

2013 年度（平成 25 年度）

博 士 論 文

高速炉機器・構造の長時間健全性評価に
関する破壊力学的および材料学的研究

若 井 隆 純

目次

第1章 緒論	1
1.1 研究の背景	1
1.2 本研究の目的と本論文の構成	7
1.3 参考文献	8
第2章 高速炉機器・配管構造健全性評価法の開発	9
2.1 緒言	9
2.2 影響関数法によるクリープ疲労き裂進展評価法	11
2.2.1 クリープ疲労き裂進展速度	11
2.2.2 疲労き裂進展評価法	11
2.2.3 クリープき裂進展評価法	19
2.3 評価法の実験による検証	24
2.3.1 試験方法	24
2.3.2 試験結果と評価結果の比較	37
2.4 結言	45
2.5 参考文献	46

第3章 革新的高速炉用構造材料と設計評価法に関する研究	48
3.1 緒言	48
3.2 ナトリウム冷却炉に適した高クロムフェライト系耐熱鋼の開発	52
3.2.1 開発の着眼点	52
3.2.2 供試材	55
3.2.3 実験による材料仕様の絞込み検討	59
3.2.4 ナトリウム冷却炉に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼仕様の提案	68
3.3 高 Cr フェライト系耐熱鋼の設計評価法の開発	69
3.3.1 材料強度基準の策定	69
3.3.2 クリープ疲労強度評価法の開発	85
3.4 結言	92
3.5 参考文献	93
第4章 結論	95
謝辞	97

第1章 緒論

1.1 研究の背景

わが国は、国の活動基盤を維持するためのエネルギー資源を海外からの輸入に依存する小資源国であるため、エネルギーの長期的安定供給に向け、資源を節約し、エネルギー生産に伴う環境負荷が小さい技術の研究開発が不可欠である。2011年3月11日の東北太平洋沖地震により、東京電力福島第一発電所において、大量の放射性物質の環境への放出を伴う事故が発生したが、このような状況下においても、わが国が小資源国であることを考慮すれば、安全性を確保した上での原子力エネルギーの利用が現実的な解決策となることは間違いない。高速増殖炉サイクルシステムは、エネルギー供給能力、超ウラン元素（TRU）燃焼特性、核変換特性などの面から、これらの要件を満たすポテンシャルを有している。

高速増殖炉は軽水炉に比べ、①1回の核分裂によって発生する中性子の数が多く、これらの中性子を炉心燃料の7割以上を占めるウラン 238 に捕獲させプルトニウム 239 に変換させる割合が軽水炉より大きい。そのため、消費した燃料以上の燃料を生産すること（燃料の増殖）が可能であるとともに、②炉心の中性子エネルギーが高いため、軽水炉では燃え難いマイナーアクチニド（MA）を核分裂させることができるなどの特性を有している。

①の特性を利用し、高速増殖炉サイクルは軽水炉と比べてウラン（U）資源の利用効率を飛躍的に高くできる可能性がある。Fig.1-1の左図^[1]に示す世界エネルギー会議（WEC）における長期の世界エネルギー需給に基づくサイクル諸量解析によれば、環境主導ケース（WEC-C2 ケース）の場合でも軽水炉ワンスルー（直接処分）では、21世紀中頃以降に世界の天然 U 累積需要量が在来型資源量（約 1440 万 t）に達する可能性がある。これによる U 資源の供給不足は、現在のわが国の発電電力量の約 3 割を占める原子力発電の供給信頼性を揺るがすおそれがある。Fig.1-1の右図^[2]は、内閣府原子力委員会の新計画策定会議において検討された種々の核燃料サイクルオプションについて、わが国の天然 U の累積需要量を比較している。これによれば、寿命に達した既存の軽水炉を順

次リブレースして高速増殖炉へ移行することにより、22 世紀の初頭頃には、天然 U の新たな調達が必要となる可能性があることが分かる。なお、ここでは高速増殖炉の本格導入は 2050 年以降と想定している。

また、②の特性を利用することにより、高レベル放射性廃棄物中に長期に残留する放射エネルギーを少なくし、単位発生エネルギー当たりの環境負荷を有意に低減できる可能性がある。Fig.1-2^[3]は、電気出力 100 万 kWe の原子力発電所を 1 年間運転した時の単位出力あたりの高レベル放射性廃棄物（ガラス固化体）の発生量を比較している。高速増殖炉サイクルでは、エネルギーシステムとしての熱効率の良さと MA リサイクルにより、軽水炉サイクルに比べて約 2/3 程度にガラス固化体の本数を削減できる可能性がある。さらに、発熱量の大きい核分裂生成物（FP）などを高レベル放射性廃棄物から分離処分できる技術が実現すれば、より一層その本数を削減できる可能性があり、高レベル放射性廃棄物処分場の利用可能年数を延ばすことが期待できる。Fig.1-3^[2]は、直接処分、軽水炉サイクルおよび高速増殖炉サイクルにおいて、処分される放射性物質の潜在的有害度（高レベル放射性廃棄物の実際の危険性ではなく、高レベル放射性廃棄物と人間との間の障壁を仮に考慮しないとした場合の放射線の影響）を比較している。例えば 1,000 年後の有害度で比較すると、高速増殖炉サイクルの高レベル放射性廃棄物は、直接処分および軽水炉サイクルと比較し、それぞれ 1/240 および 1/30 程度に低減する可能性がある。以上のように、高速増殖炉サイクルはエネルギーセキュリティの観点のみならず、環境負荷低減の観点からも開発意義のある将来の有望なエネルギー源と考えられる。

1999 年、日本原子力研究開発機構（当時、核燃料サイクル開発機構）と電気事業者は、これまでに蓄積された高速実証炉に関する知見や、高速実験炉「常陽」、高速原型炉「もんじゅ」の建設・運転経験などの有効活用を図るべく、電力中央研究所、メーカーなどの協力を得て、高速増殖炉サイクルの適切な実用化像とそこに至るまでの研究開発計画を 2015 年頃に提示することを目的として、「高速増殖炉サイクル実用化戦略調査研究」を開始した。2005 年度までの技術総括の結果、技術的実現性が高く、総合的に最も優れた概念として、酸化

物燃料を用いたナトリウム冷却炉 (Fig.1-4) , 先進湿式法再処理および簡素化ペレット法燃料製造の組合せ概念 (Fig.1-5) を、主概念として抽出した。そして、この調査研究を引き継ぐ形で、2007 年から、高速炉サイクルの実用化に重点を置いた「高速炉サイクル実用化研究開発」 (Fast Reactor Cycle Technology Development Project. 以下, “FaCT プロジェクト” という。) が開始され、現在に至っている。

ナトリウム冷却炉では、軽水炉に比較して、高温で運転されることから、その設計や運用において、クリープ変形の影響を考慮する必要がある。しかし、ナトリウム冷却炉では、内圧や自重などの定常的・継続的に働く荷重は小さいため、高温で運転されるものの、これらの荷重によるクリープ変形は微小である。一方、定常運転時の熱膨張応力や、異常運転時の過渡的温度変化に伴う過渡熱応力は大きく、これらの応力を重ね合わせると、構造物の形状不連続部などにおいて、しばしば材料の降伏点を超える。したがって、ナトリウム冷却炉の設計や運用においては、弾塑性変形を適切に考慮する必要がある。さらに、これらが残留応力となり、高温運転中に応力緩和を伴いながら、クリープ変形を生じるので、前述の通り、クリープ変形の影響も考慮する必要がある。

現在、ナトリウム冷却炉の実用化を目指して、革新技術の要素技術開発やそれらの実証試験が行われつつある。これらと並行して、国の許認可プロセスに備えて、設計・建設および運用・維持に係る規格・基準の整備が進められている。具体的には、一般社団法人日本機械学会が発行する民間規格としてこれらを整備し、国の定める技術審査を経て、ナトリウム冷却炉の建設や運用に適用しようというものである。

設計・建設にあたっては、許容応力が大きく、長時間にわたる高温での使用においても性能が低下しない材料が求められており、このような優れた特性を有する材料を開発し、規格・基準化することで、ナトリウム冷却炉の設計の自由度を拡大することが可能となる。一方、運用・維持にあたっては、ナトリウム冷却炉の機器に、万一、き裂が存在したとしても、それは不安定的な破壊を

引き起こすものではないことを示す信頼性の高い構造健全性評価法を開発し、その手順を規格・基準化することで、公衆の安全・安心を高めることができる。

そこで、本研究では、ナトリウム冷却炉の設計自由度の拡大を可能とし、かつナトリウム冷却炉の運用の安全・安心の向上を目的として、その使用条件に整合した材料の開発と、その構造上の特徴を適切に考慮した構造健全性評価法の開発を行い、以て、我が国における高速炉サイクルの実用化に寄与することを目指す。

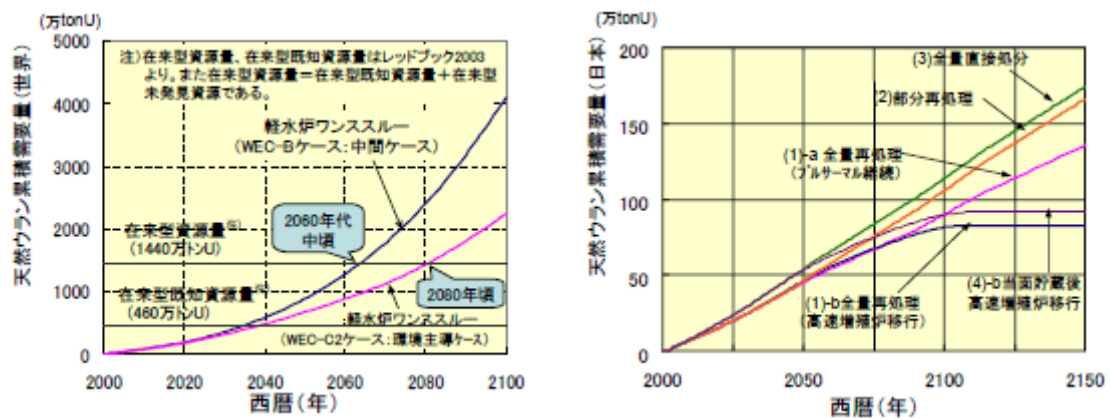


Fig.1-1 Utilization of uranium resources and energy security in Japan

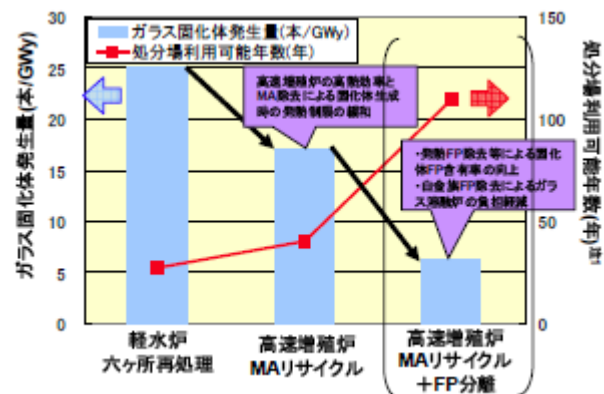


Fig.1-2 Reduction of the high-level nuclear waste by fast reactor cycle

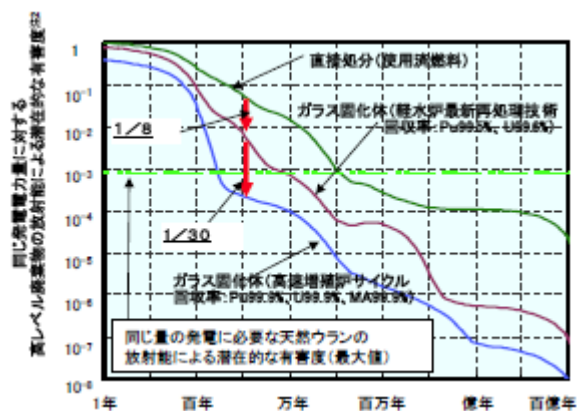


Fig.1-3 Potential noxious reduction of the radioactivity by fast reactor cycle

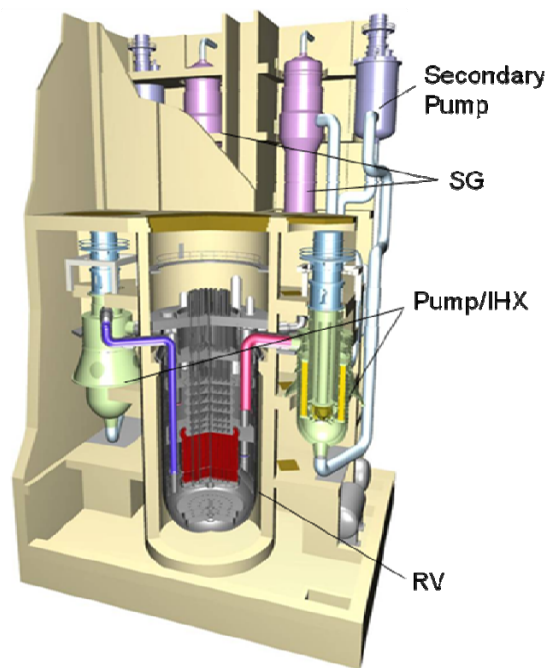


Fig.1-4 Conceptual diagram of Japan Sodium-cooled Fast Reactor

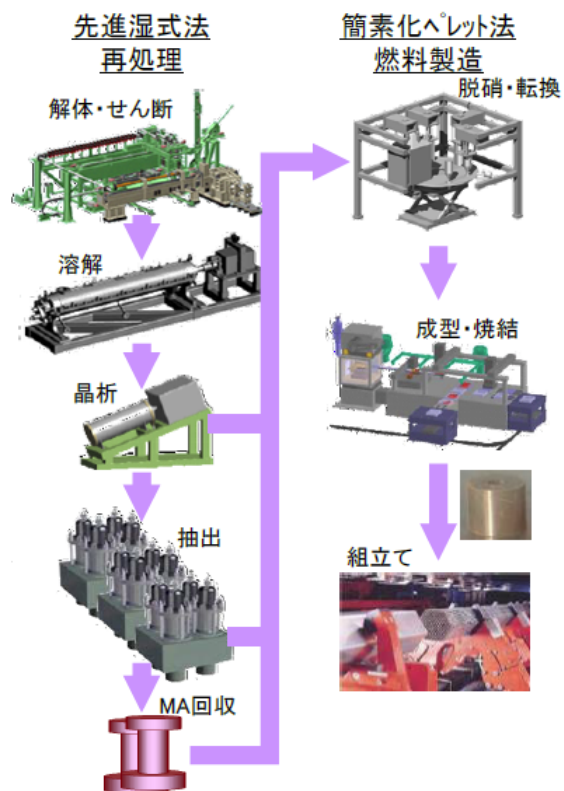


Fig.1-5 Advanced aqueous reprocessing process and simplified pelletizing method

1.2 本研究の目的と本論文の構成

前節で述べたとおり，本研究は，ナトリウム冷却炉の設計自由度の拡大と，ナトリウム冷却炉の運用の安全・安心の向上を目的として，その使用条件に整合した材料の開発と，その構造上の特徴を適切に考慮した構造健全性評価法の開発を行い，以て，我が国における高速炉サイクルの実用化に寄与することを目指す．

第 2 章では，ナトリウム冷却炉の運用の安全・安心の向上を目的とした，ナトリウム冷却炉の構造上の特徴を適切に考慮した構造健全性評価法の開発について述べる．すなわち，ナトリウム冷却炉では，破断前漏えい (**Leak Before Break**，以下，**LBB** という．) の成立性が強く求められていることを踏まえ，ナトリウム冷却炉の機器・配管に対する **LBB** 成立性評価および供用期間中にき裂が発生・検出された場合のき裂進展評価への適用を念頭に，破壊力学的アプローチによるクリープ疲労き裂進展評価法を，設計との整合性に配慮しつつ開発した．そして，開発した評価法の妥当性を，構造物試験の結果を用いて検証した結果について述べる．

第 3 章では，ナトリウム冷却炉の設計自由度を拡大することを目的とした材料の開発と，材料強度基準およびクリープ疲労強度評価法の提示について述べる．すなわち，経済性と安全性を向上させるには，プラントコンパクト化による建設コストの低減が最も有効な方策であるが，これに寄与する熱的特性と高温強度がバランスよく優れる高クロム (Cr) フェライト系耐熱鋼の開発に取り組んだ．具体的には，既に火力発電設備等において使用実績のある高 Cr フェライト系耐熱鋼をベースに，ナトリウム冷却炉の構造材料に特に強く求められる特性であるクリープ疲労強度特性，靱性を改善した仕様を選定するとともに，最適な熱処理条件の設定についても検討した．さらに，設計評価を可能とするため，同仕様に対する材料強度基準を策定し，クリープ疲労強度評価法を提示した．

1.3 参考文献

- [1] 小野清, 久保田貞衣, 辺田正則, 塩谷洋樹, 平尾和則, 「FBR サイクル導入シナリオの検討 (IV)ーサイクル諸量の観点からの FBR 導入シナリオの評価ー」, JNC TN9400 2003-061 (2003/07. 核燃料サイクル開発機構社内報告書) .
- [2] 内閣府原子力委員会 新計画策定会議 第 9 回資料第 13 号, 「核燃料サイクル所領の分析について (改訂版)」 (2004/10) .
- [3] 「高速増殖炉サイクルの実用化へのステップ」原子力 eye, Vol.50, No.11 (2004/11) .

第2章 高速炉機器・配管構造健全性評価法の開発

2.1 緒言

ナトリウム冷却炉の実用化に向けては、安全性を高い水準に保ったうえで、最新の軽水炉等と競合しうる経済性の達成が求められる。このため、ナトリウム冷却炉の構造上の特徴を的確に反映した適切な安全論理を構築することによって、設計における過剰な保守性の排除と、運用条件の合理化が必要である。機器・配管における破断前漏えい（Leak Before Break. 以下、LBB という。）の成立を前提とする漏えい対策設備設計や供用期間中検査程度の合理化は、その主要なものであり、そのためには、ナトリウム冷却炉の構造上の特徴を的確に反映した LBB 成立性評価法の確立が強く求められる。LBB の考え方は、ナトリウム冷却炉に先行する軽水炉の分野で、配管破損防護設計規格^[1]としてすでに民間規格化されている。ただし、軽水炉の設計における LBB 成立性評価の目的が、配管破損に伴う周辺機器の破損を防止するために設けられるレストレイント（振れ止め金具）を合理化することに限定されているのに対し、ナトリウム冷却炉では LBB の成立を条件に、漏えい対策設備設計や供用期間中検査を合理化しようとしている点が、根本的に異なることに注意が必要である。いずれにせよ、LBB 成立性評価においては、

- (1) 欠陥が成長して貫通するまでのき裂進展挙動
- (2) 貫通欠陥からの冷却材漏えい挙動
- (3) 成長したき裂の不安定化挙動

を、実機の条件において合理的かつ保守的に評価する方法を整備することが必要である。

一方、ナトリウム冷却炉の運用が開始され、供用期間中に万一、欠陥が検出された場合、その欠陥の次回計画停止までの成長挙動を定量的に予測し、板厚を貫通しない、あるいは破壊を引き起こすような大きさに成長しないことを示すことができれば、当該欠陥を除去することなく、運転を許容することが可能

である。この考え方は、ナトリウム冷却炉に先行する軽水炉の分野で、維持規格^[2]として民間規格化され、既に実プラントの運用に適用されている。

そこで本章は、ナトリウム冷却炉の機器・配管に対する LBB 成立性評価および供用期間中に検出された欠陥の評価への適用を念頭に、き裂進展評価法を開発することを目的とした。具体的には、ナトリウム冷却炉では；

- ① 高水準のナトリウム純度管理による安定な環境条件のため、腐食に起因する破損の可能性は極めて小さい。
- ② 冷却材ナトリウムは沸騰防止のため加圧する必要がないので、運転時の内圧は小さい。また、ナトリウム配管には、定荷重式支持装置を適切に配置するので、自重を支持する構造の不足による過大応力は発生しにくい。このため、運転時の内圧や自重による不安定破壊の可能性は極めて小さい。
- ③ ナトリウム配管は、エルボを用いて引きまわし、十分な撓性を有しているので、熱膨張反力による延性破壊やクリープ破断の可能性は極めて小さい。
- ④ ナトリウム冷却炉の重要機器は、敷地で想定される基準地震動に耐えるように設計するので、地震荷重による延性破壊や塑性崩壊等の可能性は極めて小さい。

と言える^[3]。したがって、相対的に言えば、ナトリウム冷却炉の機器・配管では、応力集中部における熱膨張力、熱応力等による疲労あるいはクリープ疲労破損がもっとも注意すべき破損様相であるといえる。当該破損様相に対しては、特に注意した設計方針により設計を行うので、設計条件の下でこれが生じることには考えにくい。本研究では、相対的に考慮して、クリープ疲労によるき裂進展挙動を評価する方法を開発することが、ナトリウム冷却炉の機器・配管の構造健全性評価上、もっとも有効であると考えた。

2.2 影響関数法によるクリープ疲労き裂進展評価法

構造物中のクリープ疲労き裂進展を評価するためには、破壊力学パラメータを算出する必要がある。その方法としては、経路積分法や仮想き裂進展法などがあるが、これらの方法では、有限要素解析などの煩雑な数値計算を行う必要があり、このことが実機適用への大きな障害となる。そこで、本研究では、簡便な方法として、影響関数法^[4]による破壊力学パラメータの算出を行う。ただし、従来提案されている影響関数法による破壊力学パラメータ評価は、弾性ベースの研究である。前章で述べた通り、ナトリウム冷却炉の設計では、塑性変形やクリープ変形が考慮されていることから、き裂進展評価においても、これらの影響を適切に考慮して、設計と整合した評価法とする必要がある。

以下、本節においては、塑性変形とクリープ変形を考慮して算出した破壊力学パラメータに基づくクリープ疲労き裂進展評価法について述べる。

2.2.1 クリープ疲労き裂進展速度

クリープ疲労き裂進展速度は、次式の通り、疲労き裂進展速度と、クリープき裂進展速度の和として計算する。すなわち、疲労き裂進展とクリープき裂進展の相互作用は無視する。これは、小井らが複数の高速炉構造材料に対して行った疲労き裂進展試験データにおいて、き裂進展挙動に及ぼす負荷速度の影響が大きくなかったことを根拠としている^[5]。

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{fatigue} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{creep} \quad (2-1)$$

ここで、 $(da/dN)_{fatigue}$ および $(da/dN)_{creep}$ は、それぞれ 2.2.2 項および 2.2.3 項で述べる疲労き裂進展速度およびクリープき裂進展速度である。

2.2.2 疲労き裂進展評価法

疲労き裂進展速度 $(da/dN)_{fatigue}$ は、次式により算出する^[6]；

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{fatigue} = C_f \cdot (\Delta J_{ep})^{m_f} \quad (2-2)$$

ここで、 C_f および m_f は材料定数である。また、 ΔJ_{ep} は弾塑性 J 積分範囲であり、弾性 J 積分範囲 ΔJ_e に塑性修正係数 f_{ep} を乗じて次式により求める^[7]；

$$\Delta J_{ep} = f_{ep} \cdot \Delta J_e \quad (2-3)$$

$$f_{ep} = \frac{\sigma_{ref}^3}{2\sigma_y^2 \cdot E \cdot \epsilon_{ref}} + \frac{E \cdot \epsilon_{ref}}{\sigma_{ref}} \quad (2-4)$$

ここで、 σ_{ref} および ϵ_{ref} は参照応力および参照ひずみである。参照応力 σ_{ref} は、正味断面形状関数 F_{net} を用いて、次式によって算出する。参照ひずみ ϵ_{ref} は、材料の繰返し応力－ひずみ曲線上における参照応力に対応するひずみである。 E および σ_y は、それぞれ材料の縦弾性定数と降伏点である。

$$\sigma_{ref} = F_{net} (p_m \sigma_m + p_b \sigma_b) \quad (2-5)$$

F_{net} は、構造物の形状ごとにき裂形状の関数として与えられる正味断面形状関数であって、き裂進展による正味断面積の減少や、曲げ負荷の場合には中立軸の移動も考慮する。係数 p_m および p_b は、膜応力と曲げ応力の寄与に応じて決定する係数であるが、過去の経験から、特別な場合以外には $p_m=p_b=1.0$ を用いる^[8]。

弾性 J 積分範囲 ΔJ_e は、平面応力または平面ひずみ条件を仮定し、次式によって算出する。

$$\Delta J_e = \frac{\Delta K_{eff}^2}{E} \quad : \text{平面応力の場合} \quad (2-6)$$

$$\Delta J_e = \frac{\Delta K_{eff}^2 (1-\nu^2)}{E} \quad : \text{平面ひずみの場合} \quad (2-7)$$

E は材料の縦弾性定数、 ΔK_{eff} は、応力比 $R=\sigma_2/\sigma_1$ の関数として与えられるき裂開口効果係数 q_{clos} を考慮して定められる有効応力拡大係数範囲である。

$$\Delta K_{eff} = q_{clos} \cdot \Delta K \quad (2-8)$$

$$\Delta K = K_1 - K_2 \quad (2-9)$$

ここで，下添字の“1”および“2”は，考えている荷重サイクルの最大値および最小値であることをそれぞれ表わしている．さて，き裂閉口効果係数 q_{clos} は，次式で定義する；

$$q_{clos} = (1-R)^{n-1} \quad (2-10)$$

ここで

$$R \geq 0 \quad : \quad n=1 \quad (\text{したがって } q_{clos} = 1)$$

$$R < 0 \quad : \quad n=0 \quad (\text{したがって } q_{clos} = \frac{1}{1-R})$$

上式から明らかな通り，本研究では，Fig.2-1 に示す通り，圧縮側の応力はき裂進展に寄与しないと仮定している．

荷重サイクル中の最大応力拡大係数 K_1 および最小応力拡大係数 K_2 は，それぞれ影響関数法によって求める．すなわち；

$$K_1 = (F_m \cdot \sigma_{m-1} + F_b \cdot \sigma_{b-1} + F_p \cdot \sigma_{p-1}) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2-11)$$

$$K_2 = (F_m \cdot \sigma_{m-2} + F_b \cdot \sigma_{b-2} + F_p \cdot \sigma_{p-2}) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2-12)$$

ここで，

- | | | |
|--|---|------------------------|
| $\sigma_{m-1}, \sigma_{b-1}, \sigma_{p-1}$ | : | 時点 1 における膜，曲げ，放物線ピーク応力 |
| $\sigma_{m-2}, \sigma_{b-2}, \sigma_{p-2}$ | : | 時点 2 における膜，曲げ，放物線ピーク応力 |
| F_m, F_b, F_p | : | 膜，曲げ，放物線ピーク応力に対応する影響係数 |
| a | : | き裂寸法 |

なお、各時点における膜応力 σ_m および曲げ応力 σ_b を、塑性変形を考慮して求めるため、以下に述べる簡易弾塑性解析法を考案した。すなわち、き裂が存在する部位の板厚内応力分布は、弾性熱応力解析によれば Fig.2-2(a)のようになるが、これを、膜応力成分（0 次成分）、曲げ応力成分（1 次成分）および放物線ピーク応力成分（2 次成分）の 3 成分に分解して、それぞれについて、弾塑性変形を考慮する。ただし、放物線ピーク応力成分は比較的短時間で解消することを考慮し、弾塑性変形の影響は加味しないこととする。ナトリウム冷却炉の設計において応力は、Fig.2-3 に示すように、荷重制御的な一次応力（同図(a)）と、変位制御的な二次応力（同図(b)）とに分類される。時刻 0 において仮想的に Fig.2-4 の“ $t=0$ ”の点の応力-ひずみ状態は、時間の経過とともに、荷重制御の場合は水平に右に引いた直線と材料の応力-ひずみ曲線の交点で与えられる応力-ひずみ状態となり、一方、変位制御の場合は鉛直方向に引いた直線と材料の応力-ひずみ曲線の交点で与えられる応力-ひずみ状態となる。このとき、一般的な弾性追従系の場合には斜め右下方向に引いた直線と材料の応力-ひずみ曲線の交点で与えられる応力-ひずみ状態となる。この時の直線の傾きが、弾性追従係数であり、荷重の性質と構造形状によって決まる。

$$\tan \theta = \frac{q_{ep} - 1}{E} \quad (2-13)$$

ナトリウム冷却炉の構造設計においては保守性を考慮し、 $q_{ep}=3$ を用いることを推奨することがある^[9]。

ナトリウム冷却炉の高温構造設計指針との整合性を考慮し、Fig.2-5 および Fig.2-6 に示すような方法により、板厚内の応力分布を推定する方法を提案した。つまり、ナトリウム冷却炉の構造設計で採用されている弾性追従係数を用いることにより、設計指針とき裂進展評価法の整合を図っている。

(1) 膜応力 σ_m

膜応力成分については、Fig.2-5 に示すように、弾性的に得られる膜応力 S_m 、材料の繰返し応力－ひずみ曲線、および弾性追従係数 q_{ep} を用いて、塑性変形を考慮した膜応力 σ_m を計算する。

(2) 曲げ応力 σ_b

曲げ応力成分については、Fig.2-6 の上図に示すように、膜応力 σ_m が作用する状態に、弾性的に得られる曲げ応力 S_b を重ね合わせ、材料の繰返し応力－ひずみ曲線、および弾性追従係数 q_{ep} を用いて、正側および負側の膜＋曲げ応力 σ_{m+b} および σ_{m-b} を計算する。こうして求めた σ_{m+b} および σ_{m-b} から、板厚内の応力分布を Fig.2-6 の下図のように仮定し、この応力分布に対応する正側および負側の等価曲げモーメントを、それぞれ次式により計算する：

$$M_{+b} = \int_0^1 [f\{\varepsilon_m + (\varepsilon_{m+b} - \varepsilon_m)x\} - \sigma_m] x dx \quad (2-14)$$

$$M_{-b} = \int_{-1}^0 [f\{\varepsilon_m + (\varepsilon_m - \varepsilon_{m-b})x\} - \sigma_m] x dx \quad (2-15)$$

弾塑性曲げモーメント M_{ep} は、次式により計算する；

$$M_{ep} = \text{Min}[(M_{+b} + M_{-b}), M_e] \quad (2-16)$$

ここで、 M_e は弾性的に計算される曲げモーメントで、

$$M_e = \int_{-1}^1 (S_b x) x dx = \frac{2}{3} S_b \quad (2-17)$$

これらより、等価曲げ応力 σ_b は、次式より計算する。

$$\sigma_b = \frac{6M_{ep}}{2wt^2} = \frac{3}{2} M_{ep} \quad (2-18)$$

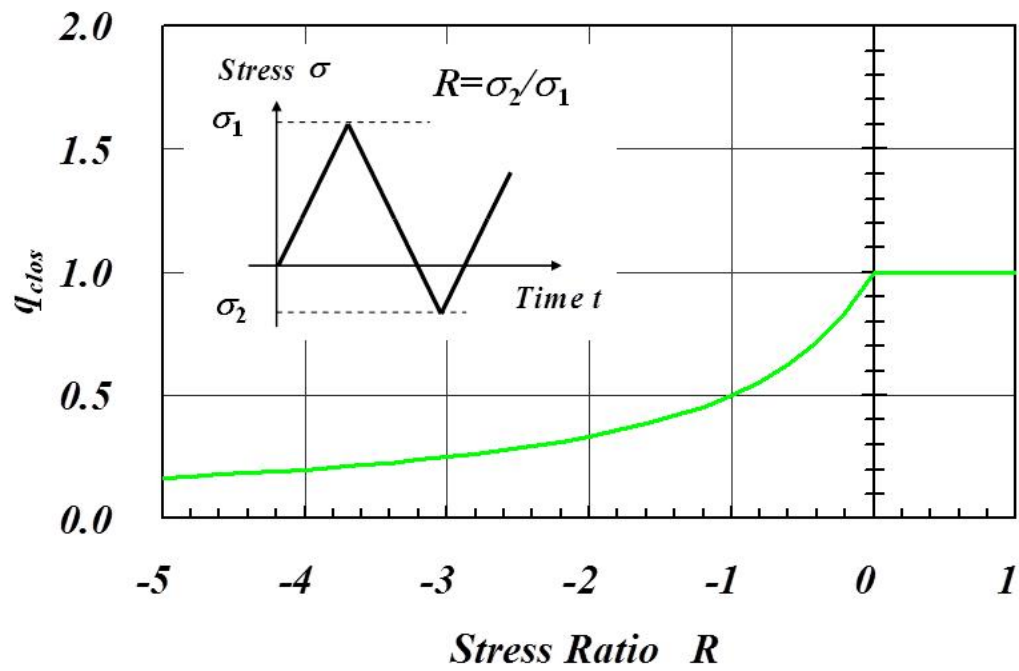


Fig.2-1 Relationship between crack closure effect factor and stress ratio

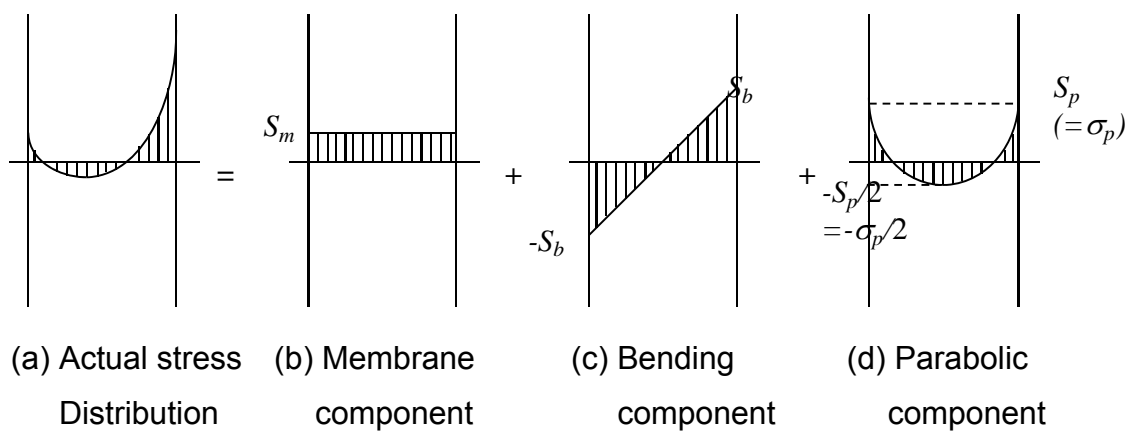


Fig.2-2 An example of stress distribution across the wall thickness

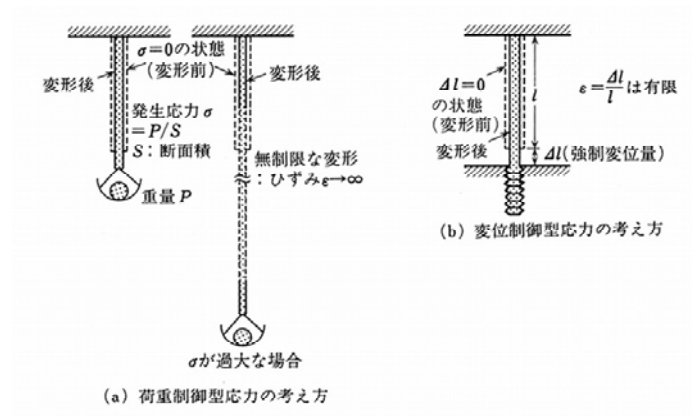


Fig.2-3 Primary stress and secondary stress

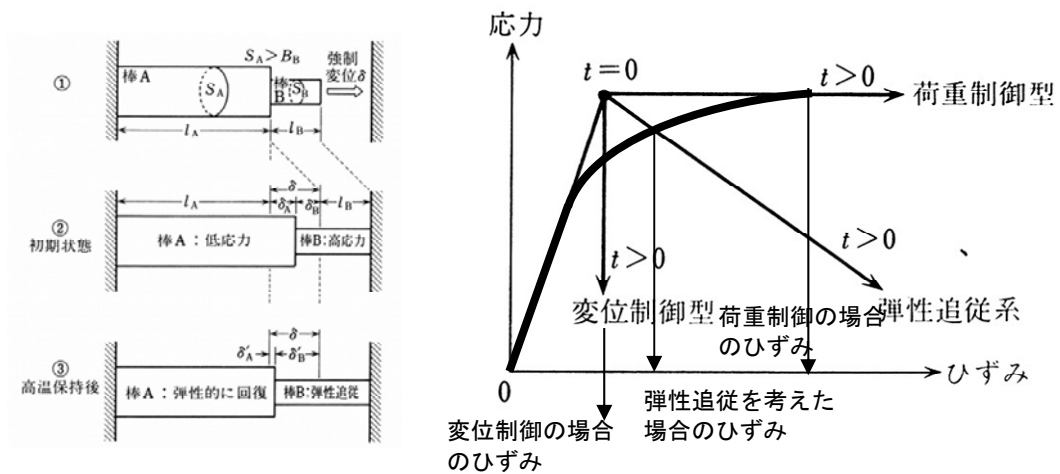


Fig.2-4 Elastic follow-up behavior

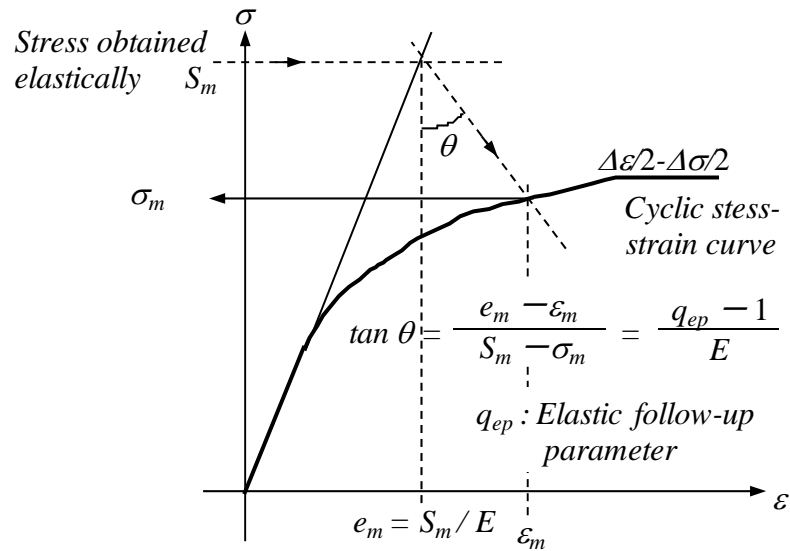


Fig.2-5 Membrane stress taking plasticity into account

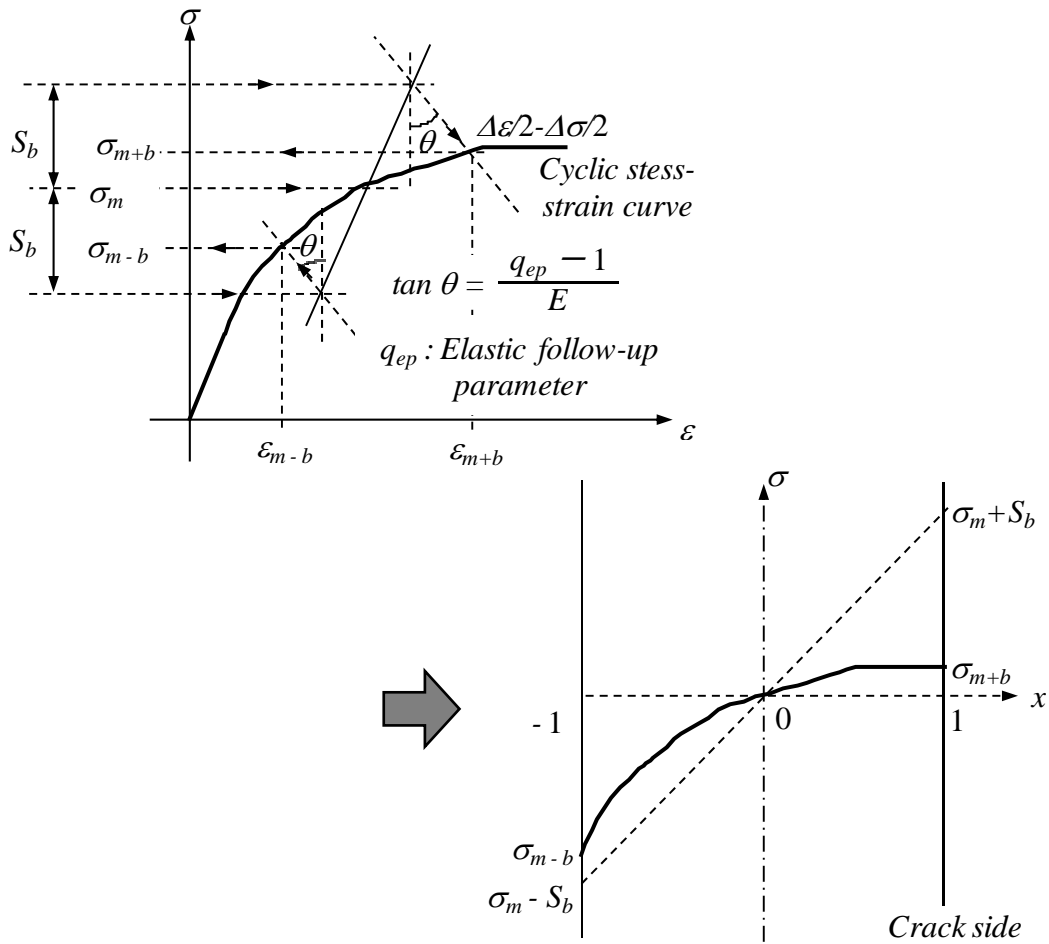


Fig.2-6 Assumption of bending stress distribution across the wall thickness taking plasticity into account

2.2.3 クリープき裂進展評価法

クリープき裂進展速度 $(da/dN)_{creep}$ は、次式により算出する；

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{creep} = C_c \cdot (\Delta J_c)^{m_c} \quad (2-19)$$

ここで、 C_c および m_c は材料定数である。また、 ΔJ_c は等価クリープ J 積分範囲であり、時間依存のクリープ J 積分 $J'(t)$ を、0 から荷重サイクル中の保持時間 t_H まで積分することにより求める。

$$\Delta J_c = \int_0^{t_H} J'(t) dt \quad (2-20)$$

時間依存のクリープ J 積分 $J'(t)$ は、保持開始時点の弾性 J 積分 J_e にクリープ修正係数 f_c を乗じて次式により求める。

$$J'(t) = f_c(t) \cdot J_e \quad (2-21)$$

ここで、 $f_c(t)$ は時間依存のクリープ補正係数であり、材料の縦弾性定数 E 、参照応力 σ_{c-ref} および参照応力 σ_{c-ref} に対応するクリープひずみ式から得られる参照クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c-ref}$ を用いて、次式で表わされる。

$$f_c(t) = \frac{E \cdot \dot{\epsilon}_{c-ref}(t)}{\sigma_{c-ref}} \quad (2-22)$$

また、弾性 J 積分 J_e は、応力拡大係数 K から、次式によって計算できる。

$$J_e = \frac{K^2}{E} \quad : \quad \text{平面応力の場合} \quad (2-23)$$

$$J_e = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} \quad : \quad \text{平面ひずみの場合} \quad (2-24)$$

応力拡大係数 K は、重ね合わせの原理に基づく影響関数法によって求める。

$$K = (F_m \cdot \sigma_m + F_b \cdot \sigma_b + F_p \cdot \sigma_p) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2-25)$$

ここで、

σ_m , σ_b , σ_p : 保持開始時点における膜、曲げ、放物線ピーク応力

F_m , F_b , F_p : 膜、曲げ、放物線ピーク応力に対応する影響係数

a : き裂寸法

なお、膜応力 σ_m および曲げ応力 σ_b は、前項に示す簡易弾塑性解析により決定する。

また、応力が小さい場合、Fig.2-7(a)に示すような、き裂先端への不均一な応力集中が想定されるため、次式による補正を施すこととした。

$$\text{小規模降伏 } (\sigma_{ref} < \sigma_y) \text{ の場合 : } \sigma_{c-ref} = \sigma_{ref} \cdot \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{ref}} \right)^p \quad (2-26)$$

$$\text{大規模降伏 } (\sigma_{ref} \geq \sigma_y) \text{ の場合 : } \sigma_{c-ref} = \sigma_{ref} \quad (2-27)$$

ここで、 $p = p_1 + p_2 \left(\frac{a}{t} \right)$ であり、過去の経験から、 $p_1 = p_2 = 0.2$ とする^[8]。

変位制御型の熱応力が支配的なナトリウム冷却炉機器におけるき裂進展評価では、保持時間中の応力緩和を考慮する必要がある。ここでは、これらの場合の応力緩和挙動を、Fig.2-8 に示す 3 つの過程に分けて考える。すなわち、①保持開始時点の参照応力 σ_{c-ref} から参照応力 σ_{ref} まで緩和する過程、②参照応力 σ_{ref} から、一次応力 σ_1 まで緩和する過程、および③一次応力 σ_1 が保持される過程である。それぞれの過程において考慮する、クリープ変形における弾性追従挙動を記述するパラメータ q_c については、以下の通り考える。

$$\tan \theta = \frac{q_c - 1}{E} \quad (2-28)$$

$$\textcircled{1} \quad q_c = \text{Max.}[\sqrt{q_c}, 3.0]$$

$$\textcircled{2} \quad q_c = q_c$$

$$\textcircled{3} \quad \sigma_1 \text{ は一次応力であり，応力緩和を考慮しない.}$$

ここで， q_c はクリープ変形における弾性追従係数であり，

荷重制御的負荷条件	:	$q_c = \infty$
変位制御的負荷条件	:	$q_c = 0$
一般的な条件	:	$0 < q_c < \infty$

荷重制御型負荷の場合の応力緩和挙動を Fig.2-8(a)に示す．この場合でも，小規模降伏状態からの再配分過程においては，弾性追従的な挙動を想定する．また，Fig.2-8(b)は変位制御的負荷の場合の応力緩和挙動であり，さらに同図(c)は一般的な弾性追従系の場合である．ナトリウム冷却炉の設計においては保守性を考慮し， $q_c=3$ を用いることを推奨することがある^[9]．

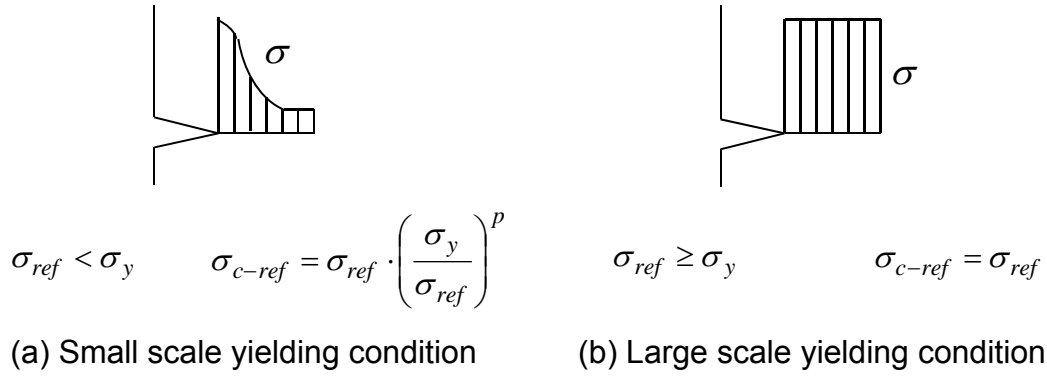
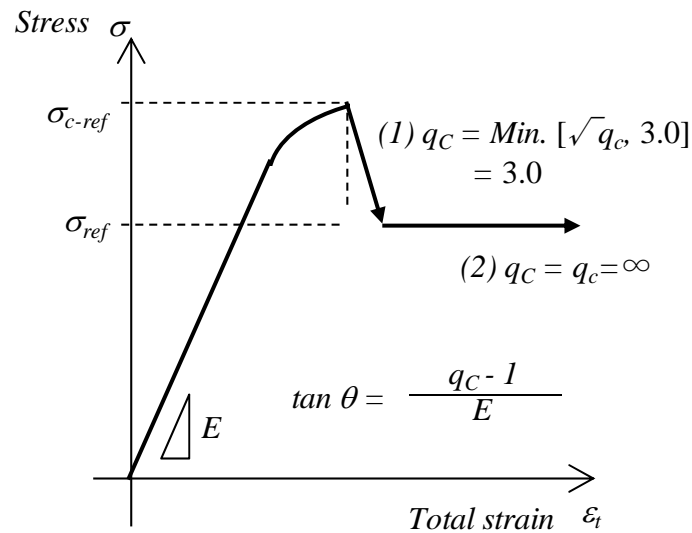
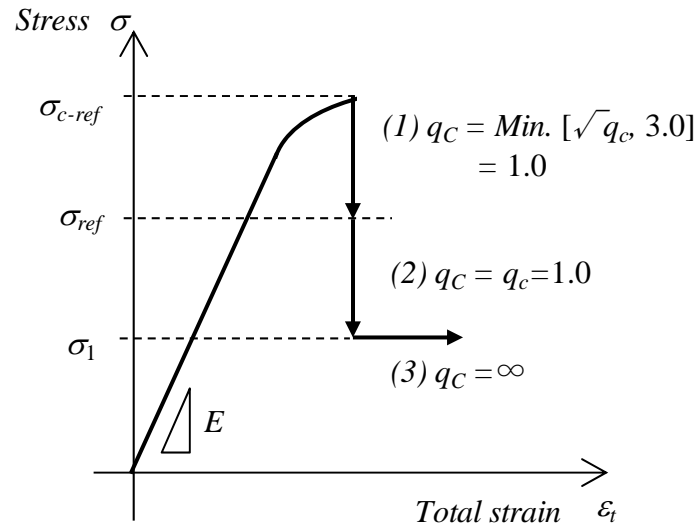


Fig.2-7 Definition of the reference stress at the beginning of dwell taking heterogeneous stress distribution into account

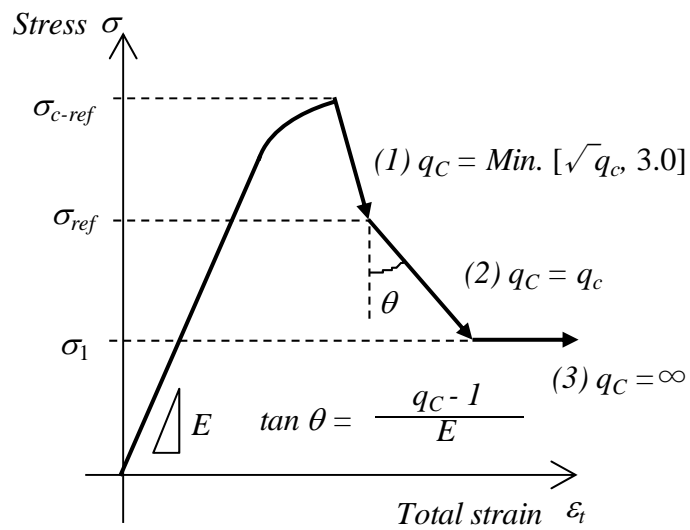


(a) Load controlled condition

Fig.2-8 Stress relaxation analysis



(b) Displacement or strain controlled condition



(c) General condition

Fig.2-8(contd.) Stress relaxation analysis

2.3 評価法の実験による検証

開発した疲労き裂進展およびクリープき裂進展評価法の妥当性検証を目的として、フランス原子力庁（CEA）との協力のもと、ベンチマーク解析を実施した^[10, 11, 12]。すなわち、荷重制御繰返し曲げを受ける平板中央の表面き裂に対する疲労き裂進展試験を室温および 650℃において、また、60 分の荷重保持を伴う荷重制御繰返し曲げを受ける平板中央の表面き裂に対するクリープ疲労き裂進展試験を 650℃において、さらに、ナトリウム冷却炉において支配的な負荷の特徴である変位制御的負荷の下での疲労き裂進展評価への適用性を検証するため、厚肉円筒内面の全周き裂に対する熱疲労き裂進展試験をそれぞれ実施し、各試験条件に対する疲労あるいはクリープ疲労き裂進展解析を行って、試験結果との比較を行った。

2.3.1 試験方法

(1) 疲労き裂進展試験

開発した疲労き裂進展評価法を検証するため、室温および高温（650℃）において、荷重制御片振りの疲労き裂進展試験を実施した。

試験体は、オーステナイト系ステンレス鋼である 316L(N)製の厚板である。この材料は、一般的な 316 ステンレス鋼をベースに、ナトリウム冷却炉機器への適用を目的として開発された材料で、クリープ強度の向上を狙って炭素添加量を減じ、代わりに窒素添加量を増やした化学成分を有している。材料の室温における機械的性質および疲労き裂進展特性を Table 2-1 に、室温における繰返し応力-ひずみ関係を Table 2-2 に、また、650℃における機械的性質、繰返し応力-ひずみ関係式、および疲労き裂進展則を Table 2-3 に、それぞれ示す。疲労き裂進展則は、フランスの規格 RCC-MR^[13]において、時間に依存しないとされている。

試験の概要ならびに試験体の形状・寸法および試験装置のセットアップを、Table 2-4 ならびに Fig.2-9 に、それぞれ示す。同図(b)に示す 650℃での試験では、

試験体の中央部の高さ 190mm の領域を電気炉で加熱した。同図(a)に示す室温試験は 1 体、同図(b)に示す高温試験は 2 体実施した。

疲労き裂進展試験における負荷波形を Fig.2-10 に示す。室温試験および高温試験ともに、平均応力を伴う片振り三角波である。室温試験は 27,627 サイクルまで、高温試験は 10,000 サイクルと 30,778 サイクルまで繰返し負荷を与えた。なお、この試験はフランス原子力庁 (CEA) サクレ研究所において実施した。

(2) クリープ疲労き裂進展試験

開発したクリープき裂進展評価法を検証するため、650℃において、荷重制御両振りのクリープ疲労き裂進展試験を実施した。

試験体は、前項の疲労き裂進展試験と同じ 316L(N)製の厚板である。650℃におけるクリープひずみ式およびクリープき裂進展特性を Table 2-5 に示す。

試験の概要ならびに試験体の形状・寸法および試験装置のセットアップを、Table 2-6 ならびに Fig.2-11 に、それぞれ示す。疲労予き裂導入後の初期き裂寸法は、深さ 7.9mm、長さ 87.2mm であった。電気炉による加熱範囲は、高温での疲労き裂進展試験と同様に、試験体の中央部の高さ 190mm の領域である。クリープ疲労き裂進展試験は 1 体のみ実施した。

負荷波形は、Fig.2-12 に示すように引張側ピークで 60 分の荷重保持を伴う両振り台形波である。この試験は、3,077 サイクルまで繰返し負荷を与えた。なお、この試験は CEA サクレ研究所において実施した。

(3) 構造物熱疲労き裂進展試験

ナトリウム冷却炉の機器構造において支配的な荷重は、過渡的な温度変化により発生する熱応力である。このため、開発したき裂進展評価法のナトリウム冷却炉への適用性を見通すためには、熱応力繰返しの下でのき裂進展試験を実施し、その結果と評価結果を比較することが求められる。そこで、内面に周方向全周切欠きを有する厚肉円筒の内面に、圧縮空気による熱過渡を繰り返し与

え、それにより発生する熱応力でき裂を進展させる熱疲労き裂進展試験を実施した。

試験体は、オーステナイト系 SUS304 ステンレス鋼鍛鋼品から切削加工により製作した外径 130mm、内径 70mm、高さ 600mm の厚肉円筒で、両端に試験装置に取り付けるためのフランジを、電子ビーム溶接 (EBW) によって接続した。試験体の形状・寸法を Fig.2-13 に示す。

試験体の外面を電気炉で加熱しておき、試験体の内面を下から圧縮空気を急速に供給することによって熱過渡を与える。過渡中の試験体の温度履歴を Fig.2-14 に示す。同図は、熱過渡開始から 150 秒間の温度履歴のみを示しているが、実際の試験における熱負荷サイクルは、これに続く昇温過程があるので 1 サイクルあたり 24 分である。圧縮空気の供給は 90 秒間継続されるが、試験体内外面の最大温度差が生じるのは、熱過渡開始から約 60 秒の時点である。そこで、この時点での温度分布を用いて、有限要素解析プログラム FINAS^[14]を用いた熱弾性応力解析を行った。その結果得られた板厚内の軸方向熱応力分布を Fig.2-15 に示す。この時点における膜応力、曲げ応力および放物線ピーク応力成分は、それぞれ以下の通りである；

$$S_m = 52.6 \text{ MPa}$$

$$S_b = 525.1 \text{ MPa}$$

$$S_p = 217.4 \text{ MPa}$$

これらの数値を適用し、前節で述べた簡易弾塑性解析を行う。

SUS304 の応力-ひずみ関係式および疲労き裂進展則を、Table 2-7 に示す。

なお、この試験は、8,000 サイクルまで実施した。

Table 2-1 Material properties at room temperature for the plate used in fatigue crack growth tests

Temperature T (°C)	Mechanical properties			Fatigue crack growth	
	Young's modulus E (MPa)	Poisson's ratio ν -	0.2% proof stress σ_y (MPa)	Characteristics	
				C_f	m_f
R.T.	195500	0.30	266	1.2×10^{-8}	2.84

Table 2-2 Cyclic stress-strain curve for 316L(N) at R.T.

$\Delta\sigma$ (MPa)	0	340	514	568	624	688	744	866	972	1060
$\Delta\varepsilon$ (mm/mm)	0.0000	0.0017	0.0040	0.0060	0.0080	0.0120	0.0160	0.0240	0.0300	0.0360

Table 2-3 Material properties at 650°C

* Mechanical properties		
Young's modulus	E	140600 (MPa)
Poisson's ratio	ν	0.30
0.2% proof stress	σ_y	125 (MPa)
* Cyclic stress-strain curve		
$\Delta\varepsilon = 100 \times \frac{2(1+\nu)}{3E} \Delta\sigma + \left(\frac{\Delta\sigma}{K} \right)^{1/m}$		
K=718		
m=0.319		
($\Delta\varepsilon$ (%), $\Delta\sigma$ (MPa))		
* Fatigue crack growth Characteristics		
$\frac{da}{dN} = C_f \cdot \Delta K_{eff}^{m_f}$		
C _f =6.2×10 ⁻⁸		
m _f =2.46		
(da/dN(mm/cyc), ΔK_{eff} (MPa√m))		

Table 2-4 Description of fatigue crack growth tests

Test conditions				Geometry of plate		Length of Bending arm	Initial notch		Available No. of data
Temp. T (°C)	Load ratio R -	Min.Load F_{min} (kN)	Max.Load F_{max} (kN)	Thickness t (mm)	Width 2w (mm)		Depth a_0 (mm)	Length $2c_0$ (mm)	
R.T.	0.1	3.12	31.2	20.0	350	350	6.0	81.0	1
650	0.1	1.9	19.0	24.5	350	370	2.5	85.0	2

Table 2-5 Creep properties for the plate used
in creep-fatigue crack growth test at 650°C

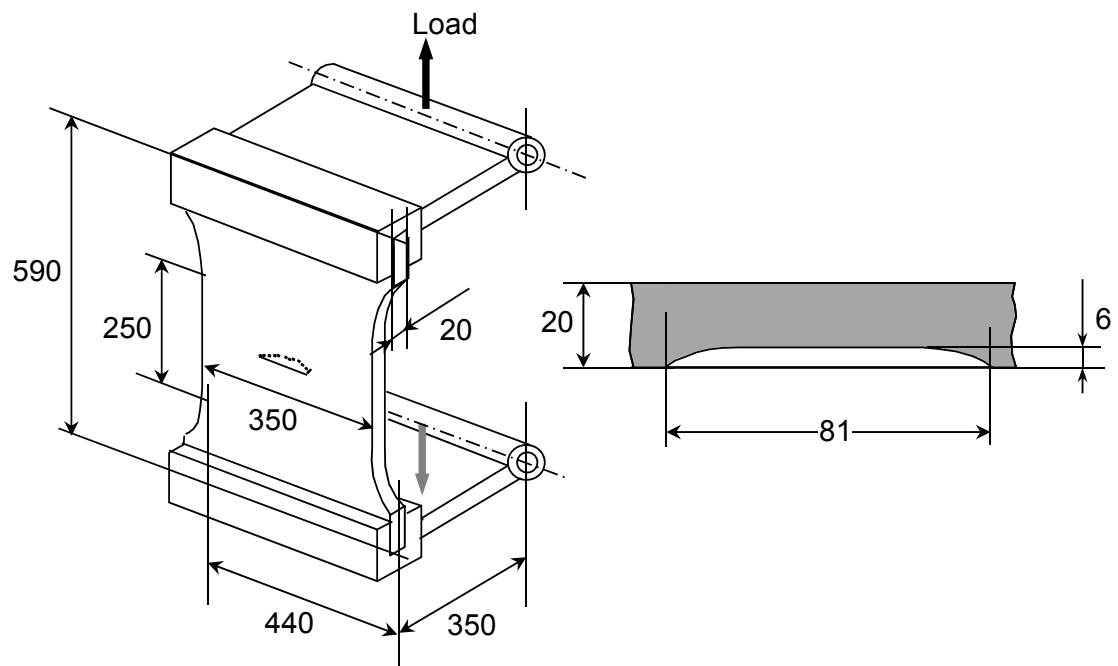
* Creep curve	
for $t < t_{ffp}$:	
$\varepsilon_c = C_1 \cdot t^{C_1} \cdot \sigma^{n_1}$	
for $t \geq t_{ffp}$:	
$\varepsilon_c = C_1 \cdot t^{C_1} \cdot \sigma^{n_1} + 100 \times C \cdot \sigma^n (t - t_{ffp})$	
	$C_1 = 6.78 \times 10^{-14}$
$t_{ffp} = \left(\frac{C \cdot \sigma^{n-n_1}}{C_1 \cdot C_2} \right)^{1/(C_2-1)}$	$C_2 = 0.4845$
	$n_1 = 5.469$
	$C = 1.70 \times 10^{-20}$
	$n = 6.999$
	(ε_c (%), σ (MPa), t_{ffp} (hour))
* Creep crack growth Characteristics	
$\frac{da}{dt} = A \cdot \left(C^* \right)^q$	$A = 7.1 \times 10^{-3}$
	$q = 0.73$
	(da/dt (mm/hour), C^* (N/mm))

Table 2-6 Description of creep-fatigue crack growth test

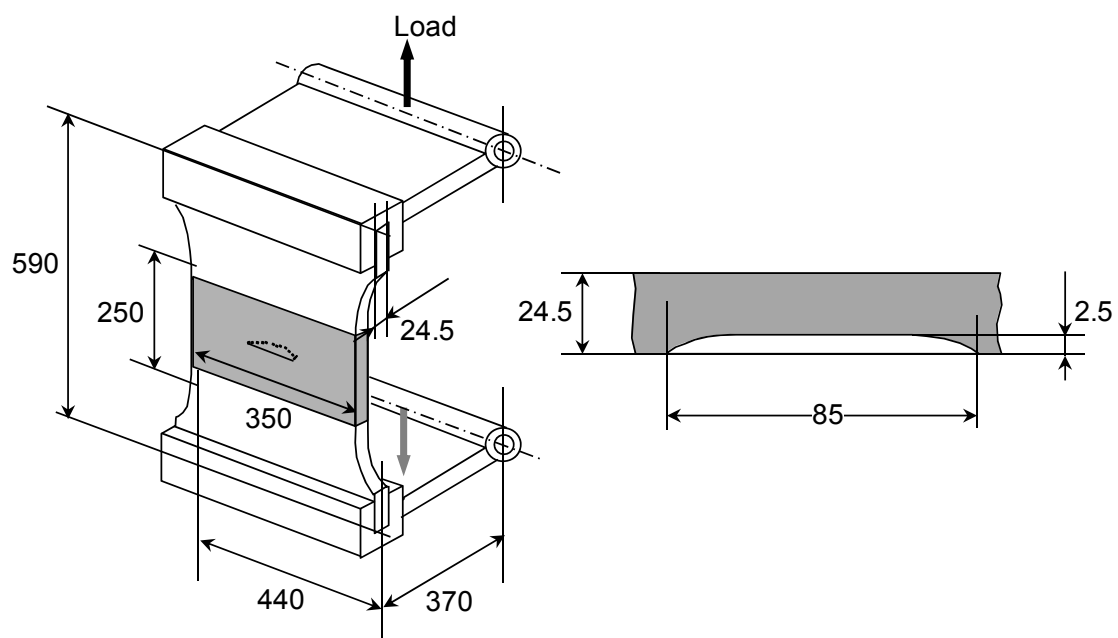
Test conditions				Plate geometry		Length of Bending arm	Initial notch	
Temperature	Load ratio	Min.Load	Max.Load	Dwell	Thickness		Depth	Length
T	R	F_{\min}	F_{\max}	t_H	t	L	a_0	$2c_0$
(°C)	-	(kN)	(kN)	(hour)	(mm)	(mm)	(mm)	(mm)
650	-1.0	-14.0	14.0	1.0	24.5	350	7.9	87.2

Table 2-7 Material properties of 304SS

● Temperature dependant cyclic stress-strain curve		
$\Delta\sigma \leq 2\sigma_p$	$\Delta\varepsilon = \Delta\sigma/E$ (mm/mm)	$K=4.34207 \times 10^2 - 1.75354 \times 10^{-1} \times T$ $m=2.79395 \times 10^{-1} + 7.74900 \times 10^{-5} \times T$ $A_0=1.968789 + 6.446708 \times 10^{-3} \times T$ $-4.675557 \times 10^{-6} \times T^2 - 3.724201 \times 10^{-9} \times T^3$ $A_1=3.690128 - 1.847969 \times 10^{-2} \times T$ $+ 3.544927 \times 10^{-5} \times T^2 - 2.297822 \times 10^{-8} \times T^3$ (T : Temperature in °C)
$\Delta\sigma > 2\sigma_p$	$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p$ $\Delta\varepsilon_e = \Delta\sigma/E$ $\Delta\varepsilon_p = \left\{ \frac{\Delta\sigma - 2\sigma_p}{10^{A_0}} \right\}^{(1/A_1)}$ (mm/mm)	
Young's modulus	$E=2.06031 \times 10^5 - 9.52457 \times 10^1 \times T$ (MPa)	
Yield stress	$\sigma_y = 2.50542 \times 10^2 - 5.47758 \times 10^{-1} \times T$ $+ 1.02296 \times 10^{-3} \times T^2 - 7.27684 \times 10^{-7} \times T^3$ (MPa)	
Proportional limit	$\sigma_p = \sigma_y - K(0.002)^m$ (MPa)	
● Fatigue crack growth characteristics		
$\frac{da}{dN} = C_f \cdot (\Delta J)^{m_f}$ (da/dN(mm/cyc), ΔJ (N/mm))		$C_f = 1.4953 \times 10^{-5}$ $m_f = 1.8158$



(a) For test at room temperature



(b) For tests at 650°C

Fig.2-9 Shape and dimensions of the fatigue crack growth test specimen

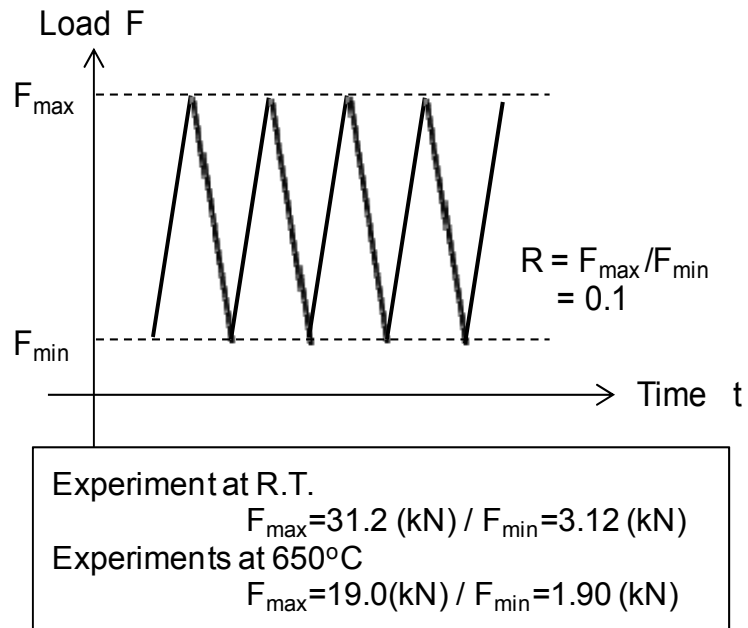


Fig.2-10 Loading conditions of fatigue crack growth tests

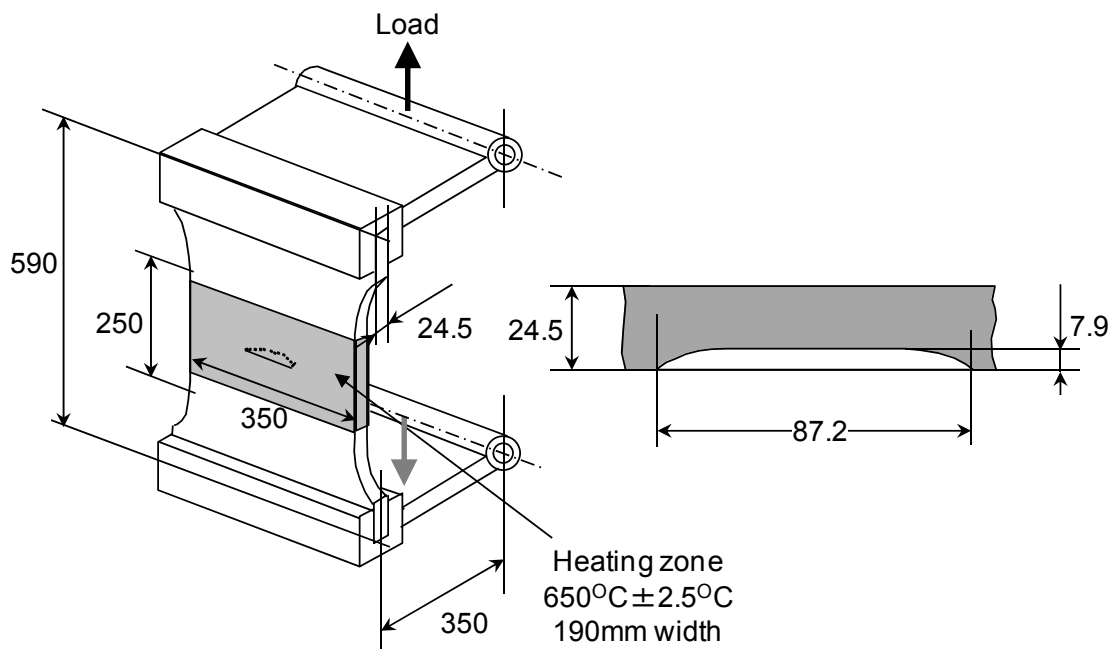


Fig.2-11 Shape and dimensions of creep-fatigue crack growth test specimen

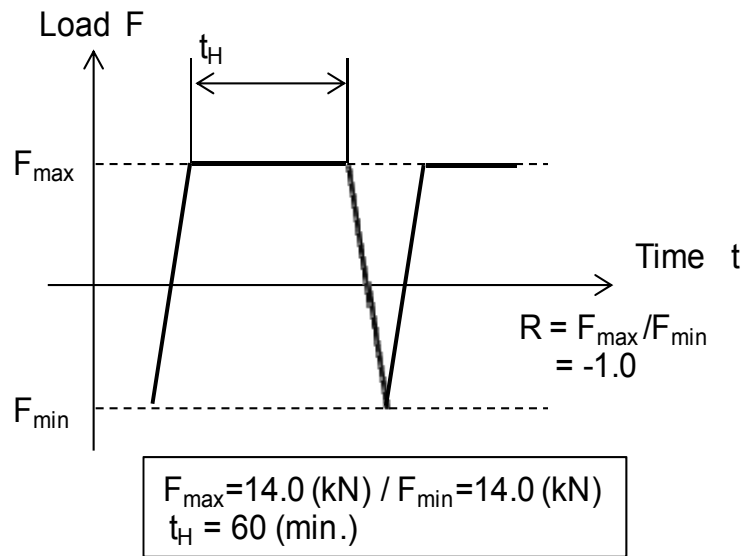


Fig. 2-12 Loading conditions of creep-fatigue crack growth tests

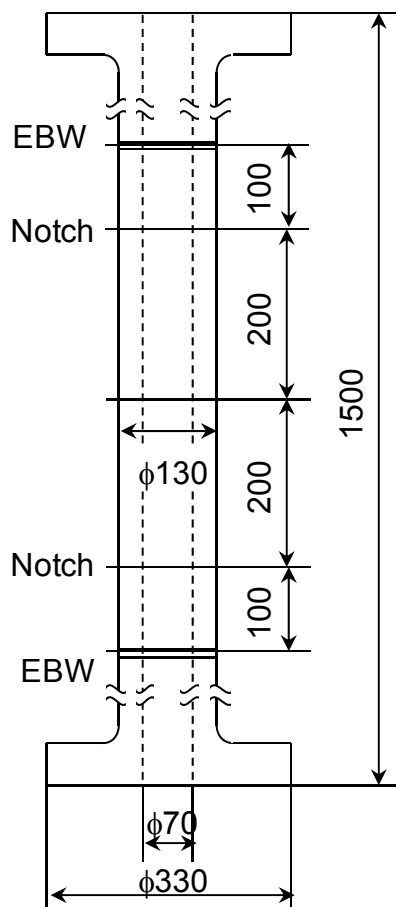


Fig. 2-13 Shape and dimensions of thermal-fatigue crack growth test specimen

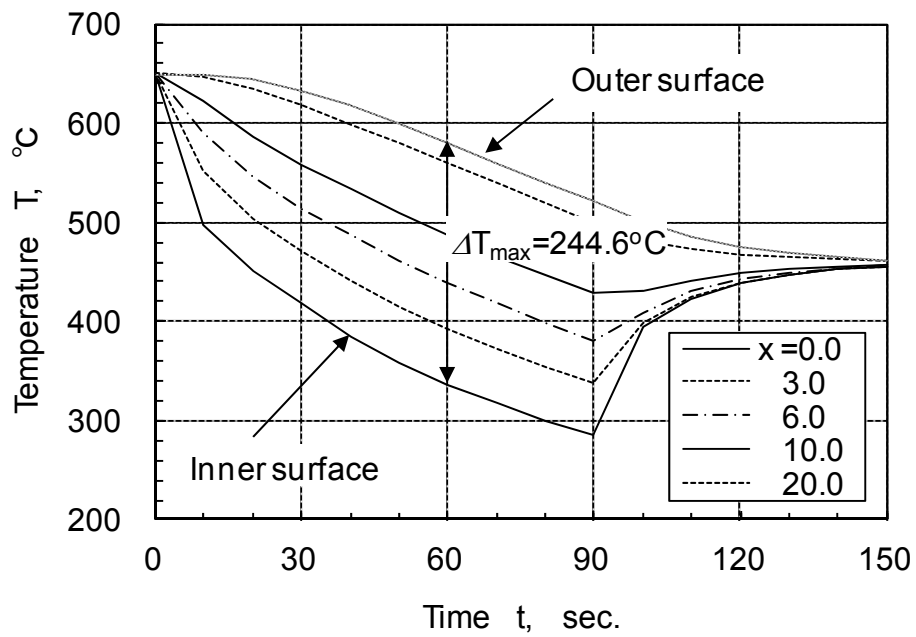


Fig. 2-14 Temperature history of a thermal transient

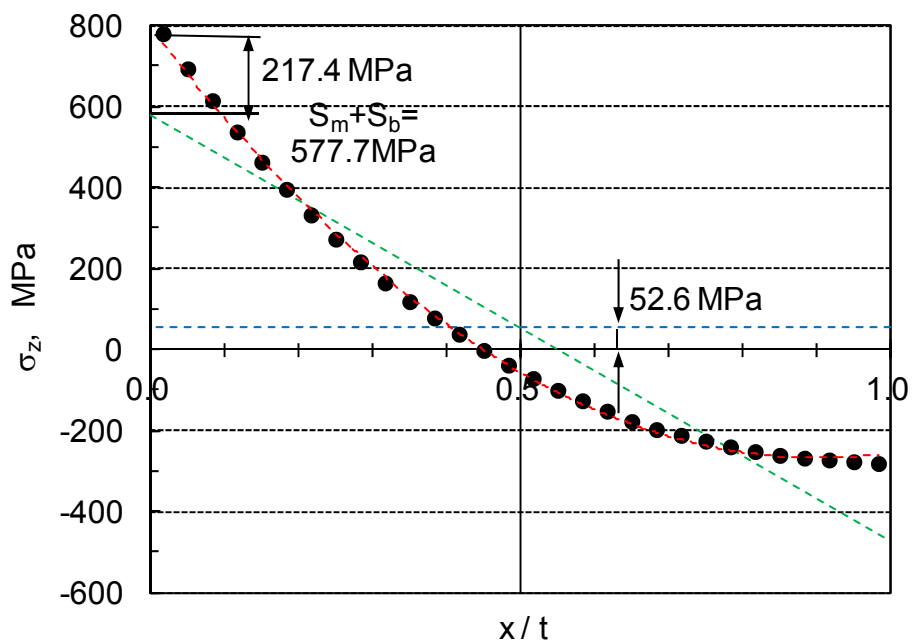


Fig.2-15 Stress distribution across the wall thickness ($t=60$ sec.)

2.3.2 試験結果と評価結果の比較

(1) 疲労き裂進展試験

平板の表面き裂に対する無次元化応力拡大係数は、Newman・Raju による平板解^[15]を適用した。

まず、室温における荷重制御片振りの疲労き裂進展試験結果との比較を、Fig.2-16 に示す。図の縦軸は、き裂深さ a を試験体の板厚 t で除して無次元化している。同図(a)から、深さ方向へのき裂進展に関しては、開発した評価法による評価結果は、試験結果とよく一致していると言える。一方、同図(b)に示す長さ方向へのき裂進展に関しては、開発した評価法は、き裂進展速度を過大評価する傾向が見られた。ただし、き裂進展速度を大きく評価することは、供用期間中に検出されたき裂の挙動の予測および LBB 評価における貫通とき裂長さの評価のいずれにおいても保守側の評価を与えることとなり、評価精度向上の余地はあるが、工学的には良好な結果が得られたと言える。

次に、高温（650℃）における荷重制御片振りの疲労き裂進展試験結果との比較を Fig.2-17 に示す。このケースにおいても、同図(a)から、深さ方向へのき裂進展に関しては、開発した評価法による評価結果は、試験結果とよく一致した。一方、同図(b)に示す長さ方向へのき裂進展に関しては、き裂深さが板厚の半分を超える 14,000 サイクル程度までは、開発した評価法による評価結果は、試験結果とよく一致した。しかし、き裂深さがさらに大きくなると、き裂進展速度を過大評価する傾向が見られた。この原因としては、断面積の減少と中立軸の移動を考慮する(2-5)式の正味断面形状関数に改良の余地があるためと推測されるが、実際の機器に対する供用期間中検査で用いられる超音波探傷の検出能力の高さと実機におけるき裂進展速度が多くの場合緩慢であることを考え合わせれば、板厚の半分程度まで精度良く評価できていることにより、本評価法が実機における疲労き裂進展評価に、十分適用可能であることが示されたと言える。

(2) クリープ疲労き裂進展試験

引張側ピークで60分の荷重保持を伴う荷重制御両振りのクリープ疲労き裂進展試験結果との比較を、Fig.2-18に示す。

開発したクリープ疲労き裂進展評価法をそのまま適用した評価結果は、やや保守的な予測となった（Fig.2-18(a)および(b)の破線）。そこで、評価結果を分析したところ、保持開始時点の応力からの緩和過程（Fig.2-8(c)における(1)の過程）において、過度に大きなき裂進展が計算されていることが分かった。このケースは、き裂断面の参照応力 σ_{ref} が材料の降伏点 σ_y に比べ小さい小規模降伏条件であったため、き裂先端への不均一な応力集中を考慮するため、(2-26)式によるき裂先端の応力の割り増しを行ったが、保持開始時点の応力を(2-27)式で与えられる参照応力で置き換え、 σ_{ref} とする解析を行ったところ、試験結果に近い評価結果が得られた（Fig.2-18(a)および(b)の実線）。このことから、小規模降伏条件におけるき裂先端への不均一な応力の集中は、クリープき裂進展評価において考慮しないことが、より合理的であることが示された。これは、このような不均一な分布が、高温においてはきわめて速やかに解消することによるものと推測される。

(3) 熱疲労き裂進展試験

円筒内面の全周き裂に対する無次元化応力拡大係数は、Table 2-8に示す植田らの解^[16]を適用した。

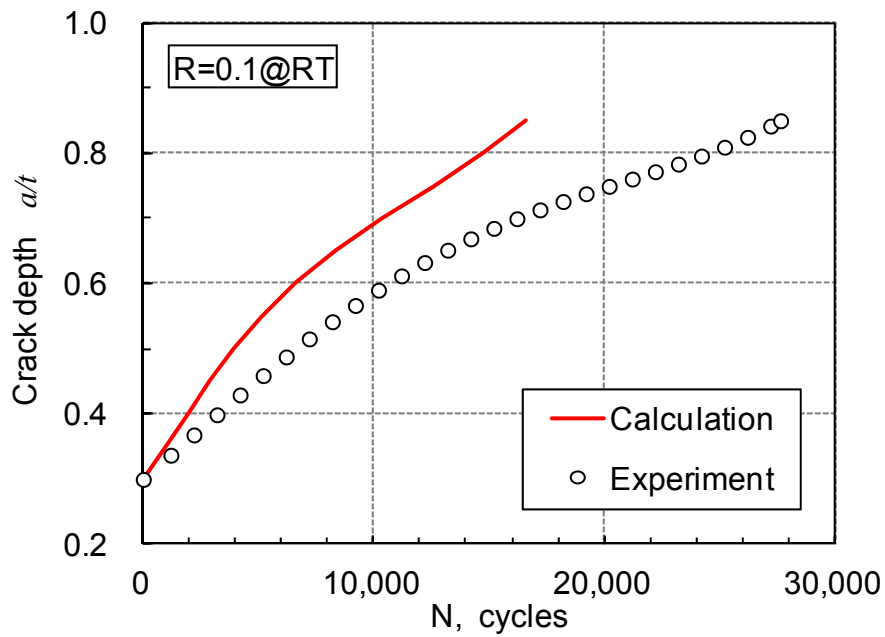
熱疲労き裂進展試験結果との比較を Fig.2-19 に示す。同図から、試験結果と計算結果は、非常によく一致したと言える。

前々項および前項に示した板曲げによる疲労き裂およびクリープ疲労き裂進展試験の条件では、機械的な荷重のみで熱荷重は作用しなかったので、板厚内に非線形応力分布がある場合の検証は、この試験において初めてなされたが、板厚内線形応力分布を想定するフランス RCC-MR^[13]の方法によると、Fig.2-20の破線のように、熱過渡による放物線ピーク応力を考慮しない試験体内面に近い領域ではき裂進展速度を過小評価し、逆に板厚中心に近づくにつれ、逆に過

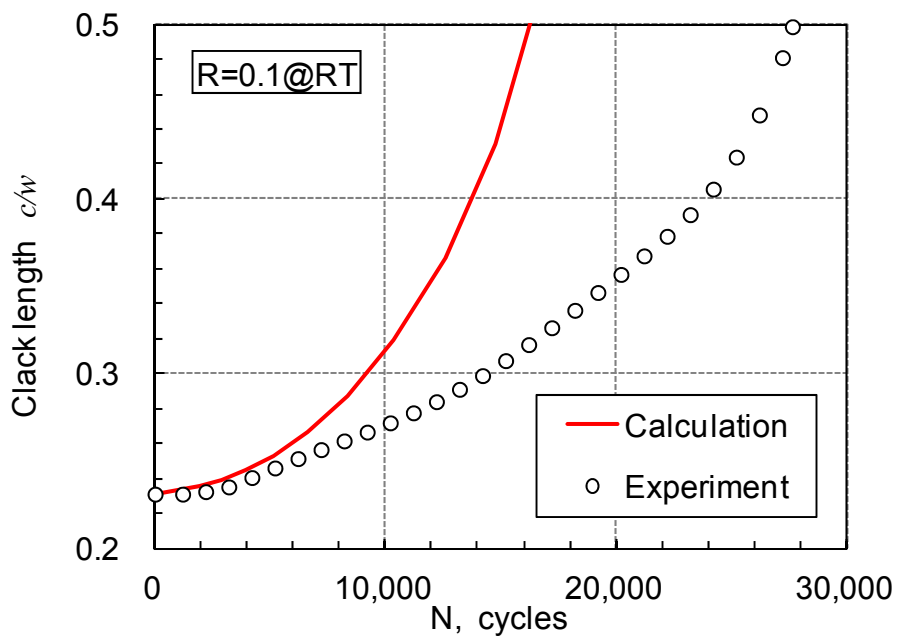
大評価するようになっていた（Fig.2-20 の破線）．これを，2 次の非線形応力分布まで考慮した評価を試行したところ，評価結果は試験結果に良好に一致した（Fig.2-20 の実線）．このことから，開発した評価法の手順により，非線形応力分布を取り扱うことの妥当性が示された．

Table 2-8 Influence factors used in thermal fatigue crack growth analysis

R / t	$\frac{a}{t}$	0.05	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
4.7857	F _m	1.068	1.133	1.216	1.320	1.443	1.586	1.751	1.937	2.234	2.796
	F _b	0.997	0.963	0.894	0.822	0.760	0.683	0.601	0.498	0.371	0.206
	F _f	0.987	0.791	0.494	0.263	0.047	-0.075	-0.167	-0.211	-0.204	-0.168
2.5769	F _m	1.134	1.133	1.169	1.240	1.311	1.405	1.521	1.674	1.924	2.540
	F _b	1.046	0.961	0.853	0.757	0.664	0.571	0.477	0.365	0.244	0.093
	F _f	0.869	0.663	0.425	0.205	0.034	-0.098	-0.192	-0.212	-0.205	-0.150
0.8375	F _m	1.125	1.100	1.057	1.044	1.062	1.096	1.165	1.283	1.496	1.968
	F _b	1.022	0.918	0.757	0.619	0.500	0.390	0.282	0.179	0.065	-0.079
	F _f	0.826	0.693	0.361	0.117	-0.047	-0.165	-0.227	-0.247	-0.218	-0.159

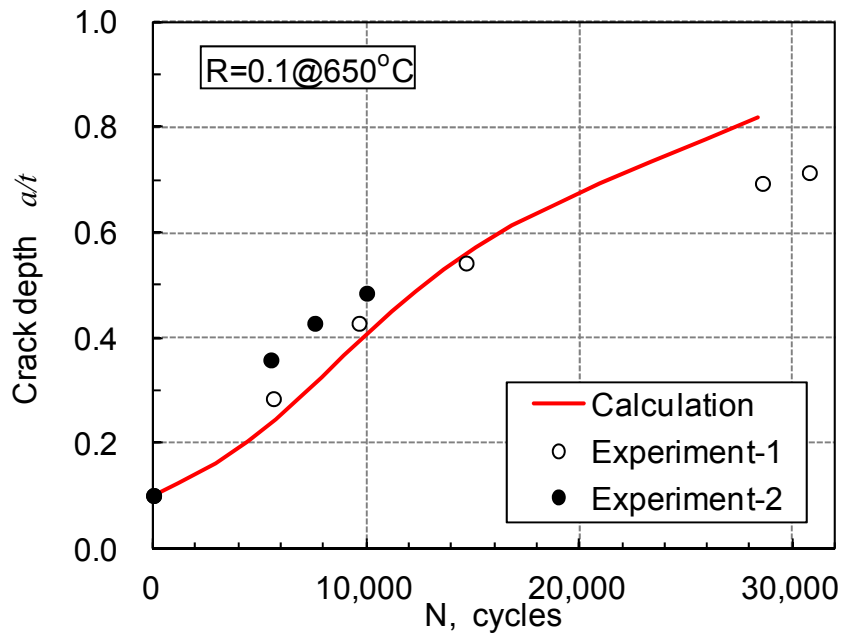


(a) Crack depth

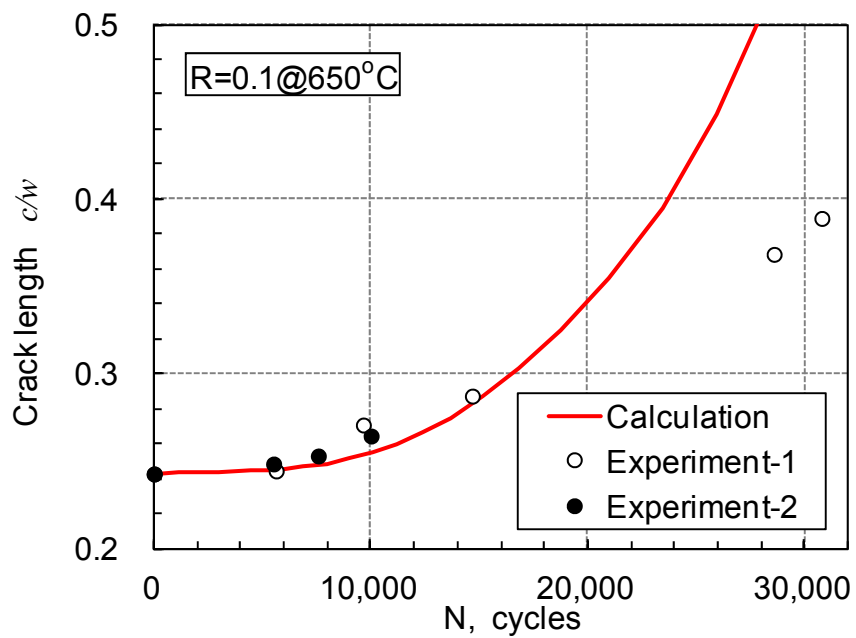


(b) Crack length

Fig.2-16 Comparison between calculated and experimental fatigue crack growth at R.T.

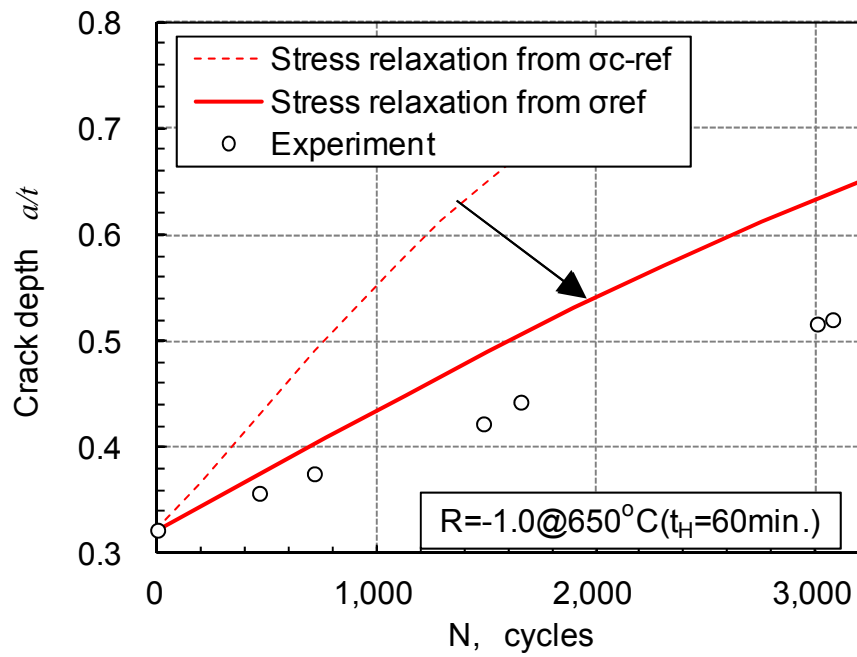


(a) Crack depth

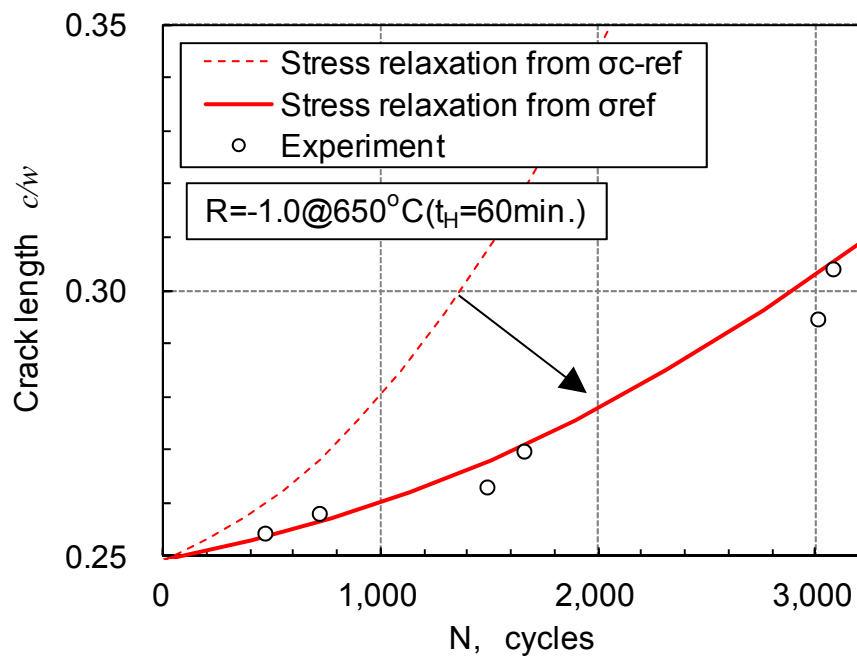


(b) Crack length

Fig.2-17 Comparison between calculated and experimental fatigue crack growth at 650°C



(a) Crack depth



(b) Crack length

Fig.2-18 Comparison between calculated and experimental creep-fatigue crack growth at 650°C

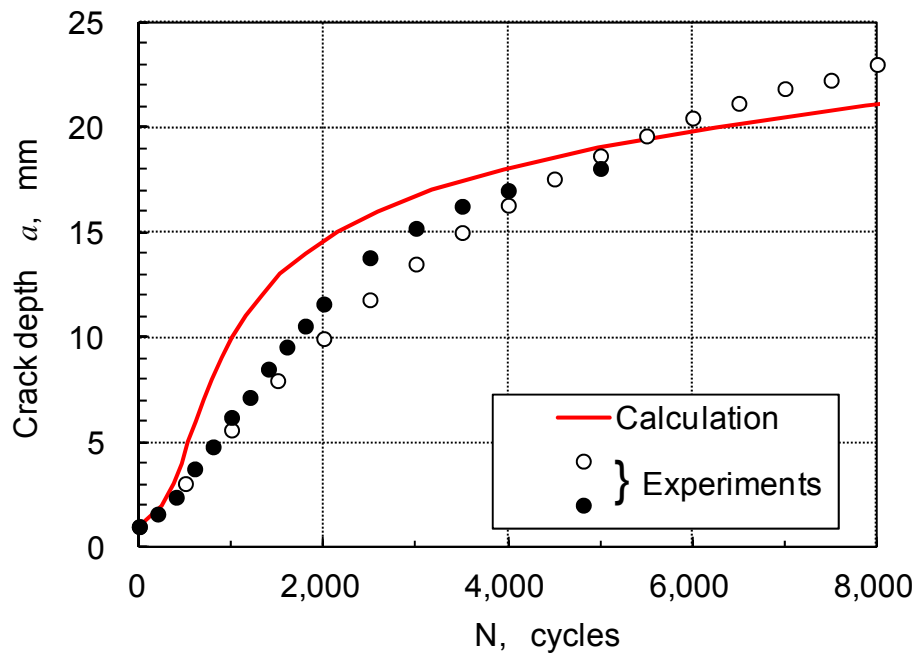


Fig.2-19 Comparison between calculated and experimental thermal-fatigue crack growth

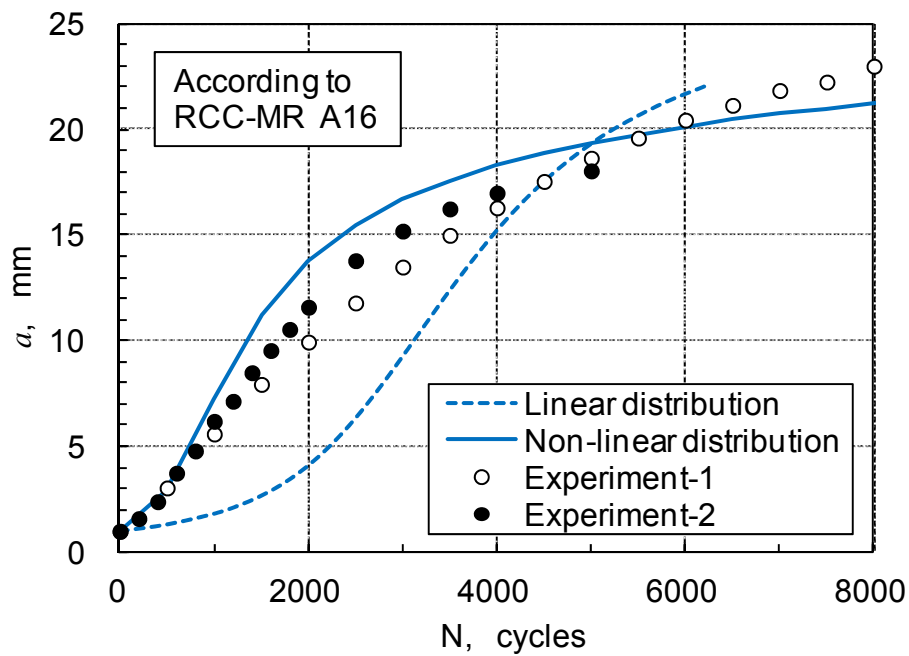


Fig.2-20 Calculation results according to RCC-MR A16 procedure with/without considering non-linear stress distribution

2.4 結言

本研究では、高温で使用するナトリウム冷却炉の機器・配管におけるき裂進展挙動を精度良く予測することを目的として、材料の非弾性挙動を考慮した疲労き裂進展およびクリープき裂進展評価法を開発した。得られた成果を、以下に示す；

- (1) 疲労き裂進展に関しては、材料の繰返し応力－ひずみ関係式と、高温構造設計で用いる弾性追従の考え方をを用いて、塑性変形を考慮した応力状態を推定し、この応力状態に対応する線形破壊力学パラメータを重ね合わせの原理に基づく影響関数法によって求め、さらに参照応力に基づく塑性補正係数を適用して非線形破壊力学パラメータを算出し、これを用いて疲労き裂進展速度を評価することを可能とした。
- (2) クリープき裂進展に関しては、参照応力に対応する線形破壊力学パラメータを重ね合わせの原理に基づく影響関数法によって求め、さらに参照応力に基づくクリープ補正係数を適用して時間依存の非線形破壊力学パラメータを算出する。さらに、高温構造設計で用いる弾性追従の考え方を導入し、保持中の応力緩和挙動も考慮して、クリープき裂進展速度を評価することを可能とした。
- (3) 開発した疲労き裂進展およびクリープき裂進展評価法の妥当性を、実験結果との比較によって検証した。とくに、ナトリウム冷却炉において主要な荷重発生要因となる繰返し熱過渡に対する熱疲労き裂進展試験結果との比較においては、非線形応力分布を考慮することの必要性を示した。
- (4) 開発した疲労き裂進展およびクリープき裂進展評価法の妥当性が概ね示されたことから、ナトリウム冷却炉の維持規格および LBB 評価規格の策定に向けて、枢要な要素技術を提供した。

2.5 参考文献

- [1] 日本機械学会 配管破損防護設計規格
- [2] 日本機械学会 維持規格
- [3] 動力炉・核燃料開発事業団, 「配管破損の形態と大きさについて」, PNC TN243 81-06 (1981/05) .
- [4] たとえば, 三好俊郎他, 「三次元表面き裂の貫通前貫通後における応力拡大係数のデータベース」, 日本機械学会論文集 A 編, 第 56 巻, 第 527 号, pp.1563-1568 (1990) .
- [5] 小井衛ほか, 「高速炉用構造材料の高温き裂進展特性」, PNC TN9410 90-105, (1990/07) .
- [6] Paris, P., Erdogan, F., “A critical analysis of crack propagation laws”, Journal of Basic Engineering, Transactions of ASME (1963), pp.528–534.
- [7] Milne, I., Ainsworth, R. A., Dowling, A. R., Stewart, A. T., “Assessment of the integrity of structures containing defects”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol.32 (1988), pp.3-104.
- [8] 古橋一郎, 若井隆純「簡易法き裂解析コード CANIS の開発改良」, PNC TN9410 94-201, (1994/04) .
- [9] 日本機械学会, 「発電用原子力設備規格 設計・建設規格<第Ⅱ編 高速炉規格> (2009 年版)」, JSME S NC2-2009 (2009 年 6 月) .
- [10] Takashi WAKAI, Christophe POUSSARD, Bernard DRUBAY, “A Comparison Between Japanese and French A16 Defect Assessment Procedures for Fatigue Crack Growth”, Nuclear Engineering and Design, No.212, 2002, pp.125-132.
- [11] Takashi WAKAI, Christophe POUSSARD, Bernard DRUBAY, “A Comparison Between Japanese and French A16 Defect Assessment Procedures for Creep -Fatigue Crack Growth”, Nuclear Engineering and Design, No.224, 2003, pp.245-252.
- [12] Takashi WAKAI, Morito Horikiri, Christophe POUSSARD, Bernard DRUBAY, “A Comparison Between Japanese and French A16 Defect Assessment Procedures for Thermal Fatigue Crack Growth”, Nuclear Engineering and Design, No.235, 2005, pp.937-944.

- [13] AFCEN, RCC-MR, “Design and Construction Rules for Mechanical Components of FBR Nuclear Islands, third edition” (1993).
- [14] 動力炉・核燃料開発事業団, 「汎用非線形構造解析システム FINAS Version 11.0」, PNC N9520 89-019 (1989).
- [15] Newman, J., Raju, I., “Analyses of Surface Cracks in Finite Plate Under Tension or Bending Loads”, NASA technical Paper 1578 (1979).
- [16] 植田正弘ほか, 「熱疲労き裂進展挙動の破壊力学的検討」, PNC SN941 81-104, (1981) .

第3章 革新的高速炉用構造材料と設計評価法の開発

3.1 緒言

小資源国である我が国におけるエネルギーの長期的安定供給に向けては、安全性を確保した上での原子力エネルギーの利用が現実的な解決策となるが、そのなかで、高速増殖炉サイクルシステムは、資源の有効利用や環境負荷低減などの観点から、将来の有望なエネルギー供給システムと位置付けられる。

高速増殖炉は、安全性は言うに及ばず、経済的にも商業・工業的に受容できる発電プラントとして成立することが求められている。こうした要求を踏まえ、「FBR サイクル実用化戦略調査研究」では、いくつかの革新技術を採用することによって、最新の軽水炉プラントをはじめとする他の電源システムと経済的に競合できるプラント概念の抽出を行い、総合的に最も優れたプラント概念として、酸化物燃料を用いたナトリウム冷却炉を主概念として抽出した^[1]。

そのなかで、ナトリウム冷却炉の特徴を的確に反映した構造材料の新たな開発と選択は、最も大きな効果が期待できる技術の一つである。すなわち、軽水炉や火力発電設備に比べ、熱による荷重の重要度が大きいナトリウム冷却炉では、熱的特性と高温強度がバランス良く優れる構造材料を適用することにより、機器のコンパクト化が可能となり、構造材料の大幅な減容が期待できると同時に、設計選択枝の拡大や安全裕度の増大についても期待できる。Fig.3-1 に電気出力 28 万 kW の高速原型炉「もんじゅ」および設計中のナトリウム冷却炉 (Japan Sodium cooled Fast Reactor. 以下、JSFR という。) の鳥瞰図を示すが、プラント出力が 5 倍以上に大きくなっているにもかかわらず、プラントの床面積や体積は、縮小していることが分かる^[2]。このような大幅なプラントのコンパクト化を可能とする枢要技術の一つが、熱膨張が小さく熱伝導性に優れ、かつ高温強度が大きい高クロム (Cr) フェライト系耐熱鋼の原子炉容器を除く冷却系機器・配管への採用であり、Fig.3-2 に示すような冷却系配管の引き回しの簡素化がプラントコンパクト化へ与える効果は、きわめて大きい^[2]。同図(a)に示す高速原型炉「もんじゅ」では、発生する熱膨張を吸収するため、1 次冷却系ホットレグ (原子炉容器 (Reactor Vessel. 図中“RV”と表記) から中間熱交換器 (Intermediate Heat

Exchanger. 図中“**IHX**”と表記) までの配管) だけで 9 個のエルボを配置し, 配管総延長は 100m を超えるのに対し, 同図(b)に示す JSFR では, 熱膨張を逃がすためのエルボが 1 個しかない逆 L 字型の簡素な配管となっていて, その長さは約 25m となっている. Fig.3-3 に「もんじゅ」の主冷却系配管材料であるオーステナイト系ステンレス鋼の代表鋼種である SUS304 と, 発電用火力設備の分野において既に実用化されている高 Cr フェライト系耐熱鋼の代表鋼種のひとつである改良 9Cr-1Mo 鋼の熱膨張係数と温度の関係を比較して示す. この図から, 高 Cr フェライト系耐熱鋼の熱膨張が有意に小さいことが分かる. これに起因して, 同じ温度差の熱過渡により発生する熱応力は, 高 Cr フェライト系耐熱鋼ではオーステナイト系ステンレス鋼よりも小さくなるので, それぞれの材料の 10 万時間クリープ強度を温度差 100℃の熱過渡により発生する熱応力で除した値を温度に対してプロットすると, Fig.3-4 のようになり, 高 Cr フェライト系耐熱鋼の対熱過渡設計における優位性が明らかである.

以上のことを踏まえ, 本研究では, 入手可能ないくつかの高 Cr フェライト系耐熱鋼に対して種々の材料試験を実施し, それらの結果に基づいて, ナトリウム冷却炉の構造材料に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼の仕様について検討した. 検討においては, ナトリウム炉が高温 (550℃) で使用され, 長寿命 (60 年) 設計を志向していることを考慮し, 『高温長時間組織安定性』に着目して材料の優劣を考察した. さらに, 当該材料を用いたナトリウム冷却炉の構造設計を可能とするため, 必要となる材料強度基準を提案し, かつ, ナトリウム冷却炉において最も重要な破損様式であるクリープ疲労について, 当該材料のクリープ疲労強度評価法を開発した.

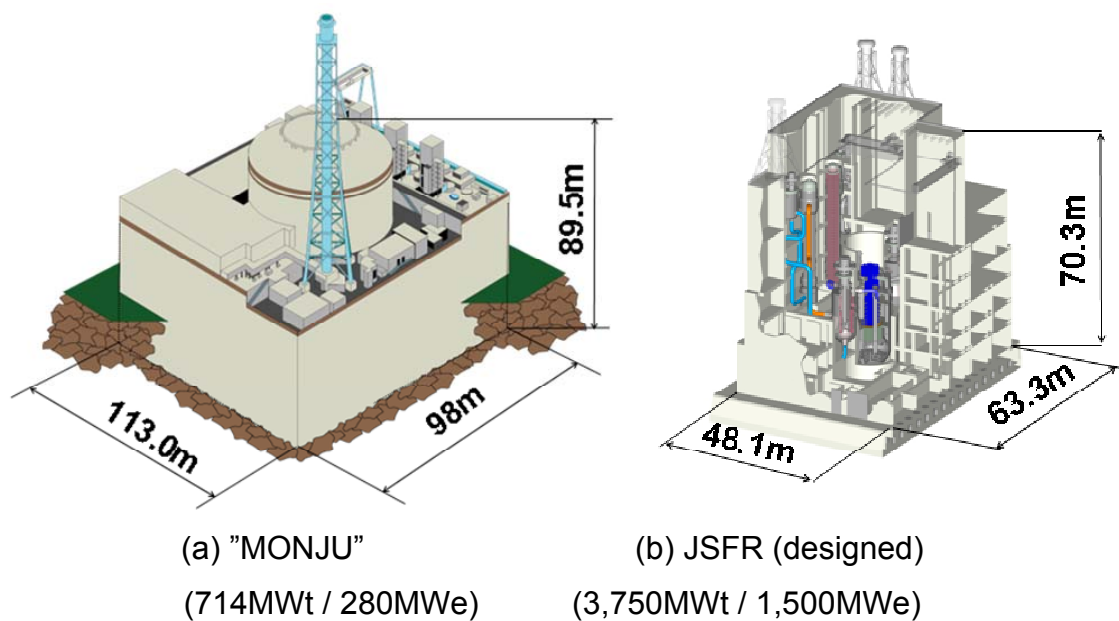


Fig. 3-1 Comparison of plant geometries of "MONJU" and JSFR (designed)

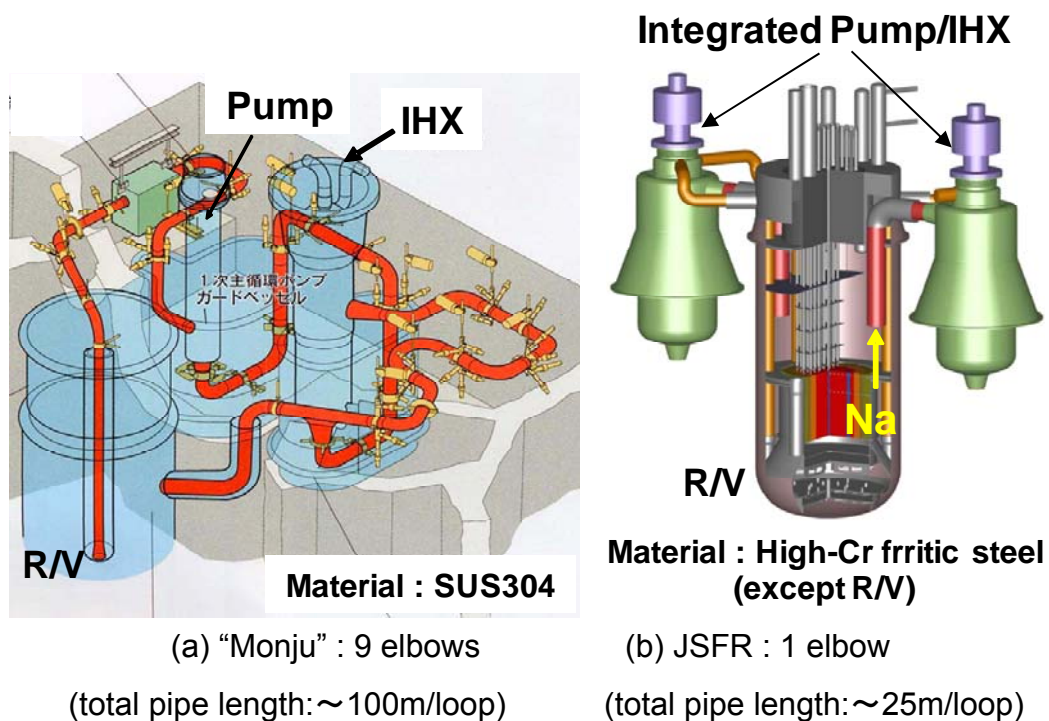


Fig. 3-2 Comparison of primary pipe layouts in "MONJU" and JSFR (designed)

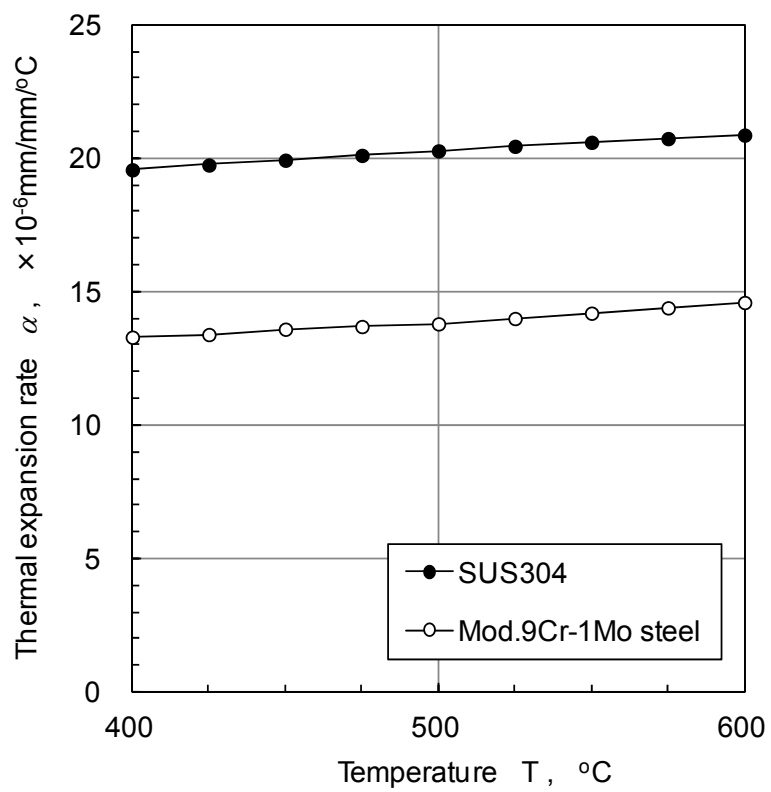


Fig.3-3 Comparison of thermal expansion rate

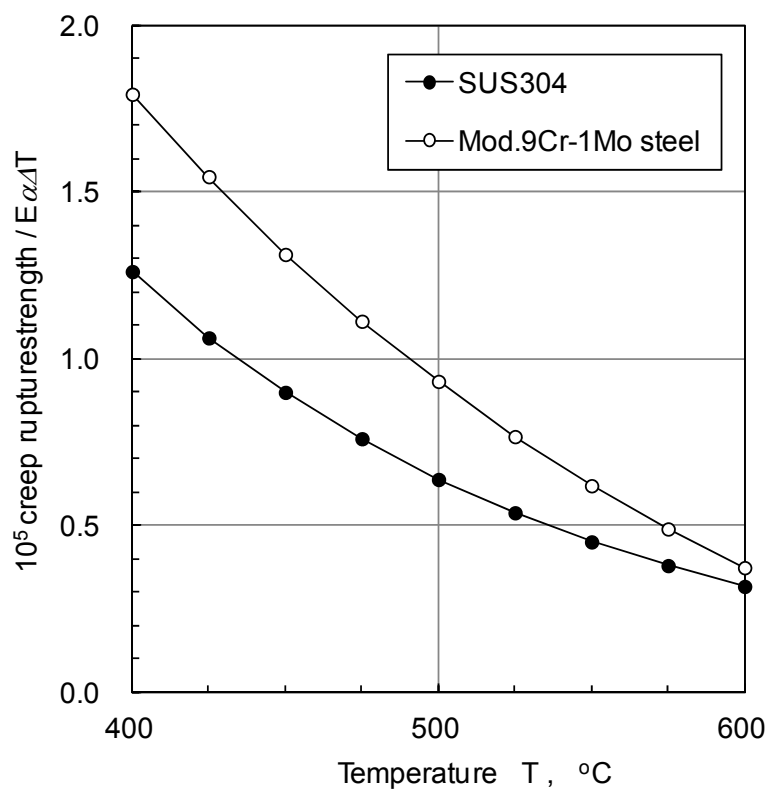


Fig.3-4 Comparison of normalized high temperature strength

3.2 ナトリウム冷却炉に適した高クロムフェライト系耐熱鋼の開発

本研究では、熱的特性ならびに高温強度がバランス良く優れる高 Cr フェライト系耐熱鋼の仕様検討として、すでに発電用火力設備の分野で実績がある 3 種類の 12Cr 系鋼について、改善目標の達成度を評価する材料試験を実施するとともに、熱処理条件が材料特性に与える効果に係る研究を実施することにより、ナトリウム冷却炉の構造材料に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼の仕様について検討した。

3.2.1 開発の着眼点

ナトリウム冷却炉の設計において考慮されるべき構造上の特徴について、軽水炉（加圧水型軽水炉および沸騰水型軽水炉）ならびに発電用火力設備（超臨界圧ボイラ）との比較で、Table 3-1 にまとめる。ナトリウム冷却炉の運転温度は、軽水炉よりかなり高く、構造材料のクリープ温度を超えるため、ナトリウム冷却炉の構造設計においては、クリープ変形への配慮が必要となる。ただ、液体ナトリウムは沸点が高く（大気圧で約 880℃）高温まで液相であり、加圧する必要がないため、ナトリウム冷却炉の運転圧力は低く、定常的に作用する長期一次応力は小さい。一方、冷却材である液体ナトリウムは比熱が小さく、原子炉トリップなどの際に温度変化を受けやすいが、液体ナトリウムは構造材料への熱伝達が良いのに対し、構造材料内の熱伝導は小さいために、構造材料表面の熱膨張収縮によって過渡的な熱応力が生じやすく、疲労あるいはクリープ疲労への配慮が重要となっている。また、ナトリウム冷却炉の運転温度は、最新の超臨界圧ボイラの運転温度に比較すれば低いですが、発電用火力設備が 10 万時間クリープ強度をベースとする許容引張応力をクライテリアとする耐圧設計を基本としているのに対し、ナトリウム冷却炉では経済性向上の観点から、軽水炉よりもさらに長い 60 年の設計寿命を志向しており、構造材料にはその性能を長時間にわたって安定して保つことが求められる。

以上のことを踏まえ、本研究では、

『高温長時間組織安定性』

を開発の着眼点として、ナトリウム冷却炉での使用条件に適した材料仕様を絞り込む方針を選択した。

具体的には、以下の 3 つの指標について、検討対象とした材料について高温長時間組織安定性に係る優劣を比較し、ナトリウム冷却炉の構造材料に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼の仕様を検討することとした。

(1) 長時間クリープ破断延性

ナトリウム冷却炉の設計寿命である 60 年は、約 50 万時間に相当する。このような超長時間のクリープ試験を、材料開発を目的として実際に行うことは非現実的である。このため、ラーソンミラーパラメータ等の時間温度係数を用いた外挿が一般的に行われている^[3]。しかしながら、本研究の目的を考えれば、対象となる鋼種の超長時間の強度を、必ずしも定量的かつ正確に予測する必要はない。高 Cr フェライト系耐熱鋼では、高温長時間領域で、クリープ強度が急激に劣化する、いわゆるクリープ強度の“腰折れ”が生じることが指摘されているが、例えばこのような劣化現象が発生する時期を鋼種別に定性的に見通すことができれば、超長時間におけるクリープ強度に優れた材料の仕様に対する方向性を示すことが可能となる。クリープ強度の“腰折れ”現象が顕在化するより早く、クリープ破断延性の“腰折れ”が起こる可能性がある^[4]ことを、既往のデータのレビューにより見通すことができたので、ここでは、クリープ破断延性に着目して、検討対象鋼種の特性の優劣を検討することとした。なお、クリープ破断延性は、延性損耗則によるクリープ疲労強度評価手法^[5]が提案されていることなどからも分かるとおり、次に述べるクリープ疲労強度にも密接に関係がある。

(2) クリープ疲労強度

ナトリウム冷却炉で最も重要な破損様式は、クリープ疲労である。このため、検討対象鋼種に対してクリープ疲労試験を行い、その寿命を直接比較することによって、検討対象鋼種の特性の優劣を検討することとした。

(3) 破壊靱性

ナトリウム冷却炉では、破断前漏えい（Leak Before Break. 以下、LBB という）が成り立つ部位に関しては、それを前提とした安全評価を実施し、ナトリウム漏えい対策設備の設計条件は LBB が成立していることを前提に設定することとされている。また、運用面においても、LBB が成立する部位については、供用期間中検査における体積試験をナトリウム漏えい監視で置き換えることを可能とする。このため、LBB の成立性を確保することは、ナトリウム冷却炉の設計および運用の両面から極めて重要であり、構造材料に対しては、高い靱性を、寿命期間にわたって維持し続けることが求められる。そこで、検討対象鋼種に対して、長時間熱時効前後にシャルピ衝撃試験を行い、その劣化の程度を比較することによって、検討対象鋼種の特性の優劣を検討することとした。

Table 3-1 Structural characteristics of sodium cooled fast reactors

	軽水炉	ナトリウム冷却炉	発電用火力設備 (USC ボイラ)	ナトリウム冷却炉の 設計上考慮すべき特徴
運転温度	約 300℃	約 550℃	600℃以上	高温強度 (クリープ強度)
設計寿命	40 年	60 年	—	長寿命設計 (長時間安定性)
冷却材	水	ナトリウム	水	繰返し熱応力 (疲労, クリープ疲労)
運転圧力	約 70～ 160kg/cm ² G	約 8 kg/cm ² G	約 300kg/cm ² G	定常 1 次応力は小さい

3.2.2 供試材

ナトリウム冷却炉における負荷の特徴が、熱過渡・温度変動に起因するひずみ制御型負荷であることから、構造材料は、温度変動の影響を抑制する熱的特性および高温下での負荷に対する耐性、すなわち高温強度（＝クリープ強度）に優れていることが望まれることはもちろん、高い安全性確保の要求から、新材料であっても長時間にわたる信頼性や構造健全性維持の確証を求められることとなる。現況からは、材料自身の工業的な使用実績により評価される場合が多い。

このような背景を考慮し、本研究では、すでに発電用火力設備の分野で使用実績がある複数の 12Cr 系鋼をベースとして、ナトリウム冷却炉に適した材料の検討を実施した。具体的には、発電用火力設備の分野で使用実績がある HCM12A（規格名：ASME P122, T122, ㊥SUS410J3）と、HCM12A をベースに開発され、おもにタービンローター材料として使用実績のある、タングステン（W）添加量を調整した 2 種類の 12Cr 系鋼について、改善目標の達成度を評価する材料試験を実施するとともに、同様主旨で熱処理条件が材料特性に与える効果の研究を実施することにより、ナトリウム冷却炉の構造材料に最適な高 Cr フェライト系耐熱鋼の仕様について検討した。

(I) 化学成分仕様の検討

化学成分仕様の検討、ここでは固溶強化元素（W, Mo）の最適化検討に関して、準備した材料の化学成分および熱処理条件を、Table 3-2 および Table 3-3 に、それぞれ示す。Steel-A は、米国機械学会（American Society of Mechanical Engineers. 以下、ASME という。）において、既に P122, T122 等の規格名称で規格化されている。日本国内でも、発電用火力設備の技術基準において㊥SUS410J3 との名称で登録され、火力発電用ボイラの伝熱管や蒸気配管などに利用されている材料である。Steel-B および Steel-C は、公的な規格基準類への登録は行われていないが、それぞれ日立製作所および三菱重工業が開発し、自社製品、とくに火力発電用のタービンローターに使用して、既に実績を積んでいる材料である。こ

れら 2 鋼種では, Steel-A で W に期待している固溶強化の機能の一部または全部を, モリブデン (Mo) に代替させることにより, 高温強度の確保を狙っている.

(2) 熱処理条件の検討

熱処理条件の検討, 具体的には焼戻し条件の最適化検討に関して, 準備した材料の化学成分および熱処理条件を, Table 3-4 および Table 3-5 に, それぞれ示す. Table 3-3 の Steel-A の焼戻し条件, すなわち 770°C・440 分をベースとし, これよりも低温あるいは短時間の焼戻し条件となるようにパラメータを設定した. 低温・短時間を志向する理由は, 高温・長時間を志向すると, この化学成分系では, 相変化が生じ δ -フェライトが析出して組織の不安定化が促進される恐れがあったためである. そのため, 高温長時間組織安定性の向上を開発の着眼点として選定した本研究においては, 低温・短時間の焼戻し条件で, 所要の特性改善を図ることを目指した. なお, Table 3-5 の “Double tempered” を検討対象に加えた意図は, 以下のとおりである. すなわち, 発電用火力設備用の高 Cr フェライト系耐熱鋼では, 高温長時間での使用に伴い, 鉄 (Fe) と W あるいは Mo の金属間化合物である Laves 相と呼ばれる第二相が, 旧 γ 結晶粒界等に析出し, W や Mo の固溶強化機構の消失と結晶粒界の脆化を招くとの指摘がなされている^[6]ことを踏まえ, Laves 相の析出が熱力学的に不可避なものであると仮定して, 焼戻しの段階で Laves 相を故意に微細に析出させ, Laves 相そのものの高温長時間安定性を評価することも, 高 Cr フェライト系耐熱鋼の特性改善に意味があると考えた.

Table 3-2 Chemical compositions of the materials for investigation of W and Mo compositions

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Cu
Steel-A 11Cr-0.4Mo-2W	0.11	0.27	0.64	0.33	10.5	0.34	1.76	0.19	0.05	0.07	1.00
Steel-B 11Cr-1.2Mo-0.3W	0.12	<0.01	0.48	0.71	10.2	1.20	0.35	0.20	0.06	0.03	0.02
Steel-C 11Cr-1.5Mo	0.14	0.07	0.51	0.60	10.3	1.45	<0.01	0.17	0.05	0.04	-

Table 3-3 Heat treatment conditions of the materials for investigation of W and Mo compositions

	Thick. (mm)	Normalizing		Tempering							
		Temp. (°C)	Time (h)	Temp. (°C)	Time (h)	Temp. (°C)	Time (h)	Temp. (°C)	Time (h)	Temp. (°C)	Time
Steel-A 11Cr-0.4Mo-2W	52	1,050	1AC	770	7.3AC	—	—	—	—	—	—
Steel-B 11Cr-1.2Mo-0.3W	30	1,050	1AC	720	2AC	—	—	—	—	—	—
Steel-C 11Cr-1.5Mo	30	1,090	34OQ	550	37FC	665	47FC	700	30FC	740	4FC

* OQ=Oil Quenching, FC=Furnace Cooling, AC=Air Cooling

Table 3-4 Chemical compositions of the materials for optimization of tempering condition

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Cu
0.11	0.27	0.64	0.33	10.5	0.34	1.76	0.19	0.05	0.07	1.00

Table 3-5 Heat treatment conditions of the materials for optimization of tempering conditions

	Normalizing	Tempering
Reference	1050°C×1h AC	770°C×7.3h AC
Low-tempered (1)	↓	718°C×1h AC
↓ (2)	↓	745°C×1h AC
Double tempered	↓	600°C×24h AC + 745°C×1h AC

3.2.3 実験による材料仕様の絞込み検討

(1) 長時間クリープ破断延性

Table 3-2 に示した 3 鋼種について、550℃大気中において単軸クリープ試験を実施した。試験で得られたクリープ破断絞りとクリープ破断時間の関係を Fig.3-5 に示す。この図を見ると、W を含有しない Steel-C の延性がやや優れているようであるが、Steel-A の約 75%、Steel-B の約 80%に比較して、特に優位性があるとは言い難い。

Table 3-4 に示した熱処理条件をパラメータとした 4 種類の材料に対して、650℃大気中において単軸クリープ試験を実施した。試験で得られたクリープ破断伸びとクリープ破断時間の関係を Fig.3-6 に示す。低温焼戻しを施した“Low tempered (1)” および“Low tempered (2)” は、概ね千数百時間程度までの短時間領域では、やや優れた延性を示すが、2,000 時間以上の長時間領域では、熱処理条件によるクリープ破断延性の差は消失する。2 段焼戻しによって Laves 相の安定化を狙った“Double tempered”についても、同様である。これらの結果から、焼戻し条件の調整によって、クリープ破断延性の改善を図ることはできるが、その効果は短時間領域に限定され、長寿命設計を志向するナトリウム冷却炉の材料に必要な性質を、低温焼戻しや 2 段焼戻しによって付与することは難しいと考えられる。

(2) クリープ疲労強度

Table 3-2 に示した 3 鋼種について、550℃大気中において引張側のピークで 60 分のひずみ保持を伴うひずみ制御単軸クリープ疲労試験を実施した。試験は電気油圧サーボ疲労試験装置を用い、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}=0.1\%/sec.$ で行った。試験で得られたクリープ疲労寿命と全ひずみ範囲の関係を Fig.3-7 に示す。ここでも、W を含有しない Steel-C のクリープ疲労寿命がやや大きい傾向が見られる。しかし、それは、いずれのひずみレベルにおいても係数 2 の範囲内であり、Steel-A および Steel-B に比較して、特に大きな優位性があるとは言い難い。

Table 3-4 に示した熱処理条件をパラメータとした 4 種類の材料に対して、550℃大気中において引張側のピークで 60 分のひずみ保持を伴う全ひずみ範囲 0.5%のひずみ制御単軸クリープ疲労試験を実施した。試験は電気油圧サーボ疲労試験装置を用い、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}=0.1\%$ で行った。試験で得られたクリープ疲労寿命を Fig.3-8 に示す。低温焼戻しを施した“Low tempered (2)”と 2 段焼戻しによって Laves 相の安定化を狙った“Double tempered”のクリープ疲労寿命がやや大きい、これらと他の 2 つの材料のクリープ疲労寿命のばらつきも、係数 2 の範囲内であって、有意な差とは言い難い。これらの結果から、焼戻し条件の調整によって、クリープ疲労強度の改善を図ることは難しいと考えられる。

(3) 破壊靱性

Table 3-2 に示した 3 鋼種について、ごく低温から 200℃程度までのシャルピ衝撃試験を行い、さらに、600℃において 12,000 時間の不活性ガス雰囲気中における熱時効を施した後にも同様のシャルピ衝撃試験を行った。なお、600℃で 12,000 時間の熱時効は、ナトリウム冷却炉の運転温度である 550℃では、ラーソンミラーパラメータ^[3]による換算では、およそ 35 万時間に相当する。熱時効前および後の試験結果を Fig.3-9 に示す。熱時効前にはこれらの鋼種の間に衝撃特性における差はほとんど見られない（同図(a)）。しかし、熱時効後には、W を多く含有する Steel-A の上部棚吸収エネルギーが、他の 2 鋼種に比べて顕著に低下した。この原因を探るため、熱時効後の試験片に対する走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope. 以下、SEM という。）による組織観察と、熱時効前後の試験片に対する抽出残渣分析を行った。Fig.3-10 に、3 鋼種それぞれの 600℃-12,000 時間熱時効後の SEM による二次電子像を示す。熱時効後に衝撃特性が顕著に低下した Steel-A では、ブロック境界やパケット境界に白く見える析出物がとくに目立っている。熱時効前後の衝撃特性変化が小さかった Steel-B と Steel-C では、多くは見られない。SEM 二次電子像では、原子数の大きい元素ほど、輝度が高く映るという性質がある。このため、Fig.3-10(a)において多く見ら

れる白い析出物は、成分として原子数の大きい W を多く含む Laves 相^[6]であることが推測された。

Fig.3-11 に熱時効前後の試験片に対する抽出残渣分析結果を示す。熱時効前には、いずれの鋼種においても、Laves 相の析出はなく、W や Mo は母相に固溶されていたが、熱時効により、W を多く含む鋼種で Laves 相が多く析出した。この結果から、Fig.3-10 において Steel-A に多く見られた白い析出物は、原子数の大きい W を多く含む Laves 相であることが確認された。つまり、ブロック境界やパケット境界に W を多く含む Laves 相が析出して組織境界の脆化を招き、結果的に衝撃特性の低下に至ったと推測することができる。Fig.3-12 に、時効時間の経過に伴う Laves 相の析出状況を示す。Steel-A における Laves 相は、600℃-6,000 時間で既にほぼ飽和しているのに対し、W 添加量を抑えた Steel-B と Steel-C では、徐々に Laves 相の析出が進行していることが分かる。このことから、Mo を主成分とする Laves 相は、W を主成分とする Laves 相よりも、析出が緩やかであることが推測された。これらの試験、組織観察および定量分析の結果から、W を多く含む鋼種では、高温長時間の使用によって靱性が低下しやすいのに対し、W 添加量を抑えた鋼種では、比較的低下しにくいと言える。

Table 3-4 に示した標準熱処理材 “Reference” と低温焼戻し材 “Low tempered (1)” に対して、熱時効前および 600℃において 6,000 時間の不活性ガス雰囲気中の熱時効後に、それぞれシャルピ衝撃試験を実施した。結果を Fig.3-13 に示す。両材料とも熱時効によって衝撃特性が低下した。低温焼戻し材の低下割合がやや大きいようであるが、大きな差ではなく、この試験の結果からは、焼戻し条件の調整によって、破壊靱性の改善を図ることは難しいと考えられる。

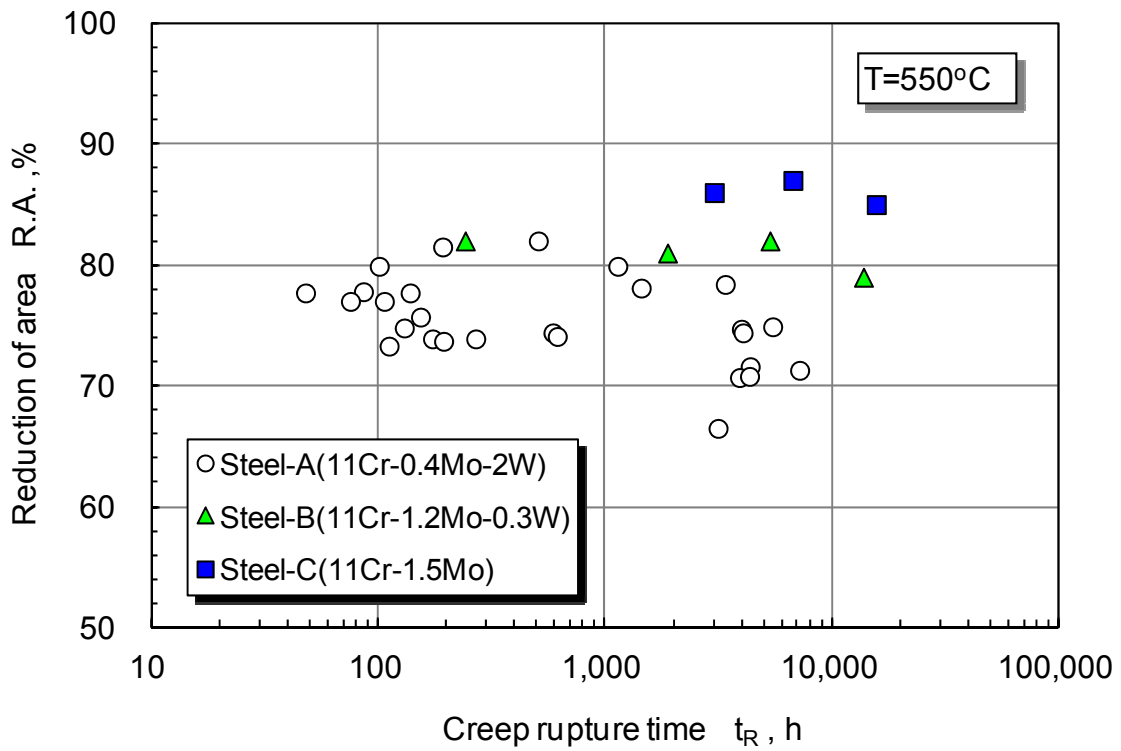


Fig.3-5 Influence of W and Mo balance on reduction of area

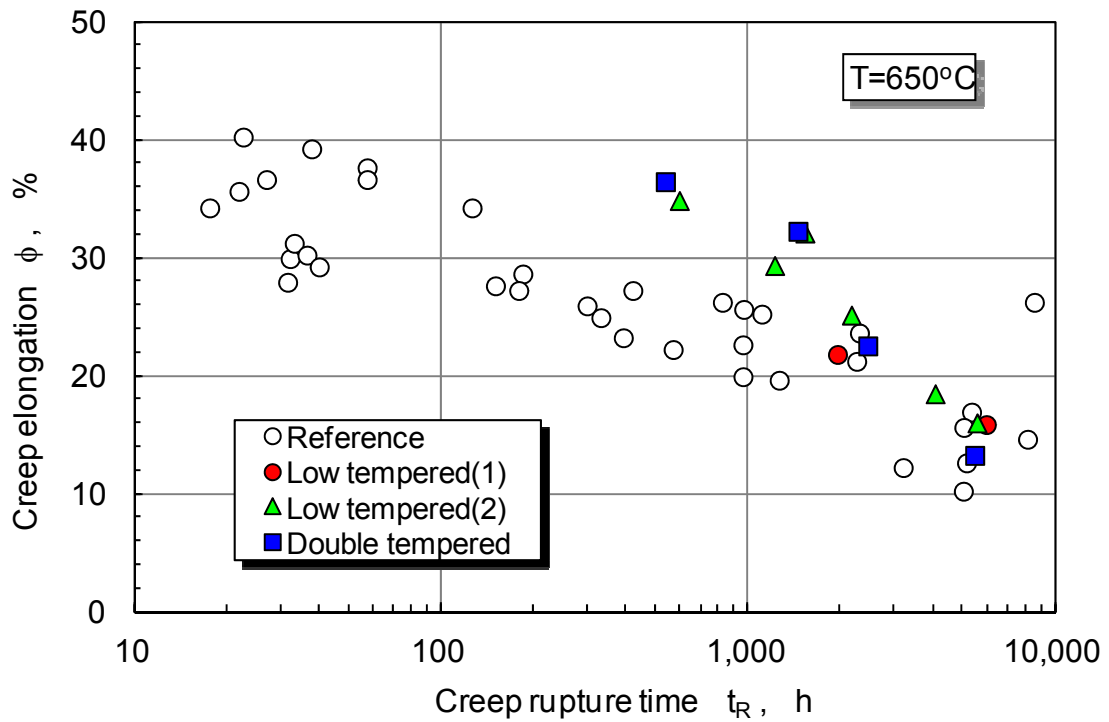


Fig.3-6 Influence of tempering conditions on creep rupture elongation

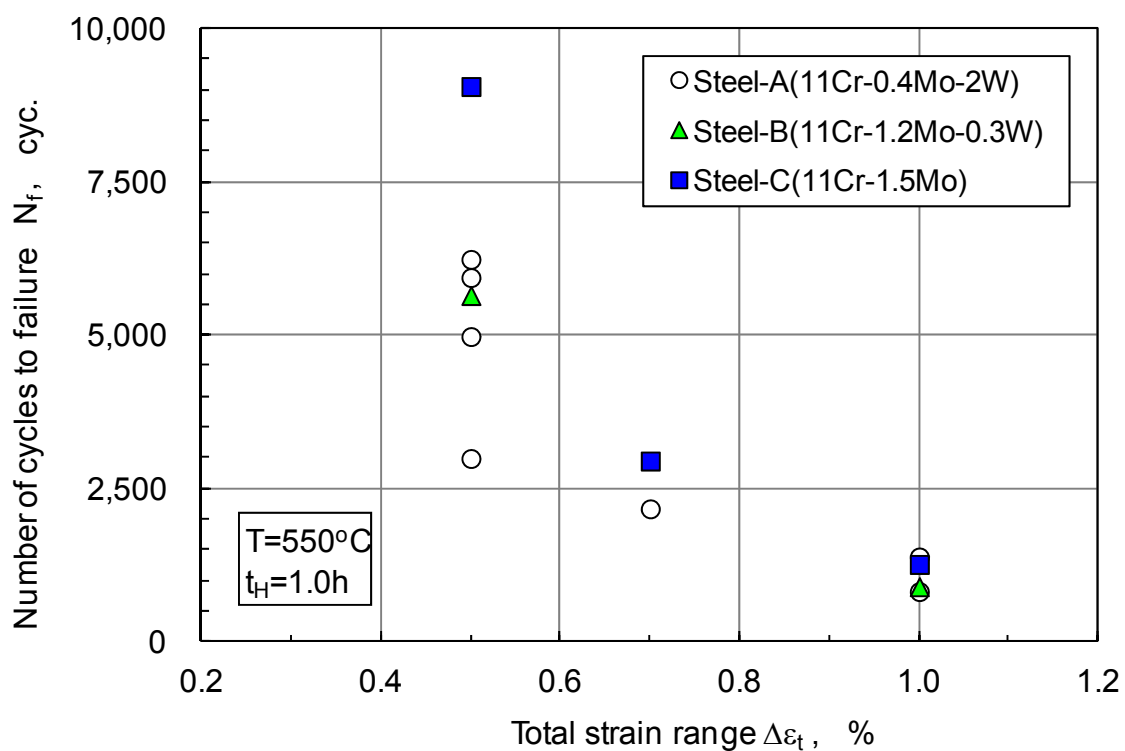


Fig. 3-7 Influence of W and Mo balance on creep-fatigue strength

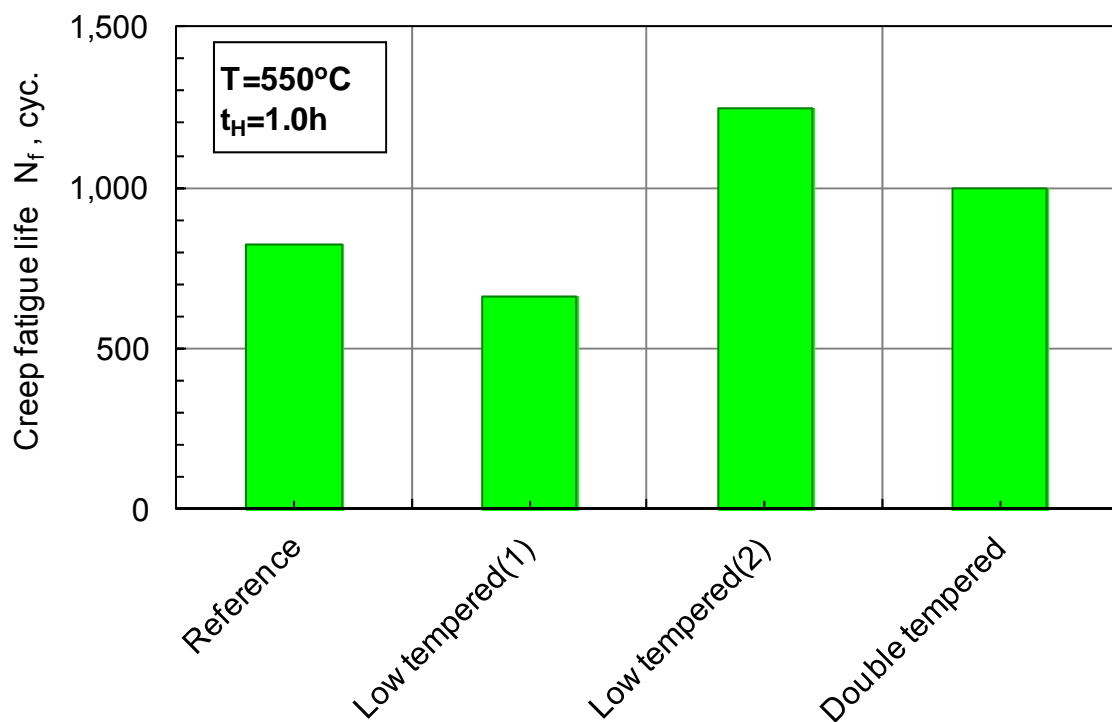
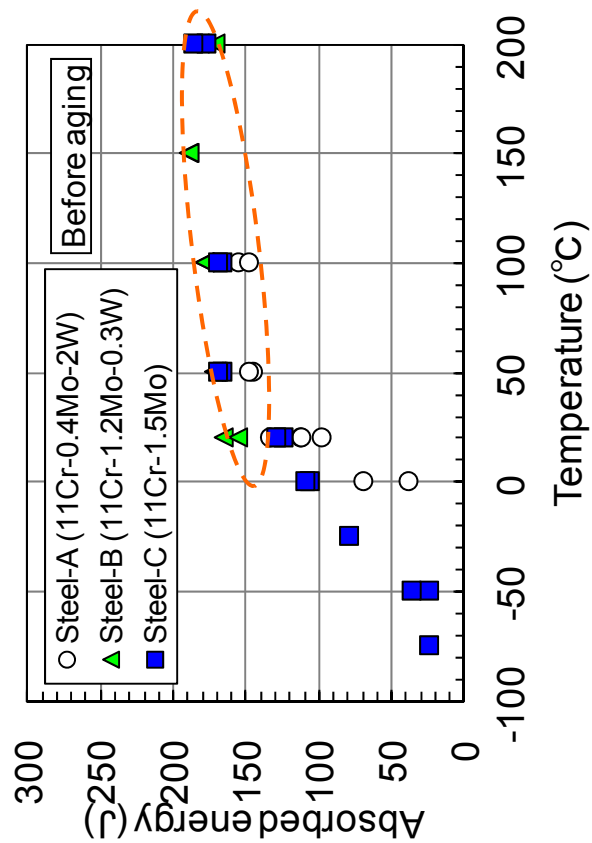
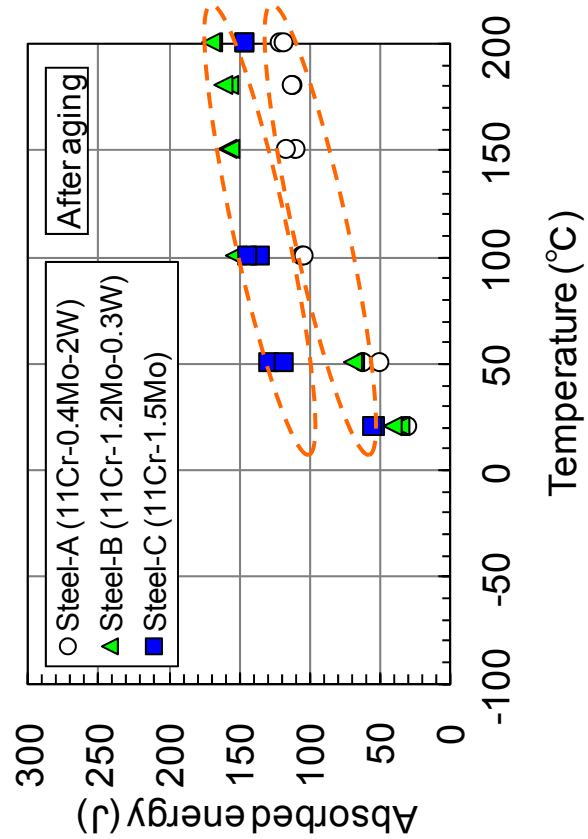


Fig. 3-8 Influence of tempering conditions on creep-fatigue strength



(a) Before aging at 600°C for 12,000h



(b) After aging at 600°C for 12,000h

Fig. 3-9 Impact properties of 12Cr steels before and after aging

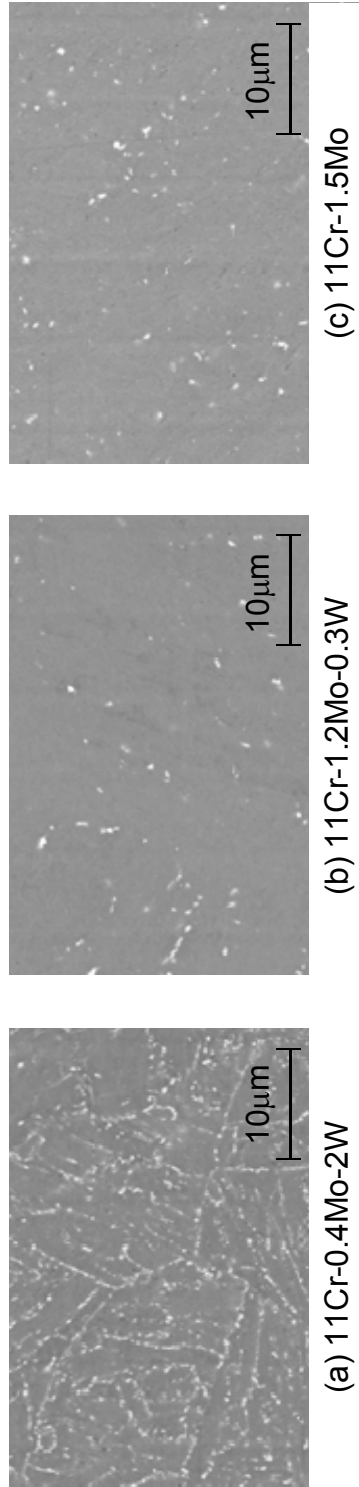


Fig. 3-10 SEM-BEI images of the high-Cr ferritic steels after aging

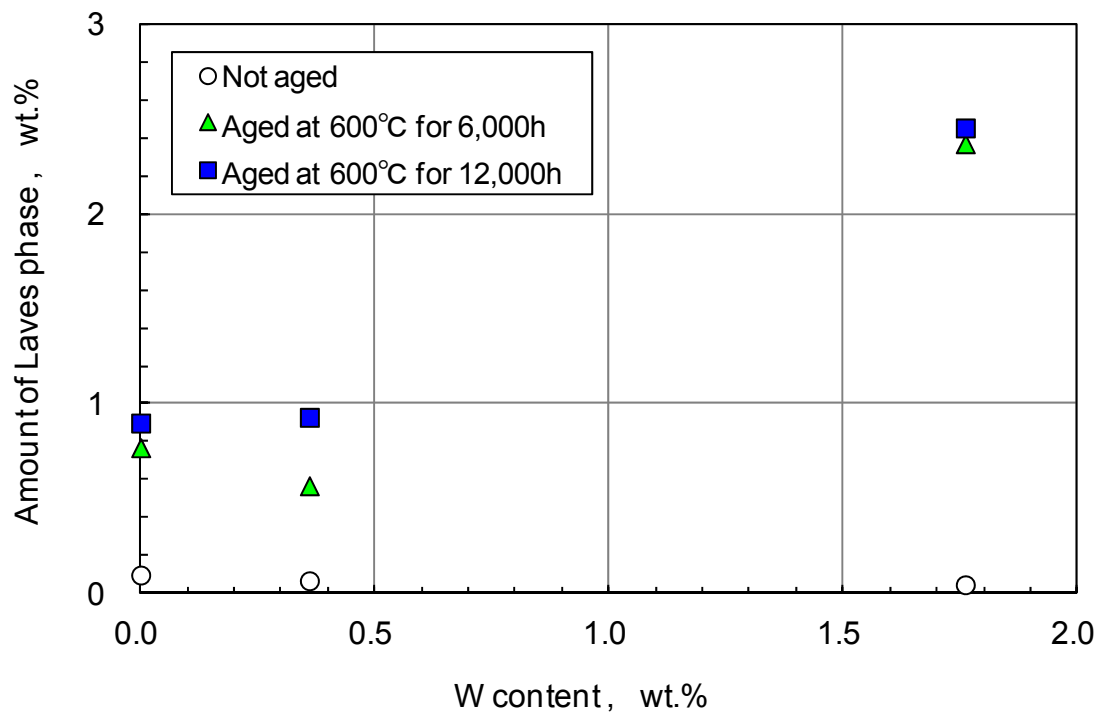


Fig.3-11 Relationship between W content and amount of Laves phase

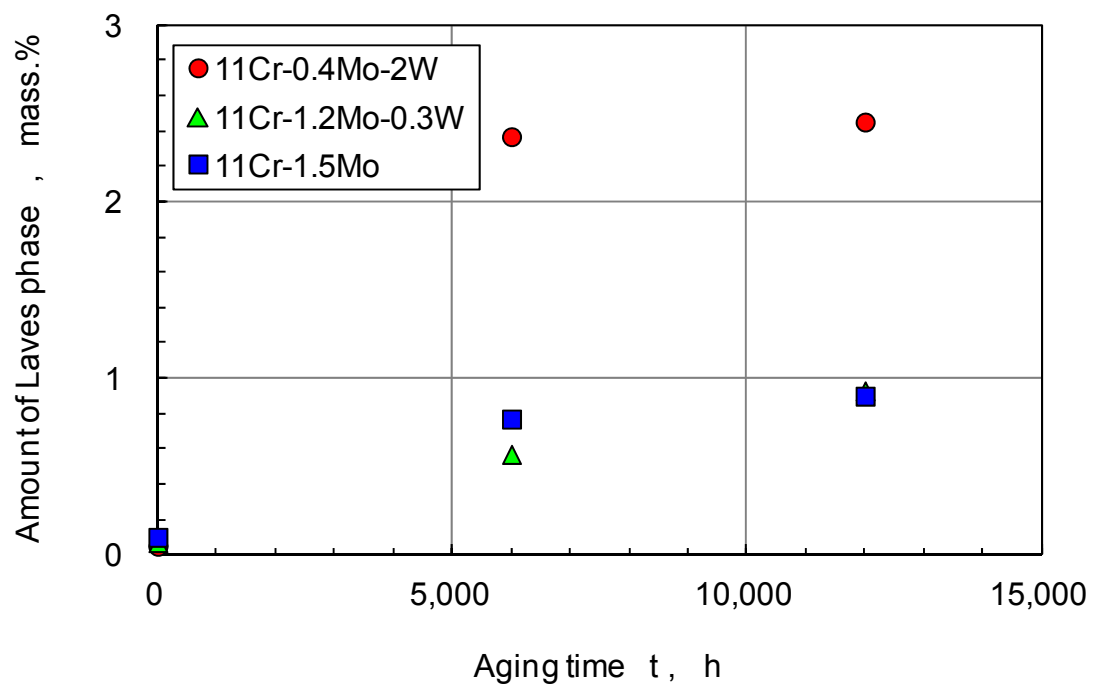


Fig.3-12 Relationship between precipitated Laves phase amount and aging time

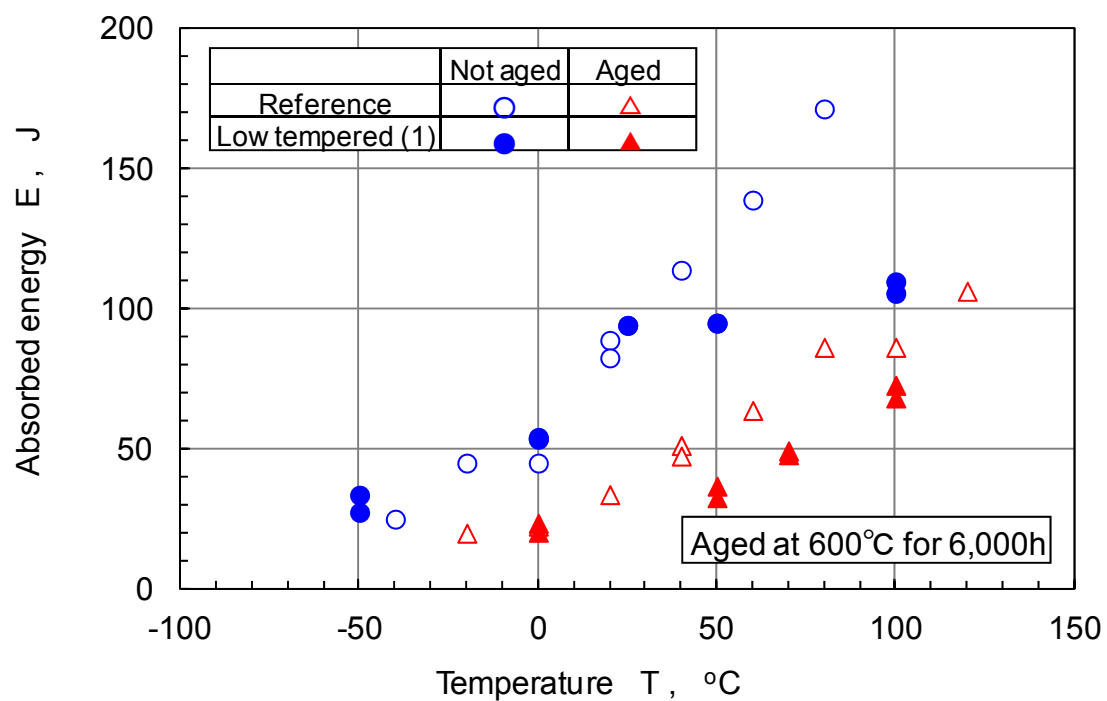


Fig.3-13 influence of tempering conditions on impact property before and after aging

3.2.4 ナトリウム冷却炉に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼仕様の提案

前項までに検討に基づき、ナトリウム冷却炉の構造材料に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼の仕様として、Table 3-6 に示す化学成分を提案した。これは W を多く含む材料では、Laves 相の析出により材料の脆化が懸念されることに加え、本来、固溶強化を期待して添加された W が Laves 相として析出することが、固溶強化機構の消失を意味し、ひいては長時間領域において高温強度の低下を招くと推測したためである。

Table 3-6 Provisional specifications of high-Cr ferritic steel for SFR
components (wt.%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Cu
0.10 -0.16	≤0.1	≤0.7	≤0.8	10.0 -11.0	1.0 -1.6	≤0.40	0.10 -0.22	≤0.08	0.03 -0.06	≤0.10

3.3 高 Cr フェライト系耐熱鋼の設計評価法の開発

長時間組織安定性を開発の着眼点として、ナトリウム冷却炉での使用条件に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼の化学成分仕様を絞り込んだ。このような新しい材料を発電用原子力設備の構造材料として用いるには、設計において必要となる材料強度基準、すなわち種々の許容応力を示す必要がある。また、とくにナトリウム冷却炉の構造設計では、Table 3-1 に示したように、クリープの影響や、塑性変形の影響も考慮する必要があるため、クリープや弾塑性挙動に係る材料特性式を、合わせて整備する必要がある。

そこで、本研究では、実施した材料試験に基づいて、ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼の材料強度基準を作成した^[7]。さらに、ナトリウム冷却炉の構造設計において最も重要な破損様式であるクリープ疲労について、その強度を評価する方法を開発した^[8]。

3.3.1 材料強度基準の策定

(I) 機械的性質および熱的性質

高 Cr フェライト系耐熱鋼が、小さい熱膨張係数と大きい熱伝導率を持つことにより、ナトリウム冷却炉プラントのコンパクト化が実現される。したがって、これらの熱的特性は、正確に測定され、設計に用いられる必要がある。

① 縦弾性定数

縦弾性定数（ヤング率）の測定には、その簡便さゆえ片持ちばり共振法と呼ばれる方法がとられることが多い^[9]。一方、米国の材料試験規格 ASTM E1876-01^[10]や JIS Z 2280^[11]には、自由共振法と呼ばれる方法が規定されている。両者を比較すると、その共振周波数に大きな差があることがわかった。すなわち、片持ちばり共振法の共振周波数は、自由共振法のそれに比べてはるかに小さく、そのため、片持ちばり共振法では内部摩擦によるヒステリシス損失が大きく、縦弾性定数を、とくに高温においては、小さめに評価してしまうことになる。Table 3-1 に示した特徴があるナトリウム冷却炉の構造設計においては、

高温における機械的性質は重要である．そこで，計 5 バッチの高 Cr フェライト系耐熱鋼に対して，自由共振法によって，室温から 650℃までの縦弾性定数を測定し，得られたデータを温度に関する下記の 4 次式で回帰したうえで，材料固有の数値とすることとした．

$$E = 2.150 \times 10^5 - 9.988 T - 2.822 \times 10^{-1} T^2 + 6.923 \times 10^{-4} T^3 - 7.560 \times 10^{-7} T^4 \quad (3-1)$$

ここで， E は縦弾性定数 (N/mm^2)， T は温度 ($^{\circ}\text{C}$) である．室温から高温までの数値を，Table 3-7 に示す．

② 熱膨張係数

固体材料の線膨張係数の測定方法としては，ASTM E228-95^[12]に， -180°C から 900°C まで適用可能な押し棒式測定法と呼ばれる方法が規定されている．ASTM 規格^[12]には，試験片寸法に関する規定がなかったことから，直径 10mm・長さ 50mm および直径 4mm・長さ 20mm の大小 2 種類の試験片を用意して測定を行った．大きい試験片ではとくに高温域において試験片内部の温度分布に注意を払う必要があり，一方，小さい試験片では低温域での微小な伸びの計測に誤差が生じやすいという短所があることがわかった．ナトリウム冷却炉では，高温における物性値が重要であることから，本研究では，小さい試験片（直径 4mm・長さ 20mm）を，計 8 バッチの高 Cr フェライト系耐熱鋼から採取し，それらを用いて室温～650℃において取得した熱膨張率データを，温度に関する下記の 4 次式で回帰し，さらにこれを温度で 1 回微分して得られる温度に関する 3 次式によって算出される値を材料固有の瞬時熱膨張係数 α_A とすることとした．

$$\varepsilon = -2.322 \times 10^{-4} + 9.529 \times 10^{-6} T + 7.070 \times 10^{-9} T^2 - 6.733 \times 10^{-12} T^3 + 3.309 \times 10^{-15} T^4 \quad (3-2)$$

$$\alpha_A = 9.529 + 1.414 \times 10^{-2} T + 2.020 \times 10^{-5} T^2 + 1.324 \times 10^{-8} T^3 \quad (3-3)$$

ここで、 ε は熱膨張率（mm/mm）、 α_A は瞬時熱膨張係数（ $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ）、 T は温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）である。また、(3-2)式から計算される各温度の熱膨張率を用い、室温から当該温度までの平均熱膨張係数 α_B を算出し、下記の3次式で回帰した。

$$\begin{aligned} \alpha_B = & 9.879 + 4.844 \times 10^{-3} T - 7.321 \times 10^{-8} T^2 \\ & - 5.711 \times 10^{-9} T^3 + 4.815 \times 10^{-12} T^4 \end{aligned} \quad (3-4)$$

ここで α_B は平均熱膨張係数（ $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ）、 T は温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）である。室温から高温までの数値を、Table 3-7に示す。

③ 熱伝導率および比熱

等方性材料の熱伝導率測定方法としては、ASTM E1225-04^[13]に、レーザーフラッシュ法と呼ばれる方法が規定されている。そこで、計9バッチの高Crフェライト系耐熱鋼に対して、レーザーフラッシュ法により得られた温度履歴曲線から、熱伝導率はハーフタイム法、比熱は比較法を用いてそれぞれ算出し、その結果を温度に関する下記の4次式で回帰し、これによって算出される値を材料固有の数値とすることとした。

$$\begin{aligned} \lambda = & 23.65 + 1.631 \times 10^{-2} T + 9.045 \times 10^{-6} T^2 \\ & - 7.454 \times 10^{-8} T^3 + 7.161 \times 10^{-11} T^4 \end{aligned} \quad (3-5)$$

$$\begin{aligned} c = & 4.422 \times 10^{-1} + 5.010 \times 10^{-4} T - 5.017 \times 10^{-7} T^2 \\ & + 7.031 \times 10^{-10} T^3 + 6.626 \times 10^{-13} T^4 \end{aligned} \quad (3-6)$$

ここで λ は熱伝導率（W/m・K）、 c は比熱（J/g・K）、 T は温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）である。室温から高温までの数値を、Table 3-7に示す。

(2) 許容応力

ナトリウム冷却炉構造用高Crフェライト系耐熱鋼に対する材料試験の結果に基づき、構造設計に用いる許容応力の値を定めた。それぞれの決め方を以下に述べる。

① 設計降伏点 S_y および設計引張強さ S_u

設計降伏点 S_y および設計引張強さ S_u の設定手順は以下の通りとした。

- i) 各温度における平均値 $\sigma_m(T)$ を求める
- ii) 各温度ごとに、各データと対応する温度の平均値 $\sigma_m(T)$ との比を求める。
- iii) 上記で定めた比の全データに対する 1%破損確率値を求める。
- iv) 各温度の平均値 $\sigma_m(T)$ に上記の 1%破損確率値を乗じ、各温度の値とする。
- v) 各温度の値が、それよりも低温における値を超えないように設定する。

② 設計応力強さ S_m

次に示す i)～iv)のうちの最小値を設計応力強さ S_m とした。

- i) 室温における規格引張強さの 1/3
- ii) 各温度における設計引張強さの 1/3
- iii) 室温における規格降伏点の 2/3
- iv) 各温度における設計引張強さの 2/3

③ 最大許容応力強さ S_0

非クリープ温度（375℃以下）に関しては、次に示す i)～iv)のうちの最小値を最大許容応力強さ S_0 とした。

- i) 室温における規格引張強さの 0.25 倍
- ii) 各温度における設計引張強さの 0.25 倍
- iii) 室温における規格降伏点の 0.625 倍
- iv) 各温度における設計引張強さの 0.625 倍

クリープ温度（375℃を超える）に関しては、上記 i)～iv)および次に示す v)～vii)のうちの最小値を最大許容応力強さ S_0 とした。

- v) 10^3 時間に 0.01% のクリープひずみを生じる応力の平均値
- vi) 10^5 時間でクリープ破断を生じる応力の最小値の 0.8 倍
- vii) 10^5 時間でクリープ破断を生じる応力の平均値の 0.6 倍

④ 設計応力強さ S_t

次に示す i)～iii) のうちの最小値を設計応力強さ S_t とした。

- i) 各温度、各時間における設計クリープ破断応力強さ S_R の 2/3.
- ii) 各温度、各時間における第 3 期クリープを開始する応力の 0.8 倍.
- iii) 各温度、各時間における 1.0% の全ひずみを生じる応力の最小値

⑤ 設計クリープ破断応力強さ S_R

(3-27) 式で与えられるクリープ破断式において $\alpha_R=10$ を適用して求められる応力の値。ただし、当該温度における設計引張強さを超えないとした。

設計降伏点 S_y 、設計引張強さ S_u 、設計応力強さ S_m および最大許容応力強さ S_0 を Table 3-8 に、設計応力強さ S_t を Table 3-9 に、設計クリープ破断応力強さ S_R を Table 3-10 に、それぞれ示す。また、Fig.3-14 に、各温度における設計降伏点 S_y 、設計引張強さ S_u を、解析に用いたデータともに示す。本項で用いた設定方法により、保守的に許容応力が設定されていることが分かる。

(3) 材料特性式

① 応力-ひずみ関係式

ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼の応力-ひずみ関係式は、次式により与える。

$\Delta\sigma/2 \leq \sigma_p$ の場合；

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\sigma/E \quad (3-7)$$

$\Delta\sigma/2 > \sigma_p$ の場合 ;

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \quad (3-8)$$

$$\Delta\varepsilon_e = \Delta\sigma/E \quad (3-9)$$

$$\Delta\varepsilon_p = \{(\Delta\sigma - 2\sigma_p)/K_d\}^{1/m_d} \quad (3-10)$$

これらの式の適用範囲は、参照したデータの温度域を考慮し、375～650℃の範囲内とする。ここで、 E は Table 3-7 に示す縦弾性定数 (N/mm²)、 σ_p および σ_y はそれぞれ比例限度力 (N/mm²) および降伏点 (N/mm²) であり、次式で与えられる。

$$\sigma_p = \sigma_y - K_d \cdot 0.002^{m_d} \quad (3-11)$$

$$K_d = k_0 + k_1 \cdot T \quad (3-12)$$

$$m_d = m_0 + m_1 \cdot T \quad (3-13)$$

$$\sigma_y = s_0 + s_1 \cdot T + s_2 \cdot T^2 + s_3 \cdot T^3 \quad (3-14)$$

これらの式中の材料定数を Table 3-11 に示す。

② 疲労破損式

ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼の疲労破損式は、次式により与える。

$$[\log(N_f)]^{1/2} = A_0 + A_1 \cdot \log_{10}(\Delta\varepsilon_t) + A_2 \cdot [\log_{10}(\Delta\varepsilon_t)]^2 + A_3 \cdot [\log_{10}(\Delta\varepsilon_t)]^4 \quad (3-15)$$

上式の適用範囲は、参照したデータの温度域を考慮し、室温から 650℃の範囲とする。ここで、

$$A_0 = D_{01} + D_{02} T^4 R \quad (3-16)$$

$$A_1 = D_{11} + D_{12} R^4 \quad (3-17)$$

$$A_2 = D_{21} + D_{22} T^2 \quad (3-18)$$

$$A_3 = D_{31} \quad (3-19)$$

$$R = \log_{10} \dot{\varepsilon} \quad (3-20)$$

$\dot{\varepsilon}$ はひずみ速度（mm/mm/sec.）であり，適用範囲は 0.01 から 0.000001 の範囲とする．これらの式中の材料定数を Table 3-12 に示す．

③ クリープひずみ式

ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼のクリープひずみ式は，次式により与える．

$$\varepsilon_c = C_1 [1 - \exp(-r_1 t)] + C_2 [1 - \exp(-r_2 t)] + \dot{\varepsilon}_m t \quad (3-21)$$

ここで，

$$C_1 = \alpha_1 \dot{\varepsilon}_m^{a_1} / r_1 \quad (3-22)$$

$$C_2 = \alpha_2 \dot{\varepsilon}_m^{a_2} / r_2 \quad (3-23)$$

$$r_1 = \beta_1 t_R^{b_1} \quad (3-24)$$

$$r_2 = \beta_2 t_R^{b_2} \quad (3-25)$$

これらの式中の材料定数を Table 3-13 に示す．また，式(3-21)中の $\dot{\varepsilon}_m$ は定常クリープひずみ速度（mm/mm/sec.）であり，Monkman-Grant 則^[14]により，次式で与えられる．

$$\dot{\varepsilon}_m = F \exp[-Q/R(T + 273.15)] t_R^{-r} \quad (3-26)$$

ここで R は気体定数（=8.31441）である．また，上式中の材料定数を Table 3-14 に示す．なお，これらの式の適用範囲は，参照したクリープ破断試験データの

取得条件を考慮し，温度については 375～650℃の範囲内，応力については 30.7 N/mm²以上とする．

④ クリープ破断式

ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼のクリープ破断式は，次式により与える．

$$(T + 273.15)[\log(\alpha_R t_R) + C] = \sum_{i=0}^2 B_i (\log \sigma)^i \quad (3-27)$$

これらの式中の材料定数を Table 3-15 に示す．なお，この式の適用範囲は，参照したクリープ破断試験データの取得条件を考慮し，温度については 375～650℃の範囲内，応力については 30.7 N/mm²以上とする．

Table 3-7 Mechanical and physical characteristics of high-Cr ferritic steel for
SFR components

Temperature (°C)	E (N/mm ²)	α (10 ⁻⁶ mm/mm/°C)		λ (W/m·k)	c (J/g·K)
		α_A (* Instant)	α_B (** Mean)		
20	214,000	9.92	—	23.64	0.450
50	213,000	10.25	10.08	24.24	0.463
75	212,000	10.52	10.28	24.67	0.474
100	211,000	10.77	10.45	25.06	0.485
125	210,000	11.00	10.61	25.41	0.496
150	208,000	11.22	10.74	25.73	0.507
175	207,000	11.43	10.87	26.02	0.518
200	205,000	11.63	10.98	26.30	0.530
225	204,000	11.81	11.08	26.56	0.541
250	202,000	11.99	11.17	26.81	0.553
275	200,000	12.15	11.26	27.06	0.565
300	198,000	12.31	11.34	27.30	0.577
325	196,000	12.45	11.42	27.54	0.590
350	194,000	12.59	11.50	27.78	0.604
375	192,000	12.73	11.58	28.01	0.618
400	190,000	12.85	11.65	28.24	0.634
425	188,000	12.97	11.73	28.46	0.650
450	185,000	13.09	11.81	28.67	0.669
475	183,000	13.20	11.89	28.87	0.689
500	180,000	13.31	11.96	29.04	0.710
525	177,000	13.41	12.04	29.19	0.735
550	174,000	13.52	12.12	29.31	0.761
575	171,000	13.62	12.19	29.38	0.791
600	168,000	13.72	12.26	29.41	0.824
625	165,000	13.82	12.33	29.37	0.860
650	161,000	13.92	12.39	29.26	0.901

* Instant thermal expansion coefficient at the temperature

** Mean thermal expansion coefficient between 20°C and the temperature

Table 3-8 Allowable stress values of high-Cr ferritic steel for SFR components

Temperature (°C)	Yield strength S_y (N/mm ²)	Tensile strength S_u (N/mm ²)	Design stress intensity S_m (N/mm ²)	Maximum allowable stress intensity S_0 (N/mm ²)
-30~25	400	620	207	155
75	400	613	204	153
100	400	609	203	152
150	400	586	195	147
200	400	569	190	142
225	400	563	188	141
250	400	556	185	139
275	400	551	184	138
300	400	545	182	136
325	400	539	180	135
350	400	532	177	133
375	400	524	175	131
400	400	515	172	129
425	399	504	168	126
450	399	492	164	123
475	388	476	159	119
500	378	460	153	115
525	364	439	146	110
550	347	416	139	104
575	327	388	129	95
600	304	357	119	76
625	278	321	107	57
650	247	281	94	27

Table 3-9 Design stress intensity value S_t of high-Cr ferritic steel for SFR components

Time Temp. (h) (°C)	(N/mm ²)													
	1	10	30	10 ²	3×10 ²	10 ³	3×10 ³	10 ⁴	3×10 ⁴	10 ⁵	3×10 ⁵	10 ⁶	3×10 ⁶	10 ⁷
375	349	349	349	349	349	349	349	349	346	332	320	307	295	282
400	344	344	344	344	344	344	332	318	305	292	280	268	256	244
425	336	336	336	333	320	306	293	280	268	255	244	231	221	209
450	328	324	310	296	283	269	257	244	233	221	210	198	188	178
475	316	288	275	261	249	236	224	212	201	189	179	168	159	149
500	282	254	242	229	217	204	193	182	171	161	151	141	132	122
525	250	223	211	199	188	176	165	154	145	134	125	115	107	98
550	220	195	183	171	161	149	140	129	120	110	102	92	84	76
575	192	168	157	146	136	125	116	106	97	88	80	71	63	55
600	167	144	134	123	113	103	94	85	76	67	59	51	43	31
625	143	121	111	101	92	82	74	65	57	48	39	—	—	—
650	121	100	91	81	72	63	55	45	—	—	—	—	—	—

Table 3-10 Minimum stress to creep rupture S_R of high-Cr ferritic steel for SFR components

Time Temp. (h) (°C)	1	10	30	10^2	3×10^2	10^3	3×10^3	10^4	3×10^4	10^5	3×10^5	10^6	3×10^6	10^7
375	524	524	524	524	524	524	524	524	520	499	480	460	442	424
400	515	515	515	515	515	515	498	477	458	438	420	401	384	366
425	504	504	504	500	480	459	440	419	401	382	365	347	331	314
450	492	486	465	444	424	404	386	366	349	331	315	298	283	266
475	475	432	412	391	373	353	336	318	301	284	269	252	238	223
500	423	382	363	343	325	307	290	273	257	241	226	211	198	183
525	375	335	317	298	281	264	248	231	217	201	188	173	160	147
550	330	292	275	257	241	224	209	194	180	165	152	139	126	114
575	288	252	236	219	204	188	174	159	146	132	120	107	95	82
600	250	216	200	184	170	154	141	127	114	101	89	76	64	50
625	214	182	167	152	138	124	111	97	85	72	59	42	—	—
650	181	150	136	122	109	95	82	68	55	34	—	—	—	—

Note : The values $\geq 10^6$ h are determined by extrapolation.

: $\alpha_R=10$

Table 3-11 Material constants in cyclic stress-strain relationship of high-Cr ferritic steel for SFR components

Material constant	Value
k_0	3.57895×10^3
k_1	-4.25922×10^0
m_0	5.26733×10^{-1}
m_1	-4.15700×10^{-4}
s_0	5.95523×10^2
s_1	-9.95901×10^{-1}
s_2	3.02970×10^{-3}
s_3	-3.46930×10^{-6}

Table 3-12 Material constants in low cycle fatigue curve of high-Cr ferritic steel for SFR components

Material constant	Value
D_{01}	1.142078
D_{02}	$-3.720100 \times 10^{-15}$
D_{11}	5.799126×10^{-1}
D_{12}	-9.783423×10^{-6}
D_{21}	1.776488×10^{-1}
D_{22}	2.758978×10^{-8}
D_{31}	-1.068372×10^{-2}

Table 3-13 Material constants in creep strain equation of high-Cr ferritic steel for SFR components

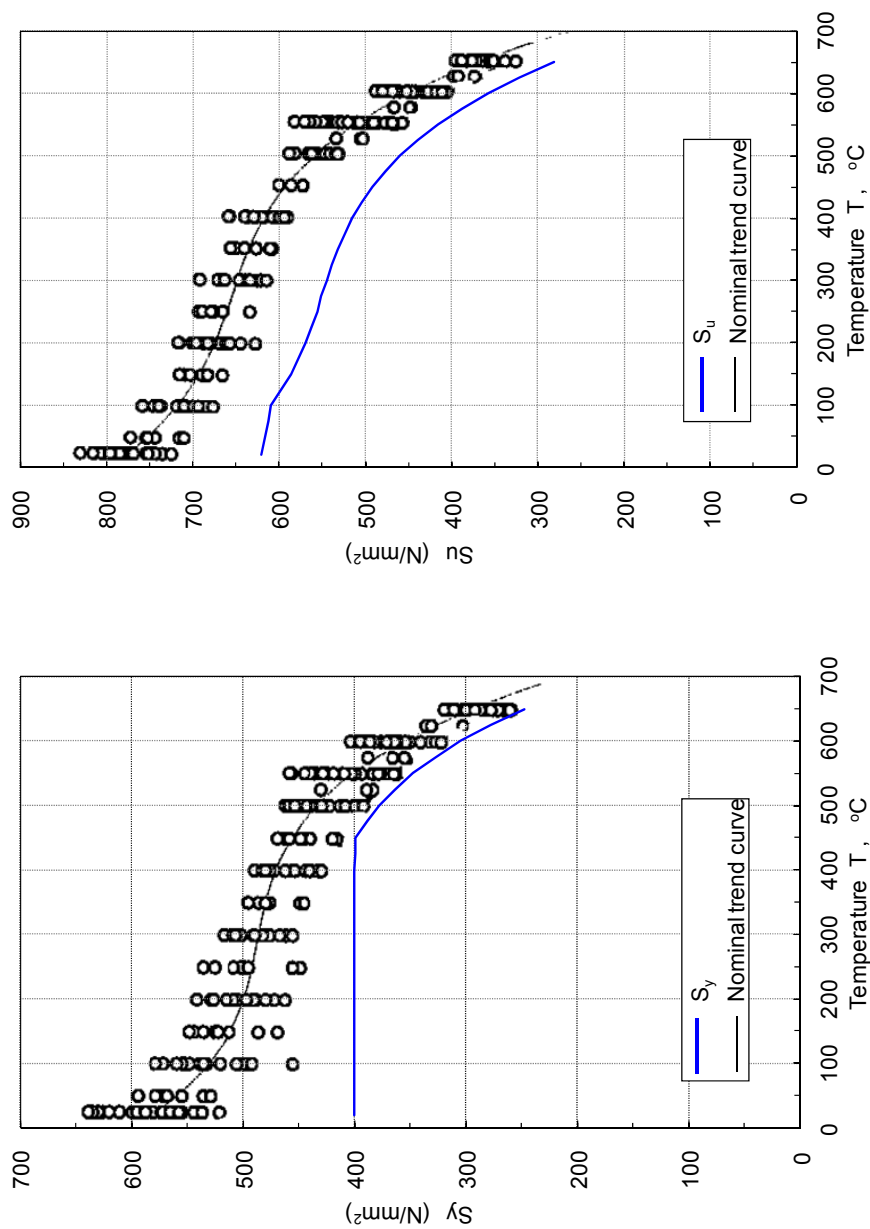
Material constant	Value
a_1	0.59235
a_2	0.81657
b_1	-0.56858
b_2	-0.82278
α_1	2.13822
α_2	0.92768
β_1	317.0902
β_2	14.3245

Table 3-14 Material constants in secondary creep strain rate equation of high-Cr ferritic steel for SFR components

Material constant	Value
F (mm/mm)	8.12314×10^{-1}
Q (J/mol)	2.13919×10^4
r	1.05029

Table 3-15 Material constants in creep rupture strength equation of high-Cr
ferritic steel for SFR components

Material constant	Value
C	3.54209×10^1
B_0	2.10245×10^4
B_1	2.31597×10^4
B_2	-7.78465×10^3
α_R Average	1.0
Minimum	10.0



(a) Yield strength

(b) Tensile strength

Fig.3-14 Determination of allowable stress values in the material strength standard of high-Cr ferritic steel for SFR components

3.3.2 クリープ疲労強度評価法の開発

(1) クリープ疲労強度評価手順

前項にて定めた材料特性式を用いて，ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼のクリープ疲労強度を簡易に評価する手法を開発し，いくつかの試験結果を用いて，その妥当性について検討した^[8]．

評価法の概念を Fig.3-15 に示す．疲労損傷値 D_f は(3-15)式で示す疲労破損式に与えられた全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon$ を適用することにより算出される破損繰返し数 N_f に対する使用分数和として計算する．すなわち，

$$D_f = 1/N_f \quad (3-28)$$

疲労負荷が全ひずみ範囲でなく応力範囲で与えられる場合には，(3-7)～(3-14)式の応力-ひずみ関係式から全ひずみ範囲を計算して適用する．一方，クリープ損傷値 D_c は(3-27)式で示すクリープ破断式において $\alpha_R=1.0$ とした場合のクリープ破断時間 t_R に対する使用分数和として計算する．すなわち，

$$D_c = \int_0^{t_H} \frac{dt}{t_R} \quad (3-29)$$

ここで， t_H は保持時間である．ひずみ保持の場合の保持開始時点の応力は，(3-7)～(3-14)式の応力-ひずみ関係式から計算する．保持中の応力緩和挙動は，(3-21)式に示すクリープひずみ式を用いて定める．疲労とクリープの相互作用については，Fig.3-15(f)に示す(0.3, 0.3)を交点とする線図により考慮する．

(2) 試験結果と評価結果の比較

前項で開発したナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼のクリープ疲労強度評価法の妥当性を検討するため，Table 3-2 に示す Steel-B および Steel-C に対し，550℃大気中における中実丸棒試験片を用いたひずみ制御クリープ疲労

試験を、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon=0.35\%$ 、引張側ピークで 10 分保持の両振り台形波のケース、および全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon=0.50\%$ 、引張側ピークで 60 分保持の両振り台形波について実施した。疲労サイクルのひずみ速度 $\dot{\epsilon}=0.1\%/sec$ とした。

クリープ疲労強度評価法に従って計算される破損繰返し数を、試験で得られた破損繰返し数とともに、Table 3-16 に示す。また、試験結果と評価結果の関係を Fig.3-16(a)に示す。これらの図表から、開発したクリープ疲労強度評価法は、これらの試験条件におけるクリープ疲労寿命をかなり保守的に予測することができているが、2 倍以上保守的な評価を与えているケースがあることが分かる。Fig.3-16(b)に評価法に従って計算された疲労損傷値 D_f およびクリープ損傷値 D_c を示す。この図を見ると、疲労損傷値に比較して、クリープ損傷値が大きく評価されていることが分かる。

全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon=0.35\%$ 、引張側ピークで 10 分保持のクリープ疲労試験で観測された実際の応力緩和挙動と、材料の応力-ひずみ曲線およびクリープひずみ式を用いて評価される応力緩和挙動を Fig.3-17 に示す。高 Cr フェライト系耐熱鋼は、繰返し軟化挙動を示す材料であるが、ここでは代表サイクルとして破損繰返し数 N_f の 1/2 のサイクル数における応力履歴をプロットした。この図から明らかなように、評価に用いた保持開始時点の初期応力は、試験で観測された初期応力よりもかなり大きいことが分かる。材料のクリープひずみ式を用いて応力緩和が見積もられるが、保持終了時点までこれらの大小関係が逆転することはない。このことが、クリープ損傷を大きめに評価した原因と推測された。

そこで、試験で観測された初期応力を用いたクリープ疲労強度評価を試行した。結果を Table 3-17 に示す。また、試験結果と評価結果の関係を Fig.3-18(a)に示す。これらの図表から、全ての試験条件について、係数 2 の範囲で、かつ保守的に予測できていることがわかる。このことから、保持開始時点の初期応力を、より正確に予測する方法を工夫すれば、Fig.3-15 に示す手順よりも、さらに精度の高いクリープ疲労強度評価が可能になると考えられる。

Table 3-16 Creep-fatigue strength assessment results based on the initial stresses estimated from characteristics of high-Cr steel for SFR components

$\Delta \varepsilon_t$ (%)	t_H (min.)	Material	Estimated σ_{ini} (Mpa)	Observed N_f (cyc.)	D_f (/cyc.)	D_c (/cyc.)	Predicted N_f (cyc.)
0.35	10	Steel-B	258.4	33,134	1.14E-05	6.70E-05	10,014
		Steel-C		30,367			
0.50	60	Steel-B	285.8	5,650	8.55E-05	1.25E-04	3,086
		Steel-C		9,059			

Table 3-17 Creep-fatigue strength assessment results based on observed initial stresses

$\Delta \varepsilon_t$ (%)	t_H (min.)	Material	Observed σ_{ini} (Mpa)	Observed N_f (cyc.)	D_f (/cyc.)	D_c (/cyc.)	Predicted N_f (cyc.)
0.35	10	Steel-B	191.3	33,134	1.41E-05	1.24E-05	23,219
		Steel-C	191.0	30,367	1.41E-05	1.23E-05	23,441
0.50	60	Steel-B	263.9	5,650	8.55E-05	1.94E-04	2,538
		Steel-C	216.0	9,059	8.55E-05	5.50E-05	4,677

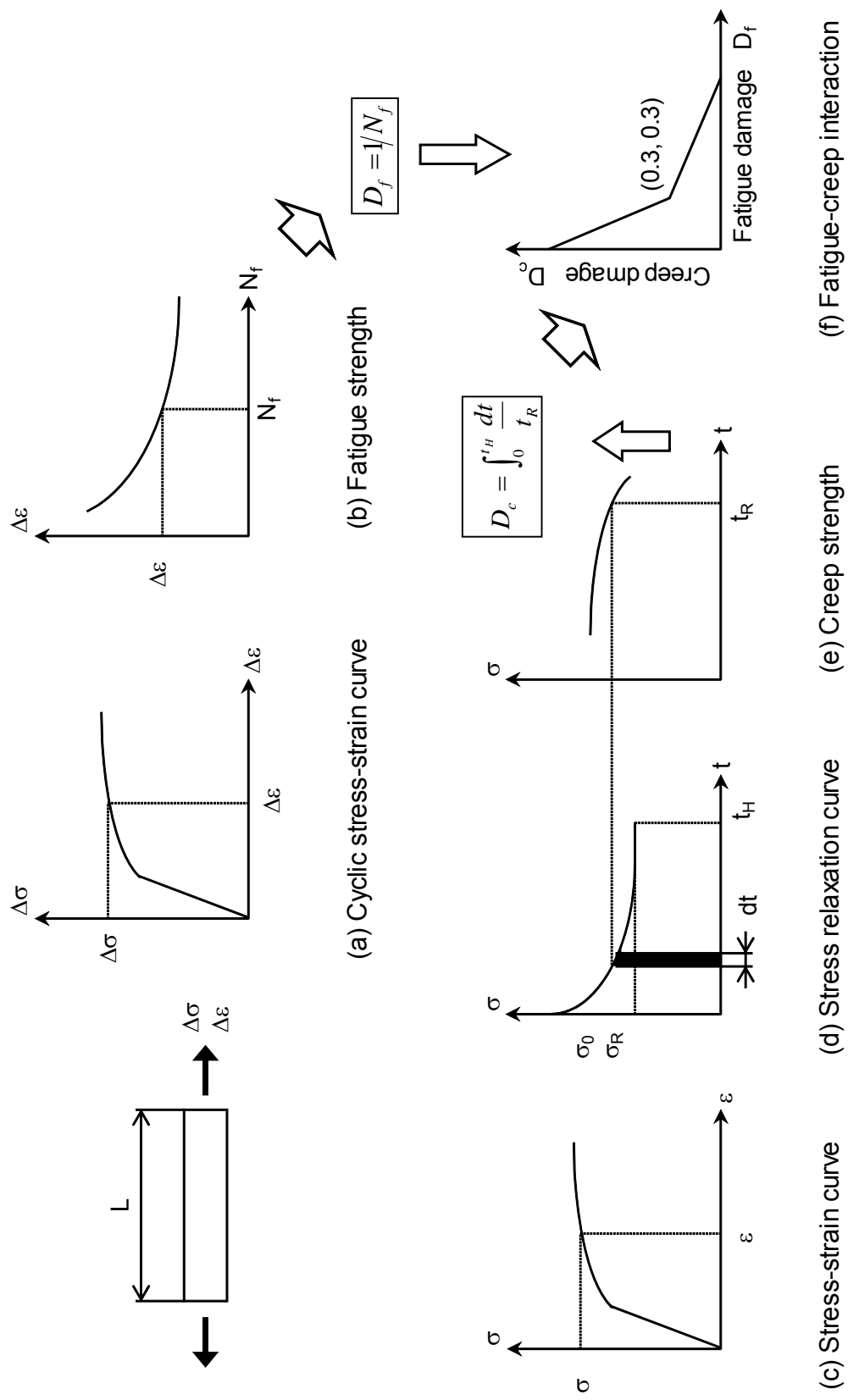
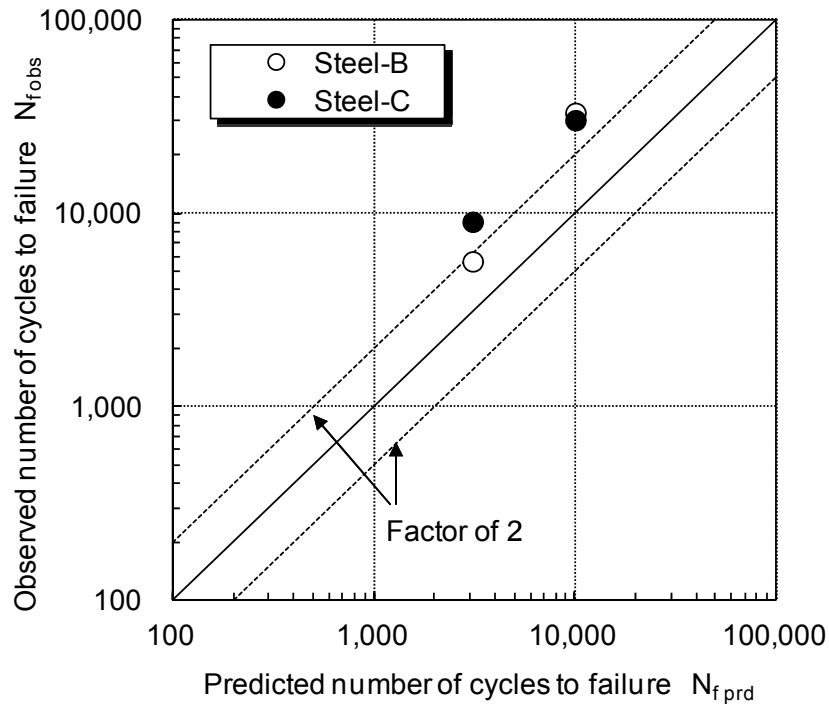
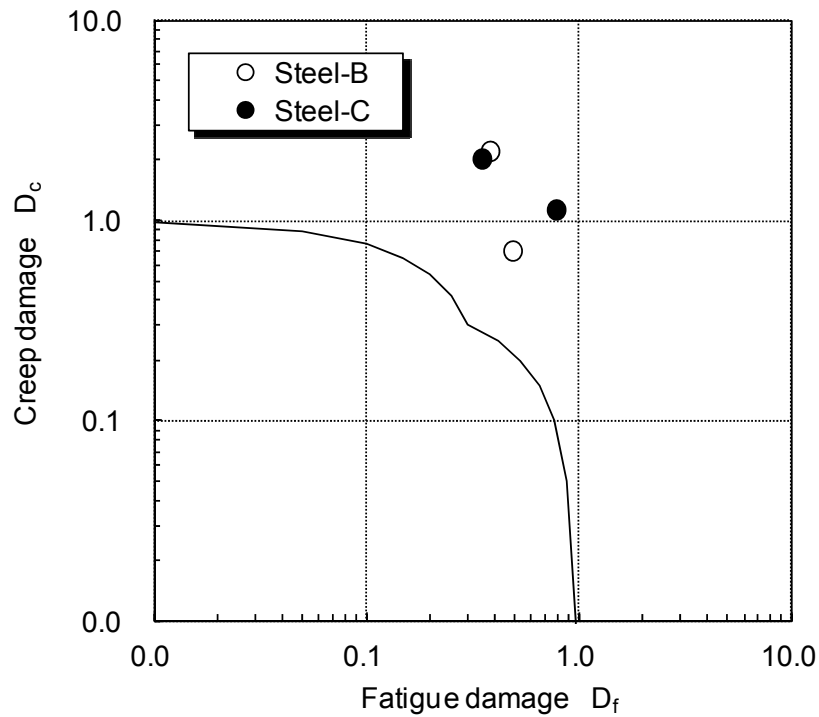


Fig.3-15 Creep-fatigue strength assessment flow



(a) Validation of the assessment results



(b) Estimated fatigue and creep damages

Fig.3-16 Creep-fatigue strength assessment results using the initial stresses obtained from characteristics of high Cr steel for SFR components

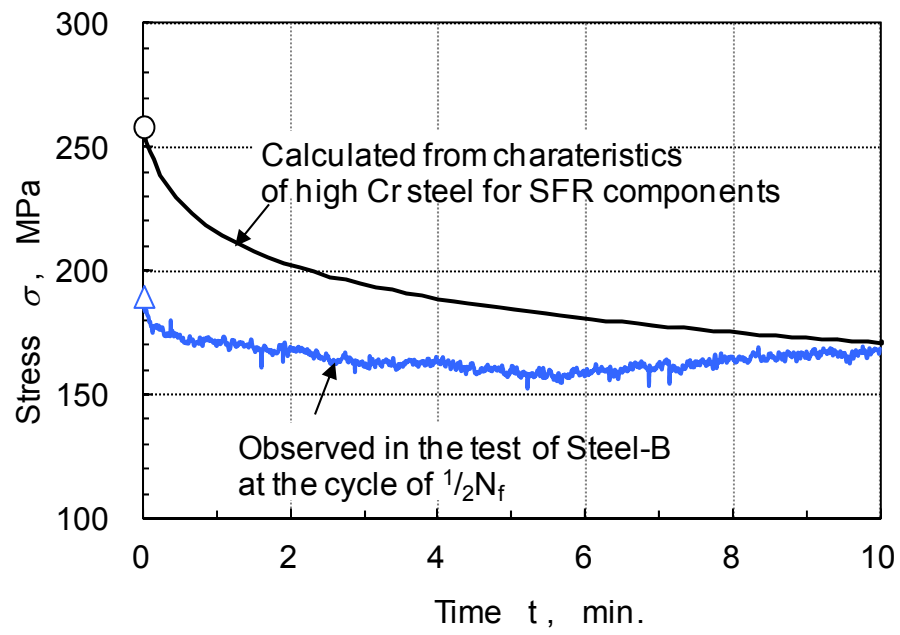
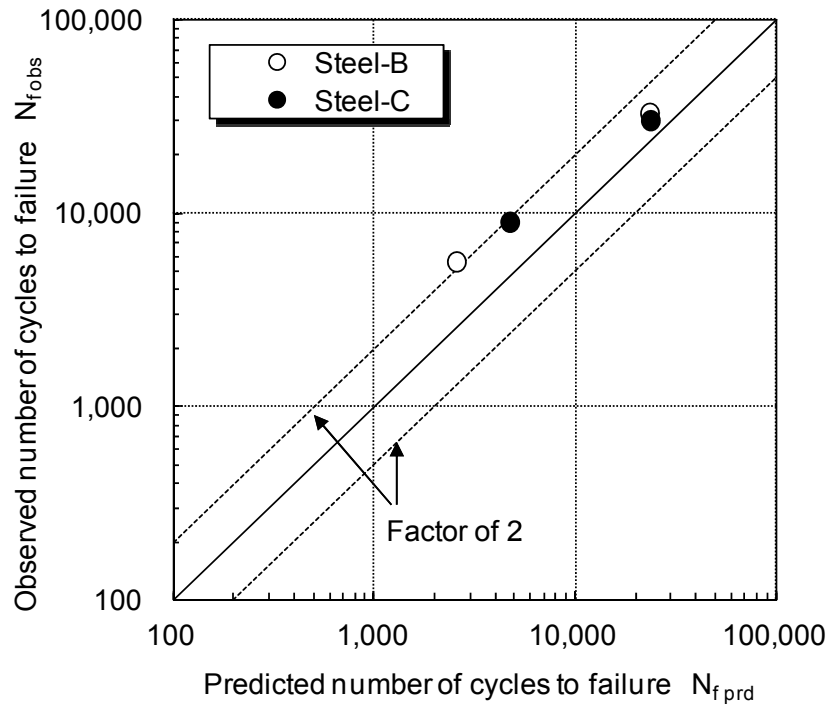
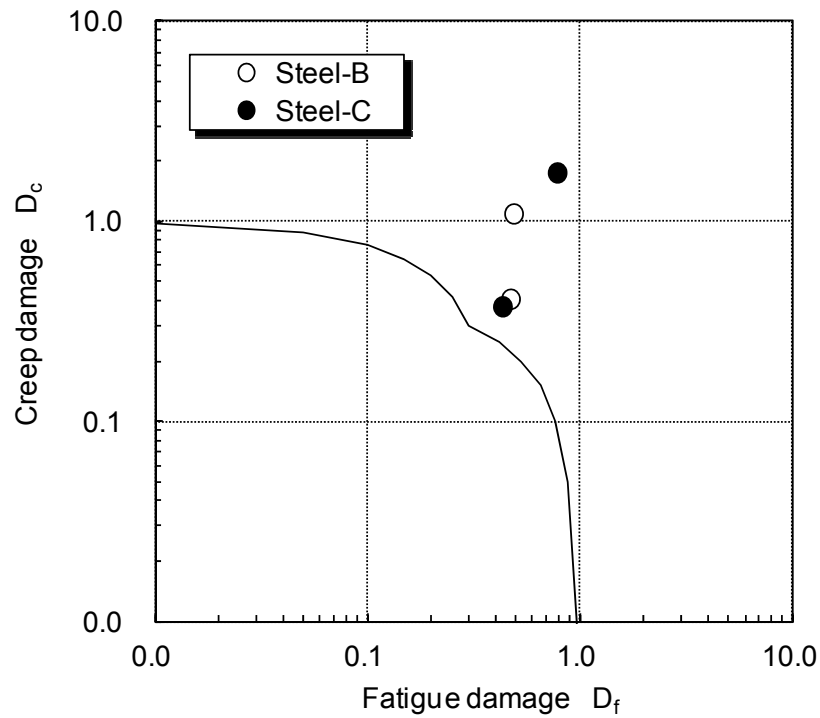


Fig.3-17 Observed and analyzed stress relaxation behaviors



(a) Validation of the assessment results



(b) Estimated fatigue and creep damages

Fig.3-18 Creep-fatigue strength assessment results using the observed initial stresses

3.4 結言

本研究では、高温で使用され、長寿命設計が志向されるナトリウム冷却炉の設計自由度の拡大と安全性・経済性の向上に寄与することを目的として、ナトリウム冷却炉での使用条件に適合した革新的構造材料の開発とその材料強度基準の策定および設計評価法の開発を実施した。得られた成果を、以下に示す；

- (1) ナトリウム冷却炉における構造材料の使用条件および設計寿命を考慮し、高温長時間組織安定性を開発の着眼点として、ナトリウム冷却炉での使用条件に適した高 Cr フェライト系耐熱鋼の化学成分を検討した。その結果、固溶強化元素である W を多く含有する鋼種では、Laves 相の多量析出によって、靱性が低下することが分かった。このことに基づいて、W の一部もしくは全部を Mo で置き換えた化学成分を、ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼として提示した。
- (2) 熱処理による高温長時間組織安定性の確保については、難しい見通しが得られた。
- (3) 上記(1)の材料をナトリウム冷却炉の構造設計に用いるため、材料強度基準すなわち機械的性質や熱的物性、種々の許容応力および材料特性式を提案した。これによって、高 Cr フェライト系耐熱鋼を用いたナトリウム冷却炉の構造設計を可能とした。
- (4) 上記(3)で示した材料特性式を用い、ナトリウム冷却炉構造用高 Cr フェライト系耐熱鋼のクリープ疲労寿命を簡易に予測する方法を提案した。予測寿命を試験結果と比較したところ、保守的な寿命予測となっていることが分かった。このため、保持開始時点の初期応力を、試験で実際に観測された応力に置き換えて評価したところ、試験結果を係数 2 の範囲内で、かつ保守的に予測できた。このことから、保持開始時点の初期応力を、より正確に予測する方法を工夫すれば、さらに精度の高いクリープ疲労強度評価が可能になることを示した。

3.5 参考文献

- [1] 日本原子力研究開発機構次世代原子力システム研究開発部門，日本原子力発電株式会社研究開発室，「高速増殖炉サイクルの実用化戦略調査研究—フェーズⅡ報告書—」，JAEA-Evaluation 2006-002（2006/04）。
- [2] Kasahara, N., Nakamura, K., Morishita, M., Shibamoto, H., Inoue, K., “Main R&D issues for fast reactor structural design standard”, Nuclear Engineering and Design Vol.238, pp.287–298 (2008/02).
- [3] Larson, F.R., Miller, J.A., “A time-temperature relationship for rupture and creep stresses”, Transaction of ASME, Vol.74, pp. 765–771 (1952).
- [4] 森下正樹ほか，「高温構造設計高度化研究[平成 12 年度共同研究報告書]」，JNC TY9400 2001-026（2002 年 1 月）。
- [5] 財団法人電力中央研究所，平成 12 年度発電用新型炉技術確証試験（高速増殖炉技術確証試験）調査報告書 別冊，「高温構造健全性評価指針（案）」（2001/03）。
- [6] たとえば，朝倉健太郎，河淵靖，藤田利夫，「高 Cr フェライト系鋼の加熱脆化因子」，鉄と鋼，第 75 巻，pp.1209-1216 (1989).
- [7] Wakai, T., Aoto, K., Sukekawa, M., Date, S., Shibamoto, H., “Present Status of Development of High Chromium Steel for Japanese FBR Components”, Nuclear Engineering and Design, No.238, pp.399-407 (2008).
- [8] Wakai, T., Sukekawa, M., Date, S., Asayama, T., Aoto, K., Kubo, S., “Development of High-Chromium Steel for the Sodium-Cooled Fast Reactor in Japan and Creep-Fatigue Assessment of the Steel”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol.85, No.6, pp.352-359 (2008).
- [9] 安藤勝訓，若井隆純，青砥紀身，「12Cr 系鋼の材料物性値」，JNC TN9400 2003-0084（2003 年 9 月）。
- [10] ASTM, “Standard Test Method for Dynamic Young’s Modulus, Shear Modulus and Poisson’s Ratio by Impulse Excitation of Vibration”, ASTM E1876-01 (2001).
- [11] Japanese Industrial Standard, “Test method for Young’s modulus of metallic materials at elevated temperature”, JIS Z 2280-1993 (1993).

- [12] ASTM, “Standard Test Method for Linear Expansion of Solid Materials With a Vitreous Silica Dilatometer”, ASTM E228-95 (1995).
- [13] ASTM, “Standard Test Method for Thermal Conductivity of Solids by Means of the Guarded-Comparative-Longitudinal Heat Flow Technique”, ASTM E1225-04 (2004).
- [14] Monkman, F.C., Grant, N.J., “An Empirical Relationship between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep-Rupture Tests”, Proceedings of ASTM, Vol.56, pp. 765–771, pp.593-620 (1956).

第4章 結論

本論文では、エネルギー資源の大半を海外からの輸入に依存している我が国のエネルギーセキュリティの脆弱性を根本的に改善可能な一方策である、高速増殖炉サイクルの実現に向け、技術的実現性が高く、総合的に最も優れた概念として選定されたナトリウム冷却炉について、その設計自由度を拡大し、安全・安心を高めることを目的として、その使用条件に整合した材料の開発と、構造上の特徴を適切に考慮した構造健全性評価法の開発を行った。

第2章では、ナトリウム冷却炉の実用化に向け、ナトリウムバウンダリに対する破断前漏えい（**Leak Before Break**）成立性評価手法の確立が強く求められていることを踏まえ、ナトリウム冷却炉の機器・配管に対する **LBB** 成立性評価への適用を念頭に、破壊力学的アプローチによるクリープ疲労き裂進展評価法を開発した。すなわち、ナトリウム冷却炉の構造設計において、構造物中の非弾性ひずみの見積もり等に用いられている弾性追従の考え方を取り入れることにより、構造設計と整合した塑性変形やクリープ変形を考慮したクリープ疲労き裂進展評価法を開発し、機械荷重あるいは熱荷重繰返しによる構造物中のき裂の疲労またはクリープ疲労進展挙動と比較することで、開発した評価法の妥当性を検証した。

第3章では、ナトリウム冷却炉の実用化に向けて、経済性と安全性を向上させる最も有効な方策であるプラントコンパクト化による建設コストの低減に寄与する、熱的特性と高温強度がバランスよく優れる材料の開発を行った。すなわち、熱膨張が小さく、熱伝導が良好で、かつ高温強度に優れる材料として、発電用火力発電設備の分野で使用実績のある高 **Cr** フェライト系耐熱鋼をベースに、ナトリウム冷却炉での使用条件に適した構造用高 **Cr** フェライト系耐熱鋼の化学成分仕様について検討した。まず、ナトリウム冷却炉が高温で運転され、かつ長寿命設計が指向されることを考慮して、高温長時間組織安定性に着目し、その構造材料に特に強く求められる特性であるクリープ疲労強度や、靱性を指標とする検討を行った。その結果、固溶強化元素として添加される **W** の一部または全部を **Mo** に置き換えることにより、高温長時間組織安定性の改善が図れる

見通しを得た．また，この材料をナトリウム冷却炉の構造材料として適用可能とするために，材料強度基準すなわち機械的性質や熱的物性値，各種許容応力および材料特性式を策定した．さらに，ナトリウム冷却炉において特に重要な破損様式であるクリープ疲労に関して，クリープ疲労強度評価法を提示したうえで，長時間クリープ疲労試験結果と比較することにより，その妥当性を検証した．

以上の成果を以て，ナトリウム冷却炉の設計自由度を拡大することのできる材料および設計評価法を具体化し，かつ，ナトリウム冷却炉の運用を，より安全・安心なものとする構造健全性評価法を確立して，我が国における高速炉サイクルの実用化に貢献することができた．

謝 辞

本論文は、立命館大学理工学部 坂根政男教授のご指導によってまとめたものです。筆者は、立命館大学および同大学大学院修士課程在学中に同教授の指導を受け、その後も、ご指導・ご鞭撻を賜りました。ここに深甚なる感謝の意を表します。

本論文を執筆するに当たり、立命館大学理工学部 飴山恵教授、上野明教授には、適切なご助言と激励をいただきました。この場を借りて、厚く御礼申し上げます。

また、元立命館大学総長 大南正瑛博士には、筆者が学生時代より現在に至るまで、多くのご指導をいただき、薫陶を受けてまいりました。ここに感謝の意を表します。

第2章の研究遂行にあたっては、独立行政法人日本原子力研究開発機構 研究主幹 渡士克己博士と、株式会社テプコシステムズ原子力プラント技術部 町田秀夫部長より、研究の便宜を図っていただくとともに、数多くのご助言と貴重なご意見をいただきました。また、第2章の数値解析の実行にあたっては、水戸技術計算株式会社 古橋一郎取締役、さらに、第2章の実験の実施にあたっては、独立行政法人日本原子力研究開発機構 堀切守人副主幹と小林澄男技術員の、それぞれ多大な協力をいただきました。ここに感謝の意を表します。

第3章の研究遂行にあたっては、独立行政法人日本原子力研究開発機構 青砥紀身博士の強力なご指導とご支援をいただきました。厚く御礼申し上げます。また、同博士の下で、ともに研究に励んでいただいた日立 GE ニュークリア・エナジー株式会社 祐川正之氏、三菱重工業株式会社 長崎研究所 伊達新吾主席および独立行政法人日本原子力研究開発機構 安藤勝訓研究員にも、感謝の意を表します。

最後に、健康な身体に生み育ててくれた両親と、私の身勝手を許容し支えてくれた妻と子供たちに、心からお礼を述べたいと思います。ありがとう。

