

論 文

2 相ステンレス鋼の耐食性におよぼす冷間加工
とフェライト量の影響滝沢貴久男*・志水 康彦*・樋口 義弘*・田村 今男*²Effect of Cold Work and Volume Fraction of Ferrite on Corrosion
Resistance of (α - γ) Duplex Stainless Steel

Kikuo TAKIZAWA, Yasuhiko SHIMIZU, Yoshihiro HIGUCHI, and Imao TAMURA

Synopsis :

The effects of cold working and volume fraction of ferrite on corrosion behavior of the active and pitting region of duplex stainless steel have been studied in sulfuric acid and chloride media. The main results obtained are summarized as follows :

(1) In boiling 5% H_2SO_4 solution, the corrosion loss and the critical current density for passivation of specimens decreased with the progress of working and the increase in α content.

In all of the specimens, the preferential dissolution phase in the active region was γ , but the dissolution of γ was retarded by working.

(2) In boiling 5% H_2SO_4 +NaCl solution, the corrosion loss, in not more than 0.1% NaCl, was less in specimens containing much α and undergoing much degree of working. In case of 1% NaCl, however, it was more in those specimens. The preferential dissolution phase in the active region, on additions of 1% NaCl, changed by working and α content and it changed obviously with potential in specimen containing the least α .

(3) In 3% NaCl solution at 30°C, it was found that pitting potentials had a tendency to become noble with the increase in α content, the effect of working on that, however, was not obvious. In all of the specimens, the pitts produced with anodic polarization occurred in γ and grew preferentially into γ .

1. 緒 言

ステンレス鋼は一般に耐食性が優れているために化学工業をはじめ各種の工業用材料として広く使用されている。しかし、通常多く使用されている SUS 304, SUS 316 などのオーステナイト (γ) 系ステンレス鋼は、塩化物が含まれる環境では孔食、すきま腐食、応力腐食割れなどを起こしやすい^{1)~3)}ことが知られている。このような問題の対応策の一つとしてフェライト(α)の混在した α - γ 2 相ステンレス鋼が開発、実用化され優れた成果をおさめている。また 2 相ステンレス鋼は種々な機械的性質にも優れており^{4)~6)}、冷間加工による γ の加工硬化、475°C 時効熱処理による α の強化、あるいは組織の微細化などによって機械的性質を一段と改善できる^{7)~9)}ために高強度耐食構造用材料として注目されている。しかし、機械的性質の向上を目的としたこのような加工、熱処理が耐食性にどのような影響を及ぼすかについては不明な点も多く、実用化にあたってその解明が待

たれている。

そこで、著者らはこれらの点に着目した一連の検討を行い、これまでに応力腐食割れ挙動との関連について明らかにしてきた^{10)~12)}。さらに、冷間加工や時効熱処理の影響は鋼の耐酸性や耐孔食性などにも顕著に現れるものと考えられるため、本研究では硫酸および塩化物水溶液中における 2 相ステンレス鋼の腐食挙動に及ぼす冷間加工および α 量の影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

試料は前報¹²⁾と同じで、その基本成分は SUS 329 JI の 23Cr-1Mo-1.5Mn とし、フェライト量を変えるために Ni 量を 4.5~10.5% に変えた 4 鋼種を真空溶解により作製した。試料成分の分析結果を Table 1 に示す。これらの試料は Fig. 1 に示すように熱間および冷間圧延を行い、仕上がり板厚が 0.2 あるいは 0.4 mm、冷間加工率が 0, 15, 30 および 50% になるようにし

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 1 月 12 日受付 (Received Jan. 12, 1983)

* 三洋自動販売機(株) (Sanyo Vending Machine Co., 160-1 Maesuna Fukiage-cho Kitaadachi-gun 369-01)

*² 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

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

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
A	0.025	0.46	1.32	0.020	0.005	4.65	22.82	1.11	0.016
B	0.025	0.49	1.42	0.019	0.005	5.92	23.15	1.11	0.016
C	0.029	0.49	1.38	0.020	0.005	7.60	23.16	1.11	0.018
D	0.024	0.48	1.39	0.020	0.005	10.52	22.84	1.08	0.016

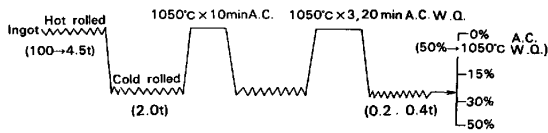


Fig. 1. Preparation of specimen.

た。最終の冷間圧延前の熱処理は t 0.2 mm 材が 1050°C × 3 min 加熱後空冷 (A.C.), t 0.4 mm 材は同温度で 20 min 加熱後水冷 (W.Q.) とし、また、0% 加工材とは 50% 加工材を同様の熱処理条件で加熱、冷却したままの試料のことをいう。なお、孔食が優先的に発生、成長する相を観察するために各試料について α - γ 粗大混合組織をもつ試料も作製した。粗大混合組織の作製は 2 mm 厚の冷間加工材を α 単相になる 1350°C で 30 min 保持し、その温度から α - γ 2相領域の 1050°C まで約 10h かけて炉冷 (F.C.), その温度で 30 min 保持した後、氷食塩水中に急冷することにより行つた。さらに、粗大混合組織鋼の一部に 70% の冷間圧延を施した。以上、熱処理はすべて真空中で行つた。

おのおのの試料は最終表面を #0/5 のエメリーあるいはダイヤモンドペーストで研磨した後、アセトン中で超音波洗浄してそれぞれの腐食試験に供した。また、組織観察用腐食液には改良村上試薬を用いた。なお、電気化学的分極挙動に及ぼす冷間加工の影響はエメリー研磨によつて相殺されていないことを電解研磨 (リン酸-硫酸

系溶液) した試料との比較であらかじめ確認しておいた。

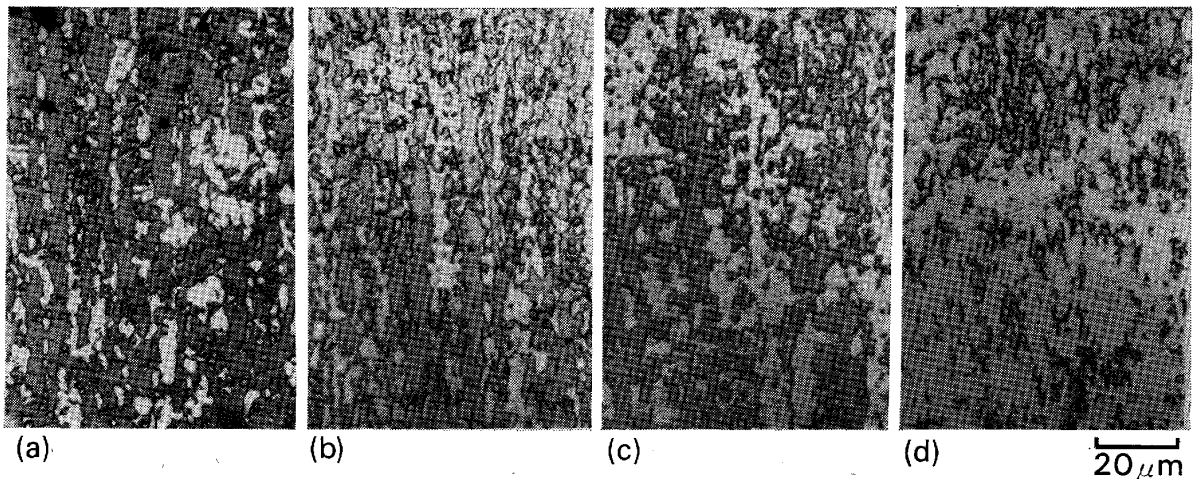
2.2 実験方法

活性領域における耐食性を調べるため、大きさ 30 × 10 × 0.4 mm の各試料について非酸化性条件と考えられる 5, 25% H_2SO_4 および 5% H_2SO_4 + 0.01~1% $NaCl$ の各沸騰溶液中での腐食による重量減少量を浸漬試験によつて求めた。また、 H_2SO_4 を基本とする各溶液中における試料の電気化学的分極挙動の検討ならびに優先溶解相の観察を行つた。優先溶解相の観察は自然浸漬あるいは定電位で一定時間保持した後行つた。一方、耐孔食性は各試料の 3% $NaCl$ 溶液 (30°C) 中における孔食電位で評価した。また、孔食が優先的に発生する相を確認するために、粗大混合組織にした試料を同様の溶液中で孔食電位域までアノード分極した後組織観察を行つた。電気化学的分極測定は試料の測定面を 1 cm² 残してシリコン樹脂で被覆し、電位掃引速度は 60 mV/min、電解溶液は Ar 脱気条件で行い、照合電極には飽和カロメル電極 (SCE) を用いた。また、組織観察には光学顕微鏡を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 組織観察

Photo. 1 に各試料を 1050°C から空冷した後の標準組織 (0% 加工材) を示す。黒色部は α 、白色部は γ で α 体積率¹²⁾ がそれぞれ (a) 80% (b) 61% (c) 51% (d) 23% からなる 2相混合組織鋼である。また、 α , γ 中の組成分配を測定する¹²⁾ と従来報告¹³⁾¹⁴⁾ されているように α には Cr, Mo が多く γ には Ni, Mn 等が濃縮しているが、本試料に類似した組成からなる 2相ステンレス鋼の各相中の組成変化については石崎、小野¹⁵⁾ によ



(a) Specimen A, (b) Specimen B, (c) Specimen C, (d) Specimen D
Photo. 1. Typical microstructures after solution treatment.

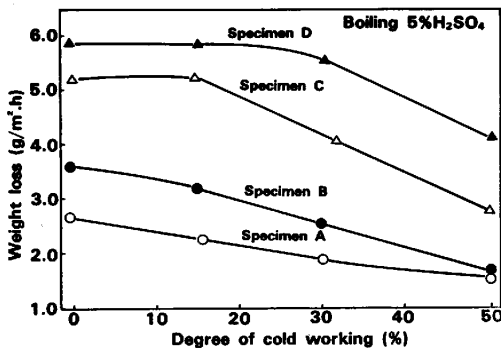


Fig. 2. Effect of cold working on the corrosion loss of specimens in boiling 5% H₂SO₄.

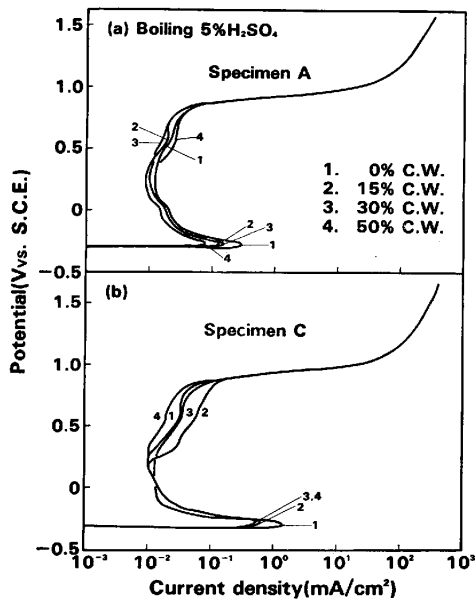


Fig. 3. Effect of cold working on the anodic polarization curves of specimen A and C in boiling 5% H₂SO₄.

り詳細に研究されている。

3.2 硫酸中における腐食挙動

Fig. 2 に沸騰 5% H₂SO₄ 溶液中における各試料の腐食量と加工率の関係を示す。各試料の腐食量は加工率が高くなるにつれて減少し、50% 加工材では 0% 加工材に比べると約 1/2 になる。また、α 量が多い試料ほど腐食量は減少し、試料 A の腐食量は試料 D の 1/2 以下である。このように α 量が増大し、加工率が高くなると沸騰 5% H₂SO₄ 溶液中での活性溶解が抑制されてくる。SUS 329 JI 鋼においても加工によつて H₂SO₄ 中での腐食が抑制されることは報告¹⁶⁾されている。

Fig. 3 に沸騰 5% H₂SO₄ 溶液中で測定した試料 A および C のアノード分極曲線に及ぼす加工の影響を示す。H₂SO₄ 溶液中での分極曲線の測定はいずれも試料を溶液に浸漬した後直ちに -0.1 mA で 1 min 間カソード

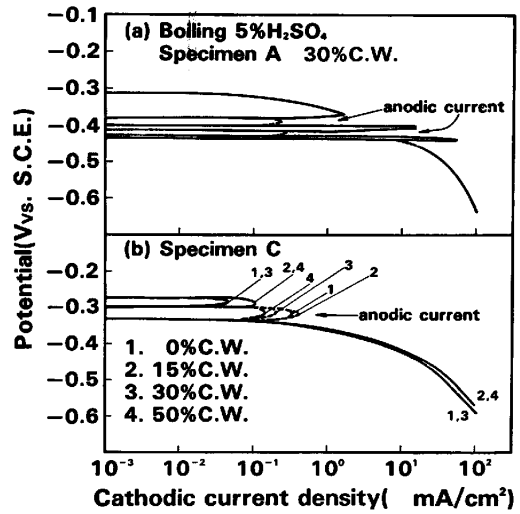
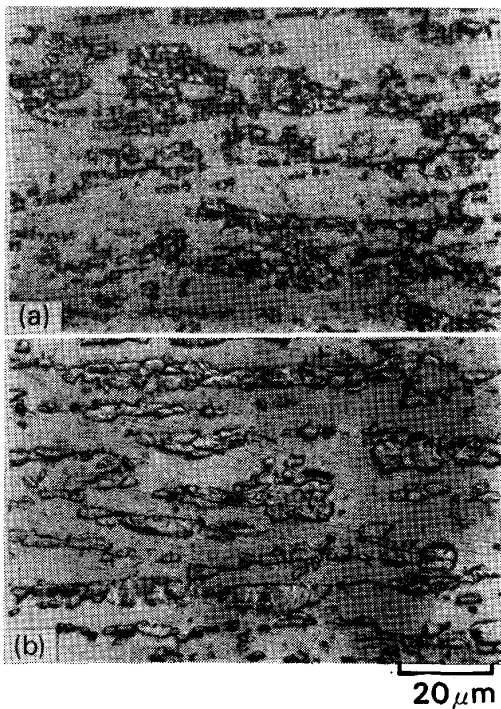


Fig. 4. Effect of cold working on the cathodic polarization curves of specimen A and C in boiling 5% H₂SO₄.

処理し、その後自然電位 (E_{corr}) がほぼ安定してから分極を開始した。両試料とも不働態化限界電流密度 (i_{crit}) は加工率が高くなるにつれて小さくなる。他試料についても同様であった。また、試料 A は C に比べて i_{crit} が小さく、これらのことは Fig. 2 に示した浸漬試験の傾向と良く一致する。なお、活性態ピーク電位に対応する -0.26V で定電位溶解した場合、いずれの試料においても加工材は未加工材と比べて溶解電流密度が小さくまた Ni の少ない試料ほどその値が小さくなる結果を得ている。しかし、溶液温度が 30°C の場合はいずれの試料においても明瞭な活性態域が現れず、アノード分極挙動に及ぼす加工の影響は認められなかった。

Fig. 4 に沸騰 5% H₂SO₄ 溶液中で測定した試料 A および C のカソード分極曲線に及ぼす加工の影響を示す。測定はアノード分極曲線と同様に E_{corr} から分極を開始した。両試料とも分極開始直後にアノード-カソード方向に電流の変動を伴つてから定常状態でカソード反応が進行する。そして、試料 C から明らかなようにカソード分極途中に現れるアノード電流値は高加工率の試料ほど小さい傾向にある。なお、この電流の変動は試料 C よりも A の方が著しく、同様の現象については原田ら¹⁷⁾の詳細な報告がある。しかし、溶液温度を 30°C にするかあるいは後述するように NaCl を 1% 添加した場合、 E_{corr} はそれぞれ不働態および活性態域で安定化しその後分極してもこのような電流の変動は出現しなかった。すなわち、アノード酸化電流/水素イオンのカソード還元電流に起因したアノード-カソード方向への電流の変動¹⁷⁾が認められるのは 2 相ステンレス鋼が 5% H₂SO₄ 溶液中で自己不働態化力がある反面、環境の変



(a) 0% C.W. (b) 50% C.W.
Photo. 2. Microstructures of specimen A after dissolution at constant potential of $-0.26V$ for 90 min in boiling 5% H_2SO_4 . (no etching)

化によつて活性態-不働態の不安定領域に落ち込みやすい状態にあることを示している。一方、水素過電圧についてみると鋼種および加工の影響は認められずほぼ同一と判断できる。

次に、試料Aを沸騰5% H_2SO_4 溶液中で活性溶解ピーク電位の $-0.26V$ で90min保持した後の顕微鏡組織をPhoto. 2に示す。溶解の認められない平滑部が α 、島状の溶解部が γ で、 γ は0%加工材では深く50%加工材では浅く溶解しており、加工によつて溶解が抑制されているのが認められる。このような観察結果は他の試料や活性態域の他の電位で保持した場合あるいは自然浸漬した場合でも全く同様に認められた。すなわち、沸騰5% H_2SO_4 溶液中における本試料の活性態域での優先溶解相は γ で、それは電位依存性を持たず、また、 γ の溶解は加工によつて抑制されることが明らかである。

そこで、 γ の溶解が加工によつて抑制される理由を推察する。まず、 γ 単相鋼として考えた場合、加工によつて E_{corr} が貴になることは前川ら¹⁹⁾の報告からも考えられるが、その原因の一つとして加工に伴う局所的な水素過電圧の低下²⁰⁾およびこれに起因した不働態化の促進をあげることができる。このような特性をもつ γ と耐食性のより優れた α が共存する2相鋼では γ はアノードとして作用するが、加工を受けた場合前述の理由に

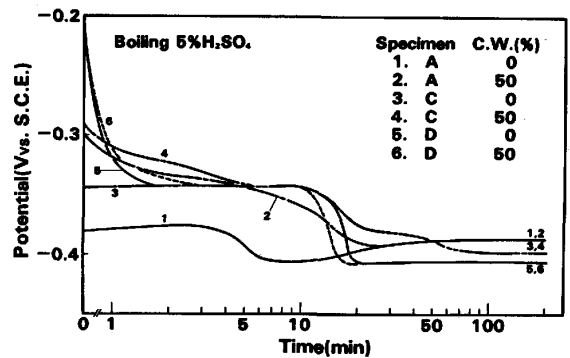


Fig. 5. Change in corrosion potential of specimen A, C and D in boiling 5% H_2SO_4 .

よつて γ 単極電位は貴側に移行し、それだけ腐食反応の駆動力が減少し γ の溶解が抑制させられるものと考えられる。

Fig. 5に沸騰5% H_2SO_4 溶液中における試料A, C, Dの E_{corr} の変化を示す。 E_{corr} の測定はあらかじめ脱気、沸騰してある溶液中に試料を浸漬した直後から行つた。浸漬後約20minまでは0%加工材よりも50%加工材の方がいずれも貴な電位を示している。しかし、浸漬時間が長くなると試料電極表面に生じた腐食生成物によつて腐食反応に与える加工の影響が消失させられるために0%および50%加工材の電位が一致してくる。事実、両電位が一致する時間に対応して試料電極表面に黒色の腐食生成物が認められるようになるが、超音波洗浄によつてその腐食生成物を除去すると再び加工材の方が貴な電位を示す傾向にあつた。

一般に、 E_{corr} が貴側に移行するにはカソード反応の促進あるいはアノード反応の抑制が必要であるが、Fig. 4からも推察できるように本試料のカソード反応は加工によつてほとんど変化しない。従つて、Photo. 2からも明らかなように加工によつて本試料の E_{corr} が貴になる主な原因はアノード反応すなわち γ の溶解が抑制されることにあるといえる。加工によつて E_{corr} が貴側に移行する現象は、 γ 系ステンレス鋼においても加工誘起マルテンサイト変態を伴わない場合に認められて¹⁹⁾いる。本試料の γ が加工によつてマルテンサイト変態を起こすか否かについては特に検討してないが、 γ の安定性の尺度としてANGEL²¹⁾、平山²²⁾らが示している Md_{30} および N_{ieq} を試料A, Cについて計算すると試料Aでは $Md_{30} = -128^\circ C$, $N_{ieq} = 26.8$ 、試料Cではそれぞれ $-114^\circ C$, 28.8 となり、 γ は本加工条件下では安定であると推定される。なお、 Md_{30} および N_{ieq} を計算するに当たつて γ 中の組成配分は石崎、小野¹⁵⁾の示した式によつてあらかじめ求めておき、また、 N_{ieq} を求

めるためにNの係数をCと同じ 12.6 として計算式に付加した。

このように、沸騰 5% H_2SO_4 溶液中における 2 相ステンレス鋼の腐食量は加工によつて減少するが、これは加工誘起マルテンサイト変態に対して安定であろうと考えられる γ の溶解が抑制されるためと理解できる。しかし、沸騰 25% H_2SO_4 溶液中のようにさらに腐食性の強い条件下では、結果は示していないが 5% H_2SO_4 中の場合とは逆に α 量が多く加工率の高い試料ほど腐食量および i_{crit} が大きくなり活性溶解が促進させられる。これについては後で考察する。

3.3 塩素イオンを含む硫酸中での腐食挙動

Fig. 6 に NaCl を含む沸騰 5% H_2SO_4 溶液中における各試料の腐食量に及ぼす加工と NaCl 濃度の影響を示す。一般に腐食促進因子といわれている塩素イオン (NaCl) を添加した場合その量が増加するにつれて腐食量も増すが、0.1%NaCl までは加工率が高いほど、また α 量が多い試料ほど腐食量が少ない。しかし、1%NaCl になるとこれらの傾向は逆転し、加工率が高く α 量の多い試料ほど腐食量が増大する傾向にある。

次に、NaCl を 0.01 および 1% 含んだ沸騰 5% H_2SO_4 溶液中での試料 A, C のアノード分極挙動に及ぼす加工の影響を Fig. 7 に示す。0.01%NaCl の場合、両試料とも i_{crit} は加工によつて小さくなる。また試料 A は C よりも i_{crit} が小さい。しかし、1%NaCl になると i_{crit} は著しく増大し、0% 加工材よりも 50% 加工材の

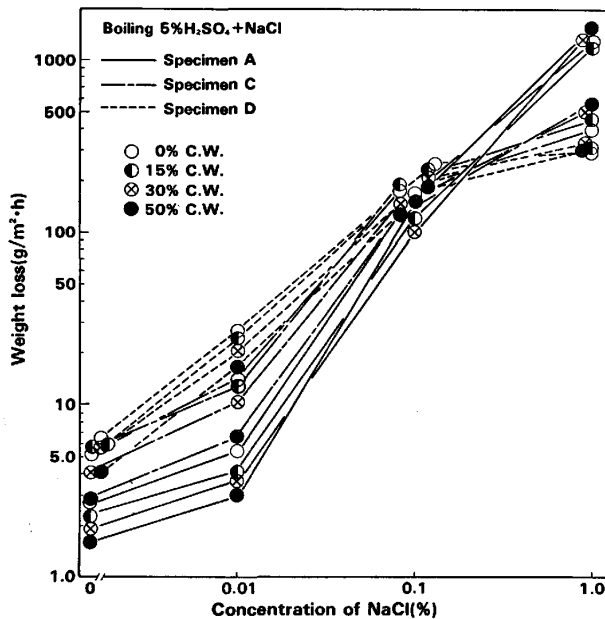


Fig. 6. Effect of cold working and NaCl concentration on the corrosion loss of specimens in boiling 5% H_2SO_4 .

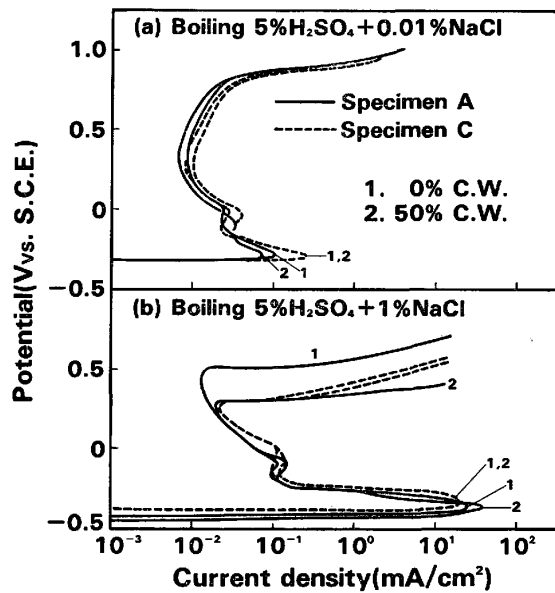
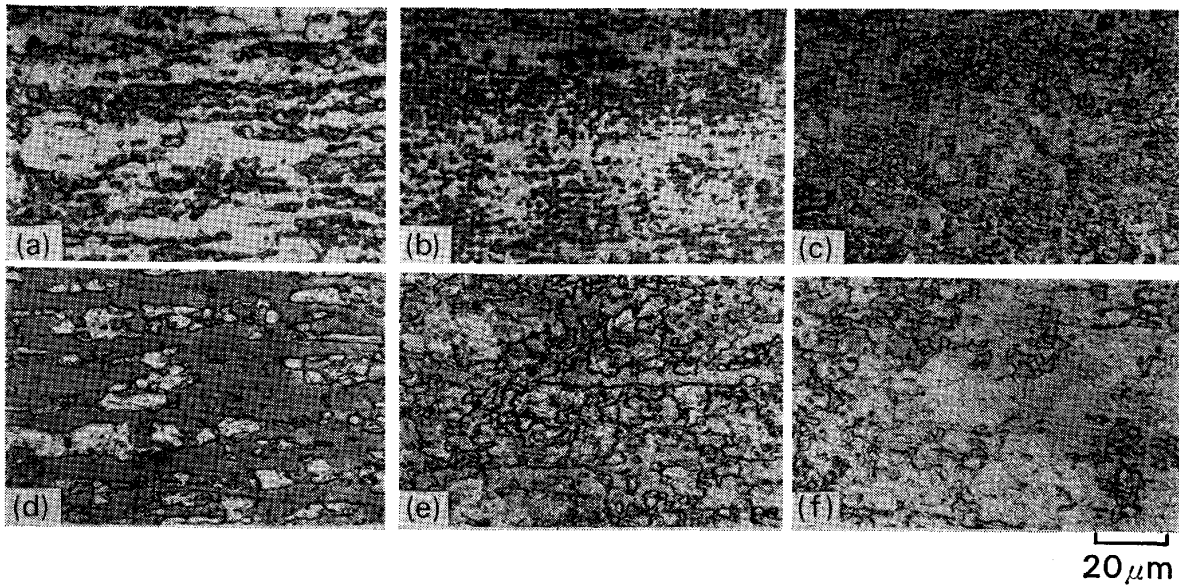


Fig. 7. Effect of cold working on the anodic polarization curves of specimen A and C in boiling 5% H_2SO_4 containing 0.01 and 1% NaCl.

方が、また、試料CよりもAの方が i_{crit} は大きくなる。なお、試料Cの i_{crit} に及ぼす加工の影響を Fig. 7 から判断するのは難しいが、例えば 1% NaCl では、0, 50%加工材の i_{crit} の実測値はそれぞれ 20 および 22 mA/cm² となり加工材の方が大きい。そして、このような傾向は浸漬試験結果と良く対応する。また、1%NaCl 添加によつて両試料の E_{corr} は 25% H_2SO_4 の場合と同様に卑側 (-0.43V 付近)に移行し活性態域が拡大する。一方、同溶液中でのカソード分極挙動に及ぼす加工の影響は認められなかった。

Photo. 3 に試料 A, C, D を沸騰 5% H_2SO_4 +1% NaCl 溶液中で定電位溶解した後の顕微鏡組織を示す。設定電位は活性溶解ピーク電位よりわずかに貴な -0.26 V で保持時間は 5~10 min とした。0% 加工材はいずれの試料も γ の溶解が顕著である。一方、50%加工材の場合、試料表面の起伏状態からみて試料AおよびCは、 α と γ の 2 相が溶解しているが試料Dでは 0%加工材と同様に γ が優先的に溶解し α の溶解は認められない。このように、加工によつて α の溶解は促進されるが γ のそれはいずれの試料においても抑制される傾向にある。写真には示していないが各試料を自然浸漬した場合の優先溶解相は、試料Aが 0%, 50% 加工材とも γ 、試料Cは 0% 加工材が R 、50% 加工材が α と γ である。しかし、試料Dでは 0% 加工材が α 、50% 加工材は α および γ になる (Table 2 参照)。なお、加工によつて試料 A, C では γ の溶解が抑制されるが α の溶解は促進され、また試料Dでは γ の溶解が著しく促



(a) Specimen A, 0% C.W. (b) Specimen C, 0% C.W. (c) Specimen D, 0% C.W. (d) Specimen A, 50% C.W.
(e) Specimen C, 50% C.W. (f) Specimen C, 50% C.W.

Photo. 3. Microstructures of specimen A, C and D after dissolution at constant potential of $-0.26V$ in boiling $5\% H_2SO_4$ containing $1\% NaCl$. (no etching)

Table 2. Preferential dissolution phase in the active region of specimen A, C and D in boiling $5, 25\% H_2SO_4$ and $5\% H_2SO_4 + 1\% NaCl$.

Specimen	Potential (Vs.S.C.E.)	5% H_2SO_4		25% H_2SO_4		5% $H_2SO_4 + 1\% NaCl$	
		0% C.W.	50% C.W.	0% C.W.	50% C.W.	0% C.W.	50% C.W.
A	Ecor.	γ	γ	γ	$\gamma + \alpha$	γ	γ
	-0.26	γ	γ	γ	$\gamma + \alpha$	γ	$\gamma + \alpha$
C	Ecor.	γ	γ	γ	$\gamma + \alpha$	γ	$\gamma + \alpha$
	-0.26	γ	γ	γ	-	γ	$\gamma + \alpha$
D	Ecor.	γ	γ	α	$\gamma + \alpha$	α	$\gamma + \alpha$
	-0.26	γ	γ	-	-	γ	γ

進される傾向にある。このように $5\% H_2SO_4 + 1\% NaCl$ 中における優先溶解相は α 量および加工によって変化し、試料Dでは明瞭な電位依存性を示すようになる。そして、ほぼ活性溶解ピーク電位を境にそれより貴な活性態域では $-0.26V$ 定電位で、またそれより卑な活性態域では自然浸漬でそれぞれ溶解した相が優先溶解相となる。

Table 2に各試料の優先溶解相について整理した結果を示す。沸騰 $5\% H_2SO_4$ 溶液中での優先溶解相は 0% , 50% 加工材ともすべて γ であるが、これは一般に i_{crit} を小さくして活性溶解を抑制する成分¹⁴⁾として知られている Cr, Mo が濃縮している α に比べて、それらの少ない γ の方が溶解抵抗が小さいためであろうと考えられる。一方、沸騰 $25\% H_2SO_4$ あるいは $5\% H_2SO_4 + 1\% NaCl$ 溶液中の場合、 α は加工によって溶解が促進される傾向にあるがこれは次の理由によるものと考えられる。すなわち、 $\alpha-\gamma$ 2相鋼を冷間加工すると加工初期には軟質な γ (0% 材: $Hv(\gamma) = 200, Hv(\alpha) = 240$) に歪

みが集中するが、加工の進行に伴い γ が加工硬化するので (50% 加工材: $Hv(\gamma) = 360, Hv(\alpha) = 290$) α も γ と共に変形し α の内部歪みが増大¹²⁾する。そのために α は溶解抵抗が小さくなり、強い腐食環境に耐えられなくなつたものと推察される。また、 H_2SO_4 溶液中における α 単相ステンレス鋼のアノード分極挙動は冷間加工の影響を受けなかつたことから、内部歪みの増大に起因 (例えば集積転位などの格子欠陥) した水素過電圧の影響²⁰⁾も考えられるが本実験では確認できなかつた。従つて、各試料の活性溶解挙動が 5% と $25\% H_2SO_4$ 溶液中であるいは Fig. 6, 7 に示した $H_2SO_4 + NaCl$ 溶液中の低濃度

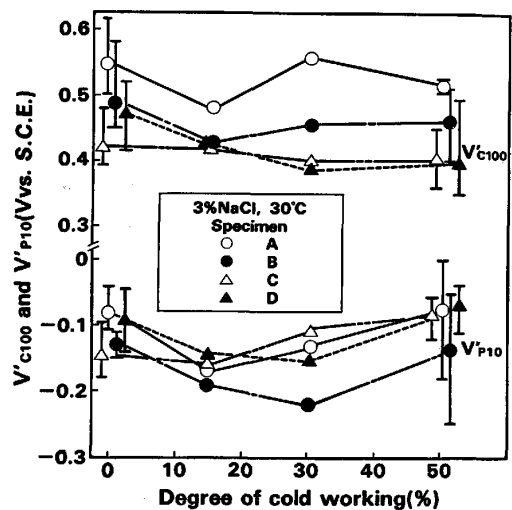
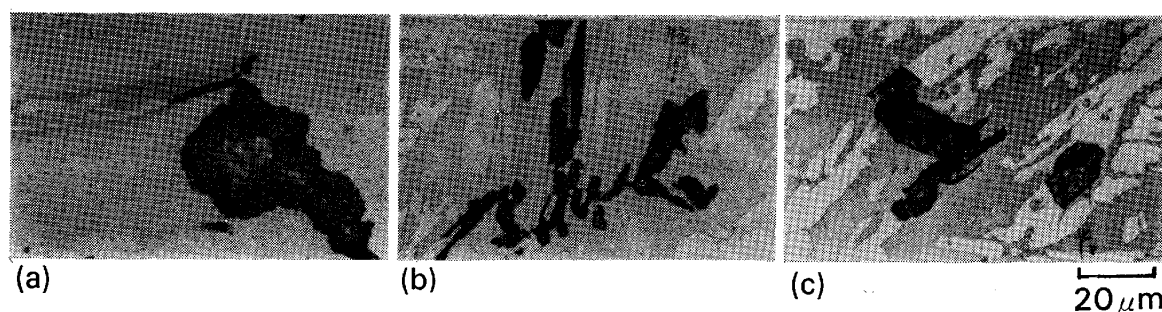


Fig. 8. Effect of cold working on pitting (V'_{C100}) and protection potential (V'_{P10}) of specimens in $3\% NaCl$ at $30^\circ C$.



(a) Specimen A, 0% C.W. (b) Specimen C, 0% C.W. (c) Specimen C, 70% C.W.

Photo. 4. Appearance of the pittings within γ .

NaCl 側と高濃度 NaCl 側とで逆転した主な原因は、それらの環境中における α の溶解抵抗の大小、すなわち α が溶解するか否かにあるものと理解できる。

3.4 食塩水中における耐孔食性

Fig. 8 に 30°C の 3% NaCl 溶液中における各試料のアノード分極曲線から求めた孔食電位 (V'_{c100}) および孔食停止電位 (V'_{p10}) と加工率の関係を示す。 V'_{c100} はアノード電流密度が 100 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ に達した時の電位、 V'_{p10} は孔食発生後アノード電流密度が 1 mA/cm^2 に達した時、電位掃引方向を貴から卑な方向に切り換え再不働態化する電位 (電流密度が 10 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ まで収束した時の電位) とした。なお、アノード分極曲線を測定した後試料表面を観察すると被覆部界面に孔食が集中あるいは軽微のすきま腐食を発生しているものも一部認められたが、それらは除き孔食が電極面にほぼ均一に分布した試料の分極曲線から V'_{c100} および V'_{p10} を決定した。 V'_{c100} は (貴) 試料 A > B > D \geq C (卑) の順になる傾向があり、最も貴で分極曲線上から耐孔食性が優れていると推定される試料 A で約 0.55V である。しかし、加工による V'_{c100} の変化はほとんど認められない。一方、 V'_{p10} については試料 B が卑になる傾向があるが、他の試料ではその相違は加工の影響と同様にほとんど認められない。

Photo. 4 に粗大混合組織とした試料 A および C を 30°C の 3% NaCl 溶液中で孔食電流密度が 1 mA/cm^2 になるまでアノード分極した後の組織を示す。なお、 α 、 γ 相を識別するために分極後試料表面を村上試薬でエッチングした。0% および 70% 加工材のいずれにおいても孔食はすべて γ から発生し、 γ 中を選択的に成長していく傾向が強い。このような現象は他の試料あるいは FeCl₃ 溶液への浸漬においても同様に観察された。そして、孔食が γ 中を選択的に成長していく傾向は α 量の少ない試料ほど明瞭で加工の影響は受けにくい。

4. 結 言

2相ステンレス鋼の活性態域における溶解および孔食挙動に及ぼす冷間加工と α 量の影響を硫酸および塩化物を主とした水溶液中で検討し、以下の結果を得た。

(1) 沸騰 5% H₂SO₄ 溶液中の場合、各試料の腐食量および i_{crit} は加工率が高くなるにつれて、また α 量が多くなるにつれて減少し、活性溶解が抑制される。いずれの試料においても活性態域での優先溶解相は γ であるが、 γ の溶解は加工によつて抑制される。また優先溶解相は電位依存性を示さない。

(2) 沸騰 5% H₂SO₄ + NaCl 溶液中の場合、各試料の腐食量は NaCl 濃度が増すにつれて増大するが、0.1% NaCl までは加工率が高いほど、また α 量が多い試料ほど腐食量は少ない。しかし、1% NaCl になるとそれらの試料ほど腐食量が増大する傾向にある。なお、各試料の i_{crit} は腐食量に対応して変化する。NaCl を 1% 添加した場合の活性態域における優先溶解相は α 量および加工によつて変化し、また α 量の最も少ない試料 D では明瞭な電位依存性を示す。

(3) 30°C の 3% NaCl 溶液中における孔食電位は、 α 量の多い試料ほど貴な傾向にあるが各試料とも加工の影響は明瞭でない。いずれの試料においても、30°C の 3% NaCl 溶液中でアノード分極によつて生じた孔食は γ から発生し γ 中を選択的に成長していく。この現象は α 量の少ない試料ほど明瞭で加工の影響を受けにくい。

文 献

- 1) 小若正倫, 長野博夫, 鈴木英次郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1953
- 2) J.M. DRUGLI and E. BARDAL: Corrosion, 34 (1978), p. 419
- 3) S.J. ACELLO and N.D. GREEN: Corrosion, 18 (1962), p. 286
- 4) R.C. GIBSON, H.W. HAYDEN, and J.H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85

- 5) *H.W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 474*
- 6) *S. FLOREEN and H.W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 489*
- 7) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 454
- 8) 田村今男, 磯上勝行, 牧 正志, 藤原正二: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 353
- 9) 西村 強, 若宮辰也, 林田 博, 山岡幸男: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 682
- 10) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作: 三洋電機技報 **10** (1978), p. 95
- 11) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作, 庄司才止, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 617
- 12) *K. TAKIZAWA, Y. SHIMIZU, E. YONEDA, and I. TAMURA: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 325*
- 13) 水野 誠, 鈴木隆志: 日本金属学会会報, **8** (1969), p. 716
- 14) 小若正倫: 日本金属学会会報, **17** (1978), p. 657
- 15) 石崎哲郎, 小野 健: 日本金属学会誌, **42** (1978), p. 931
- 16) 芝野徹阿, 大坪博之, 井本常郎: 鉄と鋼, **61** (1975), S271
- 17) 原田憲二, 杉本正勝, 鎌田善博: 日本金属学会誌 **29** (1965), p. 367
- 18) 原田憲二, 杉本正勝, 鎌田善博: 日本金属学会誌 **29** (1965), p. 372
- 19) 前川立夫, 中島宣雄, 香川 優: 日本金属学会誌 **29** (1965), p. 248
- 20) *H.H. UHLIG: (松田誠吾, 松島巖訳) 腐食反応とその制御 (1973), p. 107 [産業図書]*
- 21) *T. ANGEL: JISI, 177 (1954), p. 165*
- 22) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 507