

原子炉圧力容器の脆性破壊に対する破壊力学的  
健全性評価に関する研究

廣田 貴俊

## 目次

<b>第1章 結論</b> .....	1
1.1 本研究の技術背景及び研究テーマ .....	1
1.2 本研究テーマにおける現行の評価方法と高度化のアプローチ .....	4
1.2.1 クラッドの影響を考慮した欠陥評価方法 .....	4
1.2.2 不確かさを考慮した統計的分析に基づく破壊靱性評価方法 .....	7
1.3 本論文の構成 .....	11
<b>第2章 破壊力学的評価及び原子炉圧力容器の健全性評価の現状</b> .....	14
2.1 緒言 .....	14
2.2 破壊力学的評価の現状 .....	14
2.2.1 破壊力学的評価の考え方 .....	14
2.2.2 応力拡大係数の算出法 .....	15
2.2.3 破壊靱性の評価法 .....	16
2.3 原子炉圧力容器の健全性評価の現状 .....	21
2.3.1 中性子照射脆化の考慮 .....	21
2.3.2 脆性破壊及び延性破壊に対する評価法 .....	26
2.4 結言 .....	31
<b>第3章 原子炉圧力容器の脆性破壊に対する健全性評価に考慮すべき評価条件の整備</b> .....	33
3.1 緒言 .....	33
3.2 過渡条件 .....	33
3.2.1 通常運転時 .....	33
3.2.2 事故時 .....	33
3.3 溶接残留応力 .....	35
3.3.1 継手溶接の溶接残留応力解析 .....	35
3.3.2 溶接残留応力の設定方法 .....	43
3.4 欠陥 .....	45
3.4.1 欠陥の発生要因と性状 .....	45
3.4.2 非破壊検査の状況 .....	47
3.4.3 米国の原子炉圧力容器の欠陥に対する調査 .....	48
3.4.4 供用期間中の疲労亀裂進展 .....	48
3.4.5 想定すべき欠陥 .....	49
3.5 結言 .....	49
<b>第4章 クラッドの影響を考慮した欠陥評価方法の開発</b> .....	53
4.1 緒言 .....	53

4.2 欠陥評価方法の開発	54
4.2.1 概要	54
4.2.2 軸対称周方向亀裂の解析方法	56
4.2.3 3次元半楕円亀裂の解析方法	62
4.3 軸対称周方向亀裂の解析結果	67
4.3.1 溶接残留応力の考慮方法の妥当性確認	68
4.3.2 塑性域補正の妥当性確認	69
4.4 3次元半楕円亀裂の解析結果	70
4.4.1 溶接残留応力の考慮方法の妥当性確認	74
4.4.2 塑性域補正の妥当性確認	74
4.4.3 照射脆化の考慮方法の妥当性確認	74
4.4.4 クラッドのメッシュ分割粗さの影響	74
4.4.5 クラッドの降伏挙動を考慮した $K$ 値の評価式との差	75
4.5 結言	75
<b>第5章 不確かさを考慮した統計的分析に基づく破壊靱性評価方法の開発</b>	<b>78</b>
5.1 緒言	78
5.2 不確かさを考慮した破壊靱性評価方法の設定方法	78
5.2.1 検討方針	78
5.2.2 破壊靱性データベース	79
5.2.3 マスターカーブに基づく破壊靱性の評価式と設定方法	80
5.3 破壊靱性遷移曲線の設定	81
5.3.1 監視試験データの傾向分析	81
5.3.2 破壊靱性遷移曲線の設定	83
5.3.3 マージンの設定	85
5.4 破壊靱性遷移曲線の妥当性の確認	87
5.4.1 破壊靱性データに対する信頼性	88
5.4.2 従来の破壊靱性遷移曲線との比較	90
5.5 結言	92
<b>第6章 原子炉圧力容器の脆性破壊に対する健全性評価方法の提案</b>	<b>93</b>
6.1 緒言	93
6.2 健全性評価方法	93
6.2.1 応力拡大係数の算出法	93
6.2.2 破壊靱性の評価法	96
6.2.3 許容基準	97
6.3 健全性評価方法の保守性	97
6.3.1 確率論的破壊力学に基づく米国規制との比較	97
6.3.2 各評価項目の保守性	101

6.4 結言	105
<b>第7章 結論</b>	108
7.1 本研究による成果の総括	108
7.2 今後の研究課題と展望	111
<b>各章に対する発表論文</b>	113
<b>謝辞</b>	115

# 第1章 緒論

## 1.1 本研究の技術背景及び研究テーマ

加圧水型 (Pressurized Water Reactor: PWR 型) 軽水炉プラントの原子炉圧力容器 (reactor pressure vessel) は、原子炉冷却材圧力バウンダリの維持及び炉心の支持等の機能が要求される原子力プラントにおける最も重要な機器の一つである。原子炉圧力容器は、たて置き上下半球鏡円筒型容器であり、上蓋 (closure head) と胴 (vessel shell) で構成されている。燃料の取り換え及び原子炉圧力容器内の点検・検査を可能とするため、両者はフランジ構造となっており、上蓋の取り外しが可能である (図 1-1 参照)。原子炉圧力容器の材料は、延性-脆性遷移挙動を示すフェライト系低合金鋼 (JIS G3204 SFVQ1A, JIS G3120 SQV2A 及び相当材) で構成されている。また、耐食性の観点からその内面は厚さ約 5.5 mm の 304 系ステンレス鋼で肉盛溶接 (クラッド) されている。運転中に原子燃料からの中性子照射を受ける原子炉圧力容器胴部の炉心領域部 (beltline region) では、照射により強度が上昇し、破壊靱性が低下する。具体的には、中性子の照射を受けることにより、延性-脆性遷移温度の上昇 (transition temperature shift) と上部棚靱性の低下 (decrease of upper shelf energy) という経年劣化、いわゆる中性子照射脆化 (irradiation embrittlement) が進行する (図 1-2 参照)。運転中に受ける中性子照射量が高く、中性子照射脆化により破壊靱性が低下する炉心領域部は応力集中が生じないようノズル等の構造不連続部のない平滑な厚肉円筒形状となっている。

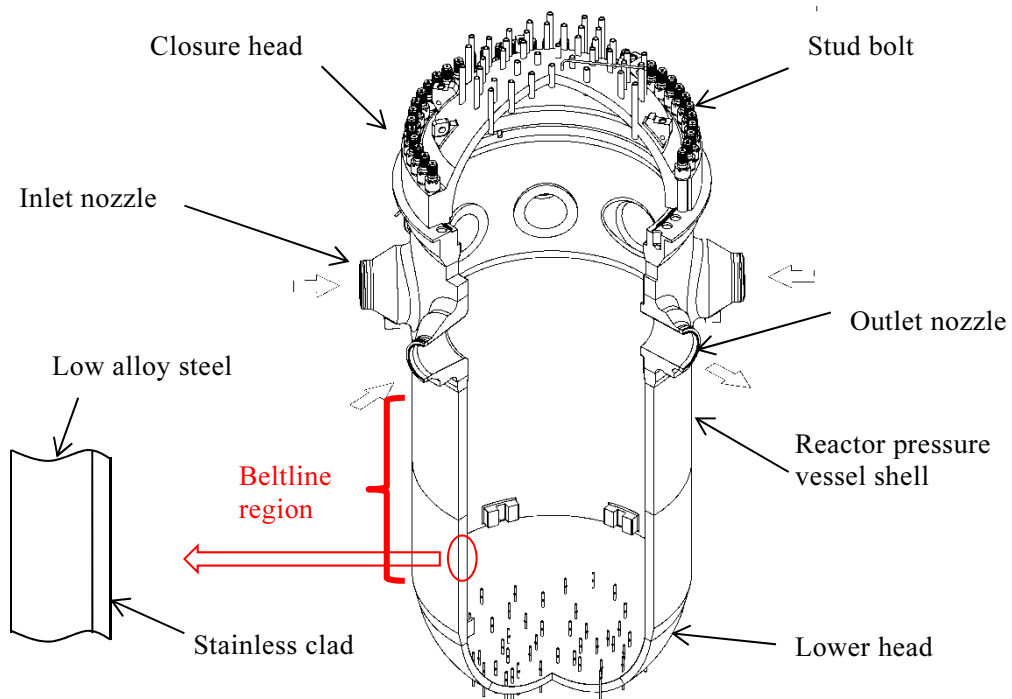


Fig. 1-1 Reactor pressure vessel.

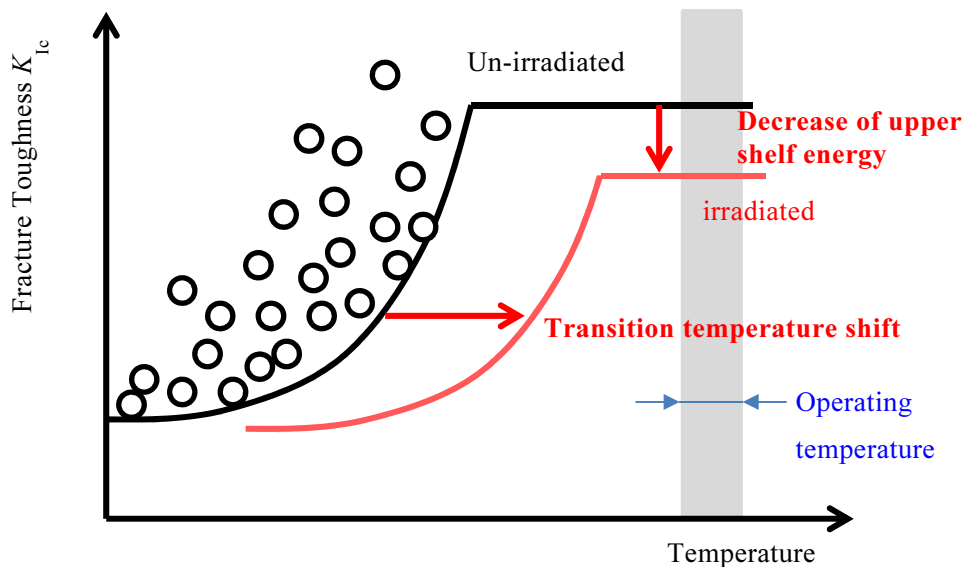


Fig. 1-2 Irradiation embrittlement of reactor pressure vessel steel.

原子炉圧力容器は、原子力プラントの安全性確保の観点から、強度面での健全性確保とともに、脆性破壊及び延性破壊を防止するため、監視試験片と呼ばれる当該プラントの原子炉圧力容器の残材から採取した機械的試験片を炉内に装荷している。それらを定期的に取り出して中性子照射による破壊靱性の低下の程度を確認し、運転中の中性子照射脆化の予測を行っている。この原子炉圧力容器の監視試験の方法は、日本電気協会技術規程 JEAC4201「原子炉構造材の監視試験方法」<sup>1)</sup>に規定されている。また、JEAC4201により予測評価した照射後の破壊靱性に対して、プラントの運転管理、ならびに、事故時等においても脆性破壊及び延性破壊が生じないように、破壊力学に基づく運転管理や健全性評価の方法が日本電気協会技術規程 JEAC4206「原子炉圧力容器に対する供用期間中の破壊靱性の確認方法」<sup>2)</sup>に規定されている。

脆性破壊に対しては、プラント運転中の中性子照射による延性－脆性遷移温度の上昇を考慮した上で、配管の破断を想定した冷却材喪失事故等において低温の冷却材の原子炉圧力容器内に注入される加圧熱衝撃（Pressurized Thermal Shock, PTS）事象が発生したとしても脆性破壊が生じないことを確認する必要がある。また、原子炉圧力容器が比較的低温となるプラントの起動・停止時及び耐圧・漏えい試験時においても脆性破壊が生じないように、1次冷却材の圧力及び温度を管理している。

延性破壊に対しては、プラント運転中の中性子照射による上部棚靱性の低下を考慮し、シャルピー試験における上部棚吸収エネルギーが 68J 以上であることが JEAC4206 において要求されている。また、それを下回る場合においては、亀裂を想定した破壊力学による詳細な解析を実施し、健全性を確認することとされている。

PTS 事象は、加圧下の原子炉圧力容器で事故時（供用状態 C, D）に該当する緊急炉心冷却系（ECCS: Emergency Core Cooling System）の作動に伴う安全注入水の注入（safety injection）等により原子炉圧力容器が急激に冷却され、内圧による膜応力と重畳して高い引張応力が原子炉圧力容器内面に発生する現象である（図 1-3 参照）。PTS 事象（PTS events）の代表的な過渡としては、原子炉冷却材圧力境界を形成する配管の破損や、弁が閉止できずに冷却材（coolant）が流出し続け、通常の主冷却系では炉心に注入される冷却水の量が維持できず緊急炉心冷却システムによる炉心の冷却が必要となる冷却材喪失事故（LOCA: Loss of Coolant Accident）がある。原子炉圧力容器の破壊靱性が中性子照射と急激な冷却により低下し、しかも亀裂のような欠陥が予め原子炉圧力容器内面近傍に存在する場合には、PTS 事象によって発生する内面引張応力がある限度を超えると、亀裂が進展して原子炉圧力容器が破損する可能性があるため、PTS 事象時の健全性の確認が必要とされている。

JEAC4206 では、原子炉圧力容器内面に深さ  $a = 10\text{mm}$ 、長さ  $l = 60\text{mm}$  の軸方向半楕円亀裂を想定し、PTS 事象時の応力拡大係数（stress intensity factor, PTS 状態遷移曲線と呼ぶ）を算出する。また、算出した PTS 状態遷移曲線が供用期間中の破壊靱性遷移曲線よりも小さいことを確認することが規定されている（図 1-4 参照）。

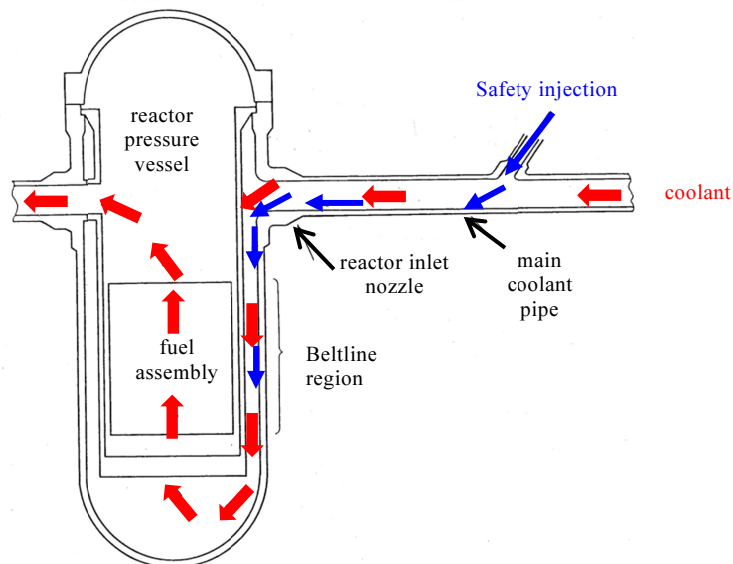


Fig. 1-3 Cooling of reactor pressure vessel during PTS transients.

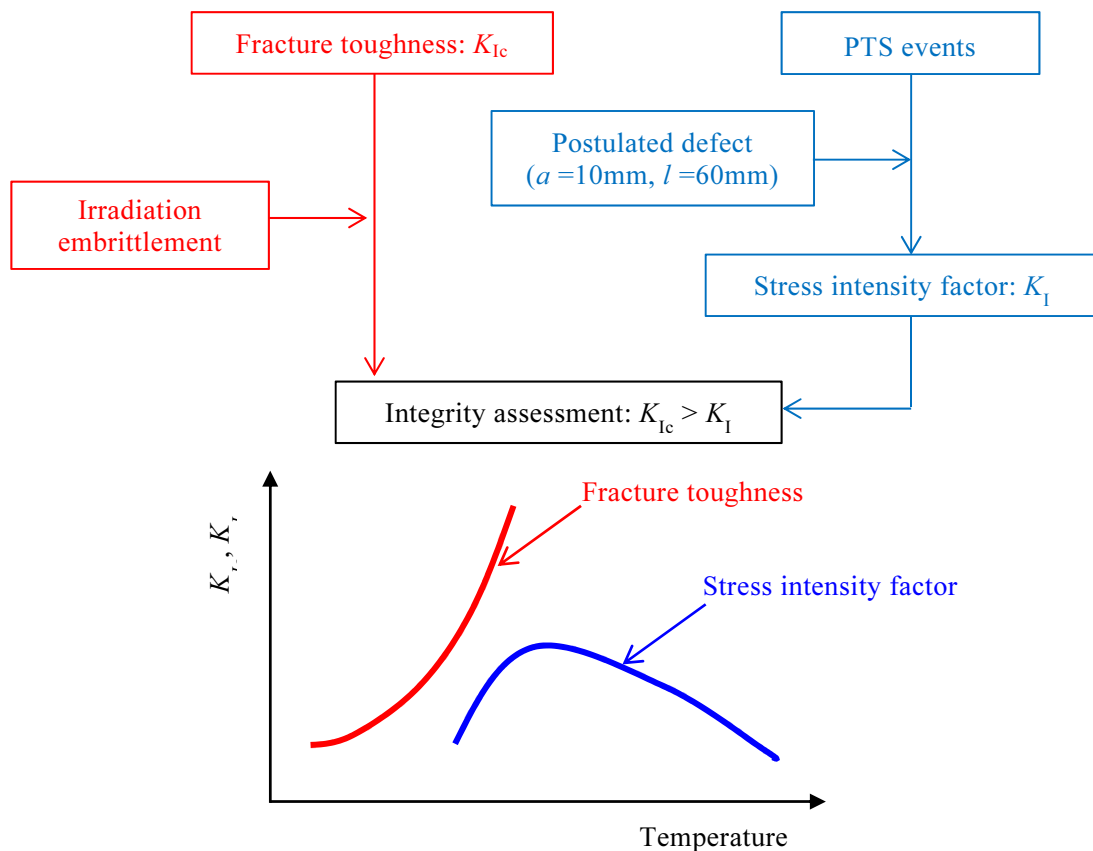


Fig. 1-4 Outline of integrity assessment of reactor pressure vessel against PTS events.

PWR 型原子炉压力容器の代表的な PTS 事象に対する健全性の評価方法は、1980 年代の知見<sup>3)</sup>に基づき 1991 年に JEAC4206 に取り込まれたものである。その後現在に至っては破壊力学や破壊靱性に関する多くの知見が得られており、またプラントの高経年化に伴いより一層の評価精度向上が望まれることから、本研究では PTS 事象に対する健全性評価における応力拡大係数及び破壊靱性等に関する評価方法の高度化について検討する。

## 1.2 本研究テーマにおける現行の評価方法と高度化のアプローチ

### 1.2.1 クラッドの影響を考慮した欠陥評価方法

#### (a) 現行の応力拡大係数の評価方法

PTS 事象に対する健全性評価においては、中性子束は板厚内で減衰するため、中性子束が内面で最も高いこと、また、内面から冷却される事象を想定することから、熱応力が内面で最も高く、金属温度は内面で最も低いことを考慮し、脆性破壊に対する評価が厳しくなるように、原子炉压力容器炉心領域の内面に軸方向半楕円亀裂を最大の仮想欠陥 (postulated defect) として想定する。原子炉压力容器は、製造時及び供用期間中に定



期的に非破壊検査が行われている<sup>4)</sup>ことから、それら検査での検出可能な欠陥サイズに裕度を考慮し、亀裂深さ 10 mm、亀裂深さと亀裂長さのアスペクト比 ( $a/l$ ) が 1/6 (亀裂長さ 60 mm) の亀裂を想定する (図 1-5 参照)。

次に、PTS 事象時における原子炉圧力容器炉心領域内面と接する 1 次冷却材温度、圧力及び流量の時間変化に基づいて、原子炉圧力容器の炉心領域部板厚内における熱伝導解析及び応力解析を行う。求めた原子炉圧力容器板厚内の応力分布に基づいて、比較的浅い半楕円表面亀裂を対象に設定された Buchalet and Bamford の式により最大仮想欠陥の最深部における応力拡大係数  $K_I$  を算出する。最大仮想欠陥の最深部における温度と時間、ならびに  $K_I$  と時間の関係に基づき、横軸を最大仮想欠陥の最深部での温度、縦軸を  $K_I$  として、PTS 事象時の  $K_I$  と温度の時間推移を示す PTS 状態遷移曲線を設定する。ここで、熱伝導解析において原子炉圧力容器内面に施工されたクラッドの熱伝導を考慮するものの、応力解析や応力拡大係数の算出においては、クラッドは存在しないものとして評価している。

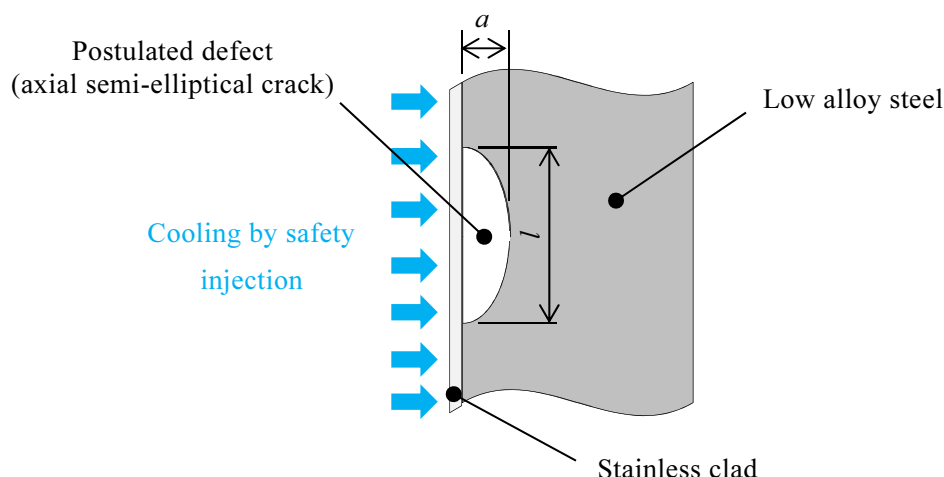


Fig. 1-5 Postulated defect for PTS integrity assessment.

## (b) 亀裂に対する破壊力学上のクラッドの影響

中性子照射脆化による脆性破壊の懸念があるのは原子炉圧力容器の低合金鋼部であるが、その内面には耐食性の観点から肉盛り溶接によるオーステナイト系ステンレス鋼のクラッドが施工されている。クラッド下の低合金鋼部の内面に亀裂を想定した場合、内面に施工されたクラッドが亀裂の開口を抑制し、 $K$  値を低下させる効果が期待される。仏国では、このようなクラッド下の亀裂に対するクラッドの亀裂の開口を抑制する効果を考慮するための検討が行われた。亀裂等の解析条件を変えて、クラッドをモデル化した弾塑性有限要素法 (FEM) 解析を実施し、求めた  $J$  積分から  $K$  値を求めて、クラッドの効果を検討した簡易的な  $K$  値の評価式が開発され<sup>5)</sup>、仏国の RSE-M Code<sup>6)</sup>に取り入れ

られた。ただし、この評価式は FEM 解析による  $J$  積分から換算した  $K$  値よりも高く、保守的な評価結果を与えることが確認されており<sup>7)</sup>、新たな  $K$  値の評価式の開発が進められている<sup>8),9)</sup>。

ここで、亀裂をモデル化した弾塑性 FEM 解析によって得られた  $J$  積分を換算して  $K$  値を求める場合、 $J$  積分は線形及び非線形の弾性体に対して定義されているため、除荷時の応力-ひずみ線図が負荷時と異なる弾塑性体を仮定すると、 $K$  値の減少する除荷過程で  $J$  積分を適切に評価できないという課題がある。このため、仏国の  $K$  値の評価式は、除荷が始まる前の弾塑性 FEM 解析結果に基づいて設定されており、除荷中は亀裂先端の塑性域は大きいまま変化しないとの前提で  $K$  値を求める。これが  $K$  値を過度に保守的に与える一因ともなっている。

また、原子炉圧力容器には、内面にクラッド溶接や鋼材の接合部に低合金鋼の継手溶接が施工されており、溶接による残留応力や残留ひずみが発生する。クラッド溶接や継手溶接による残留応力を考慮した  $K$  値を弾塑性 FEM 解析により算出する際には、通常、溶接残留応力の解析を行う FEM モデルと、 $K$  値を算出するための亀裂を模擬した FEM モデルは別のモデルとされる<sup>10)</sup>。したがって、溶接により生じた残留応力や残留ひずみを  $K$  値算出用の弾塑性 FEM 解析モデルに適切に反映する必要があるが、FEM 解析の初期状態として残留応力と残留ひずみを同時に与えることはできない。また、仏国の  $K$  値の評価式では、溶接による残留応力や残留ひずみの考慮方法は検討されていない。

### (c) 本研究の目的とアプローチ

本研究の目的は、原子炉圧力容器の PTS 事象時におけるクラッド下の亀裂に対して、溶接による残留応力や残留ひずみ、ならびに、亀裂の開口を抑制するクラッドの効果を考慮しつつ、除荷過程も含めて高い精度と簡易性をあわせ持つ応力拡大係数を算出する方法を開発することである。

具体的には、PTS 事象時の負荷レベルでは亀裂先端の塑性域は小さい、すなわち、小規模降伏状態にあると考えられることに着目し、亀裂が存在する低合金鋼部は除荷過程でも  $J$  積分が算出できるよう、同じ応力-ひずみ関係となる弾性体に設定する方法を提案する。また、溶接により発生する材料の降伏挙動は、加工効果によりその後の降伏が生じにくくなり、ひずみは小さく、 $J$  積分は低めに算出される効果があると考えられるため、残留ひずみは考慮せず、残留応力のみを PTS 事象時の FEM 解析モデルの初期条件として与える方法を提案する。この応力拡大係数の算出方法に対して、亀裂をモデル化し、各種解析条件を変えた FEM 解析を行って、求めた亀裂最深部の  $J$  値を  $K$  値に換算し、比較検討する。

溶接残留応力の考慮方法の検討を行うため、特に継手溶接時の多層多パスの残留応力解析が容易な軸対称モデルによる FEM 解析を実施し、PTS 事象時におけるクラッド下の全周亀裂の  $K$  値を求める。溶接により生じる残留応力や残留ひずみの影響を考慮する方法として、発生した溶接残留応力を FEM 解析モデルの初期状態として与える（マップ

ング) 方法, FEM 解析により溶接残留応力のみによる  $K$  値を求めて, PTS 事象時の  $K$  値に線形加算する方法について, 溶接時から PTS 事象時までの一連の FEM 解析を行う最も精緻な解析による  $K$  値と比較することにより, 各方法の適用性を確認する. さらに, 除荷時の  $K$  値も含めて簡易的に評価できるように低合金鋼部は弾性体として評価する方法の適用性を確認する.

次に, PTS 事象に対する健全性評価で想定する半楕円亀裂をモデル化し, 各種解析条件を変えた 3 次元 FEM 解析を実施し, クラッド下の半楕円亀裂最深部の  $K$  値を求める. ここでは, 亀裂サイズの影響を確認するため, 3 種類の亀裂に対して検討した. 全周亀裂の場合と同様に, 溶接時から PTS 事象時までの一連の FEM 解析で求めた最も精緻な解析による  $K$  値と比較することにより, クラッド溶接による残留応力をマッピングする方法, 低合金鋼部は弾性体として評価する方法の適用性を確認する. また, クラッドのメッシュ分割の影響, 照射によるクラッドの硬化が  $K$  値に与える影響も確認する.

## 1.2.2 不確かさを考慮した統計的分析に基づく破壊靱性評価方法

### (a) 現行の破壊靱性の評価方法

原子炉圧力容器材料の中性子照射脆化の程度を確認するため, 原子炉圧力容器の残材から採取した試験片 (引張試験片, シャルピー試験片及び破壊靱性試験片) を装荷したカプセルを炉内に設置し, それらを定期的に取り出して, 中性子照射後の機械的特性を取得している (図 1-6 参照). 原子炉圧力容器材料の照射後の特性を取得するための試験を監視試験と呼んでおり, カプセル内に装荷する試験片の数量やカプセルの取出し時期等の要求事項が JEAC4201 に規定されている.

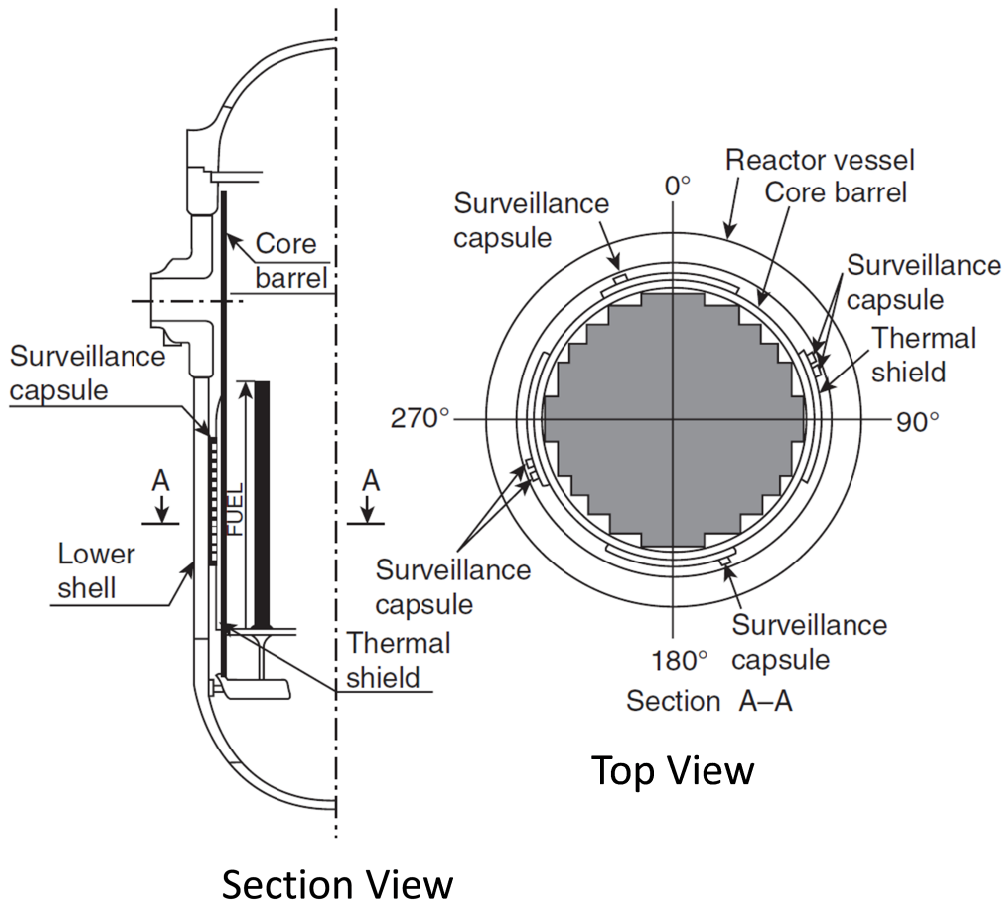


Fig. 1-6 Typical layout of surveillance capsule for PWR plant<sup>11)</sup>.

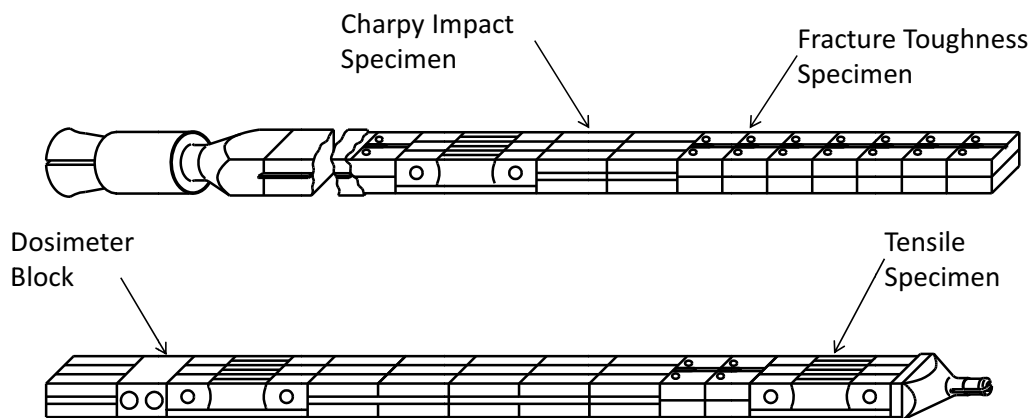


Fig. 1-7 Typical surveillance capsule of PWR plant<sup>11)</sup>.

原子炉压力容器の照射脆化の評価にあたっては、監視試験で取得されたシャルピー試験により求まるシャルピー遷移曲線の遷移温度  $T_{r30}$ （吸収エネルギーが 30 ft-lb (41J) に相当する温度）の照射による移行量（照射前の  $T_{r30}$  と照射後の  $T_{r30}$  の温度差）に対する予測法が JEAC4201 に規定されている。これに基づいて照射による遷移温度の移行量の予測を行っている。

JEAC4206-2007 では、PTS 事象に対する健全性評価にあたり、監視試験で取得された照射前及び照射後の破壊靱性試験データ ( $K_{Ic}$ ) を脆化予測法により評価時期の照射量まで温度移行 ( $\Delta T_{KIc}$ ) させ、評価時期の破壊靱性データを包絡するように式(1-1)により破壊靱性遷移曲線を設定することが規定されている (図 1-8 参照)。ただし、原子炉压力容器の温度が 0°C未満となることはないので、0°C以上となるデータが包絡する対象となる。

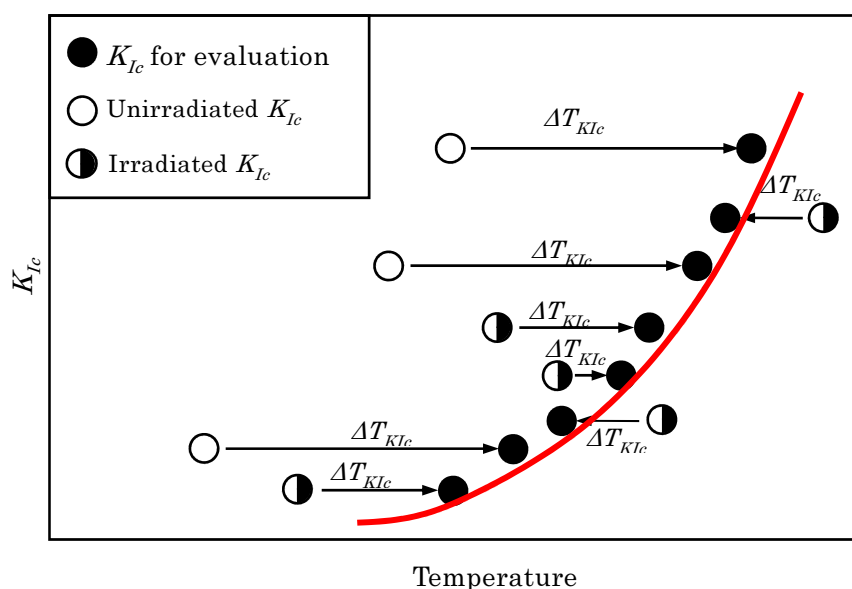


Fig. 1-8 Lower bound fracture toughness curve of fracture toughness data.

$$K_{Ic} = 20.16 + 129.9 \exp[0.0161(T - T_p)] \quad (1-1)$$

ここで、 $T$  は温度 (°C) であり、 $T_p$  はプラント評価時期の破壊靱性遷移曲線を設定する際に定まるプラント個別の定数である。

しかしながら、監視試験カプセルに装荷される試験片の数には制約があり、取得されている破壊靱性試験データの数はプラントや材料によって異なる。延性-脆性遷移温度領域での破壊靱性データはばらつきが大きいことから、破壊靱性遷移曲線の信頼性は下限包絡の対象となる破壊靱性データの数に依存し、信頼性が低い破壊靱性遷移曲線が設定される場合や、破壊靱性データの外れ値により破壊靱性遷移曲線が設定される場合もありうる方法となっている。

また、破壊靱性データの下限包絡による破壊靱性遷移曲線の代わりに、破壊靱性のばらつき程度に基づいて破壊靱性遷移曲線を設定することも、全くの同一の材料組成、同

一照射量の材料に対する破壊靱性データは少ないことから、個々の材料の破壊靱性のばらつきを同定することは難しいため、使用されていない。

### (b) 不確かさを考慮した破壊靱性のマスターカーブ法

1990年頃から開発・検討が進められた延性－脆性遷移温度域における破壊靱性のマスターカーブ法は、国内外で主に原子炉圧力容器材料に対する適用性の検討が進められ、ASTM E1921<sup>12)</sup>や国内ではJEAC4216等に取り込まれた。マスターカーブ法は、フェライト系材料のへき開破壊の破壊靱性が最弱リンクモデルに基づく3母数のワイブル分布に従うとの考え方により破壊靱性のばらつきを設定する。この考え方により、亀裂長さが長いほど亀裂前縁における破壊が発生する確率は高くなるため、破壊靱性試験片の試験片寸法（板厚）により破壊靱性の板厚補正を行う。また、破壊靱性の温度依存性は熱活性化過程に影響され、 $K_0$ は温度とともに指数関数で増大する特定の関数式で表すものとする。これにより破壊靱性はマスターカーブの参照温度  $T_0$  で一義的に決まる。1インチ厚さの信頼下限  $P_f$  のマスターカーブは式(1-2)で表される。

$$K_{Jc(Pf)} = K_{min} + \left[ \ln \left( \frac{1}{1-Pf} \right) \right]^{1/b} \{11 + 77 \exp[0.019(T - T_0)]\} \quad (1-2)$$

ここで、

- $K_{Jc(Pf)}$  : 累積破損確率  $P_f$  での破壊の開始点の弾塑性応力拡大係数、破壊靱性 (MPa√m)
- $P_f$  : 累積破損確率
- $K_{min}$  : ワイブル分布の位置母数 ( $K_{Jc}$  の下限 (20MPa√m))
- $b$  : ワイブル分布の形状母数 (4)
- $T$  : 温度 (°C)
- $T_0$  : マスターカーブの参照温度であり、1インチ厚さの破壊靱性のメジアンが 100MPa√m となる温度 (°C)

マスターカーブ法では、最少で6～8個の破壊靱性試験データに基づき、最尤推定法により  $T_0$  の値を求める。マスターカーブ法は破壊靱性の温度依存性やばらつきを設定できる方法であり(図 1-9 参照)、監視試験で蓄積された破壊靱性データでは、同一材料組成、同一照射量の材料に対する破壊靱性データが少ないことから、個別の材料に対するマスターカーブは設定できないもの、破壊靱性データを  $T_{r30}$  により規格化すれば、最尤推定法により破壊靱性の参照温度を求め、 $T_{r30}$  から破壊靱性の参照温度、すなわち、破壊靱性データのばらつきを考慮した破壊靱性遷移曲線を設定することが可能となり、従来の破壊靱性データの数や外れ値に依存する破壊靱性遷移曲線の改善が図れるものと考えられる。

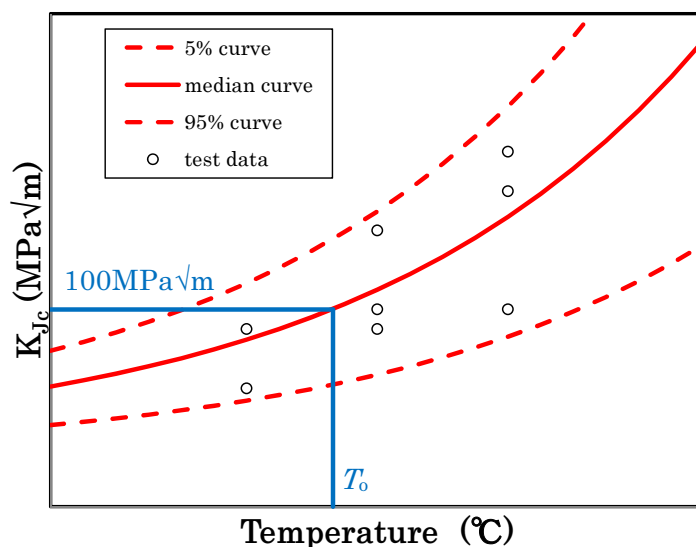


Fig. 1-9 Fracture toughness distributions by master curve.

### (c) 本研究の目的とアプローチ

本研究の目的は、原子炉压力容器の PTS 事象に対する健全性評価において、破壊靱性に関わる最新の知見を取り入れて、マスターカーブの考え方を準用して、破壊靱性データのばらつきを統計的に分析して、より評価精度の高い破壊靱性遷移曲線の評価方法を開発することである。

ここで、原子炉压力容器材料の破壊靱性は中性子照射脆化の影響を受けることから、原子炉压力容器の監視試験で取得された照射前後の破壊靱性データを使用する。

監視試験カプセルの制約により、必ずしも個別の材料毎にマスターカーブを設定できるほど十分な破壊靱性データがない場合もある。したがって、シャルピー試験における吸収エネルギーの遷移温度 ( $T_{r30}$ ) を指標として破壊靱性データを整理し、マスターカーブと同様に最尤推定法により、 $T_{r30}$  をマスターカーブの参照温度  $T_0$  に換算するための補正係数を求める。

一方、実機の健全性評価を行う際には、供用期間末期等の評価時期までの脆化量を考慮して評価する必要がある。この場合、脆化予測には不確実さを有することから、監視試験データに対する脆化予測法の予測誤差の標準偏差と破壊靱性データのばらつきを考慮したマージンの設定方法をモンテカルロ計算により検討する。

また、最終的に設定した破壊靱性遷移曲線に対して、監視試験データの信頼性や従来の破壊靱性遷移曲線との比較を行って、妥当性を確認する。

### 1.3 本論文の構成

本論文では、本研究目的を達成するため、以下の構成で研究内容をまとめた。

まず、第2章では、破壊力学的評価の現状として、破壊力学的評価の考え方、応力拡大係数の算出法、破壊靱性の評価方法について述べるとともに、原子炉压力容器の健全性評価の現状として、中性子照射脆化に対する考慮方法及び脆性破壊及び延性破壊に対する評価方法について述べる。

第3章では、原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価に考慮すべき評価条件の整備として、通常運転時及び事故時として想定する過渡条件、クラッド溶接及び継手溶接により生じる溶接残留応力について検討する。また、原子炉压力容器に対して実施される非破壊検査の状況や運転中の劣化モード及び米国で実施された原子炉压力容器の欠陥に対する調査結果について述べて、想定すべき亀裂について考察する。

第4章では、クラッドの影響を考慮した欠陥評価方法の開発として、クラッド下の軸対象全周亀裂に対する FEM 解析を行い、継手溶接による溶接残留応力の考慮方法及び母材を弾性として塑性域補正を行った簡易的方法の妥当性を確認する。また、3次元半楕円亀裂に対する FEM 解析を行い、クラッド溶接による溶接残留応力の考慮方法、母材を弾性として塑性域補正を行った簡易的方法の妥当性を確認する。さらに、未照射のクラッドの引張特性を使用した場合の保守性を確認する。

第5章では、不確かさを考慮した統計的分析に基づく破壊靱性評価方法の開発として、監視試験で取得された破壊靱性データに基づき、シャルピー遷移温度からマスターカーブの参照温度に補正するための補正係数を設定する。また、破壊靱性を評価するにあたり脆化予測法の予測誤差を考慮するためのマージンの設定、破壊靱性データに対する破壊靱性遷移曲線の信頼性や従来の破壊靱性遷移曲線との比較により、設定した破壊靱性遷移曲線の妥当性を確認する。

第6章では、原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価の提案として、応力拡大係数の算出法、破壊靱性の評価方法及び高温予荷重効果を考慮した健全性評価方法を考察して提案する。また、米国で取り入れられている確率論的破壊力学に基づき、提案する破壊評価方法の米国規制との比較を行う。

第7章では、第2章から第6章までの研究成果を総括して、本研究テーマの結論と将来の展望について述べる。

## 参考文献

- 1) The Japan Electric Association Code, “Method of surveillance test for structural materials of nuclear reactors”, JEAC 4201-2007, 2013 edition (2013).
- 2) The Japan Electric Association Code, “Verification method of fracture toughness for in-service reactor pressure vessel”, JEAC 4206-2016 (2016).
- 3) Mishima, Y., Ishino, S., Ishikawa, M., Okamura, H., Yagawa, G., Hidaka, T., Yamamoto, T., Sanoh, J., Koyama, K., Iida, M., Urabe, Y., Sato, M., Tomimatsu, M., “PTS integrity study in Japan”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 58, (1994), pp. 91-101.



- 4) The Japan Society of Mechanical Engineers, “Codes for nuclear power generation facilities, rules on fitness-for-service for nuclear power plants”, JSME S NA1-2016 (2016).
- 5) Marie, S., “Plastic amplification  $\beta$  of the stress intensity factor for underclad defect in a vessel submitted to a pressurized thermal shock”, Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2011), Paper no. 57362.
- 6) French Association for Design, “In-service inspection rules for mechanical components of PWR nuclear islands”, RSE-M Appendix 5.4 (2010), pp. 21-23.
- 7) Katsuyama, J., Huang, L., Li, Y. and Onizawa, K., “Effects of plasticity on the stress intensity factor evaluation for underclad crack under pressurized thermal shock events”, Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2015), Paper no..45411.
- 8) Marie, S. and Nédélec, M., “A new plastic correction for the stress intensity factor of an under-clad defect in a PWR vessel subjected to a pressurised thermal shock”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 84, No. 3 (2007), pp. 159-170.
- 9) Lu, K., Katsuyama, J. and Li, Y., “Plasticity correction on the stress intensity factor evaluation for underclad cracks under pressurized thermal shock events”, Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2016), Paper no..63486.
- 10) IAEA, “Pressurized thermal shock in nuclear power plants : good practices for assessment”, IAEA-TECDOC-1627 (2010).
- 11) Hirota, T., Hirano, T., Uchihashi, M., Toyoda, T., Takamoto, S. and Soneda, N., “Surveillance program for irradiation embrittlement of reactor pressure vessels in Japan,” ASTM STP 1603 (2018).
- 12) ASTM E1921-19b, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_o$ , for Ferritic Steels in the Transition Range”, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019, [www.astm.org](http://www.astm.org).

## 第2章 破壊力学的評価及び原子炉圧力容器の健全性評価の現状

### 2.1 緒言

第1章で述べたように、原子炉圧力容器の材料は、延性－脆性遷移挙動を示すフェライト系低合金鋼で構成されており、運転中に原子燃料からの中性子照射を受ける原子炉圧力容器胴部の炉心領域部では、照射により引張強度が上昇し、破壊靱性が低下する。したがって、プラントの高経年化に伴い、原子炉圧力容器の健全性を確認するために実施する破壊力学的評価の精度改善がプラントの信頼性向上の観点で極めて重要となっている。

本章では、破壊力学的評価に関して、現状知見に基づいた破壊力学的評価の考え方、破壊力学パラメータ（例えば、応力拡大係数）の算出法及び破壊靱性の評価法について整理する。

また、原子炉圧力容器の健全性評価について、現状の中性子照射脆化の考慮方法及び破壊力学に基づく脆性破壊及び延性破壊に対する評価法を整理する。

### 2.2 破壊力学評価の現状

#### 2.2.1 破壊力学評価の考え方

通常の構造物の強度設計においては材料力学等が使われる。一方、実際の製品においては、材料欠陥や溶接欠陥等の製造欠陥、さらには、疲労やSCC等による供用中の亀裂の発生や進展が生じることが考えられる。このとき、亀裂のような鋭い欠陥の先端部では材料力学で使用する応力集中係数は理論上無限大となるため、強度評価は単純ではない。このため、破壊力学は負荷応力と亀裂長さを組み合わせた指標を用いて、亀裂を有する部材の破壊現象を定量的に取り扱う工学的な力学大系の一つである。ここで、亀裂がある場合の破壊強度特性が平滑試験片の破壊強度特性と正反対の傾向を示すことに注意する必要がある。すなわち、平滑試験片の破壊強度が高い程、亀裂がある場合の破壊強度は低くなる。破壊力学では、欠陥・亀裂のある部位の形状、応力・ひずみの状態等を関数として取り込んだ破壊力学パラメータを用いて整理することが行われる。一般に応力拡大係数  $K$ 、 $J$  積分、亀裂先端開口変位等が破壊力学パラメータとして使用される。

金属材料の単調負荷による破壊（以下、「破壊」）には、破壊形態の違いから大きく脆性破壊と延性破壊に分類される。脆性破壊は、ほとんど塑性変形を伴わずに亀裂が高速に伝播して破壊するもので、平滑な破面を呈する特徴がある。ガラスやセラミックス等の脆性材料のほかに、フェライト鋼等の体心立方構造の金属材料でも低温では脆性破壊が生じる。これは金属が低温になるとへき開面で分離破断しやすくなるためであり、この急激に脆くなる温度を遷移温度という。延性破壊は、大きな塑性変形を伴う破壊であり、塑性変形とともに材料内部に小さな亀裂が発生・進展して最終的に破断に至るもので、カップ・アンド・コーン型の破壊形態が多く観察されている。銅やアルミニウム等

の面心立方構造の金属や低温を除く体心立方構造の金属材料の引張試験等で見られる。このように、一般に破壊形態により脆性破壊と延性破壊に分類し、亀裂を有する試験片が破壊する（あるいは、亀裂の成長が開始する）時の破壊力学パラメータの値を材料特性（破壊靱性）として取得し、亀裂を有する構造物に負荷が与えられた時の破壊力学パラメータと比較することで、構造物の破壊を評価することが行われる。なお、疲労、クリープ、応力腐食割れ等の亀裂進展に関する評価にも使用される。

## 2.2.2 応力拡大係数の算出法

亀裂を有する構造物の強度や変形を線形弾性論に基づいて評価する際には、破壊力学パラメータとして亀裂先端付近の応力分布の強さを表す応力拡大係数が一般に用いられる。応力拡大係数は、亀裂や構造物の形状及び境界条件の影響を受けることから、これらの影響因子に応じた応力拡大係数がハンドブック等で整備されている<sup>1)</sup>。ただし、線形弾性場を前提とした応力拡大係数の使用においては、亀裂先端の塑性域の大きさが応力拡大係数の導出において前提とした亀裂先端近傍の応力特異場を支配しうる範囲内である必要があり、このような状態を小規模降伏状態と呼ぶ。小規模降伏状態においては、応力拡大係数を補正することにより破壊力学パラメータとして評価に使用することができる。

一方、小規模降伏状態を超えた負荷が与えられ、大規模降伏状態となる場合には、 $J$ 積分が破壊力学パラメータとして用いられる。 $J$ 積分は、J.Riceが二次元体を対象に提唱したもので<sup>2)</sup>、亀裂の長さや面積の増大によって解放されるエネルギーを、亀裂先端を囲む経路積分によって評価するものであり、その値が積分経路によって依存しない経路独立性を有する。また、 $J$ 積分は弾塑性材料の亀裂先端近傍の弾塑性特異応力場（いわゆるHRR型弾塑性特異応力場<sup>3)・4)</sup>を表す。その後、 $J$ 積分は、二次元問題から三次元問題への拡張や熱問題への拡張が図られている<sup>5)</sup>。また、 $J$ 積分の算出は主として、有限要素法（FEM解析）により行われているが、上述の経路積分に加え、仮想的に微小な亀裂進展量を与えた際のひずみエネルギーの解放を計算する仮想亀裂進展法<sup>6)</sup>や $J$ 積分を任意の領域の積分の形に拡張した領域積分法<sup>7)</sup>が用いられる。亀裂先端近傍に弾塑性特異応力場が存在すれば、大規模降伏状態であっても、延性破壊の評価の破壊力学パラメータとして使用できることになる。ただし、亀裂先端の破壊進行域がこの弾塑性特異応力場の支配領域より大きくなると、 $J$ 積分で記述できる弾塑性特異応力場は消失することになるため、 $J$ 積分は適用できなくなる。更に、 $J$ 積分は線形及び非線形の弾性体に対して定義されているため、除荷時の応力-ひずみ線図が負荷時と異なる弾塑性体を仮定すると、 $K$ 値の減少する除荷過程で $J$ 積分を適切に評価できないことに注意する必要がある。

一方、 $J$ 積分は、線形弾性体では式(2-1)に示す応力拡大係数との関係がある。

$$J = \frac{1}{E'}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2G}K_{III}^2 \quad (2-1)$$

ここで、

- $J$  :  $J$ 積分  
 $K_I, K_{II}, K_{III}$  : モード I, モード II 及びモード III の応力拡大係数 ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )  
 $G$  : 横弾性係数 (MPa)  
 $E'$  : 下式で表される縦弾性係数 (MPa)  
 $E$  (平面応力の場合),  $E/(1 - \nu^2)$  (平面ひずみの場合)  
 $E$  : 縦弾性係数 (MPa)  
 $\nu$  : ポアソン比

特に、モード I 型 (開口型) の応力拡大係数  $K$  と  $J$  積分には以下の関係が成立する。

$$J = \frac{K^2}{E} (\text{平面応力の場合}), \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} (\text{平面ひずみの場合}) \quad (2-2)$$

$$K = \sqrt{EJ} (\text{平面応力の場合}), \sqrt{EJ}/(1-\nu^2) (\text{平面ひずみの場合}) \quad (2-3)$$

### 2.2.3 破壊靱性の評価法

材料の破壊に対する粘り強さの特性を表す破壊靱性は、対象とする材料に対して試験片を用いた試験により取得され、一般にシャルピー衝撃試験、落重試験、破壊力学的破壊靱性試験が行われる。シャルピー衝撃試験や落重試験で得られた破壊靱性については、直接破壊力学パラメータに対応した材料特性を取得することができないため、破壊靱性の目安として使用するか、相関式を用いて破壊力学パラメータに換算して評価に使用される。また、破壊力学的破壊靱性試験で取得した破壊靱性試験データについては、近年破壊靱性のばらつきを定量的に取り扱うことができるマスターカーブ法が適用されつつあり、これらについて述べる。

#### (a) シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は、ノッチを設けた角柱状の試験片に対して高速で衝撃試験力を与えることで破壊し、破壊するために要したエネルギー等の破壊靱性を評価するための衝撃試験である (図 2-1 参照)。シャルピー衝撃試験では、破壊するために要したエネルギー以外にも横膨出量、延性破面率等を測定し、破壊靱性の目安となる指標を得ることができる。通常、V ノッチ試験片を使用し、試験温度を変えながら試験を行い、吸収エネルギー等の破壊靱性の温度依存性を把握し、シャルピー遷移曲線を設定する。延性-脆性遷移温度領域においては、遷移温度域の確認のため、吸収エネルギーが 41 J (30 ft-lb)

となる温度  $T_{r30}$ ，横膨出量が 0.90mm (35mils) となる温度  $T_{r35M}$ ，延性破面率が 50%となる温度  $T_{rs}$  を求める．また，全ての試験片の延性破面率が 100%となる試験温度における吸収エネルギーを上部棚吸収エネルギーと呼び，延性破壊における破壊靱性の指標を取得することができる．シャルピー衝撃試験では，破壊力学パラメータを直接取得することはできないが，破壊靱性試験と比べると疲労予亀裂の導入が不要であること等から，試験片の製作が容易であり，広く使用されている．シャルピー衝撃試験の方法は，JIS Z 2242<sup>8)</sup>等に規定されている．

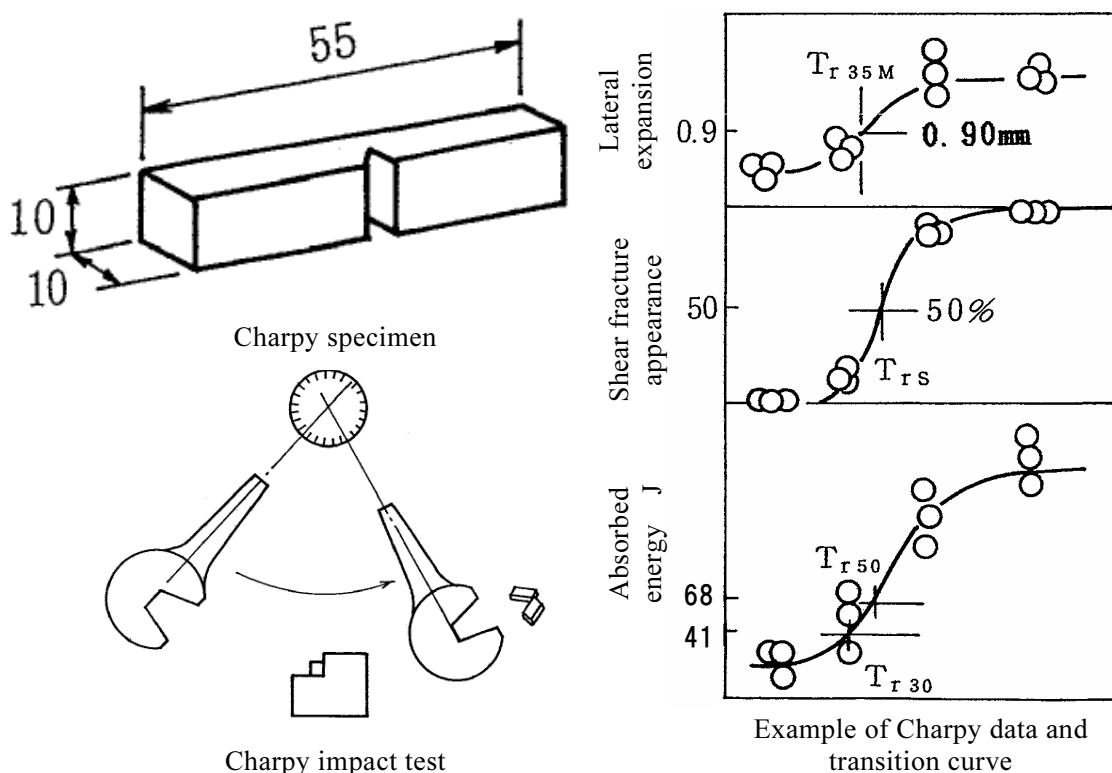


Fig. 2-1 Charpy impact test.

## (b) 落重試験

落重試験は，脆性亀裂を発生させるための溶接による脆化ビードを盛った後に切欠きを設けた試験片に対して，落錘を自由落下させて試験片に衝撃力を与え，脆化ビードの切欠きから発生した亀裂が試験片の端部に達しているかどうかで破断・非破断を判定する試験法である（図 2-2 参照）．落重試験では，脆性亀裂の伝播のし易さや停止させる特性を確認するものである．一般に，低温から 5°C ずつ温度を上げて試験を行い，破断となった最高温度で，その温度より 5°C 高温の試験では 2 個以上の試験片が全て非破断であるときの温度を無延性遷移温度（*NDTT* : Nil Ductility Transition Temperature）とする．落重試験の方法は，ASTM E208<sup>9)</sup>等に規定されている．

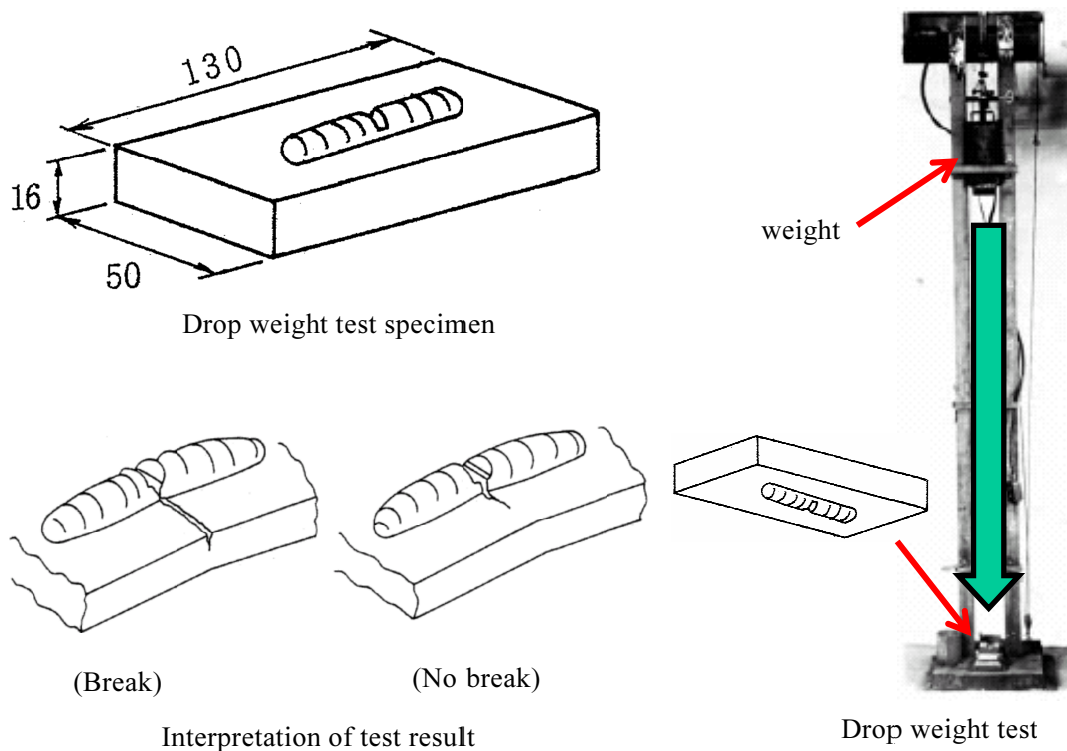


Fig. 2-2 Drop weight test.

**(c) 破壊力学的破壊靱性試験**

破壊力学に使用する破壊力学パラメータを直接取得することができる破壊力学的破壊靱性試験には、一般にコンパクト試験片（C(T)試験片）や3点曲げ試験片等が使用される。試験片の切欠きの先端に疲労予亀裂を導入し、引張や曲げの負荷を与えて破壊する時の破壊力学パラメータを破壊靱性として求める（図 2-3 参照）。

脆性破壊の発生に対する破壊靱性を取得する場合には、十分に大きな試験片のみが有効となる平面ひずみ状態での破壊靱性を静的平面ひずみ破壊靱性  $K_{Ic}$  として評価していた。しかしながら、2.2.2 項にも述べたように、 $J$  積分から換算した  $K_{Jc}$  が使用されるようになり、小さな試験片でも破壊靱性を取得できるようになっている。延性破壊に対しては、延性破壊の発生に対する破壊靱性として  $J_{Ic}$  や、延性亀裂進展抵抗を表す J-R カーブを取得する。破壊力学的破壊靱性試験の方法は ASTM E399<sup>10)</sup> や ASTM E1820<sup>11)</sup> 等に規定されている。

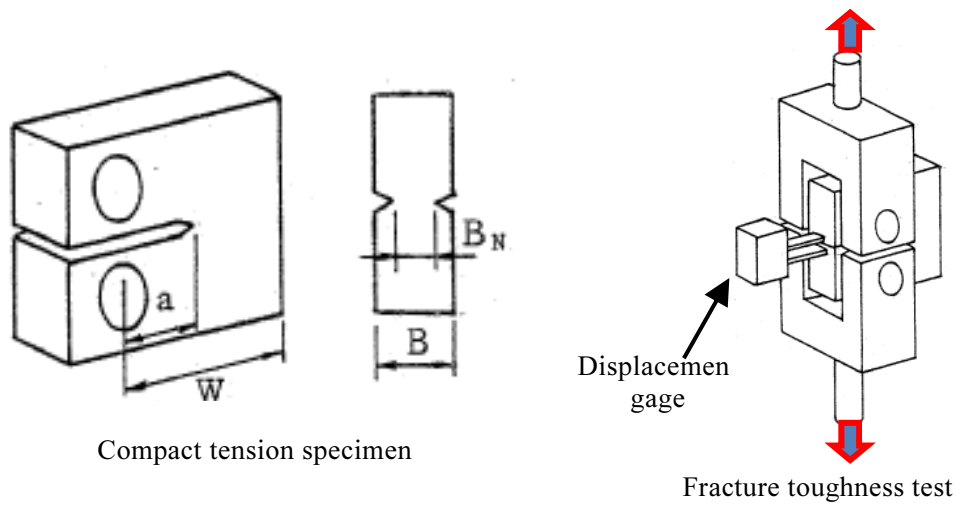


Fig. 2-3 Fracture toughness test by compact tension specimen.

#### (d) 破壊靱性のマスターカーブ法

1990年頃から開発・検討が進められた延性－脆性遷移温度域における脆性破壊の発生に対する破壊靱性を評価するマスターカーブ法は、国内外で主に原子炉圧力容器材料に対する適用性の検討が進められた。マスターカーブ法により破壊靱性を評価するための試験方法としては、ASTM E1921<sup>12)</sup>や国内ではJEAC 4216<sup>13)</sup>等が発行されている。マスターカーブ法は、フェライト系鋼材のへき開破壊の破壊靱性が最弱リンクモデルに基づくワイブル分布に従うとの考え方により、式(2-4)により形状母数  $b$  が 4、破壊靱性の下限  $K_{\min}$  は  $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  と見なして破壊靱性のばらつきを評価する。

$$P_f = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{K_{Jc} - K_{\min}}{K_o - K_{\min}} \right)^b \right] \quad (2-4)$$

ここで、

- $P_f$  : 累積破損確率
- $K_{Jc}$  : 破壊の開始点の弾塑性応力拡大係数、破壊靱性 ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )  
破壊の開始点の  $J$  積分  $J_c$  から式(2-3)に従って換算された値
- $K_o$  : ワイブル分布の尺度母数 ( $P_f$  が 63.2% に対応する  $K_{Jc}$ ) ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
- $K_{\min}$  : ワイブル分布の位置母数 ( $K_{Jc}$  の下限 ( $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ))
- $b$  : ワイブル分布の形状母数 (4)

この最弱リンクモデルの考え方により、亀裂長さが長い程亀裂前縁の破壊が発生する確率は高くなるため、式(2-5)のように C(T)試験片等の破壊靱性試験片の試験片寸法 (板厚) により破壊靱性の板厚補正を行う。

$$K_{Jc(x)} = K_{\min} + (K_{Jc(0)} - K_{\min}) \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/b} \quad (2-5)$$

ここで、

- $B_0$  : 試験片厚さ (mm)
- $B_x$  : 補正対象の試験片厚さ (mm)
- $K_{Jc(0)}$  : 試験片厚さ  $B_0$  に対する  $K_{Jc}$  (MPa $\sqrt{m}$ )
- $K_{Jc(x)}$  : 試験片厚さ  $B_x$  に対する  $K_{Jc}$  (MPa $\sqrt{m}$ )

また、破壊靱性の温度依存性は熱活性化過程に影響され、 $K_0$  は温度とともに指数関数で増大する特定の関数式で表すものとする。これにより破壊靱性はマスターカーブの参照温度  $T_0$  で一義的に決まる。1 インチ厚さの信頼下限  $P_f$  のマスターカーブは式(2-6)で表される。

$$K_{Jc(Pf)} = K_{\min} + \left[ \ln \left( \frac{1}{1-Pf} \right) \right]^{1/b} \{11 + 77 \exp[0.019(T - T_0)]\} \quad (2-6)$$

ここで、

- $K_{Jc(Pf)}$  : 累積破損確率  $P_f$  での破壊の開始点の弾塑性応力拡大係数、破壊靱性 (MPa $\sqrt{m}$ )
- $T$  : 温度 (°C)
- $T_0$  : マスターカーブの参照温度であり、1 インチ厚さの破壊靱性試験片で求めた破壊靱性のメジアンが 100MPa $\sqrt{m}$  となる温度 (°C)

C(T)試験片等の標準的な破壊靱性試験片は亀裂先端の塑性拘束が強いと言われているが、塑性変形とともに塑性拘束が弱くなることから、 $K_{Jc}$  の上限  $K_{Jc(\text{limit})}$  が式(2-7)のように定められており、破壊靱性試験で得られた  $K_{Jc}$  が  $K_{Jc(\text{limit})}$  を超える場合には、無効なデータとして  $K_{Jc(\text{limit})}$  に置き換える。

$$K_{Jc(\text{limit})} = \sqrt{\frac{E b_0 \sigma_{ys}}{30(1-\nu^2)}} \quad (2-7)$$

ここで、

- $K_{Jc(\text{limit})}$  :  $K_{Jc}$  の許容最大値 (MPa $\sqrt{m}$ )
- $E$  : 縦弾性係数 (MPa)
- $b_0$  : 初期リガメント長さ (m)



$\sigma_{ys}$  : 降伏応力 (MPa)  
 $\nu$  : ポアソン比

マスターカーブ法は、最少で 6～8 個の破壊靱性試験データに基づき、1T 相当の破壊靱性データに変換した後に、最尤推定法により式(2-8)を満足する  $T_{oQ}$  の値を求め、試験データが有効である場合に、 $T_{oQ}$  は  $T_o$  とすることができる。

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp[0.019(T_i - T_{oQ})]}{11.0 + 76.7 \exp[0.019(T_i - T_{oQ})]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - 20)^4 \exp[0.019(T_i - T_{oQ})]}{\{11.0 + 76.7 \exp[0.019(T_i - T_{oQ})]\}^5} = 0 \quad (2-8)$$

ここで、

$N$  : 試験データの個数  
 $K_{Jc(i)}$  : 1T 相当に変換した  $i$  番目の  $K_{Jc}$  (MPa $\sqrt{m}$ )  
 $T_i$  :  $i$  番目の試験データの試験温度 (°C)  
 $T_{oQ}$  : 暫定参照温度 (°C)  
 $\delta_i$  : データが有効な場合に 1、無効な場合に 0 とする。  
 ( $K_{Jc(limit)}$  を超えるか、延性亀裂進展が大きい場合に無効と判断)

## 2.3 原子炉圧力容器の健全性評価の現状

原子炉圧力容器は、設計時及びプラント建設時に行う強度面での健全性確認に加えて、運転中の中性子照射により破壊靱性が低下する炉心領域については、プラント運転開始後も、監視試験により中性子照射脆化の程度を確認して脆化予測を行い、運転中の脆性破壊及び延性破壊が生じないように運転管理及び健全性評価が行われる。ここでは、現行の原子炉圧力容器の炉心領域における中性子照射脆化の考慮方法及び脆性破壊及び延性破壊に対する評価方法について整理する。

### 2.3.1 中性子照射脆化の考慮

原子炉圧力容器の中性子照射脆化に関しては、JEAC 4201<sup>14)</sup>に運転中の脆化を確認するための監視試験の方法及び脆化予測法が規定されている。

監視試験においては、原子炉圧力容器の残材から採取した試験片を装荷したカプセルを炉内に設置し、それらを定期的に取り出して、実際の照射環境下にある中性子照射後の機械的特性を取得することとなっている。監視試験の対象は、相当運転期間における最大中性子照射量が容器内面で  $1 \times 10^{17}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 1$ MeV) を超えると予測される原子炉圧力容器の炉心領域である。機械的試験片としては、引張試験片及びシャルピー衝撃試験片を装荷することが要求されており、それに加えて PWR プラントにおいては、C(T) 試験片等の破壊力学的破壊靱性試験片を装荷する。監視試験片の照射条件に関しては、監視を必要とする部材が受ける中性子束、中性子エネルギースペクトル及び温度履歴と

なるべく等しくなる位置に試験片を置くこととなっている。このため、監視試験カプセルには、監視試験片が受ける中性子照射量を確認するための中性子ドシメータ及び監視試験片の最高温度を確認するための温度モニター（低融点共晶合金）も装備することとなる。

原子力プラントの機器の遷移温度域における破壊靱性の指標としては、落重試験とシャルピー衝撃試験の結果から求まる関連温度、 $RT_{NDT}$  が使用される（図 2-4 参照）。一方、原子炉圧力容器の照射脆化の評価にあたっては、シャルピー衝撃試験により求まるシャルピー遷移曲線の遷移温度  $T_{r30}$ （吸収エネルギーが 30 ft-lb（41 J）に相当する温度）の照射による移行量（照射前の  $T_{r30}$  と照射後の  $T_{r30}$  の温度差）を  $RT_{NDT}$  の移行量、 $\Delta RT_{NDT}$  と定義する。

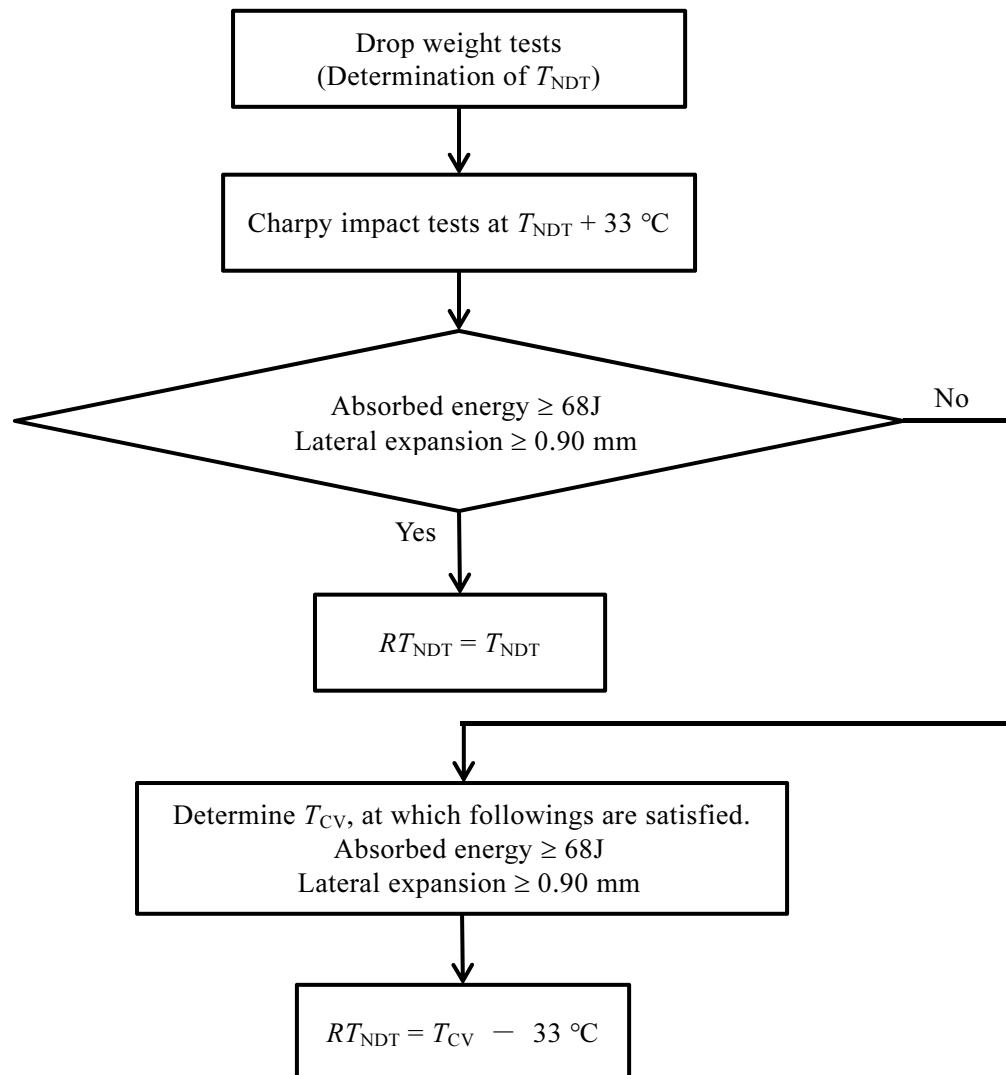


Fig. 2-4 Determination of  $RT_{NDT}$  by drop weight tests and Charpy impact tests.

監視試験片の取り出し時期に関しては、対象とする部材と監視試験片の中性子束の比率（リードファクター）や相当運転期間中の脆化量予測値を考慮し、表 2-1 に示す標準監視試験計画と相当運転期間を超えて運転を行う場合の長期監視試験計画が規定されている。脆化量予測値が小さい場合（ $\Delta RT_{NDT} \leq 56$  °C）には監視試験回数は 3 回で良いが、脆化量予測値が大きい場合（ $111^\circ\text{C} < \Delta RT_{NDT}$ ）には 5 回の監視試験が必要となる。標準監視試験計画の最終回時のカプセルから長期監視試験計画となり、取り出し時期や照射量の間隔に基づいて取り出し時期を計画することになる。更に、表 2-1 に示す JEAC 4201 の取り出し時期に関する要求に加えて、運転期間を延長する場合には、30～40 年及び 40～50 年の間での取り出しや原子炉圧力容器内面の照射量が  $2.4 \times 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 1\text{MeV}$ ) を超える場合には、原子炉圧力容器の照射量が取り出した監視試験片の照射量を超えてはならない等の規制要求がある。

Table 2-1 - Withdrawal time of standard surveillance test program.

Predicted Shift of Reference Temperature ( $\Delta RT_{NDT}$ ) at RPV Inside Surface (°C)		$\Delta RT_{NDT} \leq 28$	$28 < \Delta RT_{NDT} \leq 56$	$56 < \Delta RT_{NDT} \leq 111$	$111 < \Delta RT_{NDT}$
Minimum Number of Capsules		3	3	4	5
Withdrawal Time (EFPY) (*7)	First	12 (*1)	6 (*2)	3 (*2)	1.5 (*2)
	Second	24 (*3)	15 (*3)	6 (*4)	3 (*5)
	Third	EOTP (*6)	EOTP (*6)	15 (*3)	6 (*4)
	Fourth	–	–	EOTP (*6)	15 (*3)
	Fifth	–	–	–	EOTP (*6)

- \*1 Or at the time when the accumulated neutron fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) of the capsule exceeds  $5 \times 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 1\text{MeV}$ ), whichever comes first.
- \*2 Or at the time when the accumulated neutron fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) of the capsule exceeds  $5 \times 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 1\text{MeV}$ ), or at the time when the highest predicted  $\Delta RT_{NDT}$  of test materials is 28 °C, whichever comes first.
- \*3 Or at the time when the accumulated neutron fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) of the capsule corresponds to the EOTP fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) at the RPV inside surface, whichever comes first.
- \*4 Or at the time when the accumulated neutron fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) of the capsule corresponds to the EOTP fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) at the RPV 1/4t location, whichever comes first.
- \*5 Or at the time when the accumulated neutron fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ) of the capsule corresponds to a value midway between that of the first and third capsules.
- \*6 Not less than once or greater than twice the peak effective operating time period (EOTP) vessel fluence ( $E > 1\text{MeV}$ ). This may be modified on the basis of previous tests.
- \*7 The withdrawal time is given in effective full power year (EFPY) and actual withdrawal shall be conducted during the outage closest to these values.

このような高経年化に伴い監視試験データを拡充するニーズがあることから、試験により破断した試験片のうち変形を起こしていない領域を溶接により試験片に再生する方法（図 2-5 参照）や小型の C(T)試験片を使用することが検討され、それぞれ JEAC4201<sup>14)</sup> や JEAC4216<sup>13)</sup>に取り込まれている。

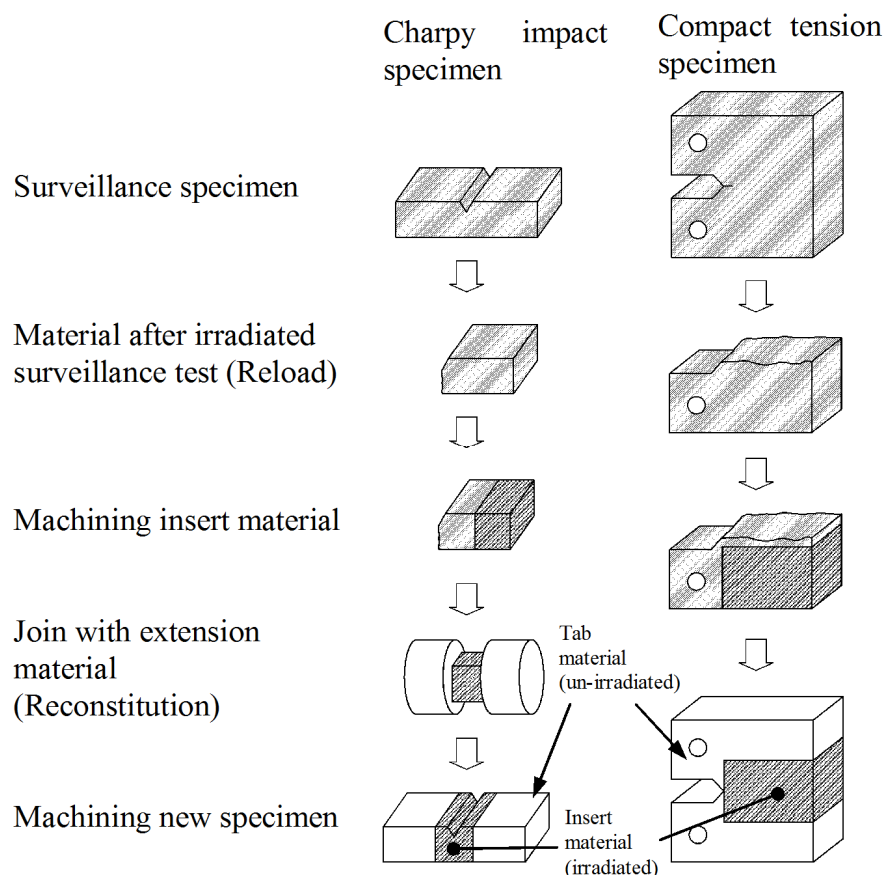


Figure 2-5 Overview of reconstitution procedure

監視試験で取得された  $\Delta RT_{NDT}$  の実測値が多数蓄積され、また、中性子照射脆化のメカニズムに関する知見も拡充されつつあることから、これらの知見に基づいて、予測精度向上のため、原子炉圧力容器の脆化予測法の見直しが行われている。最新の JEAC4201<sup>14)</sup>においては、監視試験材の微視的組織観察（三次元アトムプローブ法等）の結果も考慮し、主に中性子照射による溶質原子クラスターの形成が照射脆化に寄与するものとした予測法が取り入れられている。化学成分（銅及びニッケル）、中性子照射量、中性子束、照射温度が関連温度の上昇に寄与する主な因子として脆化予測法で考慮している。また、健全性評価において、予測誤差のばらつきも踏まえて保守的な予測を行うため、脆化予測法の  $\Delta RT_{NDT}$  のデータベースに対する予測誤差の標準偏差の 2 倍をマージンとして加える。更に、監視試験データがこのマージンの範囲内に入っていないければ、

それを包含するようにマージンを定めることとなっている。監視試験により2個以上の照射後の $\Delta RT_{NDT}$ が取得されている場合には、監視試験データの $\Delta RT_{NDT}$ の実測値と予測値の差の平均を予測値に加えて監視試験データにより脆化予測を補正することとなっている。JEAC 4201では、照射前の $RT_{NDT}$ の初期値に照射による $\Delta RT_{NDT}$ を加えることによって照射効果を調整した $RT_{NDT}$ を $RT_{NDT}$ 調整値と呼び、式(2-9)及び式(2-10)で表す(図2-6参照)。

$$RT_{NDT} \text{ 調整値} = \text{初期 } RT_{NDT} + \Delta RT_{NDT} \text{ 予測値} \quad (2-9)$$

$$\Delta RT_{NDT} \text{ 予測値} = \Delta RT_{NDT} \text{ 計算値} + M_c + M_R \quad (2-10)$$

ここで、

- 初期  $RT_{NDT}$  : 照射前の  $RT_{NDT}$  (°C)
- $\Delta RT_{NDT}$  計算値 : 脆化予測法により求まる  $\Delta RT_{NDT}$  (°C)
- $M_c$  : 実測値で補正する場合に用いるマージン (°C)
- $M_R$  : 予測誤差のばらつきを踏まえて保守的に取り扱うためのマージン (°C)

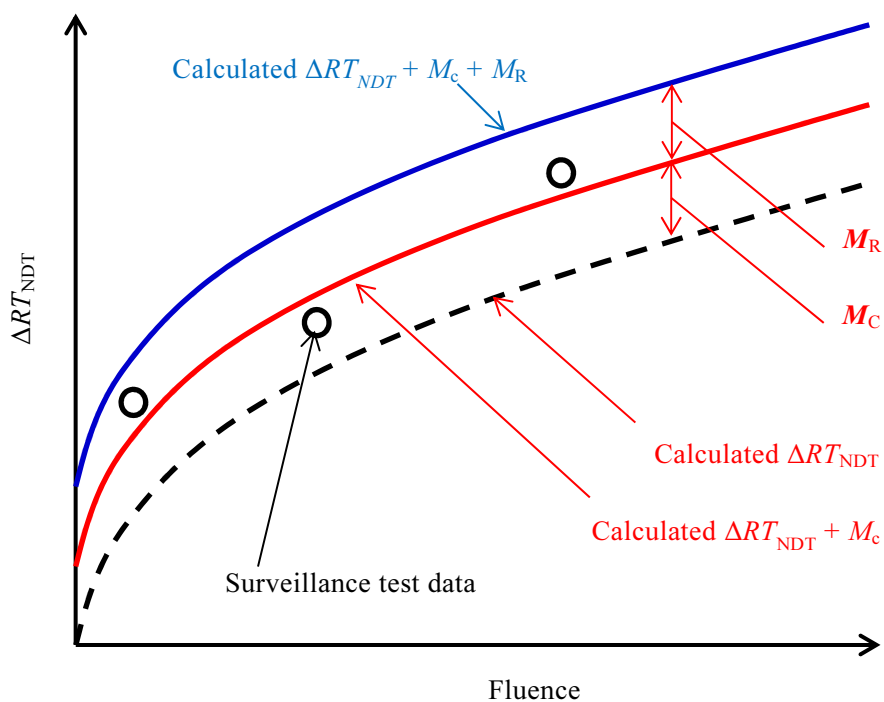


Figure 2-6 Prediction of  $RT_{NDT}$  by irradiation embrittlement curve.

一方、延性破壊の温度領域でのシャルピー吸収エネルギーの指標である上部棚吸収エネルギー (USE : Upper Shelf Energy) の予測法については、監視試験データで取得され

た照射前後の  $USE$  の値等をデータベースとして 2004 年版の JEAC4201 に取り込まれた。化学成分（銅及びニッケル）、中性子照射量が  $USE$  の低下に寄与する主な因子として脆化予測法で考慮している。また、 $\Delta RT_{NDT}$  の予測と同様に、健全性評価において、予測誤差のばらつきも踏まえて保守的な予測を行うため、脆化予測法の  $\Delta USE$  のデータベースに対する予測誤差の標準偏差の 2 倍をマージンとして加える。更に、監視試験データの最大の  $\Delta USE$  実測値がこのマージンの範囲内に入っていなければ、それを包含するようにマージンを定めることとなっている。監視試験により 2 個以上の照射後の  $\Delta USE$  が取得されている場合には、監視試験データの  $\Delta USE$  の実測値と予測値の差の平均を  $\Delta USE$  予測値に加えて監視試験データにより脆化予測を補正することとなっている。JEAC 4201 では、照射前の  $USE$  初期値に対する  $USE$  の低下量の割合を予測する式が規定されており、照射効果を調整した  $USE$  を  $USE$  調整値と呼び、式(2-11)及び式(2-12)で表す。

$$USE \text{ 調整値} = USE \text{ 初期値} \times (1 - \Delta USE \text{ 予測値}(\%) / 100) \quad (2-11)$$

$$\Delta USE \text{ 予測値}(\%) = C_0 + [CF_U] \cdot [FF_U]_{(f)} + M_U \quad (2-12)$$

ここで、

$USE$  初期値：照射前の  $USE$  (J)

$C_0$  :  $-0.95$  [母材],  $-2.78$  [溶接金属]

$[CF_U]$  : 化学成分による係数

$$[CF_U] = 5.23 + 9.36 \cdot \{0.5 + 0.5 \tanh[(Cu - 0.087) / 0.034]\} \times (1 + 0.59 \cdot Ni) \quad \text{[母材]}$$

$$= 9.78 + 3.96 \cdot \{0.5 + 0.5 \tanh[(Cu - 0.086) / 0.045]\} \times (1 + 3.63 \cdot Ni) \quad \text{[溶接金属]}$$

$[FF_U]_{(f)}$  : 中性子照射量による係数

$$[FF_U]_{(f)} = f^{(0.349 - 0.068 \log f)} \quad \text{[母材]}, \quad f^{(0.234 + 0.015 \log f)} \quad \text{[溶接金属]}$$

$M_U$  :  $= 2\sigma_{\Delta U}$ ,  $\sigma_{\Delta U} = 6.9\%$  [母材],  $7.5\%$  [溶接金属]

ただし、実測値が 2 個以上ある場合、実測値に基づく補正も可能。また、最大の  $\Delta USE$  実測値が  $\Delta USE$  予測値を上回る場合は包含するように定める。

### 2.3.2 脆性破壊及び延性破壊に対する評価法

2.3.1 項に示した JEAC4201 に従う中性子照射脆化の考慮を行い、JEAC4206<sup>15)</sup>に従って、原子炉压力容器の脆性破壊及び延性破壊に対する健全性評価を行う。

JEAC4206 における原子炉压力容器の健全性評価の概要を表 2-2 に示す。非延性破壊 (Non-ductile failure, 脆性破壊 (Cleavage fracture)) に対しては、2.3.1 項に示した  $\Delta RT_{NDT}$  に対する脆化予測法を用いて評価時期の脆化量を予測し、耐圧・漏えい試験時や供用状態 A 及び B の場合、表 2-3 に示す  $RT_{NDT}$  に基づく最低温度要求 (minimum temperature) や破壊力学に基づく圧力-温度制限 (Pressure - Temperature limit) で管理することが規定されている。事故時等の供用状態 C 及び D については、PWR プラントに対して PTS 事

象時に対する破壊力学に基づく健全性評価を行うこととなっている。延性破壊に対しては、2.3.1 項に示した  $\Delta USE$  に対する脆化予測法を用いて供用期間末期の  $USE$  を予測し、68 J 以上であることを確認することとなっている。ただし、68 J 未満の場合には、破壊力学に基づく健全性評価を行う。

Table 2-2 Assessment of reactor pressure vessel fracture in JEAC4206

Operating Condition	Non-ductile failure (Cleavage fracture)	Ductile failure
Test Condition Service level A & B	Minimum temperature Pressure – Temperature limit curve (fracture mechanics analysis)	$USE \geq 68J$ or Assessment for Test condition and Service level A~D (fracture mechanics analysis)
Service level C & D	Assessment for PTS events (fracture mechanics analysis)	
Irradiation embrittlement consideration	Embrittlement trend curve for $\Delta RT_{NDT}$	Embrittlement trend curve for $\Delta USE$

Table 2-3 Pressure and temperature requirements for reactor pressure vessel in JEAC4206

Operating condition		Vessel pressure <sup>1)</sup>	Requirements for pressure temperature limits	Minimum temperature requirements	
Hydrostatic pressure and leak tests	Core is not critical	$\leq 20\%$	Pressure temperature limit by fracture mechanics analysis	2) + 33°C	
		$> 20\%$		Larger of 2) + 50°C and 3)	
Service level A & B	Core is not critical	$\leq 20\%$		2)+33°C	
		$> 20\%$		Larger of 2) + 67°C and 3)	
	Core is critical	$\leq 20\%$		Pressure temperature limit by fracture mechanics analysis + 22°C	Larger of 4) and 2) + 22°C <sup>5)</sup>
		$> 20\%$		Larger of 4) and 2) + 89°C	

1) Percent of the preservice system hydrostatic test pressure

2) The highest reference temperature of the material in the closure flange region that is highly stressed by the bolt preload.

3) The highest reference temperature of the vessel.

- 4) The minimum permissible temperature for hydrostatic pressure and leak tests.
- 5) For boiling water reactors (BWR) with water level with the normal range for power operation, requirements of minimum temperature 2) + 33°C shall be satisfied.

耐圧・漏えい試験時や供用状態 A 及び B における圧力-温度制限においては、起動時・停止時等で非延性破壊が発生する可能性がある低温となることから、これらの加圧・昇温、降圧・降温時の負荷に対して、破壊力学に基づいて、原子炉冷却材の圧力と温度を制限する曲線を設定する（図 2-7 参照）。応力拡大係数の算出に当たっては、原子炉圧力容器の内面及び外面に亀裂深さが板厚の 1/4 倍、亀裂長さが亀裂深さの 6 倍となる十分に大きな表面半楕円亀裂の最大仮想欠陥を想定する。破壊靱性については、脆化予測法により評価時期までの中性子照射脆化を考慮した関連温度  $RT_{NDT}$  を求め、ASME Sec. XI にも規定され、一般に広く用いられている式(2-13)に示す ASME  $K_{Ic}$  カーブを用いる。内圧に対しては、起動・停止時において 2、試験時において 1.5 の安全率を設定する。

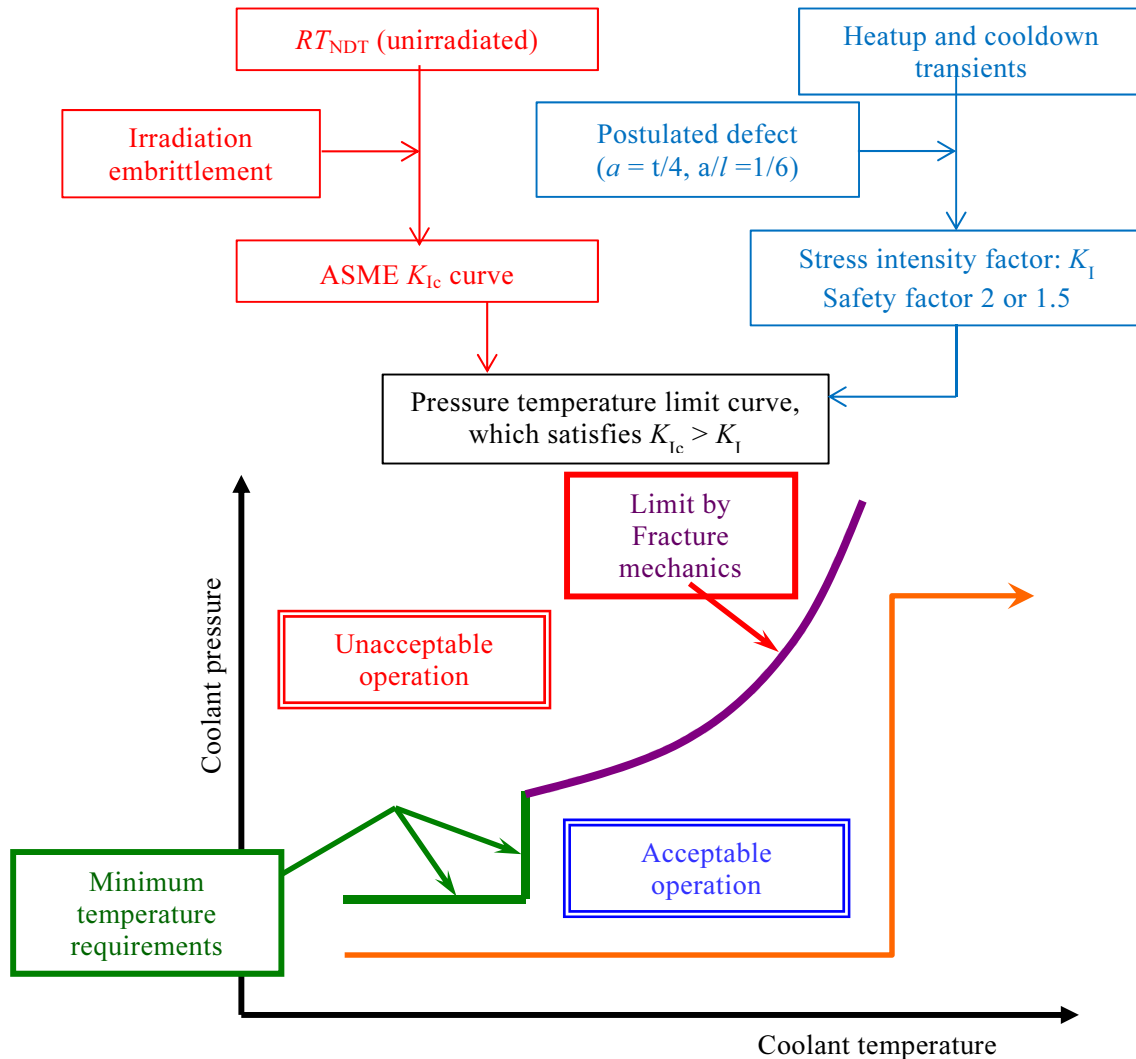


Figure 2-7 Outline of determination of pressure – temperature limit curve.



$$K_{Ic} = 36.48 + 22.78 \exp \{0.036 (T - RT_{NDT})\} \quad (2-13)$$

ここで、

- $K_{Ic}$  : 静的平面ひずみ破壊靱性 (MPa $\sqrt{m}$ )  
 $T$  : 温度 (°C)  
 $RT_{NDT}$  : 関連温度 (°C)

供用状態 C 及び D における PTS 評価においては、第 1 章にも記載したように、緊急炉心冷却系の作動に伴う安全注入水の注入等による原子炉压力容器内の急激な冷却に対して、供用期間末期までの脆化を考慮しても問題ないことを確認することとしている。応力拡大係数の算出に当たっては、原子炉压力容器内面に亀裂深さ 10mm、亀裂長さ 60mm の半楕円亀裂を想定する。破壊靱性については、監視試験で取得した破壊靱性データを脆化予測法により評価時期の照射量まで温度移行させ、それらの破壊靱性データを下限包絡した破壊靱性遷移曲線を設定する。

一方、延性破壊に対しては、 $USE$  が 68 J 以上であることをスクリーニングクライテリアとしているが、 $USE$  が 68J を下回る場合、破壊力学に基づく健全性評価を行う。最大仮想欠陥としては、供用状態 A 及び B については、圧力-温度制限と同様に亀裂深さが板厚の 1/4 倍、供用状態 C 及び D については、PTS 評価と同様に亀裂深さが 10 mm の亀裂を想定する。亀裂深さ  $a$  と亀裂長さ  $l$  のアスペクト比 ( $a/l$ ) は 1/6 である。最大仮想欠陥と考慮する負荷条件から、弾塑性解析による  $J_{app}$  を算出する。破壊靱性については、評価時期の  $USE$  調整値を用いて、式(2-14)により J-R カーブ ( $J_{mat}$ ) を求める。

$$J_{mat} = M_j \cdot C_1 \cdot \Delta a^{C_2} \quad (2-14)$$

ここで、

- $J_{mat}$  : 上部棚破壊靱性 (kJ/m<sup>2</sup>)

(母材)

$$M_j = 0.863 \text{ [供用状態 A, B, C]}, 1.05 \text{ [供用状態 D]}$$

$$C_1 = \exp \{0.147 + 2.46 \cdot \log (USE \text{ 調整値}) - 0.00087 \cdot T\}$$

$$C_2 = -0.549 + 0.383 \cdot \log (C_1)$$

(溶接金属)

$$M_j = 0.822 \text{ [供用状態 A, B, C]}, 1.09 \text{ [供用状態 D]}$$

$$C_1 = \exp \{-0.477 + 2.81 \cdot \log (USE \text{ 調整値}) - 0.00098 \cdot T\}$$

$$C_2 = -0.203 + 0.220 \cdot \log (C_1)$$

ここで、 $T$ は温度（℃）である

延性破壊に対する健全性は、 $J_{app}$ と $J_{mat}$ を比較することにより、供用状態に応じて以下の許容基準により評価する。

(1) 供用状態 A, B 及び C に対する許容基準

供用状態 A, B 及び C に対しては以下の許容基準を満足すること。

a. 延性亀裂進展性評価

延性亀裂が 2.5 mm 進展したときの材料の破壊靱性  $J_{2.5}$  が  $J_{app}$  より高いこと。

$$J_{2.5} > J_{app} \quad (2-15)$$

b. 亀裂不安定性評価

$J_{app}$ と $J_{mat}$ との交点において、 $J_{mat}$ の接線の傾きが $J_{app}$ の接線の傾きより大きいこと。

$$\frac{dJ_{mat}}{da} > \frac{\partial J_{app}}{\partial a} \quad (2-16)$$

(2) 供用状態 D に対する許容基準

供用状態 D に対しては以下の許容基準を満足すること。

a. 亀裂不安定性評価

$J_{app}$ と $J_{mat}$ との交点において、 $J_{mat}$ の接線の傾きが $J_{app}$ の接線の傾きより大きいこと。

$$\frac{dJ_{mat}}{da} > \frac{\partial J_{app}}{\partial a} \quad (2-17)$$

b. 亀裂深さ評価

$J_{app}$ と $J_{mat}$ の交点まで延性亀裂が進展し停止した時の亀裂深さ $a^*$ が胴部母材厚さ $t$ の75%を超えないこと。

$$a^* \leq 0.75t \quad (2-18)$$

c. 塑性崩壊評価

$J_{app}$ と $J_{mat}$ の交点まで延性亀裂が進展し停止した時に、次式により塑性崩壊が生じないことを確認すること。

$$\sigma_f > \sqrt{3}P_c \cdot (R_{in} + a^{**}) / \{2 \cdot (t - a^{**})\} \quad (2-19)$$

$$a^{**} = [a^* \{1 - (1 + 2(c^*)^2/t^2)^{-0.5}\}] / \{1 - (a^*/t)(1 + 2(c^*)^2/t^2)^{-0.5}\} \quad (2-20)$$

ここで,

- $a^{**}$  : 延性亀裂進展後の亀裂深さ ( $a^*/2c^*$ の表面亀裂に置換) (mm)
- $a^*, c^*$  : 延性亀裂進展後の亀裂深さ, 亀裂長さの半長 (mm)
- $P_c$  : 延性亀裂停止後以降の最高圧力 (MPa)
- $R_{in}$  : 原子炉圧力容器胴部の母材内半径 (mm)
- $t$  : 原子炉圧力容器胴部の母材あるいは溶接金属を含む溶接接手部の厚さ (mm)

## 2.4 結言

本章では、破壊力学的評価に関して、現状知見における破壊力学評価の考え方、破壊力学パラメータ（例えば、応力拡大係数）の算出法及び破壊靱性の評価法について整理した。また、原子炉圧力容器の健全性評価について、現状の中性子照射脆化の考慮方法及び破壊力学に基づく脆性破壊及び延性破壊に対する評価法を整理した。原子炉圧力容器の炉心領域部では、プラントの高経年化に伴って中性子照射脆化による破壊靱性の低下が進むことから、脆性破壊及び延性破壊を防止するための破壊力学評価の精度向上がプラントの信頼性向上の観点で極めて重要となっている。中性子照射脆化の考慮にあたっては、原子炉圧力容器材料の残材を用いた監視試験を実施することで、照射後の破壊靱性の指標  $RT_{NDT}$  や  $USE$  のデータにより脆化傾向が把握されるとともに、照射脆化メカニズムに関する知見の蓄積により、脆化予測法が継続的に改良される仕組みとなっている。しかしながら、脆化予測の対象となる  $RT_{NDT}$  や  $USE$  は、直接破壊力学評価に使用される破壊力学パラメータではないことから、PWR プラントの監視試験で蓄積された破壊力学的破壊靱性試験のデータを活用して、破壊力学パラメータに換算するための精度の高い換算式を開発することが望まれる。この換算式の開発にあたっては、遷移温度域での破壊靱性のばらつきは大きいことから、定量的に破壊靱性のばらつきを評価できるマスターカーブ法が有用である。また、延性破壊も含めて  $J$  積分が広く使用できるようになっているため、弾塑性 FEM 解析により原子炉圧力容器等構造物における亀裂に対する  $J$  積分、もしくは、 $J$  積分から換算した  $K_J$  を算出して破壊力学評価に使用することも評価精度向上の手段として考えられる。

## 参考文献

- 1) Murakami, Y., "Stress Intensity Factors Handbook", Pergamon Press, Oxford (1987).
- 2) Rice, J. R., "A Path Independent and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", ASME Journal of Applied Mechanics (1968).
- 3) Hutchinson, J. W., "Singular behavior at the end of a tensile crack in hardening

- material”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Elsevier, 16, pp. 13-31 (1968).
- 4) Rice, J. R. and Rosengren, G. F., “Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Elsevier, 16, pp. 1-12 (1968).
  - 5) Kubo, S., “Methods for evaluation of the J-integral and the Modified J-integral”, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 34 (1985).
  - 6) Parks, D.M., “A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factors.” *International Journal of Fracture*, Vol. 10 (1974), pp. 487–502.
  - 7) Shih, C.F., Moran, B., and Nakamura, T., “Energy release rate along a three-dimensional crack front in a thermally stressed body.” *International Journal of Fracture*, Vol. 30 (1986), pp. 79–102.
  - 8) Japanese Industrial Standard, “Method for Charpy pendulum impact test of metallic materials”, JIS Z 2242 (2018).
  - 9) ASTM International, “Standard test method for conducting drop-weight test to determine nil-ductility transition temperature of ferritic steels”, ASTM E208-19 (2019).
  - 10) ASTM International, “Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness  $K_{Ic}$  of metallic materials”, ASTM E399-19 (2019).
  - 11) ASTM International, “Standard test method for measurement of fracture toughness”, ASTM E1820-18a (2018).
  - 12) ASTM International, “Standard test method for Determination of reference temperature,  $T_o$ , for ferritic steels in the transition range”, ASTM E1921-19b (2019).
  - 13) The Japan Electric Association Code, “Test method for determination of reference temperature,  $T_o$ , of ferritic steels”, JEAC 4216-2015 (2015).
  - 14) The Japan Electric Association Code, “Method of surveillance tests for structural materials of nuclear reactors”, JEAC 4201-2007 [2013 addenda] (2013).
  - 15) The Japan Electric Association Code, “Method of verification tests of the fracture toughness for nuclear power plant components”, JEAC 4206-2007 (2007).

## 第3章 原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価に

### 考慮すべき評価条件の整備

#### 3.1 緒言

本章では、4章以降の評価手法の高度化にあたり必要となる原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価に考慮すべき評価条件を取りまとめた。原子炉压力容器に負荷される主な荷重条件としては、原子炉压力容器内面に接する1次冷却材の圧力や温度の条件（時刻歴）に係わるものである。このような圧力や温度の条件を過渡条件と呼び、プラントの通常運転時及び事故時の過渡条件を取りまとめる。原子炉压力容器には、内面にクラッド溶接が施工され、また、鋼材の接合部に継手溶接が施工されている。脆性破壊に対する健全性評価にあたっては、このような溶接残留応力を考慮する必要があることから、溶接残留応力解析による残留応力の設定法について言及する。最後に、原子炉压力容器における欠陥の発生要因と性状、非破壊検査の状況、米国キャンセル炉に対する調査、供用期間中の疲労亀裂進展について述べ、想定すべき欠陥について考察する。

#### 3.2 過渡条件

##### 3.2.1 通常運転時

プラントの定格出力運転時において、原子炉压力容器の圧力は高く、約15.7 MPaに維持されるものの、1次冷却材の温度は約290°Cの高温となる。運転中の中性子照射による照射脆化を考慮しても、この温度は原子炉压力容器材料の上部棚温度領域にあり、脆性破壊は生じない。事故時を除く通常の運転時において脆性破壊が生じる可能性がある低温域に達するのは、プラントの起動時と停止時、ならびに、耐圧・漏えい試験時における昇圧・昇温時及び降圧・降温時である。この時の1次冷却材の加熱・冷却速度は最大約55°C/hに制限されており、脆性破壊を防止するためには、加熱・冷却による熱応力と圧力による応力を考慮した応力拡大係数が破壊靱性を下回るように圧力を制限して運転する必要がある。2章にも示したように、十分に大きな亀裂を想定して破壊力学的評価を行い、1次冷却材の圧力-温度の制限曲線を設定することとなる。

##### 3.2.2 事故時

1次冷却材の圧力及び温度の制限を設けた通常運転時と異なり、事故時を想定した場合には、脆性破壊が生じる可能性がある低温で、圧力や温度の変動により高い応力が発生することが考えられる。第1章で述べたように、事故時に脆性破壊が生じる可能性がある過渡として、加圧下の原子炉压力容器で緊急炉心冷却系の作動に伴う安全注入水の注入等により原子炉压力容器内の急激な冷却が起り、内圧による膜応力と重畳して高い引張応力が原子炉压力容器内面に発生する加圧熱衝撃（PTS）事象がある。評価に考

慮すべき PTS 事象としては、米国プラントで発生した PTS 事象や文献等を参考にして、国内 PWR プラントに対する設計基準事象の中から、以下の(1)及び(2)の選定対象外の事象を除いて検討し、「主蒸気管破断事故」,「小破断冷却材喪失事故(小破断 LOCA)」及び「大破断冷却材喪失事故(大破断 LOCA)」が選定されている<sup>1)</sup>。

- (1) 過渡変化中の原子炉圧力容器が接する 1 次冷却材温度が 190°C 以上の事象は、この事象を受けたとしても材料の靱性が上部棚領域にあり、かつ温度低下が少なく熱応力も小さいと考えられるので PTS 評価の選定対象から除外する。
- (2) 他の事象に包絡される事象は PTS 評価の選定対象から除外する。

なお、大破断 LOCA は圧力が大きく低下するため、PTS 事象ではないが、1 次冷却材温度の低下が最大となることから選定されている。選定された PTS 事象に対して、原子炉プラントのループ熱水力解析、原子炉圧力容器内面近傍における冷却材混合挙動<sup>2)</sup>、熱伝達率等の伝熱境界条件等に関する調査・検討が行われ、PTS 評価時に考慮する 1 次冷却材の圧力・温度の時刻歴が設定された。PTS 評価上厳しい過渡である大破断 LOCA と小破断 LOCA の圧力・温度条件を図 3-1 に示す。

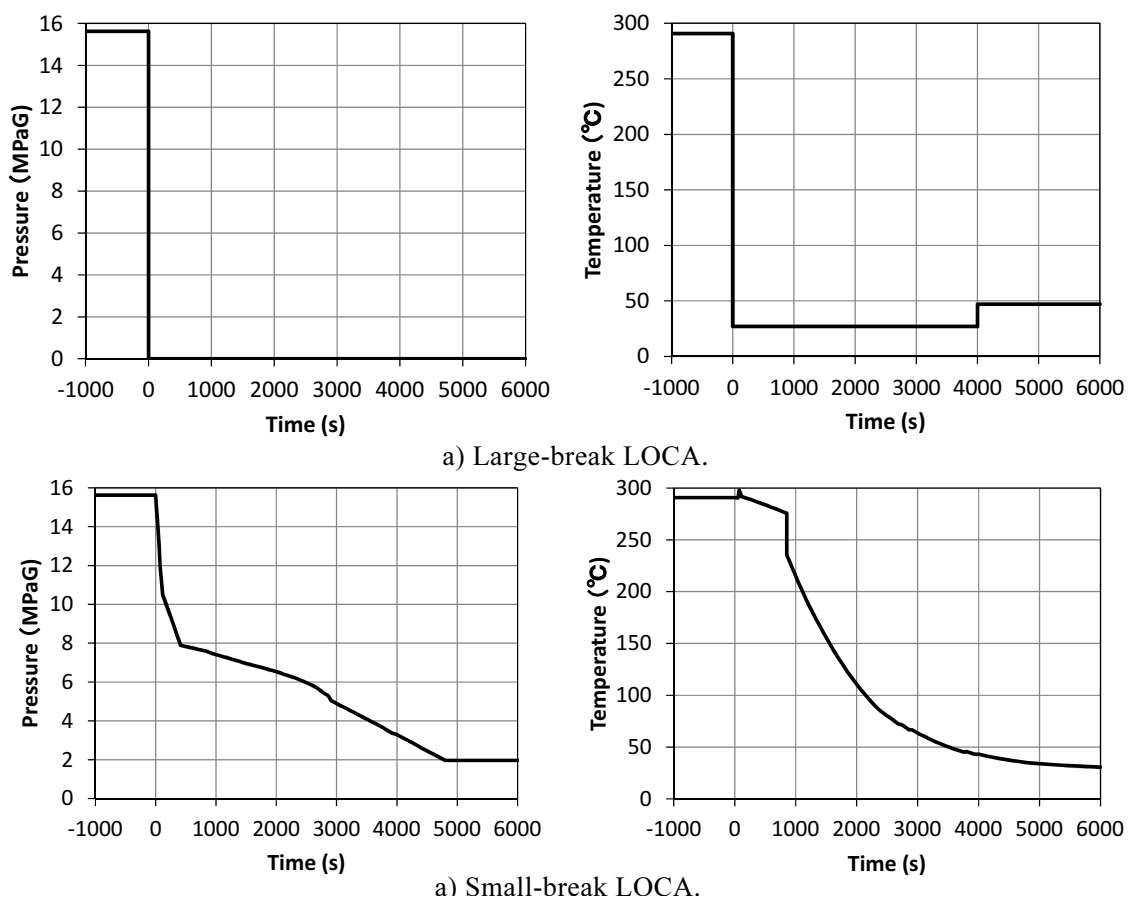


Fig. 3-1 Reactor coolant pressure and temperature history of LOCA.

### 3.3 溶接残留応力

原子炉压力容器の炉心領域部は、板材を溶接することで形成した円筒胴または鍛造リングであり、その内面はステンレスのクラッドが施工されている。このため、炉心領域の継手溶接部では継手溶接とクラッド溶接による残留応力が生じ、継手溶接部以外の一般部ではクラッド溶接による残留応力が存在する。これらは、製造時の応力除去焼鈍や耐圧試験等を経て軽減されるが、PTS 評価上厳しい容器内面において引張応力として作用するため、応力拡大係数の評価を行うためには考慮すべきと考えられる。

#### 3.3.1 継手溶接の溶接残留応力解析

原子炉压力容器炉心領域の溶接部に生じる残留応力の程度、傾向を把握するため、汎用 FEM 解析コード Abaqus の非定常熱伝導解析及び熱弾塑性解析機能を用いて、国内 PWR プラントを対象に溶接部の残留応力解析を実施した。溶接残留応力の評価手法については、国のプロジェクト「複雑形状部機器配管健全性実証事業」<sup>3)</sup>にて、実験計測結果との対比を行うなどにより解析手法の検討や必要な物性値の整備がなされており、本解析ではこの成果を活用した。

一般に溶接金属体積が大きいほど残留応力が大きくなると考えられることから、本解析では板厚が厚く、開先幅の広い初期の 4 ループプラントの軸方向継手を想定し、国内 PWR プラントの施工条件に対して保守的に設定した入熱条件にて溶接施工を模擬した。また、継手溶接に引き続き、実機の原子炉压力容器製作時と同様、内面クラッド溶接、応力除去焼鈍 (PWHT)、工場耐圧試験、運転条件を順次与えた。残留応力解析の詳細について以下に示す。

#### (a) 残留応力解析条件の設定

##### (1) 開先形状

溶接体積が大きいほど、残留応力が大きくなると想定されることから、本評価では板厚が厚く、開先幅が広い初期 4 ループプラントの軸方向継手を模擬した。

##### (2) 溶接条件

溶接条件を表 3-1 に示す。溶接条件は、入熱が大きく(残留応力が大きく)なるよう以下の通り設定した。

電流値は、高いほど残留応力が大きくなると考えられることから、各プラントの電流値を包絡できるよう設定した。

溶接速度は、遅いほど入熱が大きくなると考えられることから、本解析で適用する電流値における標準的な溶接速度のうちの最小値を適用した。

また、電圧値は高いほど残留応力が大きくなると考えられることから、標準的な施工条件のうち、最大値を適用した。

層数及びパス数は、多いほど残留応力が大きくなると考えられることから、板厚

が厚い 4 ループプラントを模擬した。

予熱温度，パス間温度，余盛高さは，標準的な施工条件として設定した。

Table 3-1 Analytical Conditions for Joint Welding.

Item	Analytical Conditions
Weld Direction	Axial Direction
Current	700A (maximum of Japanese PWR plant fabrication experience)
Voltage	35V (maximum of standard welding process of Japanese PWR fabrication)
Weld Speed	50cm/min. (minimum of standard welding process using the above current)
No. of Layers	Assumed weld joint configuration
Preheat Temp.	More than 150°C (standard welding process)
Temp. between Weld Passes	Less than 260°C (standard welding process)
Height of Excessive Weld	5mm (standard welding process)

## (b) 残留応力解析

### (1) 溶接残留応力解析の概要

溶接残留応力解析には，解析コードの非定常熱伝導解析及び熱弾塑性解析機能を用いる。図 3-2 に溶接残留応力解析のフローを示す。溶接時の積層は，予め溶接部に相当する位置に要素を設定した。各パスの溶接を模擬した入熱を行うまでは当該部の要素は削除しておき，入熱を行う時点で生成することで溶接金属を盛る作業を模擬する。入熱は対象となる要素に対し，内部発熱として付与する。パス毎に設定された節点温度が所定の温度になれば，後続パスの入熱を行う。これらの非定常熱伝導解析により得られた温度履歴データを用いて，熱弾塑性解析を行い，溶接過程で発生する熱応力を算出する。

本評価では，実機原子炉圧力容器の製作過程を模擬するため，溶接残留応力解析に加え，クラッド溶接，応力除去焼鈍（PWHT），耐圧試験等を模擬したクリープ解析，機械的荷重・熱応力解析を行って，溶接残留応力を求めた。



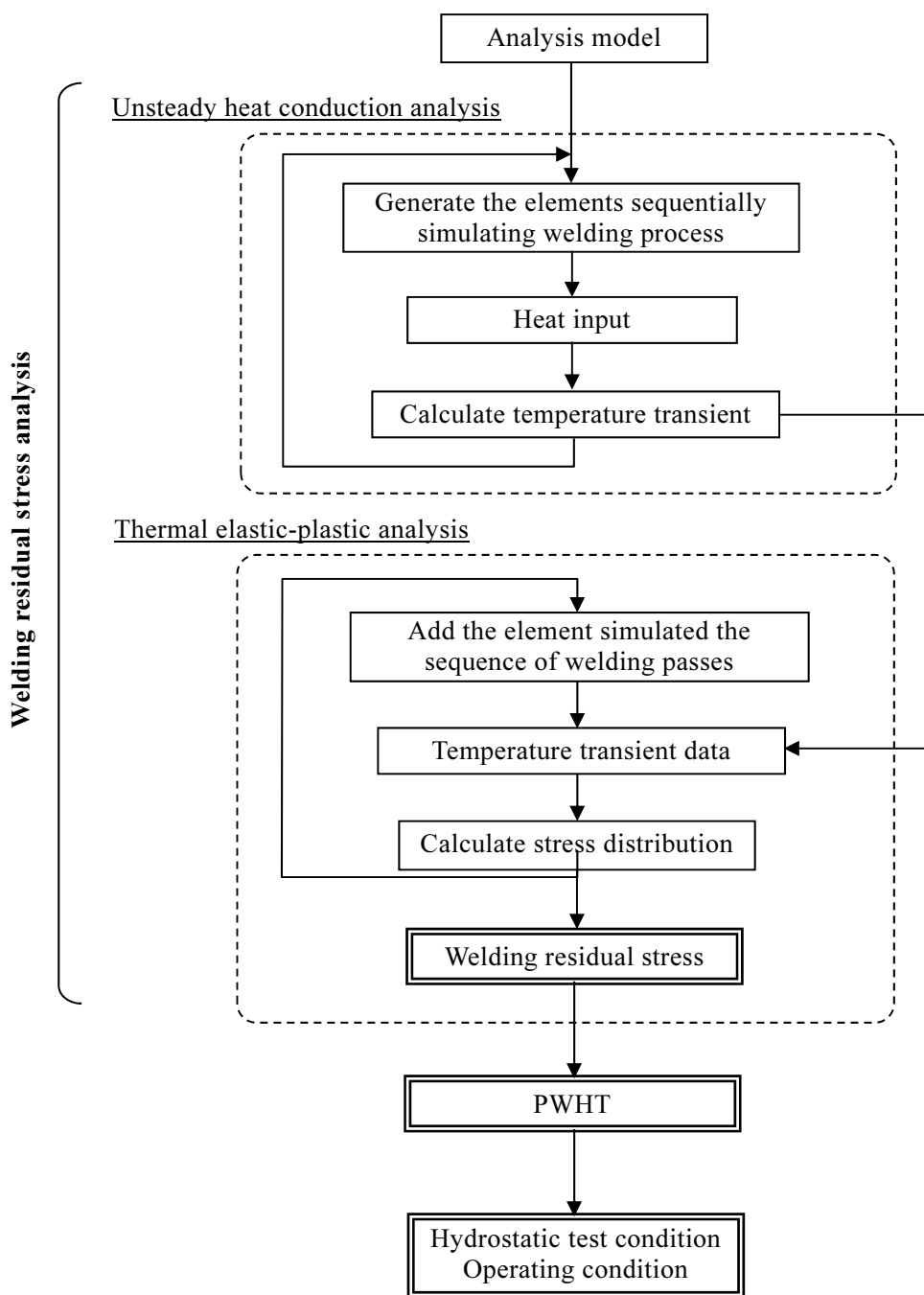


Fig. 3-2 Process of Residual Stress Analysis for Weld Joint.

(2) 解析モデル

残留応力解析に用いた解析モデルを図 3-3～図 3-5 に示す。このモデル形状は代表 4 ループプラントの軸方向継手溶接部を模擬したものである。モデル化した範囲は、溶接部中心の両側 60 度の範囲であり、溶接部の応力評価に影響がないように十分に広く設定した。

溶接部の溶接パス数及び順序は、実機の施工実績を基に図 3-3 に示すとおり設定

した。ここで、板厚内部では1層を1パスとしてグルーピングし、溶接熱源の移動を考慮せず1パス全体に同時に入熱を与える過程を2次元モデルで計算している。本手法はJNESプロジェクト「複雑形状部機器配管健全性実証事業」<sup>3)</sup>にて、実験計測結果との対比を行うなどにより妥当性が検証されている<sup>4)</sup>。また、実機の溶接施工では、余盛施工後に余盛部を削除する工程があるため、その工程も再現した。

また、クラッド溶接については、溶接部を800°Cに加熱した状態を初期状態として、室温まで降温することで溶接残留応力の発生を模擬した。これは、低合金鋼とステンレス鋼の降伏応力が、室温での値と比較して著しく低くなる800°Cを力学的溶融温度と設定したものである。力学的溶融温度とは、それ以上の温度であれば材料が力学的に溶融しているとみなし、応力がゼロでも材料の塑性が進行するとする温度を指す。

なお、本手法ではクラッドだけでなく、クラッドと同様、溶接時に高温となるクラッド直下の低合金鋼（母材、溶接金属）に対しても引張応力を付与する効果がある。一方、原子炉圧力容器胴部のクラッド溶接を模擬し残留応力を詳細に測定したKatsuyamaらの結果によると、クラッド直下の母材には圧縮応力が生じており、低合金鋼の相変態を考慮した残留応力解析を実施することで圧縮応力が再現できることが報告されている<sup>5)</sup>。したがって、力学的溶融温度によるクラッドの溶接残留応力の算出方法は、クラッド直下の想定欠陥を扱う上では妥当であるが、今後、精緻な評価方法を導入するなど、残留応力の影響についてより詳細な検討を行う余地がある。

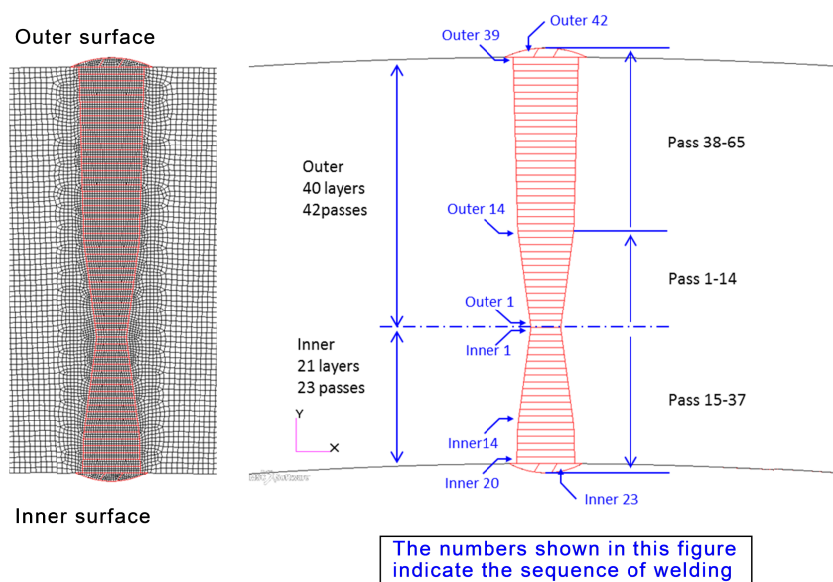


Fig. 3-3 Modeling of Weld Passes (joint welding).

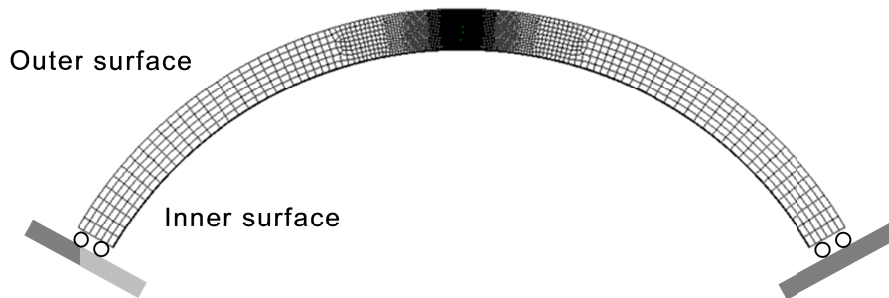


Fig. 3-4 Analysis Model (clad welding).

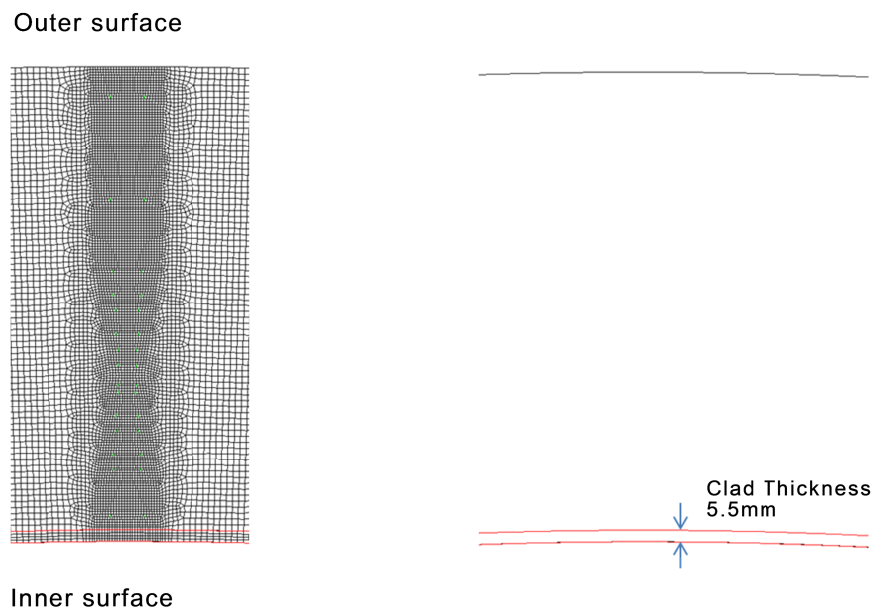


Fig. 3-5 Modeling of Weld Pass (clad welding).

### (3) 解析条件

解析コードは、Abaqus Ver.6.8-4 を用いた。

残留応力解析ステップを表 3-2 に示す。

非定常熱伝導解析における各溶接パスの入熱条件（溶接速度，層間温度等）は，実機の施工実績を基に表 3-1 に従い設定した溶接条件を適用した。

材料物性値（比熱，熱伝導率，密度，線膨張係数，降伏応力，加工硬化係数，縦弾性係数，ポアソン比）には，JNES プロジェクト「複雑形状部機器配管健全性実証事業」<sup>3)</sup>で取得された SQV2A 及び SUS304 の値<sup>6)</sup>を使用した。

PWHT については，PWHT 温度の 615°C で保持する条件下でのクリープ解析を実施した。クリープ挙動に対する応力-ひずみの構成則については，Norton 則を使用

し、母材及びクラッド溶接金属に対して、それぞれ式(3-1)、式(3-2)<sup>7)</sup>を適用して、解析を行った。

$$\text{母材 (低合金鋼)} \quad \dot{\varepsilon} = 2.82 \times 10^{-17} \times \bar{\sigma}^{5.24} \quad (3-1)$$

$$\text{クラッド (ステンレス鋼)} \quad \dot{\varepsilon} = 1.49 \times 10^{-28} \times \bar{\sigma}^{9.88} \quad (3-2)$$

ここで、 $\dot{\varepsilon}$ は相当クリープひずみ速度、 $\bar{\sigma}$ はミーゼス相当応力 (MPa) である。

Table 3-2 Analytical Steps for Calculating Residual Stress

Step	Condition	Note
1	Initial condition	$T = 20^{\circ}\text{C}$
2	Joint welding	
3	Remove excessive weld deposit	$T = 20^{\circ}\text{C}$
4	Clad welding	
5	PWHT	$T = 615^{\circ}\text{C}$
6	Hydrostatic test at shop	$T = 20^{\circ}\text{C}, P = 21.5\text{MPa}$
7	After hydrostatic test at shop	$T = 20^{\circ}\text{C}$
8	Normal operation	$T = 289^{\circ}\text{C}, P = 15.4\text{MPa}$
9	After normal operation	$T = 20^{\circ}\text{C}$

Note)  $T$ : Temperature,  $P$ : Pressure

#### (4) 解析結果

解析により得られた各ステップにおける応力分布コンタ図を図 3-6～図 3-9 に、代表的な分布として溶接中心部の板厚内の残留応力分布を図 3-10 に示す。

クラッド溶接後までは、低合金鋼側の溶接部に高い残留応力が発生しているが、PWHT 後は低合金鋼側の残留応力は 70MPa 以下に低減する。一方、クラッド部については、PWHT 後も応力は変化していない。

工場耐圧試験負荷後では、低合金鋼側の残留応力にほとんど変化はないが、クラッド部については応力が 200MPa 程度まで低減する。

定格出力運転条件負荷後では、工場耐圧試験負荷後と比較して、溶接金属内面から 75mm 付近で圧縮応力が大きくなっている。当該位置は溶接の 1 パス目にあたり、2 パス目以降の熱収縮により塑性ひずみ発生量が大きくなり、部分的に硬くなっているが、運転条件時に発生する熱ひずみが、拘束状態によりさらに圧縮のひずみを発生させることから、大きな圧縮応力が発生しているものである。

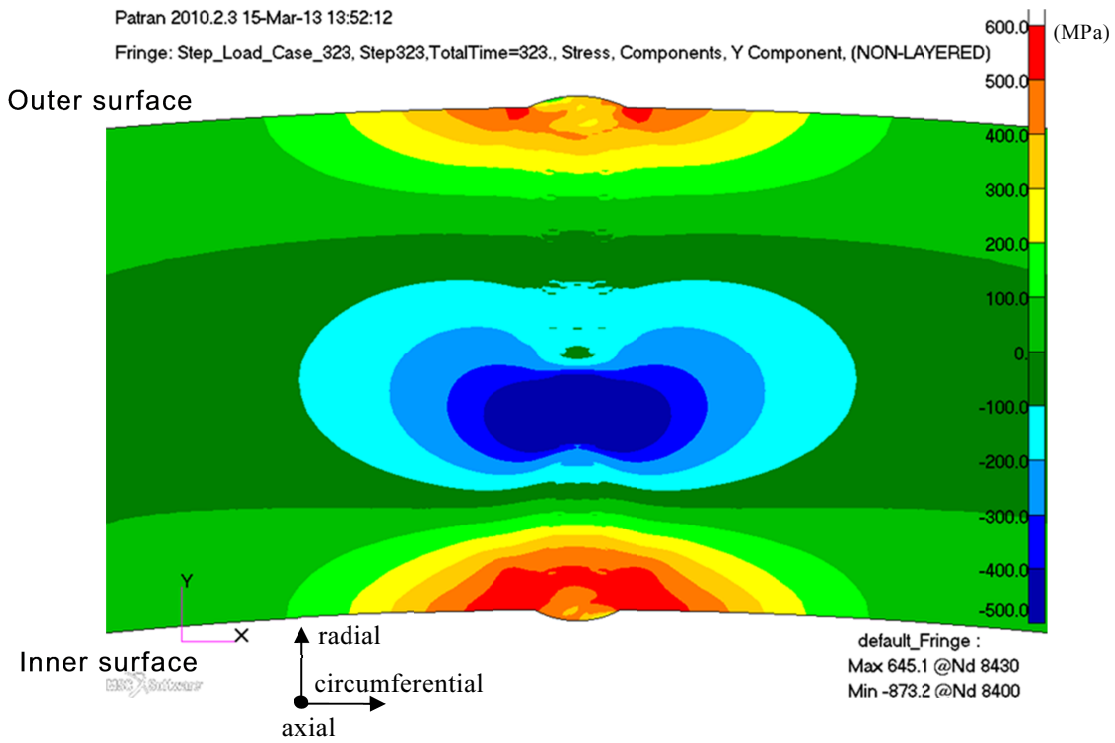


Fig. 3-6 Contour of Circumferential Residual Stress.  
 (after joint welding)

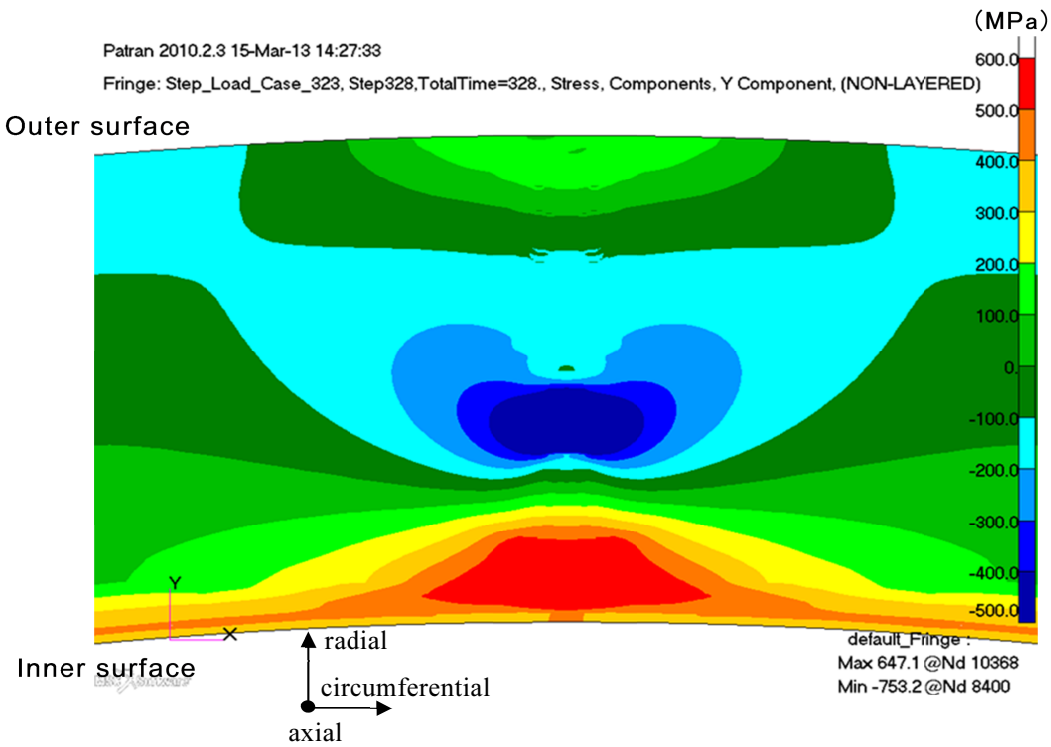


Fig. 3-7 Contour of Circumferential Residual Stress.  
 (after clad welding)

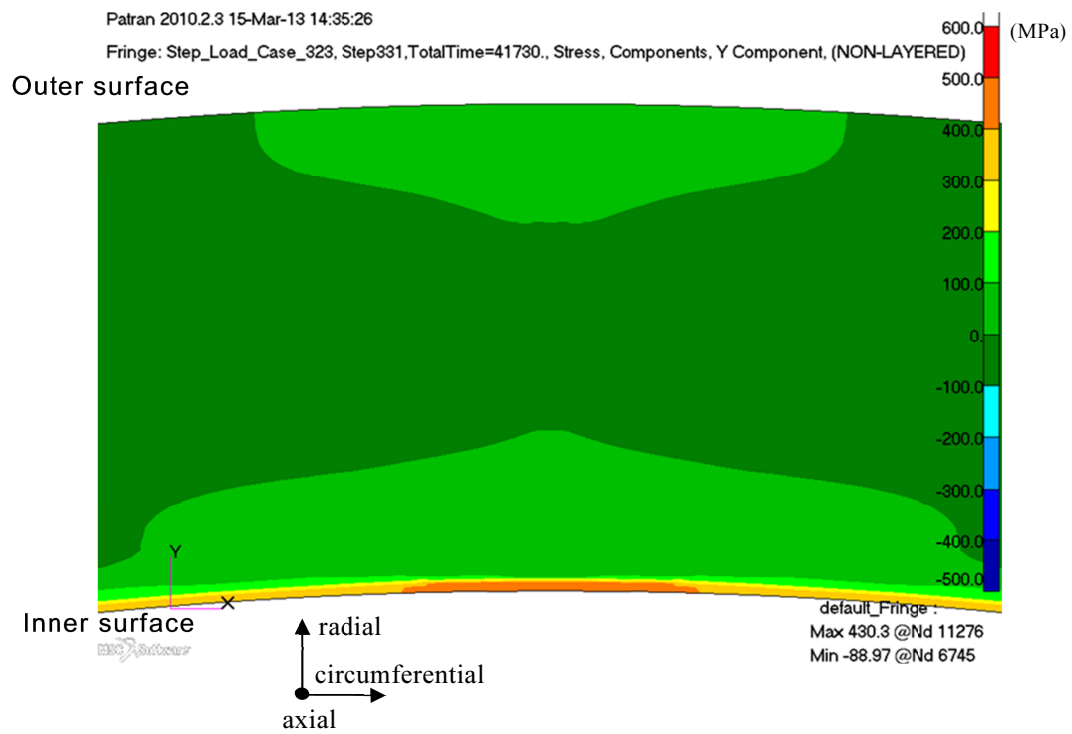


Fig. 3-8 Contour of Circumferential Residual Stress.  
 (after PWHT)

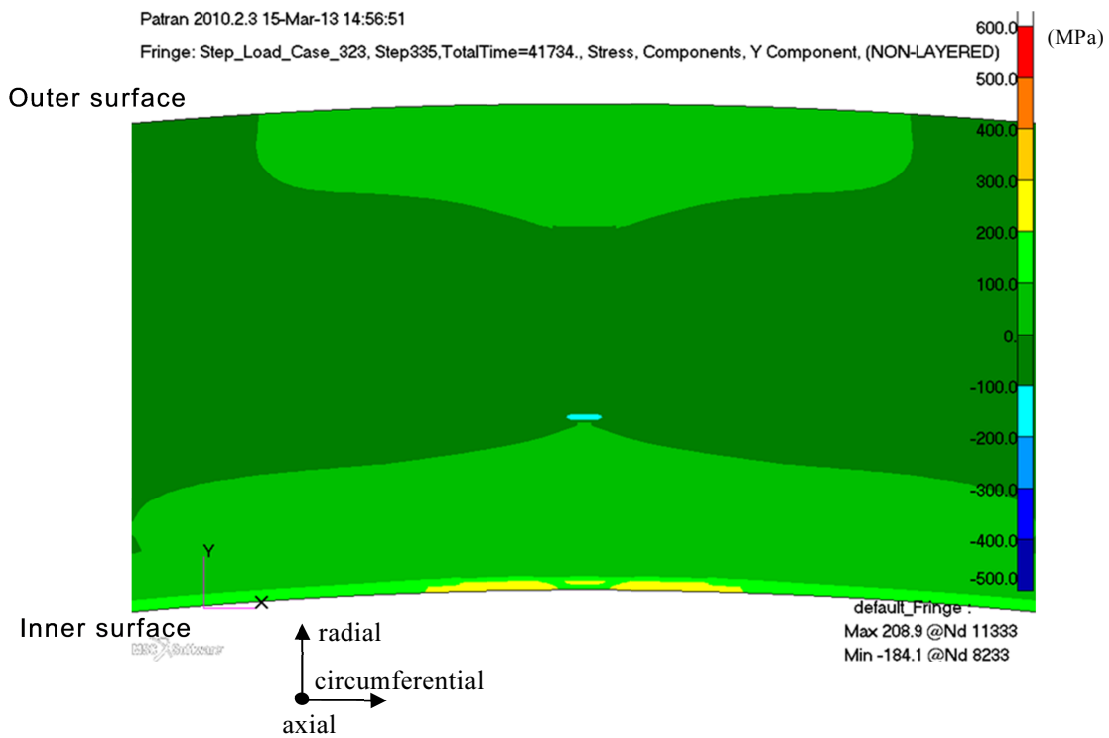


Fig. 3-9 Contour of Circumferential Residual Stress.  
 (after normal operation condition)

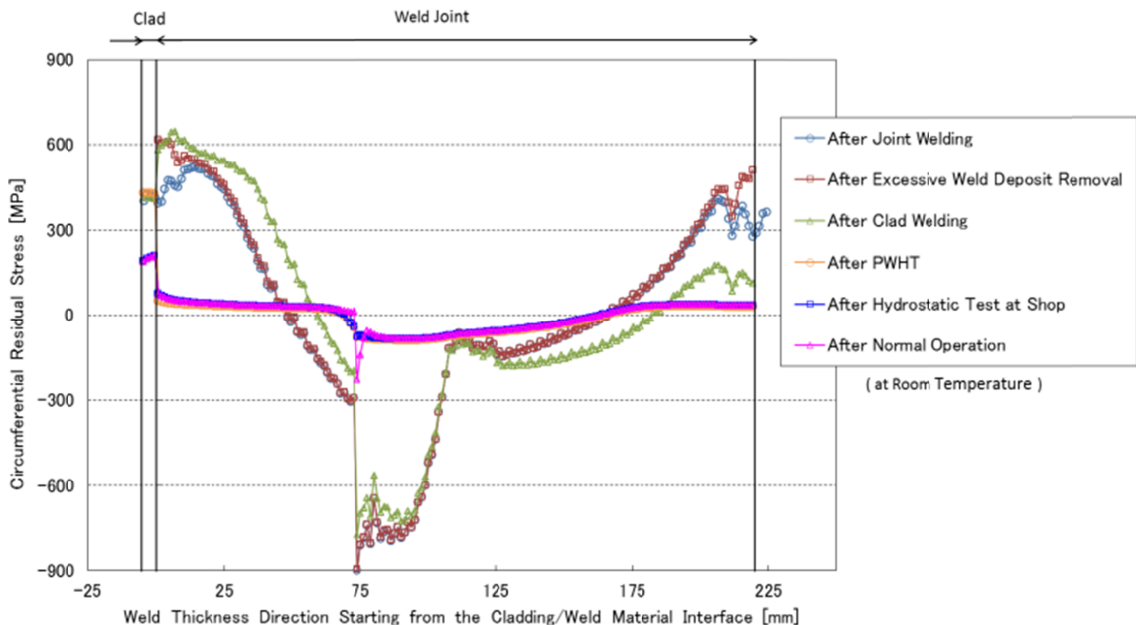


Fig. 3-10 Circumferential Residual Stress Distribution along the Center of Weld Joint.

### 3.3.2 溶接残留応力の設定方法

継手溶接により生じる板厚内（クラッドを除く溶接金属部分）の残留応力分布として、PWHTが実施された場合、IAEAにてPTS評価手法についてまとめたIAEA TECDOC-1627<sup>8)</sup>では、式(3-3)に示すようなCOS分布と仮定できると記載されている。なお、PWRの場合、 $\sigma_{Rmax}$ として56MPaとされている。

$$\sigma_R = \sigma_{Rmax} \times \cos\left(\frac{2\pi x}{S_W}\right) \quad (3-3)$$

ここで、

- $\sigma_{Rmax}$  : 溶接残留応力の応力振幅
- $x$  : クラッドと溶接部の境界面からの板厚方向距離
- $S_W$  : クラッドを除いた溶接部の板厚

クラッド溶接による残留応力については、応力解析で考慮する際の簡易な取り扱いとして、無応力温度 ( $T_{sf}$ ) を高温に設定する方法がある。クラッドと母材（溶接金属）の線膨張係数の違いから、この設定の下では室温 ( $T_{RT}$ ) でクラッド側には大きな引張応力 ( $\sigma_{0C}$ )、母材（溶接金属）側にはわずかな圧縮応力 ( $\sigma_{0B}$ ) が生じる。この際、クラッド側に生じる引張応力が室温におけるクラッドの残留応力に等しくなるように  $T_{sf}$  を調整すればよい。調整には、有限要素法等による検

討の他，クラッド円筒容器については以下の式(3-4)及び式(3-5)<sup>9)</sup>も利用可能である。

$$\sigma_{0C} = \frac{E_C \alpha_C}{1 - \nu} \left(1 - \frac{t_C}{t_B}\right) \left(\frac{\alpha_B}{\alpha_C} - 1\right) (T_{RT} - T_{sf}) \quad (3-4)$$

$$\sigma_{0B} = \frac{E_B \alpha_B}{1 - \nu} \frac{t_C}{t_B} \left(\frac{\alpha_C}{\alpha_B} - 1\right) (T_{RT} - T_{sf}) \quad (3-5)$$

ここで， $E$  は縦弾性係数， $\alpha$  は線膨張係数， $\nu$  はポアソン比， $t$  は板厚．添え字のB，C はそれぞれ母材（溶接金属），クラッドを意味する．なお，線膨張係数 $\alpha$ については， $T_{sf}$  を基準とした $T_{RT}$  までの平均線膨張係数である．

IAEA TECDOC-1627では，無応力温度として，ダウンカマー部における通常運転時の1次冷却材温度を使用する方法，あるいは，室温でクラッドに降伏点レベルの応力が生じるように設定する方法が紹介されている．また，米国の確率論的破壊力学評価コードであるFAVORでも，クラッドによる残留応力を考慮するため無応力温度が設定可能であり，約10インチ厚さの母材に施工されたクラッドのひずみを計測して求めた残留応力21.3ksi (147MPa)<sup>10)</sup>に相当する488°F (253.3°C) の設定が推奨されている<sup>11)</sup>．

以上を踏まえて，図3-10の残留応力解析結果をCOS分布により表現した継手溶接残留応力と，無応力温度により設定したクラッドによる残留応力分布の和により設定した例を図3-11に示す．ここでは，式(3-4)を用いてクラッド部分の残留応力を再現する $T_{sf}$ を決定した後，溶接部において，溶接継手残留応力のCOS分布（式(3-3)）の $\sigma_{Rmax}$  を変数にベストフィットを行った．フィッティングの際には， $T_{sf}$  の設定により生じる溶接金属（母材）側の圧縮応力（式(3-5)）も考慮した．得られた $\sigma_{Rmax}$  や $T_{sf}$ はIAEA TECDOC-1627やFAVORコードの推奨値に近く，図3-11に示すように，溶接継手残留応力をCOS分布で，クラッドの残留応力を無応力温度の設定で表現することにより，これらの和で欠陥を想定する溶接金属内表面近傍の残留応力解析結果の傾向が再現できることがわかる．



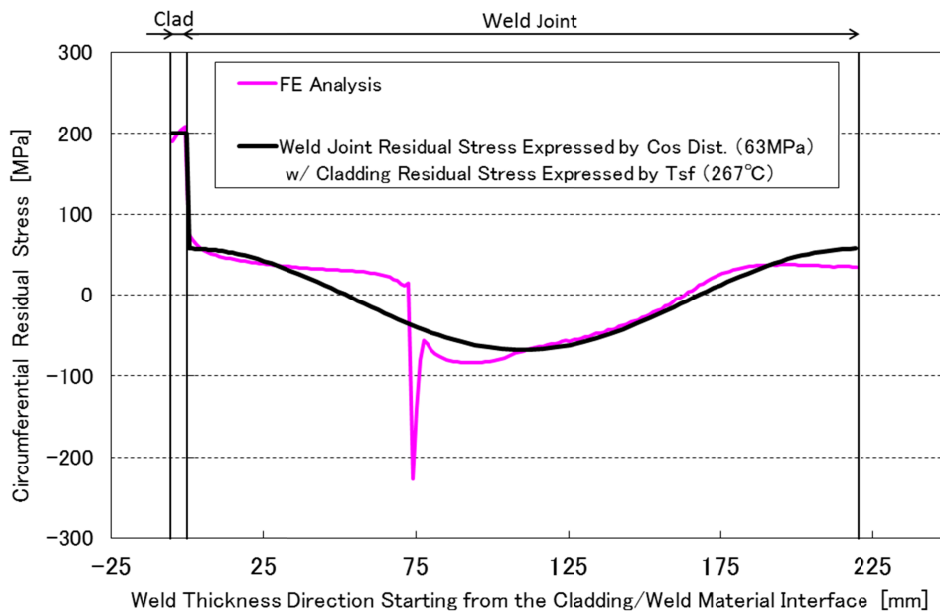


Fig. 3-11 Example of the Combination of Cosinusoidal Residual Stress Distribution of Welded Joint and Residual Stress in Cladding by Stress Free Temperature Method.

### 3.4 欠陥

想定する欠陥としては、PTS 事象に対する健全性評価の場合、内表面に深さ 10mm、長さ 60 mm の軸方向半楕円表面亀裂を使用することとしていた。この欠陥は、非破壊検査の状況や供用中の疲労亀裂進展及び安全裕度を考慮して設定されたものである。しかしながら、原子炉圧力容器内面に施工されているクラッドの取扱いを明確に規定していない。そこで、原子炉圧力容器における欠陥の発生要因と性状、非破壊検査の状況、米国キャンセル炉に対する調査、供用期間中の疲労亀裂進展を踏まえて、想定すべき欠陥を考察した。

#### 3.4.1 欠陥の発生要因と性状

原子炉圧力容器における欠陥の発生要因及び性状は以下の通りと考えられる。

##### (1) 母材の欠陥

母材の欠陥は以下のものが考えられる。

##### a. 素材製造時の欠陥

非金属介在物に起因した欠陥、水素割れ等が考えられる。ただし、欠陥が存在したとしても、製造方法を考慮すると、板材では圧延、鍛鋼品では鍛造されているため、板厚方向の欠陥寸法は十分に小さいものと考えられる。

b. クラッド下層部のき裂 (UCC : Under Clad Crack)

大入熱溶接を用いたクラッド溶接後、溶接後熱処理が行われるとクラッド直下の母材に局部的に亀裂(再熱割れ)が発生することが確認されている。ただし、国内プラントにおいては、材料の化学成分及び溶接入熱を管理していることから、発生の可能性は十分に小さいものと考えられている<sup>12)</sup>。

(2) 溶接金属の欠陥

溶接金属の欠陥は、溶接により溶接金属内部に発生するもので、高温割れ、溶込不足、融合不良といった割れ性状のものと、ブローホール、スラグ巻き込みといった割れ性状ではなく体積を持つ欠陥が考えられる。しかしながら、溶接施工にあたっては、溶接材料や母材の材質管理及び予熱等の施工管理を行っていることから、割れが発生している可能性は十分小さく、欠陥が存在しているとしても、ブローホールやスラグ巻き込みのような体積を持つ微小な欠陥が溶接線方向に分布しているものと考えられる。

(3) クラッドの欠陥

クラッドの欠陥は、溶接によりクラッド内部に発生するもので、融合不良、スラグ巻き込みといった欠陥が考えられる。なお、溶接方法を考えると、発生する可能性のある欠陥はクラッド施工方向(原子炉压力容器胴の周方向)の欠陥である。

(4) 運転中の欠陥の発生要因

運転中の欠陥については、以下の観点から欠陥が発生する可能性は十分低い。

a. 母材及び溶接金属

疲労による欠陥は、構造不連続部における強度評価により発生しないことが建設時の強度評価及び高経年化技術評価にて評価されており、構造不連続部でない炉心領域においても発生しないと考えられる。また、ホウ酸腐食については、クラッド貫通欠陥が無ければ接液しないため発生しないと考えられる。

b. クラッド

疲労は、クラッドを考慮した JSME EPD 事例規格<sup>13)</sup>の弾塑性解析による評価の結果、許容値を十分満足することが確認されており<sup>14)</sup>、疲労による欠陥が発生する可能性は低いと考えられる。応力腐食割れ(SCC)は、PWR の 1 次系の水質では発生する可能性は低いと考えられる<sup>15)</sup>。

### 3.4.2 非破壊検査の状況

国内プラントの原子炉圧力容器は、製造時は JSME 設計建設規格<sup>16)</sup>及び JSME 溶接規格<sup>17)</sup>、供用期間中は JSME 維持規格<sup>18)</sup>に従って非破壊検査を実施し、有害な欠陥がないことが確認されている。

#### (a) 製造時の検査

原子炉圧力容器の製造時には、以下の検査が実施されている。

##### (1) 素材製造時の検査

炉心領域部を構成する板材もしくは鍛造材には、素材製造時に全体積に対して垂直法による超音波探傷検査が実施されており、板の表面に平行な(板厚方向と直交した)層状の欠陥の無いことが確認されている。欠陥検出性は直径約 10 mm である。また、母材内表面全面に対しては磁粉探傷検査が実施されており、表面割れの無いことが確認されている。

##### (2) 原子炉圧力容器製造時の検査

原子炉圧力容器の製造時には、継手溶接及びクラッド溶接施工時の非破壊検査が実施されている。継手溶接施工時は、放射線透過検査が実施されており、継手内に割れ、融合不良、溶込不足及び基準値以上の大きさを持つ板厚方向に体積を持つ内部欠陥が無いことが確認されている。また、継手表面に対しては磁粉探傷検査が実施されており、表面割れの無いことが確認されている。クラッド溶接施工時は、クラッド表面の浸透探傷検査が実施されており、割れ(熱的、または、機械的応力のために引き起こされる局所的な破断によって生じるすき間、または、不連続部)、1 mm を超える線状欠陥及び直径 4 mm を超える円形欠陥のないことが確認されている。

#### (b) 供用期間中の検査

炉心領域の供用期間中検査においては、溶接部の体積検査が要求されており、検査装置を用いた原子炉圧力容器内面からの超音波探傷検査により、有害な欠陥が無いことが確認されている。

超音波探傷検査では、JEAC4207<sup>19)</sup>に基づく垂直法及び斜角法(横波 45°、横波 60°及び縦波 70°)が用いられている。斜角法の欠陥検出性は国のプロジェクトにて実施した安全研究「原子力発電施設検査技術実証事業(超音波探傷試験における欠陥検出性及びサイジング精度の確認)」(国プロ UTS)<sup>20)</sup>で検証されている。国プロ UTS によると、内表面近傍を対象とした縦波 70°では亀裂深さが 3.8 mm 以上の欠陥、板厚内部を対象とした横波 45°及び 60°では亀裂深さが 11 mm 以上の内部欠陥が検出可能としている。なお、垂直法による欠陥検出性は国プロ UTS では検証されていないが、感度校正の方法から、直径 9.6mm 程度の横穴相当の欠陥であれば検出されると考えられ、製

造時検査と同等以上の検出性を持つものと考えられる。

### 3.4.3 米国の原子炉圧力容器の欠陥に対する調査

米国では、確率論的破壊力学により原子炉圧力容器の PTS 事象に対する評価を行うため、運転供用前にキャンセルされた 2 プラント（PVRUF 及び Shoreham）の原子炉圧力容器に対する破壊・非破壊検査が行われた。ここで取得されたデータを基に専門家判断等を踏まえて、母材、溶接金属及びクラッドにおける亀裂の数密度及び亀裂の大きさに関する欠陥分布モデルが設定された<sup>21)</sup>。各材料に対する調査結果と確率論的破壊力学における取扱いの概要を以下に示す。

#### (1) 母材（板材）

欠陥の主要因は非金属介在物であり、欠陥の発生位置に規則性はない。表面欠陥はなく、内部欠陥の最大寸法は 6 mm であった。確率論的破壊力学評価では内部楕円亀裂を想定し、余裕を見て板厚の 5%（最大約 11 mm）以上の内部亀裂はないものとしている。

#### (2) 溶接金属

欠陥の主要因は融合不良であり、溶接方向に平行な欠陥が認められた。表面欠陥はなく、内部欠陥が板厚方向に均一に分布する。確率論的破壊力学評価では、溶接線方向の内部楕円亀裂を想定している。

#### (3) クラッド

欠陥の主要因はビード間での融合不良であり、溶接方向の欠陥である。クラッドを貫通する欠陥や表面欠陥はなく、比較的大きな欠陥としてはクラッド厚の 50%、63%の内部欠陥が 2 つあるのみであった。PTS 評価に影響するのはクラッドを貫通する欠陥であることから、確率論的破壊力学評価では保守的にクラッド厚さ分の深さの周方向表面亀裂を想定している。

### 3.4.4 供用期間中の疲労亀裂進展

JSME 維持規格<sup>18)</sup>の解説には、原子炉圧力容器胴部に初期亀裂形状・寸法を変化させた表面及び内部欠陥（初期亀裂深さ：4.0 mm～12.0 mm）を想定し、設計過渡条件で 40 年の運転を想定した疲労亀裂進展解析を実施した結果が掲載されており、亀裂進展量は最大でも深さ方向で 0.4 mm 程度である。したがって、仮に溶接欠陥等により初期亀裂があった場合であっても、実過渡回数を考慮すると供用 60 年での疲労亀裂進展量は 1 mm 以下であると判断できる。

### 3.4.5 想定すべき欠陥

3.4.4 項までの調査結果により，想定すべき欠陥は以下の通りと考えられる

- 欠陥寸法・形状 : 深さ 10mm，長さ 60mm の半楕円亀裂とする．ただし，非破壊検査結果を踏まえてその検出精度，供用期間中の疲労亀裂進展量(計算値)を考慮して設定することも可能とする
- 欠陥位置 : クラッド下の母材あるいは溶接金属

以下にその考え方を述べる．

母材については，素材段階での圧延や鍛造により板厚方向に大きな欠陥はないと考えられ，また，クラッド溶接後の UCC の発生もないと評価されていることから，基本的に大きな欠陥はないと考えられる．米国の運転供用前にキャンセルされた原子炉圧力容器の調査で確認された欠陥は全て内部欠陥であり，その最大欠陥寸法は 6mm であったことから，確率論的破壊力学評価では 11mm 以上の欠陥はないとみなしている．溶接金属部については，供用期間中検査で超音波探傷検査が実施されており，表面近傍では検出精度を考慮すると 4.8mm 以上の欠陥は認められていない．したがって，母材及び溶接金属に，現行規格を踏襲した深さ 10mm の亀裂を想定するのは保守的な想定と言える．想定する亀裂の長さ及び形状に関しては，供用状態 A 及び B 並びに耐圧・漏えい試験に対する健全性評価における想定欠陥との整合を図り，現行規格を踏襲してアスペクト比 1/6 の半楕円亀裂とする．

クラッドの内表面は，製造時に浸透探傷検査により表面割れが無いことが確認されており，運転中の欠陥発生要因も考えにくい．また，クラッド内表面近傍は，溶接継手部近傍に対する供用期間中検査により有害な欠陥は認められていない．米国の運転供用前にキャンセルされた原子炉圧力容器の調査でも，クラッド内表面の開口欠陥が無かったことが確認されている．さらに，供用中の疲労亀裂進展量は十分小さく，クラッドと母材に跨る大きな表面欠陥が存在する可能性は極めて低いことから，クラッド内表面に表面欠陥を想定する必要はない．一方，従来は評価が困難であったクラッド下の内部亀裂に対して，クラッドの影響を考慮した  $K$  値の評価が可能となった．したがって，想定欠陥の位置は評価が容易で保守的な  $K$  値が得られるよう内表面近傍のクラッド下の母材あるいは溶接金属の内部亀裂として設定することが妥当と考えられる．

### 3.5 結言

本章では，4 章以降の評価手法の高度化にあたり必要となる原子炉圧力容器の脆性破壊に対する健全性評価に考慮すべき評価条件を取りまとめた．

原子炉圧力容器の脆性破壊の評価にあたり考慮すべき過渡条件として，通常運転状態

においては、起動・停止時及び耐圧・漏えい試験時の昇圧・昇温及び降圧・降温時がある。このような過渡に対しては、十分に大きな欠陥を想定した破壊力学評価により、1次冷却材の圧力-温度の制限曲線を設定して管理することとなる。一方、事故時には、大破断 LOCA 及び小破断 LOCA が PTS 事象として脆性破壊の評価にあたり考慮すべき支配的な事象である。

原子炉圧力容器にはクラッド溶接や継手溶接が施工されており、脆性破壊に対する評価においては、それらの溶接残留応力を考慮することが必要である。そこで、原子炉圧力容器の製作時における代表的なクラッド溶接及び継手溶接の施工条件に基づき、FEM 解析を行って、板厚内の溶接残留応力の分布を求めた。また、簡易的に板厚内の溶接残留応力分布を設定する方法についても検討した。

原子炉圧力容器における欠陥の発生要因と性状、非破壊検査の状況、米国キャンセル炉に対する調査、供用期間中の疲労亀裂進展を整理し、想定すべき欠陥について考察した。検討の結果、PTS 評価で想定する欠陥としては、クラッド下の母材あるいは溶接金属に深さ 10 mm 長さ 60 mm の半楕円亀裂を想定することが妥当であると考えられた。ただし、非破壊検査の結果を踏まえ、非破壊検査の検出精度、JSME 維持規格に基づく供用期間中の疲労亀裂進展を考慮して、炉心領域内面(クラッド下)に上述の寸法とは異なる半楕円亀裂を想定してもよいと考えられる。

## 参考文献

- 1) Mishima, Y., Ishino, S., Ishikawa, M., Okamura, H., Yagawa, G., Hidaka, T., Yamamoto, T., Sanoh, J., Koyama, K., Iida, M., Urabe, Y., Sato, M., Tomimatsu, M., "PTS integrity study in Japan", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 58 (1994), pp. 91-101.
- 2) Yoshimura, S., Emori, T., Fujimoto, T., Tsuge, A., Koyama, K., "Mixing behaviour of safety injection water within the cold leg and the downcomer under postulated accidents", Paper 13.D in Proceedings of the Third International Topical Meeting on Reactor Thermal Hydraulics, Newport, Rhode Island U.S.A. (1985).
- 3) Annual reports of JNES's IAF project "Integrity assessment of flawed components with structural discontinuity," (2003-2007).
- 4) N. Ogawa, et al., "Residual stress evaluation of dissimilar weld joint using reactor vessel outlet nozzle mock-up model (report-2)," Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2009), Paper No. 77269.
- 5) Katsuyama, J., Nishikawa, H., Udagawa, M., Nakamura, M., Onizawa, K., "Assessment of residual stress due to overlay-welded cladding and structural integrity of a reactor pressure vessel," Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.135, Issue 5, 051402 (2013).
- 6) JNES, "Project of integrity assessment of flawed components with structural

- discontinuity (IAF) material properties data book at high temperature for dissimilar metal welding in reactor pressure vessel,” JNES-RE-2012-0024 (2013).
- 7) Katsuyama, J., Udagawa, M., Nishikawa, H., Nakamura, M., Onizawa, K., "Evaluation of weld residual stress near the cladding and J-weld in reactor pressure vessel head for the assessment of PWSCC behavior," E-Journal of Advanced Maintenance, Vol.2, (2010) 50-64.
  - 8) IAEA, “Pressurized thermal shock in nuclear power plants : good practices for assessment”, IAEA-TECDOC-1627 (2010).
  - 9) S. Marie, S. Chapuliot, “Improvement of the calculation of the stress intensity factor for underclad and through-clad defects in a reactor pressure vessel subjected to a pressurised thermal shock”, p.517–531 in International Journal of Pressure Vessels and Piping, No. 85 (2008).
  - 10) Oak Ridge National Laboratory, “Proceedings of the twenty-sixth water reactor safety meeting plenary sessions, pressure vessel research, severe accident research, fission product behavior, nuclear materials issues and health effects research, materials integrity issues”, NUREG/CP-0166 Vol.1 (1999).
  - 11) P. T. Williams, T. L. Dickson, and S. Yin, “Fracture analysis of vessels - Oak Ridge FAVOR, v12.1, computer code: theory and implementation of algorithms, methods and correlations”, ORNL/TM-2012/567 (2012).
  - 12) Ujiie, A., Sato, S., Matsumoto, O., Y. Tada, “Study on the reheat cracking of weld heat affected zone of low alloy steels,” Mitsubishi Heavy Industries Technical Review Vol. 14 No.1 (1977).
  - 13) JSME, “Alternative structural evaluation criteria for class 1 vessels based on elastic-plastic finite element analysis, codes for nuclear power generation facilities, rules on design and construction for nuclear power plants (JSME S NC1-2005),” Code Case NC-CC-005 (2008).
  - 14) Asada, S., Suzuki, H., and Saruwatari, T., “Shakedown and fatigue evaluations of overlay cladding on reactor pressure vessels,” Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2011), Paper No. 57233.
  - 15) M. O. Speidel, “Overview of methods for corrosion testing as related to PWR steam generator and BWR piping problems,” EPRI-JAPAN Corrosion Seminar, (1978).
  - 16) The Japan Society of Mechanical Engineers, “Codes for nuclear power generation facilities, rules on design and construction for nuclear power plants”, JSME S NC1-2016 (2016).
  - 17) The Japan Society of Mechanical Engineers, “Codes for nuclear power generation facilities, rules on welding for nuclear power plants”, JSME S NB1-2016 (2016).
  - 18) The Japan Society of Mechanical Engineers, “Codes for nuclear power generation

facilities, rules on fitness-for-service for nuclear power plants”, JSME S NA1-2016 (2016).

- 19) The Japan Electric Association Code, “Ultrasonic examination for inservice inspection of light water cooled nuclear power plant components,” JEAC 4207-2016, (2016).
- 20) Annual Report of JNES’s UTS Project, “Ultrasonic test and evaluation for maintenance standards,” (2004)
- 21) Simonen, F. A., Doctor, S. R., Schuster, G. J., and Heasler, P. G., “A generalized procedure for generating flaw- related inputs for the FAVOR code,” NUREG/CR-6817, Rev.1 (2013).



## 第4章 クラッドの影響を考慮した欠陥評価方法の開発

### 4.1 緒言

原子炉圧力容器における PTS 事象に対する健全性評価の対象部位は、運転中に受ける中性子照射量が高く、中性子照射脆化により破壊靱性が低下する炉心領域部となる。炉心領域部は応力集中が生じないようノズル等の構造不連続部のない平滑な厚肉円筒形状となっており、その内面は 304 系ステンレス鋼で肉盛溶接されている。

JEAC4206<sup>1)</sup>に従う PTS 事象時の健全性評価にあたっては、最大仮想欠陥として原子炉圧力容器内面のステンレスクラッド（以降、クラッド）溶接部の下の低合金鋼部に深さ 10 mm、長さ 60 mm の半楕円亀裂を想定し、応力拡大係数（以降、 $K$  値）を算出する。仏国では、クラッド下の亀裂に対してクラッドの降伏挙動の影響を考慮した  $K$  値の評価式が開発され<sup>2)</sup>、仏国の RSE-M Code<sup>3)</sup>に取り入れられた。しかしながら、この式は弾塑性 FEM 解析による  $J$  積分から換算した  $K$  値よりも高く、保守的な評価結果を与えることが確認されており<sup>4)</sup>、新たな  $K$  値の評価式の開発も進められている<sup>5), 6)</sup>。このような状況から、JEAC4206 では、RSE-M Code に取り入れられた  $K$  値の評価式とともに、亀裂をモデル化した FEM 解析により  $K$  値を算出することも許容されているが、その具体的な方法は示されていない。

弾塑性 FEM 解析から求まる  $J$  積分を換算して  $K$  値を求める場合、 $J$  積分は線形及び非線形の弾性体に対して定義されているため、除荷時の応力-ひずみ線図が負荷時と異なる弾塑性体を仮定すると、 $K$  値の減少する除荷過程で  $J$  積分を適切に評価できない課題がある。PTS 事象に対する健全性評価では、冷却が進む  $K$  値の減少過程は破壊靱性遷移曲線と最も近接することから、評価上重要となる。なお、一般に冷却時の  $K$  値の減少過程では高温予荷重効果により破壊が生じないことが知られている<sup>7), 8)</sup>。JEAC4206 でも詳細評価ではこの効果を考慮しているが、一般評価では保守的に高温予荷重効果を考慮しないこととしていることから、弾塑性 FEM 解析により  $K$  値の減少する除荷過程も適切に評価する必要がある。

また、原子炉圧力容器では内面にクラッド溶接や鋼材の接合部に低合金鋼の継手溶接が施工されており、溶接による残留応力が発生する。クラッド溶接や継手溶接による残留応力を考慮した  $K$  値を弾塑性 FEM 解析により算出する際には、通常、溶接残留応力の解析を行う FEM モデルと、 $K$  値を算出するための亀裂を模擬した FEM モデルは別のモデルを使用する<sup>9)</sup>。したがって、溶接により生じた残留応力や残留ひずみを  $K$  値算出用の弾塑性 FEM 解析モデルに適切に反映する必要がある。

上記の課題を踏まえて、原子炉圧力容器の PTS 事象時におけるクラッド下の亀裂に対して、亀裂の開口を抑制するクラッドの効果を考慮しつつ、除荷過程も含めて簡易的に合理的に応力拡大係数を算出する方法を開発した。

## 4.2 欠陥評価方法の開発

### 4.2.1 概要

応力拡大係数に与えるクラッドの効果を考慮するため、クラッドは弾塑性体として亀裂をモデル化し、各種解析条件を変えた FEM 解析による亀裂最深部の  $J$  値を換算して  $K$  値を求めた。各種解析条件を変えて求めた  $K$  値と最も精緻な解析による  $K$  値とを比較することにより、簡易的に合理的に  $K$  値を算出する方法を検討した。

まず、継手溶接時の多層多パスの残留応力解析が容易な軸対称モデルによる各種解析条件を変えた FEM 解析を実施し、PTS 事象時におけるクラッド下の全周亀裂の  $K$  値を求めた。求めた  $K$  値について、溶接時から PTS 事象時までの一連の FEM 解析を行う最も精緻な解析による  $K$  値と比較することにより、溶接残留応力の考慮方法及び低合金鋼部は弾性体として評価する方法の適用性を確認した。

次に、PTS 事象に対する健全性評価で想定する半楕円亀裂をモデル化し、各種解析条件を変えた 3 次元 FEM 解析を実施し、クラッド下の半楕円亀裂最深部の  $K$  値を求めた。求めた  $K$  値について、溶接時から PTS 事象時までの一連の FEM 解析を行う最も精緻な解析による  $K$  値と比較することにより、クラッド溶接による残留応力の考慮方法、低合金鋼部は弾性体として評価する方法の適用性を確認するとともに、クラッドのメッシュ分割の影響、照射によるクラッドの硬化が  $K$  値に与える影響を確認した。

解析には汎用 FEM コード Abaqus Ver.6.12-3 を用いた。 $K$  値は Abaqus による FEM 解析から得られた  $J$  積分を、平面ひずみ状態を想定して、式(4-1)により換算して求めた。

$$K = \sqrt{\frac{E \times J}{1 - \nu^2}} \quad (4-1)$$

ここで、 $E$ : ヤング率,  $\nu$ : ポアソン比である。

本解析で考慮する PTS 事象の過渡条件は、大破断 LOCA (以降, 大 LOCA) と小破断 LOCA (以降, 小 LOCA) の代表的な 2 ケースとした。大 LOCA は大口径の主冷却系配管が瞬間的に完全破断する過渡であり、これにより圧力が大きく低下して大量の非常用炉心冷却水が注入されるため、原子炉圧力容器が急激に冷却されて熱応力が支配的となる。また小 LOCA は大 LOCA より小規模な破断口を想定する過渡であり、温度は急激に低下しないものの圧力が比較的高く維持されるため、冷却による熱応力及び内圧による応力が同時に作用する。大 LOCA 及び小 LOCA の原子炉冷却材の圧力、温度過渡を図 4-1 に示す。

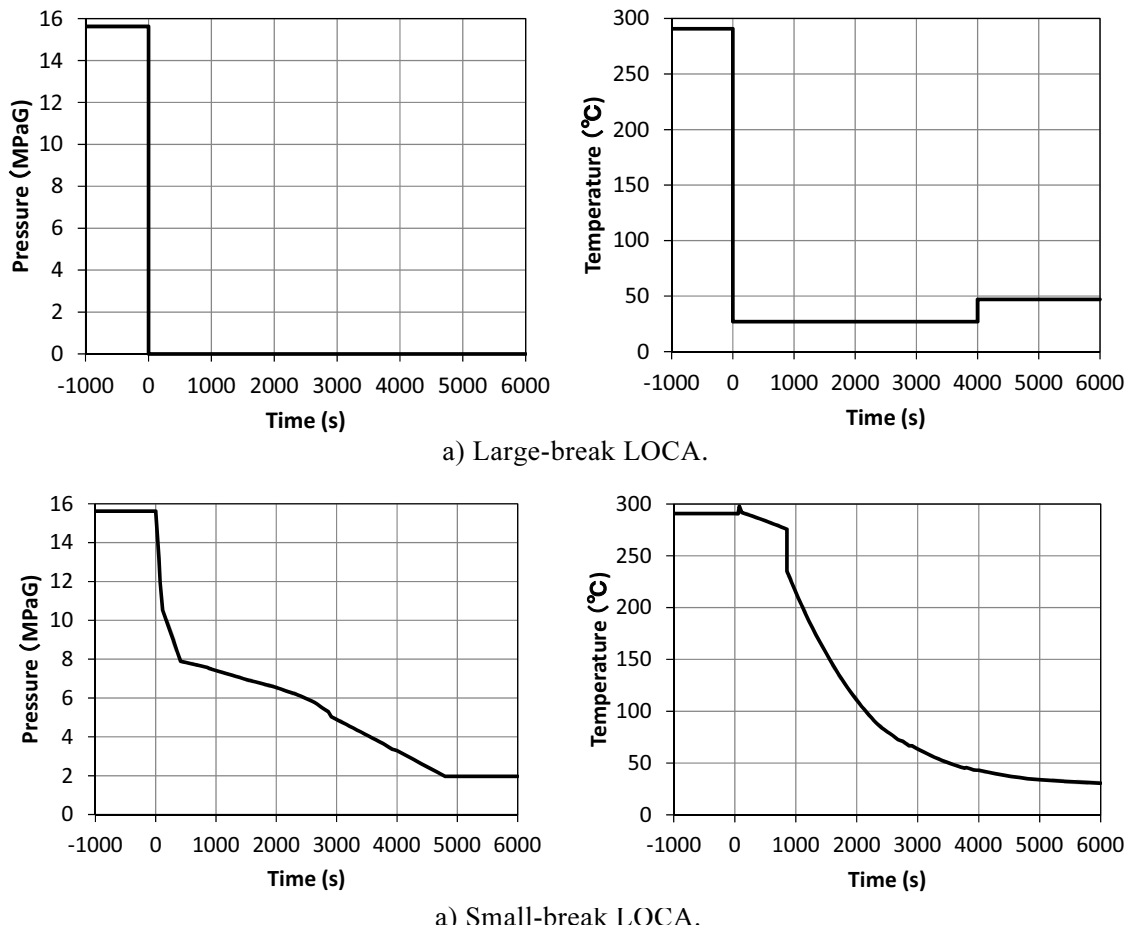


Fig. 4-1 Reactor coolant pressure and temperature history of LOCA.

弾塑性体の応力-ひずみ曲線は, ASME Sec.VIII Div.2<sup>10)</sup>の Annex 3-D 等で降伏応力 $\sigma_y$ , 引張強さ $\sigma_u$ , 縦弾性係数  $E$  から応力-ひずみ曲線を推定する方法が整備されており, 多直線近似して解析に用いた. 未照射の低合金鋼 (SA-533 Gr. B Cl.1) 及び未照射及び照射後のクラッド (304 系ステンレス鋼) の弾塑性体の真応力-真ひずみ線図を図 4-2 に示す. ここで, クラッドの照射後の応力-ひずみ線図は, 文献<sup>11)</sup>に示される中性子照射後の値を使用した. また, 熱伝導率, 熱拡散率については ASME Sec.II<sup>12)</sup>に示された値を, 線膨張係数, 縦弾性係数については JSME 材料規格<sup>13)</sup>に示された値を用いた. なお, 熱伝導率, 熱拡散率, 線膨張係数及び縦弾性係数については照射の影響を考慮せず, 未照射の値を使用した. 使用した材料特性の代表的な温度での値を表 4-1 に示す.

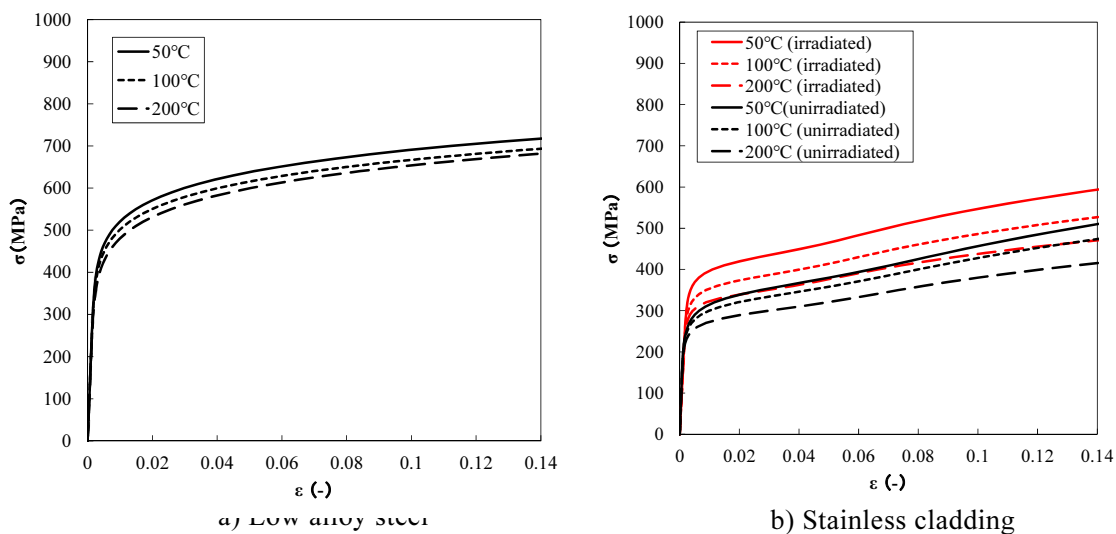


Fig.4-2 True stress - true strain curves of low alloy steel and stainless cladding at representative temperatures.

Table 4-1 Material properties of low alloy steel (LAS) and stainless cladding (Clad) at representative temperatures.

Temperature (°C)	Young's modulus ( $\times 10^5$ MPa)		Poisson ratio		Thermal Expansion ( $\times 10^{-6}$ mm/mm/°C)		Thermal conductivity ( $\times 10^{-3}$ W/mm/°C)		Thermal Diffusivity ( $\times 10^{-6}$ m <sup>2</sup> /s)	
	LAS	Clad	LAS	Clad	LAS	Clad	LAS	Clad	LAS	Clad
50	1.99	1.93	0.3	0.3	12.8	15.6	40.8	15.3	11.47	3.94
100	1.96	1.89	0.3	0.3	13.1	16.1	40.6	16.2	10.88	4.04
200	1.90	1.83	0.3	0.3	13.6	17.0	40.1	17.9	9.82	4.24

#### 4.2.2 軸対称周方向亀裂の解析方法

原子炉圧力容器の炉心領域を模擬した円筒の内面クラッド下に円周方向亀裂（深さ  $a=10$  mm，全周）を設けた軸対称 FEM モデルに対して，応力-ひずみ曲線の取扱い，残留応力の設定方法等を変えた弾塑性 FEM 解析を行い，脆性破壊の評価対象となる亀裂最深部の PTS 事象時の  $K$  値を算出する。

炉心領域部を模擬した円筒形状の解析モデルを，その内径及び板厚，クラッド厚さとともに図 4-3 に示す。解析モデルは軸対称モデルとし，要素は 4 節点四角形要素（要素タイプ：CAX4）を用いた。モデルの規模は 18,289 節点，17,582 要素である。

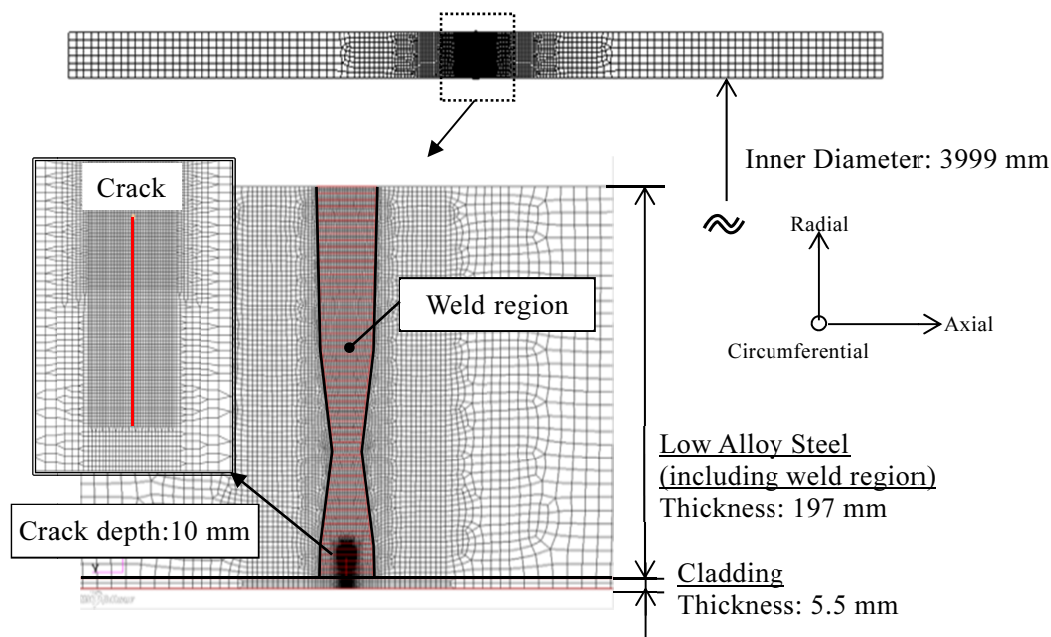


Fig.4-3 Axisymmetric FE analysis model with crack and weld region.

また、クラッド溶接及び継手溶接による残留応力を考慮した。ここで、残留応力の考慮方法の妥当性を確認するため、実際の原子炉圧力容器の施工時よりも高い残留応力となるように、溶接による入熱が高い溶接条件を採用した。多層多パス溶接となる継手溶接部の残留応力解析については、残留応力の測定値との比較により検証された方法<sup>14)</sup>、<sup>15)</sup>と同様の方法で実施した。

解析ケースを表 4-2 に示す。

Case 1 は、クラッド溶接及び継手溶接の一連の残留応力解析（表 4-3 参照）を実施した後、PTS 事象時の応力解析の際に同じモデル上で二重節点としていた亀裂面を開放し、クラッド及び低合金鋼部とも弾塑性体の応力-ひずみ曲線を使用して  $K$  値を求めるものである。全ケースの中で最も精緻な解析条件であるが、弾塑性体としているため、除荷過程では  $J$  積分（即ち  $K$  値）を適切に評価できない課題がある。

Case 2 は、Case 1 で求めた溶接残留応力を、 $K$  値を解析する別の FEM モデルに初期応力として与えて（マッピング）PTS 事象時の  $K$  値を求めるものである。Case 1 では溶接残留応力解析により塑性ひずみが発生するが、Case 2 ではそれを考慮せずに  $K$  値を求めることになる。これらを比較することにより、溶接残留応力の反映方法（マッピング）の妥当性を確認する。

Case 3 は、Case 2 の  $K$  値を解析する FEM モデルにおいて、亀裂最深部の除荷過程での  $J$  積分（即ち  $K$  値）を適切に評価できるように低合金鋼部を線形弾性として  $K$  値を算出し、その後亀裂先端の塑性域補正を行って評価用の  $K$  値とするものである。塑性域補正に際しては式(4-2)を用いた。

$$K_I' = K_I \sqrt{\frac{a' + r_{y,\max}}{a'}} \quad (4-2)$$

- $K_I$  : 弾塑性 FEM 解析による  $J$  積分から換算した最深部での  $K$  値  
 $r_{y,\max}$  : 最深部での塑性域寸法であり, 塑性域が小さくならないとの前提で  
 当該過渡の評価時点までの塑性域寸法  $r_y = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2$  の最大値  
 $a'$  : 亀裂深さ,  $a' = a/2$

Case 4 及び Case 5 は, Case 3 のように溶接残留応力をマッピングして弾塑性 FEM 解析を実施する代わりに, PTS 評価時に想定する亀裂を対象として溶接残留応力相当の  $K$  値を別途求めて, それを PTS 事象による  $K$  値に加算する方法である. Case 4 では, Case 1 で求めた溶接残留応力の内, クラッド部の溶接残留応力のみをマッピングして弾塑性 FEM 解析を行い求めた  $K$  値に, 別途弾塑性 FEM 解析で求めた低合金鋼の継手溶接部における溶接残留応力による  $K$  値を加算するものである. Case 5 では, クラッド部及び継手溶接部の残留応力をマッピングせずに弾塑性 FEM 解析を行って求めた  $K$  値に, 別途弾塑性 FEM 解析で求めたクラッド部及び継手溶接部の溶接残留応力による  $K$  値を加算するものである.

Table 4-2 Analysis conditions.

Case	Stress-strain curve <sup>1)</sup>		Residual stress consideration for $K$ value analysis		Plastic zone correction
	Low Alloy Steel	Stainless Cladding	Low Alloy Steel	Stainless Cladding	
1	ML	ML	After residual stress analysis, continuous calculation of the $K$ value		-
2			Mapping of residual stress		
3	L		Calculation of the $K$ value separately and addition of each $K$ value	Mapping of residual stress	Yes
4			Calculation of the $K$ value separately and addition of each $K$ value		
5			Calculation of the $K$ value separately and addition of each $K$ value		

Note 1) ML: Multi-linear (elastic-plastic behavior)

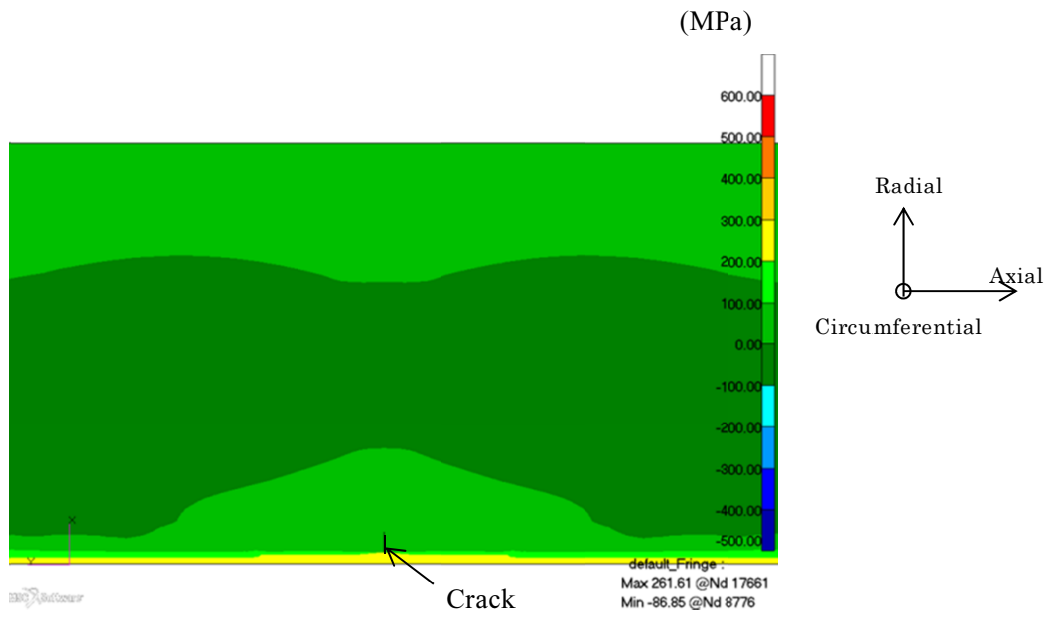
L: Linear (elastic behavior)

Table 4-3 Analytical steps for calculating residual stress.

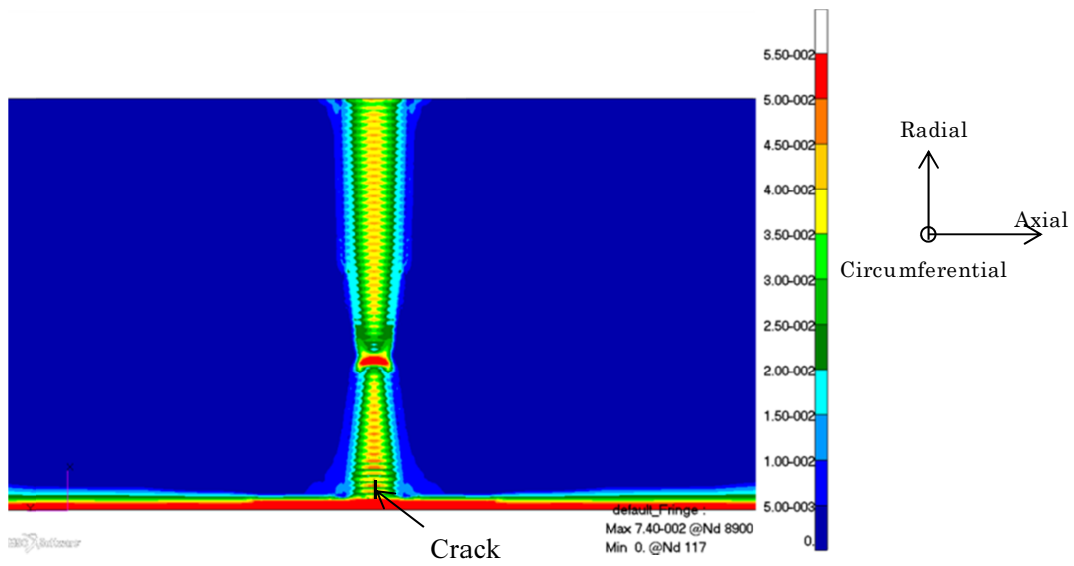
Step	Conditions	Note
1	Initial condition	$T=20^{\circ}\text{C}$
2	Joint welding	
3	Removal of excessive weld deposit	$T=20^{\circ}\text{C}$
4	Clad welding	
5	PWHT	$T=615^{\circ}\text{C}$
6	Hydrostatic test at shop	$T=20^{\circ}\text{C}$ , $P=21.5\text{ MPa}$
7	After the hydrostatic test	$T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$
8	Normal operation	$T=289^{\circ}\text{C}$ , $P=15.4\text{ MPa}$
9	After normal operation (Cool-down)	$T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Note)  $T$ : Temperature,  $P$ : Pressure

Case 1 で求めたクラッド溶接及び継手溶接による残留応力解析結果を図 4-4 及び図 4-5 に示す。クラッド溶接及び継手溶接によりクラッド及び低合金鋼部の内外面近傍に引張の残留応力、クラッドと低合金鋼部との境界から約 80 mm のルート部近傍に圧縮の残留応力が発生する。しかしながら、溶接後熱処理 (PWHT) によりクラッド内では 300 MPa 以下の引張応力、亀裂部含めた低合金鋼部では内外面近傍で 50 MPa 以下の引張応力、ルート部で 100 MPa 以下の圧縮応力に緩和される。ただし、クラッド溶接部及び継手溶接部では、最大 5% 程度の相当塑性ひずみが残る。



a) Axial residual stress



b) Equivalent plastic strain

Fig. 4-4 Contour of axial residual stress (perpendicular to crack surface) and equivalent plastic strain (after normal operation,  $T=20^{\circ}\text{C}$ ).



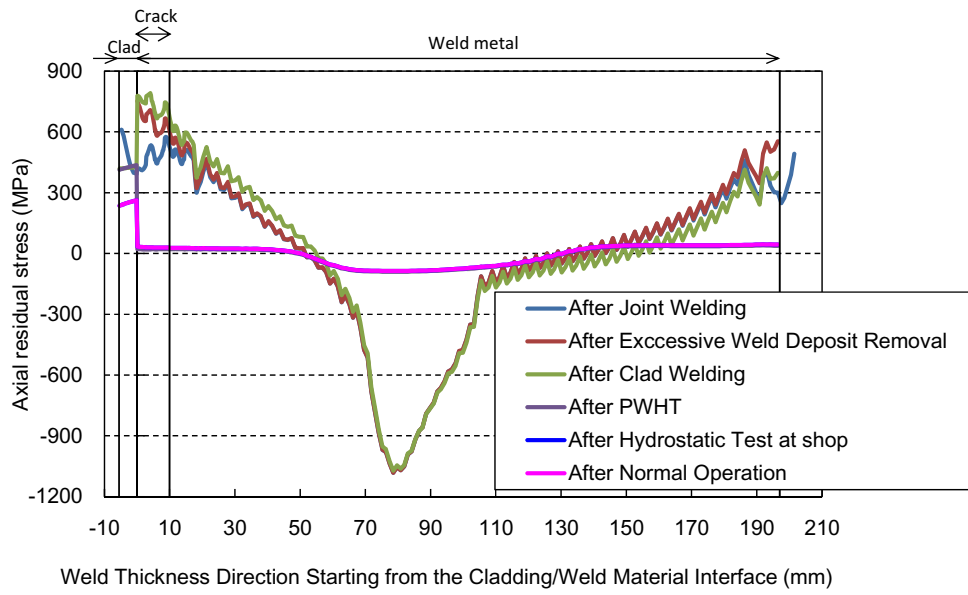


Fig. 4-5 Axial residual stress (perpendicular to crack surface) distribution along the center of the weld joint.

### 4.2.3 3次元半楕円亀裂の解析方法

原子炉压力容器の炉心領域を模擬した円筒の内面クラッド下に軸方向半楕円亀裂を設けた3次元のFEMモデルに対して、応力ひずみ曲線の取扱い、残留応力の設定方法等を変えた弾塑性FEM解析を行い、脆性破壊の評価対象となる亀裂最深部のPTS事象時の $K$ 値を算出する。亀裂形状は、JEAC4206で想定する亀裂深さ10mm×長さ60mmの半楕円亀裂に加え、亀裂深さ5mm×長さ30mm及び亀裂深さ15mm×長さ90mmの半楕円亀裂の3種類とした。

炉心領域部を模擬した円筒形状の解析モデルを図4-6に示す。解析モデルは対称性を考慮して円筒を1/3に分割し、半楕円亀裂については1/4とした1/12モデルで構築した。要素は8節点六面体要素（要素タイプ：C3D8）を用いた。

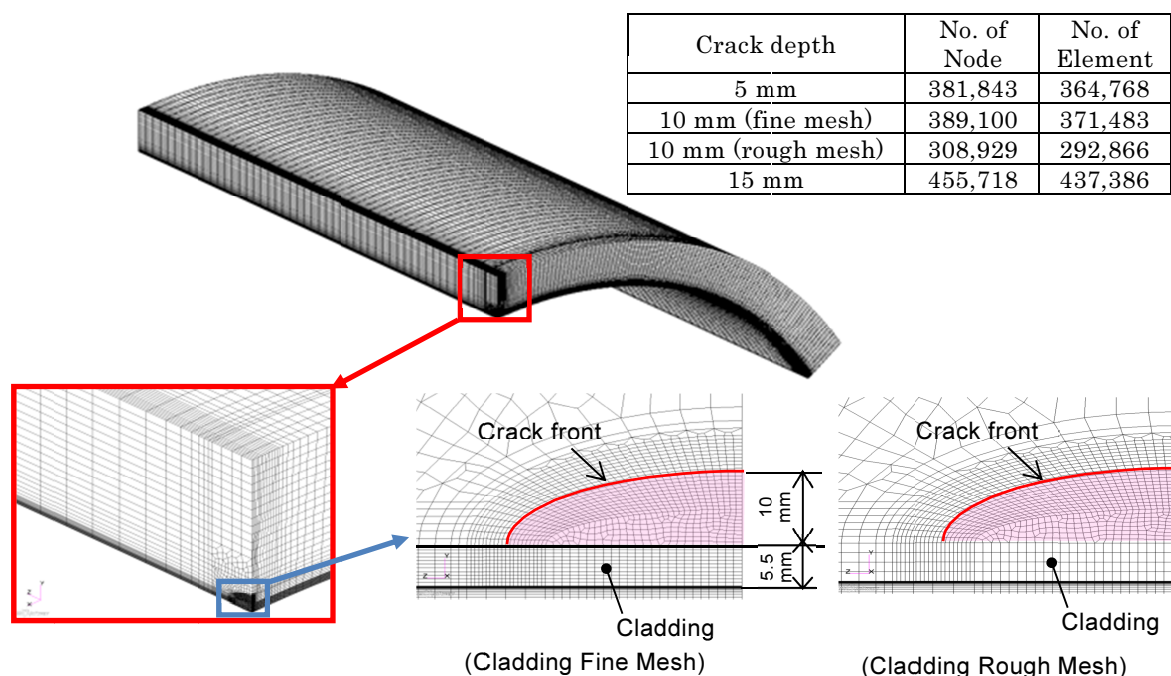


Fig.4-6 Analysis model (10 mm depth x 60 mm length).

解析ケースを表4-4に示す。

Case 1は、クラッド溶接による残留応力解析（表4-5参照）を実施した後、PTS事象時の応力解析の際に同じモデル上で二重節点としていた亀裂面を開放し、クラッド及び低合金鋼部とも弾塑性体の応力ひずみ曲線を使用して $K$ 値を求めるものである。全ケースの中で最も精緻な解析条件であるが、弾塑性体としているため、除荷過程では $J$ 積分（即ち $K$ 値）を適切に評価できないという課題がある。

Case 2は、Case 1で求めた溶接残留応力を、 $K$ 値を解析する別のモデルに初期応力として与えて（マッピング）PTS事象時の $K$ 値を求めるものである。Case 1では溶接残留応力解析によりクラッド近傍に塑性ひずみが発生するが、Case 2ではそれを考慮せずに

$K$  値を求めることになる。これらを比較することにより、溶接残留応力の反映方法（マッピング）の妥当性を確認する。

Case 3 は、Case 2 の  $K$  値を解析する FEM モデルにおいて、亀裂最深部の除荷過程での  $J$  積分（即ち  $K$  値）を適切に評価できるよう低合金鋼部を線形弾性として  $K$  値を算出し、その後亀裂先端の塑性域補正を行って評価用の  $K$  値とするものである。塑性域補正に際しては式(4-2)を用いた。

Case 4 は、原子炉压力容器のクラッドの材料特性は運転中の中性子照射により硬化することが想定されることを想定し、Case 3 に対してクラッドの応力-ひずみ曲線を硬化させた条件としたものである。また、低合金鋼部については、塑性域寸法  $r_{y,max}$  を算出する際に、照射後の低合金鋼部の降伏応力として、中性子照射 ( $1 \times 10^{20}$  n/cm<sup>2</sup>,  $E > 1$  MeV を想定) に伴う硬化を考慮して 35% 上昇させた値を用いた。

Case 5 は、亀裂最深部の  $K$  値はクラッドの塑性変形挙動の影響を受けると考えられることから、クラッドのメッシュ分割数を 1/3 に粗くして、メッシュ分割の影響程度を確認するためのものである。

更に、比較のため、低合金鋼部を線形弾性とした Case 3 の解析で求めた応力分布を使用し、クラッドの降伏挙動の影響を考慮した  $K$  値の評価式により亀裂最深部の  $K$  値を算出した。Case 6 では、JEAC4206 に取り入れられた RSE-M Code の式を用いて  $K$  値を算出した。この  $K$  値の評価式を用いて  $K$  値を算出する際は、補正係数  $\beta$  を乗じるが、補正係数  $\beta$  については新たな式が提案されており、Case 7 では Lu らにより提案された式<sup>6)</sup>により  $K$  値を算出した。Case 6 及び Case 7 では、亀裂最深部の  $K$  値は以下の式により計算される。

$$K_I = \left\{ A_0 i_0 + A_1 i_1 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right) + A_2 i_2 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right)^2 + A_3 i_3 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right)^3 + A_4 i_4 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right)^4 \right\} \sqrt{\pi a} \quad (4-3)$$

ここで、

$A_j$  ( $j=0\sim 4$ ) : 弾性解析による応力  $\sigma$  に対して以下の式により算出する係数

$$\sigma = A_0 + A_1 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right) + A_2 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right)^2 + A_3 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right)^3 + A_4 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right)^4$$

$i_j$  ( $j=0\sim 4$ ) : JEAC4206 に示される係数

$a$  : 亀裂深さ

$t_c$  : クラッド厚さ

$t_b$  : 低合金鋼部厚さ

$u$  : クラッド内面から亀裂深さ方向の距離

また、クラッドの降伏挙動を考慮して補正係数  $\beta$  を乗じた  $K_I'$  は以下のとおり計算される。

$$K_I' = \begin{cases} \beta K_I & (K_I \text{が上昇過程の場合}) \\ K_I + (K_I' - K_I)_{\max} & (K_I \text{が最大値に達した後}) \end{cases} \quad (4-4)$$

ここで、 $\beta$ については JEAC4206 の場合、

$$\beta = 1 + 0.6 \cdot \tanh \left( \frac{36r_{y(c)}}{t_c} \right) \quad (4-5)$$

であり、Lu らにより提案された式の場合、

$$\beta = \left[ 1 + 0.29 \cdot \tanh \left( \frac{20r_{y(c)}}{t_c} \right) \right] \times \sqrt{\frac{\frac{a}{2} + r_{y(b)}}{\frac{a}{2}}} \quad (4-6)$$

となる。ここで、

- $K_I$  : 式(4-3)で算出した亀裂最深部の  $K$  値
- $K_{I(c)}$  : 式(4-3)で算出した亀裂表面側（低合金鋼部とクラッドの境界）の  $K$  値
- $\sigma_{y(c)}$  : クラッドの降伏応力
- $\sigma_{y(b)}$  : 低合金鋼部の降伏応力
- $r_{y(c)} = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_{I(c)}}{\sigma_{y(c)}} \right)^2$  : 亀裂表面側（低合金鋼部とクラッドの境界）の塑性域寸法
- $r_{y(b)} = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{y(b)}} \right)^2$  : 亀裂最深部の塑性域寸法

Table 4-4 Analysis Conditions.

Case	Crack dimensions (mm)	Stress-strain curve <sup>1)</sup>		Residual stress consideration	Plastic zone correction	Mesh division of crack front <sup>2)</sup>	
		Base	Cladding			Base	Cladding
1	$a=5, l=30$	ML	ML	After residual stress analysis, continuous calculation of the $K$ value	-	Fine	Fine
2	$a=10, l=60$						
3	$a=15, l=90$						
4	$a=10, l=60$	L	ML(I)	Mapping of residual stress of Case 1	Yes	Fine	Rough
5							
6	$a=5, l=30$		ML				
7	$a=10, l=60$						
	$a=15, l=90$					Calculated by equations (4-3),(4-4),(4-6)	

Note 1) ML: Multi-linear (elastic-plastic behavior), L: Linear (elastic behavior)

ML(I): Multi-linear considering irradiation effect (Yield stress is higher than those of other cases.)

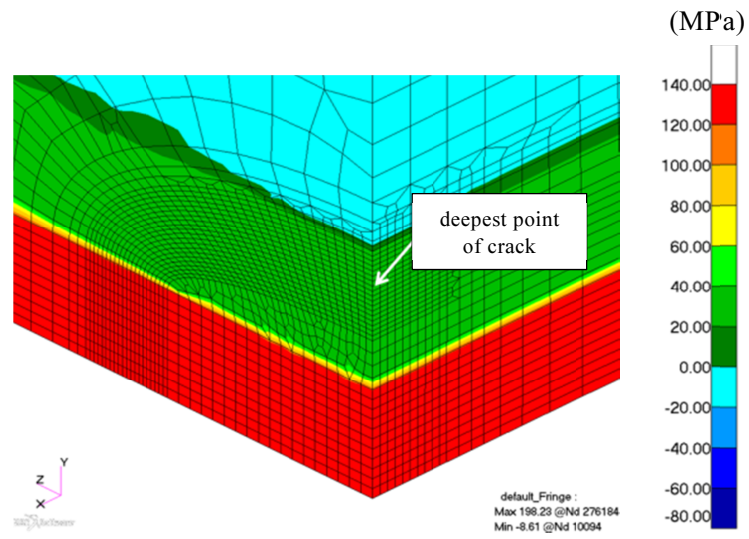
2) Fine: about 0.5mm element size, Rough: about 1.5mm element size

Table 4-5 Analytical steps for calculating residual stress.

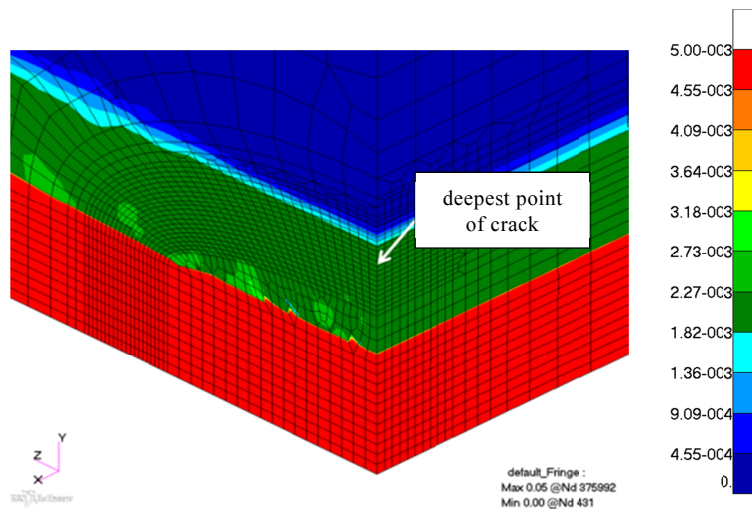
Step	Conditions	Note
1	Initial condition	$T=20^{\circ}\text{C}$
2	Clad welding	
3	PWHT	$T=615^{\circ}\text{C}$
4	Hydrostatic test at shop	$T=20^{\circ}\text{C}, P=21.5\text{ MPa}$
5	After the hydrostatic test	$T=20^{\circ}\text{C}$
6	Normal operation	$T=289^{\circ}\text{C}, P=15.4\text{ MPa}$
7	After normal operation (Cool-down)	$T=20^{\circ}\text{C}$

Note)  $T$ : Temperature,  $P$ : Pressure

Case 1 で求めたクラッド溶接による亀裂付近の周方向残留応力及び相当塑性ひずみを図 4-7 に示す。図 4-7 より、低合金鋼部とクラッドの境界から離れた位置での残留応力や塑性ひずみは小さいが、クラッド溶接により、クラッド部は 100 MPa 以上の引張の残留応力と塑性ひずみ、亀裂深さ程度まで 50 MPa 以下の引張の残留応力と塑性ひずみが発生している。



a) Circumferential residual



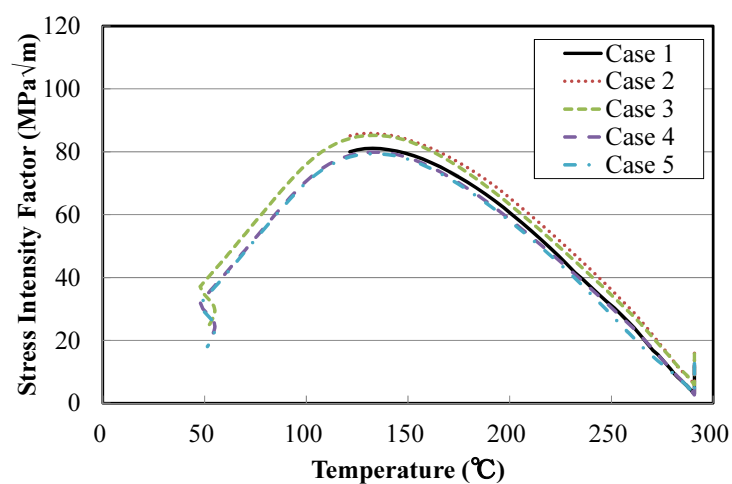
b) Equivalent plastic strain

Fig. 4-7 Contour of circumferential residual stress and equivalent plastic strain.  
(After normal operation,  $T=20^{\circ}\text{C}$ )

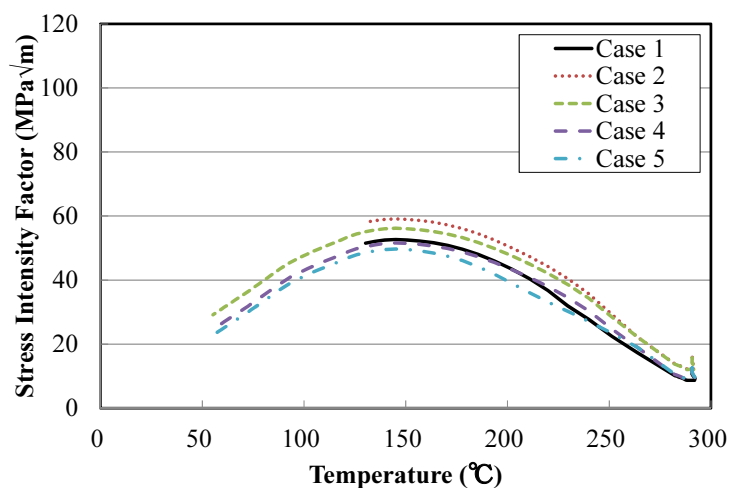
### 4.3 軸対称周方向亀裂の解析結果

大 LOCA 及び小 LOCA の過渡について, Case 1~5 で求めた  $K$  値と温度の関係を図 4-8 に示す. なお, 低合金鋼部を弾塑性体として解析した Case 1 及び Case 2 については,  $K$  値の減少する除荷過程を表示していない. また, 溶接残留応力に加えて通常運転状態の内圧のみが負荷された時点における  $K$  値, 大 LOCA 及び小 LOCA 事象時の最大の  $K$  値を比較して表 4-6 に示す.

ここで基準としたケースは, クラッド, 低合金鋼部共に弾塑性体とし, クラッド及び継手溶接部の残留応力解析から PTS 事象時の  $K$  値の計算まで一貫して行った Case 1 である.



a) Large-break LOCA



a) Small-break LOCA

Fig. 4-8 Stress intensity factor under PTS transients.

Table 4-6 Comparison of the maximum  $K$  among all cases. (Unit:  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )

	Case 1 (Base case)	Case 2	Case 3	Case 4	Case 5
Normal Operating Condition (Residual Stress + Operating Pressure)	12.0	15.9 (+3.9)	15.7 (+3.7)	12.5 (+0.5)	12.6 (+0.6)
Large-break LOCA	81.1	85.8 (+4.7)	85.2 (+4.1)	79.9 (-1.2)	79.4 (-1.7)
Small-break LOCA	52.6	59.1 (+6.5)	56.2 (+3.6)	51.6 (-1.0)	49.7 (-2.9)

Note) Numeric value in parentheses indicates difference in  $K$  from Case 1.

#### 4.3.1 溶接残留応力の考慮方法の妥当性確認

基準とした Case 1 に対して、溶接残留応力をマッピングした Case 2 の  $K$  値は常に高めの値を示しており、表 4-6 に示すように、内圧による応力が支配的な場合、熱応力が支配的な場合 (大 LOCA)、ならびに、内圧による応力と熱応力が組み合わさった場合 (小 LOCA) のいずれにおいても、溶接残留応力をマッピングすることにより  $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  前後高めに  $K$  値の評価が行えている。図 4-9 に想定される亀裂部近傍の応力-ひずみ関係の履歴を模式的に示す。継手溶接等によって残留応力とともに塑性ひずみが生じるが、残留応力のマッピングでは応力のみを付与するため、塑性ひずみはリセットされる。実際には、溶接中の塑性ひずみの蓄積により加工硬化が生じるため、PTS 事象時の負荷に伴うひずみや  $J$  積分値は増加しにくくなるが、溶接残留応力のマッピングにより蓄積された塑性ひずみがリセットされた場合には、この効果が現れにくくなり、高めの  $K$  値を与えているものと考えられる。

溶接残留応力を初期応力としてマッピングする代わりに、別途溶接残留応力による  $K$  値を求めて、それを PTS 時の  $K$  値に加算した Case 4 (継手溶接) 及び Case 5 (継手溶接及びクラッド溶接) の  $K$  値については、表 4-6 に示すように、基準となる Case 1 と比べると若干低く、溶接残留応力の取扱いのみが異なる Case 3 よりも  $3\sim 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  程度低い値となった。これは、亀裂の開口挙動、すなわち、 $K$  値は亀裂面直上のクラッドの塑性変形の影響を受けており、クラッド溶接及び継手溶接の残留応力による  $K$  値と PTS 事象による負荷等による  $K$  値を単純な線形和で表せないためであると考えられる。



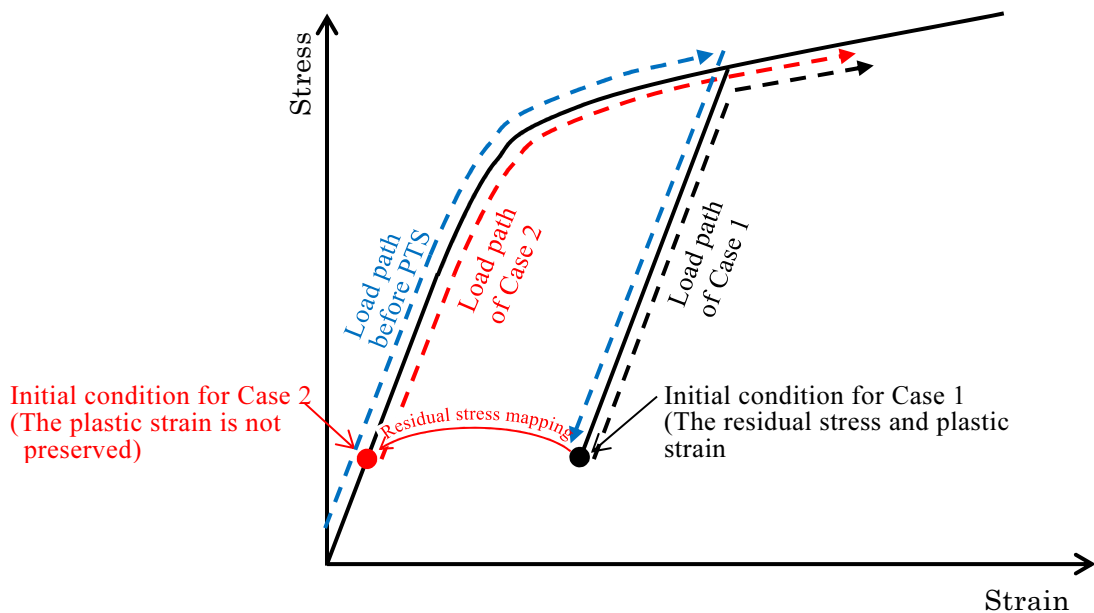


Fig. 4-9 Schematic depiction on load path of stress and strain (Case 1 and 2)

#### 4.3.2 塑性域補正の妥当性確認

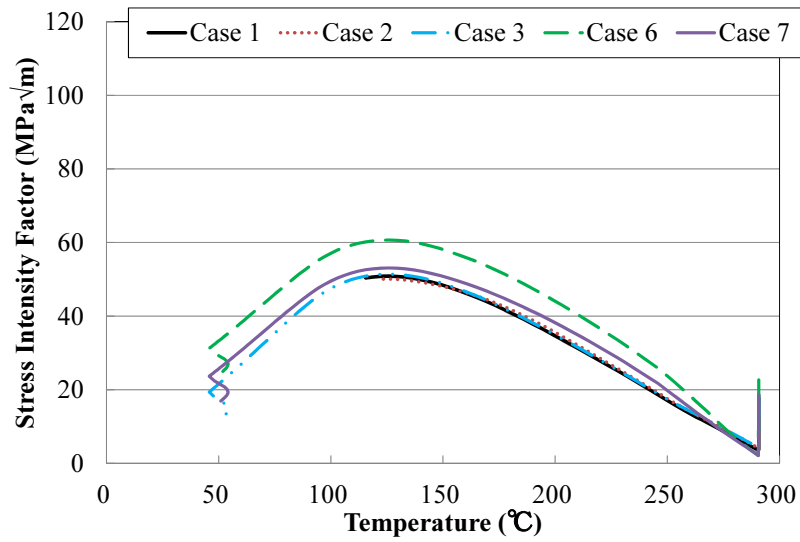
亀裂先端の塑性変形が小さい場合には、低合金鋼部を線形弾性として  $K$  値を求め、その後亀裂先端の塑性域補正を行って  $K$  値を求めることが一般に行われる。低合金鋼部を線形弾性として塑性域補正を行った Case 3 の  $K$  値は、表 4-6 に示すように、内圧による応力が支配的な場合、熱応力が支配的な場合（大 LOCA）、ならびに、内圧による応力と熱応力が組み合わさった場合（小 LOCA）のいずれにおいても、基準となる Case 1 よりも高めに評価されている。また、溶接残留応力をマッピングし低合金鋼部を弾塑性体として求めた Case 2 と比べると、小 LOCA の場合に Case 3 の  $K$  値は約  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  程度低いが、内圧による応力が支配的な場合や大 LOCA の場合も含めると、ほぼ同等の  $K$  値が得られており、低合金鋼部を線形弾性として塑性域補正を行って  $K$  値を評価する方法は妥当と考えられる。

以上より、最も精緻な解析方法である Case 1 よりも簡便に、かつ、保守的に  $K$  値を評価できる Case 3 の解析方法を適用するのが望ましいと考えられる。ただし、より亀裂サイズが大きい、もしくは、残留応力を含めて負荷される応力が高い等により  $K$  値が大きくなる場合には、亀裂先端の塑性域が大きくなることから、Case 3 で使用した式(4-2)の塑性域補正では不十分となる可能性があるため、別途確認が必要と考えられる。

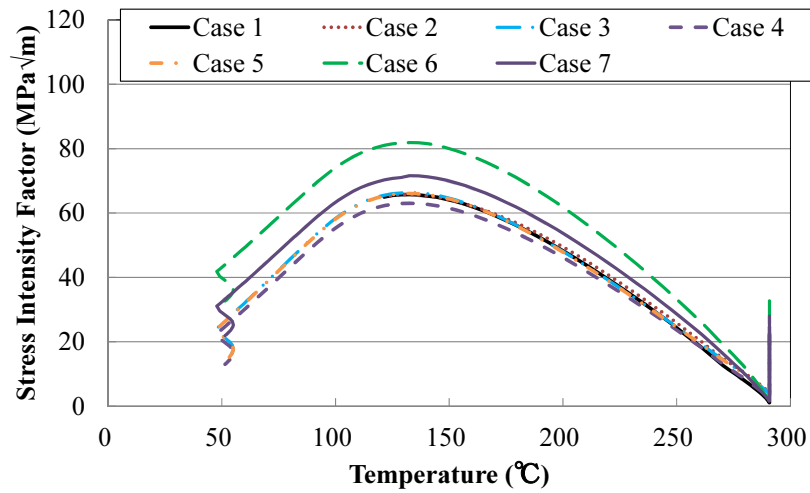
#### 4.4 3次元半楕円亀裂の解析結果

大LOCA及び小LOCAの過渡について、Case 1～5で求めた $K$ 値と温度の関係を図4-10及び図4-11に示す。なお、低合金鋼部を弾塑性体として解析したCase 1及びCase 2については、 $K$ 値の減少する除荷過程を表示していない。また、クラッド溶接の残留応力に加えて通常運転状態の内圧のみが負荷された時点における $K$ 値、大LOCA及び小LOCA事象時の最大の $K$ 値を比較して表4-7に示す。

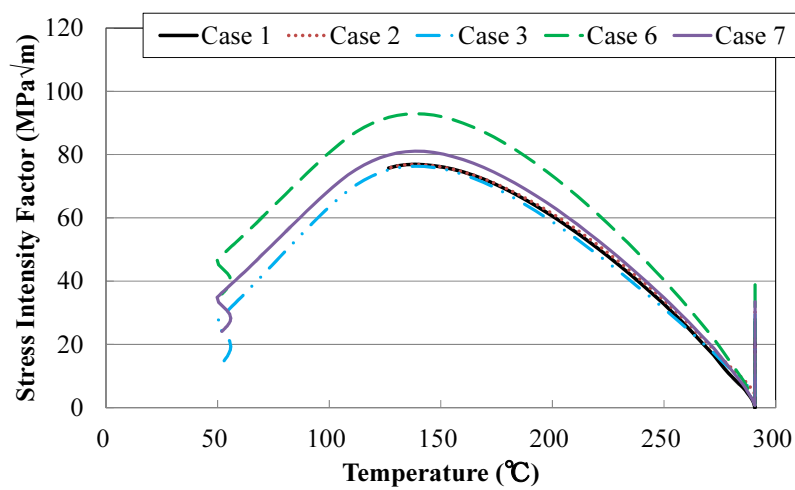
ここで基準としたケースは、クラッド、低合金鋼部共に弾塑性体とし、クラッド溶接の残留応力解析からPTS事象時の $K$ 値の計算まで一貫して行ったCase 1である。



a) 5 mm subclad crack

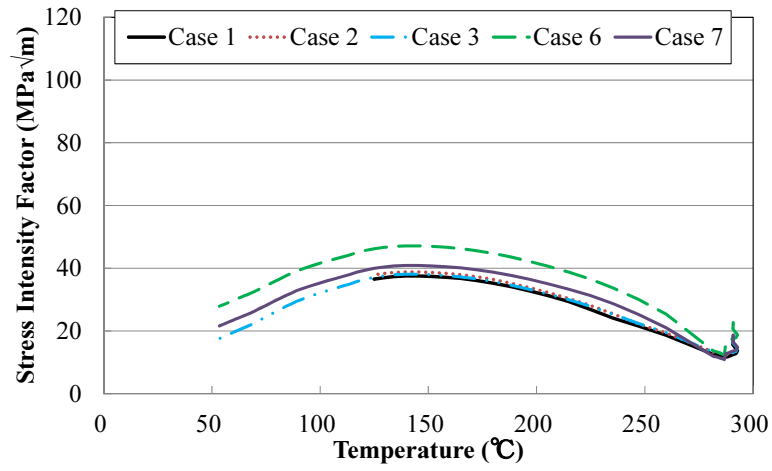


b) 10 mm subclad crack

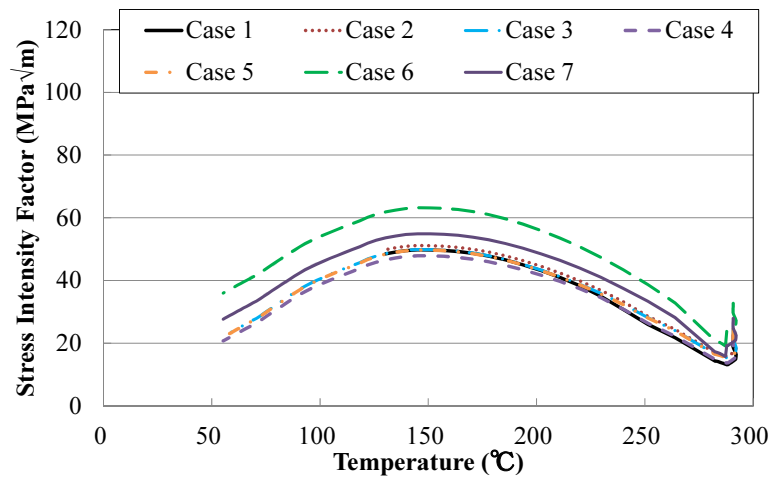


c) 15 mm subclad crack

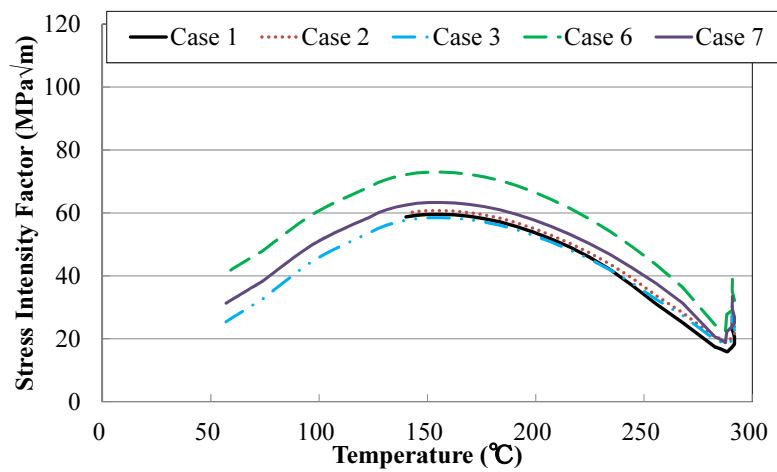
Fig. 4-10 Stress intensity factor under PTS transients (large-break LOCA).



a) 5 mm subclad crack



b) 10 mm subclad crack



c) 15 mm subclad crack

Fig. 4-11 Stress intensity factor under PTS transients (small-break LOCA).

Table 4-7 Comparison of the maximum  $K$  among all cases. (Unit:  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )

	Case 1 (Base case)	Case 2	Case 3	Case 4	Case 5	Case 6	Case 7
5 mm subclad crack							
Normal Operating Condition (Residual Stress + Operating Pressure)	17.7	18.3 (+0.6)	18.4 (+0.7)	–	–	22.7 (+5.0)	18.7 (+1.0)
Large-break LOCA	50.8	50.1 (–0.7)	51.4 (+0.6)	–	–	60.7 (+9.9)	53.1 (+2.3)
Small-break LOCA	37.5	38.8 (+1.3)	38.1 (+0.6)	–	–	47.1 (+9.6)	40.9 (+3.4)
10 mm subclad crack							
Normal Operating Condition (Residual Stress + Operating Pressure)	21.9	24.5 (+2.6)	24.2 (+2.3)	22.4 (+0.5)	24.1 (+2.2)	32.7 (+10.8)	28.0 (+6.1)
Large-break LOCA	65.8	65.8 (0.0)	66.3 (+0.5)	63.0 (–2.8)	66.1 (+0.3)	81.9 (+16.1)	71.6 (+5.8)
Small-break LOCA	49.8	49.8 (0.0)	49.9 (+0.1)	47.9 (–1.9)	49.7 (–0.1)	63.2 (+13.4)	54.9 (+5.1)
15 mm subclad crack							
Normal Operating Condition (Residual Stress + Operating Pressure)	27.1	30.2 (+3.1)	29.4 (+2.3)	–	–	38.9 (+11.8)	33.5 (+6.4)
Large-break LOCA	76.9	76.9 (0.0)	76.3 (–0.6)	–	–	92.9 (+16.0)	81.1 (+4.2)
Small-break LOCA	59.6	60.7 (+1.1)	58.5 (–1.1)	–	–	73.0 (+13.4)	63.3 (+3.7)

Note) Numeric value in parentheses indicates difference in  $K$  from Case 1.

#### 4.4.1 溶接残留応力の考慮方法の妥当性確認

基準とした Case 1 に対して、クラッド溶接の残留応力をマッピングした Case 2 の  $K$  値はほぼ同等以上の値を示しており、表 4-7 に示すように、内圧による応力が支配的な場合、熱応力が支配的な場合（大 LOCA）、ならびに、内圧による応力と熱応力が組み合わさった場合（小 LOCA）のいずれにおいても、溶接残留応力をマッピングすることにより、最大で  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  程度高めに  $K$  値の評価が行えている。

#### 4.4.2 塑性域補正の妥当性確認

亀裂先端の塑性変形が小さい場合には、低合金鋼部を線形弾性として  $K$  値を求め、その後亀裂先端の塑性域補正を行って  $K$  値を求めることが一般に行われる。低合金鋼部を線形弾性として式(4-2)により塑性域補正を行った Case 3 の  $K$  値は、表 4-7 に示すように、内圧による応力が支配的な場合、熱応力が支配的な場合（大 LOCA）、ならびに、内圧による応力と熱応力が組み合わさった場合（小 LOCA）のいずれにおいても、亀裂深さが 10 mm までであれば、基準となる Case 1 とほぼ同等以上に評価されている。また、亀裂先端の塑性変形が比較的大きくなる亀裂深さが 15 mm の場合であっても、Case 1 との差は最大  $1.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  に留まる。また、溶接残留応力をマッピングし低合金鋼部を弾塑性体として求めた Case 2 と比べると、特に亀裂深さを 15 mm とした場合には Case 3 の  $K$  値は低くなるが、亀裂深さ 10 mm の場合にはほぼ同等（差は最大  $0.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ）の  $K$  値が得られており、JEAC4206 に規定された想定亀裂について低合金鋼部を線形弾性として塑性域補正を行って  $K$  値を評価する方法は妥当と考えられる。

#### 4.4.3 照射脆化の考慮方法の妥当性確認

中性子照射に伴うクラッド及び低合金鋼部の硬化を想定した Case 4 の  $K$  値は、表 4-7 に示すように、内圧による応力が支配的な場合、熱応力が支配的な場合（大 LOCA）、ならびに、内圧による応力と熱応力が重畳した場合（小 LOCA）のいずれにおいても、Case 3 の  $K$  値より約  $2\sim 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  小さいことが確認された。これは、主としてクラッドの硬化によりクラッド下の亀裂の開口が抑制されるため、 $K$  値が小さくなったためと考えられる。

#### 4.4.4 クラッドのメッシュ分割粗さの影響

クラッドのメッシュ分割を粗くした Case 5 の  $K$  値は、表 4-7 に示すように、内圧による応力が支配的な場合、熱応力が支配的な場合（大 LOCA）、ならびに、内圧による応力と熱応力が組み合わさった場合（小 LOCA）のいずれにおいても Case 3 の  $K$  値とほぼ同等（差は  $0.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ）であり、クラッドのメッシュ分割の影響は十分に小さいことが確認された。

#### 4.4.5 クラッドの降伏挙動を考慮した $K$ 値の評価式との差

Case 6 の  $K$  値は、表 4-7 に示すように、いずれのケースについても Case 1 より約 10  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  以上高めの値となり、文献<sup>4)</sup>に示される通り保守的な結果を与えることが確認された。一方、補正係数  $\beta$  を、式(4-5)から式(4-6)式に変更した Case 7 の場合、Case 6 よりも Case 1 の傾向に近くなり、かつ、弾塑性 FEM 解析を用いた Case 1~5 のいずれのケースよりも若干高めの結果を与えることが確認された。

#### 4.5 結言

JEAC4206 では、原子炉压力容器の PTS 事象に対する健全性評価にあたり、最大仮想欠陥として原子炉压力容器内面のクラッド下に深さ 10mm、長さ 60mm の半楕円亀裂を想定し、 $K$  値を算出する。JEAC4206 では、仏国で開発された  $K$  値の評価式に加えて、亀裂をモデル化した FEM 解析により  $K$  値を算出してもよいことが規定されているが、具体的な方法は規定されていない。このため、JEAC4206 に規定されたクラッド下の半楕円亀裂を対象として評価条件を変えた 3 次元モデルによる FEM 解析を行い、亀裂の開口を抑制するクラッドの効果を考慮しつつ、除荷過程も含めて簡易的に合理的に  $K$  値を算出する方法を検討した結果、以下の成果が得られた。

1. クラッド溶接や継手溶接による溶接残留応力をマッピングし、低合金鋼部は弾性特性として亀裂先端の塑性域補正を行うことで、比較的簡便に合理的な  $K$  値の評価が行える。
2. 原子炉压力容器のクラッド及び低合金鋼部が中性子照射を受けることにより硬化した場合、クラッド下の亀裂開口が抑制されて  $K$  値を小さく評価することから、未照射の応力-ひずみ特性を用いることにより、高めに  $K$  値を評価することができる。
3. 亀裂最深部の  $K$  値はクラッドの塑性変形挙動の影響を受けるが、クラッドのメッシュを 4 層以上に分割していれば、メッシュ分割の影響は小さいことが判明した。
4. JEAC4206 に規定された  $K$  値の評価式（補正係数  $\beta$ ）は保守的な結果を与えることが知られているが、近年 Lu らにより提案された補正係数  $\beta$  の式ではそれが緩和され、かつ、弾塑性 FEM 解析を用いたいずれの結果よりも高めの  $K$  値を与えることが確認された。したがって、JEAC4206 に規定された  $K$  値の評価式を用いる場合、補正係数  $\beta$  を Lu らにより提案された式に見直すことにより、簡易的に適切な  $K$  値を算出できる。

以上から、JEAC4206 に規定された想定亀裂を対象として、亀裂をモデル化した FEM 解析により PTS 事象時の  $K$  値を算出する際には、未照射のクラッドの応力-ひずみ特性を使用し、溶接残留応力をマッピングして、低合金鋼部は弾性特性として亀裂先端の塑性域補正を行うことで簡易的に合理的な  $K$  値を算出可能であることがわかった。また、

亀裂をモデル化した弾塑性 FEM 解析を用いない場合には、JEAC4206 に規定された  $K$  値の評価式で補正係数  $\beta$  を Lu らにより提案された式に見直すことで、更に簡易的に  $K$  値を算出可能であることがわかった。

## 参考文献

- 1) The Japan Electric Association Code, “Verification method of fracture toughness for in-service reactor pressure vessel”, JEAC 4206-2016 (2016).
- 2) Marie, S., “Plastic amplification  $\beta$  of the stress intensity factor for underclad defect in a vessel submitted to a pressurized thermal shock”, Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2011), Paper no. 57362.
- 3) French Association for Design, “In-service inspection rules for mechanical components of PWR nuclear islands”, RSE-M Appendix 5.4 (2010), pp. 21-23.
- 4) Katsuyama, J., Huang, L., Li, Y. and Onizawa, K., “Effects of plasticity on the stress intensity factor evaluation for underclad crack under pressurized thermal shock events”, Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2015), Paper no..45411.
- 5) Marie, S. and Nédélec, M., “A new plastic correction for the stress intensity factor of an under-clad defect in a PWR vessel subjected to a pressurized thermal shock”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 84, No. 3 (2007), pp. 159-170.
- 6) Lu, K., Katsuyama, J. and Li, Y., “Plasticity correction on the stress intensity factor evaluation for underclad cracks under pressurized thermal shock events”, Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2016), Paper no..63486.
- 7) Pickles, B. W. and Cowan, A., “A review of warm prestressing studies”, International Journal of Pressure Vessel and Piping, Vol. 14 (1983), pp.95 – 131.
- 8) Okamura, H., Yagawa, G., Hidaka, T., Urabe, Y., Satoh, M., Tomimatsu, M. and Iida, M., “Verification of warm prestressing effect under a pressurized thermal shock (PTS) event”, ASME Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.116 (1994), pp.267-273.
- 9) IAEA, “Pressurized thermal shock in nuclear power plants: good practices for assessment”, IAEA-TECDOC-1627 (2010).
- 10) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section II, Part D, Properties (customary) materials, 2007 edition including 2009b addenda (2009).
- 11) Tobita, T., Udagawa, M., Chimi, Y., Nishiyama, Y. and Onizawa, K., “Effect of neutron irradiation on the mechanical properties of weld overlay cladding for reactor pressure vessel,” Journal of Nuclear Materials, 452, pp. 61-68 (2014).
- 12) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section II, Part D, Properties (customary) materials, 2007 edition including 2009b addenda (2009).
- 13) The Japan Society of Mechanical Engineers, “Codes for nuclear power generation



- facilities, rules on materials for nuclear facilities”, JSME S NJ1-2012 (2012).
- 14) JNES, “Annual reports of JNES’s IAF project, integrity assessment of flawed components with structural discontinuity (2003-2007)”.
  - 15) Ogawa, N., Muroya, I., Iwamoto, Y., Hojo, K., Ogawa, K., Kingston, E. and Smith, D., “Residual stress evaluation of dissimilar weld joint using reactor vessel outlet nozzle mock-up model (report-2)”, Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2009), Paper no.77269.

## 第5章 不確実さを考慮した統計的分析に基づく

### 破壊靱性評価方法の開発

#### 5.1 緒言

原子炉圧力容器鋼材は脆性－延性遷移挙動を示すフェライト系低合金鋼で構成されており、炉心領域では中性子照射により破壊靱性が低下する。原子炉圧力容器のPTS事象に対する健全性評価に使用する破壊靱性については、原子炉圧力容器が運転中に受ける中性子照射による脆化を考慮する必要がある。

国内加圧水型炉（PWR）プラントの原子炉圧力容器鋼材については、これまで監視試験が実施されてきたことにより、照射後の破壊靱性データが多数蓄積された。また、破壊靱性の評価に関しても、国内外の研究においてデータのばらつき等に関する知見が拡充され、破壊靱性のばらつきをワイブル分布で表すマスターカーブが広く使用されるようになった。

このような状況を踏まえ、破壊靱性の評価に関する最新の知見を考慮して、破壊靱性のばらつきや信頼性の統計的分析を行い、国内PWRプラントの原子炉圧力容器鋼材を対象に健全性評価に用いる中性子照射脆化を考慮した評価用破壊靱性遷移曲線を設定する。

#### 5.2 不確実さを考慮した破壊靱性評価方法の設定方法

##### 5.2.1 検討方針

破壊靱性遷移曲線を設定するにあたり、以下の方針で検討を行った。

- (1) 破壊靱性遷移曲線の設定に際しては、破壊靱性のマスターカーブ法<sup>1)</sup>の考え方を参考とする。
- (2) 破壊靱性遷移曲線の設定に用いる監視試験で得られた破壊靱性値は、異なる形状寸法の破壊靱性試験片から取得されたものであるため、式(5-1)により1T(25.4 mm厚)に換算した $K_{Jc}$ を使用する。

$$K_{Jc(x)} = K_{\min} + (K_{Jc(0)} - K_{\min}) \left( \frac{B_0}{B_x} \right)^{1/4} \quad (5-1)$$

ここで、 $B_0$ は試験片厚さ、 $B_x$ は補正対象の試験片厚さ(25.4 mm)、 $K_{Jc(0)}$ 及び $K_{Jc(x)}$ はそれぞれ試験片寸法 $B_0$ 及び $B_x$ に対する $K_{Jc}$ である。また、 $K_{\min}$ は20 MPa $\sqrt{m}$ である。

- (3) 破壊靱性データの整理指標としては、監視試験におけるシャルピー衝撃試験で取得され、脆化予測にも用いられるシャルピー遷移曲線における吸収エネルギーが30 ft-lb (41 J)に相当する遷移温度、 $T_{30}$ を採用する。

- (4) 評価精度を高めるため、破壊靱性遷移曲線は母材（圧延材）、母材（鍛鋼品）、溶接金属のそれぞれに対して設定する。
- (5) 破壊靱性遷移曲線の設定において、遷移領域外の低温側の破壊靱性データ（マスターカーブ法の  $T_0-50^{\circ}\text{C}$  に相当する温度より低いデータ）は遷移曲線の設定対象から除外する。
- (6) マスターカーブ法の考え方を参考に、拘束が弱い  $K_{Jc(\text{limit})}$  を上回るデータは遷移曲線の設定対象から除外する。また、マスターカーブ法のように  $K_{Jc(\text{limit})}$  を上回るデータについて  $K_{Jc(\text{limit})}$  への置き換えは行わない。
- (7) 破壊靱性遷移曲線の設定に使用する破壊靱性データは、照射の影響を適切に考慮できるように照射後破壊靱性データの傾向分析結果を踏まえて選定する。
- (8) 評価用破壊靱性遷移曲線としては、以下の根拠に基づき、5%信頼下限マスターカーブを採用するのが妥当と判断し、破壊靱性データに対して95%程度の包絡性が確保されていることを確認する。
- ・PTS 事象より発生頻度の高い供用状態 A 及び B も含めた設計評価、検出欠陥に対する評価、圧力・温度制限等で ASME Sec.XI の  $K_{Ic}$  カーブ<sup>2)</sup>が使用されている。
  - ・海外では他の保守性も踏まえた上で ASME Sec.XI  $K_{Ic}$  カーブと同等の信頼性を持つ5%信頼下限のマスターカーブが使われている<sup>3), 4)</sup>。
  - ・他の評価方法との整合、海外の動向及び決定論的評価を行う上での保守性を踏まえると、PTS 評価に用いる破壊靱性遷移曲線としては5%信頼下限のマスターカーブを使用することが妥当と考えられる。

### 5.2.2 破壊靱性データベース

破壊靱性遷移曲線の設定に用いる破壊靱性データは、2013年までに国内PWRプラントの監視試験で得られたデータ（ただし、上部棚領域で延性破壊したデータを除く）を対象とした。使用した破壊靱性データを表5-1に示す。

Table 5-1 Fracture toughness database.

Material	Number of unirradiated data	Number of irradiated data	Range of Cu (wt. %)	Maximum fluence ( $\times 10^{19}$ n/cm <sup>2</sup> , $E > 1\text{MeV}$ )	Range of $T_{r30}$ (°C)
Rolled plates (RP) (SA533 Gr.B Cl.1)	147	230	0.03~0.16	10.0	-94~95
Forgings (FS) (JIS G3204 SFVQ1A)	175	259	0.02~0.04	7.2	-68~-8
Weld metals (WM)	92	117	0.01~0.19	10.0	-77~59

### 5.2.3 マスターカーブに基づく破壊靱性の評価式と設定方法

マスターカーブ法に基づく破壊靱性は式(5-2)のように表される。

$$K_{Jc(Pf)} = K_{\min} + \left[ \ln \left( \frac{1}{1 - Pf} \right) \right]^{1/b} \{ 11 + 77 \exp[0.019(T - T_o)] \} \quad (5-2)$$

ここで、

- $K_{Jc(Pf)}$  : 累積破損確率  $P_f$  での破壊の開始点の弾塑性応力拡大係数, 破壊靱性 ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
- $P_f$  : 累積破損確率
- $K_{\min}$  : ワイブル分布の位置母数 ( $K_{Jc}$  の下限 ( $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ))
- $b$  : ワイブル分布の形状母数 (4)
- $T$  : 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )
- $T_o$  : マスターカーブの参照温度であり, 1 インチ厚さの破壊靱性のメジアンが  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )

5.2.1 項に示したように, シャルピー吸収エネルギーの遷移温度,  $T_{r30}$  を指標として整理するため,  $T_{r30}$  をマスターカーブの参照温度  $T_o$  に換算するための補正係数  $\Delta T_t$  を設定し, 破壊靱性を式(5-3)で表す。

$$K_{Jc(Pf)} = K_{\min} + \left[ \ln \left( \frac{1}{1 - Pf} \right) \right]^{1/b} \{ 11 + 77 \exp[0.019(T - (T_{r30} - \Delta T_t))] \} \quad (5-3)$$

ここで、

- $T_{r30}$  : シャルピー衝撃試験において, 41 J (30ft-lb) の吸収エネルギーを示す遷移温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )
- $\Delta T_t$  :  $T_{r30}$  に基づく破壊靱性遷移曲線の設定に使用する補正温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )

マスターカーブ法の参照温度  $T_o$  は, 破壊靱性データに対して最尤推定法に基づき設定される。マスターカーブ法と同様に, 監視試験で取得された破壊靱性データと  $T_{r30}$  の値に基づき, 最尤推定法により式(5-4)に示す尤度関数が最大となる  $\Delta T_t$  の値を求める。

$$F(K_{Jc}) = \sum_{i=1}^n \ln \left[ \left( \frac{K_{Jci} - K_{\min}}{K_o - K_{\min}} \right)^{b-1} \cdot \frac{b}{K_o - K_{\min}} \cdot \exp \left\{ - \left( \frac{K_{Jci} - K_{\min}}{K_o - K_{\min}} \right)^b \right\} \right] \quad (5-4)$$

ここで、

- $F(K_{Jc})$  : 尤度関数

- $n$  : データの個数  
 $K_0$  : ワイブル分布の尺度母数 (式(5-3)の  $K_{Jc(0.632)}$ )

式(5-3)より, 5%信頼下限の破壊靱性遷移曲線は式(5-5)のように表される.

$$K_{Jc(0.05)} = 25.2 + 36.6 \exp[0.019(T - (T_{R30} - \Delta T_t))] \quad (5-5)$$

### 5.3 破壊靱性遷移曲線の設定

#### 5.3.1 監視試験データの傾向分析

母材 (圧延材), 母材 (鍛鋼品), 溶接金属のそれぞれに対して, 照射前破壊靱性データを対象に式(5-3)における  $\Delta T_t$  を決定し, この破壊靱性遷移曲線を基準として照射後の破壊靱性データの分布状況を確認した.

照射前データの破壊靱性遷移曲線に対する  $\Delta T_t$  の値は, 母材 (圧延材), 母材 (鍛鋼品) 及び溶接金属に対して, それぞれ  $-51^\circ\text{C}$ ,  $-21^\circ\text{C}$  及び  $-17^\circ\text{C}$  であった.

破壊靱性データの傾向分析としては, 図 5-1 に概要を示すように, 各対象データについて, 照射前データから求めた  $K_{Jc(\text{med})}$  カブを基準とした縦軸 ( $K_{Jc}$ ) 方向のデータの分布 (破壊靱性データがワイブル分布を示すと仮定して  $(K_{Jc} - K_{\min}) / (K_{Jc(\text{med})} - K_{\min})$  の対数で表示, ただし  $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) を評価した. 照射後データについて, 中性子照射量との関係を整理した結果を図 5-2 に示す.

これらの図より, 母材 (圧延材), 母材 (鍛鋼品), 溶接金属のいずれも, 照射前データのメジアンカーブ (縦軸で 0.0) に対して照射後データは下側に分布していることから, 照射後データは照射前データに比べて高温側に位置していることがわかる. また, 特に母材 (鍛鋼品) については中性子照射量に対して若干依存性 (照射量の増加に伴って  $(K_{Jc} - K_{\min}) / (K_{Jc(\text{med})} - K_{\min})$  が減少する傾向) が認められる.

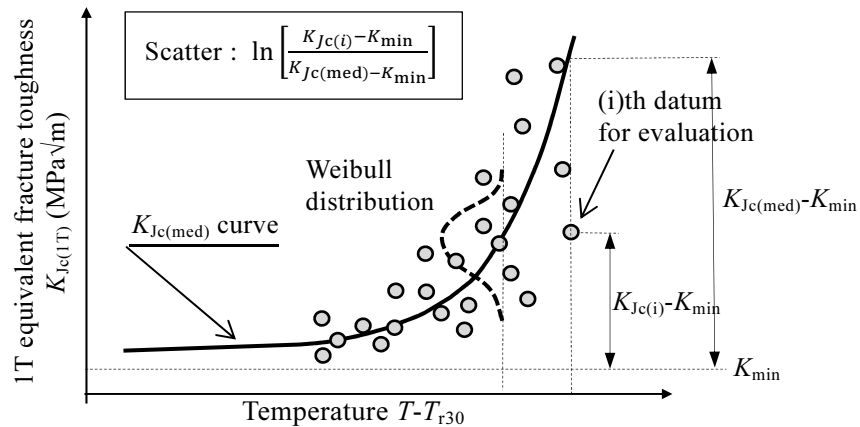
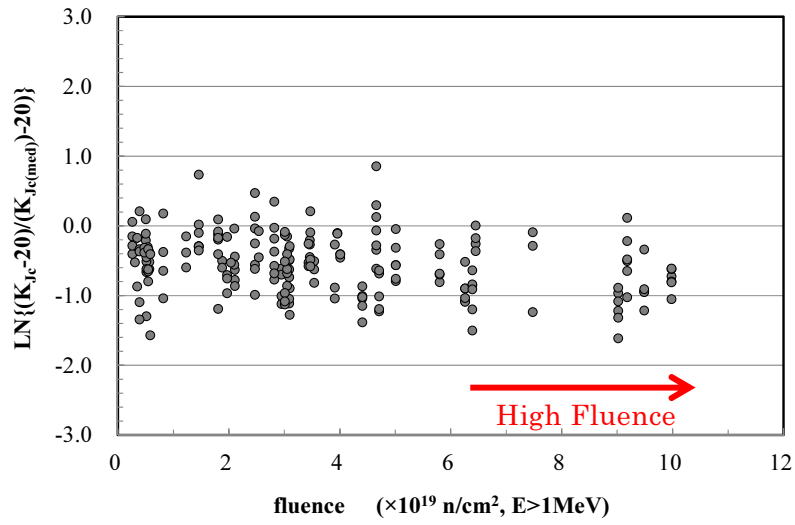
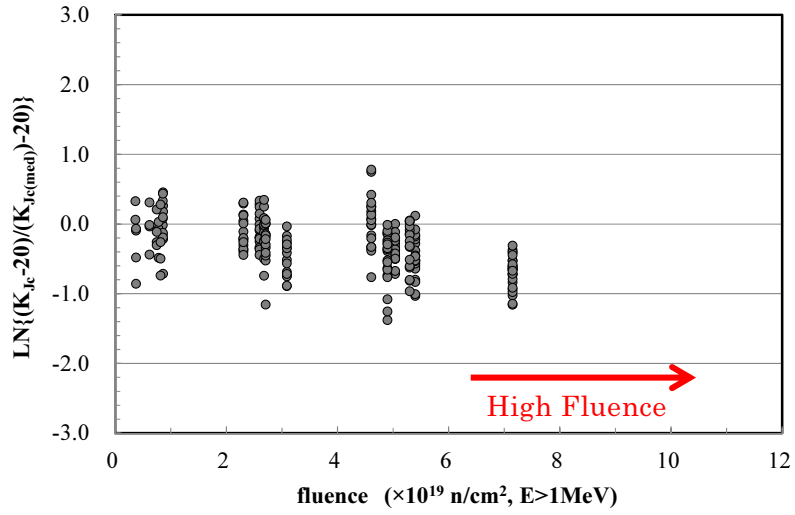


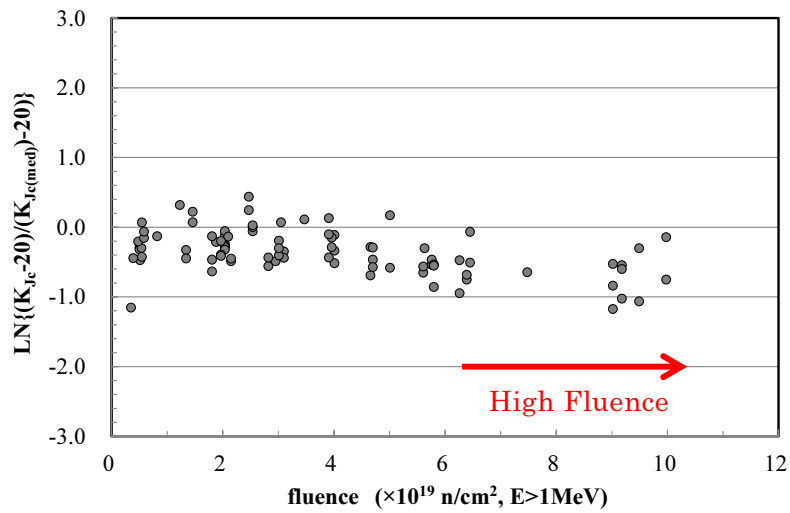
Fig. 5-1 Evaluation method of data scatter from  $K_{Jc(\text{med})}$  curve.



a) Rolled plates



b) Forgings



c) Weld metals

Fig.5-2 Fracture toughness data distribution around  $K_{Jc(med)}$ .

### 5.3.2 破壊靱性遷移曲線の設定

5.3.1 項の傾向分析結果から、評価用破壊靱性遷移曲線の設定に際しては、照射後の破壊靱性データを用いる必要があることがわかった。さらに中性子照射量に対する依存性については、特に母材（鍛鋼品）について若干依存性が認められたため、いずれの鋼種についても全ての照射後データを用いるのではなく、高照射量のデータを用いて評価用破壊靱性遷移曲線を設定することとした。このような破壊靱性データの中性子照射量に対する依存性に関しては、破壊靱性データのばらつきが大きいこともあり、今後の監視試験により拡充される高照射領域の破壊靱性データを用いた更なる分析が望まれる。

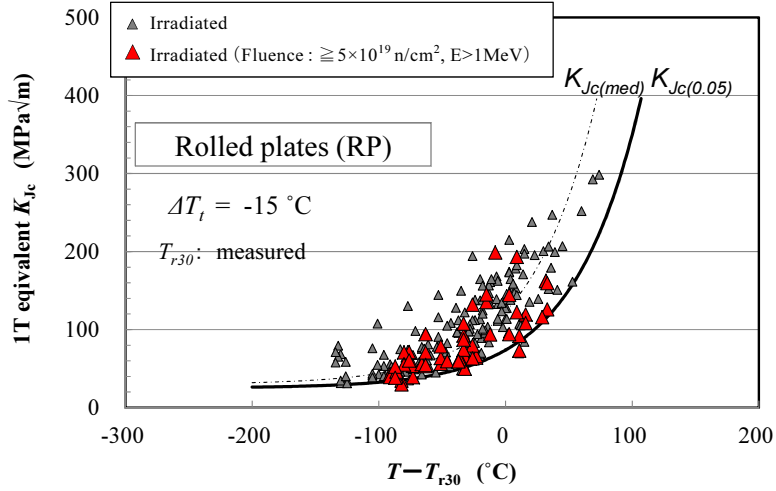
設定対象とする照射量の範囲としては、プラントの60年運転時点での原子炉圧力容器の中性子照射量が概ね  $5 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$  ( $E > 1\text{MeV}$ ) 以上と予想されるため、健全性評価に際して重要となるこの照射量以上のデータを設定対象とすることとした。

母材（圧延材）、母材（鍛鋼品）、溶接金属のそれぞれについて、照射量が  $5 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$  ( $E > 1\text{MeV}$ ) 以上の高照射量データを対象に設定した破壊靱性遷移曲線の  $\Delta T_t$  は、表 5-2 に示すように、照射前データを対象とした場合に比べて母材（圧延材）で  $36^\circ\text{C}$ 、母材（鍛鋼品）で  $29^\circ\text{C}$ 、溶接金属で  $24^\circ\text{C}$  高めの傾向であり、破壊靱性遷移曲線が高温側となる傾向が認められた。設定した破壊靱性遷移曲線を照射後の全破壊靱性データと比較して図 5-3 に示す。なお、これらの図には、メジアンカーブとともに、評価用破壊靱性遷移曲線として 5%信頼下限の遷移曲線を表示した。このように高照射量データを対象として評価用破壊靱性遷移曲線を設定することで、ほぼ全ての照射後データを包含することができた。

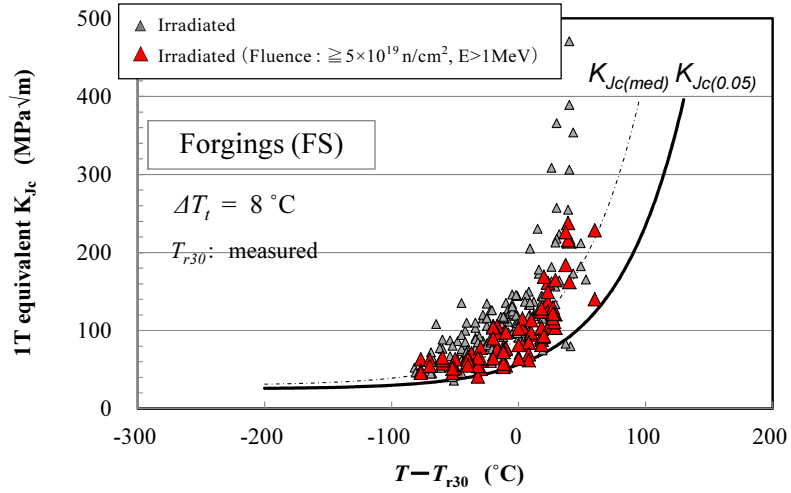
Table 5-2  $\Delta T_t$  for unirradiated and irradiated material.

Material	Unirradiated material $\Delta T_t$ ( $^\circ\text{C}$ )	High fluence irradiated material* $\Delta T_t$ ( $^\circ\text{C}$ )	Difference of $\Delta T_t$ between Unirradiated and irradiated material ( $^\circ\text{C}$ )
Rolled Plates	-51	-15	36
Forgings	-21	8	29
Weld metals	-10	14	24

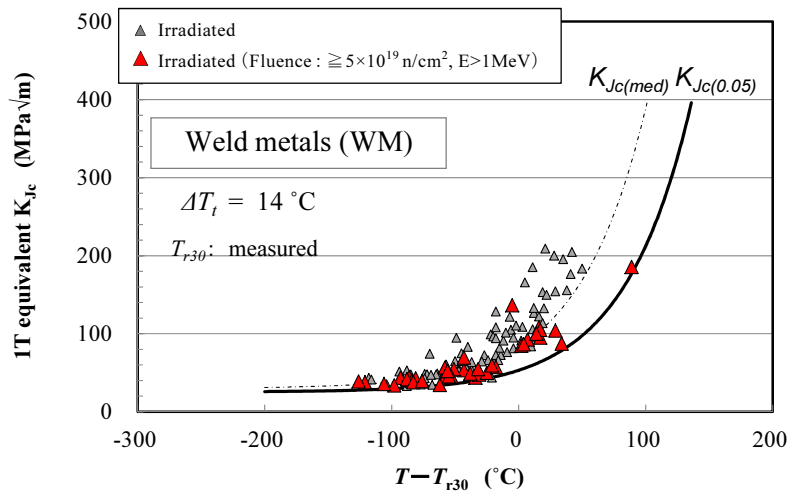
Note) \*: Fluence  $\geq 5 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$  ( $E > 1\text{MeV}$ )



a) Rolled plates



b) Forgings



c) Weld metals

Fig. 5-3 Fracture toughness curve along with data indexed by  $T_{r30}$ .



### 5.3.3 マージンの設定

5.3.2 項で設定した破壊靱性遷移曲線は、 $T_{r30}$  実測値をベースに設定したものである。 $T_{r30}$  の値として評価時期の照射量を考慮して算出した  $T_{r30}$  予測値を用いる場合には、予測に伴う不確かさ（予測誤差）を考慮して適切な温度マージン( $M_p$  と呼称)を付加する必要がある（図 5-4）。

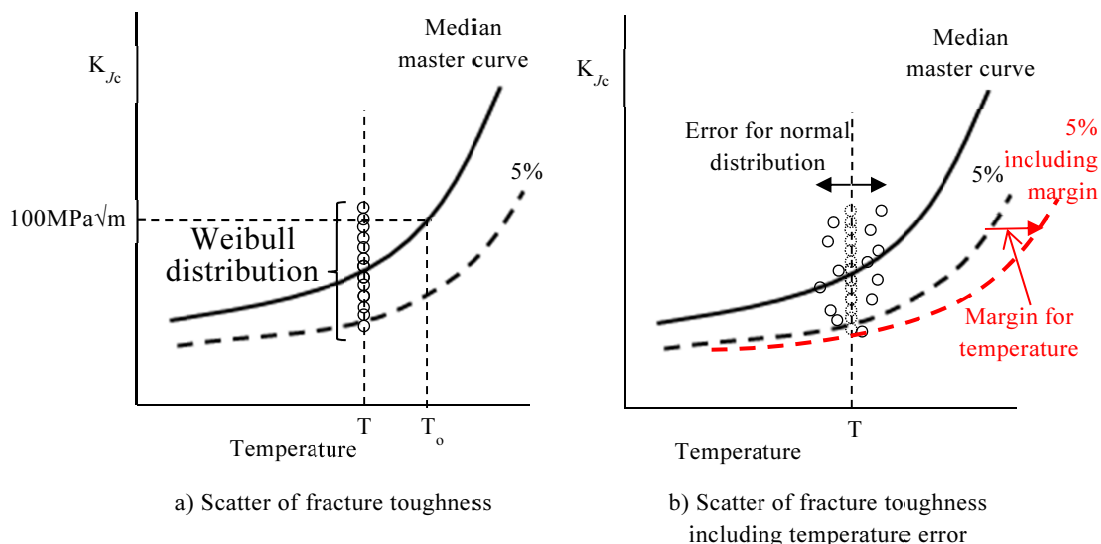


Fig. 5-4 Scatter of fracture toughness data considering temperature scatter.

マスターカーブのワイブル分布に従う破壊靱性のばらつきを他のばらつきと同列に扱えるように温度軸方向の正規分布(標準偏差： $\sigma_M$ )に置き換えた。図 5-5 より、PTS 評価の  $K_I$  と接する付近の  $K_{Jc} = 70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ での  $K_{Jc(\text{med})}$  と 5%信頼下限の  $K_{Jc(0.05)}$ の温度差は  $40.2^\circ\text{C}$ であり、正規分布の 5%信頼下限はメジアン+ $1.65 \sigma_M$ であることから、破壊靱性のばらつきの温度軸方向の標準偏差  $\sigma_M$ を  $24^\circ\text{C}$  ( $40.2 \div 1.65 = 24.4$  を切り捨て)に設定した。

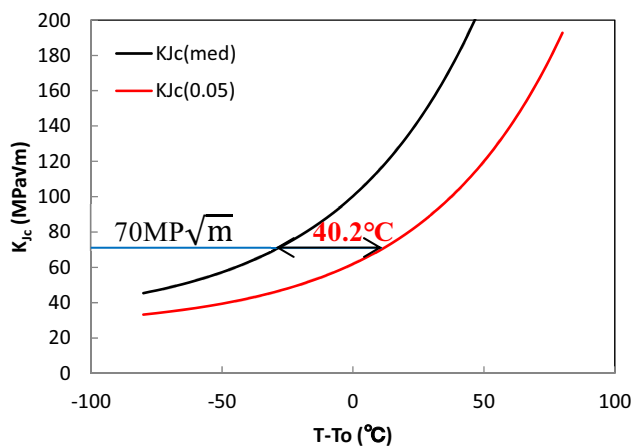


Fig. 5-5 Temperature difference between  $K_{Jc(\text{med})}$  and  $K_{Jc(0.05)}$  at  $70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

温度軸方向の正規分布に置き換えた破壊靱性のばらつき（標準偏差： $\sigma_M$ ）に脆化予測による予測誤差（標準偏差： $\sigma$ ）が加わることによる 5%信頼下限カーブ(メジアン +1.65 $\sigma$  相当)に対する追加のマージン  $M_p$  として、誤差伝播の法則から式(5-5)により 3°Cに設定した。ここで、 $\sigma$  については、JEAC4201-2007 [2013 年追補版]<sup>5)</sup>の脆化予測法による予測誤差の標準偏差から 9.5°Cとした。

$$M_p = 1.65 \times (\sqrt{\sigma_M^2 + \sigma^2} - \sigma_M) = 1.65 \times (\sqrt{24^2 + 9.5^2} - 24) \quad (5-5)$$

$$= 2.99 \approx 3.0 \text{ (}^\circ\text{C)}$$

ここで、

- $M_p$  : 脆化予測を行う際に考慮するマージン (°C)
- $\sigma_M$  : 破壊靱性のばらつきを温度方向のばらつきに換算した時の標準偏差 (°C)
- $\sigma$  : 脆化予測法の予測誤差の標準偏差 (°C)

次に、モンテカルロ法により、マスターカーブ法のワイブル分布に従う破壊靱性のばらつきと組み合わせた場合の信頼下限を評価し、上記のマージン  $M_p$  の妥当性を確認した。検討方法は以下の通りである。

- (1) マスターカーブ法のワイブル分布に従って単一温度における破壊靱性データ (1,000,000 点)を発生させ、マスターカーブの信頼下限カーブ(5%)を下回る確率を求める。
- (2) (1)の破壊靱性データに正規分布に従う脆化予測に対応する温度誤差を与え、 $T_0$  にマージン  $M_p$  を加えたマスターカーブの信頼下限カーブ(5%)を下回る確率を求める。

温度  $T_0$  において、マスターカーブ法による破壊靱性データを設定し、平均値 0°C、標準偏差 9.5°C（脆化予測法の予測誤差の標準偏差）の正規分布の温度誤差を与えた場合のヒストグラムを図 5-6 に示す。ここで、温度誤差を与えた場合には、その温度でのマスターカーブと比較する必要があるため、 $(K_{Jc} - K_{min}) / (K_0 - K_{min})$  で規格化したデータ区間に対するヒストグラムとした。図 5-6 より、温度誤差を与えるとばらつきが大きくなり、 $(K_{Jc} - K_{min}) / (K_0 - K_{min})$  が低いデータが多くなるが、マージン  $M_p$  を考慮することにより、 $(K_{Jc} - K_{min}) / (K_0 - K_{min})$  が約 0.5（5%信頼下限相当）以下で温度誤差なしとほぼ同等以下の分布を与えていることがわかる。

$T - T_0$  を 0°C、-50°C、50°Cとした場合の 5%信頼下限カーブを下回る確率を表 5-3 に示す。表 5-3 より、温度誤差なしの場合には、破壊靱性データが 5%信頼下限カーブを下回る確率がほぼ 5%となっているが、脆化予測による温度誤差を与えることにより約

6.0%となる。しかしながら、マージン  $M_p$  を加えることによって、破壊靱性データが 5% 信頼下限カーブを下回る確率は温度誤差なしの場合とほぼ同等となることが分かる。

したがって、 $M_p$  を 3°C に設定することで、脆化予測法の予測誤差を考慮することが可能であると考えられる。

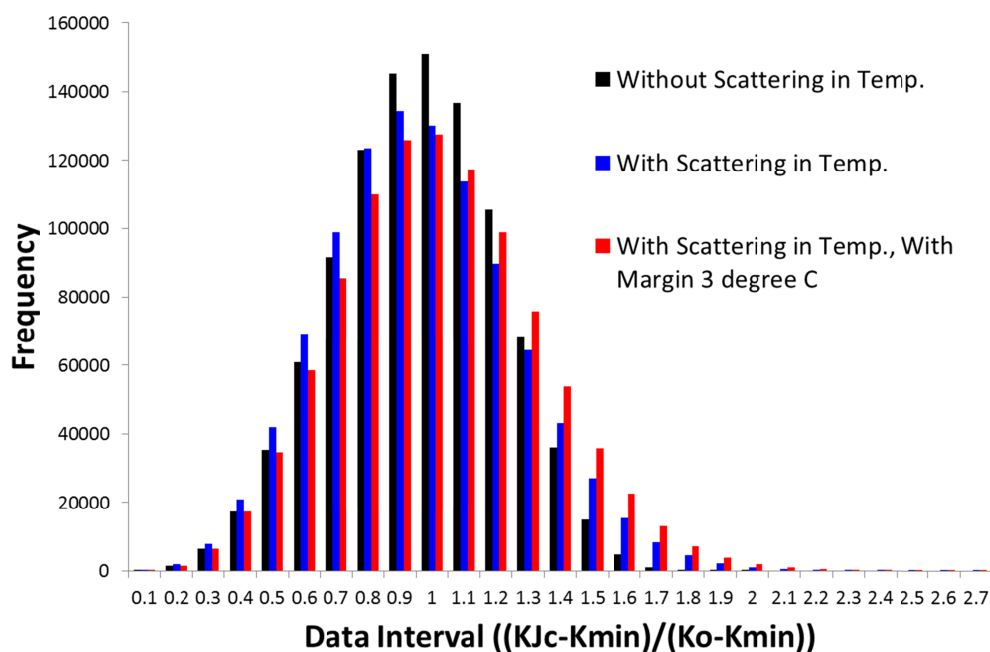


Fig. 5-6 Results of scattering and margin in temperature by Monte Carlo method.

Table 5-3 Results of the probability of the data falling below 5% tolerance bound fracture toughness curve.

$T - T_0$ (°C)	Probability of data falling below 5% tolerance lower bound fracture toughness curve		
	Case1	Case2	Case3
-50	5.00	5.79	4.90
0	5.00	6.04	4.98
50	5.00	6.19	5.05

#### 5.4 破壊靱性遷移曲線の妥当性の確認

5.3 項で設定した破壊靱性遷移曲線について、破壊靱性データに対する信頼性及び従来の破壊靱性遷移曲線との比較を行って妥当性を確認した。

#### 5.4.1 破壊靱性データに対する信頼性

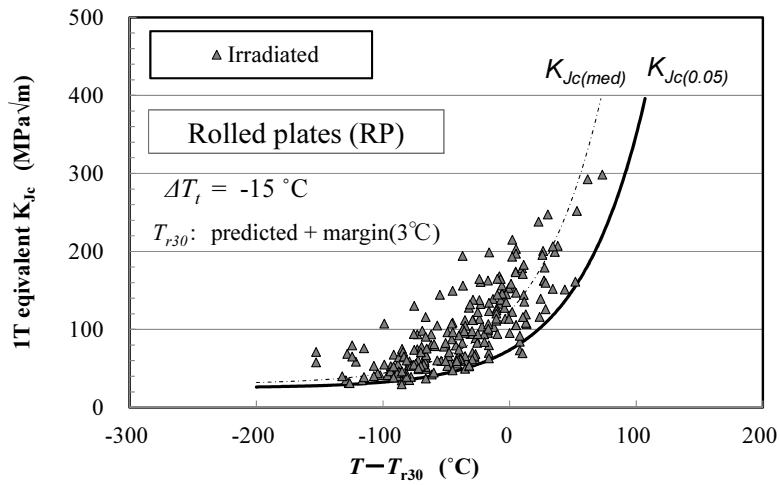
5.3 項で設定した評価用破壊靱性遷移曲線は  $T_{r30}$  実測値をベースに設定したものであるが、原子炉圧力容器の健全性評価にあたっては、評価時期の照射量を考慮して算出した  $T_{r30}$  予測値を用いる必要がある。中性子照射による遷移温度の移行量  $\Delta RT_{NDT}$  計算値は、JEAC4201-2007 (2013 年追補版) の附属書 B に規定されており、それに基づいて  $T_{r30}$  予測値を設定し、破壊靱性データに対する評価用破壊靱性遷移曲線の信頼性を確認した。なお、予測にあたっては、JEAC4201-2007 (2013 年追補版) に従い、監視試験データに合うように予測値に補正值( $M_C$ )を加えるオフセット補正を行った。 $T_{r30}$  予測値は式 (5-6) で表される。

$$T_{r30} \text{ 予測値} = T_{r30} \text{ 初期値} + \Delta RT_{NDT} \text{ 計算値} + M_C + M_p \quad (5-6)$$

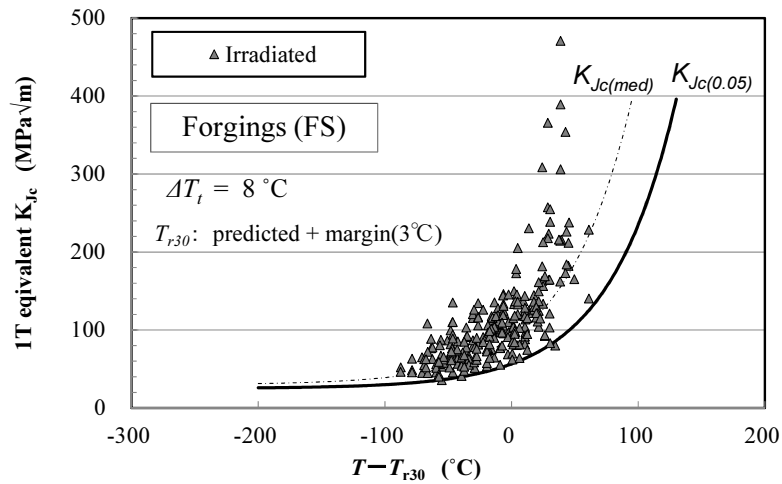
ここで、 $M_C$  は関連温度の実測値で予測を補正する場合に用いるマージン、 $M_p$  は中性子照射による  $T_{r30}$  の上昇量を予測する際に破壊靱性遷移曲線に対して設定するマージンであり、5.3.3 項で設定した 3°C である。

図 5-7 に、母材 (圧延材)、母材 (鍛鋼品)、溶接金属に対して、破壊靱性データと評価用破壊靱性遷移曲線を示す。

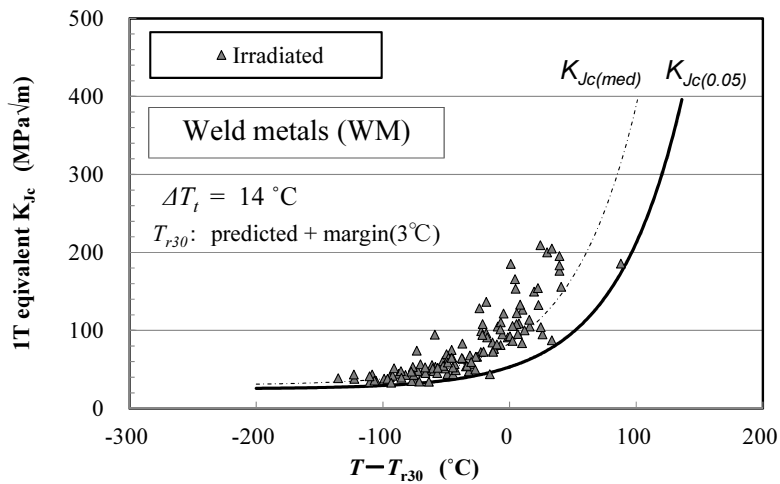
評価用破壊靱性遷移曲線に関して、破壊靱性データの包絡率及び図 5-8 に示す Wallin の方法<sup>4)</sup>により評価した信頼下限の評価結果を表 5-4 に示す。Wallin の方法は、破壊靱性遷移曲線と個々の破壊靱性データとの温度差 ( $\Delta(i)$ ) は正規分布でばらつくものと仮定し、 $\Delta$  の平均 ( $\mu_\Delta$ ) と標準偏差 ( $\sigma_\Delta$ ) から、破壊靱性データのばらつきにおける破壊靱性遷移曲線 ( $\Delta=0$ ) の累積破壊確率を推定し、破壊靱性遷移曲線の信頼下限を評価する方法である。ここで、 $\Delta$  の確率分布の非対称性を考慮して、累積破壊確率分布の下側のデータをフィッティングして評価した。表 3 より、評価用破壊靱性遷移曲線は、破壊靱性データの包絡率が 97%以上、Wallin の方法による信頼下限が約 4%以下であることから、母材 (圧延材)、母材 (鍛鋼品)、溶接金属のいずれも  $T_{r30}$  予測値を使うと 95%以上の信頼性を確保できている。



a) Rolled plates



b) Forgings



c) Weld metals

Fig. 5-7 Fracture toughness data indexed by predicted  $T_{r30}$  with the developed curve.

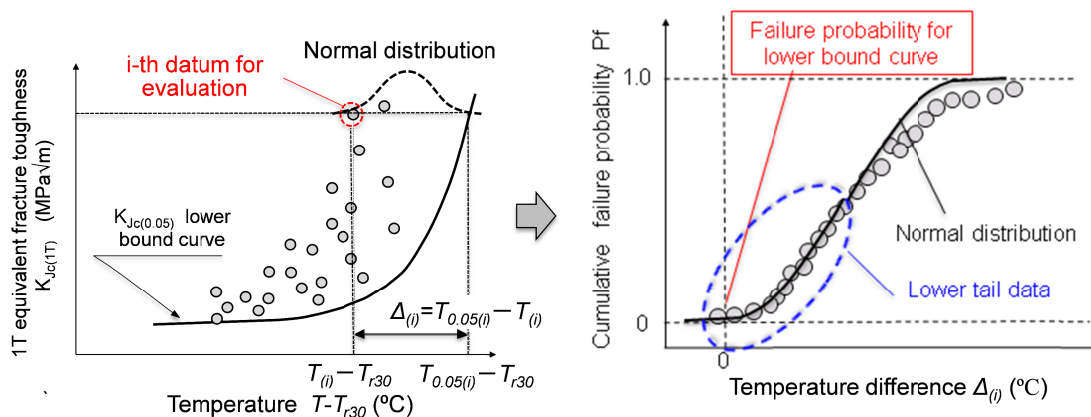


Fig. 5-8 Outline of Wallin's method to assess failure probability of the lower bound curves.

Table 5-4 Percentage of data enveloped by the curve and failure probability evaluated by Wallin's method.

Fracture toughness curve		Data evaluated		Percentage of data enveloped by the curve (PDE) (%)	Failure probability evaluated by Wallin's method		
Material	$\Delta T_i$ (°C)	Number of data*	Number of data enveloped by the curve		Average of $\Delta \mu_{\Delta}$ (°C)	Standard deviation of $\Delta \sigma_{\Delta}$ (°C)	Failure probability (FD) (%)
Rolled plates	-15	230	223	97.0	47.1	27.0	4.1
Forgings	8	259	257	99.2	55.7	23.6	0.9
Weld metals	14	117	116	99.1	58.2	24.8	0.9

\* Irradiated fracture toughness data

#### 5.4.2 従来の破壊靱性遷移曲線との比較

設定した破壊靱性遷移曲線について，国内 PWR プラント材料を対象に，JEAC4206-2007<sup>6)</sup>の破壊靱性遷移曲線と保守性を比較した。

設定した評価用破壊靱性遷移曲線と JEAC4206-2007 の破壊靱性遷移曲線の比較を図 5-9 に示す。両者のカーブの形状(温度依存性)には大きな違いはなく，いずれのカーブも PTS 状態遷移曲線に近付くのは応力拡大係数で約 70 MPa√m 付近である。そこで，図 5-10 では，国内各 PWR プラントの相当運転期間末期(32EFPY)を対象に，それぞれのカーブで 70 MPa√m に対応する温度( $T_{70}$ )を比較した。設定した評価用破壊靱性カーブは様々なプラントで採取された破壊靱性値のばらつきを保守的に表現できるよう設定されたもの

であり、プラントごとに取得された破壊靱性値の実測値をもとに破壊靱性カーブを設定する 2007 年版の方法と比べて全般的に保守的な評価となる。

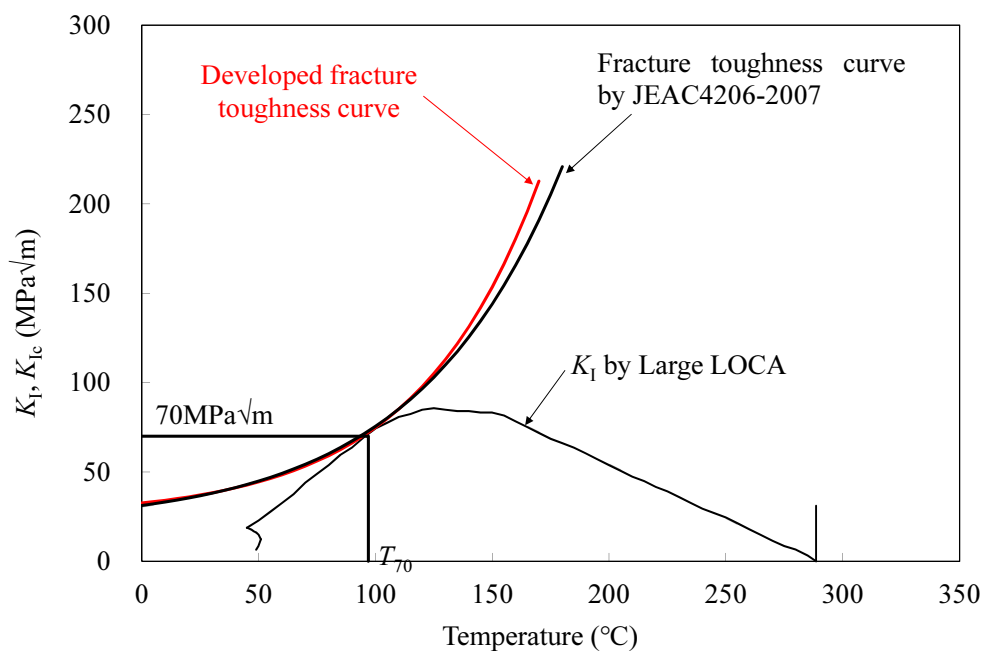


Fig. 5-9 Comparison of fracture toughness curves.

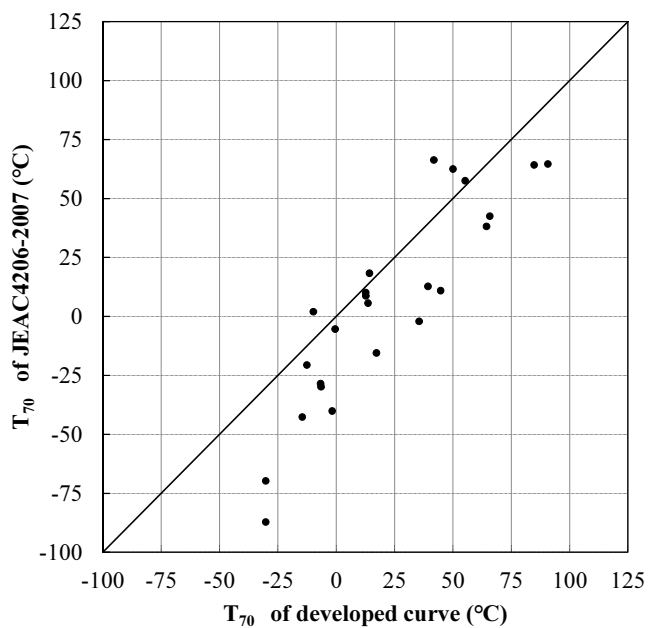


Fig. 5-10 Comparison of  $T_{70}$  for Japanese PWR plants at 32 EFPY between the developed fracture toughness curve and JEAC4206-2007 fracture toughness curve.

## 5.5 結言

国内 PWR プラントの監視試験により蓄積された照射後破壊靱性データの傾向分析の結果を踏まえて、母材（圧延材）、母材（鍛鋼品）、溶接金属のそれぞれに対して  $T_{r30}$  を整理指標としたマスターカーブ法の考え方を採り入れた評価用破壊靱性遷移曲線を設定した。この評価用破壊靱性遷移曲線は、5%信頼下限のマスターカーブに相当するが、原子炉压力容器の健全性評価に用いる  $T_{r30}$  予測値を用いて包絡性の確認を行なった結果、95%以上の信頼性が確保できており、また、従来の JEAC4206-2007 の破壊靱性遷移曲線より全般的に保守的に評価する傾向がある。

## 参考文献

- 1) The Japan Electric Association Code, “Test method for determination of reference temperature,  $T_o$ , of ferritic steels”, JEAC 4216-2015 (2015).
- 2) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, “Rules for in-service inspection of nuclear power plant components” (2017).
- 3) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N-830, “Direct use of master fracture toughness curve for pressure retaining materials for vessels of a section XI, division 1” (2014).
- 4) Wallin, K., “Statistical re-evaluation of the ASME  $K_{Ic}$  and  $K_{IR}$  fracture toughness reference curves”, Nuclear Engineering and Design, Vol. 193, Issue 3 (1999), pp.317–326.
- 5) The Japan Electric Association Code, “Method of surveillance tests for structural materials of nuclear reactors”, JEAC 4201-2007 [2013 addenda] (2013).
- 6) The Japan Electric Association Code, “Method of verification tests of the fracture toughness for nuclear power plant components”, JEAC 4206-2007 (2007).



## 第6章 原子炉压力容器の脆性破壊に対する

### 健全性評価方法の提案

#### 6.1 緒言

本研究で導出した新しい評価方法を、PWR 原子力プラントの PTS 事象に係わる原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価に適用する方法を提案する。応力拡大係数の算出法については、第2章で検討した過渡条件、溶接残留応力及び想定き裂に対して、第3章で検討したクラッドを考慮した方法を、破壊靱性については、第4章で検討した破壊靱性遷移曲線を使用する。また、提案する健全性評価方法について、確率論的破壊力学解析を活用して、確率論的破壊力学を取り入れた米国の規制との比較を行って、保守性を整理する。

#### 6.2 健全性評価方法

第5章までの検討結果を踏まえて、評価精度向上のため、最新の知見を取り込んだ破壊力学に基づく PTS 事象に対する原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価方法を以下の通り提案する。

##### 6.2.1 応力拡大係数の算出法

第3章で検討した過渡条件、溶接残留応力及び最大仮想欠陥、ならびに、第4章で検討したクラッド下の亀裂に対する応力拡大係数の算出法に基づき、以下の手順で応力拡大係数を算出する。

##### (1) 対象とする過渡条件

供用状態 C 及び D のうち、温度低下が大きい事象又は温度低下とともに圧力が高く維持される事象として、大破断冷却材喪失事故、小破断冷却材喪失事故及び主蒸気管破断事故を評価対象事象とする。

選定された事象に対して熱水力解析を行い、原子炉压力容器の炉心領域部に流入する1次冷却材温度、圧力及び流量の時間変化を求める。

##### (2) 冷却材の混合状態の考慮

1次冷却材ループ流が停止する事象については、次式、すなわち式(6-1)及び式(6-2)により、冷却材の部分混合を考慮し、原子炉压力容器炉心領域部における接液水の温度の過渡変化を評価する<sup>1)</sup>。

$$\cdot R_i \leq 100 \text{ のとき}$$

$$\frac{T_D - T_L}{T_S - T_L} = 1 - 0.526 R_i^{0.101} \exp(-1.86 \times 10^{-2} R_i^{-0.146} t^*) \quad (6-1)$$

・  $R_i > 100$  のとき

$$\frac{T_D - T_L}{T_S - T_L} = 1 - 0.838 \exp(-9.5 \times 10^{-3} t^*) \quad (6-2)$$

ここで,

- $R_i$  : リチャードソン数,  $R_i = \text{浮力} / \text{慣性力}$
- $T_D$  : ダウンカマ部温度 (°C)
- $T_L$  : 完全混合の場合の1次冷却材ループ水温度 (°C)
- $T_S$  : 安全注入水温度 (°C)
- $t^*$  : 無次元時間 (= 流速×時間 / 原子炉压力容器入口配管径)

### (3) 熱伝達率の設定

1次冷却材と原子炉压力容器クラッドとの間の熱伝達率は、上向き自然対流と下向き強制対流が共存する影響を考慮した式(6-3)に示す Jackson-Fewster 式<sup>2)</sup>で評価する。

$$Nu / Nu_0 = \{1 + 4500 \overline{Gr} / (Re^{2.625} Pr^{0.5})\}^{0.31} \quad (6-3)$$

ここで,

- $Nu$  : 共存場でのヌッセルト数
- $Nu_0$  : 強制乱流場でのヌッセルト数
- $\overline{Gr}$  : 平均のグラスホフ数
- $Re$  : レイノルズ数
- $Pr$  : プラントル数

### (4) 最大仮想欠陥

原子炉压力容器炉心領域内面のクラッド下に深さ  $a = 10\text{mm}$ , 長さ  $l = 60\text{mm}$  の半楕円亀裂を想定する。原子炉压力容器炉心領域に対する非破壊試験の結果、より小さな最大仮想欠陥を保証できる場合は、より小さな亀裂を最大仮想欠陥として用いてもよい。

### (5) PTS 状態遷移曲線の設定

クラッドは弾塑性、低合金鋼部は弾性として、最大仮想欠陥をモデル化した弾塑性有限要素法解析により最大仮想欠陥最深部における  $J$  積分を求め、次式、すなわち式(6-4)により応力拡大係数  $K_J$  に換算する。ただし、クラッド溶接や継手溶接が施工されている場合には、これらの溶接による残留応力を求め、弾塑性有限要素法解析の初期状態として与える。

$$K_J = \sqrt{\frac{E \times J}{1 - \nu^2}} \quad (6-4)$$

ここで、 $E$  はヤング率、 $\nu$  はポアソン比である。

クラッドは未照射の応力-ひずみ特性を用いる。低合金鋼部は弾性とすることから、式(6-5)により亀裂先端の塑性域補正を行った  $K'_J$  を求める。

$$K'_J = K_J \sqrt{\frac{a' + r_{y,\max}}{a'}} \quad (6-5)$$

ここで、

- $K_J$  : 式(6-4)で求めた  $K_J$  (MPa $\sqrt{m}$ )
- $r_{y,\max}$  : 最深部での塑性域寸法であり、塑性域が小さくならないとの前提で当該過渡の評価時点までの塑性域寸法  $r_y = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_J}{\sigma_y} \right)^2$  の最大値 (m)
- $a'$  : 亀裂深さ、 $a' = a/2$  (m)
- $\sigma_y$  : 低合金鋼部の降伏応力 (MPa)

最大仮想欠陥最深部での温度及び応力拡大係数  $K_J$  の時間変化に基づき、横軸を最大仮想欠陥最深部の温度、縦軸を  $K_J$  として、 $K_J$  と温度の推移を示す PTS 状態遷移曲線を設定する。

### (6) 簡易的な算出法

前項目(5)に示す最大仮想欠陥をモデル化して弾塑性有限要素法解析により  $J$  値 ( $K_J$ ) を求める代わりに、熱伝導解析及び弾性の有限要素法解析により原子炉圧力容器の最大仮想欠陥を含む面に垂直な方向の応力分布を求めて、次式、すなわち式(6-6)に示す応力拡大係数の評価式により最大仮想欠陥最深部での  $K_J$  を求めてもよい。応力分布には、クラッドと低合金鋼部の熱膨張差により生じる応力を加える。また、クラッド溶接や継手溶接が施工されている場合には、これらの溶接による残

留応力を求め、応力分布に加える。

$$K_J = \left\{ A_0 i_0 + A_1 i_1 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right) + A_2 i_2 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right)^2 + A_3 i_3 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right)^3 + A_4 i_4 \left( \frac{a+t_c}{t_b+t_c} \right)^4 \right\} \sqrt{\pi a} \quad (6-6)$$

ここで、

$A_j$  ( $j=0\sim 4$ ) : 弾性解析による応力 $\sigma$  (MPa) に対して以下の式により算出する係数 (MPa)

$$\sigma = A_0 + A_1 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right) + A_2 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right)^2 + A_3 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right)^3 + A_4 \left( \frac{u}{t_b+t_c} \right)^4$$

$i_j$  ( $j=0\sim 4$ ) : 係数<sup>3)</sup>

$a$  : 亀裂深さ (m)

$t_c$  : クラッド厚さ (m)

$t_b$  : 低合金鋼部厚さ (m)

$u$  : クラッド内面から亀裂深さ方向の距離 (m)

また、クラッドの降伏挙動を考慮して補正係数 $\beta$ を乗じた $K'_J$ を式(6-7)により求める<sup>4)</sup>。

$$K'_J = \begin{cases} \beta K_J & (K_J \text{が上昇過程の場合}) \\ K_J + (K'_J - K_J)_{\max} & (K_J \text{が最大値に達した後}) \end{cases} \quad (6-7)$$

ここで、補正係数 $\beta$ は、式(6-8)により計算する。

$$\beta = \left[ 1 + 0.29 \cdot \tanh \left( \frac{20r_{y(c)}}{t_c} \right) \right] \times \sqrt{\frac{\frac{a}{2} + r_{y(b)}}{\frac{a}{2}}} \quad (6-8)$$

ここで、

$K_J$  : 式(6-6)で算出した亀裂最深部の $K_J$  (MPa $\sqrt{m}$ )

$K_{J(c)}$  : 式(6-6)で算出した亀裂表面側 (低合金鋼部とクラッドの境界) の $K_J$  (MPa $\sqrt{m}$ )

$\sigma_{y(c)}$  : クラッドの降伏応力 (MPa)

$\sigma_{y(b)}$  : 低合金鋼部の降伏応力 (MPa)

$r_{y(c)} = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_{I(c)}}{\sigma_{y(c)}} \right)^2$  : 亀裂表面側 (低合金鋼部とクラッドの境界) の塑性域寸法 (m)

$r_{y(b)} = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{y(b)}} \right)^2$  : 亀裂最深部の塑性域寸法 (m)

## 6.2.2 破壊靱性の評価法

第5章で検討した破壊靱性の評価法に基づき、原子炉圧力容器の炉心領域材料について、中性子照射の影響を考慮し、式(6-9)により評価時期における破壊靱性遷移曲線を設

定する.

$$K_{Jc} = 25.2 + 36.6 \exp[0.019 \{T - (T_{r30} + \Delta T_t)\}] \quad (6-9)$$

$$T_{r30} = T_{r30} \text{ 初期値} + \Delta RT_{NDT} \text{ 計算値} + M_c + M_p$$

ここで,

$K_{Jc}$	: 破壊靱性 (MPa $\sqrt{m}$ )
$T$	: 温度 (°C)
$T_{r30}$	: シャルピー衝撃試験において, 41 J (30ft-lb) の吸収エネルギーを示す遷移温度 (°C)
$\Delta T_t$	: $T_{r30}$ に基づく破壊靱性遷移曲線の設定に使用する補正温度(°C) 母材(圧延材)で-15°C, 母材(鍛鋼品)で8°C, 溶接金属で14°C
$T_{r30}$ 初期値	: 未照射の $T_{r30}$ (°C)
$\Delta RT_{NDT}$ 計算値	: 評価時期における最大仮想欠陥最深部の照射条件に対して, JEAC4201-2007(2013年追補版) <sup>5)</sup> の附属書Bに規定される照射脆化予測法により計算した $\Delta RT_{NDT}$ 計算値 (°C)
$M_c$	: 評価時期における最大仮想欠陥最深部の照射条件に対して, JEAC4201-2007(2013年追補版)の附属書Bに規定される照射脆化予測法により計算した関連温度の実測値で予測を補正する場合に用いるマージン $M_c$ (°C)
$M_p$	: 中性子照射による $T_{r30}$ の上昇量を予測する際に破壊靱性遷移曲線に対して設定するマージン (°C)

### 6.2.3 許容基準

6.2.1項で求めたPTS状態遷移曲線と6.2.2項で求めた破壊靱性に基づき,脆性破壊が発生しないことを許容基準として設定する.すなわち,最大仮想欠陥最深部における $K_J$ 及び評価時期の最大仮想欠陥最深部の照射条件に対応する破壊靱性遷移曲線( $K_{Jc}$ )を比較し,両者が交差しなければ( $K_{Jc} > K_J$ ),評価時期までの供用が許容されるものとする.

## 6.3 健全性評価方法の保守性

### 6.3.1 確率論的破壊力学に基づく米国規制との比較

提案する健全性評価方法は,従来と同様に亀裂の想定や過渡,破壊靱性等の個々の入力パラメータに一定の保守性を見込んで評価する決定論的破壊力学に基づいている.一方,これらのパラメータに確率的な分布を与えて,構造物が破損する頻度を算出する確率論的破壊力学解析の適用検討が進められている.特に,米国では,確率論的破壊力学解析を行って,PTS事象時における原子炉压力容器の破損頻度を求め,破損頻度が許容値を下回る関連温度をスクリーニング基準として設定している.そこで,提案する健全性評価方法の保守性を定量化するため,国内代表プラントに対する確率論的破壊力学解析を実施し,提案する健全性評価方法の許容基準に相当する原子炉压力容器の破損頻度を推定した.また,確率論的破壊力学を取り入れた米国規制と比較した.

(1) 確率論的破壊力学解析の方法

1985年から米国で運用されている 10CFR50.61<sup>6)</sup>では確率論的破壊力学解析により導出された関連温度のスクリーニング基準が規定されている。また、2010年に 10CFR50.61の代替規則として制定された 10CFR50.61a<sup>7)</sup>のスクリーニング基準は、最新の確率論的破壊力学解析の知見に基づく再評価により亀裂貫通頻度 (Through-Wall Cracking Frequency: *TWCF*)  $1 \times 10^{-6}$ /炉年に対応する関連温度がスクリーニング基準として導入された (図 6-1 参照)。

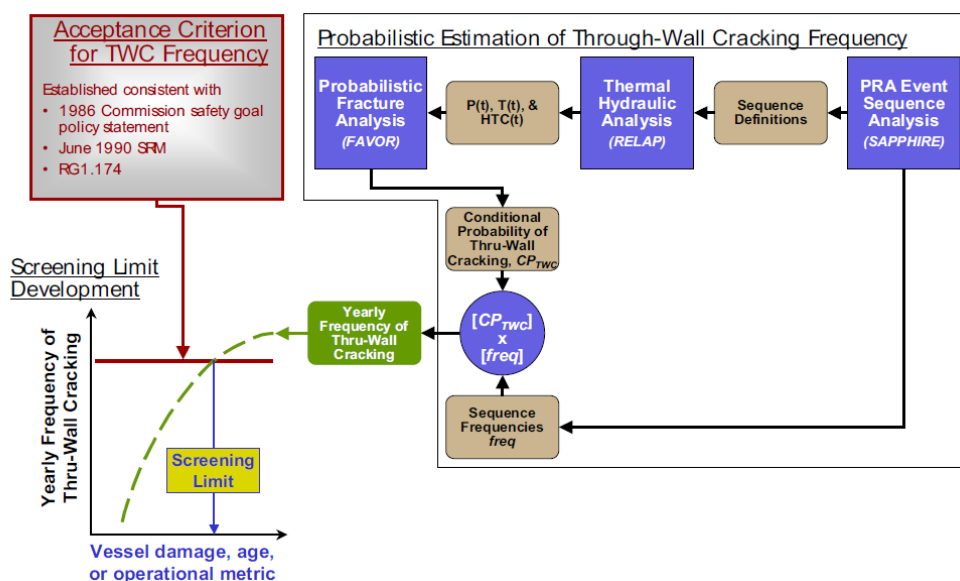


Fig. 6-1 Schematic flow of PTS screening limit in 10CFR50.61a<sup>8)</sup>.

ここでは、米国の 10CFR50.61a の制定にあたり使用された確率論的破壊力学解析コード FAVOR v.16.1<sup>9)</sup>を使用して解析を行った。ただし、日本と米国では照射脆化予測法が異なることから、FAVOR v.16.1 に JEAC4201<sup>5)</sup>に規定された国内脆化予測法を実装した。FAVOR v16.1 では、想定する個数の原子炉圧力容器について、化学成分、照射量等の脆化予測に関わる因子や関連温度、欠陥位置・形状寸法の確率分布に基づきサンプリングを行い、破壊靱性のバラツキを考慮して、条件付亀裂貫通確率を算出する。その後、過渡の発生頻度を考慮した *TWCF* を算出する (図 6-2 参照)。

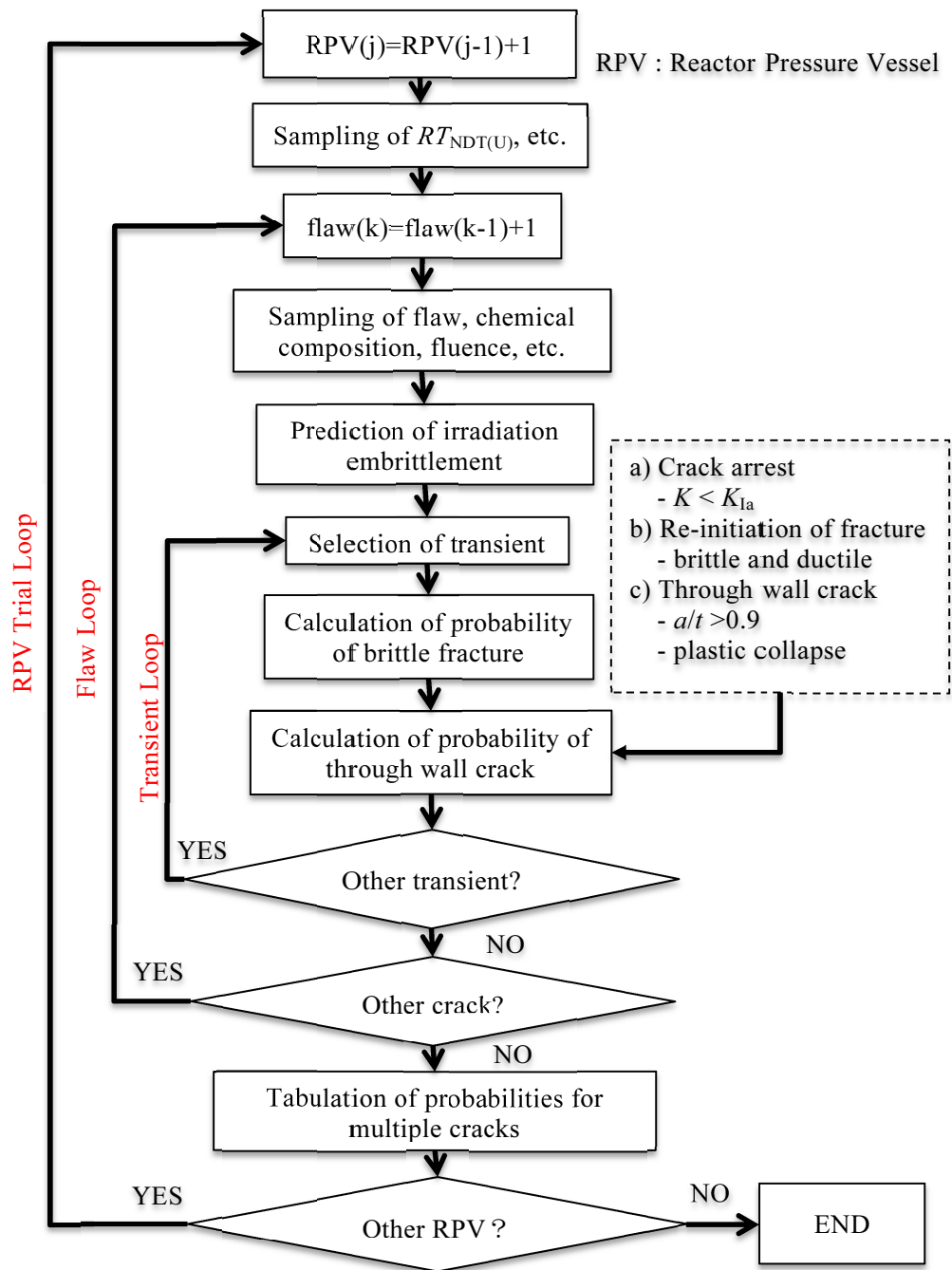


Fig. 6-2 Flow chart of probabilistic fracture analysis by FAVOR v. 16.1.

解析条件を表 6-1 に示す。原子炉压力容器炉心領域の形状・寸法，化学成分及び関連温度は国内 PWR 代表プラントを参考に設定した。過渡条件及び亀裂分布については，国内プラントに対する確率論的破壊力学解析用には整備されていないため，米国プラントの条件を用いた<sup>10)</sup>。

Table 6-1 Conditions of PFM analyses.

Dimensions	Refer to representative Japanese domestic PWR plant
PTS Transients	Refer to condition of Beaver Valley unit 1
Fluence ( $E > 1\text{MeV}$ )	Flux distribution in beltline region of representative Japanese domestic plant is considered. 3 fluence levels are assumed. ( $7.4 \times 10^{19}$ , $1.0 \times 10^{20}$ and $1.2 \times 10^{20}$ n/cm <sup>2</sup> at maximum flux locations)
Standard deviation of fluence	Fluence $\times$ 0.131
$RT_{\text{NDT}}$ before irradiation (°C)	Base metal : -4.0, Weld metal : -53.0
Chemical composition of base metal (wt.%)	Cu : 0.16, Ni : 0.61
Chemical composition of weld metal (wt.%)	Cu : 0.14, Ni : 0.80
Standard deviation of chemical composition (wt.%)	Cu : 0.01, Ni : 0.02
Flaw density and size distribution	Surface flaw: refer to Oconee unit 1 Embedded flaw: Beaver Valley unit 1

## (2) 解析結果と考察

確率論的破壊力学解析の結果を図 6-3 に示す。図 6-3 より、照射量の増加とともに、 $TWCF$  は片対数グラフ上で直線的に増加する傾向にあることがわかる。この代表国内 PWR プラントに対する健全性評価の許容基準を満足する最大照射量は、従来の JEAC4206-2007 の場合  $1.0 \times 10^{20}$  n/cm<sup>2</sup>、提案する健全性評価方法では  $1.2 \times 10^{20}$  n/cm<sup>2</sup> であった。したがって、提案する健全性評価方法は、従来の健全性評価方法より緩和され、高い照射量まで許容されることになる。しかしながら、米国と同様の方法による確率論的破壊力学に基づき、これらの許容基準に対応する破損頻度 ( $TWCF$ ) を求めた結果、米国のスクリーニング基準に使用された  $1 \times 10^{-6}$  (/炉・年) よりも十分低い、すなわち、米国よりも保守的な許容基準であることがわかった。



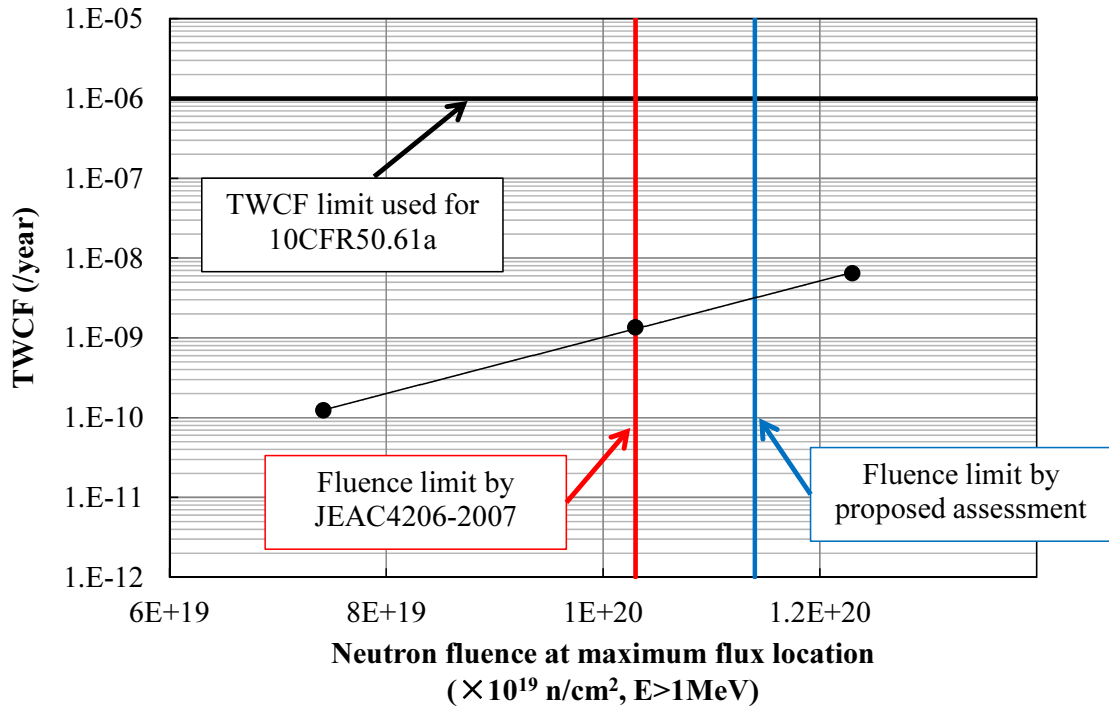


Fig. 6-3 TWCF of representative Japanese PWR plant by probabilistic fracture mechanics analyses.

### 6.3.2 各評価項目の保守性

提案する健全性評価方法には更なる保守性が含まれている。そこで、応力拡大係数、破壊靱性及び許容基準のそれぞれに対する保守性を以下のとおり整理した。これらは、健全性評価の精緻化にあたり、今後取り組む余地のある項目ともいえる。

#### (a) 応力拡大係数の評価方法に係わる保守性

##### (1) 最大仮想欠陥

第3章に示したように、原子炉压力容器に想定される欠陥の発生要因や性状、非破壊検査の実施状況、海外での想定欠陥に関する調査や取扱い及び供用中のき裂進展を踏まえると、原子炉压力容器に欠陥が存在していたとしても、欠陥は大多数が鋭利ではなく（亀裂ではない）、十分小さく、板厚内部にほぼ均一に存在するものと考えられる。しかしながら、提案する健全性評価方法においては、評価上厳しくなるように、熱応力が最も高く、また、破壊靱性の観点から照射量が最も高く、温度も最も低くなるように、低合金鋼部の内表面側に十分に大きな亀裂があるものと想定して評価するところに保守性が含まれている。

##### (2) 過渡条件

口径の大きな配管については破断前漏えい（Leak Before Break : LBB）概念が成立

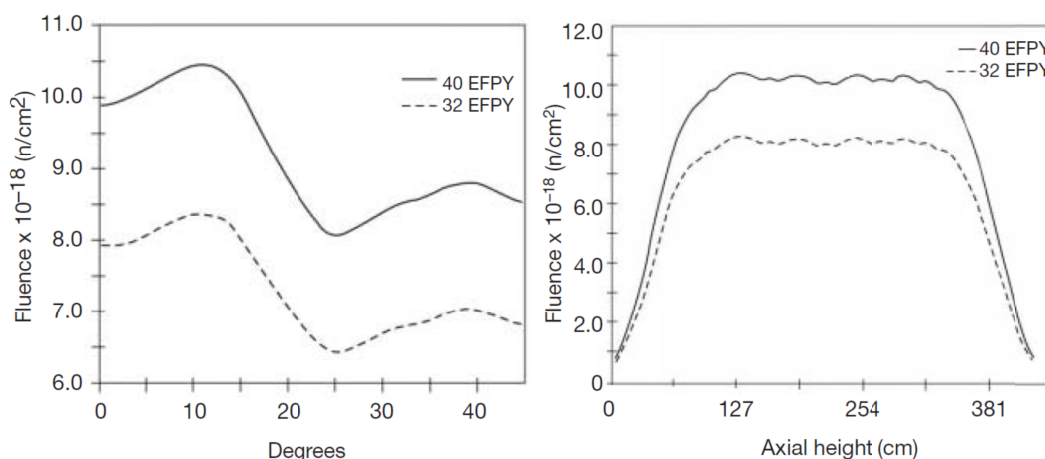
すると考えられるため、過渡条件として考慮している大破断冷却材喪失事故が発生する可能性は極めて低いと考えられる。また、大破断冷却材喪失事故の過渡条件は、事象発生後瞬時に運転温度の約 290°C の原子炉圧力容器内表面が約 30°C 以下の非常用炉心冷却系統の水温に晒されるとの条件を設定している。実際には、安全注入水が原子炉圧力容器の炉心領域に達するまでには少なからず温度が上昇していると考えられることから、温度過渡条件は十分な保守性を有している。

また、小破断冷却材喪失事故や主蒸気管破断事故において安全注入水による冷却が大きいのは、入口管台直下等のように局所的であると考えられる。しかしながら、式(6-1)及び式(6-2)に示した混合評価式は、最も温度低下が大きい位置で評価したものであり、その温度が原子炉圧力容器内面の全面に晒される状態を想定していることは、温度低下を十分に保守的に評価していると言える。

## (b) 破壊靱性の評価方法に関する保守性

### (1) 照射量

原子炉圧力容器が受ける照射量（あるいは中性子束）は、燃料からの距離に応じて周方向の分布が存在する（図 6-4 参照<sup>11)</sup>）。健全性評価においては、欠陥が対象とする部材の最も照射量（中性子束）の高い位置にあると想定し、この位置での照射量を使用して評価を行うため、保守的な評価をしていると言える。



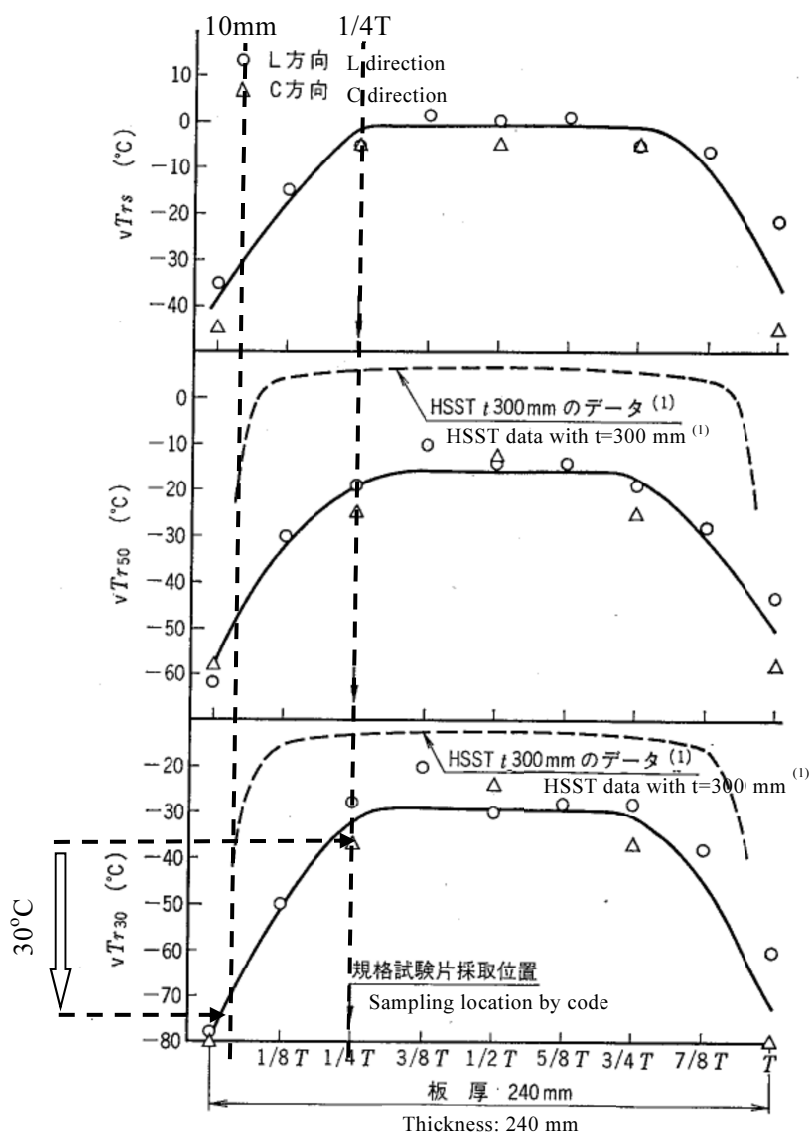
(a) azimuthal variation at the axial location of the peak fluence      (b) axial variation at the azimuthal location of peak fluence

Fig. 6-4 Example of neutron fluence distribution of reactor pressure vessel<sup>11)</sup>.

### (2) 板厚内の破壊靱性分布

想定する欠陥は低合金鋼内表面から 10 mm 内部に位置としているのに対し、破壊靱性データを取得する試験片の採取位置は表面から 1/4T の位置（T：板厚）である。図 6-5<sup>12)</sup>及び図 6-6<sup>13)</sup>に示すように、母材を対象とした場合には、一般に板厚中央部より

も表面に近い方が破壊靱性は良好（表面側の方が焼入れ・焼戻し効果が高いため）であり，表面近傍の方が  $1/4T$  部に比べてシャルピー吸収エネルギー又は破壊靱性の遷移温度は約  $30^{\circ}\text{C}$  以上低温側（破壊靱性が良好）となる結果を示している．したがって，未照射材の破壊靱性として，破壊靱性データ採取位置の観点で表面から深さ  $10\text{mm}$  の位置では延性－脆性遷移温度として約  $30^{\circ}\text{C}$  以上の保守性を有していると考えられ，照射後についてもそれに対応する裕度を有していると考えられる．



(1) Witt F. J., HSST Progress Report ORNL-4315 (1968).

Fig. 6-5 Example of Charpy impact property distribution along thickness direction<sup>12)</sup>.

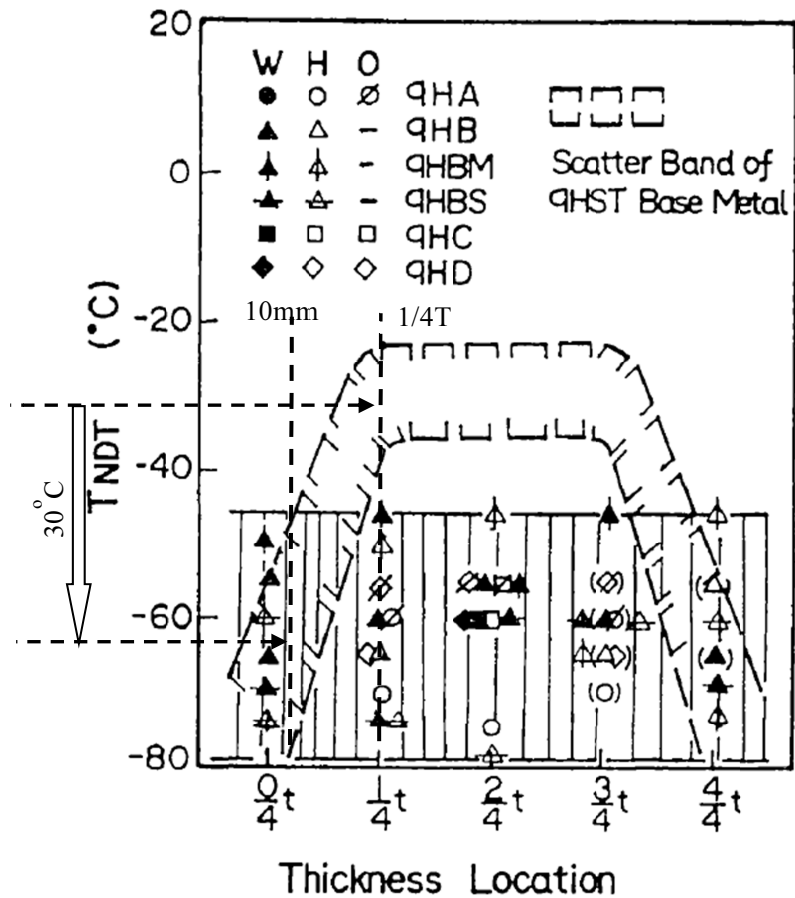


Fig. 6-6 Example of TNDT distribution along thickness direction<sup>13)</sup>.

### (3) 塑性拘束効果

破壊靱性の測定には、亀裂の深さが相対的に深く亀裂先端の塑性拘束が大きい試験片（CT 試験片等）を使用しているが、実機の原子炉圧力容器で想定されている深さ 10 mm 程度の浅い亀裂では亀裂先端の塑性拘束は小さく、実機の破壊に対する裕度はさらに大きいことが知られている。このような塑性拘束の強い試験片で測定した破壊靱性を使用して評価していることに対しては、国内外で実構造物の亀裂に及ぼす塑性拘束効果の影響（T ストレス，Q ファクター，ローカルアプローチ法等）が検討されており、現状取り入れられていない 2 軸負荷による影響を含めて、健全性評価への取り込みが望まれる。

## (c) 許容基準の保守性

### (1) 高温予荷重効果

高温予荷重（Warm Prestressing, WPS）効果とは、亀裂を有するフェライト系鋼製の構造物や機器が高温で予め引張りの応力を受けると、破壊靱性が見かけ上増加する現象であり、実験的には 1960 年代から知られている。この高温予荷重効果の現象は、

次の3種類の機構によって生じるものと考えられている<sup>9)</sup>。

- a. 高温における予荷重により、亀裂先端前方では加工硬化が引き起こされる。その後低温となるとともに降伏点が上昇するため、塑性域内で転位が不活性の状態となり、低温で破壊を起こすには付加的な荷重が必要となる。
- b. 高温における予荷重により、亀裂先端の鈍化が引き起こされ、応力集中が減少することから破壊が起こり難くなる。
- c. 予荷重温度あるいは冷却過程において除荷されることにより、亀裂先端前方では圧縮側の残留応力となる。この残留応力の存在により、破壊するには付加的な荷重が必要となる。

また、高温予荷重効果についての実験的な検証を含めた研究が各国で実施されている<sup>14)-20)</sup>。しかしながら、提案する健全性評価方法では、高温予荷重効果を許容基準に取り込んでおらず、高温予荷重効果を採用していないことによる保守性が含まれている。

## (2) 亀裂伝播停止評価

原子炉圧力容器が受ける中性子は板厚内部で減衰することから、容器の外面側ほど中性子による脆化は小さく、破壊靱性は高くなる。また、PTS事象では、一般に安全注入水の注入により内面近傍の温度低下は大きいですが、外面側の温度低下は小さいことから、内面近傍と比べると、外面側ほど破壊靱性は高く、また熱応力も低くなる。このような状況から、容器の内面近傍に想定した欠陥から非延性破壊が発生したとしても、伝播する亀裂は容器の外面に貫通するまでに停止する可能性を有している。

## (3) 決定論的破壊力学評価

決定論的評価では、欠陥、過渡事象、破壊靱性等各因子個別に保守的に設定して評価する。したがって、評価方法全体として必ずしも各因子の依存関係が考慮された適切な保守性が設定されているわけではなく、結果的に過度に厳しい評価方法となっている可能性がある。各因子の依存関係も考慮した破損に対するリスクを定量的に評価するためには、確率論的破壊力学解析を実施し、合理的な評価方法となるよう検討を進める必要がある。

## 6.4 結言

第5章までの検討結果を踏まえて、評価精度向上のため、最新の知見を取り込んだ破壊力学に基づく原子炉圧力容器の脆性破壊に対する健全性評価方法を提案した。また、照射量を変えた国内代表 PWR プラントに対する確率論的破壊力学解析を実施して破損頻度を求め、設定した健全性評価方法の許容基準が、米国と比べて厳しく設定されてい

ることを確認した。さらに、提案する健全性評価方法が有する更なる保守性を整理した。これらの保守性に係わる項目は、健全性評価の精緻化にあたり、今後取り組む余地のある項目であるともいえる。

## 参考文献

- 1) Yoshimura, S., Emori, T., Fujimoto, T., Tsuge, A., Koyama, K., “Mixing behaviour of safety injection water within the cold leg and the downcomer under postulated accidents”, Paper 13.D in Proceedings of the Third International Topical Meeting on Reactor Thermal Hydraulics, Newport, Rhode Island U.S.A. (1985).
- 2) Jackson, J., D. and Fewster, J., “Enhancement of turbulent heat transfer due to buoyancy for downward flow of water in vertical tubes,” Heat Transfer and Turbulent Buoyant Convection, Studies and Applications for natural environment, buildings and Engineering Systems, Vol. (1977).
- 3) French Association for Design, “In-service inspection rules for mechanical components of PWR nuclear islands”, RSE-M Appendix 5.4 (2010), pp. 21-23.
- 4) Lu, K., Katsuyama, J. and Li, Y., “Plasticity correction on the stress intensity factor evaluation for underclad cracks under pressurized thermal shock events”, Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2016), Paper no..63486.
- 5) The Japan Electric Association Code, “Method of surveillance tests for structural materials of nuclear reactors”, JEAC 4201-2007 [2013 addenda] (2013).
- 6) U.S. Nuclear Regulatory Commission, “Fracture toughness requirements for protection against pressurized thermal shock events,” 10CFR50.61.
- 7) U.S. Nuclear Regulatory Commission, “Alternate fracture toughness requirements for protection against pressurized thermal shock events,” 10CFR50.61a.
- 8) Erickson Kirk, M., et al., “Technical basis for revision of the pressurized thermal shock (PTS) screening limit in the PTS rule (10CFR50.61),” NUREG-1806, U.S. Nuclear Regulatory Commission, (2006).
- 9) Williams, P. T., et al., “Fracture analysis of vessels – Oak Ridge FAVOR, v16.1, computer code: theory and implementation of algorithms, methods, and correlations, Oak Ridge National Laboratory, ORNL/LTR-2016/309 (2016).
- 10) Dickson, T. L., et al, “Electronic archival of the results of pressurized thermal shock analyses for Beaver Valley, Oconee and Palisades reactor pressure vessels generated with the 04.1 version of FAVOR,” ORNL/NRC/LTR -04/18 (2004).
- 11) International Atomic Energy Agency, “Guidelines for application of the master curve approach to reactor pressure vessel integrity in nuclear power plants,” IAEA TRS No.429, IAEA, Vienna (2005).
- 12) Susukida, H., et al., “Study on the fracture toughness of heavy section steel for nuclear

- reactor pressure vessel,” Mitsubishi Heavy Industries Technical Review Vol. 13, No. 1 (1976).
- 13) Sakai, Y., et al., “A study on the fracture toughness of heavy section steel plates and forgings for nuclear pressure vessels produced in Japan part I materials tested and their fundamental properties,” Pressure Engineering : Journal of Japan High Pressure Institute, Vol. 22, No. 4 (1984).
  - 14) Okamura, H., et al., “Verification of warm prestressing effect under a pressurized thermal shock (PTS) event,” ASME Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.116, pp.267-273 (1994).
  - 15) Okamura, H., et al., “Further experimental verification of warm prestressing effect under a pressurized thermal shock (PTS),” ASME Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.118, pp.174-180 (1996).
  - 16) Pugh, C. E. and Bass, B. R., “A review of large-scale fracture experiments relevant to pressure vessel integrity under pressurized thermal shock conditions,” ORNL/TM-2000/360.
  - 17) Moinereau, D., et al., “SMILE project: the effect of warm pre-stress in RPV assessment: synthesis of experimental results and analyses,” Proceedings of ASME 2006-ICPVT-11, ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2006), Paper no. PVP2006-ICPVT- 11-93178.
  - 18) Moinereau, D., et al., “NESC VII: A European project for application of WPS in RPV assessment including biaxial loading,” Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2010), Paper no. 25399.
  - 19) Lauerova, D., et al., “Warm pre-stressing tests for WWER 440 reactor pressure vessel material,” Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2009), Paper no. 77287.
  - 20) Chas, G., et al., “Fracture toughness of a highly irradiated pressure vessel steel in warm pre-stress loading conditions(WPS) ,” Proceedings of ASME Pressure Vessel and Piping Division Conference (2011), Paper no. 58029.

## 第7章 結 論

### 7.1 本研究による成果の総括

PWR型の原子炉圧力容器の代表的なPTS事象に対する健全性の評価方法は、1980年代の知見に基づいて1991年にJEAC4206に取り込まれたものである。その後現在に至っては破壊力学や破壊靱性に関する多くの知見が得られており、またプラントの高経年化に伴ってより一層の評価精度向上が望まれる。そこで、本研究はPTS事象に対する健全性評価における応力拡大係数及び破壊靱性等に関する評価方法を高度化することを目的とした。応力拡大係数に関しては、原子炉圧力容器のPTS事象時におけるクラッド下の亀裂に対して、亀裂の開口を抑制するクラッドの効果を考慮しつつ、除荷過程も含めて簡易的に合理的に応力拡大係数を算出する方法を開発することとした。破壊靱性に関しては、破壊靱性に関わる最新の知見を取り入れて、マスターカーブの考え方を準用して、破壊靱性データのばらつきを統計的に分析して、より評価精度・信頼性の高い破壊靱性遷移曲線の評価方法を開発することとした。

第1章では、原子炉圧力容器の脆性破壊に対する健全性評価の技術背景及び本研究における応力拡大係数及び破壊靱性評価の高度化の方針を整理した。応力拡大係数に関しては、従来原子炉圧力容器内面に施工されるクラッドの影響を考慮していないことから、仏国等における検討状況も踏まえ、クラッドが亀裂の開口を抑制する効果を考慮した応力拡大係数の評価法の開発方針について述べた。破壊靱性に関しては、延性－脆性遷移温度領域の破壊靱性のばらつき（不確かさ）が大きいことから、従来の破壊靱性データの下限包絡とした破壊靱性遷移曲線は、その信頼性が破壊靱性データの数に依存することや、破壊靱性データの外れ値により設定される場合があることについて指摘した。このため、破壊靱性の不確かさを統計的に考慮できるマスターカーブの考え方を準用し、監視試験で得られる破壊靱性データを統計的に分析の上、シャルピーの遷移温度を指標とした破壊靱性遷移曲線の開発方針について述べた。

第2章では、破壊力学的評価に関して、現状知見における破壊力学的評価の考え方、破壊力学パラメータ（例えば、応力拡大係数）の算出法及び破壊靱性の評価法について整理した。また、原子炉圧力容器の健全性評価について、現状の中性子照射脆化の考慮方法及び破壊力学に基づく脆性破壊及び延性破壊に対する評価法を整理した。原子炉圧力容器の炉心領域部では、プラントの高経年化に伴って中性子照射脆化による破壊靱性の低下が進むことから、脆性破壊及び延性破壊を防止するための破壊力学的評価の精度向上がプラントの信頼性向上の観点で極めて重要となっている。中性子照射脆化の考慮にあたっては、原子炉圧力容器材料の残材を用いた監視試験を実施することで、照射後の破壊靱性の指標 $RT_{NDT}$ や $USE$ のデータにより脆化傾向が把握されるとともに、照射脆化メカニズムに関する知見の蓄積により、脆化予測法が継続的に改良される仕組みとなっている。しかしながら、脆化予測の対象となる $RT_{NDT}$ や $USE$ は、破壊力学的評価に直



接使用される破壊力学パラメータではないことから、PWR プラントの監視試験で蓄積された破壊力学的破壊靱性試験のデータを活用して、破壊力学パラメータに換算するための精度の高い換算式を開発することが望ましいと考えた。この換算式の開発にあたっては、遷移温度領域での破壊靱性のばらつきは大きいことから、定量的に破壊靱性のばらつきを評価できるマスターカーブ法が有用と判断した。また、延性破壊も含めて  $J$  積分が広く使用できるようになっているため、弾塑性 FEM 解析により原子炉压力容器等構造物における亀裂に対する  $J$  積分、もしくは、 $J$  積分から換算した  $K_I$  を算出して破壊力学的評価に使用することも評価精度向上の有効な手段であると考え、今後の検討を進めることとした。

第3章では、健全性評価方法の高度化にあたり、原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価に考慮すべき評価条件を取りまとめた。原子炉压力容器の脆性破壊の評価にあたり考慮すべき過渡条件として、通常運転状態においては、起動・停止時及び耐圧・漏えい試験時の昇圧・昇温及び降圧・降温時がある。このような過渡に対しては、十分に大きな欠陥を想定した破壊力学的評価により、1次冷却材の圧力-温度の制限曲線を設定して管理することとなる。一方、事故時においては、大破断 LOCA 及び小破断 LOCA が PTS 事象として脆性破壊の評価にあたり考慮すべき支配的な事象であると結論付けた。次に、原子炉压力容器にはクラッド溶接や継手溶接が施工されており、脆性破壊に対する評価においては、それらの溶接残留応力を考慮することが必要である。そこで、原子炉压力容器の製作時における代表的なクラッド溶接及び継手溶接の施工条件に基づき、FEM 解析を行って、板厚内の溶接残留応力の分布を求めた。また、簡易的に板厚内の溶接残留応力分布を設定する方法についても検討した。最後に、原子炉压力容器における欠陥の発生要因と性状、非破壊検査の状況、米国キャンセル炉に対する調査、供用期間中の疲労亀裂進展を整理し、想定すべき欠陥について考察した。検討の結果、PTS 評価で想定する欠陥としては、クラッド下の母材あるいは溶接金属に深さ 10 mm 長さ 60 mm の半楕円亀裂を想定することが妥当であると考えた。ただし、非破壊検査の結果を踏まえ、非破壊検査の検出精度、JSME 維持規格に基づく供用期間中の疲労亀裂進展を考慮して、炉心領域内面(クラッド下)に上述の寸法とは異なる半楕円亀裂を想定してもよいとした。

第4章では、クラッドの影響を考慮した欠陥評価法を開発した。原子炉压力容器の PTS 事象に対する健全性評価にあたり、最大仮想欠陥として原子炉压力容器内面のクラッド下に深さ 10mm、長さ 60mm の半楕円亀裂を想定し、 $K$  値を算出する。JEAC4206 では、仏国で開発された  $K$  値の評価式に加えて、亀裂をモデル化した FEM 解析により  $K$  値を算出してもよいことが規定されているが、具体的な方法は規定されていない。このため、JEAC4206 に規定されたクラッド下の半楕円亀裂を対象として評価条件を変えた FEM 解析を行い、亀裂の開口を抑制するクラッドの効果を考慮しつつ、除荷過程も含めて簡易的に合理的に  $K$  値を算出する方法を検討した。検討の結果、以下の成果が得られた。

1. クラッド溶接や継手溶接による溶接残留応力をマッピングし、低合金鋼部は弾性特性として亀裂先端の塑性域補正を行うことで、比較的簡便に合理的な  $K$  値を評価できる。
2. 原子炉压力容器のクラッド及び低合金鋼部が中性子照射を受けることにより硬化した場合、クラッド下の亀裂開口が抑制されて  $K$  値を小さく評価することから、未照射の応力-ひずみ特性を用いることにより、高めに  $K$  値を評価できる。
3. 亀裂最深部の  $K$  値はクラッドの塑性変形挙動の影響を受けるが、クラッドのメッシュを 4 層以上に分割していれば、メッシュ分割の影響は小さいことを明らかにした。
4. JEAC4206 に規定された  $K$  値の評価式（補正係数  $\beta$ ）は保守的な結果を与えることが知られているが、近年 Lu らにより提案された補正係数  $\beta$  の式ではそれが緩和され、かつ、弾塑性 FEM 解析を用いたいずれの結果よりも高めの  $K$  値を与えることを確認した。したがって、補正係数  $\beta$  を Lu らにより提案された式に見直すことにより、簡易的に適切な  $K$  値を算出できる。

以上から、クラッド下の亀裂を対象として、亀裂をモデル化した FEM 解析により PTS 事象時の  $K$  値を算出する際には、未照射のクラッドの応力-ひずみ特性を使用し、溶接残留応力をマッピングして、低合金鋼部は弾性特性として亀裂先端の塑性域補正を行うことで簡易的に合理的な  $K$  値を算出できることがわかった。また、亀裂をモデル化した弾塑性 FEM 解析を用いない場合には、JEAC4206 に規定された  $K$  値の評価式で補正係数  $\beta$  を Lu らにより提案された式において見直すことで、さらに簡易的に  $K$  値を算出できることがわかった。

第 5 章では、国内 PWR プラントの監視試験により蓄積された照射後破壊靱性データの傾向分析の結果を踏まえて、母材（圧延材）、母材（鍛鋼品）、溶接金属のそれぞれに対して  $T_{r30}$  を整理指標としたマスターカーブ法の考え方を採り入れた評価用破壊靱性遷移曲線を設定した。この評価用破壊靱性遷移曲線は、5%信頼下限のマスターカーブに相当するが、原子炉压力容器の健全性評価に用いる  $T_{r30}$  予測値を用いて包絡性の確認を行なった結果、95%以上の信頼性が確保できており、また、従来の JEAC4206-2007 の破壊靱性遷移曲線より全般的に保守的に評価する傾向があることを確認した。

第 6 章では、第 5 章までの検討結果を踏まえて、評価精度向上のため、最新の知見を取り込んだ破壊力学に基づいた方法として、PWR 原子炉压力容器の脆性破壊に対する国内の健全性評価基準への反映方法を提案した。また、照射量を変えた国内代表 PWR プラントに対する確率論的破壊力学解析を実施して破損頻度を求め、提案する健全性評価方法の許容基準が、米国と比べて厳しく設定されていることを明らかにした。さらに、提案する健全性評価方法が有する更なる保守性を整理した。

以上を総括すると、本研究では、原子炉压力容器の脆性破壊に対する健全性評価方法について、評価精度向上のための最新の知見を踏まえた高度化を検討した。想定する欠

陥はクラッド下の半楕円亀裂とし、クラッドや継手溶接の残留応力の考慮方法も含め、クラッドの亀裂の開口を抑制する効果を考慮した弾塑性 FEM 解析の方法を開発した。これにより、より実態に即した精度の高い応力拡大係数の評価が行えることになった。また、破壊靱性のばらつきを定量的に評価可能なマスターカーブ法を準用し、シャルピー遷移温度を指標とした破壊靱性遷移曲線を開発した。この破壊靱性遷移曲線は、監視試験で取得した照射後の破壊靱性データの傾向を再現し、また一定の保守性や説明性を備えた信頼性の高い評価ができると考えられる。

## 7.2 今後の研究課題と展望

原子炉圧力容器の健全性評価に関しては、プラントの更なる長期運転を念頭に、引き続き評価精度向上および信頼性向上を図ることが重要である。健全性評価に用いられる中性子照射による脆化予測に関しては、監視試験により、より高い照射量のデータが継続的に蓄積されるとともに、微視的組織観察技術の進歩により照射脆化メカニズムの解明が進められつつあり、今後も予測精度向上及び信頼性向上が図られると考えられる。さらに、第5章で検討した破壊靱性遷移曲線は、監視試験で取得した破壊靱性データに基づいており、今後も監視試験により更なる破壊靱性データが蓄積されれば、照射の影響等を分析し、破壊靱性遷移曲線の見直しを図っていくことが必要である。

6.4.2 項においては、健全性評価における応力拡大係数、破壊靱性及び許容基準のそれぞれに対して、更なる保守性があることを示した。これらの項目については、今後データの充実や検証等を通して、健全性評価方法に取り込んでいくことが望まれる。この中でも、塑性拘束効果については、国内外で、亀裂深さにより塑性拘束状態を変えた3点曲げ試験片や実際の原子炉圧力容器と同様に2軸負荷状態を与えるための十字型試験片等を用いた実験的な検討が進められている。また、破壊の予測法に関しては、塑性拘束効果を考慮可能なように、亀裂先端の応力場に基づくワイブル応力でへき開破壊を予測する Beremin モデルの適用検討が進められている。さらには、延性-脆性遷移温度領域では延性亀裂進展後にへき開破壊が生じることから、荷重の負荷過程におけるポイドの発生、成長、合体をモデル化して延性亀裂進展挙動を予測するための Gurson モデルの適用することも検討が進められている。これらの破壊予測法についても、PTS 事象等のような熱衝撃負荷や2軸負荷状態等複雑な応力状態での適用性の検討が進められ、健全性評価方法に取り込むことが将来的に必要となってくるものと考えられる。

また、特に原子炉圧力容器の健全性評価においては、化学成分や照射量等の中性子照射脆化予測に寄与する因子や破壊力学評価において必要となる欠陥の大きさや位置等多くの因子が影響を与える。このため、決定論的評価を行う際には、それらの因子のばらつきや保守性の取扱いが難しい。したがって、米国と同様に、国内プラントに対しても、これらの因子の不確かさを定量的に取り扱うことができる確率論的破壊力学解析の適用が望まれる。現在は、国内においても、米国の適用事例を参考にして、特に国内プラントの原子炉圧力容器への適用を念頭に、確率論的破壊力学解析コードの開発や規格化が

進められている。確率論的破壊力学により破損頻度が求められれば、決定論的評価の代替、すなわち機器の合理的な許容基準として活用できるだけでなく、破損頻度の増減を評価することにより、非破壊検査等の保全計画の有効性や規格・基準改定時における妥当性の判断材料として使用できると考えられる。

## 各章に対応する発表論文

### 第1章, 第2章

- 1) Hirota, T., Hirano, T., Uchihashi, M., Toyoda, T., Takamoto, S. and Soneda, N., “Surveillance program for irradiation embrittlement of reactor pressure vessels in Japan,” ASTM STP 1603 (2018).

### 第3章

- 2) Hirota, T., Sakamoto, H. and Ogawa, N., “Proposal for update on evaluation procedure for reactor pressure vessels against pressurized thermal shock events in Japan,” Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference Vol. 1: Codes and Standards. Anaheim, California, USA. July 20-24 (2014), V001T01A093. ASME <https://doi.org/10.1115/PVP2014-28392>.

### 第4章

- 3) Sakamoto, H., Hirota, T., and Ogawa, N., “Study on evaluation procedure for calculating the stress intensity factor of flaws beneath RPV cladding during pressurized thermal shock events by FE analysis,” Proceedings of the ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference Vol. 1B: Codes and Standards. Vancouver, British Columbia, Canada. July 17-21 (2016), V01BT01A038. ASME <https://doi.org/10.1115/PVP2016-63210>.
- 4) 廣田貴俊, 小川直輝, 阪本浩之, “原子炉圧力容器のクラッド下の全周亀裂に対する応力拡大係数の算出方法の検討”, 日本機械学会論文集, Vol. 86, No. 882 (2020).
- 5) 廣田貴俊, 小川直輝, 阪本浩之, “加圧熱衝撃事象時における原子炉圧力容器のクラッドを考慮した応力拡大係数の算出方法”, 圧力技術, Vol. 58, No. 3 (2020).

### 第5章

- 6) Yoshimoto, K., Hirota, T. and Sakamoto, H., “Fracture toughness curves of Japanese reactor pressure vessel steels considering neutron irradiation embrittlement,” E-Journal of Advanced Maintenance, Japan Society of Maintenology, Vol. 7-2 (2015) 166-171.
- 7) Yoshimoto, K., Hirota, T. and Sakamoto, H., “Applicability of fracture toughness curves developed for Japanese pressure vessel steels to structural integrity evaluation,” Proceedings of the ASME 2015 Pressure Vessels and Piping Conference Vol. 1B: Codes and Standards. Boston, Massachusetts, USA. July 19-23 (2015), V01BT01A053. ASME. <https://doi.org/10.1115/PVP2015-45275>.
- 8) 廣田貴俊, 吉本賢太郎, “マスターカーブの考え方を取り入れた原子炉圧力容器

の PTS 評価用の破壊靱性遷移曲線の設定について”, 日本機械学会論文集, Vol. 85, No. 873 (2019).

## 第 6 章

- 9) 村上毅, 廣田貴俊, 中島健一, “国内の原子炉圧力容器の加圧熱衝撃事象に対する健全性評価手法における許容基準に相当する破損リスクの評価”, 原子力学会 2018 年春の年会 (2018).

## 謝辞

本論文をまとめるにあたり、京都大学大学院 エネルギー科学研究科 今谷勝次教授には、ご多忙中、貴重なご意見、ご指導をいただきましたことに深謝いたします。本論文の作成と審査に際して、京都大学大学院 エネルギー科学研究科 川那辺洋教授、京都大学大学院 エネルギー科学研究科 安部正高准教授には、数多くの有益な御助言をいただきました。心から感謝いたします。京都大学 星出敏彦名誉教授には、適切な御助言を賜るとともに、論文の構成や表現方法などについて、懇切丁寧なご指導をいただきました。謹んで深甚の謝意を表します。

本研究は、著者が三菱重工業株式会社原子力セグメント機器設計部原子炉機器設計課、ならびに、総合研究所 強度・構造研究部 強度第二研究室において行った研究の一部をまとめたものであり、研究を進める過程では多くの方々に御協力・御助言をいただきました。

ニュークリア・デベロップメント株式会社試験部ホット試験室 吉本賢太郎主席には、破壊靱性に関わる分析について多大なご協力をいただきました。心より厚くお礼申し上げます。原子力セグメント原子力技術部技術統括課 小川直輝主席技師には、溶接残留応力解析及び応力拡大係数評価に関して多大なご協力をいただきました。ここに深く感謝いたします。原子力セグメント機器設計部プラント機器設計課 阪本浩之主席技師には、本研究に関する数々のご助力をいただきましたことに、厚くお礼申し上げます。原子力セグメント機器設計部 朝田誠治主幹技師、富松実氏には、入社時から原子炉压力容器の中性子照射脆化に関わる終始変わらぬ貴重なご指導をいただきました。この場を借りて心より御礼申し上げます。元総合研究所 川本要次所長（令和元年10月22日逝去）には、本研究の取りまとめにあたり激励いただき、大きな心の支えとなりました。深く感謝いたします。総合研究所 猪狩顧問には、本研究の取りまとめに向けて、構成や内容についてのご助言、励ましの言葉を頂きました。心より感謝いたします。さらに、原子力セグメント機器設計部 向井部長、総合研究所強度・構造研究部 柳沢主席研究員には、種々のご助言とご激励をいただきましたことに感謝いたします。

最後に、本研究は、関西電力株式会社、北海道電力株式会社、四国電力株式会社、九州電力株式会社及び日本原子力発電株式会社との共同研究として実施いたしました。研究の遂行にご支援をいただいた関係各位に謝意を表します。