Bi 系黄銅におけるき裂発生及び伝播挙動に関する研究

山本晋也*¹, 石原外美*², 嶋川卓*³, 上坂美治*⁴, 岡田拓也*⁵

Study on fatigue crack initiation and propagation behavior of Bi-brass

Shinya YAMAMOTO*¹, Sotomi ISHIHARA*², Taku SHIMAKAWA*³

Yoshiharu KOUSAKA*⁴, Takuya OKADA*⁵

*^{1,2,3} University of Toyama, 3190 Gofuku, Toyama, Japan

*^{4,5} San Etsu metal Co., Ltd., 1892 Ota, Tonami, Japan

Lead is added to traditional free-cutting brass. However, lead is dangerous to the human health and environment. So, Bi brass has been produced as an alternative to the lead brass. In this study, fatigue test was conducted at room temperature using the lead free brass, i.e., Bi brass. The material was clarified to be consist of three phases, α , β and Bi phases. A crack was initiated at Bi phase existing in specimen surface at the early stage of fatigue life. The Bi phase is much softer than the other phases. Prediction of fatigue life was carried out on the basis of crack propagation behavior. The predicted result was in good agreement with the experimental value. It was also clarified that the smaller the size of Bi phase, the longer the fatigue life.

Key Words : Fatigue, S-N curve, Lead-free brass, Bismuth

1. 緒 言

快削黄銅は、一般的に切削加工性を向上させるために Pb(鉛)が添加されている。しかし、Pb は人体に悪影響を与えるため、Pb の規制が強化され、鉛フリー化が進んでいる。快削黄銅の場合は、Pb に代わり Bi(ビスマス)及び Si を添加し、切削性の良好な鉛フリー快削黄銅が開発されている。

しかし、この代替素材に関する疲労の研究はあまりなされていないのが現状である。そこで本研究では、Bi が添加された黄銅材を用いて、室温大気中で軸疲労試験を行い、疲労寿命、並びにき裂進展速度の測定を行った。黄銅材料に添加される Pb や Bi は、母材中で軟らかい析出物を形成する。そのため、結晶組織が疲労特性に与える影響を調査することも重要である。

2. 実験方法および供試材

2・1 試験片 本実験で用いた供試材は、Bi を 2.2% 含む鉛レスの六四黄銅(JIS C6801)の引抜材(引抜比:89%)である。供試材の微視組織を光学顕微鏡を用いて撮影したものを Fig.1 に示した。図より、結晶組織は α 相, β 相, Bi 相の 3 つの相から成っている。また、結晶は引抜方向に引き延ばされている。試験片形状は丸棒試験片であり、平行部直径 4mm, 平行部長さ 14mm. である。また、き裂伝播測定に当たり、平行部直径 5mm, 平行部長さ 14mm の平滑材中央部に、深さ 0.25mm (直

径 4.5mm), 切込半径 12mm のくびれ部を設け、き裂観察が容易になるよう工夫した。試験片表面をエメリー紙 2000 番まで研磨後、ダイヤモンドペースト (1 μ m) を用いて研磨し、試験片表面を鏡面に加工した。その後疲労実験に供した。

Fig. 1 Microstructures of the materials used in the present study (Etching treatment were conducted to reveal structures)

Table 1 Chemical composition of specimens

phase	Fe	Cu	Zn	Sn	Bi
α phase	0.09	60.86	38.87	0.13	0.05
β phase	0.03	54.45	44.73	0.80	0.00
Bi phase	—	1.32	0.53	0.39	97.77

Table 2 Mechanical properties of materials used

0.2% proof stress MPa	Tensile stress MPa	Elongation %
299	441	26

2・2 実験方法 電気・油圧サーボ型疲労試験機を用いて、室温大気中で、周波数 15Hz, 応力比($=\sigma_{min}/\sigma_{max}$) $R=0.1$ の正弦波のもとで軸荷重疲労試験を行った。き裂伝播の測定は、レプリカ法を用いて行った。応力比

*¹ 学生員, 富山大学 (〒930-3190 富山県富山市五福 3190)

E-mail: m1171249@ems.u-toyama.ac.jp

*² 正員, 富山大学

大係数 K は表面き裂の形状を半円き裂であると仮定して、式(1)を用いて算出した。ここで Y は補正係数であり、半円の表面き裂に対して $Y=0.73$ を用いた。

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1)$$

3. 実験結果

3・1 S-N 曲線 図2は室温、実験室環境におけるS-N曲線を示したものである。図よりわかるように、室温における本銅合金のS-N曲線は、疲労限度近傍で折れ点が現れない滑らかな曲線となった。 $N_f = 10^7$ 回における疲労限度はほぼ320MPaである。

Fig. 2 S-N curves

3・2 き裂進展速度 図3はき裂の伝播曲線よりき裂進展速度 da/dN を求め、最大応力拡大係数 K_{max} の関数として整理したものである。 K_{max} の計算は表面き裂の形状を半円き裂と仮定して、式(1)を用いた。図より、低 K_{max} において、き裂進展速度に大きなばらつきが認められ、き裂進展下限値 K_{th} は明確に確認することができなかった。

Fig. 3 Relations between da/dN and K_{max}

4. 考察

4・1 き裂の発生起点 図4は結晶組織が観察できるように、疲労試験前に試験片表面をエッチング処理した試験片を用い、室温大気中、応力比 $R=0.1$ 、 $\sigma_{max}=350$ MPa、において疲労過程におけるき裂発生挙動を観察したものである。図4のBより、き裂は中央部の比

較的大きなBi相より発生していることが確認された。このようにBi相を起点として複数のき裂が観察された。そこでき裂の発生源としてBi相の大きさを極値統計学を用いて調査した。まず、試験片表面の1視野(0.059mm²)中の寸法の大きなBi相を大きさ順に3つ、これらの直径を測定した。これらの測定を20視野について行い、直径の小さいものの順に並べ替え、結果を図5の極値確率紙上に白いデータ点としてプロットした。なお、縦軸は累積確率であり、 $F=i/(n+1)$ として計算した。ここで、 i は小さいものから並べ替えた順、 n はデータ総数である。本疲労実験では、試験片の平行部くびれ付近で破断した。くびれ部を挟む0.1mmの領域(面積=2.5mm²)を破断危険領域と仮定すると、再帰期間 T の考えより、試験片の危険面積の極値分布を求めることができる。図5中に再帰期間より推測した危険面積2.5mm²に対する極値分布と、試験片の破断起点となったBi相の欠陥分布とを合わせて示した。図よりわかるように、極値統計による推測分布と破断面から測定したBi相の寸法分布とは良い一致を示す。なお、予測値の平均値は25μmであった。また、推測分布の式の傾きがBi相寸法のばらつきを表しており、寸法を小さくするほど傾きは大きくなる。

Fig. 4 Crack initiation during fatigue process of the Bi-brass

Fig. 5 Bi size distribution plotted on the extreme value probability paper

4・2 応力集中の解析 供試材にエッチングを施し、試験荷重 20g でマイクロビッカース試験を行い、 α 相のビッカース硬さとして138HVを得た。Bi相の測定は、

Biの単体を用いて硬さ測定を行い、10HVの値を得た。従って、母材(α 相)中に柔らかい相(Bi相)がある構造のため、Bi相周辺で応力集中していることが想像できる。

汎用構造解析ソフトANSYSを用いてBi相周辺の応力分布の解析を行った。解析モデルはFig.6に示すように、黄銅の半無限体の表面にBiの半球体を埋め込んだ3次元1/4解析モデルである。解析に用いた物性値として、黄銅及びBiのヤング率をそれぞれ、100GPa、31.9GPaとして解析を行った。解析から得られた結果をFig.7に示す。図は公称応力に対する応力比 $k(a)$ の表面からの深さ方向の分布をBi相半球体の半径 ρ で示したものである。 $k(a)$ 値はBi相と母材の境界面で最大値1.49をとり、表面遠方に向かうほど低下し1に収束した。

Fig. 6 Model for analysis of stress concentration due to Bi phase

Fig. 7 Stress concentration

Bi相による影響を考慮するために応力拡大係数 K に $k(a)$ を乗じて、式(2)を用いて修正応力拡大係数 K_{mod} を算出した。き裂進展速度 da/dN と K_{mod} の関係を図8に示す。図中の近似式は式(3)によって示される。

Fig. 8 Modified crack propagation curve

$$K_{mod} = 0.73 \sigma k(a) (\pi a)^{1/2} \quad (2)$$

$$da/dN = 1.8 \times 10^{-10} (K_{mod} - 1.5)^2 \quad (3)$$

疲労寿命はき裂発生寿命とき裂進展寿命の和として与えられるが、き裂は疲労寿命の初期(寿命の5%未満)で発生していたことから、き裂発生寿命を無視できる。従って、疲労寿命はき裂進展寿命 N_p として近似できる。 N_p は式(3)を数値積分することにより算出することができる。数値積分は初期き裂長さ a_i より臨界き裂長さ a_c まで行った。 a_c は疲労破壊靱性値を $K_{Ic}=15\text{MPa}$ とし、その値に対応する臨界き裂長さ a_c を各応力値に対し求めた。また、初期き裂 a_i はBi相半径と同寸法であると仮定し、 a_i を変えることによってBi相の寸法を種々に変化させた場合の疲労寿命が計算できる。結果を図9に示す。図5の極値分布からの極値Biの平均寸法 $25\mu\text{m}$ に対するS-N線は実験結果と良く一致する。また、図から分かるように、Bi相の寸法が大きくなるにつれて疲労寿命が低下するのが確認できる。そのため、Bi相の寸法がより小さな材料を開発することができれば、材料の疲労寿命の改善を図ることが可能であると考えられる。また、図5の極値分布から得られる式を用い、疲労寿命を予測することで、疲労寿命のばらつきを見積もることもできる。Bi相の寸法のばらつきを小さくすることで、図5の推測分布曲線の傾きは小さくなり、疲労寿命のばらつきは小さくなると予想がつく。

Fig. 9 Prediction of fatigue life

5. 結 言

- (1) き裂は表面のBi相から発生した。
- (2) Bi相による応力集中を考慮した疲労寿命の予測結果は実験値と良く一致した。
- (3) Bi相の寸法を小さくすることによって疲労寿命の改善が期待でき、寸法のばらつきを小さくすることで材料の信頼性向上を図ることができる。