

3. 研究テーマ 1 における研究成果

3-1. 耐熱金属材料溶接部のクリープ損傷評価法の開発

3-1-1. CrMoV 鍛鋼環状切欠き試験片のボイド成長シミュレーションによるクリープ損傷評価 (1) はじめに

我が国では電力供給に占める火力発電の割合が 9 割を超え、重要電源として位置づけられている。一方で、年々火力発電設備の経年化が進行し、累積運転時間が 10 万時間を超える経年火力発電設備が増加する傾向にある。このような状況下で、火力発電による電力の安定供給を確保するには、蒸気タービンロータなど主要高温機器の運用信頼性の維持が必須となる。これらの火力発電高温機器では翼溝等の応力集中部が存在することにより、同部位においては高応力となることに加え多軸応力状態となることからクリープボイドの発生・成長などクリープ損傷が優先的に進行することが懸念される。機器の運用信頼性を維持するには、応力集中部からのクリープ損傷の進行を的確に把握するとともに予測することが望まれる。

現在では、高温機器の非破壊クリープ損傷評価法としてボイド最大長さやボイド個数密度などボイドをパラメータとする手法が広く適用されている(1)。しかしながら、これらの手法では部材表面のボイド観察は可能であるが、応力集中部等の存在により内部に向かって応力が高くなるような応力勾配を有する場合には、表面だけの観察結果から内部のクリープ損傷を推定することは困難である、という問題点がある。そのため、多軸応力場で応力勾配のある部材内部のクリープ損傷を予測する手法の開発が重要な課題とされている。このような理由から、これまでに切欠き試験片を用いたクリープ試験が実施されてきており(2~6) 切欠きが寿命に及ぼす影響や多軸応力場での損傷状態の観察、損傷評価法の検討も行われている。

磯部ら(4)は、CrMoV 鍛鋼で切欠き半径 0.5, 1.0mm の環状切欠き試験片を用いたクリープ試験において、同一公称応力では平滑材に比べ寿命が長くなる切欠き強化を示すが、切欠き半径の相違による寿命差は小さいことを報告している。また、破断時の観察結果から、切欠き底表面より内部においてボイド発生や微小き裂の成長が進んでおり、これが最大主応力分布と関連することも示唆されている。しかしながら、クリープ損傷過程におけるボイドの発生・成長状態に関しては明らかになっていない。小林ら(5)は、アルミ合金の切欠き半径 1.0mm の環状切欠き試験片を用いたクリープ試験で中断材を作製し、切欠き底表面より内部でのボイドが大きいことを報告しているが、応力状態との関係は明らかにされていない。Goyal ら(6)は、2.25Cr-1Mo 鋼を対象に切欠き半径を 0.25mm から 5mm まで種々に変化させた試験片を用いたクリープ試験によって、同一の公称応力においては切欠き半径が小さくなるほど寿命が長くなるとしているが、切欠き半径の寿命に及ぼす影響が CrMoV 鍛鋼と異なっており、その理由は明らかにされていない。Hayhurst ら(6)は、Ni 基超合金の環状切欠き試験片のクリープ条件下の損傷評価において多軸応力場でのボイド発生・成長が損傷に及ぼす影響の重要性を指摘しているが、多軸応力場でのボイド発生・成長に関する観察はなされていない。

このように、多軸応力状態となる切欠き底近傍でのボイドの発生・成長が試験片内部から発生するとされているものの、応力状態との関係や損傷進行過程については必ずしも十分に明らかになっていない。著者(7)は、これまでにボイドの成長過程を予測するために、CrMoV 鍛鋼の単軸クリープ条件下におけるボイド成長過程の観察を行うとともに、ボイド成長メカニズムを考慮したシミュレーション手法を提案した。

本研究では、単軸応力下の平滑試験片および多軸応力場となり試験片内部の応力分布が大きく異なる 2 種類の環状切欠きクリープ試験片を用いてクリープ試験を実施し、クリープ破断寿命およびクリープ損傷の進行に及ぼす応力多軸場の影響を明らかにするとともに、既に提案している単軸応力条件下でのボイド成長シミュレーション法を適用して、多軸応力下でのクリープ損傷過程の定量的な予測を試みる。

(2) 試験および解析方法

(2-1) 試験方法

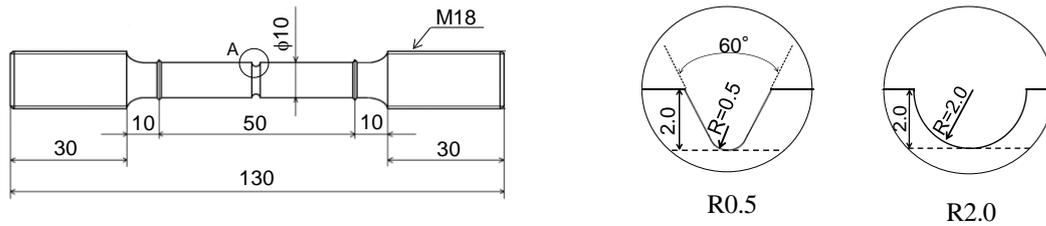


図 3-1-1 2 種類の丸棒環状切欠きクリーブ試験片形状 (unit : mm)

供試材料は、CrMoV 鍛鋼(C:0.30, Si:0.20, Mn:0.77, P:0.12, S:0.005, Cr:1.03, Mo:1.14, V:0.22 wt(%))である。同鋼より、平滑丸棒および環状切欠き丸棒試験片を加工した。図 3-1-1 には、平滑丸棒試験片(平滑材)の標点間中央部に切欠きを施した環状切欠き丸棒試験片(切欠き材)を示す。切欠き深さを 2mm として、切欠き先端半径 0.5mm(R0.5)および 2.0mm(R2.0)をそれぞれ導入した 2 種の切欠き材を作製した。R0.5 および R2.0 の切欠き材の弾性応力集中係数は、それぞれ 2.53 および 1.54 である。これらの 2 種の切欠き形状を選定したのは、後述するように切欠き底断面での応力分布が異なり、R0.5 では切欠き底近傍で最大応力を、R2.0 では試験片中央部で最大応力を示すことから、応力分布の相違と損傷の関係を明確にするためである。

試験はレバー式単軸クリーブ試験機を用い、試験温度はすべて 600°C とした。平滑材の試験応力は 147MPa で、破断までの試験(2996 時間)と、損傷度合の異なる損傷中断材を作製するため、1200 時間(クリーブ損傷 40%)、1800 時間(クリーブ損傷 60%)、2400 時間(クリーブ損傷 80%)で試験を中断する、損傷中断試験を実施した。クリーブ損傷は、“(中断時間)/(破断時間) x 100%”と定義する。切欠き材では、切欠き底最小断面での公称応力が 300MPa~195MPa で破断までの試験を実施した。また、公称応力 195MPa において、R0.5 では 430 時間(クリーブ損傷 25%)、860 時間(クリーブ損傷 50%)、1200 時間(クリーブ損傷 70%)、1580 時間(クリーブ損傷 92%)で、R2.0 では 900 時間(クリーブ損傷 38%)、1423 時間(クリーブ損傷 60%)、1898 時間(クリーブ損傷 80%)で試験を停止した損傷中断試験を実施した。損傷中断材は、ボイド最大長さ等を計測するため標点内平行部中央の縦(軸方向)断面を切断してアクリル樹脂に埋め込み、表面を耐水研磨紙 400 番から 2000 番まで順次研磨し、さらに粒径 3μm および 0.5 μm のアルミナ粉を含むアルミナ懸濁液によるバフ研磨で鏡面に仕上げた。その後、塩酸 5cc, エタノール 100cc, ピクリンサン 1g のピクリン酸溶液を用いて表面を腐食し、走査型電子顕微鏡(SEM)によって 500~1000 倍程度で試験片軸方向に平行な縦断面内のボイドの観察を行った。平滑材の縦断面は、約 1mm²にわたる面積を観察し、切欠き材では切欠き底最小直径部に対して垂直方向上下 100μm (軸方向長さ 200μm)の範囲を、切欠き底端部から試験片中央部に向かって観察した。

(2-2) 解析方法

切欠き材の応力、クリーブひずみ分布を明らかにするため、図 3-1-1 の試験片の対称性を考慮し、1/8 有限要素モデルを用いた 3 次元有限要素弾塑性クリーブ解析実施した。クリーブ試験の初期の荷重負荷に対する弾塑性解析では、応力ひずみ関係は 2 直線近似とし、加工硬化係数は 600°C の引張試験結果から決定した。また、弾塑性解析直後からクリーブ解析を実施し、クリーブ構成式は、遷移クリーブと定常クリーブを表す次式の Baily-Norton 則(8)を用いた。

$$\dot{\epsilon}_{ceq} = B\sigma_{eq}^n + A\sigma_{eq}^l mt^{m-1} \quad (3-1-1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{ceq}$ は相当クリーブひずみ速度(1/hour)、 σ_{eq} は相当応力(MPa)、 B, n, A, l, m は材料定数であり、平滑材のクリーブ試験結果より、 $B=1.42 \times 10^{-18}$, $n=5.86$, $A=4.26 \times 10^{-16}$, $l=5.51$, $m=0.35$ と決定した。R0.5 および R2.0 のクリーブ解析は、公称応力 195MPa において、それぞれの破断時間まで実施した。解析には、汎用解析コードとの比較により妥当性が確認されている電力中央研究所が開発した 3 次元有限要素解析プログラム(9)を用いた。

(3) 試験結果

(3-1) クリープ破断特性

本試験における平滑材および切欠き材の応力と破断時間の関係を図 3-1-2 に示す。図中には、既を取得した単軸クリープ破断データの平均破断曲線を破線で示している。本供試材の平滑材の試験結果は、この平均破断曲線と同等の破断強度を示した。一方、切欠き材の破断強度は、平滑材のそれより強く、同一公称応力では長寿命となっている。切欠き材間では、R0.5 に比べ R2.0 が全体的に長寿命であることが確認できる。弾性応力集中係数が、最も小さい平滑材が最短寿命であり、最も大きい R0.5 がそれよりも小さい R2.0 に比べて短寿命となっており、弾性応力集中係数の差異からはクリープ破断特性の相違を説明することはできない。また、Goyal ら(6)の 2.25Cr 鋼環状切欠き材のクリープ破断強度は、切欠き半径が小さいほど、即ち弾性応力集中係数が大きいほど長くなるとする報告とも異なっている。切欠き強化となる理由として、軸方向クリープ変形の拘束による、クリープ変形抵抗の増大が考えられるが、R0.5 は R2.0 より拘束が強いにもかかわらず短寿命となっていることから、変形拘束のみから説明することも困難である。これらの破断寿命特性は、変形と損傷の関係によって決まってくると考えられるが、詳細については応力解析と損傷状態の観察結果に基づいて後に考察したい。

平滑材の破断時の公称ひずみは、20%以上であるのに対し、切欠き材では、R0.5, R2.0 とともに 0.5%程度と極めて伸びが小さく、加速クリープを示すことなく破断した。平滑材の破面が粒内粒界混合破面であったのに対し、いずれの切欠き材においても破面には明瞭な凹凸が認められる粒界破壊を呈していた。同一公称応力の平滑材に比べ、切欠き材の切欠き底断面では、変形が拘束され、粒界垂直方向応力が高いことにより、粒界での損傷が顕著となり粒界破壊を呈したものと推測される。

(3-2) 損傷中断材の観察結果

平滑材の 40%、60%、80% 損傷材に観察された代表的なボイドを図 3-1-3 に示す。40% 損傷材では、粒界上に擬球状ボイドが多く観察され、損傷が進むにつれて擬球状ボイドに加えき裂状ボイドの数が増大した。各損傷材で観察されたボイド最大長さ、ボイド個数密度は後述する図 3-1-12 に示すように、40%で 4.5 μm 、19(個/ mm^2)、60%で 5.6 μm 、32(個/ mm^2)、80%で 7.2 μm 、45(個/ mm^2)であった。本研究では、40%を下回る損傷材は作製していないが、既の実施した損傷材の観察結果(7)、(10)より、0.1 μm 程度のボイドの発生は破断時間の 10%~20%程度であると推測される。

R0.5 の 92% 損傷材および R2.0 の 80% 損傷材の切欠き底最小直径の端部からの距離(l)=0.5mm および 2.0mm 近傍で観察されたボイドの発生形態(低倍率観察結果)を図 3-1-4 に示す。切欠き材においても、ボイドは、多くの場合粒界上に1個発生しており、同一粒界上に複数のボイドが発生することはまれであった。図からあきらかなように、R0.5 では l =0.5mm 近傍でのボイド個数が l =2.0mm より多く、R2.0 では逆に l

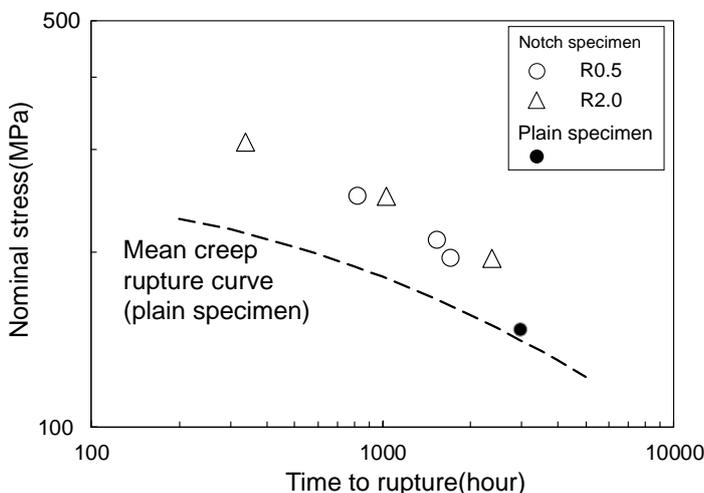


図 3-1-2 環状切欠き試験片のクリープ破断特性

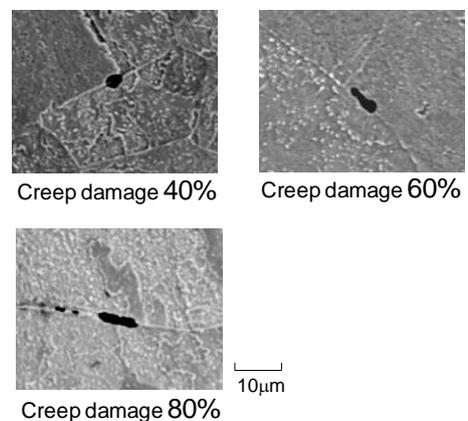


図 3-1-3 平滑試験片の損傷中断材で観察された代表的なボイド

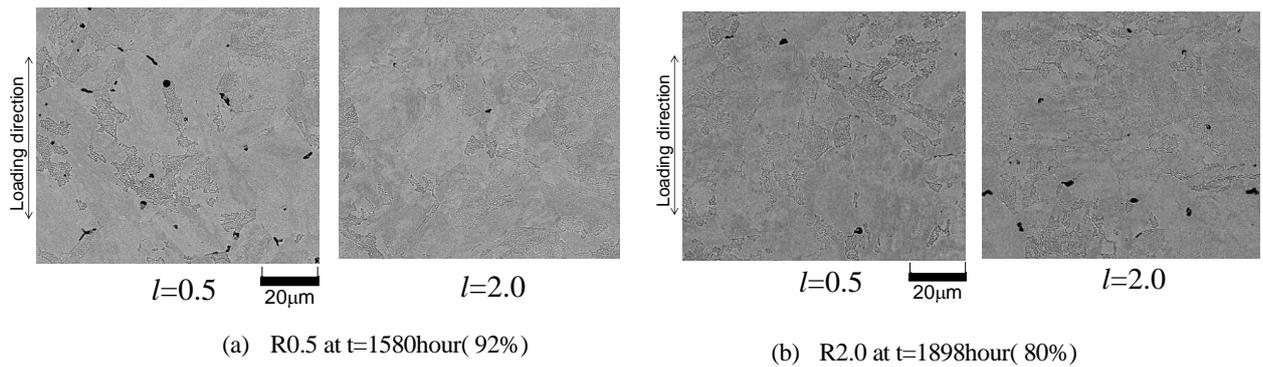
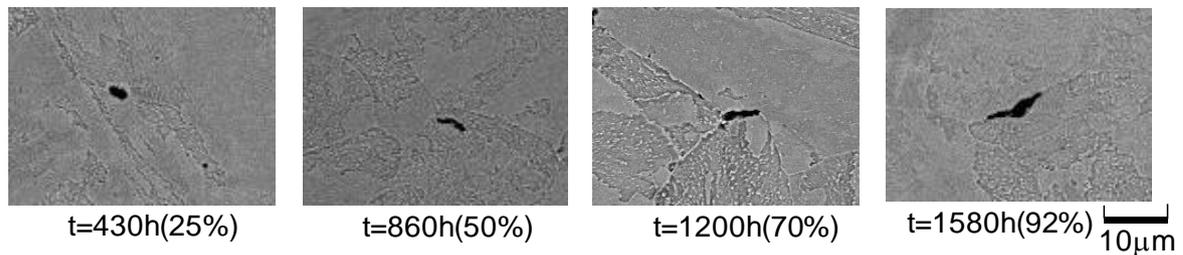
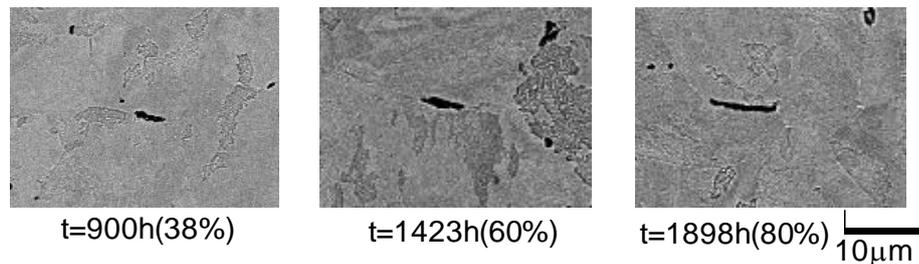


図 3-1-4 R0.5 の 92% 損傷材および R2.0 の 80% 損傷材で観察された代表的なポイド



(a) R0.5 creep damage specimen



(b) R2.0 creep damage specimen

図 3-1-5 R0.5 および R2.0 の各損傷材で観察された代表的なポイド

=2.0mm で $l=0.5$ mm よりポイド個数が多い。後述するように切欠き底断面の軸方向応力が最も大きくなる部位は、R0.5 では $l=0.5$ mm, R2.0 では 2mm~3mm であることに対応している。これらの切欠き底断面での最大応力が、最も大きくなる部位で観察された各損傷材での代表的なポイドを図 3-1-5 に示す。R0.5 では、25% 損傷材で擬球状に加え 4 μ m 程度のき裂状ポイドも観察され、50%、70% と損傷が進むにつれてポイド最大長さおよびポイド個数が増大し、92% 損傷材では約 10 μ m のき裂状ポイドも観察された。これより、切欠き材においても定性的にはポイド最大長さ、ポイド個数密度は損傷とともに増大することがわかる。

これらの傾向を定量的に調べるため、切欠き底断面において観察されたポイド個数密度と切欠き底からの距離の関係を図 3-1-6 に示す。軸方向断面の両側の切欠きの端部からのポイド個数密度を計測した。後述するように、切欠き底断面では各応力成分が変化するため、断面内での応力は一定ではない。ここでは、切欠き底最小直径に対して垂直方向上下 100 μ m (軸方向長さ 200 μ m)、切欠き底端部から 300 μ m (総面積 0.06mm²) ごとに中心部まで 500 倍で SEM 観察を行った結果に基づいてポイド個数密度を算出した。従って、観察面積内で応力成分の変化を伴った状態でのポイド個数密度の観察面積内での平均値となっている。図には切欠き底断面での最大応力近傍でのポイド個数密度が大きい側の端部から試験片中心部の観察結果を示している。ポイド個数密度の分布傾向は、両側の切欠きにおいてほぼ同様であった。R0.5 では切欠き

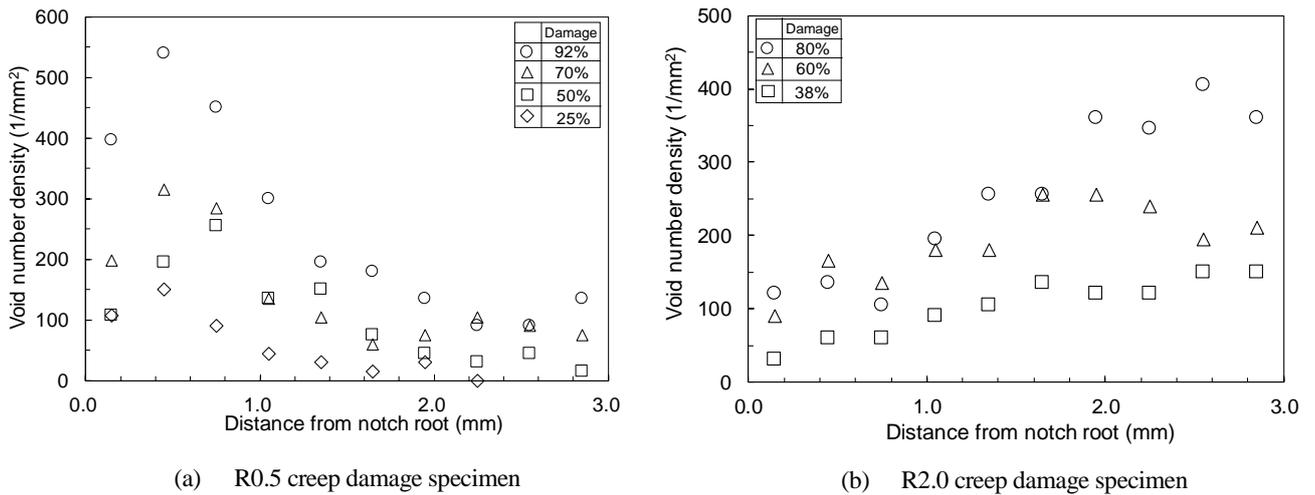


図 3-1-6 R0.5 および R2.0 損傷材の切欠き底表面から試験片内部にかけてのボイド個数密度計測結果

底端部より、約 0.5mm においてボイド個数密度がピークを示しており、それより端部および中心部に向かうにつれて減少している。一方、R2.0 では、切欠き底断面端部から中心部に向かうにつれてボイド個数が増大する傾向が認められ、R0.5 とはボイド個数密度の分布が大きく異なる。また、いずれの切欠き材においても最も多い部位でのボイド個数密度は、平滑材の 10 倍を超え、多数のボイドが粒界に発生・成長することがわかった。

(4) 解析結果および考察

(4-1) 応力成分分布

環状切欠き R0.5 および R2.0 の負荷直後(t=0) および破断時間での切欠き底断面近傍の軸方向応力の分布を図 3-1-7 に示す。負荷直後の軸方向応力分布は、いずれの切欠き材においても切欠きによる応力集中の影響により切欠き底端部で最も高く内部に向かうほど減少している。切欠き底端部での軸方向応力は、切欠き半径が小さく弾性応力集中係数の大きい R0.5 の最大値が R2.0 に比べ大きい値となっている。クリープ初期から応力の再分布を生じ破断時間の軸方向応力分布は、負荷直後とは大きく異なっている。R0.5 では切欠き底端部から若干内部において最も大きい応力値を示し、試験片中央部に向かうにつれて減少しているが、R2.0 では切欠き端部近傍の応力が低く、中央部に向かうにつれて増大しており、切欠き形状が異なることにより軸方向応力の分布も大きく異なることがわかる。図は省略するが、切欠き底端部では、R0.5 および R2.0 ともに負荷後数十時間で最大応力は急激に低下し、その後緩やかに低下して、500 時間経過後はほぼ一

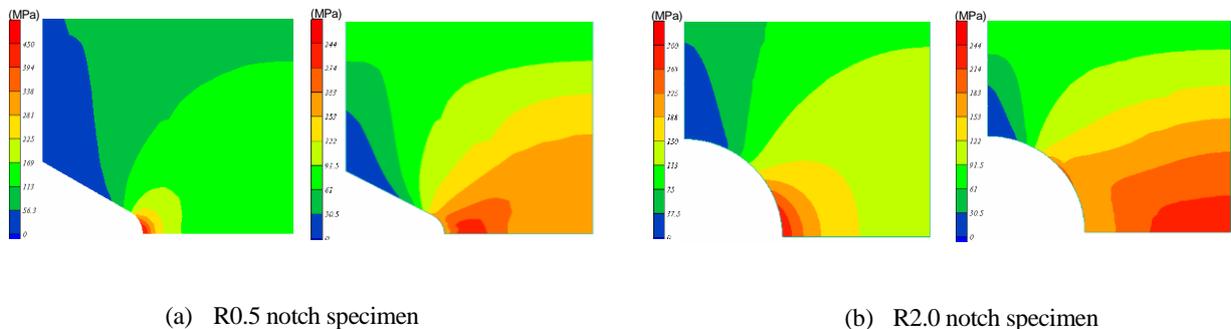


図 3-1-7 R0.5 および R2.0 環状切欠き試験片における負荷直後および破断時間での軸方向応力分布

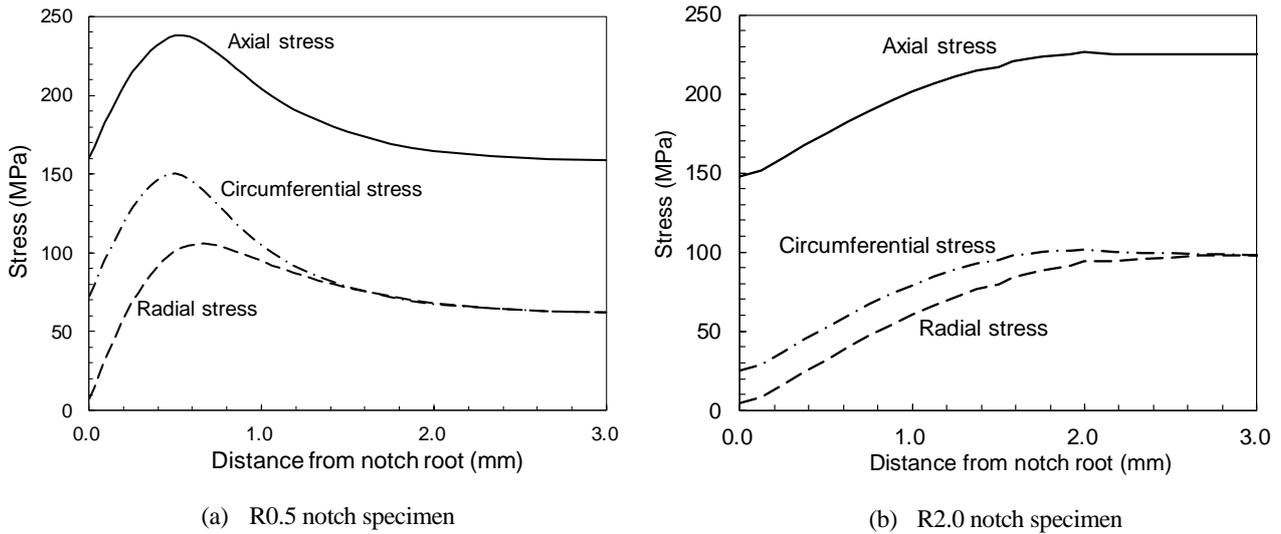


図3-1-8 R0.5 および R2.0 環状切欠き試験片の切欠き底最小断面における破断時間での応力成分分布

定値に近づいた。一方、R0.5の $l=0.5\text{mm}$ では負荷後数十時間で急激に上昇した後緩やかに低下し、R2.0の $l=2.0\text{mm}$ では負荷後数十時間で急激に上昇した後も緩やかに上昇し、いずれも1000時間程度ではほぼ一定値となった。

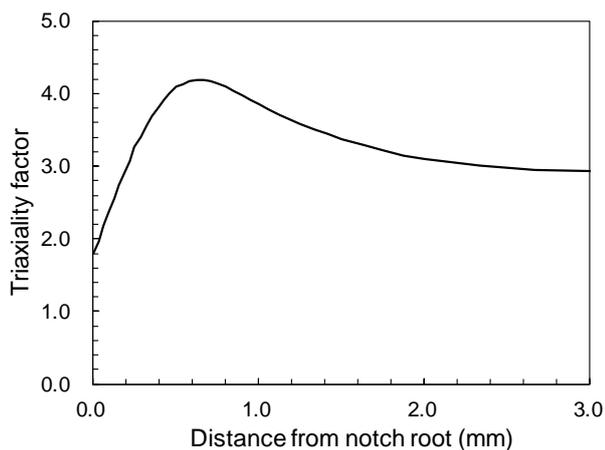
両切欠き材の切欠き底最小断面での切欠き底端部からの軸方向、周方向、径方向の破断時間での応力成分分布を図3-1-8に示す。R0.5では、切欠き底端部からの距離 l が0.5mm近傍で各応力成分が応力値のピークを示しており、軸方向応力に加え周方向および径方向応力も引張となる3軸引張応力状態を呈している。一方、R2.0では切欠き底端部から徐々に応力値が上昇し、 $l=2.0\text{mm}$ 近傍から中心部にかけて最も大きい値を示し、同様な3軸引張応力状態となっている。上述した切欠き底断面におけるボイド個数密度の計測結果は、定性的にはこれらの応力分布状態と対応しているようである。平滑材に比べボイド個数密度が大きいのは、切欠き材の軸方向応力が大きいことに加え、3軸引張応力状態となることに起因するものと考えられる。そこで、図3-1-8の応力成分分布状態に対する多軸応力の度合いを調べるため、以下の式で示される多軸係数 TF を計算した。

$$TF = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / \sigma_m \quad (3-1-2)$$

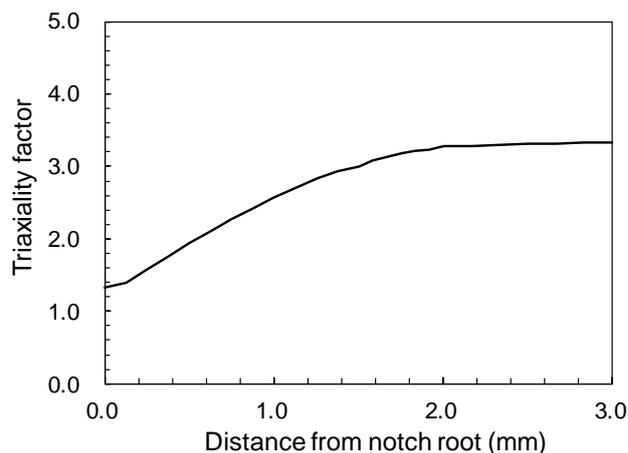
$$\sigma_m = [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} / \sqrt{2} \quad (3-1-3)$$

ここで、 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ は、主応力である。 $TF=1$ が単軸応力状態であり、それより大きくなるほど多軸応力の度合いが増すことになる。破断時間における TF の切欠き底断面での分布を図3-1-9に示す。負荷応力は軸方向のみの単軸応力であるが、切欠き底断面では応力の分布に対応して多軸係数が変化している。R0.5では、切欠き底端部では $TF=1.8$ と多軸係数は小さいが、急激に上昇して、 $l=0.5\text{mm}$ では $TF=4.13$ と最も大きい多軸係数を示し、そこから内部に向かって緩やかに低下して試験片中央部では3程度である。R2.0では、同様に切欠き底端部では最も TF が小さく1.4であるが、内部に向かうにつれて上昇し、 $l=2.0\text{mm}$ 近傍より内部では TF は3程度ではほぼ一定となっている。このように、R0.5とR2.0では多軸係数の分布が異なるが、いずれも切欠き底断面内では多軸応力状態となることがわかる。

(4-2) クリープひずみ分布



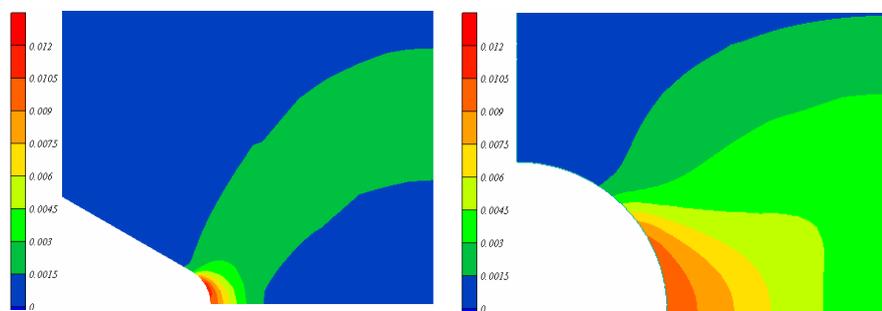
(a) R0.5 notch specimen



(b) R2.0 notch specimen

Fig.3-1-9 R0.5 および R2.0 環状切欠き試験片の切欠き底最小断面における破断時間での多軸係数の分布

両切欠き材の切欠き底近傍における破断時間での試験片軸方向のクリープひずみ分布を図3-1-10に示す。R0.5およびR2.0ともに多軸係数が小さい切欠き底端部で最もクリープひずみが大きく破断時の値は0.01程度である。R0.5では端部から内部に向かうに従って急激に低下しており、 $l = 0.5\text{mm}$ で0.003程度、さらに内部では0.0015以下で端部の1/5以下となっている。また、R2.0では切欠き底端部近傍での多軸係数が小さいことから、端部からクリープひずみは徐々に低下し、中心部で最も小さく0.003程度であり、R0.5に比べて全体的に大きいクリープひずみを生じている。両切欠き材のクリープひずみ分布状態は、先に示したポイド個数密度の分布状態とは必ずしも対応していないことがわかる。これは、同一最大主応力であれば、ポイド個数密度は多軸係数が大きいほど大きくなるのに対し、クリープひずみは拘束が高まることにより抑制されるためである。以上の解析結果とポイド観察結果より、環状切欠き材は平滑材に比べ、クリープ変形が拘束され変形速度が抑制される一方で、公称応力より過大な応力が局所的に負荷されることにより、ポイド損傷の進行が速いことが特徴的であると言える。上述した平滑材と切欠き材の破断時間の差異については次のように考えられる。応力集中のない平滑材では切欠き底断面で3軸引張応力状態となる切欠き材に比べ同一公称応力下では変形が優先して進行することにより短時間で破断に至り、その結果ポイド個数密度が低い。一方、切欠き材間では、多軸係数の大きいR0.5のクリープ変形はR2.0に比べ抑えられるものの、切欠き底断面での軸方向応力が大きいR0.5でR2.0に比べ局所的な損傷の進行が速く、短時間で破断したものと解釈される。このことは、高い多軸応力が作用する応力集中部では、クリープ損傷の進行を的確に把握する上において、ポイドの発生・成長に対する評価がより重要になることを示唆している。



(a) R0.5 notch specimen

(b) R2.0 notch specimen

Fig.3-1-10 R0.5 および R2.0 環状切欠き試験片の切欠き底最小断面における破断時間でのクリープひずみ分布

(5) ボイド成長シミュレーションによる損傷評価

(5-1) ボイド成長シミュレーションの概要

著者(11)は、クリープ条件下におけるボイド成長過程の観察とそのメカニズムに関する理論的考察に基づき、ボイドが結晶粒のクリープ変形と、ボイドが発生していない結晶粒からの拘束の影響を受けながら拡散成長する場合の擬球状ボイドおよびき裂状ボイドの成長速度式を導出した。擬球状およびき裂状のボイド成長速度式は以下のように表される。

(擬球状ボイド)

$$\frac{da}{dt} = \frac{a\dot{\epsilon}_c}{2h(\psi)} \left(\frac{\Lambda}{a}\right)^3 \frac{1}{(L+M)} \quad (3-1-4)$$

(き裂状ボイド)

$$\frac{da}{dt} = \frac{\alpha a \dot{\epsilon}_c}{4\pi h(\psi)} \left(\frac{\Lambda}{a}\right)^{5/2} \frac{1}{(L+M)^{2/3}} \quad (3-1-5)$$

$$\Lambda = \left(\frac{\delta_b D_b \Omega \sigma_n}{kT\dot{\epsilon}_c}\right)^{1/3} \quad (3-1-6)$$

$$h(\psi) = \frac{1}{1 + \cos \psi - (\cos \psi)/2} \frac{1}{\sin \psi} \quad (3-1-7)$$

$$M = \ln \left(\frac{a+\Lambda}{a} - \left(3 - \left(\frac{a}{a+\Lambda}\right)^2 \right) \left(1 - \left(\frac{a}{a+\Lambda}\right)^2 \right) / 4 \right) \quad (3-1-8)$$

$$L = \frac{2b}{\beta} \left(\frac{\Lambda}{a+\Lambda}\right) \quad (3-1-9)$$

$$\alpha = \left(\frac{4\pi h(\psi)}{(4\sin(\psi/2))^{3/2}} \right) \left(\frac{\delta_b D_b \sigma_n \Lambda}{\delta_s D_s \gamma_s} \right) \quad (3-1-10)$$

ここで、 a ：ボイド半長、 ψ ：ボイド先端角度、 $\dot{\epsilon}_c$ ：定常クリープひずみ速度、 δ_b ：粒界幅、 D_b ：粒界拡散係数、 δ_s ：表面拡散厚さ、 D_s ：表面拡散係数、 Ω ：原子容、 σ_n ：粒界垂直方向応力、 k ：ボルツマン定数、 T ：絶対温度、 b ：ボイド間距離、 β ：クリープ指数 n に依存する定数、 d ：結晶粒径、 γ_s ：ボイド表面張力である。ボイドは、式(3-1-2)および式(3-1-3)の速い方の速度で成長する。これらのボイド成長速度式を用いて粒界上のボイド成長挙動を予測するボイド成長シミュレーションプログラムを作成した(7)。同プログラムでは、対象材料の微視組織を模擬した結晶粒の集合体を作成し、外部からの負荷に対する3次元結晶粒の粒界上の法線方向応力を求め、この応力とボイド成長速度式から逐次計算によってボイドの成長が計算される。シミュレーション手法の詳細については、既報を参照いただきたい。本研究で使用した Cr-Mo-V 鍛鋼の結晶粒を模擬した組織は、平均結晶粒径が 57.2 μm であり、実際の組織の平均結晶粒径 54.3 μm とほぼ同等の模擬組織である。

ボイドの観察結果(7)からは、力学的条件が同一の粒界でも、ボイドが発生する場合と発生しない場合が観察された。このような、炭化物や不純物元素の偏析形態の相違などによる粒界性状の相違を考慮するため、すべての粒界に粒界性状値として、平均値を 1.0、標準偏差を0.3とする数値を乱数で与えた(12)。各粒界性状値が、材料定数として任意に設定するボイド発生値 I を超える場合に、当該粒界中央にボイド核を1個配置した。 I の値が異なることにより対象面積内でのボイドの個数、即ちボイド個数密度が異なることとなる。 I 値は、ボイド観察結果がある場合には、シミュレーション結果と比較して決定することができる。

ボイド核からのボイド発生については、既に改良 9Cr 鋼溶接継手の熱影響部のボイド発生・成長シミュレーションに適用した手法(12)と同様に以下のように考慮した。ボイドの発生機構については、これまでに、粒界での析出物を起点に応力集中が生じる、粒内変形により転位が粒界に増殖し、局所的に応力集中を生じることによりボイドが発生するなど、いくつかの理論が提案されている(13)が、観察によって実証された例は皆無である。これまで提案されている機構と著者らが実施した CrMoV 鍛鋼のクリープ条件下におけるボイド発生・成長の観察および分子シミュレーション結果(1)を勘案すると、同一性状の粒界であればボイド発生までの時間 t_i は、粒界面上の垂直応力に依存すると考えられることから、次式でボイド発生時間を定義した。

$$t_i = A \sigma_n^q \quad (3-1-11)$$

ここで、 A および q は定数である。Cr-Mo-V 鍛鋼の 600°C での単軸クリープ試験でボイド発生・成長による粒界損傷が支配的となる 150MPa 以下の低応力条件下では、応力と破断時間の関係における応力依存性は-3程度である(14)こと、クリープ条件下でのボイド発生が破断時間の 10%~20%程度であるという観察結果を考慮し、平滑材の試験応力 147MPa において破断時間の 15%で長さ 0.1 μ m のボイドが発生すると仮定し、 $A = 1.5 \times 10^9$ 、 $q = -3$ とした。これは、低応力長時間のクリープ条件下では、ボイド発生・成長が主因で破断に至り、その破断時間の 15%程度でボイドが発生すると仮定しことを意味する。

ボイド発生値 I は、後述のシミュレーション結果と平滑材のボイド観察結果を比較検討し、0.8 とした。ボイド発生値が 0.8 を上回る粒界にボイド核を配置し、式(3-1-11)で表されるボイド発生時間を考慮してボイド核から 0.1 μ m のボイドを発生させ、式(3-4)および式(5)の成長速度式でボイドの成長を計算した。ボイド成長シミュレーションに用いた物性値は、既報(7)と同じ値を用いた。応力とクリープひずみ速度の関係である Norton 則の係数 B および指数 n は、式(1)の値を用いた。粒界および表面拡散係数は、Frost ら(15)の論文にある α 鉄の拡散係数と温度との関係を調べた実験データに基づいて決定した。

(5-2) ボイド成長シミュレーション結果

(5-2-1) 平滑材のシミュレーション結果

平滑材の試験条件である温度 600°C、応力 147[MPa]でのボイド成長シミュレーション結果を図 3-1-11 (図中の緑線が粒界、粒界上の黒点がボイド) に示す。ボイドは負荷応力に垂直方向の応力の比較的高い粒界に発生していることがわかる。また、応力軸に対して垂直方向に近い粒界でも、ボイドが発生していない粒界も認められる。既報(7)では、試験開始時よりすべての粒界上にボイド核を配置したことにより、相対的に応力が高い粒界すべてにおいてボイドが成長した。本研究では、上述したボイド発生に対する統計的要素を考慮したことによる差異が表れている。クリープ損傷 40%で、4 μ m 程度のボイドが発生しており、損傷率が高くなるにつれてボイドの個数、長さともに増大した。

シミュレーションで得られた粒界上での長さが最も長いボイドと損傷率の関係を、実験で観察されたボイド最大長さと比較して図 3-1-12(a) に示す。既報のシミュレーションではボイド発生時間を考慮せず、初期から 0.1 μ m のボイドが成長するとしたため、シミュレーションと観察結果との間に差異を生じたが、本研究では、ボイド発生時間を考慮したことにより、ボイド最大長さとの関係はシミュレーションと結果とで良好な一致が得られた。このことは、式(3-1-11)によってボイド発生が、式(3-1-4)および式(3-1-5)によ

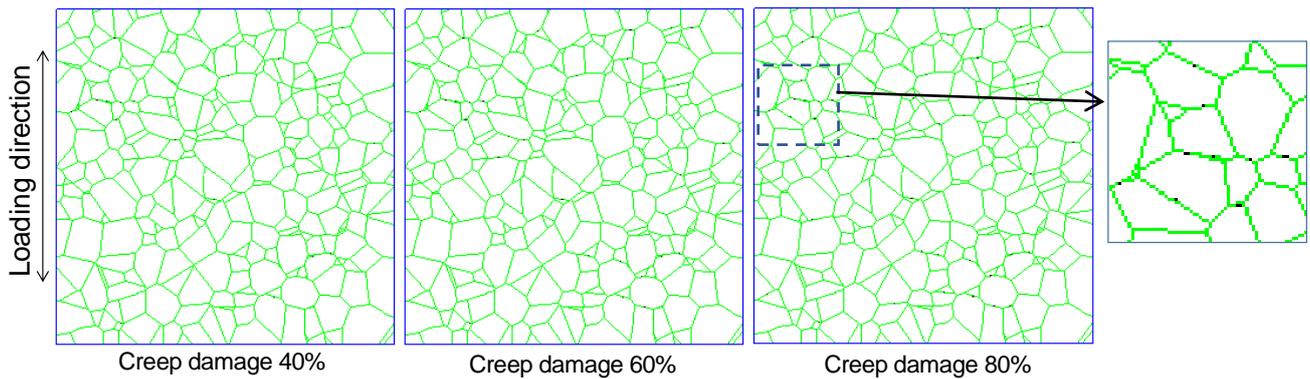


Fig.3-1-11 平滑試験片におけるボイド成長シミュレーション結果

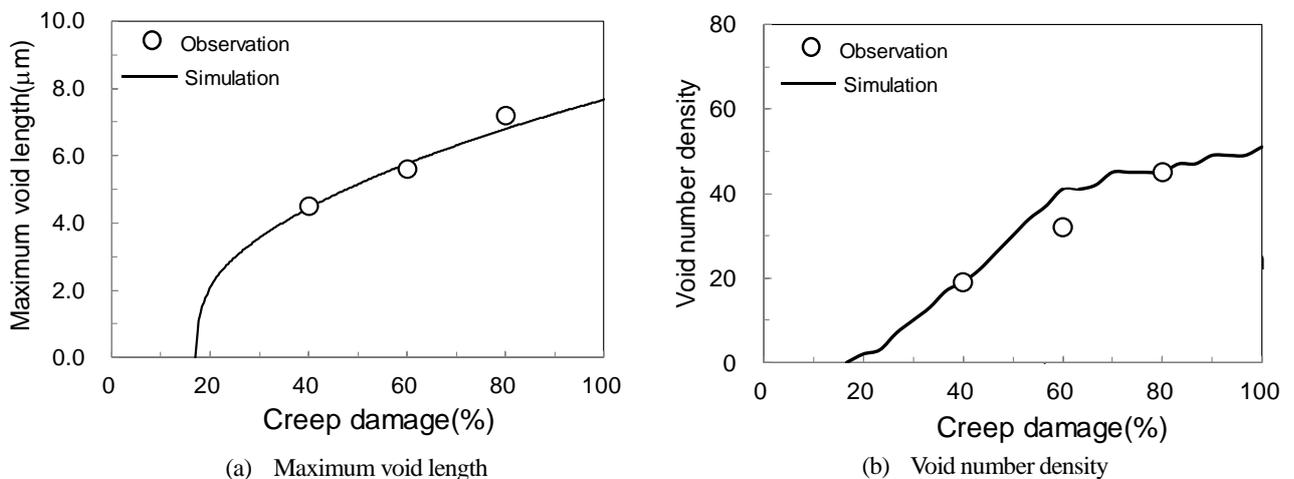


Fig.3-1-12 平滑試験片のボイド成長シミュレーションで得られたボイド最大長さおよびボイド個数密度のクリープ損傷に伴う変化の予測結果と観察結果の比較

ってボイド成長が適切に表現されていることを裏付けるものである。図 3-1-12(b)にシミュレーションで得られたボイド個数密度と損傷の関係を観察結果と併せて示す。シミュレーションにおいては、各粒界でのボイド発生は、その粒界がボイド核を有するか否か、有する場合には粒界垂直応力に対するボイド発生時間に依存するため、ボイド個数密度は損傷の変化に対して不連続に変化するが、ボイド発生値 $I=0.8$ とすることで観察した損傷でのボイド個数密度と概ね一致した。

(5-2-2) 切欠き材のシミュレーション結果

切欠き材のシミュレーションにおいても平滑材で用いた物性値およびボイド発生値 I と同一の値を用いた。図 3-1-8 に示したように、切欠き底断面の応力は多軸応力状態であり、切欠き底端部からの距離により応力が変動する。上述したボイド成長シミュレーションは、一定の面積内で均一の応力が作用する場合のボイドの発生・成長を予測するため、面積内で応力が変動する場合への直接的な適用は困難である。本シミュレーションでは、3 章の 1 回の SEM 観察範囲(軸方向 0.2mm x 半径方向 0.3mm)に対応させた。具体的には、切欠き底最小直径部の端部より、0.3mm 間隔に区分し、その区分内で軸方向応力が最大値および最小値となる位置での応力をシミュレーションの負荷応力とし、これらが 1mm² 面積内に均一に作用するとした。また、当該位置の応力は試験中に応力再分布によって変化するが、シミュレーションでは図 3-8 に示した安定な応力状態となる破断時間での応力値を用いた。シミュレーション結果としてのボイド最大長さやボイド個数密度は、この面積 1mm² 内の結果である。図 3-1-13 に R0.5 の $I=0.3\sim 0.6$ mm での最大軸方向応力(239MPa)位置での軸方向、周方向、径方向応力に対するボイド成長シミュレーション結果の一部を示す。25%損傷で既に平滑材に比べ多数のボイドが発生しており、50%損傷ではボイド長さおよび個数密度が増大している。92%損傷では軸方向に垂直に近い粒界の多くにボイドが発生しており、軸方向に近い粒界に発生している

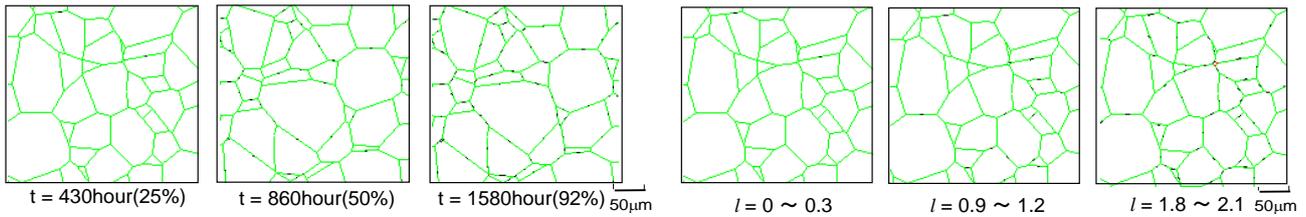


図 3-1-13 R0.5 試験片の $l=0.3\sim 0.6\text{mm}$ におけるボイド成長シミュレーション結果

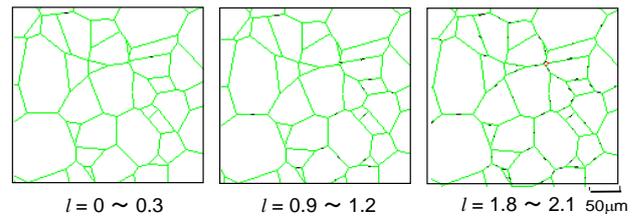
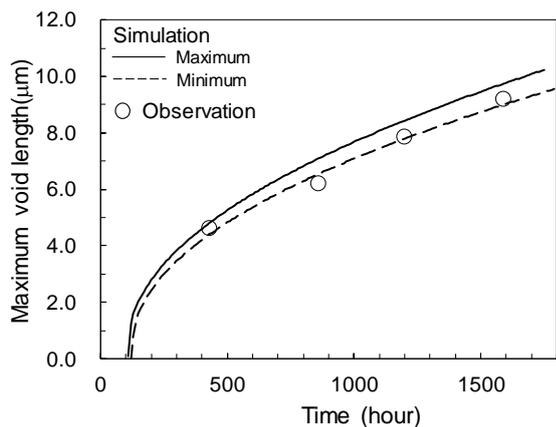


図 3-1-14 R0.5 試験片の 80% 損傷材におけるボイド成長シミュレーション結果

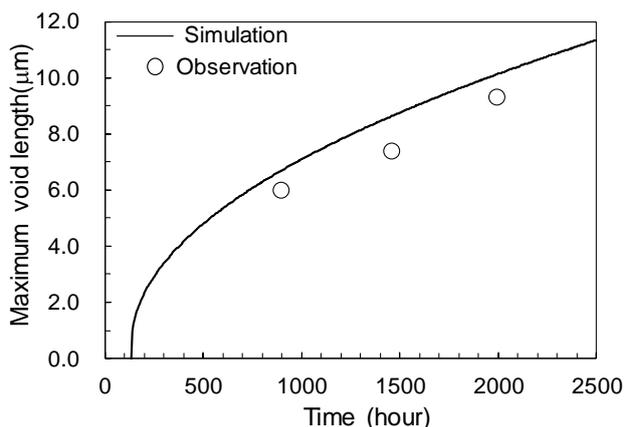
ボイドもみられ、多軸応力による影響が顕著に表れている。R2.0 の最大軸方向応力(231MPa)位置である $l=1.8\sim 2.1\text{mm}$ においても同様のシミュレーション結果が得られた。切欠き底端部からの距離による相違をみるため R2.0 で $l=0\sim 0.3\text{mm}$, $l=0.9\sim 1.2\text{mm}$, $l=1.8\sim 2.1\text{mm}$ における 80% 損傷(1960 時間)でのシミュレーション結果を比較して図 3-1-14 に示す。同一経過時間であるにもかかわらず切欠き底端部からの応力分布が異なることによるボイド発生・成長状態の相違が明確にみられ、切欠き底端部からの距離が大きくなるほど多数のボイドが発生・成長していることがわかる。これらのシミュレーション結果は定性的にボイド観察結果と対応している。

シミュレーションで得られた R0.5 および R2.0 で上記最大軸方向応力位置でのボイド最大長さとの関係を図 3-1-15 に示す。R2.0 では $l=1.8\sim 2.1\text{mm}$ での軸方向応力の最大値はほぼ一定であるが、R0.5 の $l=0.3\sim 0.6\text{mm}$ では軸方向応力値が変動するため、図 3-1-15(a)には観察面内の軸方向応力の最小値に対するシミュレーション結果を破線で示している。R0.5 および R2.0 において、最大軸方向応力値を用いたボイド成長シミュレーション結果は、各損傷材において観察されたボイド最大長さより若干長い値となっているが、おおよそ定量的にも各損傷時点でのボイド最大長さを予測できている。同様にボイド個数密度と時間の関係を観察結果とシミュレーション結果を比較して図 3-1-16 示す。なお、図 3-1-16(b)には、最大応力値がほぼ等しい、 $l=1.8\sim 2.7\text{mm}$ までの観察結果を示している。両切欠き材における軸方向応力最大位置近傍でのボイド個数密度の損傷に伴う変化を概ね予測できている。このように、平滑材の単軸応力下で決定したボイド発生値 I を用いて、多軸係数の異なる多軸応力下でのボイド個数密度の損傷に伴う変化を予測できたことから、本ボイド成長シミュレーション手法が多軸応力場におけるクリープ損傷の進行を定量的に予測する手法として有効に適用できると考えられる。次に、R0.5 および R2.0 切欠き材のそれぞれ 92% 損傷材および 80% 損傷材の切欠き底最小断面で観察されたボイド個数密度とシミュレーションによる予測結果を比較して図 3-1-17 に示す。SEM 観察を行った区分領域での軸方向応力の最大値および最小値の差異が大きい領域では、それらの値を用いたシミュレーションで得られたボイド個数密度の範囲を破線で示している。R0.5 および R2.0 のボイド個数密度計測結果とシミュレーションによる予測結果は、若干の差異を生じている位置もあるが、全体的には概ね一致しており、応力成分および多軸係数分布の異なる切欠き底最小断面内での損傷の進行を定量的に予測できているものとみなせる。

本研究では、平滑材のボイド観察結果に基づき、シミュレーションにおけるボイド発生値 I を決定し、これを用いて多軸応力場のボイド個数密度の損傷に伴う変化を定量的に予測できることを示した。ボイド個数密度の計測結果は、腐食条件、観察倍率などの観察条件や観察者の判定の影響を受けることは避けられない。このため、ボイド個数密度の絶対値は、観察条件や観察者によって差異を生じる可能性があるが、同一観察条件、同一観察者での観察結果内の相対値の分布は観察条件や観察者に依存せず同様な傾向を示すと考えられる。そこで、ボイド個数密度の相対値を用いて観察結果とシミュレーション結果を比較することによりシミュレーションによる予測の妥当性を検討する。代表例として、R0.5 で 92% 損傷および R2.0 で 80% 損傷の観察結果とシミュレーション結果をそれぞれのボイド個数密度の最大値で除した値をボイド個数密度比としてプロットした結果を図 3-1-18 に示す。同図より、両切欠き材のボイド個数密度比は、観察結果とシミュレーション結果が良好に一致していることがわかる。これは、同一条件で観察されたボイド個数密度であれば、応力状態や損傷状態の差異による相対値の分布が、シミュレーションによって予測できることを示す

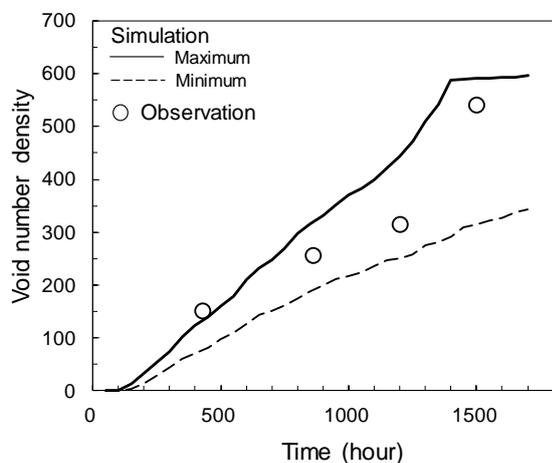


(a) R0.5 notch specimen

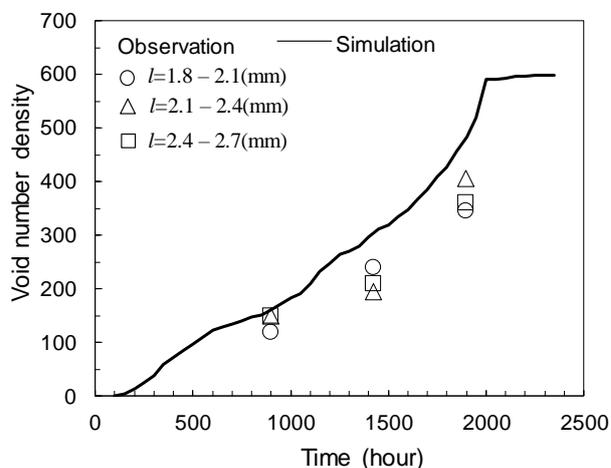


(b) R2.0 notch specimen

図3-1-15 ボイド成長シミュレーションによって予測されたR0.5およびR2.0試験片のボイド最大長さのクリープ損傷に伴う変化と観察結果の比較

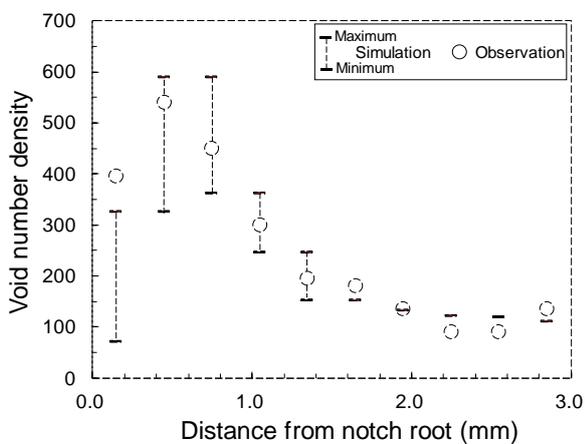


(a) R0.5 notch specimen

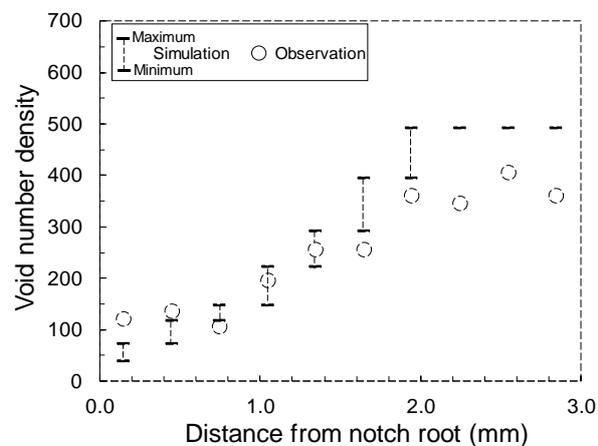


(b) R2.0 notch specimen

図3-1-16 ボイド成長シミュレーションによって予測されたR0.5およびR2.0試験片のボイド個数密度のクリープ損傷に伴う変化と観察結果の比較



(a) R0.5 notch specimen (92% creep damage)



(b) R2.0 notch specimen (80% creep damage)

図3-1-17 ボイド成長シミュレーションによって予測された切欠き底最小断面の表面から内部にかけてのボイド個数密度の変化と観察結果の比較

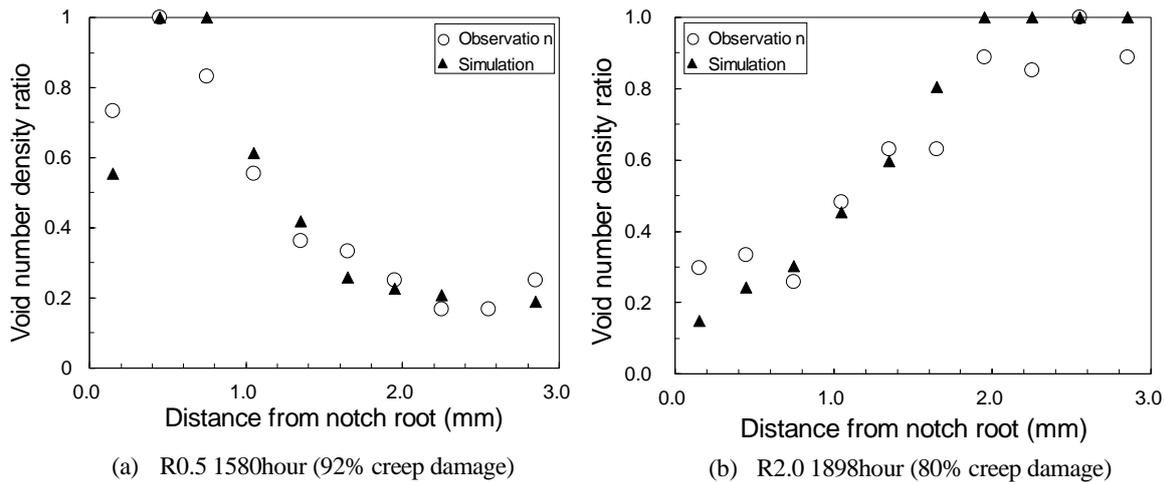


図 3-1-18 ボイド成長シミュレーションによって予測された切欠き底最小断面の表面から内部にかけてのボイド個数密度比の変化と観察結果の比較

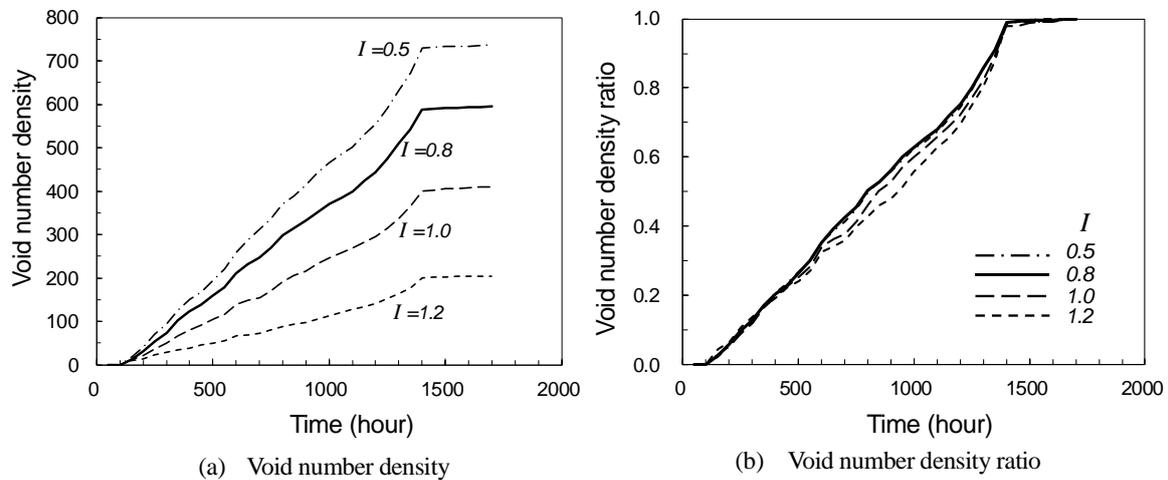


図 3-1-19 ボイド成長シミュレーションによって予測されたボイド個数密度およびボイド個数密度比の時間に伴う変化に及ぼすボイド発生値の影響

ものである。シミュレーションにおけるボイド個数密度の絶対値は、ボイド発生値 I によって変化する。 I 値が異なる場合のボイド個数密度および個数密度比への影響を調べるため、 $I=0.8$ のシミュレーション結果を示した R0.5 で軸方向最大応力位置でのボイド個数密度の変化を異なる I 値を用いて予測した結果を図 3-1-19(a) に、ボイド個数密度比で整理した結果を図 3-1-19(b) にそれぞれ示す。同図(a)より、 I 値が小さいほど個数密度は増加しており、 I 値によってボイド個数密度の絶対値が異なることがわかる。一方、同図(b)より、ボイド個数密度比は、 I 値にほとんど依存せず、同様な傾向を示している。これより、 I 値が不明な場合には、任意の値を用いてシミュレーションを実施し、ボイド個数密度比によって損傷度を比較することが可能となる。実際の高温機器においてボイド個数密度の絶対値を用いた損傷評価が必要な場合には、表面のボイド個数密度の計測結果と、同部位のボイド成長シミュレーションとの比較から I 値を決定し、この I 値を用いて機器内部の応力分布に対するシミュレーションを行うことで、内部のボイド個数密度の絶対値の分布を予測することができる。

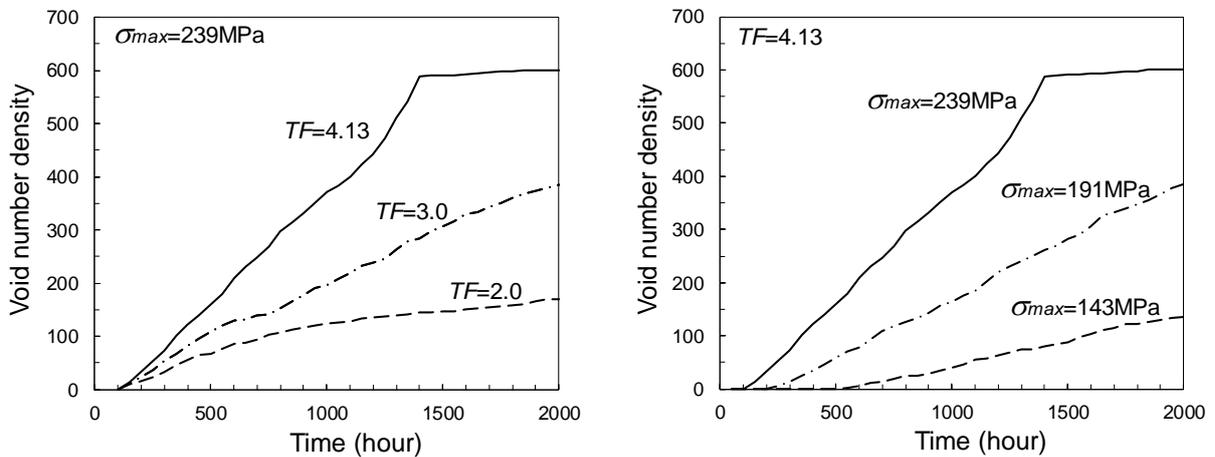
(5-3) ボイドの損傷の簡易評価法

ボイド成長シミュレーションにおけるボイド個数密度は、負荷する最大応力値 σ_{\max} と多軸係数 TF によって変化する。代表例として、R0.5 の $l=0.3\sim 0.6\text{mm}$ での $\sigma_{\max} = 239\text{MPa}$ を一定として TF を変えた場合および $TF = 4.13$ を一定として σ_{\max} を変えた場合のボイド個数密度の時間に伴う変化を図 3-1-20(a), (b) にそれぞれ示す。図から明らかなように、 σ_{\max} が同一の場合には TF が大きいほど、 TF が同一の場合には σ_{\max} が大き

いほど同一時間でのボイド個数密度は大きい値となる。また、 TF が異なっても σ_{max} が同一であればボイド発生時間は同じであるが、 TF が同一であっても σ_{max} が小さいほどボイド発生時間が遅くなることもわかる。種々の σ_{max} と TF の組合せに対するシミュレーション結果を整理することにより、ボイド個数密度 N_V の時間変化における σ_{max} と TF の依存性から次式を導いた。

$$N_V = 1.9 \times 10^{-6} \exp(-0.42TF) \sigma_{max}^{(0.185TF+1.78)} (t-t_i) \quad (t \geq t_i) \quad (3-1-12)$$

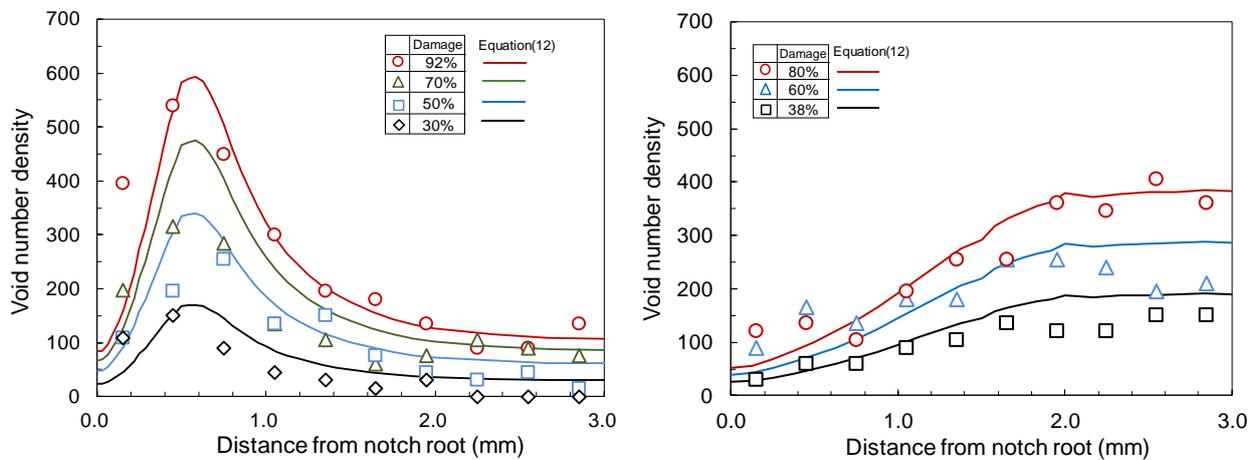
ここで、 t は試験時間、 t_i は式(3-1-11)で表されるボイド発生時間である。同式を用いて、本研究で行った平滑材($TF = 1$)の $\sigma_{max} = 147\text{MPa}$ におけるボイド個数密度を求めると 41 個であり、観察結果とほぼ一致した。さらに、R0.5 および R2.0 の切欠き底最小断面におけるボイド個数密度を計算し、観察結果と比較したものを図 3-1-21 に示す。上式はボイド成長シミュレーション結果に基づく近似式であるが、切欠き半径の異なる環状切欠き材の切欠き底最小断面で観察されたボイド個数密度分布と比較的良好に対応している。式(3-1-12)を用いて 600°C におけるクリープ条件下における多軸応力下のボイド個数密度を推定できるものと考えられる。同式を用いる場合でも、先に述べたように得られたボイド個数密度比を求めることは可能であ



(a) Same maximum stress

(b) Same triaxiality factor

図 3-1-20 ボイド成長シミュレーションによって得られたボイド個数密度の時間に伴う変化の多軸係数および最大主応力依存性



(a) R0.5 notch specimen

(b) R2.0 notch specimen

図 3-1-21 ボイド個数密度予測式に基づいて予測された R0.5 および R2.0 試験片切欠き底最小断面でのボイド個数密度分布の時間変化と観察結果の比較

り、相対値による議論が重要な場合にも適用が可能である。本研究では、多軸応力下のクリープ損傷を定量的に予測する試みとして既に提案した(7)ボイド成長シミュレーション手法を改良して、多軸応力場となる環状切欠き材の切欠き底最小断面におけるボイド個数密度の予測に適用した。ボイド観察結果との比較により、本手法によって、任意の多軸応力場に対するボイド個数密度が定量的に予測できることを示した。また、観察条件や観察者によって絶対値が異なる場合に対しては、相対値であるボイド個数密度比を用いることにより、シミュレーションによる損傷度合の相対的な比較が可能である。実際の機器に対しては、非破壊検査におけるボイド個数密度の実測値との関係から I 値が決定できれば、絶対値に変換することができる。機器における巨視き裂の発生は、ある領域における損傷の分布状態や変形量との関係によって決まることから、必ずしもボイド個数密度の絶対値だけを用いて予測することは困難であろう。ボイド成長シミュレーションは、直接的に巨視き裂の発生を予測するものではないが、本研究で用いた環状切欠き試験片の破断をもって巨視き裂の発生とみなせるならば、最も損傷の厳しい部位でのボイド個数密度が 500~600 個程度に達した時点を巨視き裂発生とすることができる。多軸応力場のボイド個数密度の時間変化を簡便に予測するには、ボイド成長シミュレーションより導出した式(12)の適用も有効であると考えられる。

(6) おわりに

CrMoV 鍛鋼から切り出した平滑材、切欠き先端半径 0.5mm(R0.5)、弾性応力集中係数 2.53 および 2.0mm(R2.0)同 1.54 の環状切欠き試験片を用いて 600°C でクリープ試験を実施し、クリープ破断に及ぼす切欠きの影響、切欠き底断面でのボイド発生・成長状態を明らかにするとともに、クリープ損傷定量評価のためのボイド成長シミュレーション手法の多軸応力場への適用性について検討した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) 同一応力下のクリープ破断寿命は、平滑材に比べ環状切欠き材が長寿命となる切欠き強化を示したが、弾性応力集中係数が小さい R2.0 が R0.5 より寿命が長く、破断時間と弾性応力集中係数との相関はみられなかった。クリープ損傷中断材の観察結果より、R0.5 では、切欠き底端部より 0.5mm 近傍で、R2.0 では 2.0~3.0mm において最もボイド個数密度が大きく、同一クリープ損傷の平滑材の 10 倍程度であった。
- (2) 環状切欠き材のクリープ解析結果より、切欠き底断面では軸方向、周方向および径方向応力が引張となる 3 軸引張応力状態となっており、R0.5 では切欠き底端部より 0.5mm 近傍で、R2.0 では 2.0~3.0mm で軸方向応力と多軸係数が最も大きくなることが明らかとなった。破断時のクリープひずみは切欠き底端部で最も大きく、軸方向応力および多軸係数が最大となる部位ではこの 1/10 程度であり、ボイド個数密度の分布とは対応していないことがわかった。
- (3) 平滑材でのボイド個数密度計測結果とボイド成長シミュレーション結果の比較から決定したボイド発生値 $I=0.8$ を、両切欠き材のボイド成長シミュレーションに用いることで、切欠き底断面での応力状態の相違によるボイド個数密度の相違ならびに損傷に伴う変化を定量的に予測することができた。 I 値が不明な場合でも、切欠き底断面内でのボイド個数密度の最大値の比として定義されるボイド個数密度比の分布を良好に推定することができた。
- (4) 多軸応力場でのボイド個数密度の時間変化を簡便に予測するため、ボイド成長シミュレーション結果に基づき、最大主応力と多軸係数の関数となるボイド個数密度推定式を導出した。同式を用いた両切欠き底断面でのボイド個数密度分布推定結果が、計測値と概ね一致することを示した。

(7) 参考文献

- (1) 緒方隆志, 火力発電高温機器の損傷評価法, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.78, No.789, pp.694-707(2012).
- (2) 田北勝彦, 竹田頼正, 中村誠, 竹添堅三郎, CrMoV 鋼の切欠き部におけるクリープボイド生成について, 材料, Vol.39, No.440, pp.496-502(1989).
- (3) 磯部展宏, 八代醒健志, 村田健一, 応力多軸性を考慮した CrMoV 鋼切欠き材のクリープ損傷評価, 材料, Vol.62, No.10, pp.648-653(2013).
- (4) 小林謙一, 今田晴之, 間島保, 環状切欠き試験片内のクリープボイドの発生と進展, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.63, No.96, pp.976-982(1997).

- (5) Goyal, S., Laha K., Vijayanand D., Selvi Panneera and Mathew M. D., Effect of multiaxial state of stress on creep rupture behaviour of 2.25Cr-1Mo steel., Proceeding of 6th International Conference on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction, pp.510-516(2013).
- (6) Hayhurst, D. R., Lin J. and Hayhurst R.J., Failure in notched tension bars due to high-temperature creep: Interaction between nucleation controlled cavity growth and continuum cavity growth., International Journal of Solids and Structures, vol.45, pp.2233-2250(2008).
- (7) 緒方隆志, 蒸気タービンロータ局所領域におけるクリープボイド成長シミュレーション, 材料, Vol.56, No.2, pp.100-105(2007).
- (8) Brathe, L. and Josefson, L., Estimation of Norton-Bailey parameters from creep rupture data, Materials Science, Vol.13(1979), pp. 660-664.
- (9) 酒井高行, 屋口正次, 緒方隆志, 配管系統応力解析に基づく溶接部損傷評価システムの開発, 電力中央研究所 研究報告 Q09005(2010).
- (10) 中村馨, 緒方隆志, 蒸気タービンローター材料におけるクリープ条件下でのボイド発生モデル, 材料, Vol.60, No.2, pp102.-107(2011).
- (11) 緒方隆志, 2.25Cr-1Mo 鋼のクリープ疲労条件下のキャビティ成長挙動とシミュレーション, 日本機械学会論文 文集 A 編, Vol.68, No.665, pp.74-8(2002)0.
- (12) Ogata, T., Sakai, T. and Yaguchi, M., Damage assessment method of P91 steel welded tube under internal pressure creep based on void growth simulation., International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol.87, pp.611-616(2010).
- (13) Kassner, M. E. and Hayes, T. A., Creep cavitation in metals., International Journal of Plasticity, Vol.19, pp.1715-1748(2003).
- (14) 物質・材料研究機構 NIMS 構造材料クリープデータシート Cr-1Mo-V steel(2015).
- (15) Frost, H. J. and Ashby, M. F., Deformation mechanism map for pure iron two austenitic stainless steels and a low-alloy ferritic steel., Fundamental Aspects of Structural Alloy Design., edited by Jaffer R. I. and Wilcox, B. A., Plenum, New York, pp.27-65(1977).

3-1-2. CrMoV 鍛鋼のボイド成長に及ぼす繰返し負荷の影響

(1) はじめに

原子力発電所の稼働率が低く抑えられている中、電力供給の火力発電への依存度は9割を超えているのが現状である。既設火力発電設備の多くは累積運転時間10万時間を超える経年火力であり、電力の安定供給における信頼性を維持するためには、経年火力発電設備、特に主要高温機器である蒸気タービン・ボイラの安全な運用を確保することが必要不可欠である。これらの高温機器においては、定格運転中の遠心力によるクリープ損傷に加え、起動停止時や負荷変動時に生じる熱応力による疲労損傷が重畳することにより、クリープ疲労損傷が進行する。中でも、厚肉部材であり応力集中部が存在する蒸気タービンでは、毎日起動停止運転など頻繁な起動停止による繰返し数の増大とも相俟って、局所領域でのクリープ疲労損傷の進行が懸念される。機器で生じるクリープ疲労損傷の進行を的確に予測するには、クリープ損傷として特徴づけられる粒界上のクリープボイドや微小き裂の成長メカニズムの解明とそれに基づく損傷モデルの構築が必要である。また、クリープ損傷の非破壊評価では、ボイド最大長さや個数密度などの計測値が損傷パラメータとして用いられており(1)、ボイド成長に及ぼす繰返し負荷の影響を明らかにすることは、非破壊評価精度の向上という観点からも重要となる。

これまでに実施されてきたフェライト系合金鋼のクリープ疲労に関する研究(16) - (20)において、ひずみ制御高温疲労試験では、ひずみ保持時間が長くなるほど寿命が低下すること、これは保持中のクリープ損傷によりボイド、微小き裂が発生した粒界を巨視き裂が加速的に伝ばすることに起因すること、保持中の応力緩和過程でのクリープ損傷と繰返し過程での疲労損傷の相互作用を適切に考慮することによって破損寿命が予測できることなど、が明らかにされている。これによって、解析で部材の局所領域における温度、ひずみ範囲などの負荷条件が明らかの場合に、巨視き裂の発生寿命を精度よく予測するための改良がなされてきた。一方で、クリープ疲労損傷を受けると粒界上にボイドや微小き裂が発生、成長することは明らかにされている(21)、(22)が、それらの定量的な成長挙動の解明(23)や微視的な損傷の進行を予測するモデルに関する検討(24)は、クリープ条件下でのこれらの研究(25) - (27)に比べ極めて限られているのが現状である。特に、クリープ疲労条件下のボイド成長の定量的な予測手法に関する研究はみあたらない。

著者(7)は、これまでに蒸気タービンロータ材料であるCrMoV鍛鋼を対象にクリープ条件下でのボイド成長挙動を明らかにし、理論的考察に基づきボイド成長モデルとそのシミュレーション手法を提案した。同手法によって、クリープ条件下のボイド成長を定量的に予測できることを示した。本研究では、ボイド成長に及ぼす繰返し負荷の影響を明らかにするため、CrMoV鍛鋼を対象に小型試験片を用いた走査型電子顕微鏡内での応力制御クリープ疲労試験ならびに標準的な試験片を用いた長時間ひずみ制御クリープ疲労試験を実施し、ボイド成長挙動を観察するとともに、既に提案したクリープ条件下のボイド成長モデル¹⁴⁾を拡張することにより、クリープ疲労条件下のボイド成長の定量予測を試みた。

(2) 試験方法

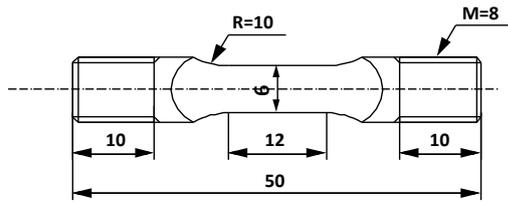
試験に用いた材料は、CrMoV鍛鋼であり、その化学成分、室温での機械的性質を表3-1-1、3-1-2に示す。本CrMoV鍛鋼の組織は焼き戻しベイナイト組織であり、平均結晶粒径は57.2 μ mである。クリープ疲労試験には、走査型電子顕微鏡(SEM)内に電気炉を具備した油圧駆動式SEM内高温疲労試験装置(最高使用温度700 $^{\circ}$ C、最大荷重30kN)および電気炉加熱・機械駆動式の標準的な高温疲労試験装置(最大使用温度700 $^{\circ}$ C、最大荷重30kN)を使用した。SEM内高温疲労試験に用いた、両端つかみ部がねじ、中央部が板厚3mm、板幅6mm、平行部12mmの平板試験片を図3-1-22(a)に示す。平行部の板厚中央近傍を試験中にSEMにて観察した。機械駆動式高温疲労試験に用いた平行部直径8mm、標点間距離12mmの丸棒試験片を図3-1-23(b)に示す。

表 3-1-1 供試材料の化学成分

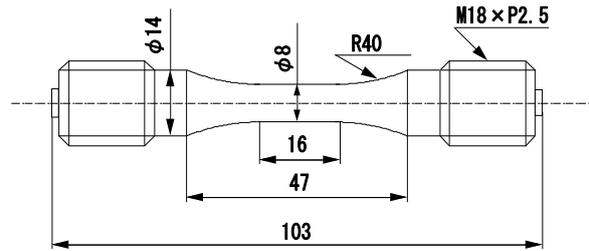
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0.15	0.44	0.72	0.16	0.016	1.08	0.98	0.15

表 3-1-2 室温での機械的性質

Tensile stress (MPa)	Proof stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
688	554	19.1	62.9



(b) Small plate specimen



(a) Solid bar specimen

図 3-1-22 SEM 内薄肉平板試験片及び中実丸棒試験片

SEM 内クリープ疲労試験は、温度 600°C、最大引張応力 180MPa、最大引張応力での保持時間 10 分とし、試験中のひずみ増加を抑えるため圧縮最大応力 -200MPa で実施した。SEM 内の真空度は 10^{-3} Pa 程度であるが、高温下での試験中に薄い酸化膜が試験片表面を覆うため、ポイド長さが数 μm になるまでは試験を中断して、酸化膜を除去した後 SEM で観察を行った。それ以上のポイド長さ以降は、中断することなく連続的に観察することが可能であった。試験は、引張ひずみが急激に上昇を始めた時点で終了した。図 3-22(b)の試験片を用いたクリープ疲労試験は、温度 600°C、ひずみ範囲 0.5%、最大引張ひずみ保持時間 5 時間の長時間ひずみ保持条件で破損までの試験および任意の繰返し数で試験を終了する中断試験を実施した。破損寿命は、繰返し軟化後最大引張応力が急激に低下し始めた応力の 75%の応力値となった繰返し数とした。中断繰返し数は、破損寿命の約 20%、40%、60%、80%とした。各繰返し数で中断した試験片は、ポイド最大長さを計測するため標点内平行部中央の縦（軸方向）断面をアクリル樹脂に埋め込み、表面を耐水研磨紙 400 番から 2000 番まで順次研磨し、さらに粒径 3 μm および 0.5 μm のアルミナ粉による研磨で鏡面に仕上げた。その後、ピクリン酸溶液を用いて表面を腐食し、走査型電子顕微鏡(SEM)によって 500~1000 倍程度で縦断面内のポイドの観察を行った。さらに、ポイド成長予測の検証試験として、温度 600°C、ひずみ範囲 0.7%、最大引張ひずみ保持時間 1 時間の条件で破損までの試験を実施し、破損寿命の 25%、50%、75%で試験を終了した中断試験片に対して、同様にポイド最大長さの計測を行った。

(3) 試験および観察結果

(3-1) SEM 内クリープ疲労試験結果

SEM 内クリープ疲労試験における応力制御下の引張最大ひずみと繰返し数の関係を図 3-1-23 に示す。最大圧縮応力を最大引張応力より大きく設定したことにより、引張応力方向へのひずみの増大をある程度は抑制でき、初期からの引張最大ひずみは 0.12%程度でほぼ一定値を保ったが、繰返し数 1700 回程度以上では加速クリープ変形でみられるような引張最大ひずみの急激な増大を生じた。このため、同繰返し数以下のポイド成長を観察対象とした。

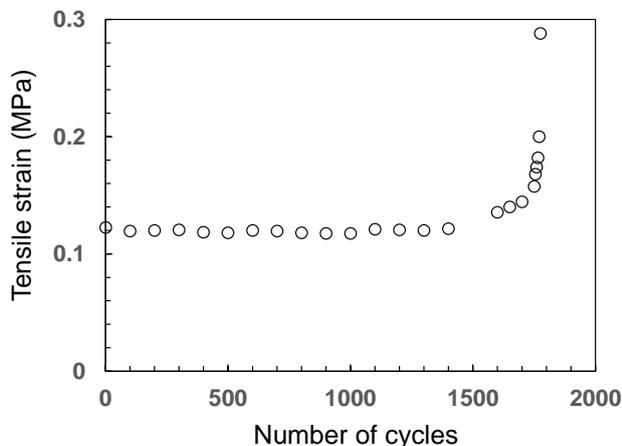


図 3-1-23 繰返しに伴う引張ひずみの変化

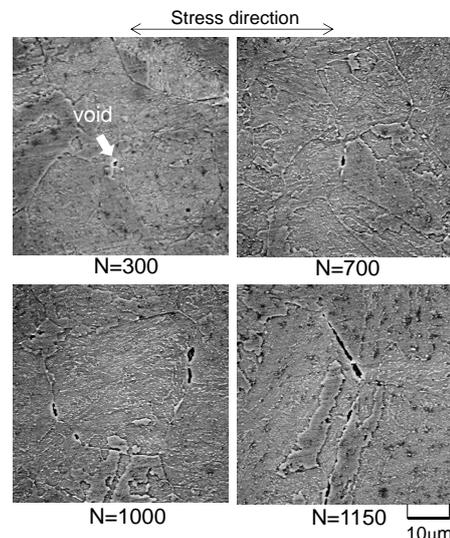


図 3-1-24 10 分応力保持クリープ疲労試験で観察されたポイドの代表例

本クリープ疲労試験中のボイドの観察は、任意の繰返し数で試験機を停止し、酸化膜を除去して表面を腐食した後に行ったが、この過程で表面近傍に発生した直径数 μm 程度のボイドは消失することから、ボイド長さ数 μm までのボイドを時系列的に観察することは困難であった。そのため、停止した繰返し数で研磨・腐食後に試験片表面に現れた新たなボイドを観察した。任意の繰返し数で観察された代表的なボイドを図 3-1-24 に示す。図からわかるように、繰返し数 300 回で $1\mu\text{m}$ 程度の擬球状ボイドが、700 回および 1000 回では擬球状ボイドに加え楕円状に成長したボイドが観察された。1150 回では粒界に沿ってき裂状に成長したボイドは、最大で $10\mu\text{m}$ を超えるものもあった。1150 回以降は同一のボイドを連続的に観察することができ、繰返し数の増大とともに、粒界に沿って成長するようすが観られた。

本クリープ疲労試験の総試験時間は、300 時間程度であり、同一応力である 180MPa のクリープ条件下での破断時間が、1600 時間程度であることと、クリープ条件下での破断時間近傍でのボイド最大長さが $10\mu\text{m}$ 以下であるとする観察結果を踏まえると、一定負荷のクリープ条件下に比べ、繰返し負荷を伴うクリープ疲労条件下でのボイドの成長が明らかに速いことがわかる。即ち、ボイド成長に繰返し負荷による加速効果があることを示唆している。その要因としては、クリープ成長の基本的なメカニズムである一定負荷でのボイド周りの原子の粒界への拡散とそれに対応して生じる空孔のボイドへの拡散(25)が、繰返し負荷が作用することにより活性化され、拡散速度が増大することや引張工程でのボイド周りの結晶粒の変形が原子の拡散領域を収縮させ、ジャッキアップ効果(26)によるボイド成長を助長させることなどが考えられる。

(3-2) ひずみ制御クリープ疲労試験結果

ひずみ範囲 0.5%、最大引張りひずみ保持時間 5 時間のクリープ疲労試験での最大および最小応力の繰返し数に伴う変化を図 3-1-25 に示す。破損寿命は 735 回であり、同一ひずみ範囲でひずみ保持のない疲労試験における寿命が 3177 回であったことから、5 時間の引張りひずみ保持の導入により、寿命が 1/4 以下に低下した。寿命中期の応力緩和データを図 3-1-26 に記号で示す。ひずみ保持初期に急激に応力が緩和し、その後緩やかに減少している。図中の実線は、応力緩和を表現できるとされている次式(28)で得られた曲線を示している。

$$\sigma = \sigma_{\max} - \left\{ \log(10t + 1) (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / \log(10t_h + 1) \right\} \quad (3-1-13)$$

ここで、 σ_{\max} は緩和開始力、 σ_{\min} は緩和終了時応力、 t_h は保持時間、 t は保持開始からの経過時間である。実験における応力緩和挙動は、上式によって概ね表現されている。この緩和応力挙動から、緩和過程での応力と時間の積（保持中応力の総面積）を保持時間で除した値を保持時間中の平均応力として求めると 85.2MPa となり、この応力でのクリープ破断時間は、約 22,000 時間である。また、応力緩和過程を微小時間に区分し、その応力に対するクリープ破断時間で微小時間を除してクリープ損傷を計算し、クリープ損傷が 1 で破断するとした場合の破断時間は、約 20,500 時間であった。これに対し、本クリープ疲労試験の総試験時間は約 3690 時間であることから、厳密な比較は困難であるが、繰返し負荷によりボイド成長速度が加速した可能性が高い。

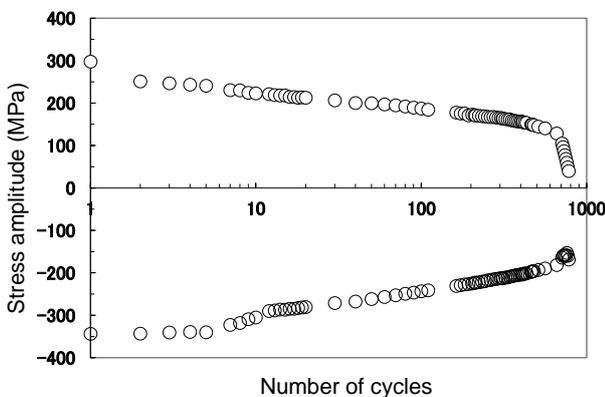


図 3-1-25 繰返しに伴う最大引張および圧縮応力の変化

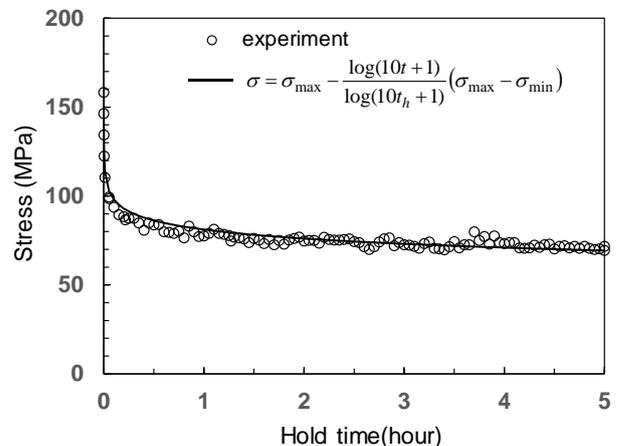


図 3-1-26 引張保持中の応力緩和挙動

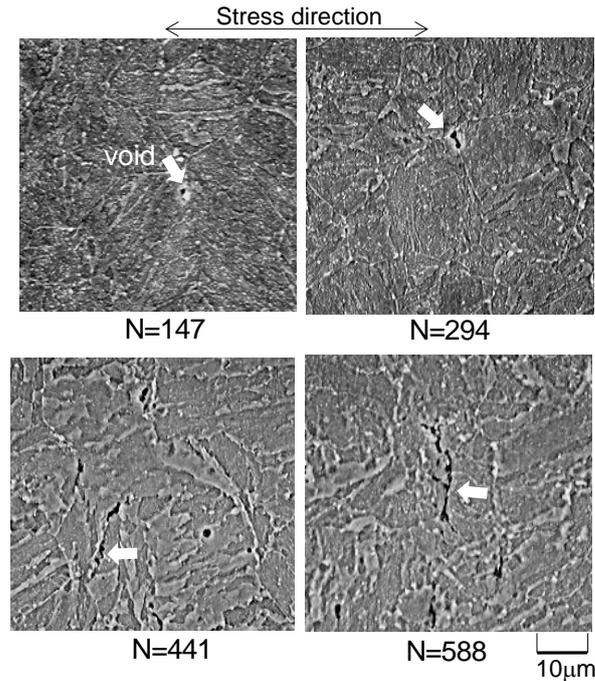


図 3-1-27 5 時間引張りひずみ保持クリープ疲労試験で観察された代表的なボイド

本試験の中断試験片で観察されたボイドの代表例を図 3-1-27 に示す。147 回で中断した試験片では 1~2 μm 、294 回では約 4 μm の擬球状のボイドが観察され、441 回、588 回で中断した試験片では擬球状に加え、擬球状からき裂状に遷移した最大長さ 10 μm を超えるボイドが観察された。クリープ条件下の観察結果同様に、同一粒界上に複数のボイドが観察されることはまれであり、多くの粒界では単一のボイドとして成長していた。クリープ条件下でのボイド最大長さと時間の関係¹⁴⁾では、時間とともにボイド最大長さの増分が減少するのに対し、クリープ疲労条件下では、ボイド最大長さは、繰返し数に対し緩やかではあるが増大する傾向を示している点が異なっている。このことも、一定負荷に比べ、クリープ疲労条件下ではボイド成長が加速することを示すものである。

(4) ボイド成長シミュレーション

(4-1) ボイド成長シミュレーションの概要

3-1-1 で述べたように、クリープ条件下におけるボイド成長過程の観察とそのメカニズムに関する理論的考察に基づき、ボイドが結晶粒のクリープ変形と、ボイドが発生していない結晶粒からの拘束の影響を受けながら拡散成長する場合の擬球状ボイドおよびき裂状ボイドの成長速度式を導出した。これらのボイド成長速度式を用いて粒界上のボイド成長挙動を予測するボイド成長シミュレーションプログラムを作成した。同プログラムでは、対象材料の微視組織を模擬した結晶粒の集合体を作成し、外部からの負荷に対する各疑似 3 次元結晶粒の粒界上の法線方向応力を求め、この応力とボイド成長速度式から逐次計算によってボイドの成長が予測される。同プログラムを用いたボイド成長シミュレーション手法によって CrMoV 鍛鋼のクリープ条件下のボイド成長挙動を定量的に予測できることを示した。

粒界性状のばらつきを表すため、すべての粒界に粒界性状値として、平均値を 1.0、標準偏差を 0.3 とする数値を乱数で与えた。各粒界性状値が、材料定数として任意に設定するボイド発生値 I を超える場合に、当該粒界中央に直径 0.1 μm の初期ボイドを 1 個配置した。この I の値が異なることにより対象面積内でのボイドの個数、即ちボイド個数密度が異なることとなる。実際には、クリープ疲労条件下では、繰返し数の増加に伴い新たなボイドが発生し、ボイド個数密度は徐々に増加するものと考えられるが、クリープ疲労条件下でのボイド発生条件については明確な知見が得られていないため、シミュレーションにおけるボイド個数密度が、上記の 5 時間保持ひずみ制御クリープ疲労試験における破損寿命の 60~80% 程度のボイド個数密度と概

ね一致するよう、ボイド発生値 $I=1.4$ とした。

(4-2) 応力制御クリープ疲労条件への適用

ここでは、上述したクリープ条件下に対するボイド成長シミュレーション手法が、クリープ疲労条件におけるCrMoV鍛鋼のボイド成長過程の予測に適用できるか否かを試みる。応力制御クリープ疲労試験において繰返し負荷の影響を考慮せず、保持中の最大引張応力と累積負荷時間に対してボイド成長シミュレーションによって予測された最大ボイドの成長挙動（ボイド長さとの時間の関係）を3章で述べた観察におけるボイドの最大長さと比較して図3-1-28に点線($c=0$)で示す。同図より、繰返し負荷を考慮しないシミュレーションによるボイド成長の予測結果は、観察結果に比べ、かなり小さくなっている。これより、応力制御クリープ疲労条件下のボイド成長には、保持中の応力のみでなく、繰返し負荷によるボイド成長の加速を考慮する必要があることがわかる。上述したようにボイド成長速度の加速要因としては、一定負荷のクリープ条件に比べ、繰返し負荷が作用することによりボイド周りの原子の粒界への拡散が助長されることなどが考えられる。これを厳密にモデル化するには、既に多くの理論的研究がなされている一定負荷の場合のボイドの拡散成長(25) – (27)に加え、動的負荷による原子拡散への影響の解明と理論的妥当性の検証が必要となる。それには、さらなる微視的現象の把握と理論構築のための時間を要することから、本研究では、クリープ条件下のボイド成長速度式に加速効果を導入することによって、便宜的ではあるが実用的な観点からの簡便さを優先したクリープ疲労条件下のボイド成長予測手法について検討する。

そこで、繰返し負荷の大きさに依存して保持中のボイド成長速度が上昇すると仮定して、繰返し負荷の影響による加速効果を表現するため、一定負荷条件下のボイド成長速度式に以下のように負荷ひずみ範囲、 $\Delta\varepsilon$ に依存する加速項 R を乗じた。

(擬球状ボイド)

$$\frac{da}{dt} = R \frac{a\dot{\varepsilon}_c}{2h(\psi)} \left(\frac{\Lambda}{a} \right)^3 \frac{1}{(L+M)} \quad (3-1-14)$$

(き裂状ボイド)

$$\frac{da}{dt} = R \frac{\alpha a \dot{\varepsilon}_c}{4\pi h(\psi)} \left(\frac{\Lambda}{a} \right)^{5/2} \frac{1}{(L+M)^{2/3}} \quad (3-1-15)$$

$$\Lambda = \left(\frac{\delta_b D_b \Omega \sigma_n}{k T \dot{\varepsilon}_c} \right)^{1/3} \quad (3-1-16)$$

$$h(\psi) = \frac{1}{1 + \cos \psi - (\cos \psi)/2} \frac{1}{\sin \psi} \quad (3-1-17)$$

$$M = \ln \left(\frac{a+\Lambda}{a} - \left(3 - \left(\frac{a}{a+\Lambda} \right)^2 \right) \left(1 - \left(\frac{a}{a+\Lambda} \right)^2 \right) / 4 \right) \quad (3-1-18)$$

$$L = \frac{2b}{\beta} \left(\frac{\Lambda}{a+\Lambda} \right) \quad (3-1-19)$$

$$\alpha = \left(\frac{4\pi h(\psi)}{(4 \sin(\psi/2))^{3/2}} \right) \left(\frac{\delta_b D_b \sigma_n \Lambda}{\delta_s D_s \gamma_s} \right) \quad (3-1-20)$$

$$R = 1 + c\Delta\varepsilon$$

(3-1-21)

ここで、 a : ボイド半長、 ψ : ボイド先端角度、 $\dot{\varepsilon}_c$: 定常クリープひずみ速度、 δ_b : 粒界幅、 D_b : 粒界拡散係数、 δ_s : 表面拡散厚さ、 D_s : 表面拡散係数、 Ω : 原子容、 σ_n : 粒界垂直方向応力、 k : ボルツマン定数、 T : 絶対温度、 b : ボイド間距離、 β : クリープ指数 n に依存する定数、 d : 結晶粒径、 γ_s : ボイド表面張力である。ボイドは、式(3-1-14)および式(3-1-15)の速い方の速度で成長するとする。これらの物性値は、既報(7)と同一素材を用い、ボイド発生形態もクリープ条件下と顕著な相違がないことから、クリープ条件下でのボイド成長シミュレーションとの整合を考慮し、既報と値に温度依存性を考慮して用いた。また、式(3-1-21) 右辺の c は加速係数であり、 $c=0$ の時はクリープ条件下のボイド成長速度式と一致する。本研究で実施した最大引張応力 10 分保持応力制御条件に対するボイド成長シミュレーションを、 $c=1.0, 2.0, 3.0$ に変えて行った。なお、厳密なボイド発生繰返し数は明らかではないが、本研究の応力制御およびひずみ制御クリープ疲労試験において走査型電子顕微鏡で判別可能な $1\mu\text{m}$ 程度のボイドが観察されたのは寿命（応力制御ではひずみが急増し始めた繰返し数）の 15~20% であることから、これまでのクリープ条件下での $1\mu\text{m}$ 程度のボイド発生時間の破断時間に対する比も勘案し、寿命の 10% の繰返し数で $0.1\mu\text{m}$ のボイドが発生すると仮定した。

応力制御クリープ疲労条件下のボイド成長シミュレーションの代表例として $c=2.0$ の繰返し数 1000 回の対象粒界全体 ($1\text{mm} \times 1\text{mm}$) と最大ボイドが成長した破線で示す局所領域の結果を図 3-1-29 に示す。負荷応力方向に垂直方向に近い複数の粒界にボイドが発生している。図 3-1-29(b) より、繰返し数とともに粒界上のボイドが成長するようすがみえてとれる。 c を 0, 1.0, 2.0, 3.0 と変えた場合のシミュレーションによる最大ボイドの成長挙動を先に示した図 3-1-28 に示す。応力制御クリープ疲労条件下のボイド最大長さは、シミュレーションにおいて $c=0$ とするクリープ条件下のボイド長さより大きく、 $c=2.0$ とすることで観察結果とほぼ一致する予測結果が得られることがわかる。式(3-1-3)では、 R はひずみ範囲に依存するものの保持時間に対する依存性は考慮されていない。即ち、繰返し過程での加速効果が保持中に継続して作用する、あるいは繰返しによる加速効果の保持中の平均的な効果であると解釈することができる。実際には、負荷ひずみ範囲が同じであれば、保持中の加速効果は保持時間が長くなるほどその影響が低下するものと推察される。この場合には、 c は保持時間の影響を受けることとなり、保持時間が長くなるほど小さくなる。この保持時間の影響については、後述する 5 時間保持ひずみ制御条件下シミュレーション結果と併せて議論する。

(4-3) ひずみ制御クリープ疲労条件への適用

ここでは、保持時間の異なる応力制御クリープ疲労とひずみ制御クリープ疲労の結果から、 c に及ぼす保持時間の影響を検討することとする。さらに、式(3-1-14)および式(3-1-15)の妥当性について、ひずみ範囲 0.7% で引張ひずみ保持 1 時間のクリープ疲労試験におけるボイド観察結果とシミュレーション結果との比較から検討することとした。

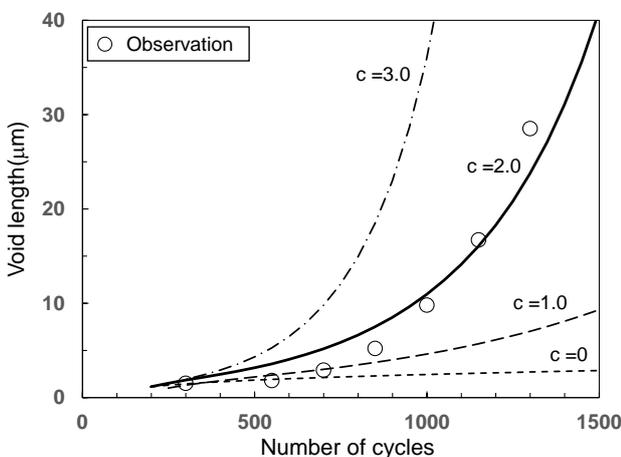
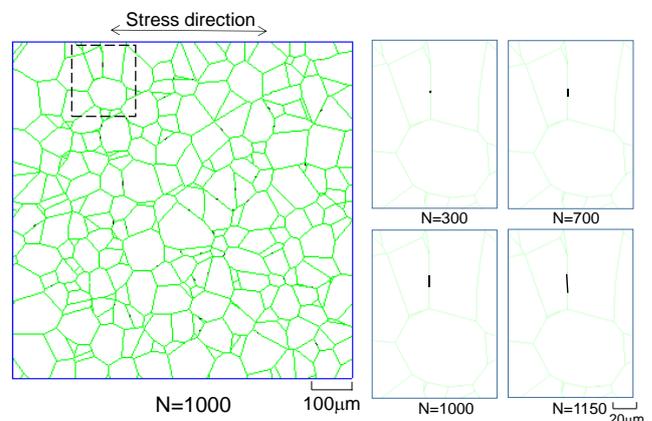


図 3-1-28 応力制御クリープ疲労条件下のボイド成長シミュレーション結果と観察結果



(a) シミュレーション全体 (b) (a) の破線部拡大

図 3-1-29 応力制御クリープ疲労条件下のボイド成長シミュレーション結果

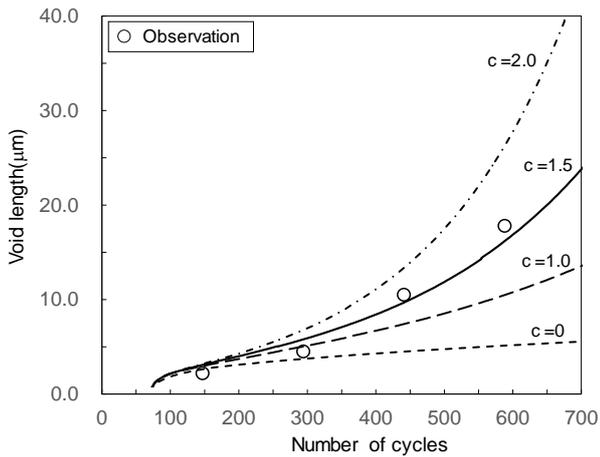


図 3-1-30 5 時間ひずみ保持クリープ疲労条件下のボイド成長シミュレーションと観察結果

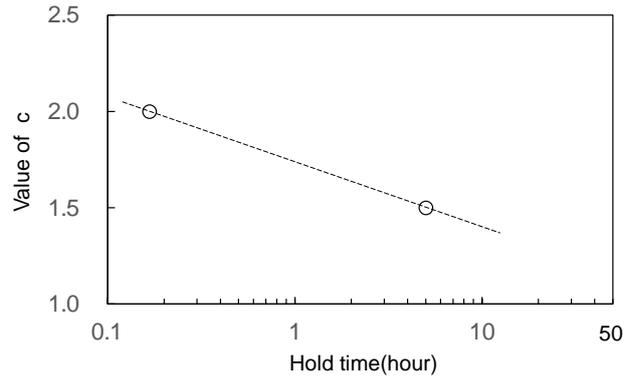


図 3-1-31 係数 c に及ぼすひずみ保持時間の影響

まず、引張ひずみ 5 時間保持ひずみ制御クリープ疲労試験におけるボイド最大長さの予測を試みる。図 3-1-26 に示した繰返し軟化挙動と各サイクルにおける応力緩和挙動を考慮して、式(3-1-21)の c を 0, 1.0, 1.5, 2.0 と変えた場合のボイド成長シミュレーションにおける最大ボイドの成長挙動と中断した試験片で観察されたボイド最大長さの関係を図 3-1-30 に示す。なお、緩和過程でのボイド成長速度は、式(3-1-13)で計算される応力を微小時間に区分し、その応力に対して応力と定常クリープ速度の関係 (Norton 則) からクリープひずみ速度を算出して、式(3-1-14)および式(3-1-15)によって計算した。繰返し負荷の影響を考慮しない $c=0$ では、シミュレーション結果は観察結果より小さく、本ひずみ制御クリープ疲労試験においても繰返し負荷の影響によりボイド成長が加速したものと解釈できる。 $c=1.5$ とすることによりボイド最大長さの変化傾向はシミュレーションによる最大ボイド長さの変化と概ね一致している。保持時間 10 分の応力制御と保持時間 5 時間のひずみ制御試験のボイド最大長さが予測された c 値と保持時間の関係を図 3-1-31 に示す。2 点だけから確定的なことは言えないが、推察されたように保持時間が長くなるほど繰返し負荷の影響は小さくなる傾向にある。さらに長時間の場合の外挿性は明らかではないが、例えば、実機のプラントの毎日起動停止運転を想定して、10 時間～24 時間程度の保持時間がある場合でも、本研究の 5 時間引張ひずみ保持試験で得られた $c=1.5$ を用いることで、ボイドの成長を大きく見積もることとなり、安全側の予測が可能である。

次に、式(3-1-14)および式(3-1-15)の妥当性を検討するため、ひずみ範囲 0.7%、1 時間の引張ひずみ保持ひずみ制御クリープ疲労試験におけるボイド成長シミュレーションを行ない、観察結果と比較した。同試験において観察されたボイドの代表例を図 3-1-32 に示す。式(3-1-14)および式(3-1-15)のボイド成長速度式を用いて、繰返し負荷の影響を考慮しない $c=0$ とする場合と、図 3-1-31 から得られる 1 時間ひずみ保持での c 値 ($c=1.72$) を用いる場合についてボイド成長シミュレーションを行った。なお、先の仮定同様長さ $0.1\mu\text{m}$ のボ

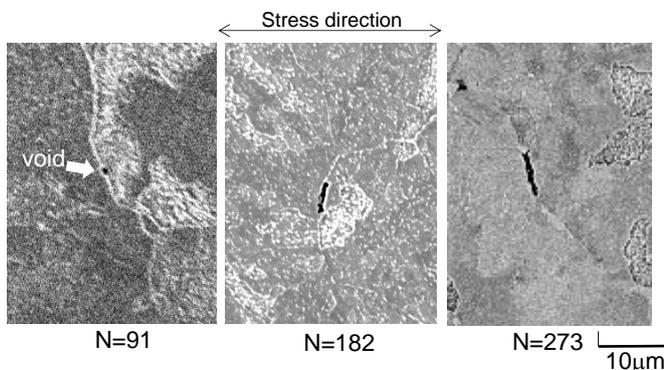


図 3-1-32 1 時間ひずみ保持試験で観察された代表的なボイド

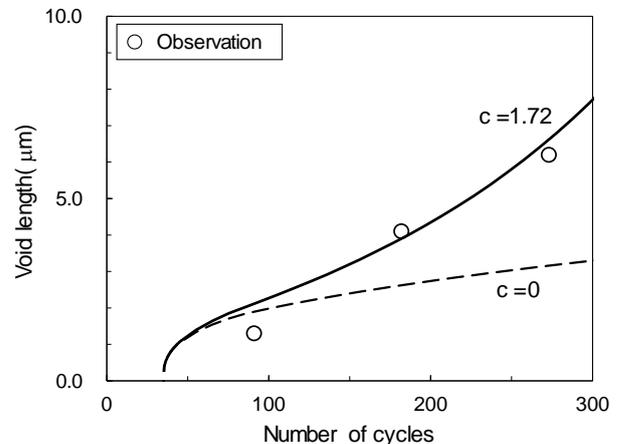


図 3-1-33 1 時間ひずみ保持クリープ疲労条件下のボイド成長シミュレーションと観察結果

イドが寿命の 10%で発生したものとした。シミュレーションによるボイド成長の予測結果と、図 3-1-32 に示す観察されたボイドの最大長さとを比較して図 3-1-33 に示す。観察されたボイド最大長さは、点線で示す $c=0$ とした場合の予測結果より明らかに速く成長しており、 $c=1.72$ とすることで概ね予測できている。このことから、図 3-1-31 で保持時間を 1 時間とした c 値($c=1.72$)を用いた予測が可能であり、本試験結果の範囲内では、式(3-1-21)の c 値に保持時間の影響を考慮することにより、式(3-1-14)および(3-1-15)を用いてクリープ疲労条件下のボイド成長挙動を予測できる可能性が示唆された。

本研究では、既に提案したクリープ条件下のボイド成長シミュレーション手法を、クリープ疲労条件下のボイド観察結果に基づいて、理論的厳密さには欠けるが、簡便さと実用性に重きをおいてクリープ疲労条件下のボイド成長の予測に適用できるよう拡張した。これにより、実験結果の範囲内ではあるが、応力制御およびひずみ制御クリープ条件下のボイド成長挙動を予測できる可能性を示した。より物理的根拠を有し、普遍的な予測法の構築には、微視的観点からのボイド成長に及ぼす繰返し負荷の影響の解明と、それに基づく理論的根拠が明確なモデルの構築が課題である。

(5) おわりに

CrMoV 鍛鋼を対象に、走査型電子顕微鏡内高温疲労試験装置を用いて 10 分引張応力保持応力制御クリープ疲労試験を実施し、ボイドの発生・成長挙動を観察するとともに、電気炉付機械式高温疲労試験装置を用いた 5 時間引張ひずみ保持ひずみ制御クリープ疲労試験を実施し、任意の繰返し数で試験を中断した試験片でのボイド発生状態を観察した。これらの観察結果に基づいて、先に提案したクリープ条件下のボイド成長シミュレーション手法のクリープ疲労条件下へのボイド成長予測への適用性を検討した。得られた主な結果を以下に要約する。

- (1) 走査型電子顕微鏡内の 10 分最大応力保持試験では、繰返し数 300 回で直径約 $1\mu\text{m}$ の擬球状ボイドが、700 回で楕円状ボイドが、1150 回では $10\mu\text{m}$ 程度のき裂状ボイドが観察された。これらは、同一応力のクリープ条件下でのボイド成長に比べ、速い可能性が示唆された。
- (2) 5 時間引張ひずみ保持試験での中断試験片においても、破損寿命の 40%程度までは長さ $1\sim 2\mu\text{m}$ の擬球状のボイドが観察され、60%および 80%で中断した試験片では擬球状に加え、き裂状に遷移した最大長さ $10\mu\text{m}$ を超えるボイドが観察された。
- (3) クリープ疲労条件下の任意の繰返し数で観察されたボイドの最大長さは、クリープ条件を仮定した場合のシミュレーションによる予測結果を大きく上回り、ボイド成長に繰返し負荷の影響が認められた。そこで、クリープ条件下のボイド成長速度に負荷ひずみ範囲に依存する加速項を乗じたボイド成長速度式を定義した。
- (4) ボイド成長速度式の加速項に含まれる加速係数を適切に決定することにより、応力制御およびひずみ制御クリープ疲労条件下の任意の繰返し数でのボイド最大長さを予測できることを示した。また、加速係数は保持時間が長いほど低下することが示唆され、これを考慮することにより、ひずみ範囲 0.7%、1 時間ひずみ保持条件下でのボイド最大長さを予測できることが確認された。

(6) 参考文献

- (16) Miller, D.A., Hamm, C.D. and Phillips, J.L., "Mechanistic approach to the prediction of creep dominated failure during simultaneous creep-fatigue", *Materials Science and Engineering*, Vol.53, pp.233-244(1982).
- (17) Brinkman, C.R., "High-temperature time-dependent fatigue behavior of several engineering structural alloys", *International Metals Reviews*, Vol.30, No.5, pp.235-258(1985)
- (18) 緒方隆志, 新田明人, フェライト系合金鋼のクリープ疲労寿命評価法の提案, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.60, No.577, pp.2054-2060(1994).
- (19) 後藤 徹, 小西隆, 角屋好邦, 佐藤純一, 生野健, 吉村高司巧治, Cr-Mo-V 鋼のクリープ疲労寿命評価, 材料, Vol.44, No.496, pp.16-22(1995).
- (20) 緒方隆志, C.R. 改良 9Cr1Mo 鋼のクリープ疲労寿命に及ぼす長時間ひずみ保持の影響, 材料, Vol.46, No.1, pp25-31(1997).
- (21) Hales, R., "A Quantitative Metallographic Assessment of Structural Degradation of Type 316 Stainless Steel During Creep-Fatigue", *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, Vol.3, pp.339-356(1980).
- (22) Majumdar S, "Relationship of Creep, Creep-Fatigue and Cavitation Damage in Type 304 Austenitic Stainless Steel", J.

Engng. Mater. Tech., Vol.111, pp.123-131(1989).

- (23) 緒方隆志, 荒井正行, 新田明人, SEM 内クリープ疲労試験による微視的損傷過程の連続観察, 材料, Vol.44, No.496, pp.52-58(1995).
- (24) 荒井正行, 緒方隆志, クリープ疲労条件下でのキャビティ成長過程に関する理論的検討, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.63, No.606, pp.268-274(1994).
- (25) Hull, D. and Rimmer, D. E., "The Growth of Grain-boundary Cavities Under Stress", Phil. Mag., Vol.4, pp.673-687(1959).
- (26) Chen, I. W. and Argon, A. S., "Diffusive Growth of Grain-Boundary Cavities", Acta Metallurgica, Vol.29, pp.1759-1768(1981).
- (27) Rice, J. R., "Constraints on The Diffusive Cavitation of Isolated Grain Boundary Facets in Creeping Polycrystals", Acta Metallurgica, Vol.29, pp.675-688(1981).
- (28) 緒方隆志, 新田明人, SUS304 ステンレス鋼の長時間クリープ疲労条件下のクリープ疲労寿命評価法の提案, 電力中央研究所報告 T9102(1992).

3-1-3. SUS304 鋼のボイド発生・成長に及ぼす多軸応力の影響

(1) はじめに

SUS304 ステンレス鋼は、高温強度、耐食性に優れる耐熱材料であることからボイラーチューブや配管などの高温用機器に広く使用されている。これらの高温機器では、長期間の使用中に引張荷重が継続して作用することにより、結晶粒界上のボイドの発生・成長として特徴づけられるクリープ損傷が進行し、巨視き裂の発生へと至る。高温機器の突然の破損を回避するためには、定期検査等において使用中のクリープ損傷状態を把握するとともに、その後の進行を的確に予測して運用保守に反映させることが重要となる。例えば、火力発電所におけるボイラ機器のクリープ損傷の非破壊評価法には、ボイド個数密度などボイドを評価指標とする手法が適用されている(1)。このようなクリープ損傷は、平滑部に比べ高応力となる構造不連続や形状変化のある応力集中部において優先的に進行することが懸念される。

これまでに SUS304 鋼の単軸応力条件下でのクリープ試験において粒界上にボイドが発生・成長することが報告されてはいる(29),(30)ものの、損傷過程での定量的な変化については調べられていない。また、環状切欠き試験片を用いたクリープ破断試験によって、同一公称応力では平滑試験片に比べ切欠き試験片の破断時間が長くなる切欠き強化を示すことが示唆されている(31)が、応力集中部におけるボイドの発生・成長過程については明らかになっていない。著者の一人(32)は、フェライト系低合金鋼である CrMoV 鍛鋼の環状切欠き試験片を用いたクリープ試験を実施し、多軸応力場となる切欠き底断面でのボイド個数密度は、平滑試験片に比べて顕著に多く、クリープ損傷とともに増大することを明らかにした。フェライト系合金鋼に比べ初期転位密度が低く、遷移、定常クリープ変形過程が異なる SUS304 鋼のクリープ損傷過程とボイドの発生・成長に及ぼす多軸応力の影響を明らかにすることは、実機の応力集中部におけるクリープ損傷過程の把握とボイドを指標とする非破壊損傷評価法の適用という観点から、必要不可欠である。また、単軸クリープ条件下でも、ボイドの発生・成長は、結晶粒界の性状に依存したばらつきを生じることが示唆されている(33)ことから、多軸応力下におけるボイド発生・成長のばらつきの程度を明らかにすることも有益であろう。

そこで、本研究では SUS304 鋼を対象材料とし、クリープ試験片の標点間に複数の同一形状環状切欠きを有する試験片を用いたクリープ試験を実施し、応力集中部におけるクリープ損傷過程でのボイド発生・成長挙動ならびにそのばらつきの程度を明らかにする。また、弾塑性クリープ解析に基づき、切欠き底断面での応力状態とボイド発生・成長との関係について考察する。

(2) クリープ試験および解析方法

(2-1) クリープ試験方法

供試材は直径 20 mm の SUS304 (C:0.055, Si:0.6, Mn:1.02, P:0.023, S:0.004, Ni:9.25, Cr:18.35, Mo:0.06, Ti:0.011 wt %) 丸棒である。同鋼より、平滑丸棒および環状切欠き試験片を加工した。クリープ試験に用いた環状切欠き試験片の形状寸法を図 3-1-34 に示す。平行部直径 10 mm の平滑クリープ試験片の標点間に、深さ 2 mm、切欠き先端半径がそれぞれ 0.5 mm (R0.5) および 2.0 mm (R2.0) の切欠きを有する環状切欠き試験片である。本研究では、ボイドの発生・成長状態を詳細に調べるため、標点間の 3 箇所(標点間中央および中央から上下 20 mm の位置に 2 箇所)に環状切欠きを導入した。R0.5 および R2.0 の切欠き試験片の弾性応力集中係数は、それぞれ 2.53 および 1.54 である。

クリープ試験は最大荷重 30 kN、最高使用温度 1100 °C のレバー式単軸クリープ試験機を用い、試験温度はすべて 600 °C とした。試験中の標点間内の温度分布を ±1 °C 以内に制御した。平滑試験片の試験応力は 210 MPa、250 MPa、切欠き試験片では、切欠き最小断面積の公称応力を 250 MPa~350 MPa で試験を実施した。各試験片は、試験後に上下がわかるように印をつけ、試験機に取付けた。また、クリープ損傷率を“(中

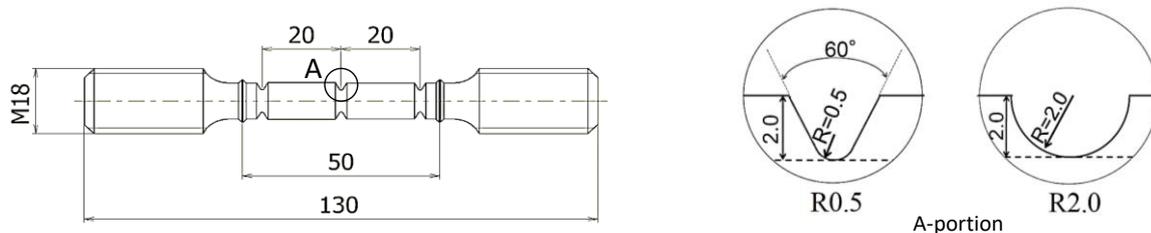


図 3-1-34 複数の切欠きを有する SUS304 鋼環状切欠き試験片

断時間) / (破断時間) × 100%”と定義し、平滑試験片では試験応力 210 MPa の条件において試験を中断し、損傷率 30%, 60%, 83%の損傷材を作製した。切欠き試験片では、公称応力 300 MPa の条件で試験を中断して、損傷率 25%, 50%, 75%の損傷材を作製した。切欠き試験片の損傷中断材は、標点間内の軸方向縦断面上で切欠き部 6 箇所(上中下各切欠きの左右 2 箇所)を、平滑試験片の損傷中断材は、切欠き試験片の切欠き導入位置に合わせて標点間内の縦断面の 6 箇所を観察対象とした。観察対象部位を切断してアクリル樹脂に埋め込み、表面を耐水研磨紙 400 番から 2000 番まで順次研磨し、さらに粒径 3 μm および 1 μm のアルミナ粉を含むアルミナ懸濁液によるバフ研磨で鏡面に仕上げた。その後、塩酸 10 cc, 硝酸 10 cc の腐食液を用いて表面を腐食した。走査型電子顕微鏡 (SEM) によって 1 視野を(縦 0.25 mm × 横 0.3 mm, 面積 0.075 mm²)とし、切欠き試験片は、各切欠き底表面から試験片中心部まで 10 視野を観察し、平滑試験片は、表面から試験片中心部まで 15 視野を観察した。切欠き試験片のボイド個数密度は、切欠き底断面において応力勾配を有することから、1 視野の面積に対して計測し、平滑試験片においても、切欠き試験片との比較という観点から、1 視野毎に計測した。

(2-2) 弾塑性クリープ解析方法

切欠き試験片の応力、ひずみ状態を明らかにするため有限要素弾塑性クリープ解析を実施した。解析モデルは試験片の対称性を考慮し、標点間内を 1/8 にモデル化した、3次元有限要素モデルとした。要素は六面体ソリッド要素で、要素サイズは切欠き底表面で最も小さく、0.01 mm 程度である。弾塑性解析における応力-ひずみ関係は 2 直線近似とし、加工硬化係数は 600 °C での引張試験から決定した。クリープ構成式は、次式の遷移クリープと定常クリープを表す Bailey-Norton 則を用いた。

$$\dot{\epsilon}_{ceq} = B \sigma_{eq}^n + A \sigma_{eq}^l m t^{m-1} \quad (3-22)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{ceq}$ はクリープひずみ速度 (1/hour)、 σ_{eq} は Mises 相当応力 (MPa)、 B, n, A, l, m は材料定数であり、平滑試験片のクリープ試験結果より、 $B=5.45 \times 10^{-27}$, $n=9.34$, $A=4.91 \times 10^{-13}$, $l=4.16$, $m=0.39$ と決定した。R0.5 および R2.0 のクリープ解析は、公称応力 300 MPa において、それぞれの破断時間まで実施した。解析には汎用構造解析コード Marc(34)を用いた。

(3) クリープ試験および観察結果

(3-1) クリープ試験結果

試験で得られた平滑試験片および切欠き試験片のクリープ曲線を図 3-1-35 に示す。損傷中断材においてもほぼ同様なクリープ変形挙動が得られ、試験に再現性があることが確認できた。平滑試験片の破断ひずみは 20%以上であるのに対し、R2.0 では 4%未満、R0.5 では 3%未満となり、平滑試験片に比べて公称応力が高いにも関わらず、クリープ変形の進行が遅く、加速クリープを示さずに破断に至った。

平滑試験片および切欠き試験片の応力と破断時間の関係を図 3-1-36 に示す。図中には、NIMS クリープデータベース(35)から得られた平滑試験片の平均クリープ破断曲線を破線で示している。公称応力 210 MPa,

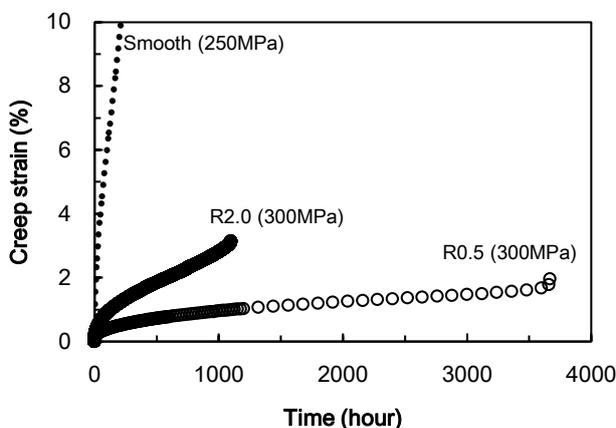


図 3-1-35 環状切欠き試験片のクリープ曲線

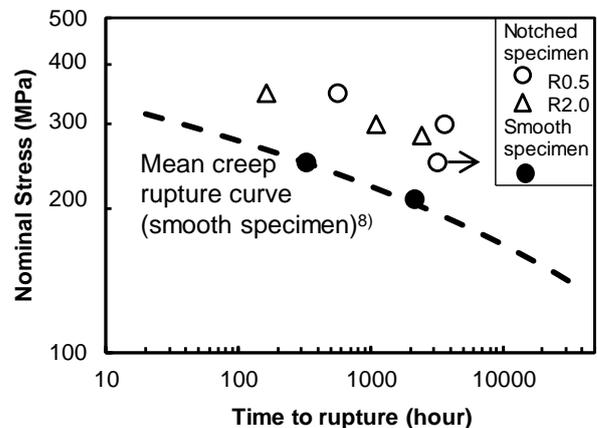


図 3-1-36 環状切欠き試験片のクリープ破断特性

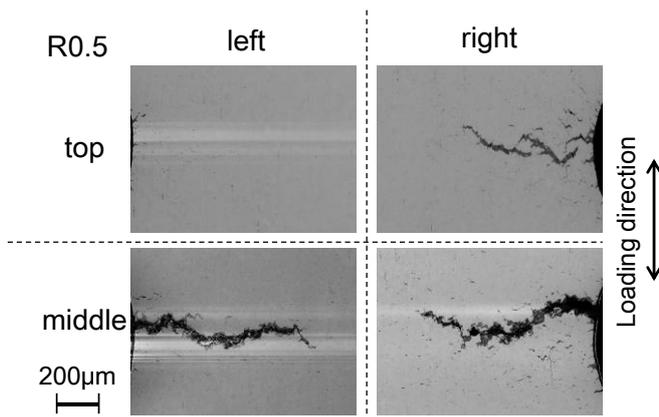


図 3-1-37 R0.5 破断試験片で非破断切欠き部の観察結果

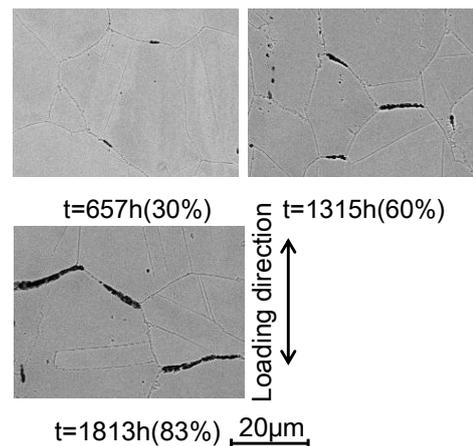


図 3-1-38 平滑試験片損傷材で観察されたボイドの代表例

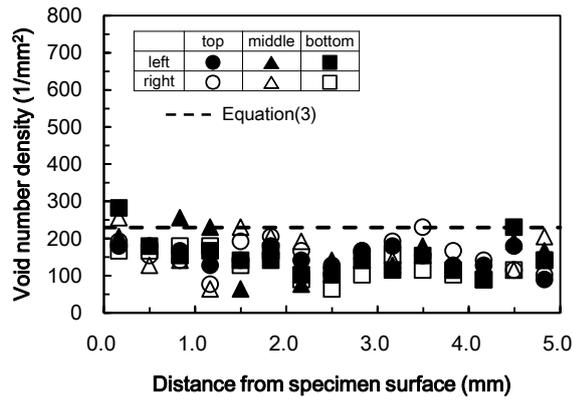
平滑試験片の破断時間は 2190 時間であり、本研究で用いた SUS304 鋼平滑試験片のクリーブ破断特性は、既存クリーブ破断データと同等であることがわかる。公称応力 250 MPa では平滑試験片の破断時間が 330 時間であるのに対し、R0.5 では 3000 時間を越えても破断には至らなかったため、試験を中断した。公称応力 300 MPa では平滑試験片の破断時間が約 40 時間であるのに対し、切欠き試験片の破断時間は R0.5 では 100 倍程度の 3669 時間、R2.0 では 30 倍程度の 1100 時間となった。このように、切欠き試験片強化を示しており、切欠き試験片間では R2.0 に比べ R0.5 が同一応力での破断時間が長いことがわかる。

標点間に 3 つの切欠きを有する環状切欠き試験片の破断位置は、R0.5 では、公称応力 350 MPa で中央部、公称応力 300 MPa で下部の切欠きで破断し、R2.0 では公称応力 350 MPa と 285 MPa で上部、公称応力 300 MPa で中央部の切欠きであり、破断位置が試験片によって異なる結果となった。破断試験片において破断していない切欠き部の縦断面を観察した代表例として R0.5、公称応力 300 MPa の結果を図 3-1-37 に示す。中央部の切欠きでは、両側の切欠き底表面から 1 mm 程度に成長したき裂が観察される。一方、上部の切欠きでは片側の切欠き底表面から 0.5 mm 程度までき裂が伝ばしているが、他方の切欠きでは多数のボイドは観察されるもののき裂を形成するには至っていない。このように、切欠きの部位や同一切欠き部位でも位置によって損傷進行の度合いが異なることがわかる。R0.5 の他の破断試験片においても同様なばらつきが認められた。R2.0 の破断試験片の破断部以外の切欠きでは、き裂は認められなかったが、表面から中心部にかけて粒界上に多数のボイドが観察された。また、破断試験片の破面観察からは、平滑試験片、切欠き試験片ともに明瞭なファセットが観察される粒界破壊を呈していることが明らかとなった。

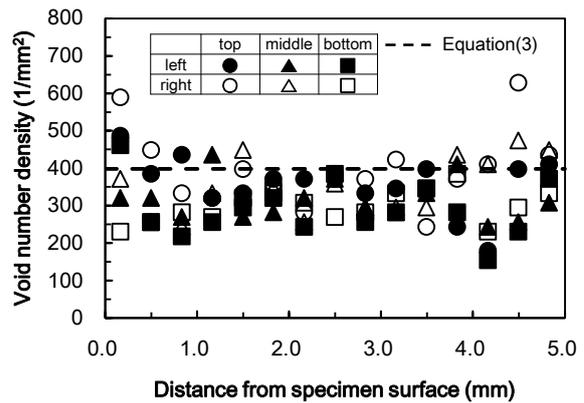
(3-2) 平滑試験片のボイド観察結果

平滑試験片損傷材の縦断面を、後述する環状切欠き試験片切欠き底縦断面でのボイド観察と整合させるため、標点長さ中央と中央より 20 mm 上下の位置を両側の外表面から試験片中心部まで SEM によるボイドの観察と個数密度の計測を行った。なお、1 視野の面積は 0.075 mm² であり、表面から中心部までの 15 視野を観察した。観察されたボイドの代表例を図 3-1-38 に、ボイド個数密度と表面からの計測位置の関係を図 3-1-39 に示す。応力状態が均一な平滑試験片では、ボイド個数密度は計測面積が大きくなるほど平均化されるが、ここでは切欠き試験片との比較のため観察面積が小さいことにより、ばらつきが生じている。損傷率 30% では、既に粒界上に数 μm のき裂状ボイドが観察され、ボイド個数密度は 50~250 (個/mm²) 程度であった。試験片外表面から同じ位置でもボイド個数密度のばらつきがみられるものの、外表面から中心部にかけてほぼ一様にボイドが発生している。損傷が増大するにつれてボイド個数密度も増大しているが、ばらつきも増大する傾向にある。

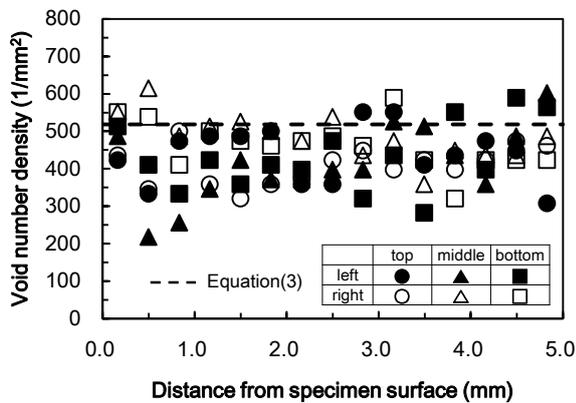
計測された全ボイド個数密度データの平均値およびボイド個数密度の度数分布において 95% が含まれるボイド個数密度と損傷率の関係を図 3-1-40 に示す。損傷が大きくなるに伴いボイド個数密度も増大しており、先に報告した CrMoV 鍛鋼⁵⁾ が数十個であったのに比べ極めて多くのボイドが発生していることがわか



(b) 657 時間(30%)



(c) 1315 時間(60%)



(a) 1813 時間(83%)

図 3-1-39 平滑試験片クリープ損傷材のポイド個数密度計測結果

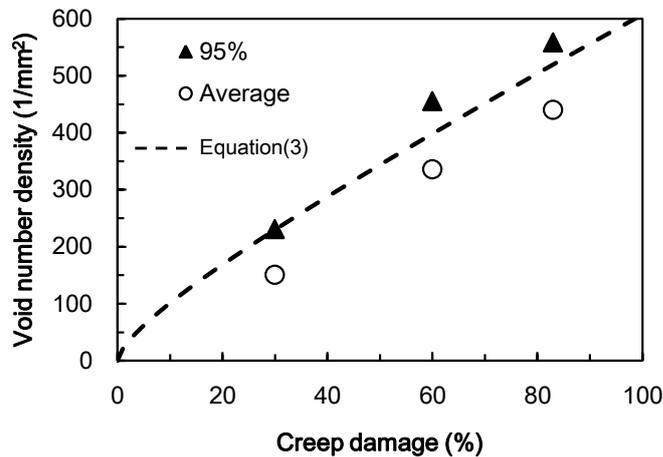


図 3-1-40 平滑試験片におけるクリープ損傷に伴うポイド個数密度の変化

る。これは、両材料での粒界性状の相違によるポイド発生の難易が異なることにもよるが、主としてクリープ変形挙動の相違に起因するものと考えられる。初期転位密度の低い SUS304 鋼は、クリープ試験での同一の破断時間比（経過時間／破断時間）に対するクリープ変形がフェライト系合金鋼である CrMoV 鍛鋼に比べて 5 倍以上大きくなる。これは、ポイドの発生・成長には、結晶粒界上の垂直応力に加え、クリープ変形が寄与する可能性を示唆している。

(3-3) 環状切欠き試験片のボイド観察結果

R0.5 および R2.0 環状切欠き試験片損傷材の応力値が最大となる位置(R0.5 は切欠き表面からの距離 $l=0.5$ mm, R2.0 は $l=2.0$ mm)で観察された代表的なボイドを図 3-1-41 に示す. 25%損傷材では擬球状ボイドとき裂状に遷移した $10\mu\text{m}$ 程度のボイドが観察され, 損傷が大きくなるにしたがって, き裂状ボイドが多くみられるようになり, 75%損傷材ではわずかではあるが 1 結晶粒界長さ程度に成長した微小き裂も観察された. これまでに, ボイドの成長機構を考察して, 微小き裂への遷移について議論されている(36)が, 遷移点の明確な定義が難しいことから, 本研究では 1 結晶粒長さ程度までの微小き裂を含めてボイドと称することとする. 一方, R2.0 ではボイド長さ, 個数ともに切欠き底表面近傍と中心部で顕著な差異はみられなかった. ボイド長さは, 損傷率 25% で数 μm 程度であり, 損傷とともに長くなる傾向はあるが, 75%において最大でも $20\mu\text{m}$ を超える程度であった.

両切欠き試験片のすべての切欠きで計測されたボイド個数密度と切欠き底表面からの距離の関係を図 3-1-42 に示す. R0.5 では, いずれの損傷材においても切欠き底表面でボイド個数密度が最も高く, 内部に向かうにつれて低下している. 切欠き底表面近傍でのボイド個数密度は, 損傷が大きくなるほど増加する傾向がみられるが, 表面から 1mm を超えて内部では損傷材間の差異が小さい. また, 切欠き底表面から同位置での切欠き間でのばらつきは, 図 3-1-39 に示した平滑試験片でのばらつきほど大きくないことがわかる. これより, R0.5 切欠き試験片では, 各切欠きにおいて同様な傾向でボイドの発生成長, 即ちクリープ損傷が進行し, 損傷率が 80% を超える寿命末期において微小き裂を形成し, それが成長する過程での差異によって破断位置が決まるものと考えられる. R2.0 では, 切欠き底最小断面全体にわたってほぼ同等のボイドが発生しており, 損傷が進行するにつれてボイド個数密度が増大し, そのばらつきも大きくなる傾向を示した. ただし, 平滑試験片に比べ公称応力が高く, 後述するように多軸応力となるにもかかわらず, ボイド個数密度に平滑試験片との顕著な差異がみられなかった.

(4) 有限要素解析結果および考察

(4-1) 応力状態と損傷状態の関係

有限要素弾塑性クリープ解析で得られた公称応力 300MPa , 破断時間近傍での標点間中央の切欠きの切欠き底表面から中心部にかけての応力成分分布を図 3-1-43 に示す. 標点間中央と端部の切欠きでの応力成分分布が定量的にはほぼ一致することが確認された. これより, 試験片標点間の温度分布も $\pm 1^\circ\text{C}$ 以内に制御されていることから, 試験片の破断位置が異なったことは破断時間近傍でのクリープ損傷の進行のばらつきによるものと解釈できる. 負荷直後は, 両切欠き試験片において切欠き底近傍で応力集中により最も応力が高いが, その後のクリープ変形の進行に伴う応力再分布を生じ, 負荷後 50 時間程度以降では, 応力値はほぼ一定となった. Fig.10 からわかるように, R0.5 では最大主応力である軸方向応力が切欠き底表面から 0.5mm 近傍で最大値を示すとともに, 径方向および周方向応力も引張応力となる 3 軸引張応力状態となっている. 一方, R2.0 では 3 方向の応力成分は, 切欠き底表面で最も小さく内部に向かうにつれて緩やかに上昇し, 表面より 1mm を超える内部ではほぼ均一な 3 軸引張状態を呈している. 切欠き底最小断面での応力多軸性の度合を定量的に比較するために, 式(3-2)で与えられる多軸係数 TF を求めた. 切欠き底最小断面での多軸係数の分布を図 3-44 に示す. 多軸係数の分布は, 最大主応力の分布と概ね対応しており, R0.5 では表面か

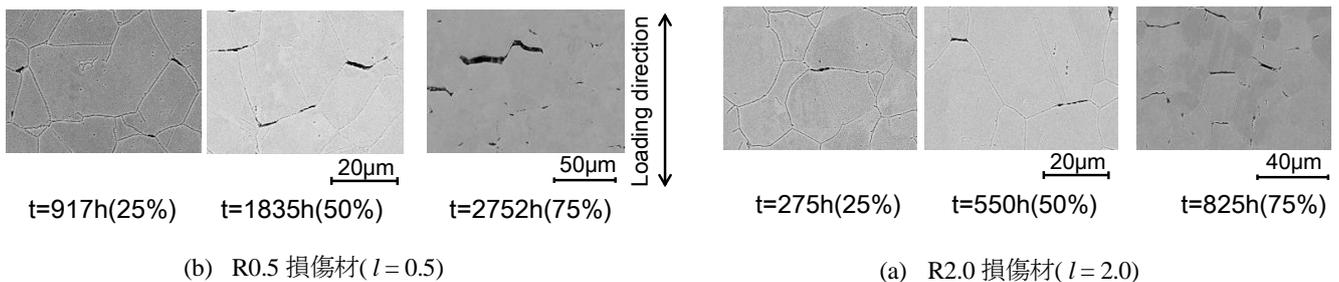
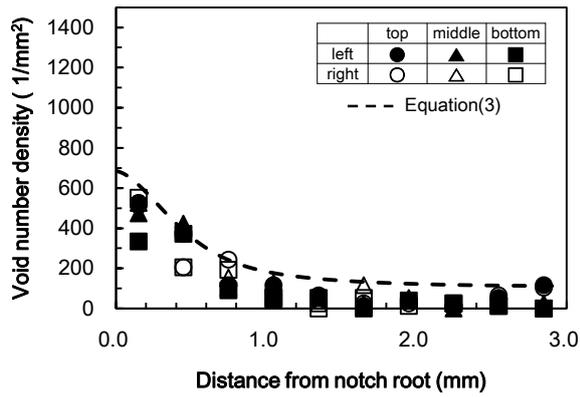
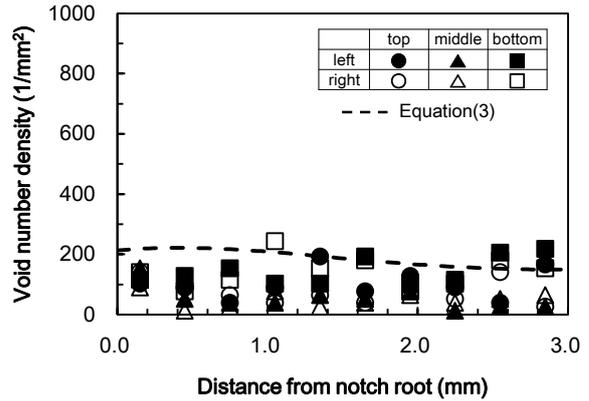


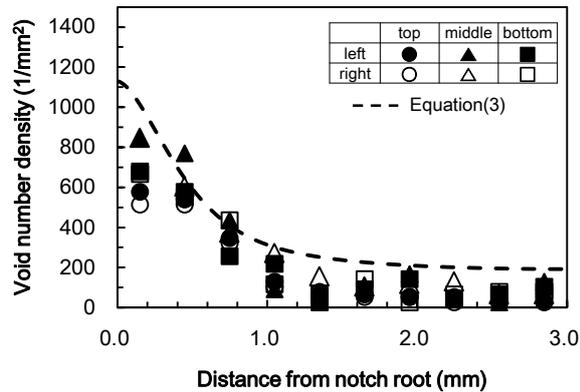
図 3-1-41 環状切欠き試験片クリープ損傷材で観察されたボイドの代表例



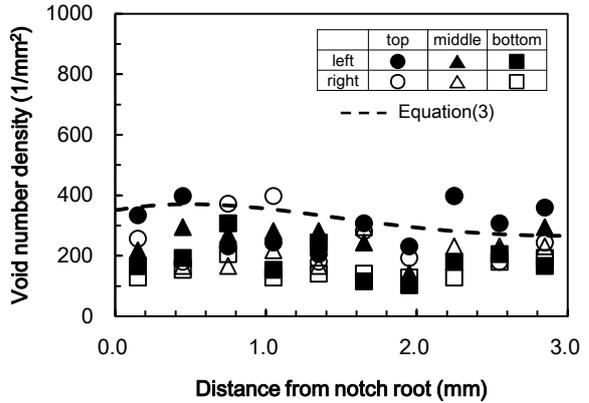
(f) R0.5 917 時間(25%)



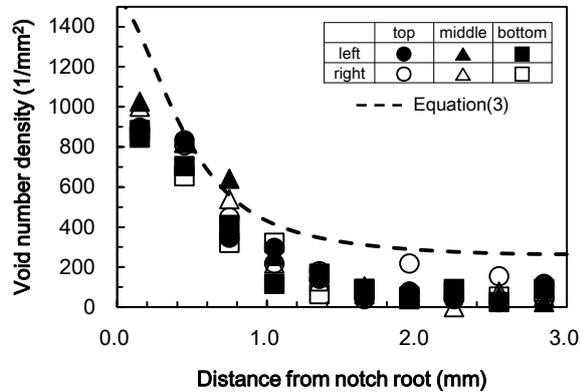
(c) R2.0 275 時間(25%)



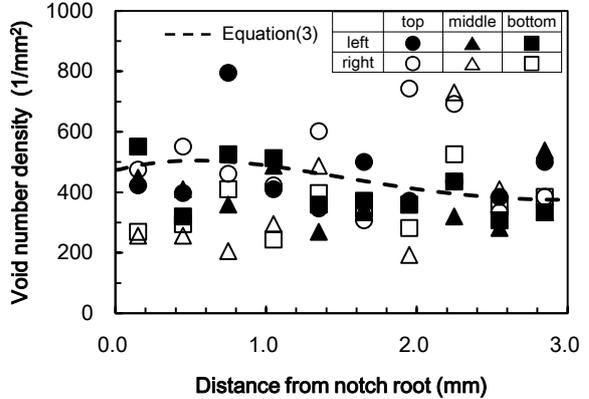
(e) R0.5 1835 時間(50%)



(b) R2.0 550 時間(50%)



(d) R0.5 2752 時間(75%)



(a) R2.0 825 時間(75%)

図 3-1-42 環状切欠き試験片損傷材の切欠き底表面から内部にかけてのボイド個数密度分布

ら 0.5 mm 近傍で 3.5 を, R2.0 では試験片中心部において 3.1 程度の最大値を示した. 以上のように切欠き形状が異なることにより, 切欠き底最小断面での最大主応力および多軸係数の分布が大きく異なることがわかる. 環状切欠きにおける同様な結果は, CrMoV 鍛鋼においても得られている(32)が, 同鋼には, 最大主応力および多軸係数の分布とボイド個数密度の分布傾向は, 概ね一致しており, ボイド個数密度は最大主応力が最大となる位置において最も高くなること, ボイド個数密度は平滑試験片の 10 倍以上となることが報告されている. 図 3-1-42 に示した SUS304 鋼環状切欠き試験片のボイド個数密度は, R0.5 では内部から

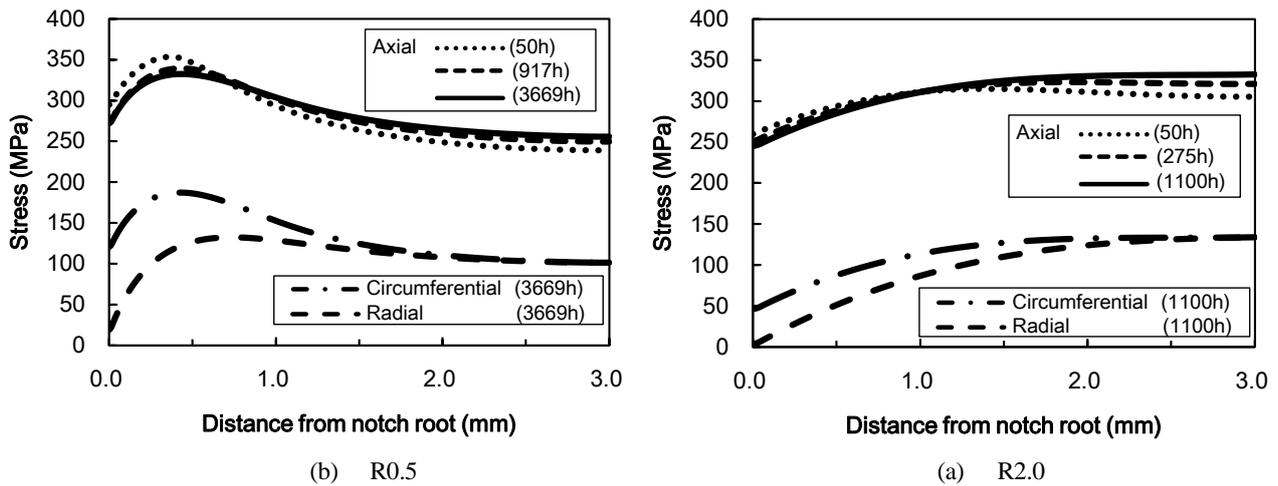


図 3-1-43 環状切欠き試験片の切欠き最小断面における応力成分分布

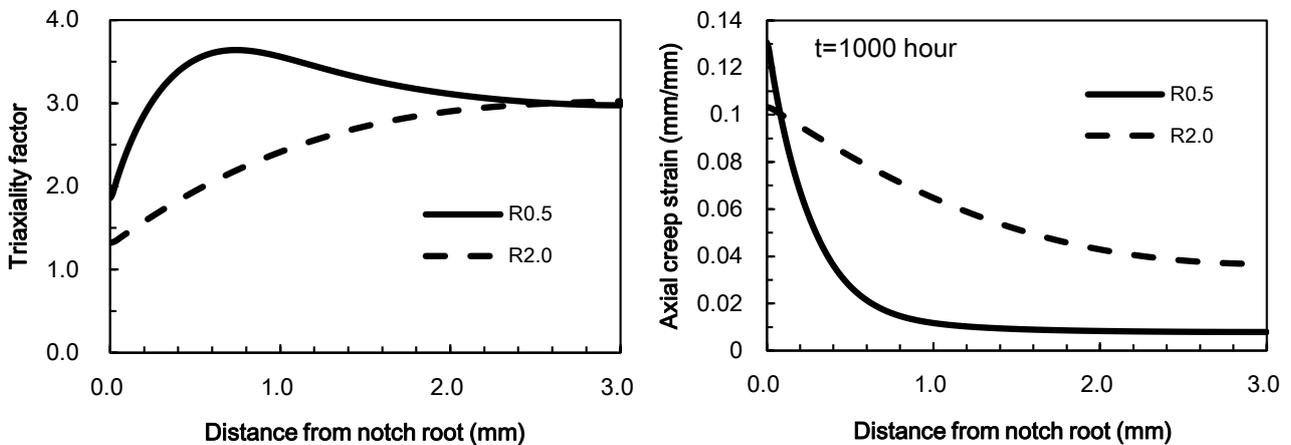


図 3-1-44 環状切欠き試験片の切欠き最小断面における多軸係数の分布

図 3-1-45 環状切欠き試験片の切欠き最小断面におけるクリープひずみ分布

切欠き底近傍に近づくにつれて上昇しているが、最大主応力が低下する切欠き底表面近傍で低下する傾向が認められず、R2.0では切欠き底表面での最大主応力が低いにもかかわらず、切欠き底断面上でほぼ様な分布となっており、必ずしも最大主応力や多軸係数の分布傾向と一致していない。そこで、上述したように平滑試験片においてボイドの発生にクリープひずみが寄与する可能性が示唆されたことから、両環状切欠き試験片の1000時間後の切欠き底最小断面における軸方向クリープひずみの分布を図3-1-45に示す。R0.5では切欠き底表面で最もクリープひずみが大きく、内部に向かうにつれて急激に低下している。R2.0でも切欠き底表面で最大となり、内部に向かって緩やかに低下している。切欠き試験片が平滑試験片より破断時間が長くなる切欠き強化を示すのは、切欠き底断面で3軸引張応力状態となり、軸方向のクリープ変形が抑制されることによるものと推察される。一方、環状切欠き試験片間ではR0.5の多軸係数はR2.0よりも大きいため、軸方向クリープ変形がR2.0に比べ抑えられ破断時間が長くなったものと考えられる。これらより、R0.5では切欠き底表面では最大主応力が低下するが、蓄積したクリープひずみが大きいことにより、ボイド個数密度が表面近傍で低下せず、R2.0でも切欠き底表面近傍で内部に比べ応力が低いにもかかわらず、クリープひずみが大きいことから、ボイド個数密度が断面内でほぼ一様となったものと考えられる。平滑試験片でも、CrMoV鍛鋼に比べSUS304鋼でボイド個数密度が多いことも同様の理由によるものと考えられる。

(4-2) ボイド個数密度の予測

図3-1-46に平滑試験片(応力210MPa)および図3-43に応力分布を示した公称応力300MPaでのR0.5

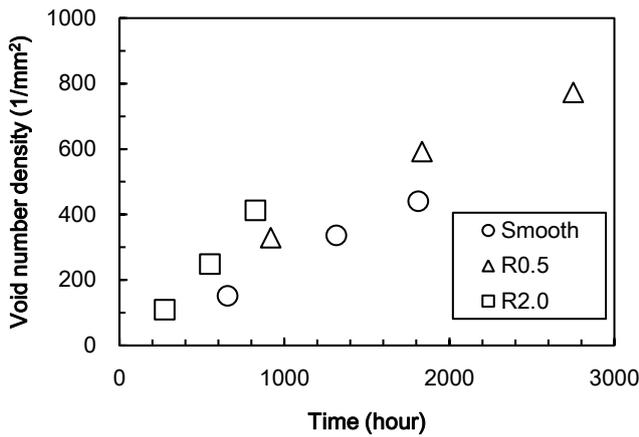


図 3-1-46 環状切欠きおよび平滑試験片におけるボイド個数密度の時間に伴う変化

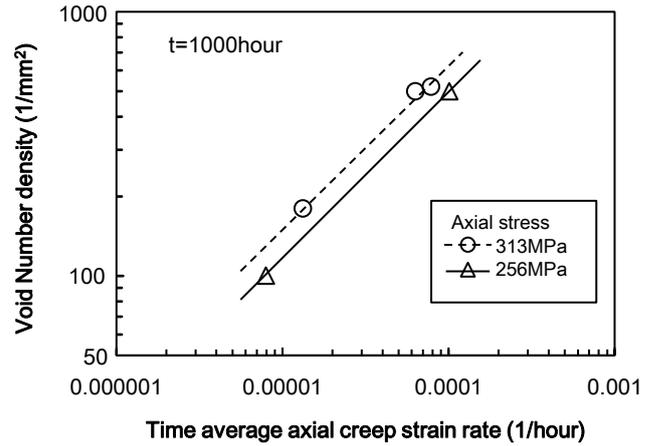


図 3-1-47 ボイド個数密度の時間平均軸方向クリープひずみ速度依存性

および R2.0 試験片の切欠き底最小断面で軸方向応力が最大(応力 332 MPa)となる位置でのボイド個数密度の平均値と試験時間との関係を示す。いずれの試験片においても、ボイド個数密度の増加は時間に概ね比例している。しかし、同一時間でのボイド個数密度を比較すると、応力が低い平滑試験片と R0.5 での差異は小さく、同一の応力であるにもかかわらず R2.0 は R0.5 より大きい傾向が認められる。

そこで、図 3-1-46 の R0.5, R2.0 切欠き試験片の切欠き底最小断面での軸方向応力において、応力値が同一となる (313 MPa および 256 MPa) 位置での、試験時間 1000 時間におけるボイド個数密度と時間平均軸方向クリープひずみ速度の関係を図 3-1-47 に示す。なお、ボイド個数密度は、計測結果平均値を内外挿することによって求め、時間平均軸方向クリープひずみ速度は、ある点での軸方向クリープひずみを経過時間で除した、クリープひずみ速度と定義した。同一軸方向応力の場合でのボイド個数密度は、時間平均軸方向クリープひずみ速度が速くなるほど、大きくなることがわかる。また、同一クリープひずみ速度であっても、軸方向応力が高い方がボイド個数密度が大きくなる、即ち軸方向応力にも依存している。これらのことから、ボイド個数密度 N_V を時間平均軸方向クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c$ 、軸方向応力 σ_a 、および時間 t の関数として次式のように表すことができる。

$$N_V = C \sigma_a^{m_1} \dot{\epsilon}_c^{m_2} t \quad (3-1-23)$$

$\dot{\epsilon}_c$ の指数 m_2 は、図 3-1-47 の関係より $m_2=0.6$ 、 σ_a の指数 m_1 は切欠き試験片と平滑試験片の観察および解析結果を加味して $m_1 = 1.3$ と決定した。係数 C はボイド個数密度のばらつきを考慮して決定することができるが、ここでは上限近傍を予測することを意図し、 $C = 8.0 \times 10^{-2}$ とした。

上式を用いて、平滑試験片および、切欠き試験片の切欠き底断面におけるボイド個数密度の最大値の任意時間における分布を求めることができる。同式によって予測されたボイド個数密度を図 3-1-39、図 3-1-40 および図 3-1-42 に破線で示している。図 3-1-39 の平滑試験片損傷材のボイド個数密度の最大値近傍および、図 3-1-40 の 95%ボイド個数密度の時間に伴う変化を概ね予測できている。R0.5 切欠き試験片に対しても、切欠き底表面においてクリープひずみ速度が上昇する箇所を除いて、表面近傍から中心部にかけてのボイド個数密度分布の上限近傍を概ね定量的に予測できている。R2.0 では中心部近傍で予測値が実測値より小さくなる傾向はあるものの、クリープひずみ速度が大きい表面近傍では概ね予測できている。ボイド個数密度が、クリープ損傷の非破壊評価指標としても用いられていることから、応力勾配を有する多軸応力場における個数密度の推定は損傷進行の予測という点から重要である。本試験条件の範囲内では、式(3-1-23)を用いて単軸応力状態の平滑試験片および多軸応力勾配を有する切欠き試験片のボイド個数密度の時間変化をある程度定量的に予測できることが示された。

(5) おわりに

SUS304 鋼丸棒クリープ試験片標点間の3箇所同一形状環状切欠き（切欠き先端半径 0.5 mm (R0.5) および 2.0 mm (R2.0)）を導入した試験片を用いてクリープ試験を実施し、損傷の進行に伴うボイドの発生・成長状態の変化を明らかにするとともに、弾塑性クリープ有限要素解析を実施し、損傷と応力状態の関係を考察した。得られた主な結果を以下に要約する。

- (1) 同一公称応力下では、平滑試験片に比べ切欠き試験片の弾性応力集中係数が大きいほど、クリープ変形速度が遅く、破断時間が長くなる切欠き強化を示した。破断した切欠き試験片の破断位置は、3箇所の切欠きの任意の位置で生じており、損傷の進行にばらつきがあることが示唆された。
- (2) 平滑試験片では、同一損傷のフェライト系合金鋼に比べ多数のボイドが観察され、ボイド個数密度は損傷とともに増大した。R0.5 では、切欠き底近傍でボイド個数密度が大きく、表面から 0.5 mm 程度の位置から内部に向かって急激に低下していたが、R2.0 では、切欠き底表面近傍から内部にかけてボイド個数密度は、ほぼ一様に分布していた。
- (3) 解析結果より、軸方向応力および多軸係数は R0.5 では、切欠き底表面から 0.5 mm 程度内部で最大値を示し、それより内部で低下し、R2.0 では、切欠き底表面から内部にかけて増大し、2.0 mm 程度で最大値をとり、それより内部で一定となることが示された。これらの分布は、ボイド個数密度の分布と完全には一致しないことが明らかとなった。
- (4) ボイド個数密度の変化を軸方向応力、時間平均軸方向クリープひずみ速度、時間の関数として表す式を導出した。同式を用いて、平滑試験片および切欠き試験片の切欠き底断面におけるボイド個数密度の時間に伴う変化を概ね予測することができた。

(6) 参考文献

- (29) 緒方隆志, 新田明人, SUS304 鋼の長時間疲労試験に基づく寿命評価法の提案, 材料, Vol.41, No.471, pp.1767-1772 (1992).
- (30) 田中秀雄, 阿部富士雄, 八木晃一, 杉田利男, 表面観察におけるオーステナイトステンレス鋼のクリープ損傷組織の評価, 鉄と鋼, Vol.84, No.4, pp.303-308 (1998).
- (31) 濱田直巳, 元家勝彦, 遠藤寿基, クリープ破断寿命への切欠き底部における変形挙動の依存性, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.78, No.792, pp.1125-1132(2012).
- (32) 緒方隆志, 池田直人, CrMoV 鍛鋼環状切欠き試験片のボイド成長シミュレーションに基づくクリープ損傷評価, 日本機械学会論文集, Vol.82, No.844, DOI:16-00259(2016).
- (33) 野本明義, 緒方隆志, 高温構造材料のボイド発生と結晶方位差の関係, 電力中央研究所報告, T99071(2000).
- (34) Marc Mentat 2018.1.0 MSC software Ltd.
- (35) 物質・材料研究機構, NIMS 構造材料クリープデータシート, 18Cr-8Ni-steel No.4B (2018).
- (36) 緒方隆志, 2.25Cr 鋼のクリープ疲労条件下のキャビティ成長挙動とシミュレーション, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.68, No.665, pp.74-80(2002).

3-1-4 Ni 基合金 HR6W のクリープおよびクリープ疲労条件下の損傷過程と EBSD 方位差測定

(1) はじめに

火力発電の効率向上による二酸化炭素排出量の削減を目指して、蒸気温度、圧力をさらに上昇させた先進超々臨界圧火力発電設備の開発に向けた研究が進められている(37)。蒸気温度の上昇により、現在主蒸気配管等に使用されているフェライト系合金鋼の適用が困難となるため、さらに高温強度に優れたニッケル基合金の適用が検討されている。その代表材料としてラーベス層により析出強化されたニッケル基合金 HR6W が挙げられる(38)。フェライト系合金鋼配管で既に報告されているように、蒸気配管等の高温機器では長期間使用中に高温疲労やクリープ損傷が進行することにより、巨視き裂の発生に至ることが懸念される(39)。従って、HR6W の配管等への適用にあたっては、高温条件下での損傷の進行過程や寿命特性について明確にすることが必要とされる。

仙波ら(38)は、HR6W のクリープ試験の結果、同合金が優れたクリープ破断強度を有し、組織の安定性にも優れることから Ni 基合金である Alloy617 に比べてクリープ破断延性が高いことを報告している。また、野口ら(39)はボイラ管として使用する場合に起動-定格-停止運転中に受ける負荷を考慮して、クリープ疲労条件下の寿命特性を把握することの必要性から、ひずみ波形の異なるクリープ疲労試験を実施し、Alloy617 に比べ寿命が長いことを示した。しかしながら、実機で使用される場合に重要となる、クリープ条件下での損傷過程やクリープ疲労条件下での寿命に及ぼすひずみ保持時間の影響は明らかになっていない。

一方、これまでに適用されてきたクリープ損傷の非破壊的検出法であるボイド観察法等に加え、金属材料の電子線後方散乱パターン(EBSP)測定から得られる結晶方位差変化と損傷との関係を調べる研究も進められている(40)-(42)。フェライト系合金⁴⁾やオーステナイト系ステンレス鋼(41)を対象とした研究では、クリープ損傷の増加に伴い局所方位差や結晶粒内方位差が増大することから、損傷評価の指標となる可能性が示唆されている。また、Ni 基超合金である Hastelloy X のクリープひずみと局所方位差との関係に相関があること(43)や一方向凝固合金のクリープ条件下のき裂開口変位が粒内結晶方位差と対応すること(44)などが報告されている。このような結果を踏まえ、本 Ni 基合金がクリープあるいはクリープ疲労損傷を受ける場合の損傷と結晶方位差パラメータとの関係を明らかにすることは、非破壊損傷検出法の適用性の検討という観点から有益である。

本研究では、Ni 基合金 HR6W を対象にクリープ、疲労および長時間のひずみ保持のあるひずみ制御クリープ疲労試験を実施し、高温強度特性を明らかにするとともに損傷過程の解明と結晶方位差パラメータの損傷検出への適用性について検討する。

(2) 試験及び EBSD 計測方法

(2-1) 供試材料および試験方法

供試材は、研究用素材として製造された Ni 基合金 HR6W(45Ni-23Cr-7W)であり、平均結晶粒径は約 260 μm である。同合金を、直径 6mm、標点距離 30 mm のつば付中実丸棒試験片に加工後、クリープ試験に供した。クリープ試験は、最大荷重 30kN、最高使用温度 1100 °C のレバー式単軸クリープ試験機を用い、温度 750 °C において、応力 95 MPa および 105 MPa の 2 条件で破断まで実施した。また、各条件においてクリープ試験を破断前に中断して、クリープ損傷材を作製した。クリープ損傷率は、(中断時クリープひずみ/破断ひずみ) × 100(%) として定義した。

次に、直径 6mm、標点距離 10mm の中実丸棒試験片を用い、最大荷重 98kN、最高使用温度 1000°C の高周波誘導加熱式油圧サーボ疲労試験機により、温度 750°C にて疲労およびクリープ疲労試験を実施した。疲労試験は、対称三角波ひずみ制御とし、ひずみ範囲 0.5%、0.7%、1.0% の 3 条件で、クリープ疲労試験はひずみ範囲を 0.7% とし、最大引張ひずみにおいて 1 時間(1h)、5 時間(5h)および 24 時間(24h)それぞれのひずみ保持のある台形波で実施した。両試験での引張および圧縮工程でのひずみ速度は 0.1%/sec とした。破損寿命は、引張側最大応力がほぼ一定となる疲労寿命中期における値の 75% に低下した時点の繰返し数とした。また、1h および 5h ひずみ保持クリープ疲労試験条件において、(中断繰返し数/破損寿命) × 100(%) をクリープ疲労損傷率と定義し、1h 保持条件においては損傷率が 40%、60%、80% となる損傷材を、5h 保持条件においては損傷率が 25%、50%、75% となる損傷材を作製した。

クリープおよびクリープ疲労損傷材は、損傷状態を把握するため標点内平行部中央の軸方向断面(縦断面)を切断してアクリル樹脂に埋め込み、表面を耐水研磨紙 400 番から 2000 番めで順次研磨し、さらに粒径 3μm、

1 μ m, 0.05 μ m のアルミナ粉を含むアルミナ懸濁液によるバフ研磨で鏡面に仕上げた。その後、腐食液（塩酸：硝酸＝1：1）を用いて表面を腐食し、縦断面を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。

(2-2) EBSD による方位差測定方法

結晶方位測定・解析は、SEMに取り付けられた TSL 社製 EBSD システム(OIM7.3)を用いて行った。測定を行う面は、前述した耐水研磨紙による粗研磨とアルミナ懸濁液によるバフ研磨を実施後、10 分間のコロイダルシリカ研磨にて最終仕上げを施した。測定は加速電圧 15kV, WD=17~22mm で実施し、測定領域は横（応力垂直）方向に 0.9mm, 縦（応力）方向に 2.7mm, ステップサイズは 3 μ m, 結晶粒界として認識する方位差の最低値は 5°とした。測定後、測定データの信頼度を示す信頼性指数を算出し、材料学会から出版されている測定標準(45)に照らして、測定が十分に正確に行われたことを確認した。本研究では、方位差パラメータとして KAM(Kernel Average Misorientation)および GROD(Grain Reference Orientation Deviation)を算出し(45)、損傷との相関を調べた。KAM は、ある結晶粒内にある測定点について、同一結晶粒内における全隣接測定点（最大 6 点）との方位差を平均化した値である。また、GROD は、結晶粒の平均方位を基準方位とし、同一粒内の各測定点と基準方位との方位差を示したものである。

(3) 試験結果および考察

(3-1) クリープおよびクリープ疲労試験結果

95MPa, 105MPa での破断時間は、1322 時間および 689 時間であった。中断試験において得られたクリープ曲線は、同一応力条件下においてもばらつきを生じる結果となった。これは、同一応力であってもそれぞれの試験で破断時間が異なることを示唆しており、破断時間分数比としてのクリープ損傷率が明確でないことから、前述したように破断試験片のクリープ破断ひずみに対する中断材のクリープひずみの割合をクリープ損傷率と定義することとした。

ひずみ制御疲労およびクリープ疲労試験における最大引張および圧縮応力の繰返し数に伴う変化を図 3-1-48 に、全ひずみ範囲と破損繰返し数の関係を図 31-49 に示す。本 Ni 基合金は、緩やかな繰返し硬化挙動を呈し、最大引張応力がほぼ一定値となった後に最大引張応力が低下して破損に至っている。繰返し硬化挙動には、保持時間の顕著な影響はみられない。これより求まる破損寿命は、ひずみ保持のない疲労試験に対し、1 時間の引張ひずみ保持を導入することにより 1/5 以下に寿命が低下している。ひずみ範囲 0.7% の 1h ひずみ保持の破損寿命が、360 回であったのに対し、5h および 24h 保持の破損寿命は、266 回および 262 回となり、保持時間の増加に伴い破損寿命は短くなる傾向はあるが、その差異はわずかであり、さらに長時間の保持を導入しても、寿命低下に及ぼす影響は表れにくいと推察される。全ひずみ範囲 0.7% の疲労およびクリープ疲労試験における寿命中期の応力-ひずみヒステリシスループと 24h ひずみ保持試験での応力緩和挙動を図 3-50 および図 3-51 に示す。ひずみ保持のある試験のヒステリシスループに顕著な差異はみられない。応力緩和挙動は、保持時間による明らかな違いはなく、保持開始後の 250MPa 程度から 60MPa 程度まで急激な応力緩和を生じるが、1 時間保持以

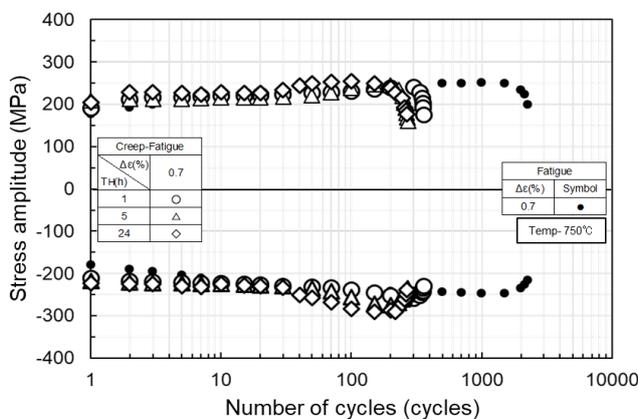


図 3-1-48 繰返しに伴う最大および最小応力の変化

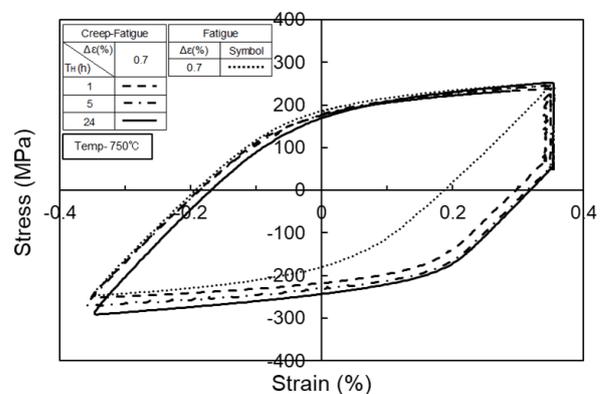


図 3-1-49 応力-ひずみヒステリシスループの比較

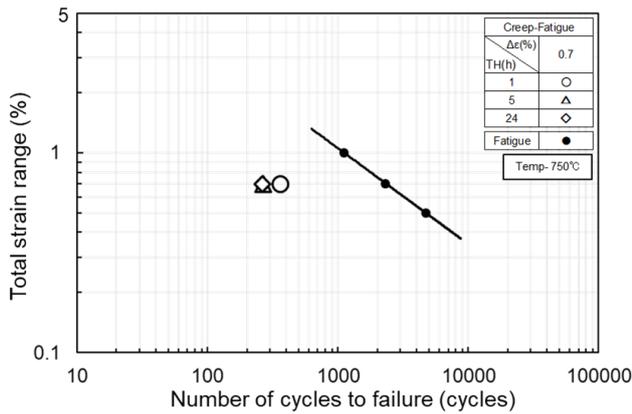


図 3-1-50 疲労およびクリープ疲労条件下のひずみ範囲と破損寿命の関係

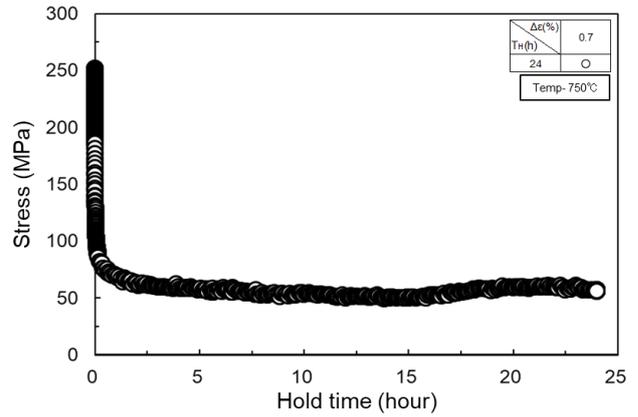


図 3-1-51 24 時間引張りひずみ保持条件下の応力緩和挙動

降は極めて緩やかに緩和し、5 時間以降ではほとんど応力の低下はみられず 50MPa 程度でほぼ一定の応力を保っている。本ニッケル基合金の 50MPa 程度でのクリープ破断時間は、約 60 万時間であり、保持中のクリープ損傷が極めて小さいことからひずみ保持時間が長くなっても寿命に及ぼす影響が表れなかったものと考えられる。

疲労およびクリープ、クリープ疲労条件下で破断した試験片破面の代表例を図 3-1-52 に示す。疲労条件下で破断した試験片の破面は、明瞭なストライエーションが観察される粒内破壊であるが、クリープおよびクリープ疲労試験では、すべてにおいて粒界ファセットがみられる粒界破壊を呈しており、クリープ疲労試験ではひずみ保持中に粒界損傷を受けたことが示唆された。また、疲労およびクリープ試験片には、破断部以外に表面から発生したき裂は観察されなかったが、クリープ疲労試験片では表面から発生・成長したき裂が観察された。

(3-2) 損傷中断試験片の観察結果

損傷中断材の試験片内部に観察されたボイドおよび微小き裂の代表例を図 3-1-53 に示す。クリープおよびクリープ疲労条件ともに、損傷 20%程度で粒界上に数 μm のボイドの発生が確認された。平均結晶粒径が約 260 μm とこれまでにボイド観察を行ったフェライト系合金鋼(46)に比べ大きいことから、ボイド個数密度は数個(1/ mm^2)とわずかであった。損傷率 50%に達すると粒界上に最大で数十 μm に成長した微小き裂が観察され、損傷率 75%を超えると 1 結晶粒長さに近い 200 μm を超えるような微小き裂が観察された。観察結果を最大ボイドおよび微小き裂長さと損傷率の関係でプロットしたものを図 3-1-54 に示す。クリープおよびクリープ疲労条件ともに寿命初期にボイドが発生し、損傷が増すとともに長さが増大している。フェライト系合金(46)と比較すると、損傷

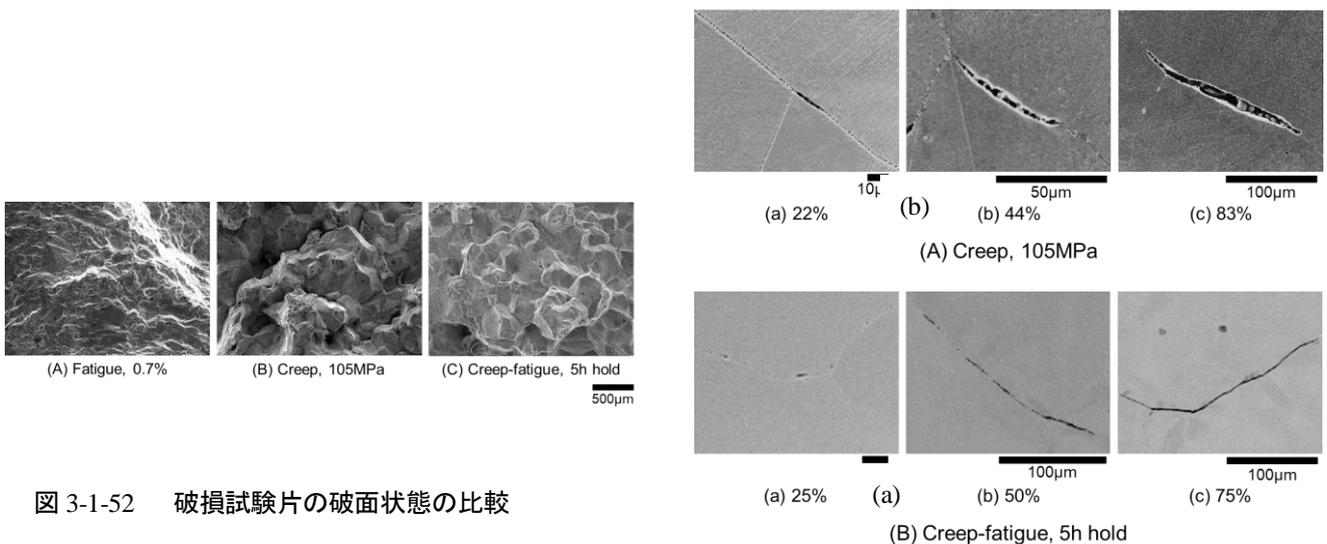


図 3-1-52 破損試験片の破面状態の比較

図 3-1-53 クリープおよびクリープ疲労損傷材において観察されたボイド、微小き裂の代表例

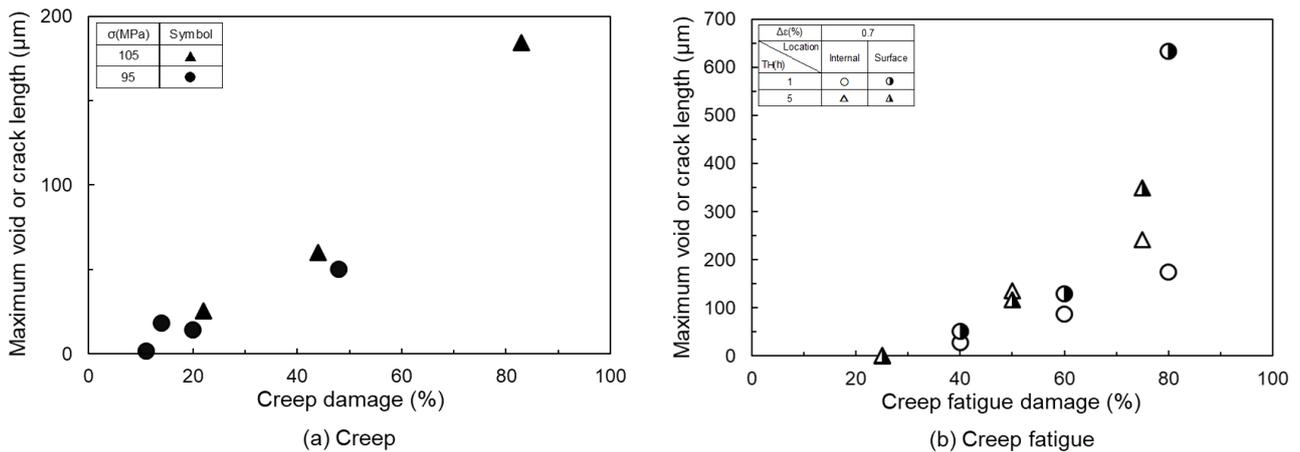


図 3-1-54 クリープおよびクリープ疲労条件下におけるボイド、微小き裂の損傷に伴う変化

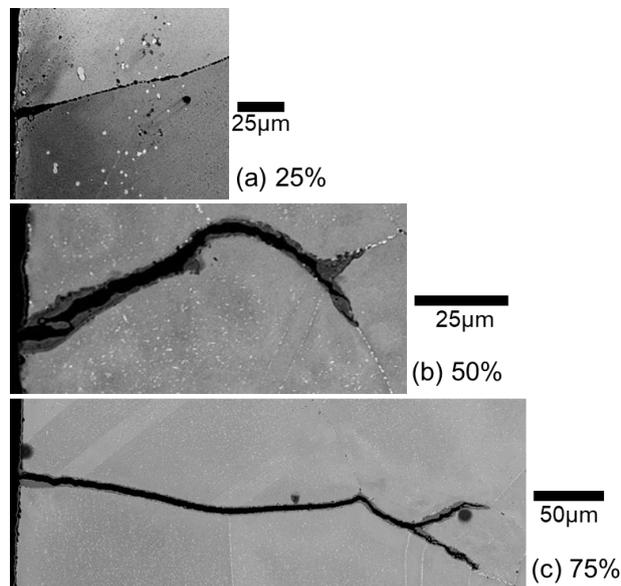


図 3-1-55 5 時間引張りひずみ保持クリープ疲労試験の試験片外表面で観察された微小き裂

率に対するボイド発生時期は大きくは異なるが、50%程度以上では最大長さが大きく、ボイドおよび微小き裂の成長速度が速い傾向にある。

5h ひずみ保持クリープ疲労中断試験片の試験片表面で観察されたき裂の代表例を図 3-1-55 に示す。なお、クリープ条件下の中断試験片では表面き裂は観察されなかった。上述したように、試験片内部でボイド、微小き裂が発生・成長していたが、クリープ疲労条件下では寿命初期に表面からも微小き裂が発生し、これらが試験片内部のボイドや微小き裂が発生した粒界上を進展して、破損に至ったものと推察される。き裂内部には酸化膜が生成しているが、フェライト系合金鋼に比べるとき裂開口量自体が小さく、酸化膜の生成も顕著でないことは、本鋼が耐食性に優れていることを示唆している。表面き裂の長さとの関係を図 3-1-53 に併せて示している。両保持時間の試験において同様な傾向を示しており、20%程度で発生した微小き裂が徐々に進展し、試験片内部で観察された微小き裂と同様な傾向で増大しているが、80%を超えると加速的に進展した様子が伺える。24h 保持試験の破損試験片の破損部以外の表面で観察されたき裂の長さが、1h および 5h 保持の破損試験片で観察されたき裂と同等であったことから、24h 保持でも同様な傾向で表面き裂が進展したものと推察される。

(4) EBSD による結晶方位解析結果および考察

これまでに EBSD による結晶方位解析結果と損傷との間に相関関係がみられることから、EBSD による

結晶方位解析の非破壊損傷評価への適用が期待されている。これまでは、改良 9Cr 鋼(40)や SUS304 鋼(41)のクリープ損傷の増大に伴い局所方位差(KAM)が大きくなること、Ni 基超合金に対しては応力制御下のクリープ疲労条件において、損傷の進行に伴って KAM 値が増大することなどが報告されている(44)。しかしながら、Ni 基合金のクリープおよびひずみ制御クリープ疲労条件下における損傷の進行と結晶方位差変化の関係については明らかにされていない。ここでは、HR6W のクリープおよびひずみ制御クリープ疲労条件下の損傷と結晶方位差変化の関係を調べた。

局所方位差の分布を示す KAM マップの損傷に伴う変化の代表例としてクリープ（負荷応力 105MPa）およびクリープ疲労（5h ひずみ保持）条件下の結果を図 3-1-56 に示す。同図では、0°～ 5°の範囲の KAM 値を色別で示している。未損傷材では、ほぼ全体が青色であり、方位差が 1°以内であるが、損傷の進行に伴って粒界近傍で緑色が少しずつ増加している。変形が進行するクリープ条件下では、粒界に発生したき裂が明瞭に観察され、き裂近傍で KAM 値が大きい箇所もみられることから、結晶粒界近傍でのひずみ集中がボイドの発生、成長を促進した可能性も伺われる。クリープ疲労条件においても損傷の進行に伴い粒界近傍で緑色にみえる KAM 値が大きい箇所が増加している。疲労試験および 24h ひずみ保持試験で破損した試験片の KAM マップを比較すると、疲労試験で破損した試験片は、ほぼ全体が青色であり、局所領域における KAM 値の増大はみられないが、24h 保持試験では、5h 保持試験同様に粒界近傍の局所領域に方位差の大きい箇所がみられた。このことから、引張および圧縮ひずみが対称に負荷される疲労試験では、損傷が増大しても KAM 値の変化としては表れないが、非対称ひずみ波形であるクリープ疲労条件の場合には KAM 値が増大することがわかる。これまでも損傷との関係を調べる中で用いられている、これらのマップにおける KAM の平均値(KAM_{ave})と損傷との関係を図 3-1-57(a) に示す。なお、縦軸は未損傷材で基準化した値をとっている。基準化 KAM_{ave} は、クリープおよびクリープ疲労条件で同様に、損傷の増大とともにほぼ単調に増加しており、損傷との相関が認められる。KAM_{ave} は、マップ

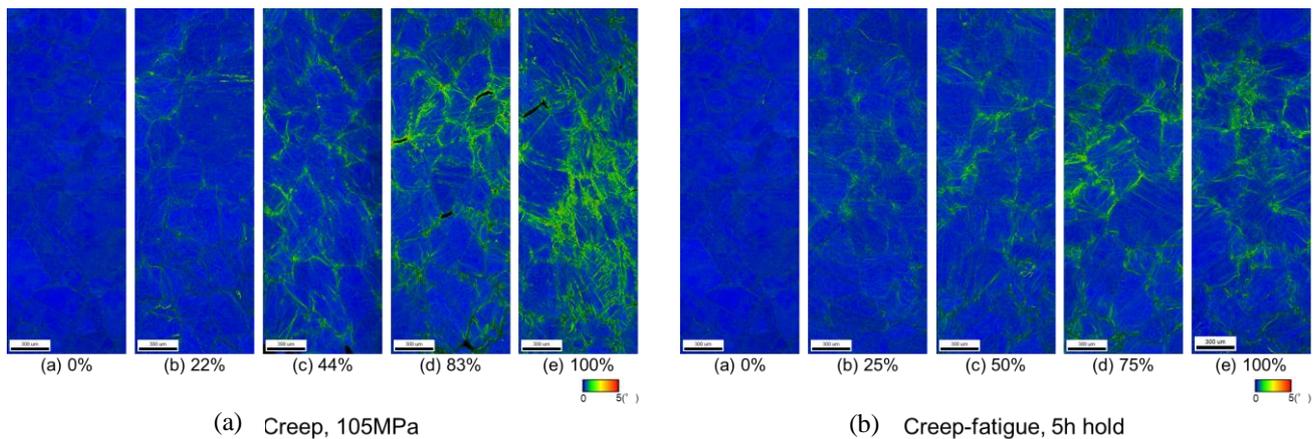


図 3-1-56 クリープおよびクリープ疲労損傷材の EBSD により計測された KAM マップ

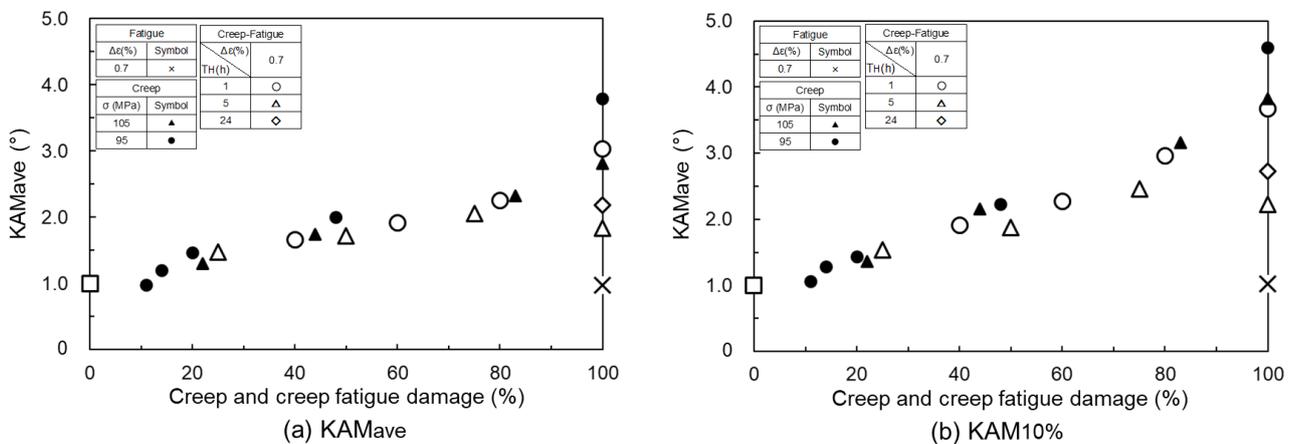


図 3-1-57 クリープおよびクリープ疲労損傷材の損傷に伴う KAMave の変化

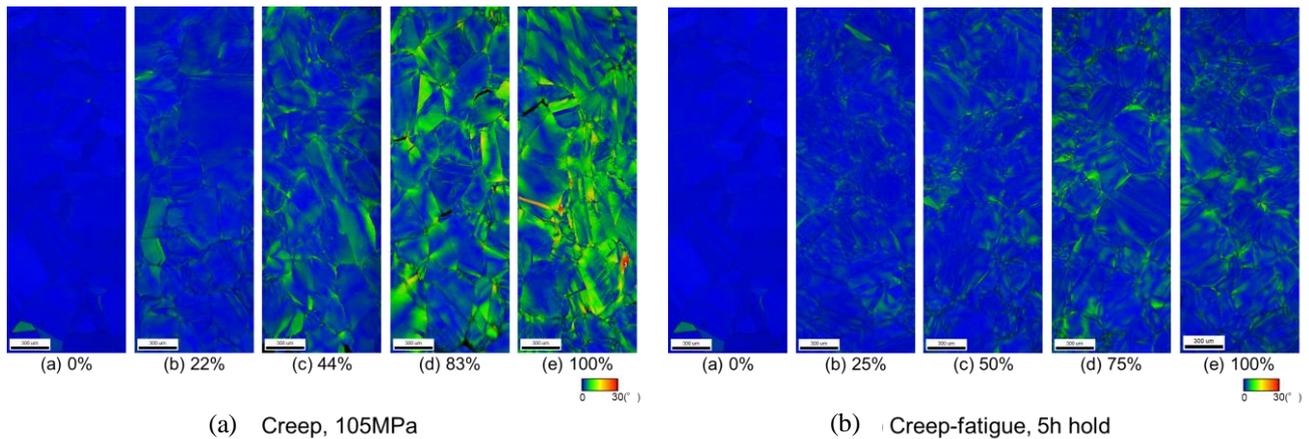


図 3-1-58 クリープおよびクリープ疲労損傷材の EBSD により計測された GROD マップ

全体の KAM 値の平均値として算出されるが、図 3-1-56 の KAM マップからわかるように、KAM 値は粒界近傍の局所領域において顕著に増加していることから、それをより明確にとらえるためには粒内全体の平均ではなく粒界近傍の局所領域の変化を顕在化させるほうがよいと考えられる。そこで、マップにおける KAM 値の計測データ（結晶方位分布）において、上位 10% までの KAM の平均値(KAM_{10%})を求めることとした。KAM_{10%}と損傷の関係を図 3-1-57(b)に示す。縦軸は、未損傷材の KAM_{10%}で基準化している。基準化 KAM_{10%}は、クリープおよびクリープ疲労で同様に損傷の進行とともにほぼ単調に増加している。損傷に対する増加率は基準化 KAM_{ave}に比べ大きいことから、損傷を評価する非破壊損傷パラメータとしては有効である。以上のように、一定荷重下で変形が進行するクリープ条件とひずみ制御下で変形が一定のクリープ疲労条件下での損傷に伴う KAM 値の変化に差異を生じないことが明らかとなった。クリープ条件下では、時間の経過により粒内全体で変形が進行するとともに、隣接する結晶粒との方位差により粒界近傍の局所領域に転位が集積するものと考えられる。一方、クリープ疲労条件下では、引張負荷過程で塑性変形により粒界近傍に転位が集積した後、引張保持中に弾性ひずみが減少し、クリープひずみが増大することによって転位のさらなる集積により、圧縮過程において逆方向に移動せず残留した転位が、非可逆的に蓄積するものと考えられる(47)。粒界近傍への転位集積のメカニズムは異なるものの、結晶方位の変化は転位の蓄積に対応して生じるとみなせることから、粒界近傍の局所領域に限ると、クリープおよびクリープ疲労条件下において KAM 値の増加に顕著な差異を生じなかったものと解釈される。ひずみ範囲が異なる場合については明らかでないが、本研究の範囲内では、クリープおよびクリープ疲労条件下の損傷を、KAM_{10%}を計測することにより推定できる可能性が示された。また、試験片の表面近傍においても KAM 値の計測を行い、損傷との関係を調べたが、基準化した KAM_{ave}、KAM_{10%}の損傷に伴う変化は、図 3-1-57 とほぼ同等であり、内部との差異はみられなかった。

KAM は、その定義から粒内の局所領域の結晶方位差を示すのに対し、GROD は結晶粒内全体の平均方位からの偏差を示すとみなせる。クリープおよびクリープ疲労損傷材に対して計測された GROD マップの代表例を図 3-1-58 に示す。同図では、0°～ 30°の範囲の GROD 値を色別で示している。クリープ条件下の GROD マップの損傷に伴う変化は、KAM マップとは異なり、結晶粒内の広い領域で緑色の GROD の高いところがみられ、損傷の進行に伴って緑色の領域が広がっている。これは、クリープ変形の進行により結晶粒内全体的にひずみが増加するが、結晶粒ごとに蓄積するひずみが異なることを示唆している。別途取得した逆極点図 (IPF マップ) と対応させると、GROD の高い領域は(001)に近い方位の結晶粒と、低い領域は(101)に近い方位の結晶粒と対応する部分が多いようである。一方、クリープ疲労損傷材の GROD マップでは、損傷の進行に伴って粒界近傍における GROD 値が上昇する傾向があり、クリープ損傷材と異なり粒内の広い領域で GROD 値が高くなる様子はみられない。このように、クリープ条件下では、クリープ変形の進行に伴って粒内のひずみが増大することにより GROD 値が粒内で全体的に高くなるが、クリープ疲労条件下では、ひずみが一定であるため粒内での GROD

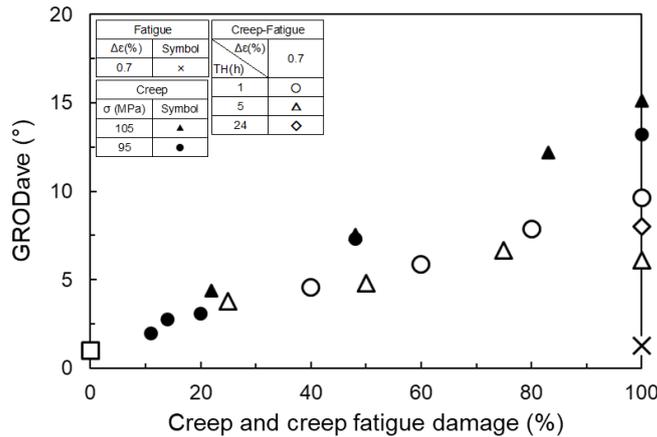


図 3-1-59 クリープおよびクリープ疲労損傷材の損傷に伴う GROD_{ave} の変化

値の変化は小さく、粒界近傍でひずみが蓄積することにより GROD 値が上昇しており、負荷条件での差異が明確に表れた。この傾向は、1 結晶粒内の GROD ラインプロファイルからも確認された。

GROD マップから得られる GROD の平均値 GROD_{ave} と損傷の関係を図 3-1-59 に示す。縦軸は、未損傷材の値で基準化しており、図中には疲労試験および 24 時間保持クリープ疲労試験の破損試験片の計測値も示している。クリープ条件とクリープ疲労条件ともに GROD_{ave} は損傷に伴って単調に増加しているが、増加率は変形の進行を伴うクリープ条件下で大きくなっている。クリープ条件下での基準化 GROD_{ave} の変化が応力に依存していないことから、クリープひずみの増加に対応しているとみなすことができる。また、巨視的な変形が一定のひずみ制御クリープ疲労条件であっても、引張ひずみ保持を伴うことにより粒内のひずみ分布に変化を生じ、粒内結晶方位の平均値からの偏差が繰返しとともに増大するものと考えられる。本試験範囲では、ひずみ保持時間に依存せず同様な増加傾向を示した。GROD 値の損傷に伴う変化は、負荷ひずみ範囲に依存する可能性もあり、今後明らかにする必要がある。

(5) おわりに

ニッケル基合金 HR6W を対象にクリープおよび長時間ひずみ保持クリープ疲労試験を実施し、損傷過程を明らかにするとともに、EBSD 法による結晶方位差測定を行い、方位差と損傷との関係を調べた。得られた結果を以下に要約する。

- (1) 保持のない疲労条件下に比べ、1 時間のひずみ保持を導入することにより 1/5 程度に破損寿命が低下した。保持時間の増加に伴って低下度合が大きくなる傾向はあったが、5 時間および 24 時間で顕著な差異は生じなかった。
- (2) クリープおよびクリープ疲労条件下において、損傷率 20% 程度で粒界上に数 μm のボイドの発生が、50% 程度に達すると粒界上に最大で数十 μm に成長した微小き裂が、損傷率 75% を超えると 1 結晶粒長さに近い 200 μm を超えるき裂が観察された。クリープ疲労条件下では、外表面からもき裂が発生しており、その成長過程は内部で観察されたき裂と同様な傾向を示した。
- (3) 局所方位差を示す KAM マップから、クリープ、クリープ疲労条件ともに、損傷が増大するに伴って粒界近傍で KAM 値が上昇した。初期値で基準化した KAM の粒内全体の平均値および上位 10% KAM の平均値は、損傷とともに単調に増大することから、これらを計測することにより、クリープおよびクリープ疲労損傷が検出できる可能性が示唆された。
- (4) 結晶粒の平均方位差からの偏差を示す GROD マップは、クリープ条件下では損傷とともに粒内全体で値が上昇する傾向が、クリープ疲労条件下では粒界近傍で上昇する傾向がみられ、負荷形態による差異を生じた。損傷の増大に伴って GROD の平均値も増大するが、粒内変形を伴うクリープ条件下でその割合が大きいことが明らかとなった。

(6) 参考文献

- (37) 齋藤伸彦, 駒井伸好, 住吉泰生, 竹井康裕, 北村雅樹, 東海林剛, 三菱重工技報, Vol.52, No.4, pp.27-35(2015).
- (38) 仙波潤之, 岡田浩一, 浜口友彰, 石川茂浩, 吉澤満, 先進超々臨界圧(A-USC)発電用ボイラ鋼管の開発, 新日鉄住金技報, Vol.397, No.4, pp.71-77(2013).
- (39) 野口泰隆, 宮原光雄, 岡田浩一, 五十嵐正晃, 小川和博, 700°C級 USC プラント用 Fe-Ni 基合金 HR6W のクリープ疲労特性, 材料, Vol.57, No.6, pp.569-575(2008).
- (40) 藤山一成, 原田和真, 小川明寛, 來海博央, SUS304HTB 鋼のクリープ損傷過程における結晶粒内ひずみ分布の EBSD による評価, 材料, Vol.64, No.2, pp.94-99(2015).
- (41) 久布白圭司, 榊原洋平, 大谷俊博, SEM/EBSD 法を用いたオーステナイトステンレス鋼のクリープひずみ評価, 材料, Vol.64, No.2, pp.106-112(2015).
- (42) 与田梨花, 釜谷昌幸, 木村英彦, 大谷俊博, 藤山一成, EBSD 法によるクリープ損傷評価のためのラウンドロビン試験, 材料, Vol.66, No.2, pp.130-137(2017).
- (43) 高久歴, 齊藤大蔵, 吉岡洋明, Hastelly X の粒内方位差変化によるクリープ損傷評価における結晶粒径および方位の影響, 材料, Vol.58, No.3, pp.229-234(2009).
- (44) 小林大輔, 竹内勉, 中別府克司, 横堀壽光, EBSD 法による凝固制御 Ni 基超合金切欠き材のクリープ損傷評価, 材料, Vol.67, No.2, pp.276-283(2018).
- (45) 大谷俊博, EBSD 法による材料評価のための方位差測定標準—その必要性と試験技術—, 材料, Vol.66, No.11, pp.861-867(2017).
- (46) 緒方隆志, CrMoV 鍛鋼のクリープボイド成長に及ぼす繰返し負荷の影響, 材料, Vol.66, No.1, pp.43-50(2017).
- (47) 緒方隆志, 荒井正行, 新田明人, 高温構造材料のクリープ疲労損傷機構の解明(I), 電力中央研究所報告, T93018(1994).

3-2. 耐熱金属材料のクリープ、クリープ疲労条件下の高精度寿命評価法の開発

3-2-1 多軸応力勾配を有するクリープ条件下の破断時間予測法の提案

(1) はじめに

我が国の電力供給に占める火力発電の割合は、9割近くに上る。中でも蒸気温度 600 °C 程度の超々臨界圧火力発電は、電力各社の主要電源に位置付けられている。この超々臨界圧火力発電所のボイラや蒸気タービン高温機器には、高温強度、耐食性に優れた改良 9Cr-1Mo 鋼が使用されている。これまでに、実機プラントにおいて同鋼溶接部でのクリープ損傷事例が報告されており(1)、溶接部を対象とした損傷要因の解明や損傷評価法に関する研究が進められてきた。その結果、溶接影響部細粒域での損傷の進行は、同部位が多軸応力状態となり、母材ではみられないボイドの発生・成長が優先的に生じるためであることが明らかにされている(2),(3)。一方で、高温機器の構造や形状不連続部などの応力集中部では、母材部においても応力勾配を有する多軸応力場となることによるクリープ損傷の進行が懸念される。改良 9Cr-1Mo 鋼母材を対象に単軸応力下のクリープ強度に関するデータは取得されてきたが、多軸応力勾配のある応力集中部におけるクリープ損傷の進行過程や損傷評価法についての研究は極めて限られているのが現状である。

高橋(4)は、改良 9Cr-1Mo 鋼母材に 1 種類（切欠き先端半径 1.5 mm）の環状切欠きを導入した試験片を用いてクリープ試験を実施し、同一公称応力において切欠き試験片に比べ破断時間が長くなる切欠き強化となることを示したが、多軸応力下での損傷過程とそれに及ぼす多軸応力状態の影響については明らかにされていない。Goyal ら(5)は、同鋼母材を対象に種々の切欠き先端半径を有する環状切欠き試験片を用いてクリープ試験を実施し、クリープ破断特性に及ぼす切欠き形状の影響を調べているが、切欠き形状が損傷進行に及ぼす影響や応力状態との関係は明らかにされていない。著者ら(6)は、1CrMoV 鍛鋼環状切欠き試験片を対象に、切欠き最小断面でのボイド発生・成長過程ならびに応力状態との関係を明らかにしたが、多軸応力勾配を有するクリープ条件下の破断時間の予測法については言及しなかった。改良 9Cr-1Mo 鋼製高温機器の応力集中部での損傷の進行や余寿命を解析結果に基づいて的確に予測するには、多軸応力下での損傷過程の把握とクリープ破断時間予測法の精度向上が必要不可欠である。また、改良 9Cr-1Mo 鋼は、溶接継手熱影響部においてはボイドの発生・成長が確認されている(2),(3)が、母材の単軸クリープ条件下では明確なボイドの発生・成長が確認されておらず(7)、ボイドを対象とした非破壊損傷評価法が適用できない。このような非破壊損傷評価法の適用性という観点からも、母材が多軸応力を受ける場合の損傷過程を明らかにすることは有用である。

そこで本研究では、切欠き先端半径の異なる 4 種の改良 9Cr-1Mo 鋼環状切欠き試験片を用いて、クリープ破断および中断試験、弾塑性-クリープ有限要素解析を実施し、損傷の進行過程に及ぼす応力状態の影響を明らかにするとともに、多軸応力勾配下のクリープ破断時間予測法について検討する。

(2) 試験方法および解析方法

(2-1) 試験方法

供試材料は、先に報告した(8)蒸気温度約 600 °C の火力発電プラントで約 8 万時間使用された改良 9Cr-1Mo 鋼ボイラ主蒸気配管管台母材部である。母材部の単軸クリープ破断強度は、新材のそれと同等であることを確認している。これより作製した環状切欠き試験片の形状寸法を図 3-2-1 に示す。平行部直径 10 mm 標点間

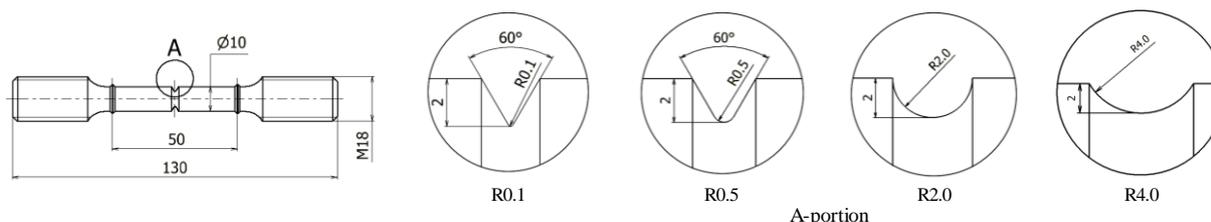


図 3-2-1 4 種類の丸棒環状切欠きクリープ試験片形状 (unit : mm)

表 3-2-1 環状切欠き試験片のクリープ中断試験条件

Notch	Stress	Test time	Damage	Notch	Stress	Test time	Damage
R0.1	120 MPa	303 hour	25 %	R2.0	105 MPa	477 hour	30 %
		606 hour	50 %			954 hour	60 %
		913 hour	75 %			1433 hour	90 %
		1073 hour	90 %	R4.0	105 MPa	321 hour	30 %
R0.5	120 MPa	416 hour	30 %			577 hour	60 %
		835 hour	60 %			866 hour	90 %
		1221 hour	90 %				

長さ 50 mm の丸棒の試験片中央部に深さ 2 mm, 切欠き半径 R がそれぞれ R=0.1 mm (R0.1), R=0.5 mm (R0.5), R=2.0 mm (R2.0), R=4.0 mm (R4.0) の 4 種類の環状切欠きを加工した。切欠き試験片の弾性応力集中係数は、それぞれ 5.12, 2.53, 1.54, 1.29 である。クリープ試験には、最高温度 1200 °C, 最大荷重 50 kN, 重錘にてこ比が 1:10 のレバー式クリープ試験機を用いた。試験条件は、温度 650 °C, 切欠き最小断面の公称応力を 100 MPa~180 MPa とした。また、クリープ損傷過程における損傷状態を明らかにするため、クリープ損傷率を“(中断時間) / (破断時間) × 100 %”と定義し、試験を途中で中断して損傷率 25 %~90 % の損傷材を作製した。切欠き底最小断面の公称応力 120 MPa および 105 MPa における、中断条件と損傷値を表 3-1-1 に示す。

損傷材は、切欠き底断面のボイド個数密度を計測するため、切欠き底最小断面を軸方向に沿って(縦断面)切断した。切断後、縦断面をアクリル樹脂に埋め込み、表面を耐水研磨紙で#400 から#2000 まで順次研磨し、さらに粒径 3.0 μm および 1.0 μm のアルミナ懸濁液で鏡面になるまでバフ研磨した。研磨した縦断面を、塩酸 5 cc, エタノール 100 cc, ピクリン酸 1 g を調合した腐食液で、腐食した。その後、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用い、切欠き底最小断面直径部に対して軸方向上下 100 μm (軸方向長さ 200 μm) の範囲を、倍率 500 倍程度で切欠き底表面から中心部にかけて組織状態を観察した。

(2-2) 有限要素クリープ解析方法

切欠き部の応力状態を明らかにするため弾塑性クリープ解析を実施した。解析モデルは試験片の対称性を考慮し 1/8 モデルとし、滑らかな応力分布を得るために切欠き底表面の分割数を切欠き先端半径が鋭い切欠き試験片ほど細かくした。節点間隔は、切欠き底表面から中心部にかけて大きくし、切欠き半径の小さい R0.1 および R0.5 では切欠き底近傍での節点間距離を 0.5 μm 程度とし、R2.0 および R4.0 はそれぞれ 15 μm, 36 μm とした。弾塑性解析における応力-ひずみ関係は、2 直線近似とし加工硬化係数は平滑試験片を用いて 650 °C の引張試験結果から決定した。クリープ構成式は、次式の Bailey-Norton 則を用いた。

$$\dot{\epsilon}_{ceq} = B\sigma_{eq}^k + A\sigma_{eq}^l mt^{m-1} \quad (3-2-1)$$

ここで $\dot{\epsilon}_{ceq}$ は相当クリープひずみ速度 (1/hour), σ_{eq} は相当応力 (MPa), B, k, A, l, m は材料定数である。定数は 650 °C の平滑試験片のクリープ試験結果から決定し $B=2.11 \times 10^{-20}, k=7.80, A=1.68 \times 10^{-13}, l=5.07, m=0.31$ とした。解析コードは、汎用構造解析コード Marc を使用した。

(3) 試験結果

(3-1) 環状切欠き試験片のクリープ試験結果

代表例として公称応力 120 MPa でクリープ試験を実施した切欠き試験片のクリープひずみと時間の関係を図 3-2-2 に示す。図中には、比較のために平滑試験片の 90 MPa のクリープ曲線を示している。切欠き試験片は、平滑試験片に比べて公称応力が高いにも関わらず、クリープ変形の進行が遅く、破断時の軸方向ひ

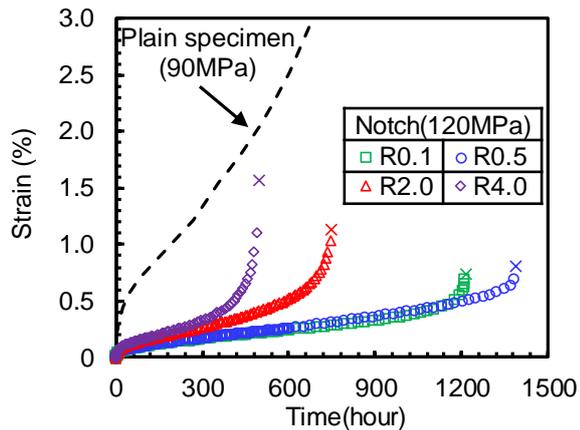


図 3-2-2 環状切欠き試験片のクリーブ曲線

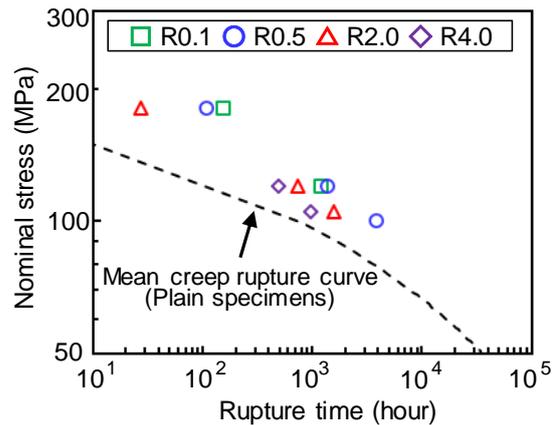


図 3-2-3 環状切欠き試験片のクリーブ破断特性

ずみも平滑試験片は 10 % 以上であるのに対し、いずれの切欠き試験片も 2 % 未満であった。また、切欠き試験片間で比較すると弾性応力集中係数の大きい切欠き試験片ほどクリーブひずみ速度が小さくなった。このことは、平滑試験片に比べ、切欠き試験片では軸方向変形に対する拘束の影響が顕著になることを示唆している。切欠き試験片の公称応力と破断時間の関係を比較して図 3-2-3 に示す。図中には改良 9Cr-1Mo 鋼 pipe 材の単軸クリーブ平均破断曲線(9)を破線で示している。切欠き試験片のクリーブ破断時間は、同一公称応力の平滑試験片のそれより長時間となっており、切欠き強化を示すことがわかる。切欠き試験片間では、比較的高応力である公称応力が 180 MPa におけるクリーブ破断時間は弾性応力集中係数が大きいほど長くなることがわかった。また、比較的低応力側では最も弾性応力集中係数の大きい R0.1 がそれよりも小さい R0.5 に比べて破断時間が短くなっており、弾性応力集中係数の差異からは切欠き試験片の相違を説明することができない。

(3-2) 破断材および損傷材の観察結果

クリーブ試験で破断した試験片の破面を切欠き底表面から中心部にかけて SEM で観察した。代表例として公称応力 120 MPa における、R0.5 および R2.0 の切欠き試験片の切欠き底表面および中心部近傍を観察した破面を図 3-2-4 に示す。R0.1 および R0.5 では、切欠き底表面近傍で粒界に沿って引張分離した粒界破壊を呈していた。また、内部にかけて粒内破壊が混在するようになり、中心部では延性的なディンプル破壊も確認された。R2.0 および R4.0 では、切欠き底表面近傍ではディンプルがみられる粒内破壊であったが、中心部にかけて粒界破壊が増加する傾向がみられた。このように、切欠き形状によって同一公称応力においても破壊形態が異なっていることが明らかとなった。

次に、損傷材の切欠き底断面における組織状態を SEM によって観察した。観察結果の代表例として R0.1 の 25 % ~ 90 % 損傷材の切欠き底表面近傍での組織状態を図 3-2-5 に示す。比較的損傷率が小さい 25 % 損傷材においても、粒界上に擬球状ボイドが観察され、損傷が進むにつれてボイドの個数と大きさが増す傾向がみられた。同様なボイドは他の切欠き試験片においても観察され、単軸応力条件下の改良 9Cr-1Mo 鋼では観察されなかったクリープボイドが、後述するように多軸応力状態となる切欠き試験片においては観察されることが明らかとなった。75 % 損傷材で切欠き底表面から約 0.1 mm 近傍で負荷応力に対して垂直方向にボイドが合体成長した 200 μm 程度のき裂が、90 % 損傷材でも同様に切欠き底表面にかけて 400 μm 程度まで成長したき裂が確認された。このような微小き裂は R0.1 においてのみ観察された。各切欠き試験片の切欠き底断面におけるボイドの発生状態を定量的に調べるため、ボイド個数密度の計測を行った。得られたボイド個数密度と切欠き底表面からの距離の関係を図 3-2-6 に示す。図には、切欠き底断面でのボイド個数密度が大きい側の表面から、試験片中心部の観察結果を示している。R0.1 では、切欠き底表面でボイド個数密度がピークを示しており、中心部に向かうにつれて減少している。R0.5 では切欠き底表面より、0.5 mm 近傍でボイド個数密度がピークを示し、R0.1 と同様に中心部に向かうにつれて減少している。一方、R2.0 および R4.0 では、切欠き底表面から中心部に向かうにつれてボイド個数密度が増大する傾向が認められ、R0.1

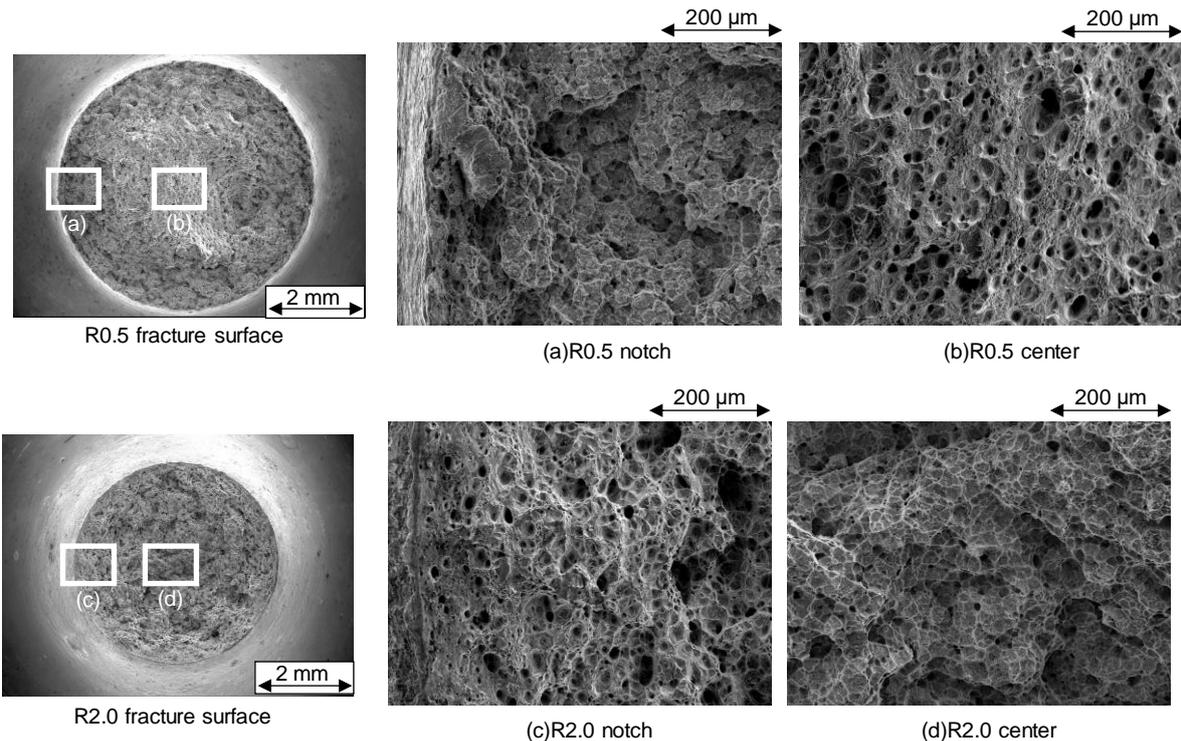


図 3-2-4 クリープ破断した環状切欠き試験片の破面形態

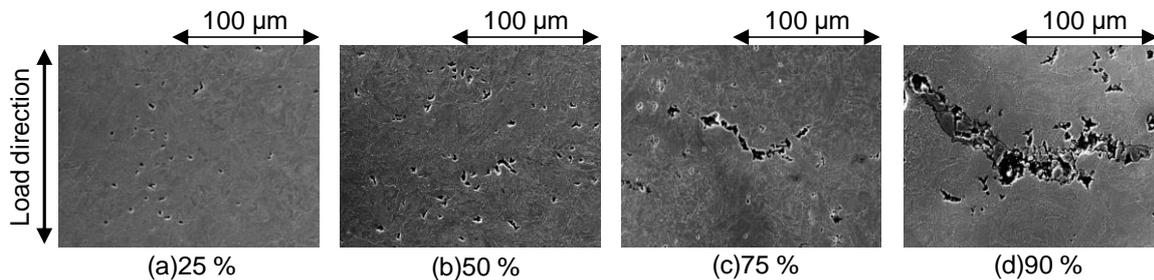


図 3-2-5 R0.1 環状切欠き試験片損傷材の切欠き底表面近傍で観察されたボイドの代表例

および R0.5 とはボイド個数密度の分布傾向が大きく異なる。弾性応力集中係数が大きいほど、ボイド個数密度の最大値が増加する傾向にある。R4.0 においてもボイドがみられたものの、他の切欠き試験片のボイド個数密度に比べてわずかであったことは、ボイドによる損傷に比べ、クリープ変形が優先して進行し、破断に至ったことを示唆している。このことから、単軸応力下でボイドが観察されなかった(7)のは、多軸応力下に比べ同一応力でのクリープ変形速度が速いことにより、ボイドが発生する前にクリープ変形が進行して破断に至ったためと考えられる。

(4) 有限要素クリープ解析結果および考察

(4-1) 環状切欠き試験片の応力および多軸係数分布

有限要素クリープ解析によって得られた公称応力 120 MPa の破断時間における各切欠き試験片の切欠き底断面の軸方向の応力分布を図 3-2-7 に示す。最大応力である軸方向応力は、いずれの切欠き試験片においても負荷直後では切欠きによる応力集中の影響により、切欠き底近傍で最大値を示すが、クリープ変形による応力の再分布を生じて、200 時間程度経過すると破断時間での分布と同様な応力分布となった。R0.1 および R0.5 では切欠き底表面から若干内部で軸方向応力が最大値を示し、中心部に向かうにつれて減少しているが、R2.0 および R4.0 では切欠き底表面近傍の軸方向応力が低く、中心部に向かうにつれて増大しており、

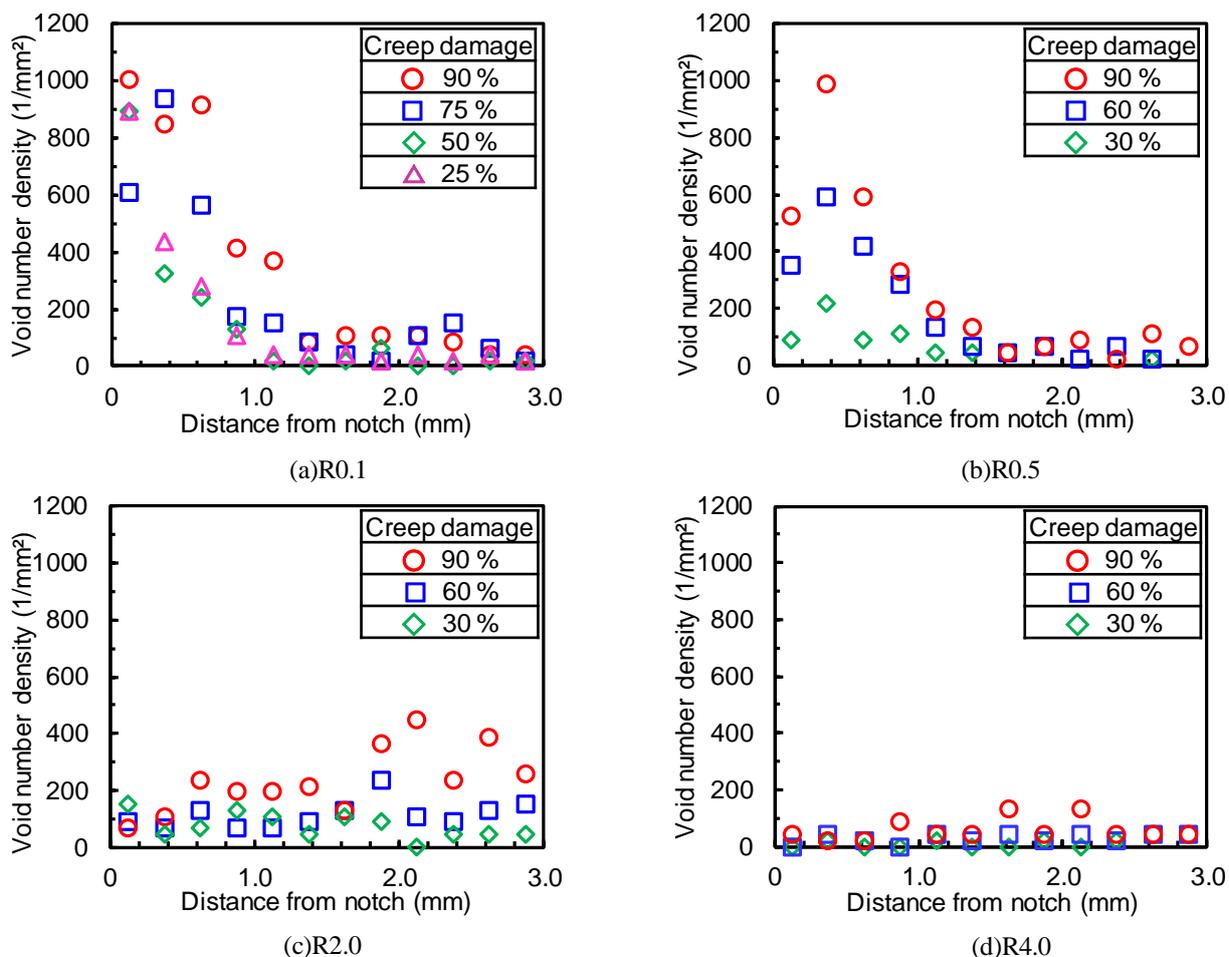


図 3-2-6 R0.1 環状切欠き試験片損傷材の切欠き底表面近傍で観察されたポイドの代表例

切欠き形状が異なることにより軸方向応力の分布も異なることがわかる。切欠き底表面から中心部にかけての軸方向、径方向、周方向応力分布を図 3-2-8 に示す。R0.1 では、切欠き底表面から 0.1 mm 近傍で、R0.5 では切欠き底表面から 0.5 mm 近傍で 3 方向の応力が最大値を示し内部に向かって減少している。R2.0 および R4.0 では、切欠き底表面から内部にかけて 3 方向の応力は上昇し、中心部で最大値を示している。このように、負荷応力は単軸であるが切欠き底断面においては径方向ならびに周方向応力が引張応力となる 3 軸引張応力状態となっていることがわかる。上述した切欠き底断面におけるポイド個数密度の計測結果は、定性的にはこれらの応力分布状態と対応している。切欠き試験片間でポイド個数密度の分布傾向に差異が生じるのは、多軸応力の度合いが異なることによるものと考えられる。切欠き底断面の次式で表される Mises 相当応力分布を図 3-2-9 に示す。

$$\sigma_M = \{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\}^{1/2} / \sqrt{2} \quad (3-2-2)$$

ここで σ_1 , σ_2 , σ_3 は主応力(MPa)である。R0.1 および R0.5 では、切欠き底表面で Mises 相当応力がそれぞれ 102

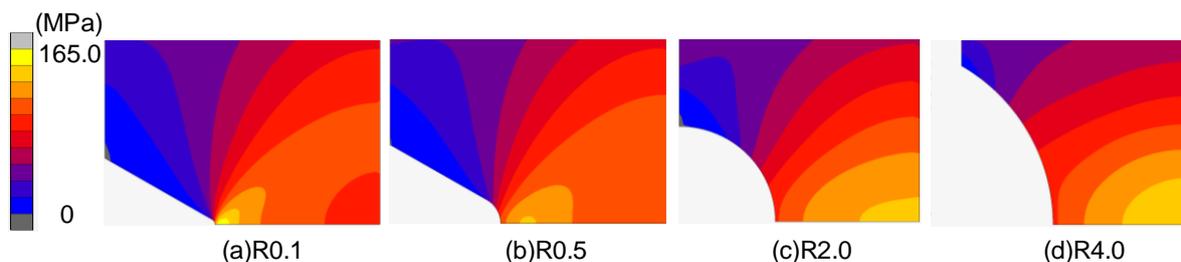


図 3-2-7 各環状切欠き試験片の破断時間における軸方向応力分布

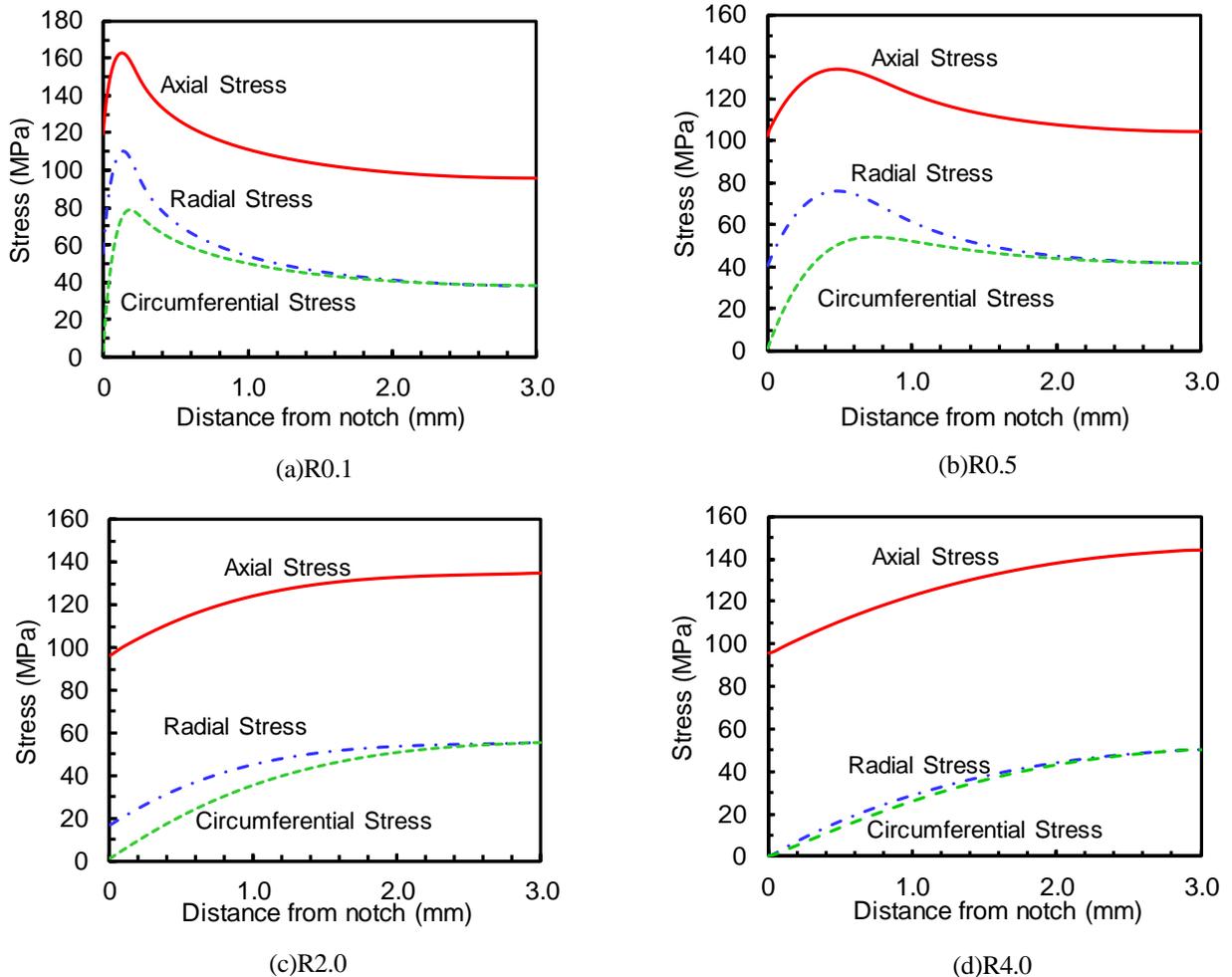


図 3-2-8 各環状切欠き試験片の切欠き最小断面における破断時間での応力成分分布

MPa, 87 MPa と最も高くなり, 内部に向かって急激に低下し中心部ではそれぞれ 58 MPa, 62 MPa となった. R2.0 では, 切欠き底表面で 88 MPa と最も大きくなるが, 中心部に向かって緩やかに低下して中心部では 80 MPa となった. R4.0 では, 切欠き底表面から中心部にかけて応力勾配はなく, Mises 相当応力は 95 MPa 程度とほぼ一定となった. 切欠き底中心部では弾性応力集中係数が大きいものほど Mises 相当応力が低い. また, いずれの切欠き試験片においても Mises 相当応力分布はボイド個数密度の分布, 即ちクリーブ損傷とは対応していないことがわかる.

次に, 図 3-2-8 の応力成分分布状態に対する多軸応力の度合いを調べるため, Mises 相当応力と静水圧応力との比として次式で与えられる, 多軸係数 TF を計算した.

$$TF = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / \sigma_M \quad (3-2-3)$$

$TF=1$ のとき, 単軸応力状態であり, それより大きくなるほど多軸応力状態の度合いが増すことになる. 破断時間における切欠き底断面での TF を図 3-2-10 に示す. いずれの切欠き試験片においても, TF の分布は軸方向応力の分布と同様な傾向となり, R0.1 では切欠き底表面から 0.1 mm 近傍で, R0.5 では表面から 0.5 mm 近傍でそれぞれ $TF=4.9$, $TF=3.7$ とピークを示し, 内部に向かって緩やかに低下している. また, R2.0 および R4.0 では内部に向かうにつれて上昇し, 中心部ではそれぞれ $TF=3.1$, $TF=2.6$ となっている. 図 3-2-6 に示すようなボイド個数密度分布になったのは, 同部位で軸方向応力が高くなることに加え, 多軸係数が最大となることに起因している.

(4-2) 環状切欠き試験片の軸方向クリープひずみ分布

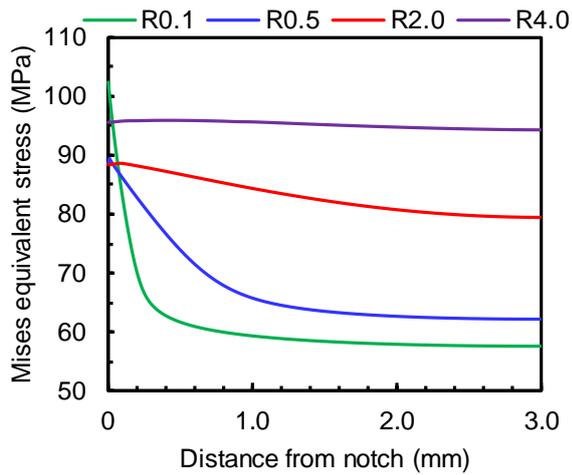


図 3-2-9 切欠き底断面の破断時間での Mises 相当応力分布

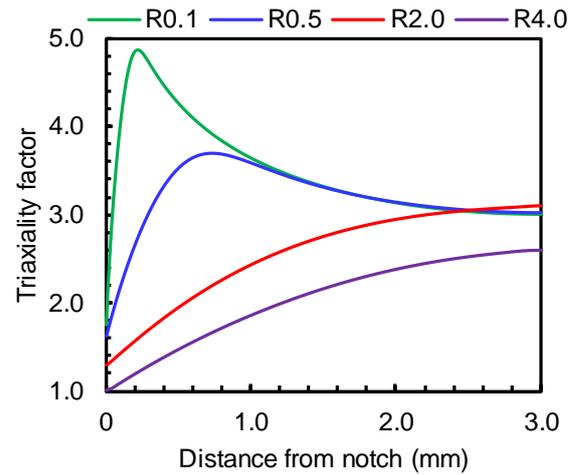


図 3-2-10 切欠き底断面の破断時間での多軸係数の分布

有限要素クリープ解析によって得られた、公称応力 120 MPa の破断時間における切欠き底表面から中心にかけての軸方向クリープひずみ分布を図 3-2-11 に示す。R0.1 および R0.5 では、切欠き底表面で軸方向クリープひずみがそれぞれ 0.15, 0.07 と最も大きく中心部に向かうにつれて急激に低下し、中心部では軸方向クリープひずみがほとんど生じていないことがわかる。R2.0 では、切欠き底表面で軸方向クリープひずみが 0.038 と最も大きく、中心部に向かうにつれて緩やかに低下し、中心部では 0.015 となっている。R4.0 では、他の切欠き試験片にみられた軸方向クリープひずみの勾配がなく、切欠き底表面から内部の軸方向クリープひずみは 0.04 とほぼ一定となっている。また、切欠き底最小断面での Mises 相当クリープひずみの分布は、図 3-2-11 に示す軸方向クリープひずみより全体的にわずかに高くなるものの、両者の傾向に顕著な差異はみられなかった。以上のことから R0.1, R0.5, R2.0 は、多軸係数が最も小さい切欠き底表面で局所的なひずみは生じるものの、切欠き底断面において 3 軸引張応力状態となり、軸方向の変形が抑制されていると考えられる。R4.0 も同様に 3 軸引張応力状態となっているが、他の切欠き試験片に比べて多軸係数が小さいことから切欠き底断面においてクリープひずみの勾配が存在せず、全体的にクリープひずみが一様となったものと考えられる。同一公称応力において、切欠き試験片の破断時間が平滑試験片のそれより長くなる切欠き強化を示すのは、切欠き底断面が 3 軸引張応力状態となり、軸方向変形が抑制されたことに起因するものと推察される。切欠き試験片間の弾性応力集中係数の相違による、クリープ破断強度の差異は、クリープ変形が支配的となる高応力下では、多軸係数の大きい切欠き試験片ほど軸方向変形の拘束度合いが大き

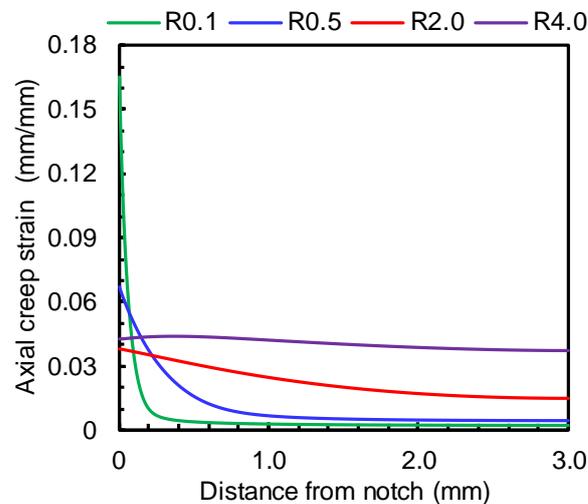


図 3-2-11 切欠き最小断面における破断時間での軸方向クリープひずみ分布

くなり、破断時間が長くなったと考えられる。また、低応力下ではクリープ変形が遅く、図 3-2-6 に示したようにボイドが発生、成長することでクリープ損傷が支配的となるため、多軸係数ならびに軸方向応力が最も大きい R0.1 は、R0.5 に比べてクリープ変形が拘束され変形速度が抑制される一方で、公称応力より過大な軸方向応力が負荷されることにより、切欠き底断面での局所的なクリープ損傷の進行が速く、き裂が発生し短時間で破断したものと解釈される。

(5) クリープ破断時間予測法の提案

(5-1) 代表点応力を用いた予測法

(4) で述べた解析結果より得られた、切欠き底最小断面における代表点に着目した切欠き試験片の破断時間の予測を試みる。一般的に、多軸応力場のクリープにおける変形や寿命特性の整理に最大主応力 σ_I や Mises 相当応力 σ_M が用いられることから、代表点での応力を、それぞれの試験片の切欠き底最小断面に分布する最大主応力の最大値 $\sigma_{I_{max}}$ と Mises 相当応力の最大値 $\sigma_{M_{max}}$ とする。また、クリープ解析過程において σ_M がほぼ一定となる骨格点での応力を参照応力 σ_r とし、 σ_r についても検討する。 $\sigma_{I_{max}}$ 、 $\sigma_{M_{max}}$ および σ_r に対して、図 3-2-3 中の破線で示す単軸クリープ平均破断曲線を用いて予測される切欠き試験片の破断時間を、実験で得られた破断時間と比較して図 3-2-12 に示す。なお、予測時間が 10 時間以下の結果は、プロットしていない。 $\sigma_{I_{max}}$ を用いて予測された切欠き試験片の破断時間は、実験値に比べ過度に短時間の予測となった。これは、解析結果からもわかるように切欠き底断面での $\sigma_{I_{max}}$ の値が公称応力（単軸応力下の最大主応力）より大きいにもかかわらず、多軸応力による軸方向変形の抑制により破断時間が、同一公称応力の単軸応力下の破断時間よりも長くなることに起因している。 σ_r を用いた予測は、弾性応力集中係数が小さい切欠き試験片ほど実験値に近くなったが、 $\sigma_{I_{max}}$ と同様に実験値に比べ過度に短時間の予測となった。一方、 $\sigma_{M_{max}}$ を用いた予測では、R0.5 が実験値と近い予測結果となったものの、R0.1 では予測結果が実験値の 1/2 倍以下となり、R2.0 および R4.0 で実験値の 2 倍を超える予測結果が得られた。図 3-2-9 からわかるように、 $\sigma_{M_{max}}$ はすべての試験片で切欠き底表面が代表点となるが、同部位では多軸係数が小さく試験片間の多軸性の差異が反映されない。また、ボイド個数密度に代表されるクリープ損傷の顕著な部位とも対応しておらず、 $\sigma_{M_{max}}$ は、応力勾配を有する多軸応力下のクリープ破断時間を予測する適切なパラメータとは言い難い。

以上のように、代表点応力として $\sigma_{I_{max}}$ 、 $\sigma_{M_{max}}$ および σ_r を用いた切欠き試験片の破断時間の予測は困難である。そこで、切欠き底最小断面上でのクリープ損傷との対応がみられた $\sigma_{I_{max}}$ に着目して、切欠き形状の異なる試験片で同一の破断時間となる $\sigma_{I_{max}}$ と同部位での TF の関係を図 3-2-13 に示す。両者の関係にはばらつきがあるものの、同一破断時間となる $\sigma_{I_{max}}$ は TF が大きくなるほど上昇することがわかる。このような関係を踏まえて、 TF が異なる場合に同一の破断時間を与える単軸応力との等価応力 σ_u を次式で表すことができる。

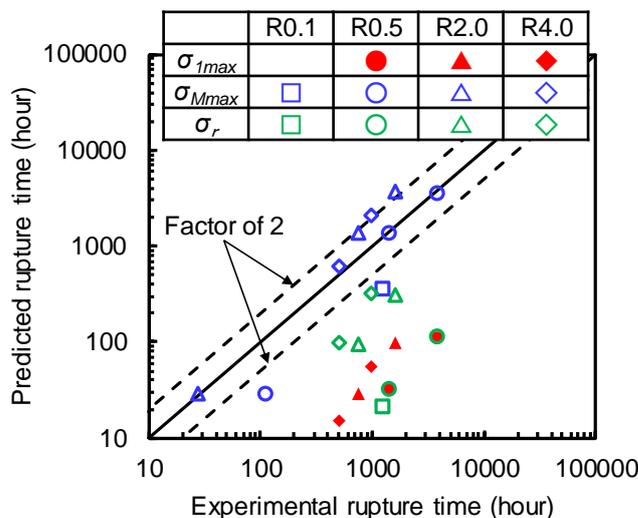


図 3-2-12 切欠き底表面および代表点での解析結果を用いた破断時間の予測結果と実験値との比較

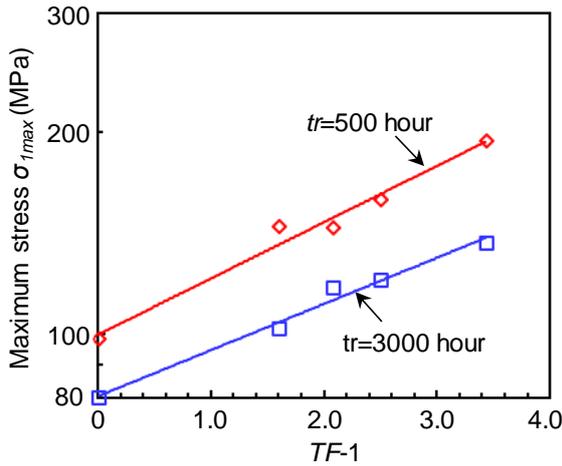


図 3-2-13 最大主応力と多軸係数の関係で示した等破断時間線

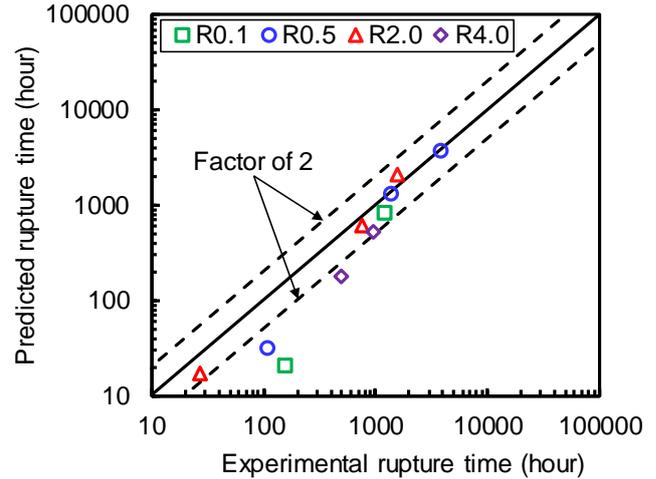


図 3-2-14 等価応力と単軸破断曲線から予測された破断時間と実験値との比較

$$\sigma_u = \frac{\sigma_{1max}}{10^{0.0712(TF-1)}} \quad (3-2-4)$$

この等価応力を用いて、図 3-2-3 に破線で示す単軸応力下の平均破断曲線から、切欠き試験片の破断時間を予測して、実験結果と比較したものを図 3-2-14 に示す。単軸応力下の破断試験結果がほとんど存在しない 100 時間以下の短時間で破断したデータを除いては、予測破断時間は切欠き形状に依存することなく、実験による破断時間の 1/2 倍～2 倍の範囲内に入っており、概ね良好な予測結果が得られた。

(5-2) 面積平均損傷概念に基づく予測法

(5-1) では、代表点の応力を用いた切欠き試験片の破断時間予測法について検討したが、切欠き底最小断面においては応力勾配を有する多軸応力場となり、それに対応してクリープ損傷も分布することから、代表点 1 点の応力を用いた予測よりも、試験片断面に分布するクリープ損傷を考慮した予測法が妥当であると考えられる。そこで、応力勾配を有する環状切欠き試験片の破断時間を予測する方法として、以下の面積平均損傷に基づく方法を提案する。

今、切欠き底最小断面において試験片中心部 (半径 $r=0$) から表面 ($r=r_F$) までを損傷評価領域とし、解析で得られる任意のクリープ時間 t での試験片中心部から表面にかけてのクリープ損傷の分布が、 r の関数として $D_c(r)$ と表されるとするとき、同時間までの面積平均クリープ損傷 D_{cm} は、以下の式より求められる。

$$D_{cm} = \frac{1}{A_T} \int_0^{2\pi} \int_0^{r_F} D_c(r) r dr d\theta = \frac{2\pi}{A_T} \int_0^{r_F} D_c(r) r dr \quad (3-2-5)$$

ここで、 A_T は損傷評価領域全体の面積であり、ここでは切欠き底最小断面の面積である。上式により求まる D_{cm} が 1 となったときに破断すると仮定すると、破断時間 t_r は次式で予測される。

$$t_r = \frac{t}{D_{cm}} \quad (3-2-6)$$

本研究においては、有限要素解析結果を用いる近似的な方法として、試験片の有限要素モデルにおける切欠き底断面の節点位置に対応させて試験片中心に対して同心円に n 分割して評価することとする。分割した各

区間においては応力あるいはひずみは一定として損傷を算出し、対応する面積を乗じて、これらの総和を全評価面積で除することによって損傷面積比を求める。この場合には、式(3-2-5)は次式のように表すことができる。

$$D_{cm} = \frac{1}{A_T} \sum_{i=1}^n D_{ci} A_i = \frac{1}{r_F^2} \sum_{i=1}^n D_{ci} (r_i^2 - r_{i-1}^2) \quad (3-2-7)$$

ここで、 D_{ci} は n 分割した場合の i 番目の位置でのクリープ損傷で A_i は i 番目の領域、即ち半径 $r=r_i$ の円と $r=r_{i-1}$ の円で囲まれる面積である。

上述した面積比を用いた損傷評価を行うには、任意の均一な多軸応力状態に対して適切な損傷評価が可能な等価応力や等価ひずみを用いる必要がある。しかしながら、均一な多軸応力下でのクリープ破断データが限られており、過去に Hayhurst ら(10)や Cane ら(11)によって最大主応力と Mises 相当応力を組み合わせた等価応力が提案されているものの、その妥当性は十分に検討されておらず、本改良 9Cr-1Mo 鋼に対する材料定数は得られていない。このため、現状では応力を基準とした損傷面積比による多軸応力下での破断時間の予測は困難である。一方、クリープひずみに関しては、クリープ破断延性に及ぼす多軸応力の影響については、実験的にも明らかにされつつあり、ポイドの発生・成長に及ぼす多軸応力の影響を理論的に考慮した延性低下モデルも提案されている。Wen ら(12)は、複数の鉄鋼材料で実験によって得られたクリープ破断延性と多軸係数の関係を調査している。同報告によると、材料による破断延性のばらつきはみられるものの、いずれの材料においても単軸応力下に比べ多軸係数が大きくなるほどクリープ破断延性が低下すること、延性低下と多軸係数との関係は延性低下モデル間によって大きくは異なることが示されている。そこで、本研究では多軸応力の影響を考慮したクリープひずみを基準とする損傷面積比による損傷評価を試みる。

Wen ら(12)によってまとめられたデータにおいて、改良 9Cr-1Mo 鋼の単軸クリープ破断延性 ϵ_{fu} に対する多軸応力状態の破断延性 ϵ_{fm} の TF 依存性は、以下の式で近似することができる。

$$\epsilon_{fm} = \{1.0 - 0.972 \log(TF)\} \epsilon_{fu} \quad (3-2-8)$$

上式により任意の多軸応力状態に対する破断延性が求められる。本研究では、環状切欠き試験片に対して有限要素解析から得られる多軸応力下の軸方向クリープひずみとの整合を加味して、 ϵ_{fu} は単軸応力下の限界ひずみ(13) (Monkman-Grant の関係から得られる係数)とした。切欠き試験片最小断面の試験片中心から r の位置における t 時間経過後の軸方向クリープひずみを $\epsilon_c(r)$ 、同部位での破断延性を $\epsilon_{fm}(r)$ とすると、クリープ損傷 $D_c(r)$ は次式で得られる。

$$D_c(r) = \frac{\epsilon_c(r)}{\epsilon_{fm}(r)} \quad (3-2-9)$$

上式で得られた $D_c(r)$ を、式(3-2-6)～(3-2-7)に適用することにより、切欠き試験片のクリープ破断時間を予測することができる。このような手順で予測した、環状切欠き試験片の破断時間と実験値との関係を図 3-2-15 に示す。なお、切欠き底最小断面での有限要素モデルの分割数 n は、R0.1 および R0.5 では 200、R2.0 では 80、R4.0 では 50 とした。予測された破断時間は実験値の 1/2 倍～2 倍の範囲内にあり、弾性応力集中係数に対する依存性がみられない良好な予測結果が得られた。このように、多軸応力状態で表面から内部にかけて応力勾配を有するような環状切欠き試験片のクリープ破断時間の予測には、代表点の値にのみ着目するのではなく、式(3-2-9)のようなクリープ損傷に及ぼす多軸応力の影響が考慮される損傷クライテリオンを用い

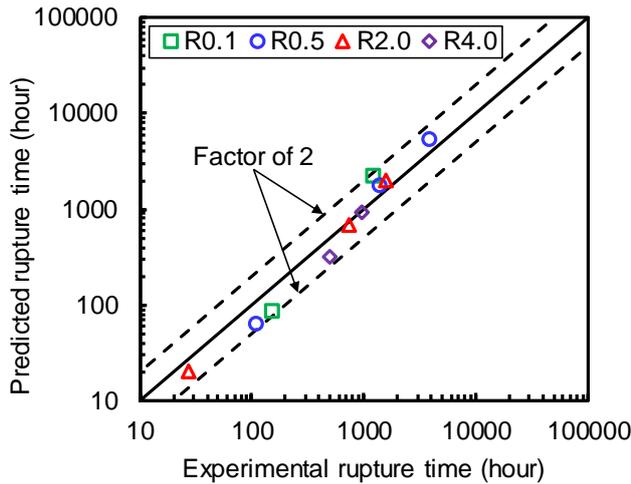


図 3-2-15 面積平均損傷概念に基づく破断時間の予測結果と実験値との比較

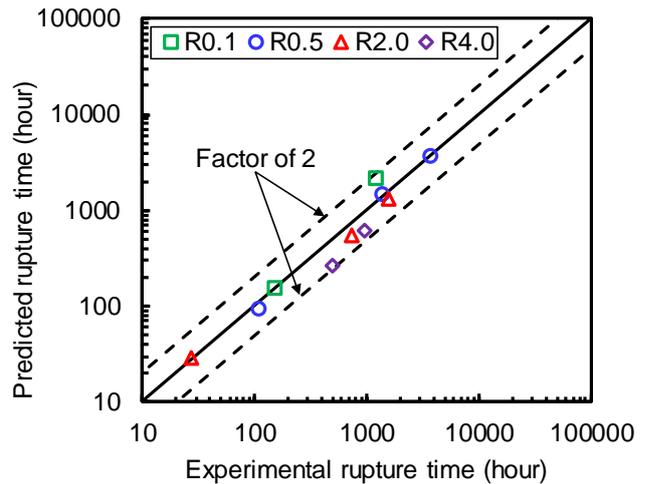


図 3-2-16 最大主応力依存性を考慮した面積平均損傷概念に基づく破断時間の予測結果と実験値との比較

て、式(3-2-5)あるいは式(3-2-7)によって切欠き底最小断面全体にわたって損傷をとらえる、面積平均損傷による評価が有効である。

図 3-2-15 の破断時間の予測結果は弾性応力集中係数の依存性はみられないものの、同一切欠き先端半径の試験片、即ち同一弾性応力集中係数であっても高応力短時間側では予測値が実験値よりやや短く、低応力長時間側ではやや長くなる、負荷応力に依存する傾向がみられる。これは、高応力短時間で破断する場合に比べ、低応力長時間で破断する場合の破断延性が低くなる可能性を示唆している。このような傾向は、Wenら(12)の破断延性と破断時間との関係からも見受けられる。そこで、式(3-2-9)による損傷評価において上述した切欠き底断面での最大主応力の最大値 σ_{1max} の依存性を考慮するため、以下の式によって $D_c(r)$ を導出することとした。

$$D_c(r) = \frac{\varepsilon_c(r)}{\varepsilon_{fm}(r)} \left(\frac{\sigma_{1max}}{\sigma_0} \right)^b \quad (3-2-10)$$

ここで、 σ_0 は基準主応力、 b は定数である。式(3-2-9)を用いた環状切欠き試験片のクリーブ破断時間予測結果に対する σ_{1max} 依存性を考慮して、 $\sigma_0=138$ MPa、 $b=-1.43$ と決定した。上式で得られる $D_c(r)$ に対して、式(3-2-6)、式(3-2-7)を適用して破断時間を予測した結果を実験値と比較して図 3-2-16 に示す。推定破断時間は実験値に対して、2 倍～1/2 倍の範囲にあり、応力レベルに依存しない良好な推定結果が得られた。式(3-2-10)の負荷応力依存性は、本研究における実験結果に対して決定したものであり、さらに低応力条件下での適用性はかならずしも明らかではない。一般的には、破断時間の増加に伴って破断延性の低下を生じるが、ある程度長時間側では破断延性が一定値に近づくことから、式(3-2-10)による破断延性は破断時間の予測という観点からは安全側の結果を与えることとなる。また、式(3-2-7)の適用では、分割数が予測結果に影響を与えることも考えられる。本研究における環状切欠き試験片の有限要素解析モデルは、切欠き底最小断面において表面近傍の節点間隔を $0.5 \mu\text{m}$ 程度と小さくすることにより、いずれの試験片においても滑らかな応力分布が得られた。上述した破断時間の予測では、解析モデルにおける節点数と分割数を同一としたが、破断時間の予測に用いる分割数を節点数の $(1/2)n$ として予想した破断時間の、分割数 n の場合の破断時間に対する誤差は、1%程度であり、分割数を $(1/3)n$ とした場合の誤差は 3%程度であった。よって、本研究で用いたモデルでは、分割数を 1/3 程度まで減少させても予測結果に与える影響は小さいと言える。

(6) おわりに

改良 9Cr-1Mo 鋼を対象に、4 種の環状切欠き試験片 (切欠き半径 $R=0.1$ mm (R0.1), $R=0.5$ mm (R0.5), $R=2.0$ mm (R2.0), $R=4.0$ mm (R4.0)) を用いてクリープ試験を実施し、切欠き底断面のクリープ損傷状態を把握するとともに、有限要素弾塑性クリープ解析に基づいて切欠き形状による応力状態の相違およびクリープ破断時間予測法を検討した。本研究で得られた主な結果を以下に要約する。

- (1) 切欠き試験片は、平滑試験片に比べてクリープ変形速度が遅く、同一公称応力において破断時間が長くなる切欠き強化を示した。切欠き試験片間では、弾性応力集中係数が大きいほどクリープ破断時間が長くなる傾向にあった。
- (2) 損傷材の縦断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果、平滑試験片では観察されなかったボイドが観察され、ボイド個数密度は、R0.1 および R0.5 では、切欠き底表面から 0.1 mm および 0.5 mm 近傍で最も高い値を示し、試験片中心部に向かうにつれて減少した。一方、R2.0 および R4.0 では切欠き底表面から中心部に向かってボイド個数密度が上昇しており、切欠き先端半径によってボイド個数密度の分布が異なっていた。
- (3) 切欠き試験片の弾塑性クリープ解析結果より、いずれの切欠き試験片も切欠き底断面においては、軸方向、径方向、周方向応力が引張となる 3 軸引張応力状態となることが明らかとなった。また、これらの応力の切欠き底断面における分布は、R0.1 および R0.5 では切欠き底表面近傍で最大となり、試験片中心部に向かって低下し、R2.0 および R4.0 では切欠き底表面から内部にかけて上昇しており、ボイド個数密度の分布と対応していた。
- (4) 環状切欠き試験片の破断時間を、最大主応力や Mises 相当応力などの最大値に着目した代表点の応力を用いて予測することはできなかった。切欠き底最小断面に分布する最大主応力の最大値に多軸係数依存性を考慮して導出した等価応力によって破断時間を概ね予測することができた。
- (5) 環状切欠き試験片の損傷状態と応力状態との関係を考慮して、切欠き底最小断面における面積平均損傷概念に基づくクリープ破断時間予測法を提案した。同提案法によって、環状切欠き試験片の破断時間を弾性応力集中係数に依存することなく良好に予測することができた。

(7) 参考文献

- (1) Brett, S. J., Oates, D. L. and Johnston, C., In-Service Type IV Cracking in a Modified 9Cr Header, Proceeding of ECCC Creep Conference, London, pp.563-572(2005).
- (2) Ogata, T., Sakai T. and Yaguchi, M., Damage characterization of a P91 steel weldment under uniaxial and multiaxial creep, Materials Science and Engineering, Vol.510-511, pp.238-243(2009).
- (3) Ogata, T., Sakai, T. and Yaguchi, M., Damage evolution and life prediction of a P91 longitudinal welded tube under internal pressure creep, ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.132, No.5, pp.051204-1-051204-9(2010).
- (4) 高橋由紀夫, 改良 9Cr-1Mo 鋼の多軸応力下でのクリープ破壊挙動とそのモデル化, 材料, Vol.58, No.2, pp115-121(2009).
- (5) Goyal, S., Laha, K., Vijayanand, D., Panneera Selvi, S and Mathew, M. D., Effect of multiaxial state of stress on creep rupture behaviour of 2.25Cr-1Mo steel., Proceeding of 6th International Conference on Creep, Fatigue and Creep - Fatigue Interaction, pp510-516(2013).
- (6) 緒方隆志, 池田直人, CrMoV 鍛鋼環状切欠き試験片のボイド成長シミュレーションに基づくクリープ損傷評価, 日本機械学会論文集, Vol.82, No.844, DOI:10.1299/transjsme. 16-00259(2016).
- (7) 緒方隆志, 山本真人, FBR 蒸気発生器用材料改良 9Cr-1Mo 鋼の長時間クリープ疲労特性, 電力中央研究所 研究報告 T94042(1995).
- (8) 山崎洋輝, 緒方隆志, 長期使用改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ強度に及ぼす試験片形状の影響, 材料, Vol.69, No.2, pp.91-98(2019).
- (9) Kimura, K. and Yaguchi, M., RE-EVALUATION OF LONG-TERM CREEP STRENGTH OF BASE METAL OF ASME GRADE 91 TYPE STEEL, Proc.PVP2016, PVP2016-63355(2016).

- (10) Hayhurst, D. R., Lin, J. and Hayhurst, R.J., Failure in notched tension bars due to high-temperature creep: Interaction between nucleation controlled cavity growth and continuum cavity growth., *International Journal of Solids and Structures*, vol.45, pp.2233-2250(2008).
- (11) Cane, B. J., Creep damage accumulation and fracture under multi-axial stress, *Proceeding of 5th Int. Conf. on Fracture*, pp.1285-1293(1973).
- (12) Wen, J., Tu, S., Xuan, F., Zhang, X. and Gao, X., Effects of Stress Level and Stress State on Creep Ductility: Evaluation of Different Models, *Journal of Materials Science & Technology*, Vol.32, No.8, pp695-704(2016).
- (13) 緒方隆志, 酒井高行, 屋口正次, 改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の単軸クリープ破断特性と損傷評価法の提案, *材料*, Vol.58, No.2, pp94-100(2009).

3-2-1. 多軸応力勾配を有するクリープ疲労条件下の寿命予測法の提案

(1) はじめに

ボイラ、蒸気タービンを始めとする各種高温機器には、円孔、切欠きなどの構造不連続部が存在する。プラントの定常運転中には、同部において表面から内部にかけて応力勾配が生じる多軸応力場となるため、応力集中部では平滑部に比べクリープ損傷が優先的に進行する。このようなことから、高温機器の運用中の信頼性を確保するには、応力勾配のある多軸応力場におけるクリープ損傷の進行とそれに伴うき裂発生寿命を的確に予測することが極めて重要となる。しかしながら、これまでの耐熱金属材料のクリープ損傷評価に関する研究の多くは平滑材を用いたクリープ試験結果に基づくものであり、応力勾配のある多軸応力場となる環状切欠き試験片を用いたクリープ損傷や寿命評価に関する研究に限られるのが現状である。これまでに、フェライト系耐熱合金の環状切欠き試験片を用いたクリープ試験により、平滑材と同一の公称応力条件下では、切欠き材の破断時間が長くなる切欠き強化を生じること(14)や切欠き底表面から内部でボイドや微小き裂が発生・成長すること(15)などが報告されている。著者ら(6)は、切欠き先端半径（弾性応力集中係数）の異なる環状切欠き試験片を用いてクリープ試験を実施し、切欠き底表面からのボイド個数密度の分布傾向は、切欠き先端半径によって異なること、これは切欠き底断面での軸方向応力の分布と対応しており、ボイド成長シミュレーション手法によって予測できることを明らかにした。

一方、頻繁にプラントの起動停止がある場合には、起動停止過程における熱応力の繰返しにより、構造不連続部でクリープ疲労損傷が進行することが懸念される。著者ら(16),(17)は、各種フェライト系合金鋼の平滑材を用いて、長時間のひずみ保持を有するクリープ疲労試験を実施し、既存の評価法に比べ精度よく寿命を予測できる手法を提案した。しかしながら、環状切欠き試験片を対象としたクリープ疲労試験に基づく寿命評価法に関する研究は、極めて限られており、応力勾配のある多軸応力場に対するクリープ疲労寿命評価法に関しては、必ずしも統一的な見解が得られるに至っていない。これまでにオーステナイト系ステンレス鋼の環状切欠きを用いたクリープ疲労寿命評価に関する研究において、簡易法である Neuber 則を用いた寿命評価が過度に安全側となること(18)や、0.1mm 程度のき裂発生寿命を予測する評価法(19)に関しては議論されてきたが、一般的に平滑材の破損寿命である巨視き裂の発生寿命評価法に関しては明確にされていない。また、フェライト系合金鋼に関しては、桜井ら(20)が CrMoV 鍛鋼環状切欠き試験片を用いて 30 分引張保持応力制御下でのクリープ疲労試験を実施し、多軸応力場が寿命に及ぼす影響について議論しているが、切欠き材のクリープ疲労寿命評価法については検討されていない。

本研究では、CrMoV 鍛鋼を対象に切欠き先端半径の異なる 2 種類の環状切欠き試験片を用いて、疲労および引張ひずみ保持を伴うクリープ疲労試験を実施し、切欠き材の寿命特性を明らかにするとともに、切欠き底断面における損傷状態の観察結果と弾塑性クリープ解析結果に基づいたクリープ疲労寿命評価法について検討する。

(2) 試験および解析方法

(2-1) 試験方法

供試材料は、1%CrMoV 鍛鋼(C:0.30, Si:0.20, Mn:0.77, P:0.12, S:0.005, Cr:1.03, Mo:1.14, V:0.22 wt(%))である。同鋼より、図 3-2-17 に示す全長 103mm、直径 8mm、標点間距離 12mm の丸棒平滑疲労試験片の標点間中央部に切欠き先端半径 0.5mm(R0.5)の V 型環状切欠きおよび切欠き先端半径 1.0mm(R1.0)の半円環状切欠きをそれぞれ導入した 2 種の環状切欠き試験片を作製した。R0.5 および R1.0 の切欠き材の弾性応力集中係数は、それぞれ 2.43 および 1.88 である。

試験装置は最大引張・圧縮荷重 30kN、最高使用温度 800°C の機械駆動式高温疲労試験機を用いた。試験は標点間の公称ひずみ制御とし、ひずみ速度 0.1%/sec の両振り三角ひずみ波形の疲労試験と疲労試験の最大引張ひずみで 1 時間のひずみ保持を有するクリープ疲労試験を温度 600°C において実施した。破損寿命は、平滑材での寿命と同様に、切欠き底断面の公称引張最大応力が急激に低下を始めた公称応力値の 3/4 に低下した繰返し数と定義した。さらに、公称ひずみ範囲 0.3% のクリープ疲労試験条件において、破損寿命に対

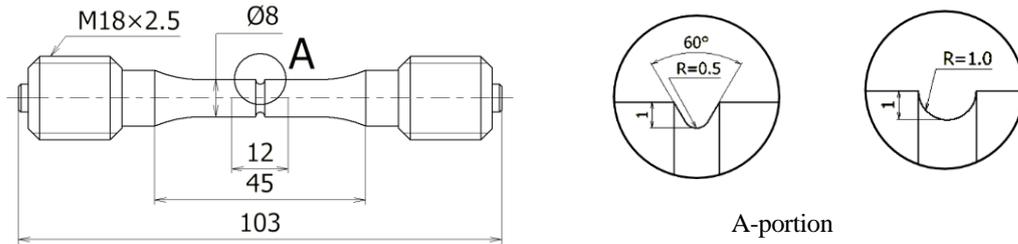


図 3-2-17 2 種類の丸棒環状切欠きクリープ疲労試験片形状 (unit : mm)

する中断繰返し数の比をクリープ疲労損傷率と定義し、R0.5 環状切欠き試験片を用いて損傷率が 25%、50%、85%となる損傷材を作製した。損傷材は、切欠き底断面での損傷状態を把握するため標点内平行部中央の縦（軸方向）断面を切断してアクリル樹脂に埋め込み、表面を耐水研磨紙 400 番から 2000 番まで順次研磨し、さらに粒径 3 μ m および 0.5 μ m のアルミナ粉を含むアルミナ懸濁液によるバフ研磨で鏡面に仕上げた。

その後、塩酸 5cc、エタノール 100cc、ピクリンサン 1g のピクリン酸溶液を用いて表面を腐食し、走査型電子顕微鏡(SEM)によって 500 倍程度で観察を行った。破損寿命まで試験を実施した試験片は、液体窒素中で強制破断させ、破面の状態を観察した。

(2-2) 解析方法

環状切欠き試験片の応力、クリープひずみの分布状態を明らかにするため、図 3-2-17 の試験片の対称性を考慮し、1/8 有限要素モデルを用いた 3 次元有限要素弾塑性クリープ解析を実施した。本鋼はフェライト系合金鋼であり、繰返し軟化を生じる。クリープ疲労過程のより厳密な応力、ひずみ状態の把握には、繰返し軟化を考慮できる構成式を用いた繰返し解析が必要となるが、種々の材料定数の決定や解析の実施に時間と労力を要する。そのため、汎用有限要素解析コード等において、比較的簡便な応力-ひずみ関係の 2 直線近似による弾塑性解析とクリープ解析により機器の応力、ひずみ状態の解析が実施されることも少なくない。ここでは汎用有限要素コード等により比較的簡便に応力集中部のクリープ疲労損傷を評価することを主眼に、応力-ひずみ関係とクリープ変形特性とから材料定数が決定できる簡便な構成式に基づいて解析を実施する。弾塑性解析では、本鋼平滑材の疲労試験で得られた繰返し応力-ひずみ関係の 2 直線近似により、式 (3-2-1) の Ramberg-Osgood 型の弾性係数および加工硬化係数を決定した。また、クリープ構成式は、既報(6)の解析と同様に遷移クリープと定常クリープを表す式(2)の Baily-Norton 則を用いた。

$$\varepsilon_{eq} = \left(\frac{\sigma_{eq}}{E} \right) + \left(\frac{\sigma_{eq}}{2K} \right)^{1/h} \quad (3-2-11)$$

ここで、 ε_{eq} は Mises 相当ひずみ(1/1)、 σ_{eq} は Mises 相当応力(MPa)、 E は縦弾性係数、 K, h は繰返し応力-ひずみ関係の 2 直線近似から求まる定数である。

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = B\sigma_{eq}^m + A\sigma_{eq}^l mt^{m-1} \quad (3-2-12)$$

ここで、 $\dot{\varepsilon}_{eq}$ は Mises 相当クリープひずみ速度(1/hour)、 B, n, A, l, m は材料定数であり、本鋼平滑材のクリープ試験結果より、 $B=1.42 \times 10^{-18}$ 、 $n=5.86$ 、 $A=4.26 \times 10^{-16}$ 、 $l=5.51$ 、 $m=0.35$ と決定した。解析には、汎用解析コードとの比較により妥当性が確認されている電力中央研究所が開発した 3 次元有限要素解析プログラム (21)を用いた。

(3) 試験結果

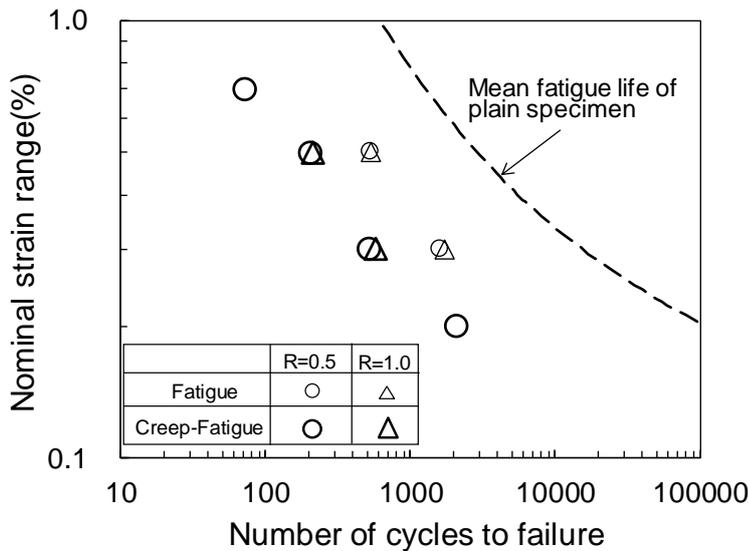


図 3-2-18 環状切欠き試験片の疲労およびクリープ疲労条件下のひずみ範囲と破損寿命の関係

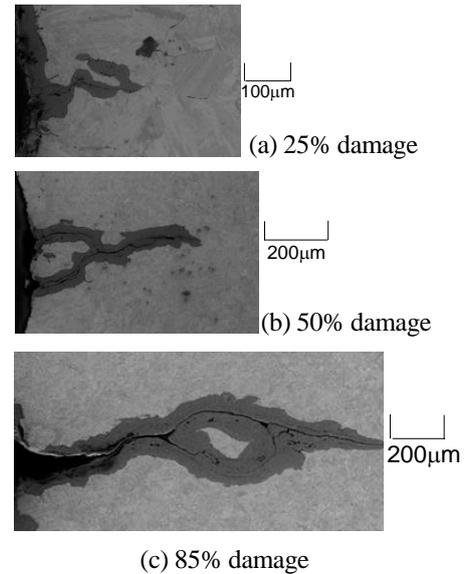


図 3-2-19 切欠き底表面に観察された微小き裂

(3-1) 疲労寿命に及ぼす切欠きの影響

環状切欠き試験片のひずみ保持のない疲労および最大引張ひずみで 1 時間保持したクリープ疲労試験結果を標点間公称ひずみ範囲と破損寿命の関係で図 3-2-18 に示す。図中には、本鋼平滑材で得られた温度 600°C の平均疲労寿命曲線を破線で示す。既に得られている試験結果(16),(17)より、破線の全ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon$ と破損寿命 N_f の関係は、次式によって表される。

$$\Delta\varepsilon = 9.1 \times 10^{-3} N_f^{-0.136} + 0.761 N_f^{-0.75} \quad (3-2-13)$$

本環状切欠き試験片のひずみ範囲、0.5% および 0.3% の破損寿命は、R0.5 でそれぞれ 525 回および 1590 回、R1.0 でそれぞれ 522 回および 1710 回であり、同一ひずみ範囲での平滑材の疲労寿命 2096 回および 15450 回の 1/4~1/10 程度に低下しており、切欠き底でのひずみ集中の影響が顕著に認められる。後述する弾塑性有限要素解析から得られる切欠き底の Mises 相当ひずみを 2 倍した Mises 相当ひずみ範囲は、例えば R0.5 ではそれぞれ 3.3% および 1.4% であり、切欠き底表面では公称ひずみ範囲の約 4.7 倍に達している。これらの切欠き底表面の Mises 相当ひずみ範囲を用いて、式(3-2-1)の平滑材の平均疲労寿命曲線から破損寿命を求めると、R0.5 ではそれぞれ 79 回および 329 回となり、疲労試験の破損寿命より大幅に短寿命を予測する結果となった。これより、環状切欠き試験片の疲労寿命は解析で得られる切欠き底表面のひずみ状態からは予測できないことがわかる。また、平滑材の平均疲労寿命曲線において R0.5 および R1.0 環状切欠き試験片の破損寿命と一致する切欠き試験片の Mises 相当ひずみ範囲の位置は、切欠き底表面から、R0.5 で 0.25mm 近傍、R1.0 では 0.3mm 近傍であった。

(3-2) 疲労寿命に及ぼす保持時間の影響

R0.5 の 0.7%、0.5%、0.3% および 0.2% ひずみ範囲のクリープ疲労試験における破損寿命は、それぞれ 70 回、201 回、507 回および 2060 回、R1.0 の 0.5% および 0.3% では、211 回および 572 回であり、環状切欠き試験片の保持のない疲労試験の破損寿命に比べ 1/3 程度に低下した。ただし、両環状切欠き試験片間の差異は、顕著には表れなかった。後述するように破損した試験片の破面は、粒界破壊を呈しており、き裂が粒界を進展したことにより、疲労試験に比べ早期に破損に至ったことが示唆された。また、平滑材の 1 時間引張ひずみ保持試験のひずみ範囲 0.5% の寿命は、1080 回(16)であることから、切欠き試験片の寿命は平滑材の 1/5 程度に低下したことがわかる。

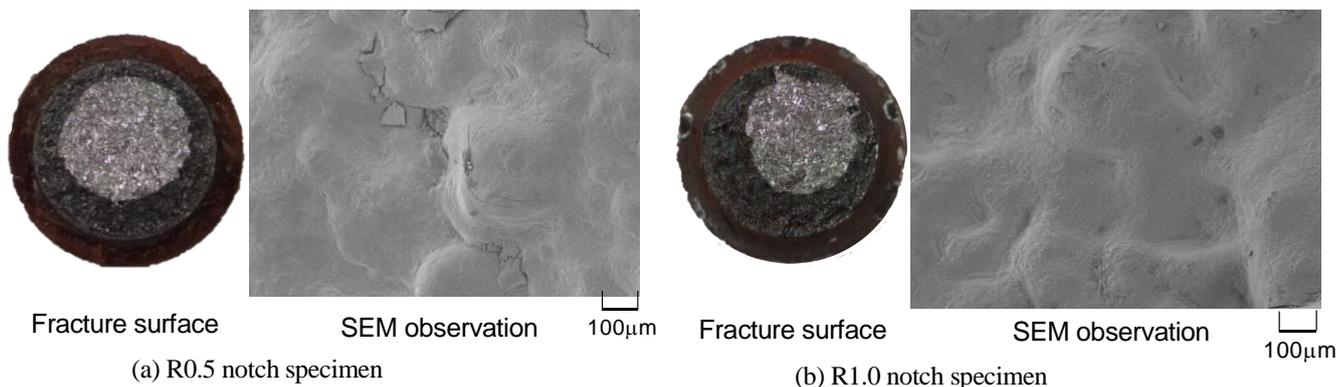


図 3-2-20 環状切欠き試験片のクリープ疲労試験における破面形態

環状切欠き試験片のクリープ疲労条件下での損傷の進行を調べるため、R0.5 のひずみ範囲 0.3% のクリープ疲労試験で作製した損傷中断材の切欠き底断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を図 3-2-19 に示す。25% 損傷材では、すでに数結晶粒長さの微小き裂が切欠き底表面から内部に進展している。また、表面近傍の粒界には発生・成長したボイドも観察された。25% 損傷材は試験時間が、約 130 時間しか経過していないが、切欠き底の軸方向応力が同程度のクリープ条件下のボイド長さに比べ長いことから、平滑材同様(6)にボイド発生・成長に及ぼす繰返し負荷による影響が認められた。50% 損傷材では、切欠き底表面から 0.5mm 程度まで粒界上をき裂が成長し、き裂前方にも粒界き裂の存在が確認できた。85% 損傷材では、表面から長さが約 1mm のき裂が生じており、このことはき裂が 1mm 程度に成長するまでに寿命の大部分を消費することを示唆している。き裂が 1mm を超えると、き裂先端での開口変位、クリープひずみ速度の増大により急激に進展するものと考えられる。

R0.5 および R1.0 の破損した試験片の代表例としてひずみ範囲 0.5% の破面を図 3-2-20 に示す。マクロ破面より中央部分に銀色にみえる残存破面の若干のかたよりはみられるものの、環状切欠き試験片ではき裂が応力状態の厳しい外周部より発生し、内部に向かって成長したことがわかる。き裂が伝ばした破面を SEM で観察した結果からは、酸化膜で覆われており不明瞭ではあるが、凹凸の状態より粒界を伝ばしたことが伺える。

(4) 解析結果

疲労試験での代表例として、両切欠き材の公称ひずみ範囲 0.3% における引張ひずみ最大値での Mises 相当ひずみの切欠き底表面から試験片中央部への分布を図 3-2-21 に示す。切欠き底表面では、R0.5 では負荷した公称ひずみの約 4.7 倍、R1.0 では約 3.2 倍の Mises 相当ひずみを生じているが、表面から 0.5mm 程度ま

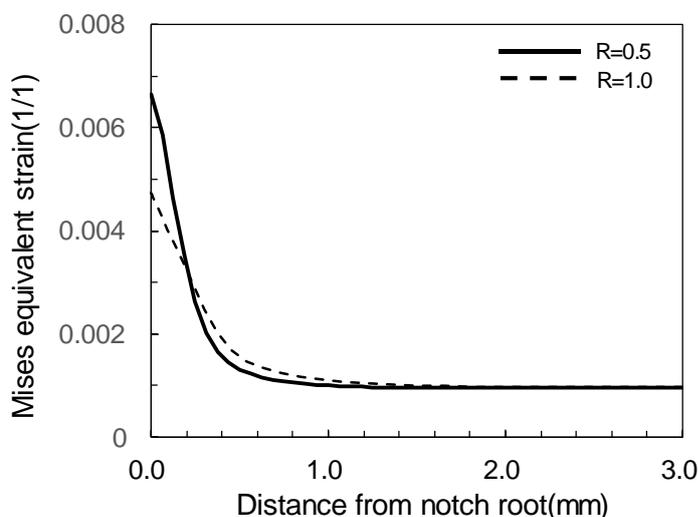


図 3-2-21 環状切欠き試験片のクリープ疲労試験における破面形態

で急激に低下しており、それより内部では公称ひずみより小さい値となっている。図 3-2-18 に破線で示した平滑材の平均疲労寿命曲線で、本試験の破損寿命 (R0.5 で 1590 回, R1.0 で 1710 回) となるひずみ範囲は R0.5 で 0.64%, R1.0 で 0.62% である。このひずみ範囲の 1/2 の値となる図 3-2-21 の Mises 相当ひずみは、切欠き底表面から R0.5 においては 0.19~0.25mm の範囲で、R1.0 においては 0.25~0.30mm の範囲で生じている。図は省略するが、公称ひずみ範囲 0.5% に対しては、R0.5 で 0.25~0.30mm, R1.0 では 0.27~0.35mm の範囲であった。そこで後述するように、本研究では 0.15~0.35mm において有限要素モデルの節点が存在する切欠き底表面からの距離 l が R0.5 では 0.25mm を、R1.0 では 0.30mm を代表点とすることとする。即ち、切欠き底表面での Mises 相当ひずみ範囲と平滑材の平均疲労寿命曲線を用いた疲労寿命予測は、過度に短寿命となるが、代表点として R0.5 で $l=0.25\text{mm}$, R1.0 で 0.30mm での Mises 相当ひずみ範囲を用いることで、平滑材の平均疲労寿命曲線を用いて、本環状切欠き材の疲労寿命を概ね推定することができることになる。

公称ひずみ範囲 0.3%, ひずみ保持 1 時間のクリープ疲労条件下の解析で得られた両切欠き材の切欠き底表面および代表点での最大主応力方向である軸方向の応力-ひずみ関係を図 3-2-22 にそれぞれ実線および破線で示す。切欠き底表面でのひずみ保持前の軸方向ひずみは、R0.5 で 0.65%, R1.0 で 0.47% であり、軸方向の最大負荷公称ひずみ 0.15% に対して、顕著に大きいことがわかる。一方、代表点でのひずみ保持前の軸方向ひずみは、R0.5 および R1.0 とともに約 0.3% である。ひずみ保持後は、切欠き底表面、代表点ともに応力が低下しながらひずみが増大する弾性追従を示している。また、同一クリープ疲労条件下でのひずみ保持後までの切欠き底表面および代表点での Mises 相当応力-Mises 相当ひずみ関係を図 3-2-23 にそれぞれ実線および破線で示す。切欠き底表面では、大きく塑性変形した後、弾性追従を伴いながら応力緩和を生じており、ひずみ制御試験においても切欠き底表面では、保持中にひずみの増大を生じている。代表点では表面に比べ塑性変形が顕著に小さいが、同様な弾性追従を生じている。両切欠き試験片の切欠き底表面からの各応力成分および Mises 相当応力の分布をそれぞれ図 3-2-24 および図 3-2-25 に示す。細線は負荷直後、太線は 1 時間ひずみ保持後の分布を示す。図 3-2-8 において、軸方向応力は切欠き底表面から若干内部で最大値を示し、そこから内部に向かって応力の低下を生じている。1 時間保持後は、切欠き底表面近傍で応力緩和を生じているが、 $l=0.5\text{mm}$ より内部では負荷直後との差異はみられない。図 3-2-25 の Mises 相当応力は、両切欠き試験片間の差異は小さく、切欠き底表面で最大値を示し、 $l=0.3\text{mm}$ 程度までは緩やかに低下するが、それより内部では急激な低下を示している。1 時間保持後の Mises 相当応力の低下量は、公称ひずみ範囲が大きいほど増加する傾向がみられた。

クリープ疲労試験における両切欠き材のひずみ保持中の Mises 相当応力および Mises 相当クリープひずみの保持時間に伴う変化を図 3-2-26 および図 3-2-27 に示す。図中では、切欠き底表面の値を実線で、代表点での値を破線で示している。切欠き底表面では、保持直後の応力緩和が顕著ではあるが、保持時間中にも全

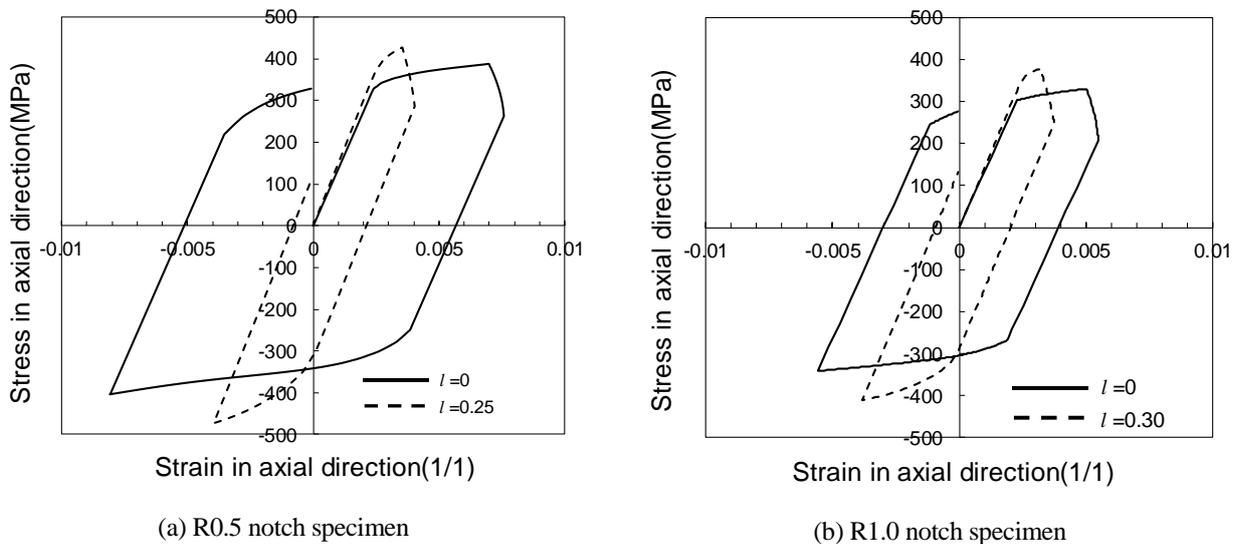
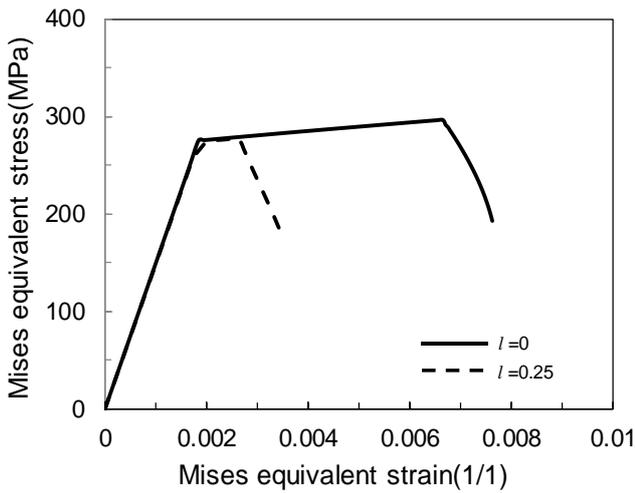
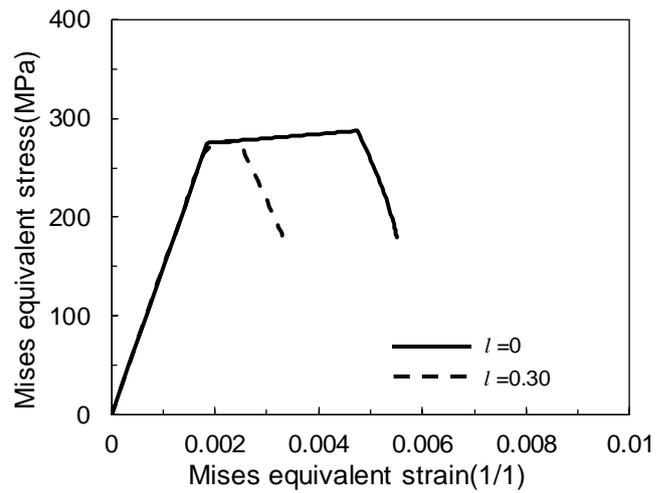


図 3-2-22 切欠き底表面および代表点での軸方向応力-ひずみヒステリシスループ ($\Delta\varepsilon = 0.3\%$)

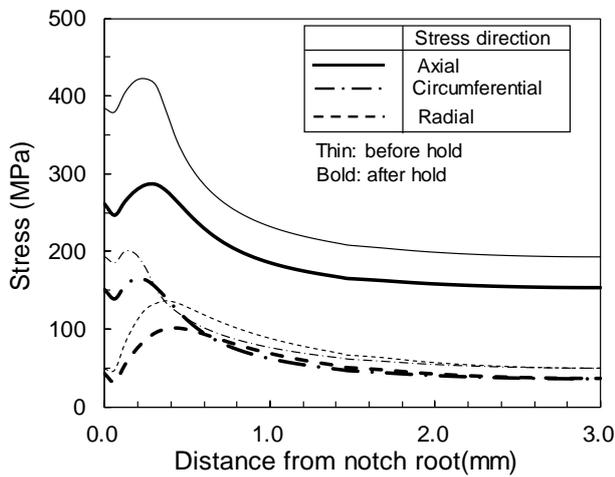


(a) R0.5 notch specimen

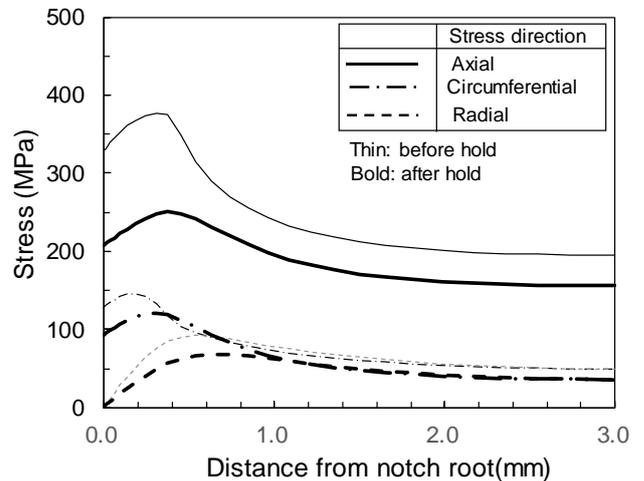


(b) R1.0 notch specimen

図 3-2-23 引張ひずみ保持後までの切欠き底表面および代表点での Mises 相当応力-Mises 相当ひずみの関係 ($\Delta\varepsilon = 0.3\%$)

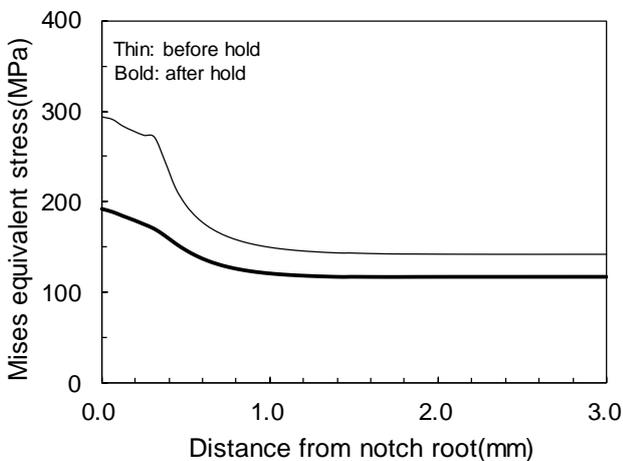


(a) R0.5 notch specimen

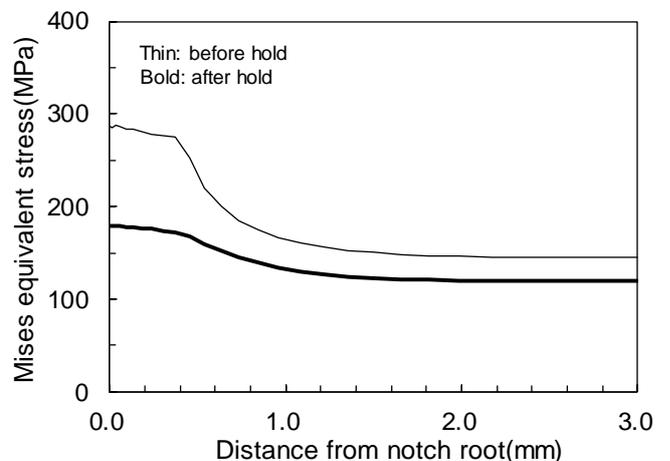


(b) R1.0 notch specimen

図 3-2-24 切欠き底最小断面での保持開始直後および 1 時間保持後の応力成分分布 ($\Delta\varepsilon = 0.3\%$)



(a) R0.5 notch specimen



(b) R1.0 notch specimen

図 3-2-25 切欠き底最小断面での保持開始直後および 1 時間保持後の Mises 相当応力分布 ($\Delta\varepsilon = 0.3\%$)

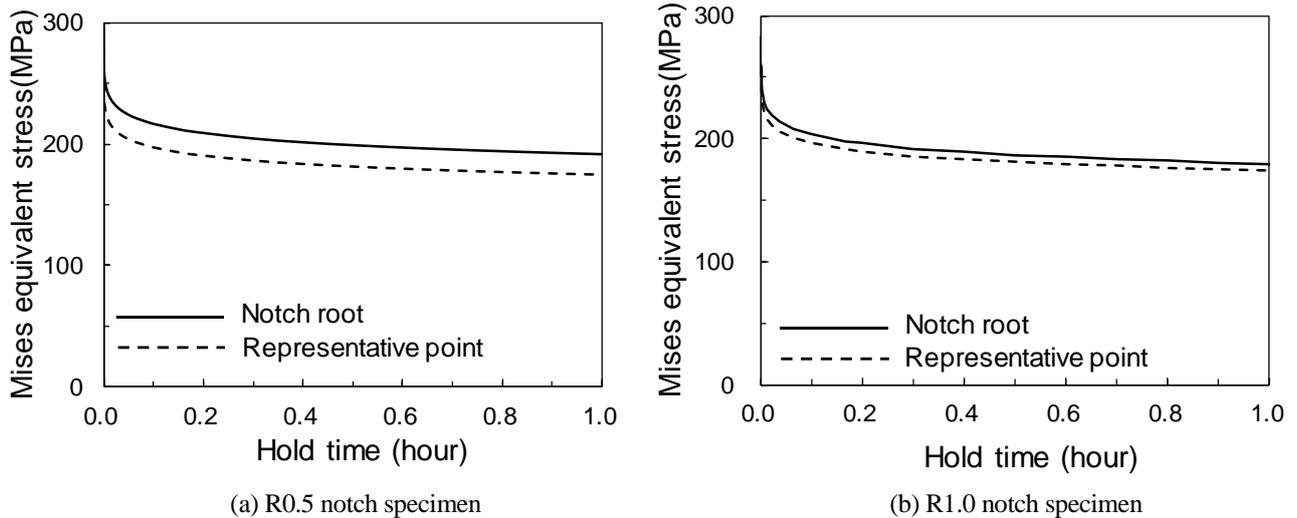


図 3-2-26 切欠き底表面および代表点での引張ひずみ保持中の Mises 相当応力応力緩和挙動($\Delta\varepsilon = 0.3\%$)

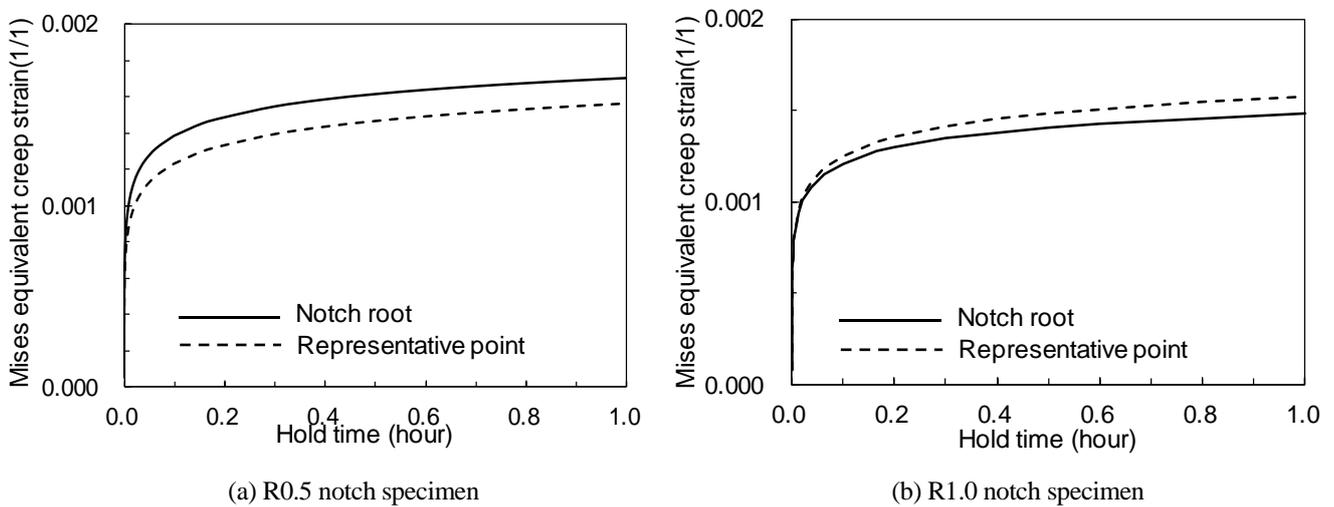


図 3-2-27 切欠き底表面および代表点での引張ひずみ保持中の Mises 相当クリープひずみの変化($\Delta\varepsilon = 0.3\%$)

ひずみが増大するため、既実施した(4)平滑材のクリープ疲労試験の場合のように、全ひずみ一定で保持直後に生じる急激な応力緩和に比べて緩やかに低下している。代表点でも、切欠き底表面とほぼ同様な緩和挙動を示している。図 3-2-27 に示す保持中の Mises 相当クリープひずみの変化は、R0.5 および R1.0 で切欠き底表面、代表点ともに保持直後に急激に増大し、徐々に減少する傾向にあり、両者に顕著な差異は認められない。

(5) クリープ疲労寿命評価

これまでに、オーステナイト系ステンレス鋼の環状切り欠き試験片に対するクリープ疲労条件下での寿命評価に関する研究において、弾性解析に基づいて Neuber 則を用いて切欠き底のひずみ状態を推測する方法や ASME SecIII NH(22)に基づく方法などの簡便法の適用性が検討されており、いずれの場合にも過度に保守的な寿命評価結果を与えることが指摘されている(18)。一方、非弾性解析である弾塑性クリープ解析を実施して、切欠き底の応力・ひずみ状態から疲労損傷およびクリープ損傷を算出し、線形損傷則に基づいて、クリープ疲労寿命を予測する試みもなされている(19)。同予測法では、寿命をき裂発生寿命とき裂伝ば寿命に分離し、平滑材のき裂発生寿命曲線を用いて、切欠き底のひずみ状態から切欠き試験片のき裂発生寿命を予測できることが示されてはいるものの、切欠き試験片の破損寿命を的確に予測するには至っていない。

これまでの切欠き試験片のクリープ疲労寿命評価に関する検討では、切欠き底表面の応力やひずみ状態に着目した評価が実施されてきているが、図 3-2-25 に切欠き底最小断面の応力状態を示したように、切欠き底表面から試験片内部にかけて多軸応力状態で応力勾配のある場合には、切欠き底近傍のある領域を含めた損傷評価が必要であると考えられる。そこで、本章では、新たな寿命評価のアプローチとして平滑材の疲労寿命曲線から環状切欠き試験片の疲労寿命が推定できる切欠き底断面の位置を代表点としてクリープ疲労損傷を評価する方法と、代表点が不明な場合でも損傷領域を設定して、非弾性解析における応力およびひずみ分布を用いて寿命評価が可能な方法について、クリープ疲労損傷則の適用性を検討する。

(5-1) 切欠き試験片の疲労寿命評価

(3-1)において述べたように、環状切欠き試験片の疲労寿命が、同一ひずみ範囲での平滑材の疲労寿命に対して顕著な低下を示したが、平滑材の疲労寿命特性から切欠き試験片の疲労寿命を予測する方法については必ずしも明確にされていない。クリープ疲労寿命評価同様に、本環状切欠き試験片において切欠き底表面の Mises 相当ひずみ範囲を用いて平滑材の疲労寿命曲線から切欠き試験片の寿命を予測する場合は過度に短寿命となり、的確な予測結果を与えない。クリープ疲労寿命評価法の妥当性を検討する場合に、まずは疲労損傷については適切な結果を与えることを前提として、クリープ損傷評価の妥当性や相互作用を考慮することの必要性について考察することが重要である。よってここでは、(3-4)で述べたように環状切欠き試験片の疲労寿命を予測可能な切欠き底表面からの位置を代表点として、同位置でのクリープ疲労損傷評価を行うこととする。切欠き底断面での代表点は、同一温度における低サイクル疲労条件下での平滑材の全ひずみ範囲と疲労寿命の関係を用いて、環状切欠き試験片の疲労寿命と一致する平滑材の疲労寿命に対する全ひずみ範囲を求め、弾塑性解析で得られた切欠き底の Mises 相当ひずみ範囲（図 3-2-21 の Mises ひずみ値の 2 倍）の分布において、この Mises 相当ひずみ範囲と一致する切欠き底表面からの距離とした。ここでの前提条件としては、多軸応力下の高温度低サイクル疲労寿命が Mises 相当ひずみ範囲によって整理できるとしている。これまでの高温多軸低サイクル疲労に関する研究 (23)-(25) から、切欠き底近傍の応力状態（3 軸引張応力状態）では、この前提が成り立つものと考えられる。本環状切欠き試験片の疲労試験結果と弾塑性応力解析結果、有限要素モデルにおける節点位置等を考慮して、切欠き底表面からの距離 l を R0.5 で 0.25mm, R1.0 で 0.30mm を代表点とした。代表点における Mises 相当ひずみ範囲を用いて、平滑材の疲労寿命曲線から寿命を求めると、R0.5 ではひずみ範囲 0.5% で 310 回（実験結果 525 回）、0.3% で 2557 回（実験結果 1590 回）、R1.0 では 0.5% で 304 回（実験結果 522 回）、0.3% で 3006 回（実験結果 1710 回）となる。両切欠き材の代表点をひずみ範囲の異なる場合の平均的な位置としたため、ひずみ範囲により実験結果に対する予測結果の傾向が異なるが、1/2 倍以上、2 倍以下であり、概ね妥当な疲労寿命の予測結果が得られた。

(5-2) 代表点を用いたクリープ疲労寿命評価

クリープ疲労寿命評価法として、米国の ASME 設計基準(22)に採用されている時間消費則、英国の設計基準 R5(26)に採用されている延性消耗則ならびに著者ら(16)が提案し、鉄鋼便覧第 5 版(27)で推奨されている非線形累積損傷則の 3 つの損傷則を適用した。

(i) 時間消費則

時間消費則における疲労損傷 D_f 、クリープ損傷 D_{ct} およびクリープ疲労損傷 D_{cft} は、以下の式で算出される。

$$D_f = N/N_f \quad (3-2-14)$$

$$D_{ct} = N \int_0^t dt/t_r \quad (3-2-15)$$

$$D_{cft} = D_f + D_{ct} \quad (3-3-16)$$

ここで、 N はクリープ疲労における繰返し数、 N_f はクリープ疲労と同一ひずみ範囲における疲労寿命、 t は保持時間、 dt は応力緩和過程での任意の応力での微小保持時間、 t_r はこの任意の応力でのクリー

ブ破断時間ある。本環状切欠き試験片では、Mises 相当応力の保持時間中の変化から、次式の平滑材の応力 σ とクリープ破断時間 t_r の関係(6)を用いて、クリープ損傷を算出する。

$$t_r = 2.305 \times 10^5 \exp(-0.031\sigma) \quad (3-2-17)$$

破損のクライテリオンは、ASME の設計基準でフェライト系合金に対して推奨されている疲労損傷—クリープ損傷線図の疲労損傷とクリープ損傷が(1.0, 0), (0.15, 0.15), (0, 1.0)となる点を結ぶ二直線とした。

(i) 延性消耗則

延性消耗則の疲労損傷は上記式(3-2-4)によって、クリープ疲労損傷 D_{ce} は次式によって算出される。

$$D_{ce} = N \frac{\Delta \varepsilon_c}{\varepsilon_d} \quad (3-2-18)$$

ここで、 $\Delta \varepsilon_c$ は保持中の累積 Mises 相当クリープひずみ、 ε_d はクリープ破断延性である。本環状切欠き試験片の切欠き底近傍での応力多軸性の度合を示す多軸係数 (6)は 2.0~3.0 程度であることから、Wen ら(12) による広範な材料のクリープ破断延性と多軸係数の関係の調査結果を考慮し、単軸条件下の真破断絞り 1.2(16),(17)を 0.5 倍した 0.6 とした。クリープ疲労損傷は、時間消費則の式(3-2-16)同様に、疲労損傷とクリープ損傷の線形和として計算され、設計基準に準拠し線形和 1 を破損のクライテリオンとした。

(i) 非線形累積損傷則

非線形累積損傷則においては、ひずみ保持中のクリープ損傷と疲労損傷の相互作用を考慮し、繰返しに伴うクリープ疲労損傷 D_{cf} の増分が次式で表わされる(4)。

$$dD_{cf} / dN = (1 + N(\alpha_{dc} D_{dc} + \alpha_{gb} D_{gb})) D_f \quad (3-2-19)$$

ここで、 D_{dc} および D_{gb} は応力緩和過程での粒内クリープ損傷値および粒界クリープ損傷値、 α_{dc} および α_{gb} は粒内および粒界クリープ損傷係数である。 D_{dc} および D_{gb} は、ひずみ保持中の Mises クリープひずみを粒内 Mises クリープひずみの累積値 $\Delta \varepsilon_{dc}$ および粒界 Mises クリープひずみの累積値 $\Delta \varepsilon_{gb}$ に区分し、それぞれ次式で表される(16)。応力緩和初期のクリープひずみ速度が速い領域では粒内クリープ損傷が、遅い領域では粒界クリープ損傷が進行する。粒内クリープ損傷から粒界クリープ損傷へ遷移するクリープひずみ速度は、CrMoV 鍛鋼のクリープ変形機構線図において、クリープ変形機構が転位上昇機構から拡散機構が支配的となるひずみ速度とされ、 $10^{-7}/\text{sec}$ と決定された(16)。本研究においても、粒内クリープ損傷から粒界クリープ損傷へ遷移する Mises クリープひずみ速度は $10^{-7}/\text{sec}$ とする。

$$D_{dc} = \Delta \varepsilon_{dc} / \varepsilon_f \quad (3-2-20)$$

$$D_{gb} = \Delta \varepsilon_{gb} / \varepsilon_r \quad (3-2-21)$$

ここで、 ε_f はクリープ真破断絞り、 ε_r はクリープ破断伸びである。 ε_f に対しては上述した延性消耗則同様に多軸係数の影響を考慮し、単軸条件下の 0.5 倍である 0.6 とした。一方、 ε_r は単軸条件下にお

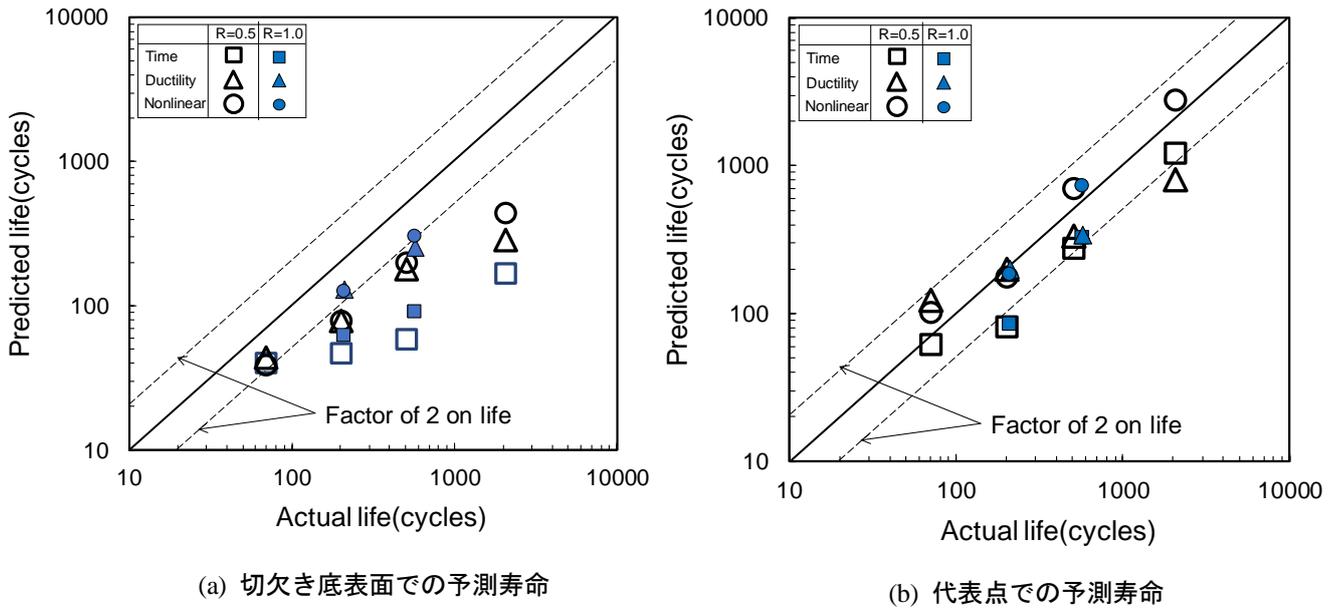


図 3-2-28 各種寿命則による切欠き底表面および代表点の解析結果を用いた寿命予測結果と実験値の比較

いてもほとんど絞りを生じず，ポイドの成長合体が主因となる低応力長時間破断における破断伸びと定義されている(16),(17)．このような破壊形態の場合の破断伸びに対する多軸応力の影響は明確ではないが，単軸応力下であってもほとんど伸びを生じないことから，破断伸びに対する多軸応力の影響は小さいと仮定し，ここでは単軸応力下と同一の 0.03 を用いることとする．式 7)を積分することにより，クリープ疲労寿命は，次式で与えられる．

$$N_{cf} = (-1 + (1 + 2 \frac{D_{cn}}{D_f})^{1/2}) / D_{cn} \quad (3-2-22)$$

$$D_{cn} = \alpha_{dc} D_{dc} + \alpha_{gb} D_{gb} \quad (3-2-23)$$

α_{dc} および α_{gb} は，単軸条件下で既に得られている 0.38 および 2.0 を用いる．

切欠き底表面および代表点での解析結果を用いて時間消費則，延性消耗則および非線形累積損傷則によって予測したクリープ疲労条件下の予測破損寿命と実験結果を比較して図 3-2-28 に示す．切欠き底表面の解析結果を用いた予測寿命は，すべての損傷則において実験値の 1/2 倍～1/5 倍であり，これまでの報告同様に明らかに過度に保守的な予測結果となった．代表点での解析結果を用いた予測寿命は，時間消費則では，平滑材に比べひずみ保持中の応力の低下が緩やかに生じることからクリープ損傷が過大に評価され，実験値の 1/2 倍以下の短寿命に予測された結果もあった．延性消耗則では，ひずみ範囲が小さくなるにつれて実験値に対して予測寿命が短くなる傾向が明確に認められる．これは，平滑材においても認められた傾向(5)であり，応力緩和過程でのクリープひずみを同一クリープ損傷とみなしており，応力を基準とする時間消費側と比べ，ひずみ範囲が異なる試験間でのクリープひずみ累積量の差異が小さいため，ひずみ範囲が小さくなる場合のクリープ損傷を過大に評価することに起因している．非線形累積損傷則による予測寿命は，概ね実験値と一致した．

(5-3) 損傷領域を考慮したクリープ疲労寿命評価

上述したクリープ疲労寿命評価では，環状切欠き試験片の疲労試験結果に基づいて代表点を設定して，寿命評価を行った．この評価法では，代表点が決められない場合に適用が困難であり，切欠き材において疲労損傷とクリープ損傷を同一代表点で評価することの妥当性も明確ではない．そこで，代表点が決まらない場

合でも、クリープ疲労寿命評価が可能な方法として、切欠き底外周表面から同心円状に内部に向かってある領域を損傷評価領域として設定し、この領域内の損傷の面積比（損傷面積比と称する）で評価する方法を提案する。損傷領域は、3章で述べた切欠き底断面のき裂進展状況および破面の観察結果より、クリープ疲労条件下では切欠き底表面からき裂が長さ1mm程度に成長するまでに寿命の大部分が費やされることが明らかとなったこと、図3-2-21の切欠き底最小断面の応力分布は、両切欠き材で表面から1mm程度でほぼ一定となることから、切欠き底断面において表面から1mm内部までの領域、言い換えると試験片中心部から直径2mm以上の領域を損傷評価領域とすることとした。

(5-3-1) 疲労寿命評価

切欠き底断面で試験片中心部から任意の半径 $r = r_S$ の円と外表面 $r = r_F$ までの円で囲まれる損傷評価領域（面積： A_T ）における疲労損傷の面積比（疲労損傷面積比）、 D_{fA} は、試験片中心部からの疲労損傷の変化が r の関数 $D_f(r)$ として表される場合には、以下のように定義することができる。

$$D_{fA} = \frac{1}{A_T} \int_0^{2\pi} \int_{r_S}^{r_F} D_f(r) r dr d\theta = \frac{2\pi}{A_T} \int_{r_S}^{r_F} D_f r dr \quad (3-2-24)$$

本研究においては、有限要素解析結果を用いる近似的な方法として、 r_S から r_F までを試験片の有限要素モデルにおける切欠き底断面の節点位置に対応させて同心円に n 分割して評価することとした。分割した各区間においてはひずみ範囲は一定として疲労損傷を算出し、対応する面積を乗じて、これらの総和を全評価面積で除することによって疲労損傷面積比を求める。この場合には、式(3-2-24)は次式のように表すことができる。

$$D_{fA} = \frac{1}{A_T} \sum_{i=1}^n D_{fi} A_i = \frac{1}{r_F^2 - r_S^2} \sum_{i=1}^n D_{fi} (r_i^2 - r_{i-1}^2) \quad (3-2-25)$$

ここで、 D_{fi} は n 分割した場合の i 番目の位置での疲労損傷で、 A_i は i 番目の領域、即ち半径 $r = r_i$ の円と $r = r_{i-1}$ の円で囲まれる面積である。

式(3-2-25)を用いて、外表面($r_F=3.0$)から1mm内部($r_S=2.0$)までの損傷評価領域における1サイクル当たりの疲労損傷面積比を求め、これが1となったときに寿命に達するとして本環状切欠き試験片の疲労寿命を予測すると、R0.5ではひずみ範囲0.5%で343回（実験結果525回）、0.3%で1755回（実験結果1590回）、R1.0では0.5%で439回（実験結果522回）、0.3%で2552回（実験結果1710回）となり、代表点を設定した場合と同等の精度で環状切欠き試験片の疲労寿命が予測された。なお、環状切欠き試験片の有限要素モデルでは、 $n=17$ となる。

(5-3-2) クリープ疲労寿命評価

切欠き底断面で試験片中心部から任意の半径 $r = r_S$ の円と外表面 $r = r_F$ までの損傷評価領域におけるクリープ損傷の面積比（クリープ損傷面積比） D_{cA} は、式(3-2-12)における $D_f(r)$ を中心からの半径 r でのクリープ損傷 $D_c(r)$ に置き換えることによって算出される。ここでは、疲労損傷面積比同様に r_S から r_F までを n 分割して、次式を用いて評価することとする。

$$D_{cA} = \frac{1}{A_T} \sum_{i=1}^n D_{ci} A_i = \frac{1}{r_F^2 - r_S^2} \sum_{i=1}^n D_{ci} (r_i^2 - r_{i-1}^2) \quad (3-2-26)$$

ここで、 D_{ci} は i 番目の位置でのクリープ損傷である。

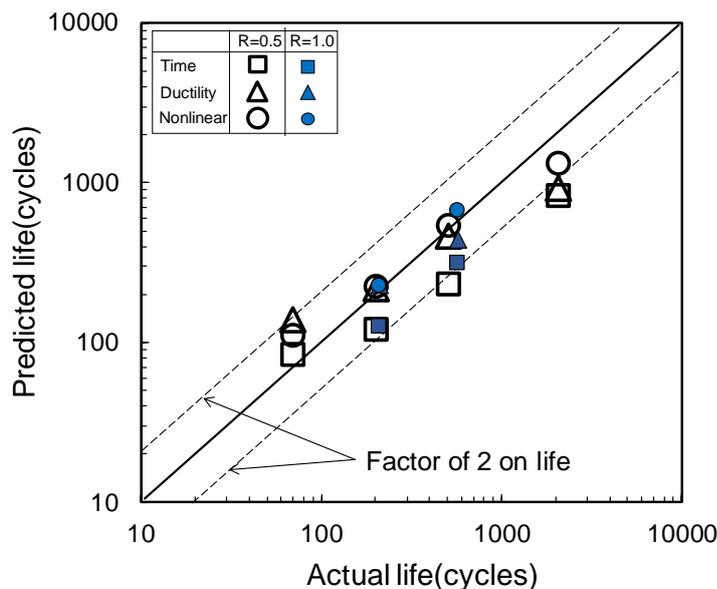


図 3-2-29 新たに提案した面積損傷概念に基づいて各種寿命則によって予測した寿命と実験値の比較

時間消費則では式(3-2-15)、延性消耗則では式(3-2-7)によって切欠き底表面から 1mm 内部までのクリープ損傷を算出し、上式を用いてクリープ損傷面積比を求めた。得られたクリープ損傷面積比と式(3-2-25)で得られる疲労損傷面積比から式(3-2-16)を用いてクリープ疲労寿命を予測した。非線形累積損傷則では、式(3-2-23)によって損傷評価領域のひずみ保持中のクリープ損傷を算出し、上式を用いてクリープ損傷面積比を、式(3-2-25)によって疲労損傷面積比を算出した後、式(3-2-22)によってクリープ疲労寿命を予測した。

各損傷則に対して損傷面積比によって予測されたクリープ疲労寿命と実験値とを比較して図 3-2-29 に示す。予測結果は、概ね実験値の 2 倍と 1/2 倍の間に入っているが、代表点による評価結果と同様に、時間消費則による予測寿命は全体的に実験値の 1/2 倍近傍にあり、延性消耗則ではひずみ範囲が小さくなるほど予測寿命が実験値に比べ小さくなる傾向があり、ひずみ範囲 0.2%では実験値の 1/2 倍以下となった。これらに比べ非線形累積損傷則では実験値に近い良好な予測結果を与えている。このように、環状切欠き試験片のように応力勾配のある多軸応力クリープ疲労条件下の寿命は、本研究で提案した損傷領域を考慮した損傷面積比による評価法によって、的確に予測することができた。ここでは、外表面から内部に向かって損傷が進行する環状切欠き試験片に対しての評価を試みたが、構造部材の応力集中部等など多軸応力状態で応力勾配を有する部位に対しては、応力解析結果による応力、ひずみ分布状態を考慮して評価損傷領域を設定することにより、本評価法を適用することが可能であると考えられる。

(6) おわりに

CrMoV 鍛鋼を供試材料として、き先端半径 0.5mm(R0.5)および 1.0mm(R1.0)の 2 種の環状切欠き試験片を用いて、公称ひずみ制御の疲労試験および引張最大ひずみで 1 時間の保持のあるクリープ疲労試験を実施するとともに、試験片の有限要素解析により切欠き底断面の応力ひずみ状態を明らかにし、クリープ疲労寿命評価法について検討した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) いずれの環状切欠き試験片の疲労寿命も平滑材に比べ 1/4~1/10 程度に低下し、切欠き底の応力集中の影響が顕著に表れた。この環状切欠き試験片の疲労寿命に対して、1 時間保持のクリープ疲労寿命は、約 1/3 に低下し、保持中のクリープの影響が認められた。クリープ疲労損傷中断材の縦断面および破損試験片の破断面の観察より、き裂は外表面から発生し、外周部からほぼ同心円状に内部に向かって成長し、長さ 1mm 程度に成長するまでに寿命の大部分を消費することが明らかとなった。
- (2) 試験片の弾塑性クリープ有限要素解析結果より、引張負荷直後は切欠き底表面近傍で軸方向応力が最も大きく周および径方向応力が引張となる 3 軸引張状態となり、内部に向かうにつれて応力が低下する応

力勾配を有すること、ひずみ保持中に弾性追従を伴う応力緩和を呈することが明らかとなった。これらの応力状態の環状切欠き形状の違いによる顕著な差違は認められなかった。

- (3) 平滑材の全ひずみ範囲と疲労寿命の関係をを用いて、環状切欠き試験片の疲労寿命を予測できる Mises 相当ひずみ範囲を生じる切欠き底断面の位置を代表点と定義し、代表点での解析結果を用いて時間消費則、延性消耗則および非線形累積損傷則によって環状切欠き試験片のクリープ疲労寿命を予測した。その結果、時間消費側では予測寿命が過度に安全側となり、延性消耗側では予測結果がひずみ範囲に依存する傾向がみられたが、非線形累積損傷側では実験値に近い予測結果が得られた。
- (4) 環状切欠き試験片のクリープ疲労条件下における損傷過程ならびに応力分布状態を考慮して、損傷評価領域を設定した損傷面積比による評価法を提案した。切欠き底断面の外表面から 1mm 内部までを損傷評価領域として、有限要素解析結果と非線形累積損傷則に基づいて破損寿命を予測した結果、環状切欠き試験片のクリープ疲労寿命を良好に予測することができた。

(7) 参考文献

- (14) 磯部展宏, 八代醒健志, 村田健一, 応力多軸性を考慮した CrMoV 鋼切欠き材のクリープ損傷評価, 材料, Vol.62, No.10, pp.648-653(2013).
- (15) 田北勝彦, 竹田頼正, 中村誠, 竹添堅三郎, CrMoV 鋼の切欠き部におけるクリープポイド生成について, 材料, Vol.39, No.440, pp496-502(1989).
- (16) 緒方隆志, 新田明人, フェライト系合金鋼のクリープ疲労寿命評価法の提案, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.60, No.577, pp.152-158(1994)
- (17) Ogata, T., Sakai, T. and Yaguchi, M., Creep-fatigue damage and life prediction of alloy steels, Materials at High Temperatures, Vol.27, No.1, pp11-19(2010).
- (18) 濱田直巳, 坂根政男, 元家勝彦, 梅田洋, 316FR 鋼を用いた環状切欠き材の低サイクル疲労寿命に及ぼす応力波形の影響と簡易寿命推定, 材料, Vol.63, No.9, pp.647-654(2014).
- (19) Ohnami, M., Asada, Y., Sakane, M., Kitagawa, M. and Sakon, T., Notch effect on low cycle fatigue in creep-fatigue at high temperatures.: Experiment and finite element method analysis, ASTM STP942, pp.1066-1095(1988).
- (20) 桜井茂雄, 福田嘉男, 金子了市, 1CrMoV 鋼切欠き材のクリープ疲労寿命と内部損傷, 材料, Vol.41, No.407, pp.1743-1748(1992).
- (21) 酒井高行, 屋口正次, 緒方隆志, 配管系統応力解析に基づく溶接部損傷評価システムの開発, 電力中央研究所 研究報告 Q09005(2010).
- (22) ASME Boiler & Pressure Vessel Code Case Section III Division I NH(2003).
- (23) 緒方隆志, 新田明人, 新しいクライテリオンによる多軸低サイクル疲労破損評価とその高温構造設計への適用, 材料, Vol.42, No.472, pp.72-77(1993).
- (24) Ogata, T. and Takahashi, Y., Development of a high-temperature biaxial fatigue testing machine using a cruciform specimen, Multiaxial Fatigue and Fracture, ELSEVIR, pp.101-114(1999).
- (25) Ogata, T. and Sakai, T., In-plane biaxial low cycle fatigue property of CC and DS Ni base super alloys at high temperature, Proceedings of International Conference on Multiaxial Fatigue and Fracture, ICMFF8 Sheffield UK(2007).
- (26) EDF Energy, Assessment procedure for the high temperature response of structures, R5, Issue 3(2003).
- (27) 日本鉄鋼協会, 鉄鋼便覧 第5版(2013)

3-2-3 直径 1mm 丸棒ミニチュア試験片を用いたクリープ損傷評価

(1) はじめに

火力発電所で使用されるボイラや蒸気タービンなどの高温機器は、使用中に内圧や遠心力を受けることにより、結晶粒界でボイドの発生・成長を伴うクリープ損傷が進行することが懸念されている。これらの高温機器の稼働中の安全性を維持するためには、クリープ損傷の進行を的確に把握することが肝要である。現在では、機器のクリープ損傷を評価するために、表面微視組織の観察に基づくボイド発生状態の定量化や硬さ測定による硬さ低下量などを指標とする非破壊評価法(28)、有限要素解析により応力やクリープひずみから損傷を算出する解析評価法(29)が用いられることが多い。一方、機器の損傷評価対象部位からサンプルを採取し、クリープ試験によって損傷を評価する破壊評価法(28)は、直接サンプルを採取し、試験によって損傷を評価することから他の手法に比べ評価精度が高いとされているにもかかわらず、機器から標準的なサイズの試験片を作製するためのサンプル採取が困難であるため、ボイラーチューブを除いて、適用されていないのが現状である。破壊評価法を適用するには、高温機器の継続使用に影響を与えない微小なサンプルを用いたクリープ試験法の開発が必要不可欠である。

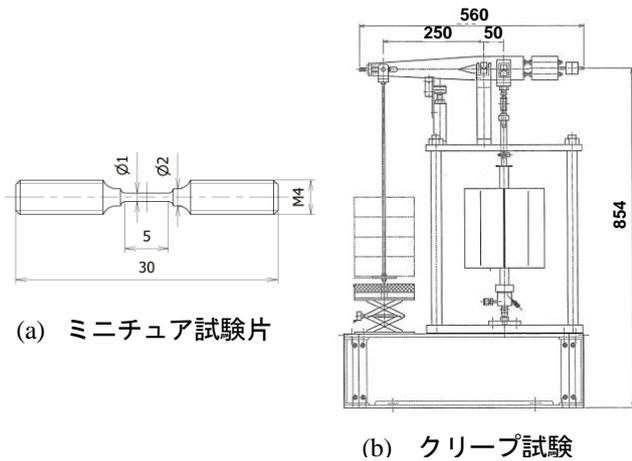
微小なサンプルを用いてクリープ特性を取得する試験法の一つとして、スモールパンチ試験に関する研究が実施されている(30)。既に、試験法に関して、日本材料学会より「高温機器の余寿命診断のための微小サンプルクリープ試験法標準」(31)として推奨法がとりまとめられている。スモールパンチ試験は、薄肉円板状試験片に圧縮荷重を負荷する試験であるため試験片作製や試験が簡便であることから、高温機器のクリープ損傷評価に適用しようとする試みもなされている。しかしながら、薄肉円板の圧縮曲げにおいては、多軸応力場となり変形が不均一に進行することから単軸応力下でのクリープ変形特性との相関が得にくいなどの問題点がある。また、微小サンプルを用いた他の試験法として、丸棒引張型ミニチュア試験片を用いたクリープ試験も実施されてきた(32)-(34)。丸棒引張型ミニチュア試験片は、試験片製作や試験がスモールパンチ試験に比べ複雑になるという欠点はあるものの、クリープ試験が適切に実施されれば、標準サイズ試験片との相関が得やすいという利点がある。これまでに、直径 1~2mm 程度の丸棒ミニチュア試験片を用いたクリープ試験が実施されてきており、アルゴンガスなど不活性雰囲気中で試験をすることで標準サイズ試験片と同等のクリープ強度特性が得られることが報告されている(32)-(34)。著者の一人は、改良 9Cr 鋼溶接継手の母材部や熱影響部から採取した直径 1mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を用いてアルゴンガス中でクリープ試験を実施し、標準サイズの試験片を用いたクリープ試験と同等のクリープ変形および破断特性が得られることを報告し(35)、丸棒引張型ミニチュア試験片の適用がクリープ特性の把握に有効であることを示した。しかしながら、同手法がクリープ損傷評価や余寿命評価に適用できるか否かについては明らかにされていない。

本節では、蒸気タービンロータ材料である CrMoV 鍛鋼を対象に、直径 1mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を用いたクリープ特性把握の妥当性を調査するとともに、単軸応力および多軸応力下でクリープ損傷を与えた平滑試験片および環状切欠き試験片から採取した丸棒引張型ミニチュア試験片を用いたクリープ試験を実施し、クリープ損傷評価への適用性について検討する。

(2) 試験および解析方法

(2-1) 供試材料およびミニチュアクリープ試験

供試材料は、CrMoV 鍛鋼(C:0.30, Si:0.20, Mn:0.77, P:0.12, S:0.005, Cr:1.03, Mo:1.14, V:0.22 wt(%))、平均結晶粒径 54.0 μ m である。同鋼より、図 3-2-30(a)に示す直径 1mm、平行部 5mm の丸棒引張負荷型ミニチュア試験片(以下、ミニチュア試験片と称する)を加工した。試験片にかかる曲げ応力を最小限に抑えるため表裏旋盤を用いて、平行部仕上げ時には切り込み深さ 0.18mm 程度で加工を実施した。その後、加工層を除去するため研磨紙 800 番まで表面研磨を行った。ミニチュア試験片のクリープ試験に用いた試験機の概略を図 3-2-30(b)に示す。同試験機は(株)神戸工業試験場によって開発されたものであり、最大荷重 1kN、最高使用温度 800 $^{\circ}$ Cで、支点から荷重ロッドと荷重までのてこ比を 5 としたレバー式単軸クリープ試験機である。ミニチュア試験片を特製治具に固定した状態で試験片中央部に R タイプ熱電対を取り付けた後直径 10mm 程度の中空円筒チャンバーに通し、試験片に曲げ等の応力が生じないように試験機へのセッティングを行った。試験温度はすべて 600 $^{\circ}$ Cであり、予備試験において中央部および中央部から上下 2mm の位置に熱



(a) ミニチュア試験片

(b) クリープ試験

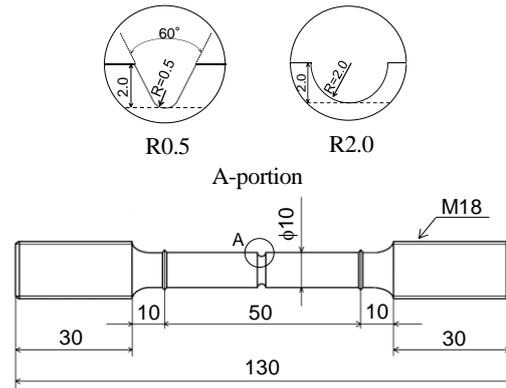


図 3-2-31 環状切欠き試験片形状

図 3-2-30 ミニチュア試験片形状およびクリープ試験装置

電対を取り付け、中央部を 600°C とした場合に上下の熱電対が $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 以内となるように3ゾーンの電気炉出力を調整した。試験では、中央部のみに熱電対を取り付け、これが $600^{\circ}\text{C}\pm 1^{\circ}\text{C}$ 以内であることを確認して試験を開始した。試験中チャンバー内に純度 99.99%のアルゴンガスを連続的(7.8l/hour)に送入し、不活性雰囲気中で実施した。ミニチュア試験片では、平行部 5mm の伸びを直接計測することが困難なため、試験片を取り付けたロッドの変位を伸びとして計測した。このため、厳密に平行部の変位を計測したことにはならないが、試験片平行部に対するねじ部の直径の比を標準サイズ試験片より大きくしたこと、試験片に比べロッドの剛性が高く、その温度が低いことから、平行部の変位の計測誤差は極めて小さいと考えられる。

(2-2) クリープ損傷付与試験

ミニチュア試験片を用いたクリープ損傷評価を試みるため、上述した CrMoV 鍛鋼を供試材として平行部長さ 50mm、直径 10mm の標準サイズ平滑クリープ試験片（以下では平滑材と称す）および環状切欠きクリープ試験片（以下では切欠き材と称す）を用いてクリープ損傷を付与したクリープ損傷材を作製した。図 3-2-31 に切欠き材の寸法形状を示す。切欠き深さが 2mm で、切欠き先端の半径を 0.5mm(R0.5)および 2.0mm(R2.0)の 2 種類とした。R0.5 および R2.0 の切欠き材の弾性応力集中係数は、それぞれ 2.53 および 1.54 である。平滑材は、図 3-2-31 と同一形状で、平行部に環状切欠きを施していない試験片である。これらの標準サイズクリープ試験片を用いた試験は、最大荷重 30kN、最高使用温度 1000°C 、てこ比 1:10 のレバー式単軸クリープ試験機を用いて、試験温度 600°C 、平行部内の温度分布が $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 以内となるように電気炉を制御して実施した。

平滑材の試験応力は 147MPa で、破断時間(2996 時間)に対して、1200 時間（クリープ損傷 40%）および 2400 時間（同 80%）で試験を中断して損傷材を作製した。なお、試験によって付与したクリープ損傷 D_c は、“(中断時間)/(破断時間) x 100% ”と定義した。これらの損傷材の平行部中央から、図 3-2-30(a)に示すミニチュア試験片をそれぞれ 2 本採取した。

図 3-2-31 の切欠き材では、切欠き底最小断面での公称応力を 195MPa とし、R0.5 では破断時間の 1732 時間に対し 430 時間（クリープ損傷 25%）、860 時間（同 50%）、1200 時間（同 70%）、1580 時間（同 92%）で、R2.0 では破断時間の 2372 時間に対し 900 時間（クリープ損傷 38%）、1423 時間（同 60%）、1898 時間（同 80%）で試験を停止して損傷材を作製した。これらの損傷材の平行部を軸方向に沿って 2 分するように切断し、その片側の切欠き底に図 3-2-30(a)のミニチュア試験片の平行部中央が接し、損傷材の軸方向と一致するようにミニチュア試験片を 1 本加工した。切断した他方は、切欠き底断面の走査型電子顕微鏡による微視組織観察に供した。

(2-3) 切欠き材の有限要素クリープ解析

切欠き材に対して既報(6)と同様に図 3-2-31 の試験片の対称性を考慮し、1/8 有限要素モデルを用いた 3 次元有限要素弾塑性クリープ解析を実施した。クリープ試験の初期の荷重負荷に対する弾塑性解析では、応力ひずみ関係は 2 直線近似とし、加工硬化係数は 600°C の引張試験結果から決定した。また、弾塑性解析直後からクリープ解析を実施し、クリープ構成式は、遷移クリープと定常クリープを表す次式の Bailey-Norton

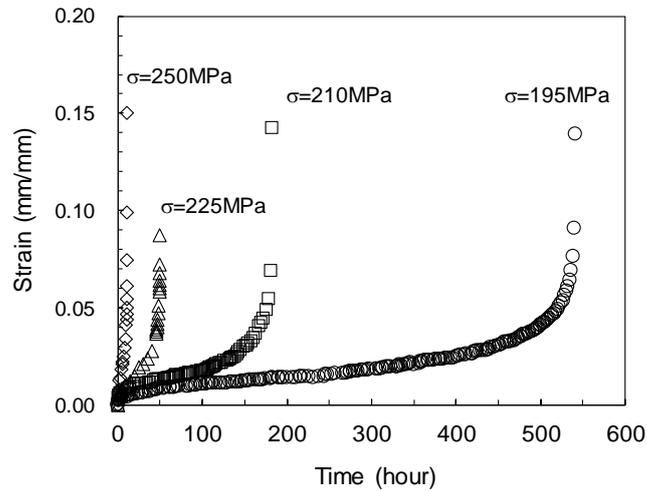


図 3-2-32 ミニチュア試験片を用いたクリープ試験で得られたクリープ曲線

則を用いた。

$$\dot{\epsilon}_{ceq} = B\sigma_{eq}^n + A\sigma_{eq}^l mt^{m-1} \quad (3-2-27)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{ceq}$ は相当クリープひずみ速度(1/hour), σ_{eq} は相当応力(MPa), B, n, A, l, m は材料定数であり、平滑材のクリープ試験結果より、 $B=1.42 \times 10^{-18}$, $n=5.86$, $A=4.26 \times 10^{-16}$, $l=5.51$, $m=0.35$ と決定した。R0.5 および R2.0 のクリープ解析は、公称応力 195MPa において、それぞれの破断時間まで実施した。解析には、汎用解析コードとの比較により妥当性が確認されている電力中央研究所が開発した 3 次元有限要素解析プログラム(36)を用いた。

(3) 試験および解析結果

(3-1) ミニチュアクリープ試験結果

ミニチュア試験片を用いてアルゴンガス中で実施したクリープ試験で得られたクリープ曲線を図 3-2-32 に示す。いずれの応力においても、クリープ曲線は標準クリープ試験片で得られる遷移、定常、加速クリープを示しており、既に実施した改良 9Cr-1Mo 鋼⁹⁾と同様に試験が適切に実施されたことが確認された。また、応力と定常クリープひずみ速度および破断時間の関係を直径 10mm の標準サイズ平滑材で得られている大気中での結果(37)と比較して図 3-2-33 に示す。ミニチュア試験片での試験応力が比較的高応力であるため、

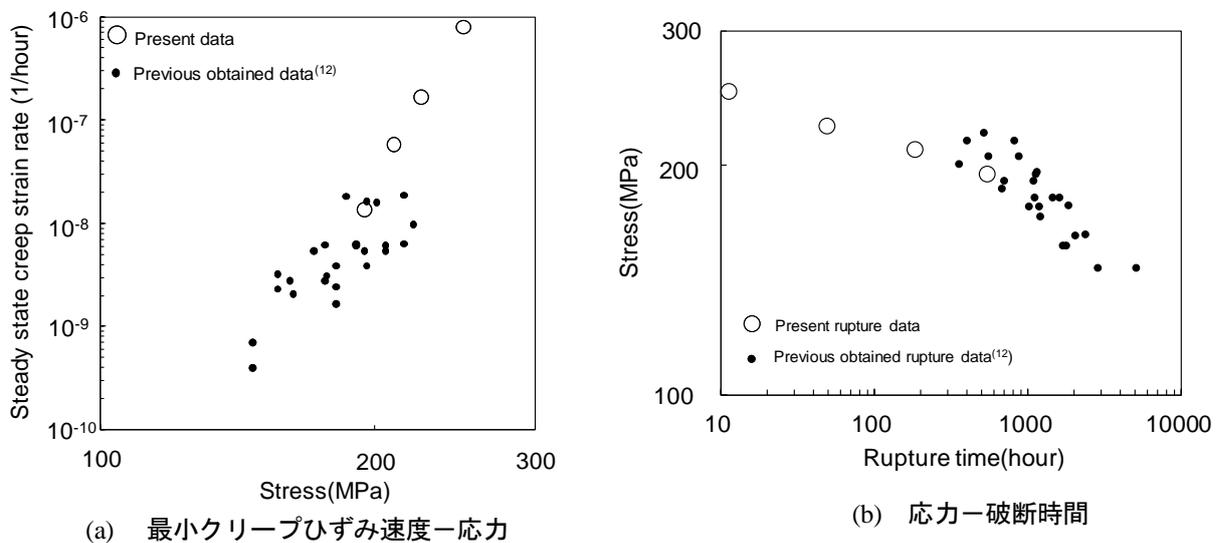


図 3-2-33 ミニチュア試験片と標準試験片のクリープ変形および破断特性の比較

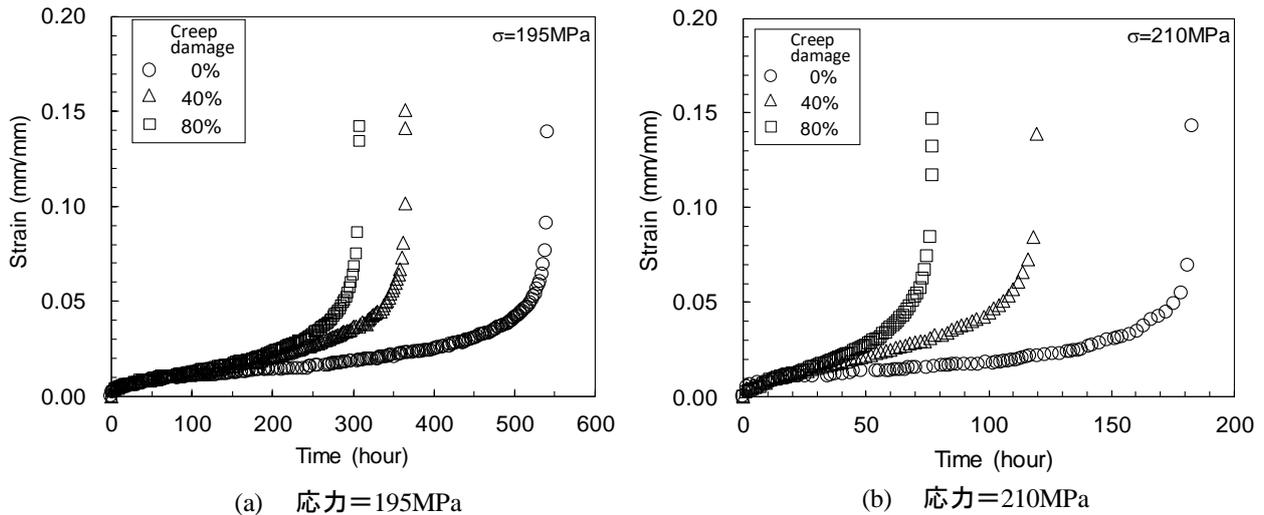


図 3-2-34 平滑試験片クリープ損傷材から採取下ミニチュア試験片で得られたクリープ曲線

直接的な比較は難しいが、図 3-2-33 からは、高応力側ではミニチュア試験片が、標準試験片に比べクリープひずみ速度が速く、破断時間が短い傾向がみられる。ミニチュア試験片で最も低応力の 195MPa での結果は、同一応力の標準サイズ平滑材の定常クリープひずみ速度データの上限近傍、破断時間データの下限近傍にあり、標準試験片で得られた試験結果のばらつきの範囲内に入っている。このことから、200MPa 程度の応力では、直径 1mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を用いてアルゴンガス中で実施するクリープ試験により、標準サイズ平滑材と同等のクリープ変形および破断特性を得ることができるものと考えられる。なお、いずれの応力でのミニチュア破断試験片の伸びは 20%、絞り率は 60%を超えており、破面にはディンプルが観察される延性的な破面を呈していた。

195MPa の応力下で破断した試験片の表面の酸化膜付着状態を観察した結果、試験片表面の酸化膜厚さは 3.85 μm 以下であり、試験片直径に対する割合は 3.85/1000 である。同一温度において大気中で 500 時間程度で破断した標準サイズ平滑材の直径に対する酸化膜厚さの割合が約 1/100 であるのに対し、十分小さいことから、アルゴンガス雰囲気中で実施することにより酸化膜の形成は極めて薄く抑えることができている。このことから、高応力側でのクリープ破断強度の差異に及ぼす酸化の影響は無視できるものと考えられる。高応力側で両試験片の破断時間の差異として、以下の要因が推察される。一つは、丸棒直径が 10mm の場合には、試験片表面近傍は平面応力状態であるが、中央部は変形が大きくなると多軸応力となり、これが軸方向変形に対する抵抗となるが、直径 1mm の場合には、試験片全体で平面応力状態に近いので、10mm に比べ変形速度が速くなることが考えられる。ただし、この影響は変形が顕著な加速クリープ以降で現れるものと推測される。他には、両試験片で材料の結晶粒径は同等であることから、試験片直径に対する結晶粒径の比が異なることが影響した可能性もある。即ち、同一サイズの試験片に換算した場合に、直径 1mm の試験片では、結晶粒径が 10mm の場合の 10 倍となる。CrMoV 鍛鋼のクリープ変形機構線図(16)からは、高応力下では転位すべり機構が支配的となり、粒内をすべり運動した転位は粒界で抵抗を受けながら不連続な転位のすべり運動により変形が進行する。このため、結晶粒が相対的に小さい直径 1mm の試験片で変形抵抗が大きくなり、クリープ変形速度が直径 10mm に比べ小さくなることが考えられる。一方、低応力になるにつれて転位の上昇機構や拡散機構が支配的となるため、その影響が小さくなるものと推察される。

(3-2) 平滑損傷材のミニチュアクリープ試験

既に報告した(6)ように平滑材でクリープ損傷を付与した損傷材（平滑損傷材）の軸方向断面組織の走査型電子顕微鏡による観察結果から、計測されたボイド個数密度は、40%および 80%損傷材で、それぞれ 19(個/ mm^2)および 45(個/ mm^2)であった。

クリープ試験によって損傷を与えた直径 10mm の丸棒平滑試験片から切出したミニチュア試験片を用いて得られたクリープ曲線を図 3-2-34 に、応力と破断時間の関係を非損傷材（クリープ損傷 0%）と比較して

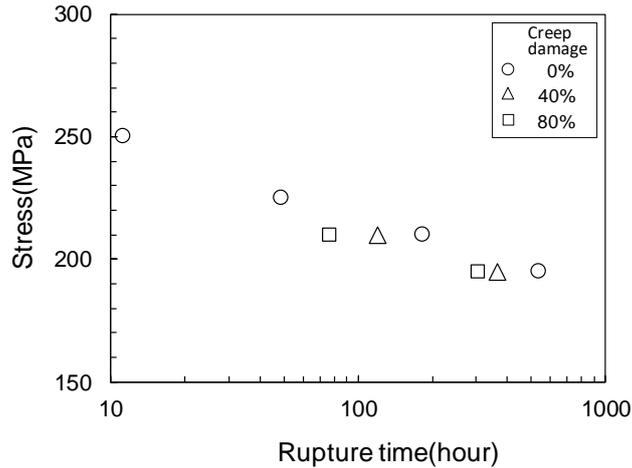


図 3-2-35 平滑試験片クリープ損傷材で得られた応力とクリープ破断時間関係

図 3-2-35 に示す。図 3-2-34 より、40%および 80%損傷材においても非損傷材と同様な遷移クリープから加速クリープまでの変形過程を示し、破断に至った。図 3-2-35 からわかるように、応力 195MPa, 210MPa とともに、非損傷材の破断時間に対して、損傷が大きくなるほど短くなっており、定性的には損傷度合と破断時間に対応がみられる。また、すべての損傷材において伸び、絞りは非損傷材と同等であり、破面は明瞭なディンプルが認められる粒内破壊であった。

(3-3) 切欠き損傷材のミニチュアクリープ試験

既報(6)において R0.5 および R2.0 の切欠き材にクリープ損傷を付与した損傷材 (切欠き損傷材) の軸方向断面の切欠きの端部からのボイド個数密度の分布を計測した。その結果、R0.5 では切欠き底端部より、約 0.5mm においてボイド個数密度が最も多く、それより表面側および中心部に向かうにつれて減少していた。一方、R2.0 では、切欠き底端部から中心部に向かうにつれてボイド個数が増大する傾向が認められた。いずれの切欠き損傷材においてもボイド個数密度が多い部位では平滑損傷材の 10 倍を超えるボイドが発生・成長していた。

(3-1-1) でも示した両切欠き材の切欠き底最小断面での切欠き底端部からの軸方向、周方向、径方向の破断時間での応力成分分布を Fig.3-2-26 に示す。R0.5 では、切欠き底端部より約 0.5mm 近傍で、R2.0 では切欠き底端部より 2.0mm 以上で軸方向応力が最大となり、いずれの切欠き材においても切欠き底断面では多軸応力状態となっていることがわかる。なお、Mises 相当応力と応力一次不変量の比として定義される多軸係数の最大値は、R0.5 および R2.0 でそれぞれ 4.13 および 3.28 であった(6)。また、切欠き材の損傷中断時

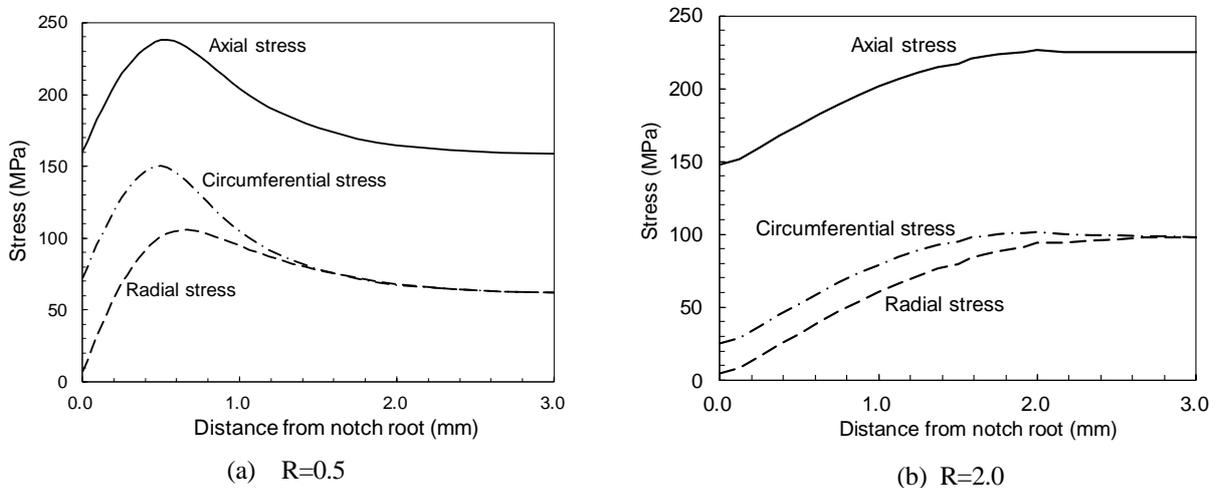


図 3-2-26 環状切欠き試験片切欠き底最小断面での応力成分分布

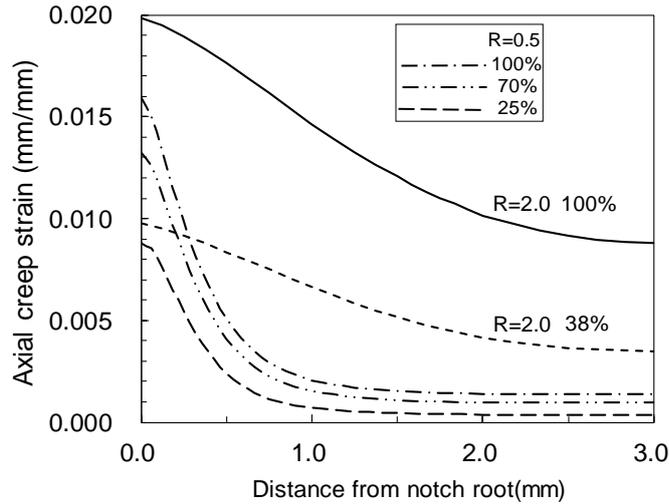


図 3-2-37 環状切欠き試験片切欠き最小断面における軸方向クリープ分布の比較

の代表例および破断時の切欠き底端部からの軸方向クリープひずみの分布を図 3-2-37 に示す。R0.5 では、切欠き底端部で軸方向クリープひずみは最大となり、内部に向かうにつれて急激に低下しているのに対し、R2.0 においては切欠き底端部で最大となるが、破断時の値は R0.5 に比べ大きく、内部に向かって緩やかに低下している。このように両切欠き材で切欠き底断面での軸方向クリープひずみの大きさと分布状態が大きく異なることがわかる。本ミニチュア試験片の直径の中心である切欠き底端部から 0.5mm においては、破断時に R2.0 では R0.5 の 3 倍を超えるクリープひずみを生じている。

R0.5 および R2.0 の切欠き損傷材から切出したミニチュア試験片を用いて応力 195MPa で得られたクリープ曲線を図 3-2-38 に示す。R0.5 切欠き材では、25% 損傷材は非損傷材と同様に遷移から加速クリープまでを示し破断に至った。50% および 70% 損傷材は、定常クリープを示した後クリープひずみが約 4% を超えると非損傷材に比べ急激にひずみが増大して破断に至っている。これらの損傷材とは異なり、92% 損傷材は試験開始後のクリープ変形速度が速くほとんど変形を伴わずに破断に至った。50% 損傷材を除く試験片の破面を図 3-2-39(a)-(c) に示す。25% 損傷材は絞りが 60% を超えて大きく絞れて破断しており、破面にはディンプルが明瞭に観察される粒内破壊であった。70% 損傷材は、試験片の片側の絞り変形が大きく、同部位の破面にはディンプルが観察される粒内破壊を呈しており、変形の小さい中心部から片側には粒界破壊がみられる非対称な破面を形成していた。これは、ミニチュア試験片の切出しにおいて、Fig.3-2-37 に示したように切

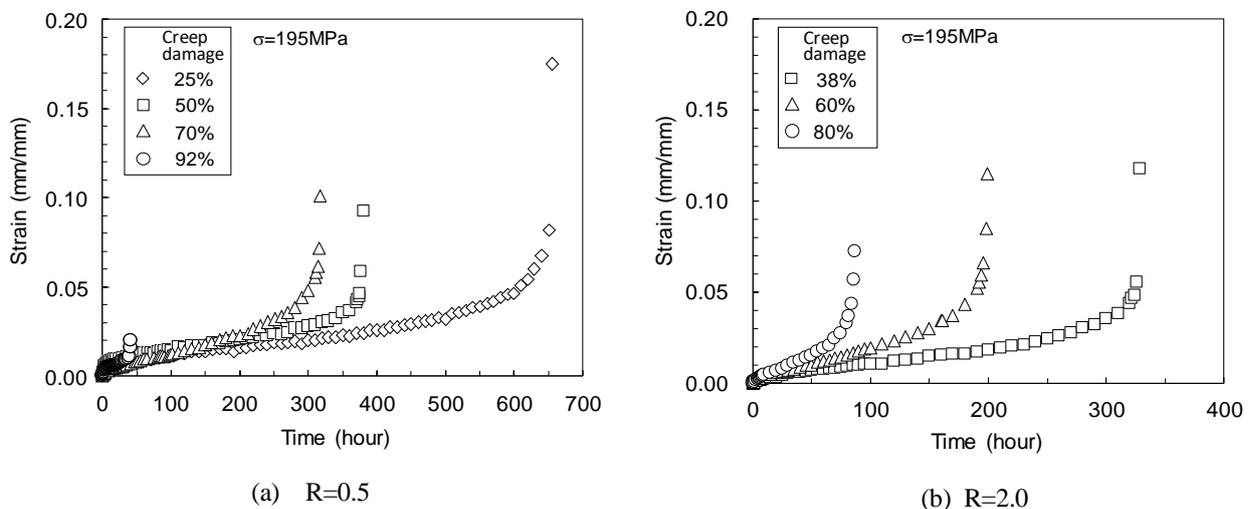


図 3-2-38 環状切欠き試験片クリープ損傷材から採取したミニチュア試験片で得られたクリープ曲線

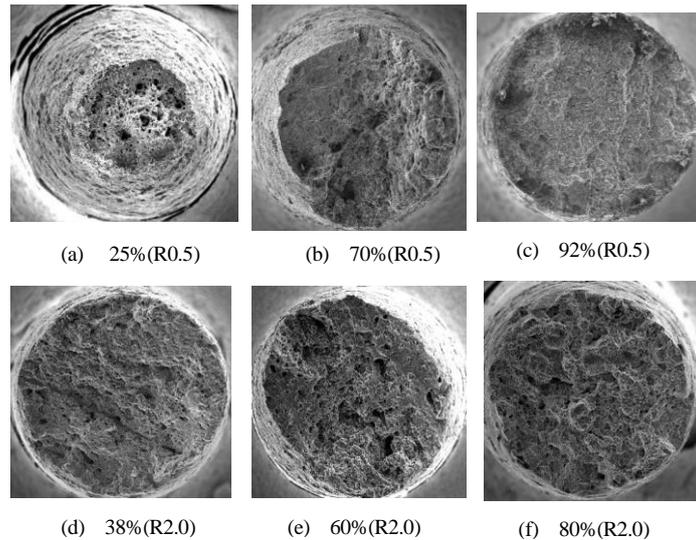


図 3-2-39 環状切欠き試験片クリープ損傷材から採取したミニチュア試験片の破断面

欠き底でクリープ変形が進行している表面極近傍と 0.5mm 程度内部でクリープ変形は小さいがボイドが多数発生している部位が同一断面内に含まれることから、後続の単軸クリープ試験において表面近傍に当たる部位で破断時の変形が大きく、ボイドが発生している部位で粒界破壊を生じたためと推察される。50%損傷材も70%損傷材と同様な非対称な破面形態であった。一方、92%損傷材では、絞りは10%以下でほとんど変形することなく破断し、破面のほぼ全体に粒界ファセットが観察される粒界破壊を呈していた。これは、多数のボイドが粒界に発生・成長したことにより、これらが急速に連結して破断に至ったためと考えられる。25%損傷材が、非損傷材よりも破断時間が長くなったことは、環状切欠き材において多軸応力下で25%損傷中斷時間までに受けたクリープ損傷が、後続の単軸クリープに影響を及ぼさなかったことを示唆している。

R2.0 切欠き材では、すべての損傷材においてクリープひずみが約4%を超えると非損傷材に比べ定常クリープから加速クリープへの急速な遷移を示した。これらの損傷材の破面を図3-2-39(d)-(f)に示す。非損傷材が顕著な絞りを生じてディンプルが観察される粒内破壊であったのに対し、損傷材では絞りが小さく粒内粒界の混合破面を呈している。特に、80%損傷材では粒界破壊の占める割合が他の損傷材に比べ大きくなっていった。ただし、R0.5の50%、70%損傷材にみられたような非対称な破面は認められなかった。R2.0切欠き材ではR0.5に比べ切欠き底端部から1mm程度内部までの軸方向ひずみの変化が顕著でないためと考えられる。いずれの切欠き材においても、応力195MPaでの破断時間は、損傷が大きくなるほど短時間となっており、平滑損傷材同様、定性的にはミニチュア試験片のクリープ破断時間と損傷度合との間に対応が認められた。

(4) ミニチュア試験片による損傷評価

(4-1) 平滑試験片の損傷評価

ミニチュア試験における非損傷材の破断時間を t_0 、損傷材の破断時間を t_d とした場合のクリープ損傷 D_t を次式で表すこととする。

$$D_t = \frac{t_0 - t_d}{t_0} \times 100(\%) \quad (3-2-28)$$

これは、クリープ破断時間に基づくクリープ損傷の定義であり、これから求まる損傷が、標準サイズ平滑材において付与したクリープ損傷 D_c と一致すれば、ミニチュア試験片を用いたクリープ損傷の予測が可能となる。そこで、本試験で得られた図3-2-34の結果から、 D_t 値を求めると、応力195MPaおよび210MPaそれぞれにおいて、40%損傷材で、33%および34%、80%損傷材で、43%および58%となった。これより、40%

損傷材については、概ねクリープ損傷を予測できているとみなせるが、80%損傷材に対してはミニチュア試験片による損傷の予測結果が付与した損傷に対して明らかに過小評価となっていることがわかる。一つの要因としては、平滑損傷材から採取したミニチュア試験片の試験では真応力の上昇を考慮していない点にあると考えられる。標準試験片の荷重一定クリープ試験では、変形が進行するにつれて、標点部での真応力が上昇する。標点内の体積一定を仮定して真応力を推定すると、損傷 40%および 80%でのクリープ変形を考慮した場合の真応力は、初期応力のそれぞれ 1.03 倍および 1.07 倍となる。例えば、147MPa の公称応力条件で平滑標準試験片に損傷を与え、その試験片を用いて初期の断面積より求めた別の公称応力 195MPa で次の試験を行う場合には、真応力上昇の影響は試験に反映されることになる。しかし、本研究で実施したように、損傷を与えた平滑標準試験片からミニチュア試験片を採取して、その断面積から新たに求めた公称応力 195MPa の条件で次の試験を実施する場合には、真応力の上昇が考慮されないことになる。これを補正するために、40%および 80%損傷時の平滑材の真応力を、その時点でのクリープ変形を考慮した直径の減少を加味して算出し、それらの応力に対するミニチュア試験片非損傷材の破断時間に換算する必要がある。このように、図 3-2-35 の破断曲線から試験中断時の真応力に対するミニチュア試験片非損傷材の破断時間を求めて、損傷を再計算した。その結果、40%損傷材では 43%および 45%と妥当な値となったが、80%損傷材では 61%および 73%となり、補正前に比べ改善はされたが依然過小評価となった。

クリープ損傷 D_t の定義式(3-2-28)からわかるように、非損傷材のミニチュア試験片の破断時間から損傷中断時の時間を引いた、即ち損傷中断時以降の残存時間と損傷材のミニチュア試験片の破断時間が一致すると、付与した損傷 D_c と損傷材のミニチュア試験片から得られる損傷 D_t が一致することとなる。図 3-2-32 から非損傷材のミニチュア試験片の 80%損傷時点（約 440 時間）では加速クリープ開始前で 3%程度のクリープひずみが生じており、試験片中央部ではくびれが生じ始めているとみなせるが、平滑損傷材から切出したミニチュア試験片は、試験開始時には平行部が均一で一様応力が負荷されており、くびれが生じるまでに一定の時間を要する。その結果、非損傷材のミニチュア試験片が 80%損傷中断時間以降から破断までの時間に比べ、80%損傷材の破断時間が長くなるためと考えられる。以上のように、標準サイズ平滑試験片で損傷を与えた材料からミニチュア試験片を採取して、クリープ試験によって損傷を評価する場合には、クリープ変形が加速クリープ近傍にある高損傷領域の場合には、過小評価となることに留意する必要がある。

(4-2) 切欠き損傷材の損傷評価

切欠き損傷材から切出したミニチュア試験片のクリープ試験に基づく損傷を式(2)によって算出し、付与したクリープ損傷との関係を図 3-2-40 に示す。R0.5 切欠き損傷材から採取したミニチュア試験片による損傷評価結果からは、損傷度合が低い 25%損傷材では損傷を生じていないという結果になった。試験結果のばらつきもあると思われるが、ポイド個数密度分布(6)および図 3-2-36 より、R0.5 の切欠き底端部より 0.5mm

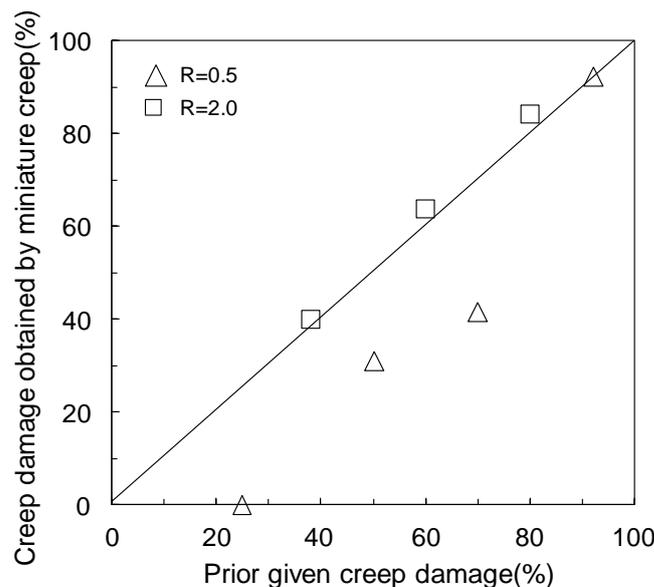


図 3-2-40 環状切欠き試験片損傷材から採取したミニチュア試験片の破断時間に基づくクリープ損傷評価結果と付与したクリープ損傷の関係

程度内部では、既報¹⁰⁾で示した多軸係数が大きいいため軸方向クリープ変形が極めて小さく、粒界上でのボイド発生・成長が顕著でないことから、同部位から採取したミニチュア試験片の後続の単軸クリープ試験における変形および破断特性に影響を与えず、非損傷材と同等のクリープ強度を示したためと考えられる。これより、多軸係数が大きいことにより軸方向変形が拘束され、クリープひずみが小さい部位において、ボイド発生・成長が顕著でない低損傷の場合には、後続のミニチュア試験片の破断時間に基づく損傷評価結果 Dt が過小評価となるものと考えられる。50%および70%損傷材においても、非損傷材に比べ短時間で破断したものの損傷評価結果は、切欠き材に付与したクリープ損傷に対して過小評価となった。損傷材のミニチュア試験片のクリープ曲線と破壊形態とを勘案すると、両損傷材でのボイドの発生・成長は加速クリープの開始と破断時に影響を与え一部で粒界破面を呈する結果となったが、中断時間までに多軸応力場で蓄積した同部位での平均的な軸方向ひずみが小さいため、損傷材（ミニチュア試験片）の破断時間が、非損傷材のミニチュア試験片に単軸応力下で同一損傷を与えた時点から破断までの時間に比べ長くなったためと推測される。一方、92%損傷材では多軸応力下で蓄積した軸方向ひずみは単軸応力下での同一損傷のひずみに比べ小さいものの、ボイド発生・成長が後続のミニチュア試験片での変形および破断に顕著な影響を及ぼすことにより、ミニチュア試験片による損傷値と付与した損傷値がほぼ一致する結果となった。

R2.0の切欠き損傷材では、ミニチュア試験片を用いた単軸クリープ試験結果に基づく損傷値と切欠き材に付与したクリープ損傷は良好な一致を示した。このことは、R=2.0の環状切欠きの切欠き底近傍の多軸応力下のクリープ損傷が、非損傷材のミニチュア試験片による単軸応力下のクリープ損傷と等価であるとみなせ、ミニチュア試験片を用いたクリープ試験による損傷評価が有効であることを示唆している。ただし、R0.5と同様に損傷が25%程度以下の低損傷域では、後続のミニチュア試験片を用いたクリープ試験に影響を与えず、過小評価となる可能性も否定できない。R0.5とR2.0との損傷材から切出したミニチュア片の試験結果を比較した場合、R0.5の70%損傷材（破断時間：317時間）とR=2.0の38%損傷材（同：329時間）の破断時間が近い。このことから、単軸応力下のクリープ損傷に換算した場合の、両損傷材の切欠き底近傍の損傷は同等であると解釈される。ミニチュア試験片直径の中心である切欠き底端部から0.5mm位置での解析から得られる軸方向クリープひずみを比較すると、図3-2-38に示したように前者が0.0041であるのに対し、後者が0.0084と2倍以上の差があることから、R0.5の70%損傷材では軸方向クリープひずみとボイド発生・成長状態が、後続のミニチュア試験片の破断時間に影響した可能性が伺われる。

本研究の範囲内では、R0.5とR2.0環状切欠き試験材の切欠き底表面近傍から採取したミニチュア試験片を用いたクリープ試験の結果からは、多軸係数が3.0を超え、単軸応力に比べクリープ変形が抑制される条件下でのクリープ損傷は、ミニチュア試験片を用いたクリープ試験による損傷評価が過小評価となり、それを下回る多軸係数となる条件下では、ミニチュア試験片を用いた損傷評価が適用できる可能性が示唆された。

(5) おわりに

CrMoV 鍛鋼を対象に、平滑材および2種の環状切欠き試験材（切欠き先端半径0.5mm(R0.5)および2.0mm(R2.0))のクリープ試験によって損傷を与えた損傷材から直径1mmの丸棒引張型ミニチュア試験片を採取して、クリープ試験に基づく損傷評価の可能性について検討した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) 損傷を受けていない（非損傷材）ミニチュア試験片のアルゴンガス中のクリープ試験の結果、ミニチュア試験片は遷移、定常、加速クリープ変形を示し、応力200MPa程度では、標準試験片と同等の定常クリープひずみ速度およびクリープ破断特性が得られることが明らかとなった。
- (2) 平滑損傷材から切出したミニチュア試験片の試験結果から、40%損傷材では妥当な損傷評価結果が得られるが、加速クリープ域で中断した80%損傷材では損傷評価結果が過小評価となることに留意する必要がある。
- (3) 切欠き損傷材の切欠き底から採取したミニチュア試験片のクリープ試験に基づくクリープ損傷評価結果は、R0.5では過小評価となったが、R2.0では妥当な評価結果が得られた。これは、同一損傷時点での軸方向ひずみが、多軸係数の大きいR0.5ではR2.0に比べ小さいことに起因するものと推察された。

(6) 参考文献

- (28) 緒方隆志，蒸気タービンおよびボイラの設備診断技術の現状と今後の課題，火力原子力発電，Vol.62, No.6, pp.23-42(2011)。
- (29) 緒方隆志，火力発電高温機器の損傷評価法，日本機械学会論文集A編，Vol.78, No.789, pp.694-707(2012)。
- (30) 駒崎真一，SP試験法を用いた余寿命診断技術の開発，材料，Vol.61, No.12, pp.980-986(2012)。

- (31) 「高温機器の余寿命診断のための微小サンプルクリープ試験法標準」, ISBN978-4-901381-38-3, 高温強度部門委員会, 日本材料学会 (2012).
- (32) 角屋好邦, 後藤徹, 伊達新吾, 山内崇賢, 唐戸英幸, 佐田哲朗, 火力プラント部材のミニチュアクリープ試験法による余寿命評価, 材料, Vol.39, No.445, pp.1373-1379(1990).
- (33) 園家啓嗣, 北川正樹, ミニチュア試験片によるクリープ破断特性の評価. 材料, Vol.41, No.460, pp.112-118(1992).
- (34) 金谷章宏, 鶴井孝文, 楠元淳一, 渡邊肇, 村田欣三, ミニチュア試験片による 12Cr 鋼と 2.25Cr 鋼のクリープ特性, 日本機械学会誌, B 編, ol.79, No.799, pp.26-30 (2013).
- (35) 緒方隆志, 知脇圭祐, ミニチュア試験片を用いた改良 9Cr-1Mo 鋼溶接部のクリープ強度特性評価, 材料, Vol.66, No.2, pp.93-100(2017)
- (36) 酒井高行, 屋口正次, 緒方隆志, 配管系統応力解析に基づく溶接部損傷評価システムの開発, 電力中央研究所報告 Q09005(2010)
- (37) K. Imamura, T. Ogata and M. Yamamoto, "Evaluation of High Temperature Property of Long-term Service Exposed Turbine Rotors," Proceeding of Int. Conf. on "Advanced in Life Assessment and Optimization of Fossil Power Plants"(in CD), by EPRI, Florida, (2002).

3-3. 耐熱金属材料溶接部のクリープ損傷評価法の開発

3-3-1 改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ損傷評価法の提案

(1) はじめに

蒸気温度が 600°C を超える超々臨界圧火力発電所の高温蒸気配管には、高温強度に優れる改良 9Cr-1Mo 鋼が使用されている。近年、同鋼の溶接熱影響部(HAZ)の細粒域においてクリープボイドが発生するなど Type IV 損傷と呼ばれるクリープ損傷事例が報告されている(1),(2)。そのため、改良 9Cr-1Mo 鋼溶接部におけるクリープ損傷要因の解明や損傷評価法に関する研究が実施されてきた。これまでに、母材に比べクリープ強度が劣る HAZ では母材と溶接金属からの拘束により高い主応力が発生し、3 軸引張応力状態となることが Type IV 損傷の発生要因となることやこれにより母材に比べクリープ破断時間が 1/5~1/10 程度に低下することが明らかにされている(3)-(5)。また、溶接継手管(6)-(8)や実機廃却配管(9)の内圧クリープ試験も実施されており、試験結果と有限要素解析結果に基づく損傷評価法も検討されている。

母材、溶接金属、HAZ からなる溶接部の応力状態やクリープ損傷の進行を有限要素解析によって評価するには、これらの部位のクリープ変形・破断特性が必要となる。このうち HAZ のクリープ強度特性は、HAZ が溶接時に受ける熱履歴を想定して作製した細粒組織模擬材が用いられることが多いが、溶接継手内の HAZ そのもののクリープ強度特性を把握するには、同部位から採取可能な微小試験片を用いたクリープ試験が必要である。また、実機部材のクリープ損傷を精度よく評価するには、損傷部位から採取した微小試験片を用いたクリープ試験が必要とされる。このような必要性から、微小試験片を用いたクリープ強度特性評価法として、スモールパンチ試験法や丸棒引張型ミニチュアクリープ試験法(11)-(13)の適用に関する研究が進められている。これらの微小試験片を用いた試験法に関しては、日本材料学会より「高温機器の余寿命診断のための微小サンプルクリープ試験法標準」¹⁴⁾として試験法等の現状がまとめられている。スモールパンチ試験法は、薄肉円板状試験片に圧縮荷重を負荷する試験であるため試験片作製や試験が簡便であるが、多軸応力場となり変形が不均一に進行することから単軸応力下でのクリープ変形特性との相関が得にくいなどの問題点がある。一方、丸棒ミニチュア試験は、試験片作製や試験がスモールパンチ試験に比べ複雑になるという欠点はあるものの、クリープ試験が適切に実施されれば、標準サイズ試験片との相関を得やすいという利点がある。これまでに、直径 1~2mm 程度の丸棒ミニチュア試験片を用いたクリープ試験が実施されてきており、アルゴンガスなど不活性雰囲気中で試験を行うことにより標準サイズ試験片と同等のクリープ強度特性が得られることが報告されている(11)-(13)。これらは、母材のクリープ強度特性の把握に適用されてきたが、狭隘部である HAZ のクリープ強度特性の把握にも有効であると考えられる。

そこで、本研究では改良 9Cr-1Mo 鋼 MAG 狭開先溶接継手の HAZ、母材、溶接金属のクリープ強度特性を把握するため、丸棒引張型クリープ試験片としてはこれまでで最小の直径 1mm のミニチュアクリープ試験片を用いたクリープ試験を実施する。また、母材、HAZ、溶接金属を含むミニチュア溶接継手試験片と標準サイズ溶接継手試験片を用いたクリープ試験結果を比較し、クリープ損傷評価へのミニチュア試験片の適用を検討する。

(2) 試験方法

(2-1) 供試材料及び試験方法

供試材料は板厚 48mm の改良 9Cr-1Mo 鋼(C:0.01, Si:0.039, Mn:0.039, Cr:8.17, Mo:0.91, V:0.20, Nb:0.08 (wt%)) 平板であり、同鋼を用いて狭開先 MAG(metal active gas)溶接により溶接継手材を作製し、温度 745°C、150min の条件で溶接後熱処理を施した。作製した溶接継手の断面および硬さ測定結果を図 3-3-1 金属の形状は I 字型であり、溶接金属の幅は約 10mm、熱影響部(HAZ)の幅は約 2.0mm である。HAZ 内部の組織は、溶接金属ごく近傍に粗大化した粒もみられるが、大部分は結晶粒径 5 μ m 程度の細粒である。硬さは、溶接金属部で最も高く、HAZ 部では溶接金属から母材に向かうにつれて徐々に低下し、母材近傍で最も低い値を示している。このような硬さの分布は、被覆アーク溶接継手⁴⁾や TIG 溶接継手(6)と定性的には同様である。

図 3-3-2 の板厚 1/4~3/4 範囲内の母材、HAZ、溶接金属それぞれの部位から図 3-3-2(a)に示す平行部直径 1mm、平行部長さ 5mm の丸棒引張負荷型ミニチュアクリープ試験片用の 4mm 円柱状素材を放電加工によって切出した。HAZ では、円柱状素材の中心が HAZ 幅の中央になるよう採取位置を定めた。この試験片を

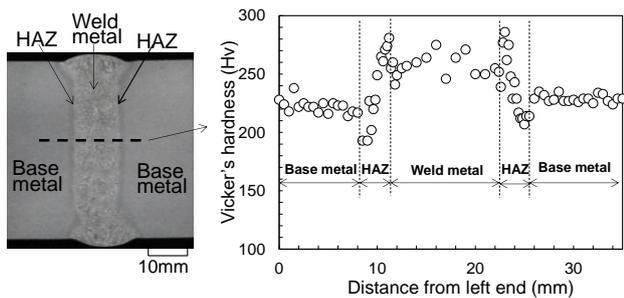


図 3-3-1 MAG 溶接された改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手断面と硬さ分布

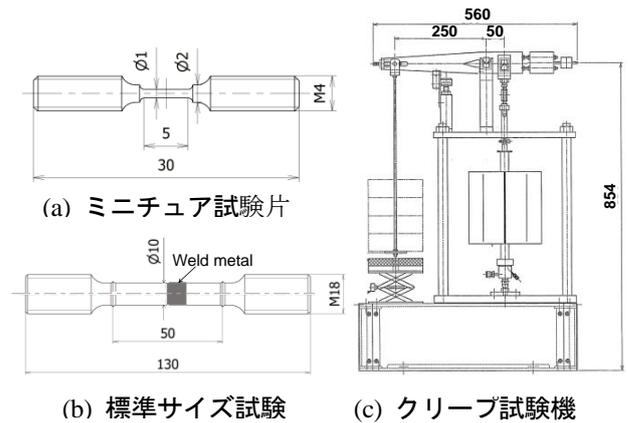


図 3-3-2 試験片形状およびミニチュア試験片用試験装置

HAZ 単一試験片と称することとする。切出した素材は、試験片にかかる曲げ応力を最小限に抑えるため表裏旋盤を用いて、平行部仕上げ時には切り込み深さ 0.18mm 程度で加工を実施した。その後、加工層を除去するため研磨紙 800 番まで表面研磨を行った。また、溶接継手の HAZ が試験片の中央部に位置するように溶接線に直角方向に素材を切出し、図 3-3-2(a)のミニチュア溶接継手試験片を加工した。さらに、片側の HAZ が溶接継手中央部に位置するよう図 3-3-2(b)の平行部直径 10mm、標点間距離 50mm の標準サイズ溶接継手クリープ試験片を加工した。

(2-2) 試験装置及び試験条件

ミニチュア試験片のクリープ試験に用いた試験機の概略を図 3-3-2(c)に示す。同試験機は(株)神戸工業試験場によって開発されたものであり、最大荷重 1kN、最高使用温度 1000℃で、支点から負荷ロッドと荷重までのてこ比を 5 としたレバー式単軸クリープ試験機である。ロッドに挿入したミニチュア試験片を特製治具に固定して、試験片中央部に R タイプ熱電対を取り付けた後直径 20mm 程度の中空円筒チャンバーに通し、試験片に曲げ等の応力が生じないよう試験機へセッティングを行なう。試験温度はすべて 650℃であり、予備試験において中央部および中央部から上下 2mm の位置に熱電対を取り付け、中央部を 650℃とした場合に上下の熱電対が±2℃以内となるように 3 ゾーンの電気炉出力を調整した。試験では、中央部のみに熱電対を取り付け、これが 650℃±1℃以内であることを確認して試験を開始した。試験中にチャンバー内に 99.99%純度のアルゴンガスを連続的に送入し、不活性雰囲気中で実施した。ミニチュア試験片では、平行部 5mm の伸びを直接計測することが困難なため、試験片を取り付けたロッドの変位を伸びとして計測した。このため、厳密に平行部の変位を計測したことにはならないが、試験片平行部に対するねじ部の直径の比を標準サイズ試験片より大きくしたこと、試験片に比べロッドの剛性が高く、温度が低いことから、平行部の変位の計測誤差は極めて小さいと考えられる。

標準サイズ溶接継手試験片のクリープ試験には、最大荷重 30kN、最高使用温度 1000℃でてこ比 1:10 のレバー式単軸クリープ試験機を用いて試験温度 650℃で実施した。母材、溶接金属から切出したミニチュア試験片の試験応力を 110~90MPa、HAZ および溶接継手ミニチュア試験片では 90~60MPa、標準サイズ溶接継手試験片では 90MPa~66MPa の範囲で試験を実施した。

(3) クリープ試験結果

(3-1) 溶接部各部位のクリープ強度

母材、溶接金属、HAZ それぞれの部位から採取したミニチュア試験片で得られたクリープ曲線を図 3-3-3 に示す。図 3-3-3(a)の母材のクリープ曲線には、比較のため応力 90MPa で得られた標準サイズ母材試験片(4)の結果も示している。母材のミニチュア試験片のクリープ曲線は、標準試験片と同様に遷移、定常、加速クリープがみられ、同一応力下の標準サイズ試験片とミニチュア試験片がほぼ同等の変形挙動を示しており、ミニチュア試験片を用いて適切にクリープ試験が実施されたことが確認できる。また、後述するようにクリープ破断時間にもミニチュア試験片と標準試験片との顕著な差異は認められず、標準サイズ試験片と同等の結果が得られた。1000 時間程度試験後のミニチュア試験片表面の酸化膜厚さは、平均的には 0.3μm 程度で

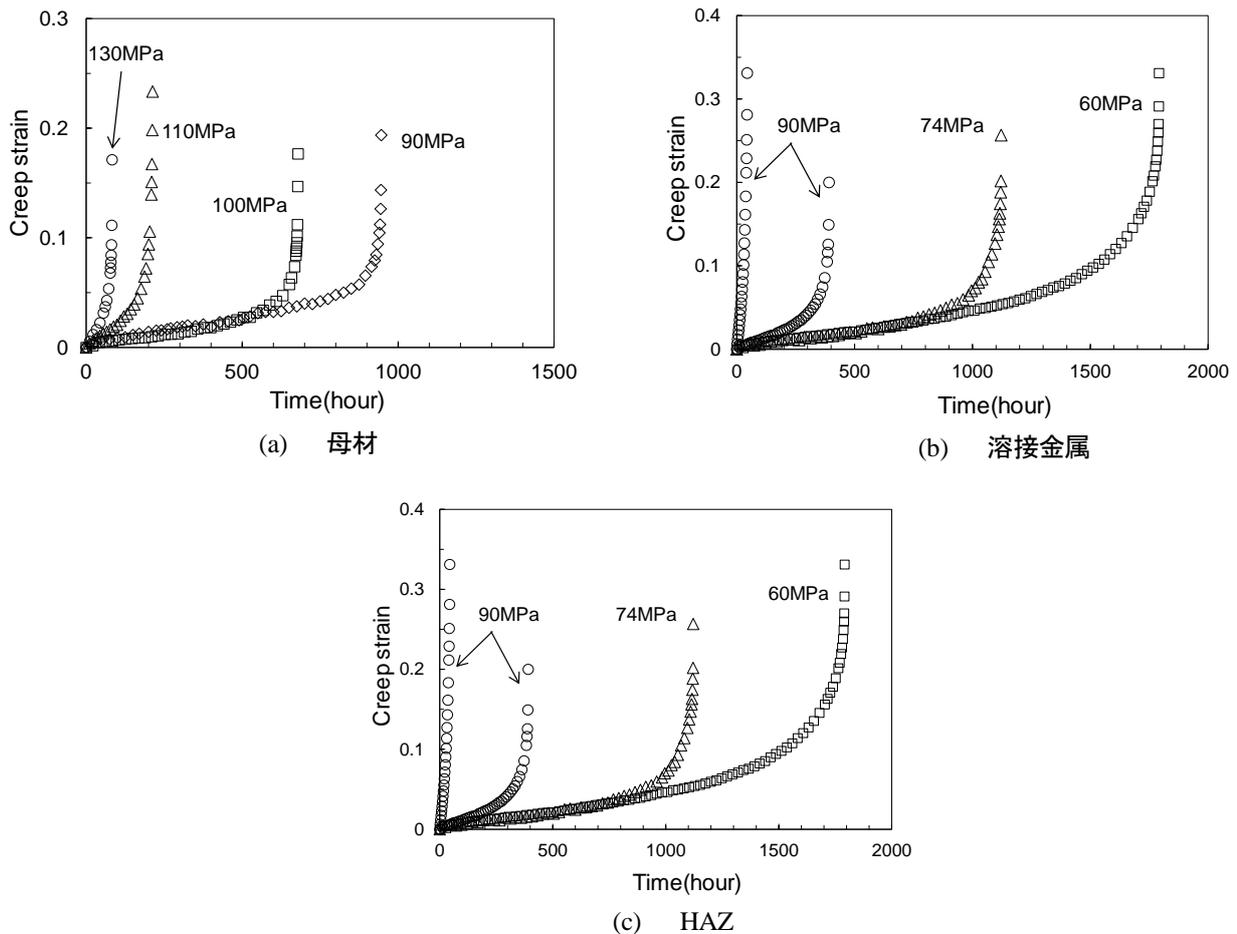


図 3-3-3 各部位から採取したミニチュア試験片のクリープ曲線

あり、標準サイズ試験片の $5\mu\text{m}$ 程度の $1/10$ 以下であった。これより、HAZ などの狭領域や応力集中部などの局所領域のクリープ特性の評価には、丸棒引張負荷型ミニチュア試験片を用いたアルゴンガス雰囲気中のクリープ試験が有効であることがわかる。図 3-3-3(a)の母材と(b)の溶接金属の同一応力 (110MPa および 90MPa) のクリープ曲線は、ほぼ同等の変形挙動を示している。一方、図 3-3-3(a),(b)と(c)の HAZ の同一応力(90MPa)を比較すると、HAZ のクリープ変形が早期に進行しており、HAZ のクリープ変形抵抗が母材、溶接金属に比べて小さいことがわかる。ただし、HAZ では同一応力(90MPa)で実施したにもかかわらず、破断時間が大きく異なる結果となった。この差異の要因としては、試験片の採取において、HAZ 幅中央から素材切出しを試みたが、深さ方向への切出し過程で試験片平行部が HAZ 幅中央からずれた可能性や、HAZ 幅中央から採取できた場合であっても、溶接時の熱履歴が板厚方向の位置によって異なりマイクロ組織に差異を生じている可能性などが考えられる。

母材、溶接金属、HAZ の応力と最小クリープひずみ速度の関係を図 3-3-4 に示す。図中には、標準試験片から得られた母材の結果も示している。ミニチュア試験片から得られた母材の応力と最小クリープひずみ速度の関係は、標準試験片で得られたそれとほぼ同等の結果であった。溶接金属は母材の最小クリープひずみ速度と同等であるが、これらに比べ HAZ の最小クリープひずみ速度が明らかに速いことがわかる。上述したように、HAZ の試験結果にはばらつきがみられるが、これは HAZ 幅内から採取した試験片であっても、組織状態が異なっていること等に起因すると考えられる。同図の応力 $\sigma[\text{MPa}]$ と最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c[1/\text{h}]$ の関係から Norton 則 ($\dot{\epsilon}_c = B\sigma^n$) の係数 B 、指数 n を決定した。得られた値を図中に示す。母材と溶接金属のクリープ特性は同等とみなせることから、標準試験片の母材、ミニチュア試験片の母材、溶接金属のデータを用いて最小二乗法によって求めた。HAZ に対しては、HAZ のデータから同様に求めた直線を実線で示しており、この直線の B を平均(mean) とした。さらに、データにばらつきがあることを考慮し、 n

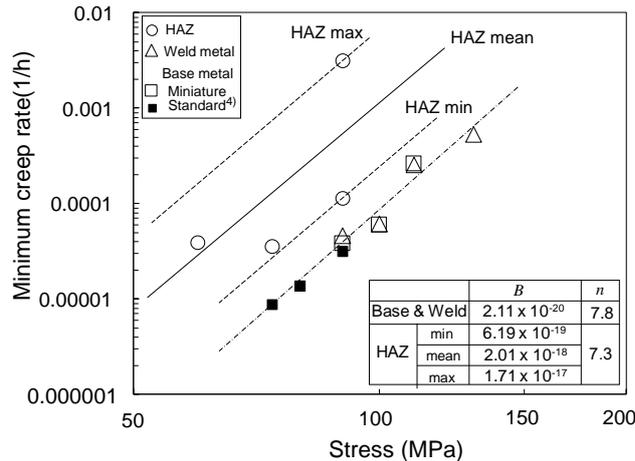


図 3-3-4 各部位から採取したミニチュア試験片で得られた最小クリープひずみ速度と応力の関係

を同一としてデータの上限を通る直線と下限を通る直線を点線で示し、それぞれの B 値を最大(max)および最小(min)とした。

ミニチュア試験による母材、溶接金属および HAZ の応力と破断時間の関係を、標準試験片で得られた母材の結果とあわせて図 3-3-5 に示す。ミニチュア試験片による母材のクリープ破断強度は、標準試験片で得られた母材のそれと同等であるとみなせる。また、溶接金属の破断強度は母材とほぼ同等であったが、HAZ は応力と最小クリープひずみ速度の関係からも類推できるように、これらに比べ破断強度が低い。母材、溶接金属、HAZ の破断したミニチュア試験片の代表的な破面を図 3-3-6 に示す。なお、破断伸びや絞りに優位な差異は認められなかった。いずれの試験片も大きく絞れて破断しており、延性破壊特有のディンプルが明瞭に観察される。ただし、部位によって形態が異なっており、母材と HAZ は破面全体にほぼ均一なディンプルが観察されるが、結晶粒径の相違を反映して、母材に比べ HAZ のディンプル径が小さい。一方、溶接金属の破面内には大きさの異なる不均一なディンプルが観察される。

(3-2) 溶接継手のクリープ強度

ミニチュア溶接継手試験片で得られたクリープ曲線を図 3-3-7 に示す。図中には、応力 90MPa および 66MPa での標準サイズ溶接継手試験片のクリープ曲線も黒塗り記号で併示している。ミニチュア溶接継手試験片は、同一応力(90MPa)で比較すると、図 3-3-3 のいずれの単一材料よりも短時間で破断し、破断部位はすべて母材近傍の HAZ であった。また、HAZ 単一試験片が定常クリープから緩やかに加速クリープに移行し、破断しているのに対し、溶接継手では定常クリープからやや不連続に移行し、破断時のひずみも小さ

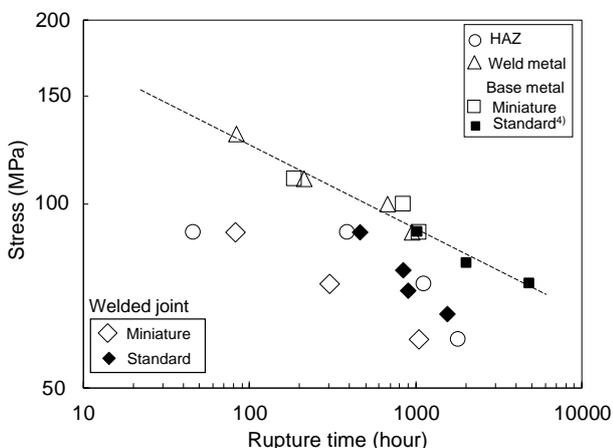


図 3-3-5 各部位から採取したミニチュア試験片、ミニチュアおよび標準溶接継手試験片のクリープ破断特性

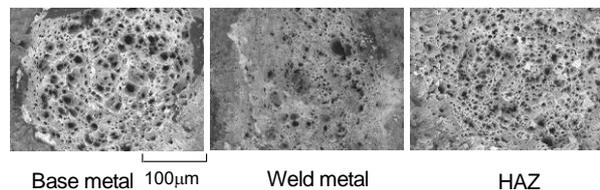


図 3-3-6 各部位から採取したミニチュア試験片のクリープ破断面

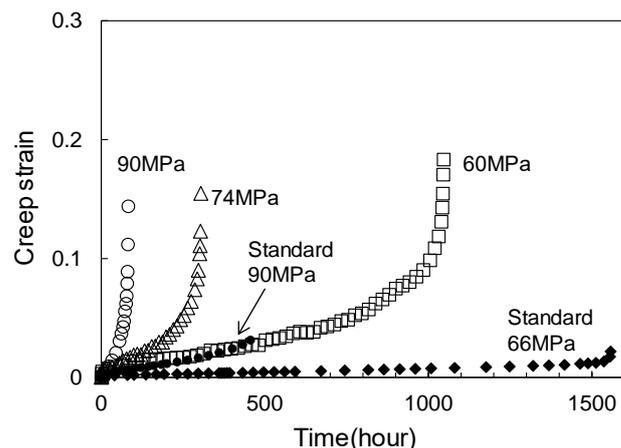


図 3-3-7 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片のクリープ曲線の比較

いこと がわかる。また、標準サイズ溶接継手試験片の変形挙動は、ミニチュア試験片と大きく異なり、破断まで定常クリープが大部分を占め、破断ひずみは極めて小さい。これは、試験片標点間（ミニチュア試験片では平行部）に含まれる母材、HAZ、溶接金属の割合が両試験片で異なることに起因すると考えられるが、詳細は後述する応力解析結果に基づいて考察したい。前掲の図 3-3-5 にミニチュアおよび標準サイズ溶接継手試験片の応力と破断時間の関係を、単一材の結果と併せて示す。標準サイズ溶接継手の破断時間は、母材に比べ短かく、低下度合いは既報(4)の被覆アーク溶接継手の母材と溶接継手とほぼ同等である。なお、標準サイズ溶接継手試験片も、すべて母材近傍の HAZ で破断した。ミニチュア溶接継手試験片の破断時間は標準サイズ溶接継手よりさらに短時間となっており、負荷応力が高いほどその差は顕著である。HAZ 単一試験片と比較しても、最も短時間で破断した 90MPa の 1 点を除けば、HAZ 単一試験片より短時間で破断する結果となった。これは、ミニチュア溶接継手試験片は、HAZ すべてを平行部に含むことから、HAZ 幅内の最弱部位で変形・破断を生じたためと考えられる。ミニチュア溶接継手よりも HAZ の破断時間が長いのは、HAZ 単一試験片が HAZ 幅内で必ずしも最弱部位から採取されていないことや平行部直径方向の一部に最弱部を含むとしても周りの部位の影響により、溶接継手に比べ長時間となったものと考えられる。

ミニチュア溶接継手試験片の破断部および破面の代表例を図 3-3-8 に示す。同図より、破断部は母材近傍の HAZ で、絞れて破断していることがわかる。破面には図 3-3-6 の HAZ 単一材の破面で観察されたのと同様な形状の微細なディンプルがみられ、延性的に HAZ で破断していた。破断部よりやや離れた HAZ に、HAZ 単一材では観察されなかったボイドがわずかではあるが観察された。標準サイズ溶接継手試験片で破断しなかった HAZ の縦断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果の代表例を図 3-3-9 に示す。低倍率で観察した母材から溶接金属にかけての観察から、母材近傍の HAZ 部にボイドが集中して発生していること、高倍率の観察からボイドは結晶粒径に近い数～十数 μm 程度であることがわかる。これらの観察結果は、微小

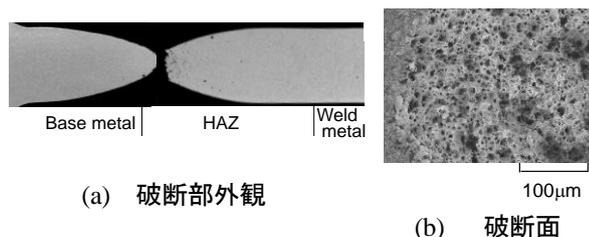


図 3-3-8 クリープ破断したミニチュア溶接継手試験片

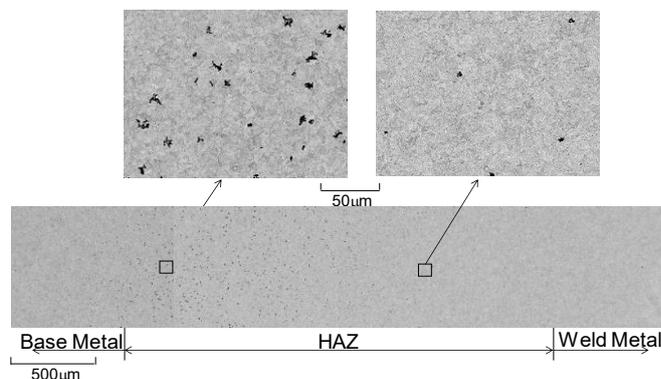


図 3-3-9 標準溶接継手破断試験片の縦断面組織観察

領域である HAZ 幅内においてもクリープに対する抵抗が小さい部位において変形や損傷が優先して進行することを示唆している。

(4) ミニチュア試験片による溶接部のクリープ強度評価

(4-1) 溶接継手の有限要素解析

溶接継手試験片の 3 次元有限要素弾性クリープ解析を実施するため、ミニチュア溶接継手試験片の平行部を 1/4 に、標準サイズ溶接継手試験片は、解析の簡便性を考慮し、溶接金属を中心として 1/8 にモデル化した。いずれの試験片の HAZ 部も幅を 2mm とし、HAZ 幅方向に 10 層に分割した。クリープ構成式は、Norton 則とし、係数 B 、指数 n は図 3-3-4 に示す値を用いた。ミニチュアクリープ試験結果より、HAZ 幅内でクリープ特性に差異があることが示唆され、標準サイズ溶接継手破断試験片の観察結果より、ボイドが母材近傍の HAZ に集中していた。また、硬さ測定結果より溶接金属から母材近傍にかけて硬さが低下することなどを踏まえ、HAZ 幅内のクリープ特性の傾向を表現するため、Norton 則の係数 B を 3 段階に変化させ、HAZ 部内のクリープ強度に勾配をもたせたモデル（勾配モデル）とした。具体的には、図 3-3-4 に示す HAZ の最小クリープひずみ速度と応力との関係のように、指数 n を同一とし、データのばらつきの最大、平均、最小の B 値を、母材側からそれぞれ 3 層、3 層、4 層の材料定数とした。これに加え、これまで実施されているように(3)-(9)HAZ の材料定数を一定値としたモデル（一定モデル）も作成し、 B 値を変化させた解析も実施した。クリープ解析には、汎用解析コードとの比較により妥当性が確認されている電力中央研究所が開発した 3 次元有限要素解析プログラム(15)を用いた。

(4-2) 破断時間に及ぼす試験片形状の影響

負荷応力 60MPa として解析した標準サイズおよびミニチュア溶接継手試験片勾配モデルの試験片中心部における母材から溶接金属にかけての応力成分分布を図 3-3-10 に示す。ミニチュア試験片では、HAZ の軸方向応力は負荷応力にほぼ等しい 60MPa 程度で母材および溶接金属で若干低下している。一方、標準試験片では母材および溶接金属から HAZ 中央部にかけて上昇しており、HAZ 中央部では負荷応力を上回る 70MPa 程度となっている。また、標準試験片では半径方向にも引張応力が生じており、母材近傍で高い値を示し、3 軸引張応力状態となることがわかる。ミニチュア試験片でも標準試験片に比べ応力値は小さいものの、母材近傍で半径方向に引張応力が生じている。これらの結果から計算した多軸係数 TF ($TF = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / \sigma_m$, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: 主応力, σ_m : Mises 相当応力) の分布を図 3-3-11 に示す。ミニチュア試験片では、母材近傍の HAZ において 2.5 程度の値を示すが、そこから溶接金属側では急激に低下し、1.0 に近い単軸状態となっている。これは、試験片直径が小さいことにより母材や溶接金属からの拘束の影響が表れにくいことを示すものである。これに対し、標準試験片では HAZ 幅内において多軸係数が 2.0 以上と大きく、母材近傍 HAZ では 4.0 を超える値となっている。これより、標準試験片中心部はミニチュア試験片に比べ HAZ において高い多軸性を示すことがわかる。また、図 3-3-9 に示した破断後の標準溶接継手試験片において、母材近傍の HAZ に多数のボイドが観察されたことは、同部において多軸係数が大きいことと

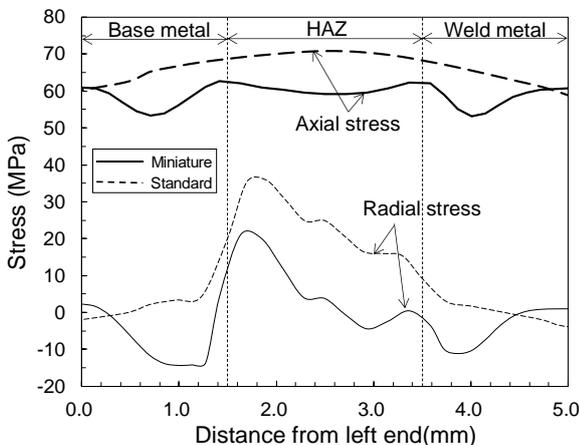


図 3-3-10 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片内の応力成分分布

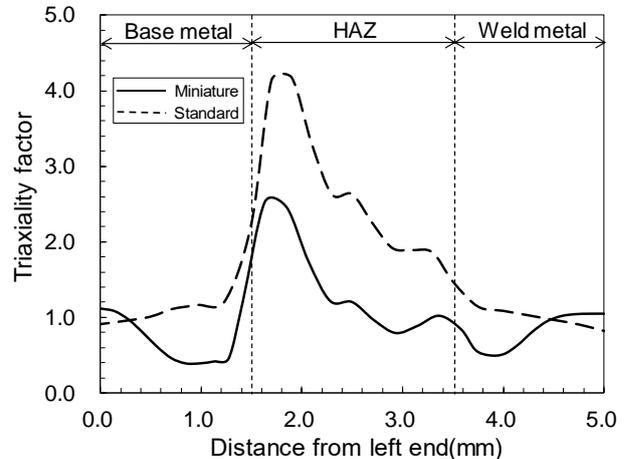


図 3-3-11 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片内の多軸係数の分布

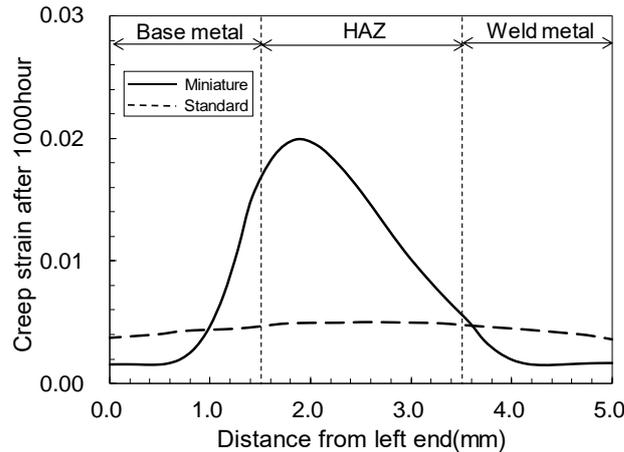


図 3-3-12 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片内のクリープひずみ分布

対応している。

図 3-3-12 に標準およびミニチュア試験片の 1000 時間後のクリープひずみの分布を示す。図から明らかのように、ミニチュア試験片の HAZ のクリープひずみの最大値は 0.02 程度で母材近傍に生じているのに対し、標準試験片では HAZ 中央部で若干大きくなっているが、最大値はミニチュア試験片の約 1/5 である。これらの解析結果から、ミニチュア溶接継手試験片が標準サイズ溶接継手試験片に比べ破断時間が短時間となるのは、ミニチュア試験片では標準試験片に比べ HAZ 幅内の多軸係数が小さく、クリープ変形速度が速いためであると解釈できる。60MPa での標準試験片の破断時間は試験結果を外挿すると約 2000 時間（ミニチュア試験片は 1047 時間）と推測され、両試験片のクリープひずみ速度の割合ほど大きくないのは、標準試験片では多数のボイドが発生したことにより、最小クリープひずみ速度と破断時間の積で定義される限界ひずみ⁸⁾が多軸係数の小さいミニチュア試験片に比べ小さくなるためと推察される。

(4-3) ミニチュア溶接継手を用いたクリープ強度評価

本研究では、火力発電所におけるボイラ配管など実機溶接部から採取可能な直径 1mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を用いて溶接部各部のクリープ強度特性ならびに溶接継手のクリープ破断特性評価の可能性を検討した。ミニチュア試験片を用いてアルゴンガス中で実施したクリープ試験では、標準試験片を用いて大気中で実施した場合と同等の結果が得られること、これにより標準試験片が採取困難な溶接金属や HAZ のクリープ特性をミニチュア試験片によって明らかにできることを示した。一方、ミニチュア溶接継手試験片のクリープ破断時間は、標準溶接継手試験片のそれより短時間となり、均質材のようにミニチュア試験片の試験結果から標準試験片の破断時間を直接求められないことがわかった。ミニチュア試験片を用いた実機溶接部のクリープ特性の把握には、部材表面より微小な試料をサンプリングする必要があるが、表面から深さ方向に試験片軸を持つ試験片の採取は困難であり、表面に沿った方向から採取せざるを得ない。そこで、表面に沿って採取したミニチュア溶接継手試験片を用いたクリープ試験によって、HAZ のクリープ特性ならびに標準溶接継手試験片のクリープ破断寿命を推定する方法を以下に考察する。

図 3-3-2(a)のミニチュア溶接継手試験片の平行部長さ L_{GL} における母材、溶接金属、HAZ それぞれの占める長さを L_B, L_W, L_H とし、Norton 則における係数 B および指数 n を、それぞれ B_B, B_W, B_H および n_B, n_W, n_H とする。負荷応力 σ のミニチュア溶接継手の試験から得られる平行部の最小クリープひずみ速度を $\dot{\epsilon}_{GL}$ とすると、均一な単軸応力状態を仮定すれば、HAZ の最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_H$ は次式によって表される。

$$\dot{\epsilon}_H = \frac{\dot{\epsilon}_{GL} L_{GL} - B_B \sigma^{n_B} L_B - B_W \sigma^{n_W} L_W}{L_H} \quad (3-3-1)$$

上述したように、HAZ 幅内においてクリープ特性が異なるため、上式によって得られる最小クリープひずみ速度は、HAZ の平均的な最小クリープひずみ速度であると解釈される。図 3-3-7 に示したミニチュア溶接継手試験片で得られたクリープ曲線から求まる最小クリープひずみ速度と母材および溶接金属のクリープ特性（本供試材では、 $B_B = B_W$ 、 $n_B = n_W$ である）から式(3-3-1)で算出される $\dot{\epsilon}_H$ と σ の関係を一点鎖線で、HAZ 単一試験片で得られた結果と併せて図 3-3-13 に示す。式(3-3-1)で得られた $\dot{\epsilon}_H$ と σ の関係（ $\dot{\epsilon}_H = B_H \sigma^{n_H}$ ）は HAZ 単一試験片のばらつきの範囲に入っており、HAZ 単一材の平均値をやや上回る概ね妥当な結果であると判断される。これより、母材と溶接金属のクリープ特性が既知であれば、溶接部表面より採取したミニチュア溶接継手試験片を用いて得られたクリープ曲線に対して、式(3-3-1)を用いることにより、HAZ 幅内の平均的なクリープ特性として B 値を算出できる。

次に、ミニチュア溶接継手のクリープ試験によって HAZ の平均的なクリープ特性が既知となった場合に、標準溶接継手試験片のクリープ破断時間を推定する方法を、有限要素解析を援用することによって考える。本研究では、HAZ 幅内でクリープ特性にばらつきがみられたので、(4-2)において、それを表現する勾配モデルを用いた解析を行った。しかし、実機から採取できる試験片がミニチュア溶接継手試験片の場合には、上述したように平均的なクリープ特性しか得られないことから、以下では一定モデルを用いた有限要素解析結果に基づいて議論することとする。標準溶接継手試験片の HAZ 一定モデルで、HAZ の n 値は同一($n=7.3$)であると仮定し、図 3-3-4 の最大、平均、最小の B 値をそれぞれ用いて、クリープ解析を実施した。解析で得られた HAZ の最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{HS}$ （軸方向クリープひずみを時間で除した値）と応力の関係を図 3-3-13 に黒塗り記号でプロットした。標準溶接継手試験片 HAZ の $\dot{\epsilon}_{HS}$ と σ の関係の傾きは、ほぼ一致しているが、用いた B 値によって結果が異なっている。即ち、HAZ のクリープ特性(B 値)が異なることにより、母材および溶接金属からの変形拘束の影響が異なるため、標準継手試験片内の HAZ のクリープ速度が変化する。Norton 則の B 値が大きいくほど、解析で得られた標準溶接継手試験片の最小クリープひずみ速度と応力の関係（記号▲、●、■）も上側に位置している。HAZ 単一試験片と標準継手試験片の HAZ の傾きが同一であるとみなすと、HAZ 単一試験片の最小クリープひずみ速度と標準継手試験片の HAZ のクリープ速度の比の値は、一定である。その比の値は B 値に依存することから、Norton 則から計算される $\dot{\epsilon}_{HN}$ と標準溶接継手試験片 HAZ のクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{HS}$ の比の値に対する B 値の依存性を求め、 $\dot{\epsilon}_{HS}$ と $\dot{\epsilon}_{HN}$ の関係に書き直すと、次式のようになる。

$$\dot{\epsilon}_{HS} = 2.77 \times 10^{-7} B^{-0.336} \dot{\epsilon}_{HN} \quad (3-3-2)$$

これより、解析を行わずに、任意の負荷応力 σ に対する $\dot{\epsilon}_{HN}$ から $\dot{\epsilon}_{HS}$ を求めることができる。上述したようにミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験から式(1)に基づいて $\dot{\epsilon}_H$ を求め、その結果から B 値を決定して、式(3-3-2)を用いる（ $\dot{\epsilon}_{HN} = \dot{\epsilon}_H$ である）ことにより、標準溶接継手試験片 HAZ の $\dot{\epsilon}_{HS}$ を推定できる。

有限要素解析で得られた標準溶接継手試験片の HAZ の $\dot{\epsilon}_{HS}$ と破断時間 tr の関係を図 3-3-14 に示す。実線

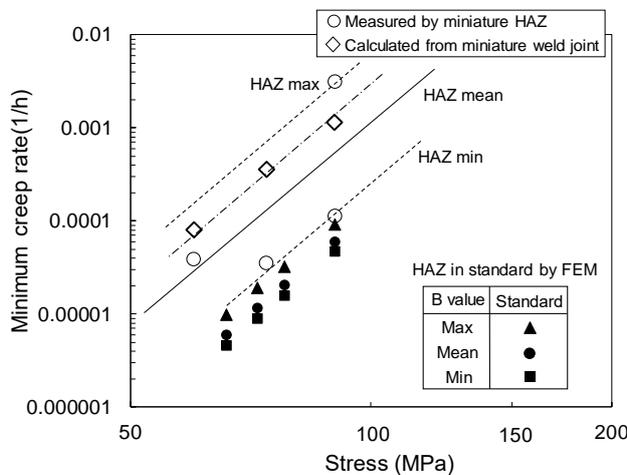


図 3-3-13 各部位のクリープ特性を用いて解析で得られた標準溶接継手 HAZ の最小クリープひずみ速度と応力の関係

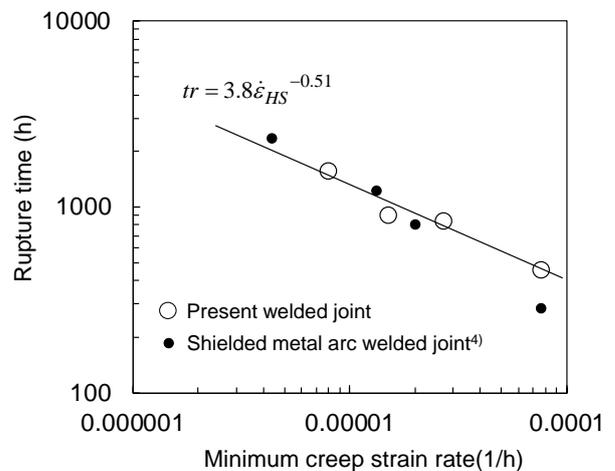


図 3-3-14 標準溶接継手試験片における破断時間と HAZ 内の最小クリープひずみ速度の関係

で示すこれらの関係は、

$$tr = 3.81\dot{\epsilon}_{HS}^{-0.51} \quad (3-3-3)$$

で表される。上式を用いて、 $\dot{\epsilon}_{HS}$ から破断時間を推定することが可能となる。図中には、既報(4)の被覆アーキ(溶接継手の単軸クリープ試験の破断時間に対する一定モデルの有限要素解析で得られた HAZ の最小クリープひずみ速度もプロットしている。溶接方法の違いによらず概ね同様な傾向を示していることから、式 3-3-3)をクリープ破断時間の推定式として用いることができると考えらえる。

(5) おわりに

改良 9Cr-1Mo 鋼狭開先 MAG 溶接継手の母材、溶接金属、熱影響部(HAZ)各部位から採取した直径 1mm の丸棒引張型ミニチュア試験片、HAZ を中心に採取したミニチュア溶接継試験片および直径 10mm の標準サイズ溶接継手試験片を用いて、クリープ試験を実施した。得られた溶接部各部位のクリープ特性を用いて有限要素弾性クリープ解析を実施し、ミニチュア試験片と標準サイズ試験片との差異について考察した。主な結果を以下に要約する。

- (1) 母材部から採取したミニチュア試験片のクリープ変形および破断特性は、標準サイズ試験片のそれらとほぼ一致したことから、ミニチュア試験片のクリープ試験をアルゴン雰囲気中で実施することにより、大気中で実施した標準試験片と同等の結果が得られることが確認された。
- (2) 溶接金属のクリープ破断時間は母材とほぼ同等であったが、HAZ のそれはこれらより短時間であった。母材、溶接金属および HAZ の試験結果から、Norton 則の材料定数を決定した。ミニチュア溶接継手試験片の破断時間は、標準溶接継手試験片および HAZ 単一試験片のそれより短時間となることが明らかとなった。
- (3) ミニチュアおよび標準溶接継手試験片の有限要素弾性クリープ解析結果より、標準溶接継手の母材部近傍 HAZ における多軸係数がミニチュア試験片のそれより大きく、クリープ速度が遅いことが、両試験片の破断時間の相違につながったことが示唆された。
- (4) ミニチュアおよび標準溶接継手試験片のクリープ試験結果および有限要素解析結果に基づいて、ミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験から HAZ の平均的なクリープ特性ならびにそれを用いた標準サイズ溶接継手試験片の破断時間を推定する式を導いた。

(6) 参考文献

- (1) 緒方隆志, 蒸気タービンおよびボイラの設備診断技術の現状と今後の課題, 火力原子力発電, Vol.62, No.6, pp.23-42(2011).
- (2) Parker, J., In-service behavior of creep strength enhanced ferritic steels Grade 91 and Grade 92 – Part2 weld issue, International Journal of Pressure Vessels and Piping 114-115, pp.76-87(2014).
- (3) Watanabe, T., Tabuchi, M., Yamazaki, M., Hongo, H. and Tanabe, T., Creep damage evaluation of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints showing Type IV fracture, International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, pp.63-71(2006)
- (4) 緒方隆志, 酒井高行, 屋口正次, 改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の単軸クリープ破断特性と損傷評価法の提案, 材料, Vol.58, No.2, pp.94-100(2009)
- (5) 本郷宏通, 田淵正明, 李永奎, 高橋由紀夫, Mod.9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ損傷挙動, 材料, Vol.58, No.2, pp.101-107(2009).
- (6) Ogata, T., Sakai, T. and Yaguchi, M., Damage characterization of a P91 steel weldment under uniaxial and multiaxial creep, Materials Science and Engineering A 510-511 pp.238-243(2009).
- (7) Ogata, T., Sakai, T. and Yaguchi, M., Damage evolution and life prediction of a P91 longitudinal welded tube under internal pressure creep., ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.132, No.5, pp.051204-1 - 051204-9(2010)
- (8) Ogata, T., Mitsueda, T. and Sakai, H., Influence of axial load on internal pressure creep of Mod.9Cr-1Mo circumferential welded pipe, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.81, No.827, 15-00021 (2015)
- (9) 藤田明吾, 齊藤健介, 宮地良和, 伊藤拓哉, 武正文夫, 野中勇, 村田純教, 森永正彦, 改良 9Cr-1Mo 鋼の実機サイズ再熱蒸気管エルボ内圧クリープ試験と寿命評価, 材料, Vol.58, No.11, pp.930-936(2009)
- (10) 駒崎真一, SP 試験法を用いた余寿命診断技術の開発, 材料, Vol.61, No.12, pp.980-986(2012).
- (11) 角屋好邦, 後藤徹, 伊達新吾, 山内崇賢, 唐戸英幸, 佐田哲朗, 火力プラント部材のミニチュアクリープ試験法による余寿命評価, 材料, Vol.39, No.445, pp.1373-1379(1990).

- (12) 園家啓嗣, 北川正樹, ミニチュア試験片によるクリーブ破断特性の評価. 材料, Vol.41, No.460, pp.112-118(1992).
- (13) 金谷章宏, 鶴井孝文, 楠元淳一, 渡邊肇, 村田欣三, ミニチュア試験片による 12Cr 鋼と 2.25Cr 鋼のクリーブ特性, 日本機械学会誌, B 編, ol.79, No.799, pp.26-30 (2013).
- (14) 「高温機器の余寿命診断のための微小サンプルクリーブ試験法標準」, ISBN978-4-901381-38-3, 高温強度部門委員会, 日本材料学会 (2012).The Society of Materials Science (2012).
- (15) 酒井高行, 屋口正次, 緒方隆志, 配管系統応力解析に基づく溶接部損傷評価システムの開発, 電力中央研究所報告 Q09005(2010).

3-3-2 長期使用改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ強度評価

(1) はじめに

改良 9Cr-1Mo 鋼は、高温強度および耐食性に優れることから、蒸気温度が 600°C 程度の超々臨界圧火力発電ボイラ配管に使用されている。しかしながら、同鋼製ボイラ配管溶接部において熱影響部細粒域(以下では HAZ と称す)でのクリープ損傷、所謂 Type IV 損傷が他部位のクリープ損傷に比べて早期に進行することが問題となっている。これまでの改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手を対象とした研究(4),(5),(16)において、母材に比べ溶接継手が短時間で Type IV 破断を呈すること、クリープ損傷過程では HAZ において、ボイドが発生・成長することにより損傷が進行し、これらの合体が破損を招くことなどが明らかにされている。執筆者ら(7)-(9)は、これまでに長手および周溶接継手管を対象に内圧クリープ試験および有限要素解析を実施し、溶接継手内の応力分布やクリープひずみ分布と Type IV 損傷との関係を明らかにしてきた。このような現状において、使用中のボイラ配管の突然の破損によるプラント運用停止などを回避するためには、配管溶接部の適切な維持管理が必要不可欠である。

高温機器のクリープ損傷評価には、機器表面の組織観察や硬さ測定による非破壊評価が適用される場合が多いが、ボイラ配管溶接部においては、必ずしも表面から損傷が進行するとは限らず内部から進行する場合もあるため、解析評価法の適用が必要となる。解析評価法は、有限要素法によるクリープ解析に基づいて実施されるが、精度の高い評価のためには溶接部各部位のクリープ特性を明らかにしなければならない。(3-3-2)で述べたように、新材溶接継手の各部位から直径 1mm の引張型丸棒ミニチュア試験片を採取し、これらを用いたアルゴン雰囲気中のクリープ試験により、各部位のクリープ特性を取得した。その結果からは、同一応力下のクリープひずみ速度は、母材と溶接金属で同等であるが、これらに比べ HAZ は 10 倍程度速いことが明らかとなった。一方、実機で長期間使用されたボイラ配管溶接部では、析出物の粗大化や転位組織の回復などの組織変化を生じるが、このような長期使用による組織変化が溶接部各部位のクリープ特性や溶接継手の破断特性に及ぼす影響は、十分に明らかにする必要がある。本研究では、実機で長期間使用された改良 9Cr-1Mo 鋼製ボイラ配管溶接部から採取した溶接継手素材を対象に、各部位から切出したミニチュア試験片を用いたクリープ試験により、各部位のクリープ特性を把握する。また、同素材から採取した標準サイズの溶接継手試験片を用いて、クリープ破断試験および中断試験を実施し、長期使用材の応力状態とクリープ破断特性の関係ならびに破断までの損傷過程を明らかにする。

(2) 試験方法

(2-1) 供試材料および試験片

供試材料は、火力発電所において蒸気温度約 600°C で、約 8 万時間使用された改良 9Cr-1Mo 鋼製エルボー配管腹側溶接部より切出された溶接継手素材である。同配管は、長手方向にサブマージアーク溶接されたものであり、供試溶接継手の縦断面を図 3-3-15 に示す。開先形状は、配管外表面側で母材間の溶接金属が最も長く板厚方向に徐々に減少し、内表面近傍で最も狭くなる会合部を有する X 形状である。母材(B)、溶接金属(W)および HAZ(H)から、図 3-3-16(a)に示す平行部直径 1mm、平行部長さ 5mm の丸棒引張負荷型ミニチュアクリープ試験片用の直径 4mm 円柱状素材を放電加工によって切出した。HAZ では、円柱状素材の中心

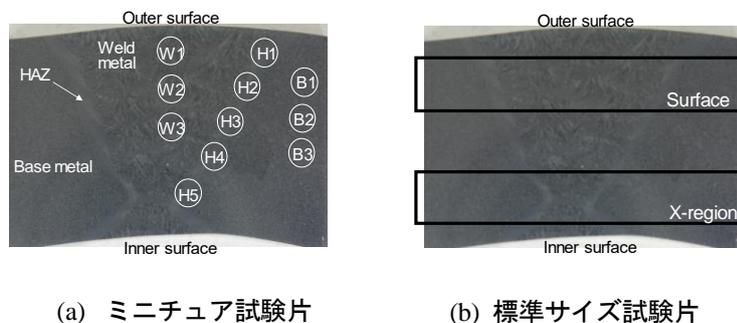


図 3-3-15 長期使用ボイラ配管溶接部からの試験片採取位置

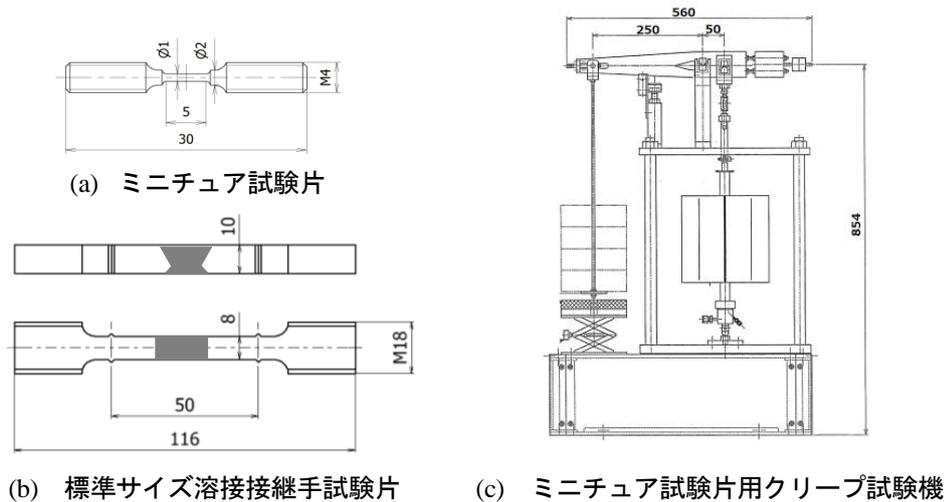


図 3-3-16 用いた試験片の形状とミニチュア試験片用クリープ試験機

が HAZ 幅の中央になるよう採取位置を定めた。図 3-3-15(a)中にそれぞれの部位から切出したミニチュア試験片の位置および番号を示している。切出した素材は、試験片にかかる曲げ応力を最小限に抑えるため表裏旋盤を用いて、平行部仕上げ時には切り込み深さ 0.18mm 程度で加工を実施した。その後、加工層を除去するため研磨紙 800 番まで表面研磨を行った。

実機での長期間の使用が溶接継手クリープ破断強度に及ぼす影響を調べるため、外表面近傍と会合部からそれぞれから全長 116mm、平行部が配管板厚方向 10mm、板幅（長手）方向 8mm の矩形断面を有する標準サイズ試験片を採取した。図 3-3-15(a)に溶接継手断面でみた標準クリープ試験片採取位置および図 3-3-16(b)に会合部から採取した試験片を例に、標準クリープ試験片の形状寸法を示す。表面近傍から採取した試験片も溶接金属が試験片中央部に位置するように加工した。

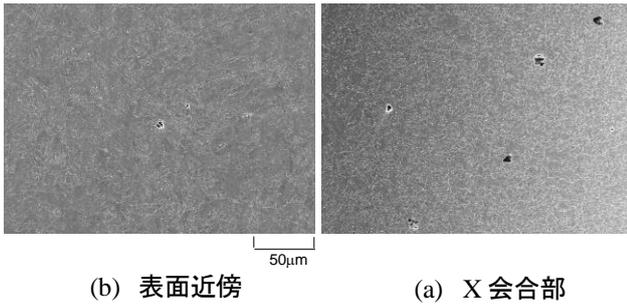
(2-2) 試験装置および試験条件

ミニチュア試験片のクリープ試験に用いた試験機の概略を図 3-3-16(c)に示す。同試験機は(株)神戸工業試験場によって開発されたものであり、最大荷重 1kN、最高使用温度 1000°Cで、支点から負荷ロッドと荷重までの比を 1:5 としたレバー式単軸クリープ試験機である。ロッドに挿入したミニチュア試験片を特製治具に固定して、試験片中央部に R タイプ熱電対を取り付けた後直径 20mm 程度の中空円筒チャンバーに通し、試験片に曲げ等の応力が生じないよう試験機へセッティングを行なう。試験温度はすべて 650°Cであり、予備試験において中央部および中央部から上下 2mm の位置に熱電対を取り付け、中央部を 650°Cとした場合に上下の熱電対が $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 以内となるように 3 ゾーンの電気炉出力を調整した。試験では、中央部のみに熱電対を取り付け、これが $650^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$ 以内であることを確認して試験を開始した。試験中にチャンバー内に 99.99%純度のアルゴンガスを連続的に送入市、不活性雰囲気中で試験を実施した。ミニチュア試験片では、平行部 5mm の伸びを直接計測することが困難なため、試験片を取り付けたロッドの変位を伸びとして計測した。なお、既に未使用材の母材から切出した同形状のミニチュア試験片を用いたクリープ試験によって、直径 10mm、標点間距離 50mm の標準のサイズ試験片と同等のクリープ試験結果が得られることを確認した。ミニチュア試験片の試験応力は、110MPa \sim 60MPa とした。

標準サイズ溶接継手試験片のクリープ試験には、最大荷重 30kN、最高使用温度 800°Cでてこ比 10 のレバー式単軸クリープ試験機を用いた。標準サイズ溶接継手試験片のクリープ破断試験は、温度 650°C、応力 90MPa \sim 45MPa の範囲で実施した。また、破断までの損傷過程を明らかにするため、表面近傍から採取した試験片では応力 53MPa で、会合部から採取した試験片では 45MPa で、試験を途中で停止する中断試験を実施した。中断材の本試験に対するクリープ損傷率(%)は、(中断時間) x 100 / (破断時間) と定義した。

(3) 試験結果

(3-1) 組織観察および硬さ測定



(b) 表面近傍 (a) X 会合部

図 3-3-17 表面近傍 HAZ および X 会合部 HAZ の組織状態

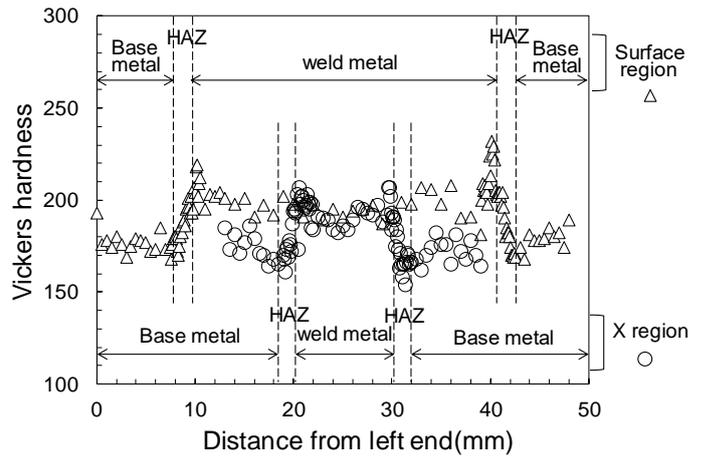


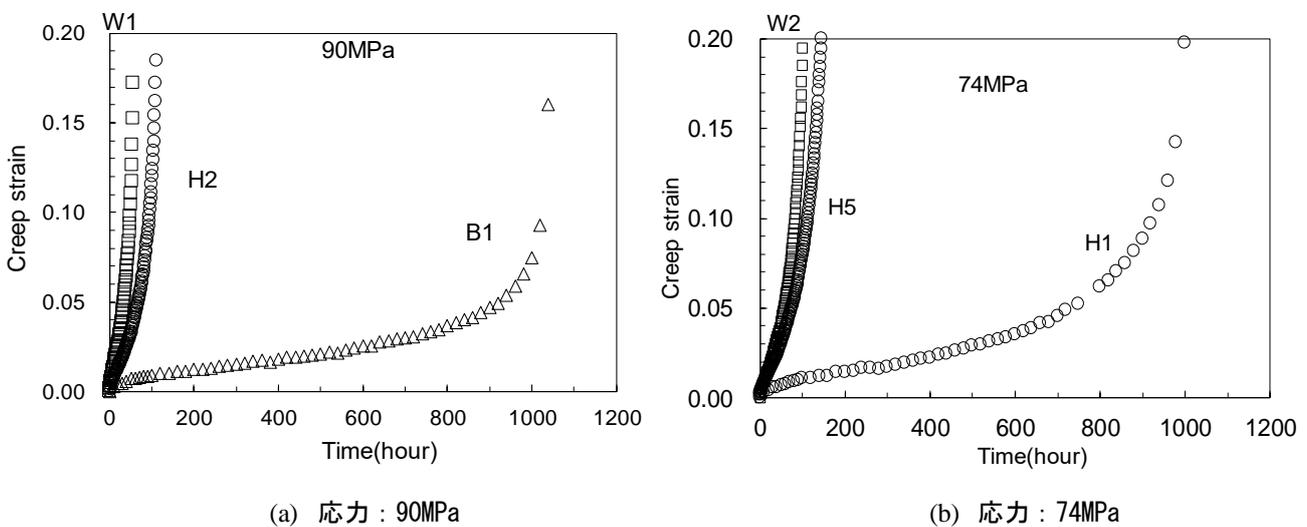
図 3-3-18 表面近傍および X 会合部位置での硬さ分布

図 3-3-15 に示した配管溶接部断面の外表面近傍および会合部の HAZ における走査型電子顕微鏡で観察したマイクロ組織の代表例をそれぞれ図 3-3-17(a)および(b)に示す。会合部においては明確なボイドが観察され使用中にクリープ損傷を受けたことが認められた。同部位でのボイド個数密度は、300~400 (個/mm²) 程度であり、既に被覆アーク溶接で製作された改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の単軸クリープ試験で得られたボイド個数密度とクリープ損傷との関係(17)を用いると、同部位のクリープ損傷は 60%~70% と評価される。一方、図 3-3-17 に示す表面近傍や会合部以外の他の位置でもボイドは観察されたが、ボイド個数密度は 50 (個/mm²) 以下であり、使用中に受けたクリープ損傷は軽微であると判断される。

表面近傍および会合部の母材から溶接金属にかけてビッカース硬さを測定した結果を図 3-3-18 に示す。表面近傍部および会合部ともに、ビッカース硬さは溶接金属で最も高く、HAZ 内で溶接金属から母材に向かって徐々に低下しており、母材近傍の HAZ で最小値を示した。分布傾向は、新材改良 9Cr-1Mo 鋼長手溶接継手における分布傾向と類似であるが、新材の溶接金属の硬さが 280Hv 程度、母材が 220Hv 程度に比べると、使用材の溶接金属、母材ともに硬さが低下しており、溶接金属でより顕著な低下を生じていることがわかる。

(3-2) 溶接部各部位のクリープ特性

母材、溶接金属および HAZ の各部位から採取したミニチュアクリープ試験片を用いて得られたクリープ曲線の代表例として応力 90MPa の結果を図 3-3-19(a)に示す。図中には、図 3-3-15(a)に記した採取部位の



(a) 応力 : 90MPa

(b) 応力 : 74MPa

図 3-3-19 長期使用ボイラ配管溶接部から採取したミニチュア試験片のクリープ曲線

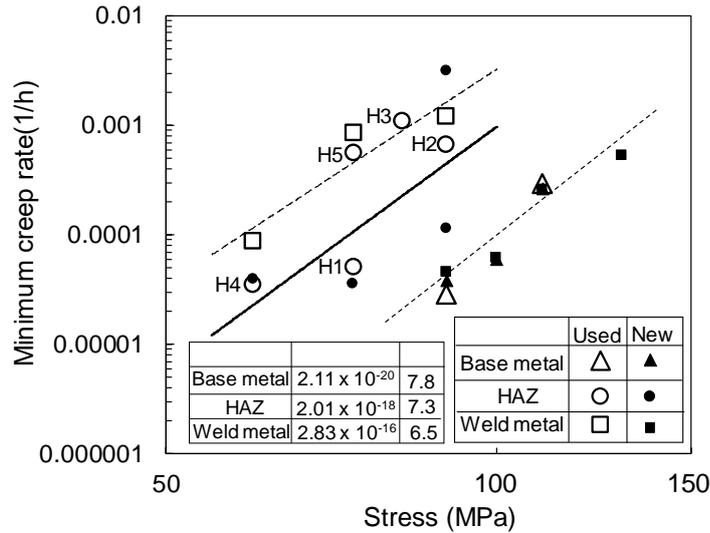


図 3-3-20 ミニチュア試験片で得られた最小クリープひずみ速度と応力の関係

試験片番号を併せて示している。母材の破断時間は、1039 時間であり、先に実施した新材の母材ミニチュアクリープ試験片の破断時間(1026 時間)とほぼ同等であった。本試験結果では、長期使用による母材のクリープ強度の低下は認められなかった。一方、MAG 溶接継手新材の溶接金属から切出したミニチュア試験片のクリープ破断特性は、新材の母材と同等であったが、本使用溶接継手配管の溶接金属は、母材の 1/10 以下の 59 時間で破断した。また、HAZ は新材 MAG 溶接継手 HAZ の約 1/3 で破断した。ただし、HAZ から採取したミニチュアクリープ試験片の試験結果は、採取位置によるばらつきがみられた。応力 74MPa において、溶接金属と HAZ の異なる位置から採取した試験片で得られたクリープ曲線を図 3-3-19(b)に示す。板厚上部の HAZ より採取した H1 試験片の破断時間は、1003 時間で新材 HAZ の破断時間 (1122 時間) より若干短い程度であったが、会合部 HAZ より採取した H5 試験片の破断時間は 159 時間と大幅な低下を示した。これは、会合部では使用中にボイドが発生しており、クリープ損傷が表面近傍に比べ大きかったことによる可能性も考えられる。溶接金属 W2 試験片は、H5 試験片より短時間の 106 時間で破断した。ミニチュアクリープ試験片によって得られた応力と最小クリープひずみ速度の関係を図 3-3-20 に示す。図中には比較のため、同一のミニチュア試験片でクリープ特性が得られている MAG 溶接継手新材の結果を黒塗りの記号で示している。後述するように同継手材の標準溶接継手試験片は、改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手の平均的なクリープ破断強度を有している。HAZ の試験結果には試験片番号を付記している。本使用配管母材のクリープ特性は、新材母材のクリープ特性と同等であることがわかる。一方、溶接金属は MAG 溶接継手の同一応力での最小クリープひずみ速度の 10 倍以上である。この結果より、溶接金属では、明確なボイドは観察されなかったが、著者のが先に観察した使用材の透過電子顕微鏡観察結果(18)から、使用中に炭化物の粗大化や転位組織の回復などの組織変化が他の部位に比べ顕著に生じたことによりクリープ変形抵抗が低下したためと推察される。使用材の HAZ は、新材の HAZ から採取したミニチュア試験片同様にクリープ強度にばらつきがみられる。会合部から採取した H5 の最小クリープひずみ速度が速い要因として、クリープ損傷を受けていることが考えられるが、ばらつきの可能性もあり、現時点では明確でない。これは新材溶接継手の HAZ から切出したミニチュア試験片でみられたばらつき同様に、深さ方向への切出し過程で試験片平行部が HAZ 幅中央からずれた可能性や、溶接時の熱履歴が板厚方向の位置によって異なりマイクロ組織に差異を生じている可能性などが考えられる。同図の応力 σ [MPa]と最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c$ [1/h]の関係から Norton 則($\dot{\epsilon}_c = B\sigma^n$)の係数 B 、指数 n を決定した。得られた値を図 3-3-20 中に示す。上述したように、使用材の母材は、新材と同等のクリープ特性を有しており、使用材の HAZ については、新材の HAZ のばらつきの範囲内にあり、H1 および H4 は新材と同等のクリープ特性を示した。このように、母材および HAZ は、溶接金属に比較して、新材との差異が明確ではないことから、ここでは使用材母材および HAZ の係数ならびに指数は、新材と同じ値とした。一方、溶接金属には使用材と新材で顕著な差異を生じたことから、使用材で得られたデータから決定した。

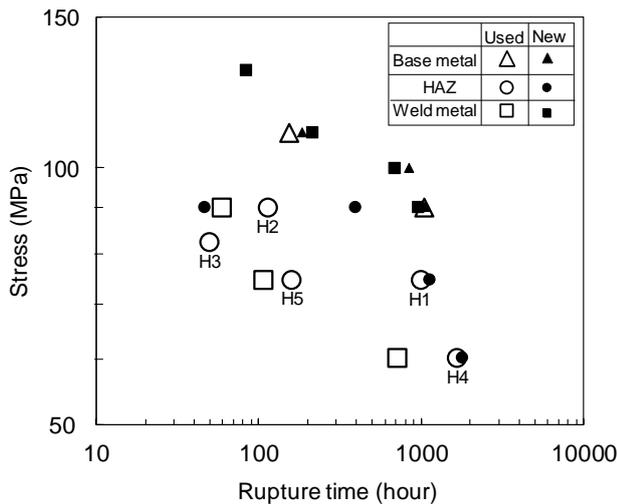


図 3-3-21 溶接部各部位から採取したミニチュア試験片で得られた応力と破断時間の関係

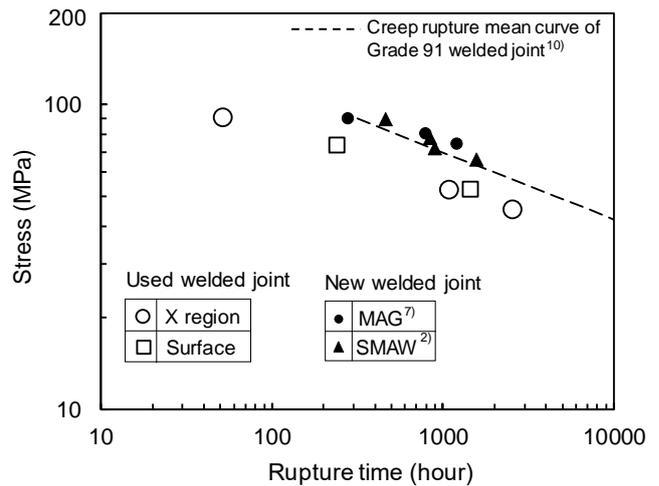


図 3-3-22 標準溶接継手試験片で得られた応力と破断時間の関係

図 3-3-21 に使用配管溶接部各部位から採取したミニチュアクリープ試験片で得られた応力と破断時間の関係を示す。HAZ の試験結果には試験片番号を付記している。母材の破断特性は、新材のそれと同等であるとみなせ、HAZ もばらつきがあるものの概ね新材のばらつきの範囲にある。これらに対し、溶接金属の破断時間は新材の 1/10 以下であり、クリープ変形特性同様に新材とは顕著な破断特性の差異が認められる。

(3-3) 標準溶接継手のクリープ破断強度

使用材の外表面近傍 (□記号) および会合部 (○記号) から採取した標準溶接継手試験片で得られた応力と破断時間の関係を、既に報告した被覆アーク溶接(5)および(3-3-1)の MAG 溶接で作製した溶接継手試験片の単軸クリープ試験結果と比較して図 3-3-22 に示す。図中には改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ破断平均線(19)を破線で示す。会合部から採取した標準継手試験片は、新材溶接継手同様にすべて HAZ で破断する Type IV 破壊を呈したが、新材に比べ短時間で破断している。クリープ損傷(%)を、(新材破断時間 - 使用材破断時間) x 100 / (新材破断時間) と定義し、使用材が新材時に破線で示す平均的なクリープ破断強度を有していたと仮定すると、45MPa での使用配管溶接継手会合部のクリープ損傷は、64% と評価される。この結果は、会合部のボイド個数密度から評価された損傷値と概ね一致する。表面近傍から採取した標準溶接継手試験片は、すべて溶接金属で破断したことが観察された。その結果、同一応力の会合部試験片の 1.5 倍程度の時間で破断しており、ボイド個数密度から評価された損傷割合に比べて両者の差異が小さいことがわかる。これは、表面近傍では使用中の HAZ におけるクリープ損傷が軽微であったのに対し、溶接金属で組織劣化が生じ図 3-3-20 に示したようにクリープ変形抵抗が顕著に低下したことにより、HAZ で破断に至る前に溶接金属での変形が進行し、破断に至ったためと考えられる。会合部および表面近傍から採取した標準試験片でのクリープ損傷の進行を明らかにするため、会合部から採取した試験片では破断時間の 50% および 90% で、表面近傍から採取した試験片では破断時間の 50% で中断した試験片の組織状態を観察した。図 3-3-23 に会合部から採取した標準溶接継手試験片の会合部近傍の HAZ で観察された損傷状態を示す。これらの試験片 HAZ での使用後の損傷状態が一致していたかどうか不明なため厳密な議論はできないが、50% においては HAZ を板厚方向に沿って多数のボイドが発生しており、90% ではボイドが合体成長し、微小き裂を形成して破断に至るようすが伺われる。なお、90% 損傷溶接継手試験片の溶接金属ではボイドはほとんど観察されなかった。これらの観察結果からは、HAZ で生じる Type IV 破断は、局所領域において初期から後期にかけてボイドが発生・成長した後、合体を生じて形成された微小き裂が、末期に急速に伝ばして破断に至ることが示唆された。一方、表面近傍から採取した標準継手試験片の 50% 中断試験片では、観察結果は割愛するが HAZ においてボイドが観察されるもののボイド個数密度は、200 (個/mm²) 程度であり、会合部の損傷材に比べ明らかに少なく、顕著なクリープ損傷を生じていなかった。また、溶接金属においてもボイドは観察されたが、ボイド個数密度は 100 (個/mm²) 程度であった。これより、溶接金属におい

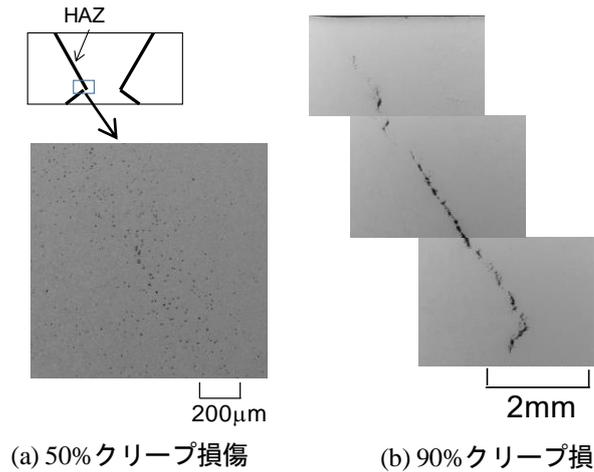


図 3-3-23 標準溶接継手クリープ損傷材の組織観察結果

てクリープ変形抵抗が顕著に低下したことによるクリープ変形速度の増大に起因して HAZ で破断する以前に溶接金属で破断したものと考えられる。これらの試験結果からは、実機の長期使用溶接継手配管では、HAZ でのクリープ損傷の進行状態と溶接金属における組織劣化の進行によるクリープ変形の進行度合いとの関係において、き裂発生部位が決まるものと推察される。

(4) 標準溶接継手のクリープ破断に関する考察

(4-1) 溶接継手の有限要素解析

標準溶接継手内の応力・ひずみ状態を明らかにするため、表層部近傍および会合部から採取した溶接継手試験片の対称性を考慮した 1/4 有限要素モデルを用いたクリープ解析を実施した。HAZ の幅は観察結果を踏まえて約 2mm とし、10 層に分割した。クリープ構成式は、Norton 則とし、係数 B 、指数 n は図 3-3-20 に示す値を用いた。クリープ解析には、汎用解析コードとの比較により妥当性が確認されている電力中央研究所が開発した 3 次元有限要素解析プログラム(15)を用いた。

(4-2) 応力・ひずみ状態と破断の関係

代表例として試験応力 53MPa の会合部および表面近傍から採取した試験片（それぞれ会合部試験片および表面試験片と称す）の板幅中央断面で、会合部試験片は会合部の、表面試験片は板厚中央位置の母材から溶接金属にかけての応力成分分布を図 3-3-24 に示す。なお、これらの位置において HAZ および溶接金属で

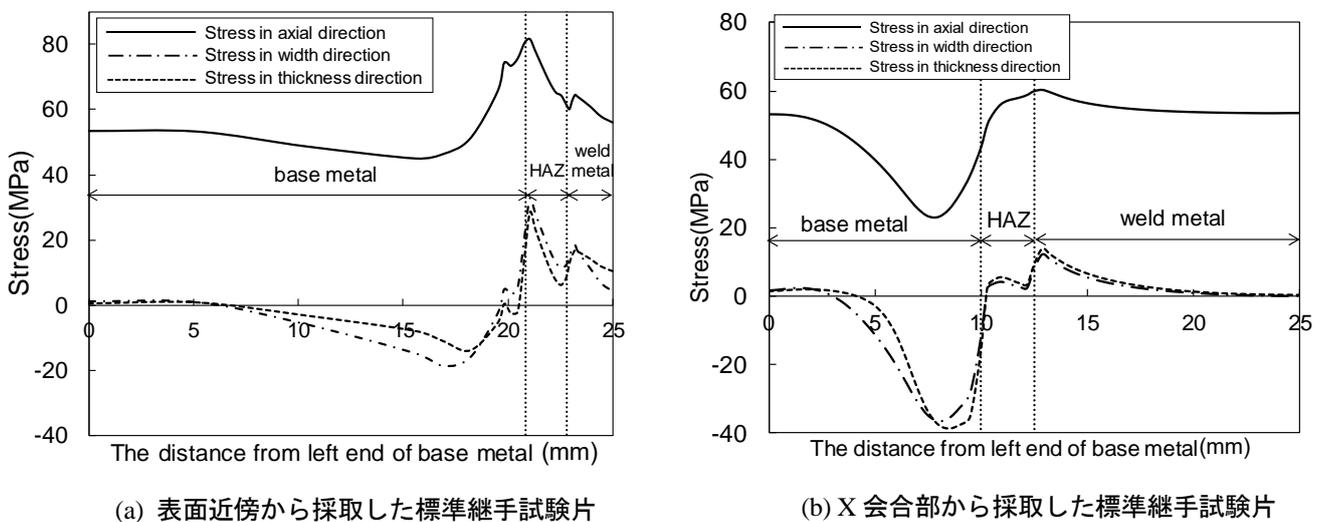


図 3-3-24 長期使用ボイラ配管溶接部から採取した標準溶接継手試験片内の応力成分分布

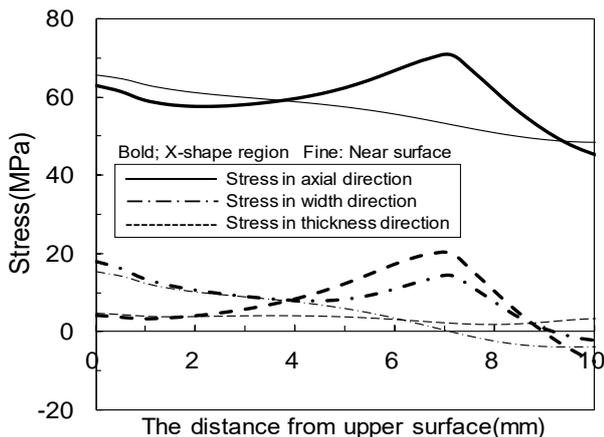


図 3-3-25 標準溶接継手試験片 HAZ 内の上面から下面にかけての応力成分分布

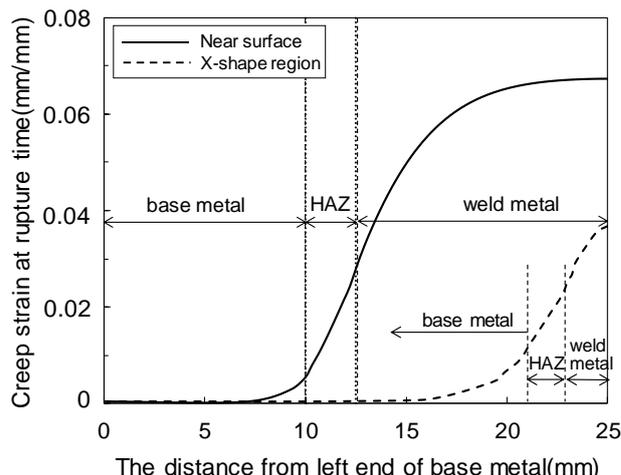


図 3-3-26 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片のクリープひずみ分布の比較

の板幅方向の応力値は、概ね図 3-3-24 と同等であることを確認した。会合部試験片では、開先が X 形状となっている影響により母材近傍の HAZ において軸方向応力が最大となり、板厚および板幅方向応力も引張となる 3 軸引張応力状態を呈している。一方、表面試験片の板厚中央位置の母材から溶接金属の応力分布では、HAZ と溶接金属の境界部で板厚および板幅方向応力が若干引張応力となるものの、全体にわたってほぼ単軸応力状態となっていることがわかる。母材と HAZ、溶接金属とのクリープ特性の差により、HAZ 近傍の母材で応力が低下している。図 3-3-25 に、両試験片の HAZ 中央位置での試験片上面からの板厚方向の応力成分分布を示す。表面試験片では、各応力は上面から緩やかに低下しているが、会合部試験片では、上面から約 7mm の会合部において各応力が最大値を示すことがわかる。これらの解析結果から、使用中にクリープ損傷を受けた同部位において、クリープ試験中にも軸方向応力が最大で多軸応力となることから図 3-3-23 に示したボイドの発生・成長・合体を生じることにより、Type IV 破断を生じたものと推測される。表面試験片では HAZ と溶接金属での応力状態がほぼ等しいことから、クリープ変形抵抗の小さい溶接金属での破断が予想される。

代表例として応力 53MPa での破断時間（会合部試験片：1072 時間、表面試験片：1432 時間）までの軸方向クリープひずみの分布を図 3-3-26 に示す。HAZ のクリープひずみは、両試験片でほぼ同等であるが、表面試験片の溶接金属では会合部試験片のそれに比べ 2 倍近いクリープひずみ生じている。このことによって表面試験片では、溶接金属のひずみが限界値に達し、破断したものと推測される。

本試験結果の範囲内では、対象エルボー配管を継続して使用した場合には、会合部の HAZ でボイドの発生・成長・合体により Type IV 破損を生じるものと考えられる。一方で、HAZ でのクリープ損傷が顕著に進行してない場合には、溶接金属の組織劣化によるクリープ変形抵抗の低下により、溶接金属部で早期に破損することも否定できない。

(5) おわりに

実機において約 8 万時間使用された配管溶接部を対象に、溶接部各部位から採取した直径 1mm、平行部 5mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を採取し、クリープ試験を実施した。また、表面近傍および会合部から採取した標準溶接継手試験片を用いてクリープ試験ならびに有限要素解析を実施した。得られた主な結果を以下に要約する。

- (1) 配管断面溶接部は X 開先形状を呈しており、表面近傍の熱影響部細粒域(HAZ)で観察されたボイド個数密度は 50 (個/mm²) 程度以下であったが、会合部では 300 (個/mm²) 程度であり、使用中に受けたクリープ損傷は 60%程度であると評価された。
- (2) 長期使用された母材のクリープ強度（変形抵抗および破断寿命）は、新材のそれと同等であったが、溶接金属では顕著な低下を生じていることが明らかとなった。使用材 HAZ のクリープ強度にはばらつき

がみられたが、新材 HAZ のばらつきの範囲内であった。

- (3) 会合部から採取した標準溶接継手試験片は、すべて HAZ で破断する TypeIV 破断を呈しており、中断試験結果から HAZ でポイドが成長・合体し、寿命末期に急速な微小き裂の伝ばを生じて破断に至ることが示唆された。表面近傍から採取した溶接継手試験片は、会合部より若干破断時間が長い、すべて溶接金属で破断した。
- (4) 標準溶接継手試験片の有限要素解析結果より、会合部から採取した継手試験片では、HAZ で軸方向応力が最も大きく、多軸引張応力状態となることから Type IV 破断し、表面近傍から採取した試験片では溶接金属で軸方向応力が最大となり、クリープひずみが増大することにより、溶接金属で破断に至ったものと推察された。

(6) 参考文献

- (16) Watanabe, T., Tabuchi, M., Yamazaki, M., Hongo, H. and Tanabe, T., Creep damage evaluation of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints showing Type IV fracture, International Journal of. Pressure Vessels and Piping 83, pp.63-71(2006).
- (17) 緒方隆志, 酒井高行, 屋口正次, 改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ損傷評価法の開発, 電力中央研究所報告 Q6002(2006).
- (18) 山田進, 緒方隆志, 実機使用 9%Cr 鋼配管の透過型電子顕微鏡による微視組織状態および高温引張下での転位挙動解明, 電力中央研究所報告 Q10028(2010).
- (19) Yaguchi, M., Kimura, K. and Nakahashi, S., Re-evaluation of long-term creep strength of welded joint of ASME Grade 91 type steel, Proceeding of the ASME PVP2016, PVP2016-63316(2016).

3-3-3 改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ強度に及ぼす試験片形状の影響

(1) はじめに

改良 9Cr-1Mo 鋼は、高温強度および耐食性に優れることから、蒸気温度が 600°C 程度の超々臨界圧火力発電ボイラ配管に使用されている。しかしながら、同鋼製ボイラ配管溶接部において熱影響部細粒域(HAZ)でのクリープ損傷、所謂 Type IV 損傷が他部位のクリープ損傷に比べて早期に進行することが問題となっている。これまでの改良 9Cr-1Mo 鋼溶接継手を対象とした研究(3),(4),(5)において、母材に比べ溶接継手が短時間で Type IV 破断を呈すること、クリープ損傷過程では HAZ において、ボイドが発生・成長することにより損傷が進行し、これらの合体が破損を招くことなどが明らかにされている。著者(7)-(9)は、これまでに長手および周溶接継手管を対象に内圧クリープ試験および有限要素解析を実施し、溶接継手内の応力分布やクリープひずみ分布と Type IV 損傷との関係を明らかにしてきた。このような現状において、使用中のボイラ配管の突然の破損によるプラント運用停止などを回避するためには、配管溶接部の適切な維持管理が必要不可欠である。高温機器のクリープ損傷評価には、機器表面の組織観察や硬さ測定による非破壊評価が適用される場合が多いが、ボイラ配管溶接部においては、必ずしも表面から損傷が進行するとは限らず内部から進行する場合もあるため、解析評価法の適用が必要となる。解析評価法は、有限要素法によるクリープ解析に基づいて実施されるが、精度の高い評価のためには溶接部各部位のクリープ特性を明らかにしなければならない。(3-3-1)および(3-3-2)で述べたように、新材溶接継手および長期間使用されたボイラ配管溶接部の各部位から直径 1mm の引張型丸棒ミニチュア試験片を採取し、これらを用いたアルゴン雰囲気中のクリープ試験により、各部位のクリープ特性を取得した。その結果からは、新材では同一応力下のクリープひずみ速度は、母材と溶接金属で同等であるが、これらに比べ HAZ は 10 倍程度速いこと、長期間の使用により溶接金属が軟化し、クリープ変形抵抗の顕著な低下を生じることが明らかとなった。加えて、新材溶接継手から採取したミニチュア溶接継手クリープ試験片の破断時間は、標準溶接継手試験片のそれに比べ短時間となることが明らかになったことから、ミニチュア溶接継手クリープ試験片のクリープ試験結果から、標準溶接継手試験片の破断時間を予測する手法を提案した。一方、長期間使用された溶接継手に対しては、ミニチュア溶接継手クリープ試験片のクリープ破断特性や標準溶接継手試験片との差異については、明らかになっていない。また、長期使用溶接部材各部位のクリープ特性データは極めて限られており、これらの収集も重要な課題とされている。

ここでは、実機で長期間使用された改良 9Cr-1Mo 鋼製ボイラ管台溶接部から切除した溶接継手素材を対象に、各部位から切出したミニチュア試験片を用いたクリープ試験により、各部位のクリープ特性を把握する。また、同素材から切出したミニチュアおよび標準サイズの溶接継手試験片を用いて、クリープ破断特性を明らかにするとともに、有限要素解析に基づいてその差異について考察する。

(2) 試験方法

(2-1) 供試材料および試験片

蒸気温度約 600°C の火力発電プラントで約 8 万時間使用された改良 9Cr-1Mo 鋼ボイラ主蒸気配管管台溶接部（以下管台溶接部と称す）を対象材料とした。採取した供試材料の切断面の一部を図 3-3-27 に示す。

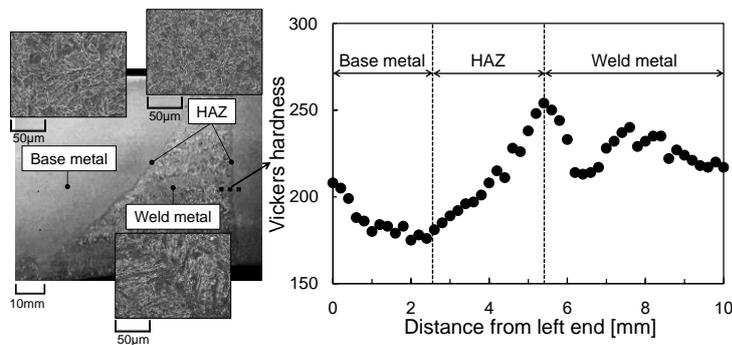


図 3-3-27 長期使用ボイラ管台溶接部から採取した供試材料の組織および硬さ分布

HAZの幅は2~3mm程度であり、組織は大部分が結晶粒径 $5\mu\text{m}$ 程度の細粒である。本供試材では母材、HAZ、溶接金属いずれの部位においてもクリープポイドは観察されず、実機使用中のクリープ損傷は軽微であると判断された。図3-3-27にビッカース硬さ測定結果を示す。硬さは溶接金属が最も高く250HV程度、HAZは溶接金属から母材にかけて低下しており、母材近傍で最も低い値(180HV程度)を示した。先に実施した新材改良9Cr-1Mo鋼MAG溶接継手材の硬さ分布⁷⁾と比較すると類似した傾向を示したが、全体的に50HV程度の軟化が認められた。供試材料の母材、HAZ、溶接金属各部位から直径4mmの円柱状素材を放電加工によって採取し、図3-3-2(a)に示した平行部直径1mm、長さ5mmの丸棒引張負荷型ミニチュアクリープ試験片を加工した。HAZでは、円柱状素材の中心がHAZ幅の中央となるよう採取位置を定めた。溶接金属では、特に組織状態を意識せず、中央部近辺から無作為に採取した。また、溶接継手のクリープ破断強度を調査するため、HAZが試験片平行部中央に位置するミニチュア溶接継手試験片を作製した。切出した素材は、試験片にかかる曲げ応力を最小限に抑えるため表裏旋盤を用いて、平行部仕上げ時には切込み深さ0.18mm程度で加工を実施した。その後、加工層を除去するため研磨紙800番まで表面研磨を行った。さらに、同供試材料から図3-3-2(b)に示した直径10mm、長さ50mmの標点間中央部にHAZが位置する、標準溶接継手試験片を作製した。

(2-2) 試験装置および試験条件

ミニチュア試験片を用いたクリープ試験には、図3-3-2(c)に示した試験機を用いた。試験温度は 650°C とし、試験片中央部に取り付けられた熱電対が $650^{\circ}\text{C}\pm 1^{\circ}\text{C}$ 以内であることを確認して試験を開始した。試験中はチャンバー内に純度99.99%のアルゴンガスを連続的に送入市、不活性雰囲気中で試験を実施した。試験片を取り付けたロッドの変位を差動変位計により検出し、試験片の伸びとした。ミニチュア試験片の試験応力は、110MPa~60MPaとした。標準溶接継手試験片のクリープ試験には、最大荷重30kN、最高使用温度 800°C でてこ比1:10のレバー式単軸クリープ試験機を用いた。試験温度はすべて 650°C とし、試験応力は90MPa~66MPaとした。

(3) クリープ試験結果

(3-1) 溶接部各部位のクリープ強度

母材、溶接金属およびHAZの各部位から採取したミニチュアクリープ試験片を用いて得られたクリープ曲線を図3-3-28に示す。なお、母材90MPa、HAZ60MPa、溶接金属60MPaの試験については、それぞれ2630[h]、2638[h]、1998[h]で試験を中断してクリープ損傷材を作製した。これらを除くいずれの試験においても遷移、定常、加速クリープを示して破断に至った。本管台溶接部母材の破断時間は、先に実施した新材母材のミニチュアクリープ試験片の破断時間と同等であった。既に報告した長期使用ボイラ配管⁸⁾と同様に長期使用による母材のクリープ強度の低下は認められなかった。一方、MAG溶接継手新材の溶接金属から切出したミニチュア試験片のクリープ破断特性は、新材の母材と同等であった⁷⁾が、本管台溶接部の溶接金属は、90MPaにおいて母材の1/10以下の時間で破断し、長期使用ボイラ配管の溶接金属と同様に顕著なクリープ強度の低下を示した。

ミニチュアクリープ試験片によって得られた応力と最小クリープひずみ速度の関係を、母材と溶接金属に

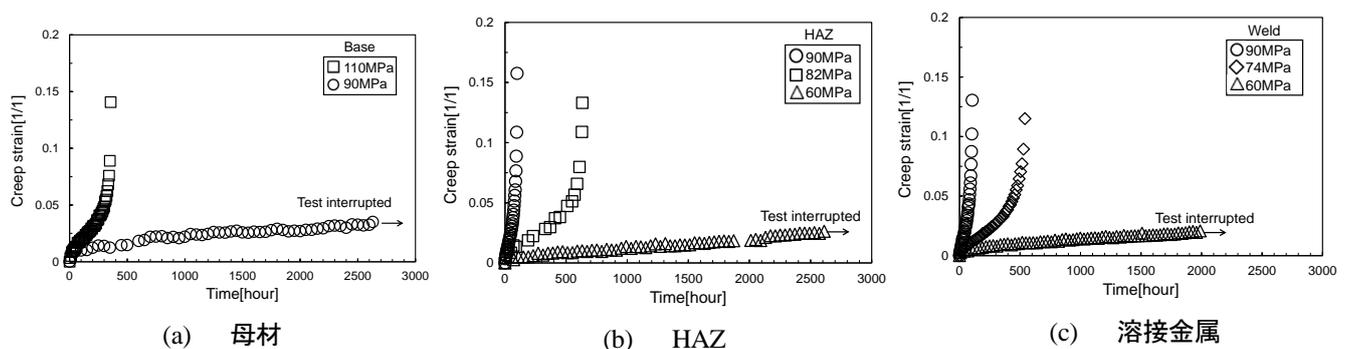


図3-3-28 溶接部各部位から採取したミニチュア試験片を用いて得られたクリープ曲線

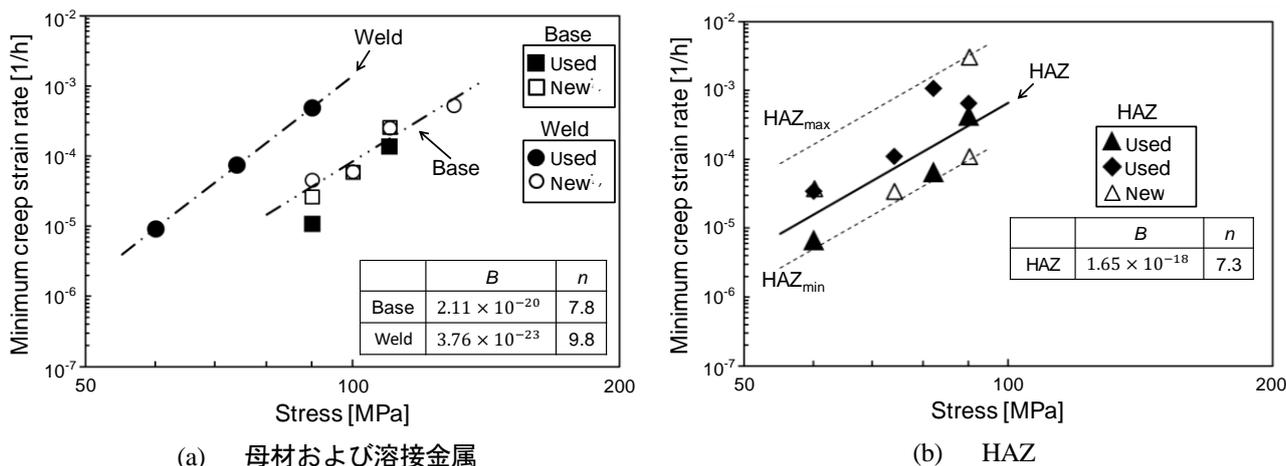


図 3-3-29 ミニチュア試験片を用いて得られた応力と最小クリープひずみ速度の関係

ついて図 3-3-29(a)に、HAZ について図 3-3-29 (b)にそれぞれ示す。図 3-3-29 (a)には、新材溶接継手から得られた母材および溶接金属の結果を併せて示している。本管台溶接部母材は、新材母材および溶接金属と同一応力に対して同等の最小クリープひずみ速度を示している。これに対し、本管台溶接部の溶接金属は新材のそれに比べ、90MPa で 1 けた程度最小クリープひずみ速度が加速していることがわかる。このことは、(3-3-2)で述べた長期使用ボイラ配管の溶接金属と同様に、母材に比べ長期使用中に転位の回復や析出物の粗大化が顕著に生じたことを示唆している。図 3-3-29 (b)には、長期使用ボイラ配管溶接部の HAZ から切出したミニチュア試験片による結果も併記している。既に述べたように新材および長期使用ボイラ配管 HAZ の結果には、ミニチュア試験片採取位置が HAZ 中央部から偏心することや板厚方向の HAZ 位置により組織が異なることなどに起因するばらつきを生じた。本管台溶接部 HAZ の結果にもばらつきがみられるが、新材のクリープ特性と顕著な差異はみられない。これらの結果より、HAZ は母材に比べ溶接過程において既に転位の回復が進んでいる(20)ことから、使用中の組織変化は軽微であり、クリープ特性に影響を及ぼさないものと考えられる。これらの図の応力 σ [MPa]と最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c$ [1/h]の関係から後述する有限要素解析に用いる Norton 則($\dot{\epsilon}_c = B\sigma^n$)の係数 B 、指数 n を決定した。母材は新材と同様の定数を、溶接金属は本研究で得られた管台溶接部の溶接金属の結果から決定した。一方、HAZ については、既報の長期使用ボイラ配管 HAZ⁸⁾および本管台溶接部 HAZ から長期使用材の平均的な HAZ のクリープ特性とした。このように決定した係数および指数を図 3-3-29 中に示す。

図 3-3-30 に母材、HAZ、溶接金属から採取したミニチュア試験片の応力と破断時間の関係を示す。図中には新材の結果も併せて示している。本管台溶接部母材の破断特性は新材の母材と概ね同等であり、HAZ においても新材のばらつきの範囲内にある。一方、溶接金属の破断時間は新材の 1/10 程度であり、長期使

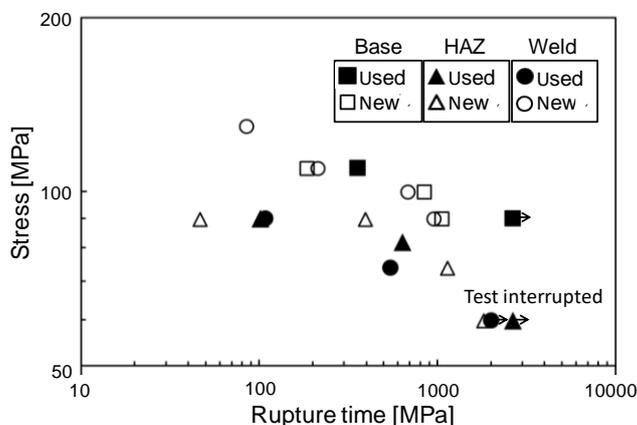


図 3-3-30 溶接部各部位から採取したミニチュア試験片を用いて得られた応力と破断時間の関係

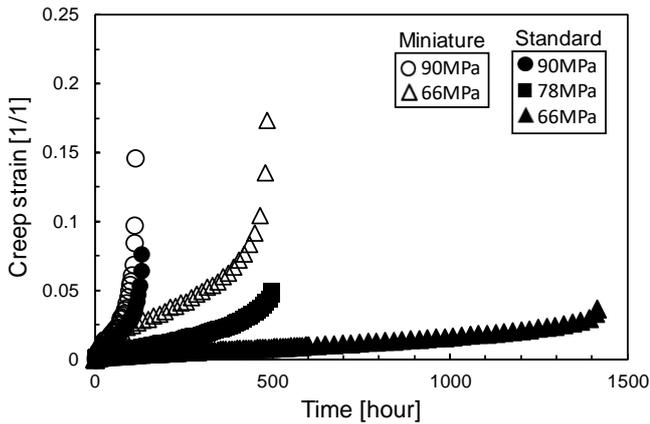


図 3-3-31 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片のクリープ曲線の比較

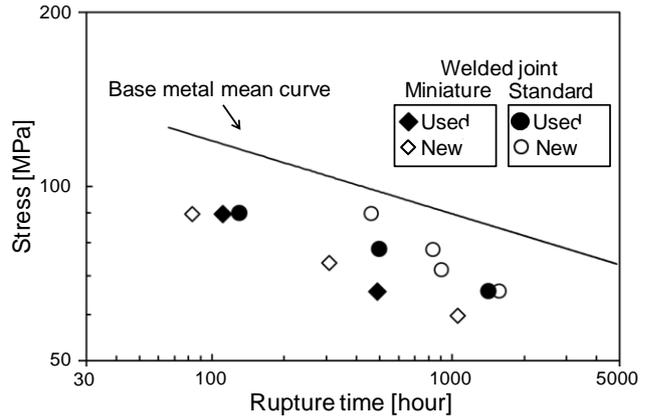


図 3-3-32 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片のクリープ破断強度の比較

用によってクリープ破断強度の顕著な低下がみられた。

(3-2) 標準溶接継手のクリープ強度

ミニチュア溶接継手試験片および標準溶接継手試験片により得られたクリープ曲線を比較して図 3-3-31 に示す。同図より、応力 66MPa では、両試験片のクリープ変形挙動に大きな差異がみられ、ミニチュア溶接継手試験片の定常クリープ域は短く著しいひずみを伴い短時間で破断しているのに対し、標準溶接継手試験片は定常クリープ域が長く破断ひずみは極めて小さい。新材の溶接継手においても、このような試験片形状によるクリープ特性の差異が認められた。新材溶接継手の場合には、母材と溶接金属のクリープ特性が同等であり、その間の HAZ のクリープ変形抵抗が小さいことにより、このような差異を生じた。上述したように、本管台溶接部では、溶接金属のクリープ変形抵抗が HAZ と同等程度に低下していたが、この場合でも新材と同様なミニチュア溶接継手と標準溶接継手との間にクリープ変形挙動に差異を生じた。一方、応力 90MPa では、標準溶接継手試験片の破断伸びがやや小さいものの、両者のクリープ変形挙動に顕著な差はみられなかった。ミニチュアおよび標準溶接継手試験片により得られた応力と破断時間の関係を同鋼新材 MAG 溶接継手材の結果と比較して、図 3-3-32 に示す。図中には改良 9Cr-1Mo 鋼母材の平均破断曲線を実線で示す。図よりミニチュア、標準溶接継手試験片ともに同一応力での母材単一材に比べて短時間で破断していることがわかる。しかし、両試験片でその傾向は異なっている。ミニチュア溶接継手試験片は使用材と新材の破断時間がほぼ同等であり、これらの結果からも使用中に受けたクリープ損傷が軽微であることが示唆される。一方、標準溶接継手試験片では、低応力の 66MPa での破断時間は新材のそれと同等であるが、高応力の 90MPa では新材に比べ顕著に低下しており、応力レベルによって異なる傾向となった。

そこで、これらのクリープ試験片の破壊形態および破断位置を調査した。代表例として、応力 90MPa と 66MPa のミニチュア溶接継手破断試験片の破面と縦断面および標準溶接継手の破断試験片の破面と破断位

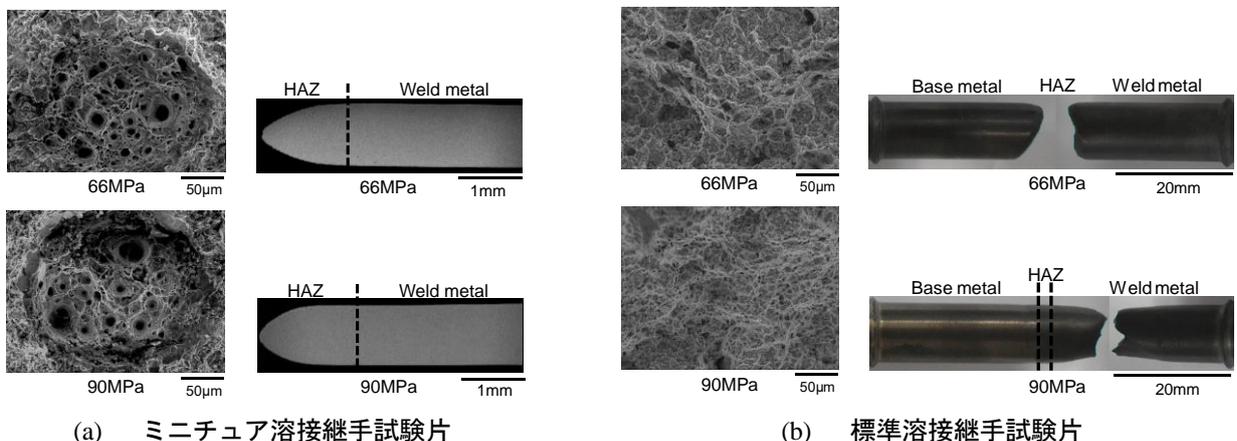


図 3-3-33 ミニチュアおよび標準溶接継手クリープ破断試験片の外観と破面状態

置を図 3-3-33 に示す。ミニチュア試験片では、いずれの応力においても大きく変形し、破面には明瞭なディンプルが観察された。また、破断位置は母材近傍の HAZ であることが確認された。溶接金属のクリープ特性は、新材に比べ低下しているものの、溶接金属の平行部に占める割合（約 20%）が小さいことから、長期使用材と新材との顕著な差異が認められなかったものと考えられる。標準溶接継手の破断位置は、応力 66MPa では HAZ、90MPa では溶接金属であった。破面はいずれの応力でも粒界破面とディンプルが混在する破面が観察された。図示はしていないが、応力 74MPa の破断位置は HAZ であった。これより、本研究においては長期使用溶接部が低応力側で HAZ において破断する場合には、新材との差異は顕著でなく、高応力側において溶接金属で破断する場合には、新材に比べ、顕著な破断時間の低下を生じることがわかる。

(4) 溶接継手試験片のクリープ破断特性に関する考察

(4-1) 溶接継手の有限要素解析

溶接継手内の応力・ひずみ状態を明らかにするため、ミニチュア溶接継手試験片の平行部、5mm および標準溶接継手試験片の標点間、50mm を 1/4 にモデル化し、3次元有限要素弾性クリープ解析を実施した。解析モデルでは、既報の新材溶接継手と比較するため、HAZ 幅を 2mm とした。クリープ構成式は Norton 則とし、係数 B 、指数 n は図 3-3-29 に示す値とした。クリープ解析には汎用解析コード Marc を用いた。

(4-2) 溶接継手の応力・ひずみ状態

負荷応力 66MPa の条件で解析したミニチュア溶接継手試験片および標準溶接継手試験片の破断時間近傍の試験片中心部における母材から溶接金属にかけての応力成分分布を図 3-3-34 に示す。図 3-3-29 に示した本管台溶接部に対して得られた各部位の Norton 則の係数、指数を用いた応力成分分布を実線で、既に報告した同鋼新材 MAG 溶接継手に対する応力成分分布⁷⁾を破線で示す。同図より、ミニチュア溶接継手試験片は、母材および溶接金属と HAZ の境界で若干の応力の変動がみられるが、ほぼ単軸状態であり、使用材と新材の応力分布に顕著な差異は認められない。標準溶接継手試験片においては、新材では母材と溶接金属のクリープ特性が同等であるため、HAZ を中心にほぼ対称な応力分布を呈しているが、本管台溶接部では負荷応力に対し母材でやや低く、HAZ にかけて緩やかに上昇する傾向にある。HAZ の周および径方向応力は、新材 HAZ に比べ小さいものの、HAZ の変形が母材に拘束されることにより母材近傍の HAZ で最も大きく、徐々に減少する 3 軸引張状態となっている。このような応力分布状態からは、新材 HAZ の応力多軸性が高く、ボイドの発生・成長というクリープ損傷の観点からは厳しい状態にあると推察される。ただし、HAZ で破断した本管台溶接部から採取した標準溶接継手試験片の破断部近傍の HAZ においても、多数のボイドが観察された。

使用材ミニチュアおよび標準溶接継手試験片の負荷応力 66MPa における破断時間でのクリープひずみ分布を同時刻での新材のそれと比較して図 3-3-35 に示す。ミニチュア溶接継手試験片では、新材に比べ使用材の溶接金属において破断時間までの累積クリープひずみが大きい、母材近傍の HAZ でひずみが最も大

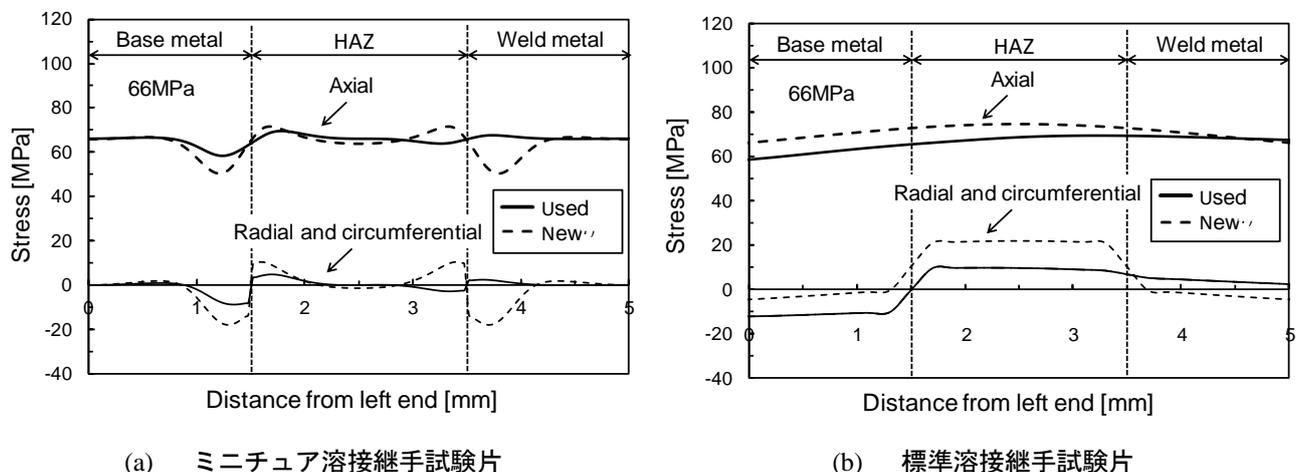


図 3-3-34 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片の母材から溶接金属にかけての応力成分分布

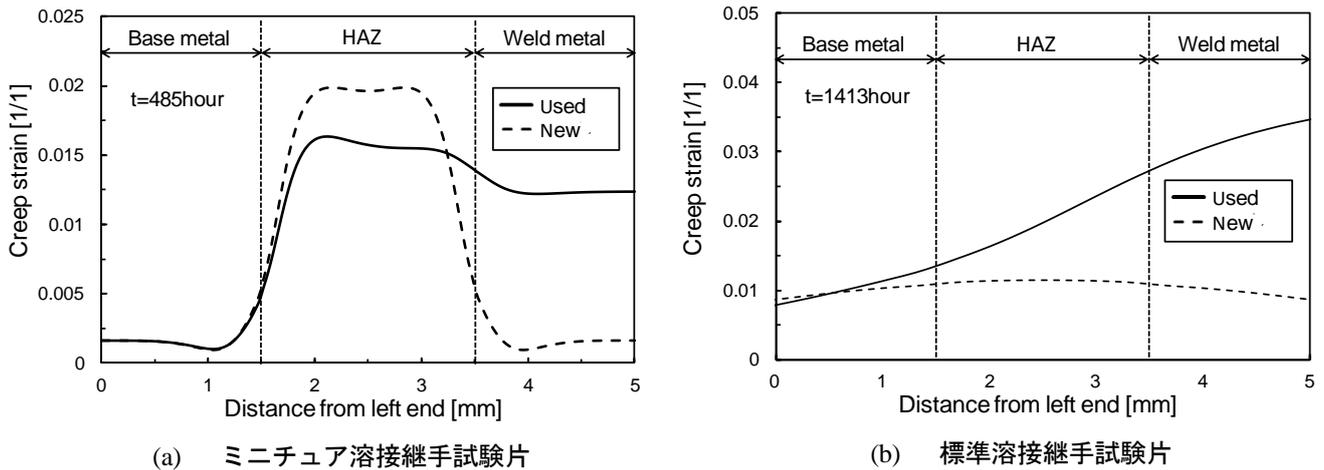


図 3-3-35 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片の母材から溶接金属にかけてのクリープひずみ分布

きく、このため同部が破断部となったと考えられる。標準溶接継手試験片でも、新材に比べ使用材ではクリープ変形抵抗が低下した溶接金属で大きいクリープひずみを生じている。同試験片では、HAZ が破断位置となったが、溶接金属に比べポイドの発生が顕著である HAZ の方が、破断までに蓄積するクリープひずみ（限界ひずみ）が小さいことによるものと考えられる。図は省略するが、図 3-3-35 に示すようなクリープひずみの分布は、ミニチュア溶接継手試験片では試験片中央部と表面でほぼ同様な値で分布しており、標準溶接継手試験片では表面で若干異なるものの、中心部から表面近傍にかけては概ね同様な値で分布していた。

使用材標準溶接継手の 66MPa、78MPa、90MPa の条件における破断時間までのクリープ解析から得られた母材から溶接金属にかけてのクリープひずみ分布を図 3-3-36 に示す。これらを比較し、破断位置との関係を考察すると、90MPa の溶接金属における累積クリープひずみが最も大きく、同部位が限界ひずみに達して破断したのと考えられる。一方、66MPa では溶接金属でのクリープひずみが大きいものの、粒界上のポイド発生・成長の影響により HAZ の限界ひずみが溶接金属に比べ小さいことにより、母材近傍での HAZ において限界ひずみに達して破断したのと考えられる。90MPa と 66MPa の HAZ のクリープひずみに顕著な差はみられないが、これまでの研究において HAZ の限界ひずみは最大主応力の大きさの累乗関数として表されることが報告されていることから、90MPa では HAZ で限界ひずみに達していないものと判断される。78MPa では 66MPa に比べ HAZ のクリープひずみが若干大きく、溶接金属のクリープひずみが 90MPa に近いことから、どちらの部位でも破断する可能性があったものと推察される。

(4-3) ミニチュア溶接継手試験片による標準溶接継手破断時間の推定

(2-2) で述べたように、本管台溶接部から切出したミニチュアおよび標準溶接継手試験片で、両者が HAZ

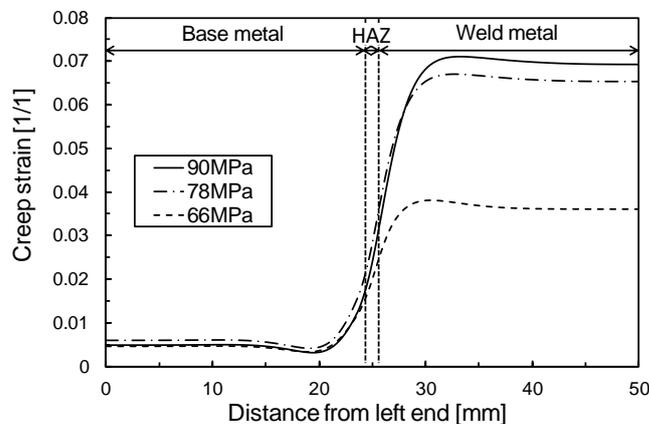


図 3-3-36 標準溶接継手試験片の破断時間での負荷応力に対するクリープひずみ分布の比較

で破断する場合に、ミニチュア試験片は標準試験片に比べ短時間で破断する結果となった。これは、ミニチュア溶接継手試験片の破断時間から直接標準溶接継手試験の破断時間を推定できないことを意味する。既に報告したように新材溶接部の場合にも同様な結果であったため、ミニチュア試験片の試験結果から標準試験片の破断時間を推定する手法を提案した⁷⁾。そこで本研究では、同手法が長期使用により溶接金属のクリープ変形抵抗が顕著に低下した場合についても適用できるか否かを検討する。

はじめに、以下の式によりミニチュア溶接継手試験片から HAZ の最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_H$ を算出する。なお、図 3-3-34 (a)に示すように、ミニチュア試験片では試験片直径が小さく HAZ 内はほぼ単軸状態であることから、変形拘束の影響は無視している。

$$\dot{\epsilon}_H = \frac{\dot{\epsilon}_{GL} L_{GL} - B_B \sigma^{n_B} L_B - B_W \sigma^{n_W} L_W}{L_H} \quad (3-3-4)$$

ここで、 L_{GL} はミニチュア溶接継手の試験片の平行部長さ、 L_B 、 L_W 、 L_H は平行部における母材、溶接金属、HAZ それぞれの占める長さ、 B_B 、 B_W および n_B 、 n_W は Norton 則における係数 B および指数 n 、 $\dot{\epsilon}_{GL}$ はミニチュア溶接継手試験片平行部の最小クリープひずみ速度である。クリープ特性が新材と同等の使用材母材およびミニチュア試験片の採取が可能な溶接金属の B および n は、既知であるとし、図 3-3-29 の結果を用いる。溶接金属の値が未知の場合には、上述した試験結果より HAZ と同等と仮定することも可能である。ミニチュア溶接継手試験片の結果から式(3-3-4)によって算出した 90MPa および 66MPa での $\dot{\epsilon}_H$ の値は、図 3-3-29 の長期使用材 HAZ の平均値より若干大きい値となったが、使用材 HAZ 単体のばらつきの範囲内に入る妥当な結果が得られた。

次に、HAZ の n 値は一定($n = 7.3$)とし、 B 値を図 3-3-29 のばらつきの最大、最小、平均と変化させ使用材標準溶接継手試験片の有限要素解析を実施し、新材と同様な方法⁷⁾でミニチュア溶接継手試験片から得られる HAZ のクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_H$ と標準溶接継手試験片の HAZ の最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{HS}$ の関係を次のように得た。

$$\dot{\epsilon}_{HS} = 1.06 \times 10^{-12} B^{-0.65} \dot{\epsilon}_H \quad (3-3-5)$$

改良 9Cr-1Mo 鋼新材の有限要素解析により得られた標準溶接継手試験片の HAZ の $\dot{\epsilon}_{HS}$ と破断時間 t_r の以下の関係⁷⁾から、破断時間が推定される。

$$tr = 3.81 \dot{\epsilon}_{HS}^{-0.51} \quad (3-3-6)$$

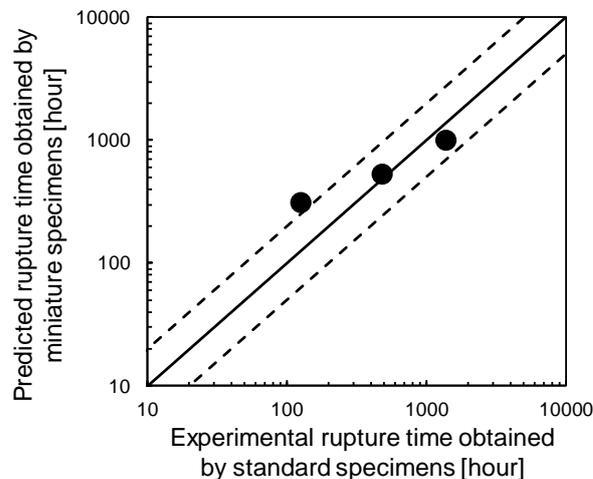


図 3-3-37 ミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験結果から予測された標準溶接継手試験片の破断時間

上述した方法によりミニチュア溶接継手試験片から推定された標準溶接継手試験片の破断時間を縦軸に、実験で得られた破断時間を横軸にとり図 3-3-37 に示す。同図から溶接金属で破断した 90MPa 以外の HAZ で破断した試験片の予想破断時間が実破断時間の倍半分の範囲内となることが確認された。限られた結果ではあるが、長期使用によって溶接金属のクリープ変形抵抗が顕著に低下した溶接継手においても、HAZ で破断する場合には、新材に対して提案された本手法が適用できる可能性が示唆された。

(5) おわりに

実機において約 8 万時間使用された管台溶接部を対象に、溶接部各部位から採取した直径 1mm、平行部 5mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を採取し、クリープ試験を実施した。また、同溶接部から採取したミニチュアおよび標準溶接継手試験片を用いてクリープ試験ならびに有限要素解析を実施した。得られた主な結果を以下に要約する。

- (1) 長期使用された母材のクリープ強度（変形抵抗および破断寿命）は新材（ラボ材）のそれと同等であり、HAZ のクリープ強度にはばらつきがみられたが、新材のばらつきの範囲内であった。一方、溶接金属は長期使用によりクリープ強度が顕著に低下することが明らかとなった。
- (2) 長期使用材から採取したミニチュア溶接継手試験片は大きく変形し、応力レベルに関係なくすべて母材近傍の HAZ で、新材とほぼ同等の破断時間で破断した。標準溶接継手試験片は応力レベルにより破断位置が異なり、HAZ で破断する低応力側では新材と同等の破断時間で、溶接金属で破断する高応力側では顕著な破断時間の低下が生じた。
- (3) 溶接継手試験片の有限要素解析結果から、ミニチュア試験片は HAZ の累積クリープひずみが限界値に達して破断し、標準試験片では低応力側では HAZ で限界値に達するが、高応力側では溶接金属の変形が優先し、同部位で破断したものと推察された。
- (4) 新材に対して提案されたミニチュア溶接継手試験片から標準溶接継手試験片の破断時間を推定する手法が、溶接金属のクリープ変形抵抗が低下した長期使用溶接継手材においても、HAZ で破断する場合には適用できる可能性が示唆された。

(6) 参考文献

- (20) 山田進，屋口正次，緒方隆志，9%Cr 鋼長手溶接継手管の内圧クリープ損傷と微視組織変化の関係，電力中央研究所報告 Q08026(2009)。

3-3-4 2. 25Cr1Mo 鋼溶接継手のクリープ強度に及ぼす長期使用の影響

(1) はじめに

2.25Cr-1Mo 鋼は、超臨界圧火力発電所のボイラ管や配管材料として広く使用されている。超臨界圧火力発電所の多くは、1970年代に運転が開始され、累積運転時間が10万時間を超える経年火力が8割以上を占めており、中には30万時間を超えて運用されているプラントもある。2011年の東日本大震災以降、原子力発電の占める割合が低下しており、これらの経年火力プラントのさらなる長期間に亘る運用が余儀なくされている。長期間の運用に伴い主要高温機器であるボイラや配管等では経年劣化やクリープ損傷が進行することから、使用中の損傷劣化を的確に把握するとともに、き裂発生までの余寿命を精度よく予測することがプラントの運用信頼性の向上には必要不可欠である。特に、クリープ損傷が優先的に進行するボイラ配管等の溶接部においてその重要性が高い。これまでも、長期間使用されたボイラ配管溶接部細粒域においてクリープボイドや微小き裂が発生する Type IV 損傷の事例が報告されている(21),(22)。

このような必要性から、2.25Cr-1Mo 鋼溶接継手のクリープ損傷に関する研究が行われてきており、2.25Cr-1Mo 鋼の新材溶接継手は、細粒熱影響部で破断する Type IV 破断を生じること、破断時間が8万時間程度の低応力においては、溶接金属で破断することが報告されている(23),(24)。この溶接金属での破断は、同部での試験中の粒界炭化物の粗大化や転位密度の低下などの組織劣化に起因することが示唆されている。これまでに、2.25Cr-1Mo 鋼新材相当溶接継手のクリープ試験を実施し、熱影響部細粒域でボイドの発生ならびにクリープ変形が優先的に進行することにより、Type IV 損傷を生じることが明らかにした(25)。一方、経年ボイラ溶接部の損傷評価に重要となるボイラ溶接部のクリープ強度に及ぼす高温長期使用の影響については、必ずしも明らかにされていないのが現状である。

前述したように、直径1mmの丸棒ミニチュアクリープ試験片を改良9Cr-1Mo 鋼溶接部の母材、熱影響部、溶接金属から採取し、アルゴンガス中でクリープ試験を実施することによって、クリープ強度を明らかにした。また、クリープ損傷を与えた標準溶接継手試験片から採取したミニチュア溶接継手試験片のクリープ破断試験結果に基づいて、クリープ損傷を評価できる可能性を示した。そこで、本研究では、実機で長期間使用された2.25Cr-1Mo 鋼ボイラ管台溶接部を対象に、ミニチュアクリープ試験片により溶接部各部位のクリープ特性を取得するとともに、標準およびミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験を実施し、溶接継手のクリープ破断特性に及ぼす長期使用の影響を明らかにする。さらに、クリープ損傷を与えた標準溶接継手試験片から採取したミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験を実施し、クリープ損傷評価への適用性を検討する。

(2) 試験方法

(2-1) 供試材料および試験片

蒸気温度約560°Cの超臨界圧火力発電プラントで約20万時間使用された2.25Cr-1Mo 鋼ボイラ管寄せ周溶接部を対象材料とした。採取した供試材料の切断面の一部を図3-3-38(a)に示す。幅4mm程度である溶接熱影響部(HAZ)は母材近傍の細粒域と溶接金属近傍の粗粒域に大別され、それぞれの幅は細粒域が約2.5mm、

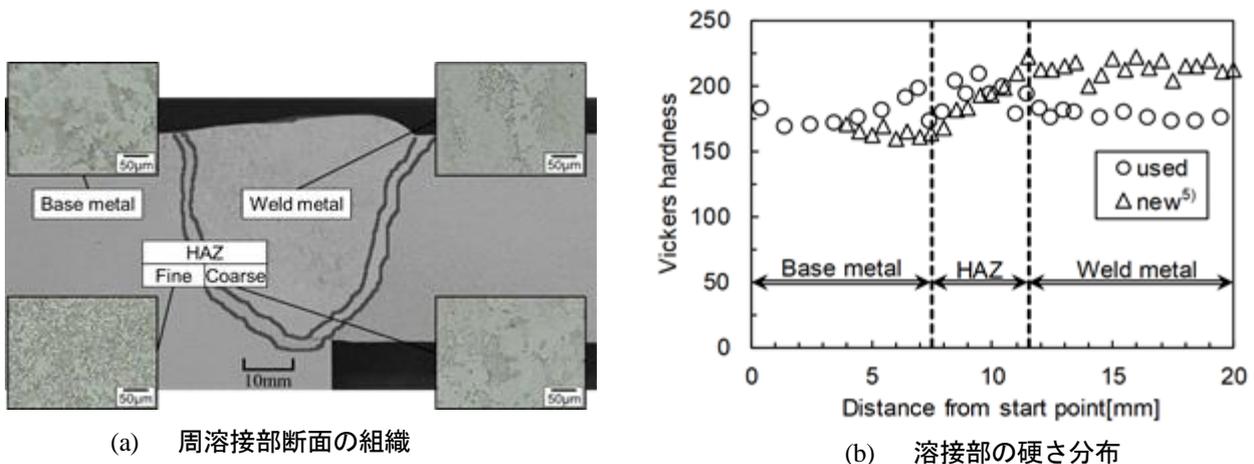


図 3-3-38 長期使用 2.25Cr-1Mo 鋼ボイラ管寄せ溶接部の組織状態および母材から溶接金属にかけての硬さ分布

粗粒域が約 1.5mm であった。各部位の組織を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察したが、クリープボイドやき裂は確認されず、実機使用中に受けた同部位の損傷は極めて軽微であると判断された。図 3-3-38(b)に溶接金属から母材にかけてのビッカース硬さ測定結果を示す。比較のために新材溶接部のビッカース硬さ分布 (24)も併せて示している。新材では、溶接金属で最も硬さが高く、HAZ から母材にかけて硬さが低下している。本長期使用材は新材に比べ、溶接金属で著しく硬さが低下していることが特徴的である。

供試材料の母材、細粒、粗粒、溶接金属におけるクリープ特性を取得するため、各部位から直径 4mm の円柱状素材を放電加工によって採取し、図 3-3-2(a)に示す平行部直径 1mm、長さ 5mm の丸棒引張負荷型ミニチュアクリープ試験片を加工した。いずれも溶接ビード方向に沿って採取し、HAZ では円柱状素材の中心が細粒および粗粒域の中心となるように採取位置を定めた。また、長期使用溶接部のクリープ破断強度および破断強度に及ぼす試験片形状の影響を調べるため、ミニチュア溶接継手試験片および標準溶接継手試験片をそれぞれ作製した。ミニチュア溶接継手試験片は、5mm の平行部内に細粒 2.5mm、粗粒 1.5mm、溶接金属 1mm を含むようビード垂直方向に採取した。切出した素材は、試験片にかかる曲げ応力を最小限に抑えるため表裏旋盤を用いて、平行部仕上げ時には切込み深さ 0.18mm 程度で加工を実施した。その後、加工層を除去するため研磨紙 800 番まで表面研磨を行った。標準溶接継手試験片は、図 3-3-2(b)に示す直径 10mm、長さ 50mm の標点間中央部に HAZ が位置するように作製した。

(2-2) 試験装置および試験条件

ミニチュア試験片を用いたクリープ試験には、図 3-3-2(c)に示す試験機を用いた。同試験機は(株)神戸工業試験場によって開発されたミニチュア試験片専用のクリープ試験機であり、最大荷重 1kN、最高使用温度 700°Cで、支点から負荷ロッドまでのてこ比を 1.5 としたレバー式単軸クリープ試験機である。ロッドに取り付けたミニチュア試験片を特製治具に固定し、R タイプ熱電対を試験片中央部に取り付けた後、直径 20mm 程度の中空円筒チャンバーに通し、試験片に曲げ等の応力が生じないよう試験機にセッティングを行った。試験温度は 600°Cとし、試験片中央部に取り付けた熱電対が 600°C±1°C以内であることを確認して試験を開始した。試験中はチャンバー内に純度 99.99%のアルゴンガスを連続的に送入し、不活性雰囲気中で試験を実施した。ミニチュア試験片では、試験片平行部 5mm の伸びを直接計測することが困難であるため、試験片を取り付けたロッドの変位を差動変位計により検出し、試験片の伸びとした。ミニチュア試験片の試験応力は、120MPa~90MPaとした。

標準溶接継手試験片を用いたクリープ試験には、最大荷重 30kN、最高使用温度 800°C、てこ比 1 : 10 のレバー式単軸クリープ試験機を用いた。試験温度はすべて 600°Cとし、試験応力は 90MPa、74MPaとした。応力 74MPa においては破断までの試験に加え、試験を途中で中断する中断試験を実施し、クリープ損傷率 25%、50%、75%となる損傷材を作製した。クリープ損傷率は“(中断時間) / (破断時間) × 100%”と定義した。また、上述したミニチュア溶接継手試験片のクリープ損傷評価への適用性を検討するため、クリープ損傷材からミニチュア溶接継手試験片を採取し、温度 600°C、応力 90MPa でクリープ試験を実施した。

(3) クリープ試験結果

(3-1) 溶接部各部位のクリープ強度

母材、細粒、粗粒、溶接金属の各部位から採取したミニチュア試験片を用いて得られたクリープ曲線の代表例として 120MPa の結果を図 3-3-39 に示す。標準試験片で得られる遷移、定常、加速クリープを示しており、試験が適切に行われたことが確認された。他の応力条件の試験においても同様の傾向がみられた。これらのクリープ曲線から得られた、最小クリープひずみ速度と応力の関係を図 3-3-40 に示す。同一応力に対するクリープひずみ速度は、母材が最も小さく、粗粒が最も大きい結果となった。新材で報告されているデータと比較すると、母材ではひずみ速度に差異はみられなかったが、長期使用された溶接金属は、新材に比べ 10 倍以上ひずみ速度が速くなっており、クリープ変形抵抗の顕著な低下が認められた。このことは、溶接金属は母材に比べ長期間使用中に転位の回復や析出物の粗大化が顕著に生じたことを示唆している。本長期使用材は HAZ から直接ミニチュア試験片を採取しているのに対し、新材は母材に熱処理を施した細粒および粗粒模擬材を用いたクリープ試験で得られた結果である。そのため厳密な比較は困難であるが、傾向としては長期使用材の粗粒は著しくひずみ速度が加速したのに対し、細粒ではほとんど変化していない。

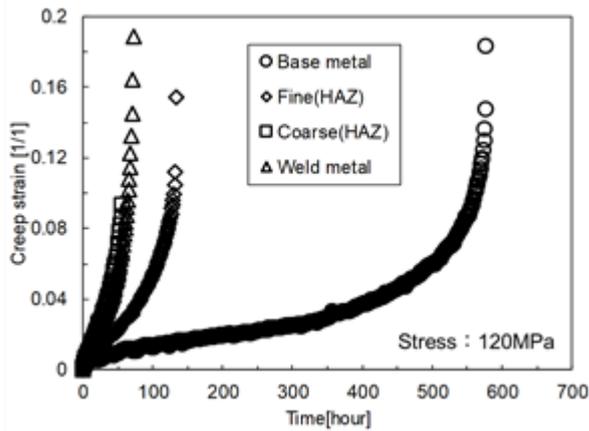


図 3-3-39 溶接部各部位から採取したミニチュア試験片で得られたクリープ曲線

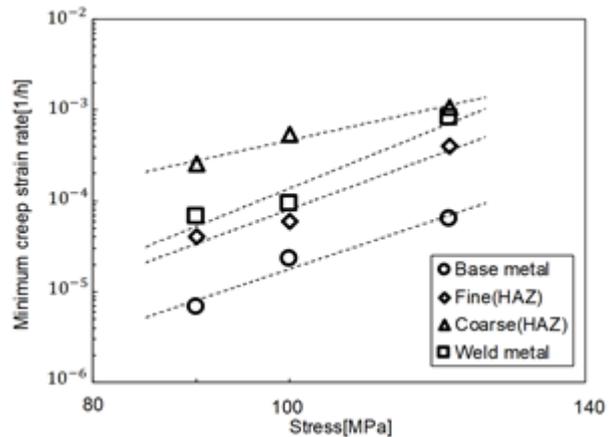


図 3-3-40 溶接部各部位の最小クリープひずみ速度と応力の関係

表 3-3-1 溶接部各部位の Norton 則の係数および指数

Material	new 5)		used	
	B	n	B	n
Base metal	1.65×10^{-13}	4.10	1.75×10^{-20}	7.50
Fine(HAZ)	1.33×10^{-15}	5.61	2.77×10^{-21}	8.23
Coarse(HAZ)	4.73×10^{-17}	5.61	7.87×10^{-14}	4.89
Weld metal	2.69×10^{-15}	4.53	1.01×10^{-22}	9.07

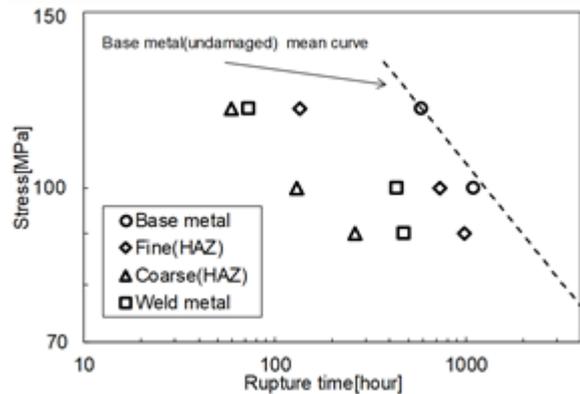


図 3-3-41 溶接部各部位の応力と破断時間の関係

図 3-3-40 の最小クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c$ [1/h]と応力 σ [MPa]の関係から、後述する有限要素解析に用いる溶接部各部位の Norton 則 ($\dot{\epsilon}_c = B\sigma^n$) の係数 B および指数 n を決定し、表 3-3-1 にまとめた。同表には、著者の一人が実施した試験データ(25)より決定された、新材の各部位の材料定数も併せて示した。

図 3-3-41 に各部位から採取したミニチュア試験片の応力と破断時間の関係を示す。図中には新材母材の結果も示している。長期使用された母材は新材の母材平均破断曲線上に位置しており、長期間使用による影響をほとんど受けていない。溶接金属は、新材時は母材と同等かそれ以上の破断強度を有している(24)のに対し、長期使用材では破断時間が著しく低下した。同一応力条件下での破断時間は、母材、細粒、溶接金属、粗粒の順で短い結果となった。

(3-2) 溶接継手のクリープ強度

標準溶接継手試験片およびミニチュア溶接継手試験片で得られたクリープ曲線を図 3-3-42 に示す。既に報告されている新材標準溶接継手試験片(24)のクリープ破断ひずみが 0.1 程度であるのに対し、本使用材標準溶接継手試験片のクリープ破断ひずみはその半分以下であり、脆性的に破断した。また、同図よりミニチュア溶接継手試験片は標準溶接継手試験片よりも破断ひずみが大きく、改良 9Cr-1Mo 鋼における報告⁷⁾と同様な、試験片形状によるクリープ破断延性の差異が認められた。

標準およびミニチュア溶接継手試験片により得られた応力と破断時間の関係を図 3-3-43 に示す。図中には、新材標準溶接継手試験片(24)のクリープ破断試験データも併せてプロットし、母材の平均破断曲線を破線で示している。母材と比較すると、溶接継手の破断時間は短く、溶接部を有することによりクリープ破断強度が低下することが確認できる。使用材標準溶接継手試験片は新材標準溶接継手試験片のばらつきの範囲内にあり、長期使用によるクリープ破断時間の明確な低下は認められなかった。ミニチュアと標準溶接継手

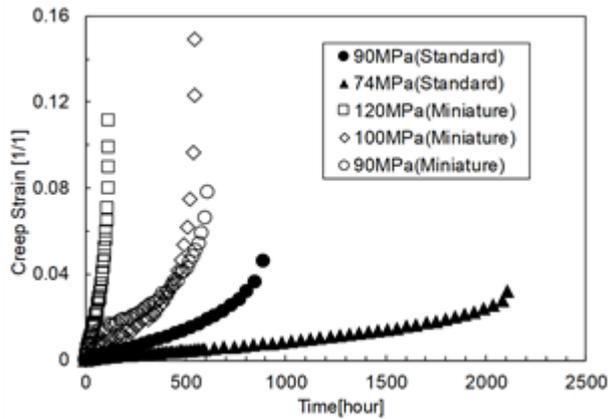


図 3-3-42 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片で得られたクリープ曲線の比較

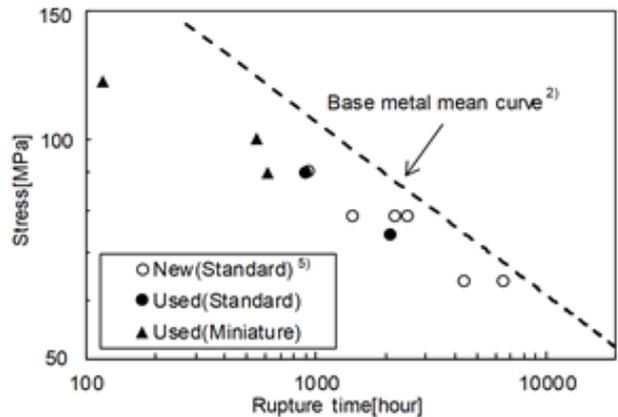


図 3-3-43 ミニチュアおよび標準溶接継手試験片の応力と破断時間の関係

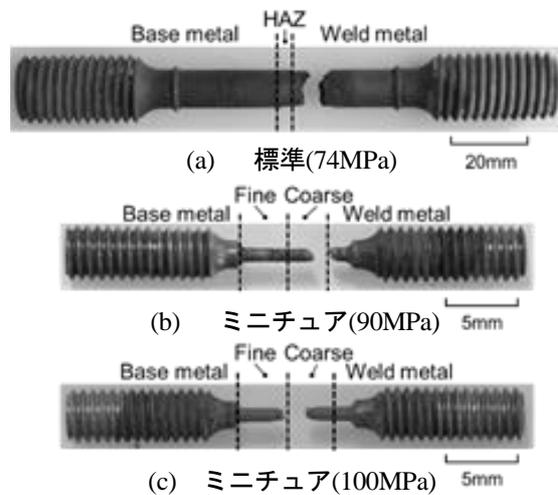


図 3-3-44 破断したミニチュアおよび標準溶接継手試験片の外観

試験片の破断時間に大きな差はみられないことから、ミニチュア溶接継手試験片を用いて標準溶接継手試験片の破断時間を概ね予測できるものと考えられる。

破断した試験片の代表例として、応力 74MPa の標準溶接継手試験片と、応力 90MPa と 100MPa のミニチュア溶接継手試験片を図 3-3-44 に示す。新材溶接継手試験片では細粒で破断に至ることが報告されているが(24)、本研究における使用材標準溶接継手試験片は全て粗粒と溶接金属の境界近傍で破断しており、破断位置が新材とは異なっていた。これは長期間の使用により、粗粒および溶接金属のクリープ破断強度が細粒のそれ以下に低下したためであると考えられる。ミニチュア溶接継手試験片の破断位置は、概ね粗粒域であった。ミニチュア溶接継手試験片では、溶接金属に比べ粗粒域の平行部に占める割合が大きいことから、標準溶接継手試験片の破断位置との若干の差異を生じたものと考えられる。また、走査型顕微鏡による破断面の観察では、試験片形状や応力によらず、全ての使用材溶接継手試験片で明瞭な粒界破面が確認された。

(4) 溶接継手試験片の 3 次元有限要素クリープ解析

(4-1) 解析条件

溶接継手試験片内の応力・ひずみ状態を明らかにするため、標準溶接継手試験片の標点間 50mm およびミニチュア溶接継手試験片の平行部 5mm を、それぞれの対称性を考慮して 1/4 にモデル化し、3次元有限要素クリープ解析を実施した。解析モデルはそれぞれ、本溶接継手の組織観察結果に基づいて HAZ 幅を再現した。標準溶接継手試験片の要素数は、母材を 9000、細粒を 4500、粗粒を 2700、溶接金属を 9000 とし

た。ミニチュア溶接継手試験片の Norton 則とし、係数 B および指数 n は表 3-3-1 に示す値を用い、比較のため新材の定数を用いた解析も実施した。クリープ解析には汎用構造解析コード Marc を使用し、負荷応力 90MPa で破断時間までの解析を実施した。

(4-2) 解析結果

標準溶接継手試験片の破断時間近傍の試験片中心部における母材から溶接金属にかけての応力成分分布および軸方向クリープひずみ分布を図 3-3-45 に示す。図中には、使用材の結果を実線で、新材の結果を破線で示している。図 3-3-45(a)より、新材では軸方向応力が細粒で最大となり、単軸負荷条件であるにもかかわらず同部位で径方向、周方向にも応力が生じており、三軸引張応力状態にあることがわかる。一方、使用材では細粒域に比べ粗粒域でのクリープひずみ速度が大きいため、軸方向応力が粗粒で最大となり、同部位で三軸引張応力状態となった。このように、高温下で使用中に生じる組織変化により、溶接金属および粗粒域のクリープ変形特性が変化し、その影響により応力分布も遷移することが明らかとなった。図 3-3-45(b)より、新材ではクリープひずみが細粒域で大きくなっており、溶接金属と母材に差はみられない。一方、使用材では溶接金属および粗粒でクリープ変形抵抗が低下したことによりクリープひずみが著しく増加しており、粗粒近傍の溶接金属で最も大きいクリープひずみを示している。新材では、細粒の応力多軸性が高くボイドが発生・成長しやすい状態にあったことに加え、クリープひずみも大きいため、同部位で損傷が進行し破断に至ったものと解釈される。使用材では、粗粒域で多軸応力状態となり、後述するクリープ中断材の組織観察からも、粗粒から溶接金属へ組織が遷移する位置でボイドの発生・成長が認められており、クリープ変形も大きいことから粗粒と溶接金属の境界近傍で破断に至ったと考えられる。

ミニチュア溶接継手試験片の試験片平行部における細粒から溶接金属にかけての応力成分分布および軸方向クリープひずみ分布を図 3-3-46 に示す。新材では、細粒で標準試験片に近い三軸引張応力状態になって

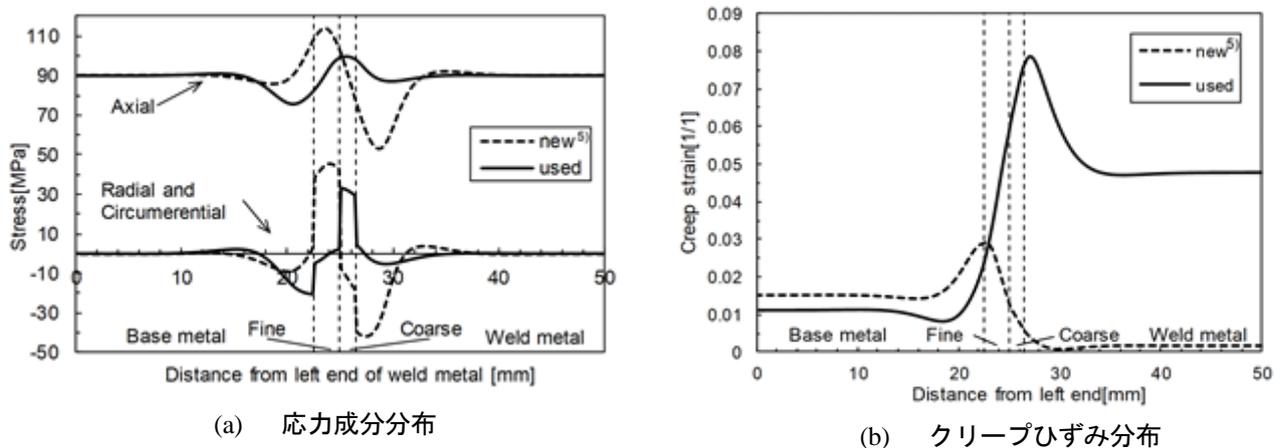


図 3-3-45 標準溶接継手試験片の母材から溶接金属にかけての応力成分およびクリープひずみ分布

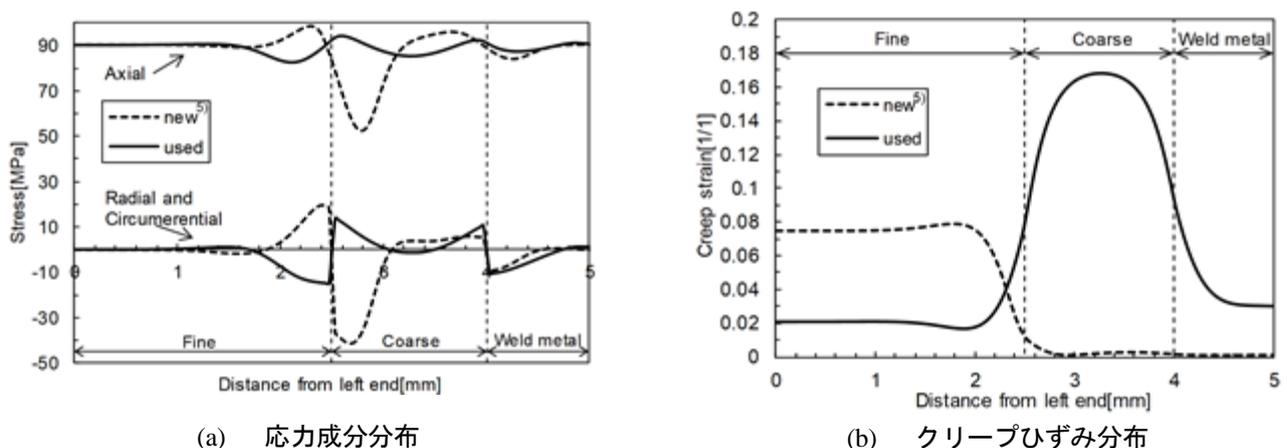


図 3-3-46 ミニチュア溶接継手試験片の母材から溶接金属にかけての応力成分およびクリープひずみ分布

いるが、周・径方向応力が標準試験片のそれより小さく、応力多軸性は低い。また、細粒のクリープひずみ速度が粗粒と溶接金属に比べ速いことから、細粒にのみクリープひずみが集中している。使用材では、細粒・粗粒および粗粒・溶接金属の境界近傍で、周・径方向がわずかに引張応力を示すが、ほぼ単軸応力状態に近い。また、粗粒のクリープ変形抵抗が細粒のそれ以下に低下したため、粗粒域にひずみが集中している。その結果、粗粒域で破断したものと考えられる。

(5) 溶接継手損傷材によるクリープ損傷評価

上述したように、試験片形状の違いによって溶接継手試験片の破断時間に顕著な差は認められなかったことから、ミニチュア試験片を用いて標準溶接継手試験片のクリープ破断時間を取得できる可能性が示唆された。本章では、ミニチュア溶接継手試験片を用いたクリープ損傷評価法について検討する。

(5-1) クリープ損傷材の観察結果

標準溶接継手試験片を用いて作製したクリープ損傷材の SEM 観察を行った。母材および細粒においてボイドはわずかに観察されたが、溶接金属近傍の粗粒から溶接金属にかけて多くのボイドが観察された。図 3-3-47 に代表例として 75% 損傷材における粗粒と溶接金属の境界近傍の観察結果を示す。同図より、合体成長したボイドが確認される。図は省略するが、25% 損傷材では各部位でボイドはほとんど観察されなかった。50% 損傷材では粗粒域から溶接金属にかけてボイドの発生・成長が認められた。同部位でのボイドは、損傷が増すほど個数および大きさが増大していた。

(5-2) ミニチュア試験片を用いたクリープ損傷評価

標準溶接継手クリープ損傷材から採取したミニチュア溶接継手試験片を用いて得られたクリープ曲線を図 3-3-48 に示す。図中には、図 3-3-42 で示した同一応力のミニチュア溶接継手試験片の結果を非損傷材（損傷率 0%）として併せてプロットしている。損傷率の増大に伴い破断時間が低下する傾向がみられる。試験片の破断位置は非損傷材と同様に粗粒域であった。

ミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験における非損傷材の破断時間を t_o 、損傷材の破断時間を t_d とした場合のクリープ損傷率 D_t を次式のように定義し、クリープ損傷評価を試みた。

$$D_t = \frac{t_o - t_d}{t_o} \times 100(\%) \quad (3-3-7)$$

上式から求まる損傷率 D_t が、標準溶接継手損傷材に付与したクリープ損傷率 D_c と一致すれば、ミニチュア試験片を用いたクリープ損傷評価が可能と判断される。ミニチュア溶接継手試験片のクリープ試験に基づいて式(3-3-7)より D_t を求め、付与したクリープ損傷率 D_c との関係を図 3-3-49 に示す。 D_t の値は 25% 損傷材で 2.1%、

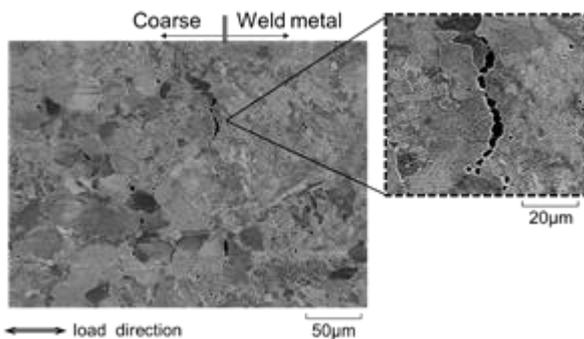


図 3-3-47 標準溶接継手試験片 75%クリープ損傷材の微視組織

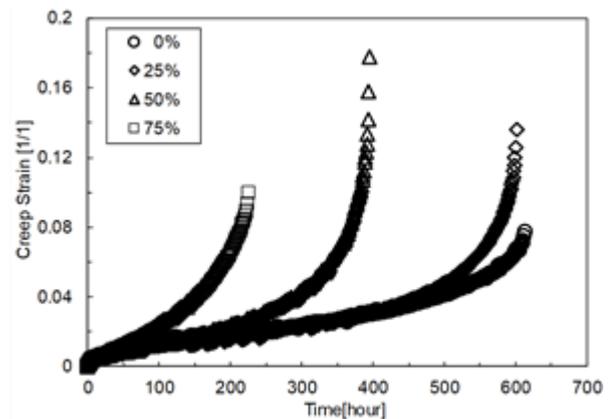


図 3-3-48 損傷材から採取したミニチュア溶接継手試験片のクリープ曲線

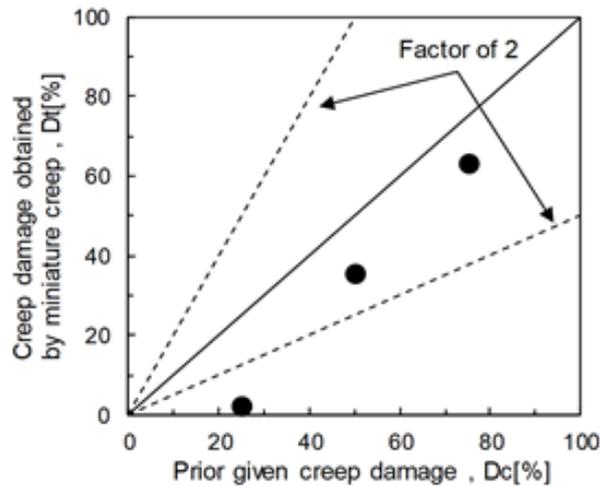


図 3-3-49 ミニチュア溶接継手試験片による損傷評価結果と標準溶接継手に与えた損傷との比較

50%損傷材で 35.6%，75%損傷材で 63.3%となった。25%損傷材では，得られた損傷率が実際に付与した損傷率より小さく，過小評価となった。図 3-3-48 に示した，25%損傷材は 0%損傷材に比べ若干短寿命ではあるが，損傷の影響が明確には表れていない。これは，標準溶接継手 25%損傷材の組織観察においてボイドがほとんど観察されなかったことから，後続の破断試験に与える影響が小さかったことや，ミニチュア溶接継手試験片のクリープ強度のばらつきに起因するものと考えられる。この傾向は上述した改良 9Cr-1Mo 鋼のミニチュア溶接継手試験片によるクリープ損傷評価においてもみられた。一方，50%および 75%損傷材では， D_t が D_c の倍半分の範囲内にあり，ミニチュア試験片によってクリープ損傷を概ね評価することができている。このことから，クリープ損傷中期以降においてはミニチュア溶接継手試験片を用いたクリープ試験によるクリープ損傷評価が可能であると考えられる。

(6) おわりに

実機において約 20 万時間以上使用されたボイラ管寄せ周溶接部を対象に，溶接部各部位から採取した直径 1mm の丸棒引張型ミニチュア試験片を用いてクリープ試験を実施した。また，同溶接部から採取したミニチュアおよび標準溶接継手試験片を用いてクリープ試験ならびに有限要素解析を実施した。得られた主な結果を以下に要約する。

- (1) 長期使用された母材および細粒のクリープ強度は新材のそれと同等であったが，溶接金属および粗粒は長期使用によりクリープ強度が顕著に低下することが明らかとなった。ミニチュア試験片のクリープ試験により，溶接部各部位の Norton 則の指数および係数を決定した。
- (2) 周溶接部から採取した標準溶接継手試験片はすべて粗粒と溶接金属の境界近傍で破断した。ミニチュア溶接継手試験片の破断位置は概ね粗粒域であり，平行部に占める粗粒の割合が溶接金属に比べ大きいことから，標準溶接継手試験片の破断位置と若干の差異を生じたものと考えられた。標準溶接継手試験片とミニチュア溶接継手試験片で破断時間に顕著な差は認められなかった。
- (3) 標準溶接継手試験片の解析結果から，使用中に粗粒および溶接金属のクリープ変形抵抗が低下したため，新材と異なり粗粒と溶接金属の境界近傍においてクリープひずみが最も大きい値を示した。ミニチュア溶接継手試験片の解析結果から，粗粒域のクリープひずみが最も大きく，このため粗粒域で破断したことが示唆された。
- (4) 標準溶接継手クリープ損傷材から採取したミニチュア溶接継手試験片を用いてクリープ損傷を評価した結果，25%クリープ損傷に対しては過小評価となったが，50%および 75%損傷に対しては概ね妥当な結果が得られた。これより，クリープ損傷中期以降に対してミニチュア溶接継手試験片がクリープ損傷評価に適用できる可能性が示唆された。

(7) 参考文献

- (21) Viswanathan, R. and Foulds, J.R., "Failure experience with seam-welded hot reheat pipes in the USA", ASME PVP, 303, 187-205(1995).
- (22) Brett, S.J., "In-service cracking mechanism affecting 2CrMo welds in 1/2CrMoV steam pipework systems", Proceeding of international conference on integrity of high-temperature welds, IOM, pp.3-14(1998).
- (23) 渡部隆, 山崎正義, 本郷宏通, 衣川純一, 門馬義雄, 多層盛溶接した 2.25Cr-1Mo 鋼のクリーブ破断特性と大型溶接継手の HAZ 組織, 材料, Vol.45, No.4, pp.430-436(1996).
- (24) 渡部隆, 山崎正義, 本郷宏通, 衣川純一, 田辺龍彦, 門馬義雄, 2.25Cr-21Mo 鋼厚板における溶接金属の長時間クリーブ破断特性, 材料, Vol.48, No.2, pp.122-129(1999).
- (25) 緒方隆志, 屋口正次, 2.25Cr-1Mo 鋼ボイラ溶接熱影響部の高温強度特性評価, 材料, Vol.47, No.3, pp.253-259(1996).