

高照射ステンレス鋼の衝撃破壊特性

Fracture Behavior of Highly Irradiated Stainless Steels

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 加圧水型原子炉 (PWR) で高照射されたステンレス鋼の破壊特性を把握する目的で、74dpa まで照射された冷間加工 SUS316 ステンレス鋼を用いて、 -196°C 、 30°C 、 150°C で衝撃試験を実施し、腐食環境にない状態でも高照射されたステンレス鋼は低温で粒界破壊が生ずることを確認した。また、照射材を焼鈍し硬さや粒界偏析を回復させた後、 -196°C で衝撃試験を実施し、 600°C の焼鈍温度では、硬さや粒界偏析が大きく回復し、破面も延性破面が支配的となる回復傾向を示し、粒界破壊への硬化と粒界偏析の寄与を確認した。

キーワード ステンレス鋼, 中性子照射, 照射後焼鈍, 照射硬化, 粒界偏析, 衝撃試験

Abstract Fracture behavior was investigated in cold-worked SUS316 stainless steels irradiated up to 74dpa in a PWR. Impact tests were conducted at -196°C , 30°C and 150°C . Highly irradiated stainless steels showed intergranular fracture at low temperature without a corrosive environment. Impact tests at -196°C after post-irradiation annealing revealed that the hardness and the irradiation induced grain boundary segregation almost recovered after annealing at 600°C . The appearance of the fracture surface also changed from intergranular to ductile dimple by the annealing, indicating that the irradiation hardening and the grain boundary segregation cause the intergranular fracture.

Keywords stainless steel, neutron irradiation, post-irradiation annealing, irradiation hardening, grain boundary segregation, impact test

1. はじめに

照射誘起応力腐食割れ (irradiation assisted stress corrosion cracking : IASCC) は軽水炉の高経年化に対する重要な課題として認識されている。海外では加圧水型原子炉 (pressurized water reactor : PWR) のステンレス鋼製パッフルフォーマボルトの破損が IASCC 事例として報告されているが⁽¹⁾, 破損形態が粒界破壊であることが特徴である。ステンレス鋼は延性の優れた材料であるが、中性子照射により、水素添加で腐食電位の低い PWR 一次系水中において SCC が発生することを示している。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て、その材料特性や PWR 一次系模擬水中での SCC 試験を実施し、ステンレス鋼の照射に伴う材料変化や IASCC 特性を調べてきた^{(2)~(5)}。その結果、IASCC 発生要因として照射硬化による変形の局在化

や粒界偏析に伴う粒界特性の変化が主要因と推定している。IASCC 発生メカニズム解明の一環として照射ステンレス鋼の破壊特性を腐食環境にないアルゴンガス中高温低歪速度引張試験により調べた結果、試験片表面近傍で粒界破壊することを確認した⁽²⁾。また、海外の研究でも腐食環境にない照射ステンレス鋼の粒界破壊が報告がされている^{(6)~(7)}。これらの研究は、PWR で照射されたステンレス鋼は、腐食環境なしでもある条件では粒界破壊感受性を持つことを示している。粒界破壊の原因については、硬化、粒界偏析、局所変形、水素のような照射誘起材料変化が潜在的要因と示唆される^{(2)~(5)~(8)}。PWR での高照射ステンレス鋼は基本的に水中にあり、腐食環境にあるが、照射に伴う材料変化が破壊特性に与える影響を把握することは IASCC を含めた PWR 炉内機器の挙動評価に重要である。粒界破壊発生の影響因子としては照射以外に試験温度、歪速度の影響が考

* 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

えられるが、PWR 条件で高照射されたステンレス鋼の破壊特性については体系的に調べた例は少なく、照射や温度と粒界破壊メカニズムの関係についての知見は非常に限られている。

本研究では PWR で照射された冷間加工ステンレス鋼 (SUS316) を、温度を変えて衝撃試験を実施し、腐食環境にないステンレス鋼の破壊モードを体系的に調べるとともに、焼鈍により材料特性を回復させ、粒界破壊の支配要因を検討した。なお、本報告では比較のため昨年報告⁽⁹⁾した衝撃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 で炉内計装用シンプルチューブとして使用された冷間加工 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℃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℃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⁽¹⁰⁾の鉄の dpa 断面積を用いて 74dpa 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 74dpa の範囲である。

2.2 衝撃試験

照射量 2, 11, 22, 38, 73, 74dpa の試験片について、液体窒素温度 (-196℃)、室温 (30℃) と 150℃ の大気中でシャルピー衝撃試験を実施した。74dpa の試験片については、450℃、500℃、550℃、600℃で 1 時間焼鈍した後に -196℃でシャルピー衝撃試験を実施した。試験片の形状は図 1 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図 2 に示すように 55mm 長、10mm 角の JIS4 号衝撃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

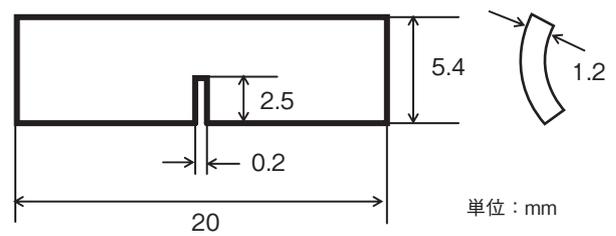


図 1 試験片の形状

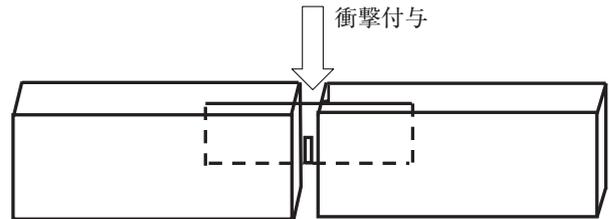


図 2 ステンレス製治具を試験片に取り付けた状態

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℃の試験では試験片をそれぞれ液体窒素容器と 150℃の恒温槽内に 30 分保持した後取り出し、直ちに試験装置にセットして試験を実施した。試験後の破面を走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscope : SEM) により観察した。

2.3 焼鈍後の材料特性測定

焼鈍では衝撃試験に供する試験片と材料特性測定用の試験片を同時に電気炉で焼鈍し、材料特性測定用の試験片で硬さと粒界偏析を測定した。硬さはマイクロビッカース硬度計を用い、測定時の荷重は 4.9N (500gf)、荷重保持時間は 15 秒とした。測定箇所はシンプルチューブの外側側 (外面から約 0.2mm)、肉厚中央、内側側 (内面から約 0.2mm) の 3ヶ所についてそれぞれ円周方向に 5 箇所、合計 15 箇所を測定し、その平均値を当該焼鈍温度後の試験片の硬さとした。粒界偏析は材料特性測定用の試験片から硬さ測定試料を切断分離した後、湿式の機械研磨を行い約 0.15mm 厚の薄板とし 1mm Φ のディスクを打ち抜き、電解研磨法により分析用試料を作製した。測定には電界放射型透過電子顕微鏡 (Hitachi HF2000) に付属するエネルギー分散型 X 線分光分析器を用いた。分析対象元素は Fe, Cr, Ni, Mo, Si, P とし、粒界上 3 点、粒界から ± 1 nm, ± 2 nm, ± 3 nm, ± 4 nm, ± 5 nm, ± 10 nm, ± 20 nm, ± 50 nm の位置でそれぞれ 1 点ずつ測定し

た。各熱処理条件に対して大傾角粒界3粒界の分析を実施した。粒界上3点の平均を粒界組成とし、粒界から $\pm 20\text{nm}$ 、 $\pm 50\text{nm}$ の位置での組成の平均を粒内組成とし、その差を粒界偏析量とした。

3. 実験結果と考察

3.1 衝撃破壊特性の照射、温度依存性

図3に典型的な破面結果を示す。観察された破面は、ディンプルの延性領域、粒界領域、延性と粒界の混合領域の3種類であった。図3の上段に破面全体がディンプルの延性破面を示すが、破面は引張方向に対して傾斜しており、せん断により破壊したことを示している。この延性破壊は、 -196°C での2dpa試験片、 30°C での11dpa試験片および 150°C での11dpa、22dpa試験片で観察された。粒界領域は連続する結晶粒界面が特徴で、図3の下段に示すように、 -196°C での11dpa以上の照射量の試験片で観察された。粒界領域の破面は引張方向に対してほぼ垂直であった。 -196°C での11、22、38dpaの試

験片では粒界領域の他に延性破面が観察されたが、その割合は照射量増加に伴い減少した。混合領域は、上記のディンプルと $10\sim 30\mu\text{m}$ の結晶粒程度の大きさの平面状破面が混合している状態で、平面状破面には平行に走る段差が観察された。図3の中段に示す通り、混合領域は破面の中央に現れその周辺は延性破面であった。混合領域は照射量が高く試験温度が低いほど大きい傾向を示した。破面形態は、照射量増加や試験温度低下に伴い、延性破面から延性粒界混合破面、粒界破面へと変化した。混合領域で観察された平面状の破面は断面観察の結果、結晶粒界面であると推定された⁽⁹⁾。図4に破面の高倍率のSEM像を示す。図4(a)に示すように -196°C での73dpa試験片の結晶粒はほとんど変形せずに粒界で破壊し、結晶粒表面の段差も薄い。低い照射量11dpaでは、図4(b)に示すように結晶粒が変形し、表面の段差も明確になっている。同じ73dpa照射量で試験温度が 30°C の高い場合を図4(c)に示すが、同様に結晶粒の変形と表面の段差が観察された。混合領域では図4(d)(e)(f)に示すように結晶粒界面と推定された平面状の破面は、引きちぎられた

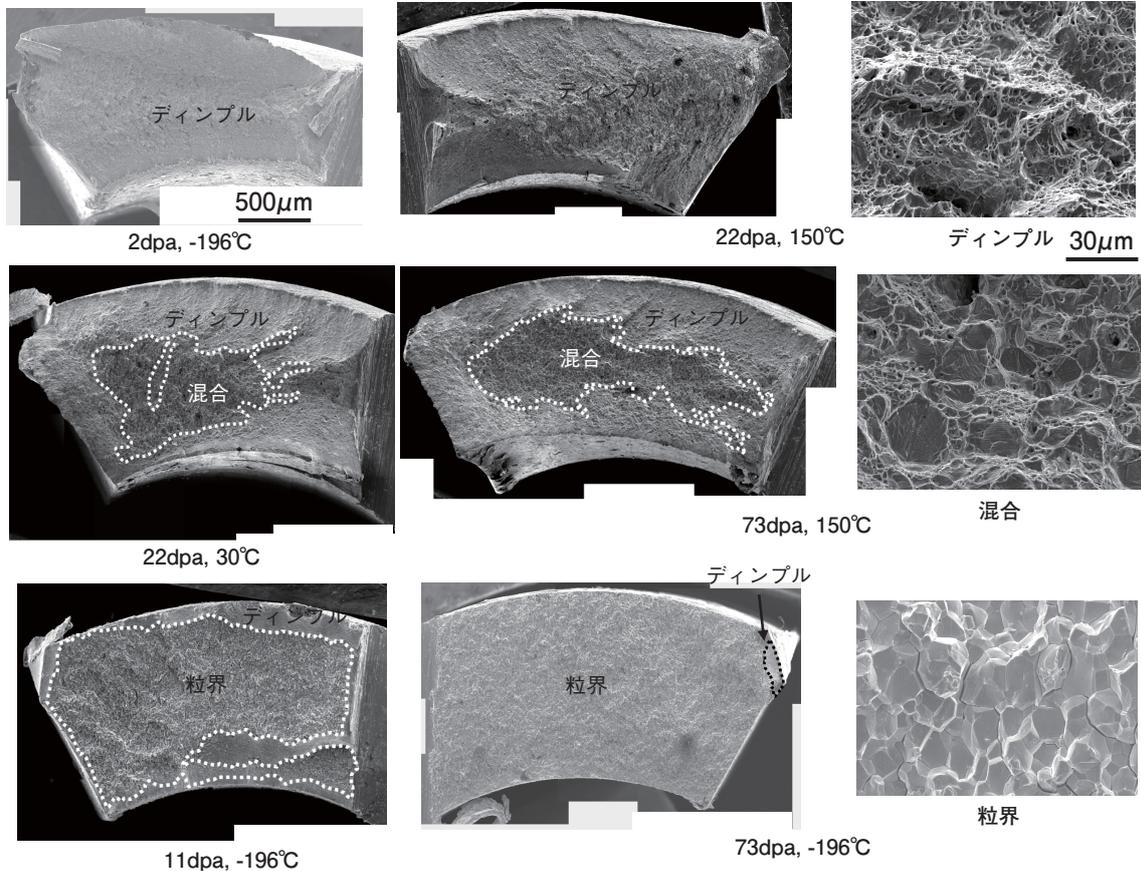


図3 衝撃試験の破面とディンプル、混合および粒界破壊モードの拡大SEM像

様相の破面で囲まれていた。混合領域の破面形態を延性ディンプル破面形態と比較すると、平面状の結晶粒界破面が延性ディンプル破壊時の核となるポイドに相当し破壊の起点となり、その周辺で引きちぎられて破断したと考えられ、これは破壊が延性的に進行したことを示すと推定される。平面状破面内を走る平行な筋の端は、滑らかな状態が多かったが、図4(e)に示すように鋸刃状のものもあった。また、同じ破面上で異なる方向に走る筋もあり、その

角度が60度程度であったことからこれらの筋は{111}面上のすべりや双晶に対応したものであると考えられ、粒界面に蓄積したこれらの局所歪が粒界はく離の起点として作用したと推定される。

衝撃試験結果のまとめを表1に示す。混合領域がある場合の粒界破面率は、混合領域の全破面に占める割合に混合破面内での粒界破面割合を乗じて算出した。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、測定された吸収エネルギーを破面の

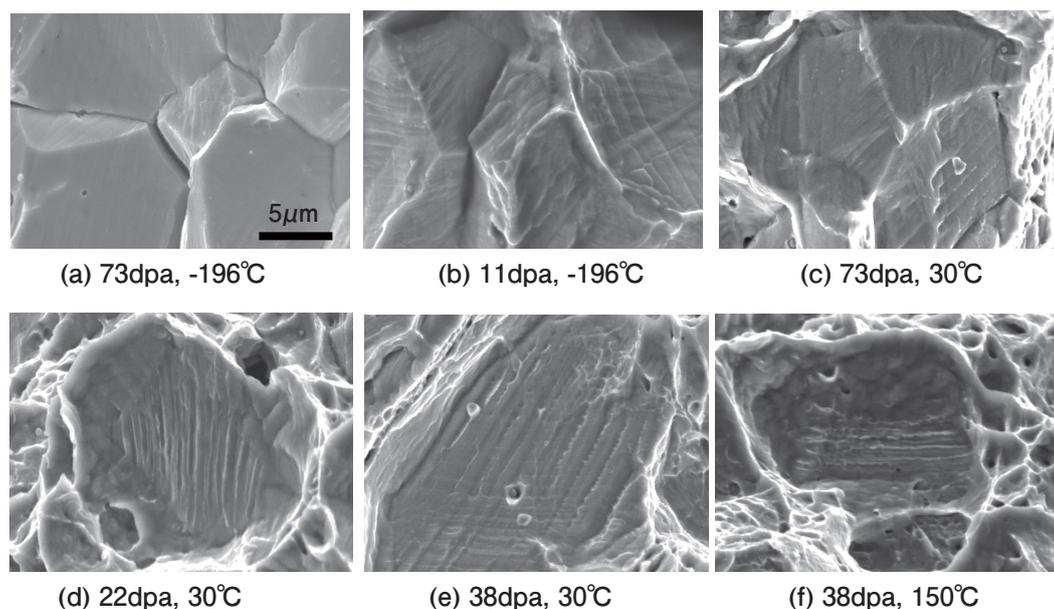


図4 衝撃試験破面の結晶粒界面の高倍SEM像

表1 衝撃試験結果

照射量 (dpa)	試験温度 (°C)	焼鈍温度 (°C)	破面割合 (%)				衝撃吸収 エネルギー (J/cm ²)
			ディンプル	混合領域	混合領域中 の粒界破面	正味 粒界破面	
2	-196	—	100	0	—	0	108
11	-196	—	22	0	—	78	27
	室温 (30)	—	98	0	—	2	82
	150	—	100	0	—	0	87
22	-196	—	11	0	—	89	6
	室温 (30)	—	73	27	23	6	69
	150	—	100	0	—	0	75
38	-196	—	6	0	—	94	11
	室温 (30)	—	73	27	33	9	70
	150	—	90	10	7	1	63
73	-196	—	1	0	—	99	6
	室温 (30)	—	32	68	65	44	64
	150	—	68	32	21	7	46
74	-196	450	8	0	—	92	45
		500	10	90	93	84	32
		550	15	85	75	64	63
		600	62	38	18	7	119

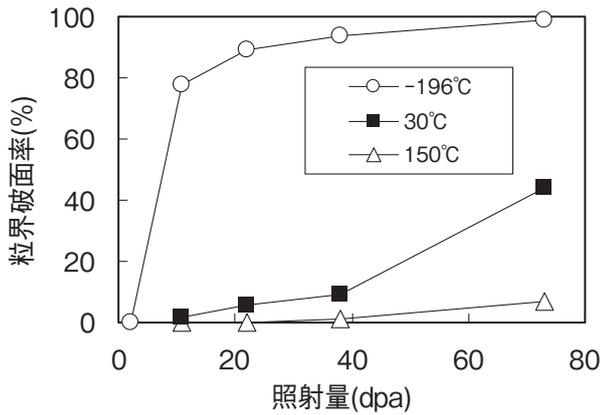


図5 照射量，試験温度と粒界破面率の関係

面積で除して衝撃吸収エネルギーを算出した。照射量や試験温度と粒界破面率の関係を図5に示す。-196℃では2dpaから11dpaにかけて粒界破面率が大きく増加した。30℃ではすべての照射量において-196℃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。粒界破面率は、各試験温度での粒界強度と粒内強度の相対的關係により決まるため試験温度により異なる照射依存性を示すと考えられる。破面形態と衝撃吸収エネルギーの關係では、粒界破面率

が高いほど衝撃吸収エネルギーが低い傾向を示した。30℃の73dpa試験片は、混合破面領域が比較的多く、評価した粒界破面率は44%で他の30℃の試験片と比較して高かったが、衝撃吸収エネルギーは、ほぼ同等であった。これは前述の通り混合領域での破壊モードが延性挙動を示したためと考えられる。

3.2 焼鈍後の衝撃破壊特性

3.2.1 衝撃破面

450℃から600℃での焼鈍した試験片の破面を図6に示す。450℃の焼鈍材は、図6(a)に示す通り、左上の角と外表面近傍にわずかに延性破面が観察されたが、点線で囲まれた領域は粒界で粒界破面率92%を示した。破壊に伴う試験片の変形はほとんどなかった。550℃の焼鈍材の破面は図6(c)に示すように、混在領域が観察されたが、粒界破面が支配的であり、粒界破面率は64%であった。図6(b)に示す500℃の断面に比べ厚さが絞られており破断に至る過程での変形が認められる。600℃の焼鈍材は図6(d)に示すように大きく変形し、破面には破断方向に対する傾斜が見られた。破面形態は延性破面

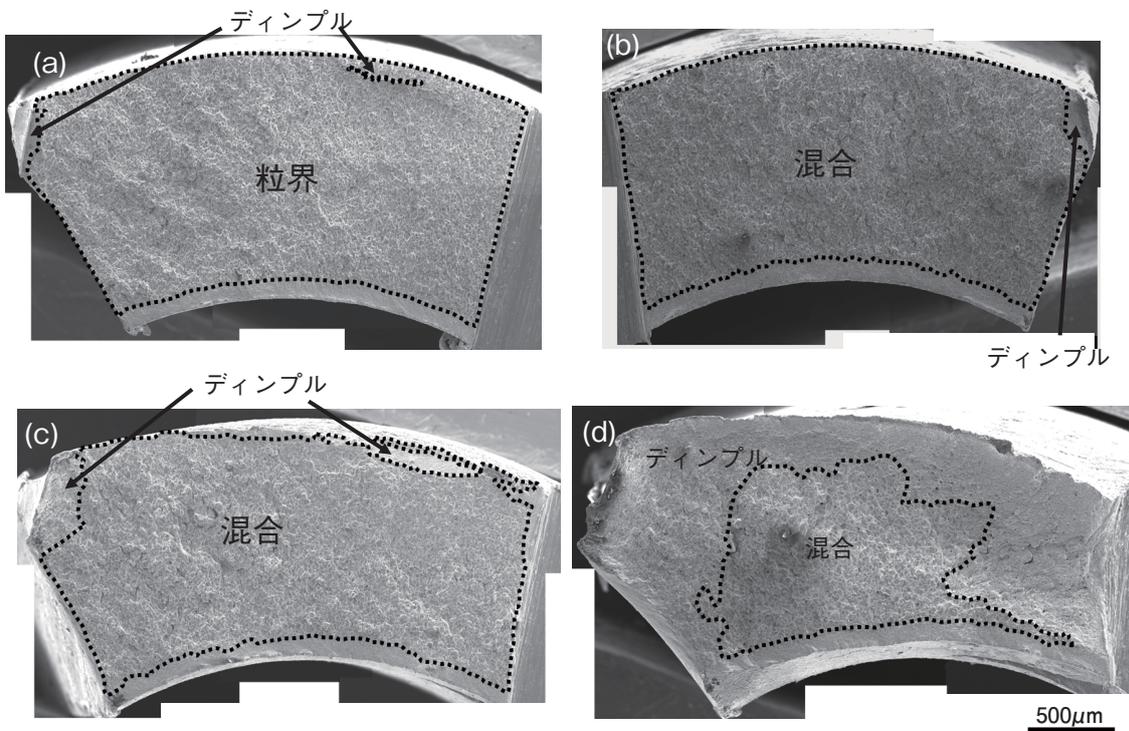


図6 74dpa試験片の焼鈍後の衝撃試験破面
 (a) 焼鈍温度 450℃ (b) 焼鈍温度 500℃ (c) 焼鈍温度 550℃ (d) 焼鈍温度 600℃

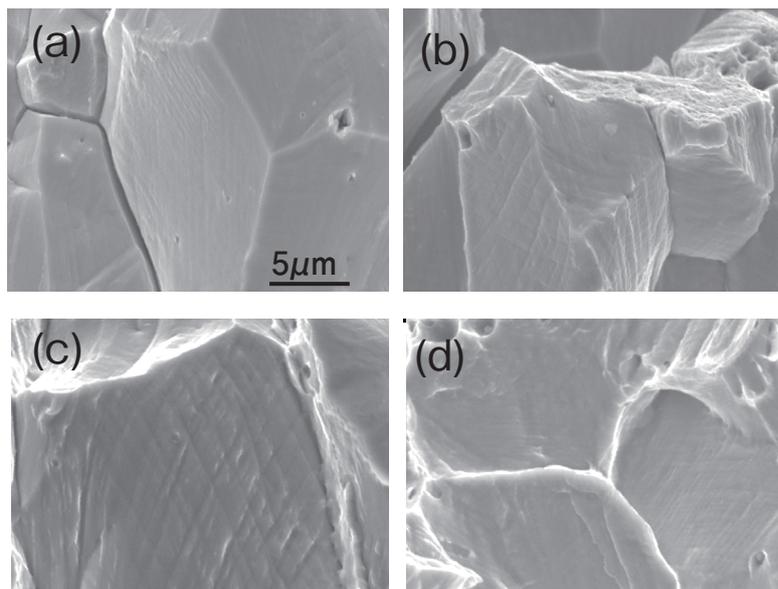


図7 74dpa 試験片の焼鈍後の破面の拡大SEM
(a)焼鈍温度 450°C (b)焼鈍温度 500°C (c)焼鈍温度 550°C (d)焼鈍温度 600°C

が支配的で、中心の点線部に混合領域が観察されたが、周辺の延性破面との境界は不明確であり、粒界破面率は7%であった。結晶粒毎の表面を観察した拡大SEM写真を図7に示す。450°Cの焼鈍材では結晶粒の表面には明確なすべり線は観察されないが、焼鈍温度上昇に伴いすべり線が明確になるとともに部分的に延性破面の出現やすべり線の交差が認められ、600°Cの焼鈍温度では個々の結晶粒の形が不明確となっている。

3.2.2 焼鈍による硬さ回復

硬さの測定結果を表2に示す。未照射のピッカース硬度225が73dpaまでの照射により377まで増加するが、焼鈍温度450°Cでは366であり照射状態と同等であり回復は少ない。焼鈍温度の上昇に伴い回復量は増加し、600°Cでは262まで低下している。ピッカース硬度262は1dpa照射による照射硬化時

表2 焼鈍後の硬さ

照射量 (dpa)	焼鈍温度 (°C)	硬さ (Hv)
74	450	366
	500	349
	550	300
	600	262
73	焼鈍なし	377
未照射	焼鈍なし	225

のピッカース硬度337より低く、この照射量での衝撃試験では全面延性破面で粒界破面は観察されなかった。照射後焼鈍による回復は、熱空孔の吸収と放出による点欠陥集合体の変化および熱拡散による元素移動により生ずるので、焼鈍の効果は熱空孔の移動度と量に関するトータルの空孔移動量で整理することができる。この考え方にに基づき試験材の主要元素である鉄の拡散距離を \sqrt{Dt} を用いて回復挙動を整理した。 D は鉄の自己拡散係数、 t は焼鈍時間である。 D は $D = D_0 \exp(-Q/kT)$ で表され、 T は焼鈍温度(K)、 D_0 、 Q 、 k は定数でそれぞれ $4.9 \times 10^{-5} \text{m}^2/\text{s}$ 、 2.95eV 、 $8.62 \times 10^{-5} \text{eV/K}$ である。このパラメータを用いて異なる焼鈍温度や焼鈍時間の文献データの硬さ回復結果を整理したグラフを図8に

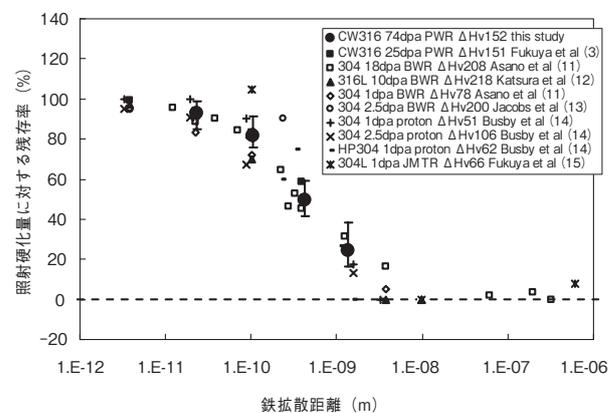


図8 焼鈍に伴う硬さの回復

表3 焼鈍後の粒界偏析

照射量 (dpa)	焼鈍温度 (°C)	項目	Cr	Ni	Si	Mo	P
74	450°C	粒界濃度	12.64	22.38	4.72	1.16	0.05
		粒内濃度	17.22	12.96	0.80	1.75	0.02
		偏析量	-4.58	9.43	3.92	-0.58	0.03
	500°C	粒界濃度	13.00	22.44	4.96	1.05	0.20
		粒内濃度	16.97	12.77	1.42	2.55	0.01
		偏析量	-3.98	9.67	3.54	-1.49	0.19
	550°C	粒界濃度	13.54	16.99	3.45	1.82	0.20
		粒内濃度	16.90	12.72	1.58	2.48	0.31
		偏析量	-3.36	4.27	1.87	-0.66	-0.12
600°C	粒界濃度	16.55	16.89	3.01	2.63	0.02	
	粒内濃度	16.94	12.74	1.81	2.24	0.14	
	偏析量	-0.39	4.15	1.19	0.39	-0.12	
73	焼鈍なし	粒界濃度	11.92	24.88	4.16	0.98	0.00
		粒内濃度	17.23	12.82	1.23	1.62	0.00
		偏析量	-5.32	12.06	2.93	-0.64	0.00

単位：wt%

示す。図中、本研究の硬さは試験片毎に測定した15箇所の平均で、データ範囲を偏差バーで示した。文献はSUS304も含めてさまざまな条件で照射され、照射硬化量も異なる材料の焼鈍データであるが、Busby等は回復前の状況に関係なく鉄拡散距離で整理すると回復が同じ傾向を示すことを指摘している。本研究でもその結論を支持する結果となり、鉄拡散距離が 10^{-9} mのオーダーで完全に回復している。

3.2.3 焼鈍による粒界偏析回復

粒界偏析の測定結果を表3に示す。焼鈍前の照射後の状態では照射誘起偏析によるCr, Moの欠乏とNi, Siの濃化が見られる。焼鈍による粒内と粒界の濃度変化を図9に示す。どの元素も粒内濃度は焼鈍により変化していないが、Cr, Ni, Siの粒界濃度は焼鈍温度上昇により粒内濃度に近づいており、偏析が消失する傾向を示している。特にCrは600°Cの焼鈍により粒界偏析がほぼ消失している。Moは含有量が少なく照射誘起偏析量も少ないため焼鈍温度の違いによる変化が有意なものであるかは明確ではないが、550°Cと600°Cで粒界濃度と粒内濃度の大小関係が逆転し、粒界濃度が粒内濃度を上回る結果となっている。PはMoに比べて更に含有量と照射誘起偏析量が少なく明確な傾向はない。以上の結果を踏まえ、以下ではCr, Ni, Siに対して粒界偏析を議論する。硬さと同様、焼鈍の効果を鉄拡散距離で整

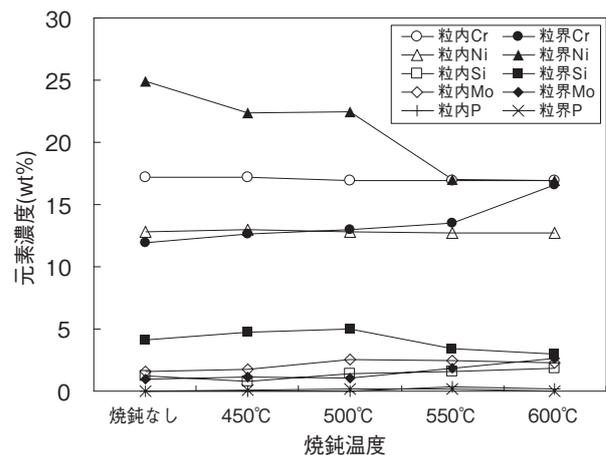


図9 焼鈍に伴う粒内および粒界での濃度変化

理した結果を文献データとともに図10に示す。図中、本研究の偏析量は試験片毎に測定した3粒界の平均で、データ範囲を偏差バーで示した。各元素とも鉄拡散距離の増加（焼鈍温度の上昇）により偏析が消失する傾向があり、偏差は大きいとその傾向は文献データとほぼ整合していると考えられる。Crについては文献データと比較して本研究の回復が早い傾向があり、鉄拡散距離が 10^{-9} m近傍で偏差が大きくなっている。この領域では、粒界偏析の回復が活発化し、その回復状況は各粒界で差があることを示唆している可能性があり、この偏差の大きいデータの平均値は文献データとの差が大きい。一方、Niに関しては鉄拡散距離 10^{-9} m近傍での偏差は小さいにも係らず、文献データとの差は大きい。Niの場合も

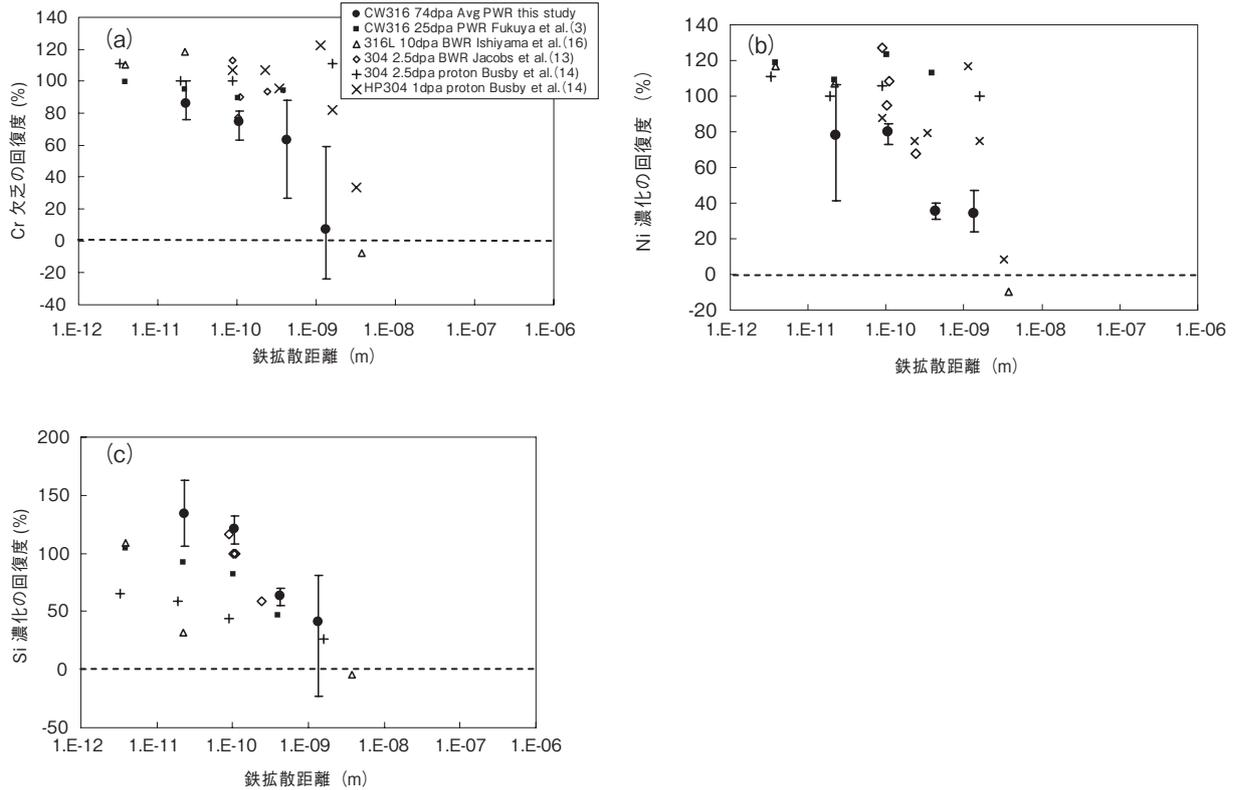


図10 焼鈍に伴う粒界偏析の回復
(a)Cr (b)Ni (c)Si

本研究の回復が文献データと比較して早い傾向があるが、鉄拡散距離が 10^{-10} m のオーダーで回復する文献データもあり、Cr と比較すると偏差は少ない。Si については鉄拡散距離 1.3×10^{-9} m での偏差が大きいかも係らず、平均値では文献データと比較的良好一致している。鉄拡散距離が 10^{-10} m より小さいケースでは残存率が100%を超える結果となっている。今回の74dpaの結果は、従来の低照射量の結果と比較してCr, Niの回復に差がみられた。粒界偏析のばらつき等も含めて今後検討する必要がある。

3.2.4 焼鈍に伴う粒界破面率と材料特性の関係

衝撃試験の破面率、硬さ及び粒界偏析 (Cr, Ni, Si) の焼鈍による推移を図11に示す。焼鈍により偏析が消失する傾向は粒界破面率の低下傾向とほぼ同じである。Siは粒界偏析で述べたように残存率の基準とした焼鈍前の粒界偏析量が少なかったため残存率は高めで推移しているが、その推移は粒界破面率と整合している。福谷等は、照射後焼鈍により照射硬化と粒界偏析がPWR一次系水質模擬水中でのIASCC感受性と関係していることを報告しているが

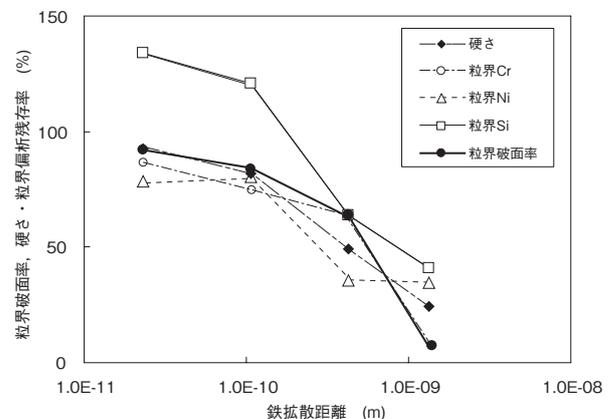


図11 焼鈍による材料特性回復と衝撃試験粒界破面率の変化

(3) 本研究により腐食環境にない状態でも照射ステンレス鋼の粒界破壊には硬化と粒界偏析が関与していることが確認できた。

焼鈍による照射欠陥の回復については、Busby等は硬さに影響する転位ループの回復が粒界偏析の回復より早いことを解析と試験結果で報告している(11)。また、粒界偏析に関しては拡散係数の大きいSiがCr, Niに比較して早く回復する傾向があることも報告している。福谷等もPWRで25dpaまで照射

された材料に関する照射後焼鈍について同様の結果を報告している⁽³⁾。本研究では、Cr, Niの回復がこれまでの文献データと比較して早めの回復を示したため、硬さと粒界偏析の回復傾向に明確な差異が確認されず、どちらの特性が粒界破壊への支配因子であるかを確認するには至らなかった。回復が文献データと比較して早めであった理由は不明であるが、550~600℃の有意に回復が発生する環境においては各粒界の状況が回復量に影響する可能性が考えられる。600℃で焼鈍した結果では、硬さが262まで回復し、照射硬化としては1dpa照射材相当で、粒界偏析においても偏析量から推定するとCrとNiは3dpa照射材、Siは11dpa照射材の状態に相当する⁽⁴⁾。2dpaと11dpa照射材の液体窒素温度での衝撃試験では、それぞれ全面延性破壊と粒界破面率78%を示し、600℃焼鈍材の粒界破面率7%が、2dpaと11dpa照射材の粒界破面率の間にあることは、硬さだけではなく粒界偏析も粒界破壊に寄与していることを示している。

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、-196℃, 30℃, 150℃で衝撃試験を実施し、粒界破面率は照射に伴い増加し、温度の上昇とともに減少することを確認した。高照射量では30℃の室温でも粒界破面が部分的に出現することを確認したが、延性的破壊挙動を示したため衝撃吸収エネルギーは粒界破面率の高い-196℃での高照射材と比較して高かった。本研究は衝撃試験により歪速度の速い破壊特性を調べたが、破壊メカニズムの検討には歪速度の遅い場合の破壊特性取得が課題である。
- (2) 焼鈍により、硬さ、粒界偏析を回復させた74dpa照射材について、-196℃で衝撃試験を実施した結果、硬さと粒界偏析の回復傾向は類似しており、粒界破面率の低下傾向ともよく一致し、硬さと粒界偏析の粒界破壊モードへの関与を確認した。また、600℃, 1時間の焼鈍により、硬さと粒界偏析がほぼ回復することを確認した。焼鈍による回復傾向を精度良く評価するには更なるデータ蓄積が必要である。

文献

- (1) P. Scott, Journal of Nuclear Materials, 211, p.101 (1994).
- (2) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, J. Nucl. Sci. Technol., 41, p. 673 (2004).
- (3) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, Y. Kitsunai, J. Nucl. Sci. Technol., 41, p. 1218 (2004).
- (4) K. Fukuya, K. Fujii, H. Nishioka, Y. Kitsunai, J. Nucl.Sci.Technol., 43, p.159 (2006).
- (5) H. Nishioka, K. Fukuya, K. Fujii, Y. Kitsunai, J. Nucl.Sci.Technol., 45, p.274 (2008).
- (6) A. Toivonen, U. Ehrnstein, W. Karlsen, P. Aaltonen, J-P. Massoud, J-M Boursier, Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, TMS, p. 327 (2005).
- (7) A. Jenssen, V. Grigoriev, R. Jakobsson, P. Efsing, Proceedings of International Symposium on Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs (Fontevraud 6), SFEN, p. 649 (2006).
- (8) T. Matsuoka, Y. Yamaguchi, T. Yonezawa, K. Nakamura, R. Fukuda, S. Shiraishi, JSME International Journal, Series A, Vol.42, p.438 (1999).
- (9) 西岡弘雅, 福谷耕司, 藤井克彦, 鳥丸忠彦, INSS Journal, Vol.14, p.157 (2007).
- (10) Standard Practice for Characterizing Neutron Exposures in Ferritic Steels in Terms of Displacements Per Atoms (DPA), ASTM E693-84, ASTM, (1984).
- (11) K. Asano, R. Katsura, M. Kodama, S. Nishimura, K. Fukuya, K. Nakata, Proceedings of the 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, NACE, p. 1033 (1995).
- (12) R. Katsura, Y. Ishiyama, N. Yokota, T. Kato, K. Nakata, K. Fukuya, H. Sakamoto, K. Asano, Corrosion 98, Paper No. 132, NACE, (1998).
- (13) A. J. Jacobs, S. Dumbill, Proceedings of the 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power

- Systems—Water Reactors, NACE, p. 1021 (1995).
- (14) J. T. Busby, G. S. Was, E. A. Kenik, Journal of Nuclear Materials, 302, p.20 (2002).
- (15) K. Fukuya, M. Obata, S. Kawano, T. Tanabe, K. Kayano, Proceedings of the 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, TMS, p. 555 (1993).
- (16) 石山嘉英ら, 日本金属学会 1999 年年会, 講演番号 606.