

# 脱気高温水中におけるステンレス鋼の応力腐食割れ 冷間加工度および加工方位の影響

Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel under Deaerated High-Temperature Water  
- Influence of Cold Work and Processing Orientation -

寺地 巧 (Takumi Terachi)\* 山田 卓陽 (Takuyo Yamada)\*  
千葉 吾郎 (Goro Chiba)\* 有岡 孝司 (Koji Arioka)\*

**要約** 溶存水素を含む脱気高温水環境下において、ステンレス鋼のSCC進展速度を計測し、冷間加工度と加工方位の影響を検討した。試験の結果、(1)強冷間加工、高応力条件下ほど進展速度が速くなる傾向が認められ、(2)その進展速度には T-L>>T-S>L-Sの加工方位依存性が確認された。T-S、L-S材のき裂は剪断応力が働く方位へ2本に分岐して進展していることから、異方性には幾何学的な結晶粒の変形が影響すると共に、剪断応力もSCC進展に寄与していると考えられる。(3)さらにSEM観察によって、一部の粒界破面上にはすべり線状の模様が生成し、そのステップ間隔は冷間加工により大きくなることが明らかとなった。(4)また、ナノインデントによるき裂先端部の硬さ測定により、T-S方位に加工された試験片のき裂進展に伴う硬さの変化は、き裂先端部から10 $\mu$ m程度の領域でも冷間加工5%相当以下であるとの知見を得た。

**キーワード** ステンレス鋼、応力腐食割れ、き裂進展速度、脱気高温水、冷間加工、加工方位、加圧水型原子炉

**Abstract** The influence of cold work and processing orientation on the propagation of stress corrosion cracking (SCC) of stainless steel under hydrogenated high-temperature water was examined. It was shown that (1) the crack growth rates increased with heaviness of cold work, and (2) processing orientation affected crack growth rate with cracking direction. Crack growth rates showed anisotropy of T-L>>T-S>L-S, with T-S and L-S branches representing high shear stress direction. Geometric deformation of crystal grains due to cold work caused the anisotropy and shear stress also assisted the SCC propagation. (3) The step intervals of slip like patterns observed on intergranular facets increased with increasing cold work. (4) Nano-indentation hardness of the crack tip together with EBSD measurement indicated that the change of hardness due to crack propagation was less than 5% cold-work, even though the distance from the crack tip was 10 $\mu$ m.

**Keywords** stainless steel, stress corrosion cracking, crack growth rate, deaerated high-temperature water, cold-work, processing orientation, PWR

## 1. 緒言

高温水中におけるステンレス鋼の応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) については、1970年代に沸騰水型軽水炉 (BWR) の再循環系配管などの溶接熱影響部 (鋭敏化部) で確認され、多くの研究が行われた<sup>(1)-(3)</sup>。その結果、このSCCには溶接熱影響によるCr欠乏層の生成が影響していることが明らかとなり、対策材としてCr欠乏層を生成しない低炭素ステンレス鋼 (316Lなど) が採用された。しかしながら、この対策材であっても強い冷間加工を受

けるとSCCを発生することが、近年BWRプラントのシュラウドや再循環配管熱影響部で報告されている<sup>(4)</sup>。このBWRの低炭素ステンレス鋼に関するSCCについては、環境中への水素添加および貴金属注入による電位低減対策や、ピーニングによる材料表面の応力緩和などの対策が行われると共に、冷間加工による影響についての機構説明が進められている<sup>(5)-(7)</sup>。

一方、加圧水型軽水炉 (PWR) の代表的な環境については、酸素滞留部<sup>(8)</sup>や照射などの特殊条件下を除き、ステンレス鋼におけるSCC事象は報告されていない。これは、PWRの1次系環境が溶存水素を含

\* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

む還元性雰囲気であるために、SCC発生の感受性が抑制されているためと考えられており、30年以上の運転経験を経たプラントでさえき裂の発生は確認されていない。ただし、冷間加工を加えたステンレス鋼へ機械的にき裂を生成させ、進展の感受性のみを評価した試験では、粒界型のSCCが進展することが報告されている<sup>(9)~(20)</sup>。このような状況から、SCC発生の感受性は極めて低いと考えられているが<sup>(21)</sup>、高経年化事象への知見を拡充させるために、PWRの1次系環境下においてもSCC進展機構を検討する必要がある。

以上のとおり、冷間加工によってSCC進展の感受性が増加する傾向は、BWR環境とPWR環境に共通しており、既に実験室において両環境下における進展速度の比較も行われている<sup>(14)(15)</sup>。試験の結果は、PWR環境の方が高温条件であるにもかかわらず進展速度が遅いことを示し、一方で冷間加工による影響は類似のものであると報告されている。これは腐食機構の違いから基礎となる進展速度には差が存在するが、BWRとPWRでは類似の冷間加工による加速機構によってSCCが助長される可能性を示唆している。なお、冷間加工によるSCC加速効果はステンレス鋼のみならず、PWR環境における600合金についても同様の傾向として報告されており、材料が異なる場合にも同種の加速機構が存在することが確認されている<sup>(22)(23)</sup>。

PWR環境下におけるステンレス鋼のSCCとしては、放射線の照射により炉内構造物の機械的特性や耐食性が変化したことにより生じる照射誘起応力腐食割れ (IASCC) がある。その照射による影響因子の一つとして、照射硬化による降伏応力の増加がSCC感受性に影響を及ぼしているとの概念があり、この点に関しては冷間加工と同種の加速機構であることが類推される<sup>(24)(25)</sup>。

Andresenらは冷間加工の影響について、き裂先端部における歪みおよび歪み速度に影響を与えたとした概念を提案している<sup>(24)</sup>。すなわち、加工により硬度が増加した試験片は塑性変形領域が小さくなるために、局所的に強い応力にさらされ、結果としてき裂先端の歪み量が大きくなるとの考えである。このき裂先端部の歪み状態については、Gaoらが計算により求めており有限要素法などで確認されている<sup>(26)~(28)</sup>。計算結果は、材料の降伏応力増加にともなって、き裂先端部の塑性変形領域が小さくなることを示し、概ねき裂の先端に数十 $\mu\text{m}$ 程度の塑性変形領域が形成

されるとしている。しかしながら一方で、き裂進展領域近傍には大きな歪みが残留していないこと、き裂先端の分析によりき裂の開口幅がナノオーダーであること、き裂先端部近傍に有意な転位の増加が認められないことなどが600合金に関する検討により報告されており、これらは定量的にき裂先端部の歪みの計算結果を支持していない様に思われる<sup>(29)~(31)</sup>。

き裂進展速度の定量的な評価については、米国のGE<sup>(10)(11)</sup>、フランスのEDF<sup>(16)</sup>およびスペインのCIEMAT<sup>(15)</sup>などで取り組まれており、高経年化にともなう潜在的な事象として研究が進められている。しかしながら、従来からSCC感受性は低いと考えられていたため、体系的なき裂進展データは整備されておらず、加工方位の影響に関しても十分に考慮されていない状況である。

本研究ではステンレス鋼のき裂進展データを体系的に整備することを目的とし、その第一段階としてSUS316材におよぼす冷間加工方位、冷間加工度の影響について検討した。また、き裂進展試験に供した試験片の詳細観察や、ナノインデントによる微小領域における硬度の測定、EBSD (electron back scatter diffraction) による方位解析を行い、冷間加工が及ぼすき裂進展速度への影響に関して考察した。

## 2. 実験

### 2.1 き裂進展試験

き裂進展試験に用いた各鋼種の化学的性質および機械的性質を表1, 2に示す。供試材にはSUS316を使用し、熱間鍛造の後、溶体化処理 (SUS316: 1080, 水冷) を行い、冷間圧延により加工度 (板厚減少率) 5, 10, 15, および20%材を作製した。圧延方位は図1に示すとおりT-L, T-S, L-Sの3種類についてそれぞれ取り、圧延後の板材から図2に示すCT (compact tension) 試験片を作成し、き裂進展試験に供した。試験片はASTM (E399) にて標準化された1/2TCTまたは1TCT試験片に準じた形状とし、大気中にて疲労予き裂を導入した後に表面の一部を皮膜サンプル用に $3\mu\text{m}$ のパフ研磨によって鏡面仕上げとした。

表1 供試材の化学組成

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SUS316	0.047	0.45	1.42	0.024	0.001	11.0	16.45	2.07

表2 供試材の機械的特性

温度	冷間加工度%	耐力 N/mm <sup>2</sup>	引張強さ N/mm <sup>2</sup>	ビッカース 硬さ HV(1 kg)
室温	0	246	576	142
	5	358	596	184
	10	499	606	219
	15	596	697	254
	20	625	722	270
320	5	243	458	
	10	345	495	
	15	495	565	
	20	572	607	

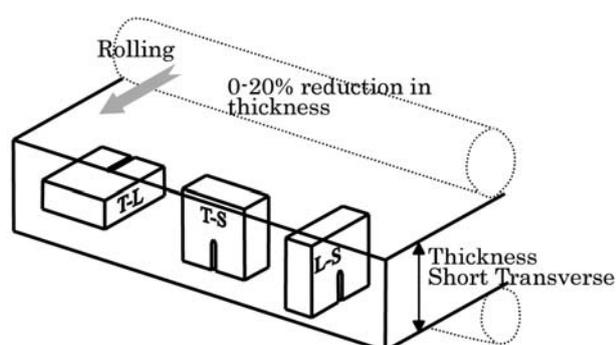


図1 試験片の冷間圧延(加工)方位

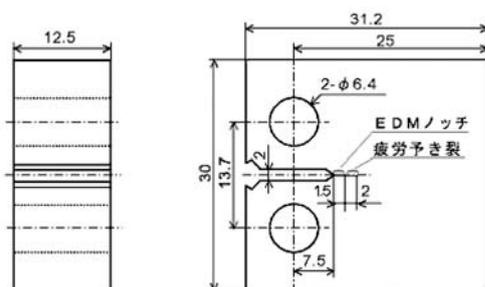


図2 1/2CT試験片

き裂進展試験には、図3に示す循環ループ付き腐食試験装置を用い、PWR 1次系模擬環境 (500 ppmB + 2 ppmLi + 2.75 ppmDH<sub>2</sub>, 320 ) 中で進展速度の評価を実施した。試験中は応力拡大係数 (K) が 20 ~ 40 MPa<sup>1/2</sup> となるよう一定荷重を加え、試験実施に先立ち 10 日間程度台形波荷重 (K<sub>max</sub>=20 MPa<sup>1/2</sup>, 4 時間毎に R = 0.7, Δσ = 0.017(s<sup>-1</sup>)) を与えることで、き裂の発生期間が進展速度試験に影響を与えないよう

にした。

き裂進展速度の計測は、試験中にき裂進展挙動をモニタリングできる直流電位差法 (direct current potential drop, DCPD) により行い、試験後に疲労破壊によって破面を開放した後、走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) による観察結果を用い進展速度を補正した。なお、き裂が荷重軸と直行する方位から逸れたものについては、板圧方向へのき裂進展長さを評価するために、SEM 観察による投影長さ (荷重軸と直行する方向へのき裂進展長さ) をき裂長さとして定義した。

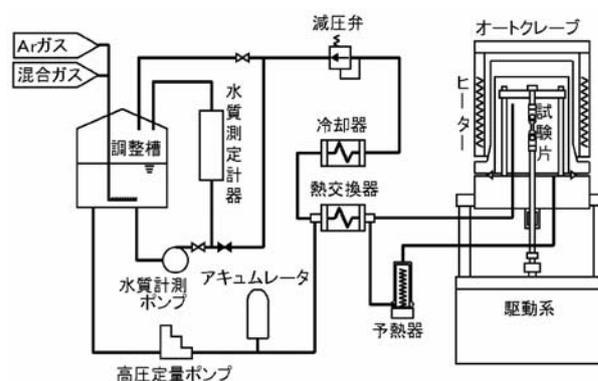


図3 応力腐食割れ試験装置模式図

## 2.2 き裂断面のナノインデンテーション硬さおよびEBSD分析

き裂進展速度と硬さには相関があることが指摘されているため、き裂先端近傍部の微小領域における硬さをナノインデーター (超微小硬度計: エリオックス製 ENT-1100) により計測し、冷間加工がき裂進展に及ぼす影響について検討を行った。サンプルに供した試験片はき裂進展試験後の CT 試験片から採取した。分析領域は表面加工層を取り除くために事前に 0.25 μm のコロイダルシリカにて 1 時間程度の研磨による前処理を施し、250 mg の荷重にてナノインデーター硬さの計測をおこなった。測定は 5 μm ピッチ (一部き裂近傍は 3 μm ピッチ) の間隔で 99 点のデータを取得し、その平均値を測定結果とした。

加えて EBSD により、ナノインデーターで計測した領域と同じき裂断面の結晶方位分布を分析した。分析には SEM (日本電子製 JSM-6300) に併設された EBSD 装置 (Oxford Instruments 製 INCA system) を用い、SUS 316 の 10%CW (T-S), 15%CW (T-S), 20%CW (T-S) 材について分析を行った。

### 3. 試験結果

#### 3.1 き裂進展試験結果

##### 3.1.1 き裂進展速度に及ぼす加工方位の影響

加工度 20% の SUS316 について、T-L、T-S、L-S

方位の試験片を採取し、320 の PWR 模擬環境中におけるき裂進展試験 (CT 試験) を実施した。DCPD 法により得られたき裂進展曲線を図 4 ~ 図 6 に示す。図 4 は T-L 方位へ加工した材料のき裂進展挙動を示しており、応力の増加に伴って進展速度が増加していることがわかる。この挙動は図 5、図 6 にそれぞれ示した T-S、L-S 材についても同様に認められた。そ

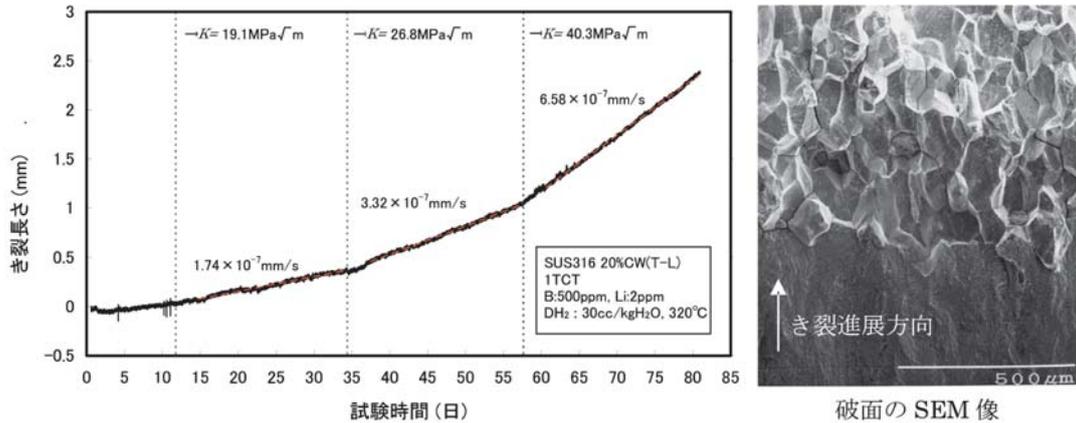


図 4 SUS316 20%CW 材, T-L 方位のき裂進展試験結果

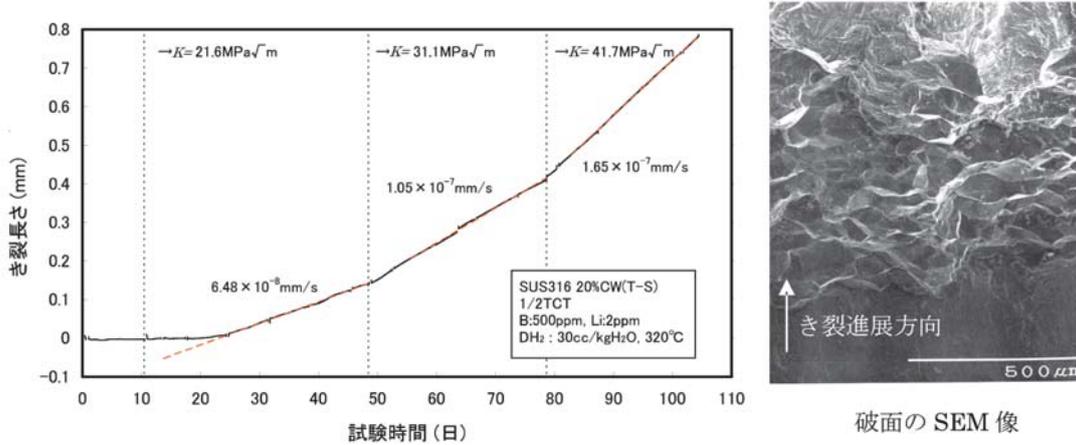


図 5 SUS316 20%CW 材, T-S 方位のき裂進展試験結果

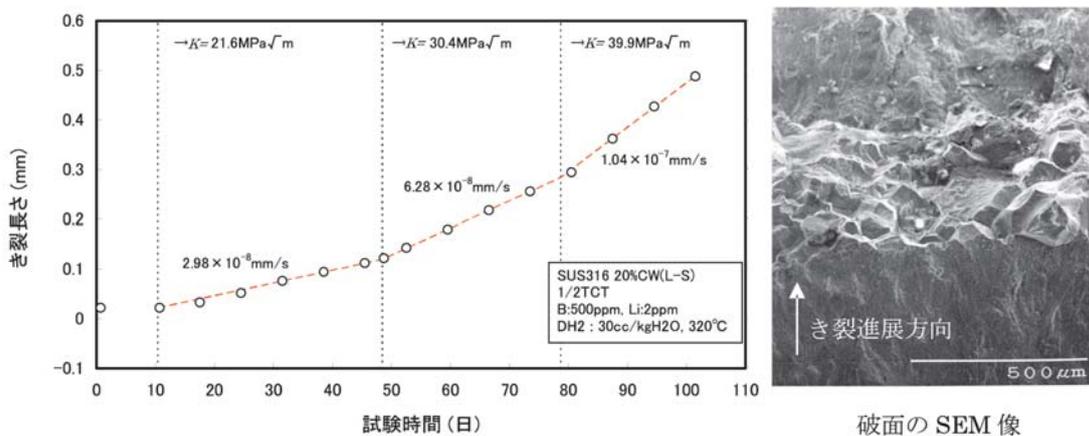


図 6 SUS316 加工度 20%CW 材, L-S 方位のき裂進展試験結果

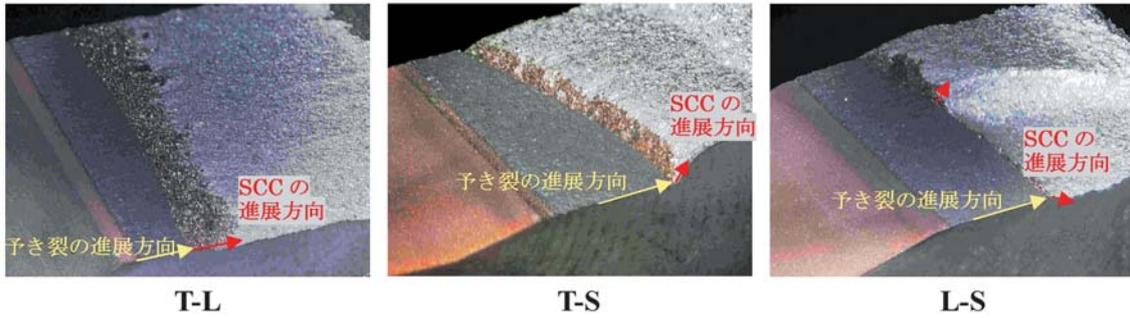


図7 SUS316 20%CW材のき裂進展方向観察結果

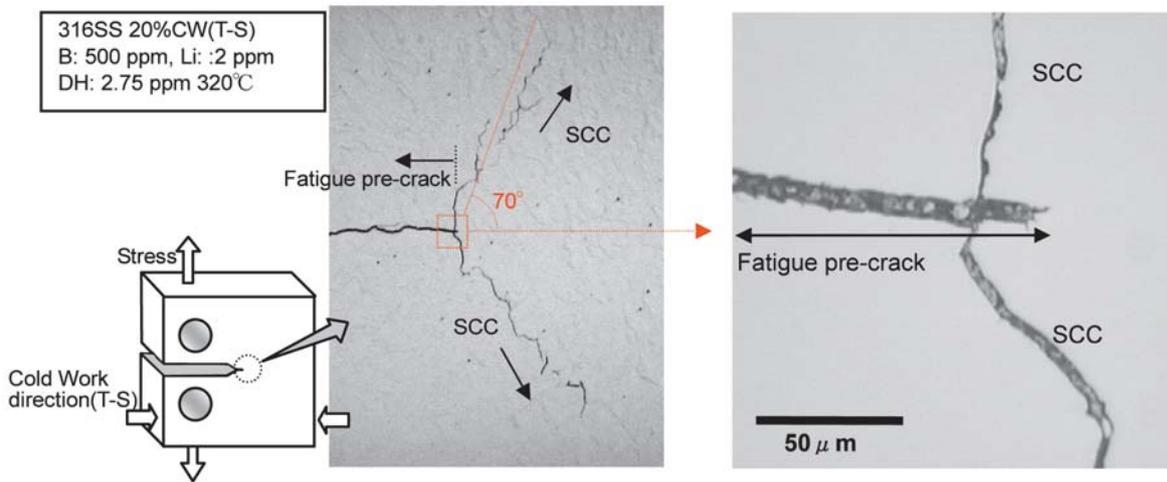


図8 SUS316 20%CW材のT-S材 試験後のき裂断面観察結果

のため、試験を行った3種類の加工方位によるサンプルは、同程度の応力依存性を有していると考えられる。

破面のSEM観察結果によりいずれの試験片もき裂は結晶粒界を進展した粒界型のSCCであることが確認された。冷間加工の影響は粒形状の扁平として観察され、T-Lではき裂進展方向に向かって伸張しており、T-S、L-Sではき裂進展方向に対して直行する方位に結晶粒が変形していることがわかる。

デジタルマイクロスコープにより試験後の破面を観察した結果を図7に示す。T-L方位の試験片は荷重と直行する方位にSCCが進展しているが、T-SおよびL-S方位の試験片ではき裂が立ち上がり、疲労予き裂の進展方向から逸れていることが確認された。T-S方位の試験片断面を観察した図8からは、疲労予き裂からの逸れが60~80度程度であり、さらに2方向に分岐していることがわかった。また、特にSCCの起点近傍部では、疲労予き裂の先端から進展するのではなく、疲労予き裂先端に最も近い粒界を予き裂とほぼ直行する方位に進展していることが確認された。力学的には疲労予き裂が進展する方向が、き

裂開口方向への応力 (Mode I) が最も強く働くため、このき裂の進展には剪断応力 (Mode II) が影響していると考えられる。また、き裂が2方向に分岐して進展していることも、剪断応力が影響した結果と推察

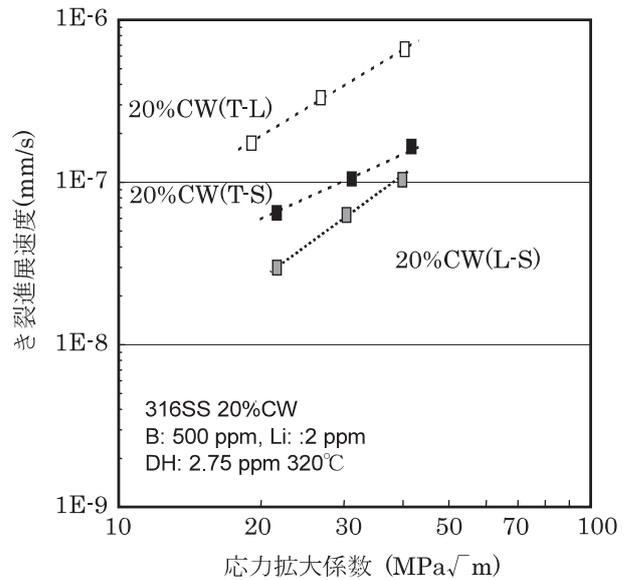


図9 SUS316 20%CW材の加工方位および応力とき裂進展速度の関係

される。

加工方位とき裂進展速度の関係を比較した図9では、T-L方位の試験片が最も速く、ついでT-S,L-Sの順となっていることがわかる。いずれの試験片も応力の増加とともに進展速度が速くなる傾向を有し、応力依存性があることが確認された。

### 3.1.2 冷間加工度の影響

一般的にき裂進展速度と材料の関係を比較する場合には、冷間加工度を硬さや降伏応力といった材料定数に置き換えて整理される。そこで本研究では、試験結果を降伏応力とき裂進展速度の関係として整理した。図10はSUS316のき裂進展速度と材料の降伏応力の関係である。き裂進展速度は降伏応力と共に増加し、その傾向はK値20~40MPa mの領域で確認された。同種の傾向はAndresen やShojiらなど他の研究者においても報告されており<sup>(10)(14)(16)</sup>、高温水中におけるステンレス鋼のSCC進展速度には冷間加工度が強く影響することが指摘されている。

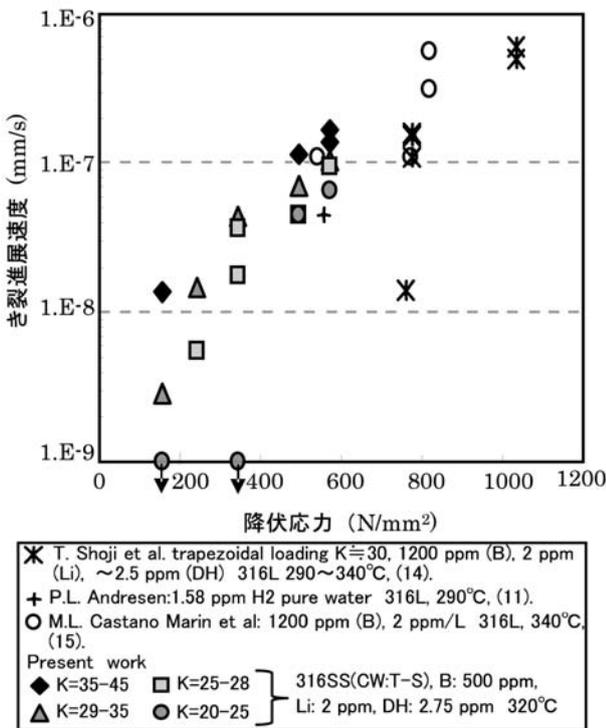


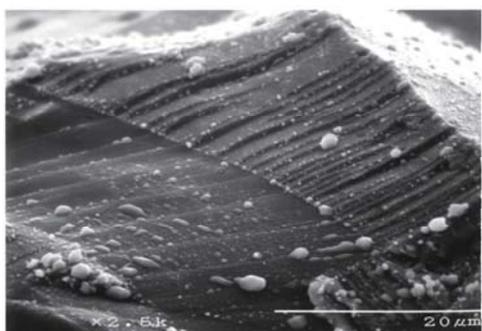
図10 き裂進展速度と降伏応力の関係

### 3.1.3 破面の詳細観察

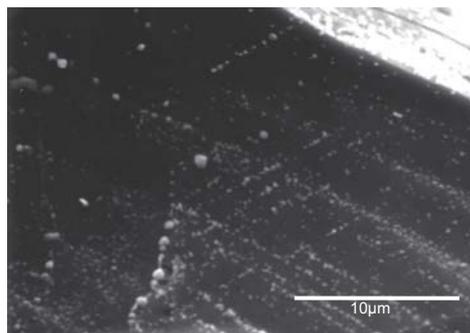
き裂進展試験により得られた粒界破面の一部をSEMによって詳細観察した結果を図11に示す、この図より、粒界破面にすべり線状の模様が観察された。ただこの模様は全域に認められるものではなく、半数以下の粒界破面でのみ確認され、その様相も種々異なった特徴を示した。このようなすべり線状模様はしばしば粒内割れ破面に認められており<sup>(32)</sup>、優先的なすべり面を介した粒内のすべり挙動により生じると考えられている。ステンレス鋼の粒界における割れに関しても、図11(a)ではステップ状の段差が形成していることから、き裂の進展に伴って粒内ですべりが生じた結果と解釈できる。

しかしながら、き裂の進展に伴って生成されたすべり線とは解釈できない、特異な様相も複数認められた。まず、図11(b)ではすべり線状模様に腐食生成物が析出しているが、その形状は複数の面ですべりが生じたことを示唆しており、単一方向ではなくステップが交差した状態となっている。粒界上に類似のすべり線状模様が形成されることは、ステンレス鋼の照射材をArガス中で引っ張り試験を実施した結果において報告例がある<sup>(33)(34)</sup>。こうした引っ張り試験の結果は、強い歪みを強制的に加えたことにより開口後にすべり線を生じたとの考察が可能であるが、本試験はCT試験片を用いた定荷重試験であるため同種の事象が生じにくい条件といえる。何れにせよ、き裂は一度しか生成しないため、この交差したすべり線状の模様はき裂進展に伴って生成されたものとは考え難い。

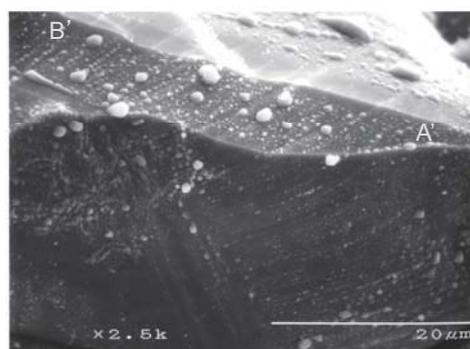
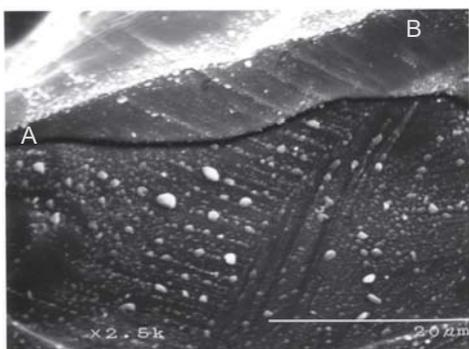
図11(c)左側で確認されるステップ状の模様は、図11(b)と同様に腐食生成物が整列することですべり線状の形態を構成しており、明瞭なステップは形成されていない。また、同図では2つ以上の結晶粒界にまたがりすべり線状の模様を呈していることが確認される。このような模様が粒内のすべりにより生じるには、粒界をまたがり完全に同一方向へのすべりが起こる必要があるが、優先的なすべり面が偶然に同一方位を有する可能性は極めて低い。そこで、破面形成時に対をなしていた対応する粒界面の観察を実施した。図11(c)右側の図におけるA,Bは左側の図A,Bと対応する粒界破面であり、き裂発生前は左右の破面が粒界をなしていた領域である。両者を比較した結果、ステップ状の模様は対応する領域に形成されていることが明らかとなり、右図の粒内でのすべ



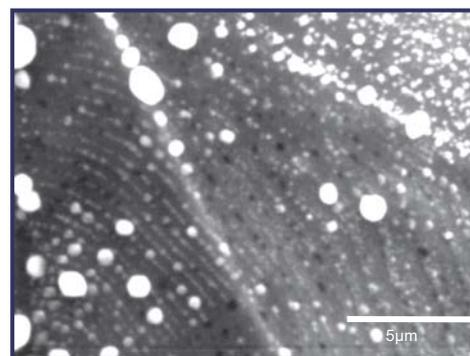
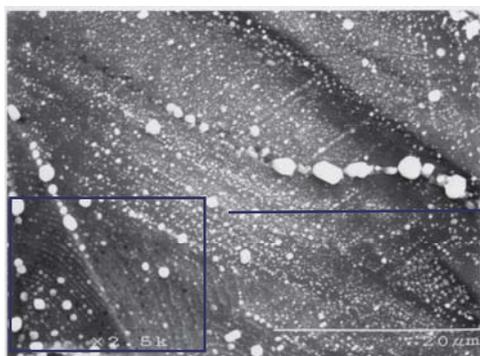
(a) 20%CW (T-S) 材の破面観察結果 すべりにより段差が形成されている領域



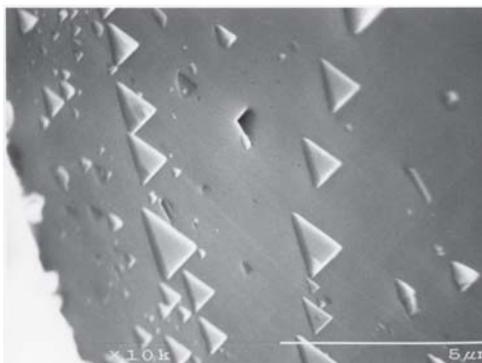
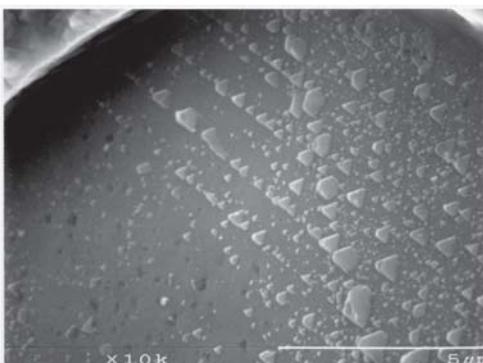
(b) 20% CW (T-S) 材の破面観察結果 析出物が交差して成長している領域



(c) 20% CW (T-S) 材の破面観察結果 対応する破面の状態



(d) 20% CW (T-S) 材の破面観察結果 析出物が曲率を持って成長している領域



(e) 0% CW 材の破面観察結果

図 11 CT 試験後に生成した破面の詳細 SEM 観察結果

りに伴って左図の粒界面に腐食生成物が生成したものと解釈できる。

図 11(d)に関しては図 11(a)~(c)のステップ状模様が直線的であったことに対して、曲率を持った指紋のような形状を示し、あたかも放射状にき裂が進展する過程で生成したかのように見える。この放射状のすべり線模様は一つの粒界上に生成したものであるため、粒内のすべりにより生じたすべり線とは考えられない。現在までのところ、この曲率を持った腐食生成物を形成するに至った合理的な理由は分かっていないが、粒内のすべり以外の原因によって腐食生成物が整列している領域が存在していることは確かである。

前述した破面はいずれも 20%CW 材の観察結果であり、冷間加工時のすべりが腐食生成物の規則的な成長に寄与した可能性が払拭できない。そこで、冷間加工を加えていない 0%CW 材の粒界破面の観察を行い、試験前に加えた加工の影響について確認した結果を図 11(e)に示す。破面は  $K=40\text{ MPa}$  m 相当の非常に高い応力を加えた試験によって僅かに形成したものであるが、20%CW 材に認められたものと類似のすべり線状の模様が観察された。これは、すべり線状の模様の少なくとも一部が、冷間加工の影響によって形成されたものではないことを示している。

	計測点数	ステップ間距離の 平均値( $\mu\text{m}$ )
0%CW	62	0.44
10%CW	231	0.97
20%CW	414	1.04

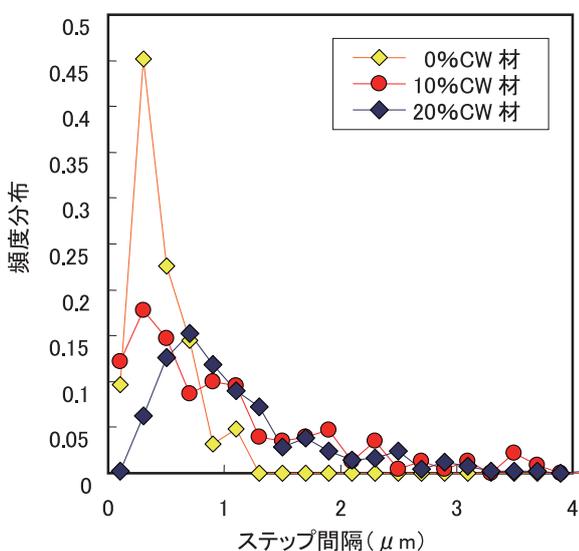


図 12 冷間加工度と破面状のすべり線状模様の間隔の関係

さらに、図 11(e)右側の図では、腐食生成物の成長方位が整列していることがわかる。これは、腐食生成物が下地に位置する材料の結晶方位の影響を受け、エピタキシャルに成長した結果と考えられる。腐食生成物の結晶方位が整列した状態は、冷間加工材の粒界破面には認められなかったことから、冷間加工はき裂生成時の腐食挙動にも少なからず影響を及ぼしている可能性がある。

以上に述べた冷間加工材の破面に認められるすべり線状の模様は、20%CW 材以外にも 15%CW 材、10%CW 材にも同様の特徴として複数の粒界破面で観察されている。

SEM 観察により破面上に確認されたすべり線状のステップ間隔を計測し、加工度との関係について比較した結果を図 12 に示す。計測結果は、僅かではあるが冷間加工度が大きい試験片のステップ間距離が長くなっている傾向を示した。このような特徴は、照射損傷材の引っ張り試験結果に関する検討でも報告されている<sup>(35)</sup>。福谷らは、照射により硬度が増加した材料ほどステップ間隔が広がる傾向を確認しており、照射による損傷組織の発達に伴い変形が局在化することにより粗大すべりが生じると考察している。

## 3.2 塑性変形領域の分析

### 3.2.1 ナノインデントーによるき裂先端部の硬度測定

冷間加工は材料の降伏応力を増加させることにより、き裂先端部の塑性歪み領域を変化させることが知られている<sup>(26)</sup>。そこで、き裂先端近傍の塑性歪み領域を測定するために、ナノインデントーを用いてき裂断面の微少領域における硬さを測定した。

図 13 は 10%CW 材のき裂断面と、ナノインデントーによるき裂先端部近傍の硬さ測定結果である。赤で示したドットはナノインデントーの測定部を示し、そのサイズは硬さの指標を表している。ドットがほとんど認められない領域は測定が正確に行われなかった点であり、ここでは検討対象から外した。き裂先端近傍について測定されたドットのサイズにはばらつきが認められるが、そのばらつきに規則性は無く、き裂近傍で優位に硬化している傾向は確認されなかった。

次に、き裂進展時の応力を受けていない領域について分析を実施した結果を図 14 に示す。測定部位の

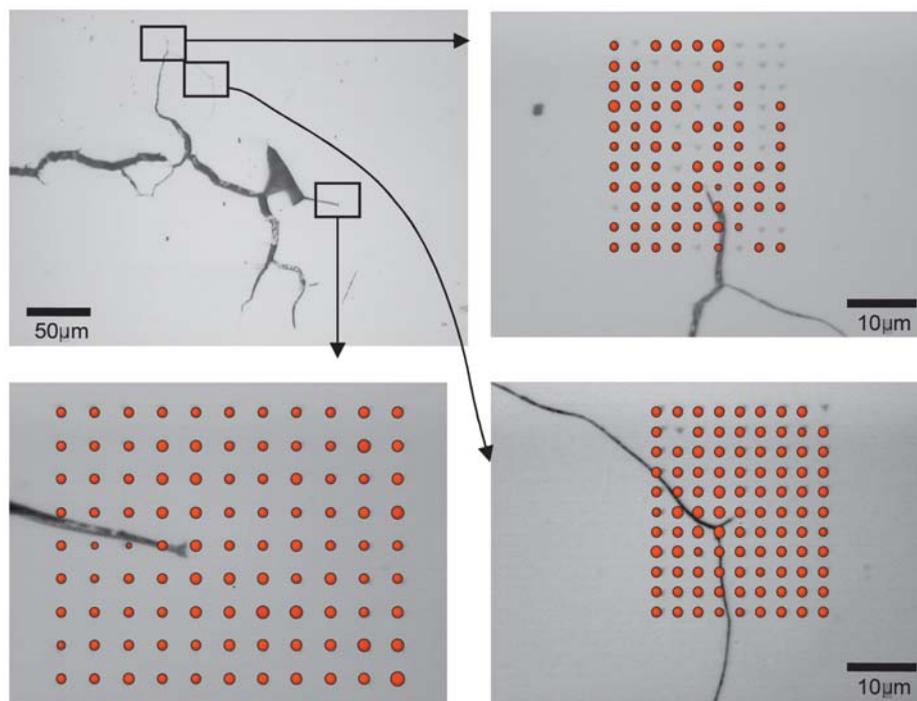


図13 10% CW材のき裂近傍におけるナノインデンテーション硬さ測定結果(各ドットのサイズが測定された硬さの指標を示す。)

BSE(back scatter electron)像と、ナノインデンテーション硬さを示した図から、硬さが結晶粒ごとに变化している傾向が確認される。図15に示した20%CW材については、図14の10%CW材と同様に結晶粒ごとに硬さが異なることを示しているが、冷間加工による結晶粒の乱れが10%CW材と比較して大きく、それに伴い硬さのばらつきも増加していることがわかる。

この硬さのばらつきについては、図16に示した測定結果を整理したも  
のによってより明瞭に確認された。硬さの標準偏差(図16中のエラーバー)の平均値は10%CW材で29.5、15%CW材で37.6、20%CW材で44.4と、冷間加工度と共に増加している。この数値は微小領域の硬さのばらつきを示しているため、強加工材ほど、微小領域での硬さにばらつきが生じているといえる。

図16に示すとおり平均的な硬さは

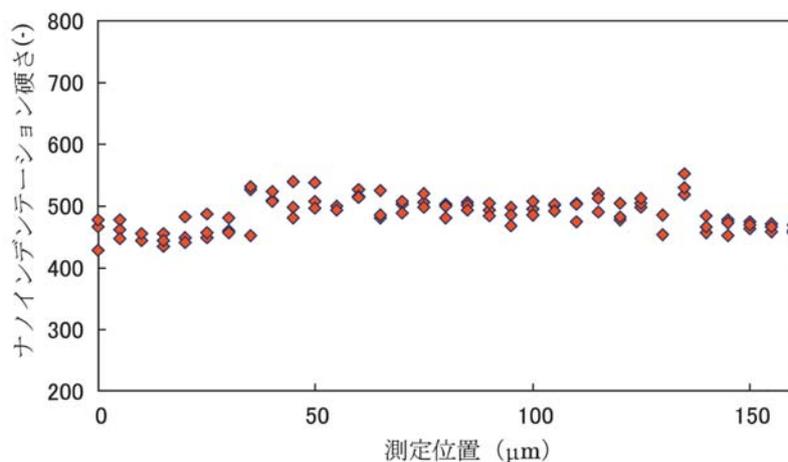
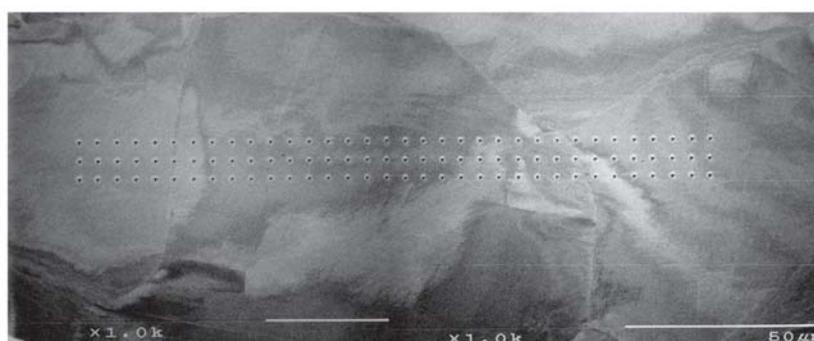


図14 10% CW材のナノインデンテーション硬さ測定結果

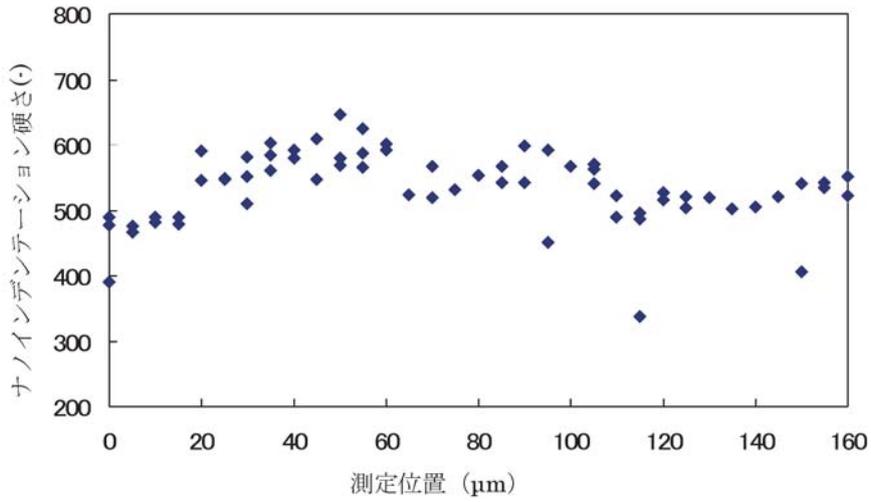
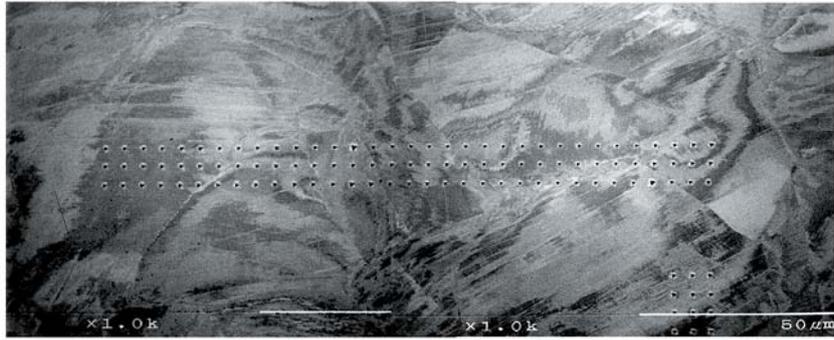


図 15 20% CW 材のナノインデンテーション硬度測定結果

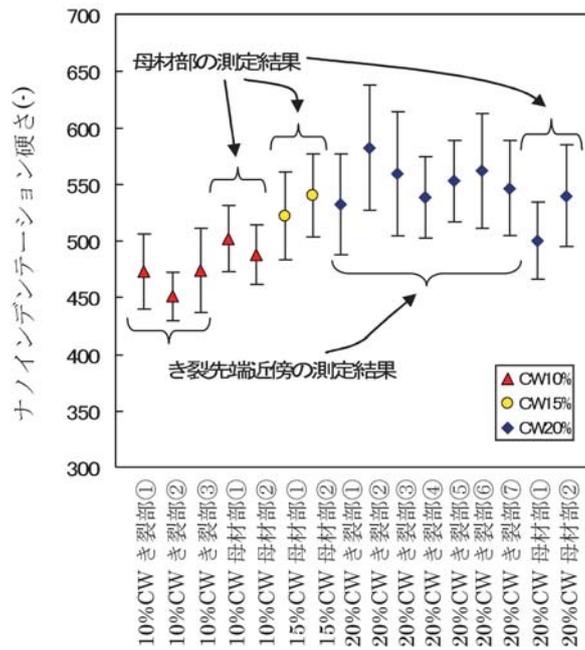


図 16 ナノインデンテーション測定結果  
各測定点は99点の測定結果の平均値。エラーバーは測定の標準偏差を指す。

冷間加工度の上昇とともに増加する傾向が認められるが、き裂近傍と母材部の硬さには優位な差は確認されなかった。本試験では、10%CW材と15%CW材の硬さの差が判別できていることから、この結果はき裂進展によって5%程度の優位な硬さ変化が生じていないことを表していると考えられる。

### 3.2.2 断面観察およびEBSDによる加工度の影響評価

ナノインデントによる計測と同様に、き裂先端部における塑性変形領域を確認することを目的に、EBSDによる方位解析を実施した。10%CW材、15%CW材および20%CW材の測定結果を図17に示

す。EBSDでは、強い歪みが加わった領域はパターン鮮明度が低下し、また方位差分布が大きくなることが知られている。き裂先端部を分析した結果は、いずれもき裂近傍における塑性変形状態を明確に示さず、き裂が発生していない領域との区別を定量的に評価することはできなかった。

## 4. 考察

### 4.1 冷間加工方位の影響について

き裂進展試験の結果、T-L方位のき裂は荷重軸と直行する方位に進展し、T-S、L-Sの試験片は荷重軸と直行する方位から逸れて進展する傾向が確認され

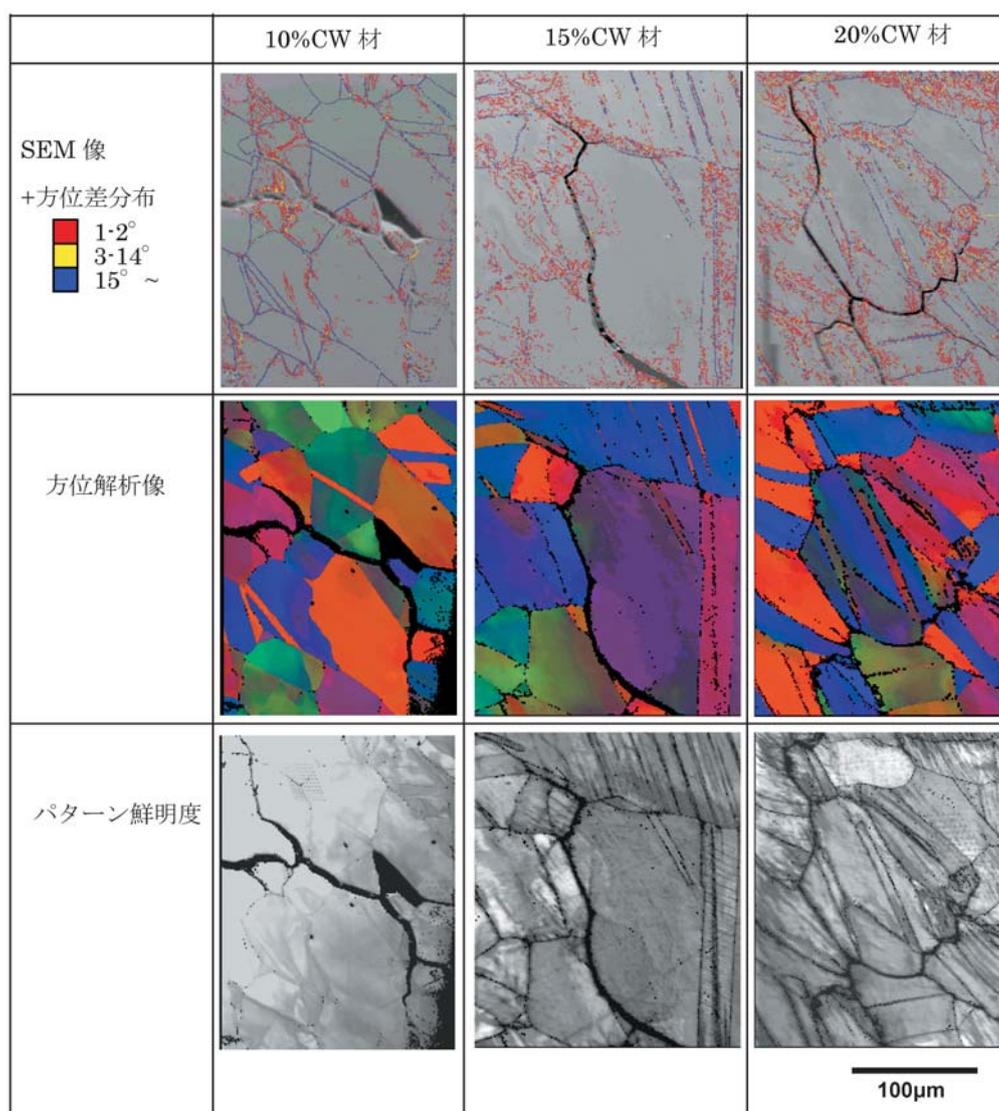


図17 EBSDによるき裂断面の結晶方位解析結果

た。また、進展速度についても冷間加工方位の差が顕著に認められ、T-L>>T-S>L-Sの関係が得られた。

き裂の進展経路が結晶粒界であることから、このような冷間加工による影響が現れる要因としては、幾何学的な結晶粒の変形が寄与していると考えられる。図18は冷間加工方位とき裂進展方位の関係を模式的に示したものであり、T-LとT-Sの2種類についての結晶粒の変形状態を表している。簡単のため結晶粒を六角形で表すと、T-L方位では荷重軸と直行する方位に結晶粒が延伸し、対してT-S方位では縮小していることが確認できる。すなわち、結晶粒の変形により、T-L方位はT-S方位より直線的にき裂が進展できる状態であるといえる。この事実は、T-L方位がより進展しやすい状態であることを意味し、逆にT-S方位にとっては剪断力が加わる方向へ逸れやすい状態となることを指す。

さらに図18は、T-L方位とT-S方位の疲労予き裂が並行を成した同一の面であることを示しており、両者の間では粒界面の差が影響していないことがわかる。そのため、加工方位の影響因子としては、幾何学的な結晶粒の変形状態が影響を及ぼしていると結論できる。ここでは簡単のためL-S方位に関する議論を避けたが、T-S方位と類似の幾何学的な結晶粒の変形を生じていることが進展速度に影響を及ぼしているという結果が得られている。加工方位に対する類似の影響は、600合金や炭素鋼などを用いた試験でも報告されており、いずれも直線的に進展しやすく変形した場合に進展速度が速くなる傾向を示している<sup>(23)(36)(37)</sup>。

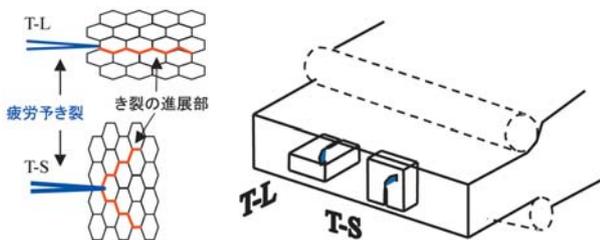


図18 加工方位とき裂進展方位の関係

前述したようにT-S,L-Sの試験片は荷重軸と直行する方位から逸れ、剪断応力が働く方向へき裂が進展した。この場合に受ける開口方向の応力 (Mode I) と剪断方向の応力 (Mode II) は、釜谷により報告されている次式によって導出される<sup>(38)</sup>。

$$k_1 = \cos^3(\alpha/2)K_I,$$

$$k_2 = 1/4 (\sin(\alpha/2) + \sin(3\alpha/2))K_I$$

ここで、 $k_1$ はMode I方向、 $k_2$ はMode II方向、 $K_I$ は直進性き裂のK値をそれぞれ示し、 $\alpha$ はき裂屈曲の角度を指す。その計算結果を図19に示す。この図から、剪断方向の応力は70度程度屈曲した時に最大値を取ることがわかる。図8に示した断面観察の結果では、荷重軸と直行する方向から60-80度程度き裂進展方位ずれており、計算により求められた剪断応力が強く働く方位と一致していることがわかる。

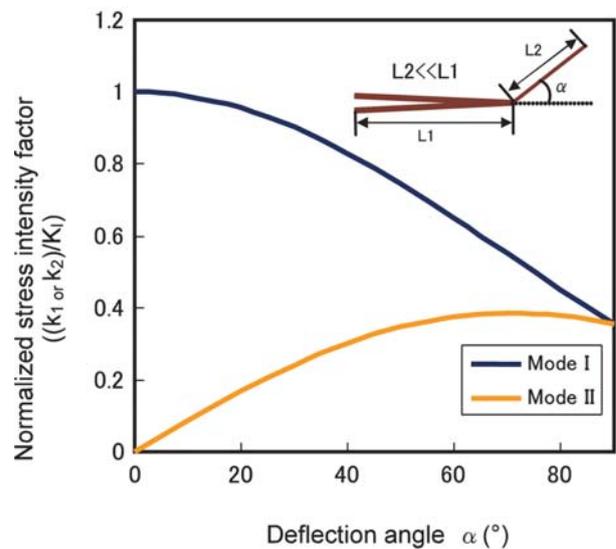


図19 K値とき裂進展方位の関係<sup>(38)</sup>

## 4.2 冷間加工度の影響について

図10に示したとおり、冷間加工はき裂進展速度への加速因子として働くことが明らかとなった。この傾向に関しては、ステンレス鋼のSCCのみに確認されている事項ではなく、異なる材質、環境のSCCについても類似の報告例が存在する<sup>(11)(22)(23)</sup>。そのため冷間加工による影響については、環境が異なる場合にも共通した影響因子として働く力学的要因である可能性が高い。

AndresenらやShojiらは、早くからその力学的な効果について着目し、Gaoらによって定式化された歪みとき裂先端の関係式を元に検討を行い、冷間加工の効果は歪み速度へ及ぼされる影響であると考察している<sup>(26)~(28)</sup>。図20はGaoらの式に本研究で用いた試験片の降伏応力とK値を代入することで導出した

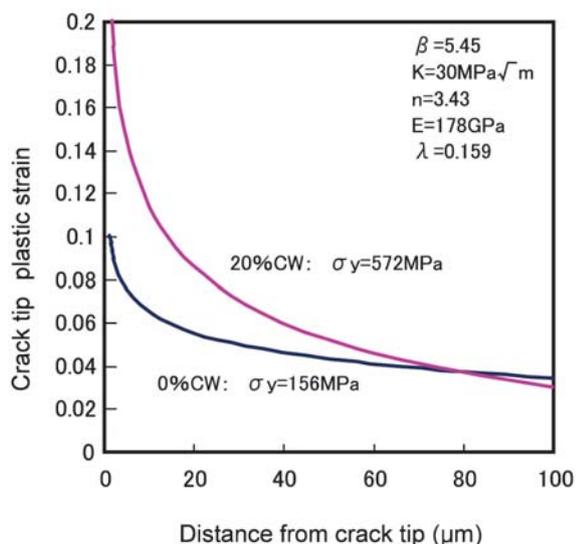


図20 き裂先端からの距離と塑性歪みの関係<sup>(26) - (28)</sup>

き裂先端部の歪み状態である。図から明らかな通り、20%CW材は0%CW材と比べてき裂先端近傍における塑性歪みが大きくなっており、同じ応力が加えられた場合でもき裂先端部は局部的に厳しい歪み状態にさらされることがわかる。

一方、本試験で行ったナノインデントによる微少硬さの計測結果は、き裂先端の10 $\mu$ m程度の領域においても5%CW相当の硬度増加さえ示さなかった。これは、き裂先端部の55 $\mu$ mの領域で5%程度の塑性歪みが生じるとした図20の計算値より、実際の歪み領域が小さい可能性を表している。その理由としては、計算式が平面応力状態を満たした理想的な試験形状を模擬していることに対して、本試験結果は剪断応力が加わる方位にき裂が進展したものであり、実際に大きな塑性歪みを伴わずにき裂が進展したことが影響したと考えられる。

力学的な因子がき裂進展速度に影響を及ぼすことは、以上に示した歪みに関する検討からも妥当と思われる。ただし、定量的な評価には至っておらず、他の影響因子が同時に働いている可能性は否定できない。

## 5. まとめ

- (1) 冷間加工方位はき裂進展速度に影響を及ぼし、T-L>>T-S>L-Sの加工方位依存性が確認された。この傾向には結晶粒の幾何学的な変形が影響を及ぼしていると推察される。

- (2) T-S,L-Sの試験は、荷重軸と直行する方位から逸れ、2本に分岐して剪断応力が強く働く方位へ進展した。そのため、このき裂の進展には開口方向の応力のみではなく、剪断応力がき裂の進展に影響を及ぼしていると推論される。
- (3) 冷間加工度の増加に伴いき裂進展速度が速くなる傾向が得られた。その影響因子の一つとしては、材料が硬化することによりき裂先端部の歪みが増加することが挙げられる。ただし、定量的な評価を行うには剪断応力を加味した詳細な検討が必要である。
- (4) 破面は全面的に粒界割れを呈し、その一部にき裂の進展に伴って形成されたかに見えるすべり線状の模様が観察された。すべり線状の模様の間隔は冷間加工度の影響を受け、強加工材の方がその間隔が広く、粗大すべりが生じている傾向を示唆した。ただし、一部にはすべり以外の要因によって形成されたと思われる模様も認められている。
- (5) ナノインデントによる微少硬さの計測結果は、き裂先端の10 $\mu$ m程度の領域においても5%CW相当の硬度増加さえ示さなかった。これは従来の計算値より低い値であり、剪断応力による影響などについて更なる検討が必要である。

## 謝辞

本研究の遂行にあたり関電プラント㈱の村上 公治、平尾 充司および辻井 克実各氏の全面的な協力を得ました。皆様に心より感謝致します。

## 文献

- (1) Y. Katayama, M. Tsubota, Y. Saito, "Combination of Cold Work and Heat Treatment on Stress Corrosion Cracking Susceptibility of L-grade Stainless Steel," Corrosion 2003, Paper No.3665, NACE, (2003).
- (2) P. L. Andresen, M. M. Morra, and W. R. Catlin, "Effect of Yield Strength, Corrosion Potential, Composition and Stress Intensity Factor in SCC of Stainless Steels," Corrosion 2004, Paper No. 4678, NACE, (2004).
- (3) J. M. Cookson, G. S. Was and P. L. Andresen, "Oxide-Induced Initiation of Stress Corrosion

- Cracking in Irradiated Stainless Steel," *Corrosion*, 54[4], p.299, (1998).
- (4) 原子力安全・保安院, 「炉心シュラウドおよび原子炉再循環系配管の健全性評価について - 検討結果の整理 - 」, 経済産業省白書・報告書, (2004).
- (5) 末石裕一郎, 香山晃, 木下博嗣, "軽水炉・シュラウドの表面化硬度と微細組織," 日本原子力学会「2005年春の年会」要旨集, p.601, (2005).
- (6) 恩地 健雄, 土肥謙次, 曾根田直樹, M.Navas "水環境中で、照射後 304L ステンレス鋼の表面に発生する粒界き裂と塑性変形の関連," 日本原子力学会「2005年秋の大会」予稿集, p.399, (2005).
- (7) 石橋 良, 堀内 寿晃, 加藤 隆彦, "316L ステンレス鋼のグラインダ加工表面に生じた粒内型応力腐食割れの微細構造," 日本原子力学会「2006年春の年会」要旨集, p.184, (2006).
- (8) G. C. Rao, D. E. Boyle, R. Phillips, "Metallurgical Investigation of Safety Injection System Pipe Cracking at Sequoyah Unit 2 Pressurized Water Reactor Station," *Proc. Int. Symp. Fontevraud 4*, Sept. 14-18 (1998).
- (9) N. Totsuka and Z. Szklarska-Smialowska, "Hydrogen induced IGSCC of Two Unsensitized Austenitic Stainless Steels in High-Temperature Water," *Corrosion*, 44, p.124, (1988).
- (10) P. L. Andresen, T. M. Angeliu, W. R. Catlin et al., "Effect of Deformation on SCC of Unsensitized Stainless Steel," *Corrosion 2000*, Paper No. 203, NACE, (2000).
- (11) P.L. Andresen, L.M. young, W.R. Catlin et al., "Stress Corrosion Crack Growth Rate Behavior of Various Grades of Cold Worked Stainless Steel in High Temperature Water," *Corrosion 2002*, Paper No. 2511, NACE, (2002).
- (12) K. Arioka, "Effect of Temperature, Hydrogen and Boric Acid Concentration on IGSCC Susceptibility of Annealed 316 Stainless Steel," *Proc. Int. Symp. Fontevraud 5*, Sept. 23-27 (2002).
- (13) K. Arioka, T. Yamada and T. Takumi, "Influence of Boric Acid, Hydrogen Concentration and Grain Boundary Carbide on IGSCC Behaviors of SUS 316 under PWR Primary Water," *Proc. 11<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems*, Stevenson, Aug. 10-14 (2003).
- (14) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima et al., "Quantification of Yield Strength Effects on IGSCC of Austenitic Stainless Steels in High Temperature Water," *Proc. 11<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems*, Stevenson, Aug. 10-14 (2003).
- (15) M. L. Castano Marin, M. S. Garcia Redondo, G. D. Velasco et al., "Crack Growth Rate of Hardened Austenitic Stainless Steels in BWR and PWR Environments," *Proc. 11<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems*, Stevenson, Aug. 10-14 (2003).
- (16) F. Vaillant, T. Couvant, J. M. Boursier et al., "Stress Corrosion Cracking of Cold Worked Austenitic Stainless steels in Laboratory Primary PWR Environment," *Proc. PVP 2004*, San Diego, July. 25-29 (2004).
- (17) T. Terachi, K. Fujii, K. Arioka, "Microstructural Characterization of SCC Crack Tip and Oxide Film for SUS 316 Stainless Steel in Simulated PWR Primary Water at 320 °C," *J. Nucl. Sci. Technol.*, 42[2], p. 225, (2005).
- (18) T. Couvan, L. Legras, F. Vaillant, "Effect of Strain-Hardening on Stress Corrosion Cracking of AISI 304L Stainless Steel in PWR Primary Environment at 360 °C," *Proc. 12<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems*, Salt Lake City, Aug. 14-18 (2005).
- (19) C. Guerre, O. Raquet, E. Herms et al., "SCC Growth Behavior of Austenitic Stainless Steels in PWR Primary Water Conditions," *Proc. 12<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems*, Salt Lake City, Aug. 14-18 (2005).
- (20) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and R.W. Staehle, "Intergranular Stress Corrosion Cracking Behavior of Austenitic Stainless Steels in Hydrogenated High-Temperature Water," *Corrosion*, 62[1], p.74, (2006).
- (21) T. Terachi, K. Arioka, "Characterization of Oxide Film Behaviors on 316 Stainless Steels in High-Temperature Water - Influence of Hydrogen and Oxygen, Considerations for Initiation of SCC -," *Corrosion 2006*, Paper No. 6608, NACE, (2006).
- (22) R.B. Rebak, Z. Xia, and Z.S.-Smialowska, "Effect of Temperature and Cold Work on the Crack

- Growth Rate of Alloy 600 in Primary Water," Corrosion, 51[9], p.689, (1995).
- (23) W.C. Moshier and C.M. Brown, "Effect of Cold Work and Processing Orientation on Stress Corrosion Cracking Behavior of Alloy 600," Corrosion, 56[3], p.307, (2000).
- (24) P.L. Andresen, "Similarity of Cold Work and Radiation Hardening in Enhancing Yield Strength and SCC Growth of Stainless Steel in Hot Water," Corrosion2002, Paper No.02509, NACE, (2002).
- (25) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii et al., "Separation of Microstructural and Microchemical Effects in Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking using Post-irradiation Annealing," J. Nucl. Sci. Technol., 41[12], p.1218, (2004).
- (26) Y.C. Gao, K.C. Hwang, "Elastic-Plastic Fields in Steady Crack Growth in a Strain-Hardening Material," Proc. 5<sup>th</sup> Int. Conf. on Fracture, Cannes, France, Vol. 2, p.669, (1981).
- (27) L.M. Young, P. L. Andresen, T. M. Angeliu, "Crack tip strain rate: Estimates based on continuum theory and experimental measurement," Corrosion2001, Paper No.1131, NACE, (2001).
- (28) T. Shoji, T. Yamamoto, K. Watanabe et al., "3D-FEM Simulation of EAC Crack Growth Based on the Deformation/Oxidation Mechanism," Proc. 11<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, Stevenson, Aug. 10-14 (2003).
- (29) G.A. Youn, W.W. Wilkening, D.S. Morton et al., "The Mechanism and Modeling of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Nickel-Chromium-Iron Alloys Exposed to High Purity Water," Proc. 12<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, Salt Lake City, Aug. 14-18 (2005).
- (30) R.W. Staehle, "Dimensionality of SCC tips," Corrosion2006, Proc. of research in progress Symp. p.58, NACE, (2006).
- (31) C.D. Thompson, H.T. Krasodonski, N. Lewis et al., "Prediction of PWSCC in Nickel Base Alloys Using Crack Growth Rate Models," Proc.7<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, Breckenridge, Aug. 7-10 (1995).
- (32) T. Magnin, F. Foct, O. de Bouvier, "Hydrogen Effects on PWR SCC Mechanisms in Monocrystalline and Polycrystalline Alloy 600," Proc. 9<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, Newport Beach, Aug. 1-5 (1999).
- (33) A. Toivonen, U. Ehrnsten, W. Karlsen, et al., "Fractographic Observations on a Highly Irradiated AISI 304 Steel After Constant Load Tests in Simulated PWR Water and Argon and after supplementary Tensile and Impact tests," Proc. 12<sup>th</sup> Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems, Salt Lake City, Aug. 14-18 (2005).
- (34) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, "IASCC Susceptibility and Slow Tensile Properties of Highly-irradiated 316 Stainless Steels," J. Nucl. Sci. Technol., 41[6], p.673, (2004).
- (35) 西岡弘雅, 福谷耕司, 藤井克彦 他, 「中性子照射されたステンレス鋼の変形挙動」, INSS Journal, Vol.13, P.147 (2006).
- (36) D.J. Gooch, "The effect of Anisotropy on Creep and Creep Crack Growth in Cold-worked C-Mn Steel at 360 °C," Materials Science and Engineering, 91, p.45, (1987).
- (37) B. Soundararajan, D.D. Macdonald, "What can we learn from the coupling current about the mechanism(s) of stress corrosion cracking?" Corrosion2006, Proc. of research in progress Symp., NACE, p.61, (2006).
- (38) 釜谷昌幸, 「複数分布する微視組織的微小応力腐食割れに関する破壊力学的研究」京都大学博士学位論文, p.116, (2003).