SUS 304 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^{*1}, 荻 博次^{*2}, 平尾 雅彦^{*2}

Changes of Ultrasonic Attenuation and Microstructure Evolution in Crept Stainless Steels

Toshihiro OHTANI^{*3}, Hirotsugu OGI and Masahiko HIRAO

^{*3} Ebara Research Co. LTD., Advanced Materials Lab.,
4-2 1 Hon-Fujisawa, Fujisawa, Kanagawa, 251-8502 Japan

We studied the ultrasonic attenuation change during creep tests on austenitic stainless steel (JIS-SUS 304). We applied to tensile stresses to the materials at 973 K and measured ultrasonic attenuation using electromagnetic acoustic resonance (EMAR). EMAR is a contactless resonant method with an EMAT and is free from extra energy losses in the attenuation measurement, resulting in the measurement of intrinsic attenuation in solids. We launched polarized shear wave in the thickness direction of the plate specimen to obtain the ultrasonic velocity from the resonant frequency and the attenuation coefficient from the ringdown curve at the resonance. Attenuation exhibits much larger sensitivity to the damage accumulation than the velocity. Approaching to the rupture, it becomes ten times as large as the initial value, which is attributed to the microstructural changes, especially, dislocation mobility. This is supported by the TEM observations for dislocation structure. This technique has a potential to assess the damage advance and to predict the creep life of metals.

Key Words: Creep Damage, Stainless Steel, Resonance Spectroscopy, Ultrasonic Attenuation, Electromagnetic Acoustic Transducer (EMAT), Noncontact Evaluation

1. 緒 論

高温高圧下で使われる火力発電プラント機器の多くは、実働時間が10万時間を越え、経年劣化が進んでいるにも関わらず運転されているのが現状である。また地球温暖化防止対策による二酸化炭素量排出規制のため、より高効率化が計られ、高温高圧の過酷な運転が強いられる傾向にあり、これらの構成材料の損傷・劣化の懸念はますます増えてきた。このような状況下において、火力発電プラント設備の安全性と信頼性を保つためには、非破壊的に構成材料の健全性・余寿命を評価する技術が必要不可欠である^{①②}。

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。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。この手法

は、現場の熟練者の経験的な判断で行なわれる場合が多く、膨大な時間と労力を要し、限られた範囲の検査にしか適用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^{③④}。そこで、クリープ損傷評価には、材料内部の組織変化が検出可能で、非破壊的に現場で広範囲の計測が容易な検査手法が熟望されている。

本研究では、上述の条件を満足と思われる電磁超音波共鳴法(EMAR法)^{⑤⑥}を用いて金属材料のクリープ損傷と超音波特性的変化^⑦、特に減衰係数との関係を解明し、EMAR法の実機への適用について議論する。EMAR法は、非接触で超音波を受送信できる電磁超音波探触子(EMAT)を共鳴測定に適用した計測手段である。EMAR法による超音波減衰測定では、接触に関わるエネルギー損失がなく、材料の絶対的な超音波減衰係数の測定が可能になった。試験片は、耐熱材料として広く使用されるSUS304ステンレス鋼を用いた。大気中

* 原稿受付 2000年6月20日。

^{*1} 正員、(株)荏原総合研究所(☎251-8502 藤沢市本藤沢4-2-1)。

^{*2} 正員、大阪大学大学院基礎工学研究科(☎560-8531 豊中市待兼山町1-3)。

E-mail: ohtani05783@erc.ebara.co.jp

973Kの温度下で、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を調べた。EMATとしては、板材の厚さ方向に横波を送受信する横波用 EMAT を用いた。また、各応力下条件で 2 種類のクリープ試験法（中断試験法、連続試験法）を行った。

これら 2 つの試験方法を比較するため、クリープ試験中の伸びと時間の関係に基づき、修正θ法⁹⁾と破断パラメータ P_c ¹⁰⁾から破断寿命を推定し、試験終了時の寿命消費率を求めた。その結果、寿命消費率と減衰係数の間にはよい相関関係が認められた。さらに、光学顕微鏡、走査型および透過型電子顕微鏡により、内部組織の変化を観察した。その結果、減衰係数は、クリープの進行にともなう転位組織の変化に反応して変化すること、さらに、転位振動の弦モデル¹¹⁾により減衰係数と転位組織の関係が対応つけられることがわかった。

2 実験方法

2.1 試験片と試験条件 本研究に用いた板材試験片形状を図 1 に示す。ゲージ部は、幅 18 mm、長さ 35 mm、厚さ 5 mm であり、圧延方向は、長手方向である。素材は市販のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 を用いた。室温での機械的性質は、0.2%耐力が 249 MPa、引張強さが 637 MPa、破断伸びが 728%であった。

Fig.1 Specimen geometry.

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 973K で行なった。120 と 100 MPa の応力に対して下記の 2 つの負荷方法を用いた。またクリープ試験材と隣接して参照試験料を置き、熱だけの影響を調べた。

1) 中断試験法：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、再び試験を再開する。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 100 h とした。

2) 連続試験法：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。

中断試験においては、一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、内部組織の変化を観察する必要があるため、連続試験を行った。

2.2 EMAR による超音波特性の測定 トラック状に巻いた平面コイルと一対の永久磁石から成る横波用 EMAT⁹⁾を用いて、試料表面に垂直に伝播する横波を送受信した。EMAT の有効面積は $10 \times 10 \text{ mm}^2$ である。EMAR 法をの計測原理と方法は文献(6), (7)に示されている。

2.3 組織観察 内部組織変化を観察するため、連続試験法に使った試料について光学顕微鏡(OM)、走査型電子顕微鏡(SEM)、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて組織観察を行った。光学顕微鏡用試料については 400 番から 2000 番まで紙ヤスリで研磨を行った後、4000 番のバフ研磨を行い、表面を鏡面に仕上げた後、化学エッチングを施した。SEM 用試料についても同様の研磨を施した。また、TEM 用試料については機械加工により厚さ 200 μm 程度まで薄くし、電解研磨にて作製した。電解研磨に用いた溶液は 10%過塩素酸 - エタノールである。観察には日立製作所製 H-800 透過型電子顕微鏡(加速電圧 200kV)を用いた。これらの組織観察写真をスキャナーでコンピュータに取り込み、その後の解析に用いた。

3 測定結果

3.1 中断試験法 図 2 に、クリープ進展に伴う横波の共鳴周波数 (1~6 MHz) における減衰係数 α の変化を示す。この結果は、973K、応力 120 MPa に対するものである。破断時間は 283 h であった。横波の偏向方向は、荷重と平行である。減衰係数は、周波数依存性を示すとともに、クリープ進行に伴い、大きく増加している。破断直前では、初期値の 10 倍以上の値を示すモードもあった。それに比べ、熱処理だけ(同図の●、▲等)では、減衰係数の変化は小さい。

図 3 に、約 3.5 MHz (第 11 番目のモード) の共鳴周波数での減衰係数とクリープひずみの変化を示す。この結果は、応力 100 MPa に対するものである。破断時間は 826 h であった。減衰係数は、ひずみが 3%までは急激に増加し、その後約 5%まで一定または減少し、その後破断まで増加していく。減衰係数は、クリープひ

ずみに明瞭には依存していない。この変化は他の共鳴周波数でも 120MPa でも同様な変化であった。

図4には、減衰係数 α 、相対音速変化 $\Delta V/V_0$ (V_0 : 初期の音速)、クリープひずみとクリープ時間および寿命消費率 t/t_f (クリープ時間/破断時間) との関係を示す。共鳴周波数は 3.5MHz 近傍で応力は 100 MPa である。音速は t/t_f が 0.2 までは 0.5% 程度増加し、その後 α が極大を示す $t/t_f=0.5$ まで減少する。その後は破断まで増加し続ける。最大変化量は 2% 程度である。一方減衰係数は $t/t_f=0.4$ あたりから増加し、 $t/t_f=0.5$ でピークを示し、いったん減少した後、再び $t/t_f=0.7$ あたりから急増した。 α の極大値と音速の最小値が同時期 ($t/t_f=0.5$) で起こった。このような α や音速の変化は単調ではないため、クリープ損傷評価には音速と減衰係数を併用することが有効な手段となる。

Fig.2. Frequency dependence of the shear-wave attenuation for the polarization in the stress direction (Interrupted test, 120MPa, 973K).

Fig.3. Relationship between attenuation coefficients of the 11th mode and creep strain. The polarization is parallel to the stress direction (Interrupted test, 100MPa, 973K).

Fig.4. Attenuation and velocity evolutions of the 11th resonance mode and creep strain. The polarization is parallel to the stress direction (Interrupted test, 100MPa, 973K).

3.2 連続試験法 連続試験片法では、4 本(120 MPa)、11 本(100 MPa)の試験片を用いて、異なるクリープひずみの試験片を作製した。図5に各応力下でのクリープひずみと時間の関係を示す。図中の個々の点がそれぞれ1本の試験片の値を表わしている。高応力では、ひずみの累積速度が増加し、早期に破断に近づく。また、中断試験法のクリープ曲線(図4)にくらべ、ばらつきが大きいことがわかる。

次に共鳴周波数が 3.5MHz 近傍での各減衰係数とクリープひずみの関係を図6に示す。中断試験法の結果と同様に、クリープひずみが 2% までは、減衰係数はわずかに増加し、その後は減少し、破断に近づくに従って増加する傾向がある。この傾向はほかの周波数でも同様であった。

Fig.5. Creep strain versus time (Continuous test, 120 and 100MPa, 973K).

Fig.6. Relationship between the attenuation coefficients of the 11th resonance mode and the creep strain (Continuous test, 120 and 100MPa, 973K).

以上から、両試験法においてクリープひずみと減衰係数に同じ相関関係があることがわかった。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、個々の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推定寿命消費率を求め、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法⁹と破断パラメータ P_a^{10} 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。図7には、 t/t_r とクリープひずみの関係を示す。2つの応力下でのクリープひずみ変化が、1本の曲線で整理され、 t/t_r とクリープひずみは良い相関関係があることがわかる。次に、 t/t_r と α の関係を図8に示す。 α は初期にはほとんど変化はないが、 t/t_r が 0.2 付近から 0.4 付近まで急増した後、0.6 付近まで低下する。その後再び増加する。図4と比較するとほぼ同様の傾向を示していることがわかる。

Fig.7. Creep strain versus the estimated life fraction (Continuous test, 120 and 100MPa, 973K).

Fig.8. Relationship between the attenuation coefficients of the 5th, 8th and 11th resonance modes and the estimated life fraction (Continuous test, 100MPa, 973K).

図9には、減衰係数、相対音速変化、クリープひずみと推定寿命消費率の関係を示す。中断試験法に対する図4と同様に共鳴周波数が 3.5MHz 近くで応力が 100MPa の結果である。図4の中断試験法の結果と同じ傾向である。このことは試験法(中断、連続)による組織変化の違いが少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.9. Attenuation and velocity evolutions of the 11th resonance mode and creep strain versus estimated life fraction. The polarization of shear-wave is parallel to the stress direction (Continuous test, 100MPa, 973K).

4 考 察

クリープ損傷にともなう様々な金属微視組織の変化の中から、減衰係数に影響を及ぼす因子として

1)結晶粒界による散乱

2)析出物、ボイドによる散乱

3)転位による吸収

を取り上げ、それぞれについて検討を行った。

4.1 結晶粒界による散乱 結晶粒界からの散乱について考える。 $t/t_c=0.38$ の試料の光学顕微鏡による組織写真を図10に示す。応力方向は写真の長手方向である。粒界に析出物が見られる。これらの組織写真をコンピュータに取り込み、個々の結晶粒の面積を計算し、結晶粒が球状であると仮定して、平均結晶粒径を求めた。その結果クリープ進行とともに結晶粒径は増加してゆき、末期には初期値の2倍近くになった。結晶粒径が、超音波の波長に比べて十分小さい場合、粒界での散乱による減衰 α_s は式(1)で表される。⁽⁹⁾

$$\alpha_s = Sd^3 f^4 \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 S は散乱因子と呼ばれる定数、 d は平均結晶粒径、 f は周波数である。ほぼ弾性定数の等しい炭素鋼に対する $S=2.25 \times 10^{10} \mu\text{sec}^2/\mu\text{m}^3$ ⁽⁹⁾を用いると、上記粒径変化による α_s の変化は $2.72 \times 10^3 \mu\text{sec}^{-1}$ ($f=3.5\text{MHz}$)にとどまる。また、結晶粒径は単調に増加していることから、 $t/t_c=0.6$ 付近での α の減少は、粒界散乱では説明できない。

4.2 析出物、ボイドによる散乱 SEM観察の結果、析出物は $t/t_c \geq 0.25$ 、ボイドは $t/t_c \geq 0.4$ で粒界に現れ、それぞれの数密度は破断まで、わずかに増加していった。析出物およびボイドの大きさはともに平均で $2\mu\text{m}$ 程度であった。これは観察している超音波の波長($>0.5\text{mm}$)より十分小さく、Rayleigh散乱領域を考える必要がある。このとき、減衰係数 α_s は式(2)で表わされる。⁽⁹⁾

$$\alpha_s = n\gamma/2 \sim Ca^2 (ka)^4, (ka \ll 1) \dots\dots\dots(2)$$

ここで、 n は散乱体の体積密度、 γ は散乱断面積、 k は超音波の波数、 a は散乱体の半径、そして C は散乱体の体積密度と性状(析出物あるいはボイド)から決まる定数である。析出物やボイドによる散乱に起因する減衰係数は、式(2)や組織観察から単調に増加すると考えられるが、これはやはり α の変化を説明できない。また、SEM観察の結果をもとに式(2)から実際に α_s を計算したところ、実測値の1%にも達しない。したがって、析出物やボイドによる散乱は本測定での α の変化に関与しないと結論できる。以上より、 α は転位によ

50μm

Fig.10. OM Micrograph of the crept specimen at $t/t_c=0.38$ (Continuous test, 100MPa, 973 K).

る吸収を反映していると考える。

4.3 転位による吸収 転位まわりには高い応力場が存在する。超音波に伴う応力によって、転位がすべり面上で移動すると、応力場の急激な移動が起こり、これを妨げようと熱弾性効果により発熱が生じる。これは不可逆過程であり、この過程において超音波のエネルギーの一部が転位の移動に費やさる。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⁽¹⁰⁾、減衰係数 α と転位密度 Λ 、転位長さ L の関係を以下のように導いた。

$$\alpha = A_1 f^2 \Lambda L^4 \dots\dots\dots(3)$$

ここで、 A_1 は正の定数であり、剛性率、ポアソン比、転位運動の比粘弾性係数、パーガースペクトルに依存する。 f は周波数である。このモデルによると、減衰係数は転位密度 Λ に比例し、転位の平均長さ L の4乗に比例する。ただし、注意すべきことは、式(3)がすべての転位を対象としているわけではなく、超音波のような低応力波に対しても振動できる可動転位だけを対象にしていることである。したがって、結晶粒界に拘束されている転位などは、 α に貢献できない。

転位長さと超音波の波長との間には 10^4 程度の相違があり、直接一本の転位を超音波によって検出することはできない。しかし、転位は金属内に大量に存在するため、それらの構造変化が超音波の伝ば領域全体にわたって起こった場合、式(3)により可動転位の平均の密度と長さを評価することが可能である。実際、電磁超音波共鳴で測定した減衰係数は、多結晶の純銅⁽¹⁴⁾や純アルミニウム⁽¹⁵⁾の弾性変形にともなう敏感に変化し、それにより金属内で起こる転位構造の変化を説明できることが明らかとなっている。金属のクリープ変

形においても、転位組織に大きな変化が生じることから本研究の減衰係数の変化がこれを反映していることは十分に考えられる。

そこで、TEM により転位組織の変化を観察した。観察例を図 11 に示す。図 11(a) はクリープ前の状態を、図 11(b)~(d) は、それぞれ $t/t_f=0.38, 0.67, 0.98$ 付近の組織を示す。クリープ前の組織では、もつれ合った転位も見られるが、比較的一様に分布した多数の転位が観察された。また双晶も見られた。図 11(b) は、図 9 において α が極大値を示した試料の組織である。絡み合った転位網が多く観察され、サブグレインの形成がこの段階から見られた。サブグレイン内では、両端が拘束されていない孤立した転位の密度が高かった。図 11(c) では、規則的なサブグレインの形成が認められ、それにともないサブグレイン内の転位密度は減少した。図 11(d) の破断直前の組織においては、サブグレインは微細化され、さらにサブグレイン内の転位密度は再び増加していた。

図 12 は、TEM 観察で得た多数の組織写真をデジタル化してコンピュータに取り込み、転位密度と転位の平均長さを測定した結果である。対象とした転位は、粒界やサブバウンダリーに堆積した転位ではなく、サブグレイン内に存在した両端が拘束されていない孤立した転位だけである。なぜならば、上述したように孤立した転位こそが減衰変化の主要因となり得るからである。これらの転位密度と平均長さを Λ_1 と L_1 と書くことにする。クリープの進行にともなって、 Λ_1 は $t/t_f=0.35$ までわずかに増加し、 $t/t_f=0.40$ で極大値を示した後、 $t/t_f=0.50$ までは減少し、そして再び破断まで増加していく。 L_1 も Λ_1 と同様な変化を示した。これら TEM による直接観察から得た Λ_1 と L_1 を用いて、式 (3) から減衰係数の変化を算出した。結果を測定結果 (●印) とともに図 13 に示す。ただし、定数 A_1 はクリープ前の試料に対して、実験値と計算値が一致するように決定した。図 13 の計算値を実測値と比較するためには、 $\Lambda_1 \propto \Lambda$ 、 $L_1 \propto L$ という仮定が必要である。つまり、式 (3) 中の Λ と L は、超音波の微小振幅においても可動な転位に対するものであり、TEM 観察によって得た Λ_1 と L_1 には一致しない。すなわち、TEM で観察された孤立転位が実際に超音波により振動できる転位であるかどうかを知る方法はなく、また孤立転位の転位線上には一般に点欠陥が吸着・釘付けしている。超音波によって振動できる転位長さ L は隣り合う点欠陥の距離に相当し、孤立転位の全体の長さ L_1 よりも小さいからである。しかし、堆積していない孤立転位であれば、超音波によって振動しない理由はなく、また、転位を釘付けする

Fig. 11. TEM micrographs of crept specimens at $t/t_f=0, 0.38, 0.67$ and 0.98 (Continuous test, 100MPa, 973K).

Fig. 12. Change of the dislocation density and length as creep progresses (Continuous test, 100MPa, 973K).

点欠陥同士の相互作用を考えると、長い転位線ほど隣り合う点欠陥の距離が広がると考えられる、実際、図13の測定値と計算値は良い一致を示しており、これら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の振動によるエネルギー吸収であることを強く裏付ける結果である。式(3)の周波数依存性に関しても図8で認められ、転位振動が主因であることを支持している。

超音波による転位の運動は、局所的な弾性率の低下をもたらす、音速の減少につながる。GranatoとLückeは減衰係数と同様に音速に対しても検討し、以下の式を導いた。

$$\Delta V/V_0 = -A_2 \Lambda L^2 \dots \dots \dots (4)$$

ここで A_2 は正の定数である。転位密度と転位線長さの増加は音速の減少をまねく。図9において、減衰係数が極大値を示す点で音速が極小値を示していることは、このモデルから理解できる。ただし、クリープ進行にともなう、母材から不純物が析出物してゆき、母材内での原子間結合力が強まると考えられ、この効果は弾性率を単調に増加させ、音速の単調増加をもたらす。したがって、図9の音速の変化には、転位組織変化の影響と母材の弾性率変化の影響が含まれている。

以上の考察から、本研究で観測された減衰係数の変化が転位構造の変化に起因することが明らかとなった。図11で示した転位構造の変化や図12の孤立転位の密度変化は、Fe-3%Si合金^{99,100}やCu-Al合金¹⁰¹においても同様の組織変化が報告されており、以下のように理解されている⁹⁹⁻¹⁰¹。クリープ試験開始とともに転位密度は増加し、クリープ変形が進行する。その後、増殖した転位が絡み合い、サブグレインの形成が始まる。その後も変形は継続するため、全体の転位密度は増加してゆくが、生成された転位は主にサブグレインの形成に費やされる。サブグレインの数は増すが、内部の孤立した転位の密度はサブグレイン境界に吸収されて低下する。しかし、変形が次第に加速すると、増殖した転位の量がサブグレインの形成に費やされる量を上回り、孤立転位の数が増加する。最終的には、サブグレインや結晶粒界、析出物に過度に堆積した転位からき裂やボイドが生じて破断に至る。本研究においても同様の組織変化が生じたことが考えられ、 $t/t_c \approx 0.4$ 付近で現れた減衰係数のピークは、増殖した転位が絡み合いサブグレインの形成が始まった段階に対応すると考えられる。このように、電磁超音波共鳴法はクリープ進行にともなう内部組織変化、特に粒内の転位組織をとらえることができ、損傷評価に有効であると考え

Fig.13. Comparison between calculated and measured α . Resonant frequency was near 3.5MHz (Continuous test, 100MPa, 973K).

られる。

5 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 のクリープの進行に伴う微視的組織の変化を電磁超音波共鳴法によ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) 電磁超音波共鳴法は、クリープ損傷の評価と寿命予測を行える可能性を持っている。
- (2) 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。
- (3) 超音波減衰は、クリープ損傷過程に対して敏感であり、その変化は結晶粒界、炭化物やボイドの散乱効果よりも転位による吸収効果に支配される。
- (4) 弦モデルにより、超音波減衰と転位組織の変化を対応づけられる。
- (5) 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。

文 献

- (1) 構造材料の信頼性評価技術委員会、構造材料の寿命・余寿命評価のための計測技術に関する調査、日本鉄鋼協会 (1983)。
- (2) 日本鉄鋼協会特定基礎研究会、耐熱鋼の高温クリープ及びクリープ疲労損傷材のレプリカ法による非破壊的損傷量/寿命評価、日本鉄鋼協会 (1991)。
- (3) 大友暁、木原重光、北川正樹、明石正恒：プラント機器の損傷評価と余寿命予測技術・例、応用技術出版 (1992)。

- (4) 川上敏幸, 押川辰也, 渡邊肇, 福嶋一夫, 仲庭正義,
日本機械学会, 平成4年度材料力学部門講演論文集,
(1993-10), 508-509.
- (5) 吉川州彦, 福島一夫, 機講論, No.964-1 (1996-3), 94-95.
- (6) Hirao, M., Ogi, H., and Fukuoka, H., *Rev. Sci. Instrum.*, **64**
(1993), 3198-3205.
- (7) Hirao, M. and Ogi, H., *Ultrasonics*, **35** (1997), 413-421.
- (8) 大谷俊博, 荻博次, 森下智弘, 平尾雅彦,
日本機械学会論文集 A, **65** (1999), 1802-1809.
- (9) 丸山公一, 原田千里, 及川洪, 材料, **34** (1985),
1289-1295.
- (10) Maruyama, K. and Oikawa, H., *Trans. ASME, J. Pressure
Vessel Technol.*, **109** (1987) 142-148.
- (11) Granato, A. and Lücke, K., *J. Appl. Phys.*, **27** (1956),
583-593.
- (12) Goebbels, K., *Res Tech in NDT*, Vol. 4, (Sharpe R. S. 編),
Academic Press, London (1980), 87-157.
- (13) Ogi, H., Hirao, M., and Honda, T., *J. Acoust. Soc. Am.*, **98**
(1995), 458-463.
- (14) Ogi, H., Suzuki, N., and Hirao, M., *Metal. and Mater.
Trans. A*, **29A** (1998), 2987-2993.
- (15) Ogi, H., Tsujimoto, A., Hirao, M., and Ledbetter, H.,
Acta Materialia, **47** (1999), 3745-3751.
- (16) Barrett C. R., Nix, W. D. and Sherby, O. D., *Trans. ASM.*,
59, (1966), 3-15.
- (17) Orlov, A. and Cadek, J., *Phil. Mag.*, **28**, (1973), 891-899.
- (18) Hasegawa, T., Ikeuchi, Y. and Karashima, S., *Metal Sci. J.*, **6**
(1972), 78-82.
- (19) 岡崎正和, 橋本昌光, 佐多隆, 材料, **41** (1992),
1729-1735.
- (20) 辛島誠一, 鉄と鋼, **65** (1974), 820-830.
- (21) Cadek, J., *Creep in Metallic Materials*, Elsevier (1988), 95-114.