

アルミニウム合金の回転曲げ疲労特性に及ぼすレーザピーニング処理の影響

Effect of laser peening treatment on rotating bending fatigue property of aluminum alloys

正 ○柿内 利文 (岐阜大) 学 鈴木 佑司 (電通大院) 正 政木 清孝 (沖縄高専)
フェロー 越智 保雄 (電通大) 正 松村 隆 (電通大)
正 佐野 雄二 (東芝) 足立 隆史 (富士重)

Toshifumi KAKIUCHI, Gifu University, 1-1 Yanagido, Gifu, 501-1193

Yuji SUZUKI, Graduate School of the Univ. of Electro-Communications, 1-5-1 Chofugaoka, Chofu, Tokyo, 182-8585

Kiyotaka MASAKI, Okinawa National College of Technology, 905 Henoko, Nago, Okinawa

Yasuo OCHI, the Univ. of Electro-Communications

Takashi MATSUMURA, the Univ. of Electro-Communications

Yuji SANO, Toshiba Corporation, 8 Shinsugita, Isogo, Yokohama, Kanagawa, 235-8523

Takafumi ADACHI, Fuji Heavy Industries Ltd., 1-1-11 Yonan, Utsunomiya, Tochigi, 320-8564

Rotating bending fatigue tests were conducted in order to investigate effects of laser peening (LP) treatment on fatigue property of rolled aluminum alloys A7050-T7451 for aircraft structures. As the results, the LP treatment was effective for the fatigue property improvement of A7050-T7451 alloys. The fatigue strength of the alloys at 10^7 cycles was increased by 50~60 MPa by LP treatment. It is assumed that the reason of the fatigue life increase by LP treatment is hardness increase and residual stress near the specimen surface. The fatigue lives of non-treated material scattered effected by large grain groups near the specimen surface. The scatter of fatigue lives became very small by LP treatment.

Key Words: Fatigue, Laser peening, Rolled aluminum alloys, A7050-T7451

1. 緒 言

原子力プラントの経年劣化損傷対策として開発されたレーザピーニング処理(以下 LP 処理と称す)は⁽¹⁾, 材料表面に圧縮残留応力を付与する技術である。従来のショットピーニング処理と比較すると, 高い圧縮残留応力を深層にまで付与することができ⁽²⁾, ショットピーニング処理に代わる新しい疲労特性改善技術として注目されている。

LP 処理は特に航空機分野においてその適用が期待されている⁽²⁾。しかし航空機用構造部材用途の Al 合金に LP 処理を施し疲労試験を行なった報告例は少ない。本研究では航空機用構造部材である Al 合金 A7050-T7451 の回転曲げ疲労特性に及ぼす LP 処理の影響について調査した。

2. 供試材および実験方法

2・1 供試材および試験片 供試材は冷間圧延材 A7050-T7451 Al 合金である。化学成分を Table 1 に示す。試験片は圧延板から Fig.1 に示す 2 種類の方向に切り出した。以下, 圧延方向と軸方向が垂直な試験片を LT 材, 圧延方向と軸方向が平行な試験片を L 材と称す。両材の機械的特性を Table 2 に示す。機械的特性に大きな差異は見られなかった。Fig.2 に圧延方向に対して平行な面と垂直な面の組織写真を示す。方向による組織の違いは明らかではないが,

Table 1 Chemical composition of A7050-T7451. [wt.%]

Zn	Mg	Cu	Fe	Zr	Si	Mn	Ti	Cr	Al
5.7-6.7	1.9-2.6	2.0-2.6	0.15	0.15	0.15	0.10	0.06	0.04	Bal.

Table 2 Mechanical properties of A7050-T7451.

Material	Young's modulus, Tensile strength, 0.2% Proof stress,		
	E [GPa]	σ_B [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]
LT	72	533	475
L	70	528	-

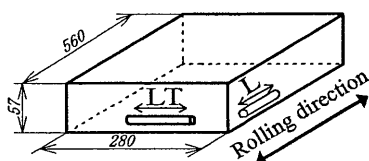


Fig.1 Shapes of materials and machining direction. [mm]

両方向とも粗大結晶粒と微細結晶粒が混在していた。

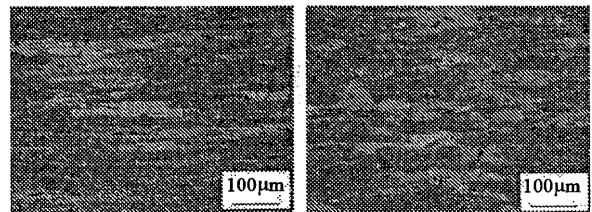
全ての試験片は, Fig.3 に示す形状に機械加工した後に, 試験片中央部をエメリー研磨, バフ研磨により鏡面仕上げした。以下, これを n.p.材と称す。LP 処理は, スポット径 1.2mm, パルスエネルギー 100mJ, 照射回数 18 パルス/mm² の条件で, 試験片中央部に施した。以下, LP 処理を施した試験片を LP 材と称す。

2・2 実験方法

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機(2760rpm, 応力比 R=-1)を用いて, 室温大気中にて実施した。破断した試験片は, 光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて破面観察を行った。

3. 実験結果および考察

3・1 疲労試験結果 疲労試験結果を Fig.4 に示す。※印は内部起点型破壊を示す。LT 材の 10^7 回疲労強度は, n.p.材で約 200MPa, LP 材で約 260MPa であった。L 材の 10^7 回疲労強度は, n.p.材で約 200MPa, LP 材で約 250MPa であった。疲労寿命および 10^7 回疲労強度において, LT 材と L 材に明らかな差は見られなかった。また, 両材ともに, n.p.材では疲労寿命に大幅なばらつきが生じているが, LP 処理によりそのばらつきが抑えられた。



(a) Parallel plane to rolling direction. (b) Vertical plane to rolling direction.

Fig.2 Microstructure of A7050-T7451.

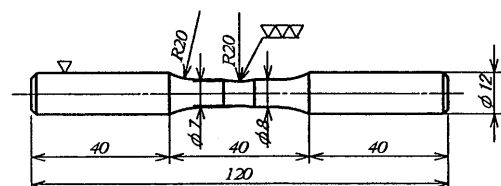


Fig.3 Shape of specimen. [mm]

3・2 破面観察結果 破面観察結果の例を Fig.5 に示す。LT 材と L 材の観察結果に明確な差は見られなかった。n.p. 材では Fig.5(a) に示すように表面起点型破壊となった。一方、LP 材では高応力側で同様の表面起点型破壊であったが、低応力側では Fig.5(b) に示すように内部起点型破壊となった。

3・3 n.p.材の疲労寿命のばらつき n.p.材の疲労寿命のばらつきについて調査するために、レプリカ法による表面き裂観察を行なった。レプリカ観察から得られた主き裂長さ $2a$ と繰返し数 N との関係を Fig.6 に示す。Fig.6(a) は応力振幅 280MPa における $2a-N$ の関係を、Fig.6(b) は応力振幅 240MPa における $2a-N$ の関係を示す。応力振幅 280MPa では、き裂発生寿命と微小き裂進展挙動において、試験片による個体差が見られた。一方、応力振幅 240MPa では、き裂発生寿命のみに大きな差が見られた。

次に、き裂の発生起点および進展経路と組織との関係を調査した。Fig.7 にエッチングにより組織を現出させてレプリカ観察を行った結果を示す。き裂は粗大結晶粒群から発生しており、粗大結晶粒を進展する場合は粒内を、微細結晶粒を進展する場合は粒界を通過する傾向が見られた。この試験片は応力振幅 280MPa で試験を行なった n.p.材の試験片のうち最も短寿命であった。一方で、同じ応力振幅 280MPa で長寿命となった LT-n.p.材のき裂起点は微細結晶粒であり、起点近傍の表面には粗大結晶粒群は存在しなかった。以上の結果から、n.p.材のき裂の発生および進展は試

験片表面の粗大結晶粒群の存在に影響されると考えられる。

3・4 LP 処理による疲労寿命のばらつき抑制と疲労強度の向上 LP 処理による疲労寿命のばらつき抑制について調査するために、LP 材についてもレプリカ法による表面き裂観察を行なった。Fig.8 に負荷応力振幅 280MPa での $2a-N$ の関係を示す。同図には比較のために n.p.材の結果も示す。LP 材は n.p.材に比較してき裂の発生が極端に遅く、進展速度は小さいことが分かる。Fig.9(a) にき裂起点近傍のレプリカ観察結果を、Fig.9(b) に疲労破壊後のき裂起点近傍の破面および側面の SEM 観察結果を示す。き裂起点は LP 痕の凹部となっている。観察結果から、LP 材のき裂発生は粗大結晶粒群の存在に影響されず、LP 痕に依存するものと考えられる。本研究で施工した LP 処理は、試験片表面に一樣に施されており、どの試験片にも同様の LP 痕が付与されていた。これによって LP 痕に依存する LP 材のき裂発生寿命のばらつきは小さく抑えられたものと考えられる。

LP 処理によって疲労強度が向上した原因としては、硬さの向上と圧縮残留応力の効果が考えられる。LT 材の硬さ試験結果を Fig.10 に示す。LP 処理により、表面近傍で硬さが増加したことが分かる。また、本研究で用いた供試材と同じ材料に同様の条件で LP 処理を施した試験片の表面の残留応力を測定した結果、軸方向に約 190MPa、周方向に約 122MPa の圧縮残留応力が付与されていたことが確認された。このことから、本研究で用いた試験片にも同程度の圧縮残留応力が付与されていたと考えられる。これらの表面近傍での硬さの向上および圧縮残留応力の効果により、疲労き裂の発生、進展が抑制され、LP 材では n.p.材に比べ疲労強度が向上したと考えられる。

(結言・参考文献省略)

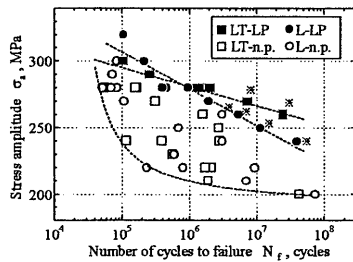
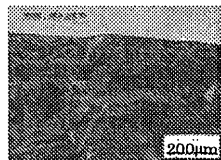


Fig.4 S-N diagrams.



(a) LT-n.p. specimen



(b) LT-LP specimen.

($\sigma_a=240\text{MPa}$, $N_f=2.7 \times 10^6$ cycles) ($\sigma_a=280\text{MPa}$, $N_f=1.1 \times 10^6$ cycles)

Fig.5 Fracture surface at crack initiation site.

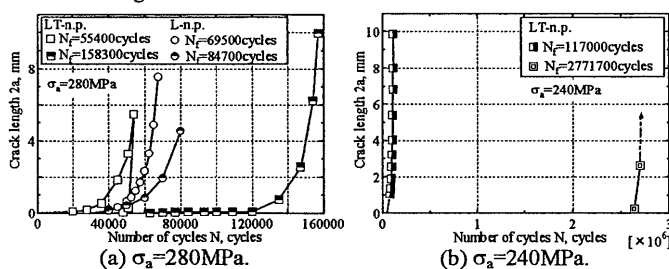


Fig.6 Relations between crack length and number of cycles for n.p. specimen.

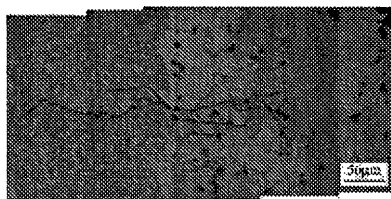


Fig.7 Microscopic observation of fatigue crack.

(L-n.p., $\sigma_a=280\text{MPa}$, $N/N_f=0.62$, $N_f=52300$ cycles)

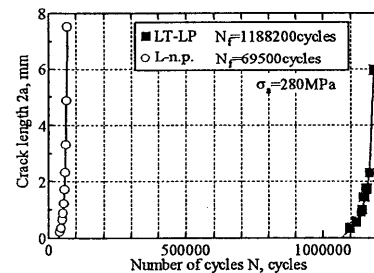
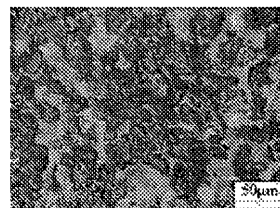
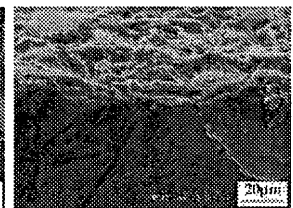


Fig.8 Relations between crack length and number of cycles for LP specimen. (compared with n.p. specimen)



(a) Replica observation.



(b) SEM observation.

Fig.9 Observation at crack initiation site.

(LT-LP, $\sigma_a=280\text{MPa}$, $N_f=1.19 \times 10^6$ cycles)

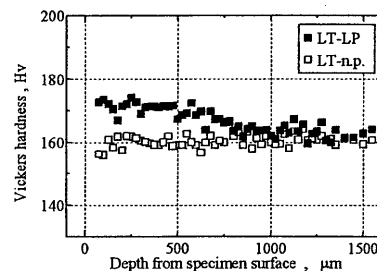


Fig.10 Hardness distribution of LT specimen.