

UDC 669.14.018.8 : 669.15'24'26'74-194.56 : 539.56 : 669.788 : 539.375

論 文

オーステナイト系ステンレス鋼の引張りクラック伝播挙動
におよぼす水素の影響*

細谷 佳弘**・井上 明久***・増本 健***

Effect of Hydrogen on Crack Propagation Behavior and
Microstructures around Cracks in Austenitic Stainless Steels

Yoshihiro HOSOYA, Akihisa INOUE, and Tsuyoshi MASUMOTO

Synopsis:

The effect of hydrogen on the crack propagation behavior and the microstructures around cracks in SUS 304H type and SUS 310 type austenitic stainless steels was examined by means of the tensile tests and microscopic observations. The results obtained are summarized as follows:

(1) For austenitic stainless steels, the yield strength and 2% flow stress are hardly dependent on the hydrogen content, whereas the fracture strain and the total energy on plastic deformation decrease remarkably as the hydrogen content increases.

(2) According to the notch tensile tests, the force for crack initiation does not change with the hydrogen content very much but the elongation by crack opening and the amount of work required for the fracture decrease remarkably with increasing the hydrogen content.

(3) An increase of absorbed hydrogen suppresses the strain induced transformation of α' martensite, while it promotes the formation of ϵ martensite due to a lowering of the stacking fault energy by hydrogen.

(4) It is concluded that the hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels is mainly due to the formation of ϵ martensite in the vicinity of cracks by the absorption of hydrogen and the easy propagation of cracks along the boundary between austenite and ϵ martensite.

1. 緒 言

近年、オーステナイト系ステンレス鋼が工業材料としてさまざまな苛酷な条件下で使用されるようになり、高温高圧水素雰囲気中での脆化¹⁾²⁾、応力腐食割れ³⁾⁴⁾など水素に基因する損傷が注目されてきた。従来の研究によれば、準安定オーステナイト系ステンレス鋼は水素吸蔵によつて α' および ϵ マルテンサイト変態を誘起することが知られているが^{5)~7)}、またこの水素誘起変態のほかには水素吸収による水素化物の形成⁸⁾や水素を多量に含む ϵ_H や γ_H の中間相⁹⁾¹⁰⁾が生成することもX線回析によつて指摘されている。さらに、蒲池ら¹⁰⁾は電顕観察により水素吸蔵による $\gamma \rightarrow$ 積層欠陥と転位 $\rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ の変態過程を報告している。しかし、これらの研究では水素吸蔵状態で生じる表面層近傍の組織および構造の変化を調べることに重点が置かれ、水素濃化に伴うこれらの変化とクラック伝播などの破壊挙動との関連性については光学顕

微鏡観察による2, 3の研究^{11)~13)}があるのみであり、水素誘起生成相が水素脆性破壊に対していかなる役割を果たすかについてはいまだ明らかでない。本研究は、水素脆化したオーステナイト系ステンレス鋼のクラック伝播挙動および従来ほとんど知られていないクラック近傍の水素脆化組織を超高圧電子顕微鏡などにより微視的に観察することにより、オーステナイト系ステンレス鋼の変形、破壊に対する水素の影響を検討することを目的としている。

2. 試料および実験方法

Table 1に示す化学組成を持つ市販 18Cr-8Ni 準安定オーステナイト系ステンレス鋼（以下 SUS304H 鋼と称する）および 25Cr-20Ni 安定オーステナイト系ステンレス鋼（以下 SUS310 鋼と称する）を、焼なましと冷間圧延を繰り返すことによつて 0.1 mm 厚の薄板とした後、Fig. 1 (a), (b)に示す幅 3 mm, 平行部 10 mm

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 5 月 23 日受付 (Received May 23, 1977)

** 東北大学大学院（現：日本鋼管(株)技術研究所）(Graduate School, Tohoku University, Now Technical Research Center, Nippon Kokan K.K.)

*** 東北大学金属材料研究所 工博 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, 2-1-1 Katahira Sendai 980)

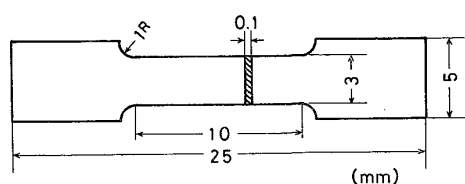
Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

(a) SUS 304H stainless steel

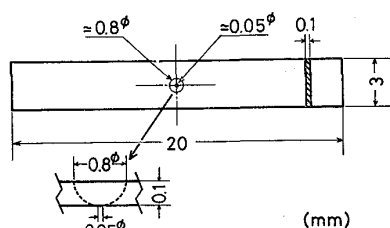
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.083	0.49	1.45	0.024	0.013	8.51	18.5	bal.

(b) SUS 310 stainless steel

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.060	0.74	1.43	0.029	0.010	19.7	24.8	bal.



(a) Unnotched smooth specimen



(b) Notched specimen

Fig. 1. Shape and size of the specimens for tensile test.

の引張り試験片および幅 3 mm、長さ 20 mm の組織観察用板状試験片を切り出した。これらの試験片を真空中で 1100°C、30 min 加熱後水冷して溶体化処理を行なった後、光学顕微鏡およびX線回折によりオーステナイト単相であることを確認した。(a)の試験片は表面層を軽く電解研磨した後引張り試験に供した。また(b)の試験片は、透過電子顕微鏡によつてクラック近傍組織を直接観察する目的から、試料中央部にジェット式研磨(1:4 過塩素酸アルコール)によつて凹みをつけた後、仕上げ研磨(30°C、6:4 リン酸硫酸、電流密度 1.5A/cm²)によつて直径約 50μm の丸穴を開けた。

水素添加は 5mg/l の亜硫酸ナトリウムを加えた 1 規定硫酸溶液中で陰極電解法により行ない、吸蔵水素量の測定は電解電流密度 3mA/cm² で電解時間を変えた試料について水素ガスクロマトグラフ法により行なつた。なお、水素添加終了から分析開始までの所要時間は約 5 min であつた。吸蔵水素量は両鋼ともに電解時間とともに直線的に増加し、1 h の水素チャージで約 50ppm の水素が吸蔵される。以下の実験では、吸蔵水素量を一定

にする目的から 10 min 間のプレチャージの後に引張り試験に供した。

引張り試験は、インストロン型引張り試験機を用い、室温で電解電流密度 0~30mA/cm² で水素添加させながら行なつた。この場合、試験片の平行部以外には水素侵入しないように絶縁塗料を塗装した。

クラック伝播長さは、切欠試験片の前面に設置した 40 μm の目盛り付対物レンズを取り付けた顕微鏡により読み取つた。クラック近傍の組織観察は、光学顕微鏡、JEM 200 B および JEM 1000 超高圧電子顕微鏡で行ない、また破断後の破面組織は JSM 35 型走査電子顕微鏡で観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 平滑材の応力-歪曲線におよぼす水素の影響

Fig. 2 (a) は SUS 304H 鋼の平滑材を電解電流密度 0~30mA/cm² で水素添加しながら歪速度 $1.7 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ で引張り変形した時の応力-歪曲線を示す。電解電流密度の増大に伴い、引張り破断強さおよび伸びの著しい低下が認められる。また、水素無添加材および 0.3

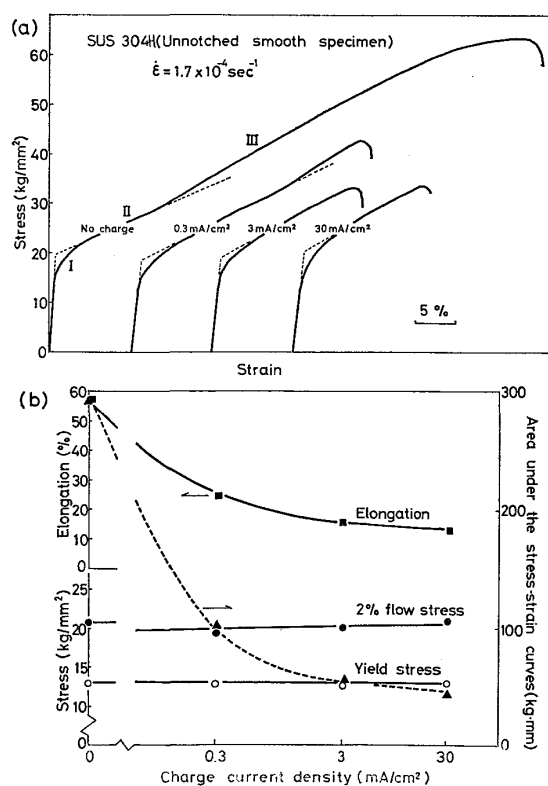


Fig. 2. (a) Tensile stress-strain curves of SUS 304H unnotched smooth steel deformed at various current densities. (b) The change of yield stress, 2% flow stress, elongation and area under the stress-strain curves with current density.

mA/cm^2 電解材では図に示すように加工硬化挙動の異なる3つのステージ (I, II, III) が存在するのにに対し, 3mA/cm^2 および 30mA/cm^2 電解材では第IIIステージは存在せず, 第IIステージで破断する. Fig. 2 (b) は, Fig. 2 (a) より平滑材における降伏応力, 2%塑性歪における流動応力, 破断伸びおよび応力-歪曲線で囲まれた面積から求めた破断までに費された仕事量を電解電流密度に対して再整理したものである. 降伏応力と2%塑性歪における流動応力は電流密度の変化にほとんど依存しないが, 破断伸びおよび破断までに費された仕事量は電流密度の増大に伴い著しく減少し, 吸蔵水素による顕著な脆化が認められる.

従来, 準安定オーステナイト系ステンレス鋼は変形によつて α' および ϵ マルテンサイトを歪誘起することが良く知られている¹⁴⁾が, これらの相変態は Fig. 2 に示す応力-歪挙動に大きな影響をおよぼすものと考えられる. たとえば, GUNTNER ら¹⁵⁾は, SUS 304 鋼の変形挙動に関する詳細な研究から, 生成 α' 相および ϵ 相の体積率の歪量依存性を明らかにし, 応力-歪曲線の3つのステージがこれらの歪誘起変態相の合成効果によることを示した. また, SUZUKI ら¹⁶⁾も, 磁化率の測定および透過電顕観察から, 第IIIステージの立ち上がりが α' 相の形成によることを指摘した. Fig. 3 は第IIIステージ開始点での歪量 (ϵ_α とする) を電解電流密度に対して整理した結果である. この図から, ϵ_α は電流密度の増大に伴い高歪側に移行することが判る. これは吸蔵水素により歪誘起 α' 変態が遅滞するためと考えられ, 水素が歪誘起 α' 変態に対し同じ侵入型元素である炭素と同様

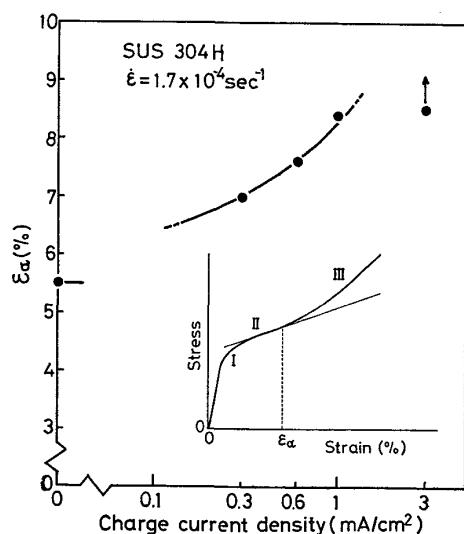


Fig. 3. The effect of current density on the transitional point from stage II to stage III for tensile stress-strain curves of SUS 304H unnotched smooth steel.

の効果を持つものと考えられる.

3.2 切欠材の荷重-伸び曲線とクラック伝播挙動におよぼす水素の影響

クラック伝播挙動に対する水素の効果をj知るために, 中心部に $50\mu\text{m}$ 穴を開けた切欠試料を用いて引張試験を行なった. その結果, 切欠材の荷重-伸び曲線の電解電流密度による変化は Fig. 2 に示した平滑材の応力-歪曲線における変化と同様な傾向を示した. すなわち, クラック発生時の荷重および2%伸びでの荷重は電流密度の変化にほとんど依存しないが, 破断時の伸びおよび荷重-伸び曲線で囲まれた面積は電流密度の増大により著しく減少する. このことは, クラック発生に必要な応力は水素量によりほとんど影響されないが, クラック開孔変位およびクラック伝播に必要な仕事量は水素量の増加に伴い減少することを意味している. なお, この仕事量には新しく自由表面を形成するに要する仕事量と塑性変形に要する仕事量が含まれるが, この大部分は後者により占められていると考えられる.

Fig. 4 は Fig. 2 と同一条件で SUS 304H 鋼の切欠材を引張り試験した時のクロスヘッドの変位とクラック長さとの関係を示す. 水素無添加材でのクラックの成長は初期の成長阻止段階, 安定成長段階, 不安定成長段階の3つに分けられる. 初期の領域は, 電解研磨による開孔の際に生じた穴の周囲の薄化域 (約 0.2mm) 内であるために, 板厚の増加によりクラック成長が遅くなつたものである. その後クラックは安定に成長するが, 約 0.4mm クラック長さ以上で不安定成長し, 破断する. 水素添加のための電解電流密度の増加は, とくにクラックの安定成長段階の割合を減少させて, 破壊時のクロスヘッドの変位を著しく減少させる. また, 安定成長段階における傾斜はクラックの伝播速度に対応するが, この速度は電流密度の増大とともに速くなる. 以上の結果か

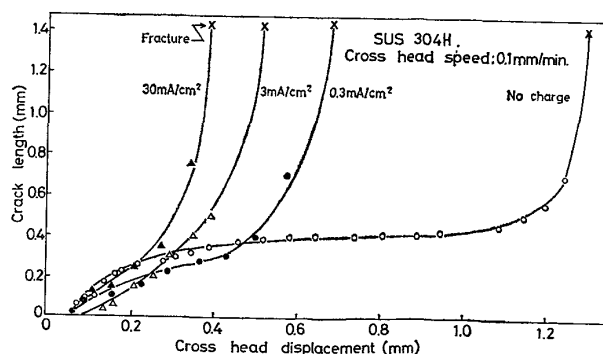


Fig. 4. Relation between cross head displacement and tensile crack length of SUS 304H notched steel deformed at various current densities.

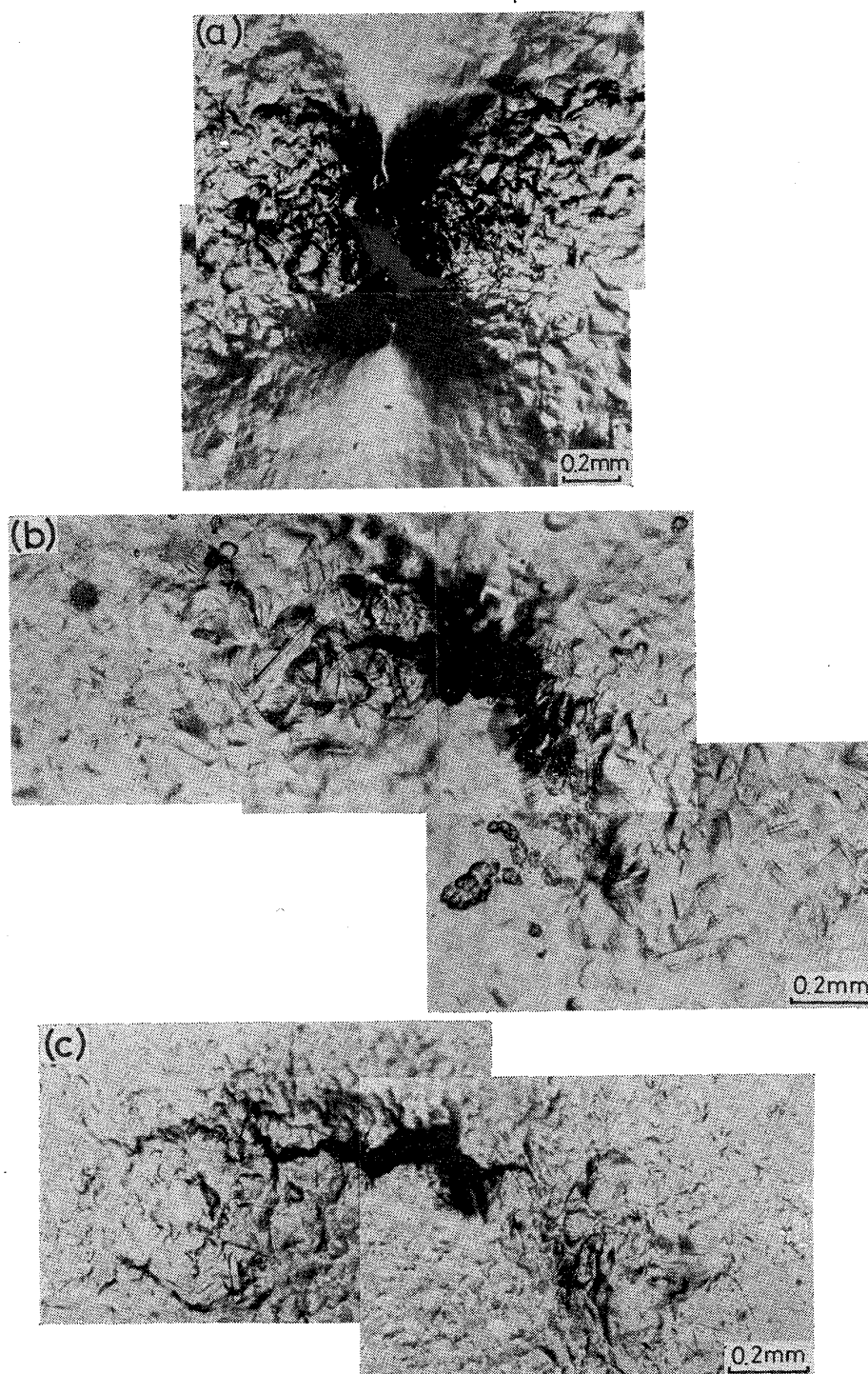


Photo. 1. Optical micrographs showing the structure around the tip of a tensile crack formed in SUS 304H notched steel.

(a) no charge, (b) $0.3\text{mA}/\text{cm}^2$, (c) $3\text{mA}/\text{cm}^2$.

ら吸蔵水素の増加は鋭いクラックを急速に進展させる効果を有していると結論される。

3.3 クラック近傍組織におよぼす水素の影響

Photo. 1 はクラック近傍の光学顕微鏡組織の電解電流密度による変化を示す。電流密度の増大に伴い、クラック先端の塑性域は減少し、クラックの開孔が小さくなり、

鋭いクラックが伝播するようになる。これは組織学的に Fig. 4 の結果を支持するものであるが、このクラック伝播形態の変化をさらに詳細に検討するため、微視的観点からこのクラック近傍を透過観察した。Photo. 2 は SUS 304H 鋼のクラック近傍の転位組織におよぼす水素の影響を調べるため、(a) は水素無添加状態、(b) は

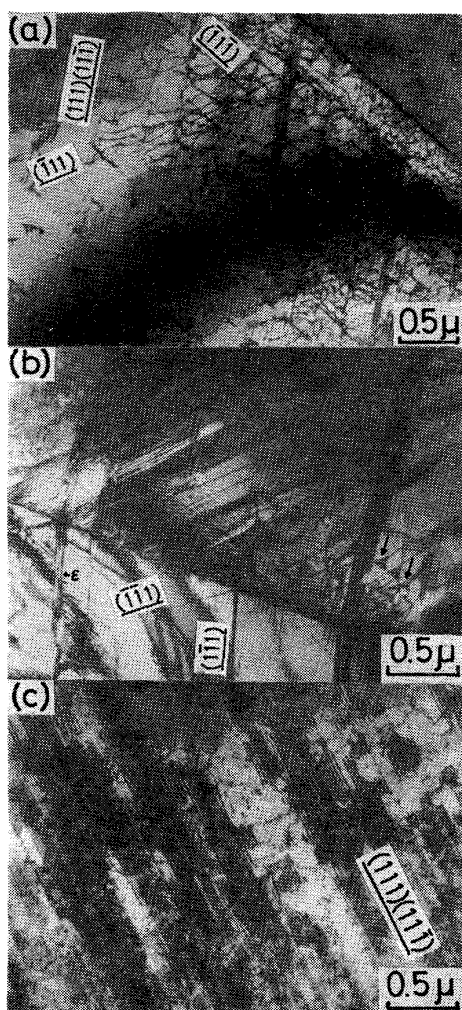


Photo. 2. Transmission electron micrographs showing the structure near a tensile crack edge in SUS 304H notched steel. (a) no charge, (b) $3\text{mA}/\text{cm}^2$, (c) $100\text{mA}/\text{cm}^2$.

電解電流密度 $3\text{mA}/\text{cm}^2$, (c) は水素の影響をより顕著に見るため電流密度 $100\text{mA}/\text{cm}^2$ で水素添加させながら $0.1\text{mm}/\text{min}$ の速度で引張り変形した時のクラック近傍の透過電顕組織を示す。(a) では $\{111\}_\gamma$ トレース方向に沿う転位および積層欠陥が観察され、さらに粒界近傍には集積転位群が認められる。これに対し水素添加を行なうと、(b) に示すように多数の積層欠陥および転位のほかにオーステナイトの $\{111\}$ 面上に生成した ϵ 相が認められる。また、矢印で示すような拡張した転位節の観察頻度が増してくる。さらに水素量を増大させると、(c) に示すような高密度の積層欠陥が全面に観察される。ところで、Photo. 2 (b) に見られる拡張した転位節の曲率半径より求めた¹⁷⁾積層欠陥エネルギーは約 $12\text{erg}/\text{cm}^2$ であつた。これは水素無添加 18Cr-8Ni オーステナイトステンレス鋼の積層欠陥エネルギー $15\text{erg}/\text{cm}^2$ ¹⁸⁾

より低く、水素を添加することによりオーステナイト系ステンレス鋼の積層欠陥エネルギーは低くなると結論しえる。これは、水素吸蔵したオーステナイト相の積層欠陥エネルギーの低下をX線回折法により指摘した Holzworth ら⁵⁾の結果と一致している。次に、水素添加によるこれらの組織変化に伴つてクラック伝播経路がどのように変化するかを調べた。

水素無添加状態で $0.1\text{mm}/\text{min}$ の速度にて引張り変形した SUS 304H 鋼のクラック端近傍の組織観察を行なつた結果、クラックは常に歪誘起 α' 相と ϵ 相の混合相中を複雑な鋸歯状経路で伝播していた。そこで、水素無添加状態におけるクラック伝播経路とクラック近傍に生成する歪誘起 α' 相および ϵ 相との相互関係を明らかにするため、クラック近傍の α' 相および ϵ 相の生成領域を暗視野法により観察した。その結果の一例をPhoto. 3 に示す。(a) はクラック近傍の明視野像を、(d), (e) はクラック近傍領域からの電子線回折像および解析結果を示す。(b) は(d)における $1\bar{1}.0$ 回折斑点より得た ϵ 相の暗視野像であり、(c) は(d)の 200 回折斑点より得た α' 相の暗視野像である。(b), (c) より ϵ 相の生成方向はクラック伝播方向と一致しているのに対し、 α' 相は ϵ 相中に混在した形で生成しており、クラック伝播方向とは何らの関連性も認められない。以上の結果から、クラックの伝播は ϵ 相に沿う傾向が見られ、 α' 相内のクラック伝播は ϵ 相域に比べ困難であると考えられる。

Photo. 4 は $3\text{mA}/\text{cm}^2$ の電解電流密度で $0.1\text{mm}/\text{min}$ の速度で引張り変形した SUS 304H 鋼のクラック端近傍の透過電顕組織を示す。(a) は明視野像を、(b) は(a)のA領域から、(d) はB領域から得た電子線回折像を、(c) は(b)の、(e) は(d)の各回折像の解析結果を示す。水素添加したSUS 304H鋼のクラック端近傍にも ϵ 相および α' 相の生成が認められるが、2相は混在していない。クラックは α' 相中では水素無添加材に比べると同様複雑な鋸歯状経路をとり、その伝播に大きなエネルギーを費していると考えられるが、 ϵ 相内においてはクラックは $\{111\}_\gamma$ 面に沿つて直線的に伝播し、 α' 相内と比較して伝播は容易であることを示している。これらの組織変化におよぼす水素量の影響を調べるために、さらに高密度の $100\text{mA}/\text{cm}^2$ で水素添加させながら引張り変形した時のクラック端近傍組織についても観察を行なつた。その結果、水素量が増大すると、クラック端近傍における α' 相の形成割合は Photo. 4 に見られたよりも著しく減少し、クラックは ϵ 相に沿う $\{111\}_\gamma$ 面上のみを直線的に伝播するようになる。

以上の透過電顕観察結果より、水素添加条件下で伝播

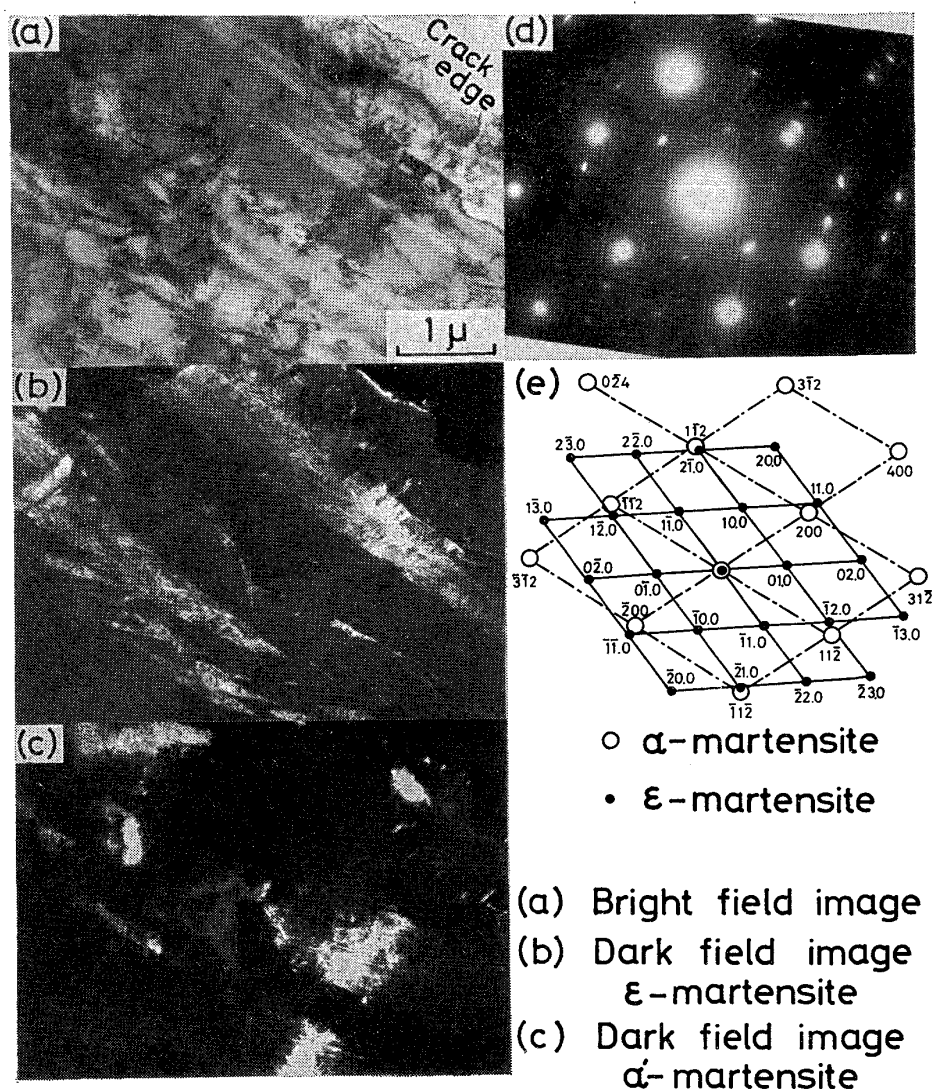


Photo. 3. Transmission electron micrographs showing the structure near a tensile crack edge in SUS 304H notched steel. (a) bright field image, (b) dark field image taken from the $1\bar{1}.0$ reflection spot of ϵ martensite, (c) dark field image taken from the 200 reflection spot of α' martensite, (d) selected area diffraction pattern, and (e) its schematic key diagram.

したクラック端近傍では ϵ 相および積層欠陥の密度が増大し、 α' 相の観察頻度が減少すること、またクラックの大部分は ϵ 相界面および積層欠陥に沿って伝播することを明らかにした。とくにこのような切欠材における切欠先端の応力集中部分には地相中と比較して5～6倍の水素が凝集することが報告されており¹⁹⁾、水素による積層欠陥エネルギーの低下および ϵ 相界面の脆化は平滑材に比べてより顕著におこるものと考えられる。また破断後の破面組織は、水素無添加材では100%近く断面収縮ディンプル形状を示すのに対し、水素添加材ではPhoto. 5に示すような2次割れ(矢印)を伴う脆性亀裂の様相を呈する。これらの2次割れは歪誘起 ϵ マルテンサイト界面に沿って生成しているものと考えられる。

3.4 水素脆化挙動におよぼすオーステナイト安定化の影響

オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆性亀裂の要因として、歪誘起 α' 相の役割を強調した報告がある²⁰⁾。しかし、本実験ではむしろクラック先端に生成する ϵ 相が脆性亀裂に大きく寄与すると考えられる結果が得られた。そこで本節では、 α' 相を生成しないと考えられる安定オーステナイト系ステンレス鋼(SUS 310)の水素添加に伴う脆性亀裂因子について検討する。

吸蔵水素量は SUS 304H 鋼とほとんど差はなく、電解電流密度 $3\text{mA}/\text{cm}^2$ で水素添加した場合、60 min で約 50ppm の水素が吸蔵される。Fig. 5(a) は、SUS 310 鋼の平滑材を $0\sim 30\text{mA}/\text{cm}^2$ の電解電流密度で水

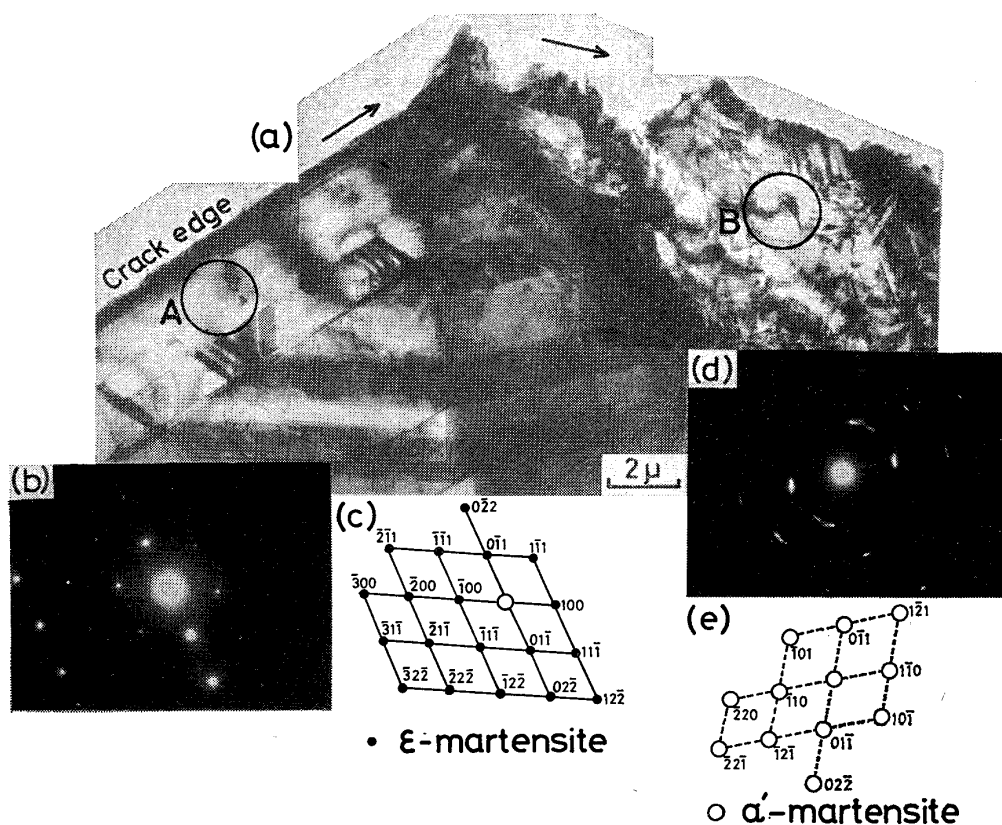


Photo. 4. Transmission electron micrograph (a) showing the structure near a tensile crack edge in SUS 304H notched steel deformed at the current density of $3\text{mA}/\text{cm}^2$, diffraction patterns (b) and (d) taken from the regions marked A and B, in (a) respectively, and their schematic key diagrams (c) and (e).

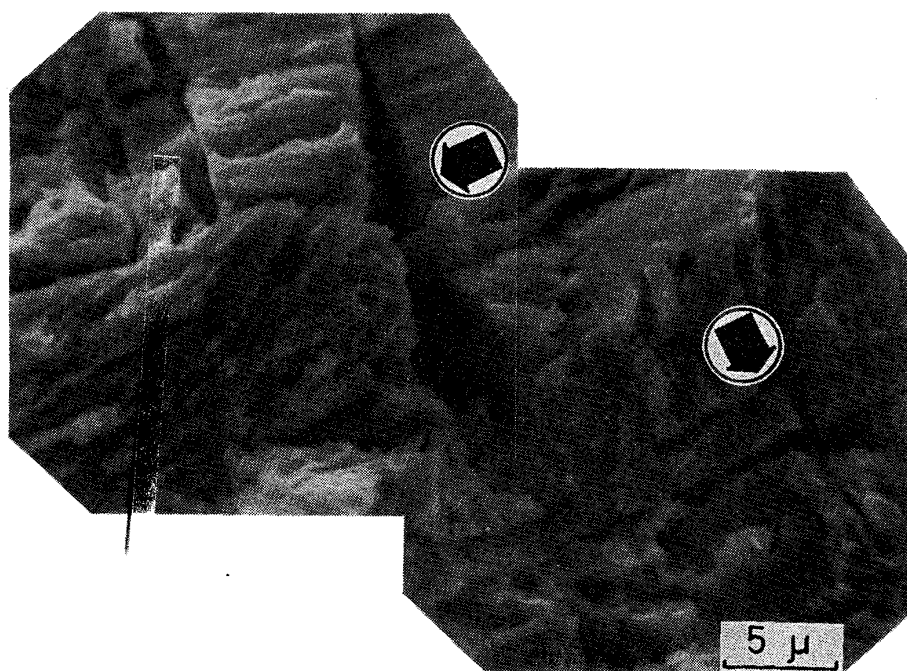


Photo. 5. Scanning electron micrograph showing the tensile fracture appearance of SUS 304H notched steel deformed at the current density of $3\text{mA}/\text{cm}^2$. Arrows in this micrograph show secondary cracking.

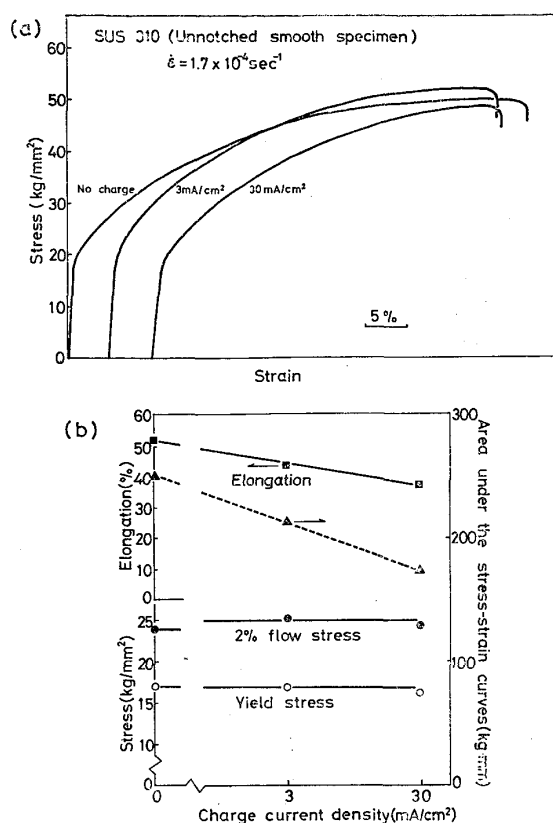


Fig. 5. (a) Tensile stress-strain curves of SUS 310 unnotched smooth steel deformed at various current densities. (b) The change of yield stress, 2% flow stress, elongation and area under the stress-strain curves with current density.

素添加しながら、至速度 $1.7 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ で引張り変形した時の応力-歪曲線を示す。この鋼では α' 相が歪誘起されないため、SUS 304H 鋼の応力-歪曲線に見られたような3つのステージは観察されず、高歪域での加工硬化率は SUS 304H 鋼に比べて小さい。Fig. 5(b) は Fig. 5(a) の応力-歪曲線から降伏応力、2%塑性ひずみにおける流動応力、破断伸びおよび破断までに要した仕事量を電解電流密度に対して再整理した結果を示す。SUS 304H 鋼の場合 (Fig. 2) と同様、降伏応力および2%塑性ひずみにおける流動応力は電流密度が増大してもほとんど変化しない。しかし、破断伸びおよび破断に要した仕事量は、SUS 304H 鋼で見られるほど顕著でないが、明らかに減少し、SUS 310 鋼でも WHITEMAN らが指摘したように²¹⁾²²⁾ 水素による脆化が認められる。

次に、水素添加に伴うクラック近傍の組織変化について調べた。Photo. 6 は SUS 310 鋼のクラック先端におけるひき挙動の電解電流密度による変化を示す光学顕微鏡写真である。(a) は No charge, (b) は 3 mA/cm^2 ,

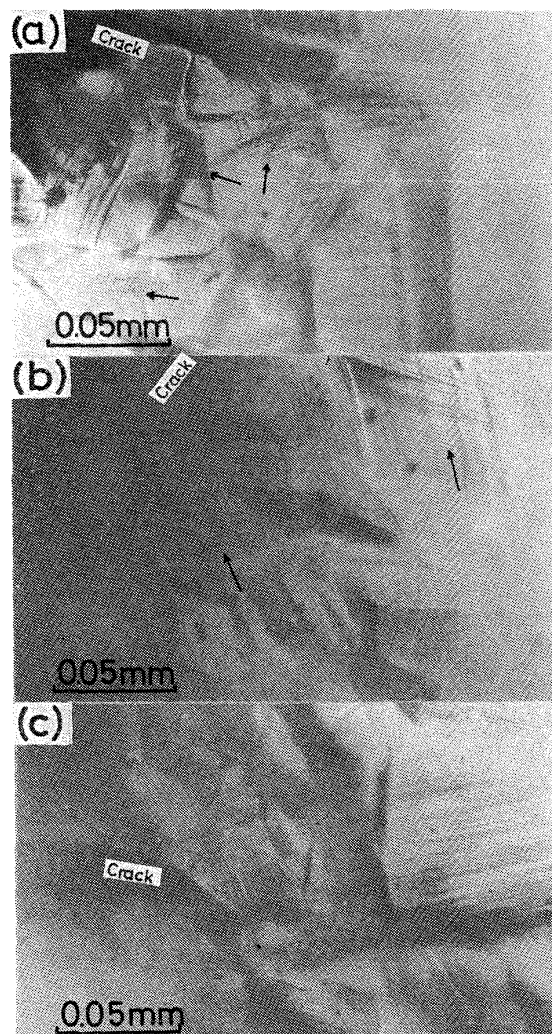


Photo. 6. Optical micrographs showing the structure around the tip of a tensile crack formed in SUS 310 notched steel. (a) no charge, (b) 3 mA/cm^2 , (c) 30 mA/cm^2 .

(c) は 30 mA/cm^2 の電流密度で水素添加させながら 0.1 mm/min の速度で引張り変形した時のクラック先端組織を示す。水素無添加材のクラック先端では(a)中の矢印で示すように多くのひき系が働き、交叉ひきが頻繁に生じたことを示している。しかし、電解電流密度の増大に伴い、クラック先端の塑性域が減少するとともに活動ひき系の数および交叉ひきの頻度は減少し、クラック先端での塑性変形が困難になるものと考えられる。この変形挙動の水素濃度依存性を超高压電子顕微鏡によりさらに微視的に調べた結果を Photo. 7 に示す。(a)は無荷重状態で、電解電流密度 3 mA/cm^2 で 10 min 間水素添加した時の転位組織を示すが、この程度の水素添加のみでは組織変化は見られない。(b)は水素無添加状態で、 0.1 mm/min の速度で引張り変形したクラック端近傍の転位組織を示す。クラック端近傍においても多数

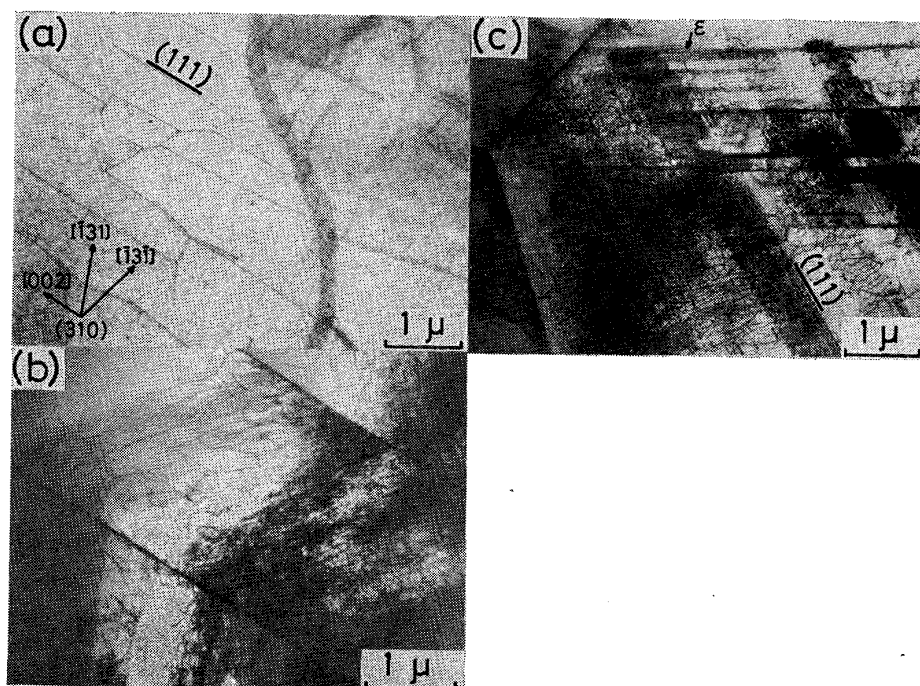


Photo. 7. Transmission electron micrographs showing the structure near a tensile crack edge in SUS 310 notched specimen. (a) current density; 3mA/cm², no load, (b) no charge, cross head speed; 0.1 mm/min, (c) 3mA/cm², 0.1 mm/min.

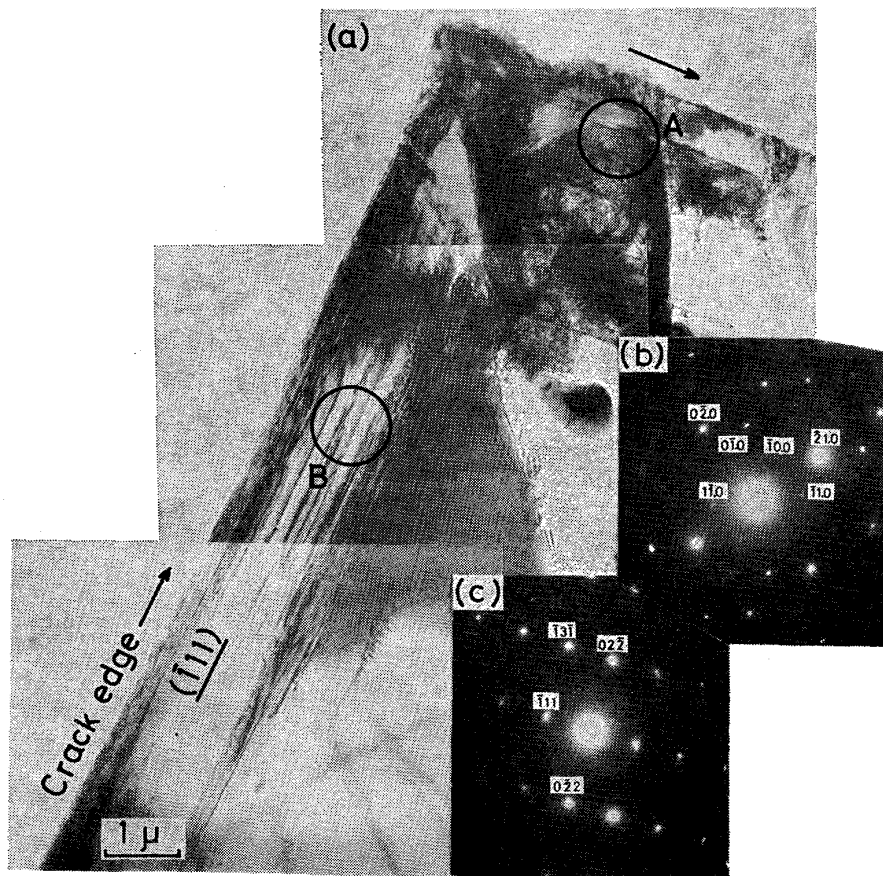


Photo. 8. Transmission electron micrograph (a) showing the structure near a tensile crack edge in SUS 310 notched steel deformed at the current density of 3mA/cm², and diffraction patterns (b) and (c) taken from the regions marked A and B in (a), respectively.

の迂り転位およびタンゲルした転位群が見られるが、積層欠陥および ϵ 相の観察頻度は極めて少なく、また α' 相の形成は全く認められない。しかし、水素添加を行ないながら引張り変形した組織には明瞭な変化が生ずる。その一例を(c)に示す。(111) r 面上に生成した高密度の集積転位および積層欠陥のほかに ϵ 相の形成が認められる。

Photo. 8 は同じく $3\text{mA}/\text{cm}^2$ で水素添加させながら $0.1\text{mm}/\text{min}$ の速度で引張り変形した時のクラック端を超高圧電顕で透過観察したものである。(a)は明視野像を、(b)は(a)のA領域から、(c)はB領域から得た電子回折像をそれぞれ示している。B領域はもとのオーステナイト相のままであるが、A領域は ϵ 相に変態している。クラックは、SUS 304H 鋼で示した結果と同様、オーステナイトの迂り面である $\{111\}$ 面および ϵ 相界面に沿って伝播しており、これらの面が SUS 310 鋼においても水素脆性クラックの主要な伝播経路であることを示している。以上の組織観察結果より SUS 310 鋼においても水素がオーステナイト相の積層欠陥エネルギーを低下させ、転位の交叉迂りを困難にするとともに積層欠陥および ϵ 相の形成頻度を高めることが水素脆化の要因と考えられる。

4. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼の破壊挙動におよぼす水素の影響を解明するため、水素添加を行ないながら引張り変形した SUS 304H および SUS 310 鋼の変形、破壊挙動およびクラック近傍組織を光学顕微鏡、透過電子顕微鏡および走査電子顕微鏡などによつて観察し、微視的な組織学的観点からオーステナイト系ステンレス鋼の水素脆性亀裂について検討し、次のような結論を得た。

(1) 水素添加により、平滑材の降伏応力および2%塑性ひずみにおける流動応力はほとんど変化しないが、破断伸びおよび破断までに要する仕事量は著しく減少する。

(2) 切欠材におけるクラック発生時の荷重は水素添加を行なつてもほとんど変化しないが、クラック開孔による伸びおよびクラック伝播に要する仕事量は著しく減少する。

(3) 準安定オーステナイト系ステンレス鋼において固溶水素は歪誘起 α' マルテンサイト変態を遅滞させるとともに積層欠陥エネルギーを低下させ、歪誘起 ϵ マルテンサイト変態を促進する。

(4) オーステナイトと ϵ マルテンサイトの界面は水素脆化割れの有効な伝播経路となるが、歪誘起 α' マル

テンサイトは水素脆性亀裂に大きな影響をおよぼさないものと考えられる。

最後に水素分析をして下さいました東北大学金属材料研究所共通分析室の細谷稔氏に厚く感謝申し上げます。

文 献

- 1) たとえば R. M. VENNETT and G. S. ANSELL: Trans. ASM, 60(1967), p. 242
- 2) 長谷川正義, 野村茂雄: 鉄と鋼, 62(1973), p. 1961, 日本金属学会会報, 15(1976), p. 563
- 3) たとえば, D. A. VAUGHAN, D. I. PHALEN, C. L. PETERSON, and W. K. BOYD: Corrosion, 19(1963), p. 315t
- 4) 応力腐食割れ特集: 日本金属学会会報, 8(1969), p. 708~727
- 5) M. L. HOLZWORTH and M. R. LOUTHAN, Jr.: Corrosion, 27(1968), p. 110
- 6) 蒲池一義, 宮田節男, 衛藤正美: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 824
- 7) H. OKADA, Y. HOSOI, and S. ABE: Corrosion, 26(1970), p. 183
- 8) 大谷南海男, 浅野 滋, 藤嶋芳雄, 山根義和: 日本金属学会誌, 37(1973), p. 746
- 9) 蒲池一義, 浜本 栄: ibid., 37(1973), p. 1261
- 10) 蒲池一義, 峠 睦, 岩本正昭: 日本金属学会第78回講演概要集, (1976), p. 125
- 11) R. B. BENSON, Jr., R. K. DANN, and L. W. ROBERTS, Jr.: Trans. AIME, 242(1968), p. 2199
- 12) R. LAGNEBORG: JISI, 207(1969), p. 363
- 13) M. R. LOUTHAN, Jr., J. A. DONOVAN, and D. E. RAWL, Jr.: Corrosion, 29(1973), p. 108
- 14) たとえば, 西山善次, 清水謙一, 盛川士郎: 日本金属学会誌, 27(1963), p. 497
- 15) C. J. GUNTNER and R. P. REED: Trans. ASM, 55(1962), p. 399
- 16) T. SUZULI, H. KOJIMA, K. SUZUKI, T. HASHIMOTO, S. KOIKE, and M. ICHIHARA: Scripta Met., 10(1976), p. 353
- 17) M. J. WHELAN: Proc. Roy. Soc., A-249(1959), p. 114
- 18) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, (1969), p. 11 [日刊工業新聞社]
- 19) S. OCHIALI, S. YOSHINAGA, and Y. KIKUTA: Trans. ISI, 15(1975), p. 503
- 20) たとえば, S. S. BIRLEY and D. TROMANS: Corrosion, 63(1971), p. 27
- 21) M. B. WHITEMAN and A. R. TROIANO: ibid., 21(1965), p. 53
- 22) M. L. HOLZWORTH: ibid., 25(1969), p. 107