fig. 2. Specimen (mm).

学反応により表面層を数ミクロン除去するものである。化学研磨液の成分は、リン酸 600 cc, 硫酸 10 cc, 蒸留水 1400 cc である。中和液は、NaOH 5 % 水溶液である。疲労試験には、油圧サーボ型引張圧縮疲労試験機を用いた。曲げを防止するため、試験片 1 本ごとにひずみゲージをつかみ部周辺の 4 カ所に貼ってチェックした。試験片平行部分にゲージ長さ 25 mm のパイゲージを取り付け、引張圧縮完全両振りの全ひずみ制御方式で実験を行った。全ひずみ幅 $\Delta\epsilon$ の試験範囲は、0.5~2.0 %, 繰返し速度は、0.1~0.5 Hz に設定した。レプリカ法によりき裂の発生と進展の連続観察を行った。しかし、パイゲージを使用している関係上、実際にレプリカを採取できる箇所は試験片中央部の片側半分のみであり、き裂の発生活動を捜し出すのは容易ではなかった。さらに、試験終了後 SEM で破面の観察を行った。

3 実験結果および考察

3・1 疲労破壊機構

一般に、疲労破壊機構を明確にすることは疲労挙動を理解する上で必須であるが、アルミニウム合金では特にそのことが重要であることが本研究の結果明らかになった。疲労破壊機構は次の 2 通りに分けられる。

- (1) Si 相または Si 相と基地組織の界面が破断起点となる場合。
- (2) 基地組織そのものに発生したせん断型き裂が成長し、破断起点となる場合。

以上の疲労破壊機構の違いは連続 casting 材と押し出し材とで顕著である。

3・1・1 連続 casting 材の疲労破壊機構 Fig. 3 に 3A17 材の低サイクル疲労破面を示す。Fig. 3 より、基地組織そのものにせん断型き裂が発生し、それが更に同じせん断型でかなりの寸法まで成長し、破断に至ることが分かる。しかも、破断の起点以外にき裂は確認されていない。Fig. 3 のせん断型き裂は試験片軸に対して約 45 度傾斜している。このように連続 casting 材では、Si 相と Al の基地組織の界面がはく離する前に基地組織そのものにせん断型き裂が発生する。

3・1・2 押し出し材の疲労破壊機構 Fig. 4 に、繰返し数 421 回で破断 ($N_f=421$) した 20A17 材の破面写真を示す。Fig. 3 とは全く異なり、表面に接する Si 相が破壊起点となっている。Fig. 5 は、同試験片のき裂発生、成長の連続観察写真である。この場合はき裂発生の初期からレプリカの採取が成功しており、1 回日の負荷 ($N=1$) で Si 相が割れ破壊起点になったことが分かる。このように低サイクル疲労は実質的にはき裂の伝ば過程

で占められていることが分かる。Fig. 6 に、 $N_f=2139$ の 15C17 材の破面写真を示す。Fig. 4~Fig. 6 はいずれも、初晶 Si の割れが破壊の起点となっており、材料は異なるが、疲労寿命のごく初期のパーライト割れが破壊

Fig. 3. Fatigue fracture surface near fracture origin (3A17 (Continuous casting), $\Delta\epsilon_p=0.8\%$, $N_f=52$).

Fig. 4. Fatigue fracture surface near fracture origin. (b) shows the higher magnification view of (a). Fracture origin is at Si-phase. (20A17 (Extrusion), $\Delta\epsilon_p=0.4\%$, $N_f=421$, Si-size : $\sqrt{\text{area}}=52\mu\text{m}$).

起点となる S45C の場合と機構が極めて類似している。

3・1・3 低サイクル疲労と高サイクル疲労の比較
前述のように低サイクル領域においても、(1) 基地組織そのものに発生したせん断型き裂が破断起点となる場合、(2) Si 相または Si 相と基地組織の界面が破断起点となる場合の 2 通りの破壊機構が確認された。Fig. 7 に低サイクル領域から高サイクル領域まで ($0 < N_f < 10^9$) の S-N 曲線を示す。Fig. 8 に、Fig. 3 と同材料 (3A17 材) で高サイクル疲労試験を行い、 7×10^5 回で破断した試験片の疲労破面写真を示す。Fig. 9 に、Fig. 4 と同材料 (20A17 材) で高サイクル疲労試験を行い、 7×10^6 回で破断した試験片の疲労破面写真を示す。Fig. 7~Fig. 9 より低サイクル領域と高サイクル領域の試験機構は、基本的には同じであることが分かる。すなわち、連続 casting 材では $0 < N_f < 10^9$ の領域で基地組織そのものに発生したせん断型き裂が破断起点となり、それがさらに同じせん断型でかなりの寸法まで成長して破断する。また押出

Fig. 6. Fatigue fracture surface near fracture origin. (b) shows the higher magnification view of (a). Fracture origin is at Si-phase. (15C17 (Extrusion), $\Delta\epsilon_p=0.03\%$, $N_f=2139$, $\sqrt{\text{area}}=57\mu\text{m}$).

Fig. 5. Crack initiation and growth process. Fracture origin is at Si-phase (Extrusion : 20A17, $\Delta\epsilon_p=0.4\%$, $N_f=421$, Si-size : $\sqrt{\text{area}}=52\mu\text{m}$).

Fig. 7. *S-N* curves.

し材では $0 < N_f \leq 10^7$ の領域では Si 相または Si 相と基
地組織の界面が破断起点となり, $10^8 < N_f < 10^9$ の領域
では基地組織そのものに発生したせん断型き裂が破断起

Fig. 8. Fatigue fracture surface near fracture origin
(3A17 (Continuous casting), High cycle fatigue
test, $\sigma = 176.4 \text{ MPa}$, $N_f = 7 \times 10^5$).

Fig. 9. Fracture surface, (b) shows the higher mag-
nification view of (a). Fracture origin at Si-phase
(20A17 (Extrusion), High cycle fatigue test, $\sigma =$
 196 MPa , $N_f = 7 \times 10^6$).

点となり破断する。

3・2 Manson 則の意味と寿命予測

金属の低サイクル疲労試験における寿命の予測式とし
て Manson の式が提案されている。それは次式のよう
に表わされている。

$$\Delta \epsilon = 3.5(\sigma_B/E)N_f^{-0.12} + D^{0.6}N_f^{-0.6} \quad (1)$$

ここで各量の単位は, $D = \ln[1/(1-\phi)]$, σ_B : 引張強さ
(MPa), E : ヤング率 (MPa), ϕ : 絞りである。

村上らは S45C や 70/30 黄銅などの人工微小欠陥材
を用いてレプリカ法で詳細な観察を行った結果, 低サイ
クル疲労過程の大部分はき裂伝ば過程で占められており,
Manson-Coffin 則は実質的には微小き裂伝ば則と等価で
あることを明らかにしている。式 (1) に基づいて 3 種類
の材料それぞれの全ひずみ幅と破断寿命の関係をグラフ
にしたものを Fig. 10 に示す。縦軸に全ひずみ幅 $\Delta \epsilon$,
横軸に破断までの繰返し数 N_f とする。Fig. 10 (b) と (c)
に示した 20A17 材, 15C17 材 (押出し材) については,
ごく短寿命域を除いて実験値と予測値はよく一致する。
しかし, Fig. 10 (a) の 3A17 材 (連続鋳造材) では, 実
験値は Manson の式の傾きとほぼ同じであるものの,
 N_f は予測値の 1/4~1/10 程度であり, 予測値よりもは
るかに少ない繰返し数で破断している。Fig. 11 に, レ
プリカ法によるき裂の追跡に成功した 20A17 材 (押出

(a) 3A17(Continuous casting)

(b) 20A17(Extrusion)

(c) 15C17(Extrusion)

Fig. 10. $\Delta\epsilon$ - N curves.

し材) 2本の試験片についてのき裂伝ば曲線を示す。縦軸にき裂長さ ℓ μm , 横軸に繰返し数 N を破断繰返し数 N_f で除した値をとった。Fig. 10, Fig. 11 より 20A17 材と 15C17 材 (押出し材) は Si 相または Si 相と基地組織の界面が破断起点となり, 低サイクル領域における破断寿命のほとんどがモード I 型のき裂伝ば過程に費やされている。このように, 押出し材については Manson 則の予測は妥当である。このことは Manson 則あるいは Manson-Coffin 則が実質的にはモード I 型の微小き

Fig. 11. ℓ - N/N_f curves.

裂伝ば則と等価であることを意味している。^{11), 12)} これに対して, 3A17 材 (連続 casting 材) は Al の基地組織そのものに発生したせん断型き裂が破断起点となり破断する。Al の基地組織そのものに発生したせん断型き裂が破断起点となる場合, き裂発生から最終破断までの繰返し数が極端に短いことが高サイクル疲労試験により明らかにされている。低サイクル疲労試験では連続 casting 材 (3A17 材) のレプリカ法によるき裂伝ばの追跡は成功していないが, 高サイクル疲労と同様の疲労破壊破面を呈していることを考慮すると, 低サイクルにおいても高サイクルと同様のせん断型き裂の伝ばが疲労破壊機構を支配するものと思われる。すなわち, モード I 型き裂に比べて進展速度の速いせん断型き裂の伝ばが通常材料に当てはまる低サイクル疲労法則に従わない原因と思われる。このような特性は, 種々の Al 合金の材料設計および強度設計を行う際に特に注意すべき事柄である。

4 結 言

Si を 10 % 以上含む Al-Si 共晶合金の低サイクル領域での疲労特性に及ぼす Si 相の影響について調べるとともに, 疲労寿命が 10^5 程度以下の疲労破壊機構を明らかにするために, 低サイクル引張圧縮疲労試験を行った。さらに, 金属の低サイクル疲労寿命予測式としての Manson の式について, その妥当性と意味を考察した。得られた結果は以下のようにまとめられる。

(1) 連続 casting 材は, 低サイクル領域から高サイクル領域まで ($0 < N_f < 10^8$) せん断型き裂の発生と伝ばが疲労破壊機構の基本である。

(2) 押出し材は, 低サイクル領域から高サイクル領域の長寿命域まで ($0 < N_f \leq 10^7$) Si 相が破壊起点となり, 超長寿命域 ($N_f > 10^8$) では基地組織から発生したせん断型き裂が破壊起点となる。

(3) 押出し材 (20A17 材, 15C17 材) では Si 相または Si 相と基地組織の界面が破断起点となり, 低サイクル領域における破断寿命のほとんどがモード I 型のき裂伝ば過程に費やされる。この材料では, 実験値と Manson 則の予測値はよく一致する。このことは Manson 則

が実質的にはモードⅠ型の微小き裂伝ば則と等価であることを意味している。しかし、連続鑄造材(3A17材)では、き裂の発生形態と成長形態がモードⅠ型と著しく異なり、せん断型き裂の発生と伝ばが疲労破壊機構を支配するため、Manson則による予測は妥当でない。

Al-Si共晶合金のこれらの性質は材料設計と強度設計を行う際に特に注意すべき事柄である。

参 考 文 献

- 1) ASM International METALS HANDBOOK, **2**, 10 (1990).
- 2) 中山尚三, 倉橋正幸, 竹中健二, 軽金属, **40**, 312 (1990).
- 3) 池田勇人, 鳥山寿之, 村上敬宜, 日本機械学会論文集, **A-57**, 1320 (1991).
- 4) 小磯信重, 三沢啓志, 児玉昭太郎, 材料, **38**, 1206 (1989).
- 5) 塩澤和章, 西野精一, 孫 曙明, 東田義彦, 日本材料学会第7回破壊力学シンポジウム講演論文集, p.100 (1992).
- 6) S. E. Stanzl-Tschegg, H. R. Mayer, E. K. Tschegg and A. Beste, Int. J. Fatigue, **16**, 8, 861 (1993).
- 7) B. Skallerug, T. Iveland and G. Harkegard, Engineering Fracture Mechanics, **44**, 6, 857 (1993).
- 8) Y. Murakami, T. Takafuji, H. Ikeda and E. M. Coudert, Proc. APCFS '93, **A-107**, 37 (1993).
- 9) 村上敬宜, 大山邦利, 池田勇人, 高藤哲哉, 小林裕和, 材料, **44**, 194 (1995).
- 10) A. de Bussac and J. C. Lautridou, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., **16**, 861 (1993).
- 11) 村上敬宜, 原田昭治, 谷石彦文, 福島良博, 遠藤達雄, 日本機械学会論文集, **A-497**, 1411 (1983).
- 12) 村上敬宜, 真壁朝敏, 西谷弘信, 日本機械学会論文集, **A-459**, 1828 (1984).