

# 中性子照射されたステンレス鋼の変形挙動

## Deformation Structure in Stainless Steels Irradiated in a PWR

西岡 弘雅 (Hiromasa Nishioka)<sup>\*1</sup> 福谷 耕司 (Koji Fukuya)<sup>\*1</sup>  
藤井 克彦 (Katsuhiko Fujii)<sup>\*1</sup> 橋内 裕寿 (Yuji Kitsunai)<sup>\*2</sup>

**要約** 加圧水型原子炉で照射された冷間加工ステンレス鋼について 320 °C で最大 3% までの塑性歪を付与して表面段差やマイクロ組織を観察した。塑性変形領域では粗大な段差が発生していた。照射により段差の間隔は増加しており、すべりが局在化することを示唆している。透過型電子顕微鏡による観察では、 $\langle 110 \rangle$  方向の  $\{111\}$  面の粗大な転位チャンネルは表面段差に対応しており、粗大チャンネルの間に微細なチャンネルが形成していた。粗大すべりと粒界の交差部でたなごの形成を伴う粒界はく離が明確に観察された。この粒界面は引張方向に対してほぼ垂直であった。粗大の転位チャンネルが粒界との交差部に高応力をもたらしたため粒界はく離につながったことが確認された。

**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, チャンネル

**Abstract** Surface steps and microstructure in stainless steels irradiated in a pressurized water reactor were examined after deformation up to 3% nominal plastic strain at 320 °C. Deformation in the plastic region produced coarse steps. The width of the steps increased with dose, indicating that strain heterogeneity increases with dose. Transmission electron microscope observations revealed that coarse dislocation channeling on  $\{111\}$  planes along  $\langle 110 \rangle$  direction corresponded to the surface steps and that fine channeling occurred between coarse slips. Grain boundary separation associated with ledge formation was evident at the intersections of coarse slips and grain boundaries whose plane was nearly normal to tensile axis. The results confirmed that coarse dislocation channeling produces a high level of stress at the intersection with grain boundaries, resulting in grain boundary separation.

**Keywords** stainless steel, neutron irradiation, IASCC (irradiation assisted stress corrosion cracking), deformation, grain boundary, channeling

## 1. はじめに

照射誘起応力腐食割れは、中性子照射によりステンレス鋼が応力腐食割れ (stress corrosion cracking : SCC) の感受性を持つようになる現象で、通常 IASCC (irradiation assisted stress corrosion cracking) と呼ばれている。このメカニズム検討のため照射による強度変化等の機械特性変化や粒界偏析等、照射によるステンレス鋼の材料特性変化が調べられている。また、加圧水型原子炉 (pressurized water reactor : PWR) の炉水を模擬した水中での定荷重 SCC 試験では、耐力以下の荷重荷重により照射ステンレス鋼が破断に至る結果も得られている<sup>(1)</sup>。このような状況の中で、最近、照射されたステンレス鋼の局所変形が粒界に歪の蓄積をもたらし、IASCC 発生の起点となる粒界

割れに関連するのではないかという説が出されている<sup>(2)</sup>。照射材の変形モードはさまざまな材料や条件で検討されている<sup>(3)~(5)</sup> が、既存の研究では照射温度や変形時の温度が軽水炉条件と異なるものが多い。軽水炉条件、特に PWR の高照射条件では変形挙動は十分解明されておらず、IASCC メカニズムの解明には軽水炉で照射されたステンレス鋼の変形挙動に関する体系的な検討が必要である。本研究では、PWR で照射されたステンレス鋼の変形挙動を明確にすることを目的とし、照射量 35 dpa まで照射された 15% 冷間加工 SUS 316 を用いて耐力以下の応力負荷や耐力以上の負荷による最大 3% の塑性歪付与で、変形の局在化に関連する表面の変形状況を表面段差の間隔や角度を測定することにより調べるとともに、透過型電子顕微鏡 (transmission electron microscope : TEM) によ

\*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

り転位チャンネルや双晶の形成状況を調べ、粒界割れ発生につながる照射ステンレス鋼の変形挙動について検討した。

## 2. 実験方法

PWRで照射されたステンレス鋼に負荷応力や引張速度を変えて引張変形を付与し、表面の変形帯等を光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscope : SEM), また、内部のミクロ組織をTEMで観察した。TEM観察には、Hitachi HF2000 TEMを使用した。

### 2.1 試験材

PWRで照射された炉内計装用シンプルチューブ(15%冷間加工 SUS316)を試験材として用いた。同一ロットの材料について化学分析をして得られた化学成分は、重量%で0.04C-0.62Si-1.63Mn-0.022P-0.006S-12.61Ni-16.94Cr-2.22Mo-0.04Co-65.87Feである。照射量が4 dpa (照射速度  $1 \times 10^{-8}$  dpa/s, 照射温度 323 ), 25 dpa (照射速度  $6.3 \times 10^{-8}$  dpa/s, 照射温度 323 ), 31 dpa (照射速度  $7.8 \times 10^{-8}$  dpa/s, 照射温度 298 ), 35 dpa (照射速度  $1.3 \times 10^{-7}$  dpa/s, 照射温度 313 )の4種類の材料を使用した。

### 2.2 試験方法

#### (1) 耐力以下での変形挙動観察

定荷重 SCC 試験では耐力以下で照射ステンレス鋼が破断するので、耐力以下での照射ステンレス鋼の変形挙動を調べることを目的とした。このために図1に示す試験片を作製した。照射量は4 dpa, 25 dpaと35 dpaである。試験片を320 のアルゴンガス中で  $6.7 \times 10^{-8}$ /sの歪速度で引っ張り、変形を付与した。耐力の0.5 - 0.7倍と0.9 - 1.0倍の応力まで負荷し、試験片表面を光学顕微鏡とSEMで観察した。歪速度の違いを評価するため照射量35 dpaの試験片について320 の大気中で  $3.3 \times 10^{-4}$ /sの速い歪速度で耐力の0.49倍, 0.82倍の応力を負荷した試験片の観察も実施した。表面が酸化していた場合、観察前に酸化膜除去の化学処理を施した。

#### (2) 最大3%塑性歪までの変形挙動観察

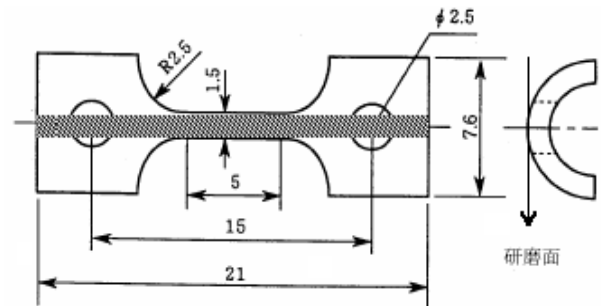
耐力以上の応力を負荷し、破断しない程度に塑

性歪を与えた照射ステンレス鋼の変形挙動を調べることを目的とした。このために図1に示す試験片を作製した。照射量は4 dpaと35 dpaである。試験片を320 のアルゴンガス中で  $6.7 \times 10^{-8}$ /sの歪速度で引っ張り、塑性歪を最大3%まで付与し、試験片表面を光学顕微鏡, SEM, TEMで観察した。歪速度の違いを評価するため照射量35 dpaの試験片について320 の大気中で  $3.3 \times 10^{-4}$ /sの歪速度で塑性歪を0.5%まで付与した試験片の観察も実施した。表面が酸化していた場合、観察前に酸化膜除去の化学処理を施した。

#### (3) 破断部近傍の変形挙動観察

破断して大きな変形を受けた照射ステンレス鋼の変形挙動を調べることを目的とした。このため図2に示す試験片を作製した。照射量は31 dpaである。320 のPWR一次系模擬水中 (B500 ppm, Li2 ppm, 溶存酸素1 ppb以下, 溶存水素30 cc/kg・H<sub>2</sub>O)で耐力の0.5倍と0.8倍の応力を負荷して定荷重SCC試験を実施し、破断した試験片の破断面近傍の変形状況をTEMで観察した。

照射量, 歪速度, 雰囲気, 負荷応力(耐力比), 塑性歪, 温度の試験条件を表1にまとめて示す。



影の部分は平滑鏡面仕上げ  
ゲージ幅については照射量4dpaの試験片が1.5 mmで照射量25 dpaと35 dpaの試験片が1.2 mm

図1 試験片形状と寸法 (照射量4 dpa, 25 dpa, 35 dpa)

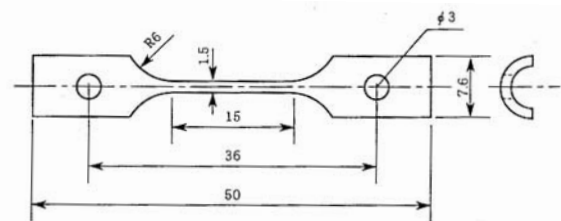


図2 試験片形状と寸法 (照射量31dpa)

表1 試験条件

照射量 (dpa)	変形付与方法				
	歪速度	雰囲気	負荷応力 (耐力比)	塑性歪 (%)	温度 ( )
4*1	$6.7 \times 10^{-8}/s$	アルゴンガス	0.70	3.0	320
			1.00		
			1.04		
25	$6.7 \times 10^{-8}/s$	アルゴンガス	0.68		
			0.98		
31	定荷重	PWR一次系 模擬水	0.50		
			0.80		
35*2	$6.7 \times 10^{-8}/s$	アルゴンガス	0.50	2.0	
			0.92		
			1.00		
	$3.3 \times 10^{-4}/s$	大気中	0.49		
			0.82		
			1.02	0.5	

\*1 耐力比1.0の応力負荷と塑性歪付与は同一試験片で実施

\*2 歪速度毎に同一試験片で荷重を段階的に増加させて実施

### 3. 実験結果

#### 3.1 耐力以下での変形挙動観察

照射量 4 dpa の試験片には耐力の 0.7 倍の応力では表面段差は観察されなかったが、耐力と同程度では表面段差は狭い変形帯に形成された。

照射量 25 dpa の試験片には耐力の 0.68 倍の応力では表面段差は観察されなかったが、耐力と同程度ではゲージ部の端のいくつかの結晶粒に表面段差が観察された。

低歪速度で耐力の 0.5 倍の応力を負荷した照射量 35 dpa では表面段差は観察されなかったが、0.92 倍ではゲージ部の端のいくつかの結晶粒に表面段差が観察された。図3にゲージ部の端に観察された表面段差のSEM写真を示す。速い歪速度で耐力の 0.49 倍と 0.82 倍の応力を負荷した照射量 35 dpa 試験片では表

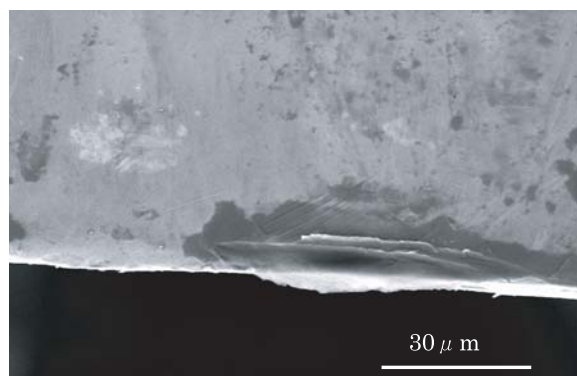


図3 低歪速度で耐力の0.92倍の応力を負荷した照射量35 dpa試験片のゲージ部端の表面段差

面段差は観察されなかった。

#### 3.2 最大3%塑性歪までの変形挙動観察

##### (1) 表面観察

図4に変形を付与した時の応力伸び線図を示す。耐力は 890 MPa (照射量 4 dpa), 1000 MPa (低歪速度で照射量 35 dpa), 920 MPa (速い歪速度で照射量 35 dpa) であった。降伏後の加工硬化は照射量 4 dpa では見られたが、照射量 35 dpa では見られなかった。図5に低歪速度で2%塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の外観写真を示す。

低歪速度で3%の塑性歪を付加した照射量 4 dpa の試験片は、図6に示すように表面段差が変形帯で発達していた。変形帯以外では表面段差は観察されなかった。表面段差が観察された領域では粒界にはく離が観察されたが、粒界はく離のほとんどは図7に示すように表面段差と粒界面の交点で明確な段差を伴っていた。

低歪速度で2%塑性歪を付与した照射量 35 dpa の試験片では、図5に示すようなネッキングが生じた。推定される最大真歪はネッキング部で13%であった。図8に示す多数の表面段差と図9に示す粒界はく離がネッキング部で観察されたが、それ以外の領域では明確な表面段差は観察されなかった。照射量 4 dpa 同様、表面段差と粒界面の交点で明確な段差を伴った粒界はく離も観察された。

速い歪速度で塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の表面段差形成は低歪速度の試験片と類似していた。0.5%の塑性歪でネッキングが発生し、図10に示すような表面段差が観察されたが、粒界はく離は観察されなかった。歪速度による変形挙動の違いは、表面観察では明確でなかった。

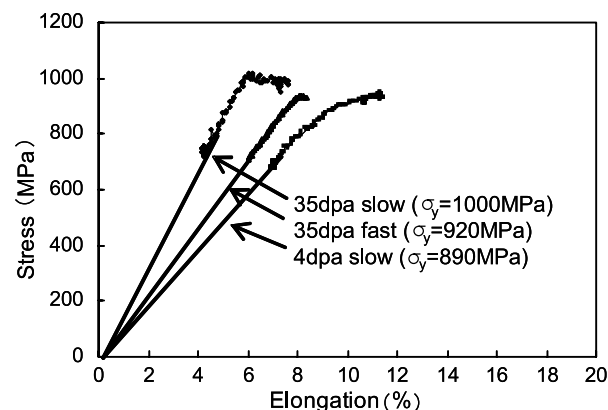


図4 塑性歪付与時の応力伸び線図

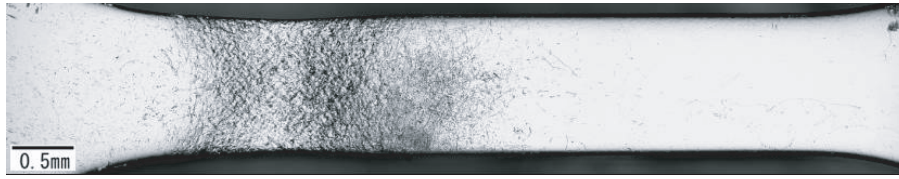


図5 低歪速度で2%塑性歪を付与した照射量35 dpa試験片の外観

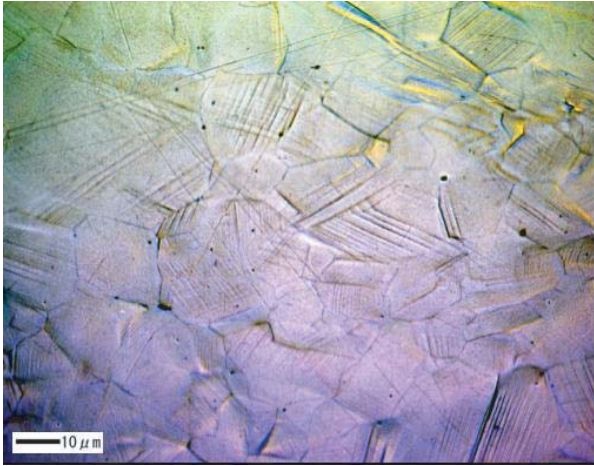


図6 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片の表面段差

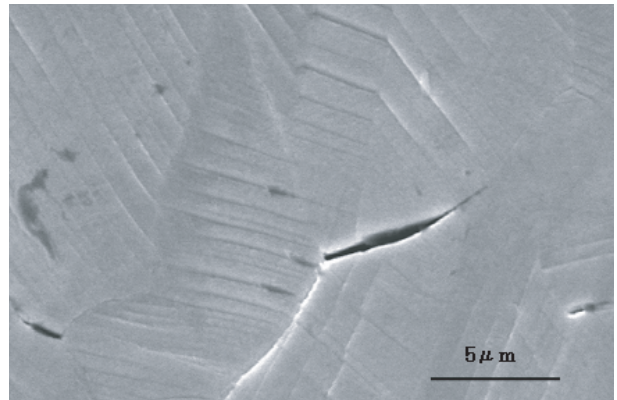


図9 低歪速度で2%塑性歪を付与した照射量35 dpa試験片の粒界はく離

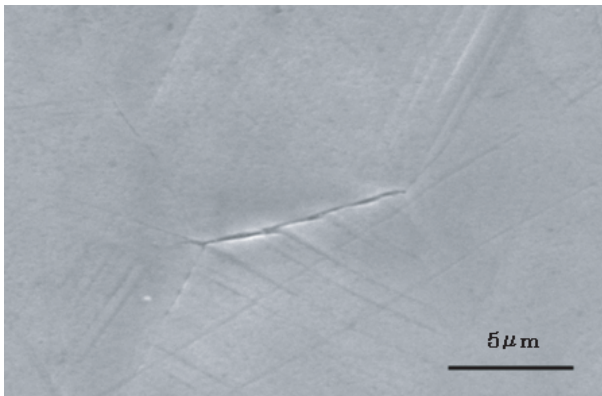


図7 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片の粒界はく離

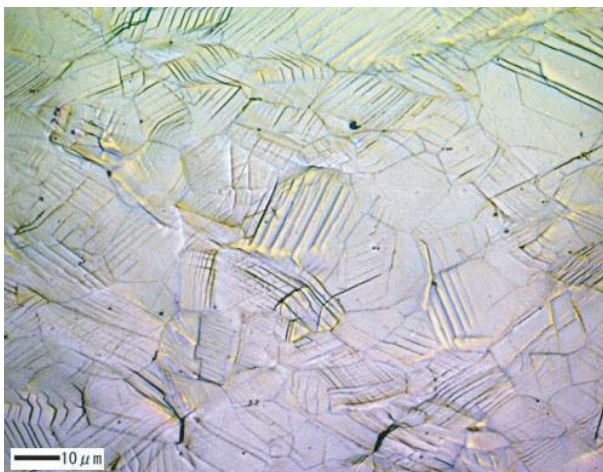


図8 低歪速度で2%塑性歪を付与した照射量35 dpa試験片の表面段差

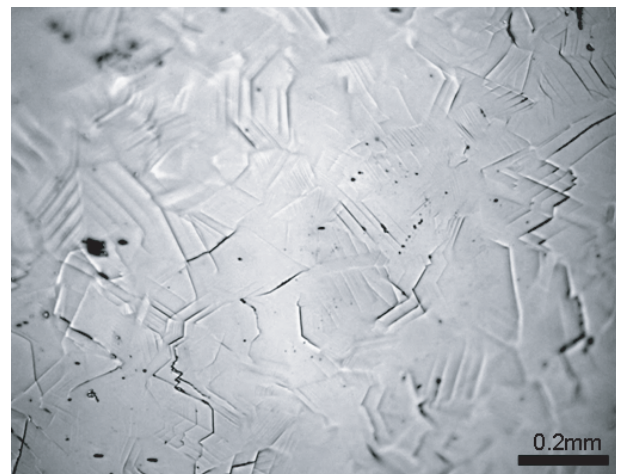


図10 速い歪速度で0.5%塑性歪を付与した照射量35 dpa試験片の表面段差

## (2) ミクロ組織

図11に集束イオンビーム加工装置で照射量4 dpa試験片から試料を採取した位置を示す。試料は最も変形し、明確な表面段差が観察された結晶粒から採取した。図12(a)に表面から内部への断面TEM像を示す。変形組織として粗大な転位チャンネルが観察された。回折像の解析によりすべりは $\langle 110 \rangle$ 方向に沿った $\{111\}$ 面の転位チャンネルであった。粗大な転位チャンネルが表面に達している箇所では高さ50 nm程度の表面段差の形成が認められ、表面段差が粗大な転位チャンネルにより形成したすべりであることが確認された。また、粗大な転位チャンネルと同じ方向に微小な転位チャンネルが観察

された。図12(b)に粗大な転位チャンネルと粒界とが交わる部分のTEM像を示す。粗大な転位チャンネルが粒界と交わる部分では粒界に段差を形成していた。試験片の表面領域と内部領域の比較のために変形帯中心部の表面と内部から1試料ずつ採取した。結晶粒界の状況を観察するため結晶粒界を含むように採取した。図13に集束イオンビーム加工装置で試料を採取した位置を示す。TEM像を図14に示す。表面領域では粒界近傍にナノ双晶が観察され、内部領域では転位チャンネルと双晶の交差部にひびが観察された。表面領域、内部領域ともに転位チャンネルによる変形が多く、表面と内部の違いは明確ではなかった。

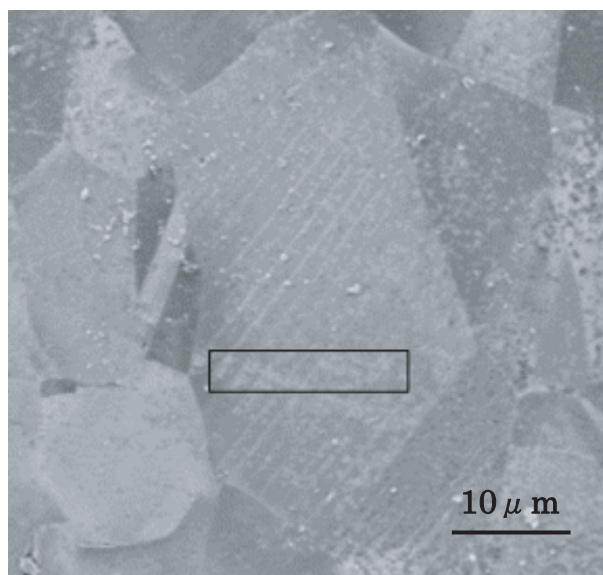
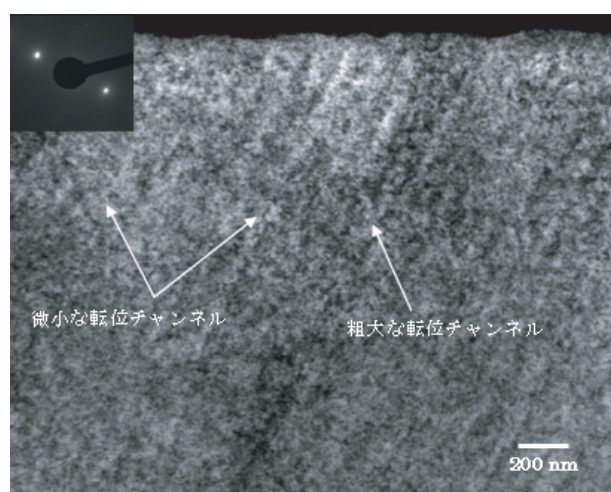
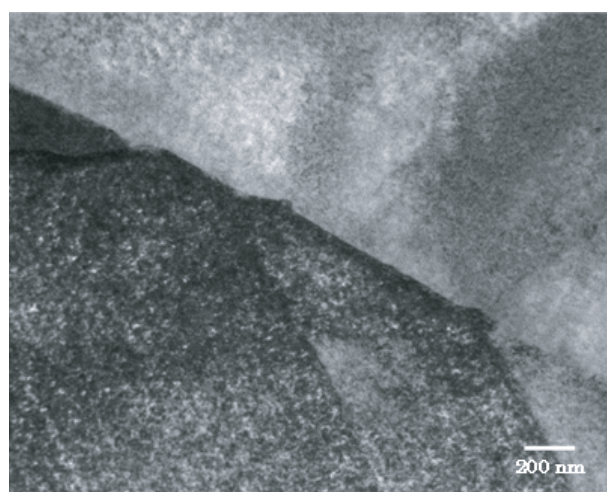


図11 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片のTEM試料採取位置

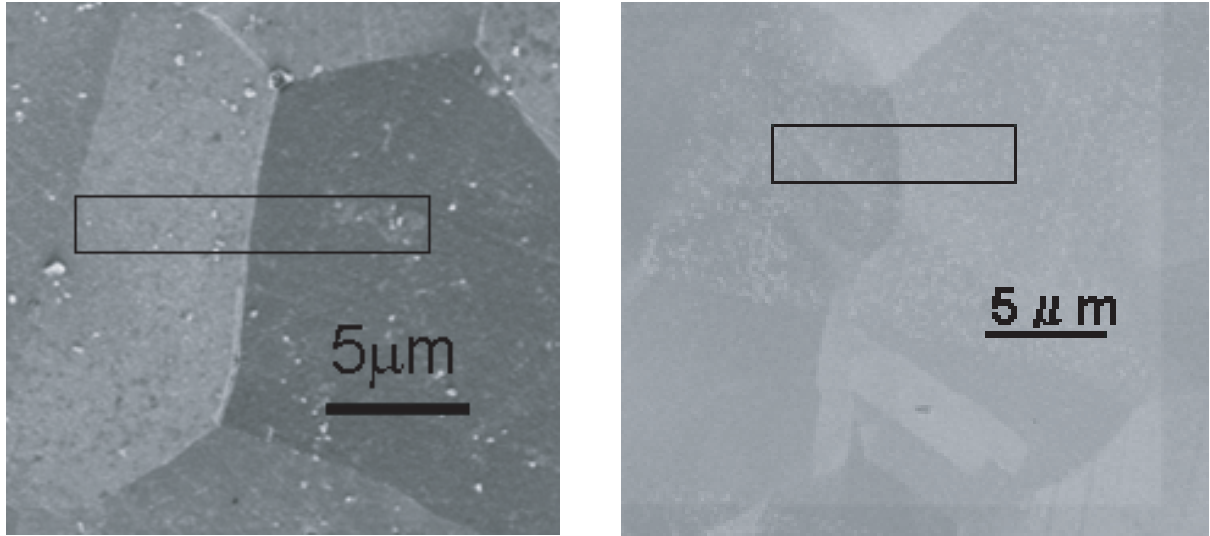


(a) 表面近傍



(b) 表面近傍内部

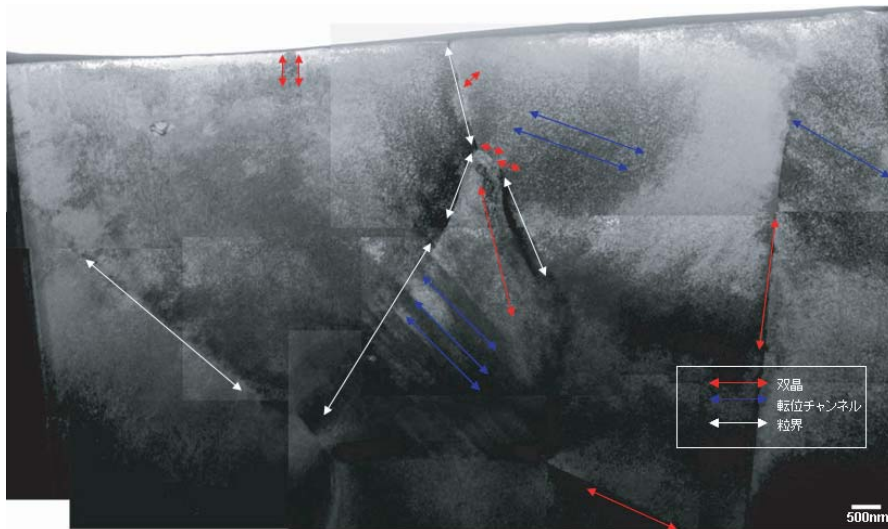
図12 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片のTEM像 (a) 表面近傍 (b) 表面近傍内部



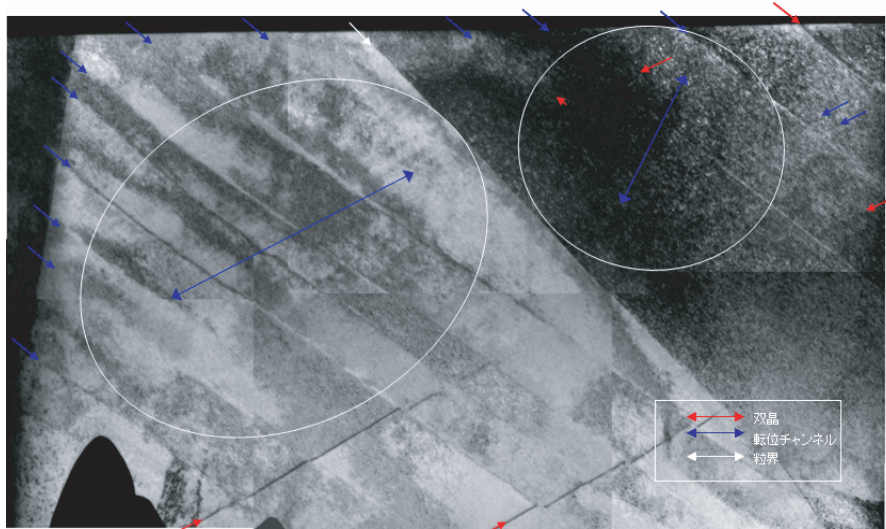
(a) 表面領域

(b) 内部領域

図13 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片のTEM試料採取位置 (a) 表面領域 (b) 内部領域



(a) 表面領域



(b) 内部領域

図14 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片のTEM像 (a) 表面領域 (b) 内部領域

図 15 に低歪速度で塑性歪を付与した 35 dpa 試験片から集束イオンビーム加工装置により試料を採取した位置を示す。照射量 4 dpa 同様、最も変形し明確な表面段差が観察された結晶粒から試料を採取した。図 16(a) に表面から内部への断面 TEM 像を示す。変形組織は基本的に照射量 4 dpa の観察結果と同様であった。ただし、表面段差については照射量 4 dpa より明確に観察され約 100 nm であった。これは転位がバーガスベクトル  $b=1/2\langle 110 \rangle$  の刃状転位と仮定すると約 400 個の転位の移動に相当する。また、幅約 50 nm の粗大な転位チャンネルも観察された。図 16(b) に示すように異なる回折条件の解析より粗大転位チャンネル間に微細な転位チャンネルが観察されたが、微細な転位チャンネルは表面段差を形成していなかった。転位チャンネルに加えて図 16(c) に示すような双晶も観察された。しかし、主たる変形組織は転位チャンネルであった。

照射量 35 dpa 試験片についても表面領域と内部領

域の比較のために試験片の表面と内部から 1 試料ずつ試料を採取した。照射量 4 dpa の試料と同様な局所変形量とするため変形帯の端部から採取した。照射量 35 dpa も結晶粒界の状況を観察するため結晶粒界を含むように採取した。図 17 に集束イオンビーム加工装置で試料を採取した位置を示す。TEM 像を図 18 に示す。表面領域の粒界には微小な割れ、転位チャンネルと双晶が交差した粒界には約 30 nm の段差が形成していた。内部領域では双晶との交差部で粒界に段差を形成しており、ナノ双晶が観察された。表面領域、内部領域ともに照射量 4 dpa と比較すると双晶による変形が多く、表面と内部の違いは明確ではなかった。

速い歪速度の照射量 35 dpa 試験片ゲージ部のほぼ中央から試料を採取し観察した結果を図 19 に示す。主たる変形組織は双晶で転位チャンネルは観察されなかった。

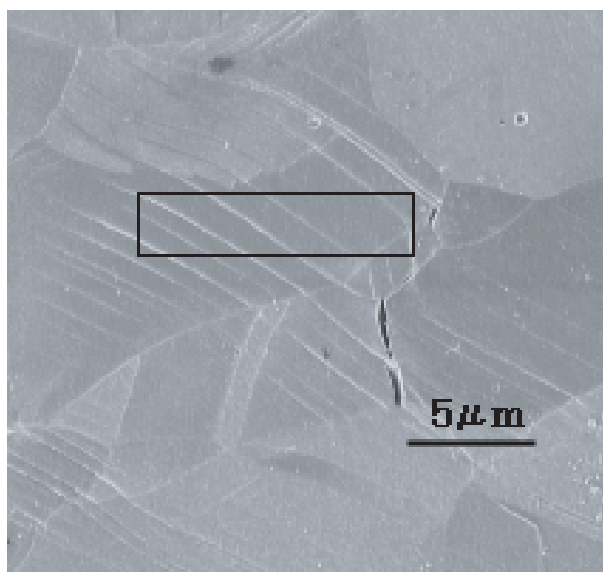
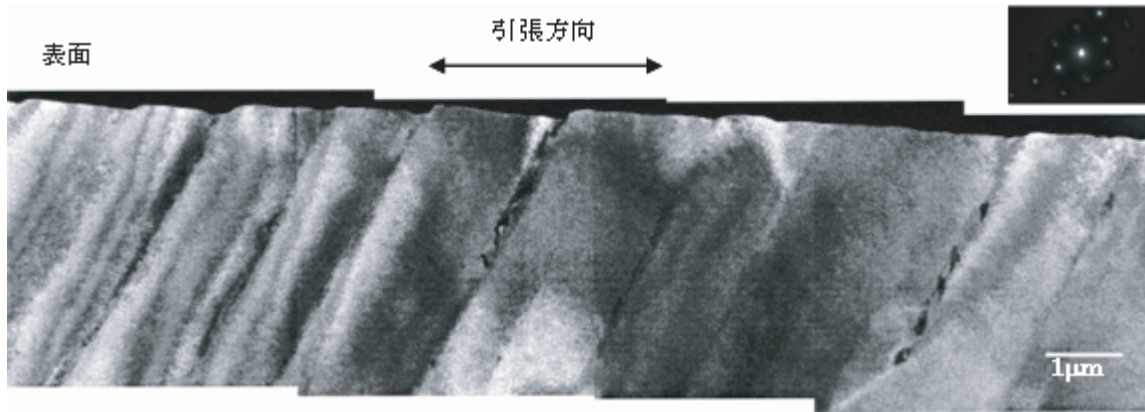
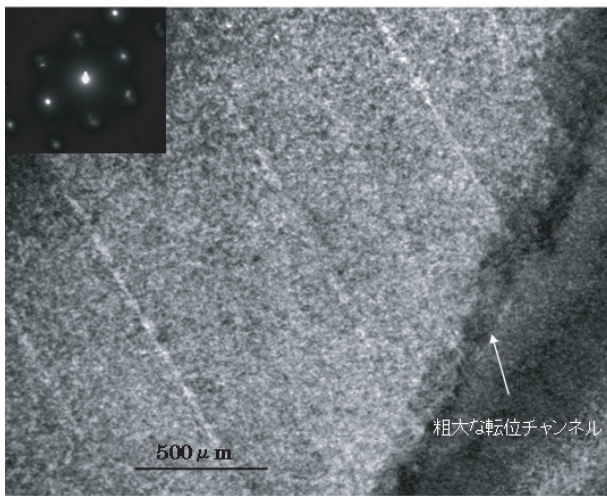


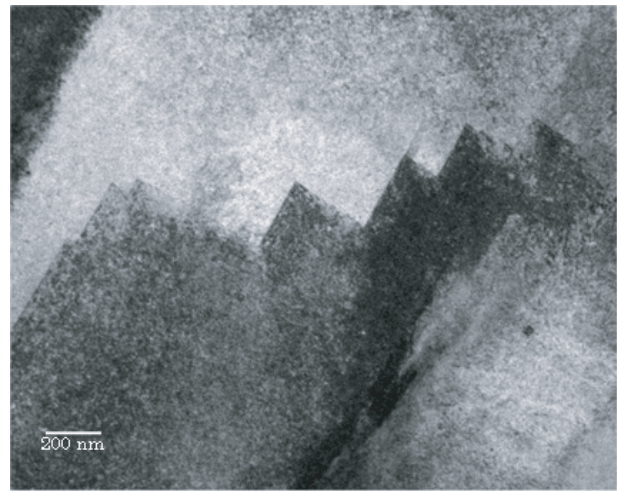
図 15 低歪速度で 2% 塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の TEM 試料採取位置



(a) 表面から内部への断面

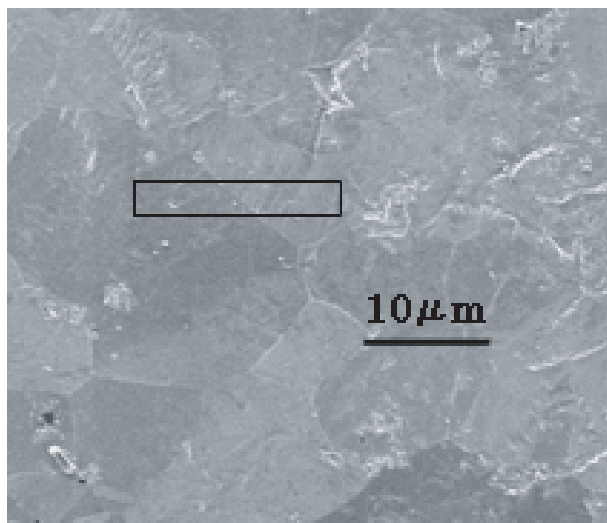


(b) 微細な転位チャンネル

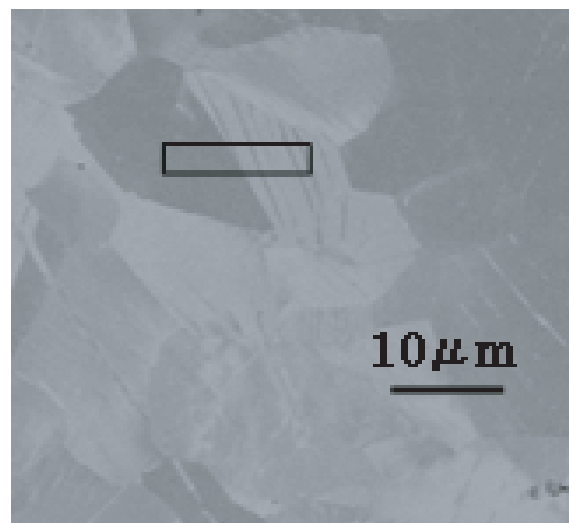


(c) 双晶

図 16 低歪速度で 2% 塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の TEM 像  
 (a) 表面から内部への断面 (b) 微細な転位チャンネル (c) 双晶



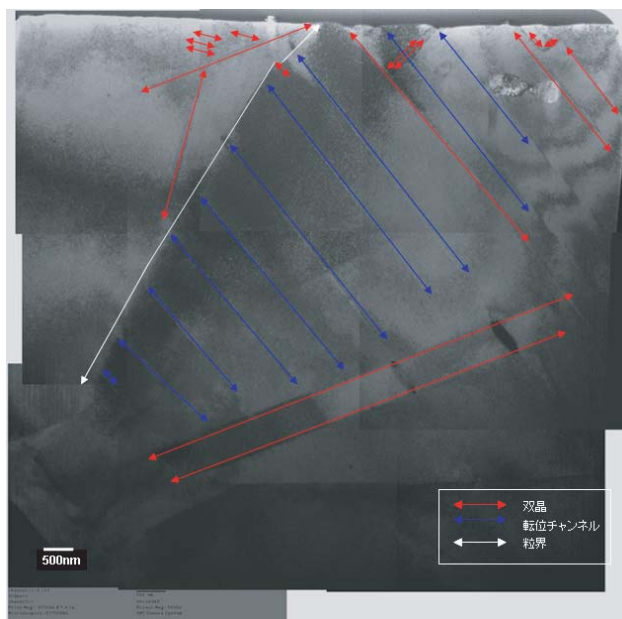
(a) 表面領域



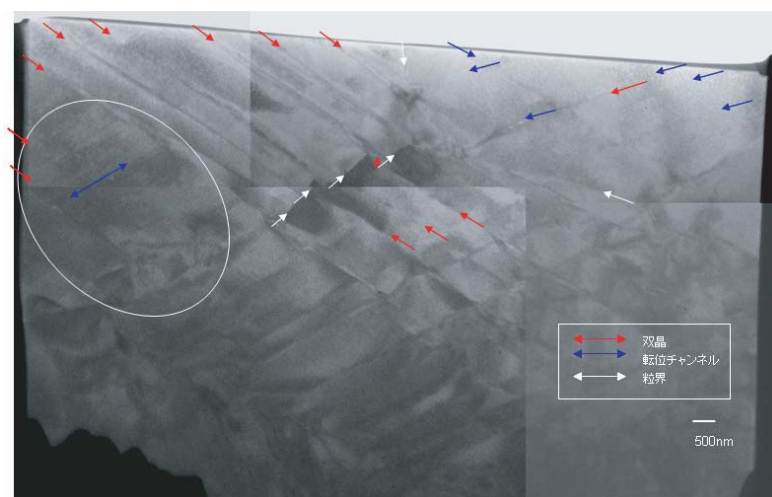
(a) 内部領域

図 17 低歪速度で 2% 塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の TEM 試料採取位置  
 (a) 表面領域 (b) 内部領域





(a) 表面領域



(b) 内部領域

図 18 低歪速度で 2% 塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の TEM 像  
(a) 表面領域 (b) 内部領域

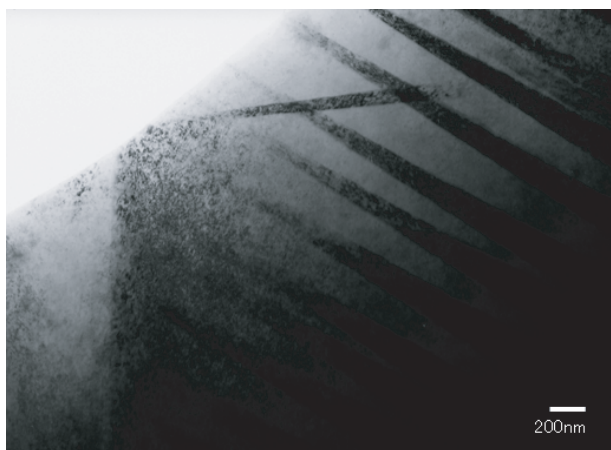


図 19 速い歪速度で 0.5% 塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片の TEM 像

### 3.3 破断部近傍の変形挙動観察

破断した照射量 31 dpa の試験片の破断面から約 1 mm の箇所から試料を採取し、観察した結果を図 20 に示す。変形組織は双晶で交差部に空隙のような組織も観察された。この試験片は耐力以下の荷重を負荷して破断した試験片であるが、破断面に近い箇所であるので破断時に塑性変形を受け双晶が発達したと考えられる。



図20 照射量31 dpa試験片のTEM像

## 4. 考察

### 4.1 変形挙動

PWRの炉水を模擬した水中での定荷重SCC試験では、耐力より低い荷重で照射ステンレス鋼が破断に至った。しかし、定荷重SCC試験と同程度の荷重をアルゴンガス中で低歪速度や大気中で速い歪速度で負荷しても試験片表面に変形や割れが観察されなかったことは、負荷荷重が弾性範囲内であれば、照射材の挙動は未照射材と変わらないことを示していると考えられる。PWR炉水模擬の環境が照射材の耐力以下での破断を誘発する要因となっていると考えられる。

耐力程度まで荷重を負荷するとすべりによる表面段差が現れ始めた。表面段差は塑性変形領域(変形帯)で多く発生し、ほとんどの表面段差は粒内で直線的であり表面段差が平面すべりであることを示している。照射量4 dpaと低歪速度で塑性歪を付与した照射量35 dpa試験片の表面段差の発生状況を定量的に評価するために同程度の歪部分(～3%)について引張方向と表面段差方向の角度と表面段差平均間隔を各結晶粒で測定した。平均間隔は照射量4, 35 dpaそれぞれ1.3 μm, 2.1 μmであり、照射によりすべりが局在化することを示している。図21は表面段差の角度分布をすべり面上の平均化した規格せん断応力の分布とともに示している<sup>(6)</sup>。測定した角度分布は45度近傍にピークがあり、角度の小さい領域の表面段差は観察されなかった。この傾向はせん断応力の分布と一致しており、表面段差の支配要因がすべり面上のせん断応力であることを示している。照射量35 dpa試験片の塑性歪の高い領域(～13%)では、平均間隔が小さく(1.6 μm)、角度も大きかった。歪が高い場

合、すべりにくいすべり面もすべることで表面段差間隔が密になり、角度については段差形成後に引張方向に結晶粒が回転したため角度が大きくなったと考えられる。

図7と図9に示したように低歪速度で2-3%の塑性歪を付与した照射量4 dpaと照射量35 dpa試験片に観察された粒界はく離のほとんどが表面段差と粒界面の交点で明確な段差を伴っていたことは、粒界はく離がすべりと粒界の相互作用で発生することを示唆している。粒界はく離は引張方向と垂直に近い、引張方向と60度以上の角度を持つ粒界に沿って発生していた。

TEMによる観察結果で照射量4 dpaでは転位チャンネルによる変形が多く、照射量35 dpaでは双晶による変形が比較的多かったことから、320 Kで低歪速度の変形をさせたPWR照射ステンレス鋼では、照射量が少ない場合は転位チャンネルによる変形が発生しやすく、照射量が多いと双晶による変形が発生しやすくなる可能性を示している。照射材には、数密度 $10^{22} - 10^{23}/\text{m}^3$ でサイズが1-20nm<sup>(7)</sup>の転位ループ、ブラックドット、バブルが生成するが、照射量が少ないとこれらの転位移動の障害物が少ないので一般的な変形モードであるすべりによる転位チャンネルが比較的多いものに対して、照射が進み転位の障害物が多くなると相対的に転位チャンネルを形成するのに必要な応力が高くなり双晶変形が発生しやすくなったと解釈することも可能である。照射ステンレス鋼の変形モードは照射後のミクロ組織や組成等の材料条件だけではなく温度、歪速度、歪レベルに依存することが知られている。今回の結果では照射量依存の可能性も示唆している。また、歪速度については速い

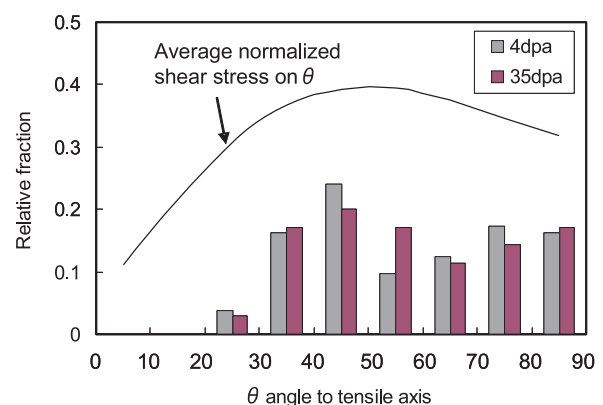


図21 3%塑性歪を付与した照射量4 dpa試験片と2%塑性歪を付与した照射量35 dpa試験片の表面段差の角度分布

歪速度で塑性歪を付与した照射量 35 dpa 試験片や照射量 31 dpa の定荷重 SCC 試験片(破断直前の 10 時間の間に急激に試験片が変形しており, 歪速度は比較的大きいと推定される。)で双晶が多く観察されたことは, 速い歪速度では双晶が発生しやすいことを示唆している。今回の試験では結晶粒の拘束との関連で表面領域と内部領域での変形モードの違いにも着目して観察したが, 明確な差は認められなかった。ただし, 今回観察した試料数は少なく上記見解の裏づけには更なる観察知見の蓄積が必要である。

## 4.2 粒界はく離

粒界はく離については室温で 5% まで変形させた照射量 1.5 dpa の SUS 316 L で類似のクラックが報告されている<sup>(8)</sup>。Wasらは, 照射材でのたなやマイクロクラック形成の可能性を指摘している<sup>(2)</sup>。今回の試験では照射量 4 dpa の PWR 照射ステンレス鋼の 320 の変形により粒界はく離が明確に確認され, 粒界はく離が引張方向とほとんど垂直方向の粒界で発生し, たなの形成を伴っていた。これは, 粒界はく離が, 粒界と粒内の転位チャンネルの相互作用に支配されていることを示している。図 22 は, 考えられる粒界はく離のプロセスを示した概略図である。簡単のため粒界面が試験片表面に垂直と仮定する。粒界面と引張方向の角度が小さい場合, 転位チャンネルを移動する転位は粒界で吸収されたり, 粒界面のせん断応力により粒界面上を移動することができる。この場合, 粒界すべりが発生し, 粒界面と転位チャンネルの交点に蓄積した応力の緩和が起こる。一方, 粒界面が引張方向とほぼ垂直な場合, 粒界面のせん断応力は非常に小さくなり, 転位の吸収や粒界すべりは発生しにくい。このような場合, 転位の蓄積が転位チャンネルと粒界面の交点で発生し, 高応力やたなが形成に至ることとなる。たなの合体で粒界はく離が発生する。上記のプロセスは, 粒界の性質の影響を受け, 転位の吸収やすべりの発生し易さに影響する。

粒界はく離は, 同じ照射量 35 dpa 材においてアルゴンガス中で粒界割れ感受性を確認した過去の SSRT 結果と密接に関係しているように思われる<sup>(9)</sup>。SSRT 試験片は降伏後に 3-4% の粒界破面を生じて破断し, 粒界領域には粒界面と延性ディンプルが含まれていた。このような SSRT の破面形態から考えると, 粒界はく離は, アルゴンガス中での粒界破壊の起点と考えられる。

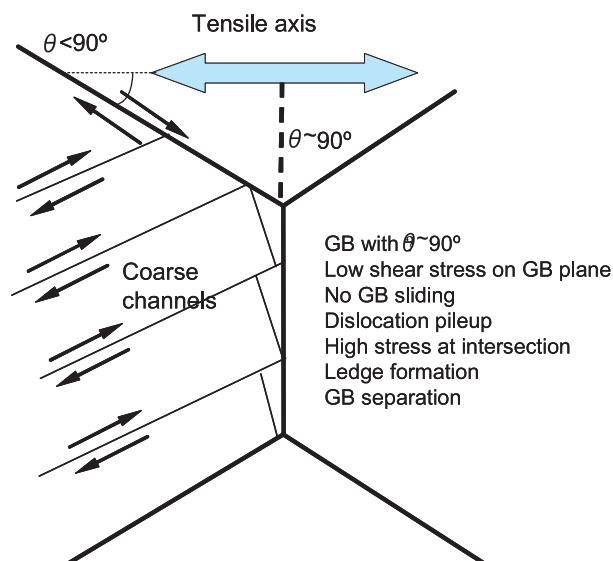


図 22 粒界はく離プロセスの概念図

## 4.3 粗大すべりに対する臨界応力

負荷応力が耐力以下では表面段差が観察されなかったが, 耐力以上の負荷で粗大すべりが観察された。しかし, すべりは耐力以下でも局所的に発生していた可能性がある。図 23 はすべり面上のせん断応力( )と引張応力( )の関係を示した図である。すべり面に作用するせん断応力は  $\tau = \sigma \cos \theta$  で示される。ここで  $\theta$  は引張方向とすべり面法線との角度である。最大せん断応力は  $\theta = 45^\circ$  で  $\tau = 0.5 \sigma$  となる。表面観察では各結晶粒のすべり面の内部方向の角度  $\theta$  の値は測定できないので, 粗大すべりの発生応力を図 21 に示す可能な  $\theta$  に対して平均化した  $\tau$  と  $\sigma$  の関係を利用して評価した。粗大なすべりは耐力  $\sigma_y$  を負荷して  $\sigma$  が 20% より大きい時に観察された。これは  $\tau$  に対して平均化した  $\tau$  で規格化されたすべり面上のせん断応力が 0.2 より大きいことに対応している。この状態は  $\tau > 0.2 \sigma_y$  で示される。これらの関係を利用して  $\theta = 45^\circ$  のすべり面ですべりが発生する条件は  $\sigma > 0.4 \sigma_y$  と表せる。すべりが 0.4  $\sigma_y$  程度で発生する可能性があるという上記の考察は高照射ステンレス鋼の IASCC 発生応力の報告と関連している可能性がある。過去の一次系模擬水での照射量 35 dpa 材の SSRT 試験結果では最も低い場合 400 MPa (0.4  $\sigma_y$ ) で IASCC が発生している<sup>(9)</sup>。PWR 一次系水中の定荷重 SCC 試験では Shogan らが照射量 30 dpa まで照射した 316 ステンレス鋼で 0.4  $\sigma_y$  の応力で IASCC が発生することを報告している<sup>(10)</sup>。同様の報告は BWR の酸

化性水中での SUS 304 でも報告されている。桂氏は照射量 18 dpa の定荷重 SCC 試験で  $0.4 \gamma$  の値を報告している<sup>(11)</sup>。これらのデータは IASCC が  $\gamma$  よりずっと低い応力で発生することを意味しているが、定荷重 SCC 試験や SSRT 試験でも一定レベルまでの応力/歪が試験開始前のある歪速度で照射試験片に徐々に負荷されるので試験においては注意すべきである。このような低応力での IASCC 発生メカニズムは明確ではない。どの報告も似たような応力レベル低限值 ( $\sim 0.4 \gamma$ ) を報告しているのは興味深い。報告されている応力レベルは試験から評価されたすべり発生 of 最低応力 ( $\sim 0.4 \gamma$ ) と近い。これは粗大なすべりが高照射ステンレス鋼の IASCC 発生の前兆である可能性を示唆している。

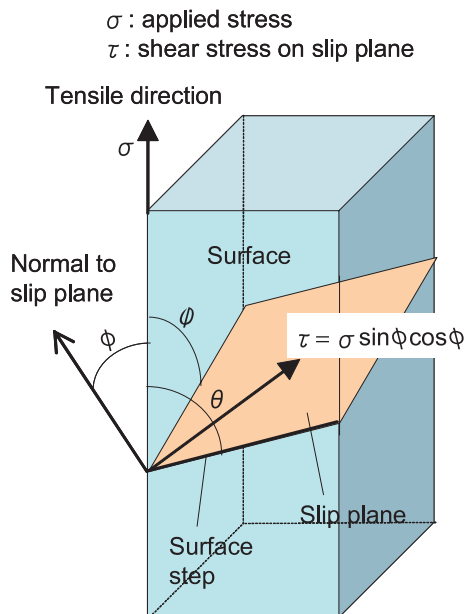


図 23 すべり面と表面上の引張応力とせん断応力の概要図

## 5. まとめ

PWR 照射した SUS 316 の変形挙動を 320 で調べ以下の知見を得た。

- (1) PWR 炉水模擬水中での定荷重 SCC 試験では耐力より低い荷重で照射ステンレス鋼が破断に至るが、アルゴンガスや大気中では弾性範囲内の照射材の挙動に特異的なものは観察されない。
- (2) 塑性領域では照射量 4dpa から照射量 35dpa までの照射量増加で、すべりによる表面段差の平均間隔は増加しており、照射によりすべりが局在化していた。粗大なすべりは粒界との交点で大

きな歪や応力の蓄積を発生させており、引張方向にほぼ垂直な粒界では粗大なチャンネルと粒界の相互作用により段差を伴った粒界はく離が発生していた。粗大なすべりと粒界はく離が IASCC と粒界割れの起点となる可能性があると考えられる。

本実験結果と耐力以下の荷重でも粒界破断をもたらす水質環境との関連について検討することが、今後の課題である。

## 文献

- (1) J.Conermann, R.Shogan, K.Fujimoto et al., Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 277, (2005).
- (2) G.S.Was, Proceedings of the 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 965,(2003).
- (3) N. Hashimoto, S.J.Zinkle, A.F.Rowcliffe, J.Nucl.Mater., 283-287 , p. 528, (2000).
- (4) E. H. Lee, T.S. Byun, J.D. Hunn et al., J.Nucl.Mater., 296, p. 183, (2001).
- (5) K. Farrell, T.S.Byun, N.Hashimoto, J.Nucl.Mater., 335, p. 471, (2004).
- (6) B. Alexandreanu, G.S.Was, Corrosion, 59, p. 705, (2003).
- (7) K. Fukuya, K. Fujii, H.Nishioka and Y. Kitsunai, J.Nucl.Sci. Technol., 43 , p. 159, (2006).
- (8) C. Bailat, F.Groschel, M.Victoria, J.Nucl.Mater., 276, p. 283, (2000).
- (9) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii and T. Torimaru, J.Nucl.Sci. Technol., 41, p. 673, (2004).
- (10) R. P. Shogan, T. R. Mager, Proceedings of the 10<sup>th</sup> International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors, (2001).
- (11) R. Katsura, J. Morisawa, M. Kodama et al., Proceedings of 6<sup>th</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 625, (1993).