

# Mg<sub>2</sub>Si 粒子強化 Mg 合金の疲労挙動と破壊機構

## Fatigue Behaviour and Fracture Mechanism of Mg<sub>2</sub>Si-Reinforced Magnesium Alloys

○ 眞鍋 隆雄 (岐阜大院)  
正 植松 美彦 (岐阜大工)

正 鎌倉 光利 (岐阜県製品技研 (岐阜大院))  
正 戸梶 恵郎 (岐阜大工)

Takao MANABE, Graduate Student, Gifu University, Yanagido, Gifu 501-1193  
Mitsutoshi KAMAKURA, Gifu Prefectural Research Institute  
Yoshihiko UEMATSU, Gifu University  
Keiro TOKAJI, Gifu University

**Key Words:** Fatigue, Magnesium alloy, Mg<sub>2</sub>Si, Metal matrix composites, Crack initiation, Crack growth

### 1. 緒 言

近年の環境問題の高まりとともに、実用機械構造用金属材料の中で最も軽量なマグネシウム (Mg) 合金が注目されている。しかし、Mg 合金の絶対的な強度は低い。そこで、マグネシウムシリサイド (Mg<sub>2</sub>Si) を強化材とする金属基複合材料が開発された。Mg<sub>2</sub>Si は Mg 合金と同程度の密度を有し、剛性、硬さなどに優れている。さらに、母地とのぬれ性も良好なため、Mg 合金基複合材料の強化材として適している。しかし、Mg<sub>2</sub>Si 粒子強化 Mg 合金の疲労挙動はほとんど知られていない。

そこで本研究では、異なる条件の押出加工によって作製された 2 種類の Mg<sub>2</sub>Si 粒子強化 AZ31 合金基複合材料を用いて疲労試験を実施し、疲労挙動に及ぼす押出条件の影響について検討した。

### 2. 供試材および試験方法

供試材は、粒径 0.1~0.5mm の AZ31 合金粉末に Mg<sub>2</sub>Si 粉末 (平均粒径: 10 $\mu$ m) を 2mass% 添加、混合し、ホットプレスで圧縮成形したビレットを熱間押出加工した複合材料である。一般に、押出加工時のビレット温度が低いと、結晶粒が微細化することが知られている。そこで、ビレット温度を 412 $^{\circ}$ C、373 $^{\circ}$ C として材料を作製した。ビレット温度の高低により、得られた材料をそれぞれ Mg<sub>2</sub>Si-H 材、Mg<sub>2</sub>Si-L 材として区別する。各押出材より、機械加工によって試験片軸が押出方向と一致するように、平行部直径 8mm、平行部長さ 10mm の平滑回転曲げ疲労試験片を採取した。平行部をエメリー紙で 2000 番まで順次研磨した後、さらにバフ研磨により鏡面状に仕上げ試験に供した。

疲労試験には小野式回転曲げ疲労試験機を用い、室温大気中、繰返し速度  $f=57$ Hz で実験を行った。き裂発生および微小き裂成長の観察にはレプリカ法を用いた。

### 3. 実験結果および考察

**3.1 組織と機械的性質** 図 1 に組織を示す。Mg<sub>2</sub>Si-H 材、Mg<sub>2</sub>Si-L 材ともに Mg<sub>2</sub>Si 粒子が均一に分散しているが、両材の組織における顕著な相違は結晶粒径にあり、平均結晶粒径は前者では 12.1 $\mu$ m、後者では 7.0 $\mu$ m である。

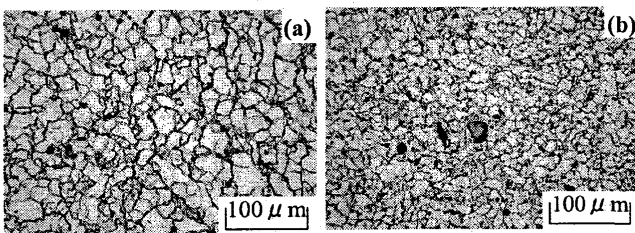


Fig.1. Microstructures of materials: (a) Mg<sub>2</sub>Si-H, (b) Mg<sub>2</sub>Si-L.

表 1 に機械的性質を示す。比較のために、Mg<sub>2</sub>Si-H 材、Mg<sub>2</sub>Si-L 材と同程度の結晶粒径を有する市販 AZ31 合金の機械的性質も併記した。それぞれ AZ31-1 材、AZ31-2 材とする。平均結晶粒径が同程度の市販合金と比較すると、複合材料では 0.2%耐力、引張強さ、縦弾性係数は優れるが、伸びは劣る。また、Mg<sub>2</sub>Si-H 材と Mg<sub>2</sub>Si-L 材では、ほぼ同様の機械的性質であり、結晶粒径の影響は見られない。

**3.2 疲労強度** 図 2 に S-N 線図を示す。Mg<sub>2</sub>Si-H 材と Mg<sub>2</sub>Si-L 材を比較すると、ビレット温度が低い後者のほうが有限寿命域における疲労強度および疲労限度 (繰返し数  $N=10^7$  回における疲労強度) とともに優れる。また、市販合金と比較すると、Mg<sub>2</sub>Si-H 材の疲労強度は結晶粒径が同程度の AZ31-1 材よりも低いが、Mg<sub>2</sub>Si-L 材は AZ31-2 材よりも高い疲労強度を示す。

**3.3 き裂発生挙動** 図 3 は Mg<sub>2</sub>Si-H 材の  $\sigma=90$ MPa で行った試験片におけるき裂発生起点近傍の SEM 観察結果である。き裂発生起点には 20~30 $\mu$ m の粗大な Mg<sub>2</sub>Si 粒子が認められる。Mg<sub>2</sub>Si-H 材では、ほとんどのき裂発生起点に Mg<sub>2</sub>Si 粒子が確認された。一方 Mg<sub>2</sub>Si-L 材では、き裂発生起点近傍に Mg<sub>2</sub>Si 粒子は認められなかった。また、EDS 分析によつ

Table 1. Mechanical properties of materials.

Material	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\phi$ (%)	Elastic modulus $E$ (GPa)	Grain size $d$ ( $\mu$ m)
Mg <sub>2</sub> Si-H	210	286	6	42	12.1
Mg <sub>2</sub> Si-L	209	289	6	42	7.0
AZ31-1		274	15	40	15.9
AZ31-2	198	263	18	39	7.4

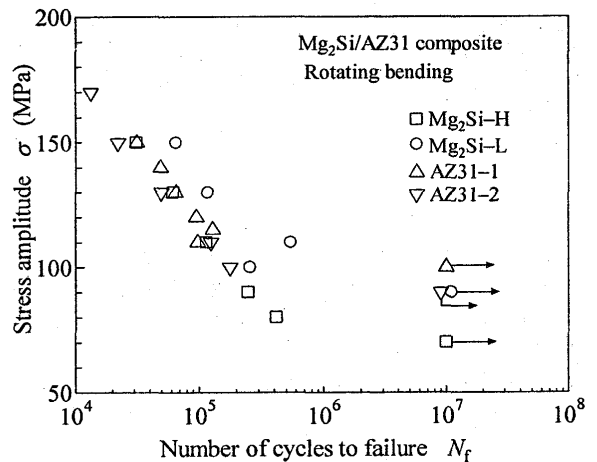


Fig.2. S-N diagram.

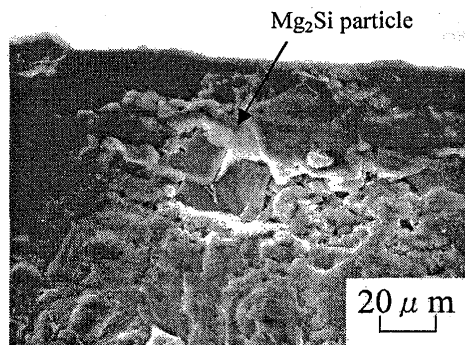


Fig.3. SEM micrograph showing crack initiation site in  $Mg_2Si$ -reinforced Mg alloy ( $Mg_2Si$ -H,  $\sigma=90MPa$ ,  $N_f=2.49 \times 10^6$ ).

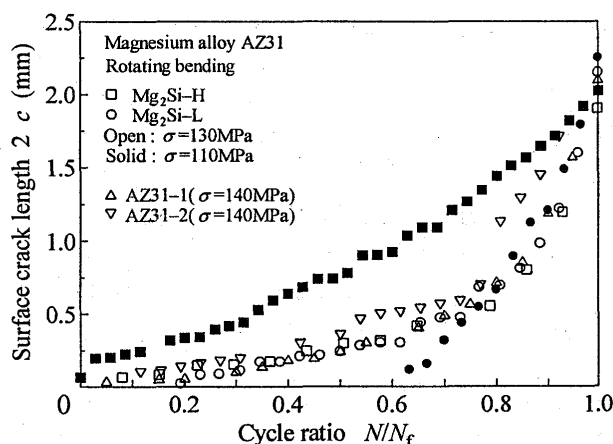


Fig.4. Relationship between surface crack length and cycle ratio.

も、き裂発生起点に Si は検出されなかった。これらのことから、き裂は  $Mg_2Si$ -H 材では母地と  $Mg_2Si$  粒子の界面で、 $Mg_2Si$ -L 材では母地のすべり変形により発生していると考えられる。

図4にき裂長さ  $2c$  と繰返し数比  $N/N_f$  の関係を示す。ここで、疲労寿命  $N_f$  は  $2c$  が約 2mm になる繰返し数と定義した。 $Mg_2Si$ -H 材では  $\sigma=110, 130MPa$  とともに、荷重繰返し直後にき裂が発生しているのに対して、 $Mg_2Si$ -L 材では  $\sigma=110MPa$  で  $N/N_f=0.63$ ,  $\sigma=130MPa$  で  $N/N_f=0.19$  においてき裂が発生しており、き裂発生寿命が相対的に長い。市販合金と比較しても、 $\sigma=140MPa$  において AZ31-1 材では  $N/N_f=0.05$ , AZ31-2 材では  $N/N_f=0.12$  であり、 $Mg_2Si$ -L 材のき裂発生寿命が長いことがわかる。

**3.4 微小き裂成長挙動** 図5(a), (b)に、それぞれ  $Mg_2Si$ -H 材、 $Mg_2Si$ -L 材のき裂成長様相を示す。いずれの場合も、き裂発生起点に  $Mg_2Si$  粒子が認められるが、前述したように  $Mg_2Si$ -L 材ではき裂発生起点には Si は検出されなかった。すなわち  $Mg_2Si$ -L 材では、 $Mg_2Si$  粒子との界面近傍の母地中でき裂が発生したことを示している。 $Mg_2Si$ -H 材、 $Mg_2Si$ -L 材ともに、き裂経路の微視的な屈曲が認められる。経路上に  $Mg_2Si$  粒子が存在する場合には、界面もしくは界面近傍を成長する傾向が見られた。図6に微小き裂成長速度  $da/dN$  と最大応力拡大係数  $K_{max}$  の関係を示す。 $da/dN$  には応力レベル依存性が認められるが、同一応力では  $Mg_2Si$ -H 材の  $da/dN$  が  $Mg_2Si$ -L 材よりも速い。

#### 4. 考 察

$Mg_2Si$ -H 材の疲労強度は  $Mg_2Si$ -L 材や市販合金よりも低下したが、同材ではき裂が母地と  $Mg_2Si$  粒子の界面で発生し

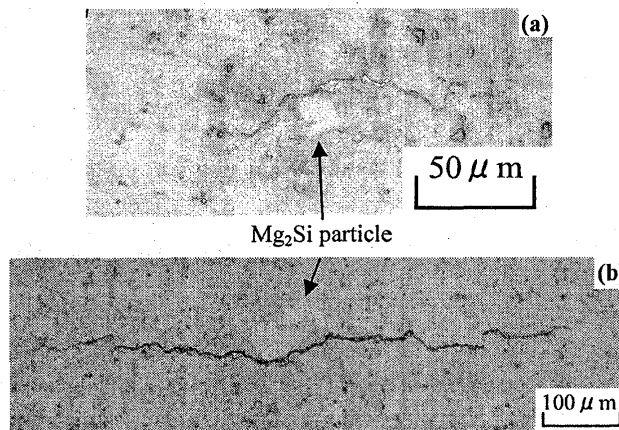


Fig.5. Small crack growth paths in  $Mg_2Si$ -reinforced Mg alloys: (a)  $Mg_2Si$ -H ( $\sigma=130MPa$ ,  $N=6400$ ), (b)  $Mg_2Si$ -L ( $\sigma=110MPa$ ,  $N=19000$ ).

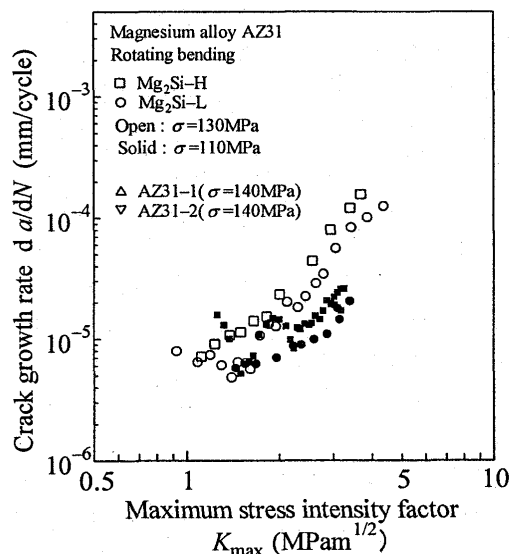


Fig.6. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small cracks.

ており、その結果、き裂発生寿命が低下して低寿命になったと考えられる。一方  $Mg_2Si$ -L 材では、界面強度が向上しており、 $Mg_2Si$  粒子がすべり変形を拘束するために、市販合金と比較してもき裂発生寿命が向上したと考えられる。さらに  $Mg_2Si$ -L 材は  $Mg_2Si$ -H 材よりもき裂成長速度が遅く、き裂は母地中および  $Mg_2Si$  粒子との界面近傍を成長することが確認された。すなわち、 $Mg_2Si$ -L 材では界面強度が高く、かつ母地の結晶粒も微細化しているために  $da/dN$  が低速となり、疲労限度のみならず、有限寿命域の強度も向上したと考えられる。なお、ビレット温度が低い場合、母地と  $Mg_2Si$  粒子の界面の強度が向上する理由是不明であるが、ビレット温度が高い場合よりも塑性変形能が低く、より強い押出力が加わったことが考えられる。

#### 5. 結 言

本研究では、 $Mg_2Si$  粒子強化 AZ31 合金基複合材料の疲労挙動に及ぼす押出条件の影響について検討した。その結果、ビレット温度が高い場合、強化粒子と母地の界面の接着性が弱く、界面でき裂が発生するために市販合金よりも疲労強度は低下した。一方ビレット温度が低い場合、界面強度は高く、母地の結晶粒も微細化されることから、き裂発生抵抗および微小き裂成長抵抗のいずれも向上した。

(参考文献省略)