2 1/4Cr-1Mo 鋼溶接部 Type III および Type IV クリープ損傷の ミクロ・マクロシミュレーション†

川 島 扶美子* 猪 狩 敏 秀*
時 吉 巧** 多 田 直 哉***

Micro-Macro Simulation of Type III and Type IV Creep Damage in 2 1/4Cr-1Mo Steel Welds

by

Fumiko KAWASHIMA*, Toshihide IGARI*, Takumi TOKIYOSHI** and Naoya TADA***

A simulation method of the creep damage progress combining the random fracture resistance model and FEM elastic-creep analysis was proposed and was applied to the evaluation of Type III and Type IV creep damage respectively in the coarse and fine grain heat affected zone (HAZ) in welded joints of 2 1/4Cr-1Mo steel. Firstly following the previous work on the fine grain HAZ, parameters for the coarse grain HAZ were identified for simulating the increase of number density of small defects on the basis of the random fracture resistance modeling. Secondly the simultaneous damage simulation for both fine and coarse grain HAZ was applied to both the welded joint model test and the burst test of elbow. A possibility of predicting the final failure time of welded joint was also discussed on the basis of the effective stress against the final failure surface. The proposed simulation successfully reproduced the increase of the number density of small defects in the fine and the coarse grain HAZ, and could predict the failure time of welded joints.

Key words : Creep, Cavity, Defect, Creep damage, Type III, Type IV, Welded joint, 2 1/4Cr-1Mo steel

1 はじめに

経年火力プラントの低合金製高温大径配管溶接部の余寿命評価においては、溶接熱影響部（以下、HAZ と表記する）の配管外表面や板厚内部から発生および進展するクリープ損傷の定量評価が重要である。低合金鋼の HAZ は溶接金属近傍の粗粒域（以下、CGHAZ と表記する）と母材近傍の細粒域（以下、FGHAZ と表記する）より成り、CGHAZ でのクリープ損傷は Type III 損傷、FGHAZ

での損傷は Type IV 損傷と呼ばれ、それぞれ配管外表面および板厚内部から発生するとされている。¹⁾ 実機の高温度大径配管では一般に Type III 損傷と Type IV 損傷が同時に観察されることが多く、検査時の損傷指標としては、観察面における単位面積あたりの微小欠陥個数密度を用いることが多い。

Fig. 1 に引張荷重を受ける溶接継手のクリープ損傷進展の模式図を示す。FGHAZ では平均結晶粒径は 10.5μm

Fig. 1 Outline of damage progress.

† 原稿受理 平成 18 年 5 月 9 日 Received May 9, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 三菱重工業(株)長崎研究所 〒851-0392 長崎市深堀町, Mitsubishi Heavy Industries, LTD., Fukahori-machi, Nagasaki, 851-0392

** 正 会 員 三菱重工業(株)神戸造船所 〒652-8585 神戸市兵庫区, Mitsubishi Heavy Industries, LTD., Hyogo-ku, Kobe, 652-8585

*** 正 会 員 岡山大学大学院自然科学研究科 〒700-8530 岡山市津島中, Graduate School of Natural Sci. and Tech., Okayama Univ., Tsushimanaka, Okayama, 700-8530

であり、微小欠陥は、発生初期には結晶粒より小さいが、時間経過とともにほぼ結晶粒に等しい大きさに成長することが知られている。時間経過に伴って複数の微小欠陥が発生と合体を繰返し、寿命末期には複数のき裂状欠陥または面状欠陥が形成される。一方、CGHAZ では、平均結晶粒径は部材により異なるが $50\mu\text{m}$ から $200\mu\text{m}$ であり、一般に実機の管外表面では板厚内部より粒径が大きい。直径が約 $4\mu\text{m}$ の微小欠陥が粒界上で発生と合体を繰返し、寿命末期には 1 つの粒界全てが欠陥となり、き裂状欠陥または面状欠陥となる。

高温大径配管の HAZ は、板厚内部の巨視的な応力分布の下で、Fig. 1 に示すような微視的クリープ損傷進展を示すため、マクロな応力分布とミクロな損傷の両者を考慮した損傷進展シミュレーションができれば、表面で観察される損傷進展の現象理解や、余寿命の予測精度向上に有効である。このような観点から、既報²⁾では FGHAZ での Type IV 損傷について、粒界破壊抵抗分布モデル³⁾と FEM 弾性クリープ応力解析を組み合わせた損傷再現シミュレーション手法を提案した。本報では、CGHAZ に粒界破壊抵抗分布モデルを適用し、応力軸に対して平行な観察可能な面の微小欠陥個数密度時刻歴をシミュレーションすると共に、最終破断面での損傷をもとに、最終破断に対する有効応力を検討する。これらをもとに、溶接継手の Type III, Type IV 損傷進展シミュレーション手法および有効応力に基づく破断推定法を溶接継手クリープ試験やエルボバースト試験に適用し、妥当性を検討する。

2 CGHAZ への粒界破壊抵抗分布モデルの適用

2・1 CGHAZ に対する粒界破壊抵抗分布モデルの考え方

Fig. 2 (a) に CGHAZ の粒界破壊抵抗分布モデルの考え方を示す。太線で示す結晶粒界を直線に投影した結晶粒界モデルを考えている。一次元粒界モデル上の各結晶粒界はそれぞれ異なる粒界長さ L を持っており、CGHAZ では、各粒界を微小欠陥と同じ長さ $c = 4\mu\text{m}$ のセルに分割している。各セルは、それぞれ異なる破壊抵抗値 R を持つものとしている。図中の (b) には、既報²⁾で示した FGHAZ に対する結晶粒界モデルも示した。FGHAZ では

各結晶粒界が異なる破壊抵抗値を有し、 R がゼロになると微小欠陥になると考えていた。

CGHAZ の粒界破壊抵抗分布モデルの考え方は、以下に示すように FGHAZ の場合と基本的に同じである。式 (1) に示すように、クリープ負荷により、CGHAZ の各セルの破壊抵抗値 R は単位時間当たり $F + Ka$ ずつ減少し、 R がゼロになった粒界は微小欠陥になると考える。

$$\frac{dR}{dt} = -(F + Ka) \quad (1)$$

ここで、 F は微小欠陥発生駆動力、 Ka は微小欠陥進展駆動力であり、 K は進展駆動力の係数、また、 a は隣接する微小欠陥の長さである。なお、微小欠陥に隣接しないセルの場合は $a = 0$ である。CGHAZ のクリープ損傷の温度・応力依存性は、FGHAZ の場合と同様に材料特性 F および K の温度・応力依存性により表現可能と考えられる。結晶粒界長さ L および破壊抵抗値 R の集合、 $[L]$ および $[R]$ は FGHAZ の場合と同様に確率分布として扱い、分布形を材料依存と考えている。なお、以下では、変数 X の集合を $[X]$ で、平均を X_m で、標準偏差を X_s で表す。

2・2 CGHAZ の粒界破壊抵抗分布モデル材料特性同定法

粒界破壊抵抗分布モデルによるシミュレーションに必要な材料特性は、 $[L]$ 、 $[R]$ の初期値 $[R_0]$ 、 F および K であり、以下でその同定法を示す。CGHAZ の材料特性同定法は FGHAZ と基本的に同じである。Table 1 に、本報で材料特性の同定に使用した試験、および損傷再現シミュレーションの対象とした試験の一覧を示す。CGHAZ の $[L]$ 同定には Table 1 の No. (1)、No. (2)、No. (3) を、 $[R_0]$ の同定には No. (1) を、 F の推定には No. (1) および No. (2) を使用した。

No. (1) 試験では、熱処理により CGHAZ と同じ結晶粒度と硬さを有する組織を再現した、直径 6mm の丸棒および 6mm 角の断面形状を有する角棒の複数の試験体について、同一の温度および荷重条件でクリープ破断試験を実施した。破断前の複数時刻で中途止めした試験体を切断し、微小欠陥個数密度を調査した。No. (2) は、板厚 31mm の再熱蒸気管エルボ⁴⁾であり、Plant A において、841K で約 13 万 hr 使用されたものを抜管し、その後 923K で Plant A と同じ内圧を負荷しバースト試験を実施した。抜管時および試験中断時に、管外表面で CGHAZ および FGHAZ の微小欠陥個数密度を調査した。試験開始後 2947.5hr でエルボ腹側長手溶接線上の HAZ からバーストした。No. (3) は大型溶接継手モデル試験⁵⁾である。溶接施工後に、HAZ が平行部の中心になるよう切削加工している。試験温度は 898K であり、20mm 角および 40mm 角の 2 種類の断面形状についての、負荷公称応力および破断時間は、それぞれ 59MPa、1468hr および 39MPa、8345hr である。

以下、CGHAZ 材料特性の同定法を示す。まず、上記の評価対象ごとに実体組織写真上に直線を描き、この直線と交わる粒界の間隔を測定することで、結晶粒径を測

Fig. 2 Random fracture resistance model. (a) Coarse grain (b) Fine grain.

定した。粒界長さ $[L]$ の分布は結晶粒径の分布に等しいと考え、 $[L]$ を求めた。次に、集合 $[R_0]$ のサイズ、すなわち、 1mm^2 中に生じ得る微小欠陥総数 H を推定した。結晶粒を一辺の長さが L_m の正方形でモデル化し考えると、 1mm^2 中に存在する応力に垂直な粒界面の平均は、 $(1/L_m)^2$ となる。次に1つの粒界上にはセルが L_m/c 個存在しうすることを考慮すると、 H は式 (2) から求まる。

$$H = 1/(L_m \times c) \quad (2)$$

なお、FGHAZ では粒界と微小欠陥の大きさが等しいと考えるため、式 (2) の c を L_m で置き換え、 $H = (1/L_m)^2$ となる。

CGHAZ の $[R_0]$ の分布形および F は、代表部位での温度・応力一定条件下での微小欠陥個数密度の時刻歴から決定した。

微小欠陥に隣接しないあるセルが微小欠陥になる時刻を t_1 とおくと、このセルの R_0 は式 (3) で表せる。

$$R_0 = F \times t_1 \quad (3)$$

従って、時刻 t_1 における微小欠陥個数密度は、 $R_0 < F \times t_1$ であるセルの個数を表し、微小欠陥個数密度の時刻歴は、集合 $[R_0]$ の累積分布を表す。集合 $[R_0]$ の分布形を平均 0.5 の標準正規分布と仮定すると、 $[R_0]$ のサイズ H と累積分布形から、 $[R_0]$ の標準偏差 R_{0s} と、この温度応力条件における F を同定することができる。

$[R_0]$ の平均と標準偏差が既知であれば、微小欠陥個数密度の時刻歴が不明でも、ある1つの時刻での微小欠陥個数密度のみから、異なる温度・応力条件下での F を同定することができる。⁶⁾

CGHAZ においては、Table 1 の No. (1) に示す試験に上記の方法を適用し、 $[R_0]$ および No. (1) の温度応力条件における F を同定した。No. (2) のバースト試験においては、No. (1) から求めた $[R_0]$ 、および、バースト試験供試体外表面で観察された L_m と微小欠陥個数密度とにより、No. (2) の温度・応力条件での F を求めた。

なお、既報²⁾で示したように、FGHAZ においても同様の手法で R_{0s} と F を同定した。FGHAZ においては、Table 1 の No. (3) に示す試験に上記の方法を適用し、 $[R_0]$ および No. (3) の温度応力条件における F を同定した。No. (2) お

よび No. (4) の試験においては、No. (3) から求めた $[R_0]$ 、および、試験供試体外表面で観察された L_m と微小欠陥個数密度とにより、No. (2)、No. (4) の温度・応力条件での F を求めた。

CGHAZ のき裂進展駆動力の係数 K は、式 (4) から同定した。⁶⁾

$$\frac{K}{R_{0m}} = \left\{ 1 - \frac{F}{R_{0m}} \frac{c}{a} \right\} \frac{\dot{a}}{aL_m} \quad (4)$$

ここで c は微小欠陥の径 $4\mu\text{m}$ である。一方、FGHAZ のき裂進展駆動力の係数 K は、式 (4) における c を L_m に置き換えた式 (5) から同定した。²⁾

$$\frac{K}{R_{0m}} = \left\{ 1 - \frac{F}{R_{0m}} \frac{L_m}{a} \right\} \frac{\dot{a}}{aL_m} \quad (5)$$

式 (4)、式 (5) において、 R_{0m} は $[R_0]$ の平均値 0.5 である。 a と $\dot{a}$ としては、まず無限体中の長さ a の単一き裂に対する C^* パラメータを求め、次に C^* パラメータとの線形関係を仮定したき裂進展速度式からを求め、これらを代入した。

2・3 CGHAZ 材の材料特性同定結果

同定した CGHAZ の材料特性を FGHAZ²⁾ と併せて Fig. 3 (a)～(c) に示す。 $[R_0]$ については、Fig. 3 (a) に示すが、平均値 0.5 に対し標準偏差は 0.13 であり、FGHAZ に比べて緩やかな分布である。 F を Fig. 3 (b) に示す。CGHAZ のデータは少ないが、以下の検討では FGHAZ の F と等しいと考えた。なお、応力としては、実際の高温配管溶接部に負荷される 60MPa 程度以下を対象としている。

Fig. 3 (c) に同定した K を示す。923K および 843K について、応力 10MPa から 60MPa の範囲で同定した。FGHAZ と CGHAZ ではき裂進展速度 $\dot{a}$ は等しいと仮定したため CGHAZ は FGHAZ より K が大きいと同定された。なお実機高温配管溶接部の使用条件は 550～600℃、60MPa 以下であり、FGHAZ について既報²⁾で示したように、この条件では寿命末期を除き Ka は F に比較して十分小さく、損傷進展は主に F に支配されと考えられる。

3 損傷シミュレーション手法

3・1 観察可能面および想定破断面での損傷の相關

多軸損傷力学⁷⁾では損傷がテンソルであり、応力軸との関係で任意の断面の損傷状態が異なることが示唆され

Table 1 Conditions for parameter identification and damage simulation.

No.	Name	Size (mm)	Temperature (K)	Grain	Parameter estimation			Damage simulation	Fracture judgment	Loading method
					L	R_0	F			
(1)	Conventional	$\phi 6, \square 6$	873, 923	Coarse	○	○	○	△	△	Tension
(2)	Plant A	$t31 \times \phi 660$	841 / 923	Coarse	○	△	○	○	○	Inner pressure
				Fine	△	△	○	○	○	
(3)	Model test	$\square 20$	898	Fine	△	△	○	△	△	Tension
		$\square 40$	898	Coarse	○	△	△	○	○	
				Fine	○	○	○	○	○	
(4)	Plant B	$t108 \times \phi 508$	843	Fine	△	△	○	○	○	Inner pressure

Fig. 3 Identified material constants.

ている。また、実際の観察可能な表面と内部での損傷の対応付けの検討もされている。⁸⁾

CGHAZ および FGHAZ とともに、粒界破壊抵抗分布モデルに用いる粒界モデルは一次元であり、得られる損傷の指標は、微小欠陥が粒界線に対して占める長さの割合である。以下ではこれを「粒界線上微小欠陥占有率 η 」⁸⁾と表記する。一方、実体組織の微視損傷観察面は二次元であ

り、観察から得られる損傷の指標は微小欠陥個数密度である。また、実体組織は三次元構造であり、観察された損傷と実体組織の損傷は異なる。粒界破壊抵抗分布モデルによる一次元のシミュレーションから、二次元の観察面の損傷を再現し、実体の三次元構造の損傷や最終破断寿命を予測するためには、これらに関連づける必要がある。

Fig. 4 に、Fig. 1 の損傷実体をもとにした、寿命末期の CGHAZ 微小欠陥の三次元的模式図を示す。微小欠陥は直径 $4\mu\text{m}$ の球状欠陥として粒界面上に発生し、進展、合体により、寿命末期には応力に垂直に近い角度の三次元的な最終破断面（図中に Failure surface と記載）上に面状欠陥を形成する。⁸⁾一方、面 C (Projected surface) は、最終破断面を応力に垂直な面に投影したものである。損傷部は応力を支持できないため、損傷が占める面積が増大すると未損傷部分に負荷される応力が増大する。

Fig. 4 の面 A は応力に平行な面であり、一方、面 B は応力に垂直な面である。寿命末期では、欠陥形状が面状であるため、面 B では面 A より欠陥が観察され易いと考えられる。

一次元のシミュレーションにより得られた損傷 η 、二次元的な観察面 A の損傷および三次元的な最終破断面 (final fracture surface) の損傷を関係づけるため、Fig. 1 の損傷実体と、Fig. 4 の三次元損傷の考え方も考慮して、Fig. 5 に示すように、CGHAZ および FGHAZ について損傷モデルを考えた。ここでは簡単のため、結晶粒、および微小欠陥を立方体で考えている。Fig. 5 の面 C は応力に垂直な投影面、面 A 上の粒界 E は粒界破壊抵抗分布モデルの一次元粒界モデルに相当する。

したがって、Fig. 5 の立方体結晶粒モデルの面 A および面 B において、観察視野 1mm^2 中の粒界長さの合計は $2/L_m$ (mm/mm^2) である。Fig. 6 に、CGHAZ 再現材を観察し L_m および視野中の結晶粒界長さの合計を求め、立方体結晶粒モデルによる推定値と比較した結果を示す。両者はほぼ等しい。したがって、Fig. 5 の立方体結晶粒モデルにより、実体の粒界長さをほぼ推定できると考えられる。

まず、シミュレーションにより、一次元粒界モデルの粒界線上欠陥占有率 η が推定される。CGHAZ においても、FGHAZ においても、 η は二次元平面 C の粒界面上欠陥占有率 ω に等しい。すなわち次式が成立する。

Fig. 4 Final failure surface.

Fig. 5 Damage model for FGHAZ and CGHAZ.

Fig. 6 Effect of average grain size.

Fig. 7 The relation of the grain size, the area fraction of defects and the number density of small defects.

$$\eta = \omega \quad (6)$$

この ω から, 式 (7) を用いて CGHAZ での応力に平行な二次元的な損傷観察面 A での微小欠陥個数密度 N を次式で推定できる.

$$N = \omega / (L_m \times c) \quad (7)$$

CGHAZ においては, ω が等しくても平均結晶粒径 L_m が大きいと, 観察される微小欠陥個数密度は小さい. 実体観察から損傷を推定する際には, 結晶粒径と観察面の方向に注意する必要がある. FGHAZ における ω と応力に平行な損傷観察面 A 上での微小欠陥個数密度 N の関係は, 式 (8) で与えられる.

$$N = \omega / (L_m)^2 \quad (8)$$

ここで, FGHAZ においては, L_m は一定値 $10.5 \mu\text{m}$ と考えている. Fig. 7 に, 式 (7), 式 (8) から推定した平均結晶粒径 L_m と粒界面上欠陥占有率 ω の関係を示す. ω が等しくても, 結晶粒径が小さいほど, 観察される微小欠陥個数密度は大きい. また, 寿命末期における, 応力に平行な面と垂直な面との微小欠陥個数密度の差は, FGHAZ では CGHAZ より小さいと予想される.

3・2 損傷シミュレーションと破断寿命の推定

損傷力学の考え方に従うと, 損傷進展に伴い継手内部の応力分布は変化すると考えられる. これは, 損傷が大きくなった部分で支持できなくなった荷重が, 損傷の小さい部分に支持されるようになるからである. 一方では, 損傷力学による最終破断時間推定と構造的定常応力分布

布を用いた最終破断時間の比較検討がなされており,⁹⁾ 構造的定常応力を用いると安全側であるとの例が示されている. 本報では, 後者の考え方に従い, 構造的定常応力分布を用い, 損傷進展に伴う各 FEM 要素の応力変化は無いものと考えた.

溶接継手では応力分布に対応した損傷分布が生じるため, 既報と同様に, 構造全体の応力分布を FEM 弾性クリープ解析で求めると共に, FGHAZ および CGHAZ について, 粒界破壊抵抗分布モデルを適用したシミュレーションを行った. Fig. 8 にシミュレーション法の概念図を示す. また以下に具体的な手順を示す.

(1) 母材, 溶金, FGHAZ および CGHAZ それぞれにクリープ特性を Norton 則で与え, FEM 弾性クリープ解析により, HAZ 全体の応力分布を求める. 本報における FEM 解析では, CGHAZ を 2 層, FGHAZ を 5 層に分割した. 本報ではこの層を, 溶金に近い方から, Layer1, ..., Layer7 と呼ぶ. Layer1 と Layer2 は CGHAZ, Layer3 から Layer7 は FGHAZ である. Layer1 において, 配管外表面から, または継手上面から J 番目に位置する FEM 要素を要素 IJ と呼び, この要素の諸特性を添え字 IJ で表す. FEM 解析により推定された, 要素 IJ に負荷される主応力を σ_{IJ} で表す. なお, 本報での FEM 解析およびシミュレーションでは近似的に, 細粒域と粗粒域を不連続的に考えた. 実際には, 細粒域と粗粒域の境界部では, 結晶粒径やクリープ特性が連続的に変化すると考えられ

Fig. 8 Outline of simulation.

る。細粒域と粗粒域との境界に大きな応力は生じていないため、上記の近似により問題は生じないと考える。

(2) HAZ 内に粒界モデルを設定する。Layer 1 から Layer 7 の各層に、本解析では 30 列の一次元粒界モデルを、継手の上面から下面（配管では外表面から内表面）に到る板厚方向に設定する。

(3) 粒界破壊抵抗分布モデルにより時間の経過を追って微小欠陥を発生させる。 F , K は、その粒界が存在する FEM 要素の応力に基づき決定される。なお本報の例では 1 つの FEM 要素内では応力は一様と考えている。

(4) 各 FEM 要素内にある粒界モデル 30 列について、粒界線上欠陥占有率 η の平均をとり、これをその FEM 要素の粒界面欠陥占有率 ω_{IJ} とする。また、 ω_{IJ} から推定される FEM 要素 IJ の有効面積を Ae_{IJ} と表す。

(5) ω_{IJ} , ω_{2J} , $\dots$, ω_{nJ} の中から最も大きいものの $\omega_{\max J}$ を選定する。すべての J について $\omega_{\max J}$ を与える FEM 要素を連結したものを最終破断面として選定する。また、各々の J について最大損傷 $\omega_{\max J}$ を与える FEM 要素の有効面積を $Ae_{\max J}$ と表示する。最終破断面が FGHAZ と CGHAZ にまたがる場合もありうる。

(6) 部材全体の有効応力 $\sigma_{\text{effective}}$ を、次式で定義し、 $\sigma_{\text{effective}}$ がある値に達すると破断すると考える。

$$\sigma_{\text{effective}} = \frac{\sum_J (\sigma_{\max J} / \omega_{\max J})}{\sum_J Ae_{\max J}} \quad (9)$$

本手法では個々の粒界が有する破壊抵抗値 R を確率的に設定している。このため、推定破断寿命が粒界モデルの定め方に影響される可能性も考えられる。しかし実際には、 R のばらつきは ω を求める際に FEM 要素内で平均化されるため、推定破断寿命に対する R の影響は小さく、評価対象が同じであれば、異なる粒界モデルを用いても、ほぼ等しい破断寿命が得られると考えている。

4 継手の損傷進展シミュレーションと破断寿命推定

4・1 大型溶接継手のクリープ試験への適用

提案した手法により、Table 1 の No. (3) に示すモデル試験について損傷進展シミュレーションと破断寿命推定を行った。まず、平面応力条件で FEM 弾性クリープ応力解析を行い、これに基づいて継手側面（観察面）での微小欠陥個数密度をシミュレーションした結果、FGHAZ

での損傷再現結果と観察結果はほぼ一致した²⁾なお、シミュレーションにおける粗粒域の平均結晶粒径 L_m は、実体組織観察結果に基づき設定している。すなわち、外表面近傍では板厚内部に比べて粗粒域の結晶粒径が大きいため、シミュレーションでは、FEM 要素ごとの粗粒域の平均結晶粒径 L_m を板厚表面からの距離に応じた値に設定している。

本報では、一般化平面ひずみ条件で FEM 弾性クリープ応力解析を行い、これに基づいて破断寿命を推定した。Fig. 9 に推定された最終破断面を黒塗りで示す。Fig. 10 に、試験での破断時間における ω の分布を示す。最終破断面となる FEM 要素はすべて FGHAZ であり、細粒から破断したという試験結果と一致する。Fig. 11 に最終破断面での有効応力の時刻歴を示す。試験での破断時間における有効応力は 202.5MPa であり、本材料の流動応力（625℃における、母材降伏応力 147MPa と母材引張り強さ 255MPa の平均値）201MPa にほぼ一致した。有効応力がある限界値以上になると、微小欠陥ではない健全な部分で急速に塑性変形が進み、その結果破断すると考えられる。今後検討が必要であるが、工学的な観点からは、母材の流動応力はこの限界値の目安となる可能性があり、継手の有効応力が母材の流動応力に達することが破断の目安となると考えられる。

Fig. 9 Final fracture surface of model test.

Fig. 10 ω distribution of model test. Fig. 13 ω distribution of elbow burst test.

Fig. 11 Effective stress of final failure surface.

4・2 実体エルボバースト試験への適用

Table 1 の No. (2) に示すバースト試験について、一般化平面ひずみ条件で FEM 弾性クリープ解析を実施し損傷進展シミュレーションと破断寿命推定を行なった。本シミュレーションにおける粗粒域の平均結晶粒径 L_m は、実体組織観察結果に基づき、FEM 要素ごとに板厚表面からの距離に応じて設定した。Fig. 12 に外表面の微小欠陥個数密度の再現シミュレーション結果を示す。粗粒、細粒とも、再現シミュレーション結果は試験結果とほぼ一致した。

Fig. 13 に、試験での破断時間 2947.5hr における ω の分布、および、最終破断面における ω を示す。なお最終破断面となる FEM 要素は、外表面近傍を除くほとんどが CGHAZ であり、CGHAZ、FGHAZ の混在破面という

Fig. 12 Number density of small defects on outer surface of elbow burst test.

試験結果に一致した。Fig. 14 に、最終破断面における有効応力の時刻歴を示す。最終破断面での有効応力が流動応力 (650℃における、母材降伏応力 137MPa と母材引張り強さ 216MPa の平均) 177MPa に達する時間は 3200hr と推定され、試験での破断時間 3000hr の約 200hr 後である。試験での破断時間における有効応力は、流動応力の 83% であった。

4・3 実機への応用について

本報のシミュレーション変数は、溶接線に対し垂直に応力が作用する試験により同定しており、長手溶接の評価に有効であると考え、周継手など、応力多軸度が異なる条件に関しては、今後検討する必要がある。

本手法は実機余寿命予測にも適用可能と考える。実機適用のための課題は、既報²⁾でも示したように、板厚内部の応力推定である。これについては、溶接ビード形状のデータベースや、非破壊検査結果と実体損傷の対応事例データベースと組み合わせることで、安全側に推定することが可能と考える。

本報での対象材料は 2 1/4Cr-1Mo 鋼であるが、本報で述べたシミュレーション変数の同定法は、他の材料に対しても有効と考える。すなわち、シミュレーション変数は、2・2 節で述べている通り、HAZ に関する通常のクリープ試験、クリープき裂進展試験、および、溶接継手の損傷の観察から同定することができる。なお、FEM 解析に必要なクリープひずみ速度などは、本報では述べていないが、別途、HAZ 再現材などによるクリープひずみ試験を実施し、同定することができる。

Fig. 14 Effective stress of final failure surface of elbow burst test.

5 ま と め

(1) 2 1/4Cr-1Mo 鋼溶接部の CGHAZ について、粒界破壊抵抗分布モデルによるシミュレーションを行うための材料特性を同定した。

(2) FEM 弾性クリープ解析と粒界破壊抵抗分布モデルを組み合わせ、FGHAZ と CGHAZ を併せて取り扱う Type III、Type IV 同時損傷シミュレーションを行った。その結果、大型溶接継手試験および実体エルボバースト試験における、外表面 FGHAZ および CGHAZ の微小欠陥個数密度の時刻歴をほぼ再現することができた。

(3) 継手の観察面や想定最終破断面の損傷を関連づける損傷モデルを構築するとともに、最終破断想定断面の有効応力と材料の流動応力（降伏応力と引張強さの平均値）を比較することで、最終破断時間を推定できる可能性を示した。

参 考 文 献

- 1) F. V. Ellis and R. Viswanathan, "Review of type IV cracking", ASME-PVP, Vol.380, pp.59-76 (1998).
- 2) F. Kawashima, T. Tokiyoshi, T. Igari, A. Shiibashi and N. Tada, "A proposal on creep damage analysis of welded joint of low-alloy steel considering microscopic damage progress", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.52, No.6, pp.631-638 (2003).
- 3) N. Tada, T. Kitamura and R. Ohtani, "Monte Carlo simulation of creep-fatigue small cracks based on a three-dimensional model of random fracture resistance of grain boundaries", Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers, Japan, Vol.56, No.524A, pp.708-714 (1998).
- 4) H. Nishida, T. Yukami, H. Watanabe, M. Yamauchi, T. Tokiyoshi and M. Fujita, "Experimental study of the creep-burst mechanism on seam-welded high energy piping at elevated temperatures", Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers, Japan, Vol.66, No.645A, pp.946-953 (2000).
- 5) M. Yamauchi, N. Nishimura, F. Masuyama and M. Sugawara, "Effect of specimen size on creep-rupture behavior of 2-1/4Cr-1Mo steel weldment", Proceedings of the 33rd Symposium on Strength of Materials at High Temperatures, pp.65-69 (1995).
- 6) F. Kawashima, T. Tokiyoshi, T. Igari, A. Shiibashi and N. Tada, "Creep damage analysis considering small defects initiation and growth of weldments in high-energy piping", Proceedings of the 40th Symposium on Strength on Materials at High Temperatures, pp.49-53 (2002).
- 7) S. Murakami and N. Ohno, "Effect of the local feature on the damage growth in constitutive equations of creep and creep damage", Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers, Japan, Vol.47, No.418A, pp.573-581 (1981).
- 8) N. Tada, T. Fukuta, T. Kitamura and R. Ohtani, "Measurement of the distribution of cavities on grain boundary and evaluation of damage parameters of SUS304 stainless steel under creep-fatigue condition", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.46, No.1, pp.39-46 (1997).
- 9) W. Sun, T. H. Hyde, A. A. Becker and J. A. Williams, "Steady-state creep reference rupture stresses for internally pressurized pipes for use in life prediction", International Journal of Pressure Vessels and Piping, 79, pp.135-143 (2002).