走査電子顕微鏡によるオーステナイトステンレス鋼の 応力腐食割れ破面観察*

岡 田 秀 彌** 細 井 祐 三**
阿 部 征三郎** 山 本 州 一**

Hideya Okada, Yuzo Hosoi, Seizaburo Abe and Shuichi Yamamoto : Scanning Electron Microscopic Observation of Fracture Surfaces of Austenitic Stainless Steels in Stress Corrosion Cracking. The fracture mode of several austenitic stainless steels in stress corrosion cracking in MgCl_2 aqueous solution was investigated fractographically by scanning electron microscopy. Effects of alloying elements, testing temperature, anodic and cathodic polarization, and passivator on the fracture mode were determined. With the exception of the alloys containing Mo, transgranular fracture was observed in stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in MgCl_2 aqueous solution boiling at 143°C . Transgranular fracture was characterized by a fine parallel pleat pattern. This pattern seemed to be traces of dissolution of the metals. Intergranular stress corrosion cracking occurred in Type-316 stainless steel and 16Cr-15Ni-2~4Mo steels. This type of fracture was also observed in Type-304 stainless steel fractured under the following conditions; testing temperatures lower than 125°C , cathodic polarization, and addition of NaNO_3 . The transgranular fracture surface was found to be parallel to $\{111\}$ planes.

(Received August 31, 1972)

I. 緒 言

II. 実 験 方 法

破面観察は、材料の割れ機構を検討する上で有力な手段であり、オーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れにも適用され、種々検討が行なわれている^{(1)~(6)}。 MgCl_2 中の応力腐食割れに関しては、最近 Harston と Scully⁽⁵⁾が 304 ステンレス鋼を中心に、走査電子顕微鏡を用いて割れ破面の観察を行ない、割れ破面形態は材料の積層欠陥エネルギーとあまり関係のないことを論じている。また著者等⁽⁶⁾はオーステナイトステンレス鋼中に Mo が含有されると、通常粒内割れであると考えられている 42% MgCl_2 沸騰液中においても粒界割れが現われ易くなることを走査電子顕微鏡による破面観察より見出し、その概要を報告した。しかしながらオーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れ破面形態に影響を及ぼす諸因子については充分明らかにされていない。

本研究では主として MgCl_2 中におけるオーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れについて、その破面形態におよぼす合金元素、陰陽両分極および温度の影響等について検討を行ない、更に割れ機構について考察を加えた。

1. 試料の調整

用いた試料の化学成分を Table 1 に示す。304, 310, 316 ステンレス鋼は厚さ約 1 mm の市販の薄板を用いた。その他の試料は、高周波真空溶解炉を用い実験室的に溶製した。次いで熱延、冷延により約 1 mm 厚の薄板とし、試験片を機械切削した。各試験片は何れも 1100°C 60 min の溶体化熱処理を施し水冷した。試験片の寸法は平行部の長さ 20 mm, 同幅 6 mm のものを用いた。

2. 応力腐食割れ試験方法

応力腐食割れ試験液は 143°C 沸騰 MgCl_2 を主として用いた他、温度の影響を検討するために 125°C および 115°C 沸騰 MgCl_2 , また 90, 50, 25°C の飽和 CaCl_2 溶液を用いた。試験機は定荷重引張り式のもので、チャックの部分は腐食セルの外にあり、腐食液には試験片のみ浸すように工夫した。詳細は前報⁽⁷⁾に示す。

3. 破 面 観 察

応力腐食割れ試片は破断後直ちに腐食液より取り出し水洗乾燥後、破面観察を走査型電子顕微鏡により行なった。

* 新日本製鉄株式会社基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., Kawasaki)

** 1969 年 10 月第 16 回および 1971 年 8 月第 18 回腐食防食討論会に発表

- (1) N.A. Nielsen : *Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture*, AIME, (1959), 121.
- (2) R.E. Reed and H.W. Paxton : *First Int. Cong. Met. Corr.*, London, (1961), 301.
- (3) H.L. Logan, M.J. McBee and D.J. Kahan : *Corr. Sci.*, 5 (1965), 729.

- (4) J.D. Harston and J.C. Scully : *Corrosion*, 25 (1969), 493.

- (5) J.D. Harston and J.C. Scully : *ibid.*, 26 (1970), 387.

- (6) H. Okada, Y. Hosoi and S. Abe : *ibid.*, 27 (1971), 424.

- (7) 岡田秀弥, 細井裕三, 阿部征三郎 : 金属学会誌, 36 (1972), 464.

Table 1 Chemical composition of alloys (wt%)

Alloy	Cr	Ni	C	Si	Mn	P	S	Mo
304	18.35	9.2	0.076	0.85	1.15	0.020	0.012	—
310	24.93	20.63	0.120	0.60	1.60	0.024	0.013	—
316	17.22	13.27	0.062	0.76	1.75	0.030	0.008	2.37
20 Cr-20 Ni	19.23	19.78	0.002	<0.01	<0.01	0.005	0.006	—
20 Cr-20 Ni-0.3P	19.50	20.30	0.017	<0.02	0.01	0.317	0.008	—
16 Cr-15 Ni-1 Mo	15.87	14.8	0.016	<0.05	<0.02	0.005	0.008	1.00
16 Cr-15 Ni-2 Mo	16.11	14.6	0.001	<0.05	<0.02	0.004	0.009	2.01
16 Cr-15 Ni-4 Mo	15.78	15.0	0.002	<0.05	<0.02	0.006	0.010	4.34
16 Cr-15 Ni-2 Mo-3 Si	15.74	14.8	0.043	3.67	0.55	0.007	0.007	2.48

4. 分極下の実験

陰分極および陽分極の割れ形態に及ぼす影響を検討するために、ポテンショスタットを用い SCE を照合電極として定電位的に陰分極あるいは陽分極し、その効果を検討した。

III. 実 験 結 果

1. 応力腐食割れ破面の一般的特徴

143°C 沸騰 MgCl_2 中で負荷応力 17 kg/mm² をかけた場合、破断した 304 ステンレス鋼の破面を **Photo.1** に示す。Photo.1(a)は試験片破断面の全貌を示したもので、写真に見るように破断面は三つの部分より成っている。即ち両外側の応力腐食部と中央の機械的破断面より成っている。Photo.1(b)は応力腐食割れ部の微細組織、Photo.1(c)は機械的破断面の微細組織を示す。応力腐食割れ部の破断形態は粒内割れであり、当然のことながら従来の光学顕微鏡による観察結果と一致している。この割れ組織の特徴は平行なひだ状模様(流れ模様と呼ぶことにする)が多く見られることである。この流れ模様は平行な結晶面が腐食され割れが進行した跡と思われる。Scully 等⁽⁴⁾はこの模様を corrosion tunnel⁽⁸⁾の跡であると述べ、“fan-shaped racture”⁽⁵⁾と呼んでいる。破断面中央部の機械的破断面

は dimple が現われ典型的な延性破面を示している。

2. 破面形態に及ぼす成分元素の影響

上述したように 143°C 沸騰 MgCl_2 中において応力腐食割れした 304 ステンレス鋼の応力腐食割れ破面は流れ模様を示す粒内割れ破面である。304 鋼より高 Cr、高 Ni の 310 ステンレス鋼においても同様の応力腐食割れ破面が観察される (**Photo.2**)。

また P を添加して応力腐食割れ感受性を増した 20 Cr-20 Ni-0.3 P においても、**Photo.3** に示すように流れ模様をもつ粒内割れが観察される。

しかしながら 316 ステンレス鋼においては **Photo.4** に見るように粒内割れにひきつづき粒界割れが発生する。即ち 316 ステンレス鋼の応力腐食割れは、割れの初期においては粒内割れをおこし次いで粒界割れに転じ、最後に機械的延性破断をおこすことを示している。

316 ステンレス鋼の成分の特徴は Mo を含有していることである。それゆえ粒界割れをおこす原因は Mo 含有にあると考え、オーステナイト組成の単純系 16 Cr-15 Ni に 1~4% の Mo を添加し、その破断形態に及ぼす影響を検討した。

Photo.5 にその結果を示すように、1% Mo 添加鋼の場合

Photo.1 Fractograph of type 304 stainless steel fractured in MgCl_2 boiling at 143°C. Applied stress; 17 kg/mm²

(a) General appearance of fracture surface ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

SC : region fractured by stress corrosion cracking

FM : region fractured mechanically

(b) Region fractured by stress corrosion cracking ($\times 1000 \times \frac{1}{2}$)

(c) Region fractured mechanically ($\times 3000 \times \frac{1}{2}$)

合(Photo.5(a))には応力腐食割れ破面はすべて粒内割れであるが、2%(Photo.5(b)), 4% Mo(Photo.5(c)) の場合には

Photo.2 Fractograph of type 310 stainless steel fractured in MgCl_2 boiling at 143°C . Applied stress; 30 kg/mm^2 ($\times 1000 \times \frac{2}{3}$)

Photo.3 Fractograph of 20Cr-20Ni-0.3P steel fractured in MgCl_2 boiling at 143°C . Applied stress; 27 kg/mm^2 ($\times 1000 \times \frac{2}{3}$)

粒界割れが現われ、しかも Mo 量の増加とともに粒界割れの割合が増加する。このように粒界割れをおこすのは Mo の影響によると思われる。

粒界割れをおこす 16Cr-15Ni-2.4Mo に Si を添加すると粒界割れが減少する。Photo.6 はその一例で 3.6% Si を含む場合であり、ほとんど粒界割れが観察されない。

3. 破断形態に及ぼす試験温度の効果

破断形態は試験温度によっても変化する。 MgCl_2 の濃度を変えて沸騰温度を 125°C あるいは 115°C に調節して、304 ステンレス鋼を試験、破断した結果を Photo.7 に示す。これらの写真から明らかなように 125°C では一部粒界割れが現われ、 115°C では大部分が粒界割れとなる。

飽和 CaCl_2 を用い 90, 50, 25°C においてそれぞれ 304 ステンレス鋼の応力腐食割れを行なった場合にも、 MgCl_2 の場合と同様、試験温度の低下につれて粒界割れが多くなる傾向が見られた。

Photo.4 Fractograph of type 316 stainless steel illustrating transgranular fracture followed by intergranular fracture in MgCl_2 boiling at 143°C . Applied stress; 25 kg/mm^2 ($\times 300 \times \frac{2}{3}$)

Photo.5 Effect of Mo content on the fracture mode of 16Cr-15Ni steel. These fractographs indicate that the region of intergranular fracture increases with increasing Mo content. Applied stress; 25 kg/mm^2 ($\times 300 \times \frac{1}{2}$)
(a) 1% Mo, (b) 2% Mo, (c) 4% Mo

Photo.6 Fractograph of 16Cr-15Ni-2.4Mo-3.6Si steel fractured in MgCl_2 boiling at 143 °C. It shows disappearance of intergranular fracture mode due to the addition of Si. Applied stress; 25 kg/mm² ($\times 100 \times \frac{2}{3}$)

Photo.7 Effect of testing temperature on the fracture mode of type 304 stainless steel. These fractographs illustrate that the region of intergranular fracture increases with lowering testing temperature. Applied stress; 30 kg/mm² ($\times 300 \times \frac{2}{3}$)
(a) 125°C, (b) 115°C

Photo.8 Fractograph of type 304 stainless steel fractured in a solution saturated with CaCl_2 at 50°C. Applied stress; 38 kg/mm² ($\times 300 \times \frac{2}{3}$)

Photo.8はその一例で 50°C の飽和 CaCl_2 水溶液中で破断した 304 ステンレス鋼の破面を示す。割れの初期においては粒内割れをおこしているが、大部分は粒界割れであることを明瞭に示している。

4. 破面形態におよぼす電位の影響

オーステナイトステンレス鋼の MgCl_2 中における応力腐食割れの破面形態はまた設定電位によっても著しく影響をうける。

周知のように陽分極により応力腐食割れは促進されるが、このような条件下では 316 ステンレス鋼においても粒界割れが観察されず粒内割れのみとなる。即ち、143°C 沸騰 MgCl_2 中において、316 ステンレス鋼の無負荷状態時の電位(浸漬電位)[†] -340 mV より貴な -300 mV に設定し、割れ試験を行なうと粒界割れは現われず粒内割れのみで破断するようになる(Photo.9(a))。これに対し、通常の状態では粒内割れで破断する 304 ステンレス鋼を、その浸漬電位 -350 mV より卑な -400 mV に設定して割れ試験を行なうと、Photo.9(b)に示すように粒界割れが現われてくる。-440 mV に設定した場合にはほとんど粒界割れで破断した。

以上のように粒内割れは少量のアノード電流を試片に与える即ち金属の溶出を促進する方向にもっていくと起りやすくなり、粒界割れは試片を陰極的にする即ち金属の溶出を抑制する方向にもっていくことにより起りやすくなる。

[†] 荷重を負荷すると割れの進行に伴い、アノード面積が常に変化しそれにつれて腐食電位も変化するもので、無負荷状態において定常状態になった場合の浸漬電位を規準にして、これより貴あるいは卑に定電位的に分極してその効果を検討した。

Photo.9 Effect of anodic or cathodic polarization on the fracture mode of austenitic stainless steel in MgCl_2 boiling at 143°C .

($\times 300 \times \frac{2}{3}$)

- (a) Fractograph of type 316 stainless steel fractured under anodic polarization (40 mV nobler than steady state) at an applied stress of 25 kg/mm^2
- (b) Fractograph of type 304 stainless steel fractured under cathodic polarization (50mV less noble than steady state) at an applied stress of 25 kg/mm^2

5. 破面形態におよぼす酸化剤添加の影響

MgCl_2 中に少量の NaNO_3 を添加すると、304 ステンレス鋼の割れ時間を著しく伸ばすことができる⁽⁷⁾⁽⁹⁾。このような場合の割れ破面を観察すると Photo.10 に示すように粒界割れが現われてくる。 NO_3^- は passivator⁽¹⁰⁾ として作用することが知られている。粒界割れは、このように酸化剤により試片表面に酸化皮膜を生成させやすくすると起りやすくなることがわかる。

(9) H.H.Uhlig and E.W.Cook, Jr. : J. Electrochem. Soc., **116**(1969), 173.

(10) 鈴木紹夫, 北村義治: 防食技術, **20**(1971), 165.

Photo.10 Effect of the addition of NaNO_3 (0.5%) to the MgCl_2 solution on the fracture mode of type 304 stainless steel in stress corrosion cracking at 143°C . Applied stress ; 25 kg/mm^2 ($\times 300 \times \frac{2}{3}$)

6. 水素電解充填による割れ破面

オーステナイトステンレス鋼に多量の水素を電解的にチャージすると極く表面に多数の微細な割れを発生する⁽¹¹⁾。このようにして発生した割れの破面の特徴を、応力腐食割れ破面と比較検討するために、20Cr-20Ni 鋼に 40 kg/mm^2 の定荷重下で 5% H_2SO_4 中 1200 mA/cm^2 の陰極電流を流すという苛酷な条件下で、破断せしめた試料の破面観察を行なった。

Photo.11 に示すように、水素割れ破面は微細な割れが多く発生し、凹凸も激しく、応力腐食割れ破面とかなりその様相を異にしている。

Photo.11 Fractograph of 20Cr-20Ni steel fractured by cathodic charge with hydrogen in 5% H_2SO_4 solution at 1200 mA/cm^2 . Applied stress ; 40 kg/mm^2 ($\times 1000 \times \frac{2}{3}$)

(11) H.Okada, Y.Hosoi and S.Abe : Corrosion, **26**(1970), 183.

7. 破面の方位について

応力腐食割れの方位性を知ることは機構の解明上重要な示唆を与えるものであり、従来種々検討が行なわれているが、いずれも間接的な観察あるいは理論的考察にもとづく提案であり、直接的な実証は行なわれていない。本実験においては、破面観察に伴い、破面上に直接方位性ピットを生成せしめ、応力腐食割れの方位性を検討した。

143°C 沸騰 MgCl_2 中で応力腐食割れした 304 ステンレス鋼の破面に生成せしめた方位性ピットを Photo.12 に示す。方位性ピット生成のための腐食液は H_2O_2 30 mL, HCl 5~30 mL, および蟻酸 30 mL より成るもので、本腐食液により、Fig.1 に示すような $\{111\}$ 面の発達したファセットで囲まれたピットが生成することは別に確かめられている⁽¹²⁾。

Photo.12(a)は破面に生成したピットを走査電子顕微鏡により観察した結果の代表例を示したものであり、Photo.12(b)はその一部をレプリカにより電子顕微鏡観察し、ファセットの稜線を明瞭に示したものである。Fig.1 と対比

Photo.12 Etch pits formed on the fracture surface of type 304 stainless steel fractured in MgCl_2 boiling at 143°C. Applied stress; 25 kg/mm²

(a) Scanning electron micrograph ($\times 10000 \times 5/6$) and, (b) electron micrograph ($\times 10000 \times 2/3$) showing 111 facet pits

させれば容易にわかるように、破面の方位は $\{111\}$ 面とほぼ一致している。換言すればオーステナイトステンレス鋼の沸騰 MgCl_2 中における粒内割れは主として $\{111\}$ 面に沿っておくことがわかる。

Fig.1 Polyhedron consisting of $\{111\}$ and $\{100\}$ planes

IV. 考 察

オーステナイトステンレス鋼の MgCl_2 中における応力腐食割れは粒内割れであると従来考えられていた。しかしながら本実験で示したように、Mo を含む場合、試験温度が低い場合 (25~125°C)、陰分極した場合、および酸化剤を液中含む場合には粒界割れもおこすことがわかった。

以下本実験の結果を粒内割れと粒界割れに大別して考察する。

(1) 粒内割れ

MgCl_2 中でおこる粒内割れの特徴は、多くの平行なひだ状の模様、すなわち流れ模様にある。この流れ模様は平行な結晶面が優先的に腐食溶解した跡と考えられ、この腐食溶解による応力腐食が進行してある段階に達すると、試料は延性破断するに至る。

試料を陽分極せずに単に応力腐食割れさせた場合にはその一部に粒界破面を示す 316 ステンレス鋼においても、陽分極すると他の試料にみられるような粒内割れ流れ模様を (Photo.9(a)) 観察しうることと考え合せると、本実験で観測してきた粒内割れ流れ模様は腐食溶解による破断模様であると考えられる。

従来応力腐食の真因については種々唱えられているが⁽¹³⁾、本実験の結果によると、粒内割れを示す多くの試料の応力腐食の原因は腐食溶解によると考えることができる。

粒内割れの方位性に関しては、従来より $\{111\}$ 説^{(14)~(16)}、

- (13) R.M.Latanision and R.W.Staechele : *Proc. of Conf. Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, Ohio State Univ., (1967), 214.
- (14) K.W.Leu and J.M.Hella : *Corrosion*, **14** (1958), 249 t.
- (15) D.Truman and J.Nutting : *ibid.*, **21** (1965), 113 t.
- (16) H.W.Pickering and P.R.Swann : *ibid.*, **19** (1963), 373 t.

(110) (17) (18) 説, (100) 説⁽¹⁹⁾, 無方位説⁽²⁰⁾ などが出されており, 大谷等⁽²¹⁾ は割れの初期では (100), (111) 面に沿う割れが多く, 末期には (110), (100), (111) 面が混在すると報告している。しかしながら本実験の結果によると Photo. 12 に示すように, 割れ破面は {111} 面に沿うと見ることができる。{111} 面はオーステナイトステンレス鋼の滑り面であり, 陽分極によりこのような粒内割れが現われやすくなることを考えると, 割れ破面が {111} 面に沿うという事実は, 「粒内割れは材料が滑った部分が優先的に腐食溶解して進む」という前報⁽⁷⁾ に示した見解に対する強力な一つの証拠と考えることができる。

また水素チャージにより破断した破面は Photo. 11 にみるように凹凸が鋭く, 微細な割れが多く, 機械的にひき裂かれた様相を呈しており, 応力腐食割れによる粒内割れ破面とはかなり異なっており, 従来学界の一部においていわれている水素による応力腐食という考え方^{(22)~(24)} は粒内割れを示す試料については否定的といえる。

(2) 粒界割れ

143°C 沸騰塩化マグネシウム中で応力腐食割れした 316 ステンレス鋼, 20Cr-20Ni-2~4Mo 鋼および 25~125°C で応力腐食割れした 304 ステンレス鋼等に見られる粒界割れはきわめて特徴的な破断形態である。粒界割れの特徴を列記すると次の如くなる。

- (i) 含 Mo オーステナイトステンレス鋼でおこる。
- (ii) Mo を含まない 304 ステンレス鋼の場合でも, 試験温度が低い場合 (25~125°C) に発生する。しかも試験温度が低いほど (115°C でほとんどが粒界割れになる) 粒界割れの割合は多くなる。
- (iii) 陰分極した場合あるいは液中に酸化剤を加えた場合におこる。
- (iv) 粒界割れは粒内割れがある程度進んだ後におこる。MgCl₂ 溶液中でのオーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れに粒界割れを観測した例は極めて少なく, わずかに Bade と Dodd⁽²⁵⁾ が応力腐食割れにおよぼす C と N の影響を検討した中で, C が増加し転位配列がタングルしてくると粒界割れを生じることがあると報告しているが, その観察結果は不明瞭であり, 充分なことを伝えていない。

(17) R. Bakish and W. R. Robertson : *Acta Met.*, **4** (1956), 342.

(18) J. D. Harston and J. C. Scully : *Nature (London)*, **221** (1969), 853.

(19) H. W. Paxton, R. E. Reed and R. L. Leggett : *Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture*, AIME, (1959), 181.

(20) J. G. Hines and R. W. Hugill : *ibid.*, (1959), 193.

(21) 大谷南海男, 伊庭暉邦 : 金属学会誌, **33** (1969), 781.

(22) D. A. Vaughn, D. I. Phalen, C. L. Peterson and W. K. Boyd : *Corrosion*, **19** (1963), 315 t.

(23) P. R. Rhodes : *ibid.*, **25** (1969), 462.

(24) 田中良平, 長崎久弥, 許 廷珪 : 鉄と鋼, **55** (1969), 576.

(25) J. Bade and R. A. Dodd : *Proc. Conf. Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, ed. by R. W. Staehle, NACE, Houston, Texas, (1969), 342.

(26) J. S. Armijo : *Corrosion*, **24** (1968), 319.

Fractography を利用して粒界割れのおこる条件を明瞭に示したのは, 本研究が最初であると考えられるので, その機構についてただちに論ずることは尚早であろう。しかしながら上記の実験結果は, 金属の溶出を抑制する方向あるいは環境をマイルドにすると粒界割れがおこりやすくなることを示している。

表面からある距離まで滑り線に沿う腐食溶解による応力腐食割れが進行し, ある段階で次の粒界割れに移るのは, おそらく腐食媒の欠乏, 低温酸化剤の作用等で腐食性因子が弱まることと関係していると思われる。含 Mo ステンレス鋼は他鋼種よりも耐 Cl イオン性が強いので, かえって粒界割れをひきおこす可能性が強いと推察される。このように腐食性の弱い環境で粒界割れのおこる例としては, 高温高圧水中の応力腐食割れがある⁽²⁶⁾。

環境がマイルドになると何故粒界割れがおこるのかについては明らかではない。しかし酸化剤を液中に添加したり, 試験温度を下げると粒界割れが現われてくることを考えると, 割れの先端における皮膜生成挙動と関係があるように思われる。

結晶粒界は元来粒内に比して欠陥が多く浸されやすいと考えられるので, 環境がマイルドになると, 塑性滑りにより生じる粒内の新生金属面よりも, 粒界の方が浸されやすい条件が生じ粒界割れをおこすものと考えられるが, 陰極反応として発生する水素の影響も考慮して更に今後検討を進める必要があろう。

V. 結 論

304 ステンレス鋼を含む 9 種のオーステナイトステンレス鋼について走査電子顕微鏡を用いてその応力腐食割れ破断形態に及ぼす鋼成分, 陰陽両分極, 試験温度および酸化剤の効果を検討し, また, 水素割れ破面との関係も合せ検討した。主な結果を以下にまとめて記す。

(1) 応力腐食割れ破断面は, 試片表面層の応力腐食割れ部と試片中心部における延性破断部とからなっている。

(2) 応力腐食割れ破断部の微細構造には粒内割れと粒界割れとが観察される。延性破断部は, 腐食に影響されない純粋な機械的破断形態を示す。

(3) 143°C 沸騰 MgCl₂ 中では含 Mo ステンレス鋼以外は, いずれも粒内割れを示す。粒内割れは陽分極によりおこりやすくなり, 金属の腐食溶解により進行すると思われる。

(4) 粒内割れ面の方位は {111} 面である。

(5) 粒界割れは含 Mo ステンレス鋼および 304 ステンレス鋼を 25~125°C で応力腐食割れさせた場合, 陰分極した場合, 液中に酸化剤を添加した場合に観察される。即ち粒界割れは腐食環境を弱くした場合に現われる傾向にあり, 材料の環境に対する相対的な耐食性が影響すると考えられる。

(6) 水素脆性割れ破面と応力腐食割れ破面とはかなり異なる。