

中性子照射を受けた原子炉容器炉内構造物の構造健全性^{*1} (ステンレス鋼構造物の冷間加工による破壊強度変化)

Structural integrity of stainless steel components exposed to neutron irradiation
(Change in failure strength of cracked components due to cold working)

釜谷 昌幸 (Masayuki Kamaya) ^{*2}

北條 智博 (Tomohiro Hojo) ^{*3}

望月 正人 (Masahito Mochizuki) ^{*4}

要約 ステンレス鋼の構造物は中性子照射を受けると、硬化し耐荷重が増加する。一方、硬くなると破壊靱性が低下し、き裂を有する構造物の耐荷重は低下する可能性がある。本報では、中性子照射を受けたき裂を有する構造物の破壊評価手順を検討するため、冷間加工を施した316ステンレス鋼を用い、引張試験と破壊靱性試験を行った。冷間加工によって降伏強度および引張強さは増加し、破壊靱性値は低下した。得られた材料定数を用いて、周方向のき裂を有する円筒形状構造物を対象に破壊評価を行った。冷間加工によって評価上の破壊モードは塑性崩壊から延性き裂不安定進展破壊に変化した。しかし、破壊荷重が0%加工材のそれより低下することはなかった。これらの変化は加工による流動応力の増加とともに、応力・ひずみ曲線の変化による破壊駆動力(J値)の低下によってもたらされていることが示された。また、2パラメータ評価法によって冷間加工による材料特性の変化を考慮した破壊評価を行うことができることが示された。

キーワード 破壊強度, ステンレス鋼, 中性子照射, 冷間加工, 2パラメータ法, 破壊評価曲線, J積分値, 弾塑性破壊力学, 極限荷重

Abstract Load carrying capacity of austenitic stainless steel component is increased due to hardening caused by neutron irradiation if no crack is included in the component. On the other hand, if a crack is initiated in the reactor components, the hardening may decrease the load carrying capacity due to reduction in fracture toughness. In this paper, in order to develop a failure assessment procedure of irradiated cracked components, characteristics of change in failure strength of stainless steels due to cold working were investigated. It was experimentally shown that the proof and tensile strengths were increased by the cold working, whereas the fracture toughness was decreased. The fracture strengths of a cylinder with a circumferential surface crack were analyzed using the obtained material properties. Although the cold working altered the failure mode from plastic collapse to the unsteady ductile crack growth, it did not reduce failure strengths even if 50% cold working was applied. The increase in failure strength was caused not only by increase in flow stress but also by reduction in J-integral value, which was brought by the change in stress-strain curve. It was shown that the failure strength of the hardened stainless steel components could be derived by the two-parameter method, in which the change in material properties could be reasonably considered.

Keywords Failure Strength, Stainless Steel, Neutron Irradiation, Cold Working, Two-Parameter Method, Failure Assessment Curve, J-integral Value, Elastic-Plastic Fracture Mechanics, Limit Load

1. 緒言

原子力発電プラントの炉心に近接する位置に配置された構造材料は、供用中の中性子照射によって硬

化や脆化などの経年変化を示す場合がある。一般に、構造材料が硬化すると降伏強度や引張強さが大きくなることから、構造物の耐荷重は増加する。一方、破壊靱性は、硬化に伴って低下する傾向があること

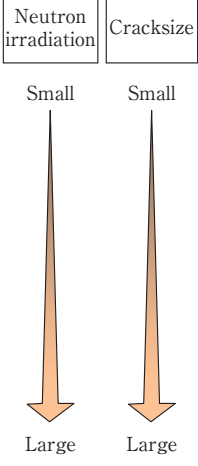



*1 日本機械学会論文集, Vol. 89, No.817 (2014) (DOI: 10.1299/transjsme.2014smm0252) より転載

*2 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

*3 原子力規制庁

*4 大阪大学

Table 1 Summary of failure mode of cracked components and influence factors, assessment procedure, driving force parameter and material resistance.

Influence factors	Failure mode	Assessment procedure	Driving force parameter	Material resistance parameter
	 Plastic collapse	Limit load analysis	Stress (load)	Yield and ultimate strengths
	 Unsteady ductile crack propagation	Elastic-plastic fracture mechanics analysis	J-integral value	J-Rcurve Elastic-plastic fracture toughness (J_{IC})
	 Brittle failure	Linear-elastic fracture mechanics analysis	Stress intensity factor	Fracture toughness (K_{IC})

から、構造物にき裂に代表される欠陥が存在する場合は、欠陥を起点とした不安定破壊により耐荷重が低下する可能性がある⁽¹⁾。プラントの運転継続とともに、疲労や応力腐食割れなどによりき裂の発生・進展する可能性が生じることから、高経年化プラントに対する構造信頼性を担保するためには、き裂が存在した場合でも構造物の耐荷重に問題がないことを確認しておく必要がある。

日本機械学会の発電用原子力設備規格維持規格（以後、維持規格）⁽²⁾には、き裂を有する構造物の破壊荷重を算出する手順が規定されている。そこでは、材料の延性（靱性）の程度に応じて、塑性崩壊を想定した極限荷重評価法、延性き裂の不安定進展破壊を想定した弾塑性破壊力学評価法、そして脆性破壊を想定した線形破壊力学評価法が整備されている（表1参照）。ここで、中性子照射による硬化が問題となる材料として、原子炉压力容器を構成する低合金鋼と、原子炉内で燃料の保持や冷却水の流れ制御を目的とした構造物（以後、炉内構造物）の主要材料であるステンレス鋼がある。原子炉压力容器の低合金鋼に対しては、線形破壊力学評価法を適用することが維持規格で規定されている。一方、比較的大きな延性を有するステンレス鋼を使用している重要配管や炉内構造物のうち、中性子照射の影響が小さい配管に対しては、溶接金属や鋳造管の場合を除き極限荷重評価法が選択される。しかし、中性子照射の影響を無視できない炉内構造物に対しては、必ずしも極限荷重評価法が適用されるとは限ら

ない。これは、表1に示すように、ステンレス鋼は照射量の増加とともに破壊モードが延性から脆性に変化し、それに対応して弾塑性破壊力学評価法、さらには線形破壊力学評価法を適用する必要があるからである。破壊モードは、材料特性はもちろんのこと、き裂や構造物の形状、さらには荷重形態にも依存して変化する。しかし、維持規格では、線形破壊力学評価法を適用する場合の照射量のしきい値が与えられるのみで、それ以外の具体的な手順は未整備となっている。

そこで本報では、中性子照射量の比較的大きい炉内構造物にき裂が存在する場合の破壊評価手順を構築するための基礎検討として、冷間加工によって中性子照射による硬化を模擬したステンレス鋼を用い、照射硬化による破壊モードと破壊荷重の変化挙動を明らかにした。まず、316ステンレス鋼の硬化による材料特性の変化を、引張試験と破壊靱性試験により調べた。次に、得られた材料特性を用いて、き裂を有する円筒形状構造物を対象に破壊解析を行った。そして、冷間加工（照射硬化）によるき裂構造物の破壊モードと破壊強度の変化の傾向を明らかにするとともに、変化をもたらす要因について考察した。最後に、中性子照射材に対する破壊荷重を算出する手順について検討した。

Table 2 Chemical composition of test material (mass%).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Bal.	0.02	0.49	0.95	0.019	0.001	10.15	16.33	2.07

Table 3 Summary of tensile test results of cold worked stainless steels obtained at room temperature.

	CW (%)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Uniform elongation (%)	Reduction in area (%)	Young's modulus (GPa)	A	ϵ_o
Longitudinal direction	0	275	586	61.7	48.5	85.2	199	1413	0.0396
	10	474	652	46.7	32.1	83.0	197	1398	0.1339
	20	657	751	32.3	17.0	83.7	192	1374	0.2922
	40	828	944	19.3	2.1	79.5	181	1222	0.6013
	50	872	997	17.7	2.2	75.7	172	1208	0.6868
Transverse direction	0	282	583	60.3	47.3	86.1	201	—	—
	10	495	655	47.0	32.9	83.0	201	—	—
	20	643	764	30.3	15.3	79.8	199	—	—
	40	861	979	19.3	2.1	75.0	203	—	—
	50	948	1067	15.7	2.1	70.5	201	—	—

2. 引張試験ならびに破壊靱性試験方法および結果

2.1 供試材

応力・ひずみ特性や破壊靱性特性に及ぼす中性子照射の影響を評価する上で、冷延加工により変化させた圧下率によって中性子照射量の大小を定性的に模擬できることは、従来知見^{(3)~(5)}により確認されている。そこで、本報においても冷間加工によって中性子照射による硬化を模擬することとした。供試材は市販の316ステンレス鋼の板材で、ミルシート記載の化学組成を表2に示す。素材の板厚は55 mmで、これを室温において、圧延方向に平行にロール加工を施した。公称の板厚減少率は10%、20%、40%および50%で、これに無加工材を含む5種類の加工度の材料を準備した。本報では、例えば加工度20%の材料を20%加工材とよびCW20と表記する。

2.2 引張試験

圧延方向に平行に採取した試験片 (L材と表記) と圧延方向直角方向に平行に採取した試験片 (T材と表記) を用いて、引張試験を行った結果を表3に示す。直径6 mmの丸棒試験片を用い、2%ひずみま

では応力で10 MPa/s、それ以降はひずみで0.5%/sの試験速度で変位を付加した。公称応力・ひずみ曲線を図1に、加工度と0.2%耐力 (以後、降伏強度) および引張強さとの関係を図2にそれぞれ示す。降伏強度および引張強さは加工度に対して単調に増加し、異方性は顕著ではなかった。表3において、L材では加工とともにヤング率が低下しているが、これは加工によって集合組織があらわれ、結晶粒の弾性異方性に対応し、ヤング率の異方性が生じたためと考えられる⁽⁶⁾。

冷間加工度が大きくなるに連れて材料の伸びが減少しており、40%以上の加工度では、降伏後すぐにくびれが発生し、一様伸びはほとんど観察されずに破断に至った。実際の中性子照射材でも、照射量が大きくなると一様伸びが徐々に減少し最終的にほとんどなくなることが報告されており⁽⁷⁾⁽⁸⁾、今回の冷間加工処理によって中性子照射現象による変形挙動の変化が模擬できていることが確認されたと言える。くびれが発生しても、試験片が破断するまで加工硬化は継続し、真応力はひずみに対して単調増加となる。弾塑性破壊力学評価法を適用する際に破壊駆動力として用いられるJ積分値 (J値) は、有限要素解析によって算出できるが、くびれ発生後の有効な応力・ひずみ曲線が一般的な引張試験では得られない。そこで、くびれ部のひずみをデジタル画像

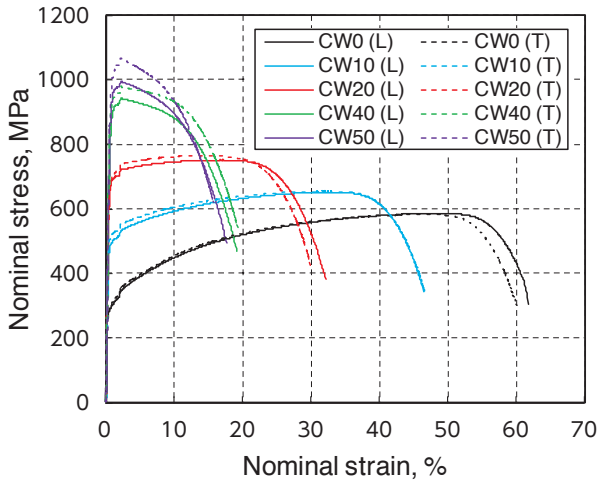


Fig. 1 Stress-strain curves for cold worked stainless steels (L: longitudinal direction, T: transversal direction).

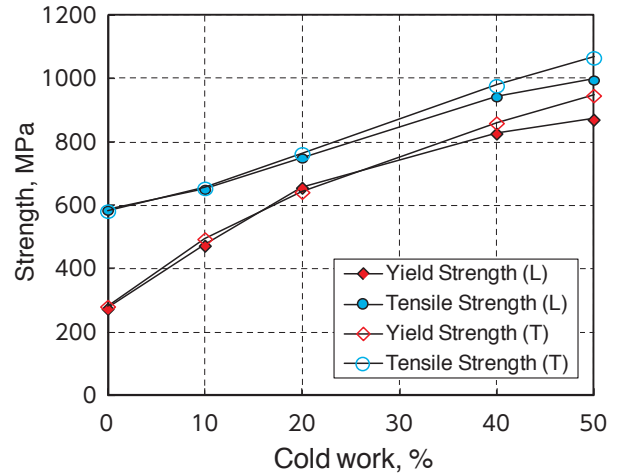


Fig. 2 Change in yield and tensile strengths with degree of cold working.

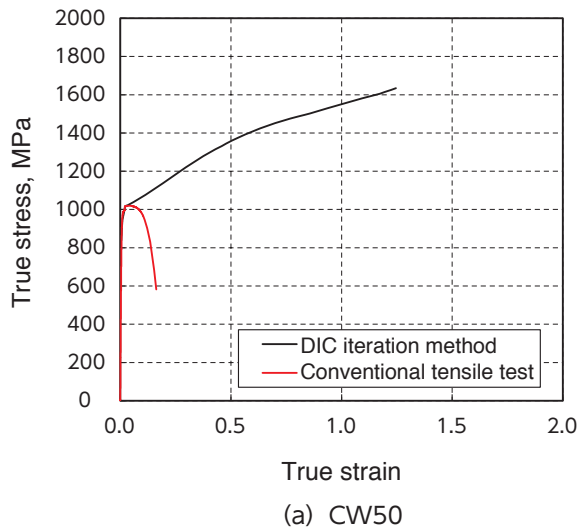
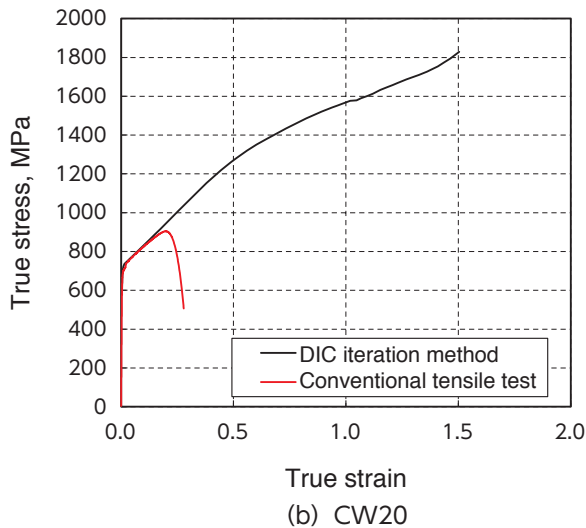


Fig. 3 True stress-strain curves for cold worked stainless steels obtained by using digital image correlation technique.

相関法によって測定することで取得した図3の真応力・ひずみ曲線をJ値の解析に用いた⁽⁹⁾。比較のため、図3にはくびれ後も伸びが一樣であると仮定して図1の結果を真応力・ひずみ関係に変換した曲線も示している。50%加工材では、通常の引張試験では有意な真応力・ひずみ曲線を得ることができなかったが、デジタル画像相関法を適用することで、1.0を超えるひずみまでの曲線が同定できた。全ての加工度の真応力・ひずみ曲線を図4に重ねて示した。これらの関係は次式のSwift則で近似した。

$$\sigma = A(\epsilon - \epsilon_0)^{0.5} \quad (1)$$

ここで、 A と ϵ_0 は定数で、最小二乗法で近似した結果を表3に示している。Swift則は加工度にかかわらず真応力・ひずみ曲線を精度よく近似できている

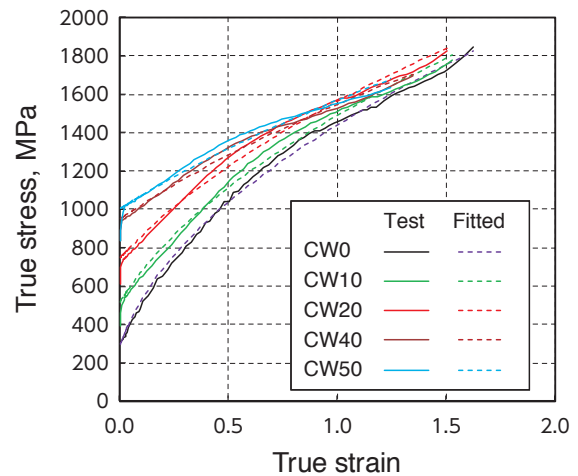


Fig. 4 True stress-strain curves of stainless steel subjected to various degrees of cold working and their regression curves according to Swift-type constitutive equation.

ことが確認できる。なお、中性子照射によって硬化したステンレス鋼の真応力・ひずみ曲線も指数係数を0.5としたSwift則で近似できることが示されている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。

2.3 破壊靱性試験

L-T方向から採取した厚さ25 mmの破壊力学試験片（1TCT）を用いて室温にて破壊靱性試験を実施した。ASTM E1820-11⁽¹²⁾にしたがい疲労予き裂導入後、正味厚さが板厚の80%になるようサイドグループを導入し、試験を行った。き裂長さの計測には除荷弾性コンプライアンス法を適用した。加工度毎に試験を2回実施した。ただし、0%加工材では十分に延性に富むことから1回目の試験で有意

Table 4 Summary of fracture toughness tests for cold worked stainless steel.

CW (%)	J_Q (kJ/m ²)		Constants for $J-R$ curve	
			C_1	C_2
10	2575	2251	1585.1	0.497
20	735	1104	1008.0	0.570
40	579	555	750.6	0.429
50	273	255	506.7	0.607

な延性き裂の発生が確認できず、破壊靱性値が得られなかったので、試験は1回のみとした。

試験結果を表4に示す。10%加工材では J_{limit} を超えたため規格に基づく J_Q 値ではない。試験後の破断面を図5に示す。破面は加熱により着色しており、疲労予き裂から延性き裂が発生していることが確認

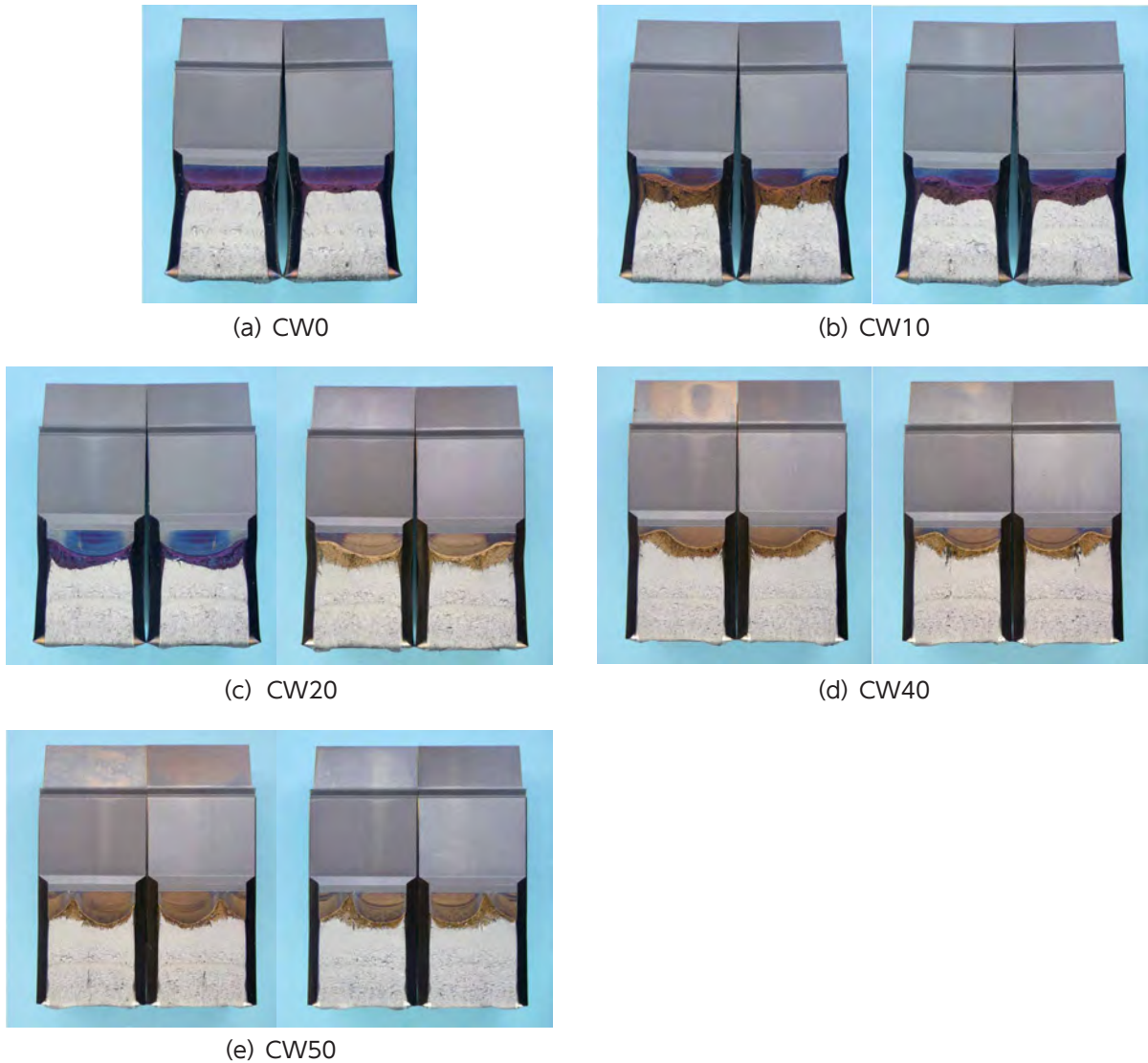


Fig. 5 Fractured surfaces obtained by fracture toughness tests performed at room temperature. Duplicate tests were carried out for each degree of cold working except CW0.

できる。冷間加工を加えた試験片では、板厚中央部近傍で疲労予き裂が成長せず、疲労き裂の前縁が凹形状となっている。ロール加工によって発生した板材の反りを曲げ荷重により回復させたが、その際に生じた残留応力によって疲労予き裂の進展が部分的に抑制されたたと推測される。なお、疲労予き裂が凹形状になると、局所的な破壊駆動力が大きくなり、破壊靱性が低下することが指摘されている⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。加工度20%以上では、ASTM規格のき裂長さのばらつき以外のValid条件は満足した。

図6に J_Q と加工度の関係を示すが、加工によって靱性が低下していることがわかる。2回の試験による J_Q のばらつきは加工度が大きくなるほど小さくなる傾向にあった。図7に J - R 曲線を示す。図中の実線は次式で近似した結果を示す。

$$J = C_1 (\Delta a)^{C_2} \quad (2)$$

単位は J が $[\text{kJ}/\text{m}^2]$ 、 Δa が $[\text{mm}]$ で、定数 C_1 と C_2 は表4に示した。

2.4 中性子照射と冷間加工の対応

ここで、中性子照射量と冷間加工度の関係について、従来知見と今回使用した材料の引張特性ならびに破壊靱性特性を比較することによって検討する。

図8および図9は、中性子照射したステンレス鋼の降伏強度に対する引張強さと一様伸びの関係をそれぞれ示している^{(15)~(20)}。照射量が大きくなると降伏強度が増加する。それにともない、引張強さが大きくなり、一様伸びが小さくなる。引張試験は、室温から288℃、さらには340℃程度の高温までの

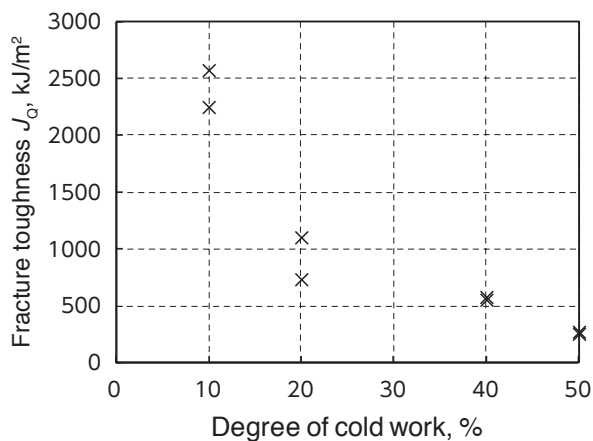


Fig. 6 Change in fracture toughness with degree of cold working obtained for stainless steel at room temperature.

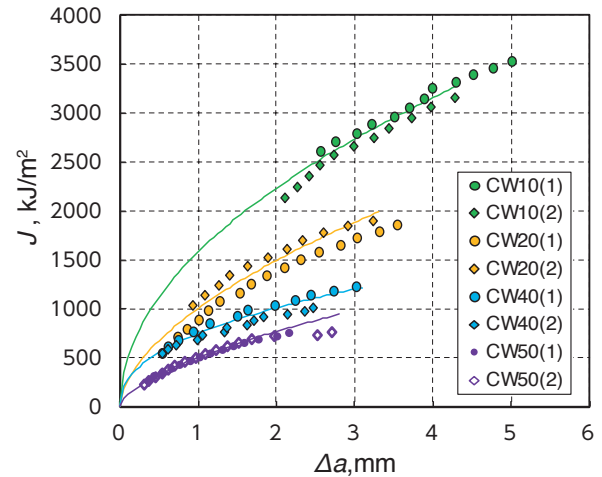


Fig. 7 J - R curves for cold worked stainless steel obtained at room temperature.

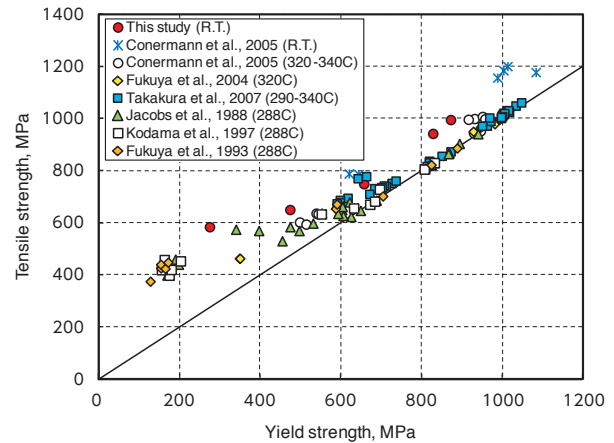


Fig. 8 Relationship between yield and tensile strengths of neutron irradiated and cold worked stainless steels.

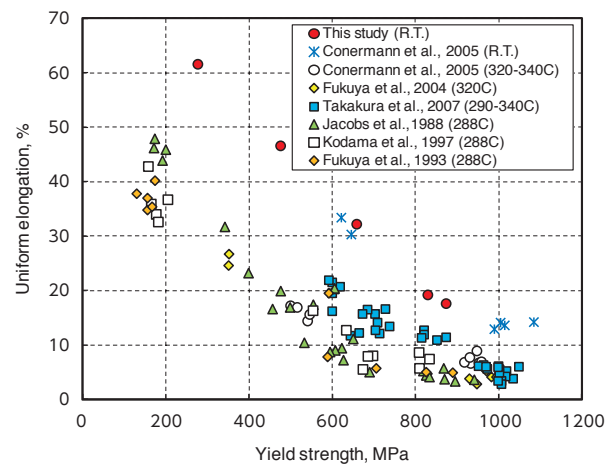


Fig. 9 Relationship between yield strength and uniform elongation of neutron irradiated and cold worked stainless steels.

範囲で実施されているが、温度範囲に限らず全体的に、降伏強度と引張強さ、一様伸びの間には明瞭な相関が見られる。図には今回のL材の試験結果も示しているが、冷間加工による引張特性の変化は、中性子照射した材料と同様の良好な相関を示している。つまり、冷間加工によって中性子照射による引張特性の変化が模擬できていると判断できる。

次に、実機プラントから採取された試験片を用いて取得された破壊靱性値⁽²¹⁾と降伏強度、破断伸びとの相関を図10、図11にそれぞれ示す。中性子照射量は試験片採取位置によって $1.4 \sim 17.0 \times 10^{24}$ n/m², $E > 1\text{MeV}$ でばらついている。原子力発電プラント実機からの採取という制約のために破壊靱性試験片と引張試験片の照射量は必ずしも一致しないことから、破壊靱性試験片の照射量に相当する降伏強度、

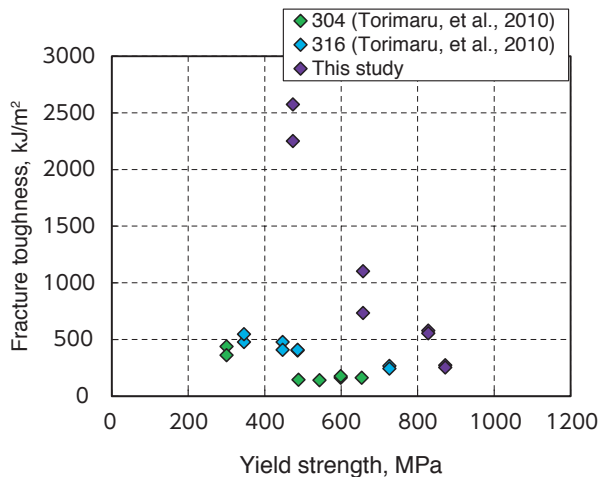


Fig. 10 Change in fracture toughness with yield strength of neutron irradiated and cold worked stainless steels.

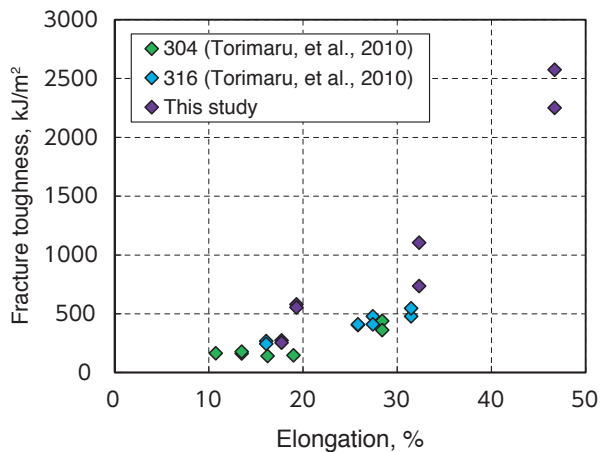


Fig. 11 Relationship between elongation and fracture toughness of neutron irradiated and cold worked stainless steels.

破断伸びの値を内挿により推定している。また、中性子照射材の試験は288℃の大気中で実施されている。降伏強度との関係では、定性的には降伏強度の増加に伴い破壊靱性値が減少するというような同様の傾向を示しているものの、定量的には同じ降伏強度における中性子照射材の破壊靱性値は冷間加工材のそれを大きく下回っている。中性子照射材では、結晶粒界での偏析など冷間加工材では再現できない材質変化によって破壊靱性が低下している可能性がある。一方、破断伸びとの関係においては、中性子照射材と冷間加工材は破断伸びの減少に伴い破壊靱性値も小さくなるように、定量的にも良い相関を示した。

以上のように、今回使用した冷間加工材ならびにその加工度は、引張特性ならびに破壊靱性特性からみて、おおむね中性子照射材と照射量に応じた材料特性の変化を模擬できていると見なして差し支えないと考えられる。

3. き裂を有する炉内構造物の破壊評価

3.1 解析対象

破壊評価の対象は周方向の半楕円表面き裂を有する円筒形状の構造体とする (図12参照)。肉厚 t と平均半径 R_m との比を $R_m/t = 5$ または 10 とした。 t は40 mmを基本条件としたが、円筒径の影響を調べるために $R_m/t = 10$ 一定として、 t を20 mmから50 mmに変化させた解析も実施した。き裂は、深さ a を $0.2t$ から $0.7t$ 、表面長さ(角度)を $2c = 20^\circ$ から 60° に系統的に変化させ、円筒には曲げ荷重のみを作用させた。

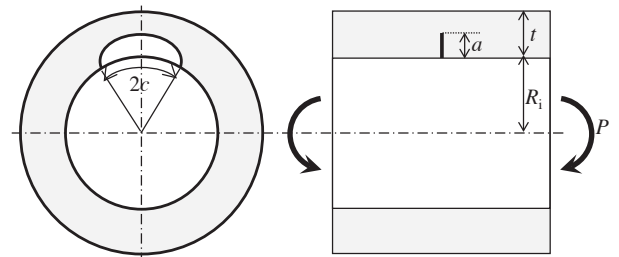


Fig. 12 Cracked cylinder model analyzed in this study.

3.2 解析方法

破壊荷重の算出には、弾塑性破壊力学評価と塑性崩壊評価を同時に考慮可能な評価法である2パラメータ評価法を用いた⁽²⁾⁽²²⁾。評価に必要な破壊評価曲線 (Failure Assessment Curve, 以後FAC) は以下の手順で求めた⁽²³⁾。

円筒に荷重を負荷したときの下式で定義されるパラメータ S_r と K_r をそれぞれ横軸と縦軸にプロットする。

$$S_r = \frac{P}{P_L} \tag{3}$$

$$K_r = \sqrt{\frac{J_c}{J}} \tag{4}$$

ここで、 P は曲げ応力、 P_L は極限荷重(応力)で次式によって算出した。

$$P_L = \frac{2\sigma_f}{\pi} \left(2\sin\beta - \frac{a}{t}\sin c \right) \tag{5}$$

$$\beta = \frac{1}{2} \left(\pi - \frac{ac}{t} \right) \tag{6}$$

R_i は円筒の内半径、 σ_f は流動応力で、降伏強度と引張強さの平均を用いた。式(5)の σ_f を降伏強度とする場合もあるが⁽²⁾⁽²²⁾、ここでは以後の説明をわかりやすくするため σ_f を用いた。式(4)において J はJ値、 J_c は欠陥を有する構造物を弾性体と見なした場合に求まる弾性J値であり、それぞれ有限要素解析によって求めた。有限要素解析には汎用の有限要素コードであるABAQUSを用いた。有限要素分割

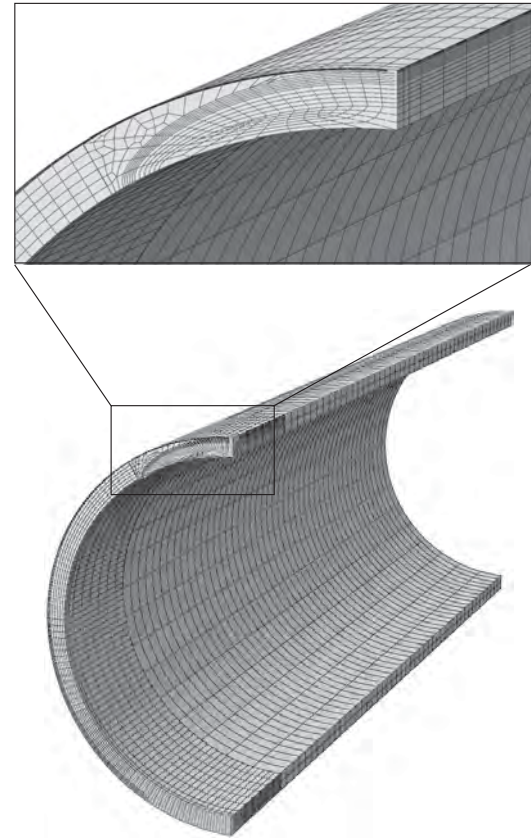
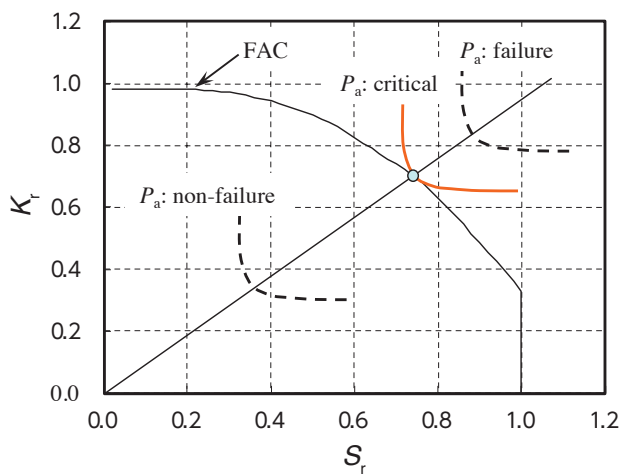
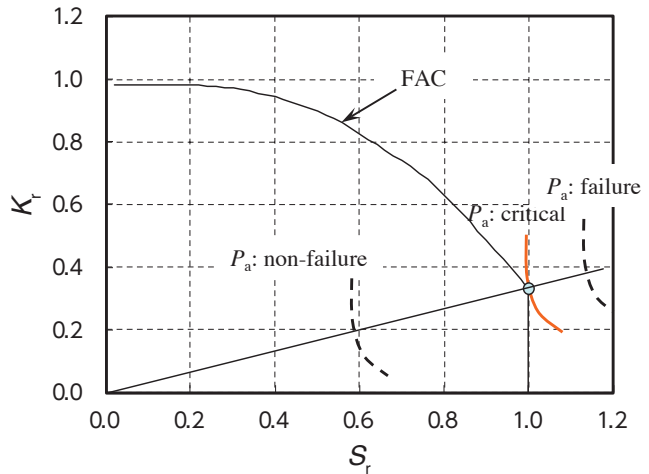


Fig. 13 Finite element divisions for analyzing J-integral value of cracked cylinder ($R_m/t=10, a/t=0.7, 2c=60^\circ$)

の例を図13に示す。本メッシュ分割で精度よい破壊力学パラメータの解析が可能なのは過去の研究により確認されている⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾。構成式には式(1)の関係と表3の定数を用いた。荷重を $S_r = 0$ から1まで0.05を超えない刻み幅で上昇させながらJ値を算出し、 K_r を求める。そして、座標 (S_r, K_r) の軌跡



(a) Failure mode: unsteady ductile crack growth



(b) Failure mode: plastic collapse

Fig. 14 Examples for failure assessment by two-parameter method using failure assessment curve (FAC).

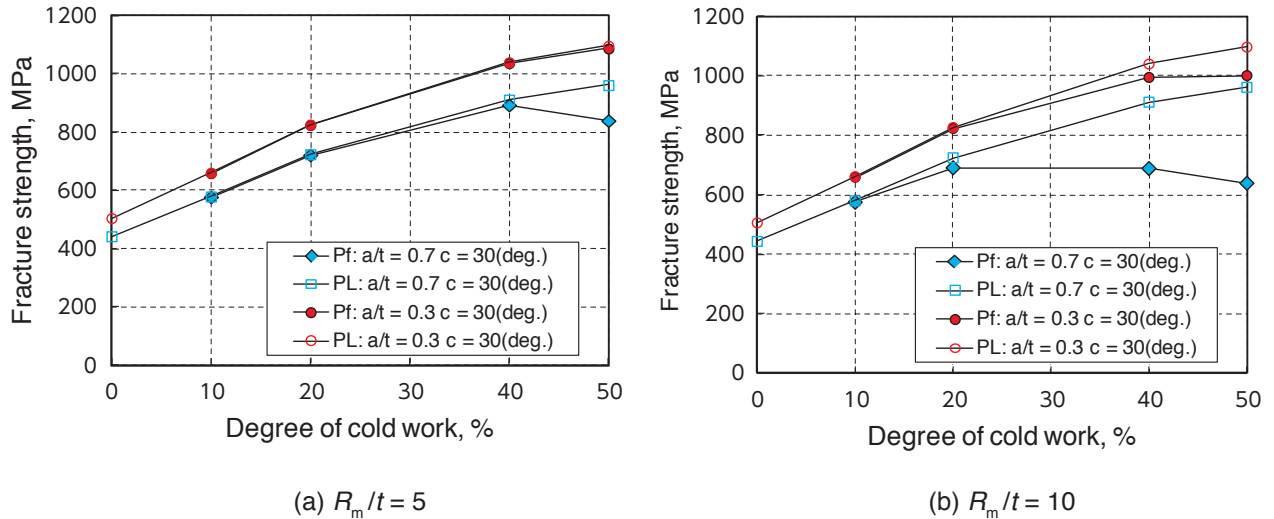


Fig. 15 Change in fracture strength of cracked cylinder with degree of cold working obtained for different crack geometries.

がFACとなる。ただし、荷重が P_L に達すると円筒は塑性崩壊すると想定されることから、 S_r の上限は1とする。

次に、破壊荷重を算出するために、次式により求める座標 (S_r' , K_r') をFACに重ねてプロットする。

$$S_r' = \frac{P_a}{P_L} \quad (7)$$

$$K_r' = \frac{K(a + \Delta a)}{\sqrt{\frac{EJ(\Delta a)}{1 - \nu^2}}} \quad (8)$$

P_a は負荷される荷重 (単位は応力), $J(\Delta a)$ は J - R 曲線におけるき裂進展量 Δa に対する破壊靱性値を示し、式(2)と表4の値を用いた。 $K(a + \Delta a)$ は深さ $a + \Delta a$ のき裂に対する応力拡大係数を示し K_r の算出に用いた値を直線補間して用いた。 E , ν はヤング率とポアソン比で、それぞれ表3の実験値と0.3を用いた。き裂を a から Δa 進展させたときの座標 (S_r' , K_r') の軌跡を本報では材料抵抗曲線とよぶ。図14にFACと材料抵抗曲線の例を示す。 P_a を変化させると材料抵抗曲線は原点を通る直線上を移動する。図14(a)の例では、荷重が小さい場合は材料抵抗曲線がFACの内側にあり、その荷重では破壊しないと判断される。逆に、荷重が大きい場合はFACの外側となり破壊すると判断される。そして、2つの曲線が接するときの P_a が破壊しない限界の荷重、つまり破壊荷重となる。破壊荷重時の S_r' が1より小さい場合は、破壊荷重は極限荷重を下回り、き裂を起点とした延性き裂不安定進展破壊が発生すると判断される。一方、図14(b)に示すように、 S_r'

が1の場合、破壊荷重は極限荷重と同じになる。つまり、き裂を起点に破壊するのではなく、き裂面の断面積の荷重が流動応力に達して塑性崩壊が生じると判断される。

3.3 解析結果

図15に加工度と破壊荷重 P_f の関係を示す。0%加工材では破壊靱性値が得られなかったので、 P_f は算出していない。中空のプロットは極限荷重 P_L を示すが、加工にともなう降伏強度と引張強さの増加、つまり σ_f の増加によって、 P_L は加工度に対して単調増加となっている。加工度が10%の場合は、 P_f は P_L に一致しているが、加工度が増加するにしたがって、 P_f が P_L を下回るようになった。すなわち、評価上の破壊モードが塑性崩壊から延性き裂不安定進展破壊に変化した。同じき裂サイズ (a/t と c) に対する P_L は R_m/t に依存しなかったが、 P_f は $R_m/t = 5$ より $R_m/t = 10$ の方が小さくなった。つまり、 $R_m/t = 10$ の方が延性き裂不安定進展破壊が生じやすい。また、いずれの径厚比についても、中性子照射量に対応する冷間加工度がある一定のレベルを超えると破壊荷重 P_f は減少に転じる場合があることが理解できる。

$R_m/t = 10$ とした場合の平均直径 D_m と P_f の関係を図16に示す。 P_L は円筒径には依存しないが、延性き裂不安定進展破壊による破壊荷重は円筒径が増加するにしたがって減少した。ただ、その変化量は図の解析範囲に対して最大でも7%程度で、加工度に

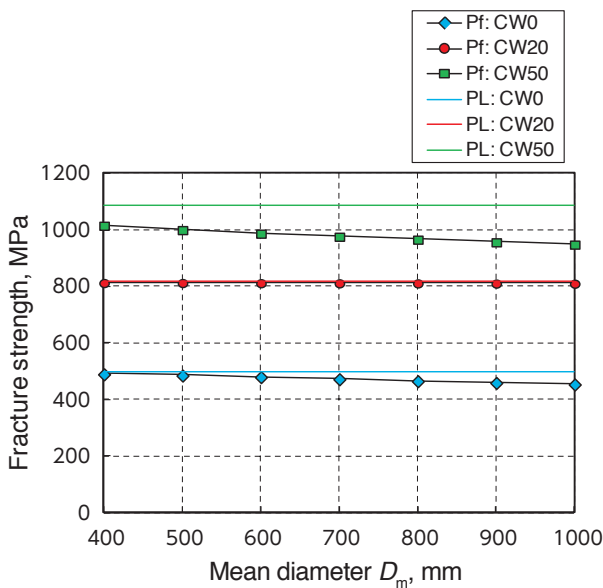


Fig. 16 Change in fracture strength of cracked cylinder with diameter obtained for various degrees of cold working.

対する変化と比較して小さい。延性き裂不安定進展破壊荷重が円筒径に依存することは、炭素鋼などを対象にした評価でも指摘されている⁽²⁶⁾。

破壊モードは円筒形状とき裂形状に依存した。そこで、延性き裂不安定進展破壊が発生すると判断された条件を図17にまとめた。図中の○の評価条件で P_f/P_L を算出した。そして、 $P_f/P_L = 1$ (破壊モードが塑性崩壊) と $P_f/P_L < 1$ (破壊モードが延性き裂不安定進展破壊) となる条件の境界を示し、 $P_f/P_L < 1$ となる側を着色している。 $R_m/t = 5$ で

は10%加工材と20%加工材の全ての条件で、 $R_m/t = 10$ では10%加工材の全ての条件で破壊モードが塑性崩壊と判断されたため、プロットは省略した。 a/t が大きく、かつ表面長さが長いほど、また、 R_m/t が大きいほど延性き裂不安定進展破壊が発生しやすい傾向が見られた。

また、 P_f/P_L と加工度の関係を図18に示す。図17に示した解析条件の全ての結果の平均値と最大と最小の範囲を加工度毎に示している。加工によって破壊モードは変化し、 P_f/P_L も減少した。50%加工材における P_f/P_L の最小値は、 $R_m/t = 5$ では0.81、 $R_m/t = 10$ では0.62となり、いずれも $a/t = 0.7$ 、 $2c = 60^\circ$ の条件で最小となった。図19は、 P_f を0%加工材の極限荷重 $P_{L(CW0)}$ で正規化した結果を示す。同じく、図17に示した解析条件の全ての結果の平均値と最大と最小の範囲を加工度毎に示している。加工によって P_f/P_L は減少するものの、全ての条件において P_f が $P_{L(CW0)}$ を下回ることにはなかった。むしろ、加工度が20%以下においては、 $P_f/P_{L(CW0)}$ は加工度に対して単調増加した。つまり、本報の解析条件の範囲においては、例えばき裂が存在しても冷間加工によって破壊荷重が加工前の値より減少することはない。

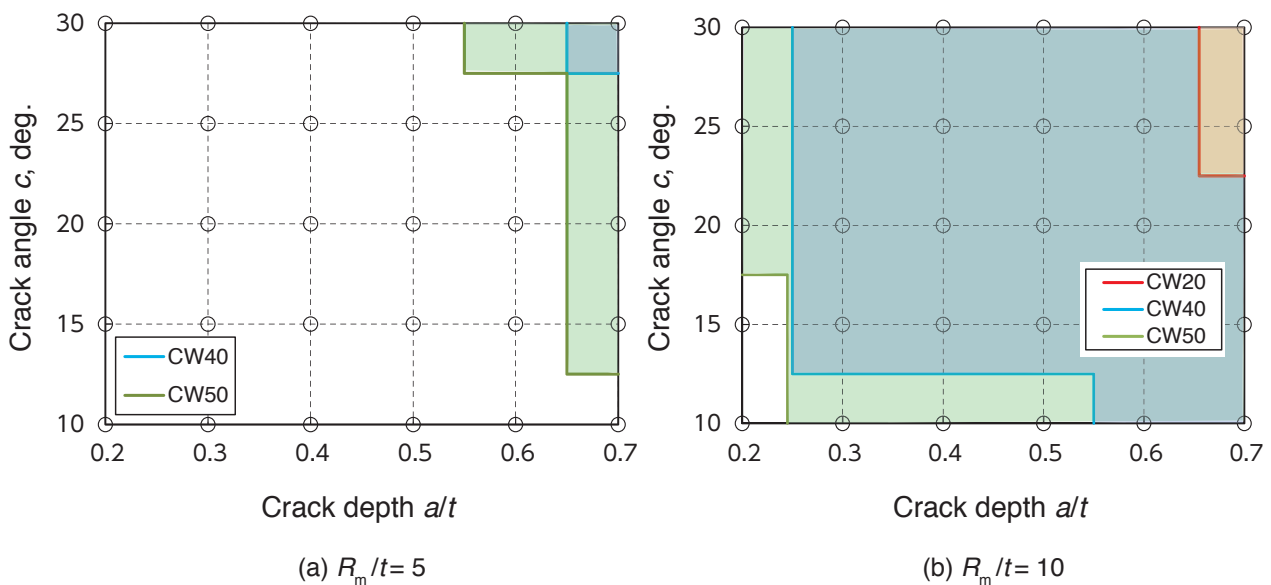


Fig. 17 Crack geometrical conditions which induce unsteady ductile crack growth failure. The hatched regions denote conditions for unsteady ductile crack growth failure.

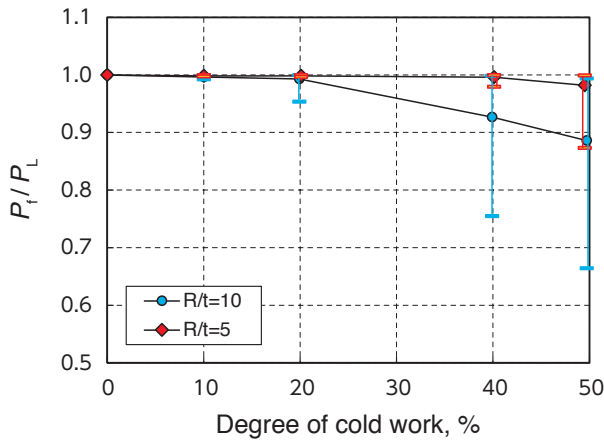


Fig. 18 Change in failure strength normalized by limit load with degree of cold working.

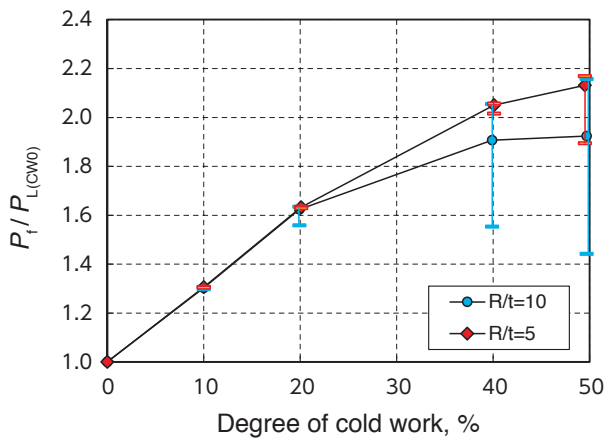


Fig. 19 Change in failure strength normalized by limit load of non-cold worked material with degree of cold working.

4. 中性子照射を受けた構造物の破壊特性に対する考察

4.1 破壊モードの変化

中性子照射量に対応する冷間加工度の増加とともに、評価上の破壊モードは塑性崩壊から延性き裂不安定進展破壊に変化した。この変化は、冷間加工による破壊靱性の低下によってもたらされている。本供試材は、0%加工材の破壊靱性試験においては有意な延性き裂の発生が確認できず、 J - R 曲線と破壊靱性値が得られなかった。緒言でも述べたように、維持規格の配管評価において想定されるステンレス鋼の破壊モードは塑性崩壊となっている。しかし、冷間加工を加えると、破壊靱性は低下した。破壊靱性が加工によって低下することは、これまでもステ

ンレス鋼⁽¹⁾⁽³⁾⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾ 炭素鋼^{(28)~(30)}、およびアルミ合金⁽³¹⁾などで報告されている。

冷間加工によって破壊靱性が低下する主要な理由の一つは、き裂先端におけるローカルな応力・ひずみ状態に着目することで説明できる⁽³²⁾。破壊靱性試験片に荷重を荷重すると、き裂先端の応力とひずみが増加するが、それらが限界状態に到達したときに延性き裂が発生する。延性き裂の発生クライテリオンは限界応力^{(33)~(35)}または、限界ひずみ^{(36)~(38)}で記述できることが示されている。図4の真応力・ひずみ線図の最大応力はおおよそ1800 MPaとなっており、この値が限界応力に相当する⁽³⁹⁾。そして、限界応力は加工度によらずほぼ一定であった。加工材では、ひずみに対する応力が相対的に大きくなることから、比較的小さなひずみ(変位)を付与した段階で限界応力に到達する。すなわち、延性き裂発生までの仕事量が小さくなることから、加工によって破壊靱性が低下することになる。また、限界ひずみを延性き裂の発生クライテリオンと考えた場合でも、冷間加工は見かけ上の限界ひずみを減少させることから、破壊靱性の低下が説明できる⁽³⁸⁾⁽⁴⁰⁾。

逆に、冷間加工による降伏強度や引張強さの増加は破壊靱性を大きくする要因になり得る。限界ひずみを延性き裂の発生クライテリオンと考えた場合、限界ひずみに到達したときの応力は加工材の方が大きくなり、破壊靱性が増加することになる。炭素鋼では5%⁽³²⁾、高強度鋼では2%⁽⁴¹⁾の加工を加えると破壊靱性が増加することが報告されており、比較的小さな冷間加工は必ずしも破壊靱性を低下させないようである。

図11に示したように、中性子照射を受けたステンレス鋼は、強度特性(降伏強度)が増加するほど、また加工硬化能(一様伸び)が低下するほど破壊靱性が低下する傾向にあり、その理由は加工材と同様の説明ができる。中性子照射材では、さらに、加工材で考えられる以外の材質的な変化要因により破壊靱性が低下する可能性がある。図10では、中性子照射材の破壊靱性値は、同じ降伏強度の加工材の値より小さかった。一方、図10で参照した中性子照射材では、一般的に延性が十分あると考えられる降伏強度が300 MPa程度の状態でも破壊靱性が低くなっている。Jitsukawaら⁽³⁾は同じ降伏強度であれば中性子照射を受けたオーステナイト系ステンレス鋼の破壊靱性は、冷間加工材のそれと同等であると報告している。また、限界応力の照射による変化

は小さいことも報告されている⁽⁴²⁾。ホットセル内で実施する中性子照射材の試験には様々な制約が伴うことから、試験方法や試験結果の妥当性は注意深く判断する必要がある。

4.2 破壊荷重の変化

中性子照射量に対応する冷間加工度に応じて破壊モードは延性き裂不安定進展破壊に変化したが、破壊荷重は延性き裂不安定進展破壊の場合の条件内で比較した場合でも、必ずしも加工度とともに減少していなかった。弾塑性破壊力学評価において破壊荷重は、破壊の駆動力であるJ値と、材料抵抗であるJ-R曲線の関係で決まる。J値は応力・ひずみ曲線を材料特性とした有限要素解析によって算出されるが、冷間加工によって応力・ひずみ関係は変化している。つまり、冷間加工は材料抵抗を低下させるとともに、破壊駆動力にも影響を及ぼしている。図20は、 $R_m/t = 10$, $a/t = 0.5$, $2c = 40^\circ$ の場合のFACを示す。ここで、以降の考察を破壊荷重を例に用いて進めるため、横軸は $S_r \times \sigma_f$ としている。

加工度が大きくなると、FACが外側に広がる。FACの縦軸 K_r は応力拡大係数(J_e)とJ値の比を示すが、J値が J_e に対して小さくなると、FACが縦軸の正方向に移動する。ここで、0%加工材では、 J_e に対するJ値が大きくなり、 K_r が相対的に小さくなるのに対し、材料が硬化すると、き裂先端の塑性変形領域が小さくなり、き裂先端が弾性状態に近づく(J値が J_e に近づく)ため K_r は増加する。加工度によって J_e は変化しないので、 K_r の増加は破壊駆動力が小さくなることを意味する。

次に、FACが横軸の正方向に広がっているのは、流動応力の増加にともなう極限荷重の増加による。図14で示したように、破壊靱性が同じならば、FACが外側に移動すると破壊荷重は増加する。図20中におけるFAC上の“○”は、破壊評価におけるFACと材料抵抗曲線が接する点(Critical point)を示している。Critical pointの横軸が破壊荷重となる。破壊靱性が低下すると、材料抵抗曲線の K_r/S_r は増加する。つまり、図14(a)で示す、原点と材料抵抗曲線を結ぶ直線の傾きが大きくなり、極限荷重より低い荷重で破壊するようになる。しかし、加工によってFACも変化していることから、Critical pointは加工度とともに右側に移動することになる。図20の条件では、50%加工材のJ-R曲線の定数 C_1

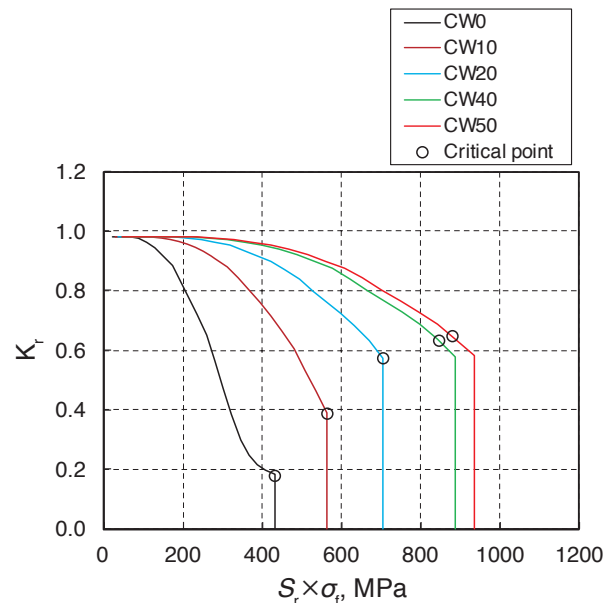


Fig. 20 Failure assessment curves for different degrees of cold working ($R_m/t = 10$, $a/t = 0.5$, $2c = 40^\circ$). Open circles indicate critical point for failure and their horizontal coordinates show failure strength.

を実験値の0.11倍とすることで、破壊荷重が0%加工材の極限荷重を下回った。つまり、き裂を想定した場合でも、極端な破壊靱性の低下がない限り、冷間加工によって破壊荷重が低下することはないと考えられる。

中性子照射材では、応力・ひずみ曲線は照射量に応じて冷間加工材の加工度を変化された場合と同様の変化をすることから⁽⁴⁾⁽⁵⁾、FACも加工材と同様の特性を有すると考えられる。つまり、中性子照射による硬化は、き裂先端からの破壊駆動力を減少させる方向に作用するが、中性子照射の破壊荷重に及ぼす影響は、中性子照射による破壊靱性の低下が、冷間加工による場合に比べて極端に大きく上回ることなく加工材とほぼ同等程度の破壊靱性の低下にとどまれば、き裂を想定した場合でも構造物の破壊荷重は低下しないと考えられる。

4.3 破壊評価法

2パラメータ評価法を用いることで、冷間加工による引張特性と破壊靱性の変化を反映した破壊荷重を比較的簡便に算出することができた。中性子照射材に対しても、同様に2パラメータ評価法を適用することで、破壊荷重を算出することができる。2パラメータ評価法を実施する際に必要となる材料特性

は、流動応力（降伏強度と引張強さ）、応力・ひずみ曲線、および J - R 曲線となる。照射量と降伏強度および引張強さの関係は比較的多くの試験結果が報告されており、それらの間にはよい相関がある⁽⁸⁾。また、応力・ひずみ曲線についても照射の影響を考慮した予測式が提案されている⁽⁴³⁾。したがって、対象部位の照射量が同定できれば、材料定数を推定することはできると考えられる。 J - R 曲線については、試験結果は限られており、また、信頼できる予測式も現時点では見当たらない。一方で、破壊靱性値 (J_{IC}) については比較的多くの試験データが報告されており、予測式も提案されている⁽⁴⁴⁾。2パラメータ評価法では、式(8)の J - R 曲線から得られる $J(\Delta a)$ の代わりに J_{IC} を用いることで破壊荷重を保守側に算出できる。しかし、 J_{IC} による評価は過度に保守側になる場合がある。そこで、 J - R 曲線を用いた場合の破壊荷重 $P_{f(J-R)}$ と J_{IC} を用いて算出される破壊荷重 $P_{f(JIC)}$ の比を、円筒形状は $R_m/t = 5$ または 10 、き裂形状は図17に示した全条件の結果についてプロットしたものを図21に示す。 $P_{f(JIC)}/P_{f(J-R)}$ は1から0.6までばらついている。つまり、 J_{IC} を用いて得られる破壊荷重は、 J - R 曲線を用いた場合より最大で4割程度減少する場合があることが理解できる。また、図の横軸には $P_{f(JIC)}/P_L$ を示しているが、両者には比較的よい相関が見られる。つまり、 J - R 曲線が得られなかった場合でも、比較的入手しやすい J_{IC} を用いて $P_{f(JIC)}$ および $P_{f(JIC)}/P_L$ を算出し、図21の関係から $P_{f(J-R)}$ を経験的に推測できる可能性が見て取れる。

また、中性子照射による硬化が比較的小さい場合

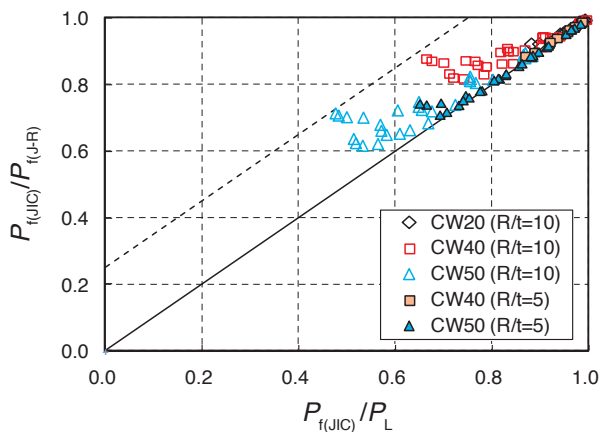


Fig. 21 Failure strengths obtained using J_{IC} ($P_{f(JIC)}$) normalized by those obtained using J - R curve ($P_{f(J-R)}$) and its correlation with $P_{f(JIC)}$ normalized by limit load.

やき裂が小さい場合の破壊モードは塑性崩壊となり、破壊荷重算出のために J - R 曲線や破壊靱性値、および J 値解析は必要ない。したがって、破壊モードが塑性崩壊と判断できる条件を示すことは実用上も有用である。図17では、冷間加工材に対して延性き裂不安定進展破壊となるき裂形状の条件を示したが、同様の図を中性子照射材に対して準備できれば、評価者はその条件を満たせば極限荷重評価法により破壊荷重を簡便に算出することができるようになる。図17では冷間加工度毎に条件を示したが、中性子照射材に対しては照射量または降伏強度を尺度に条件を示すことが従前のデータの有効利用を考慮しても望ましいと考えられる。

5. 結言

本報では、高経年化した原子力発電プラントのき裂を有する炉内構造物の破壊評価手順を検討するため、中性子照射材を模擬した冷間加工を施した316ステンレス鋼を用いて、引張試験と破壊靱性試験を行った。得られた材料定数を用いて、周方向のき裂を有する円筒形状構造物を対象に破壊評価を行い、冷間加工による破壊モードおよび破壊荷重の変化を調べるとともに、変化をもたらす要因を考察した。そして、以下の結果を得た。

- (1) 冷間加工度に応じて単調増加する降伏強度と引張強さ、単調減少する一様伸びとの関係は、中性子照射材の場合と同等であった。応力・ひずみ関係を含む引張特性の中性子照射量による変化は、冷間加工によって模擬できると考えられる。
- (2) 冷間加工度の増加により破壊靱性は単調減少し、伸びと破壊靱性値の関係は中性子照射材のそれとほぼ同じであった。一方、降伏強度に対する冷間加工材の破壊靱性値は、中性子照射材のそれより大きかった。
- (3) き裂を有する円筒構造物の評価上の破壊モードは、冷間加工度の増加に伴って塑性崩壊から延性き裂不安定進展破壊に変化した。また、 R_m/t が大きいほど、またき裂が大きいほど延性き裂不安定進展破壊が発生する傾向にあった。
- (4) 破壊モードが延性き裂不安定進展破壊に変化しても、破壊荷重は0%加工材のそれより低下することはなかった。

- (5) 硬化による破壊靱性の低下は破壊荷重を低下させる方向に作用するが、硬化による流動応力の増加、および応力・ひずみ曲線の変化に伴う破壊駆動力 (J 値) の変化は、破壊荷重を増加させる方向に作用する。
- (6) 2パラメータ評価法を用いることで、冷間加工ないしは中性子照射による材料特性の変化を考慮した破壊荷重を算出することができる。また、 J - R 曲線が得られない場合でも、 J_{IC} を用いて破壊荷重を保守的に算出できる。その際、破壊荷重は J - R 曲線を用いた場合より 4 割程度低く見積もる場合もあった。

謝辞

本研究は原子力規制庁の平成24年度高経年化技術評価高度化事業の一環として行われた。事業の中で、炉心・炉内構造物のシステム安全および高経年化事象を取り扱うために組織した、産官学のエキスパートから構成される照射劣化研究会において、種々の議論、実機情報、海外情報ならびに助言を得ながら研究を遂行した。ここに記して関係各位に、とくに、研究会の幹事である(株)原子力安全システム研究所の福谷耕司氏に謝意を表する。

文献

- (1) 釜谷昌幸, 欠陥構造物の破壊強度に及ぼす塑性ひずみの影響, 日本機械学会論文集A編, Vol. 76, No.762 (2010), pp.205-214.
- (2) 日本機械学会, 発電用原子力設備規格維持規格, JSME S NA1-2012 (2012), 日本機械学会.
- (3) Jitsukawa, S., Shiba, K., Hishinuma, A., Alexander, D. J. and Pawel, J. E., Comparison of elastic-plastic fracture toughness of irradiated and cold-worked JPCA using miniaturized DCT specimens, Journal of Nuclear Materials, Vol. 233-237 (1996), pp.152-155.
- (4) Byun, T. S. and Farrell, K., Plastic instability in polycrystalline metals after low temperature irradiation, Acta Materialia, Vol. 52 (2004), pp.1597-1608.
- (5) 松岡三郎, 低炭素オーステナイト系ステンレス鋼SUS316の加工硬化材における0.2%耐力とビッカース硬さの関係, 日本機械学会論文集A編, Vol. 70, No. 698 (2004), pp.1535-1541.
- (6) Kamaya, M., A procedure for estimating Young's modulus of textured polycrystalline materials, International Journal of Solids and Structures, Vol. 46 (2009), pp.2642-2649.
- (7) Furutani, G., Nakajima, N., Konishi, T. and Kodama, M., Stress corrosion cracking on irradiated 316 stainless steel, Journal of Nuclear Materials, Vol. 288 (2001), pp.179-186.
- (8) 福谷耕司, 西岡弘雅, 藤井克彦, ステンレス鋼の軽水炉照射挙動 (2009), (株)原子力安全システム研究所.
- (9) Kamaya, M. and Kawakubo, M., True stress-strain curves of cold worked stainless steel over a large range of strains, Journal of Nuclear Materials, Vol. 451 (2014), pp.264-275.
- (10) Hishinuma, A. and Jitsukawa, S., Radiation damage of HFIR-irradiated candidate stainless steels for fusion applications, Journal of Nuclear Materials, Vol. 169 (1989), pp.241-248.
- (11) Jitsukawa, S., Grossbeck, M. L. and Hishinuma, A., Stress-strain relations of irradiated stainless steels below 673 K, Journal of Nuclear Materials, Vol. 191-194 (1992), pp.790-794.
- (12) ASTM International, Standard test method for measurement of fracture toughness, ASTM E1820-11 (2011), ASTM International.
- (13) Bezensek, B. and Hancock, J. W., The re-characterisation of complex defects Part I: fatigue and ductile tearing, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 71 (2004), pp.981-1000.
- (14) Bezensek, B. and Hancock, J. W., The re-characterisation of complex defects Part II: cleavage, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 71 (2004), pp.1001-1019.
- (15) Jacobs, A. J., Wozadlo, G. P., Nakata, K., Yoshida, T. and Masaoka, I., Radiation effect

- on the stress corrosion and other selected properties of Type-304 and Type-316 stainless steel, Proceedings of the 3rd International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (1988) , pp. 673-680.
- (16) Fukuya, K., Shima, S., Nakata, K., Kasahara, S., Jacobs, A. J., Wozadlo, G. P., Suzuki, S. and Kitamura, M., Mechanical properties and IASCC susceptibility in irradiated stainless steels, Proceedings of the 6th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (1993) , pp. 565-572.
- (17) Kodama, M., Suzuki, S., Nakata, K., Nishimura, S., Fukuya, K., Kato, T., Tanaka, Y. and Shima, S., Mechanical properties of various kinds of irradiated austenitic stainless steels, Proceedings of the 8th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (1997) , pp. 831-838.
- (18) Fukuya, K., Nakano, M., Fujii, K. and Torimaru, T., IASCC susceptibility and slow tensile properties of highly-irradiated 316 stainless steels, Journal of Nuclear Science and Technology, Vol. 41 (2004) , pp.673-681.
- (19) Conermann, J., Shogan, R., Fujimoto, K., Yonezawa, T. and Yamaguchi, Y., Irradiation effects in a highly irradiated cold worked stainless steel removed from a commercial PWR, Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (2005) , pp. 277-284.
- (20) Takakura, K., Nakata, K., Ando, M., Fujimoto, K. and Wachi, E., Lifetime evaluation for IASCC initiation of cold worked 316 stainless steel's BFB in PWR primary water, Proceedings of the 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems (2007) in CD Format.
- (21) Torimaru, T., Kodama, M., Tanaka, S., Nakamura, T., Kumagai, K. and Asano, K., Fracture toughness of austenitic stainless steels after BWR irradiation, Proceedings of Fontevraud 7 (2010) , paper ID: A060-T02.
- (22) British Energy, Assessment of the integrity of structures containing defects. R6 revision 4 (2007) , British Energy Generation Ltd.
- (23) Kamaya, M. and Machida, H., Reference stress method for evaluation of failure assessment curve of cracked pipes in nuclear power plants, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 87 (2010) , pp.66-73.
- (24) 釜谷昌幸, 北村隆行, 干渉する段違い表面き裂の応力拡大係数, 日本機械学会論文集A編, Vol. 68, No. 671 (2002) , pp.1112-1119.
- (25) Kamaya, M., J-integral solutions for surface crack inside pipe under bending load, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol. 3 (2009) , pp.1115-1126.
- (26) 釜谷昌幸, クラス2, 3配管に対する弾性塑性破壊力学評価のための荷重割増し係数 (Z係数) , 日本機械学会論文集A編, Vol. 79, No. 807 (2013) , pp.1669-1684.
- (27) Chipperfield, C. G., Detection and toughness characterisation of ductile crack initiation in 316 stainless steel, International Journal of Fracture, Vol. 12 (1976) , pp.873-886.
- (28) Liaw, P. K. and Landes, J. D., Influence of prestrain history on fracture toughness properties of steels, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 17 (1986) , pp.473-489.
- (29) Bar-on, I., Tuler, F. R. and Howerton, W. M., Effect of prestrain on the J-resistance curve of HY-100 steel, ASTM STP 995, (1989) , pp.244-258, ASTM.
- (30) Miyata, T., Tagawa, T. and Aihara, S., Influence of pre-strain on fracture toughness and stable crack growth in low carbon steels, ASTM STP 1321 (1997) , pp.167-176, ASTM.
- (31) Banks-Sills, L. and Dunye, I., A note on the effect of plastic strain on fracture toughness,

- Engineering Fracture Mechanics, Vol. 57 (1997) , pp.67-71.
- (32) 釜谷昌幸, SM490鋼の弾塑性破壊じん性に及ぼす塑性ひずみの影響, 材料, Vol. 59 (2010) , pp.800-807.
- (33) 宮田隆司, 大塚昭夫, 三林雅彦, 土師利昭, 栗飯原周二, Local Fracture Criterionによる破壊じん性の推定, 材料, Vol. 37 (1988) , pp.897-903.
- (34) Taylor, D., The theory of critical distances, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 75 (2008) , pp.1696-1705.
- (35) Kamaya, M., A stress-based criterion for ductile crack initiation of pre-strained carbon steel, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 96 (2012) , pp.461-479.
- (36) Hancock, J. W. and Mackenzie, A. C., On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 23 (1976) , pp.147-160.
- (37) 大塚昭夫, 宮田隆司, 東郷敬一郎, 飯田浩, 延性破壊過程と破壊じん性: 温度の影響, 材料, Vol.33 (1984) , pp.544-549.
- (38) Enami, K., The effect of compressive and tensile prestrain on ductile fracture initiation in steels, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 72 (2005) , pp.1089-1105.
- (39) Kamaya, M. and Kawakubo, A procedure for determining the true stress-strain curve over a large range of strains using digital image correlation and finite element analysis, Mechanics of Materials, Vol. 43 (2011) , pp.243-253.
- (40) 桑村仁, 秋山宏, 延性き裂発生ひずみに及ぼす冷間塑性加工の影響, 日本建築学会構造系論文報告集, Vol. 454 (1993) , pp.171-178.
- (41) Sivaprasad, S., Tarafder, S., Ranganath, V. R. and Ray, K. K., Effect of prestrain on fracture toughness of HSLA steels, Materials Science and Engineering A, Vol. 284 (2000) , pp.195-201.
- (42) Jitsukawa, S., Grossbeck, M. L. and Hishinuma, A., Stress-strain relations of HFIR-irradiated austenitic stainless steels, Journal of Nuclear Materials, Vol. 179-181 (1991) , pp.563-567.
- (43) Demma, A., Material reliability program: development of material constitutive model for irradiated austenitic stainless steels (MRP-135-Rev. 1) (2010) , Electric Power Research Institute.
- (44) Chopra, O. K. and Rao, A. S., A review of irradiation effects on LWR core internal materials – Neutron embrittlement, Journal of Nuclear Materials, Vol. 412 (2011) , pp.195-208.