

TiNi 形状記憶合金細線の曲げ疲労特性に対するひずみ比の影響

Influence of Strain Ratio on Bending Fatigue Properties of TiNi Shape-Memory Thin Wire

戸伏壽昭[†], 古市裕司[†], 牧野悦康^{††}
H. Tobushi[†], Y. Huruiti[†] and Y. Makino^{††}

Abstract The influence of strain ratio on bending fatigue properties of TiNi shape-memory alloy thin wires and the process of fatigue crack growth were investigated. The results obtained are summarized as follows. (1) The martensitic transformation stress of a superelastic thin wire is higher than that of a shape memory wire, resulting in short fatigue life of the superelastic wire. The maximum bending strain of fatigue limit is the martensitic-transformation starting strain. (2) The plane-bending low-cycle fatigue life curve is expressed by a power function between maximum strain ϵ_{\max} and the number of cycles to failure. The smaller the strain ratio, the shorter the fatigue life. (3) In plane bending, fatigue crack initiates on the surface of the wire. One fatigue crack grows preferentially and the fatigue-crack propagated region is fan-shaped. (4) If ϵ_{\max} is larger than 1%, ϵ_{\max} becomes a little smaller than that of the initial value during the rotating-bending fatigue test. (5) The fatigue crack length of the notched wire is expressed by a power function of the number of cycles.

1. 緒言

形状記憶合金(shape memory alloy, SMA)は形状記憶効果(shape memory effect, SME)や超弾性(superelasticity, SE)の特性を示すために、インテリジェント材料としての応用が注目されている¹⁻⁵⁾。これらの特性を利用した SMA 素子は繰返し変形することが多い。繰返し変形する記憶素子の機能特性を評価する上で重要になる性質の一つは SMA の疲労である⁶⁾。SME や SE を示す SMA の疲労特性はマルテンサイト(martensite, M)変態に伴う応力、ひずみ、温度などに依存し、複雑である。SMA の疲労特性を定めるためには、疲労に対するこれらの因子の影響を明らかにする必要がある。これまで SMA の疲労に関して多くの研究が行われているが、実用されている SMA 細線の曲げ疲労特性の研究は十分に行われていない⁷⁻¹⁰⁾。これまでの SMA 細線の曲げ疲労特性は主に回転曲げについて検討されている。しかしながら、SMA 素子は実用において平面曲げを受けることが多い。したがって、回転曲げだけでなく平面曲げでの疲労特性を明らかにすることは重要である。

本研究においては常温で SME および SE を示す TiNi SMA 細線に関して繰返し曲げ変形を受ける場合の疲労特性

を調べた。疲労試験では平面曲げと回転曲げを受ける場合を検討し、両細線の疲労寿命特性、疲労き裂の進展過程、ひずみ比の影響などを明らかにした。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

供試材は古河電気工業(株)製の TiNi SMA 細線であった。常温で SME を示す SME-NT、直径 0.75mm および常温で SE を示す SE-NT、直径 0.5mm を用いた。両細線とも直線形状を記憶した。試験片の長さは 60mm~80mm であった。

2.2 実験装置

疲労試験には回転曲げ試験装置⁷⁾、片振り平面曲げ疲労試験装置⁸⁾および両振り平面曲げ疲労試験装置⁹⁾を用いた。実験では曲げひずみ、温度、繰返し速度を指定し、破断繰返し数を求めた。試験片の破断面の観察には走査電子顕微鏡(SEM)を用いた。

2.3 実験手順

疲労試験は室温の大気中で行った。曲げ疲労試験は各サイ

[†] 愛知工業大学 工学部 機械工学科 (豊田市)

^{††} 愛知工業大学 大学院 (豊田市)

クルにおける試験片表面の最大曲げひずみ ϵ_{max} と最小ひずみ ϵ_{min} を規定して行った。曲げ疲労試験は種々のひずみ比 $S_r = \epsilon_{min} / \epsilon_{max}$ に関して行った。繰返し速度 f は主に8.33Hzとした。

3. 実験結果および考察

3. 1 SME-NTとSE-NTの疲労寿命

SME-NTおよびSE-NTの完全片振り平面曲げ疲労試験から得られたひずみ振幅 ϵ_a と破断繰返し数 N_f の関係を図1に示す。図1からわかるように、いずれの疲労寿命曲線にも鉄鋼材料について応力振幅で整理したS-N曲線で認められるような水平部が存在する。折れ曲がり点はSME-NTでは $\epsilon_a=0.5\%$ 、 $N_f=4 \times 10^5$ 回の近傍にあり、SE-NTでは $\epsilon_a=0.35\%$ 、 $N_f=5 \times 10^4$ 回の近傍にある。疲労寿命曲線が水平になるひずみ振幅を疲労限度とする。折れ曲がり点より低寿命側における関係は両対数グラフにおいて直線で表わされる。この低サイクル疲労寿命領域において両材料の疲労寿命には大きな差がある。

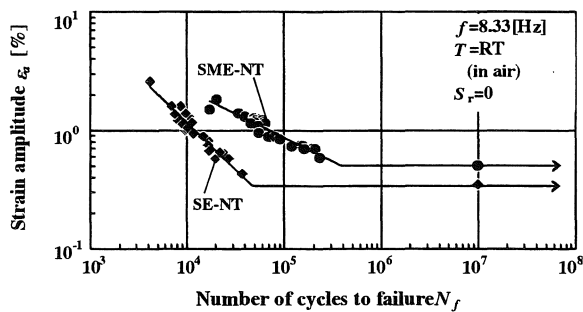


Fig.1 Fatigue life curves for pulsating bending

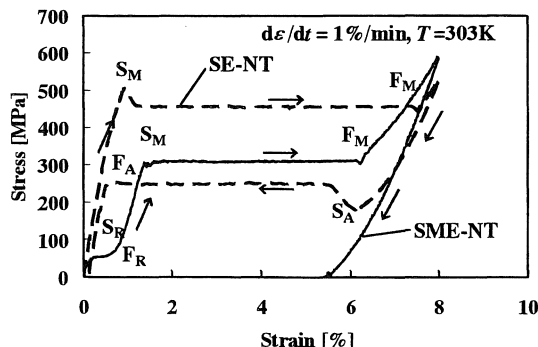


Fig.2 Stress-strain curves

この低サイクル疲労寿命の違いを考察するために、両材料の応力-ひずみ曲線を図2に示す。また、疲労試験中の各サイクルにおける最大ひずみ $\epsilon_{max}=2\%$ と 4% の場合の線材表面の応力-ひずみ関係を模式的に図3に示す。図3において、圧縮側と引張側のM変態応力 σ_M は同じであると仮定している。

図2からわかるように、応力水平段で表わされ、大きな変態ひずみを生じるM変態応力 σ_M はSME-NTの300MPaに対してSE-NTでは450MPaである。したがってひずみの小さい範囲では、SE-NTの方が繰返し作用するM変態応力が高く、このため疲労損傷が大きく、疲労寿命は短くなる。

一方、 ϵ_{max} が大きくなるとSME-NTの疲労寿命は短くなり、両材料寿命の差は小さくなる。この現象は次の理由により生じる。図3に示すように、各サイクルにおけるヒステリシスループの囲む面積は単位体積当りの散逸仕事 W_d を表わす。SE-NTとSME-NTの W_d はそれぞれ次のようになる。

$$W_d = (\sigma_M - \sigma_A)(\epsilon_{max} - \epsilon_{MS}) \quad \text{SE-NT} \quad \dots(1)$$

$$W_d = 2\sigma_M(\epsilon_{max} - 2\sigma_M/E) \quad \text{SME-NT} \quad \dots(2)$$

ここで、 σ_A 、 ϵ_{MS} および E はそれぞれ逆変態応力、M変態開始ひずみおよび弾性係数を表わす。 $\epsilon_{max}=2\%$ と 4% における W_d の値はSE-NTではそれぞれ 2.6MJ/m^3 と 6.6MJ/m^3 であり、SME-NTではそれぞれ 1.8MJ/m^3 と 13.8MJ/m^3 である。したがって、 ϵ_{max} が大きくなるとSME-NTの W_d が非常に大きくなる。両材料の疲労寿命に関して、 ϵ_{max} の小さい範囲では疲労損傷に σ_M の大きさが支配的であり、SE-NTの疲労寿命が短い。これに対して ϵ_{max} が大きくなるとSME-NTでは W_d が非常に大きくなり、疲労損傷に対して W_d が大きく影響するようになり、この結果疲労寿命が短くなる。この様に、 ϵ_{max} が大きくなると W_d の影響により両材料の疲労寿命の差異が小さくなるものと考えられる。

さらに、図2の応力-ひずみ関係から疲労限度のひずみを考察すると次の通りである。完全片振りの曲げ疲労試験においては、ひずみ振幅 ϵ_a は最大ひずみ ϵ_{max} の半分である。したがって、疲労限度の最大ひずみ ϵ_{max} はSME-NTで 1% 、

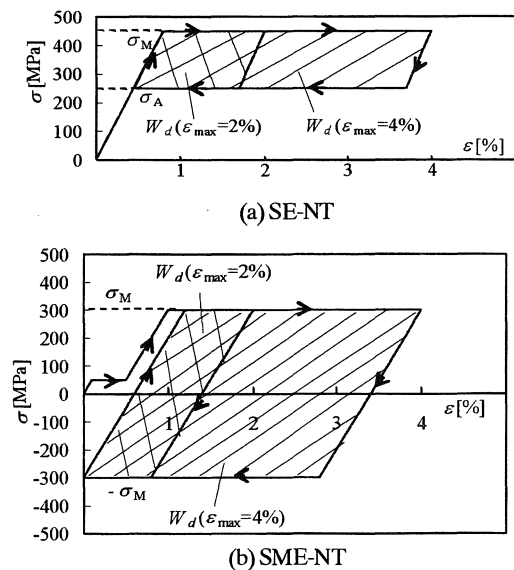


Fig.3 Schematic stress-strain diagram for SE-NT and SME-NT in pulsating bending ($S_r=0$)

TiNi 形状記憶合金細線の曲げ疲労特性に対するひずみ比の影響

SE-NT では0.7%になる。SME-NTでのひずみ1%はR相変態の終了点 F_R 近傍に対応しており、SE-NTでのひずみ0.7%はM変態の開始点 S_M 近傍に対応している。したがって、SMA素子の設計において低サイクル疲労を考慮すべきひずみ領域はSME-NTではR相変態の終了後、SE-NTではM変態の開始後の範囲である。

3.2 SE-NTの疲労寿命に対するひずみ比の影響

SE-NTの平面曲げ疲労でひずみ比 $S_r = -1, 0, 0.3$ の実験により得られた最大ひずみ ϵ_{max} と破断繰返し数 N_f との関係を図4に示す。 10^6 および 10^7 回において未破断の点には矢印を付している。図4からわかるように、折れ曲がり点の最大ひずみは約0.7%である。疲労限度に対する S_r の影響に関してはさらに詳細に検討する必要があるが、いずれの S_r に関しても疲労限度の最大ひずみはM変態の開始ひずみの近傍0.7%である。

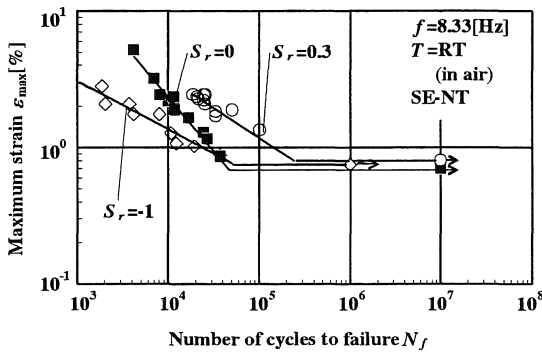


Fig.4 Fatigue life curves for various strain ratio S_r in plane bending

次に、折れ曲がり点より低寿命側の特性を詳細に観察する為に図5に低サイクル疲労寿命曲線を拡大して示す。図5からわかるように、両対数で表わした最大ひずみ ϵ_{max} と破断繰返し数 N_f の関係はいずれのひずみ比 S_r に関してもほぼ平行な直線で近似される。したがって、両者の関係は、常用金属の低サイクル疲労を表わすCoffin-Manson則と類似な次のべき

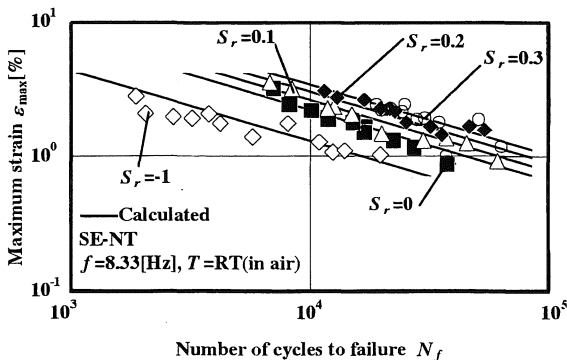


Fig.5 Low-cycle fatigue life curves for various strain ratio S_r in plane bending

関数で表わされる。

$$\epsilon_{max} \cdot N_f^\beta = \alpha \quad (3)$$

ここで α は $N_f=1$ での ϵ_{max} の値を表わし、 β は疲労寿命曲線の傾きを表わす。図5における ϵ_{max} は弾性ひずみ、R相変態ひずみおよびM変態ひずみから成る全ひずみである。各ひずみ成分の疲労寿命に対する影響は今後の研究課題である。

図5の各曲線を直線で近似し、求めた傾き β の平均は0.53である。この平均値を用いて α を求め、 S_r の関数として近似すると次式が得られる。

$$\begin{aligned} \alpha &= 1.2S_r + 2.9 & ; & \quad -1 \leq S_r \leq 0 \\ \alpha &= 5.33S_r + 2.9 & ; & \quad S_r \geq 0 \end{aligned} \quad (4)$$

式(3)と(4)を用いて求めた計算結果を図5に実線で表わす。図5からわかるように、全体的な傾向は実線でうまく表わされる。しかしながら $S_r=0$ と $S_r=-1$ では計算結果からのずれが大きい。

ひずみ比 S_r の疲労寿命に対する影響を考察するために、繰返し負荷を受ける場合の線材表面要素の応力-ひずみ線図を図6に示す。図6において圧縮側の応力-ひずみ線図は引張側と対称である事を仮定している。図6のヒステリシスループの囲む面積は単位体積当りの散逸仕事 W_d を表わす。 $S_r = \epsilon_{min}/\epsilon_{max}$ であるので、同じ ϵ_{max} に関しては S_r が大きい程 ϵ_{min} は大きく、 W_d は小さい。形状記憶合金では繰返し負荷受けることにより W_d に基づき線材の温度が上昇する⁹⁾。M変態応力 σ_M は温度に比例して上昇する¹¹⁾。したがって、図6(a)からわかるように、SE-NTに関して $S_r > 0$ の場合、 S_r が大きいほど W_d は小さく、 σ_M の上昇は小さいので疲労損傷は小さく、寿命は長くなる。

図5からわかるように、 $S_r=0$ の場合、 ϵ_{max} が1.5%より大きくなると N_f の値は $S_r=0.1$ での N_f とほぼ同じ値をとる。この理由は次の様に考えられる。 $S_r=0$ の場合には $\epsilon_{min}=0$ であり、SE-NTでは徐荷で逆変態は完全に完了する。 $S_r=0.1$ の場合、 ϵ_{min} は逆変態の終了点 F_A のひずみ ϵ_{AF} より小さくなり、逆変態は終了する。したがって、 $S_r=0$ と $S_r=0.1$ に関して応力ひずみ曲線のヒステリシスループ幅で表わされるM変態ひずみ幅 $\Delta\epsilon_M = \epsilon_{max} - \epsilon_{MS}$ は同じになり、このため W_d も同じになる。この結果、 $S_r=0$ と $S_r=0.1$ での N_f はほぼ同じ値をとるものと考えられる。

一方、両振り平面曲げ($S_r=-1$)の場合、 ϵ_{max} が大きいと N_f は著しく小さくなる。この場合、1サイクル当り引張りりと圧縮のM変態を受ける。このため、 W_d は2倍になり、対応する大きな温度上昇に基づくM変態応力の上昇で疲労損傷が大きくなり、疲労寿命は短くなる。

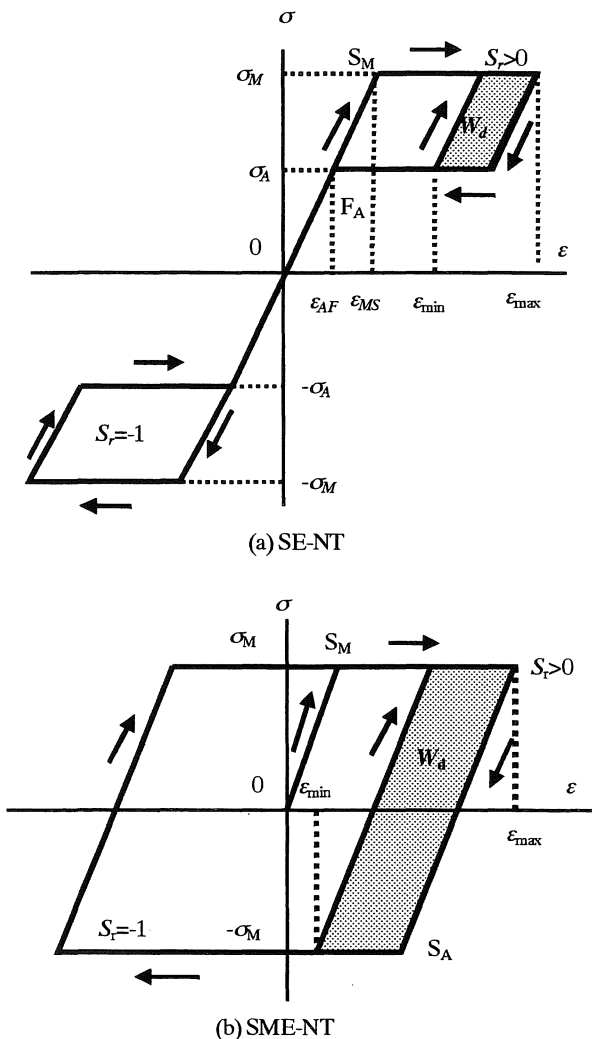


Fig.6 Schematic stress-strain diagrams during cycling for SE-NT and SME-NT

3.3 SME-NT と SE-NT の疲労寿命に対するひずみ比の影響

SME-NT の平面曲げ疲労特性について、ひずみ比 S_r が -1 から 0.2 の範囲において式(1)で表わされる疲労寿命曲線の傾き β は一定値をとり、 α は S_r に比例して単調に増加する⁹⁾。この SME-NT の特性は、SE-NT の場合に $S_r=0$ では β が大きく、 $S_r=-1$ で β が小さくなる現象と異なる。SME-NT の疲労寿命特性は次の理由に基づいて現れる。図 6(b) の応力-ひずみ線図で示すように曲げを受ける場合の SME-NT は引張りと圧縮の M 変態を受ける。1 サイクルにおけるヒステリシスループの囲む面積 W_d は ϵ_{min} の減少に伴い大きくなる。 $S_r = \epsilon_{min} / \epsilon_{max}$ であるので、同じ ϵ_{max} に関して W_d は S_r に比例して小さくなる。このように、SME-NT の場合には繰返し曲げにおいて引張りと圧

縮の M 変態を受け、 W_d は S_r に比例して単調に減少するため、対応して生じる疲労寿命を規定する α は S_r の単調増加関数により表される。

3.4 SE-NT の回転曲げと両振り平面曲げの疲労寿命

SE-NT について室温で繰返し速度 $f=8.33\text{Hz}$ の回転曲げと両振り平面曲げの疲労試験で得られた線材表面の曲げひずみ振幅 ϵ_a と破断繰返し数 N_f との関係を図 7 に示す。10⁷ 回で未破断の点には矢印を付してある。この場合、ひずみ比 S_r は共に -1 である。

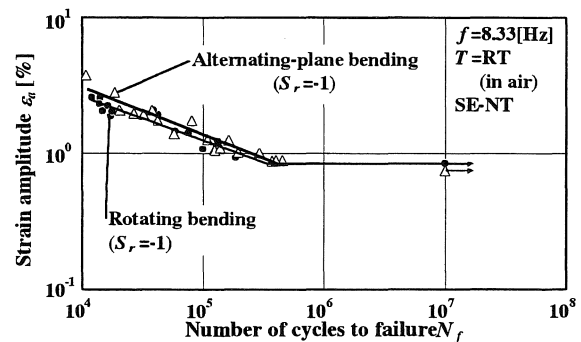


Fig.7 Fatigue life curves for SE-NT in alternating-plane bending and rotating bending

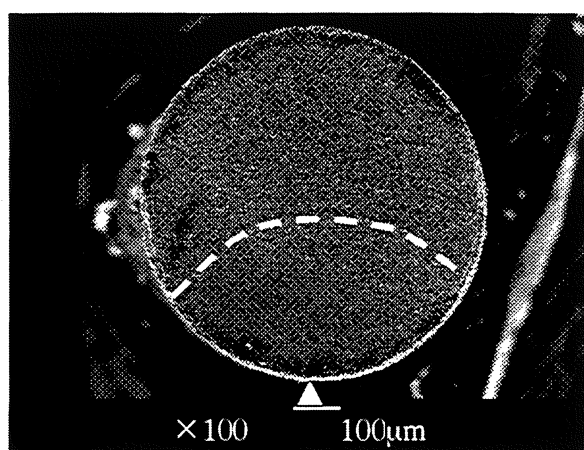
図 7 からわかるように、 ϵ_a が 15% より小さく、疲労寿命が長い場合、回転曲げと両振り平面曲げでの疲労寿命の差は小さい。しかしながら、 ϵ_a が 15% より大きくなると同じ ϵ_a に関する疲労寿命は回転曲げの方が短くなる。これらの全体的な疲労寿命の傾向は SME-NT の場合と類似である⁹⁾。両振り平面曲げの場合、曲げひずみが最大になる線材の特定の両側表面要素のみが繰返し M 変態を受ける。これに対し、回転曲げの場合、線材の全表面要素が 1 サイクル毎に引張りと圧縮の M 変態を受ける。したがって、 ϵ_a が大きくなると表面要素が受ける M 変態に伴う散逸仕事による温度上昇は大きくなる。この為に回転曲げの方が M 変態応力は高くなり、疲労損傷が大きくなり、疲労寿命は短くなる。

3.5 疲労破面の観察

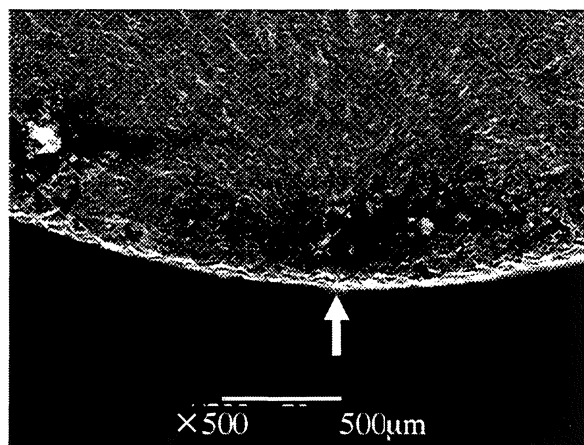
疲労き裂の発生と伝播特性を調べるために疲労破壊した破断面の電子顕微鏡(SEM)写真の代表例を図 8 に示す。図 8 は SME-NT の両振り平面曲げで繰返し速度 $f=8.33\text{Hz}$ 、 $\epsilon_a=1.71\%$ 、 $N_f=11802$ 回の破断面である。図(a)は全体図、図(b)は疲労き裂の起点部、図(c)は最終破断領域を示す。

図 8(a)からわかるように、両振り平面曲げを受ける場合に疲労き裂は最大曲げひずみを受ける両側の表面要素で発生し

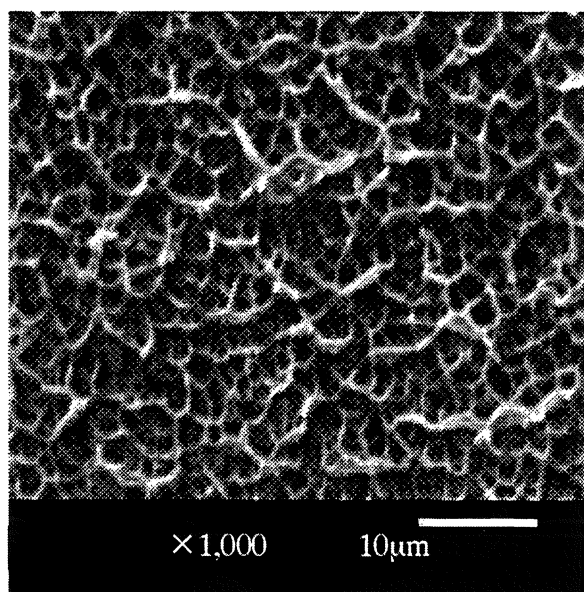
TiNi 形状記憶合金細線の曲げ疲労特性に対するひずみ比の影響



(a) Whole fatigue surface



(b) Fatigue surface at crack initiation



(c) Fracture surface of unstable fracture

Fig.8 SEM photographs of fracture surface for SME-NT in alternating-plane bending
($f=8.33\text{Hz}$, $\varepsilon_a=1.71\%$, $N_f=11802$, $T=RT$)

ているが、矢印で示す片方の疲労き裂が優先的に成長し、疲労き裂は放射線状に伝播し扇形のき裂進展領域が表れる。図 8(b)からわかるように、疲労き裂は線材の表面要素で発生し、放射線状に伝播する。き裂進展領域において、き裂進展特性を表わすストライエーションは確認されない。図 8(c)からわかるように、最終破断領域では、平均直径 $3\mu\text{m}$ の等軸ディンプルが表れる。このことから、最終破断は延性破断を起こす事がわかる。SE-NT においても同様に疲労き裂は表面要素で発生し、扇形のき裂進展領域があり、等軸ディンプルの最終破壊の形態が観察される。

表面要素の一つの疲労き裂が優先的に成長し、扇形のき裂進展領域が出来る現象は、SMA 細線が回転曲げを受ける場合と類似である¹²⁾。回転曲げ疲労では疲労き裂は円周の全表面要素で発生するが、一つの疲労き裂が優先的に成長する。

3. 6 疲労試験中の曲げひずみの変化

従来の研究においては疲労試験で試験片に与える曲げひずみは次の様にして求めてきた。試験片取り付け時に所定の曲げひずみを与えた試験片形状をトレースし、破断後に破断部の曲率半径から表面の最大曲げひずみを定めた。疲労試験中に試験片の温度は上昇するために、この最大曲げひずみは変化する可能性がある。この曲げひずみの変化を調べるために、次の試験を行った。

疲労試験における温度上昇は平面曲げに比べて回転曲げの場合の方が大きい⁹⁾。また、温度上昇はひずみ振幅および繰返し速度が大きいほど大きい。さらに、温度は初期の約 20s 間に大きく上昇し、その後はほぼ一定値に飽和する。これらの点を考慮し、回転曲げに関して、疲労試験開始前に設定ひずみ $\varepsilon_{\text{initial}}$ をデジタルカメラを用い撮影する。回転曲げ疲労試験中の試験片を試験開始後 50, 70, 80, 90s の 4 回写真撮影した。画像から四回の平均値により回転中の曲げひずみ $\varepsilon_{\text{rotation}}$ を求めた。実験には SME-NT を用い、空気中で繰返し速度 $f=1.67, 8.33, 16.7\text{Hz}$ で行った。

実験より得られた $\varepsilon_{\text{initial}}$ と $\varepsilon_{\text{rotation}}$ との関係を図 9 に示す。図 9 からわかるように、 $\varepsilon_{\text{initial}}$ が 1% 以下では $\varepsilon_{\text{rotation}}$ は $\varepsilon_{\text{initial}}$ と等しい。 $\varepsilon_{\text{initial}}$ が 1.2% を越えると $\varepsilon_{\text{rotation}}$ は $\varepsilon_{\text{initial}}$ よりも徐々に小さくなる。 $\varepsilon_{\text{initial}}=2\%$ では、 $\varepsilon_{\text{rotation}}$ は $\varepsilon_{\text{initial}}$ の約 5% 小さくなる。これらの特性は次の理由により現れる。M 変態はひずみ 1% を超えると現れる。このために、 $\varepsilon_{\text{initial}}$ が 1% を越えると線材の表面で現れる M 変態に基づき試験片の温度は上昇し、M 変態応力は高くなる。この為に試験片中央部の最大曲げひずみを受ける部分は直線に形状回復しようとする。この為に $\varepsilon_{\text{rotation}}$ は緩和される。一方、図 9 からわかるように、 $\varepsilon_{\text{rotation}}$ に対する f の影響は少ない。

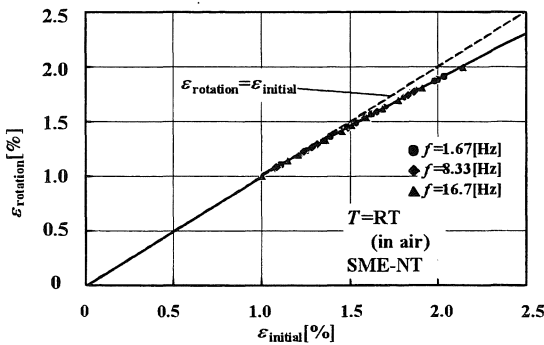


Fig.9 Relationship between $\epsilon_{\text{initial}}$ and $\epsilon_{\text{rotation}}$ in rotating bending

3. 7 電気抵抗測定によるき裂進展挙動の検討

SMA 細線の曲げ疲労試験中のき裂進展挙動を直接観察するのは非常に難しい。ここでは、電気抵抗 R が材料の断面積に反比例する特性を考慮し、疲労き裂が進展すれば、その部分の断面積は小さくなり、そのために R が大きくなる事に着目し、き裂進展挙動を検討した。疲労き裂の発生位置と進展方向が明確な両振り平面曲げ疲労試験によりき裂進展を検討した。実験では始めに刃幅 0.5mm, 刃先円直径 157mm のダイヤモンドカッターにより SME-NT 線材モデルに人工切欠き長さ a_m を施した。人工切欠きの底はほぼ直線になる(図 13 参照)。この線材モデルについて切欠きのある側が弓張りになるように所定の曲げひずみを与えた状態での a_m と R の関係を求めた。

次に、疲労破壊した試験片の破断面を写真撮影する。疲労き裂進展領域の面積と人工切欠き部分の面積が同じ場合についてモデルの人工切欠き長さ a_m と疲労き裂長さ a との関係を求めた。疲労き裂進展領域の先端は扇形になるため、 a_m に比べて a の方が約 15% 大きい。この様にして求めたき裂長さ a と電気抵抗 R との関係を図 9 に示す。ここで両者は無次元化しており、 d は線材の直径、 R_0 はき裂の無い状態での電気抵抗を表わす。この関係は測定した R から a を求める為のマスターカーブである。

繰返し速度 $f=8.33\text{Hz}$ の両振り平面曲げ試験で所定の繰返し数で運動を停止し、30 秒後に切欠きのある側を最大曲げひずみ状態にして電気抵抗 R を測定した。図 10 の関係から R によりき裂長さ a が求まる。曲げひずみ振幅 $\epsilon_a=1.71\%$ の場合の a と繰返し数 N との関係を図 11 に示す。ここで N_f は破断繰返し数を表わす。また、 $N=N_f$ における a は疲労破断面から求めた値を示す。図 11 からわかるように、疲労き裂の進展は約 $0.35N_f$ の繰返し数 N_s より開始する。その後、き裂は最終破断まで急速に成長する。これより、電気抵抗の変化を測定することにより、疲労き裂の進展挙動が求められることがわかる。

さらに精度を上げるためには、人工切欠きの幅を狭くする事、切欠き底の形状を扇形にする事、および電気抵抗測定の為の電極を改善する事が必要である。

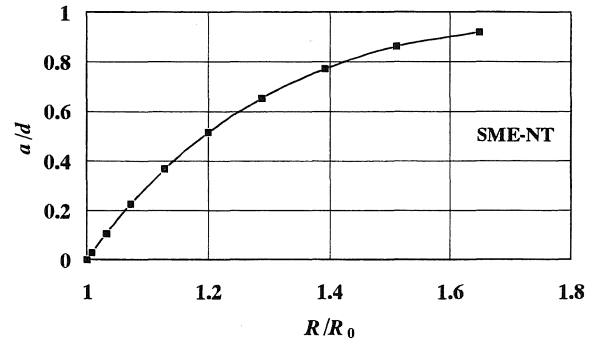


Fig.10 Relationship between fatigue crack length a and electric resistance R

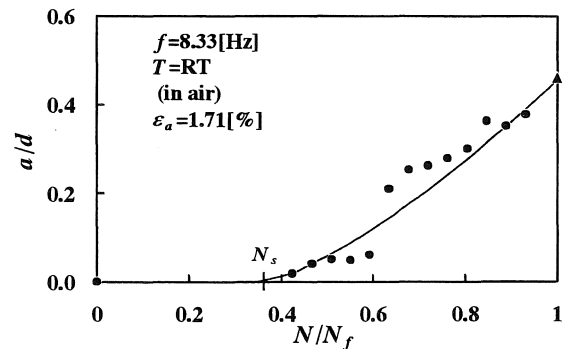


Fig.11 Relationship between fatigue crack length a and the number of cycles N obtained by measuring electric resistance

3. 8 切欠き材を用いたき裂進展挙動の検討

3.7 節では切欠き材を利用し、電気抵抗の変化からき裂進展挙動を検討した。ここでは、切欠き材について両振り平面曲げ疲労試験中に所定の繰返し数で試験片を取りはずし、引張試験機で強制破断させ、破断面の観察から疲労き裂進展挙動を検討した。

実験には SME-NT 試験片にダイヤモンドカッターを用いた深さ $a_0=0.1\text{mm}$ の切欠きを施した試験片を用いた。平滑材と切欠き材について両振り平面曲げ疲労試験により得られたひずみ振幅 ϵ_a と破断繰返し数 N_f との関係を図 12 に示す。平滑試験片の場合、繰返し速度 f が高いほど疲労寿命 N_f は短い⁶⁾。図 12 からわかるように、切欠き材では f が低くても N_f は短い。また、 ϵ_a が大きいほど平滑材の N_f に比べて切欠き材の N_f は短い。

TiNi 形状記憶合金細線の曲げ疲労特性に対するひずみ比の影響

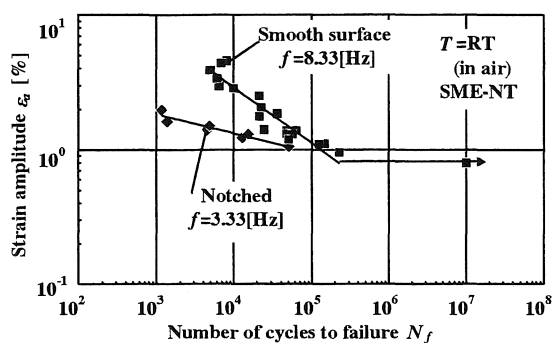


Fig.12 Fatigue life curves for notched and smooth surface specimens of SME-NT in alternating-plane bending

次に、き裂長さ a を測定するために疲労試験中に強制引張破断させた試験片の破断面写真の代表例を図 13 に示す。これは $\varepsilon_a=1.6\%$ で繰返し数 $N=5655$ 回の場合の写真である。図 13 からわかるように、疲労き裂は切欠き底から扇状に進展している。この写真に基づき、線材表面からのき裂長さ a が求まる。この様にして求めた a と繰返し数 N との関係を図 14 に示す。実験では種々の ε_a について所定の N で破断させ、 a を求めた。図 14 において $N=N_f$ における a は疲労試験により最

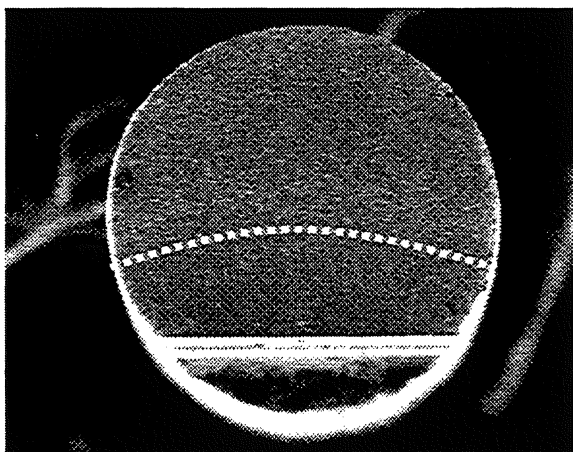


Fig.13 Surface ruptured by forced-during fatigue crack growth for notched specimen at $N=5655$ cycles

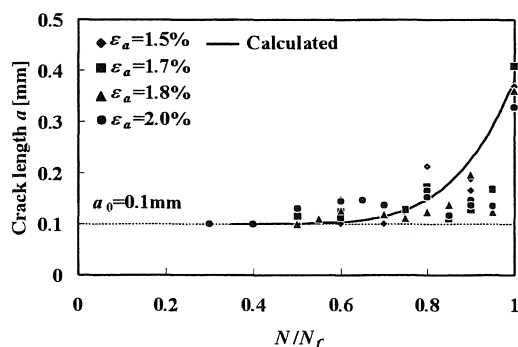


Fig.14 Relationship between crack length a and the number of cycles obtained by forced-tension rupture during fatigue crack growth

終破断した場合のき裂長さを示す。図 14 からわかるように、疲労き裂は N の増加にともない破断直前に急速に大きくなる。種々のひずみ振幅 ε_a に関してき裂進展挙動に明確な差異が認められなかった理由は、切欠きの加工精度、すなわち a_0 の大きさおよび切欠き底の形状を全ての試験片で完全に同じに仕上げる事が出来なかったことに依るものと考えられる。図 14 の a と N の関係は次式で近似される。

$$a - a_0 = A \left(\frac{N - N_s}{N_f} \right)^B \cdots \cdots (3)$$

ここで、 $a_0=0.1\text{mm}$ は切欠き深さ、 N_s はき裂発生繰返し数を表わす。 $A=2.2$ 、 $B=4.8$ 、 $N_s=0.35N_f$ の場合の計算結果を図 14 に実線で示す。図 14 からわかるように、切欠き材の疲労き裂の成長過程は式(3)でほぼ近似できる。

4. 結言

TiNi SMA 細線の曲げ疲労特性に対するひずみ比の影響および疲労き裂の進展過程を調べた。得られた主要な結果は次の通りである。

- (1) 形状記憶合金細線 SME-NT に比べて超弾性細線 SE-NT では M 変態応力が高く、疲労寿命は短い。疲労限度の最大曲げひずみは M 変態の開始ひずみである。
- (2) SE-NT に関する低サイクル疲労の平面曲げ疲労寿命曲線は最大ひずみ ε_{\max} と破断繰返し数 N_f のべき関数で表わされる。同じ ε_{\max} に関してひずみ比が小さいほど疲労寿命は短い。
- (3) 回転曲げと同様に平面曲げにおいても線材表面で発生した一つの疲労き裂が優先的に成長し、扇状の疲労き裂進展領域になる。
- (4) 回転曲げ疲労試験中における線材の最大曲げひずみは初期設定値が 1% 以下では変化せず、1% を超えると初期値より徐々に小さくなる。
- (5) 疲労き裂の進展特性を電気抵抗の変化および疲労試験途中の強制引張破断で調べた。疲労き裂長さは繰返し数のべき関数で近似できる。

終わりに、本研究を行うに当たり実験に協力された愛知工業大学の学生諸君に感謝する。また、本研究は日本学術振興会・科学研究費補助金・基盤研究(C)の補助を受けたことを記し、謝意を表わす。

参考文献

- (1) Funakubo, H., ed., Shape Memory Alloys, (1987), Gordon and Breach Science Pub.
- (2) Duerig, T. W., Melton, K. N., Stockel, D. and Wayman, C. M., eds., Engineering Aspects of Shape Memory Alloy, (1990), Butterworth-Heinemann
- (3) Otsuka, K. and Wayman, C. M., eds., Shape Memory Materials, (1998), Cambridge University Press.
- (4) Saburi, T., ed., Shape Memory Materials, (2000), Trans Tech Pub.
- (5) Chu, Y. Y. and Zhao, L. C., eds., Shape Memory Materials and Its Applications, (2002), Trans Tech Pub.
- (6) Sakuma, T., Iwata, U. and Kimura, Y., Proc. Fatigue '96, **1**(1996), 173-178.
- (7) Tobushi, H., Hachisuka, T., Hashimoto, T. and Yamada, S., Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech., **120** (1998), 64-70.
- (8) Tobushi, H., Okumura, K., Nakagawa, K. and Takata, K., Trans. MRS Japan, **26-1** (2001), 347-350.
- (9) Furuichi, Y., Tobushi, H., Ikawa, T. and Matsui, R., Proc. Instn. Mech. Engrs., **217** (2003), Part L, J. Mater., 93-99.
- (10) Sawaguchi, T., Kaustrater, G., Yawny, A., Wagner, M. and Eggeler, G., Metall. Mater. Trans. A, **34A**, (2003), 2847-2860.
- (11) Shaw, J. A. and Kyriakides, S. J. Mech. Phys. Solids., **43-8**, (1995), 1243-1281.
- (12) Matsui, R., Tobushi, H., Furuichi, Y. and Horikawa, H., Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech., **126** (2004), 384-391.

(受理 2006年5月2日)