

ステンレス鋼における低サイクル疲労損傷発達の 超音波顕微鏡による評価*

荒居 善雄^{*1}, 土田 栄一郎^{*1}, 直見 英明^{*2}

Evaluation of Low Cycle Fatigue Damage Evolution in Stainless Steel Using Scanning Acoustic Microscope

Yoshio ARAI^{*3}, Eiichiro TSUCHIDA and Hideaki NAOMI

^{*3} Department of Mechanical Engineering, Saitama University,
255 Shimo-ohkubo, Sakura-ku, Saitama, 338-8570 Japan

The objective of present study is to develop a prediction method of residual fatigue crack initiation life of cyclically loaded metallic materials in early stage of its life. Measurements were conducted on a change of intensity of ultrasonic back reflection wave from the material surface under cyclic loading. The microscopic surface observations using optical microscope and atomic-force microscope were also conducted to examine the relation of the change to a fatigue damage of the material. An decrease of the ultrasonic back reflection intensity occurred due to the evolution of fatigue damage at the slip bands. This technique enables one to evaluate the remaining life to the initiation period of fatigue crack at a number of cycles.

Key Words: Scanning Acoustic Microscope, Ultrasonic Inspection, Fatigue, Life Prediction, Dislocation, Low Cycle Fatigue

1. 緒 言

疲労き裂発生以前の疲労損傷発達過程を、非破壊的に検出・評価する技術を開発することは、繰返し荷重を受ける金属材料の疲労破壊防止に有用である。従来、レーザースペックルを用いた方法⁽¹⁾など、多くの疲労損傷検出法が提案されている。材料の極表面の形状変化を、高い分解能を持って測定する光学的方法に対して、超音波法では、表面下一波長程度に生じている材料損傷を検出する可能性がある。超音波法を用いた疲労損傷検出に関する研究は、Koehler, Granatoらの転位振動モデルを基礎として数多く行われている^{(2)~(4)}。電磁超音波共鳴法を用いた材料内部の減衰測定により、疲労寿命の20%ほどで転位壁構造間に長く動きやすい転位ができ、超音波の減衰に極大が現れることが報告されている^{(5)~(13)}。また、水袋法と伝達関数法を用いた方法や、表面波速度の周波数依存性を用いた方法により、転位密度とループ長を評価する試みが行われ⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾、超音波伝搬の非線形パラメータと

疲労寿命の関係も調べられている⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。以上は、すべり帯や微小き裂の寸法に比べて、極めて大きな領域の平均量の測定であるが、超音波検査装置の進歩に伴い、高周波数の焦点形探触子を用いた反射強度測定によって、個々のすべり帯や微小き裂の存在する位置について、局所的な測定を行うことが可能となってきた⁽¹⁸⁾。著者らは前報において、平面曲げを受けるステンレス鋼 SUS304 表面における低サイクル疲労き裂発生過程を、超音波顕微鏡を用いて観察し、一結晶粒程度の寸法のき裂(表面き裂長さ約 50 μm)が発生後、表面長さ 100 μm 程度に進展するまでの、疲労き裂の進展過程における超音波後方反射強度変化を、光学顕微鏡による表面観察結果と対応付けて評価した⁽¹⁹⁾。低サイクル疲労寿命の大部分は、発生した微小き裂の伝ば寿命であるが、微小き裂発生以前にその発生寿命を非破壊的に検出できれば、安全確保上意義が大きい。本研究では、疲労損傷の発達過程(初期状態から表面き裂長さ約 50 μm の一結晶粒寸法のき裂発生に至るまで)における、転位密度の変化とき裂への遷移について、それらを検出するために最適な超音波測定方法を提案し、実験によってその有用性を立証した。さらに、繰返し荷重による超音波後方反射強度の変化と疲労損傷状態の対応を、転位振動モデルと結晶粒界

* 原稿受付 2006年3月17日。

^{*1} 正員, 埼玉大学工学部(〒338-8570 さいたま市桜区下久保 255)。

^{*2} 埼玉大学大学院理工学研究科。

E-mail: yarai@mech.saitama-u.ac.jp

反射モデルによってモデル化する方法を提案し、提案した方法による残存疲労き裂発生寿命の予測精度を評価し、予測方法の有効性を示した。

2. 実験方法

実験方法は、測定対象を表面微小き裂寸法ではなく、き裂発生までの疲労損傷の発達とした点以外は前報と同様であるが、情報の完備性のために、ここで再度述べる⁽¹⁹⁾。供試材はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 であり、その化学成分と機械的性質を表 1, 2 に示す。試験片表面は、繰返し荷重によって生じたすべり帯、き裂を光学顕微鏡で確認できるように、試験片中央部をエメリー紙(#3000)で仕上げた後に、平均

Table 1 Chemical compositions [wt.%]

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.05	0.66	1.81	0.03	0.05	8.76	18.34	Bal

Table 2 Mechanical properties

E(GPa)	ν	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)
195.0	0.25	331.3	662.4

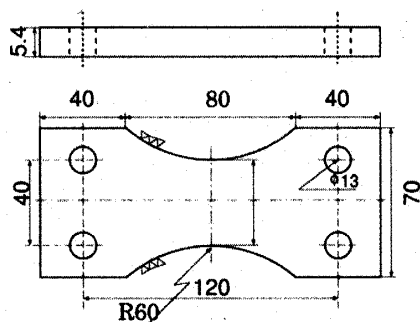


Fig. 1 Specimen configuration (unit: mm)

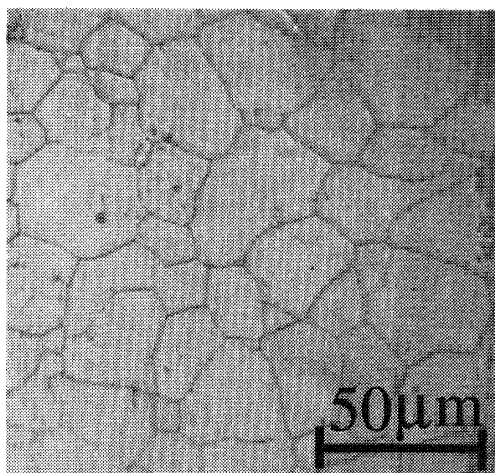
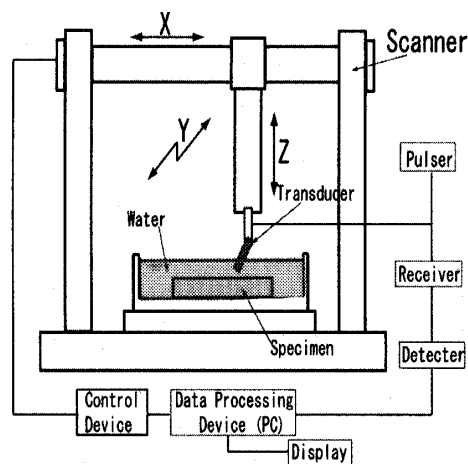


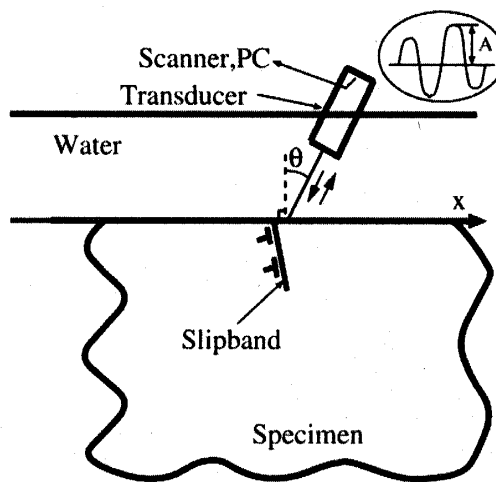
Fig. 2 Optical microscope image of microstructure of tested material

直径 $0.3 \mu\text{m}$ のアルミナ粒子によるバフ研磨を施し、鏡面仕上げとした。図 1 に試験片形状を、図 2 に試験片表面の組織の光学顕微鏡像を示す。光学顕微鏡像から測定した等方的な平均結晶粒径は、約 $30 \mu\text{m}$ であった。疲労試験は室温大気中、平面曲げ、応力比 -1 、繰返し周波数 1 Hz で行った。繰返し荷重条件は、最大曲げ応力 450 MPa 一定のモーメント制御である。1000 倍の光学顕微鏡ですべり帯および表面疲労き裂を観察した。発生したすべり帯に対して、原子間力顕微鏡(NanoScope-III, デジタルインスツルメンツ社製)を用いて表面形状を測定した。タッピングモードで Si 単結晶製のカンチレバーを使用し、傾き補正をした後に測定した。

すべり帯の発達と表面疲労き裂の発生挙動を、超音波法により評価した。超音波評価方法は、水浸斜角探傷法による 1 探触子法で行った。図 3 に測定システムの概要(a)と、超音波の伝搬経路(b)を示す。周波数



(a) Ultrasonic scanning system



(b) Ultrasonic wave path

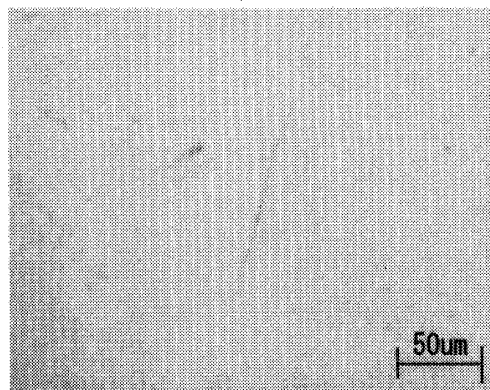
Fig. 3 Illustration of ultrasonic measurement

は 50 MHz, ビーム径約 120 μm , 水中における焦点距離約 12 mm, スキャン位置分解能 5 μm , 入射角 30° である。超音波はパルサにより発生させ, 探触子から水を経由して試験片表面に入射される。試験片に入射した超音波は, 結晶粒界やき裂などのきずで反射される。反射波のうち探触子が再び受信した後方反射波の強度を測定した。ランダムノイズの影響を除くために, 波形信号を 256 回同期加算し, 平均処理をしたものを反射強度とした。測定は, 疲労き裂が発生する表面側から行い, 光学顕微鏡による表面観察では測定できない, 表面直下の固執すべり帯からき裂への遷移現象を測定対象とした。荷重繰返し数の増加に伴って測定を行い, その変化を調べた。鏡面研磨された初期状態の表面からの後方反射波形を, 図 4 に示す。図 4 に示す後方反射波形の最大強度(最大振幅の電圧)を A と定義する。 A が最大となるように水平面内で探触子を移動し, このときの A を A_{max} とした。後方反射波形の最大強度の基準値として, 装置の増幅率を同一とした場合の, 疲労試験前の同一位置における後方反射波形の最大強度 A_0 を用いた。すなわち, A_{max}/A_0 は, 疲労試験前の後方反射強度に対する, 疲労損傷による後方反射強度の変化を表す。繰返し負荷後の測定は, 材料の疲労損傷変化以外は同一条件である必要があるが, 本研究では応力比が -1 であり, 試験片の全体的な変形が一方に進むことはない。なお, 本研究の繰返し塑性ひずみ振幅は約 400 μstrain であり, サイクリッククリープの発生は考慮しなかった。また, 同一位置からの後方反射波形を測定していることは,

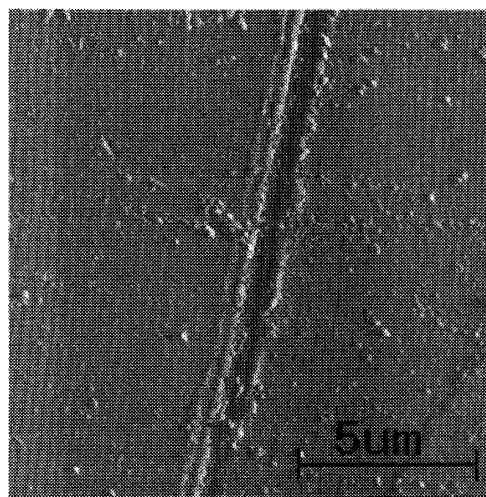
後方反射強度を輝度の二次元配列として表示した超音波顕微鏡像の相似性から, スキャン位置分解能 5 μm の精度で判断できる。

3. 実験結果および考察

すべり帯の光学顕微鏡写真(a), AFM 画像(b)お



(a) Optical microscope image of typical slip band



(b) AFM image of typical slip band

Table 3 Measurement results of slip bands

Length(μm)	Density(line/ mm^2)	Angle(deg.)
40~70	2.2~6.4	63

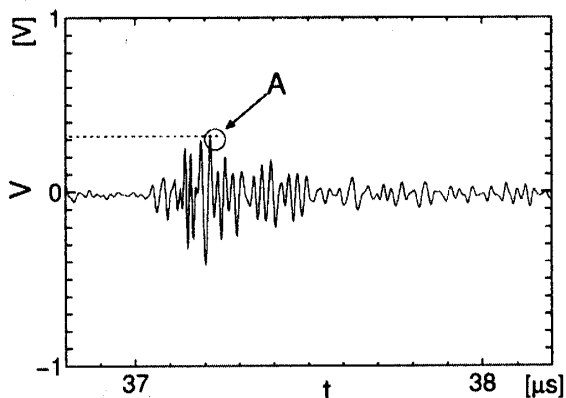
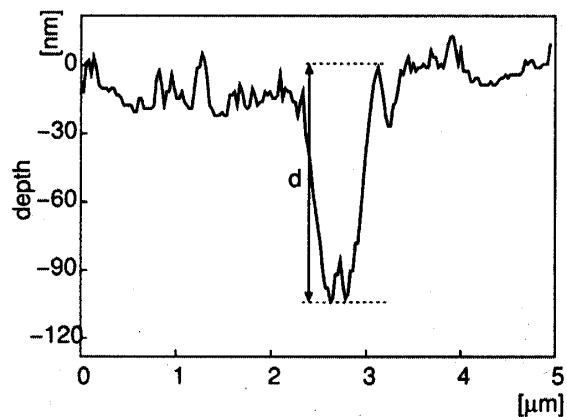


Fig. 4 Typical wave form of back reflected wave from initial surface



(c) AFM profile of slip band

Fig. 5 Results of slip band observation

および表面形状(c)の一例を図5に、表面長さ、密度と、荷重方向とすべり帯方向がなす角の平均値を表3にそれぞれ示す。本研究では、繰返し荷重の初期に形成された図5(a)の黒色の筋のうち、荷重の繰返しに対して表面長さが変化しない状態を「すべり帯」と呼び、その表面長さが増加を開始した後の状態を「き裂」と呼ぶことにする。前報で述べたとおり、すべり帯の最大幅は約1 μm で、最大入込み深さは0.1 μm 程度であった⁽¹⁹⁾。この入込み深さ約0.1 μm は、本研究で用いた超音波波長約100 μm に対して十分小さい。すべり帯の表面凹凸形状が超音波後方反射強度に及ぼす影響は小さく、すべり帯を含む結晶粒から後方反射される波は、すべり帯における転位振動による減衰に主に左右されると考えられる。

繰返し荷重試験において測定した、同一位置からの超音波後方反射強度を図6に○印で示す。荷重繰返しの初期よりすべり帯は多数発生し、そのいくつかのすべり帯の表面長さは、荷重繰返しの初期には一定であったが、 $N=12\,000$ 回前後(試験片破断繰返し数の約60%程度)において増加を始めた。この繰返し数の範囲を図6の「Crack initiation」に示す。すべり帯における損傷の発達とき裂の発生は、連続的な遷移現象と考えられるが、本研究では、すべり帯の表面長さの増加開始をもって、「き裂の発生」と呼ぶことにする⁽¹⁸⁾。このき裂発生繰返し数を N_i とし、本研究では、この繰返し数に至るまでの疲労損傷の発達と超音波後方反射強度の関係に注目した。すべり帯からき裂に遷

移したものは、観察領域のすべり帯全体の2~10%程度であった。

図6には、すべり帯を含む五つの結晶粒からの超音波後方反射強度の変化を示している。それぞれの結晶粒からの超音波後方反射強度の変化は、個々の結晶粒の方位や損傷の発達の程度の差に加えて、測定法固有の誤差により変動するが、図6に破線で全体的な傾向を示すように、すべり帯を含む結晶粒からの超音波後方反射強度は、き裂発生以前(N_i の約75%)に減少を開始し、き裂発生に至るまでに30%程度減少した。その後、すべり帯からき裂が発生するとともに、超音波後方反射強度は急激に2倍程度に増加した。対応する後方反射超音波顕微鏡像と光学顕微鏡像の一例を、図7に示す。図中の上の像が超音波顕微鏡像であり、下の像が光学顕微鏡像である。超音波顕微鏡像のスケールは図7(a)に、光学顕微鏡像のスケールは各図中に示した。 N/N_f は、破断繰返し数に対する観察時の繰返し数を示す。超音波顕微鏡像の四角い枠で囲った部分に注目すると、 $N/N_f=0.52$ の明るさと比較して、疲労損傷の蓄積に伴い $N/N_f=0.55$, 0.57 において暗くなり、その後き裂の発生に伴い、 $N/N_f=0.64$ において明るくなっていることがわかる。対応する光学顕微鏡像のすべり帯および発生したき裂の両先端を、下の像中の矢印で示す。 $N/N_f=0.52\sim 0.57$ の間表面長さは変化せず、すべり帯部分がより暗くなっており、 $N/N_f=0.64$ において表面長さが増加している。この発生したき裂の進展と超音波後方反射強度の関係は、前報に示したとおりであり、本報では省略する⁽¹⁹⁾。すべり帯が荷重の繰返しに伴いき裂へ遷移する以前に、材料表面に位置する結晶粒において転位密度が増加し、その領域の減衰係数が増加したために、超音波後方反射強度が減少したと考えられる。この転位密度の変化を含めた、すべり帯からき裂への遷移現象は、材料表面直下で起きる現象であり、光学顕微鏡やAFMでは観察できない。一方、超音波後方反射波法は、後に解析モデルで示すように、材料内に透過し、材料表面直下の結晶粒界で反射する波の成分が支配的なために、材料表面直下の減衰係数の変化を非破壊的に検出可能である。図6および図7は、超音波後方反射波法の疲労損傷検出方法としての可能性を、実験的に示している。なお、すべり帯が発生しても、大多数のすべり帯はき裂に遷移しなかった。この場合、超音波後方反射強度は減少を示さなかった。

超音波後方反射強度の変化を考察するために、転位密度と減衰の関係を考える。減衰係数 α は次式で定義される。

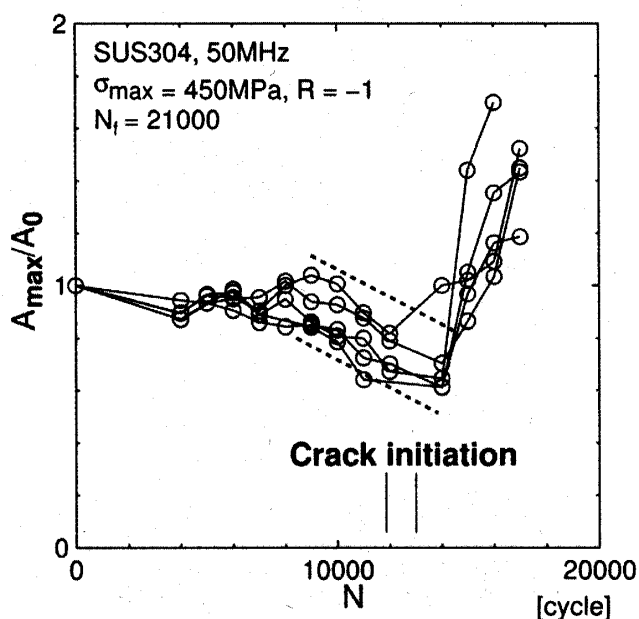


Fig.6 Relation between ultrasonic back reflection intensity, A_{\max}/A_0 , and Number of cycle, N

$$p_z = p_0 \exp(-\alpha z) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 p_0 は音波の初期の音圧、 z は音波の伝搬距離、 p_z は距離 z だけ伝搬後の音圧である。Granato らによれば、結晶内の転位振動によるエネルギー散逸に基づく減衰の減衰係数 α_1 と転位密度 Λ の間には、次式の関係が成り立つ^{(2)~(4)}。

$$\alpha_1 = B f^2 \Lambda L^4 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 f は周波数、 L は転位ループ長、 B は正の定数である。材料が一定振幅の塑性変形を繰返し受ける場合、疲労損傷の発達する結晶粒では、ある繰返し数 N^* において転位密度が急激に増加を開始する。その場合転位密度は、累積塑性ひずみ振幅 $\Sigma \Delta \epsilon_p$ に比例すると仮定する^{(20)~(22)}。

$$\Lambda = K \Sigma \Delta \epsilon_p \dots\dots\dots (3)$$

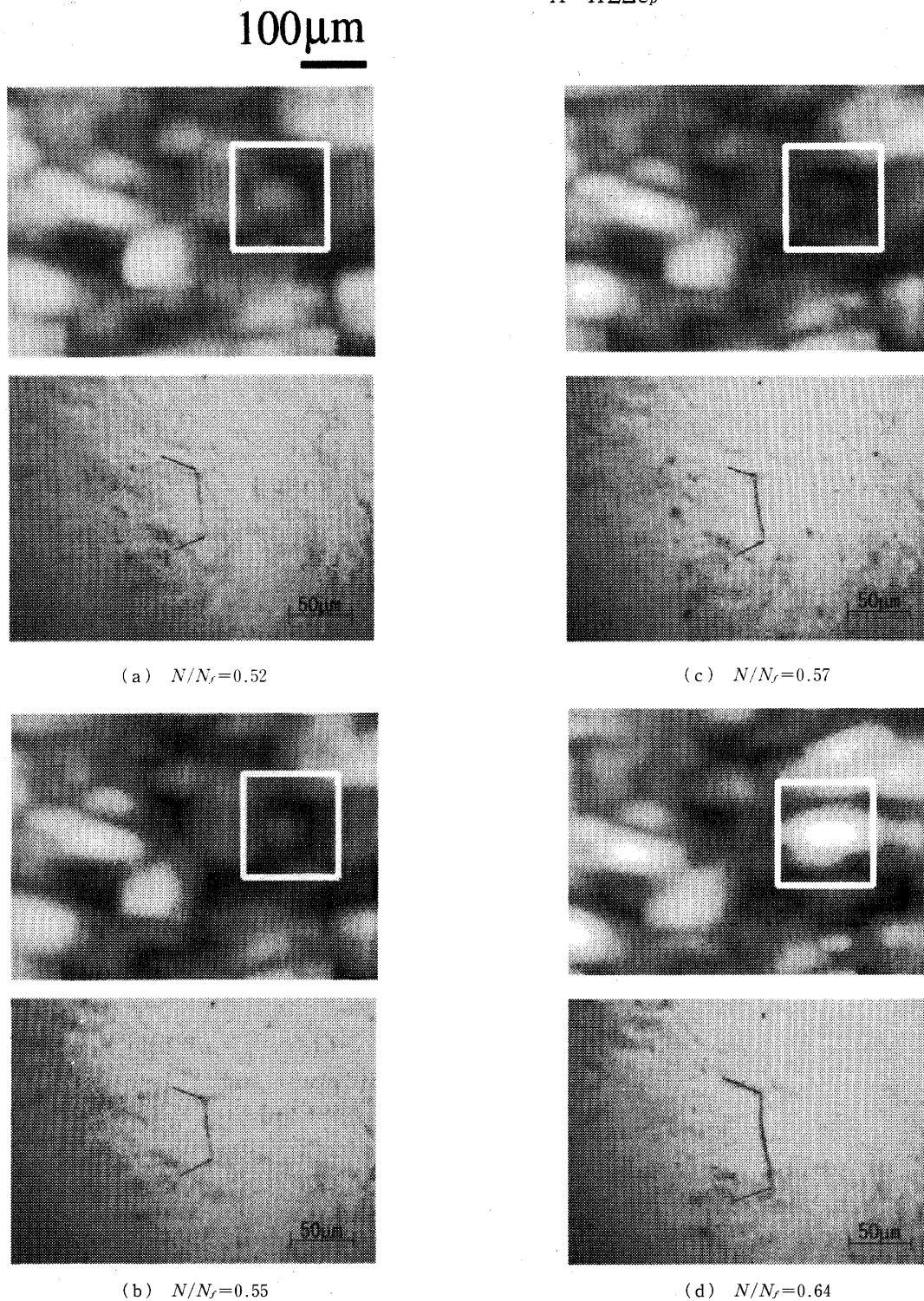


Fig. 7 Ultrasonic and optical micrograph of slip bands, (a)~(b) and initiated crack (d)

ここで、 K は材料定数である。試験条件から、本研究の場合、この累積塑性ひずみ振幅は繰返し数 $N-N^*$ に比例する。以上より、初期転位密度を Λ_0 、き裂発生時の転位密度を Λ_i 、き裂発生繰返し数を N_i とし、転位密度の変化は繰返し数に比例すると仮定する。

$$\Lambda = \Lambda_0 + (\Lambda_i - \Lambda_0) \frac{N - N^*}{N_i - N^*} \quad \dots\dots\dots (4)$$

図8に、超音波斜角法により後方に反射される超音波のモデル図を示す。領域0は水中、領域1は表面の結晶粒、領域2はその結晶粒を囲む材料を表す。 α_0 、 α_1 はそれぞれ水とSUS304内での減衰係数を表す。伝搬速度を c_m 、媒質の密度を ρ_m とすると、媒質 m から媒質 n に入射するときの反射係数 R_{mn} 、透過係数 T_{mn} は、それぞれ次式で表すことができる。

$$R_{mn} = \frac{\rho_m c_m - \rho_n c_n}{\rho_m c_m + \rho_n c_n} \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$T_{mn} = \frac{2\rho_m c_m}{\rho_m c_m + \rho_n c_n} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 $m, n=0, 1, 2$ とする。図8において、媒質0から媒質1に、ある程度大きな入射角をもって入射する場合、試験片表面からの反射波2(振幅 $A_I R_{01}$) は正反射され、送信探触子方向には伝搬しない。ここで、 A_I は超音波入射強度を表す。超音波後方反射波法では、試験片表面を透過(透過波5)し、結晶粒界で反射(反射波6)して、試験片表面から水中へ透過した透過波3(振幅 $A_I T_{01} R_{12} T_{10}$) を計測していると考えられる。疲労き裂は粗大結晶粒に発生することを考慮して、SUS304の粗大結晶粒の粒径を $50 \mu\text{m}$ と仮定すれば、反射波2と透過波3の波の経路差から生じる時間差は、SUS304内での縦波速度を 5800 m/s としたとき $0.017 \mu\text{s}$ であり、周波数 50 MHz の周期 $0.02 \mu\text{s}$ と

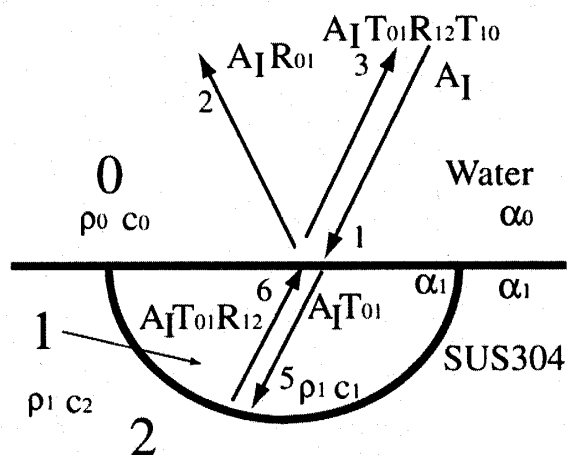


Fig. 8 Model for ultrasonic wave reflections of oblique incidence on the surface and the interface of grains

入射波の波数が2から3波であることを考えれば、反射波2と透過波3の波は分離されない。すなわち、垂直入射/反射法では反射波2と透過波3が分離されないが、後方反射波法では、透過波3のみを計測できる。媒質1を伝搬後、透過した透過波3は表面にある結晶粒の疲労損傷状態を反映しており、後方反射波法は、それを検出するために最適な方法と考えられる。超音波後方反射強度を図8の透過波3とし、媒質1(表面の結晶粒、半径 H) において減数係数 α_1 の減衰を生じるとすれば、 A_{\max} は次式で表される。

$$\frac{A_{\max}}{A_I} = \exp(-\alpha_0 |z|) T_{01} R_{12} T_{10} \exp(-2\alpha_1 H) \quad \dots\dots\dots (7)$$

超音波後方反射波法を疲労損傷の非破壊評価に用いる場合、引き続き2回の超音波後方反射強度測定において、反射強度の減少を検出する。反射強度の減少を検出した繰返し数の組を N_j, N_{j+1} とすれば、転位密度が急激に増加を開始した繰返し数 N^* は、両者の平均値で推定される。

$$N^* = \frac{N_j + N_{j+1}}{2} \quad \dots\dots\dots (8)$$

残存き裂発生寿命 $N_i - N_{j+1}$ は、反射強度の減少量 $\Delta A = A_{\max}(N_{j+1}) - A_{\max}(N_j)$ を用いて、次式で予測できる。

$$N_i - N_{j+1} = \frac{\Delta A_i - \Delta A}{\Delta A} (N_{j+1} - N^*) \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 ΔA_i はき裂発生までの超音波後方反射強度の減少量であり、式(2)、(4)、(7)から計算される。

以上を用いて計算した超音波後方反射強度の変化

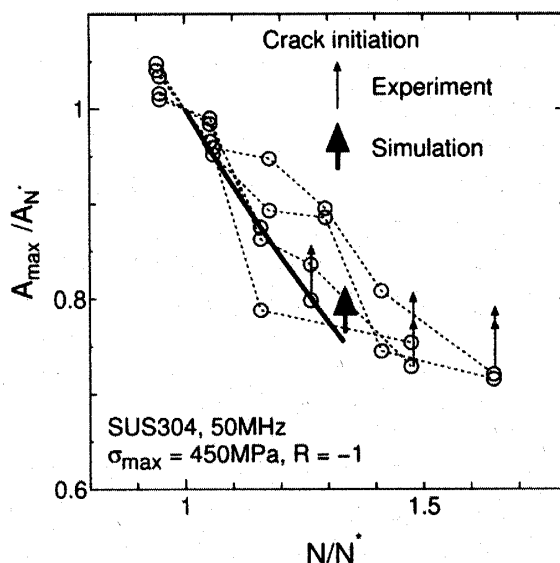


Fig. 9 Comparison between simulated results and experimental results

Table 4 Condition of simulation

Diameter of crystal grain H [μm]	50
ρ_0 [kg/m^3]	1000
ρ_1, ρ_2 , [kg/m^3]	7860
c_0 [m/s]	1400
c_1 [m/s]	4100
c_2 [m/s]	6030
Dislocation loop length L [m]	0.3×10^{-6}
Proportional factor B [s/m^2]	914
Initial dislocation density Λ_0 [m^{-2}]	7×10^{13}
Dislocation density at crack initiation Λ_i [m^{-2}]	95×10^{13}
Starting cycle of damage evolution N^* [cycle]	9000
Crack initiation life N_i [cycle]	12000

を、図9の太い実線で示す。図9の縦軸は $N=N^*$ における超音波後方反射強度で、横軸は N^* で無次元化している。計算に使用した各パラメータを表4に示す。 c_1, c_2 の値とその大小関係は、各結晶粒の方位および配置に依存し、材料中ではランダムであると考えられるが、本シミュレーションでは、結晶の異方性が最も大きく現れる方位を仮定した。本材料は塑性変形によりマルテンサイト変態を生じ、表4の材料定数とは異なる特性を持つ領域ができる可能性があるが、本研究では考慮していない。シミュレーション結果(太い実線)は、実験における疲労損傷の発達による超音波後方反射強度の減少挙動(白丸印)と一致しており、本シミュレーション法は実験結果を再現可能である。図中の細い矢印と太い矢印は、それぞれ疲労き裂発生繰返し数の実験結果、およびシミュレーションで仮定した値を示す。疲労損傷の非破壊評価において、 A_{\max}/A_{N^*} の測定誤差は $\pm 10\%$ 程度であり、残存疲労き裂発生寿命を $\pm 10\%$ の精度で推定できる。以上は、本研究の試験条件(ステンレス鋼、鏡面研磨表面、周波数 50 MHz、低サイクル疲労)における、超音波後方反射波法の疲労損傷検出方法としての有効性を定量的に検討したが、今後、他の金属材料の疲労損傷評価における、超音波後方反射波法の有効性を検討する必要がある。

4. 結 言

本研究では、疲労損傷の発達過程(初期状態から表面き裂長さ約 50 μm の一結晶粒寸法のき裂発生に至るまで)における、転位密度の変化とき裂への遷移について、それらを検出するために最適な超音波測定方法を提案し、実験によってその有用性を立証した。さ

らに、繰返し荷重による超音波後方反射強度の変化と疲労損傷状態の対応を、転位振動モデルと結晶粒境界反射モデルによってモデル化する方法を提案し、提案した方法による残存疲労き裂発生寿命の予測精度を評価し、予測方法の有効性を示した。得られた結果を要約すれば、以下のとおりである。

(1) すべり帯を含む結晶粒からの超音波後方反射強度は、き裂発生以前(本研究ではき裂発生寿命の約 75%)に減少を開始し、き裂発生に至るまでに大きく(本研究では約 30%)減少する。

(2) 提案したモデルによるシミュレーション結果は、実験における疲労損傷の発達による超音波後方反射強度の減少挙動を再現可能である。本研究の試験条件(ステンレス鋼、鏡面研磨、周波数 50 MHz、低サイクル疲労)において、超音波後方反射強度の変化から、残存疲労き裂発生寿命を $\pm 10\%$ の精度で推定できる。

光学顕微鏡組織写真撮影にご助力いただいた Md. Nurul Islam 氏に感謝する。

文 献

- (1) Kato, A. and Sano, M., Detection of Fatigue Damage in Steels Using Diffusion of Laser, *Proc. 2004 SEM X Int. Cong. Exp. on Exp. and Appl. Mech.*, (2004-6), paper No. 166.
- (2) Koehler, J. S., The Influence of Dislocations and Impurities on the Damping and the Elastic Constants of Metal Single Crystals, *Imperfection in Nearly Perfect Crystals*, (1952), pp. 197-216, John Wiley & Sons, Inc., New York.
- (3) Granato, A. and Lucke, K., Theory of Mechanical Damping Due to Dislocations, *Journal of Applied Physics*, Vol. 27, No. 6 (1956), pp. 583-593.
- (4) Granato, A. and Lucke, K., Application of Dislocation Theory to Internal Friction Phenomena at High Frequencies, *Journal of Applied Physics*, Vol. 27, No. 7 (1956), pp. 789-805.
- (5) Hirao, M. et al., Small Fatigue Crack Behavior in 7075-T 651 Aluminum as Monitored with Rayleigh Wave Reflection, *Metallurgical Transactions, Series A*, Vol. 24 A (1993), pp. 1773-1783.
- (6) Hirao, M. and Ogi, H., Electromagnetic acoustic resonance and materials characterization, *Ultrasonics*, Vol. 35, Issue 6 (1997), pp. 413-421.
- (7) Hirao, M. et al., Ultrasonic attenuation peak during fatigue of polycrystalline copper, *Acta Materialia*, Vol. 48, Issue 2 (2000), pp. 517-524.
- (8) Hirao, M. et al., Contactless measurement of bolt axial stress using a shear-wave electromagnetic acoustic transducer, *NDT & E International*, Vol. 34 (2001), pp. 179-183.
- (9) Minoura, K. et al., Monitoring of Rotating Bending Fatigue Damage by Axial-Shear Resonance Using Magnetostrictively-Coupled EMAT, (in Japanese), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 62, No. 603 (1996), pp. 2520-2526.
- (10) Ogi, H. et al., In-situ monitoring of ultrasonic attenua-

- tion during rotating bending fatigue of carbon steel with electromagnetic acoustic resonance, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 310, Issues 1-2 (2000), pp. 436-439.
- (11) Ogi, H. et al., Ultrasonic attenuation peak in steel and aluminum alloy during rotating bending fatigue, *Metallurgical and Material Transactions, Series A*, Vol. 31 A (2000), pp. 1121-1128.
 - (12) Ohtani, T. et al., Ultrasonic attenuation monitoring of fatigue damage in low carbon steels with electromagnetic acoustic resonance, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 310, Issues 1-2 (2000), pp. 440-444.
 - (13) Ohtani, T. et al., Changes of ultrasonic attenuation and microstructure evolution in crept stainless steels (in Japanese), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 67, No. 655, (2001), pp. 454-461.
 - (14) Min, X. H. and Kato, H., Change in ultrasonic parameters with loading/unloading process in cyclic loading of aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 372 (2004), pp. 269-277.
 - (15) Miura, A. et al., Evaluation of Dislocation Behavior due to Fatigue Damage using Ultrasonic Spectroscopy, (in Japanese), *Trans. JSME, Series A*, Vol. 68, No. 675 (2002), pp. 1533-1539.
 - (16) Contrell, J. H. and Yost, W. T., Acoustic harmonic generation from fatigue-induced dislocation dipoles, *Philosophical Magazine, A*, Vol. 69, No. 2 (1994), pp. 315-326.
 - (17) Cantrell, J. H. and Yost, W. T., Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23 (2001), pp. S 487-S 490.
 - (18) Himawan, R. et al., Measurement of Internal Geometry of Small Surface Crack by Ultrasonic Method (Relation between Back Reflection Intensity, Crack Depth and Crack Deflection), *JSME Int. J., Series A*, Vol. 45, No. 4 (2002), pp. 603-611.
 - (19) Arai, Y. et al., Evaluation of Low Cycle Fatigue Crack Initiation in Stainless Steel using Scanning Acoustic Microscope, *Journal of JSEM*, Vol. 4, No. 4 (2004), pp. 35-41.
 - (20) Livingston, J. D., The Density and Distribution of Dislocations in Deformed Copper Crystals, *Acta Metallurgica*, Vol. 10 (1962), pp. 229-239.
 - (21) Bailey, J. E. and Hirsch, P. B., *Philosophical Magazine*, Vol. 5 (1960), p. 485.
 - (22) Hordon, M. J. and Averbach, B. L., *Acta Metallurgica*, Vol. 9 (1961), p. 247.