電磁超音波共鳴法による 2.25 Cr-1 Mo 鋼のクリープ損傷評価*

大谷 俊博^{*1}, 荻 博次^{*2}
森下 智博^{*3}, 平尾 雅彦^{*2}Electromagnetic Acoustic Resonance to Assess Creep Damage
in 2.25 Cr-1 Mo SteelsToshihiro OHTANI^{*4}, Hirosugu OGI,
Tomohiro MORISHITA and Masahiko HIRAO^{*4}Ebara Research Co. LTD., Advanced Materials Lab.,
4-2-1 Hon Fujisawa, Fujisawa, Kanagawa, 228-8502 Japan

This paper describes an ultrasonic technique for evaluating creep damage in 2.25 Cr-1 Mo steel exposed to the temperature of 923 K at various stresses. The technique is based on the electromagnetic resonance (EMAR), which is a combination of the resonant technique and a noncontacting electromagnetic acoustic transducer (EMAT). We obtain the ultrasonic velocity from the resonant frequency and the attenuation coefficient from the ringdown curve at a resonance. Two types of EMATs are used. One is the bulk wave EMAT for measuring the frequency dependence of shear wave attenuation in plate samples. The other is the axial-shear-wave EMAT for detecting the attenuation change of shear waves traveling in the circumferential direction of cylindrical samples. The attenuation showed much larger sensitivity to the damage accumulation than the resonant frequency. Approaching the rupture, it becomes ten times as large as the initial value. The frequency dependence of the attenuation also showed a remarkable change with the damage. The EMAR technique has been proven to possess a large potential for the practical nondestructive/noncontact damage monitoring; the EMAR is capable of sensing the attenuation evolution and indicating the damage advance to predict the creep life of the metals.

Key Words: Creep Damage, Electromagnetic Acoustic Resonance (EMAR), Steel, Ultrasonic Attenuation, Noncontacting Evaluation

1. 結 言

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10万時間を越えても運転されている。これらの機器は、20～30前年に建設されたものが多く、経年劣化が進んでいるにもかかわらず運転されているのが現状である。

また近年の地球温暖化の原因となっている二酸化炭素の排出量を抑える目的から、これらエネルギープラントにおいては、エネルギー供給量を維持しつつ、高効率化が図られ、さらに高温・高圧の運転に移行する傾向がある。また、1980年代の電力需要形態の変化により、DSS、WSSのような頻繁な起動停止や急速な負荷変動などの苛酷な運転が強えられるようになり、これらのエネルギープラントの構成材料の損傷・劣化はますます加速する傾向にある。このような状況下に

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は必要不可欠である^{(1)～(3)}。

火力発電プラントの経年劣化の中で、クリープ損傷は、重要な問題であり、従来から多くの研究が行われてきた。現在、クリープ損傷を評価する方法としては、レプリカ法が多く使われている⁽³⁾。この手法は、材料表面の組織をアセチルセルロースのプラスチック膜に転写して、顕微鏡で組織変化やボイド、析出物を観察するものである。これは、現場の熟練者の経験的な判断で行われる場合が多く、膨大な時間と労力を要し、ごく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、クリープ損傷は、運転時間の経過とともに累積され、その損傷は、構成材料全体に広がる。主に表面から進行する疲労損傷とは異なり、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⁽⁴⁾⁽⁵⁾。したがって、クリープ損傷評価には、材料内部の損傷が検出可能であり、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きた。

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)⁽⁶⁾を利用して、クリープ損傷による高温プラントの構成材料損傷評価を迅速かつ

* 原稿受付 1998年10月5日。

^{*1} 正員、(株)住原総合研究所 (☎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所 (☎560-8531 豊中市待兼山1-3)。^{*3} 正員、明石工業高等専門学校 (☎674-8501 明石市魚住町西岡679-3)。

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

簡便に行うことのできる手法を提案する。EMAR 法は、非接触で超音波を受送信できる電磁超音波トランスデューサ(EMAT)と共鳴法から構成されている。この共鳴法を EMAT に適用することにより、変換効率が低い EMAT の欠点を飛躍的に改善できた⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

また EMAT を用いた超音波減衰測定では、接触に関わるエネルギー損失が生じないため、材料の絶対的な超音波減衰係数の測定が可能になった。ここでは、2.25 Cr-1 Mo 鋼のクリープ実験を大気中、923 K で数種類の応力条件で行い、クリープ進行に伴う音速と減衰係数の変化を測定し、これらとクリープ損傷(ここではクリープひずみ)との関連性を議論する。試験片には、板材と丸棒を用いた。板材には、板厚方向に横波を伝ばさせる体積波用 EMAT⁽⁸⁾、丸棒には、円周方向に横波を伝ばさせる軸対称 SH 波用 EMAT⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾ を使用した。両方のクリープ試験において、減衰係数は、損傷に対して音速より敏感であり、クリープの進行に

伴い大きく増加し、破断直前では、減衰係数が試験前の 10 倍近い値となる結果を得た。

2. 実験方法

2・1 試験片と試験条件 本研究に用いた板材と丸棒の 2 種類の試験片形状を図 1 (a), (b) に示す。ゲージ部は、板材では幅 35 mm、長さ 45 mm、厚さ 3 mm であり、丸棒材では直径 14 mm、長さ 60 mm である。いずれも圧延方向は、長手方向である。素材は市販の ASTM A 182 F 22 (JIS G 3458 STP 24 相当品)を用い、熱処理 1 193 K、1 時間保持後、40 deg/h で 923 K まで冷却後、空冷を行った。化学的成分と室温での機械的性質を表 1、2 に示す。

クリープ試験は、縦形単レバー式クリープ試験機と加熱電気炉を用い、大気中で 923 K で行った。応力は、板材に対しては 70, 60, 50 MPa を、丸棒材に対しては 85 MPa と 65 MPa を加えた。クリープ試験は上記の試験機を用いて二つの方法で行った。それぞれを試験 1、試験 2 と呼ぶこととする。試験 1 では、1 本の試験片を用いて、20 または 30 時間でクリープ負荷を中断し、炉冷、超音波特性を計測した後、試験を再開する。破断まで、これを繰り返す。試験 2 では、多数の試験片を用意し、各試験片が所定のクリープひずみに達するまで、クリープ試験を行い、その後室温にて、それぞれの超音波特性を測定する。また、クリープ試験材と隣接した箇所に参照試料を置き、熱だけの影響

Table 1 Chemical composition of 2.25 Cr-1 Mo steel [mass. %]

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
Plate	0.12	0.21	0.52	0.01	0.01	0.1	2.13	0.88	0.04
Cylinder	0.13	0.25	0.56	0.02	0.02	0.08	2.2	0.9	0.13

Table 2 Mechanical Properties of 2.25 Cr-1 Mo steel at RT

	0.2% Proof stress MPa	Tensile strength MPa	Elongation %
Plate	237	512	33
Cylinder	266	490	34.8

(a) Plate sample

(b) Cylindrical sample

Fig. 1 Specimen geometry

(a) Bulk wave EMAT

(b) Axial shear wave EMAT

Fig. 2 Structure and mechanism of EMAT

を調べた。

2.2 磁わい形 EMAT 板材に使用した体積波 EMAT⁽⁸⁾ は、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り、磁わい効果を利用して、試料表面に垂直に伝ばする横波を受送信する [図 2 (a) 参照]。ここで用いた体積波 EMAT の受送信の有効面積は $7 \times 6 \text{ mm}^2$ である。丸棒に使用した軸対称 SH 波を受送信する EMAT の概略を、図 2 (b) に示す⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。この EMAT は、軸方向の静磁場を与えるソレノイドコイルと円周方向に変動磁場を与える蛇行コイルから構成されている。軸対称 SH 波の発生原理は、参考文献⁽¹⁰⁾に説明している。この軸対称 SH 波は、円柱や円管の外表面を軸方向に偏向しながら、周方向に伝ばする表面 SH 波である。複数のモードが存在し、各モードの伝ば領域は半径方向の固有関数⁽¹⁰⁾で表される。半径方向の空間分解能は、コイルの蛇行ピッチの約 3 分の 1 と見積もられる。本研究に用いた蛇行コイルのピッチは 0.9 mm であり、空間分解能は約 0.3 mm である。

2.3 EMAR による超音波特性の測定 EMAT を高出力のバースト波信号 ($\sim 1000 \text{ V}$, $\sim 50 \text{ ms}$) で励起し、測定物に超音波を入射する。板材の場合、入射された超音波は板の両面で反射を繰返し、入射面に到達するたびに、同じ EMAT によって電気信号に変換

Fig. 3 Measured resonant spectrum for 2.25Cr-1Mo steel cylinder of 14 mm diameter with $N=48$. Static field is 0.16 KOe

Fig. 4 Measured ringdown curve of the first mode $f_1^{(48)}$ in Figure 3

される。丸棒材の場合は、SH 波が伝ばし、蛇行コイルの下を通るたびに受信される。受信信号にはスーパーヘテロダイン処理を行い、入射波と同一周波数成分の振幅を検出している⁽⁶⁾⁽¹²⁾。共鳴スペクトルは、送信周波数を掃引しながら、個々の周波数の振幅を検出することによって得られる。板材の場合の n 次の共鳴周波数 f_n は、 $f_n = nC/(2d)$ で表され、等間隔に現れる。ここで、 C は測定物中の音速、 d は板厚である。丸棒の場合、共鳴周波数は、等間隔ではなく、 $NJ_N(kR) - kRJ_{N+1}(kR) = 0$ で決定される⁽¹⁰⁾。ここで、 J_N は N 次の第一種ベッセル関数、 R は丸棒の半径、 k は波数である。波数 k は、 m 次の共鳴周波数 $f_m^{(N)}$ と音速 C の関係から $k = 2\pi f_m^{(N)}/C$ で表される。本研究で用いた蛇行コイルのターン数 N は 48 であった。図 3 に丸棒材で測定した共鳴スペクトルの例を示す。一次のモードでは、試料最表面を SH 波が伝ばし、高次のモードになるほど、伝ば領域は、内部へ移る⁽¹⁰⁾。減衰係数を求めるには、図 3 の各ピーク近傍の周波数を掃引し、そのデータをローレンツ関数で近似しその中心軸から共鳴周波数を求め、その周波数で、共鳴状態をつくり、図 4 に示す減衰曲線を得る⁽¹²⁾。この曲線を指数関数で近似することにより、減衰係数を決定する。

3. 測定結果

3.1 試験 1 図 5 に、板材のクリープ進展に伴う横波の共鳴周波数 (2~10 MHz) における減衰係数の変化を示す。この結果は、923 K、応力 70 MPa 下でクリープ試験をしたものである。破断時間は 234 時間であった。横波の偏向方向は、荷重方向と平行である。また、熱だけの影響による減衰係数の変化を示してい

Fig. 5 Frequency dependence of the shear-wave attenuation polarized in the stress direction (Test 1, 70 MPa, 923 K). Open marks show the attenuations for the crept samples and the solid marks are the plots for the attenuation for the unstressed samples

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、熱処理だけでは、減衰係数の変化は小さい(図5中の塗りつぶし記号: ●, ▲等は、熱だけの影響による減衰係数の変化を示す)。この傾向は、横波の偏方向方向が、荷重方向と垂直の場合も同じであった。図6に、三つの異なる応力(50, 60, 70 MPa)下での減衰係数とクリープひずみの変化を示す。すべての負荷応力で減衰係数は、ひずみが10%までは急激に増加し、その後緩やかに増加している。この50~70 MPaの応力範囲では、負荷応力の違いが減衰係数変化に与える影響は少なく、減衰係数の変化はクリープひずみに依存しているように見える。ここでは周波数は3 MHzを用いた。この周波数を用いた理由は、EMATの変換効率が大きく(データの信頼性が高い)、回折損失の

影響が少なく、粒界散乱の影響を受けすぎない周波数であったからである。周波数が低いほど、回折損失は大きくなり、金属の組織変化を反映した減衰の測定には適さない。また周波数を上げると回折損失は減少するが、変換効率が低下し、同時に粒界散乱による損失も増加する。結晶粒径の変化もクリープに伴う減衰変化の重要な因子ではあるが、これが優先的に減衰に關与する測定では問題がある。つまり測定対象に応じて周波数を選定している。

図7に、丸棒材のクリープ進展に伴う軸対称SH波の減衰係数の変化を示す。共鳴周波数は10次のモードまで計測した。クリープ試験は923 K、応力65 MPa下で行い、破断時間は363時間である。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、各モードとも同じ傾向で増加している。これは、クリープ損傷が、試験片の全断面で起きていることを示している。図中、無負荷材の測定結果は省略しているが、熱だけによる減衰係数の変化は、板材の場合と同様に小さい。丸棒材においても、板材と同じように、クリープひずみと減衰係数 α の変化を調べた。図8には、第5番めのモードの α とクリープひずみの変化を示す。このモードの共鳴周波数は、クリープ試験前の状態で約5.4 MHzである。クリープ初期、 α は単調に増加し、クリープ寿命の半分以上を過ぎる頃まで一定あるいはわずかな減少をし、最終破断に近づく急激に増加していく。これはクリープ曲線と同じ挙動である。つまり、巨視的な変化を示すクリープ曲線と減衰係数の間には相関関係があることを示している。なお、いずれのモードも5番めのモードとほぼ同じような相関関係を示した。周波数が高いほど、散乱による

Fig. 6 Relation between the attenuation coefficient and the creep strain with various stresses for plate samples (Test 1, 923 K). Bar indicates the variation range with the reference samples. The polarization of shear wave is parallel to the stress direction and the frequency is near 3 MHz

Fig. 7 Change of the attenuation coefficient of the axial shear resonance (Test 1, 65 MPa, 923 K)

Fig. 8 Attenuation evolution of the fifth mode of the axial shear wave and creep strain curve for the cylindrical sample (Test 1, 65 MPa, 923 K). The frequency is around 5.4 MHz

損失が大きくなるので、減衰係数の絶対値は異なる。

3・2 試験2 試験2において、板材の試験片には70 MPa、丸棒試験片には65 MPaの応力を負荷した。板材では7本、丸棒では14本の試験片を用いて、異なるクリープひずみの試験片を作成した。図9に、そのときのクリープひずみとクリープ時間の関係を示す。丸棒材においては、クリープひずみとクリープ時間は良い相関関係を示しているが、板材においては、相関関係を示していない。図10と図11に、板材、丸棒材それぞれの減衰係数とクリープひずみの関係を示す。板材においては、試験1の結果と同様に、クリープひずみが多いときほど、減衰係数も大きくなっている(図10参照)、しかしながら、丸棒材においては、試験1の結果と異なり、クリープひずみが7%位までは、減衰係数は単調に増加し、その後は減少し、破断に近づくにつれて増加する傾向がある。

Fig. 9 Relation between creeping time and creep strain (Test 2, 923 K). ●: cylindrical samples (65 MPa) and ○: plate samples (70 MPa)

Fig. 10 Creep strain versus the attenuation coefficient of the bulk shear wave polarized to the stress direction for the plate sample (Test 2, 70 MPa, 923 K)

4. 考 察

一般にクリープ曲線は、次の三つの過程：遷移クリープ、定常クリープ、加速クリープに特徴づけられる⁽¹³⁾。遷移クリープは、負荷直後からひずみ速度が次第に減少する部分であり、定常クリープはひずみ速度が一定になる部分、加速クリープはクリープ曲線が上向きに曲がり、ひずみ速度が漸増して破断にいたる部分である。それぞれの状態で、材料の微視組織の変化を伴う。回復理論^{(13)~(15)}によると、遷移クリープでは、回復速度より加工硬化速度のほうが大きく、転位が堆積し、転位密度が増加する状態である。定常クリープは回復速度と加工硬化速度が釣り合い、転位密度の増加は抑えられる。この状態で、粒界への炭化物析出

Fig. 11 Creep strain versus the attenuation coefficient of the axial shear wave for the cylindrical sample (Test 2, 65 MPa, 923 K)

Fig. 12 Photomicrograph of as-received sample

Fig. 13 SEM microphotograph of as-received sample

やボイドの発生が起こる。加速クリープでは、炭化物析出やボイドが成長し、ボイドは合体して、微視き裂に成長して行く。結晶粒の伸びや回転は破断直前に起きる。

しかし、本実験で観察されたクリープ曲線(図8参照)を見ると、定常クリープが現れない非定常クリープと類似してる。このような場合、試験開始直後から、析出物粒子の凝集や粗大化が常に起こっていると考えられる。

試験2の丸棒試験片の組織観察を行った。図12~15に光学顕微鏡(OM)と走査形電子顕微鏡(SEM)による組織観察を示す。図12, 13は試験前のOMとSEM観察による組織を、図14, 15は、クリープひずみが約3%の試料のOMとSEM組織写真を示す。図12, 14において、いずれもフェライト粒内に微細な析出物が分散した組織を示している。粒内の黒地は層状パーライトである。図14のほうが、層状パーライトがやや少ないように見える。これらOM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、平均結晶粒径を求めた。クリープひずみは大きいものほど結晶粒径は小さくなっていった、しかし、その減少量は3~5 μm ほどであった。結晶粒径が、超音波の波長に比べて十分小さいときは、結晶粒界での散乱は式(1)で表される⁽¹⁶⁾。

$$\alpha \sim Sd^3f^4 \dots\dots\dots (1)$$

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。この式に $S=2.25 \times 10^{-10} \mu\text{s}^3/\mu\text{m}^3$ ⁽¹⁹⁾ とクリープ前の状態の平均結晶粒径 $d=30 \mu\text{m}$ 、周波数 $f=4.0 \text{ MHz}$ を代入して減衰係数を計算すると $\alpha=1.56 \times 10^{-3} \mu\text{s}^{-1}$ となり、これは実測値より1けた以上小さい。よって結晶粒による散乱が、減衰係数に大きな影響を及ぼしていないと考えられる。またSEMによる観察から、クリープにより粒内および粒界の析出物の数や大きさが増加していることがわかる。これらの析出物(図12, 15中の○1, 2の部分)を

Fig. 14 Photomicrograph of a crept sample (Test 2, 65 MPa, 923 K). Creep strain is around 3%

エネルギー分散形 X 線分析装置(EDX)で分析したところ、Cr-Mo 系の炭化物であることがわかった。図12~15において、結晶粒界での炭化物析出は見られるが、微視き裂は観察されなかった。これらの観察から、本実験の減衰係数の変化は、炭化物やボイドによる散乱や転位による吸収を反映していると考えられる。

クリープ変形の進行により、炭化物やボイドの数は増大する。ここで、炭化物やボイドを散乱体とすると、その大きさは2 μm 以下であり、それは観察している超音波の波長(>0.3 mm)よりかなり小さいので、Rayleigh 散乱の領域で散乱が生じると考えられる。この散乱による減衰は、式(2)で表される⁽¹⁴⁾。

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

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(介在物あるいはボイド)に依存した定数である。

Rayleigh 散乱の領域において、減衰係数は周波数の4乗に比例することから、図5と図7の減衰係数の周波数依存性が定性的ながら、説明できる。

超音波は転位を振動させ、それにより超音波のエネルギーが吸収されると考えられている。古典的な弦モデル⁽¹⁷⁾によると、減衰係数と転位密度 Λ と転位長さ L の関係は、式(3)のように表される。

$$\alpha \sim \Lambda L^4 \dots\dots\dots (3)$$

クリープ変形に伴い、転位は推積し、密度 Λ は増大し、それにより減衰係数 α は増加する。しかしながら、過度の転位の堆積は、絡み合いのため、長さ L が減少し、それにより減衰係数 α の低下を引き起こす。さらに、散乱体は、転位の釘付け点として働き、 L を減少させる。これからがまた減衰係数の減少を引き起こす。

試験1の板材において、 α はクリープ変形に伴い単調に増加し、その増加の割合も丸棒の場合よりかなり大きい。板材では、クリープ進行につれ、表面にき裂が荷重方向に垂直に数多く発生していた。転位による

Fig. 15 SEM microphotograph of a crept sample (Test 2, 65 MPa, 923 K). Creep strain is around 3%

減衰の変化は、市販の構造用鋼の疲労⁽¹⁰⁾や純銅の塑性変形⁽¹⁸⁾に対する測定結果から、 $0.05 \mu\text{s}^{-1}$ 程度であるので、図5、6の減衰係数の変化は、これらの値よりも大きい。そこで、表面き裂の入った試料($\alpha=0.3 \mu\text{s}^{-1}$)の表面を研磨し、き裂を取り除いた後、再び減衰係数を測定した。その結果、 $\alpha=0.05 \mu\text{s}^{-1}$ 程度となった。このことから板材の減衰係数が大きいのは、表面き裂による散乱が原因と考えられる。表面き裂での散乱による減衰係数値は、クリープ進行に伴う他の因子の影響をかき消すほど大きい。よって、板材における減衰係数が単調に増加する原因は表面き裂である。

図8、10、11における減衰変化の大きさは、 $0.05 \mu\text{s}^{-1}$ よりも小さいので、これらは転位組織の変化に伴って減衰係数が変化したと考えられる。特に図11のクリープひずみが7~13%での減衰係数の減少は、転位の影響でしか説明がつかない。すなわち、散乱体の数や大きさは、クリープの進行に伴い単調に増加するのに対して、転位によるエネルギー吸収は、前述したように組織に依存して多様に変化する。それゆえ、このクリープ領域での減衰係数の減少は、転位による減衰係数の減少と考えられる。図8と図11の減衰係数の変化の違いは、試験1の場合と同じように、図8では、各測定ごとに表面に生じた酸化膜を取り除いているので、試験片の直径が段階的に減少し、応力が増加して、クリープ損傷を加速しているためと考えられる。図11のクリープ時間が100~300 hの間での減衰が減速しているのは、散乱による減衰増加と転位運動の制限による減衰の減少が釣合っていることによると考えられる。

図10と図11における板材と丸棒材のクリープひずみと減衰係数の測定結果の違いは、使用したEMATの特性に起因するものと考えられる。板材に用いたセンサは体積波を送受信するもので、板厚方向の音速や減衰の平均値が得られる。一方、丸棒に用いたセンサは軸方向に偏向しながら円周方向に進む表面横波を送受信するもので、一次モードでは試験片の最表面を、モードが高くなるとより内部で振動する超音波を受送信する。つまり、ある半径での音速や減衰の周方向平均値が得られる。クリープひずみは試験片の標点間の平均値として測定され示されるので、板材に用いた体積波センサのほうがクリープひずみと良い相関を示すと考えられる。ただ、丸棒用の軸対称SH波のセンサではモードを変えることにより、材料の深さ方向の情報(音速、減衰係数)が得られる利点がある。

本研究の意義は、クリープ損傷を受けた鋼について純粋な減衰測定を初めて行い、クリープひずみと減衰

係数の間に良い相関関係を示したことである。しかし、クリープ損傷(ここではクリープひずみ)と減衰係数との相関関係は、現状では一義的に決まるところまで至っていない。

その理由としては、減衰係数の変化が、結晶粒径、転位組織、析出物やボイドの寸法や数密度などの微視的因子の変化全体を反映するからである。荷重や温度のクリープ条件により、これらの因子の変化も異なるので、減衰係数の変化も変わってくる。ただ、これらの因子が減衰係数に与える影響は異なり、これを利用すれば内部組織の変化を評価する可能性がある。例えば、析出物やボイドは、母材とは音響インピーダンスが大きく異なり、そのため、それらの数密度、寸法の増加は、超音波散乱による損失を大きく増加させる。したがって、減衰係数の大きな増加は析出物やボイドの寄与が大きいと考えられる。また、減衰係数が減少した場合は、転位組織の硬化や結晶粒が微細化したことによると推測できる。このように、内部組織と減衰係数の関係を個々に定量化して調べておけば、この手法を用いたクリープ損傷評価が、将来可能になると考えられる。内部組織と減衰係数との関係や余寿命予測の議論は今後の研究課題である。

5. 結 論

2.25 Cr-1 Mo 鋼を供試材としてクリープ試験を行い、クリープ損傷を電磁超音波共鳴法による減衰係数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のできる可能性を持っている。
- (2) 超音波減衰は、クリープ損傷過程に対して敏感であり、板材において、クリープ進行とともに減衰係数が単調に増加するのは、表面き裂による散乱によることがわかった。
- (3) 超音波減衰は、クリープ時間よりクリープひずみと良い相関関係を持つ。
- (4) 超音波減衰の増加は、炭化物やボイドの散乱効果および転位による吸収効果により支配される。
- (5) 今後、減衰の変化と金属学的因子との間の定量的関係の研究を行って行く予定である。

文 献

- (1) 例えば、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。(1983)、日本鉄鋼協会。
- (2) Drinon, D. S., Liaw, P. K., Rishel, R. D., Devine, M. K. and Jiles, D. C., *ASME PVP*, Vol. 239/MPV Vol. 33 (1992), 5 14.

- (3) 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, (1991), 日本鉄鋼協会.
- (4) 川上敏幸・ほか2名, 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) Ogi, H., *J. Appl. Phys.*, **82** (1997), 3940-49.
- (9) Johnson, W. L., Auld, B. A. and Alers, G. A. (Thompson, D. O. and D. E. Chimenti, D. E. 編), *Review of Progress in QNDE*, Vol. 13 (1994), 1603-1610, Plenum, New York.
- (10) Ogi, H., Hirao, M. and Minoura, K., *J. Appl. Phys.*, **81** (1997), 3677-85.
- (11) Petersen, G. L., Chick, B. B., Furtunko, C. M. and Hirao, M., *Rev. Sci. Instrum.*, **65** (1994), 192-98.
- (12) Ogi, H., Hirao, M. and Honda, H. (Thompson, D. O. and Chimenti, D. E. 編), *Review of Progress in QNDE*, Vol. 14 (1996), 1601-1608, Plenum, New York.
- (13) 平修二・大谷隆一, 材料の高温強度論, (1980), 43, オーム社.
- (14) Cottrell, A. H. and Aytakin, V., *Proc. R. Soc., A*, **199** (1949), 104-10.
- (15) Mott, N. F., *Phi. Mag.*, **44** (1953), 742-50.
- (16) Goebbels, K. (Sharpe, R. S. 編), *Res. Tech. in NDT*, Vol. 4 (1980), 87, Academic Press, London.
- (17) Granato, A. and Lücke, K., *J. Appl. Phys.*, **27** (1956), 583-93.
- (18) Ogi, H., Suzuki, N. and Hirao, M., *Proc. 1997 IEEE Int. Ultra. Symp.*, Vol. 1 (1997), 507-510.
- (19) Ogi, H., Hirao, M. and Honda, T., *J. Acoust. Soc. Am.*, **98** (1995), 458-64.