

# マルテンサイト系ステンレス鋼のクリープ損傷に伴う 超音波減衰と材料微視組織の変化

大谷 俊博\*

## Acoustic Damping Characterization and Microstructure Evolution during Creep of a Martensitic Stainless Steel

Toshihiro OHTANI

### Abstract:

Creep-induced microstructural evolution of a martensitic stainless steel, JIS-SUS403, subjected to tensile creep at 873 K, was studied by monitoring the shear-wave attenuation and the velocity using electromagnetic acoustic resonance (EMAR). Taken into account was the observation that the contact-less transduction based on the magnetostrictive effect was the key establishing monitoring of microstructural change in the bulk. The attenuation coefficient shows a peak at around 20% and a minimum value at 50 % of the creep life, being independent of the applied stress. This novel phenomenon is interpreted as resulting from microstructure changes, especially, dislocations' recovery, which is supported by TEM observations for dislocation structure. Thus, it was possible to use this EMAR assessment method to assess the progress of damage in metals and predict their remaining creep life.

**KEY WORDS:** Creep damage, martensitic stainless steel, ultrasonic attenuation, non-contact evaluation, dislocation damping

### 要旨:

電磁超音波共鳴法(Electromagnetic Acoustic Resonance, EMAR法)による超音波特性の測定(減衰係数と音速)から、マルテンサイト系ステンレス鋼JIS-SUS403のクリープ試験中の材料微視組織の変化を評価した。クリープ試験は大気中873 Kの温度下で数種類の単軸応力下でおこなった。EMAR法は、非接触で超音波を送受信できる電磁超音波探触子(Electromagnetic Acoustic Transducer, EMAT)に超音波共鳴法を適用した方法で、材料の高精度な減衰係数(単位時間あたりの減衰係数)の測定が可能である。減衰係数は、クリープ寿命の約20%で極大値を、約50%で極小値を示した。これは負荷応力に依存していなかった。この現象はクリープの進行にともなう転位組織の変化、特に転位の回復に起因することがわかった。そのことは透過型電子顕微鏡による転位組織の観察から裏づけられた。弦モデルにより、超音波減衰・音速と転位組織の変化を対応づけられた。EMAR法は金属材料のクリープ損傷評価と寿命予測を行える可能性を持っている。

**キーワード:** クリープ損傷, マルテンサイト系ステンレス鋼, 超音波減衰, 非接触評価, 転位減衰

## 1. 緒言

火力発電プラントの経年劣化の中でクリープ損傷は重要な問題である<sup>(1),(2)</sup>。現在、クリープ損傷を評価する方法としてレプリカ法が広く使われている<sup>(3)</sup>。この手法は、現場の熟練者の経験的な判断で行なわれる。また膨大な時間と労力を要し、限られた範囲の検査しかできないという問題点がある。また、クリー

プ損傷では運転時間の経過とともに損傷が累積されるが、その損傷は構成材料全体に広がり、必ずしも表面から損傷して行くとは限らないという特徴をもつ<sup>(4)</sup>。そこで、クリープ損傷評価には、材料内部の損傷が検出可能で、非破壊的に現場で広範囲の計測が容易な検査手法が熱望されている。

我々はこれまで、上述の条件を満足すると思われる電磁超音波共鳴法(Electromagnetic Acoustic Resonance, EMAR法)<sup>(5),(6)</sup>を用いて金属材料のクリ

\*湘南工科大学 工学部 機械工学科 教授

ープ損傷と超音波特性の変化, 特に減衰係数との関係を探求してきた. その結果, 減衰係数が破断前にピークを示すこと, ピークが現れる時期が, 負荷応力に依存しないことを多くの材料において確認した<sup>(7)~(11)</sup>. 本研究においては, より実用的な構造材料においてもこの知見が適用できるかを調べるため, 蒸気タービン翼や蒸気配管材として用いられているマルテンサイト系ステンレス鋼 SUS403 を試験片として用いた<sup>(1)</sup>. 大気中, 数種類の単軸応力を負荷し, クリープ損傷の進行にともなう超音波特性の変化(減衰係数, 音速)を板材の厚さ方向に横波を送受信する横波 EMAT (Electromagnetic Acoustic Transducer)<sup>(6)</sup>を用いて調べた<sup>(12)</sup>.

## 2. 実験方法

### 2.1 試験片と試験条件

本研究に用いた試験片はゲージ部長さ 35 mm, 幅 18 mm, 厚さ 5 mm である<sup>(7), (8)</sup>. 素材は市販の SUS403 を用い下記の焼き入れ焼き戻し熱処理をおこなった: 1253K で 2 h 保持後水冷後, 1023 K で 2 h 保持後空冷. 化学成分を Table 1 に示す. 室温における機械的性質は, 0.2 %耐力が 562 MPa, 引張強さが 720 MPa, 破断伸びが 25 %であった. クリープ試験は, 縦型単レバー式クリープ試験機と加熱電気炉を用い, 大気中 873 K で行った. またクリープ試験材と隣接して参照試料を置き, 熱履歴だけの影響を調べた. 以下に示す 2 種類のクリープ試験をおこなった.

1) 連続試験法: 1 本の試験片に対して, 定期的にクリープ試験を中断し, 室温にて超音波特性を計測した後, 試験を再開する. これを破断に至るまで繰り返す. 荷重負荷時間は 20 h または 50 h とした. 応力は 120, 140 と 160 MPa を用いた.

2) 中断試験法: 多数の試験片を用意し, それぞれを所定のクリープひずみに至るまでクリープ試験を行い, その後, 室温にて超音波特性を計測する. 応力は 120 MPa とした. 12 本の試験片を用いた.

中断試験においては, 1 本の試験片について超音波特性の変化を観察できるため, 実機の定期点検での計測に近い状況である. 一方, 超音波特性の変化の要因を議論するためには, 内部組織の変化を組織観察する必要があるため, 連続試験も必要であった.

Table1 Chemical composition of SUS403 [wt%].

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Fe
0.420	0.290	0.66	0.016	0.009	1.090	0.51	0.28	Bal

### 2.2 横波EMAT

横波EMATは,トラック状に巻いた平面コイルと一對の永久磁石からなり, 磁わい効果を利用して, 試料表面に垂直に伝播する横波を送受信する<sup>(5), (6)</sup>. ここで用いた横波EMATの受送信の有効面積は  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  である. 横波は, 微視構造(ポイド, 転位など)の変化を検出するには縦波より優れており<sup>(13)</sup>, EMATは容易に横波の送受信が可能であるので横波用EMATを用いた. EMATの原理, EMAR法の計測原理と共鳴周波数および減衰係数(単位時間あたりの減衰係数)の計測方法は文献6において詳解されている. この減衰係数は音速に依存するが, 音速変化が内部摩擦に与える影響は小さい.

### 2.3 組織観察

光学顕微鏡(OM), 電解放射型走査電子顕微鏡(FE-SEM), 透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて組織観察を行った. 観察試料作成は文献7に詳解されている. また同時にビッカース硬さ(荷重0.98N, 20s保持)測定をおこなった.

## 3. 実験結果

### 3.1 中断試験法

クリープ進展に伴う 1~7 MHz の範囲の共鳴周波数と減衰係数を計測した. Fig.1 に減衰係数 $\alpha$ と相対音速比 $\Delta V/V_i$  ( $\Delta V: V-V_i$ ,  $V$ : 音速,  $V_i$ : 初期の音速), クリープひずみおよびクリープひずみ速度と寿命消費率  $t/t_r$  (クリープ時間/破断時間)との典型的な関係を示す. この結果は, 873 K, 応力 120 MPa におけるクリープ試験中の 11 次共鳴モード(約 3.5MHz)の結果である. 破断時間は 990.6 h であった. 横波の偏向方向は, 荷重方向と平行である. 減衰係数は, クリープ開始から増加し,  $t/t_r=0.2$  でピークを示す. その後  $t/t_r=0.5$  まで減少し, 破断まで急増する. 一方, 音速は  $t/t_r=0$  から  $t/t_r=0.3$  ( $\alpha$ が極大を示す)まで僅かに減少する.  $t/t_r=0.6$  まではほぼ一定, その後破断まで減少する. 最大変化量は 0.4 %程度である. クリープひずみ速度は, クリープ開始から  $t/t_r=0.2$  まで減少した後  $t/t_r=0.5$  まではほぼ一定になり, その後は破断まで急激に増加している. この変化は遷移, 定常と加速クリープに対応している.  $\alpha$ が極大値を示す点 ( $t/t_r=0.2$ )と音速の変化が一定になる点が同時期であった. また, Fig.2 に熱のみの $\alpha$ と $\Delta V/V_i$ の変化を示す. 873 K で 2,500 h まで保持した結果である. 熱のみ影響による $\alpha$ と $\Delta V/V_i$ 変化量はクリープによる変化量(Fig.1 参照)より小さい.

Fig.3 に, 異なる応力下における第 14 次共鳴モード(約 4.5MHz)における $\alpha$ と  $t/t_r$ の関係を示す.  $\alpha$ は,

いずれの応力においても, Fig.1 と同様な変化を示した. 応力の違いによる減衰係数の差異はなく, 他の共鳴周波数でも, 同様であった. クリープ損傷を評価する場合,  $\alpha$  のような組織変化を反映して変化する物理量と音速のように単調に変化する量を組み合わせることで, 損傷評価の精度向上ができると考えられる.

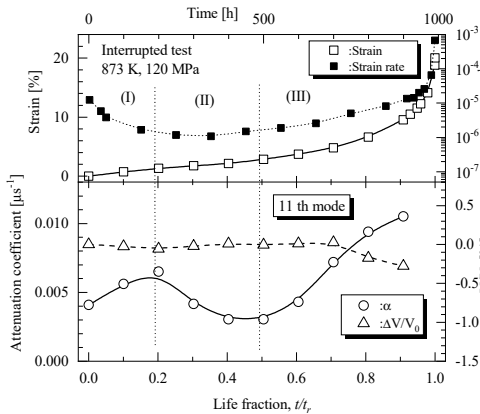


Fig.1 Relationship between  $\alpha$ ,  $\Delta V/V_0$ , creep strain, strain rate, and  $t/t_r$  at the 11th resonant mode ( $\sim 3.5$  MHz) (120 MPa, 873 K in the Continuous test). The rupture life of creep sample was 990.6 h. The shear wave polarization was parallel to the stress direction.

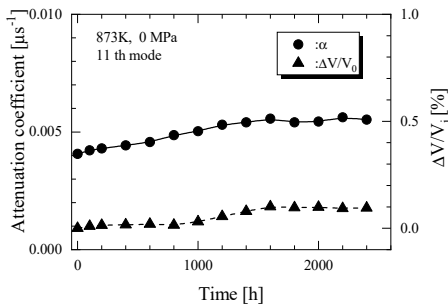


Fig.2 Evolution of  $\alpha$  and  $\Delta V/V_0$  with time at the 11th resonant mode ( $\sim 3.5$  MHz) of reference sample (stress free, 873 K, until 2,500 h). The shear wave polarization was parallel to the stress direction.

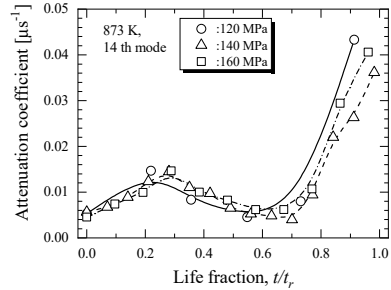


Fig.3 Relationship between  $\alpha$  at the 14th resonant modes and life fraction (120, 140 and 160 MPa, 873 K) in the Continuous test. The shear wave polarization is parallel to the stress direction. Rupture life  $t_r = 1,077.3$  h for 120 MPa,  $t_r = 1,040.4$  h for 140 MPa and  $t_r = 356.5$  h for 160 MPa.

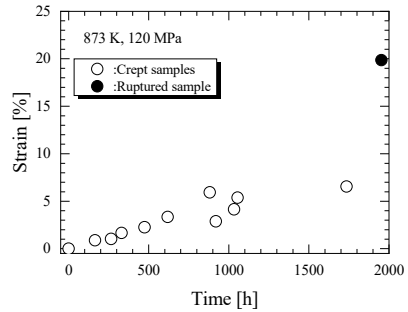


Fig. 4. Reached creep strain versus time in the Interrupted test (120 MPa, 873 K).

### 3.2 連続試験法

Fig. 4 には, 120 MPa で得られた試験片のクリープひずみと時間の関係を示す. 個々の点がそれぞれ 1 本の試験片を表す. 破断した試験片の結果 ( $t_r = 1,925.5$  h) も示す. 個々の試験片の破断時間や破断ひずみが等しいなら, これを寿命評価に役立てることが可能であるが, これらは試験片や応力で異なる. そこで, それぞれの試験片のクリープ曲線から寿命消費率を推定し, 減衰係数と対比した. 推定寿命消費率  $t/t_r$  は, 丸山らが提案した改良  $\theta$  法<sup>(14)</sup> と破断パラメータ  $P_\alpha$ <sup>(15)</sup> を用いて, 推定破断時間  $t_r$  を求め, 実際のクリープ時間  $t$  を除して  $t/t_r$  を求めた. Fig.5 には,  $t/t_r$  とクリープひずみの関係を示す. クリープひずみ

変化が、1本の曲線で整理され、 $t/t_r$  とクリープひずみには良い相関関係があることがわかる。Fig. 6に第11共鳴モードの減衰係数 $\alpha$ 、相対音速比 $\Delta V/V_0$ 、クリープひずみと推定寿命消費率  $t/t_r$  の関係を示す。Fig. 1の中断試験の結果と同等であることがわかる。このことは、試験法（中断、連続）による組織変化の違いがないことを示している。したがって、連続試験法で得た試験片の内部組織を観察することで、クリープ進行にともなう超音波特性変化の要因を知ることができる。

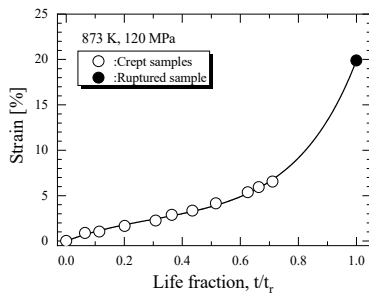


Fig.5. Reached creep strain versus estimated life fraction in the Interrupted test (120 MPa, 873 K).

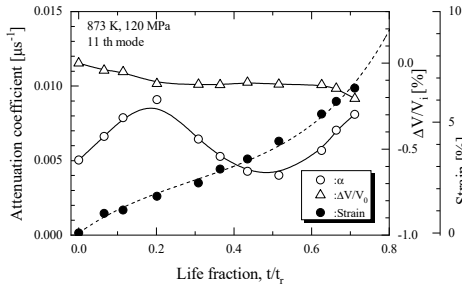


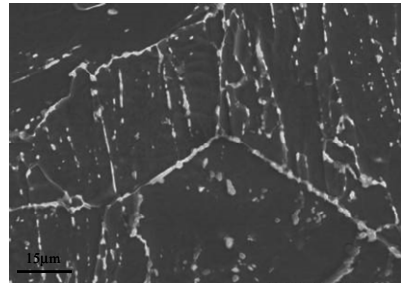
Fig.6. Relationship between  $\alpha$ ,  $\Delta V/V_0$ , creep strain, and  $t/t_r$  at the 11th resonant mode under 120 MPa in the Interrupted test.

### 3.3 組織観察

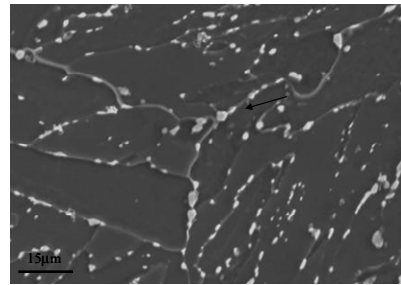
マルテンサイト系ステンレス鋼のクリープ損傷による材質劣化(軟化)をもたらす因子として、

- (1) 炭化物等の析出物の大きさ、形状や分布の変化
- (2) 転位下部組織の変化
- (3) クリープキャビティの発生・成長

が挙げられる<sup>(16)-(18)</sup>。その炭化物や転位組織の変化を調べた。Fig. 7に  $t/t_r=0$  (未使用材)、0.41の試料



(a)  $t/t_r=0$



(b)  $t/t_r=0.41$  Stress direction

Fig.7. SEM micrographs of crept specimens at  $t/t_r = 0$  and 0.41 in the Interrupted test (120 MPa, 873 K).

の SEM による組織写真を示す。荷重方向は図中の左右方向である。未使用材はマルテンサイト組織を呈し旧オーステナイト粒界が観察できた。これらの組織写真をコンピュータに取り込み、個々の旧オーステナイト粒の面積を計算し、粒形が球状であると仮定して、旧オーステナイト粒径を求めた。その結果を Fig. 8(a)に示す。また、無負荷、873 Kで2,500 h 保持した参照試験片の結果も示す(白抜き印)。Fig. 7に示す析出物(図中の矢印)をエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX) で分析したところ、Cr 系の炭化物 ( $M_{23}C_6$  と推察)<sup>(19)</sup>の析出物であることがわかった。Fig. 8(b)には SEM 観察写真から測定した析出物の平均粒径と数密度を示す。旧オーステナイト粒径と析出物の平均粒径はクリープ進行とともに単調に増加している。一方析出物の数密度は急激に減少している。参照試験片においてそれら変化は小さい。

また Fig. 8(c)にはビッカース硬さの変化も示す。硬さは、 $t/t_r=0$  から 0.2 まで低下し、 $t/t_r=0.2$  から 0.4 の間はほぼ一定になり、その後破断まで急激に低下する。参照試験片では硬さの変化がない。つまり析出物の凝集・粗大化や硬さの低下(軟化)は応力に

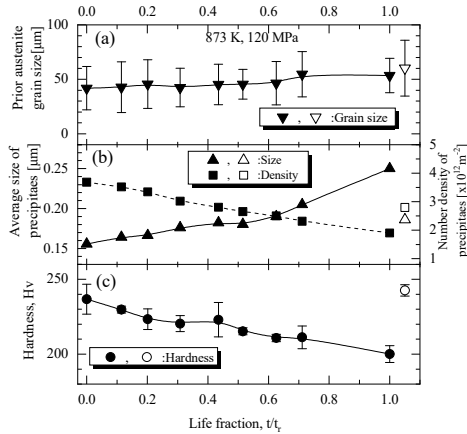


Fig.8. Microstructure evolution in the Interrupted test (120 MPa, 873 K) as creep progressed; a) change of the average prior-austenite grain size, b) change of the average diameter and number density of precipitates and c) change of the Vickers hardness. Solid marks are data of the crept samples, and open marks are for the reference sample.

起因する。

TEMにより転位下部組織の変化を観察した。観察例をFig.9に示す。Fig.9 (a)はクリープ前の状態を、Fig.9 (b)~(d)は、それぞれ  $t/t_r=0.20, 0.52, 0.71$  付近の組織を示す。図中の上下方向が荷重方向である。クリープ開始前の組織では、大部分をラス状組織で覆われ、その内部には多くの転位が観察された。

Fig.9 (b)は、Fig.6において $\alpha$ が極大値を示した組織である。大部分においてラス組織が見られ、ラスの幅が広がっている。ラス内の転位の集積が進行している。一部セル構造やサブグレインも見られるが、その境界は明瞭ではない。Fig.9 (c)は $\alpha$ が極小値を示した組織である。大部分をサブグレインで覆われ、Fig.9 (b)よりそのサイズは大きくなっている。また境界は明瞭になりその内部の転位密度は低い。Fig.9 (d)は $\alpha$ が急増している途中の組織である。大部分がサブグレインで覆われ、サイズはFig.9 (c)より大きくなっている。粗大化した再結晶粒が多く見られ、内部の転位密度は $\alpha$ が極小値を示した組織と同程度であった。

Fig.10 はクリープ進行によるラスおよびサブグレインの平均幅の変化を示す、クリープ開始とともに

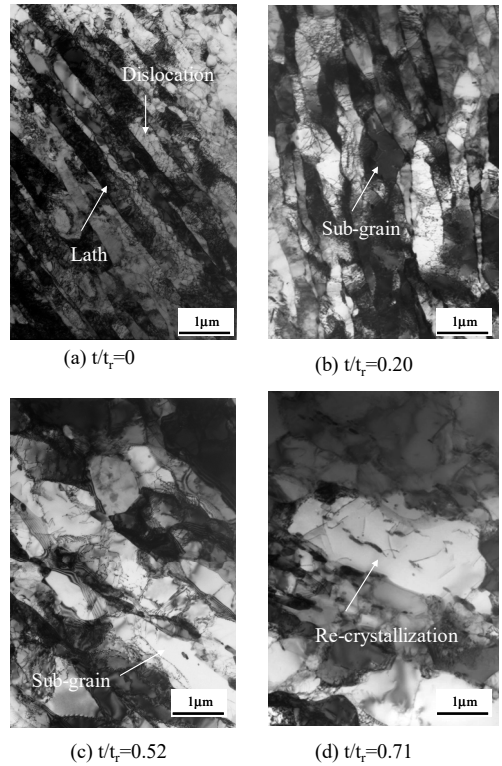


Fig.9. Transmission electron micrographs of crept specimens at  $t/t_r = 0, 0.21, 0.52,$  and  $0.71$  in the Interrupted test (120 MPa, 873 K).

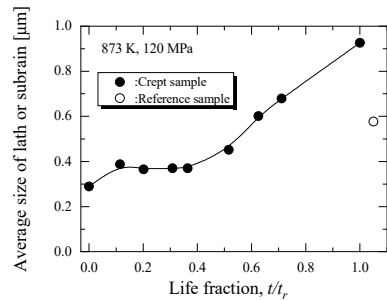


Fig.10. Change of the average width of laths and sub-grains as creep progresses in the Interrupted test (120 MPa, 873 K).

その幅は増加し、 $\alpha$ が急増する時点( $t/t_r=0.5$ )から急激に粗大化していく。破断面近傍ではそのサイズは初

期値の 5 倍程度になっていた。その幅の変化は硬さの変化(Fig.8(c))と対応している。またクリープひずみ速度はサブグレインの 3 乗に比例することから<sup>(20)</sup>,  $t/t_c > 0.5$  のクリープひずみの急激な増加はサブグレイン幅の増加に起因することがわかる。参照試験片において、その平均幅は増加しているが、クリープ試験片 ( $t/t_c = 0.71$ )ほど大きくない。ラスおよびサブグレインの幅の増加は、加熱だけよりも荷重が加わった方が加速される。クリープキャビティの発生は破断材のみで観察された。

#### 4. 考察

クリープ損傷にともなう多様な組織変化の中から、下記に示す減衰係数に影響を及ぼす因子を取り上げ<sup>(21), (22)</sup>, それぞれについて定量的検討をした。ポイドや微小き裂はごく末期以外で発生していなかったのて除く。

- 1)結晶粒界による散乱.
- 2)析出物による散乱.
- 3)転位による吸収.

1)および2)の影響をレーリー散乱領域における散乱理論<sup>(21), (22)</sup>をもとに検討した結果、これらの減衰係数への寄与は本研究において観測された減衰係数の値に比べて十分小さいことがあきらかとなった。したがって、3)の転位による吸収が減衰係数変化に最も大きく貢献すると考えられる。

超音波による変動応力が加わったとき、転位はこれとともに振動し、超音波エネルギーが吸収される。Granato と Lücke は、このような転位の振動を、粘弾性体中の弦の振動としてモデル化し<sup>(23)</sup>, 減衰係数 $\alpha$ と転位密度 $A$ , 平均転位長さ $L$ との関係を以下のように導いた。

$$\alpha = A_1 A L^4 f^2 \quad (1)$$

ここで、 $A_1$ は正の定数であり、剛性率、転位運動の比粘弾性係数、転位の有効線張力、パーガースベクトルに依存する。このモデルによると、減衰係数は転位密度 $A$ 、転位の平均長さ $L$ の4乗と振動数 $f$ の2乗に比例する。転位を釘付けする因子として転位網、格子間不純物原子や点欠陥がある。ただし、注意すべきことは、式(1)がすべての転位を対象としているわけではなく、可動転位すなわち超音波のような低応力波に対しても振動できる転位だけを対象にしていることである。結晶粒界、セル壁やサブバウンダリーに堆積している転位は、 $\alpha$ に貢献できない。したがって可動転位は結晶粒界、セル壁やサブバウンダリー

に堆積した転位を除いたもので、これらが減衰の原因となる。

次にラス、セルおよびサブグレイン内の転位密度 $A_1$ と転位平均長さ $L_1$ の測定結果を Fig.11 に示す。転位密度の計測には Keh らの手法<sup>(24)</sup>を用いた。ここで対象とした転位は、結晶粒内の炭化物や他の転位に釘付けされた転位および可動転位だけである。なぜならば、これらの転位が減衰変化の主要因であるからからである。Fig.11 において転位密度 $A_1$ は  $t/t_c = 0.2$  まで増加した後、 $t/t_c = 0.5$  まで減少する。その後急激に低下していく。また転位平均長さ $L_1$ は  $t/t_c = 0.2$  まで増加した後、 $t/t_c = 0.5$  まで僅かに増加または一定になる。その後増加していく。 $L_1$ の変化は Fig.10 のラスおよびサブグレインの幅の変化と対応している。参照試験片は、未使用材と同程度の転位密度であるが、転位長は少し短い。

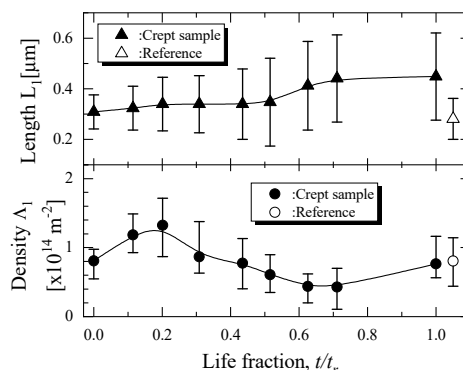


Fig.11. Change of the dislocation density and length as creep progresses (120 MPa, 873 K). Solid marks are data of the crept samples, and open marks are for the reference sample.

次に Fig.11 の $A_1$ と $L_1$ を用いて、式(1)から減衰係数を算出した。結果を実測値(●印)とともに Fig.12(a) に示す。ただし、定数 $A_1$ は未使用材に対して、実測値と計算値が一致するように決定した。Fig.11 の計算値を実測値と比較には、 $A_1 \propto A$ ,  $L_1 \propto L$ という仮定をした。 $A$ と $L$ は、超音波の微小振幅(0.1nm オーダー)においても可動な転位に対するものであり、TEM 観察によって得られた $A_1$ と $L_1$ には必ずしも一致しない。一般に転位線上に点欠陥が吸着・釘付けされており、それら点欠陥の間隔が $L$ に相当する。つまり $L_1 > L$ となる。 Fig.12(a)を見ると計

算値 $\alpha$ の変化は実測値 $\alpha$ の変化と対応しており、これは上の仮定の妥当性を示すとともに、減衰係数変化の主要因が転位振動によるエネルギー吸収であることを強く裏付けている。以上のことから、本研究で観測された減衰係数の変化は転位構造の変化に起因すると結論できる。

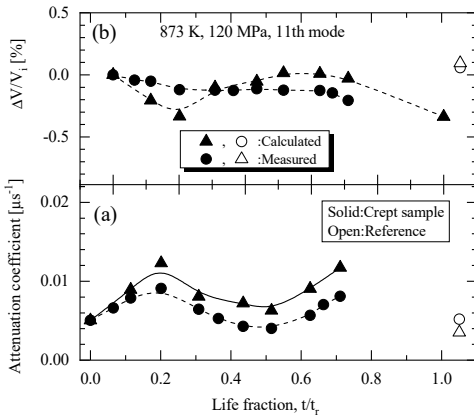


Fig.12. Comparison between calculated and measured attenuation coefficients in the 11th resonant mode (120 MPa, 873 K). Solid marks are data of the crept samples, and open marks are for the reference sample.

Granato と Lücke は減衰係数と同様に音速に対しても以下の式を導いた<sup>(23)</sup>.

$$\Delta V/V_i = -A_2 \Lambda L^2 \quad (2)$$

ここで  $A_2$  は正の定数、 $V_i = (G/\rho)^{1/2}$ 、 $G$  はせん断弾性係数、 $\rho$  は密度である。音速は転位密度  $\Lambda$  と転位の平均長さ  $L$  の 2 乗に比例し、転位密度と長さの増加は音速の減少をまねくはずである。減衰係数と同様に式 (2) から相対音速比  $\Delta V/V_i$  を算出した結果を Fig.12 (b) に示す。Fig.12(b) を見ると計算値の変化は実測値の変化と対応しており、音速の変化も転位振動によることを裏付けている。また減衰係数および音速の変化においても、絶対値は計算値の方が測定値より大きい値を示している。これは式 (1)、(2) において減衰係数および音速の変化には  $L$  の影響が大きいことから、値の違いは  $L_1$  の違いによると思われる。

Fig.9 から 11 で示した転位構造の変化や転位密度の変化は過去の報告<sup>(24)~(32)</sup>にも見られ、本実験結果の一般性を示すものである。

また  $t/t_r = 0.20$  付近で現れた減衰係数のピークは定常クリープの開始であり、ラス組織からサブグレインへの移行点に対応すると考えられる (Fig.9(b) 参照)。  $t/t_r = 0.50$  付近の減衰係数の極小値は加速クリープと析出物の急激な凝集・粗大化の開始に対応すると考えられる (Fig.8(b) 参照)。クリープ寿命前半で減衰係数がピークを示すことは、これまでステンレス鋼、2.25Cr-1Mo 鋼、Ni 基耐熱超合金鋼のような全く異なる材料においても観測された<sup>(11)</sup>。このことは本測定法の普遍性を示すものである。それぞれの材料のピークと最小値を示す寿命比  $t/t_r$  を Table 2 に示す。また、電磁超音波共鳴法はクリープ進行に伴う材料全体の内部組織変化(転位組織)をとらえることができ、損傷評価および余寿命予測に有効であると考えられる。

Table 2 Life fraction at attenuation peak and minimum for some materials.

Materials	SUS403	Cr-Mo-V	2.25Cr-1Mo	SUS304	SUS316L	Waspaloy
$t/t_r$ at attenuation peak	0.20-0.30	0.25-0.30	0.50-0.60	0.30-0.40	0.60-0.70	0.35-0.40
$t/t_r$ at attenuation minimum	0.5	0.5	0.75	0.7	0.85	-

## 5. 結言

マルテンサイト系ステンレス鋼 SUS403 のクリープ損傷に伴う微視的組織の変化を電磁超音波共鳴法で測定する減衰係数と音速の変化から評価した。以下のことが明らかになった。

- (1) 超音波減衰はクリープ寿命の約 20% で極大値を、寿命の約 50% で極小値を示した。それらの時点は定常クリープと加速クリープの開始点と一致した。これは負荷応力に依存していなかった。
- (2) 超音波減衰は、クリープ損傷に対して敏感に反応し、それは結晶粒界や析出物による散乱減衰よりも、転位による吸収減衰に支配される。
- (3) 弦モデルにより、超音波減衰・音速と転位組織の変化を対応つけられる。
- (4) 超音波減衰は、クリープひずみや時間より寿命消費率と良い相関関係を持つ。
- (5) クリープ進行中の音速の変化は、ラスやサブグレインの幅と硬さの変化に対応している。
- (6) EMAR 法はマルテンサイト系ステンレス鋼のクリープ損傷評価と寿命予測を行える可能性を持っている。

(7) 減衰係数と音速の両方をモニタリングすることで、より精度の高い寿命評価が可能になる。

### 参考文献

- 1) R. Viswanathan, Damage mechanism and life assessment of high temperature components, (1989),1, ASM International, Metals Park, Ohio.
- 2) B. Raj, V. Moorthy, T. Jayakumar, R. K. Bhanu Sankara, Inter. Mater. Rev., 48, (2003), 273.
- 3) B. Neubauer, U. Wedel, U., In Advances in Life Prediction Methods, D. A. Woodford, J. R. Whitehead, Editors., (1983), 307 (1983), American Society of Mechanical Engineerings, New York.
- 4) C. E. Jaske, F. A. Simonen, D. B. Roach, Hydrocarbon Processing, 62,(1983), 63.
- 5) M. Hirao, H. Ogi, and H. Fukuoka, Rev. Scientific Instruments, 64,(1993) 3198.
- 6) M. Hirao, and H. Ogi, EMATs for Science and Industry: Nondestructive Ultrasonic Measurements, (2003),1, Kluwar Academic Publishers, Boston.
- 7) 大谷俊博, 荻博次, 平尾雅彦, 機械学会論文集 A 編, 67, 655, (2001), 454.
- 8) 大谷俊博, 荻博次, 平尾雅彦, 材料, 51,2, (2002),195.
- 9) 大谷俊博, 荻博次, 平尾雅彦, 材料, 53, 6, (2004), 692.
- 10) 大谷俊博, 武井和生, 材料, 54, 6, (2005), 607.
- 11) 大谷俊博, 荻博次, 平尾雅彦, 材料, 55,4, (2006),416.
- 12) 大谷俊博, 材料, 56, 2,(2007), 114.
- 13) H. Ogi, N. Suzuki, and M. Hirao, Metallurgical & Mater. Trans. A, 29A, (1998), 2987.
- 14) 丸山 公一, 原田 千里, 及川 洪, 材料, 34,386 号,(1985) 1289.
- 15) K. Maruyama and H. Oikawa, Trans. ASME, , J. Pressure & Vessel Technology., 109, (1987), 142.
- 16) G. Eggeler, Acta Metallurgica, 37,(1987), 3225.
- 17) J. Pesicka, R. Kuzel, A. Dronhofer and G. Eggler, Acta Materialia, 51,(2003) 4847.
- 18) J. Dobrzanski, J. Mater. Processing Technology, 164-165, (2005), 785.
- 19) F.R.N. Nabarro and H.L. de Villires, The Physics of creep", (1995), 257-293, Taylor and Francis, London.
- 20) O. D. Sherby, R. H. Klundt and A. K. Miller, Metallurgical Transactions A, 8A, (1977) 843-850.
- 21) R. Truell, C. Elbaum, and B. B. Chick, Ultrasonic methods in solid state physics, (1969) 159. Academic Press, New York and London.
- 22) K. Goebbels, Research Technology in NDT, 4, (1980), 87 Academic Press, London.
- 23) A. Granato and K. Lücke, J. Appl. Phys., 27, (1956), 583.
- 24) A. S. Keh and S. Weissmann, Electron Microscopy and Strength of Crystal, (1963), 231, Interscience, New York.
- 25) M. Pahutova and J. Cadek, Mater. Sci. & Eng., 62, (1984),33.
- 26) C. R. Barrett, W. D. Nix and O. D. Sherby, Trans. ASM, 59, (1966), 3.
- 27) A. Orlova and J. Cadek, Philo. Mag., 28, (1973), 891.
- 28) T. Hasegawa, Y. Ikeuchi and S. Karashima, ", Metal Sci. Journal, 6, (1972), 78.
- 29) V. L. Sikka, H. Nahm and J. Moteff, Mater. Sci. & Eng. 20, (1975), 55.
- 30) S. Takeuchi and A. S. Argon, J. Mater. Sci., 11, (1976), 1542.
- 31) 岡崎正和, 橋本昌光, 佐田隆, 材料, 41, 47, (1992), 1729.
- 32) 辛島誠一, 鉄と鋼, 65, 7, (1974), 820.