P17 中高温域における SiC 粒子強化 Al 合金の疲労挙動

Fatigue Behaviour of SiC_p-Reinforced Al Alloy at Elevated Temperatures

○学 川村光生 (岐阜大院) 正 植松美彦 (岐阜大工) 正 戸梶恵郎 (岐阜大工)

Mitsuo KAWAMURA, Graduate Student, Gifu University, Yanagido, Gifu 501-1193
Yoshihiko UEMATSU, Gifu University
Keiro TOKAJI, Gifu University

Key Words: Fatigue, Elevated temperature, SiC_p-reinforced aluminium alloy, Crack initiation, Crack growth

1. 緒 言

金属基複合材料 (Metal Matrix Composite; MMC) は、高比強度、高比剛性の機械構造物材料として注目されており、中でも SiC 粒子強化アルミニウム合金は、ウスカや長繊維で強化された MMC よりも異方性が少ない、製造が容易、機械加工性がよいなどの特徴を有している。このような SiC 粒子強化アルミニウム合金は、省燃費化のために軽量化を目指す内燃機関等において、鋼に替わる材料として期待されている。しかし、SiC 粒子強化アルミニウム合金の実際の使用環境に近い、中高温域における疲労挙動は必ずしも明らかではない。

そこで本研究では、SiC 粒子強化アルミニウム合金の平板試験片を用いて、室温、150℃、200℃、250℃において疲労試験を行い、各温度における疲労挙動について検討した。

2. 供試材および試験方法

2.1 供試材および試験片 供試材は、エアアトマイズ法により作製した 2024 合金粉末に、平均粒径 20μm の SiC 粒子を 10wt.% 添加、脱ガス処理後ホットプレスし、最終的に押出によって棒材に加工したものである。熱処理として、495℃で 1 時間の溶体化処理後、190℃で 3 時間の人工時効処理 (T6) を施した。なお比較材として、母材の 2024 合金を用いた。表 1 に母材の化学成分を示す。

試験片は、平行部幅 8mm、長さ 12mm、板厚 4mm の板状試験片である。表面をエメリー紙で研磨後、バフ研磨を施して実験に用いた。

2.2 試験方法 疲労試験には容量 19kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用い、室温、150℃、200℃および 250℃の大気中において、繰返し速度 $f=10\text{Hz}$ 、応力比 $R=1$ で実験を行った。試験片の加熱には、5kW 高周波誘導加熱装置を用

いた。微小き裂成長の観察は、試験を所定の繰返し数ごとに中断し、レプリカを採取して行った。試験終了後、破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) により詳細に観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 引張強さ 図 1 に温度と引張強さおよび硬さの関係を示す。引張強さは温度上昇に伴って低下し、200℃以上で急激な低下が見られる。また、複合材と母材間で引張強さに大きな差は認められない。硬さは、疲労試験で 10^6 回の繰返し数に相当する約 27 時間、試料を所定の温度に保持した後で測定されたものである。150℃までは硬さはほとんど変化しないが、250℃では過時効のために低下している。

3.2 疲労強度 図 2 に各温度における S-N 曲線を示す。温度の上昇に伴って疲労強度は低下する。室温と 150℃では差は小さく、200℃、250℃で大きく低下する。これは図 1 の引張強さと同様の傾向である。また、いずれの温度においても、複合材の疲労強度は母材と同程度であり、SiC 粒子強化による疲労強度の向上は認められない。

Fig. 2. S-N diagram.

Fig. 1. Variation of tensile strength and Vickers hardness with temperature.

Fig. 3. S-N diagram characterized in terms of fatigue ratio.

Fig. 4. SEM micrographs showing crack initiation site at elevated temperatures.

Fig. 5. Examples of crack growth paths at elevated temperatures.

疲労強度を引張強さで正規化した $S-N$ 曲線を図 3 に示す。母材、複合材とも、各温度の結果は一致する傾向を示す。しかし、詳細に見ると複合材の結果には若干の温度依存性が存在する。すなわち、高応力域では 200°C と 250°C の結果に差は見られないが、低応力域では 250°C の強度が低い。

3.3 き裂発生挙動 き裂発生起点の SEM 観察例を図 4 に示す。なお、室温におけるき裂発生は、強化粒子近傍における母地のすべり変形が支配的であることを確認している。150°C の場合 (図 4(a))、き裂発生起点に SiC 粒子が見られる。対となる破面にも同じ形状の粒子が確認されたことから、き裂は粒子の割れによって発生したと考えられる。また、き裂発生機構の応力依存性は見られなかった。図 4(b), (c) は 200°C におけるき裂発生起点である。低応力 ($\sigma=90\text{MPa}$, 図 4(b)) では起点に粒子は認められず、母地のすべりによりき裂が発生している。しかし、高応力 ($\sigma=150\text{MPa}$, 図 4(c)) では起点に SiC 粒子が存在し、対となる破面にはその粒子と同程度の凹みが観察されたことから、き裂は粒子と母地の界面のはく離により発生したと考えられる。250°C の場合 (図 4(d))、いずれの応力でも粒子の露出が見られ、対となる破面の観察から界面のはく離によってき裂が発生したことが確認された。なお、いずれの温度でも、高応力域では多数のき裂発生が観察された。

以上のように、き裂発生機構には温度依存性があることがわかった。200°C の高応力域および 250°C の全応力域において、き裂は SiC 粒子と母地の界面で発生した。これは、粒子と母地の熱膨張係数が異なるため、温度上昇によって界面の結合力が低下したためと考えられる。また、150°C では母地のすべり変形によるき裂発生が見られなくなり、粒子の割れが支配的となった。この原因として、母地の時効硬化が考えられるが、図 1 に示す硬さには室温と 150°C で相違がなく、詳細については今後の課題である。図 3 において低応力域で 200°C と 250°C の間でわずかな強度差が生じたのは、高応力域では 200°C、250°C とともに界面のはく離によりき裂が発生したのに対して、低応力域では 200°C の場合母地のすべり、250°C の場合界面のはく離によってき裂が発生したためと考えられる。

Fig. 6. Relationship between da/dN and $K_{\max}/E$.

3.4 き裂成長挙動 図 5 に 150°C、250°C におけるき裂成長経路を示す。250°C ではき裂が複数発生しており、それらが合体して成長するため、相対的にき裂発生数の少ない 150°C よりも屈曲が大きい。また、150°C ではき裂は粒子を割って進展している場合も見られたが、250°C では粒子と母地の界面を成長した。

き裂成長速度 da/dN を文献より引用した縦弾性係数を用いて正規化した最大応力拡大係数 $K_{\max}/E$ によって評価した結果を図 6 に示す。母材の da/dN は、150°C では最も低速であり、200°C と 250°C ではほぼ一致する。一方、複合材では 200°C と 250°C の結果は一致せず、温度上昇とともに da/dN は高速となる。これは 250°C では母地の軟化、あるいは界面強度の低下のためにき裂発生数が多く、き裂合体の頻度が高いことに起因すると考えられる。また、 $K_{\max} < 2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ において、破面上に露出した粒子を観察した結果、150°C では約 70% が粒子の割れであったのに対して、250°C では約 65% が界面のはく離であった。したがって、250°C で da/dN が高速となった他の原因として、界面が優先的なき裂成長経路となったことが挙げられる。

4. 結 言

本研究では、150°C、200°C および 250°C における SiC 粒子強化アルミニウム合金の疲労挙動について検討した。得られた主な結論は以下の通りである。

(1) 疲労強度は温度上昇に伴って低下した。また、母材と複合材の相違は見られなかった。

(2) き裂は 150°C では粒子の割れ、200°C では応力に依存してすべり、または界面の剥離、250°C では界面の剥離により発生した。

(3) 温度上昇に伴って、き裂合体と界面の優先的な成長に起因してき裂成長速度は高速になった。

(参考文献省略)