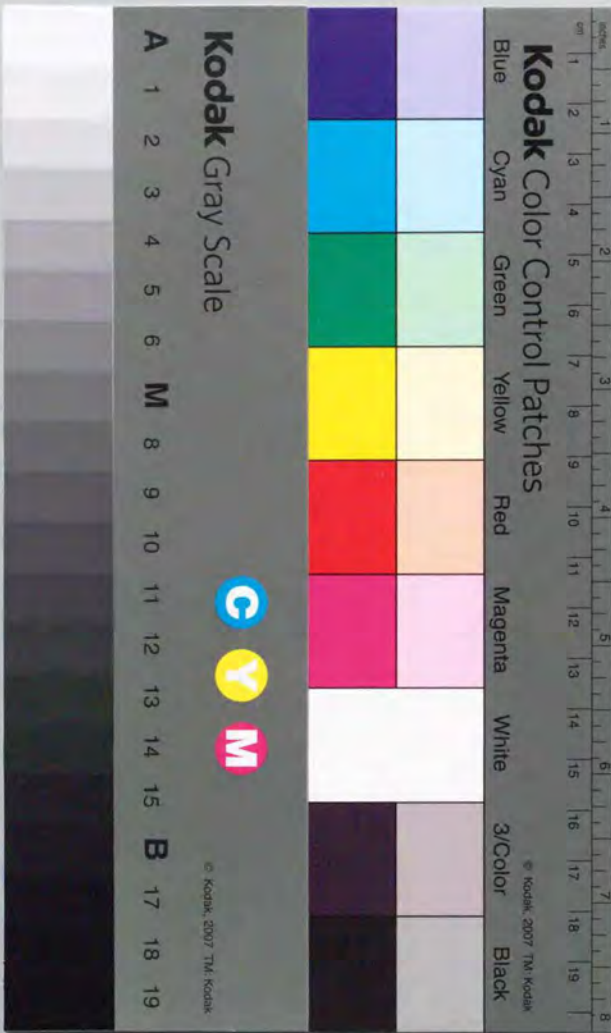


# 高温延性材料のクリープ・疲労強度

## 特性と寿命評価に関する研究

加 治 芳 行





高温延性材料のクリープ・疲労強度

特性と寿命評価に関する研究

加治 芳行

## 目次

### 第1章 緒論

1. 1	本研究の目的	1
1. 2	伝熱管の外圧クリープ座屈、クリープ疲労変形、クリープ構成式、クリープ疲労寿命評価、クリープき裂伝播と寿命評価、クリープおよびクリープ疲労損傷メカニズムに関する従来の研究	2
1. 3	論文の構成	7
	第1章の参考文献	13

### 第2章 伝熱管の構造健全性試験および現在の寿命評価法による寿命予測限界

2. 1	緒言	19
2. 2	外圧クリープ座屈挙動	22
2. 2. 1	試験方法	22
2. 2. 1. 1	試験体	22
2. 2. 1. 2	試験装置	22
2. 2. 1. 3	供用後試験	26
2. 2. 2	実験結果	26
2. 2. 3	解析方法	30
2. 2. 3. 1	材料特性	30
2. 2. 3. 2	ABAQUSによるFEM解析	30
2. 2. 3. 3	西口らによる簡易解析法	32
2. 2. 4	実験結果と解析結果の比較	36
2. 2. 5	クリープ破壊形態観察結果	40
2. 3	クリープ疲労変形挙動	44
2. 3. 1	実験方法	44



2. 3. 1. 1	試験体	44
2. 3. 1. 2	試験装置および試験	44
2. 3. 2	実験結果	44
2. 3. 3	解析方法	55
2. 3. 3. 1	材料特性	55
2. 3. 3. 2	ABAQUSによるFEM解析	57
2. 3. 4	実験結果と解析結果の比較	59
2. 4	結言	68
	第2章の参考文献	69

### 第3章 超高温領域におけるクリープ変形およびクリープ疲労 寿命評価

3. 1	緒言	70
3. 2	クリープ変形特性	73
3. 2. 1	実験方法	73
3. 2. 1. 1	供試材および試験片	73
3. 2. 1. 2	実験方法	73
3. 2. 2	結果および考察	77
3. 2. 2. 1	構成式 (Garofaloタイプ)	77
3. 2. 2. 2	内部応力の測定	81
3. 2. 2. 3	構成式 (Power-lawタイプ)	81
3. 2. 2. 4	構成式の検証	91
3. 3	クリープ疲労寿命評価	97
3. 3. 1	クリープ疲労寿命評価法	97
3. 3. 1. 1	時間分数和則	97
3. 3. 1. 2	延性消耗則	97
3. 3. 1. 3	損傷速度式	98
3. 3. 1. 4	ひずみ範囲分割法	99
3. 3. 2	実験方法	99
3. 3. 3	寿命評価結果	103

3. 3. 3. 1	時間分数和則	103
3. 3. 3. 2	延性消耗則	107
3. 3. 3. 3	損傷速度式	113
3. 3. 3. 4	ひずみ範囲分割法	115
3. 4	結言	120
	第3章の参考文献	121

### 第4章 クリープ条件下でのき裂伝播と寿命評価

4. 1	緒言	123
4. 2	クリープき裂伝播特性	125
4. 2. 1	実験方法	125
4. 2. 1. 1	供試材および試験片	125
4. 2. 1. 2	実験方法	125
4. 2. 2	熱活性化過程におけるクリープき裂成長理論	130
4. 2. 3	Q'パラメータの導出	132
4. 2. 4	実験結果および考察	137
4. 3	クリープ破断寿命評価	144
4. 3. 1	実験方法	144
4. 3. 1. 1	供試材および試験片	144
4. 3. 1. 2	実験方法	144
4. 3. 2	実験結果	144
4. 3. 3	考察	152
4. 4	結言	154
	第4章の参考文献	155

### 第5章 微視的アプローチによるクリープおよびクリープ疲労 損傷評価

5. 1	緒言	157
------	----	-----



5. 2 クリープ条件下における粒界損傷機構と粒界損傷率 パラメータによる余寿命評価	161
5. 2. 1 実験方法	161
5. 2. 2 実験結果	161
5. 2. 3 考察	165
5. 2. 3. 1 マクロ変形と粒界損傷の関係	165
5. 2. 3. 2 粒界損傷率	175
5. 2. 3. 3 余寿命評価への応用	177
5. 2. 3. 4 粒界ポイド合体と3次クリープ開始点	187
5. 2. 3. 5 クリープき裂進展挙動	187
5. 3 クリープ疲労条件下における損傷領域の成長挙動と 寿命の関係	192
5. 3. 1 実験方法	192
5. 3. 2 実験結果と考察	199
5. 3. 2. 1 き裂成長速度の応力拡大係数幅値による 評価	199
5. 3. 2. 2 高温疲労き裂成長速度、破断寿命の繰 返し速度特性および応力保持時間特性	199
5. 3. 2. 3 き裂先端近傍に生じる損傷領域	208
5. 3. 2. 4 き裂成長挙動に及ぼす損傷領域大きさ効果	213
5. 4 結言	225
第5章の参考文献	226
第6章 結 論	227
謝 辞	232

## 第1章 緒 論

### 1. 1 本研究の目的

金属材料は高温 ( $0.5T_m$ 以上、 $T_m$ : 金属材料の融点温度) 下で荷重を受けるとクリープ変形を生じる。また温度に対して敏感で、高温になるに従い顕著になる。クリープが生じると構造物に非弾性変形が生じるほかに、クリープ損傷によって破壊を生じたり、繰返し負荷の場合には疲労損傷を加速し、外圧荷重であれば座屈を引き起こす。このクリープによる影響を考慮にいたった構造設計基準が高温構造設計基準と呼ばれ、米国のASMEにより約800°Cの温度領域までの原子力機器に適用できるものとしてSec.III Code Case N-47 (以下Case N-47と略記)<sup>(1)</sup>とし刊行されている。

Case N-47はNa冷却高速増殖炉(冷却材出口温度500~600°C)の設計を行うために開発され、1963年にCode Case 1331として規定された後、1971年のCase 1331-5でほぼ現在の基準の骨格ができあがっている。その後1974年にCase1592と改名され、改良を重ねながら現在に至っている。

しかし原子力エネルギープラント、火力発電プラント、各種化学プラント、蒸気タービン、ガスタービン、ジェットエンジンなど高温で稼働する機器・装置は要求される運転条件が近年ますます高温・高圧化の傾向にあると同時に、起動・停止の頻度も著しく高くなりつつある。したがって、より高温下で信頼性の高い設計を行う必要性が生じ、この温度領域で適用できる構造設計基準開発のニーズが高まっている。<sup>(2)</sup>

米国においては、1983年頃からASMEのコード委員会の中にTask Forceが設置され指針の検討が行われている。独国においては、高温ガス炉のプロセス熱利用のための超高温 ( $0.7\sim 0.8T_m$ ) 構造設計指針の作成が企画され、1984年から試験研究が行われている。我国においては、通産省工業技術院の大型プロジェクト「高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発(1973年~1980年)<sup>(3)</sup>」の中で、1.5MW高温熱交換器の設計基準の研究が石川島播磨重工業(株)により行われた。さらに日本原子力研究所において、高温ガス炉の多目的熱利用<sup>(4)</sup>を目的として、高温工学試験研究炉の高温構造設計基準の開発研究<sup>(5)</sup>が、金属材料技術研究所や関連メーカーの協力のもとに現在まで続けられている。



そこで超高温 ( $0.7 \sim 0.8T_m$ ) における設計基準、特に高精度なクリープ疲労損傷評価法を確立することを目的として、まず現在の評価法を用いて構造物の構造健全性および寿命予測について検討し、現在の方法における成果と限界を明らかにした。その結果を基に、平滑材を用いたひずみ制御型および切欠き材を用いた応力制御型のクリープ疲労重畳条件下において、マクロ的なアプローチとミクロ的なアプローチにより損傷および寿命評価について検討を行うこととした。

したがって、本論文ではまず実機相当の伝熱管の外圧クリープ座屈およびクリープ疲労変形において、現在用いられているクリープ構成式とクリープ疲労寿命評価法を用いた構造健全性および寿命予測精度の限界について検討を行った。その寿命予測精度をさらに改善するために、マクロ的なアプローチによるクリープ構成式、クリープ疲労寿命評価法、クリープき裂伝播特性および寿命評価法の検討とミクロ的なアプローチによるクリープおよびクリープ疲労損傷評価法について研究を行った。

## 1. 2 伝熱管の外圧クリープ座屈、クリープ疲労変形、クリープ構成式、クリープ疲労寿命評価、クリープき裂伝播と寿命評価、クリープおよびクリープ疲労損傷メカニズムに関する従来の研究

外圧荷重下でのパイプのクリープ座屈に関する理論的検討として、多くの方法が提案されている。Hoffら<sup>(6)</sup>の方法は、サンドイッチモデルを基本とし、変形中の弾性成分については無視している。Bargmann<sup>(7)(8)</sup>の方法は、変形中の弾性成分を考慮するように修正したものである。しかしこれら2つの方法では、クリープ構成式は、Norton-Baileyタイプに限られている。一方西口ら<sup>(9)</sup>によって提案された方法では、クリープ構成式の制限はなく、変形中の弾性成分も考慮している。

その他に例えばPan<sup>(10)</sup>によって提案されたシェル理論に基づいたアプローチがある。ここでは、クリープ構成式に関する制限はないが、変形を表すパラメータの数が1つあるいは2つである上述した方法に比べて多くの自由度を必要とする。Corum<sup>(11)</sup>やHowlとMoore<sup>(12)</sup>によって等時応力-ひずみ曲線を用いて保守的な評価を行う方法も試みられている。

また高温ガス炉構造物のクリープ座屈の実験的検討が、800℃以上の温度で行われており、<sup>(13)(15)</sup>実験結果とHoffらの方法や有限要素法による解析結果との比較検討

を行っているが、しかしその数はまだ少ない。

中村ら<sup>(16)</sup>によって、高速増殖炉の1次冷却系の曲がり管の面内曲げモーメント荷重下でのクリープ疲労試験が行われ、非弾性解析を用いた時間損傷則とひずみ範囲分割法による寿命予測結果と比較評価が試みられている。

材料のクリープ変形特性をクリープ構成式として表わす方法として以下のものがあげられる。2次クリープ領域までのクリープ曲線を数式表示するものとしては、1次クリープ特性を表す対数ひずみ則、2次クリープ特性を表すBailey-Norton則、1次+2次クリープ特性を表すGarofaloの式等がある。Bailey-Norton則は、形が簡単であるためにこれまでのクリープ解析で最もよく用いられてきた。しかし、1次クリープおよび3次クリープを考慮していないので詳細な解析については不適当な面がある。Garofaloの式はこれらの式の欠点を回避したもので、McVettyが最初に示唆し、Garofaloにより実際の材料に適用されたものである。<sup>(17)(18)</sup>

3次クリープ領域におけるクリープ曲線の定式化に関しては、Kachanovはクリープによる内部欠陥により荷重を支える有効面積が縮小し、クリープ変形が加速されるとして式をたて、Rabotnov<sup>(19)</sup>がこれを一般化した。Penny<sup>(20)</sup>は、Kachanov-Rabotnovの式についてさらに検討を加え、アルミニウム合金に適用して、実験値とよく合致すると報告している。Penkallaら<sup>(21)</sup>は、インコネル617に適用し、Brittle failureとViscous failureをまとめた形で破断時間を求めている。

また、最近Evansら<sup>(22)(23)</sup>は、3次クリープ領域までのクリープ曲線の構成式として、プロジェクション法を提案した。この式は、加工硬化と軟化という2つの緩和過程が、クリープ変形中に同時進行しているという考えに立っている。そして、クリープひずみはこれら2つの現象によるひずみの和として与えられる。また丸山らは、材料定数の温度、応力依存性がより単純になるように改良した式を提案した。<sup>(24)(26)</sup>この式は、速度定数を1つしか含まない点で、プロジェクション法よりも単純化されている。丸山らは、Cr-Mo-V鋼にこの式を適用して、1次域から3次域のかなりの部分までのクリープ曲線が、十分によく再現できることを示している。

また、これまでに多くのタイプの内部応力を含むクリープ構成式が提案されている。Jonas<sup>(27)</sup>は、最初に内部応力を含む構成式の有効性について調べた。MalininとKhadjinsky<sup>(28)</sup>は、多軸に拡張し内部応力の発展式を示した。Miller<sup>(29)(30)</sup>は、背応力と抗応力の両方を含む式を提案し、SUS304ステンレス鋼に適用した。Krieg<sup>(31)</sup>は、発展式を改良し、室温でアルミニウムに対してパラメータの値を決定している。しかし実際の構造物の設計等に用いる場合に、種々の応力状態に対して精度が良く、長



時間側（低応力側）にも信頼性の高いクリーブ構成式が必要とされており、さらに研究が必要である。

また塑性-クリーブ相互作用を含み、塑性変形とクリーブ変形を統一的に記述することのできる構成式の検討も行われている。このような構成式として、塑性とクリーブを区別し、両者の相互作用を考えない単純重ね合わせモデル、両者の相互作用を考慮しようとする改良重ね合わせモデル<sup>(32)</sup>と以下に示す統一型構成式がある。Mrozモデル<sup>(33)</sup>は、時間依存の塑性ひずみが降伏応力以上で生じるとする統一型構成式である。Chabocheモデル<sup>(34)</sup>は、弾性域を表す等散逸曲面と超過応力（over-stress）の概念を用いたモデルである。Millerモデル<sup>(35)</sup>は、背応力（back stress）と呼ばれる移動硬化変数と抗応力（drug stress）と呼ばれる等硬化変数を用いている。Krempelモデル<sup>(36)</sup>は、超過応力（over-stress）の概念を用いている。フラクシオンモデル<sup>(37)</sup>は、各部分要素においては塑性とクリーブを区別するが、モデル全体では塑性-クリーブ相互作用を表すものである。村上-大野モデル<sup>(38)(39)</sup>では、材料の繰り返し硬化（軟化）が繰り返しひずみ範囲および応力範囲に依存することを表すために、非硬化ひずみ範囲の概念を用いている。また塑性変形については二曲面理論を用いている。大野モデルは、塑性変形に対する二曲面モデルに類似しているが、背応力の変化に対して限界面の考え方を導入することによって材料の硬化や軟化を表現しようとするものである。修正村上-大野モデル<sup>(40)</sup>は、上述の村上-大野モデルを粘塑性変形に対して適用できるよう拡張したものである。これらの塑性-クリーブ相互作用下の非弾性構成式、特に統一型モデルを導入して構造解析や疲労-クリーブ相互作用下の寿命評価法の検討を組織的に行う試みを、日本材料学会高温強度部門委員会の下に設置された疲労・クリーブ相互作用下の寿命評価に用いる非弾性解析法に関する調査グループ（略称：非弾性解析法調査作業グループ）によって昭和57年より行われてきた<sup>(41)(48)</sup>。この共同研究の結果、いくつかの問題点は残るものの、解析的方法を十分活用する方法論を提唱し、それがある程度満足できることが明らかになった。

高温機器、要素の実際の使用条件下におけるクリーブ疲労重畳条件下での寿命を推定する手法についてはこれまで数多く提案されている。

クリーブ疲労重畳条件下での寿命推定法として提案されているものとして、次のような代表的な手法がある。

- (1) 線形損傷則（線形累積損傷則）<sup>(49)(50)</sup>
- (2) ひずみ範囲分割法（Strain Range Partitioning）<sup>(51)(59)</sup>

- (3) 周波数修正疲労寿命則（Frequency Modified Fatigue Life）<sup>(60)</sup>
- (4) 周波数分離寿命則（Frequency Separation）<sup>(61)</sup>
- (5) 周波数修正損傷関数則（Frequency Modified Damage Function; Ostergren の方法）<sup>(62)</sup>
- (6) 損傷速度説（Damage Rate Approach）<sup>(63)(64)</sup>
- (7) キャビティ成長則（Tomkins らの方法）<sup>(65)(66)</sup>
- (8) 修正ひずみ範囲分割法<sup>(67)</sup>
- (9) 変形機構反映延性消耗説（Deformation Map-Ductility Exhaustion Approach）<sup>(68)</sup>
- (10) 損傷力学的手法（Chabocheらの方法）<sup>(69)</sup>

これらの手法の基本概念、特徴および問題点は、時政<sup>(70)</sup>および日本材料学会高温強度部門委員会<sup>(71)</sup>によってまとめられている。高温でクリーブ変形が生じる温度域ではクリーブ変形に代表される非弾性挙動が疲労寿命に著しい影響を及ぼすことが知られており、疲労寿命の推定にあたってクリーブ変形の影響をどのように評価するかが各種方法によって大きく異なっている。これまで提案されてきた方法のほとんど全ては短時間データに基づいている。したがって長時間寿命の外挿結果や外挿精度が各方法で異なることや寿命推定上考慮されている因子も大きく異なっていることは認識すべき重要な事柄である。またこれらの研究が高くて800℃前後、多くは500～600℃近傍での実験に基づいて行われたことを考えると、1000℃（0.8T<sub>m</sub>）近傍の超高温でも適用できるかどうかは明らかではない。

これまで、クリーブき裂伝播速度を評価するパラメータとして、応力拡大係数K、正味断面応力 $\sigma_{net}$ 、クリーブ積分 $C^{172-179}$ 、 $C_1^{(76)}$ パラメータなどが提案され、種々議論されている。<sup>(77)</sup>

これらのパラメータを実際の問題に適用するには、評価パラメータがクリーブき裂成長機構の物理的基盤をもち、入力条件である温度、応力、試験片形状等の独立変数による関数となっていること、活性化エネルギー、クリーブ延性等の材料物性が変化したときはその相違を正確に識別し、クリーブき裂伝播速度の加速、減速という形でき裂成長特性の変化を評価できることが重要である。

しかし、前述した正味断面応力 $\sigma_{net}$ や応力拡大係数Kはクリーブき裂伝播速度を精度良く評価できないことが示されている。クリーブ積分 $C^*$ や $C_1$ パラメータは、その中にクリーブ変形速度を含むため、材料物性、温度、応力、試験片形状などの相違によるクリーブき裂伝播速度特性の変化をクリーブ変形速度の変化により調整されるので、クリーブき裂伝播速度特性それ自体の変化を把握することができない。ま



た實際上重要なき裂進展の初期にテール部が現れ<sup>(78)</sup>、一義的に伝播速度が求まらないという問題がある。

横堀らは、SUS304ステンレス鋼<sup>(77)(79)-(82)</sup>および1Cr-Mo-V鋼<sup>(81)-(84)</sup>に対して、クリープき裂伝播速度評価パラメータとしてアレニウスの応力依存型熱活性化過程論に基づく $Q^*$ パラメータを提案している。このパラメータは、クリープき裂伝播速度特性に及ぼす温度、応力、試験片形状、クリープき裂成長に対する活性化エネルギー等の影響を帰納的に導いたパラメータである。さらに弾塑性局所応力場と公称応力を応力依存項として解析された応力依存型速度過程の式と理論的に一致することが示されている。<sup>(81)</sup>また切欠き試験片およびき裂試験片に対して、 $Q^*$ パラメータによって表わされるクリープき裂伝播速度式を積分することによって、クリープ破断寿命を求めることができ、Larson-Millerパラメータと形式的に同一のパラメータによって評価できることが示されている。<sup>(85)-(87)</sup>

クリープにおけるポイド成長の実験的検討として、R.G.Freckら<sup>(88)</sup>は、不純物、炭化物等を起点に粒界すべりにより粒子近傍に転位が堆積し、転位同士の反応によりポイドが発生するというモデルを提案した。I.W.Chenら<sup>(89)</sup>は、ポイドが低応力では円盤形状、高応力ではき裂形状をなして成長することを明らかにした。T.Watanabeら<sup>(90)</sup>は、粒界の段差等の不規則境界を起点に粒界すべりに伴う粒界剥離によりポイドが発生、成長することを明らかにした。

これまでに行われてきた理論的検討で扱われているポイドの成長理論は、次の3つに大別できる。(1)拡散機構による成長。(2)結晶粒の塑性変形に伴う成長。(3)拡散と塑性変形の両者の組み合わせによる成長。D.Hullら<sup>(91)</sup>は、ポイドの形状を球、ポイドの成長機構は粒界拡散、結晶粒は剛体であると仮定して、ポイドの成長則を導出した。さらにT.Chuangら<sup>(92)</sup>は、ポイドの形状がき裂形状および擬球形状に変化するものと仮定し、ポイドの表面拡散も考慮してポイド成長則を導出した。J.W.Hancock<sup>(93)</sup>は、拡散を考慮せず結晶粒の塑性変形のみを考慮したポイド成長則を提案している。W.Beereら<sup>(94)</sup>は、ポイドの周囲を拡散支配の領域、その外側を塑性変形領域とした場合のポイド成長則を導出している。さらにChenら<sup>(95)</sup>は、Chuangらが導入したポイド形状変化を考慮し、ポイド成長則を導出している。しかしこれらの提案されたモデルは、ポイドの規則配置、同時成長等の非常に単純化された仮定の上に構築されているため、推定された破断時間は長時間寿命を推定する傾向にある。

クリープ疲労においては、クリープに比べてポイドの発生、成長機構に関する研

究がほとんどされていないのが現状である。緒方ら<sup>(96)</sup>は、保持時間の増加に伴って、粒界に発生するポイドの数が増加すること、疲労により発生した表面き裂がポイドの発生した粒界を優先して進展することを明らかにしている。Rajら<sup>(96)</sup>は、圧縮保持の効果として、ポイドが収縮し損傷が回復する可能性があることを示している。

従来の研究では、中断材の断面または破壊した材料の破面、断面に基づいてポイドの成長機構が考察されてきたが、1つのポイドに着目した成長過程については考察されていないため、理論的成長則と対応づけるために連続的にポイドを観察する必要がある。

高温疲労条件に応力一定保持時間を重畳し、その保持時間を増加させた時、速度過程に基づいたき裂成長速度の構成方程式を導くことにより、き裂成長機構が疲労条件からクリープ条件に遷移していくことを横堀らは、活性化エネルギーの変化等から明らかにした。<sup>(79)(97)(98)</sup>この活性化エネルギーは局所応力や温度には依存しない一定値として求められており、クリープ・疲労重畳条件では、クリープの場合とも、疲労の場合とも異なっており、両者の機構の相互作用を受けていることを示している。

さらに、このような応力保持時間の増加によるき裂成長機構の遷移の他に、応力上昇時間と下降時間の等しい対称三角波形の疲労条件において、繰返し速度を低下させていった時のき裂成長速度特性の変化が、応力保持時間の変化による特性とは異なることを、腐食環境下の実験で明らかにし、かつその物理的、力学的考察も行った。<sup>(99)(100)</sup>

大路らは、高温疲労条件におけるこのような対称応力波形の繰返し速度低下によるき裂成長特性の変化を、繰返し数依存特性から時間依存特性への遷移であると考えている。<sup>(101)</sup>しかしこの実験結果は、繰返し数依存特性から直ちに時間依存特性へ不連続的に遷移していることを必ずしも決定的に示してはいないようである。

### 1. 3 論文の構成

本研究はこのような背景から、高温ガス炉用Ni基耐熱合金ハステロイXR（一部SUS304ステンレス鋼）を用いて、まず実機相当の伝熱管の外圧クリープ座屈およびクリープ疲労変形条件下での構造健全性および寿命評価法の寿命予測限界について検討を行った。その結果を受けて、寿命評価法および供用中に発見されるき裂や損傷に対する余寿命評価法の予測精度を改善するために、ミクロとマクロの異なっ



た観点から種々の検討および新たな余寿命評価法の提案を行った。具体的には、マクロ的アプローチによる超高温におけるクリープ構成式・クリープ疲労寿命評価法の検討およびクリープき裂伝播特性評価パラメータを用いた寿命評価に関する検討、微視的アプローチによるクリープおよびクリープ疲労損傷評価に関する検討を行ったものである。本論文の構成は、図1-1に示すとおりである。

第1章は緒論であり、本研究の目的と意義について述べている。

第2章では、高温工学試験研究炉（HTTR）の中間熱交換器の2次冷却ガス喪失事故時を模擬した高温外圧荷重下での伝熱管のクリープ座屈挙動<sup>(102)-(104)</sup>および起動および停止時の熱膨張による熱応力を模擬した曲がり管のクリープ疲労変形挙動<sup>(105)</sup>について述べる。

ここでは高温で外圧を受ける伝熱管のクリープ座屈時間に及ぼす初期偏平率、肉厚および圧力レベルの影響を調べるために、クリープ座屈試験を行い、その結果を有限要素法および簡易解析法による解析結果と比較検討する。さらにき裂の貫通の有無を確認するために気密試験も行う。

その結果、簡易解析法および有限要素法は、試験結果と比較して妥当なクリープ座屈挙動を予測することを明らかにする。またクリープ座屈によってき裂は生じるものの気密性は維持されることを示す。

また曲がり管の構造健全性を実証するために、高温において変位制御の面内および面外曲げ疲労試験を行い、破損サイクル数に及ぼす保持時間および変位速度の影響、溶接部の健全性について実験的に調べる。また有限要素法(FEM)コードと2つのタイプのクリープ構成式を用いて弾性クリープ解析を行う。その結果を用いて破損寿命の予測を行い、実験結果と比較検討し、破損寿命予測に及ぼすクリープ構成式の影響についても検討する。

その結果、最大変位での保持時間を挿入することにより、破損サイクル数は急速に小さくなるが、溶接部の健全性は確保されていることを明らかにする。構造物における弾性クリープ解析を用いた寿命予測に及ぼすに用いるクリープ構成式および解析要素の影響はほとんどない。現在用いられているGarofalo型のクリープ構成式と時間損傷和則の寿命評価法を用いた寿命予測精度の限界は、ファクター10程度であることを示し、さらに高精度の損傷評価法を確立するためには、クリープ構成式の高精度化、微視的な損傷機構の把握とこれを評価法へ反映させることが重要であることを明らかにする。

第3章では Hastelloy XR のクリープ構成式およびクリープ疲労寿命評価法について

高温延性材料のクリープ・疲労強度特性と寿命評価に関する研究

(1) 緒 論

- ・超高温領域における設計基準、特に高精度のクリープ疲労損傷評価法確立のための課題

(2) 伝熱管の構造健全性試験および現在の寿命評価法による寿命予測限界

- ・クリープ座屈挙動の把握
- ・簡易解析法および有限要素法の検証
- ・曲がり管のクリープ疲労変形挙動の把握
- ・現在の寿命評価法による寿命予測限界

(3) 超高温領域におけるクリープ変形およびクリープ疲労寿命評価

- ・内部応力を考慮した構成式の提案
- ・ひずみ速度依存性を考慮した寿命評価

(5) 微視的アプローチによるクリープおよびクリープ疲労損傷評価

- ・粒界損傷率パラメータを用いた余寿命評価法の提案
- ・繰り返し速度効果と応力保持時間効果
- ・き裂先端近傍の損傷領域に着目したアプローチ

(4) クリープ条件下でのき裂伝播と寿命評価

- ・高温クリープき裂伝播速度パラメータの導出
- ・クリープ寿命評価則の導出

(6) 結 論

- ・伝熱管の構造健全性と現在の寿命評価法の寿命予測限界
- ・マクロ的アプローチによるクリープ疲労寿命評価法の検討
- ・クリープき裂伝播速度パラメータの導出と寿命評価
- ・微視的アプローチによるクリープ疲労損傷評価法の提案

図2-1 論文構成



て述べる。超高温領域での構造設計においては非弾性解析に用いる信頼性の高いクリープ構成式が要求される。<sup>(106)(107)</sup>

ここでは、ハステロイXR2を用いて、900°Cで定応力クリープ試験を行い、Garofaloタイプのクリープ構成式を作成する。さらに内部応力を考慮したクリープ構成式を新たに提案し、この2つの構成式を用いて種々の応力状態についてクリープ挙動を解析し比較検討する。<sup>(108)</sup>

その結果、内部応力を考慮した新しい構成式の方がGarofaloの式とひずみ硬化則を用いた場合よりも精度良くクリープ変形挙動を表すことを示す。

クリープ損傷が支配的になる超高温域で使用する耐熱材料の寿命を予測するために、時間分数和則、延性消耗則、損傷速度式およびひずみ範囲分割法のクリープ疲労寿命特性を評価する。寿命の評価は、中間熱交換器のセンターパイプなどの実構造物で想定される応力緩和挙動を伴う低サイクル疲労のひずみ保持波について行う。<sup>(109)-(111)</sup>

ここでは、同じ熱処理材より低サイクル疲労およびクリープ試験片を採取して、熱処理材間のばらつきをなくした信頼性の高いデータ、並びに定応力クリープ試験により得たクリープ変形・破断データに基づき、各種クリープ疲労寿命評価法を比較考察し、超高温域(0.7~0.8 $T_m$ )に適用可能なクリープ疲労寿命評価方法を探る。

その結果、損傷のひずみ速度依存性を考慮できる延性消耗則と損傷速度式は、時間分数和則以上のクリープ疲労寿命予測精度を示すこと、ひずみ範囲分割法は、ファクター2以内の予測精度を示すが、クリープ変形・破断データが考慮されず、実際の応力履歴への応用性に欠けることを明らかにする。また両側ひずみ保持波では、変形の回復あるいはキャビティの収縮によるクリープ損傷の相殺が示唆されること、圧縮応力によるクリープ損傷を考慮することによりクリープ疲労寿命予測精度の向上が図れることを示す。

第4章では、ハステロイXR切欠き材のクリープ条件下でのき裂伝播特性および破断寿命評価について述べる。

供用中に発見されるき裂について、伝播特性を把握し余寿命を求める手法を明らかにすることは実用上重要である。

ここでは、ハステロイXRを用いて、き裂進展に対する $Q^*$ パラメータを求め、余寿命評価への適用性について検討する。さらに $Q^*$ パラメータの各係数に対して、従来より求められているSUS304ステンレス鋼およびCr-Mo-V鋼とハステロイXRとを比較し、その物理的意味を考察する。<sup>(112)</sup>

その結果、ハステロイXRのクリープき裂伝播速度は、アレニウス型の温度依存性を示し、 $Q^*$ パラメータによって初期から良く評価でき、余寿命評価法として適用可能であることを明らかにする。また $Q^*$ パラメータの各係数の値は、材料のクリープ延性に対して一定の傾向をもって変化していることを示す。

さらに $Q^*$ パラメータによって表わされるクリープき裂伝播速度式を積分して求められるパラメータによって、切欠き試験片および平滑試験片のクリープ破断寿命を評価し、考察する。<sup>(113)</sup>

その結果、 $Q^*$ パラメータから導いたクリープ破断寿命とひずみ速度との関係は、平滑材と切欠き試験片のクリープ破断寿命を比較評価することが可能であることを示す。また $Q^*$ パラメータを積分することによりLarson-Millerパラメータと形式的に同一のパラメータが導かれるが、これにより平滑材と切欠き材のクリープ破断寿命を同一のパラメータにより評価し、クリープ破断寿命に及ぼす切欠き効果を明らかにする。

第5章では、微視的アプローチによるクリープおよびクリープ疲労損傷評価について述べる。

高温で使用される構造物では、クリープ疲労により生じた結晶粒界での微小なボイドの発生、成長や表面での微小き裂の発生、成長といった損傷が長時間運転に伴って累積することが知られている。しかし従来のクリープおよびクリープ疲労損傷評価法では、このような微視的な損傷進行との対応が明確ではない。したがってさらに高精度の損傷評価法を確立するためには、微視的な損傷機構の把握とこれを評価法へ反映させることが重要である。

ここでは、クリープ条件下における同一試験片のSEMを用いたその場観察により、ボイド成長に伴う粒界損傷機構の検討およびその粒界の損傷とクリープ寿命との関係を、粒界損傷率パラメータにより定量化し、余寿命評価に適用する方法を新たに提案する。<sup>(114)</sup>

その結果、ボイドは拡散機構により成長するが、全体の変形はマクロなクリープひずみ速度に支配されること、さらに低応力では、表面近傍と内部では変形機構が異なることを明らかにする。またボイドが合体した状態における粒界損傷率は、垂直粒界、傾斜粒界それぞれの場合において、負荷応力に依らず、時間分数に対して一つの特性として表すことが可能であること、実験的に得られる垂直粒界の粒界損傷率曲線にしたがって、余寿命を評価できることを示す。

またクリープ疲労条件下における光学顕微鏡を用いたその場観察により得られた



き裂先端近傍に生じる損傷領域の成長挙動とクリープ疲労寿命およびき裂成長速度の関係について検討する。<sup>(115)(116)</sup>

その結果、き裂発生までにき裂先端近傍に生じる損傷領域が、き裂成長速度、破断寿命および破壊靱性値を律速することを示す。また応力保持時間効果は、疲労効果およびクリープ効果をimplicitな形で含む高温疲労条件の応力上昇過程および下降過程とは機構的に異なることを明らかにする。

第6章は本論文の結論である。

## 第1章の参考文献

- (1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Case N-47-27, 1988.
- (2) 武藤、圧力技術、29、3(1991)、49-53.
- (3) 通商産業省・工業技術院、原子力製鉄技術研究組合：工業技術院大型プロジェクト”高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発” <原子力製鉄>総合報告書、(昭和56年3月).
- (4) 日本原子力研究所、高温工学試験研究の現状 (1991).
- (5) 日本原子力研究所、JAERI-M 89-005 (1989).
- (6) N. J. Hoff, W. E. Jahsman and W. Nachbar, Journal of the Aero/Space Sciences, pp.663-669 (1959).
- (7) H. Bargmann, AIAA Journal, pp.327-329 (1972).
- (8) H. Bargmann, Nuclear Engineering and Design, Vol.22, pp.51-62 (1972).
- (9) I. Nishiguchi, Y. Kaji, I. Ioka and T. Yamamura, Journal of Pressure Vessel Technology, 112(3), pp.233-239 (1990).
- (10) Y. S. Pan, ASME Journal of Applied Mechanics, pp.209-216 (1971).
- (11) J. M. Corum, ORNL-3299, 1963.
- (12) D. A. Howl and B. Moore, Journal of British Nuclear Energy Society, Vol.9, pp.103-108 (1969).
- (13) K. Nagato and N. Takikawa, Transaction of the 5th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (Berlin), L8/1 (1979).
- (14) K. Ahmed, G. Breitbach, H. Over, F. Schubert and H. Nickel, Jul-2224 (1988).
- (15) G. Breitbach, K. Ahmed, F. Schubert and H. Nickel, Transactions of the 10th SMIRT, (1989).
- (16)
- (17) F. Garofalo, Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals, Macmillan, New York, p.10 (1965).
- (18) P. G. Mcvetty, Mech. Eng., Vol.56, No.3, p.149 (1934).
- (19) Yu. N. Rabotnov, Creep Problems in Structural Members, North-Holland Publishing Company, Amsterdam London, p.375 (1969).
- (20) R. K. Penny, Metals and Materials, Vol.8, p.278 (1974).
- (21) H. J. Penkalla, H. H. Over and F. Schubert, Nucl. Tech., Vol.66, No.3, p.685



- (1984).
- (22) R. W. Evans, J. D. Parker and B. Wilshire, *Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Pineridge Press, Swansea, UK, p.135 (1982).
- (23) R. W. Evans, J. Beden and B. Wilshire, *Proc. 2nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Pineridge Press, Swansea, UK, p.1277 (1984).
- (24) K. Maruyama, C. Harada and H. Oikawa, *Technol. Rep. Tohoku Univ.*, 50, p.67 (1985).
- (25) 丸山、原田、及川、*材料*、34、p.1289 (1985).
- (26) 丸山、及川、*日本金属学会誌*、50、p.701 (1986).
- (27) J. J. Jonas, *Acta Metallurgica*, Vol.17, pp.397-405 (1969).
- (28) N. N. Malinin and G. M. Khadjinsky, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol.14, pp.235-246 (1972).
- (29) A. Miller, *ASME J. Eng. Mater. Technol.*, Vol.98, pp.97-105 (1976).
- (30) A. Miller, *ASME J. Eng. Mater. Technol.*, Vol.98, pp.106-113 (1976).
- (31) R. D. Krieg, *Inelastic behavior of pressure vessel and piping components*, ASME, PP.15-28 (1978).
- (32) C. E. PUGH, *TRANS. ASME, PVT, VOL.105, P.273* (1983).
- (33) D. Kujawski and Z. Mroz, *Acta Mech.*, Vol.36, p.213 (1980).
- (34) J. L. Chaboche and G. Rousselier, *Trans. ASME, PVT, Vol.105, p.153* (1983).
- (35) A. Miller, *Trans. ASME, EMT, Vol.98, p.97* (1986).
- (36) E. P. Cernocky and E. Krempl, *Acta Mech.*, Vol.36, p.263 (1980).
- (37) J. F. Besseling, *Trans. ASME, AM, Vol.25, p.529* (1958).
- (38) S. Murakami and N. Ohno, *Int. J. Solids and Struct.*, Vol.18, p.579 (1982).
- (39) N. Ohno and Y. Kachi, *Trans. ASME, AM, Vol.53, p.395* (1986).
- (40) 鈴木章彦、*材料*、Vol.35、p.350 (1986).
- (41) 日本材料学会高温強度部門委員会非弾性解析法調査作業グループ、"21/4Cr-1Mo鋼の高温における非弾性構成式と寿命評価に関する共同研究(第I部塑性クリープ相互作用下の非弾性構成式の評価とベンチマーク問題の解析)" (1986) 日本材料学会
- (42) 日本材料学会高温強度部門委員会非弾性解析法調査作業グループ、"21/4Cr-

- 1Mo鋼の高温における非弾性構成式と寿命評価に関する共同研究(第II部実験および非弾性解析による疲労-クリープ相互作用下の寿命評価)" (1986) 日本材料学会
- (43) 高温強度部門委員会非弾性解析法調査作業グループ、*材料*、Vol.37、p.247 (1988).
- (44) T. Inoue, T. Igari, F. Yoshida, A. Suzuki and S. Murakami, *Nuclear Engineering and Design*, Vol.90, p.287 (1985).
- (45) T. Inoue, N. Ohno, A. Suzuki and T. Igari, *Nuclear Engineering and Design*, Vol.114, p.293 (1989).
- (46) T. Inoue, T. Igari, M. Okazaki, M. Sakane and K. Tokimasa, *Nuclear Engineering and Design*, Vol.114, p.311 (1989).
- (47) 日本材料学会高温強度部門委員会非弾性解析法調査作業グループ、"多軸応力を受ける21/4Cr-1Mo鋼の高温における非弾性構成式と寿命評価に関する共同研究(第I部)" (1988) 日本材料学会
- (48) 日本材料学会高温強度部門委員会非弾性解析法調査作業グループ、"多軸応力を受ける21/4Cr-1Mo鋼の高温における非弾性構成式と寿命評価に関する共同研究(第II部)" (1988) 日本材料学会
- (49) Taira, S, *Creep in structures*, Springer-Verlag, pp.96-124, 1962.
- (50) G. J. Loyd and J. Wareing, *Met. Technol.*, 8, p.297 (1981).
- (51) S. S. Manson, G. R. Halford and M. H. Hirschberg, *Design for elevated temperature environment* (ed. S. Y. Zamrik), pp.12-28 (1971).
- (52) S. S. Manson, *ASTM STP520 P.744* (1973).
- (53) G. R. Halford, M. H. Hirschberg and S. S. Manson, *ASTM STP520 P.658* (1973).
- (54) S. S. Manson, G. R. Halford and A. C. Nachtigall, *NASA TMX-71737* (1975).
- (55) M. H. Hirschberg and G. R. Halford, *NASA TND-8072*
- (56) S. S. Manson and G. R. Halford, *ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction*.
- (57) S. S. Manson, *ORNL-5073, P.155* (1977).
- (58) S. S. Manson, *ICM3, Vol.1, p.13* (1979).
- (59) 平川、時政、住友金属、30、p.287 (1978).
- (60) L. F. Coffin, *Met. Trans.*, 2, p.3105 (1971).



- (61) L. F. Coffin, Jr., ORNL-507, P.37 (1977).
- (62) W. J. Ostergren, J. Test Eval., 4, p.327 (1976).
- (63) S. Majumdar and P. S. Maiya, J. Eng. Mater. Technol., 102, p.159(1980).
- (64) S. Majumdar, Nucl. Engrg., 63, p.121 (1981).
- (65) B. Tomkins and J. Wareing, Met. Sci., 11, p.414 (1977).
- (66) J. Wareing, Fatigue Eng. Met. Struct., 4, p.131 (1981).
- (67) R. H. Priest and E. G. Ellison, Proc. Int. Conf. on Engineering Aspects of Creep, 1, p.185 (1980).
- (68) R. H. Priest, E. G. Ellison, Mater. Sci. Eng., Vol.49, pp.7-17, 1981.
- (69) J. L. Chaboche, AGARD CP 243 (1978).
- (70) 時政、日本鉄鋼協会第84、85回西山記念技術講座、PP.241-298 (1982).
- (71) 日本材料学会高温強度部門委員会、クリープ疲労寿命推定法およびその高温機器設計への応用、昭和61年。
- (72) H. Riedel and J. R. Rice, Fracture Mechanics, Twelfth Conference, ASTM STP 700, PP.112-130 (1980).
- (73) R. Koterazawa and T. Mori, Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol., Vol.99, pp.298-305 (1977).
- (74) S. Taira, R. Ohtani and T. Kitamura, Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol., Vol.101, pp.154-161 (1979).
- (75) 大路、小倉、久保、片田、勝田、岩永、機論、45、pp.550-558 (昭和54).
- (76) A. Saxena, Frac. Mech., Vol.17, ASTM STP 905, pp.185-201 (1986).
- (77) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori, T. Kuriyama, T. Kako and Y. Kaji, Proc. Int. Conf. Creep, JSME, MechE, ASME, ASTM, pp.135-140 (1986).
- (78) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Eng. Fract. Mech., Vol.31, pp.931-945 (1988).
- (79) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori, H. Tomizawa and H. Sakata, Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol., Vol.105, pp.13-15 (1983).
- (80) A. T. Yokobori, Jr., H. Tomizawa, H. Sakata, T. Kako and T. Kuriyama, Eng. Fract. Mech., Vol.28-5/6, pp.805-816 (1987).
- (81) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Advances in Fracture Research, Proc. of the ICF7, 2, pp.1723-1735 (1989).
- (82) A. T. Yokobori, Jr. and T. Yokobori, Eng. Fract. Mech., Vol.31-6, pp.931-945

- (1988).
- (83) VAMAS TWP REPORT, Versailles Project on Advanced Materials and Standards, A State-of-the-art Report Issue 1, pp.73-84 (1989).
- (84) 横堀(武)、田中、八木、北川、富士、田淵、横堀(寿)、VAMAS国際共同研究報告、鉄と鋼、Vol.76、pp.503-514 (1990).
- (85) F. R. Larson and J. Miller, Trans. ASME Vol.74, pp.765-775 (1952).
- (86) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori and T. Nishihara, Eng. Fract. Mech., 40, pp.737-748 (1991).
- (87) A. T. Yokobori, Jr., T. Yokobori and T. Kuriyama, Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942, pp.236-256 (1988).
- (88) R. G. Freck, D. M. R. Taplin and C. J. Beevers, Acta Met., 23, p.415 (1975).
- (89) I. W. Chen and A. S. Argon, Acta Met., 29, p.1759 (1981).
- (90) T. Watanabe and P. W. Davies, Phil. Mag., A37, p.649 (1978).
- (91) D. Hull and D. E. Rimmer, Phil. Mag., 4, p.673 (1959).
- (92) T. J. Chuang, K. I. Kagawa, J. R. Rice and L. B. Sills, Acta Met., 10, p.265 (1979).
- (93) J. W. Hancock, Metal Sci., 10, p.319 (1981).
- (94) W. Beere and M. V. Speight, Metal Sci., 12, p.172 (1978).
- (95) 緒方、新田、電力中央研究所 研究報告 : T91020、(1992).
- (96) R. Raj and B. K. Min, ASME/CSME PVP Conf., Montreal Canada., (1978).
- (97) 横堀(武)、坂田、横堀(寿)、機論、46-410、A、p.1062 (昭55).
- (98) T. Yokobori, A. T. Yokobori, Jr. and H. Sakata, Proc. ICF Int. Symp. Fract. Mech. (Beizing), 1, p.1025 (1983).
- (99) 横堀(寿)、横堀(武)、高須、機論、52-477、A、p.1232 (昭61).
- (100) 横堀(寿)、横堀(武)、小澄、高須、機論、53-492、A、p.1541 (昭62).
- (101) 大路、久保、周、久利、機論、51-469、A、p.2137 (昭60).
- (102) I. Ioka, Y. Kaji, Y. Miyamoto and I. Nishiguchi, Transactions of the 11th SMiRT, L03/4 (1991).
- (103) I. Ioka, Y. Kaji, Y. Miyamoto and I. Nishiguchi, Nuclear Engineering Design 137 pp.259-266 (1992).
- (104) Y. Kaji, I. Ioka, Y. Miyamoto and I. Nishiguchi, Proc. of the 5th Int. Conf. on Creep of Materials, pp.557-562 (1992).



- (105) 加治、菊地、武藤、機論、61-586、A、pp.1145-1152 (1995).  
(106) 加治、武藤、JAERI-M 89-210 (1989).  
(107) 加治、武藤、JAERI-M 91-023 (1991).  
(108) Y. Kaji, Y. Muto and K. Tachibana, Proc. of the 5th Int. Conf. on Creep of Materials, pp.101-109 (1992).  
(109) K. Kikuchi and Y. Kaji, Eng. Fract. Mech., Vol.40, No.4/5, pp.749-755 (1991).  
(110) K. Kikuchi and Y. Kaji, Transactions of the 11th SMIRT, L13/3 (1991).  
(111) 菊地、加治、武藤、北出、機論、59-557、A、pp.94-99(1993).  
(112) 加治、菊地、菅江、横堀、機論、58-548、A、pp.515-519 (1992).  
(113) Y. Kaji and K. Kikuchi, Eng. Fract. Mech., Vol.50, No.4, pp.519-528 (1995).  
(114) 菊地、加治、材料、Vol.44、No.505、pp.1244-1248 (1995).  
(115) 横堀(寿)、加治、栗山、横堀(武)、機論、54-503、A、pp.1304-1311 (1988).  
(116) 横堀(寿)、加治、栗山、横堀(武)、機論、57-542、A、pp.2349-2354 (1991).

## 第2章 伝熱管の構造健全性試験および現在の寿命評価法による寿命予測限界

### 2.1 緒言

日本原子力研究所で研究開発中の高温工学試験研究炉(HTR)<sup>(1)</sup>の中間熱交換器(IHX)は、ヘリウム/ヘリウム熱交換器である。IHxの鳥瞰図を図2-1に示す。IHxの伝熱管は、920°Cで伝熱管の外側を流れている1次ヘリウムガスの圧力境界を形成している。伝熱管の内側は、900°Cの2次ヘリウムガスが流れている。

通常運転状態では、1次ガスと2次ガスの圧力は約4MPaであり、最大差圧は、0.3MPaである。しかし2次ガスの喪失事故が起きた場合には、伝熱管は、高温で4MPaの1次ガスの外圧をうけることになり、クリープ座屈の可能性がでてくる。そこで、伝熱管の座屈時間を評価し、その時間がHTRが安全にシャットダウンするのに十分長いことを確認することが必要である。

外圧荷重下でのパイプのクリープ座屈に関する理論的検討として、Hoffら<sup>(2)</sup>、Bargmann<sup>(3),(4)</sup>、西口ら<sup>(5)</sup>によって簡易解析法が提案されている。Hoffらの方法は、サンドイッチモデルを基本とし、変形中の弾性成分については無視している。Bargmannの方法は、変形中の弾性成分を考慮するように修正したものである。しかしこれら2つの方法では、クリープ構成式は、Norton-Baileyタイプに限られている。一方西口らによって提案された方法では、クリープ構成式の制限はなく、変形中の弾性成分も考慮している。

また高温ガス炉構造物のクリープ座屈の実験的検討が、800°C以上の温度で行われており<sup>(6),(7)</sup>、実験結果とHoffらの方法や有限要素法による解析結果との比較検討を行っている。

そこで2.2節では、高温で外圧をうける伝熱管のクリープ破壊時間に及ぼす初期偏平率、肉厚および圧力レベルの影響を調べるために、クリープ座屈試験を行い<sup>(8)</sup>、その結果を汎用有限要素法コードABAQUS<sup>(9)</sup>および西口らによって提案された簡易解析法による解析結果と比較検討した。<sup>(10)</sup>さらに、気密性を調べるために、破損試験体の供用後試験も行った。

またIHxの伝熱管は、起動および停止時の熱膨張により熱応力を受ける。特に曲がり管部が、IHx構造物の中でもウィークポイントの1つとなっている。中間熱交



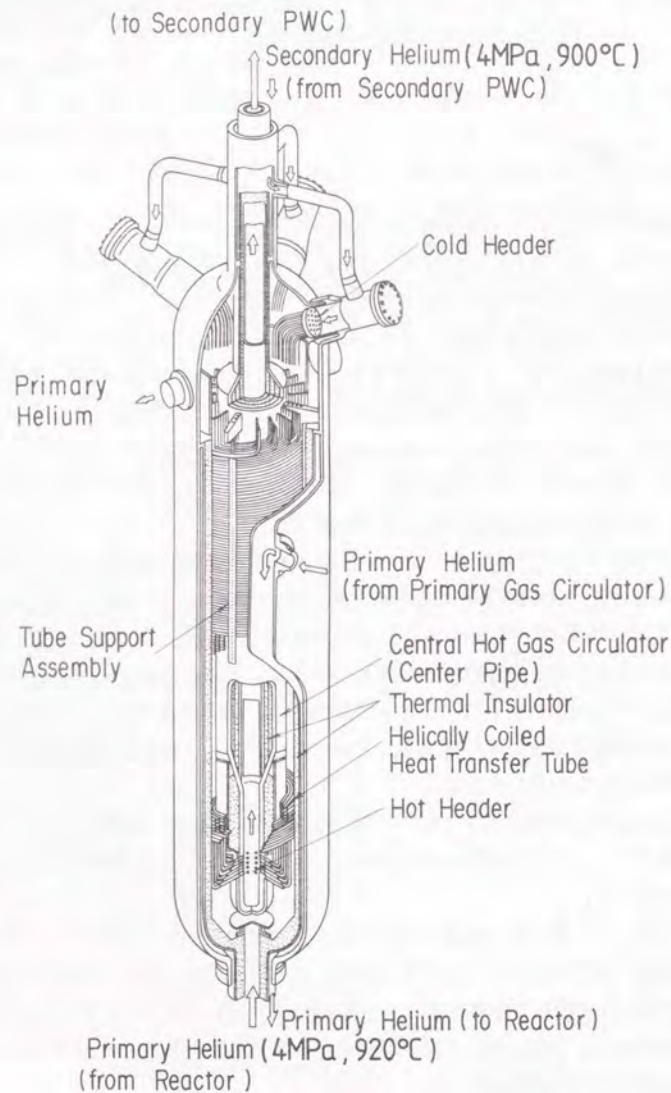


図2-1 HTTRのIHXの鳥瞰図

換器の伝熱管は、原子炉冷却材圧力境界の一部を形成するため、伝熱管の構造健全性を実証することが望ましい。

そこで2. 3節では、高温曲がり管曲げ疲労試験装置を製作し、高温において変位制御の面内および面外曲げ疲労試験を行い、破損サイクル数に及ぼす保持時間および変位速度の影響、溶接部の健全性について実験的に調べた。また有限要素法(FEM)コードと2つのタイプのクリープ構成式を用いて弾性クリープ解析を行った。その結果を用いて破損寿命の予測を行い、実験結果と比較検討し、破損寿命予測に及ぼすクリープ構成式および解析に用いる要素の影響、現在用いているクリープ疲労寿命評価法の寿命予測精度の限界について検討した。ここで本章で用いる主な記号をまとめて以下に記す。

[主な記号]

$\phi$	扁平率	$R_{max}$	最大外半径
$R_{min}$	最小外半径	$R$	平均外半径
$\dot{\epsilon}_c$	クリープひずみ速度	$\sigma$	負荷応力
$E$	ヤング率	$\nu$	ポアソン比
$\alpha$	形状係数	$R_m$	管の平均半径
$\kappa$	曲率	$p$	外圧力
$M$	曲げモーメント	$P$	圧縮力
$\eta$	軸方向の圧縮応力	$E'$	修正ヤング率
$\dot{\epsilon}$	ひずみ速度	$p_c$	弾性限界圧力
$t_f$	クリープ破断時間	$\epsilon_f$	クリープ破断延性
添字			
$e$	弾性	$in$	非弾性
$i$	内表面	$o$	外表面



## 2. 2 外圧クリープ座屈挙動

### 2. 2. 1 試験方法

#### 2. 2. 1. 1 試験体

供試材は、Ni基耐熱合金ハステロイXRである。表2-1に鍛造材と引き抜き管の両方について、これらの化学成分と機械的性質を示す。この合金は、既存合金ハステロイXを高温ガス炉用に改良した合金であり、クリープ強度と高温ガス炉冷却材相当の不純ヘリウムガス中での耐食性が高められている。材料のグレインサイズは、ASTMのNo. 2-2.5である。

試験体の寸法は、図2-2に示すように外径31.8mm、長さ400mm、肉厚2mmから4mmである。数本の試験体は、正確な楕円断面にするために鍛造材から機械加工した。またHXでは、ヘリカル状の引き抜き管が使用されるため、引き抜き管の数本は、故意に変形させ、初期偏平率を約6%とした。

試験体の偏平率は以下のように定義した。

$$\phi = \frac{R_{\max} - R_{\min}}{R} \times 100 \quad (\%) \quad (2-1)$$

断面形状の初期不整を調べるために、試験部の8箇所、円周方向の45°おきに、外径と肉厚を測定した。試験体の初期偏平率は、ほとんど偏平していない約0.1%以下のものと3%、6%の3種類である。

#### 2. 2. 1. 2 試験装置

試験装置の概要を図2-3に示す。この装置では、温度は1100°C、圧力は6.5MPaまでの条件で試験を行うことができる。試験体の上端は、固定しているが、下端はリングでシールし、軸方向の伸びはフリーとなっている。

試験体への外圧力は、ヘリウムガスによって与え、圧力は、圧力変換器と電磁弁からなる圧力制御系によって、±0.02MPa以内に制御することができる。ヒータは3分割しており、温度制御系によって、均熱部長さ400mm、試験体の8箇所におい

表 2-1 ハステロイ XR の化学成分と静的機械的性質

Chemical compositions (wt%)

Product form	C	Mn	Si	Cr	Co	Mo	W	Fe	Ni
Forged	0.07	0.94	0.33	21.93	0.02	8.96	0.48	18.21	Bal.
Extruded	0.07	0.95	0.35	21.83	0.02	9.02	0.49	18.26	Bal.

Mechanical properties at 900C

Product form	Tensile strength	0.2% proof strength	Stress (MPa)	Creep rupture test	
	(MPa)	(MPa)		Time (h)	Elongation (%)
Forged	203.8 (700.7)	155.8 (319.5)	49	146	26
Extruded	237.2 (696.8)	170.5 (310.7)	49	138	42

( ): Strength at room temperature



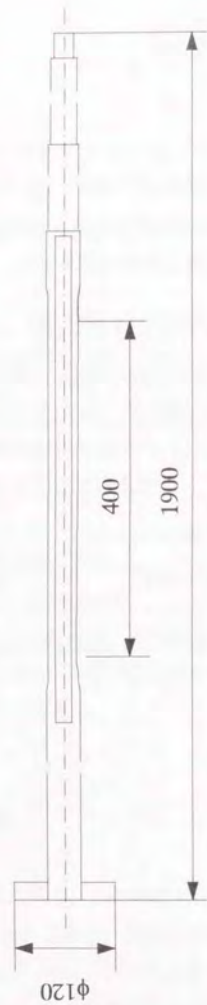


図2-2 試験体の形状および寸法

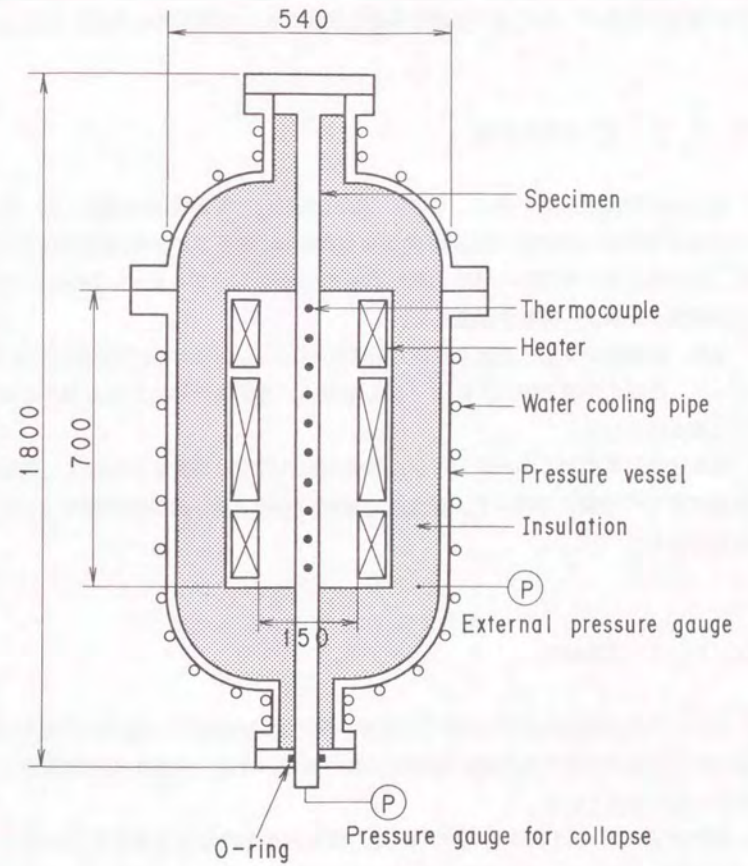


図2-3 クリープ座屈試験装置



て設定温度 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 以内に制御することができる。

座屈により試験体内の体積が減少し、それに伴って内圧が急激に上昇する。そこでクリープ座屈時間は、試験体の内圧の急激な上昇が生じた時間と定義した。

試験は、 $950^{\circ}\text{C}$ で外圧力5MPaあるいは6MPaの条件下で行った。また試験途中での試験体の変形については、試験を中断し室温において偏平率と肉厚を測定した。

### 2. 2. 1. 3 供用後試験

クリープ座屈試験終了後に、全ての試験体に対して気密試験を実施した。室温でヘリウムガスポンベの圧力を減圧弁により6MPaに減圧して試験体に内圧力をかけた。圧力変化は、感度0.01MPaの圧力計を用いてペンレコーダーに記録し、圧力の保持状態から漏洩の有無を確認した。

また、試験体の変形・膨張を配慮して図2-4に示すように中央の凹部に2軸ひずみゲージ、凸部の円周方向に1軸ゲージを貼付し、加圧時の発生ひずみ量からの変形の有無を確かめた。

試験体の外表面および内表面における割れ発生有無を検査するために、染色浸透探傷試験（PT検査）を行った。染色浸透探傷試験終了後、光学顕微鏡により金相試験を行った。

### 2. 2. 2 実験結果

クリープ座屈試験の結果を表2-2に示す。図2-5に破壊時間と試験体の肉厚の関係を示す。クリープ座屈時間は、初期偏平率が大きいほど、試験体の肉厚が薄くなるほど、短くなっている。

試験体No.CR-4、CR-6およびCR-7は、実験結果の再現性を確認するために同じ条件で実験を行った。またCR-4は、引き抜き管から製作し、CR-6とCR-7は、鍛造材から製作したものである。表2-2に示すようにこの3本の試験体のクリープ破壊時間はほぼ一致しており、かなり再現性があることがわかる。したがって、クリープ破壊挙動に及ぼす試験体の製造方法による影響は薄肉管に対してはほとんどないことがわかった。しかしより肉厚が厚い管に対しては、表2-2に示すように外圧力

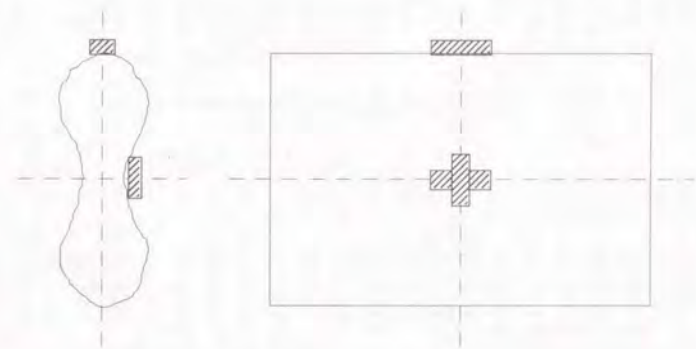


図2-4 ひずみゲージの貼付位置



表2-2 クリープ座屈試験の実験結果および解析結果

No.	Product form	Temp. (C)	External pressure (MPa)	Experimental conditions		Analytical conditions		Time to collapse		
				Thickness (mm)	Initial ovality (%)	Thickness (mm)	Initial ovality (%)	Exp. (h)	FEM (h)	Nishiguchi et al. (h)
CR-1	Forged	950	6	3.58 (3.47)	0.01 (0.03)	3.5	0.1	263.6	298.8	246.6
CR-2	Forged	950	5	3.65 (3.52)	6.36 (6.42)	3.5	6	114.0	142.3	121.8
CR-3	Hot extruded	950	6	3.99 (3.87)	0.00 (0.03)	4	0.1	973.1	1010.0	704.6
CR-4	Hot extruded	950	5	2.00 (1.87)	0.06 (0.31)	2	0.1	12.0	7.7	7.5
CR-5	Hot extruded	950	5	3.89 (3.77)	6.16 (6.82)	4	6	432.0	515.0	387.6
CR-6	Forged	950	5	2.10 (2.01)	0.03 (0.13)	2	0.1	11.1	7.7	7.5
CR-7	Forged	950	5	2.08 (1.96)	0.04 (0.19)	2	0.1	11.3	7.7	7.5
CR-8	Forged	950	5	2.58 (2.54)	0.03 (0.16)	2.5	0.1	36.5	45.9	42.8
CR-9	Forged	950	5	2.60 (2.52)	0.07 (0.16)	2.5	0.1	47.4	45.9	42.8
CR-10	Forged	950	5	3.09 (3.01)	0.02 (0.05)	3	0.1	230.1	197.9	177.9
CR-11	Forged	950	5	2.54 (2.33)	5.44 (6.04)	2.5	6	6.5	5.5	6.1
CR-12	Hot extruded	950	6	3.98 (3.92)	5.59 (5.88)	4	6	303.2	211.0	159.3
CR-13	Hot extruded	950	6	3.96 (3.90)	4.34 (5.19)	4	6	240.3	211.0	159.3
CR-14	Hot extruded	950	6	3.97 (3.90)	5.08 (5.76)	4	6	278.0	211.0	159.3
CR-15	Hot extruded	950	6-5 (25h)	3.95 (3.93)	5.04 (5.92)	4	6	199.3	299.0	217.0
CR-16	Hot extruded	950	6-5 (25h)	3.97 (3.95)	5.58 (5.96)	4	6	180.0	299.0	217.0
CR-17	Forged	950	5	2.97 (2.88)	2.57 (2.82)	3	3	57.0	64.8	57.7
CR-18	Forged	950	5	3.05 (2.95)	2.86 (3.08)	3	3	63.3	64.8	57.7
CR-19	Forged	950	5	3.01 (2.82)	5.74 (5.95)	3	6	37.2	52.0	31.5
CR-21	Forged	950	6	3.14 (2.90)	2.64 (4.92)	3	6	13.2	30.0	12.8
CR-22	Forged	950	6	4.01 (3.90)	5.93 (6.02)	4	6	107.3	211.0	159.3
CR-23	Forged	950	6-5 (50h)	4.02 (3.98)	6.07 (6.25)	4	6	146.3	299.0	217.6
CR-24	Forged	950	6-5 (50h)	3.90 (3.85)	6.52 (7.09)	4	6	140.4	299.0	217.6

( ) Minimum value in thickness, maximum value in initial ovality

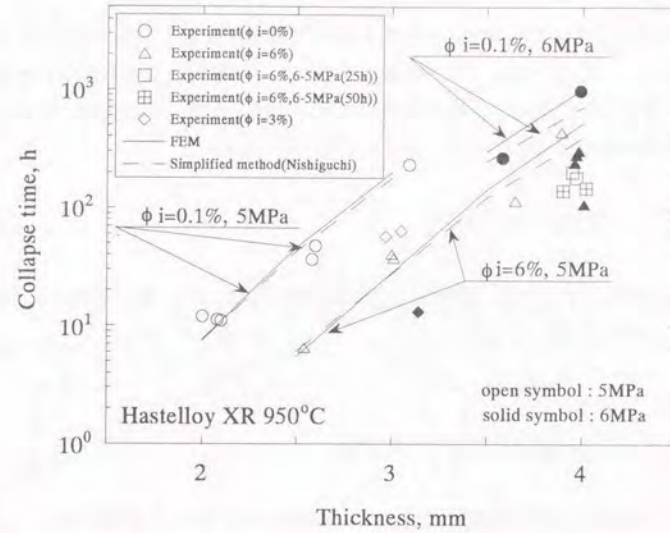


図2-5 クリープ座屈時間と試験体の肉厚の関係



6MPa条件下で鍛造材のNo.CR-22のクリープ座屈時間が、引き抜き管のNo.CR-12、CR-13およびCR-14の結果よりもかなり短くなっている。

### 2. 2. 3 解析方法

#### 2. 2. 3. 1 材料特性

950°C大気中において、電気抵抗加熱方式の電気炉を備えたレバー式のクリープ試験機を用いて、応力一定のクリープ試験を行った。試験は、精度1/1000mmの差動トランス型変位計で測定した標点間内の体積が一定と仮定して行った。その結果、以下に示すNorton-Baileyタイプのクリープ構成式<sup>(1)</sup>を得た。

$$\dot{\epsilon}_c = 3.3025 \times 10^{-11} \sigma^{4.8458} \quad (2-2)$$

950°Cにおけるヤング率、弾性および非弾性ポアソン比は、 $E=1.285 \times 10^5 \text{MPa}$ 、 $\nu_e=0.3$ 、 $\nu_n=0.5$ とした。

#### 2. 2. 3. 2 ABAQUSによるFEM解析

クリープ座屈挙動を汎用有限要素法コードABAQUS (Ver.5.2)を用いて解析した。ABAQUSでは、Lagrangeの基礎方程式を採用し、外表面の変形によって生ずる外圧力の方向の変化についても考慮している。基礎式において、Kirchhoff応力のJaumann率を構成式の応力速度として用いている。また、変形速度を弾性成分とクリープ成分に分解するように仮定している。

試験体の1/4断面を2次元8節点平面ひずみ要素を用いて、モデル化した。初期形状は楕円を仮定し、節点数205、要素数54である。変形後の図も含めてモデル図を図2-6に示す。解析におけるクリープ座屈時間は、試験体の内半径の最小値が0mmとなったときの時間と定義した。計算は、日本原子力研究所のHP9000/730ワークステーションを用いて行った。

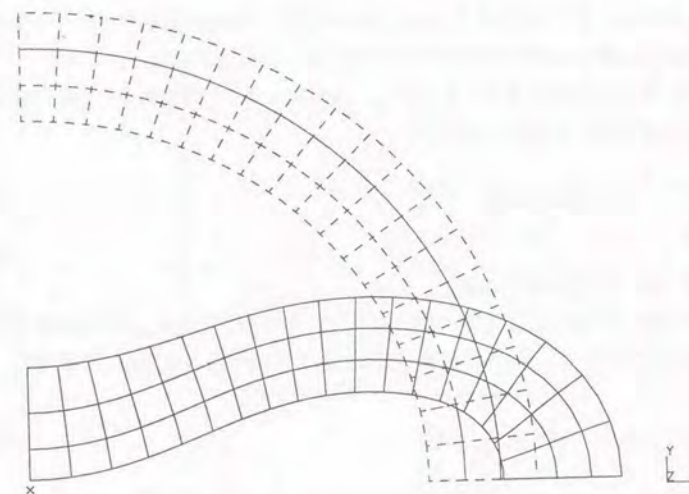


図2-6 FEM解析モデル（肉厚3.5mm、初期偏平率6%）  
（点線：変形前、実線：変形後）



### 2. 2. 3. 3 西口らによる簡易解析法<sup>6)</sup>

外圧力 $p$ を受ける長い直管を考える。任意の時間における管断面の中心線の形状を楕円と仮定する。

$$R(\theta, t) = R_m(1 + \alpha \cos 2\theta) \quad (2-3)$$

ここで $R$ と $\theta$ は、図2-7に示すように極座標である。 $\alpha$ は時間依存パラメータであり、変形中の中心線の形状を一変数で決定できる形状係数とすることができる。

Hoffら<sup>2)</sup>によって示されているように、(2-3)式によって表される中心線の曲率は、の小さい値に対して次のようになる。

$$\kappa = \frac{1 + 3\alpha \cos 2\theta}{R_m} \quad (2-4)$$

これは、 $\alpha$ に対して線形である。

Hoffらは、外圧力 $p$ による管の単位長さ当たりの曲げモーメント $M_{EX}$ および圧縮力 $P_{EX}$ を求めている。これらの関係を時間に対して微分すると以下ようになる。

$$\dot{M}_{EX} = (\dot{\alpha}p + \alpha\dot{p})R_m^2 \cos 2\theta \quad (2-5)$$

$$\dot{P}_{EX} = \dot{p}R_m(1 + \alpha \cos 2\theta) + pR_m\dot{\alpha} \cos 2\theta \quad (2-6)$$

曲げモーメントおよび圧縮力の時間微分は、管断面の応力速度分布によって表す。

$$\dot{M}_{IN} = \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\alpha}x dx \quad (2-7)$$

$$\dot{P}_{IN} = \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\alpha} dx \quad (2-8)$$

ここで $M_{IN}$ および $P_{IN}$ は、管壁円周方向の圧縮応力の分布から計算した単位長さ当たりの曲げモーメントおよび圧縮力である。 $x$ は、図2-7に示す極座標である。円周方向の圧縮ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は次の構成式のような関係にある。

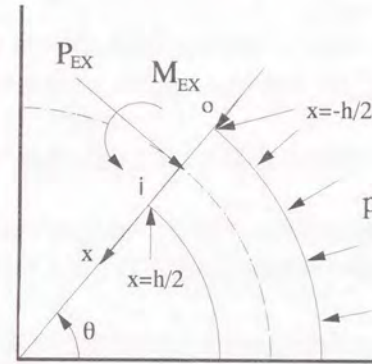


図2-7 直管に作用する力およびモーメント



$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^e + \dot{\epsilon}^{in} \quad (2-9)$$

(2-7)および(2-8)式中の円周方向の応力速度  $\dot{\sigma}$  は、(2-10)および(2-11)式の関係で表される。

$$\dot{\epsilon}^e = (1/E')\dot{\sigma} \quad (2-10)$$

$$\dot{\epsilon}^{in} = C_{\sigma}^{in}\dot{\sigma} + C_{\eta}^{in}\dot{\eta} \quad (2-11)$$

ここで、 $C_{\sigma}^{in}$  および  $C_{\eta}^{in}$  は、それぞれ  $\sigma$  と  $\eta$  に対しての修正非弾性コンプライアンスを示している。<sup>(6)</sup>

管壁の円周方向のひずみ分布が線形であると仮定すると、(2-9)式の  $\dot{\epsilon}$  は、次のようになる。

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{2}(\dot{\epsilon}_i + \dot{\epsilon}_o) + \frac{x}{h}(\dot{\epsilon}_i - \dot{\epsilon}_o) \quad (2-12)$$

ここで  $\dot{\epsilon}_i$  と  $\dot{\epsilon}_o$  は、それぞれ管の内表面および外表面での円周方向のひずみ速度である。

(2-9)と(2-12)式から(2-7)と(2-8)式は、次のようになる。

$$\dot{M}_N = \frac{Eh^2}{12}(\dot{\epsilon}_i - \dot{\epsilon}_o) - E \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\epsilon}^{in} x dx \quad (2-13)$$

$$\dot{P}_N = \frac{Eh}{2}(\dot{\epsilon}_i + \dot{\epsilon}_o) - E \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\epsilon}^{in} dx \quad (2-14)$$

また(2-13)式の  $\dot{\epsilon}_i - \dot{\epsilon}_o$  は、 $\kappa$  によって次のように表すことができる。

$$\dot{\epsilon}_i - \dot{\epsilon}_o = h\kappa = (3\dot{\alpha}h/R_m) \cos 2\theta \quad (2-15)$$

この関係を用いて(2-13)式は次のように書き換えることができる。

$$\dot{M}_N = \frac{Eh^3}{4R_m} \dot{\alpha} \cos 2\theta - E \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\epsilon}^{in} x dx \quad (2-16)$$

変形中全ての  $\theta$  に対して  $\dot{M}_N$  と  $\dot{M}_{Ex}$  は、等しくなるべきであるが、基礎式の仮定のために完全には一致しない。(2-5)式から  $\dot{M}_{Ex}$  の絶対値が  $\theta=0$  での最大値から  $\theta=\pi/4$  での 0 まで減少することがわかる。この性質を用いて、

$$\int_0^{\pi/4} \dot{M}_{Ex} d\theta = \int_0^{\pi/4} \dot{M}_N d\theta \quad (2-17)$$

それゆえに(2-5)と(2-16)式から形状係数  $\alpha$  の成長則は、次のようになる。

$$\dot{\alpha} = \frac{\frac{8R_m}{h^3} \int_0^{\pi/4} \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\epsilon}^{in} x dx d\theta + \frac{\dot{p}}{p_c} \alpha}{1 - p/p_c} \quad (2-18)$$

ここで  $p_c$  は Timoshenko と Gere によって提案された弾性限界圧力である。<sup>(12)</sup> 一方(2-6)、(2-14)と(2-15)式から  $\dot{\epsilon}_i$  と  $\dot{\epsilon}_o$  について次のような関係が得られる。

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{\dot{p}R_m}{Eh} + \left\{ \left( \frac{pR_m}{Eh} + \frac{3h}{2R_m} \right) \dot{\alpha} + \frac{R_m \dot{p}}{Eh} \alpha \right\} \cos 2\theta + \frac{1}{h} \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\epsilon}^{in} dx \quad (2-19)$$

$$\dot{\epsilon}_o = \frac{\dot{p}R_m}{Eh} + \left\{ \left( \frac{pR_m}{Eh} - \frac{3h}{2R_m} \right) \dot{\alpha} + \frac{R_m \dot{p}}{Eh} \alpha \right\} \cos 2\theta + \frac{1}{h} \int_{-h/2}^{+h/2} \dot{\epsilon}^{in} dx \quad (2-20)$$

(2-11)式の  $\dot{\eta}$  の成長則は、次のようになる。

$$\dot{\eta} = v^* \dot{\sigma} - (E/E')(\dot{\eta} - v^{in} \sigma) \quad (2-21)$$

これらの式から  $\alpha$  の値は、直接求めることができる。応力場および内部変数の状態がわかれば  $\dot{\epsilon}^{in}$  を決定することができ、 $\alpha$  は(2-18)式から求めることができる。ひずみ速度場は、(2-19)、(2-20)および(2-12)式から計算され、(2-9)式の左辺の  $\dot{\epsilon}$  を決定できる。応力速度場は、(2-9)および(2-21)式を  $\dot{\sigma}$  および  $\dot{\eta}$  に対して解けば決定できる。最後に応力場および内部変数は、計算の次のステップに対して更新している。



## 2. 2. 4 実験結果と解析結果の比較

Nortonタイプのクリープ構成式(2-2)式を用いて、FEMコードおよび西口らの簡易解析法によって解析したクリープ座屈時間も表2-2および図2-5に示している。FEMおよび簡易解析法は、試験結果と比較してほとんど安全側のクリープ座屈時間を予測することがわかる。また薄肉の伝熱管に対しては、FEMと簡易解析法による解析結果の差が小さくなっている。

肉厚4.0mm、初期偏平率6%、外圧力6MPaの場合の解析による偏平率曲線を図2-8に示す。○印は、最小肉厚3.98mm、最大初期偏平率5.59%の試験体の外圧力6MPa下での試験結果を示している。クリープ座屈時間の大部分の時間における偏平率の変化はわずかであるが、最終過程においてはかなり急激に偏平率が増加することがわかる。クリープ座屈時間に関しては、簡易解析法は試験結果と比較して妥当な予測を与えている。また簡易解析法は、FEMよりも短いクリープ座屈時間を予測していることがわかる。

さらに薄肉の肉厚2mm、初期偏平率が0.1%の試験体の外圧力5MPa下での解析結果を図2-9に示す。試験体No.CR-4、CR-6とCR-7のクリープ座屈時間も合わせて示した。FEMと簡易解析法が試験結果と比較して短いクリープ座屈時間を予測することがわかる。また薄肉の試験体に対しては、簡易解析法によるクリープ変形挙動とFEMによる結果とがよく一致することもわかった。

肉厚4.0mm、初期偏平率6%、外圧力6MPaの試験体について、FEMによる最大主応力の応力分布図を図2-10に示す。これは、209h経過後（座屈直前）の解析結果である。最大主応力は、試験体の半径方向の変形が最大である外表面に見られる。したがって、実験におけるき裂発生位置がFEMにおける最大主応力発生位置と良く一致していることがわかる。

クリープ座屈解析において、簡易解析法では、楕円の断面形状を仮定し1つのパラメータで変形場を表しているため自由度の数は1であるが、FEMの場合は、より多くの自由度によって変形を表しているためにより多くの計算時間を必要とする。さらに簡易解析法は、一定および繰り返し外圧荷重条件下の実験結果やFEMによる解析結果と比較して妥当なクリープ変形および座屈時間を予測することができる。したがって、簡易解析法は高温において外圧荷重を受ける伝熱管のクリープ座屈変形および座屈時間を評価する効果的な方法であることがわかる。

またさらにクリープ変形および座屈時間の予測精度を上げるには、解析に用いる

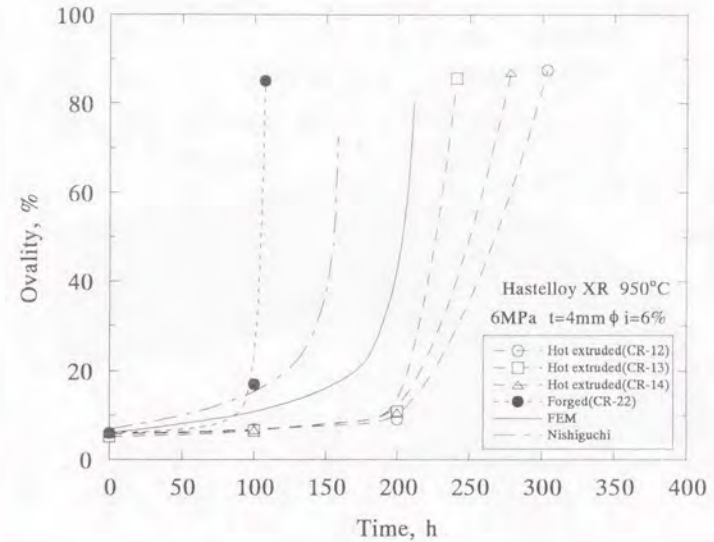


図2-8 偏平率曲線（肉厚4.0mm、初期偏平率6%、外圧力6MPa）



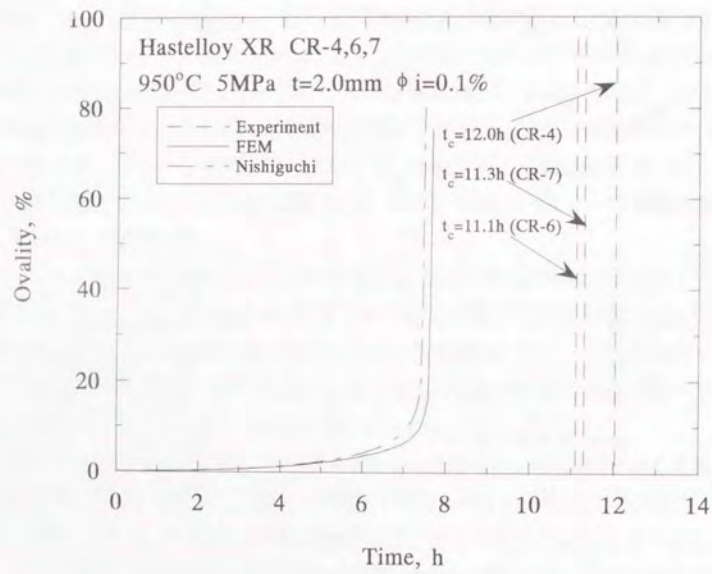


図2-9 偏平率曲線 (肉厚2.0mm、初期偏平率0.1%、外圧力5MPa)

Maximum principal stress

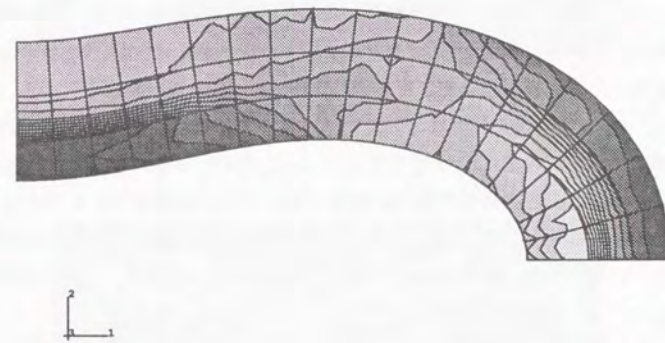
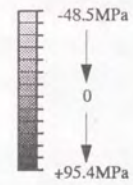


図2-10 FEMによる最大主応力分布図 (肉厚4mm、初期偏平率6%、外圧力6MPa)

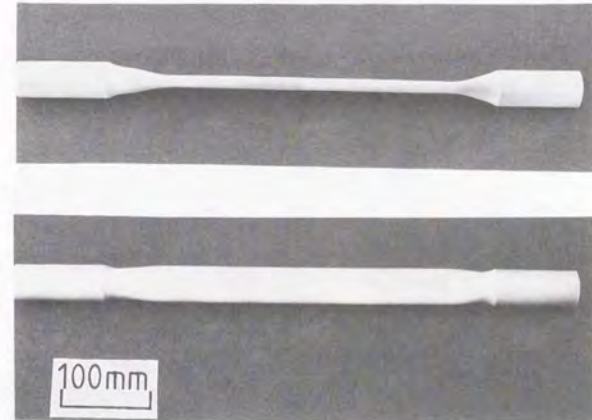


硬化則を含めたクリーブ構成式の高精度化が必要である。

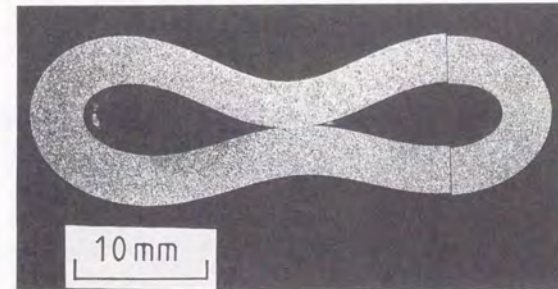
## 2. 2. 5 クリーブ破壊形態観察結果

クリーブ座屈後の肉厚3.5mm、初期偏平率6%の試験体の概観および断面写真を図2-11に示す。断面形状は、ひょうたん型になっており、他の試験体についても同じような変形モードとなっている。半径方向の最大変形は、試験前の初期偏平率が最も大きかった箇所で見られる。この変形モードは、図2-6に示すFEMによって得られた断面の変形後の形状と一致していることがわかる。

気密試験を実施した全てのクリーブ座屈後の試験体においては、圧力変化はみられなかった。液体浸透探傷試験によって試験体の内表面にはほとんどき裂は観察されなかったが、図2-12に示すように数本の試験体の外表面に多くのき裂が観察された。き裂は、主に半径方向の変形が最大の部分の外表面に発生し、試験体の軸方向に平行であった。観察例として、平均肉厚3.89mm、平均初期偏平率6.16%、外圧力5MPaのクリーブ座屈後の試験体の断面観察結果を図2-13に示す。外表面において、き裂やポイドが主に粒界に沿って成長していることがわかる。析出物は、粒界および粒内にみられる。この破面形態は、典型的なクリーブ破壊を示すものである。この例が最もき裂長さが深い場合であるが、最大で0.6mm程度であり、貫通はしていなかった。したがって、試験体は座屈したにもかかわらず気密性は維持されることがわかった。



(a) 概観図



(b) 断面図

図2-11 クリーブ座屈後の試験体（肉厚3.5mm、初期偏平率6%）



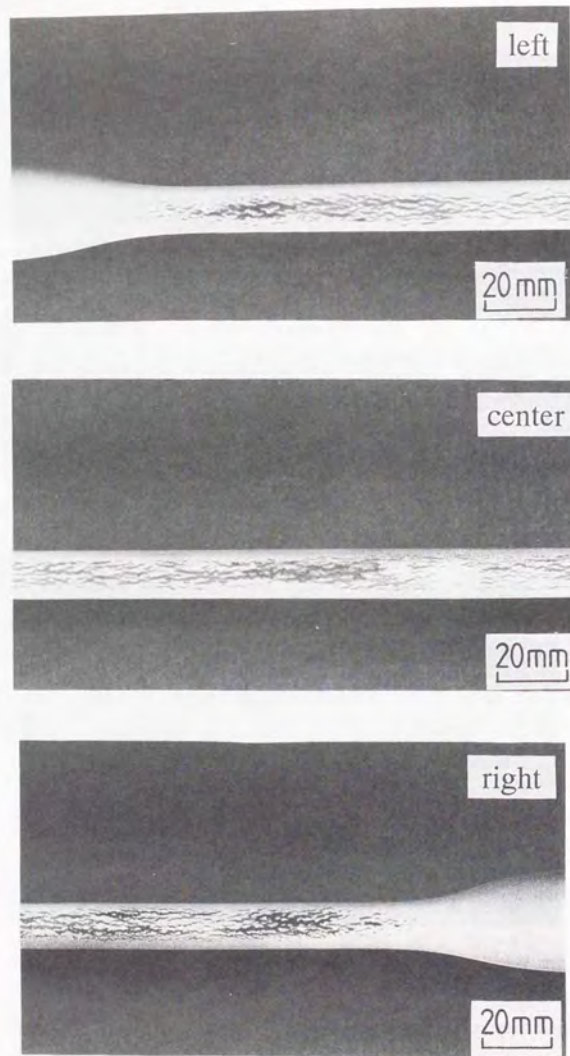


図2-12 クリープ座屈後の試験体外表面の液体浸透探傷試験結果 (No.CR-5)

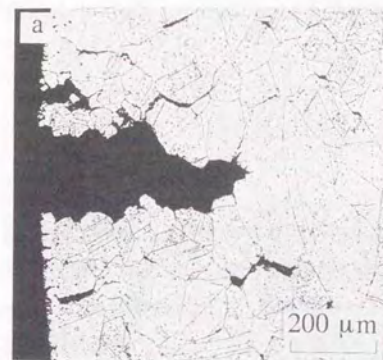
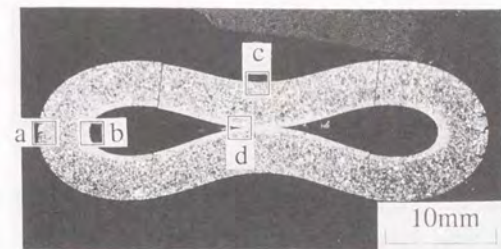


図2-13 クリープ座屈後の試験体の断面観察結果  
(平均肉厚3.89mm、平均初期偏平率6.16%、外圧力5MPa)



## 2. 3 クリープ疲労変形挙動

### 2. 3. 1 実験方法

#### 2. 3. 1. 1 試験体

試験体の材料は、2. 2節と同様にNi基耐熱合金ハステロイXRである。試験体は、全て引き抜き管である。試験体の形状および寸法を図2-14に示す。直管部と曲がり管部の間にTIG溶接部を有する試験体も製作し試験を行った。試験体の公称寸法は、外径31.8mm、肉厚3.5mm、曲がり管部の曲率半径が125mm、160mmおよび250mmである。

#### 2. 3. 1. 2 試験装置および試験

試験装置は電気油圧サーボ式であり、試験体の一端を完全固定し、他端に強制変位を与える変位制御で試験を行った。試験装置の概略図を図2-15に示す。電気炉は3分割で、試験中の試験体の温度変動を $\pm 5^\circ\text{C}$ に制御する。この試験装置は、サポートを交換および移動することによって荷重方向を変えることができ、高温で面内および面外曲げ試験を行うことができる。これまで行った試験の荷重方向は、図2-16でのI-1、I-2およびO-1方向である。(Iは面内曲げ、Oは面外曲げを示す。) 実験条件および実験結果を表2-3に示す。試験は、空气中 $900^\circ\text{C}$ で母材および溶接部を有する試験体について、完全両振り変位制御の面内および面外曲げ疲労試験を行った。また破損サイクル数に及ばず保持時間および変位速度の影響について調べるための試験も行った。破損サイクル数は、反力が定常値の50%に低下したときの繰り返し数で定義した。

曲げ疲労試験後、破損試験体の表面および破面について光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡観察を行った。

#### 2. 3. 2 実験結果

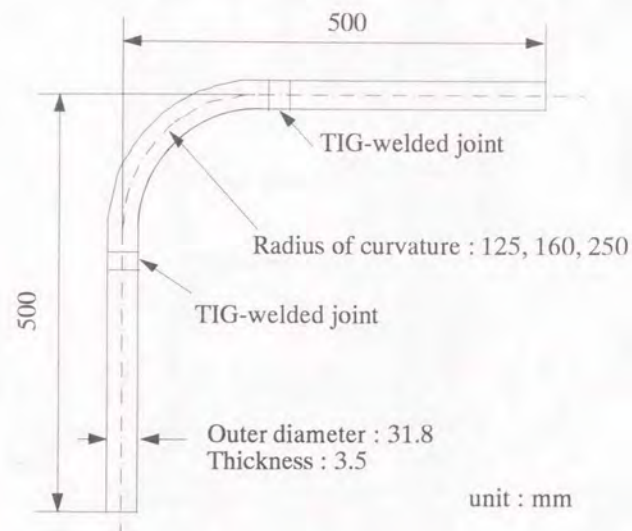


図2-14 曲がり管試験体の形状および寸法



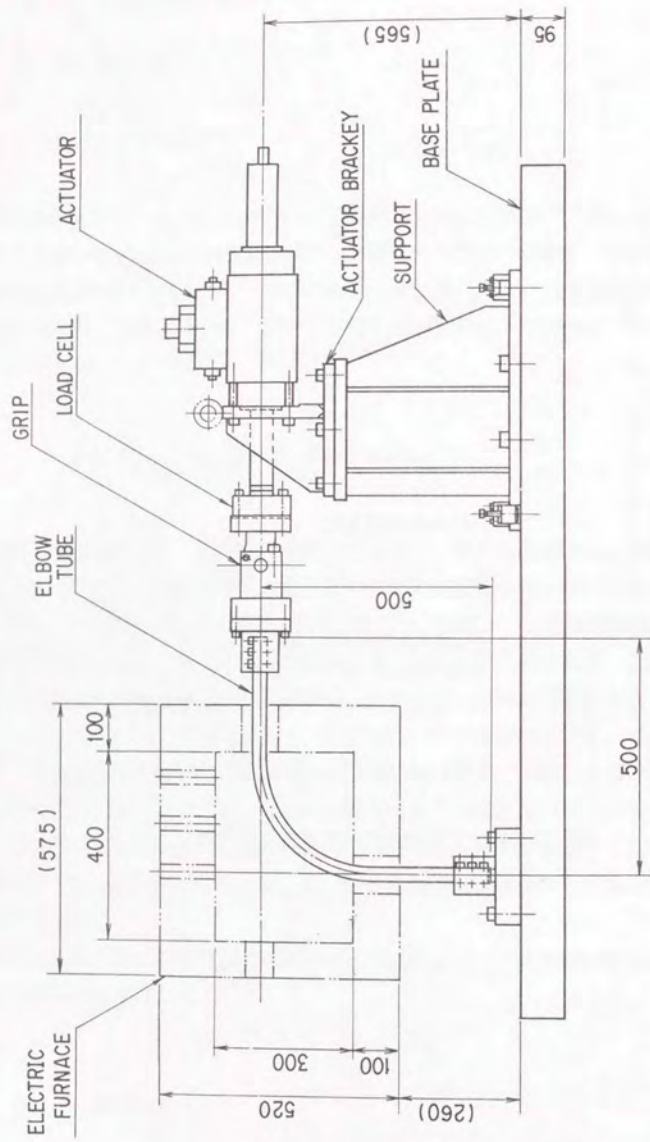


図2-15 クリープ疲労試験装置の概略図

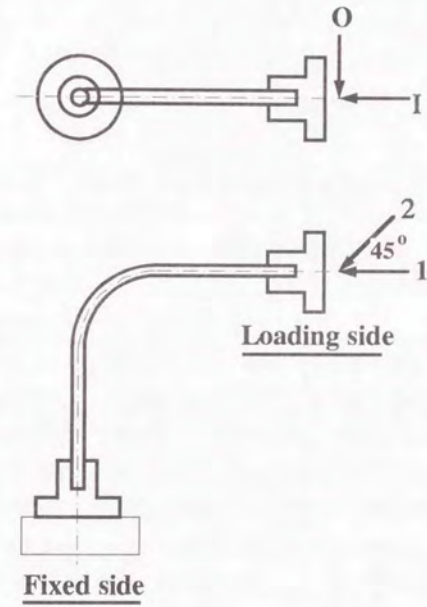


図2-16 負荷方向



表2-3 クリープ疲労試験の実験条件および実験結果

No.	Test temp. (°C)	Material	Loading-direction	Curvature-radius of elbow (mm)	Deflection range (mm)	Deflection rate (mm/s)	Holding time (s)	Number of cycles to failure
XRA-3	900	Base	In-plane(1-2)	125	60	3	300	203
XRA-4				125	60	3	300+300	200
XRБ-1				160	30	0.6	0	849
XRБ-2				160	14.4	0.6	0	19472
XRБ-4			160	14.4	0.06	0	6127	
XRC-4			250	60	3	300	300	149
XRA-2			125	60	3	300	4822	
XRБ-3			160	60	3	300	5030	
XRБ-6			160	60	3	3600	343	
XRC-5			250	60	3	300	3667	
XRC-3			250	60	3	0	200635*	
XRC-1			250	40	3	300	35255*	
WJA-3			125	60	3	300+300	194	
WJA-2			125	14.4	0.6	0	14001	
WJB-1			160	30	0.6	0	795	
WJB-2			160	14.4	0.6	0	13775**	
WJB-3	160	14.4	0.06	0	4795			
WJA-1	125	60	3	300	5849			
WJB-4	160	60	3	300	4307			

\*: No fracture

\*\* : Fracture at weldment

図2-17に900°Cにおいて行った面内および面外曲げ疲労試験の強制変位幅と破損サイクル数の関係を示す。面内曲げ疲労試験での破損サイクル数が、面外曲げ疲労試験での結果よりもかなり短寿命であることから、破損サイクル数に及ぼす負荷方向の影響は、大きいことがわかる。これは同一波形条件下での面内曲げ疲労試験(XRC-4)での反力変化幅の最大値は、面外曲げ疲労試験(XRC-5)よりもかなり大きく、その結果XRC-4は、XRC-5よりも1オーダ以上短寿命となったものである。また面内曲げ疲労試験において、破損サイクル数に及ぼす変位速度の影響について調べた。母材のXRБ-2およびXRБ-4と溶接部を有する試験体のWJB-2とWJB-3がその結果であるが、母材および溶接部を有する試験体のどちらの場合も、変位速度が1オーダ遅くなるとそれに伴って破損サイクル数が約1/3になっている。

破損サイクル数に及ぼす保持時間の影響については、母材および溶接部を有する試験体を用いて面外曲げ疲労試験を行った結果、図2-18に示すように最大変位での保持時間を挿入することにより極端に破損寿命が短くなることがわかった。また表2からわかるように、最大変位での片側変位保持の場合(XRA-3)と両側変位保持の場合(XRA-4)の破損サイクル数がほぼ同じである。

面内および面外曲げ疲労試験において、母材と溶接部を有する試験体について同一条件下で試験を行った。強制変位幅と破損サイクル数の関係に及ぼす溶接部の影響について図2-19に示す。その結果溶接部を有する試験体の破損サイクル数は、ほぼ母材の破損サイクル数と同等であり、変形モードおよび主き裂の発生箇所も同じであった。また溶接部にはき裂等は発見されなかった。円周方向4カ所について調べたが、溶接部と母材とでビッカース硬さの違いはみられないことがわかった。従って溶接部を有する試験体について溶接部の健全性は確保されていることがわかる。例外として面内曲げ疲労試験を行ったWJB-2は、HAZ部で破損しており、同一条件の母材の破損サイクル数と比較して短寿命となっている。これは最大相当ひずみが発生する曲がり管部(図2-24参照)ではなく直管部にあるHAZ部から破損していることから溶接不良によるものと考えられる。

図2-20に特徴的な破損後の試験体の外観図を示す。面内曲げ疲労試験では、主き裂は曲がり管部の内側から発生しており、き裂は直線的となっている。一方面外曲げ疲労試験では、主き裂は曲がり管部の側面に発生し、試験体の軸方向と45°方向に進展しており、き裂面は凹凸が激しくなっている。面内および面外曲げ疲労試験における破面の観察結果の代表例を図2-21に示す。面内曲げ疲労試験の最大変位での保持時間を有さない三角波形の場合(XRБ-2、写真(a))は、全体的に粒内割れが支配



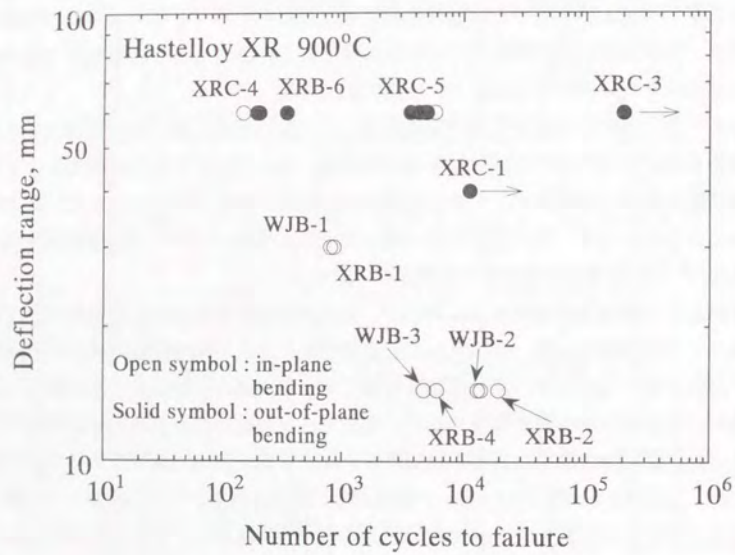


図2-17 強制変位幅と破損サイクル数の関係 (負荷方向の影響)

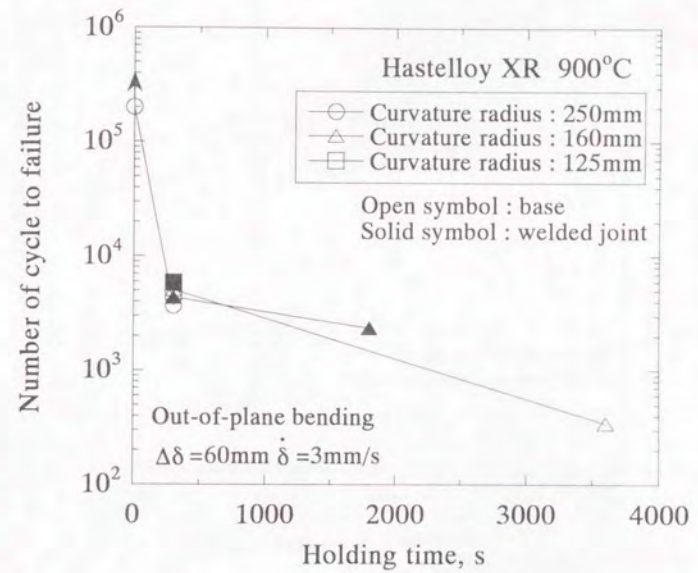


図2-18 破損サイクル数に及ぼす保持時間の影響



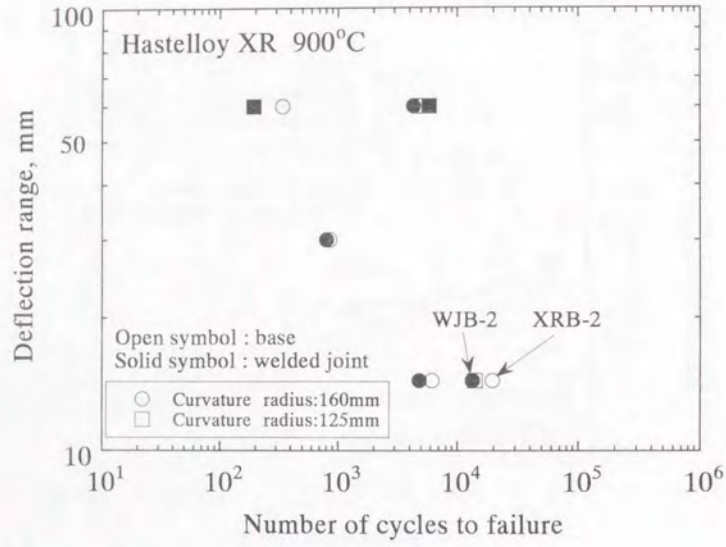


図2-19 強制変位幅と破損サイクル数の関係 (溶接部の影響)

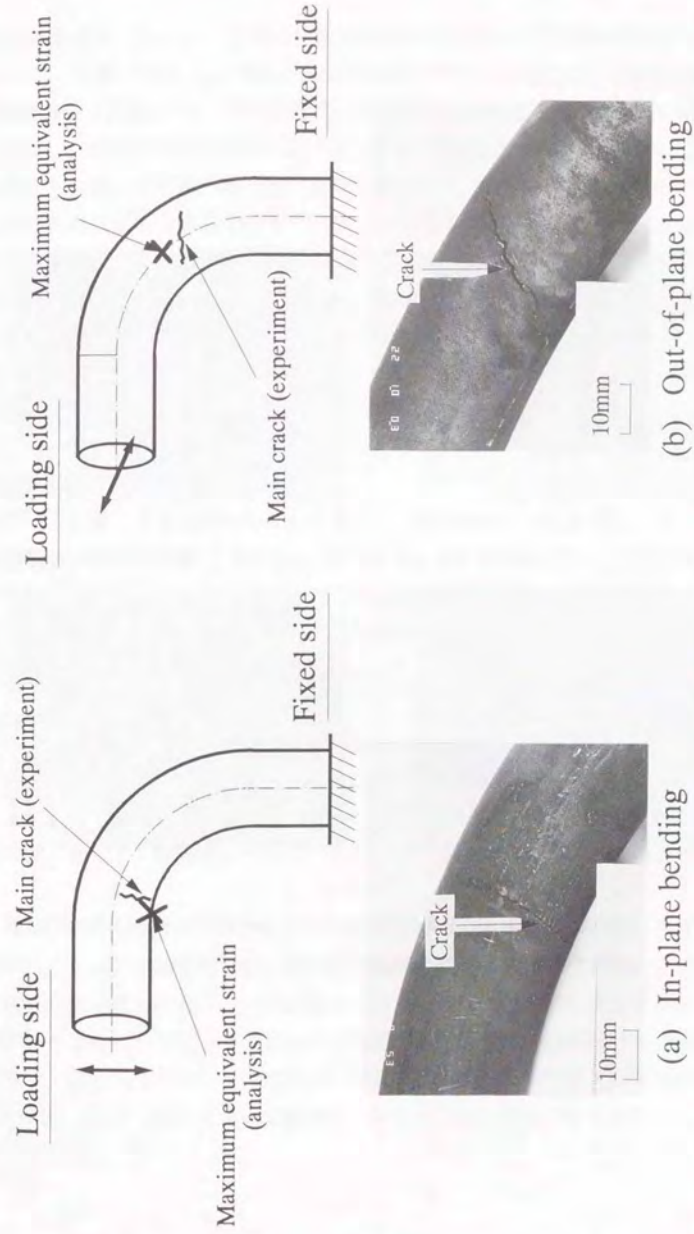


図2-20 破損後の試験体の概観図 (a) 面内曲げ (b) 面外曲げ



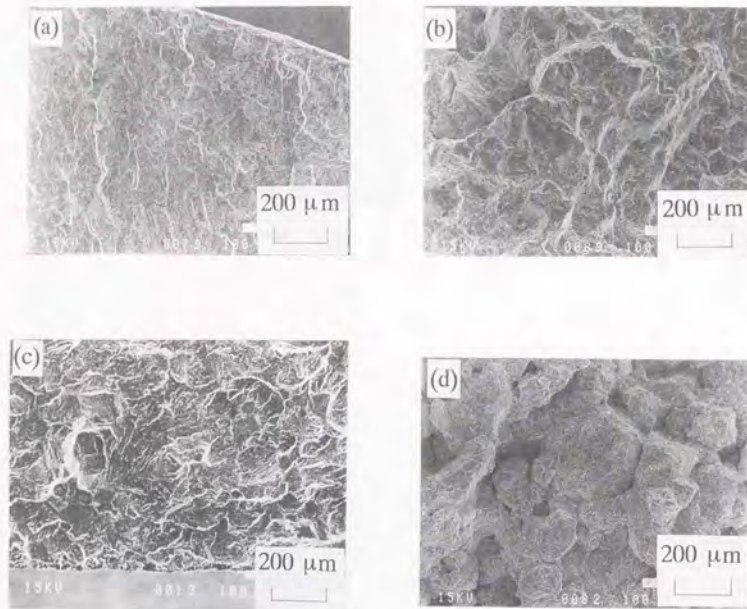


図2-21 破面観察結果 (a)面内曲げ ( $t_h=0s$ ) (b)面内曲げ ( $t_h=300s$ )  
(c)面外曲げ ( $t_h=300s$ ) (d)面外曲げ ( $t_h=3600s$ )

的な破面となっている。面内曲げ疲労試験の最大変位での保持時間を有する場合(XRA-3、写真(b))は、粒内割れと粒界割れとが混在した破壊モードがき裂伝播領域全体において観察され、XRB-2の場合(写真(a))と比較して凹凸が激しい破面となっている。これは時間依存機構と繰り返し数依存機構とが混在して作用しているためと考えられる。また面内曲げ疲労試験での破面は、面外曲げ疲労試験の結果と比較して全体的に平坦な破面となっている。一方面外曲げ疲労試験の最大変位での保持時間を有する台形波形で保持時間が300sの場合(XRC-5、写真(c))は、き裂の発生から伝播領域まで粒内割れと粒界割れとが混在した破面が観察される。面外曲げ疲労試験の最大変位での保持時間が3600sの場合(XRB-6、写真(d))は、破面全体に粒界割れが観察された。面外曲げ疲労試験でのき裂は粒界に沿って破損試験体の内部まで進展しており、破面は面内曲げ疲労試験の破面と比較して凹凸が激しいものとなっている。図2-22に主き裂部から10mm程度離れた部分での試験体断面の観察結果の代表例を示す。面内曲げ疲労試験では、最大変位での保持時間を有する台形波形の場合(写真(b))でも表面のわずかな部分に試験体内部への粒界割れがみられる程度であるが、面外曲げ疲労試験では、かなりの部分で試験体内部への粒界き裂が多くみられ、最大変位での保持時間が3600sの条件(写真(d))では、試験体の表面および中央部に粒界き裂がみられた。また大気中で実験を行ったため粒界き裂に沿ってかなり酸化されていた。

### 2. 3. 3 解析方法

#### 2. 3. 3. 1 材料特性

空气中900℃において、電気炉を有するレバー式のクリープ試験機を用いて、一定応力クリープ試験を行った。試験は、精度1/1000の差動トランス型変位計で測定した標点間の軸方向伸びと分銅の重さより求められた応力が一定となるように、分銅を徐々に軽くして行った。なお正味断面積は、標点間内の体積が一定と仮定して求めた。応力一定クリープ試験結果から、以下のGarofalo型((2-22)式)およびNorton型((2-23)式)クリープ構成式、クリープ破断時間式およびクリープ破断延性式を求めた。<sup>(13)</sup>



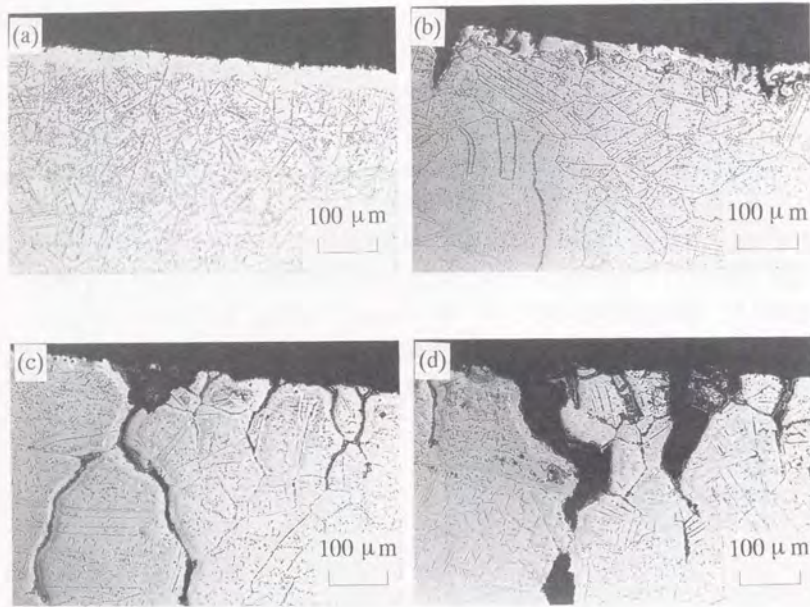


図2-22 試験体断面観察結果 (a)面内曲げ ( $t_r=0s$ ) (b)面内曲げ ( $t_r=300s$ )  
(c)面外曲げ ( $t_r=300s$ ) (d)面外曲げ ( $t_r=3600s$ )

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_c &= \epsilon_f \{1 - \exp(-rt)\} + \dot{\epsilon}_{\min} t \\ \epsilon_f &= 5.703 \times 10^{-2} \exp(-0.023\sigma) \\ r &= 1.214 \times 10^{-3} \exp(0.053\sigma) \end{aligned} \quad (2-22)$$

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{\min} &= 1.976 \times 10^{-14} \sigma^{6.083} \\ \dot{\epsilon}_c &= 1.976 \times 10^{-14} \sigma^{6.083} \end{aligned} \quad (2-23)$$

$$t_f = 2.469 \times 10^{11} \sigma^{-5.08} \quad (2-24)$$

$$\begin{aligned} \sigma \leq 45 & \quad \epsilon_f = 0.3125 \\ 45 < \sigma < 120 & \quad \epsilon_f = 1.075 \log_{10} \sigma - 1.46 \\ 120 \leq \sigma & \quad \epsilon_f = 0.77 \end{aligned} \quad (2-25)$$

ここで  $\dot{\epsilon}_c$  はクリープひずみ速度(1/h)、 $t_f$ はクリープ破断時間(h)、 $\epsilon_f$ はクリープ破断延性、 $\sigma$ は負荷応力(MPa)である。

900°Cにおけるヤング率とポアソン比は、それぞれ  $E=1.285 \times 10^5$  (MPa)、 $\nu=0.3$ とした。

### 2. 3. 3. 2 ABAQUSによるFEM解析

Norton型のクリープ構成式を用いて大変形理論によって弾性クリープ解析を行った。なお比較のためGarofalo型の構成式を用いた解析も実施した。以下に示す図面は、特に断らない限り、Norton型のクリープ構成式を用いた場合の解析結果である。用いたコードは、ABAQUS (Ver.5.3)<sup>(14)</sup>である。要素は3次元3節点梁要素および8節点厚肉シェル要素を用いた。最小要素長さは、梁要素の場合で約30mm、シェル要素の場合で約9mmである。梁要素を用いたモデルでは節点数および要素数は、それぞれ26および15である。例としてシェル要素を用いたモデル図を図2-23に示す。シェル要素を用いたモデルでは、節点数および要素数は、2908および905である。試験体の温度は試験体のつかみ部をのぞいて900°C一定と仮定して解析を行った。また解析は、各実験条件の強制変位波形の3波形分について行い、3波形目を定常状態と仮定し、その解析結果を用いてクリープ損傷を計算し寿命予測を行った。



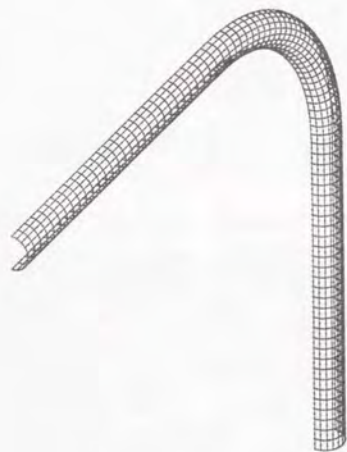


図2-23 シェル要素モデル図

#### 2. 3. 4 実験結果と解析結果の比較

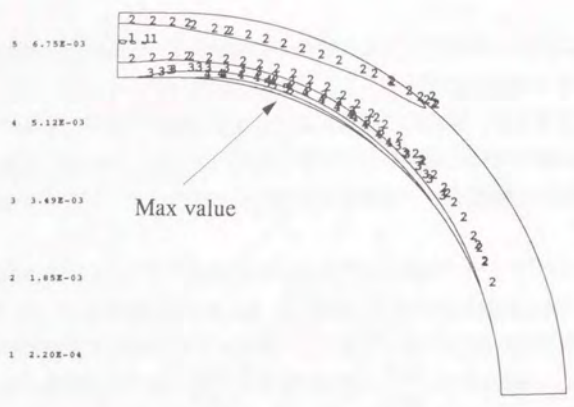
図2-24に面内および面外曲げ疲労試験での弾性クリープ解析における最大変位での相当ひずみの等高線図を示す。ここでは曲がり管部のみを表示している。最大変位での相当ひずみは、面内曲げ疲労試験では曲がり管部の内側で最大、面外曲げ疲労試験では曲がり管部の側面の中央で最大となっている。図2-20の実験結果と比較すると、図2-24の弾性クリープ解析での最大強生箇所とが一致していることがわかる。

図2-25に弾性クリープ解析における同一負荷条件の面内および面外曲げ疲労試験におけるMisesの相当応力の時刻歴を示す。面内曲げ疲労試験におけるMisesの相当応力の方が面外曲げ疲労試験の結果に比べてピーク応力にして2倍程度大きいことがわかる。この結果からも同一負荷条件において面内曲げ疲労試験の場合の方が面外曲げ疲労試験の場合と比べて短寿命となることがわかる。

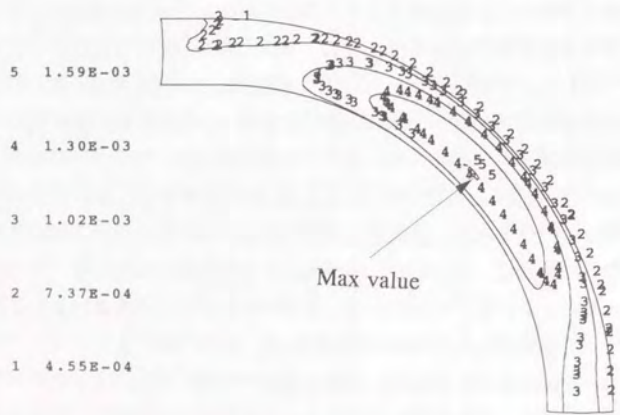
有限要素法コードABAQUSの梁要素を用いて行った弾性クリープ解析結果と時間損傷則<sup>(15)</sup>を用いて破損寿命の予測を行った結果と実験結果の比較を図2-26に示す。また疲労損傷は非常に小さいためクリープ損傷のみにより破損寿命を推定した。クリープ破断時間および破断延性のデータは、900℃において行った応力一定クリープ試験結果を用いた。時間損傷則および延性消耗則による寿命予測においては、最大相当ひずみの発生箇所でのMisesの相当応力を用い、強制変位の保持部分だけではなく、強制変位波形1サイクル分のクリープ損傷を求め、寿命を予測した。図2-26(a)は、クリープ構成式としてGarofalo型を用いた場合であり、図2-26(b)はNorton型を用いた場合の結果である。両図から梁要素を用いた弾性クリープ解析結果と時間損傷則を用いた場合は、ほとんどの予測寿命が実験結果と比較して1オーダ程度安全側の評価となっていることがわかる。クリープ構成式による違いとしては、1次+2次クリープを考慮したGarofalo型を用いた場合の方が、2次クリープのみを考慮したNorton型の場合と比較して、予測寿命がやや長くなり、ファクター10の予測精度に近づくものの、寿命評価に及ぼすクリープ構成式の影響は、ほとんどないことがわかる。

梁要素を用いた弾性クリープ解析結果と延性消耗則<sup>(16)</sup>を用いた場合の実験結果と予測寿命の関係を図2-27に示す。条件によっては図2-26の時間損傷則の場合と比較して予測寿命が若干異なるものもあるが、寿命予測精度としてはほとんど変わらず、1オーダ程度安全側の予測結果となっている。





(a)面内曲げ疲労



(b)面外曲げ疲労

図2-24 最大変位での相当ひずみの等高線図

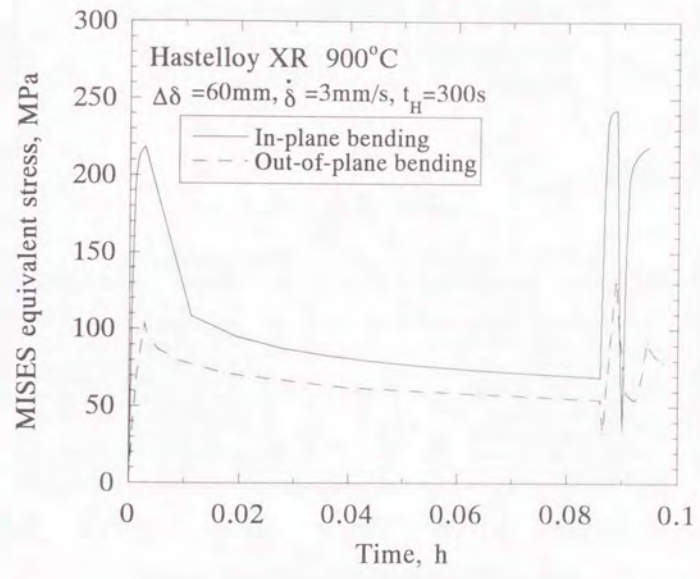


図2-25 Misesの相当応力の時刻歴（負荷応力の影響）



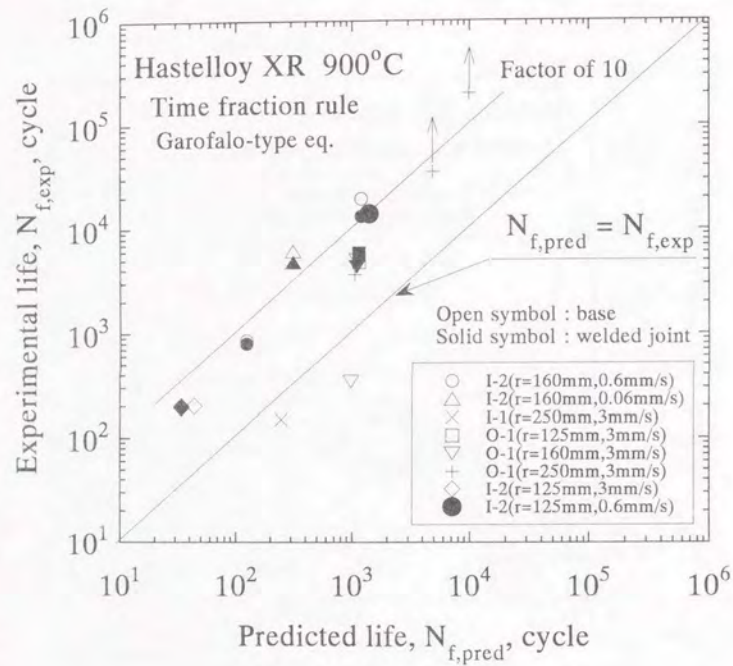


図2-26(a) 時間損傷則を用いた破損寿命予測 (Garofalo型)

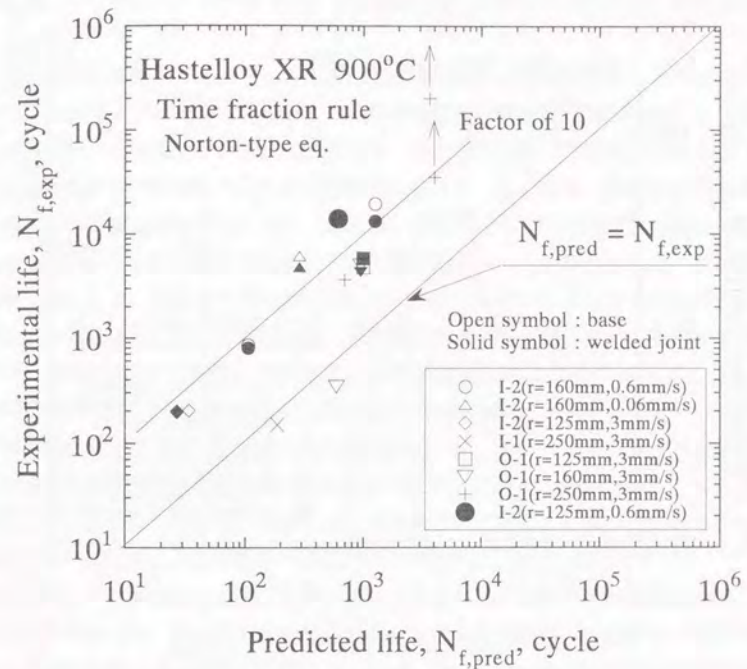


図2-26(b) 時間損傷則を用いた破損寿命予測 (Norton型)



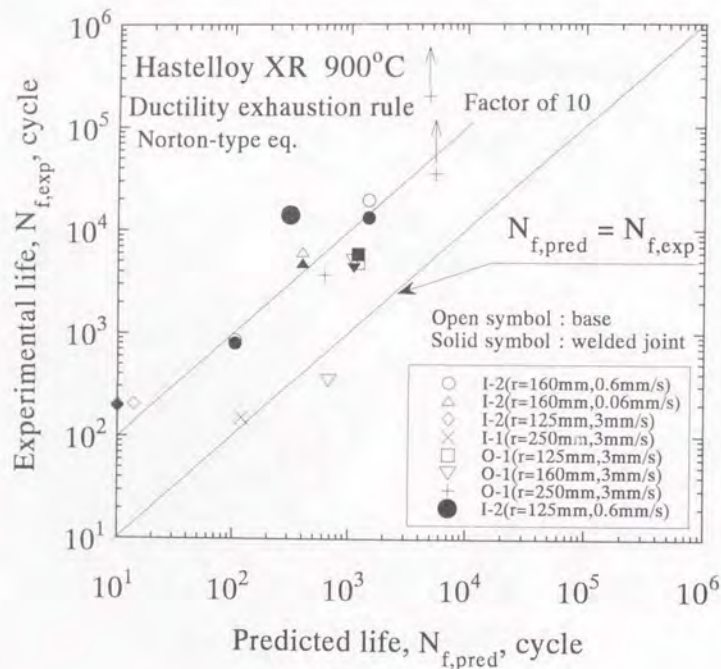


図2-27 延性消耗則を用いた破損寿命予測

これらの破損寿命予測において、×印と▽印の2条件のみ実験寿命とほぼ一致している。反力と繰り返し数の関係において解析結果と実験結果を比較すると、寿命の初期においてはかなり一致しているものの、実験では繰り返し数が増加するに従って反力が増加（繰り返し硬化）しており、解析結果よりも値が大きくなっている。したがって、解析では実験結果に比べて損傷を小さめに予測し、そのため予測寿命が大きくなり他の条件の予測結果よりも実験結果と一致する傾向を示したものと考えられる。

曲げ成分を考慮した厚肉シェル要素を用いた弾性クリープ解析結果と梁要素を用いた弾性クリープ解析結果を用いて予測した破損寿命の比較を図2-28に示す。シェル要素を用いた弾性クリープ解析結果では、最大変位において最大相当ひずみが発生する要素のMisesの相当応力の出力結果を用いた。ここでは、曲がり管部の曲率半径が160mmの曲がり管について比較した。寿命則として時間損傷則と延性消耗則の両方を用いたが、傾向はどちらの場合も同じであることがわかる。面内曲げ疲労試験においては、梁要素を用いた場合とシェル要素を用いた場合とで同等の破損寿命を予測している（XRB-1,XRB-2）。また面外曲げ疲労試験においても、梁要素を用いた場合とシェル要素を用いた場合とでほぼ同等の破損寿命を予測している（XRB-3,XRB-6）。最大変位での保持時間が3600sの場合（XRB-6）におけるMisesの相当応力の1サイクル分の時刻歴を図2-29に示す。梁要素と厚肉シェル要素を用いた場合のMisesの相当応力の解析結果はほぼ同等であることがわかる。したがって図2-28および図2-29から、解析に用いる要素として梁要素を用いた場合とシェル要素を用いた場合とでほぼ同等の破損寿命を予測することがわかった。

したがって構造物における現在用いられているクリープ構成式と寿命評価法を用いた寿命予測では、実験結果と比較して1オーダ程度安全側の評価結果が限界であることがわかる。その原因としては、現在用いているクリープ構成式の応力変動時の変形挙動の推定精度があまり良くないこと、時間損傷と則等のクリープ疲労損傷評価法では、微視的な損傷進行との対応が明確ではないことが考えられる。したがってさらに高精度の損傷評価法を確立するためには、クリープ構成式の高精度化、微視的な損傷機構の把握とこれを評価法へ反映させることが重要である。

また、供用中に発見されたき裂や損傷に対する高精度な余寿命評価法の確立も重要である。そこで、これ以降の章において、マイクロとマクロの異なった観点からクリープおよびクリープ疲労条件下での寿命評価法の精度を上げるための種々の検討および新たな余寿命評価法の提案を行う。



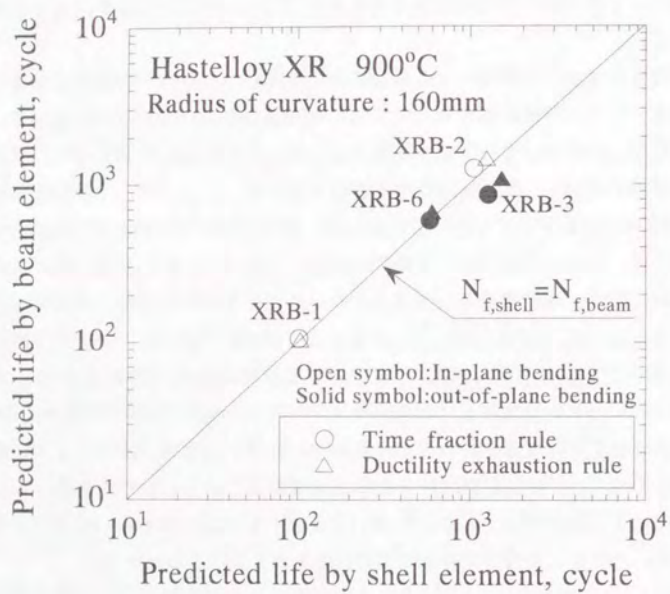


図2-28 梁要素と厚肉シェル要素を用いた場合の予測破損寿命の比較

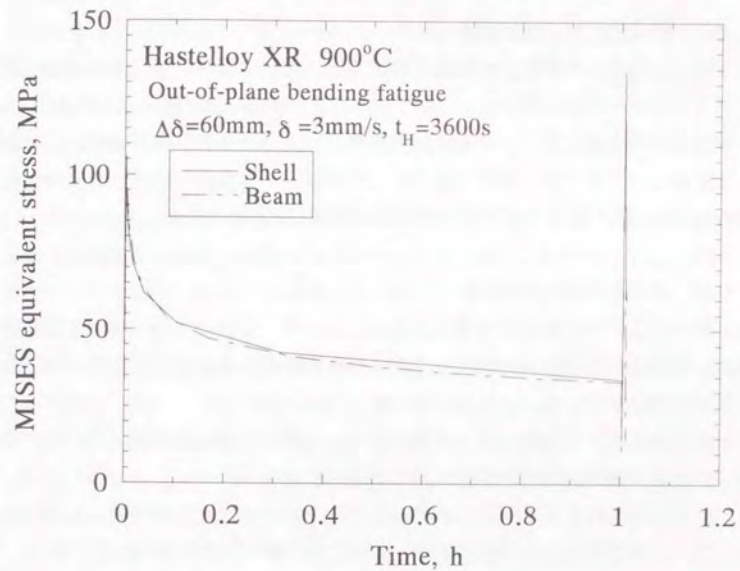


図2-29 Misesの相当応力の時刻歴 (解析要素の影響)



## 2. 4 結言

本章では、高温において一定外圧荷重下での伝熱管のクリープ座屈挙動および曲がり管の完全両振り変位制御の面内および面外曲げ疲労変形挙動についての検討を実験的および解析的に行った結果、次のような結論を得た。

### 2. 2節 外圧クリープ座屈挙動

(1) 西口らによって提案された簡易解析法は、試験結果およびFEMの結果と比較して妥当なクリープ座屈挙動およびクリープ座屈時間を予測することがわかった。

(2) 試験体外表面にクリープによって発生した多くのき裂が観察されたが、き裂は、貫通していなかった。気密試験を行った試験体すべてについて、クリープ座屈によってき裂は生じるものの気密性は維持されることがわかった。

### 2. 3節 クリープ疲労変形挙動

(1) 最大変位での保持時間を挿入することにより、破損サイクル数は急速に小さくなる。また母材と溶接部を有する試験体の破損寿命の差はほぼ同等で、溶接部の健全性は確保されている。

(2) 構造物における弾性クリープ解析を用いた寿命予測に及ぼすに用いるクリープ構成式および解析要素の影響はほとんどない。

(3) 構造物における現在用いられているクリープ構成式と寿命評価法を用いた寿命予測では、実験結果と比較して1オーダー程度安全側の評価結果が限界である。

## 第2章の参考文献

- (1) 日本原子力研究所、高温工学試験研究の現状 (1991)
- (2) N. J. Hoff, W. E. Jahsmann and W. Nachbar, Journal of the Aero/Space Sciences (1959) pp.663-669.
- (3) H. Bargmann, AIAA J. (1972) PP.327-329.
- (4) H. Bargmann, Nuclear Engineering and Design Vol.22 (1972) pp.51-62.
- (5) I. Nishiguchi, Y. Kaji, I. Ioka and T. Yamamura, Journal of Pressure Vessel Technology Vol.112 No.3 (1990) pp.233-239.
- (6) K. Nagato and N. Takikawa, Trans. of the 5th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (1979) L8/1.
- (7) G. Breitbach, F. Shubert, J. H. Seehafer and H. Nickel, IAEA Specialist's Meeting on High Temperature Metallic Materials for Gas-Cooled Reactors (1988).
- (8) I. Ioka, Y. Kaji, Y. Miyamoto and I. Nishiguchi, Trans. of the 11th Int. Conf. on SMiRT (1991) L03/4.
- (9) Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., ABAQUS Theory Manual Version 4.8 (1989).
- (10) Y. Kaji, I. Ioka, Y. Miyamoto and I. Nishiguchi, Proc. of the 5th Int. Conf. on Creep of Materials (1992) pp.557-562.
- (11) F. H. Norton, "Creep of Steel at High Temperatures", McGraw-Hill, New York (1929).
- (12) S. Timoshenko and M. Gere, "Theory of Elastic Stability", Second Edition, McGraw-Hill (1963).
- (13) Kaji, Y., Muto, Y. and Tachibana, K., Fifth Int. Conf. Creep, pp.101-109 (1992).
- (14) Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., ABAQUS User's Manual Version 5.3 (1993).
- (15) Taira, S., Creep in structures, Springer-Verlag, pp.96-124 (1962).
- (16) Priest, R. H. and Ellison, E. G., Mater. Sci. Eng., Vol.49, pp.7-17 (1981).



### 第3章 超高温領域におけるクリープ変形およびクリープ疲労寿命評価

#### 3.1 緒言

中間熱交換器伝熱管、センターパイプなど超高温機器の設計における重要な問題として、高温荷重に対する寿命評価手法の確立がある。

従来、クリープ温度領域に適用可能な高温構造設計基準としては、ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section III Case N-47があり、設計の上限温度は、Alloy 800Hが760°Cまでとされている。しかし、より高度な核熱エネルギーの利用などをめざす高温ガス炉では、より高温の850°C~950°Cの超高温領域で、安全な構造設計を行う必要がある。したがって、非弾性解析に用いる信頼性の高いクリープ構成式が要求される。

そこで3.2節では、クリープ構成式についての検討を行った。ハステロイXRの改良合金ハステロイXR2を用いて、900°Cで定応力クリープ試験を行った。Garofaloタイプのクリープ構成式<sup>(1)</sup>を作成し、ひずみ硬化則を用いて種々の応力状態のクリープ挙動を予測するのに適用した。しかし結果は、十分なものではなかった。そこでクリープひずみ速度の関係式をNortonタイプの式<sup>(2)</sup>で表し、内部応力の成長則をcreep-recoveryモデル<sup>(3)</sup>とする新しい構成式を提案した。内部応力パラメータは、応力急減試験(stress-dip test)<sup>(4)</sup>により求め、他のパラメータは上述のGarofaloタイプの式に一致するように決定した。この2つの構成式を用いて、種々の応力負荷状態についてクリープ挙動を解析し、比較検討した。

またクリープ疲労寿命評価の観点から、低サイクル疲労(LCF)試験の繰返し応力緩和挙動は非常に重要である。構造材料のクリープ領域においては、変形におけるひずみ速度依存性が応力とひずみの関係やクリープ疲労損傷を評価する<sup>(5)~(9)</sup>上で重要になってくる。速度依存ひずみおよび時間依存ひずみ<sup>(9)</sup>を含む材料の応力とひずみの関係を構成式が十分な精度で表せることが望まれている。

クリープ疲労寿命評価のための実験室レベルのLCF試験において、引張りひずみ保持波形が、種々の波形の中で最も短い寿命を示しており<sup>(10)</sup>、実際の高温プラントにおいてもこの過程で熱負荷のためにクリープ疲労損傷が生じている。

引張りひずみ保持波形のクリープ疲労寿命を予測する場合、延性消耗則や損傷速

度式などでは、全ひずみ保持中の残留応力やその変化より得られるひずみ速度で損傷を評価する。全ひずみは式(3-1)で表わされる。

$$\Delta \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_m = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_m \quad (3-1)$$

応力緩和中には、次式により弾性ひずみ成分が非弾性ひずみ成分に変換され、式(3-1)の関係が成立する。

$$(\dot{\sigma}/E) + \dot{\varepsilon}_m = 0 \quad (3-2)$$

応力緩和の初期には、応力の急激な現象が起こるため、その領域において多くの損傷が発生する。したがって、この領域における損傷が時間に依存する量なのか、あるいは時間に依存しない(塑性)量なのか、特に加速試験によるクリープ疲労寿命評価を行う場合に問題となる。

従来、クリープ温度領域に適用可能な高温構造設計基準としては、ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Case N-47<sup>(11)</sup>があり、設計の上限温度は、Alloy 800Hが760°Cまでとされている。しかし、超高温(0.7~0.8T<sub>m</sub>;融点温度)域の構造設計では非弾性解析が必要になるとともに、破損に及ぼすひずみ速度の影響が顕著になるため、クリープ損傷を破断時間と応力負荷時間の比である時間分数和で評価した時間依存効果を評価する時間分数和則のみでは不十分で、損傷のひずみ速度依存性を考慮に入れた方法を検討する必要がある。

そこで3.3節では、クリープ損傷が支配的になる超高温域で使用する耐熱構造材料の寿命を予測するため、時間分数和則、延性消耗則、損傷速度式およびひずみ範囲分割法のクリープ疲労寿命特性を評価した。寿命の評価は、中間熱交換器センターパイプなどの実構造物で想定される応力緩和挙動を伴う<sup>(12)</sup>、低サイクル疲労のひずみ保持波について行った。

ここでは、同じ熱処理材より低サイクル疲労およびクリープ試験片を採取して、熱処理材間のばらつきをなくした信頼性の高いデータ、並びに定応力クリープ試験により得た有用なクリープ変形・破断データに基づき、マイナー則と組み合わせた時間分数和則<sup>(13)</sup>、延性消耗則<sup>(14)~(18)</sup>、損傷速度式<sup>(19)</sup>およびひずみ範囲分割法<sup>(20)</sup>によるクリープ疲労寿命評価を比較考察し、超高温域に適用可能なクリープ疲労寿命評価方法を探った。ここで本章で用いる主な記号をまとめて記しておくことにする。



[主な記号]

$\dot{\epsilon}$	修正ひずみ速度	$\dot{\epsilon}_{exp}$	ひずみ速度 (実験)
$\dot{\epsilon}_{min,n}$	公称最小ひずみ速度	$\dot{\epsilon}_{min,exp}$	最小ひずみ速度 (実験)
$E_t$	1次ひずみ	$r$	時定数の逆数
$\dot{\epsilon}_{min}$	最小クリープひずみ速度	$\epsilon$	クリープひずみ
$\sigma_b$	内部応力	$\sigma_i$	応力変化前の初期負荷 応力
$\sigma_{b,0}$	内部応力の初期値	$\sigma_{b,max}$	内部応力の最大値
$\Delta \epsilon$	全ひずみ	$\epsilon_e$	弾性ひずみ
$\epsilon_{pl}$	非弾性ひずみ	$\sigma$	瞬間応力
$E$	ヤング率	$t$	時間
$\epsilon_r^c$	破断延性値	$\Delta \epsilon^c$	クリープひずみ増分
$N_f$	破損繰返し数	$\Delta t$	応力状態の継続時間
$T_r$	クリープ破断時間	$N_d$	対称三角波の破損繰返し数
	添字		
0	初期値	f	破損時の値

### 3. 2 クリープ変形特性

#### 3. 2. 1 実験方法

##### 3. 2. 1. 1 供試材および試験片

供試材はNi基耐熱合金ハステロイXR2を用いた。その化学成分を表3-1に示す。ハステロイXRは、既存合金ハステロイXを高温ガス炉用に改良した合金であり、クリープ強度と高温ガス炉冷却材相当の不純ヘリウムガス中での耐食性が高められている。ハステロイXR2は、クリープ強度をさらに高めるためにボロンを約40ppm添加している。試験片は図3-1に示すように、直径10mm、標点間距離50mmの丸棒試験片（一部は直径6mm、標点間距離30mmの丸棒試験片）を用いた。

##### 3. 2. 1. 2 実験方法

クリープ変形試験は、空气中900℃において電気抵抗加熱方式の電気炉を備えたレバー式のクリープ試験機を用いて行った。試験は、精度1/1000mmの差動トランス型変位計で測定した標点間の軸方向伸びより求められた正味断面積における応力が一定となるように、分銅を徐々に軽くして行った。なお正味断面積は、標点間内の体積が一定と仮定して求めた。荷重調整分銅の最小重量は50gであり、荷重の誤差が最大でも1%以下になるようにした。

荷重の負荷に伴い材料の内部で転位が移動し変形が進むが、同時に転位が切りあったり、障害物に遭遇したりして働きにくくなる。この抵抗を内部に応力が形成されたためと考えると、有効応力=負荷応力-内部応力の関係が成り立つ。負荷が瞬時に変化する場合、内部応力はそれにしたがって急速には変化しないと考えられるので、これを応用して内部応力を測定することができる。そこで内部応力は、応力急減試験 (stress-dip test) において応力急減直後の瞬間のひずみ速度が0になったときの応力値として求めた。図3-2に応力急減試験の例を示す。この例は、初期応力が78MPaの場合である。1stepで、78MPaから60MPaまで応力を減少させ10分間保持後、78MPaに戻している。60MPaまで応力を減少させたときのひずみは、応力が減少した瞬間にひずみは $1.0 \times 10^{-4}$ 減少するものの、その後増加している。同様にして十分な回復時間をおいてから2step以降の試験を繰り返し行った。この図において、



表3-1 ハステロイXR2の化学成分

C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	Mo	W	Co	B	Al	Ti	N	Ni
0.07	0.86	0.32	<0.001	0.001	21.98	17.7	8.83	0.51	0.05	0.005	0.02	0.01	0.006	Bal.

wt%

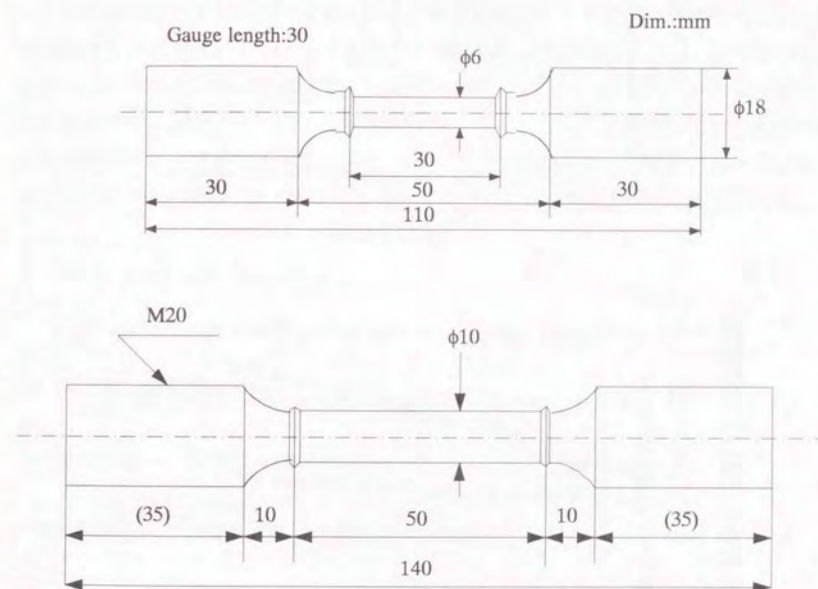


図3-1 試験片の形状および寸法



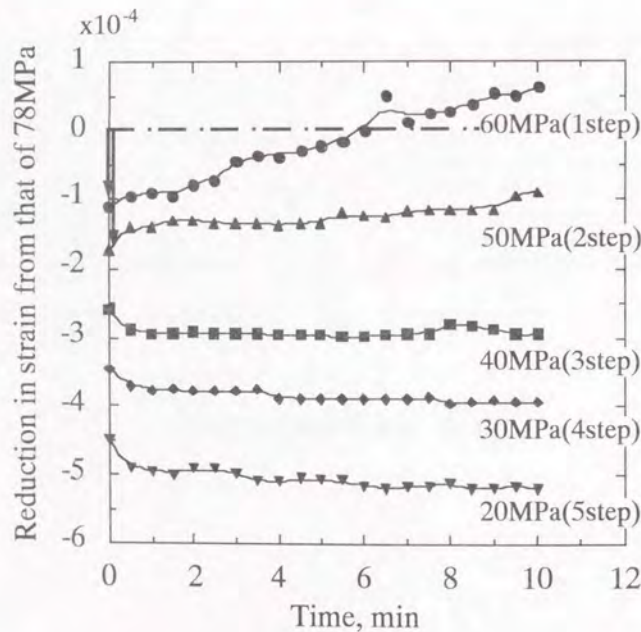
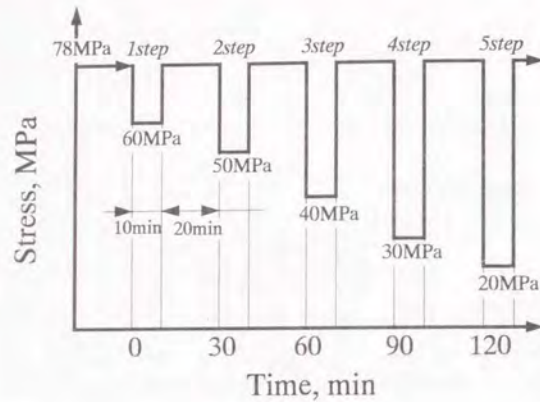


図3-2 応力急減試験 (stress-dip test)

応力を60MPaおよび50MPaまで低下させた場合には低下後のひずみ速度は正になっており、応力を30MPaよりも小さくするとひずみ速度は負になっている。すなわちひずみ速度が0となる応力値が30MPaと50MPaの間にある。ひずみ速度が0となることは、有効応力が0となることに対応し、このときの負荷応力が内部応力に等しくなると考えられる。

次に内部応力測定のための別の方法として、応力低減量を小さくして、その応力を長い時間保持したときのクリープひずみ速度を測定した。応力保持時間は、ひずみの変化が $1 \times 10^{-3}$ になるように決定した。伸びデータは、最小表示が $0.7 \times 10^{-5}$ のひずみに相当するデジタルプリンタに1分間隔で記録した。また応力急減試験での初期応力による最小クリープひずみ速度と応力一定クリープ試験における最小クリープひずみ速度のデータのばらつきを少なくするために、ひずみ速度を次式により修正した。

$$\dot{\epsilon} = (\dot{\epsilon}_{exp}) \times (\dot{\epsilon}_{min,n}) / (\dot{\epsilon}_{min,exp}) \quad (3-3)$$

### 3. 2. 2 結果および考察

#### 3. 2. 2. 1 構成式 (Garofaloタイプ)

Garofaloタイプの構成式は、次式のようになる。

$$\epsilon = \epsilon_i \{1 - \exp(-rt)\} + \dot{\epsilon}_{min} t \quad (3-4)$$

実験の $\epsilon_i$ 、 $r$ および $\dot{\epsilon}_{min}$ をそれぞれ図3-3～図3-5にそれぞれ示す。 $\epsilon_i$ においては、データのばらつきがみられるが、 $r$ および $\dot{\epsilon}_{min}$ はよく一致している。これらを数式で表すと、式(3-4)は次のように表される。

$$\epsilon = \epsilon_i \{1 - \exp(-rt)\} + \dot{\epsilon}_{min} t \quad (3-5)$$

ここで

$$\epsilon_i = 5.403 \times 10^{-2} \exp(-0.0023\sigma)$$

$$r = 1.214 \times 10^{-3} \exp(0.053\sigma)$$



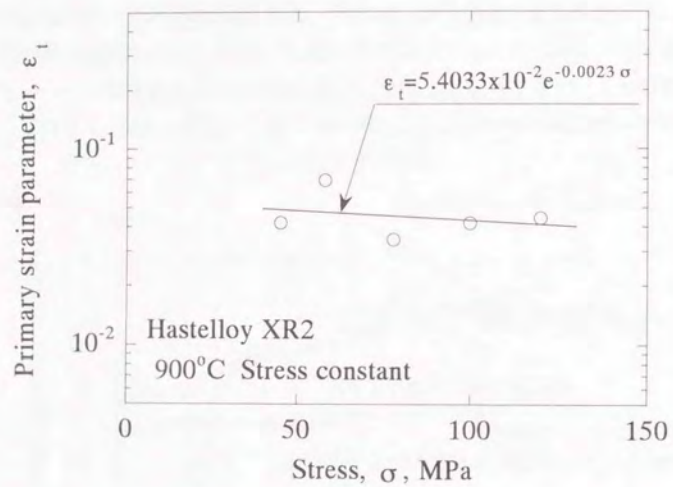


図3-3 1次クリープひずみと応力の関係

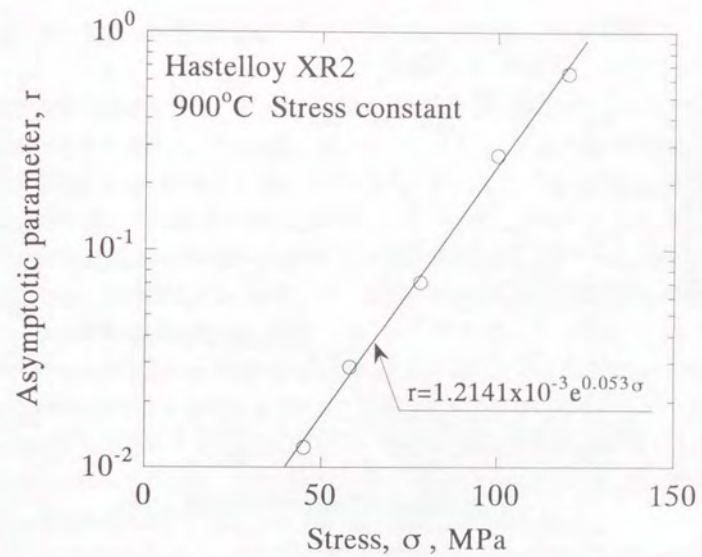


図3-4 時定数の逆数と応力の関係



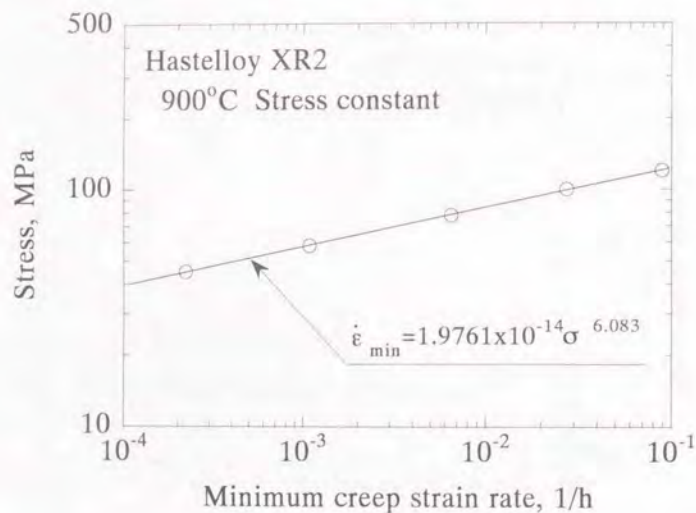


図3-5 最小クリープひずみ速度と応力の関係

$$\dot{\epsilon}_{min} = 1.976 \times 10^{-14} \sigma^{6.083}$$

また構成式の精度を確認するために応力漸増および応力漸減クリープ試験を行った。その結果を図3-6および図3-7に示す。式(3-5)とひずみ硬化則による解析結果も含めて示している。応力が増加する場合は、実験値のほうが解析結果よりも大きい値を示している。それに対して応力が減少する場合は、その関係が逆転している。

### 3. 2. 2. 2 内部応力の測定

まず応力急減試験を行い、応力急減後の瞬間のひずみ速度が0になったときの応力から内部応力を求めた。この結果を表3-2に示し、いくつかの測定例を図3-8に示す。全ての場合において負のひずみ速度が観察された。これは、900°Cの Hastelloy XRの場合において内部応力が存在することを表していると考えられる。すなわちそれぞれの場合においてひずみ速度が0となる応力値が存在する。ひずみ速度が0となることは、有効応力が0となることに対応し、このときの負荷応力が内部応力に等しくなると考えられるためである。

内部応力と負荷応力の関係を図3-9に示す。Ostohoff<sup>(21)</sup>によって求められたインコネル617のデータも合わせて示している。この合金はNi基で Hastelloy XR2と同程度のクリープ強度をもっているものである。内部応力は、負荷応力の増加とともに増加するといわれているが、この試験結果はこの傾向とは異なっており、内部応力の応力依存性はみられず、インコネル617とほぼ同じ特性を示した。

次に応力低減量を小さくしてひずみ速度を測定した。<sup>(22)</sup>その結果を表3-3および図3-10に示す。応力減少後の修正クリープひずみ速度は、データのばらつきが小さくより信頼性が高いデータとなっている。これらのデータを用い、クリープ構成式の形を仮定することによって内部応力を含んだパラメータを求めることができ、クリープ構成式を決定できる。この試験は2次クリープ領域でのみ行った。

### 3. 2. 2. 3 構成式 (Power-Law タイプ)

これまでに多くのタイプの内部応力を含むクリープ構成式が提案されている。Jonas<sup>(23)</sup>は、最初に内部応力を含む構成式の有効性について調べた。MalininとKhadjinsky<sup>(24)</sup>は、多軸に拡張し内部応力の発展式を示した。Millerは、背応力と抗応



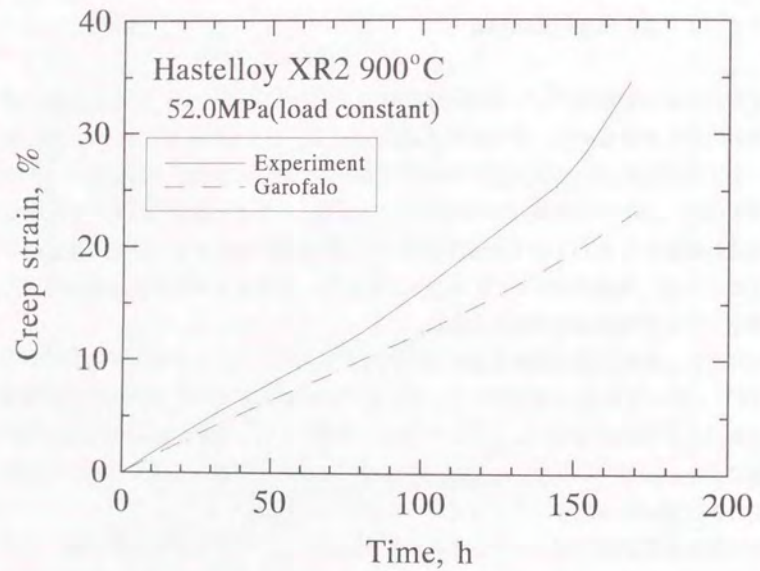


図3-6 応力漸増試験の場合の実験結果と解析結果の比較

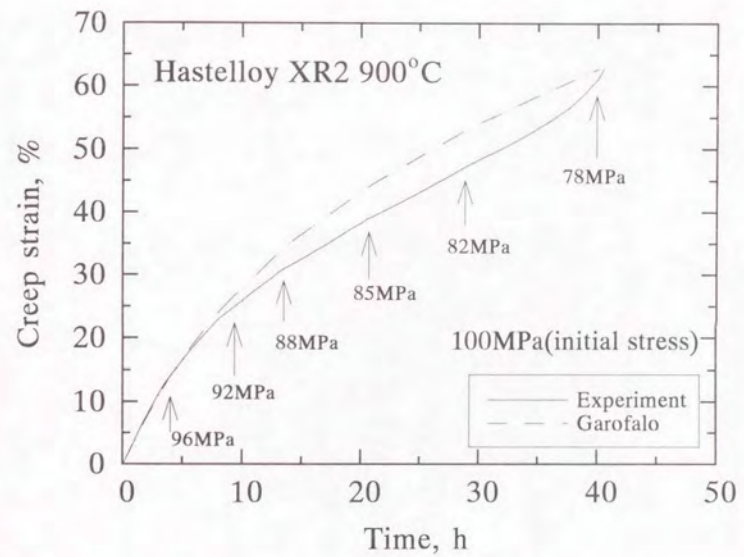


図3-7 応力漸減試験の場合の実験結果と解析結果の比較



表3-2 応力急減試験によって求めた内部応力

Applied stress MPa	Primary creep region MPa	Secondary creep region		Tertiary creep region MPa
		MPa	Average MPa	
100	30	27	29.3	33
		25		
		36		
78	38.5	38	37	33
		40		
		33		
58	34.3	37.4	42.5	50
		44		
		46		
45	36	30	30.6	28
		30		
		33		
		25		
		35		

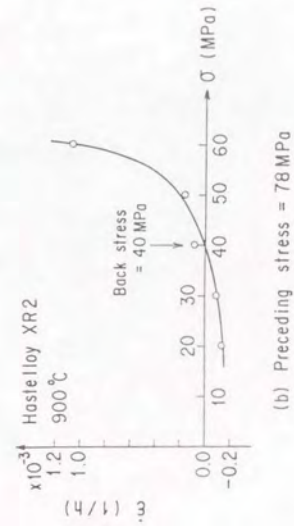
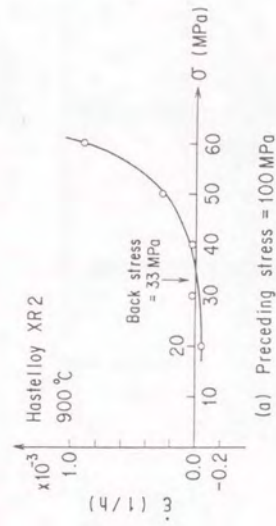
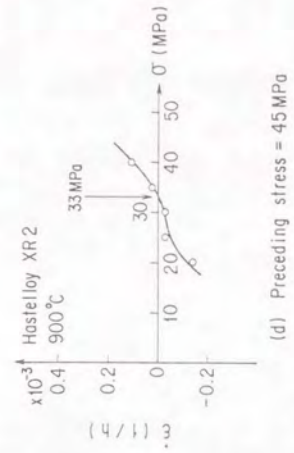
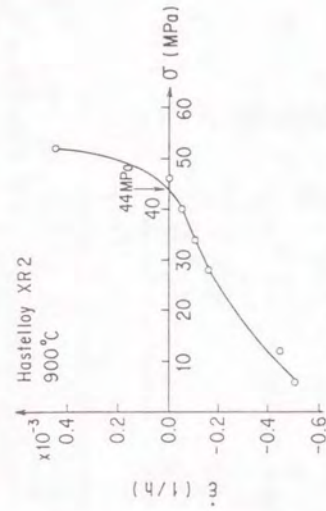


図3-8 応力急減試験におけるひずみ速度と応力の関係



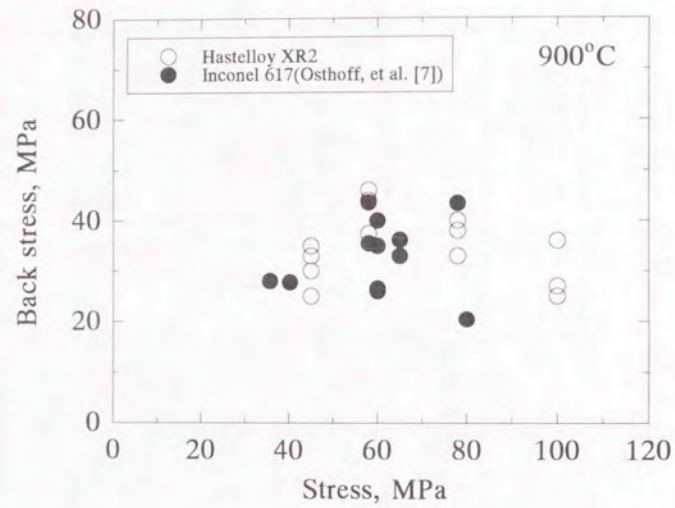


図3-9 ハステロイXR2の内部応力の応力依存性

表3-3 応力低減量を小さくした場合のひずみ速度

Preceding stress MPa	Applied stress MPa	Strain rate	
		Measured x10 <sup>-2</sup> , 1/h	Modified x10 <sup>-2</sup> , 1/h
100	92	1.5	1.79
	84	0.729	0.886
	76	0.348	0.432
	69	0.141	0.178
	63	0.062	0.0784
	58	0.0312	0.0384
78	70	0.264	0.301
	63	0.103	0.122
	57	0.0386	0.045
	51	0.0165	0.0188
	46	0.00656	0.00712
58	54	0.0397	0.054
	50	0.0206	0.0258
	46	0.0135	0.0164
	42	0.00444	0.00552
	38	0.00188	0.00234
45	42	0.00797	0.0117
	39	0.00339	0.00498
	36	0.00196	0.00288



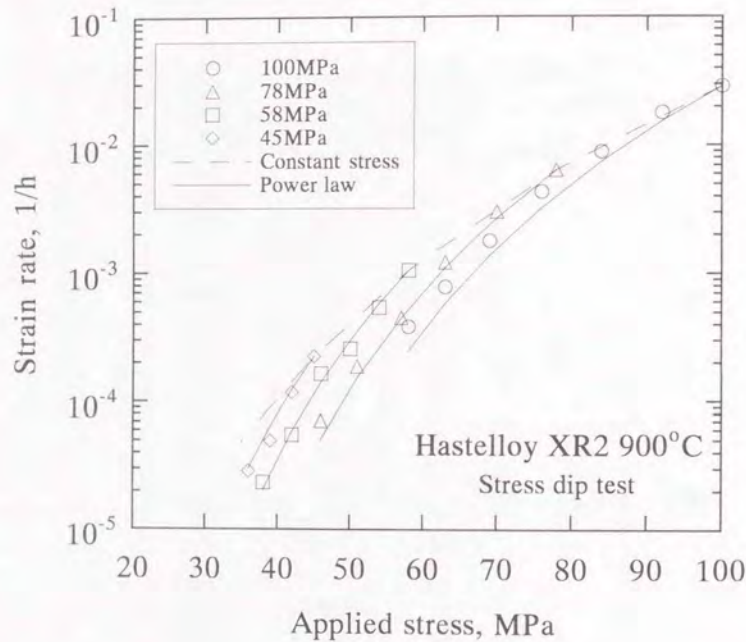


図3-10 応力低減量を小さくした場合のひずみ速度と応力の関係

力<sup>(25)(26)</sup>の両方を含む式を提案し、SUS304ステンレス鋼に適用した。Krieg<sup>(27)</sup>は、発展式を改良し、室温でアルミニウムに対してパラメータの値を決定した。

そこで我々は取り扱いが容易であることから、最初にクリープひずみ速度および内部応力の発展式をNortonタイプおよびrecovery-creepモデルによってそれぞれ表されると仮定した。

$$\dot{\epsilon}_c = A(\sigma - \sigma_b)^n \quad (3-6)$$

$$\dot{\sigma}_b = B\dot{\epsilon}^k - D\sigma_b^m \quad (3-7)$$

ここで、A、B、D、n、kおよびmは材料定数である。ドットは時間微分を表す。

また次のような仮定を設けた。

- (a)  $t=0$  の時  $\sigma_b = \sigma_{b,0}$
- (b) 2次クリープ領域では、 $\sigma_b$  と  $\dot{\sigma}_b$  はそれぞれ  $\sigma_{b,max}$  と 0 になる。
- (c)  $t=0$  の時  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0$

応力急減試験結果より、パラメータA、nおよび $\sigma_{b,max}$ の値を決定した。Aおよびnは応力により多少変化するが、試験データの精度および以後の取り扱いの便宜を考慮して、これらの値は応力によらず一定になるものとして、 $\sigma_{b,max}$ の値を求め直した。得られた値は以下の通りである。

$$A = 3.5048 \times 10^{-12}, \quad n = 5.35$$

$\sigma_{b,max}$ の値は、図3-11の白丸に示すとおりである。したがって、

$$\sigma_{b,max} = \sigma(1 - 0.38\sigma^{0.137}) \quad (3-8)$$

またGarofaloの式(3-5)式から初期ひずみ速度を求めた結果から、内部応力の初期値 $\sigma_{b,0}$ を求めると、図3-11の黒丸のようになる。これを回帰すると、

$$\sigma_{b,0} = \sigma(1 - 1.2366\sigma^{-0.1126}) \quad (3-9)$$

となる。2次クリープ領域での内部応力の値 $\sigma_{b,max}$ は、負荷応力の増加にともない増



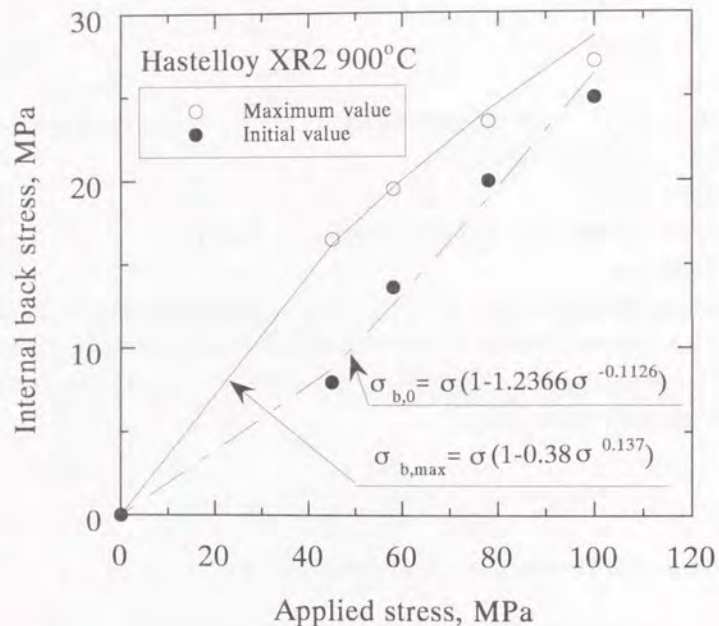


図3-11 内部応力と応力の関係

加しやがて飽和する。一方内部応力の初期値 $\sigma_{b,0}$ は、負荷応力に比例して増加することがわかる。この内部応力は、60MPa以上では弱い応力依存性を示し、また図3-9に示した値に比べて小さい値を示していることが指摘できる。応力急減試験におけるひずみ挙動を観察すると、ひずみは最初減少した後、ある一定期間一定値をとりその後増加するという挙動をとる。図3-9の場合に相当する短時間で内部応力においても、図3-11のように長時間での平均ひずみ速度によって決定するようにするとひずみ速度が0になるということはない。この事実は、時定数の異なる2種類の内部応力を考えると説明することができる。

また定応力クリープ試験の1次クリープ領域のデータを用いて、(3-7)式の数値を求めると、回復クリープモデルは、次式ようになる。

$$\dot{\sigma}_b = 15.661\dot{\epsilon}^{0.783} - 2.5952 \times 10^{-10} \sigma_b^{6.537} \quad (3-10)$$

したがって、新しいクリープ構成式は次のようになる。

$$\dot{\epsilon} = 3.5048 \times 10^{-12} (\sigma - \sigma_b)^{5.35} \quad (3-11)$$

$$\dot{\sigma}_b = 15.661\dot{\epsilon}^{0.783} - 2.5952 \times 10^{-10} \sigma_b^{6.537} \quad (3-12)$$

$$\sigma_{b,max} = \sigma(1 - 0.38\sigma^{0.137}) \quad (3-13)$$

### 3. 2. 2. 4 構成式の検証

構成式の有効性を検証するために、種々の応力条件に対するクリープひずみ挙動を解析結果と実験結果とで比較した。解析は、Garofaloタイプ+ひずみ硬化則と新しい内部応力を考慮した構成式によって行った。比較した結果を図3-12～図3-15に示す。図3-12および図3-13は、それぞれ図3-6および図3-7と同じ条件のものである。図3-12の場合は、初期応力52MPaの荷重一定(すなわち応力漸増)クリープ試験結果であり、図3-13の場合は、初期応力100MPaの応力漸減クリープ試験結果である。また図3-14の場合は、応力を35MPaから100MPaまで変化させた応力漸増クリープ試験結果であり、図3-15の場合は、応力を100MPaから35MPaまで変化させた応力



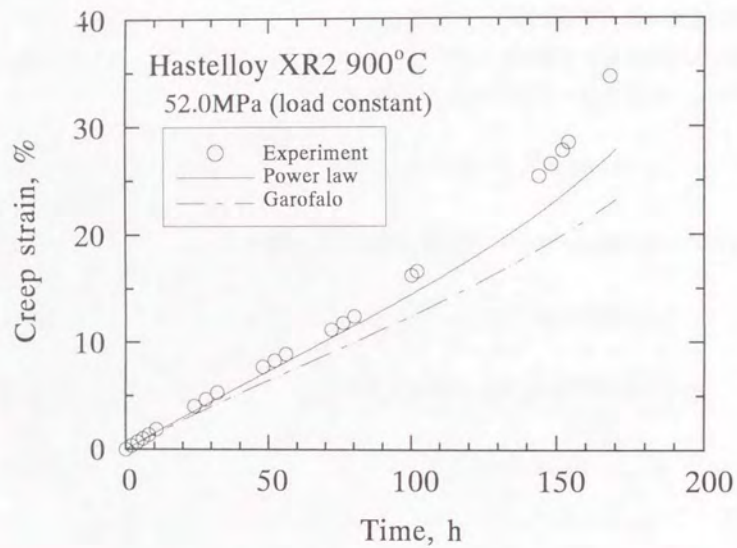


図3-12 実験結果と解析クリープ曲線の比較  
(応力増加の場合、初期応力：52MPa)

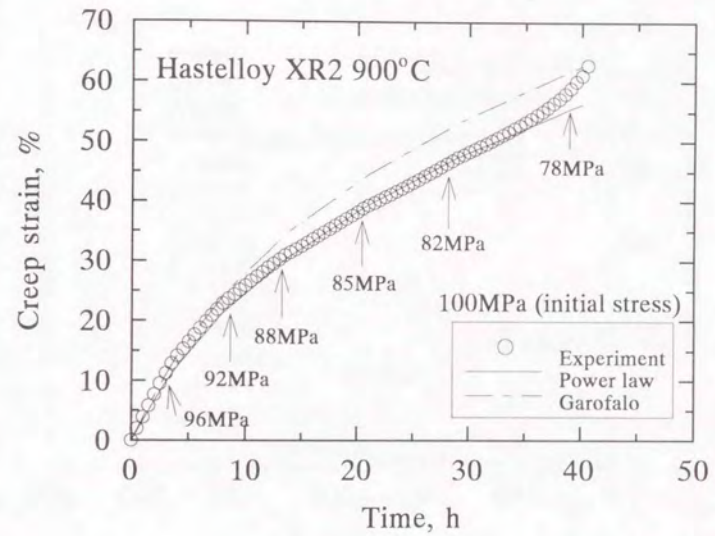


図3-13 実験結果と解析クリープ曲線の比較  
(応力減少の場合、初期応力：100MPa)



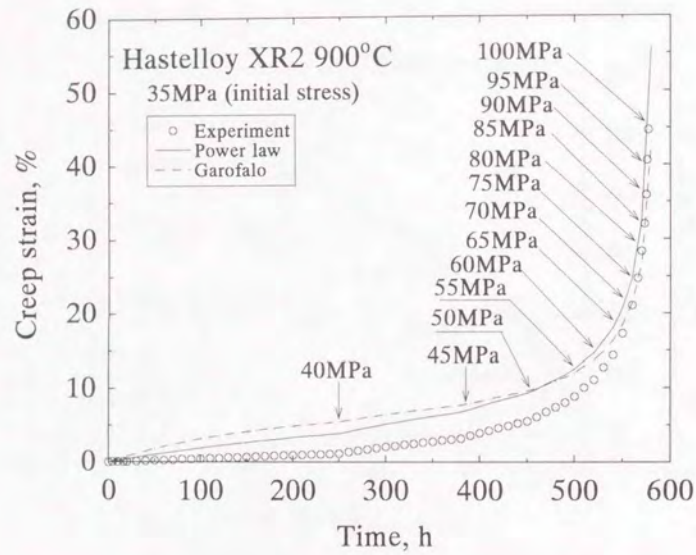


図3-14 実験結果と解析クリープ曲線の比較  
(応力増加の場合、初期応力：35MPa)

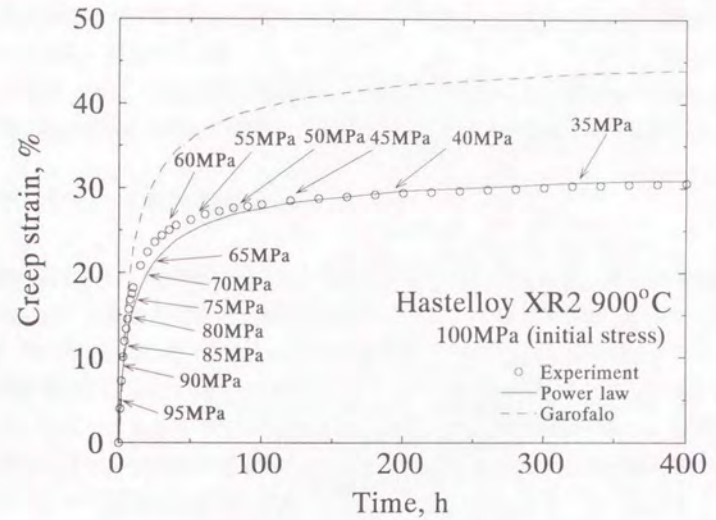


図3-15 実験結果と解析クリープ曲線の比較  
(応力減少の場合、初期応力：100MPa)



漸減クリープ試験結果である。これらの結果から応力が増加する場合も減少する場合も全ての場合において内部応力を考慮した構成式のほうが、より正確にクリープひずみ挙動を表していることがわかる。

### 3. 3 クリープ疲労寿命評価

#### 3. 3. 1 クリープ疲労寿命評価法

高温機器、要素の実際の使用条件下における寿命を推定する手法についてはこれまで数多く提案されている。とくに、高温でクリープ変形が生じる温度域ではクリープ変形に代表される非弾性挙動が疲労寿命に著しい影響を及ぼすことが知られており、疲労寿命の推定にあたってクリープ変形の影響をどのように評価するかが各種によって大きく異なっている。

ここでは、クリープ疲労重畳条件下での寿命推定法として提案されており、超高温領域において適用可能な代表的な次の4種類の手法についてその特徴を説明する。

##### 3. 3. 1. 1 時間分数和則<sup>(13)</sup>

時間分数和則は、寿命推定法としては比較的簡単な方法であり、高温構造強度設計手法においても使用が容易であるのでASME Boiler and Pressure Vessel Code, Case N-47にも採用されている。時間分数和則は、材料に生ずる損傷をクリープ損傷と疲労損傷とに分けて考え、両者の和が1のとき破損が起こると仮定する。この手法は、クリープ損傷をクリープ破断時間に対する負荷時間の比で表し、疲労損傷に対するマイナー則と合わせて式(3-14)で示される。ただしクリープ破断時間は、定応力クリープ試験結果を用いる。

$$N_f \left\{ \sum \left( \frac{N}{T} \right) + \frac{1}{N_d} \right\} = 1 \quad (3-14)$$

クリープ寿命評価法の検討では、破損時の損傷評価値自体が重要になるが、ここでは、損傷値の合計が1になったときに寿命とする。

##### 3. 3. 1. 2 延性消耗則<sup>(14)-(18)</sup>

延性消耗則は、時間分数和則と同様に線形和の概念に立脚したもので、クリープによる破断延性と疲労による破断延性との和から寿命を推定する手法である。この



手法は、クリープ損傷を破断延性値に対する負荷中に生じたクリープひずみの比で表し、疲労損傷に対するマイナー則と組み合わせた式(3-15)で表される。ここでクリープひずみはクリープ構成式より求める。

$$N_f \left\{ \sum \left( \frac{\Delta \epsilon^c}{\epsilon_r^c} \right) + \frac{1}{N_d} \right\} = 1 \quad (3-15)$$

時間分数和則同様、損傷値が1で破損とする。

### 3. 3. 1. 3 損傷速度式<sup>(19)</sup>

損傷速度式は、き裂とキャビティとの相互作用により寿命が支配されるという考察に基づいてMajumdarらによって提案された評価法で、微視き裂長さ $a$ およびキャビティサイズ $C$ が応力履歴に伴って、式(3-16)および(3-17)に従って成長し、あるしきい値に達したときに破壊するという考え方である。損傷は非弾性ひずみ速度の関数となる。

$$\frac{1}{a} \frac{da}{dt} = \left\{ \frac{T}{C} \right\} |\dot{\epsilon}_m|^m \cdot |\dot{\epsilon}_m|^k \quad (3-16)$$

$$\frac{1}{c} \frac{dc}{dt} = \left\{ \frac{G}{-G} \right\} |\dot{\epsilon}_m|^m \cdot |\dot{\epsilon}_m|^k \quad (3-17)$$

式(3-16)は引張り領域、式(3-17)は圧縮領域に適用する。式(3-17)は、引張り領域で成長したキャビティは圧縮領域で収縮することを意味する。ただし、圧縮領域では、成長はしないとする。破損条件は、与えられたひずみ履歴に対して式(3-16)および(3-17)を積分して、微視き裂およびキャビティの成長による損傷の和が1に到達したときとする式(3-18)を用いる。

$$\frac{\ln(a/a_0)}{\ln(a_f/a_0)} + \frac{\ln(c/c_0)}{\ln(c_f/c_0)} = 1 \quad (3-18)$$

ここで、 $T$ 、 $C$ 、 $G$ 、 $m$ 、 $k$ 、 $k_c$ は材料定数である。添字0は初期値、 $f$ は破損時の値を示す。

### 3. 3. 1. 4 ひずみ範囲分割法<sup>(20)</sup>

ひずみ範囲分割法は負荷波形による寿命差、引張りと圧縮のクリープ損傷の区別、雰囲気効果の存在する非弾性ひずみ成分と該当する破損繰返し数の関係等が説明できるなどの特徴を有している。ひずみ範囲分割法では、非弾性ひずみ範囲を時間依存性のない塑性ひずみと時間依存性のあるクリープひずみに区別し、それぞれに引張りおよび圧縮の荷重方向を組み合わせることにより、4種類の非弾性ひずみ範囲pp、pc、cpおよびccを考える。そして、これらの非弾性ひずみ範囲に対して、固有の疲労寿命 $N_{pp}$ 、 $N_{pc}$ 、 $N_{cp}$ および $N_{cc}$ が存在すると仮定する。ここで検討した寿命評価則を以下に示す。

$$\frac{1}{N_f} = \sum \left( \frac{F_{ij}}{N_{ij}} \right) \quad (3-19)$$

$$F_{ij} = \left( \frac{\Delta \epsilon_{ij}}{\Delta \epsilon_m} \right), \quad i, j = p, c \quad (3-20)$$

### 3. 3. 2 実験方法

材料は、厚さ20mmの Hastelloy XR および XR2 の圧延材である。表3-4に化学成分を示す。クリープ疲労試験は、電気油圧サーボ式の試験機を用いて、標点間15mmの軸方向ひずみ制御で行った。高周波誘導により試験片を加熱した。試験温度は850および950°Cであり、雰囲気は $10^{-3}$ Paの真空中である。試験片の形状および寸法を図3-16に示す。

寿命評価の対象とした応力履歴は低サイクル疲労試験であり、サイクル中の最大および最小ひずみ、あるいは引張りおよび圧縮過程におけるひずみ零で2.5、5ないし30分間ひずみを一定に保持した。引張りおよび圧縮時のひずみ速度は、850および950°Cでそれぞれ0.5%/s、1.0%/sである。ひずみ範囲は0.5、0.7および1.0%である。表3-5に、ひずみ保持試験条件および結果を示す。THは引張り応力側、CHは圧縮応力側およびTCHは両側でのサイクル中ひずみ保持を指す。また、 $\Delta \epsilon$ はサイクル

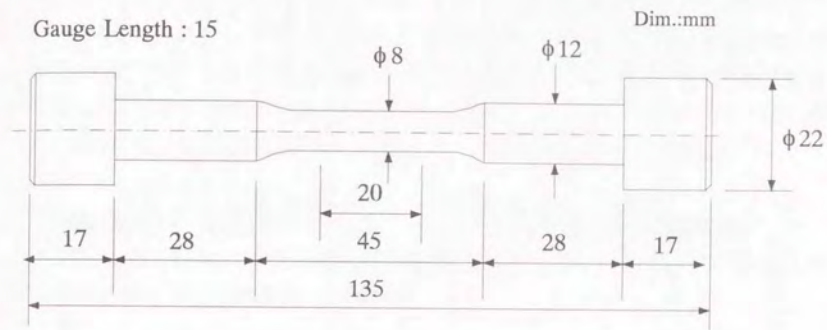


表3-4 ハステロイXR、XR2の化学成分

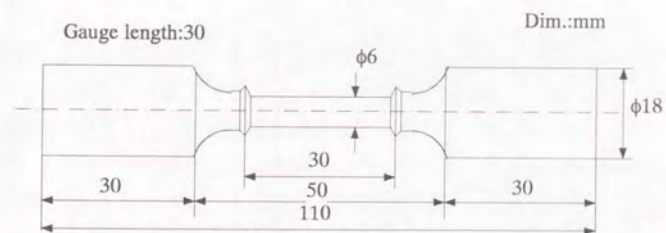
Hastelloy XR2														
C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	Mo	W	Co	B	Al	Ti	N	Ni
0.07	0.86	0.32	<0.001	0.001	21.98	17.7	8.83	0.51	0.05	0.005	0.02	0.01	0.006	Bal.

Hastelloy XR														
C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	Mo	W	Co	B	Al	Ti	N	Ni
0.07	0.95	0.33	<0.001	<0.001	21.98	18.61	9.11	0.49	0.03	0.0002	0.02	0.01	0.006	Bal.

wt%



(a) 疲労試験片



(b) クリープ試験片

図3-16 試験片の形状および寸法



表 3-5 ひずみ保持試験条件および結果

Hastelloy XR11, 850°C						
Symbol	$\Delta\epsilon(\%)$	$\Delta\epsilon_m(\%)$	$\Delta\epsilon_e(\%)$	$\dot{\epsilon}(\%/s)$	$N_f$	Holding time (min)
TH	1.002	0.794	0.208	0.5	982	5 at tension
TH	0.688	0.504	0.184	0.5	1342	5 at tension
TH	0.502	0.330	0.172	0.5	2512	5 at tension
CH	1.004	0.784	0.220	0.5	1381	5 at compression
CH	0.690	0.494	0.196	0.5	2155	5 at compression
CH	0.486	0.292	0.194	0.5	3714	5 at compression
TCH	0.976	0.899	0.077	0.5	1987	2.5 at each sides
TCH	0.686	0.626	0.060	0.5	4097	2.5 at each sides
TCH	0.500	0.450	0.050	0.5	7386	2.5 at each sides

Hastelloy XR, 950°C						
Symbol	$\Delta\epsilon(\%)$	$\Delta\epsilon_m(\%)$	$\Delta\epsilon_e(\%)$	$\dot{\epsilon}(\%/s)$	$N_f$	Holding time (min)
TH	0.715	0.548	0.167	1.0	560	5 at tension
TH	0.708	0.546	0.162	1.0	645	30 at tension
TH	0.682	0.438	0.244	1.0	1150	5 at $\epsilon=0^*$
CH	0.701	0.552	0.149	1.0	1160	5 at compression
CH	0.701	0.558	0.143	1.0	1040	30 at compression
CH	0.683	0.443	0.240	1.0	1220	5 at $\epsilon=0$
TCH	0.718	0.687	0.031	1.0	2440	2.5 at each sides
TCH	0.688	0.482	0.206	1.0	4240	2.5 at $\epsilon=0^*$ & 2.5 at $\epsilon=0$

0\*: at zero strain in pulling, 0: at zero strain in pushing

中の全ひずみ範囲、 $\Delta\epsilon_n$ は非弾性ひずみ範囲、 $\Delta\epsilon_e$ は弾性ひずみ範囲および $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度を、並びに引張りおよび圧縮過程における全ひずみ零のひずみ保持波を $\epsilon'$ および $\epsilon''$ で表す。

損傷速度式およびひずみ範囲分割法では、パラメータを決定するため、時間依存性が無視できる速いひずみ速度と時間依存性を示す遅いひずみ速度を組み合わせたいわゆる塑性クリープサイクル試験が必要になる。表3-6にその条件および結果を示す。ppは引張りおよび圧縮過程とも塑性ひずみサイクル、pcは引張り過程が塑性ひずみおよび圧縮過程がクリープひずみサイクル、cpは引張り過程がクリープひずみおよび圧縮過程が塑性ひずみサイクル、ccは引張りおよび圧縮過程ともクリープひずみサイクルである。

時間分数和則および延性消耗則で用いるひずみ保持がない場合の疲労寿命 $N_f$ は、pp波の $\Delta\epsilon_n$ および $\Delta\epsilon_e$ と破損繰返し数の関係より定式化したハステロイXR2の式(3-21)、ハステロイXRの式(3-22)より求めた。

$$\Delta\epsilon = 48.6N_f^{-0.538} + 1.12N_f^{-0.157} \quad (3-21)$$

$$\Delta\epsilon = 185N_f^{-0.733} + 1.08N_f^{-0.174} \quad (3-22)$$

定応力クリープ試験は、レバー式の試験機を用いて、標点間体積が変形中にも一定に保たれるという仮定のもとに、分銅の重さを調節して空气中850、950°Cで行った。破断時間および破断延性値などのクリープ試験結果を表3-7に示す。

低サイクル疲労試験における破損の繰返し数 $N_f$ は、定常状態の最大応力値より25%低下したときと定義した。また寿命評価に際して、ひずみ保持波のクリープ損傷は、 $N_f/2$ 時の応力-ひずみ波形で代表させた。

### 3. 3. 3 寿命評価結果

#### 3. 3. 3. 1 時間分数和則

クリープ損傷が支配的になる超高温域では、定荷重ではなく、定応力クリープ試験より破断時間を求めることが必要である。破断時間 $T_r$ (h)と負荷応力 $\sigma$ (MPa)の関係を図3-17に示す。時間分数和則による実際の寿命 $N_{fr}$ と予測寿命 $N_{fp}$ の関係を図3-



表 3-6 塑性クリープサイクル試験条件および結果

Hastelloy XR11, 850°C				Hastelloy XR, 950°C							
Symbol	$\Delta\epsilon(\%)$	$\Delta\epsilon_{in}(\%)$	$\dot{\epsilon}(\%/s)$	$N_f$	Symbol	$\Delta\epsilon(\%)$	$\Delta\epsilon_{in}(\%)$	$\dot{\epsilon}(\%/s)$	$N_f$		
			push	pull				push	pull		
pp	2.012	1.578	0.434	0.5	596	pp	1.983	1.627	0.356	3.0	614
pp	1.032	0.718	0.314	0.5	2570	pp	1.000	0.730	0.270	1.0	2172
pp	0.706	0.446	0.260	0.5	5497	pp	0.691	0.425	0.266	1.0	3527
pp	0.514	0.254	0.260	0.5	18350						
cc	2.001	1.700	0.301	0.01	561	cc	2.000	1.867	0.133	0.01	390
cc	1.002	0.786	0.216	0.01	2616	cc	1.003	0.855	0.148	0.01	1351
cc	0.698	0.485	0.212	0.01	4650	cc	0.704	0.554	0.150	0.01	3278
cc	0.505	0.295	0.210	0.01	15350						
cp	2.004	1.650	0.354	0.01	182	cp	2.030	1.843	0.189	0.01	76
cp	1.000	0.756	0.244	0.01	610	cp	1.007	0.780	0.227	0.01	234
cp	0.690	0.449	0.241	0.01	1530	cp	0.707	0.533	0.174	0.01	487
cp	0.505	0.270	0.235	0.01	3620						
pc	2.010	1.640	0.370	0.5	341	pc	2.040	1.780	0.260	3.0	95
pc	1.004	0.746	0.258	0.5	1095	pc	1.012	0.768	0.244	1.0	533
pc	0.705	0.439	0.256	0.5	2263	pc	0.708	0.466	0.242	1.0	881
pc	0.500	0.260	0.240	0.5	6655						

表 3-7 クリープ試験条件および結果

Temperature (°C)	Stress (MPa)	Time to rupture(h)	Strain at failure(%) <sup>1</sup>	Reduction of area(%) <sup>2</sup>
850	58	3200	26	71
850	90	200	53	177
850	120	45	64	231
850	170	7.6	72	232
850	200	2.3	68	211
850	250	0.8	68	196
950	24	1220	42	40
950	41	164	42	68
950	49	76.5	51	89
950	62	31.0	67	118
950	78	10.1	67	134
950	92	5.0	72	170
950	120	1.2	66	183
950	150	0.4	65	163

1:  $\ln(l_f/l_0)$ ,  $l_f$ : elongation at failure,  $l_0$ : elongation before test

2:  $\ln(A_f/A_0)$ ,  $A_f$ : area after test,  $A_0$ : area before test



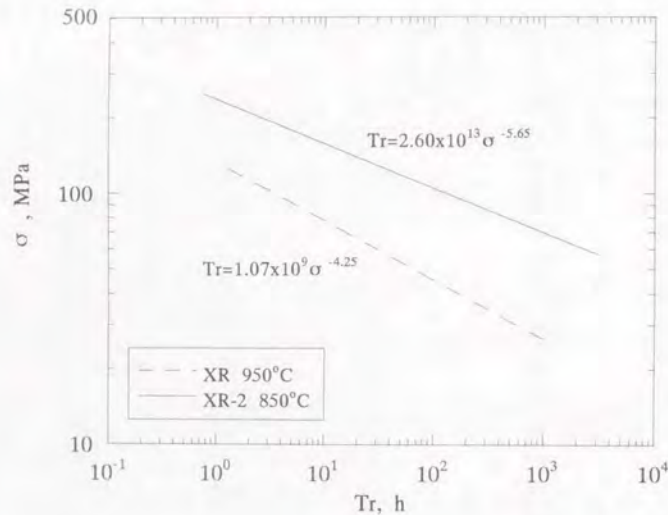


図3-17 クリープ破断時間と応力の関係

18に示す。850°Cの引張り応力下でひずみを保持したTH波の場合に、実験値の3倍の長寿命を予測し、損傷を過小評価していることがわかった。TCH波の両側保持の場合には、いずれも予測値以上の寿命を示した。圧縮ひずみ保持中のクリープ損傷も引張り保持中のクリープ損傷と同様に相当応力換算で評価した。クリープ損傷は、ひずみ保持中のみ評価し、速度の大きいひずみ変動部のクリープ損傷は、考慮していない。

### 3. 3. 3. 2 延性消耗則

クリープひずみ速度は、疲労試験と同じ熱処理材のクリープ変形曲線より定式化した式(3-23)のクリープ構成式および式(3-24)よりひずみ硬化則を用いて計算した。

$$\dot{\epsilon}^c = \epsilon_i \{1 - \exp(-rt)\} + \dot{\epsilon}_m t \quad (3-23)$$

$$\dot{\epsilon}^c = \epsilon_i r \exp(-rt) + \dot{\epsilon}_m \quad (3-24)$$

各係数を表3-8に示す。定応力クリープ破断試験の標点間変位より求めた破断延性値  $\epsilon_r^c (= \ln(l/l_0))$  を図3-19に示す。延性消耗値  $D_c$  の計算手順を図3-20に示す。応力緩和中の時間ステップ  $\Delta t$  間(応力レベルs)に生じるクリープひずみの増分  $\Delta \epsilon^c$  は、クリープひずみ速度  $\dot{\epsilon}^c$  と  $\Delta t$  の積で与えられ、損傷のひずみ速度依存が考慮されている。延性消耗則による実際の寿命  $N_{tr}$  と予測寿命  $N_{tr,p}$  の関係を図3-21に示す。非安全側に対する予測の精度は、ファクター2であり、時間分数和による寿命予測より安全側の寿命予測を示した。ただし、波形間の予測範囲のばらつきは同程度といえる。また、時間分数和則と同様に850°CのTH波で損傷の過小評価となった。TCH波では、損傷を過大に評価する結果が得られた。

表3-5および3-6に示すように、対称三角波であるpp波、cc波およびTCH波は同じ非弾性ひずみに対する  $N_p$  がほぼ同じであることから、TCH波では引張り圧縮のひずみ保持中に変形の回復が生じていることを示唆していると考えられる。この現象は、時間分数和則による評価結果でも見られるが、延性消耗則により物理的意味の理解が可能となった。尚、クリープ損傷は時間分数和則と同様にひずみ保持中のみ考慮した。



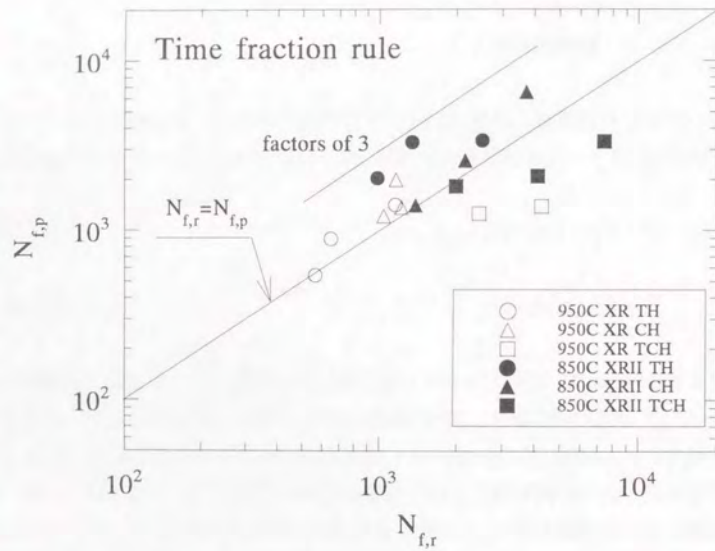


図3-18 時間分数和則による実際の寿命  $N_{tr}$  と予測寿命  $N_{tp}$  の関係

表 3-8 クリープ構成式の係数

$$\epsilon^c = \epsilon_t \{1 - \exp(-rt)\} + \dot{\epsilon}_{\min} t$$

parameters	XR II, 850°C	XR, 950°C
$\epsilon_t$	$1.83 \times 10^{-2} \exp(0.0055\sigma)$	$4.35 \times 10^{-2} \exp(0.0016\sigma)$
$r$	$9.41 \times 10^{-4} \exp(0.0384\sigma)$	$5.35 \times 10^{-3} \exp(0.0575\sigma)$
$\dot{\epsilon}_{\min}$	$1.18 \times 10^{-15} \sigma^{6.20}$	$3.30 \times 10^{-11} \sigma^{4.85}$

$t(\text{h}), \sigma(\text{MPa})$



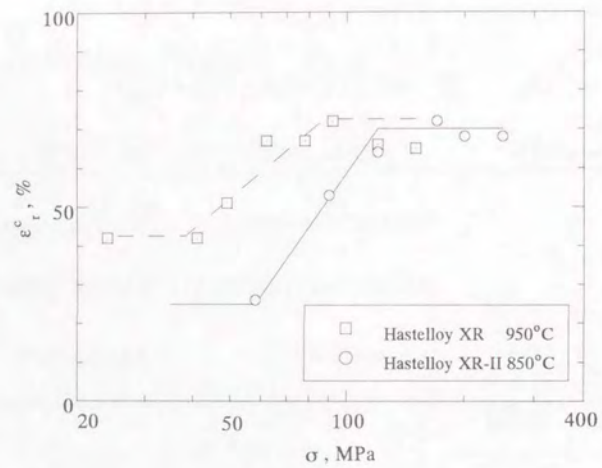


図3-19 破断延性値

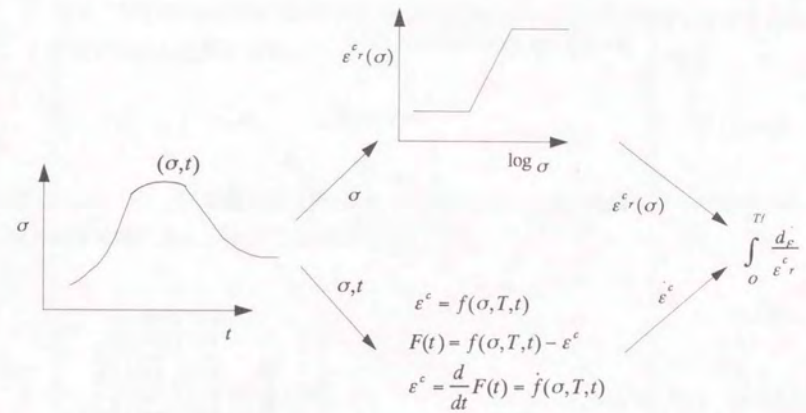


図3-20 延性消耗値の計算手順