

PWRにおいて73dpaまで照射された ステンレス鋼のIASCC特性と機械的特性

IASCC Properties and Mechanical Properties of Stainless Steel Irradiated to 73dpa in a PWR

西岡 弘雅 (Hiromasa Nishioka)*¹ 福谷 耕司 (Koji Fukuya)*¹

藤井 克彦 (Katsuhiko Fujii)*¹ 鳥丸 忠彦 (Tadahiko Torimaru)*²

要約 PWRで73dpaまで照射された冷間加工SUS316ステンレス鋼について、IASCC特性と機械的挙動を調べた。PWR 1次系冷却材模擬水中の低歪速度引張試験で粒界割れ感受性が照射量とともに増加することが確認され、不活性ガス中においても粒界割れ感受性が認められた。単軸定荷重試験で調べたIASCC破断応力は高照射領域では耐力の半分程度まで低下した。変形させた試験片の表面すべり段差観察により、照射により変形の不均一性が増加するが高照射量では飽和傾向にあった。温度-196℃から150℃までの衝撃試験では、低温、高照射量で粒界破壊が生ずることが確認され、照射により粒界強度が低下することが示唆された。

キーワード ステンレス鋼, 中性子照射, 照射誘起応力腐食割れ, 変形, 粒界, 定荷重試験, 衝撃試験

Abstract IASCC properties in simulated PWR primary water and mechanical behavior were investigated in SUS316 stainless steels irradiated up to 73dpa in a PWR. The susceptibility to intergranular failure was increased with dose under SSRT testing in water and was also detected under inert gas environment. Uniaxial constant load testing revealed that IASCC failure stress was almost half of the yield strength in high dose range. Observations of the surface slip step of deformed specimens showed that deformation localization increased with dose and saturated at around 30 dpa. Impact tests at temperatures from -196°C to 150°C showed that intergranular failure occurred to higher extent at lower temperature and higher dose, indicating that the strength of grain boundary decreased with dose.

Keywords stainless steel, neutron irradiation, IASCC (irradiation assisted stress corrosion cracking), deformation, grain boundary, constant load test, impact test

1. はじめに

照射誘起応力腐食割れ (irradiation assisted stress corrosion cracking : IASCC) は、高温水中で中性子照射されたステンレス鋼に発生する粒界割れである。この現象は軽水型発電用原子炉の炉内構造物の高経年化に対する重要な技術的問題として認識されている。加圧水型原子炉 (pressurized water reactor : PWR) ではIASCC損傷事例としてバップルフォーマボルトの損傷が知られており、IASCC発生条件、発生機構や発生寿命について研究が行われている⁽¹⁾⁽²⁾。バップルフォーマボルトは60年想定寿命で約60dpaの高い中性子照射を受けると想定されており、高い信頼性をもって実機の保全対策を確立するためには高照射領域でのIASCC挙動を十分把握するこ

とが重要である⁽³⁾。

筆者らはPWR実機で照射された炉内計装用シンプルチューブを用いた研究を進めており、これまでに53dpaまで照射されたステンレス鋼では溶存水素濃度に依存して高いIASCC感受性を示すことやアルゴンガス中においても粒界割れが発生することを報告した⁽⁴⁾⁽⁵⁾。また、中性子照射による材料のマイクロ組織や粒界偏析について詳細な分析を行うとともに⁽⁶⁾⁽⁷⁾、それらとIASCCの関係を照射後焼鈍試験により調べ、IASCC発生にはマイクロ組織変化や照射硬化が主要な寄与因子であることを示した⁽⁸⁾⁽⁹⁾。さらに、最近IASCC発生に対して重要性が指摘されている照射材特有の変形についても⁽¹⁰⁾、35dpaまでの変形の特徴を明らかにしてきた⁽¹¹⁾。IASCC感受性や発生応力については65dpaまでの試験データが

* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

* 2 日本核燃料開発株式会社

報告されているが⁽¹²⁾⁽¹³⁾、高照射領域での IASCC 特性を把握するには十分ではなく、材料特性変化との関係についてはほとんど調べられていない。

本報告では、高照射領域での IASCC 特性と機械的特性を把握することを目的に、73dpa まで照射されたシングルチューブを使用して実施した研究結果を報告する。この研究では、IASCC 特性に関して、PWR 1 次冷却材模擬水中での低歪速度引張試験 (slow strain rate tensile test : SSRT 試験) による粒界割れ感受性と単軸定荷重試験 (uniaxial constant load test : UCL 試験) による IASCC 発生応力を調べ、照射量の増加による変化を把握した。また、材料の機械的性質に関して、高照射量での変形組織と粒界強度に着目して、アルゴンガス中での SSRT 試験による粒界割れ感受性と変形組織と、衝撃破壊特性を調べた。特に、IASCC 発生応力に関して C リングや O リングを用いた従来の試験方法よりも信頼性の高い UCL 試験法を用いたこと、粒界強度の関連する衝撃試験を幅広い温度と照射量で体系的に調べたことが特徴である。なお、本報告ではすでに報告した低照射量の試験結果も合わせて記述した。

2. 実験方法

2.1 試験材と照射条件

試験材は、PWR で炉内計装用シングルチューブとして使用された冷間加工ステンレス鋼 (SUS316) である。化学成分は重量%で 0.04C, 0.62Si, 1.63Mn, 0.022P, 0.006S, 12.61Ni, 16.94Cr, 2.22Mo である。このチューブは 1038-1177°C で溶体化処理され、最終冷間引き抜きで肉厚を 15% 薄くする加工を施している。内径と外径はそれぞれ 5.1mm と 7.6mm である。照射中、チューブの外表面は 1 次冷却材、内表面は二酸化炭素ガスに曝されている。照射中温度は 300-320°C であった。試験片の最大照射量は、中性子スペクトルと ASTM E693-84⁽¹⁴⁾ の鉄の dpa 断面積を用いて 73dpa と算出され、損傷速度は最大 1.5×10^{-7} dpa/s であった。試験片の照射量は、2dpa から 73dpa の範囲である。

2.2 SSRT 試験

照射量が 6 ~ 73dpa の範囲の試験片について、温度 320°C の PWR1 次冷却材模擬水中および温度

320°C のアルゴンガス中で引張速度 6.7×10^{-8} /s で SSRT 試験を実施した。PWR1 次冷却材模擬水の水质は、B 500ppm, Li 2ppm, 溶存酸素 1ppb 以下、溶存水素 30ccH₂/kg·H₂O である。試験片の形状を図 1(a) に示す。試験後の破面を走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscope : SEM) により観察した。

2.3 UCL 試験

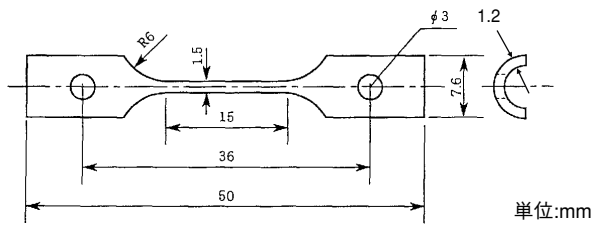
照射量が 31, 32, 38, 73dpa の試験片について、温度 320°C の PWR1 次冷却材模擬水中で試験を実施した。水质および試験片形状は SSRT 試験と同一である。負荷応力は照射量 31dpa の試験片に対して 752MPa, 32, 38 と 73dpa の試験片に対して 470MPa, 38 と 73dpa の試験片に対して 564MPa である。同一条件の試験は繰返し数 2 を目標とした。照射ステンレス鋼の耐力 (σ_y) に対する割合は、以前実施した 320°C の引張試験で得られた耐力の平均値 940MPa を用いて計算すると 0.5 から 0.8 である。破断後の破面を SEM により観察した。

2.4 変形挙動観察

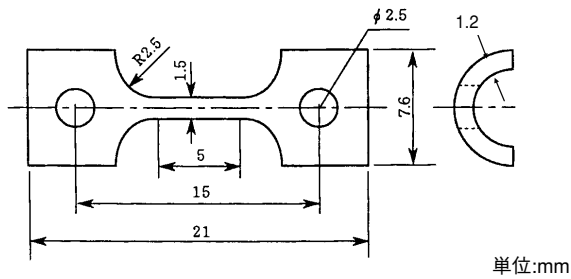
照射量 4, 35, 38, 73dpa の試験片を、温度 320°C のアルゴンガス中で引張速度 6.7×10^{-8} /s で引張り、最大 3% の塑性歪を付与した。試験片形状は図 1(b) に示すもので、表面観察のためゲージ部の凸側を機械研磨で鏡面まで仕上げた。変形後の試験片の表面段差の形成状況を光学顕微鏡により観察した。

2.5 衝撃試験

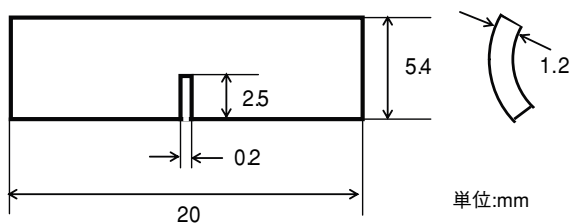
照射量 2, 11, 22, 38, 73dpa の試験片について、液体窒素温度 (-196°C)、室温 (30°C) と 150°C の大気中でシャルピー衝撃試験を実施した。試験片の形状は図 1(c) に示すように、1 / 4 分割したチューブから切り出した 20mm 長さの短冊状試験片であり、中央に幅 0.2mm、深さ 2.5mm のスリットを導入した。スリット位置で破断させるため、ステンレス製治具を試験片に取り付け 55mm 長、10mm 角の JIS4 号試験片と同一形状にして衝撃試験を実施した。衝撃試験には計装付シャルピー衝撃試験機を使用した。液体窒素温度と 150°C の試験では試験片をそれぞれ液体窒素容器と 150°C の恒温槽内に 30 分保持した後



(a) SSRT, UCL 試験片



(b) 変形試験片



(c) 衝撃試験片

図1 試験片の形状

取り出し、直ちに試験装置にセットして試験を実施した。試験後の破面をSEMにより観察した。

3. 実験結果と考察

3.1 IASCC および粒界割れ感受性 (SSRT 試験)

SSRT 試験で得られた破断伸び、最大応力、粒界破面率を表1にまとめて示す。また、図2に代表的な応力伸び線図を、図3に代表的な破面を示す。

応力伸び挙動は、アルゴンガス中では明確な降伏挙動を示したが、PWR1次冷却材模擬水中では900-1000MPaの降伏応力以下で負荷応力が急激に低下した。これは、水環境では、IASCCが低い応力で発生し、速い速度で進展することを示している。図3(a)の73dpa試験片のPWR1次冷却材模擬水中での

破面のSEM写真では、98%が粒界破面で右端部にわずかに延性破面が観察された。PWR1次冷却材模擬水中では、照射量の異なる他の試験片も、73dpa試験片と同様、明確な粒界破面と延性破面を示した。PWR1次冷却材模擬水中での試験片の破断伸びは5%以下であった。最大応力は456MPaを示した照射量38dpaの試験片以外は、900MPa程度であった。粒界破面の全破面に対する面積割合を示す粒界破面率は54%から98%の範囲であった。アルゴンガス中では、図3(b)の73dpa試験片のSEM破面写真のように、シンプルチューブ外面から100μm以内の範囲に粒界破面が観察された。粒界破面率は6%と小さく、他は延性破面であった。他の異なる照射量の試験片のアルゴンガス中での破面も73dpa試験片と同様に内外面から約100μmの範囲で粒界割れが認められた。

図4に粒界破面率の照射量依存性を文献データとともに示す。文献では、1dpa以上で粒界破面が出現し、これは1dpa以上でIASCC感受性が現れることを示している。また、文献では照射量10dpaまでの範囲で粒界破面率が増加する傾向があるが、本研究によりPWR1次冷却材模擬水中では、更に高い73dpaの照射量まで粒界破面率が増加していることがわかる。アルゴンガス中の粒界破面率は3から13%の範囲で照射による明確な増加傾向はなかった。

表1 PWR1次冷却材模擬水中とアルゴンガス中のSSRT試験結果

雰囲気	照射量 (dpa)	破断伸び (%)	最大応力 (MPa)	粒界破面率 (%)
PWR1次冷却材模擬水	6	4.2	971	59
	25	3.3	937	89
	35	2.8	858	54
	35	2.8	848	78
	38	1.5	456	86
	53	4.4	966	94
	54	2.3	876	81
アルゴンガス	73	3.3	951	98
	35	5.8	1047	4
	35	5.9	1009	3
	38	4.7	1032	6
	53	5.1	977	13
	53	5.8	888	3
	73	4.7	972	6

(注) 粒界破面率は全破面に対する粒界破面の面積割合

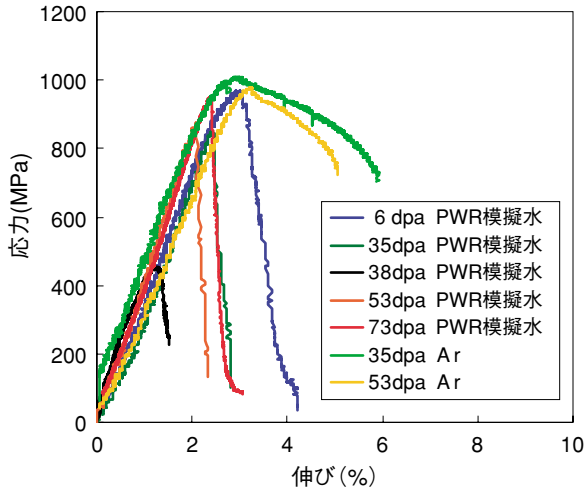


図2 SSRT 試験の応力伸び線図

面の凸側である炉内計装用シングルチューブの外側面に多く観察され、これは粒界割れが外面側から内面側へ進展したことを示している。破断した試験片の粒界破面率は35%から59%であった。応力752MPaを加えた31dpa試験片の粒界破面率は35%であったが、応力470MPaを加えた32dpa試験片や73dpa試験片は粒界破面率が、それぞれ55%と59%となり、負荷応力が小さくなると粒界破面率は増加する傾向を示した。

図7に破断時間と負荷応力の関係を示す。破断時間は約100時間以内であり、同じ照射量では応力が高いと破断に至るまでの時間は減少した。また、同じ応力では照射量増加に伴い破断時間は減少した。白抜きで示したデータは、約1000時間またはそれ以

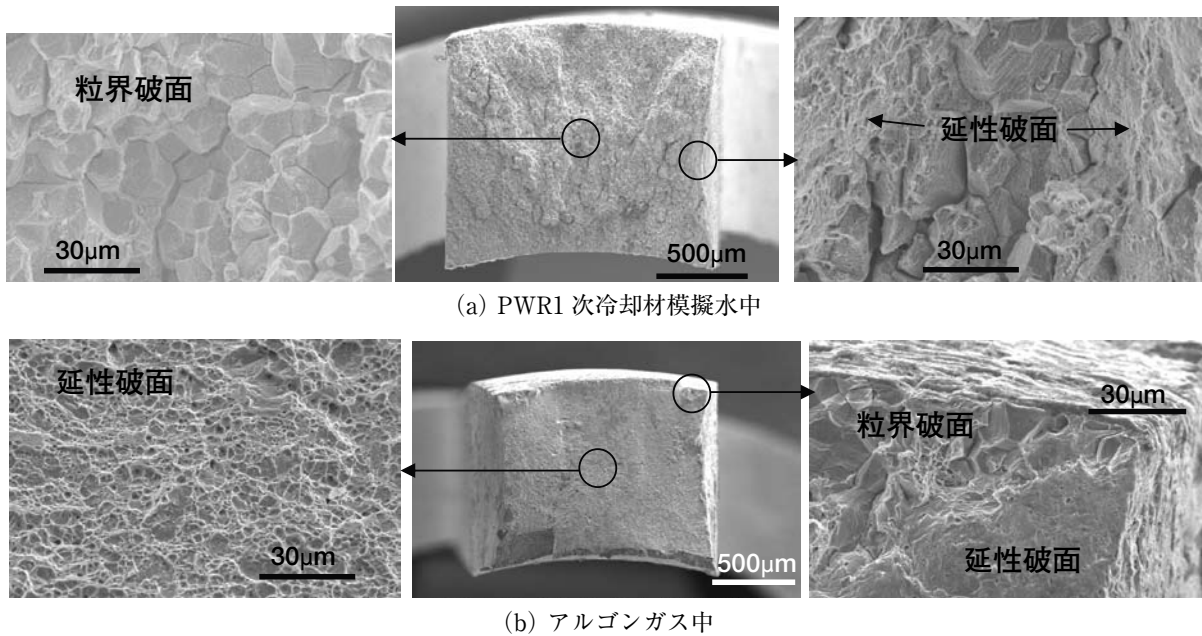


図3 73dpa 試験片のSSRT 試験後の破面のSEM写真

3.2 IASCC 発生応力 (UCL 試験)

UCL 試験結果のまとめを表2に示す。破断の生じた試験片は10本中6本であった。試験中の荷重変位線図および破断後の破面の例として、照射量73dpaの試験片に470MPaの荷重を加えた場合について図5および図6に示す。図5の荷重変位曲線では、試験開始から約30時間までは変位が一定であるが、その後、変位が上昇し、試験開始後32時間で破断した。破断時間は試験片により異なるが、破断した他の試験片の変位の変化はすべて同じ傾向を示した。破断面は粒界破面と最終破断時に発生した延性破面を呈した。粒界破面は、図6に示すように試験片破

上の時間応力を加えたが、破断しなかったことを示している。2個の31dpa試験片に752MPaを加えると破断したが、破断時間の差は35時間であった。一方、38dpa試験片は564MPaでは2個の内1個は26時間で破断したが、残りの1個は1708時間でも破断しなかった。752MPaと564MPaの破断時間のばらつきを考慮すると、負荷応力が低下すると破断時間のばらつきが大きくなる傾向がある。

照射量と破断の有無の関係を文献データ⁽¹³⁾とともに図8に示す。図中の点線は破断応力下限値の傾向線である。文献データはPWR1次冷却材模擬水中での定荷重試験結果ではあるが、試験片はOリング型で、試験温度(340℃)と水質条件(B1000ppm)

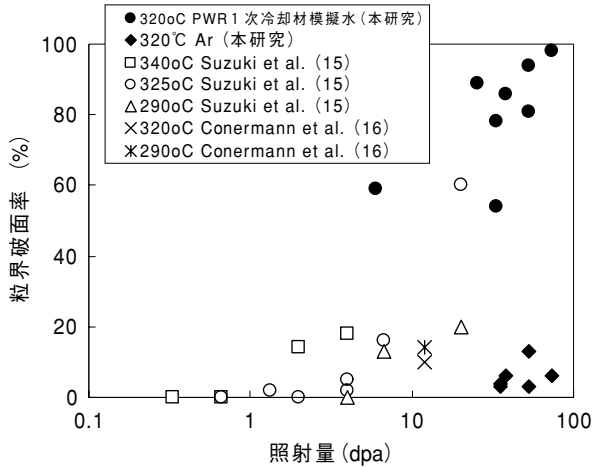


図4 SSRT 試験での粒界破面率の照射量依存性

が本研究と少し異なっている。また、本研究で用いた引張試験片による単軸定荷重試験と O リングを用いた定荷重試験では、IASCC き裂の発生進展方向が単軸定荷重試験ではシンプルチューブの長さ方向に垂直であるが、O リング型試験片では長さ方向であり異なっている。また、単軸引張試験片では高精度の荷重制御が可能であるが、O リング型試験片では押込み量から計算で負荷応力を求めるため誤差が大きくなる。こうした試験方法による違いにもかかわらず、文献データと本研究結果ともに 30dpa 以上の照射量では、破断と未破断の境界が負荷応力 500MPa 程度となっている。試験データが限られるため今後もデータを蓄積する必要があるが、破断応力下限値は照射量増加とともに低下し、30dpa 以上の高照射量では照射材耐力の 1/2 程度になることが確認された。

IASCC による破断が照射後の耐力の 1/2 程度で発生する要因として、多結晶組織は微視的には不均質で結晶粒毎に弾性率が異なるため不均一な応力分布となり、局所的に大きな応力が作用する可能性が考えられる。釜谷らはモンテカルロ法により作成した模擬多結晶モデルを用いた有限要素解析により結晶粒界や粒界 3 重点近傍に高応力が発生し、平均応力の 2 倍程度の局所応力となることを報告している(17)。この局所応力を仮定すると本研究で平均応力約 500MPa を負荷した試験片には耐力に相当する 1000MPa 程度の局所応力が粒界等に作用していた可能性がある。この場合、局所的に塑性変形が生じき裂発生起点になりうるものと考えられる。IASCC 発生応力下限値はボルトの寿命評価と直接関係するものであり、温度等の環境条件の影響や下限界を

表2 PWR 一次系模擬水中(320°C)での UCL 試験結果

照射量	負荷応力 (MPa)	破断有無	破断時間 (時間)	粒界破面率 (%)
31dpa	752(0.8 σ)	破断	95	35
31dpa	752(0.8 σ)	破断	60	35
32dpa	470(0.5 σ)	破断	104	55
32dpa	470(0.5 σ)	未破断	831	—
38dpa	564(0.6 σ)	未破断	1708	—
38dpa	564(0.6 σ)	破断	26	49
38dpa	470(0.5 σ)	未破断	1074	—
73dpa	564(0.6 σ)	破断	9.2	59
73dpa	470(0.5 σ)	破断	32	59
73dpa	470(0.5 σ)	未破断	1074	—

(注) 未破断の場合は破断時間は到達試験時間を示す。

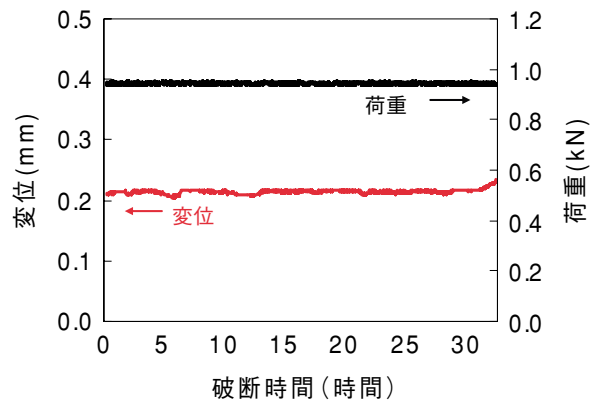


図5 UCL 試験での荷重と変位の推移 (73dpa 試験片に 470 MPa を加えた場合)

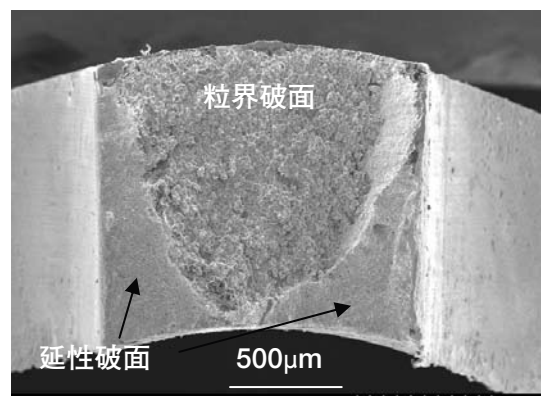


図6 UCL 試験後の破面の SEM 写真 (73dpa 試験片に 470 MPa を加えた場合)

決定しているメカニズムについてはさらに検討が必要である。

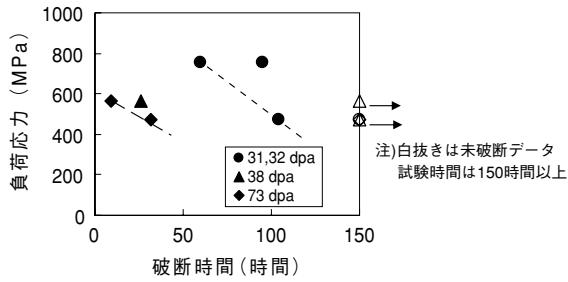


図7 UCL 試験での破断時間と負荷応力の関係

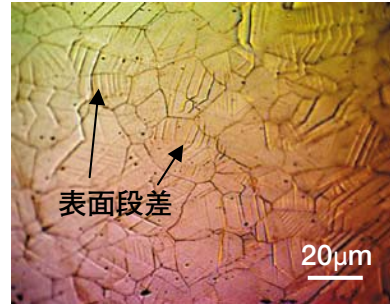


図9 変形後の試験片の表面段差 (2%程度の塑性歪を付与した73dpa試験片)

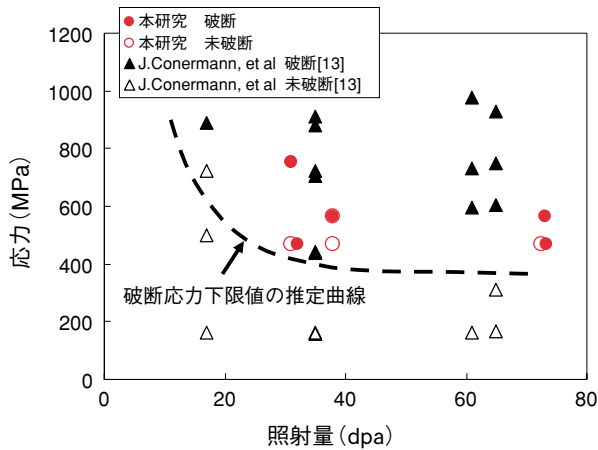


図8 UCL 試験での破断マップ

表3 アルゴン中SSRTにおける平均表面段差間隔

照射量	測定位置	平均表面段差間隔(μm)		局所変形量 (%)
		平均	範囲	
4dpa	変形帯	1.3	0.7-2.4	3.0
35dpa	変形帯中心	1.6	0.6-3.4	11.2
	変形帯端部1	1.7	0.7-2.8	6.4
	変形帯端部2	2.2	1.2-3.5	3.2
38dpa	変形帯中心	2.0	0.9-4.2	4.4
	変形帯端部1	2.4	1.1-5.3	1.5
	変形帯端部2	2.5	0.8-7.3	1.5
73dpa	変形帯中心	1.9	0.7-4.9	5.8
	変形帯端部1	2.2	1.2-5.3	3.0
	変形帯端部2	2.4	0.7-5.3	1.4

(注) 局所変形量は試験片のネッキング量から推定した。

4dpaの試験片はネッキング量が小さかったため応力歪線図から求めた塑性歪を局所変形量とした。

3.3 変形挙動

図9に約2%の塑性歪を付与した照射量73dpaの試験片の表面段差の例を示す。塑性変形付与後は試験片表面に多数の表面段差が観察された。すでに報告した35dpa試験片の研究⁽¹¹⁾により320℃で歪速度 $6.7 \times 10^{-8}/s$ の条件では、転位チャンネルが支配的な変形モードであることを確認しており、73dpa試験片で観察された表面段差も、粗大な転位チャンネルにより発生したものであると考えられる。また、変形の不均一性を定量的に評価するため、各結晶粒の表面段差の平均間隔を光学顕微鏡で撮影した写真を用いて測定し、平均値を求めた。その測定結果のまとめを表3に示す。図10に局所変形量と平均表面段差間隔の関係を示す。35,38,73dpaの平均表面段差間隔は局所変形量に対して同一傾向線上にあり、照射量が35dpa以上では変形の不均一性が同程度であることを示している。また、35,38,73dpaの平均表面段差間隔は局所変形量増加に伴い減少している。これは、局所変形量増加に対応するため新たな転位チャンネルが発生し、転位チャンネルが密になるためと考えられる。未照射や4dpa照射の場合は

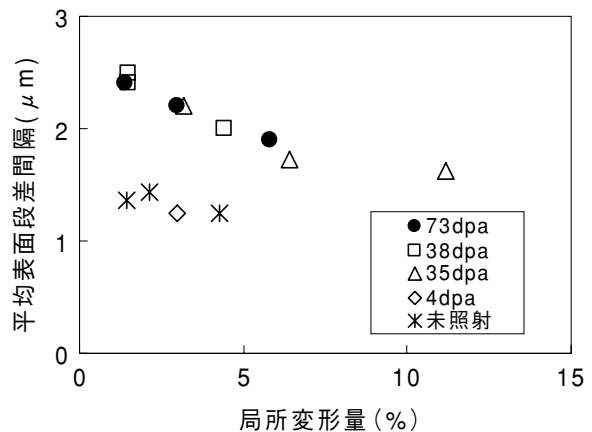
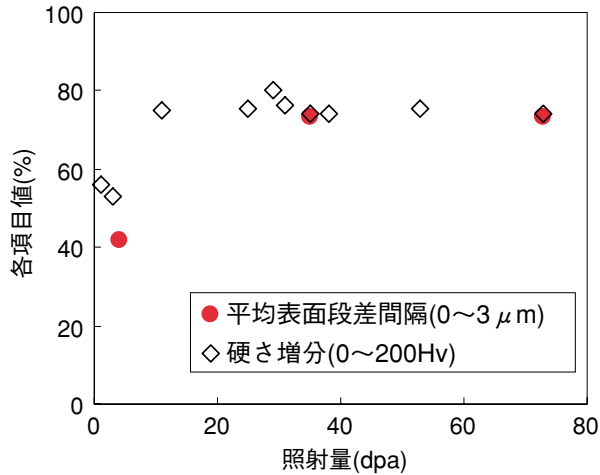


図10 局所変形量と表面段差平均間隔

35dpa以上の場合と比べて平均表面段差間隔が小さくなっている。局所変形量が3%程度の場合の4,35,73dpaの平均表面段差間隔と照射量の間を関係図11に示した。同図には機械的特性を代表する指標と



(注) 縦軸の各項目値は凡例に示した各項目に対して ()内に示した範囲を0~100%としてプロット

図11 平均表面段差間隔の照射量依存性

して硬さ増加量のデータ⁽⁷⁾もプロットした。平均表面段差間隔は照射に伴い増加し、35dpa以上では飽和しており、これは変形が照射に伴い偏在化するが、35dpa以上では飽和することを示している。硬さ増加量も35dpa以上では飽和しており、少なくとも高照射量では硬さと変形の不均一性がともに飽和傾向にあることが確認された。照射による硬さ増加と変形の不均一性はいずれも転位ループ等のマイクロ組織の発達が原因であり、転位ループのサイズと密度も10dpa以上ではほとんど変化しないことと対応している。

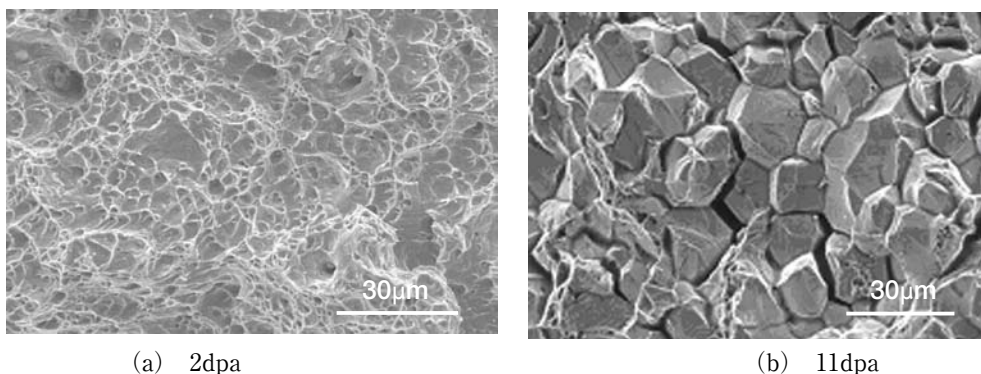
3.4 衝撃破壊特性

衝撃試験結果のまとめを表4に示す。試験片形状は規格に定められた衝撃試験片形状と異なるが、参

表4 衝撃試験結果

照射量 (dpa)	試験温度 (°C)	粒界破面率 (%)	衝撃吸収エネルギー (J/cm ²)
2	-196	0	108
11	-196	78	27
	室温 (30)	2	82
	150	0	87
22	-196	89	6
	室温 (30)	6	69
	150	0	75
38	-196	94	11
	室温 (30)	9	70
	150	1	63
73	-196	99	6
	室温 (30)	44	64
	150	7	46

考に衝撃吸収エネルギーを算出した。照射量2dpaと11dpa試験片の液体窒素温度での破面のSEMを図12に示す。2dpa試験片では液体窒素温度で粒界破面は観察されず、すべて延性破面であった。照射量11dpa以上の試験片は液体窒素温度で高い粒界破断の感受性を示した。照射量11dpa以上の試験片の室温と150°Cでの試験では、延性破面が多く観察された。照射量22dpa試験片の室温での破面を図13に示すが、破面の中央に延性破面と擬似粒界破面の混在破面があり、その周辺は完全な延性破面であった。擬似粒界破面は、大きさが10-20 μm程度で結晶粒とほぼ同じであり、明確な段差が観察された。同様の破面形態は室温、150°Cでの照射量38dpaと73dpa試験片においても観察された。ただし、同じ温度に対して38,73dpaの試験片の破面は、22dpaの破面より粒界破面らしい形態を示した。Conermannらも65dpa試験片を用いた室温の引張試験



(a) 2dpa

(b) 11dpa

図12 液体窒素温度(-196°C)での衝撃試験後の破面

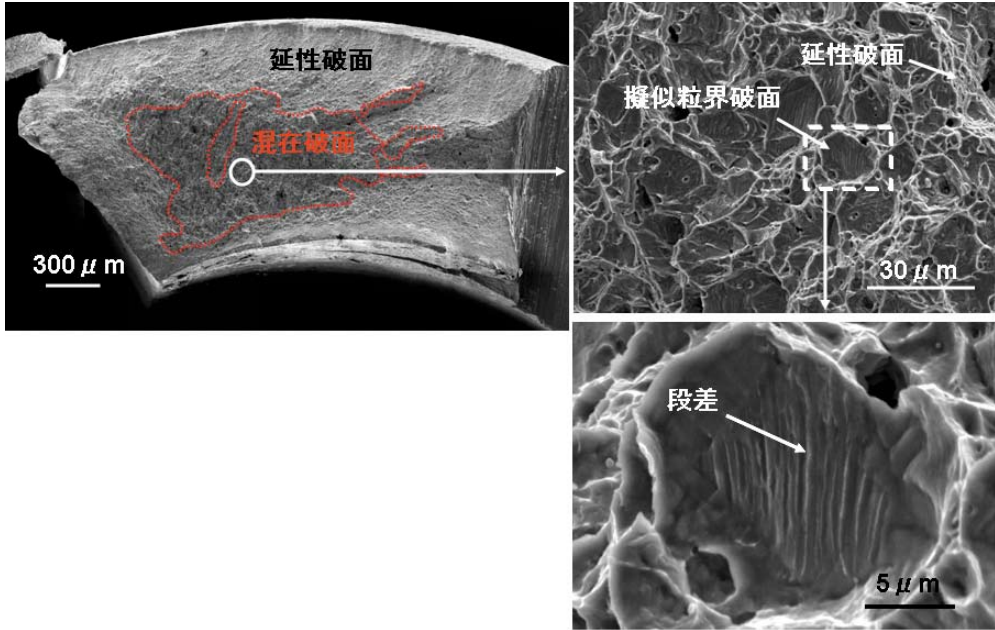


図13 室温での衝撃試験後の22dpa試験片の破面

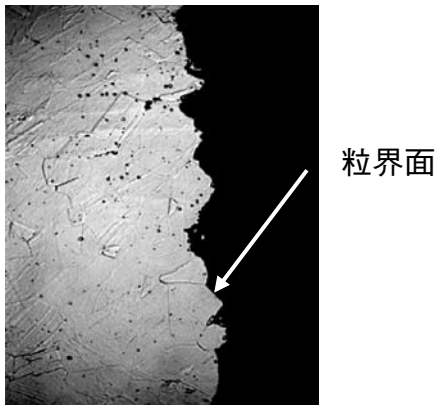


図14 室温での衝撃試験後の73dpa試験片の破面中央領域の断面

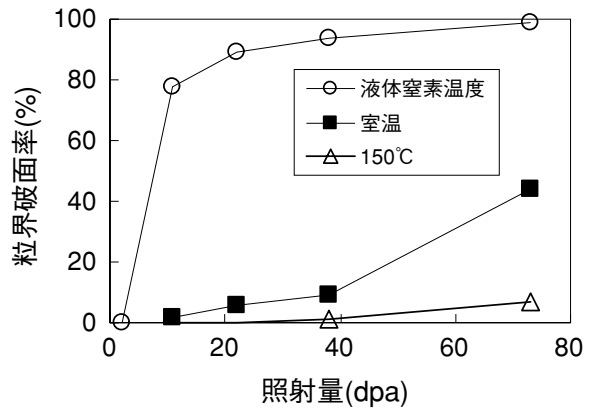


図15 衝撃試験での照射量と粒界破面率の関係

で同じ破面が観察されたことを報告⁽¹³⁾している。破面の断面観察では、図14に示すように擬似粒界破面は粒界破面であると判断され、衝撃試験での引張方向に対してほぼ垂直であった。衝撃吸収エネルギーはすべての温度で照射量増加に伴い低下し、擬似粒界破面の場合の衝撃吸収エネルギーは、延性破面の場合の衝撃吸収エネルギーより低く、破壊モードと衝撃吸収エネルギーが相関していた。このことは、粒界破壊は延性破壊よりも低エネルギーで生ずることを示している。

照射量と粒界破面率の関係を図15に示す。液体窒素温度では2dpaから11dpaにかけて粒界破面率が大きく増加した。室温ではすべての照射量において液体窒素温度に比べて粒界破面率は低かったが、照

射量38dpaから73dpaにかけて9%から44%まで大きく増加した。この照射量依存性は10dpaまでに大きく変化しそれ以降はゆるやかに増加する硬さや粒界偏析の材料特性とは傾向⁽⁷⁾が異なる。粒界強度が高いと粒内での破壊が支配的となり粒界破面率は低く、粒界強度が低いと粒界破壊が支配的となり粒界破面率は高くなると考えられ、粒界強度と粒内強度の相対的關係により、粒界破面率が決まるため硬さや粒界偏析のような材料特性とは異なる傾向を示すと考えられる。室温の場合、照射量38dpaでは粒界強度が粒内強度に比べ高いためほとんど延性破面となるが、照射量73dpaでは粒界強度が低下し粒界破面率が50%程度になると考えられる。機械強度に影響するマイクロ組織や硬さは照射量38dpaと73dpaで

ほとんど変化がない⁽⁷⁾ので粒内強度は照射量 38dpa と 73dpa で同じと考えられ、38dpa から 73dpa への照射量増加による粒界破面率の増加は粒界強度の低下を示唆していると考えられる。粒界強度低下をもたらす原因について検討することが今後の課題である。

4. 結論

- (1) PWR で 73dpa まで照射された冷間加工 SUS316 ステンレス鋼を用いて PWR 1 次冷却材模擬水中で SSRT 試験を実施し、粒界破面率は照射に伴い増加し、IASCC 感受性が照射により増加することを確認した。アルゴンガス中での SSRT 試験でも破面の一部に粒界破面が観察されたが、粒界割れの感受性は照射により増加しなかった。
- (2) PWR1 次冷却材模擬水中で単軸引張試験片を用いた UCL 試験で、30-70dpa の照射領域の IASCC 破断応力を調べた結果、その下限値は 500MPa 程度で、他の研究で広く使用されている Oリング形状の試験結果と整合していた。破断応力の下限値を決める要因について、更に検討する必要がある。
- (3) IASCC 発生に関与する変形不均一性の照射特性を表面段差間隔を指標として調べた結果、変形不均一性は照射により進むが、30dpa 以上では飽和していることを確認した。また、変形不均一性の照射特性は、硬さの照射特性と類似しており、材料の機械特性と変形不均一性の関連が示唆された。
- (4) 照射ステンレス鋼は、液体窒素温度での衝撃試験で粒界破面が観察され、粒界破面率は照射により増加したことから粒界強度は照射により低下すると考えられる。今後、粒界強度低下のメカニズムを検討することが課題である。

謝辞

38dpa と 73dpa の変形挙動観察については、原子力安全基盤機構 (JNES) からの委託により実施した。

文献

- (1) P. Scott, J. Nucl. Mater., 211, P.101 (1994).
- (2) G.S. Was and P.L. Andresen, Corrosion, 63, P.19 (2007).
- (3) 亀山雅司, 千種直樹, 長谷川宏司他, 溶接学会論文集, 23, P.82 (2005).
- (4) 中野守人, 福谷耕司, 藤井克彦他, INSS JOURNAL, Vol.8, P.134 (2001).
- (5) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, J. Nucl. Sci. Technol., 41, P.673 (2004).
- (6) 福谷耕司, 藤井克彦, 西岡弘雅, INSS JOURNAL, Vol.12, P.230 (2005).
- (7) K. Fukuya, K. Fujii, H. Nishioka, Y. Kitsunai, J. Nucl. Sci. Technol., 43, P.159 (2006).
- (8) 福谷耕司, 藤井克彦, INSS JOURNAL, Vol.10, P.163 (2003).
- (9) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, Y. Kitsunai, J. Nucl. Sci. Technol., 41, P.1218 (2004).
- (10) G. S. Was, Proceedings of the 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactors, ANS, p.965 (2003).
- (11) 西岡弘雅, 福谷耕司, 藤井克彦他, INSS JOURNAL, Vol.13, P.147 (2006).
- (12) K. Fujimoto, T. Yonezawa, E. Wachi, Y. Yamaguchi, M. Nakano, R.P. Shogan, J.P. Massoud, T.R. Mager, Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactors, TMS, p.299 (2005).
- (13) J. Conermann, R.P. Shogan, K. Fujimoto et al., Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactors, TMS, p.277 (2005).
- (14) Standard Practice for Characterizing Neutron Exposures in Ferritic Steels in Terms of Displacements Per Atoms (DPA), ASTM E693-84, ASTM, (1984).
- (15) I. Suzuki, M. Koyama, H. Kanasaki et al., Proceedings of the 4th International Conference on Nuclear Engineering, 5, p.205 (1996).

- (16) J. Conermann, R.P. Shogan, D.R. Forsyth et al., Proceedings of the 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactors, NACE, (2002) .
- (17) M. Kamaya, Y. Kawamura, T. Kitamura, International Journal of Solids and Structures, 44, P.3267 (2007) .