改良 9Cr-1Mo 鋼 FGHAZ におけるクリープ中の結晶粒成長の 粒界フラクタル次元を用いた定量化の検討

川島扶美子* 西村竜哉** 濱崎和樹** 小門涼太郎** 多武葉太**

徳永貴大*** 林祐輔*** 藤原和人****

The Study on the Quantification of Re-crystallized Structure Growth in FGHAZ of Mod. 9Cr-1Mo Steel during Creep by Fractal Dimension of Grain Boundaries

by

Fumiko KAWASHIMA*, Tatsuya NISHIMURA**, Kazuki HAMASAKI**, Ryotaro OKADO**,
Kanta TABU**, Takahiro TOKUNAGA***, Yusuke HAYASHI*** and Kazuhito FUJIWARA*

In power plants, Type IV creep damage and the softening structure initiate in FGHAZ (Fine Grain Heat Affected Zone) of high temperature steam piping made of high chromium steel. The evaluation methods of remaining life of the damaged piping are needed. Before the creep, the grain boundaries of FGHAZ are serrated and unclear. With increasing of creep damage, they become simpler lines and clearer. The grain boundaries are the fractal and their complexity are expressed with the fractal dimension. We studied on the method that measured the creep damage in FGHAZ with the fractal dimension. The creep tests were conducted with the notched specimens made of the simulated FGHAZ of Mod.9Cr-1Mo steel. Before the fracture they were observed with SEM and their fractal dimension were measured with the box-counting methods.

The fractal dimension decreased with creep damage. The fractal dimension decreased rapidly when the creep strain was small and the stress triaxiality was large. This decrease in fractal dimension was saturated at some value. We defined the fractal dimension decreasing rate by dividing the decreased value of the fractal dimension by creep time. It correlated with the creep rate. Vickers hardness decreased and the average grain size increased with decreasing fractal dimension.

Those observations suggested that the re-crystallized grain in FGHAZ grew during the creep. The saturation of the decrease in fractal dimension might represent dynamic re-crystallization that stopped the growth of re-crystallized grain. We made the assumption; the large stress triaxiality made the strain small and made the recovery rapid. It also made growth of re-crystallized grain rapid. Then the fractal dimension decreased rapidly. The sufficiently large re-crystallized structure was the softening structure. Therefore, the fractal dimension is probably useful for the prediction or the inspection of the softened structure.

Key words:

Creep, Mod. 9Cr-1Mo steel, FGHAZ, Softening structure, Type IV, Re-crystallization,
Fractal, Fractal dimension, Hardness, Average grain size

1 緒 言

火力発電所高温蒸気配管などで高クロム鋼溶接熱影響部 (Heat Affected Zone, HAZ) に Type IV 損傷や軟化組織^{1), 2)}などのクリープ損傷が発生している。Type IV 損傷は多数の微小欠陥 (ボイド) が HAZ 細粒域に生じる損傷である。軟化組織は溶金や HAZ に発生し、硬さが小さく結晶粒が大きいなど静的再結晶組織と同じ特徴を有する^{1), 2)}。Type IV 損傷や軟化組織が発生すると溶接継手のクリープ破断時間が低下することが問題となっている。

FGHAZ は溶接の熱影響により母材が溶融し再結晶した領域のうち、母材に近い冷却速度が大きい部分である。Fig. 1 に改良 9Cr-1Mo 鋼 FGHAZ 再現材のクリープ前後の組織を示す。溶接終了直後の FGHAZ 組織は、

亜粒界が不明瞭であったり、結晶粒界が複雑に入り組んでいたりとす。この理由は、溶接後の冷却速度が大きく、溶接熱影響で発生した再結晶粒が未成長の状態のまま冷却されたためと考える。

その後、クリープ条件下で使用されると、時間経過に伴い粒界は直線に近い単純な形状となる。経験的には、損傷が進み Type IV 損傷である微小なボイドが発生した組織では、粒界は明瞭であり結晶粒径は約 4 μ m である。

金属の結晶粒界はフラクタル図形であり、その複雑さはフラクタル次元で表される^{3), 4)}。したがってクリープ進行により粒界形状がより単純に変化するならば、クリープ損傷の進行を粒界のフラクタル次元の変化として測定できる可能性がある。クリープ損傷の指標としては硬さや平均結晶粒径がよく用いられるが、これらは損傷

† 原稿受理 令和 2 年 7 月 5 日 Received July 5, 2020 ©2021 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 熊本大学 大学院先端科学研究部産業基盤部門機械システム設計分野 〒860-8555 熊本市中央区黒髪町
Faculty of Advanced Science and Technology, Kumamoto University, Kurokami, Chuo-ku, kumamoto 860-8555.

** 熊本大学大学院自然科学教育部 〒869-8555 熊本市中央区黒髪
Kumamoto University, Graduate school of Science and Technology, Chuo-ku, Kumamoto 860-8555.

*** 熊本大学工学部機械システム工学科 〒869-8555 熊本市中央区黒髪
Kumamoto University, Faculty of Engineering, Department of Mechanical System Engineering, Chuo-ku, Kumamoto 860-8555.

**** 熊本大学 大学院先端科学研究部産業基盤部門機械システム設計分野 〒860-8555 熊本市中央区黒髪町
Faculty of Advanced Science and Technology, Kumamoto University, Kurokami, Chuo-ku, kumamoto 860-8555.

材の値が既知でも未損傷材の値が不明な場合には損傷の判断が難しい。一方、平面上に描かれた図形のフラクタル次元は1以上2以下であり、直線に近い単純な形状ほど1に近い。このため、ある程度クリープ損傷が進行した状態では、未損傷材の値に関わらず、フラクタル次元とクリープ損傷が定量的な関係を有する可能性があると考えられる。既存研究^{5), 6)}では、改良9Cr-1Mo鋼FGHAZ再現材を用いたクリープ中断試験を行い、その粒界のフラクタル次元を測定し、フラクタル次元がクリープ損傷とともに減少すること⁵⁾、フラクタル次元の変化が最大主応力、応力多軸度、クリープ損傷などと関係を有すること⁶⁾を確認した。本報では、粒界のフラクタル次元

(a) Before creep

(b) After creep

Fig.1 Structure of simulated HAZ before and after creep.

Table 1 Chemical composition. [mass%]

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.11	0.31	0.46	0.009	0.001	0.11
Cr	Mo	V	Nb	Sol.Al	N
9.07	0.96	0.24	0.08	0.002	0.056
Cu	As	Sb	Sn		
0.04	0.001	0.001	0.001		

Table 2 Creep test condition.

No.	Temperature[°C]	Net section stress [MPa]	Max. of TF	Time [h]	Note
3-2	650	68.4	2.4	1117	fracture
3-3				1054	
3-4				933.5	
3-8				454	
3-5				2049	fracture
3-6	650	62.8	2.9	1321	
3-7				1031	

減少と応力多軸度、クリープ損傷およびクリープひずみの定量的関係をより詳細に検討した。また平均結晶粒径およびビッカース硬さの変化を測定し、これらと粒界フラクタル次元の関係を確認した。

2 供試材およびクリープ試験

供試材は火 SFVAF28 (改良9Cr-1Mo鋼鍛鋼)である。母材はφ35mmの丸棒を1045°Cで4.5h保持し空冷することで焼ならし、その後、760°Cで6.5h保持し空冷することで焼戻したものを購入した。FGHAZを再現するため、φ15mmの丸棒に加工し、910°C×1s×3回の熱処理を行った。2回目と3回目の加熱は650°Cまで冷却した後に行った。910°Cから650°Cまでの冷却速度は3回の冷却ともにおよそ8-9°C/sであった。その後試験片形状に機械加工し、PWHT (溶接後熱処理, Post Weld Heat Treatment) 模擬かつSR (応力除去焼きなまし, Stress Relief Annealing) のため、740°Cで50min保持し炉冷した。Table 1に供試材の化学成分を示す。Table 2に試験条件および試験時間を示す。クリープ試験温度は650°Cであり、正味断面応力 σ_{net} は68.4MPaおよび62.8MPaである。Fig.2にクリープ試験片の形状を示す。平行部直径10mmの丸棒試験片であり、半径2.25mmの半円状切欠きを有する。切欠きを含む20mm-30mmの範囲がFGHAZ再現部分である。Fig.3に矢印で示す observation surface が現れるよう軸方向に垂直な面で切断した後、切欠き底最小断面部分を観察した。観察位置をFig.3に示す。切欠き底面の半径 $r=0\text{mm}$, 1.5mm, 2.5mm および 2.75mm の位置である。

Fig. 2 Test piece with semi-circular notch.

Fig. 3 Observed location.

硬さの測定には、ミットヨ社の半自動マイクロビッカース硬さ試験機 HM-103 を用いた。押しつけ荷重は 9.807N, 負荷時間は 4s, 保持時間は 10s, 除荷時間は 4s である。平均結晶粒径の測定は JIS G 0551 (2005) に準拠

Fig.4 FEM analysis model.

した。平均結晶粒径は SEM で撮影した写真をもとに測定した。まず試験片を樹脂埋めしたのち、エメリー紙、ダイヤモンド研磨剤、アルミナ研磨剤で研磨し、ナイターでエッチングした。次に金属組織写真を SEM により 3000 倍で撮影した。SEM 撮影に使用した機器は熊本大学工学研究機器センターの JSM-6390LV である。金属組織写真を倍率 6400 倍で印刷した。写真上に 50 以上の結晶粒界と交わるよう測定線を引き、(測定線の長さ) ÷ (線と交わった粒数) を平均結晶粒径とした。

3 クリープ試験片の応力解析

観察面の応力、クリープひずみ、および、応力多軸度 TF (Triaxiality Factor) を、弾塑性クリープ FEM 解析により検討した⁷⁾。また、最大主応力に基づき時間消費則によりクリープ損傷を求めた。解析に用いたソフトは ANSYS Academic teaching である。Fig.4 に解析モデルを示す。解析においては、試験片全体について FGHZ の材料特性を用いた。ヤング率 157 GPa, ポアソン比 0.314, 降伏応力 148.5 MPa, 加工硬化係数 38.9 MPa である。クリープの解析には式 (1) に示す Norton 則を用いた。

$$\dot{\epsilon}_c = 9.2 \times 10^{-16} \times \sigma^{5.818} \quad (1)$$

(a) $\sigma_{\text{net}} = 68.4 \text{ MPa}$, elastic

(c) $\sigma_{\text{net}} = 62.8 \text{ MPa}$, elastic

(b) $\sigma_{\text{net}} = 68.4 \text{ MPa}$, t_{real}

(d) $\sigma_{\text{net}} = 62.8 \text{ MPa}$, t_{real}

Fig.5 Distribution of principal stress and TF .

$\dot{\epsilon}_c$ は定常クリープ速度[h⁻¹], σ は応力[MPa]である.

式(1)は, 後述の方法で求めたクリープ破断時間 t_f [h]と,

式(2)の Monkman-Grant の関係式を用いて求めた.

$$\dot{\epsilon}_c = 0.1409 t_f^{-1.151} \quad (2)$$

式(2)は文献^{8), 9)}記載の改良9Cr-1Mo鋼母材データから作成した.

TF の計算には式(3)を用いた.

$$TF = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / \sigma_{mises} \quad (3)$$

σ_1 , σ_2 , σ_3 および σ_{mises} は, それぞれ最大主応力, 中間主応力, 最小主応力および Mises の相当応力である. Fig.5 に FEM 応力解析により求めた, 切欠き底面 (Fig.4 の $y=0\text{mm}$ の面) での主応力および TF の分布を示す. 同図

(a), (b) ⁷⁾ はそれぞれ, 正味断面応力 σ_{net} が 68.4MPa の解析での $t=0\text{h}$ (弾性状態) および 680h における値であり, 同図 (c), (d) は正味断面応力 σ_{net} が 62.8MPa の解析での $t=0\text{h}$ および 1180h における値である. 最大主応力 σ_1 は弾性状態では切欠き底で最大となるが, 十分に時間が経過した後はクリープによる応力再配分により半径 $r=0\text{mm}$ で最大となる. TF は弾性状態でもクリープ応力再配分の後にも $r=0\text{mm}$ で最大である.

時間消費則によるクリープ損傷の計算には, 式(4)を用いた.

$$D_c = \sum (t_i / t_{ri}) \quad (4)$$

D_c , t_i および t_{ri} はそれぞれクリープ損傷, σ_i が σ_i であった時間, および, σ_i が単軸応力である場合のクリープ破断時間である. σ_i とクリープ破断時間 t_r の関係は式(5)¹⁰⁾, 式(6)である. なお式(6)は, 文献^{11) -13)}記載の単軸応力状態でのクリープ破断試験結果を用いて応力と LMP (Larson-Miller Parameter) の関係を作成し, その応力を最大主応力に置き換え, 本報材料での破断時間に一致するよう $\log \sigma_i$ vs. LMP のグラフ上で平行移動したものである.

$$LMP = (T + 273.15)(\log t_r + 20) \quad (5)$$

$$\log \sigma_i = -2.143 \times 10^{-4} LMP + 6.395 \quad (6)$$

T はクリープ試験温度[°C]であり, クリープ破断時間 t_r および最大主応力 σ_i の単位は[h]および[MPa]である.

式(4)-式(6)により, 解析におけるクリープ時間 t_{cal} でのクリープ損傷を求めた. 実験および解析におけるクリープ時間をそれぞれ t および t_{cal} とおく. 式(7)が成立する場合, 解析で求めた t_{cal} におけるクリープ損傷は, 実験での t におけるクリープ損傷に等しいと考えた.

$$t_{cal} / t_{cal} = t / t_r \quad (7)$$

t_r は実験における破断時間である. t_{cal} は, 解析において試験片内に生じる D_c の最大値が 1 となる時間である. なお t_{cal} は正味断面応力 68.4MPa および 62.8MPa のそれぞれについて 680h および 1180h であり, t_r のほぼ 0.6 倍であった. Fig.6 に $r=0\text{mm}$ および切欠き底での D_c の時間変化を示す⁷⁾. Fig.6 に示すように, いずれの場合も $r=0\text{mm}$ の位置で, D_c が試験片内で最も早く 1 に達した. また, Fig.5 より, $r<1\text{mm}$ では主応力および TF はほぼ一様に分布している. 以上から, 硬さと平均結晶粒径は Fig.3 の $r<1\text{mm}$ の位置のみで計測した.

4 粒界フラクタル次元の測定

フラクタルとは, 細部を拡大した場合に全体と同じ形状が現れる図である¹⁴⁾. フラクタル図形の複雑さを表す指標がフラクタル次元 D である. 平面上に描かれたフラクタル図形の長さや面積を, 長さや面積が e の定規を用いて測る場合に必要な定規の数を $V(e)$ とすると, $V(e) \propto e^{-D}$ である. Fig.7 にフラクタルの例として Koch 曲線を示す. 長さ 1 の直線を 3 分割し, 中央の直線を長さが同じで 60°の角度を有する 2 本の直線で置き換える, という手順を無限に繰り返す. すると Fig.7 に示す Koch 曲線になる. Koch 曲線のどの部分を抜き出し拡大しても全体と同じ図形となるため, Koch 曲線はフラクタル図形である. Koch 曲線の端から端までを, 長さ 1/3 の直線で覆う場合を考える. この時, 1/3 より短い構造は無視する. すると, 長さ 1/3 の直線が 4 本必要である. つまり, $e=1/3$ の定規を用いる場合, $V(e)=4$ となる. 一方, 定規として $e'=1/9$ の長さの直線を用いると 16 本必要であり $V(e')=16$ である. この場合, $V(e)/V(e')=(e/e')^{-D}$ なので $D=-\ln(V(e)/V(e'))/\ln(e/e')=1.262$ である.

粒界のフラクタル次元の測定にはボックスカウント法¹⁴⁾を用いた. この方法では, Fig.8 に示すように, フラクタル図形を含む平面を 1 辺の長さが e のボックスに分ける. 図形を覆うために必要なボックスの数を $V(e)$ とする. 数種類のボックス辺長 e について $V(e)$ を求め, e と $V(e)$ の関係を累乗近似することで D を求める.

本報では, 破断前にクリープ試験を中断した試験片の金属組織写真を SEM で撮影し, エクセルの背景写真とし, エクセルのセルのサイズを変更してボックスとした⁵⁾. SEM 写真の面積は顕微鏡の 1 視野未満 (187 μm^2 -937 μm^2 , 平均 521 μm^2) である. ボックスの辺長は 0.33 μm から 1.4 μm である.

5 クリープに伴うフラクタル次元の変化

Fig.9 にクリープ試験時間とフラクタル次元の関係を示す. 未損傷材のフラクタル次元は 2 か所で計測した.

Fig.6 Creep damage D_c at $r=0\text{mm}$ and root of notch.

Fig. 7 Example of the fractal (Koch curve).

Fig. 8 Outline of box counting methods.

Fig.9 Decrease of fractal dimension.

Fig. 10 にフラクタル次元とクリープ損傷 D_c および TF の関係を示す. Fig.11 に FEM 解析から求めた y 方向のクリープひずみ ϵ_c とフラクタル次元の関係を示す. クリープ時間, クリープ損傷 D_c またはクリープひずみ ϵ_c が大きくなるにつれ, フラクタル次元は小さくなる. つまり, 粒界形状は直線に近い単純な形状に近づく. フラクタル次元の減少速度は, 同じ TF ならば正味断面応力 $\sigma_{\text{net}}=68.4\text{MPa}$ の方が $\sigma_{\text{net}}=62.8\text{MPa}$ より早い. 横軸を D_c とした場合は TF が小さいほど早い. 逆に, クリープひずみ ϵ_c を横軸にした場合は, TF が大きいほど早い. これは, 今回の試験における応力分布においては, TF が大きいほど最大主応力が大きく D_c が大きく, クリープひずみが小さいことに起因すると思われる.

$TF=1.26-1.29$ である測定位置 ($r=2.75\text{mm}$) ではフラクタル次元の減少はおよそ $D=1.3$ で停滞した. $TF=2.41-2.43$ ($r=1.5\text{mm}$) では, およそ $D=1.2$ で停滞した. $TF=2.86-2.95$ ($r=0\text{mm}$) では, およそ $D=1.18$ で停滞した. 破断時の D はこれより小さかった. Fig.10, Fig.11 中では, 減少が停滞した後のデータを灰色で示した. Fig.12 に硬さとフラクタル次元の関係を示す. 硬さおよび平均結晶粒

Fig.10 Relation of the fractal dimension and creep damage.

Fig. 11 Relation of the fractal dimension and creep strain.

径と比較した粒界のフラクタル次元は、 $r=0\text{mm}$ での値である。硬さは、クリープ開始後減少し、ある時点で一定となり、その後再び減少している。この傾向はフラクタル

Fig. 12 Comparison of fractal dimension to hardness.

Fig. 13 Comparison of fractal dimension to average grain size.

Fig. 14 Relation of creep strain rate and fractal dimension rate.

次元も同様である。Fig.13に平均結晶粒径とフラクタル次元の関係を示す。フラクタル次元減少速度の変化に関わらず、 $D_c > 0.6$ では平均結晶粒径は一定の割合で増加している。なおFig.12, Fig.13では、未損傷材のフラクタル次元は平均値を示した。

西原³⁾は、圧延後の純鉄を1h焼なまし組織を観察し、焼なまし温度 550°C 以上で再結晶が生じることを示した。また焼なまし温度が 600°C 以上では焼なまし温度が高いほど再結晶粒が成長し粒界形状が単純になっており、粒界のフラクタル次元が小さく、硬さが小さくなっていることを示した。西原らの研究から、静的再結晶により再結晶粒が成長するとフラクタル次元が減少することが分かる。一般の静的再結晶は、ひずみエネルギーを付与された材料が高温保持されると、まず回復(粒界の変化を伴わない、粒内の転位の消失や粒内の亜粒界の生成)が生じ、続いて再結晶粒の核が発生し、これが成長するという過程を経る¹⁵⁾。

再結晶粒が成長すると、粒界が移動し粒界形状は単純になり、転位を含まない再結晶組織の面積が広がり、組織は軟化する。粒界上の析出物は粒界の移動を妨げるため再結晶粒の成長を遅くする。一方で高温保持中にひずみが負荷されると、回復および再結晶粒の生成・成長の後に、成長した再結晶粒にひずみエネルギーが蓄積され、再度結晶粒の核が発生し、回復と再結晶粒の発生と成長が同時に繰り返し生じる動的再結晶が生じる。動的再結晶中には、局所的な結晶粒径や粒界の複雑さは常に変化し続けているが、平均結晶粒径や全体としての粒界の複雑さおよび硬さは一定である^{15), 16)}。一般に α 鉄やフェライト鋼では動的再結晶は生じないとされている¹⁶⁾。改良9Cr-1Mo鋼はフェライト鋼であり、一般的には動的再結晶は生じないと考えられる。しかしFGHAZは溶接熱影響を受けた際にオーステナイト相へ逆変態しており¹⁷⁾、溶接後に部分的にフェライトではない組織が生じている可能性がある。またFGHAZは細粒組織であり、動的再結晶は結晶粒が小さいほど生じやすい¹⁸⁾。よって、改良9Cr-1Mo鋼FGHAZで動的再結晶が生じる可能性があると考ええる。

溶接の熱影響により発生したFGHAZは、その粒界形状が入り組んでいること、平均粒径が小さいこと、および、粒内に亜粒界がある場合があることから、溶接熱影響により再結晶粒(もしくはその核)が発生しているが再結晶粒が未成長であると考ええる。

Fig.9-Fig.11に示すフラクタル次元の減少およびFig.12, Fig.13の硬さの減少と平均結晶粒径の増大は、クリープ中の再結晶組織の成長を表すと考える。

一方でFig.9-Fig.11に示すフラクタル次元減少の停滞およびFig.12に示す硬さ減少の停滞は、クリープひずみによる転位の発生速度が回復による転位の消失速度を上回ったか、または、これによる動的再結晶が生じたことによると考える。

西原³⁾の研究より、高温保持中の再結晶粒の成長速

度は温度の関数である。本研究でのクリープ試験温度は全ての試験片で等しいが、再結晶粒の成長速度（フラクタル次元の減少速度）は観察部位により異なる。この原因はクリープ速度の違いであると考えられる。クリープ試験ではひずみにより転位が発生する。回復による転位の消失速度がひずみによる転位の発生速度を上回った分だけ再結晶粒の成長が生じると考えると、再結晶粒の成長速度とひずみ速度は負の相関をもつと考えられる。一方、再結晶粒が成長するとフラクタル次元は減少することから、成長速度とフラクタル次元変化速度は負の相関を持つ。よって、ひずみ速度とフラクタル次元の変化速度は正の相関を持つと予想される。そこで各観察点について、FEM 解析から求めた観察時点で発生しているクリープひずみを試験時間で除し、試験中の平均クリープ速度を得た。同様に、未損傷材のフラクタル次元と観察されたフラクタル次元の差をクリープ試験時間で割ることで、フラクタル次元の平均変化速度を得た。これらの関係を Fig.14 に示す。なお、フラクタル次元の減少が停滞した後のデータは、減少速度を論じるには不適切であるため、Fig.10, Fig.11 と同様に灰色で示し他のデータと区別した。両者はよい相関を示し、クリープ速度が小さいほどフラクタル次元の減少が早いことが確認された。ただし、正味断面応力が異なる場合は、クリープ速度とフラクタル次元の減少速度の関係が異なる値をとる。フラクタル次元の減少はクリープ速度だけではなく別の要因にも影響されることが考えられる。

なお、最大主応力が等しい場合には TF が大きいほどクリープひずみは発生しにくくなる。このため、 TF が大きいほどクリープ速度は小さく、再結晶粒は成長しやすく、フラクタル次元は減少しやすいと考えられる。つまり、 TF とフラクタル次元の変化速度は負の相関を持つと考えられる。しかし Fig.5 に示すように、本報の試験片では十分なクリープ時間が経過すると TF が大きい観察位置ほど最大主応力が大きくなる。このため、本報の実験だけから TF の影響を論じることは難しいと考える。

6 結 言

- ① クリープ損傷およびクリープひずみが増加するにつれ粒界のフラクタル次元は減少する。クリープが進行し破断するまでに、粒界のフラクタル次元は減少し、観察位置によっては、減少が停滞したり、破断時に再減少したりする。
- ② フラクタル次元の減少に伴い、硬さは減少し、平均結晶粒径は増加する。
- ③ クリープ速度が小さいほどフラクタル次元の減少速度、すなわち、再結晶粒の成長速度は速い。
- ④ 粒界フラクタル次元は FGHAZ 再結晶粒の成長を定量的に表すと考えられる。成長が停滞しない再結晶組織は軟化組織になると考えられる。よって、軟化組織の発生成長の評価に粒界フラクタル次元が使用できる可能性がある。

参 考 文 献

- 1) S. Zhang, H. Tokunaga, M. Kanai, S. Lin, M. Yaguchi, K. Tamura and Y. Minami, "Effect of softening structural on creep strength of long-term used 9Cr steel welded joint", Proceedings of 57th Symposium on Strength of Materials at High Temperature, pp.46-50 (2019).
- 2) H. Tokunaga, S. Zhang, M. Kanai, S. Lin, M. Yaguchi, K. Tamura and Y. Minami, "Formation and microstructure of softening structure in long-term used 9Cr steel", Proceedings of 57th Symposium on Strength of Materials at High Temperature, pp.157-161 (2019).
- 3) T. Nishihara, "Fractal analysis of recrystallized structure", Journal of Japan Institution of Metals and Materials, Vol.57, pp.209-213(1993).
- 4) E. Hornbogen, "Fractal analysis of grain boundaries in hot-worked poly-crystals", Zeitschrift für Metallkunde, Vol.78, pp. 622-625(1987).
- 5) F. Kawashima, T. Masumitsu, K. Negi, K. Watanabe, T. Nishimura, K. Hamasaki, K. Tsumemaru, H. Miyahara and K. Fujiwara, "Study on fractal dimension of grain boundary of FGHAZ as the indication of TypeIV creep damage", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.68, No.2, pp.148-153 (2019) .
- 6) K. Negi, K. Watanabe, T. Nishimura, K. Hamasaki, K. Tsumemaru, H. Miyahara, F. Kawashima and K. Fujiwara, "Study on fractal dimension of grain boundary as the indication of Type IV creep damage", Proceeding of Annual Conference on Engineering and Applied Science, Osaka 2018, pp.118 -129(2018).
- 7) F. Kawashima, T. Masumitsu, K. Negi, K. Watanabe, T. Nishimura, K. Hamasaki, K. Tsumemaru, H. Miyahara and K. Fujiwara, "Study on the influence of stress and stress triaxiality factor on TypeIV creep damage of Mod. 9Cr-1Mo steel", Journal of Japan Boiler Association No.41, pp.24-29 (2018).
- 8) The Japan Welding Engineering Society, Atomic Energy Research Committee, FME Subcommittee, "Asu no energy no isizueni" pp.3.4-4, pp.4.1-2 (1995).
- 9) The society of Materials Science, Japan, Committee on Strength of Materials at High Temperatures, Inelastic Analysis Working Group, Phase 7 Report, The society of Materials Science (2010).
- 10) Nihon Zairyou Gakkai Kouon Kyoudo Bumon Linkai, "High temperature strength of materials", pp.144, The society of Materials Science (2008).
- 11) T. Ogata, T. Sakai and M. Yaguchi, "Uniaxial creep rupture property of Mod.9Cr-1Mo steel weld joint and proposal of creep damage evaluation method", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.58 No.2. pp.94-100 (2009).
- 12) H. Hongo, M. Ttabuci, Y. LI and Y. Takahashi, "Creep

- damage behavior of Mod.9Cr-1Mo steel welded joint”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.58 No.2, pp.101-107 (2009).
- 13) M. Tabuchi, H. Hongo and Y. Takahashi, ”Effect of boron on microstructures and creep properties of welded joint for high Cr heat resisting steels”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.58, pp.108-114 (2009).
- 14) M. Matsushita, “Furakutaru no butsuri (I) kisoheh”, pp.9 Shokabo Co., Ltd. (2002).
- 15) T. Maki and I. Tamura, “Microstructural characteristics of dynamic recrystallization and its comparison with static recrystallization”, Tetsu to Hagane, vol.70, No.15, pp.2073-2080 (1984).
- 16) R. W. K. Honeycombe and R. W. Pethen, “Dynamic recrystallization”, Journal of Less-Common Metals Vol.28, pp.201-212 (1972).
- 17) Y. Hasegawa, T. Muraki and M. Ohgami, “Creep deformation process determining microstructure of Type IV creep damage of the advanced ferritic heat resistant steel with high Cr content”, Tetsu to Hagane, Vol.92, No.10, pp.618-626(2006).
- 18) T. Maki and I. Tamura, “Doteki Saikessyou to Sono Zuihangensyo”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.30, No.329, pp. 211-217 (1981).