改良 9Cr-1Mo 鋼部材のクリープ損傷評価*
(第 2 報, ボイド観察による溶接継手の評価)木村 和成^{*1}, 藤山 一成^{*1}
石井 龍一^{*2}, 斎藤 潔^{*3}Estimation of Creep Damage for the Components
of Mod. 9Cr-1Mo Steel
(2nd Report, Creep Damage Assessment for Welded Joint
by Means of Void Observation)Kazushige KIMURA^{*4}, Kazunari FUJIYAMA,
Ryuichi ISHI and Kiyoshi SAITO^{**} Toshiba Corporation, Power and Industrial Systems Research and Development Center,
Suehiro-cho 2-4, Tsurumi-ku, Yokohama, Kanagawa, 230-0045 Japan

The voids were observed in the fine grained heat affected zone of the creep damaged modified 9Cr-1Mo steel welded joint. And, the correlation between creep damage and area fraction of void was obtained. The area fraction of void increased as the creep damage increased depending on the creep conditions. The theoretical formula of the correlation among the area fraction of void, creep damage and creep conditions was derived based on the creep deformation kinetics. The distribution of voids was not uniform along the radial axis of the round bar creep specimen. The stress state under creep was analyzed by FEM and the effect on the distribution of voids was investigated. In the fine grained heat affected zone, the tri-axial stress state was realized under the uni-axial creep test and it was shown that the creep damage by axial stress played an important role on the distribution of voids.

Key Words: Welded Joint, Creep, Finite Element Method, Constitutive Equation, Creep Damage, Void, Life Prediction

1. 緒 言

火力発電設備のボイラ加熱管や蒸気タービンの高温配管には, 近年, 性能向上をめざして蒸気温度の高温化が進み, 高温強度がより優れた高 Cr 系耐熱鋼である改良 9Cr-1Mo 鋼が使用されることが多くなっている。しかしながら, 高 Cr 系耐熱鋼と言えども高温長時間使用中に応力の作用ともあいまって損傷が蓄積し, き裂発生に至る可能性がある。このため, 損傷の蓄積状態を簡便かつ精度よく評価・診断できるようにすることが設備の安定運用の面から強く望まれている。そこで, 前報では改良 9Cr-1Mo 鋼母材の高温での代表的な損傷であるクリープ損傷について,

その評価法を検討し, 硬さ測定の有効性を報告した⁽¹⁾。

ところで, 上記の加熱管などは溶接構造物であり, 溶接継手についてクリープ損傷の評価方法を構築することは母材以上に重要である。本報告では改良 9Cr-1Mo 鋼の溶接継手に着目し, クリープ損傷の評価法を検討し, その結果を報告する。

2. 試験・評価方法

2.1 供試材 供試材は前報⁽¹⁾と同じ外径 350mm, 厚さ 45mm の改良 9Cr-1Mo 鋼管であり, 化学成分, 室温機械的性質, 溶接後熱処理を含む熱処理条件など前報⁽¹⁾の表 1~3 を参照されたい。本鋼管を周溶接し, 当該周溶接継手から管軸方向にクリープ試験片を採取した。溶接継手は管軸方向に母材, 溶接熱影響部細粒域, 同粗粒域, 溶接金属からなる。後述するようにクリープ強度は溶接熱影響部細粒域が最弱である。

* 原稿受付 1999 年 6 月 8 日。

^{*1} 正員, (株)東芝 電力・産業システム技術開発センター
(〒230-0045 横浜市鶴見区末広町 2-4)。^{*2} (株)東芝 電力・産業システム技術開発センター。^{*3} 正員, (株)東芝 京浜事業所。

Table 1 Damaging conditions

Damage	Temp. (K)	Stress (MPa)	tr (h)	upper column : creep time t (h)				
				lower column : creep damage t/tr : (%)				
Creep	873	108	5353	1126	2158	3197	4253	5353
				21	40	60	80	100
	923	49	7595	1519	3038	4568	6076	7595
				20	40	60	80	100

当該溶接熱影響部細粒域の処女材の金属組織は母材と同じ焼戻しマルテンサイト組織で、結晶粒径は母材の約 1/4 の $5\mu\text{m}$ 程度である。析出物の性状、分布なども前報⁽¹⁾の母材と同様であった。クリープ試験片は平行部直径 10mm、ゲージ長さ 50mm の丸棒試験片で接合部が試験片長手方向の中央に位置するように配置した。

2.2 損傷付与 上記のように採取した試験片にはクリープ中断試験とクリープ破断試験を行って所定のクリープ損傷を与えた。以下、これをクリープ損傷材と言う。表 1 に損傷付与条件である試験温度 T 、試験応力 σ 、クリープ破断時間 t_r 、及びクリープ中断時間 t 、クリープ損傷 t/t_r を一覧して示す。

2.3 損傷評価 クリープ損傷材について、試験片を荷重方向に試験片中心軸を含む面で半裁し、金属組織の観察、析出物の解析、硬さの測定を行いクリープ損傷 t/t_r との関連を検討した。

3. 試験結果

3.1 クリープ破断試験結果 表 1 の条件でのいずれの試験でもクリープ破断は溶接熱影響部細粒域で生じた。従って、特に言及しない限り、以下の検討は当該溶接熱影響部細粒域を対象にしている。

3.2 金属組織観察結果 金属組織観察は試験片の中心部で行った。クリープ損傷材には処女材と同じ焼戻しマルテンサイト組織が観察され、 M_{23}C_6 炭化物や炭窒化物など処女材と同じ析出物の外、処女材に見られないラーベス相が観察された。母材⁽¹⁾と同様に析出物の形状や分布に処女材と大きな違いは見られず析出物のクリープ損傷 t/t_r との関連は強くない。

3.3 硬さ測定結果 ビッカース硬さ HV (試験荷重 9.8N) を半裁した試験片の軸・半径面の中心軸上で、接合部を基準に溶接金属側に 5mm、母材側に 10mm の範囲で 0.25mm ピッチで測定した。クリープ損傷材のビッカース硬さ HV は溶接金属部と、これに隣接する溶接熱影響部粗粒域で低下したが、母材並びに溶接熱影響部細粒域では大きな変化は見られな

かった。母材のクリープ損傷の評価に有効なビッカース硬さ HV も、クリープ破断が溶接熱影響部細粒域で生じる溶接継手のクリープ損傷の評価には適さない。

3.4 ボイド観察結果 クリープ破断は溶接熱影響部細粒域で生じたので、各クリープ損傷材について当該部からレプリカを採取して詳細に観察した。

Fig.1 Voids observed in fine grained heat affected zone in creep damaged welded joint specimens ($T: 873\text{K}$, $\sigma: 108\text{MPa}$, $t_r: 5353\text{h}$)

図 1 に温度 T が 873K、応力 σ が 108MPa のクリープ中断材とクリープ破断材の走査型電子顕微鏡による試験片中心軸近傍での観察結果を示す。ボイド (写

真中の白い斑点)の発生が認められる。ポイドの大きさと数はクリープ損傷 t/tr の増加と共に増加している。もう一方の試験条件 ($T: 923\text{K}$, $\sigma: 49\text{MPa}$) のクリープ損傷材でもポイドの大きさと数に同様の変化が見られた。そこで、ポイド写真を画像処理し、ポイドの大きさと数を定量化して、クリープ損傷 t/tr との関係を検討した。

Fig.2 Correlation between void area fraction and creep damage

Fig.3 Correlation between void number fraction and creep damage

図2にポイド面積率 S (=観察視野中のポイド面積の総和/観察視野の総面積)とクリープ損傷 t/tr の関係を示す。ポイド面積率 S はクリープ損傷 t/tr の増加と共に単調に増加する。ただし、ポイド面積率 S のクリープ損傷 t/tr に対する変化の状況は試験条件によって異なる。図3にポイド個数密度 N (=観察視野中のポイドの総数/観察視野の総面積)とクリープ損傷 t/tr の関係を示す。ポイド個数密度 N もクリープ損傷

t/tr と共に増加するが、ポイド面積率 S には見られないクリープ損傷 t/tr の後期で飽和する傾向が一部に見られる。以上のように、試験片中心軸近傍でのポイド面積率 S 、ポイド個数密度 N とクリープ損傷 t/tr には相関が認められる。

図4にポイド面積率比 S_r の試験片半径方向の分布を示す。ここで、ポイド面積率比 S_r は各位置におけるポイド面積率 S の試験片中心部でのそれに対する比である。ポイド面積率 S は試験片表面で小さく、内部にいくにつれて増加し、表面から約2mm程度内部で試験片中心部と同程度となる。このように、ポイド面積率 S は試験片半径方向に分布する。各半径位置で軸方向にはほぼ均一であった。なお、上記のポイド面積率 S と個数密度 N の定量化は 0.3mm^2 の領域を倍率500倍で視野数20~25⁽²⁾について観察して行なったものである。

Fig.4 Distribution of void area fraction

4. 考 察

4.1 クリープ損傷評価式の導出 上記のように、改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の溶接熱影響部細粒域の試験片中心部において、ポイド面積率 S 、ポイド個数密度 N はクリープ損傷 t/tr との間に相関が認められ、いずれもクリープ損傷 t/tr の有効な評価パラメータになりうる。特にポイド面積率 S はクリープ損傷 t/tr と共に単調に変化するので実機部品の評価に好都合である。但し、ポイド面積率 S とクリープ損傷 t/tr の関係はクリープ試験条件に依存することに注意を要する。

そこで、前報⁽¹⁾の母材の場合と同様に、任意クリープ条件下でのクリープ損傷 t/tr とポイド面積率 S との関係について検討する。

図2からわかるように、ボイド面積率 S のクリープ損傷 t/tr に対する変化はクリープ曲線に類似している。そこで、当該部のクリープ変形の主たる原因はボイドの発生・成長とみなし、クリープ歪みをボイド面積率 S と関連付けてボイド面積率 S と温度 T 、応力 σ 、時間 t の関係を導出する。

まず、変形拘束型の定常クリープによる歪み ε_c の温度 T 、応力 σ 、時間 t への依存性は (1) 式より近似的に表わされる。

$$\varepsilon_c = A \cdot \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(-\frac{Q_c}{RT} \right) \cdot t \quad (1)$$

ここで、 A と n は定数、 Q_c はクリープ変形の活性化エネルギーである。ボイドが発生している部分のクリープひずみ ε_c はボイド面積率 S の平方根に比例すると考えると、(1) 式から (2) 式を得る。

$$\sqrt{S} = B \cdot \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(-\frac{Q_c}{RT} \right) \cdot t \quad (2)$$

両辺の対数をとって整理すると、(3) 式となる。

$$\ln \left[\frac{\sqrt{S}}{t} \cdot \exp \left(\frac{Q_c}{RT} \right) \right] = n \cdot \ln \left(\frac{\sigma}{E} \right) + \ln(B) \quad (3)$$

(3) 式において、クリープ試験条件である温度 T 、応力 σ と試験中断時間 t 、及びその時点でのボイド面積率 S は既知であるから、活性化エネルギー Q_c 、ガス定数 R 、並びにヤング率 E として前報⁽¹⁾の値を与えると、回帰解析により未知定数 n と B を定めることができる。

図5は回帰解析結果であり、これより $n=10.31$ 、 $B=1.668 \times 10^{85}$ が求まった。なお、試験片に絞りが生じボイドが急増するクリープ損傷 t/tr が 100% のデータは本回帰解析から除いた。

図6に(2)式を基に表1の試験条件でのボイド面積率 S とクリープ損傷 t/tr の関係を線図で示した。以下、これをクリープ損傷評価曲線と呼ぶ。クリープ損傷評価曲線の作成には、上記の n 、 B 、 Q_c 、 E を用い、更に(4)式に示す当該溶接継手のクリープ破断特性 (温度 T (K)、応力 σ (MPa)、クリープ破断

時間 t (h) の関係) を使用した。

$$\frac{T \cdot (\log r + 30)}{1000} = 2610 + 1012 \cdot (\log \sigma) - 4.174 (\log \sigma)^2 \quad (4)$$

Fig.5 Result of regression analysis

図6には図2の試験データも併せて示した。ネッキングが顕著になる破断時を除き、クリープ損傷評価曲線は実験結果と良く一致している。即ち、(2)式と(4)式を用いれば、改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の任意の使用条件におけるクリープ損傷 t/tr を溶接熱影響部細粒域でのボイド観察を通じて評価することができる。実機でクリープ損傷評価部位の使用条件が不明の場合は、前報⁽¹⁾の母材での場合のように許容応力、温度を用いて損傷評価曲線を設定できる。

Fig.6 Comparison between creep damage estimation curves and test results

4.2 ボイド分布に及ぼす力学条件の影響 上記のクリープ損傷 t/tr とボイド面積率 S の関係は試験片中心部のボイド観察、計測結果に基づいて検討したものである。図4に示したようにボイドの発生、成長状態は試験片断面内で様ではない。このようなボイド面積率 S の分布には何らかの力学条件が関与していると考えられる。

そこで、有限要素法によりクリープ解析を行ないボイド面積率 S の試験片半径方向の分布との関係を検討した。

Fig.7 Specimen geometry and model for FEM creep analysis

4.2.1 解析モデルと解析条件 図7にクリープ試験片との対応関係、拘束条件、負荷条件も含め解析モデル図を示す。試験片平行部長さ 50mm、直径 10mm の領域をその対象性を考慮し 1/4 部分を二次元軸対象モデルとした。当該モデルは橋本らの改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の解析例⁽³⁾と同じく二種類の材料から構成されるものとし、母材、溶接金属及び溶接熱影響部粗粒域は同一のクリープ特性を有し、また溶接熱影響部細粒域は別のクリープ特性を有するものとした。即ち、図7の試験片長手方向長さ 24.5mm の領域が母材、溶接金属、溶接熱影響部粗粒域を代表する材料から、同じく 0.5mm の領域は溶接熱影響部細粒域の材料からなる。それぞれのクリープ構成式は同論文⁽³⁾中の(5)～(18)式を使用した。また、実機と同程度までの寸法の影響も検討するため、溶接熱影響部細粒域の試験片長手方向長さが 0.5mm で、直径のみが 5、

20、100mm の仮定の試験片についても解析した。この仮想試験片の平行部長さは直径に比例して設定した。解析条件はいずれも本報告のクリープ試験条件の一つである温度 T が 873K、応力 σ が 108MPa である。

4.2.2 解析結果 以下、解析結果について述べるが、特に断わらない限り、直径 10mm の試験片の溶接熱影響部細粒域についての検討結果である。

(1) 応力分布 図8に当該部の半径方向各位置における試験片軸方向応力 σ_z の時間変化を示す。いずれの位置でも σ_z は 500～1,000 時間程度まで変化し、その後は飽和してほぼ一定になる。半径方向応力 σ_r 、周方向応力 σ_θ も時間変化の状況は同様であった。

Fig.8 Time dependence of axial stresses in fine grained heat affected zone

Fig.9 Radial distribution of stresses in fine grained heat affected zone after 4,500hrs.

図9は 4,500 時間後の各応力成分の試験片半径方向の分布を示す。いずれの応力も表面で小さく、試験

片中心に向かって増加し、表面から約 1mm 以降内部では飽和してほぼ一定になる。各応力成分は互いに無視できない大きさであり、単軸クリープ試験とは言え当該部は 3 軸応力状態になっている。以上のように応力は半径方向に分布する。一方、各半径位置で軸方向にはほぼ一定 (3MPa 以下の差) であった。

なお、図示は省略するが、母材の長手方向のほぼ中央 (対称面から 12.5mm) での σ_z は時間、半径方向の位置によらず 108MPa と一定であり、 σ_r 、 σ_θ は σ_z の 1/100 以下と小さかった。母材部では単軸応力状態が維持されている。

Fig.10 Radial distribution of tri-axiality factor after 4,500hrs.

図 10 に 3 軸度係数 TF の 4,500 時間後における試験片半径方向分布を示す。3 軸度係数 TF は (5) 式に従い有限要素法による応力解析結果から求めた。図 10 から、溶接継手の単軸クリープ試験において、母材部は単軸応力状態、溶接熱影響部細粒域は 3 軸応力状態にあることがより明瞭である。溶接熱影響部細粒域の 3 軸応力状態は表面に比べて内部の方がより強く生じている。

$$TF = \frac{\sigma_r + \sigma_\theta + \sigma_z}{\sqrt{\frac{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2}{2}}} \quad (5)$$

(2) ボイド分布と応力分布の関連 図 4 と図 9、図 10 とを比較して、ボイド面積率 S と各応力成分、応力 3 軸度係数 TF の半径方向分布傾向は類似している。即ち、ボイド面積率 S 、各応力成分、3 軸度係数 TF 共に表面で小さく、内部に行くにつれ増加して 2mm 程度内部で飽和する傾向である。また、既に述べたよ

うに軸方向にはボイド、応力共、分布状態はほぼ一様であった。このようにボイド分布と応力分布の間には強い関連があり、ボイドの分布は当該部が相対的にクリープ変形抵抗の大きい部材に挟まれて生じた多軸応力状態よってもたらされたと言える。2.25Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ試験でボイドが発生・成長して破断した溶接熱影響部細粒域で、有限要素法によるクリープ解析から 3 軸度係数 TF が大きいとの緒方ら⁽⁴⁾の観察結果とも一致している。

Fig.11 Radial distribution of Mises stress σ_{eq} after 4500hrs

図 11 に多軸状態での応力を代表する Mises の相当応力 σ_{eq} の半径方向分布を示す。 σ_{eq} は有限要素法解析の結果を基に (6) 式から算出した。

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2}{2}} \quad (6)$$

σ_{eq} は溶接熱影響部細粒域、母材共に半径方向に一様に分布する。溶接熱影響部細粒域では図 4 のようにボイド面積率 S は半径方向に分布するので、中馬ら⁽⁵⁾の指摘のように σ_{eq} はボイドの発生・成長と関連しない。むしろ、図 9 に示した各応力成分の方がボイド面積率 S の分布と関連があると言える。

4.2.3 クリープ損傷分布 上記のように溶接熱影響部細粒域でのクリープ中の 3 軸応力状態における応力分布が明らかになった。また、各応力成分の半径方向分布がボイド面積率 S の半径方向分布と類似し、ボイド面積率 S と関連することが示唆された。

そこで、3 軸応力状態下にあるクリープ損傷材のクリープ損傷 t/tr の半径 r に対する分布 $\phi_t(r)$ を、

応力成分の中で最も大きい軸方向応力 σ_z を基に検討した。この時、クリープ破断時間 t_r として3軸応力状態での値が必要であるが、3軸応力状態でのクリープ破断特性を得ることはできない。そこで、(7)式に従い、単軸クリープ破断特性を用いて算出できるクリープ損傷 t/t_r の半径方向の分布 $\phi_u(r)$ を補正して $\phi_t(r)$ を求めた。

$$\phi_t(r) = \phi_u(r) \times \frac{\phi_t(r=0)}{\phi_u(r=0)} \quad (7)$$

$\phi_u(r)$ と $\phi_u(r=0)$ は図9の軸方向応力 σ_z の解析結果と橋本らの論文中の(14)式(3)に示されている溶接熱影響部細粒域再現材の単軸クリープ破断特性から求め、図9の軸方向応力 σ_z の分布に対応して試験片表面で小さく内部に行くに従い増加して飽和傾向を示す。 $\phi_t(r=0)$ は実験的に既知のクリープ損傷 t/t_r とした。検討結果を図12を示す。 $\phi_t(r)$ はボイドの半径方向分布と類似している。

Fig.12 Distribution of modified creep damage based on the axial stress σ_z

ところで、図2または図6に示したようにボイド面積率 S とクリープ損傷 t/t_r の間には一定の関係がある。そこで、これらの関係に照らして、図12の $\phi_t(r)$ をボイド面積率 S に変換して図13に示す。図中にボイド面積率 S の実験データも併せて示した。 $\phi_t(r)$ から変換したボイド面積率 S と実験データの分布傾向はよく一致している。即ち、ボイド面積率 S の半径方向の分布はクリープ中の軸方向応力 σ_z によるクリープ損傷 t/t_r の分布を反映したものと言える。

前報⁽¹⁾又は上記のように母材のクリープ損傷 t/t_r はビッカース硬さ HV の低下として現われ、ビッカ-

ス硬さ HV は試験片の表面、内部を問わず一様であった。これはとりもなおさずクリープ損傷 t/t_r の分布が試験片半径方向に一様であることを示し、図11の半径方向に一様な Mises の相当応力 σ_{eq} の分布状態と一致する。既に述べたように母材部では Mises の相当応力 σ_{eq} は実質的に軸方向応力 σ_z であるから、母材のクリープ損傷も軸方向応力 σ_z によってもたらされたものと言える。

以上の検討から改良 9Cr-1Mo 鋼のクリープ損傷は母材(単軸応力状態)、溶接熱影響部細粒域(3軸応力状態)を問わず軸方向応力 σ_z によってもたらされ、母材では硬さの低下、溶接熱影響部細粒域ではボイドの発生・成長として現れることが明らかになった。

Fig.13 Tested and estimated distribution of void area fraction S

Fig.14 Effect of specimen size on tri-axiality factor distribution crept for 4,500 hrs.

4.2.4 実機でのボイド観察 以上の考察は全て直径 10mm の試験片について行なったものである。図 14 に、これも含めて直径 5, 20, 100mm の試験片についても 4,500 時間後の 3 軸度係数 TF の分布を示した。3 軸度係数 TF の試験片表面から深さ方向への変化の状態は直径 10mm の試験片のそれと大差はない。即ち、部材の寸法に拘わらず表面から深さ 2mm 程度以上内部では 3 軸度係数 TF はほぼ一定となり、ボイド分布もほぼ一様になると考えられる。実機でのボイドの観察も表面から 2mm 程度内部で行なうことが望ましい。但し、実機は構造的に 3 軸状態下であり表面でもボイドが発生することも考えられるので、ボイドの観察を表面から 2mm 程度内部で行なうことは望ましいが、必須であるかどうかは今後の検討課題である。ボイド観察を表面から 2mm 以内で行なった場合でもボイド面積率 S は図 4 を用いて 2mm 程度内部のそれに補正することは可能である。

5. 結 言

改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ損傷材を作成し、金属組織観察、析出物の解析、硬さ測定、有限要素法によるクリープ解析を通して、クリープ損傷評価法について検討し、以下の知見を得た。

- (1) 溶接継手のクリープ損傷は溶接熱影響部細粒域で、ボイドの発生・成長として現れ、ボイド面積率 S とボイド個数密度 N はクリープ損傷 t/tr と良好に対応し、クリープ損傷の有効な評価パラメータである。中でも、ボイド面積率 S はクリープ損傷 t/tr と共に単調に変化し実用的に有用である。
- (2) ボイド面積率 S とクリープ損傷 t/tr の関係は試験条件に依存するが、クリープ変形理論に基づいて任意の試験条件（実機では使用条件）で適用できる上記関係の一般式（クリープ損傷評価式）を導出した。
- (3) 溶接熱影響部細粒域は単軸クリープ試験でも溶接熱影響部粗粒域、母材と言う当該域に比べてクリ

ープ変形抵抗の大きい部材に挟まれ、変形が拘束されて 3 軸応力状態が生じ、3 軸度係数 TF はボイド面積率 S の分布と類似する分布形態であった。

- (4) 3 軸応力状態下での軸方向応力 σ_z を用いて算出したクリープ損傷 t/tr の分布はボイド面積率 S の分布と類似し、クリープ損傷 t/tr とボイド面積率 S の関係に照らして変換して得たボイド面積率 S は実験結果とよく一致し、当該部のボイド面積率 S の分布はクリープ損傷 t/tr の分布によってもたらされたものであることが判明した。
- (5) 3 軸度係数 TF の分布は実機寸法を含む試験片寸法によらず、実機の場合もボイド観察は表面から 2mm 程度内部で行なうのが望ましい。
- (6) 母材ではクリープ条件下でも単軸応力状態が維持され、軸方向応力 σ_z を用いて算出したクリープ損傷 t/tr の分布は試験片断面で一様であり、母材のクリープ損傷を表す硬さの分布傾向と一致した。
- (7) 上記(4)、(6)から母材、溶接継手ともに、クリープ損傷は軸方向応力 σ_z によることが判明した。

本研究は（財）発電設備技術検査協会が通商産業省の委託により実施した「設備診断技術実証試験」の成果の一部である。本実証試験を推進いただいた設備診断技術実証試験委員会の岡村弘之委員長、大谷隆一主査を始め各委員並びに関係各位に感謝いたします。

6. 文 献

- (1) 木村外，機論，66-647, A(2000)，1404-1410.
- (2) “耐熱鋼の高温クリープおよ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”，鉄鋼協会，構造材料の信頼性評価技術部会，高温強度 WG 研究成果報告書，別冊マニュアル，(1991).
- (3) 橋本外，材料，44-496, (1995)，11-15.
- (4) 緒方外，材料，47-3, (1998)，223-259.
- (5) 中馬外，第 35 回高温強度シンポジウム前刷集，材料学会，(1997)，174-178.