
含 MO 高 Cr フェライトステンレス鋼の硫酸水溶液中のアーノド分極挙動と食塩水中の耐孔食性および耐隙間腐食性

Anodic Polarization Behavior of Cr-Mo Ferritic Stainless Steels in Sulphuric Acid Solution and Sodium Chloride Solution

谷川 登志子(Toshiko Tanigawa) 増尾 誠(Makoto Masuo) 小野 寛(Yutaka Ono)

要旨：

高純度高 Cr-Mo フェライトステンレス鋼の活性溶解挙動および不動態皮膜破壊に対する抵抗性を、H₂SO₄ 中のアノード分極挙動および 3.5%NaCl 中の孔食電位と隙間腐食電位により検討した。5%H₂SO₄ 中の活性溶解ピーク電流密度は Mo と Ni の含有量に依存し、含有量の増加とともに活性溶解は抑制され、その結果は Ni の方が大きい。なお Cr の影響は認められなかった。また、中性 NaCl 中の耐孔食性および耐隙間腐食性は Cr と Mo の含有量に依存し、添加量の増加とともに耐食性が向上し、その効果は Mo の方が大きい。Ni 添加の効果は認められなかったが、これは Ni の耐酸性が Cl(-)共存下では失われるためと考えられる。

Synopsis：

The anodic polarization behavior of high-purity, high Cr-Mo ferritic stainless steels in 5%H₂SO₄ solution and their pitting resistance in 3.5%NaCl solution have been studied. The critical current density in 5%H₂SO₄ solution decreased with increasing molybdenum and nickel contents, suppressing the active dissolution. For this suppression, nickel was more effective than molybdenum. Chromium had almost no effect. On the other hand, critical pitting potential and the crevice corrosion potential in 3.5% NaCl solution rose with increasing chromium and molybdenum contents. For the pitting and crevice corrosion resistance molybdenum was more effective than chromium. Nickel, however, had no effect. It is suggested that the ineffectiveness of nickel addition on the pitting resistance was due to the disappearance of its effect on acid resistance in the presence of Cl ion.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

含 Mo 高 Cr フェライトステンレス鋼の硫酸水溶液中のアノード分極挙動と食塩水中の耐孔食性および耐隙間腐食性

Anodic Polarization Behavior of Cr-Mo Ferritic Stainless Steels in Sulphuric Acid Solution and Sodium Chloride Solution

谷 川 登志子*
Toshiko Tanigawa

増 尾 誠**
Makoto Masuo

小 野 寛***
Yutaka Ono

Synopsis:

The anodic polarization behavior of high-purity, high Cr-Mo ferritic stainless steels in 5% H_2SO_4 solution and their pitting resistance in 3.5%NaCl solution have been studied.

The critical current density in 5% H_2SO_4 solution decreased with increasing molybdenum and nickel contents, suppressing the active dissolution. For this suppression, nickel was more effective than molybdenum. Chromium had almost no effect. On the other hand, critical pitting potential and the crevice corrosion potential in 3.5% NaCl solution rose with increasing chromium and molybdenum contents. For the pitting and crevice corrosion resistance molybdenum was more effective than chromium. Nickel, however, had no effect. It is suggested that the ineffectiveness of nickel addition on the pitting resistance was due to the disappearance of its effect on acid resistance in the presence of Cl ion.

1. はじめに

スーパーフェライトとも呼ばれる高純度フェライトステンレス鋼は、C および N の極端な低減と多量の Cr, Mo 添加とによって耐食性と靱性が改善され、改めて脚光を浴びてきている。最近の製造技術の進歩によって、これら極低 C, N ステンレス鋼の商業規模での製造が可能となり¹⁾、すでに 18Cr-2Mo 鋼, 26Cr-1Mo 鋼および 30Cr-2Mo 鋼などが実用に供されている。これらの高純度の高 Cr ステンレス鋼の耐食性については、まず実用的な立場、たとえば食塩水中の長期間の浸漬腐

食試験などにより、耐孔食性あるいは耐隙間腐食性の優れていることが確かめられている²⁻⁴⁾。一方、基礎的な立場からも、さまざまな観点から検討が進められている。たとえば、硫酸中の活性溶解が Mo あるいは Ni の添加で抑制されることは、18Cr 鋼については Rockel の実験⁵⁾から、また 25Cr 鋼については Lizlov の実験⁶⁾から明らかにされている。筆者らも、これらの鋼の活性溶解挙動および不働態皮膜破壊に対する抵抗性を、硫酸中のアノード分極挙動および 3.5%NaCl 中の孔食電位あるいは隙間腐食電位により検討してきた。本報告では、まず Cr が 25~30% の範囲のものについてこれら腐食挙動に及ぼす Cr, Ni および Mo 含有量

* 技術研究所表面処理研究室

*** 技術研究所特殊鋼研究室室長
(昭和55年2月7日原稿受付)

** 技術研究所特殊鋼研究室主任研究員

の影響を、ついで耐孔食性および耐隙間腐食性に及ぼすこれらの元素の影響を調べ、活性溶解と皮膜破壊に対する合金元素の影響を明らかにした。また隙間腐食に対する効果の有無について論議の多いNiの影響についても検討した。

2. 実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示す。No.2~10は30kg実験溶解材である。No.2~8は、4mm厚の熱延板を熱処理なしで2mmに冷延し、No.9と10は、熱延板を1100°C×5min、ACの熱処理後、2mmに冷延した。仕上げ焼鈍は、950°C×5min、ACで行った。

5% H_2SO_4 アノード分極測定の場合は、15×25 cm^2 の試験片の片面10×10 mm^2 を測定面とし、これ以外をシリコンシーラントで被覆した。電極表面は湿式500#仕上げを行った。溶液は N_2 またはArを16h以上吹込み脱気し、あらかじめ不活性ガスで置換した電解槽内にこれを導入した。自然電位に10min放置後-700mV×10minのカソード還元処理を行い、その後-700mVから21mV/minの速度で電位移動をしながら分極測定を行った。

測定温度は30°Cである。700mVのカソード還元処理の効果を、たとえば26Cr-1Mo鋼について、カソード還元処理を行わないものと比較すると、脱気した硫酸溶液中でも、自然浸漬状態では30分程度放置しても E_{corr} は-0.1~ -0.2Vの不働態域にあり、活性化しない。しかし700mV×10minのカソード処理を行うと E_{corr} は約-0.55Vになり、ここからの分極では顕著な活性溶解ピーク電流が観測されるようになる。したがって、カソード還元処理を行わないときより行った方が活性面についての情報がより多く得られるので、ここでは700mV×10minのカソード処理面を基準面として測定を開始した。

3.5%NaCl中の孔食電位測定は、硫酸アノード分極測定と同じ大きさの試験片の、片側11×11 mm^2 を測定面とし、局部腐食試験法分科会の方法²⁾に準じて測定した。800#湿式研摩後30% HNO_3 、60°Cで不働態処理し、測定直前に約1 cm^2 の測定面を乾式600#で研摩した。隙間腐食電位の測定は、孔食電位測定と同じ電極の測定面上に、試験片と同じ材質の8×8 mm^2 の板を密着させ、これをベークライトの押え板とシリコン輪ゴムで固定した、メタル-メタル隙間腐食試験片を用いて行

Table 1 Chemical composition of specimens

(wt%)

No.	Steel type	t^*	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Nb
1	26Cr-1Mo	2.0	0.002	0.34	0.08	0.019	0.003	0.017	25.83	1.19	0.0055	0.16
2	25Cr-3Mo-0Ni	2.0	0.002	0.16	0.15	0.015	0.001	0.004	26.2	3.1	0.004	—
3	-4Ni	2.0	0.008	0.17	0.16	0.015	0.001	3.72	24.88	3.21	0.0087	—
4	29Cr-2Mo-0Ni	2.0	0.004	0.15	0.15	0.015	0.001	0.003	29.4	2.1	0.006	—
5	0.5Ni	2.0	0.002	0.16	0.16	0.015	0.001	0.52	30.05	2.15	0.007	—
6	1Ni	2.0	0.003	0.14	0.15	0.016	0.001	1.01	30.05	2.08	0.0085	—
7	2Ni	2.0	0.007	0.17	0.17	0.016	0.001	2.17	29.39	2.39	0.0087	—
8	4Ni	2.0	0.006	0.14	0.15	0.016	0.002	3.92	29.83	2.12	0.0187	—
9	29Cr-4Mo-0Ni	2.0	0.003	0.16	0.15	0.014	0.002	0.003	28.6	4.1	0.004	—
10	2Ni	2.0	0.003	0.17	0.16	0.015	0.002	1.84	29.70	4.40	0.004	—
11	SUS304	1.5	0.06	0.66	1.5	0.034	0.006	8.7	18.0	0.14	0.02	—
12	SUS316	1.5	0.06	0.74	1.5	0.035	0.005	12.7	16.9	2.25	0.02	—
13	SUS310S	2.0	0.06	0.81	1.26	0.025	0.004	19.5	24.3	—	0.021	—
14	RXM15	1.2	0.06	3.24	1.15	0.012	0.006	14.0	20.1	—	0.024	—

* t : Thickness (mm)

った。測定温度は 50°C と 80°C を用いた。

硫酸アノード分極測定の場合は分極開始までの予浸漬の期間も分極測定期間も液中に不活性ガスを吹込んだが、孔食および隙間腐食測定の場合には予浸漬の期間のみ液中に吹込んだ。電位は飽和カロメル基準で示した。孔食および隙間腐食電位 (V_C) は電流が $100\mu\text{A}/\text{cm}^2$ に達したさいの最大の電位を取り、これを V_{C100} で表した。

3. 実験結果

3・1 5% 硫酸中のアノード分極挙動

3・1・1 Cr-Mo ステンレス鋼

Ni を含まない Cr-Mo ステンレス鋼の、5% 硫酸中のアノード分極曲線の測定例を Fig. 1 に示す。1~4%Mo を含む 18~29%Cr 鋼のいずれも、活性溶解のピークは -0.49V 前後にあり、大きな活性溶解電流密度 (i_{crit}) を示す。25~29Cr 鋼は -0.3~-0.45V にかけてカソードループを示すが、これは、この電位範囲では、アノード酸化電流よりも水素イオンのカソード還元電流が大きいため生じるものである (Fig. 2 参照)。このカソードループは 22% 以上の Cr を含む Fe-Cr 合金に認められるもの⁸⁾で、18Cr-2Mo 鋼には認められない。カソードループの存在は、水素イオンの酸化力による自発不動態化能があることを示しており、25Cr

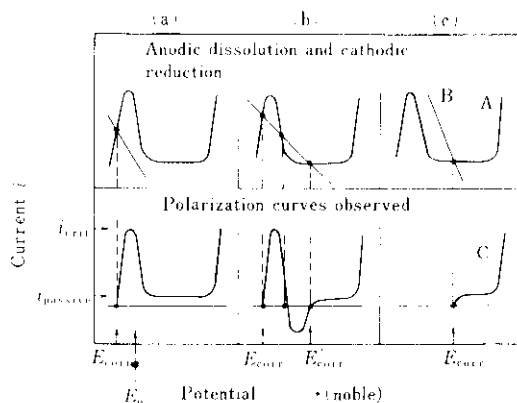


Fig. 2 Schematic representation of the polarization curves of anodic dissolution (A), cathodic reduction (B) and external current (C)

以上の鋼は酸溶液に対する耐食性 (活性溶解) にも優れていることがわかる。Fig. 1 には、オーステナイト系の 304 鋼と 316 鋼も比較のためにのせているが、これらのアノード分極のピーク電流密度を示す電位は -0.3V 程度で、これは Cr 鋼のカソードループ領域より貴側の、第 2 アノードピークの電位に相当する。

アノード分極のピーク電流密度 (i_{crit}) は、Fig. 3 に示すように、Mo 含有量に対しよい依存性を示す。しかし、Cr 含有量にはほとんど影響されないことが Fig. 3 の $\log i_{crit}$ -Mo (%) の直線に示した Cr% の表示からわかる。なお、この図でオーステナイト鋼の i_{crit} についても同様の比較をしているが、

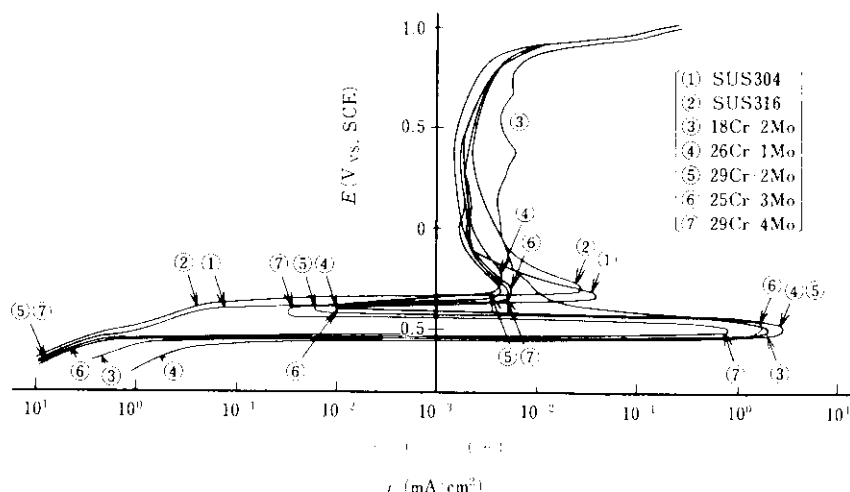


Fig. 1 Anodic polarization curves of stainless steels in 5% H_2SO_4 solution at 30°C

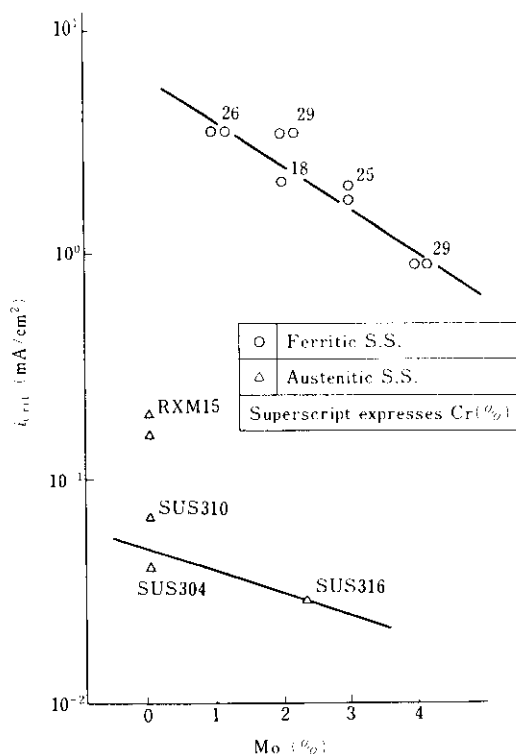


Fig. 3 The influence of molybdenum content on the critical current density, i_{crit} , for passivation in anodic polarization in 5% H_2SO_4 solution at 30°C

この場合の i_{crit} はフェライト鋼に比べると2桁程度低い。これは、この i_{crit} が、 $-0.3V$ 程度の貴な電位でのピークであることによるものと考えられる。

3・1・2 Cr-Mo-Ni ステンレス鋼

Cr-Mo 鋼のアノード分極挙動は Ni の添加により大きく影響を受ける。Fig. 4 は、29Cr-2Mo 鋼に Ni を添加したときの影響を示している。Ni の添加とともに i_{crit} は減少する。Ni が 2% 以上になると、今回の測定に用いた $-700mV \times 10min$ というカソード還元処理でも活性化せず、自己不働態化のままである。したがって、2%Ni 以上の鋼のアノード分極のピーク電流密度は、Cr 鋼の 0~

0.3V の第2アノードピークに相当するものだけになり、オーステナイト鋼と似た形状を描く。なお、Ni が 2% の鋼ではカソード曲線に屈曲点がみられるが、4%Ni 鋼ではオーステナイト鋼と同様になめらかな曲線になっており、Ni が 4% 程度含まれると、かなり安定な自己不働態化能を備えていることがわかる。

Fig. 4 の 0~0.3V の第2アノードピークは、Ni の添加量とともにピーク位置が貴な側にずれ、ピークの高さも大きくなる傾向がある。0V 付近のこの第2アノードピークは、吸収された水素の再酸化⁹⁾、鋼表面の Ni の濃縮¹⁰⁾、あるいは鋭敏化による Cr 欠乏域の存在¹¹⁾ によって生じることが知られている。今回の測定試料については、Ni の濃縮と、これにともなう吸収水素の増大、ひいては水素の再酸化反応の増大によるものではないかと推定している。

アノード分極挙動に及ぼす Ni のこのような影響

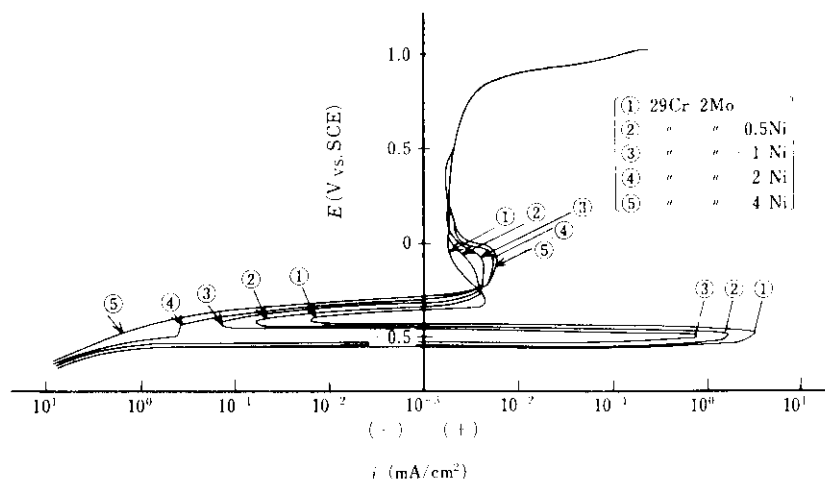


Fig. 4 Influence of nickel content on the anodic polarization curves of 29Cr-2Mo-Ni steels in 5% H_2SO_4 solution at 30°C

は、Fig. 5 に示すように、25Cr-3Mo 鋼および 29Cr-4Mo 鋼においても同様に認められる。ただ、Mo 含有量の多い 29Cr-4Mo 鋼では、2%Ni でもカソード曲線に 29Cr-2Mo 鋼のような屈曲点はみられない。さらに、第 2 アノードピークの形状は Ni を含まないものとはほとんど同じであり、Fig. 5 のように第 2 アノードピーク電位が Ni 添加により貴側にずれる傾向はみられない。このように Mo 含有量の違いで第 2 アノードピークの出方の異なる原因は明らかでないが、Mo が活性溶解を抑制し吸収水素量を少なくすることも一つの原因ではないかと考えられる。

Fig. 6 に、アノード分極曲線に及ぼす Ni と Mo 含有量の影響を、活性溶解ピーク電流密度の大小で整理して示す。ピーク電流密度は Mo と Ni いずれの添加でも減少するが、その影響は Mo より Ni の方が著しく大きい。

結局、Ni を含まない Cr-Mo 系ステンレス鋼でも、25~29Cr のものは水素イオンの酸化力で自己不働態化能を有するようになるが、Ni を含有させると、とくに 2%Ni 以上ではこの不働態は安定になり、酸溶液に対する耐食性が著しく向上する。

3.2 食塩水中の耐孔食および耐隙間腐食性

酸溶液とは異なり、塩素イオンの共存のもとでは孔食あるいは隙間腐食という局部腐食が問題になる。中性の食塩水中の耐孔食性あるいは耐隙間

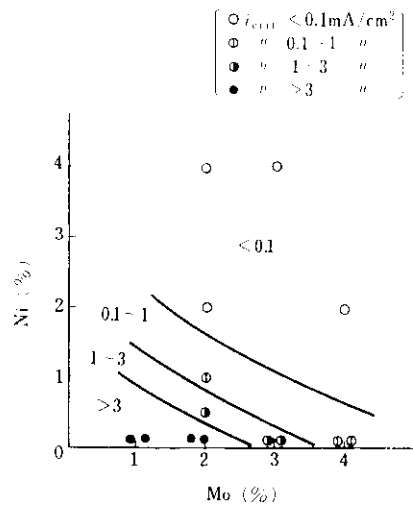


Fig. 6 Influence of nickel and molybdenum content on i_{corr} of Cr-Mo-Ni ferritic stainless steels in 5% H_2SO_4 solution at 30°C

腐食性を、動電位法で測定した孔食電位とメタル-メタルの隙間腐食電位により検討した。

Fig. 7 に、高 Cr-Mo フェライトステンレス鋼の、50°C と 80°C の 3.5%NaCl 水溶液における孔食電位と隙間腐食電位を、Cr と Mo 含有量で整理して示す。図には、孔食あるいは隙間腐食電位を、<0.3V、0.3~0.9V および >0.9V の 3 領域に分けて示した。このうち 0.9V 以上という領域は、不働態領域全体にわたり孔食あるいは隙間腐食を生じなかったことを示す。ただし、測定値のバラツキ

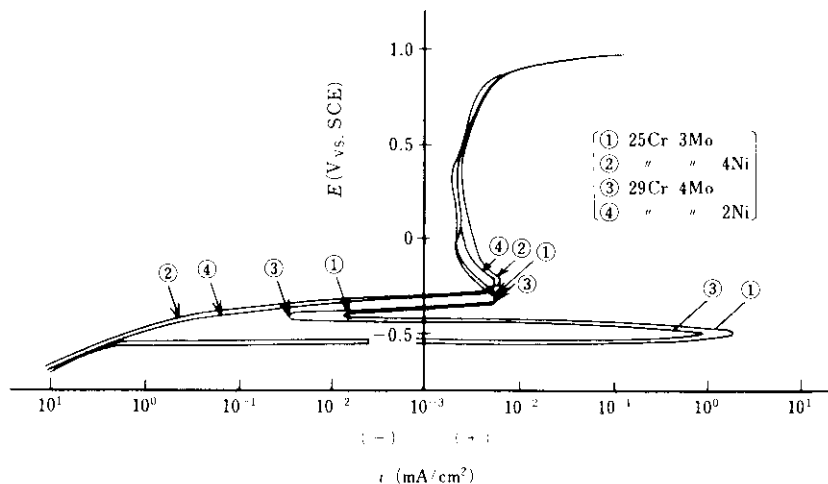


Fig. 5 Influence of nickel addition on the anodic polarization curves of 25Cr-3Mo and 29Cr-4Mo steels in 5% H_2SO_4 solution at 30°C

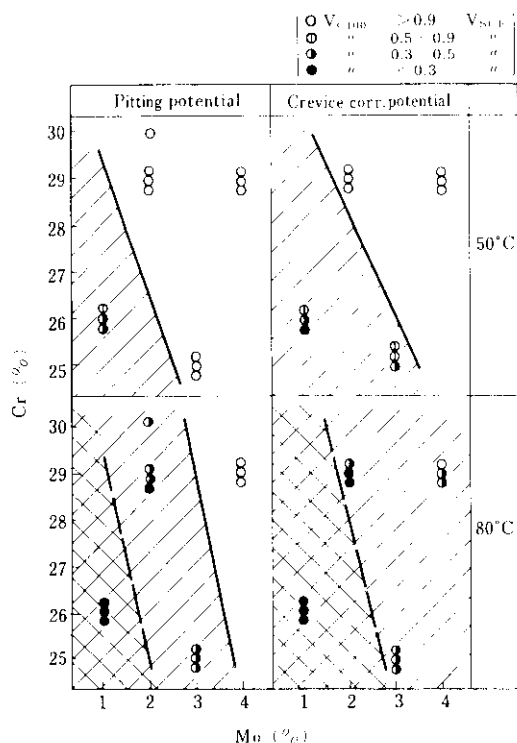


Fig. 7 Influence of chromium and molybdenum content on pitting and crevice corrosion potentials of Cr-Mo ferritic stainless steels in 3.5% NaCl solution at 50 and 80°C

は隙間腐食電位ではとくに大きく、それだけにこの区分もあまり厳密なものではない。しかしながら、この区分に示すように、耐孔食性および耐隙間腐食性はCrとMoの含有量に依存する。CrよりもMoの効果が大きい。耐孔食性あるいは耐隙間腐食性は、低温(50°C)では大きい、高温(80°C)になると小さくなる。また、隙間のない場合より隙間のある場合の方が耐食性は小さくなる。なお、この図は耐孔食性と耐隙間腐食性の程度の比較を示したもので、耐え得るかどうかを直接示すものではない。この点については、たとえば3.5% NaCl, 80°C(大気開放)における長期間の浸漬試験で、30Cr-2Mo鋼は耐隙間腐食性を示したが、26Cr-1Mo鋼は腐食した⁴⁾ことを勘案する必要がある。いずれにしても、このクラスの高Cr-Mo鋼の耐食レベルは全般に高い。Fig. 8は、3.5% NaCl, 50°Cにおける耐食性を、オーステナイト系の鋼種と比較したものであるが、高Cr系材料の孔食電位と隙間腐食電位が316鋼などと比べても大きい

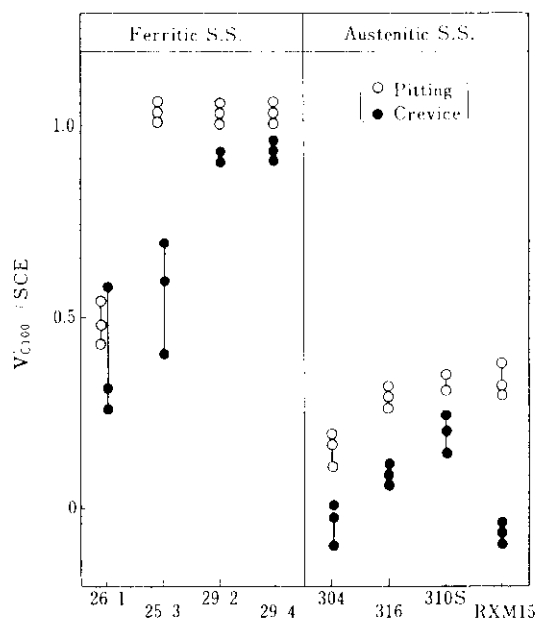


Fig. 8 Comparison of pitting and crevice corrosion potentials of Cr-Mo ferritic stainless steels with those of austenitic stainless steels in 3.5% NaCl solution at 50°C

ことがわかる。

次に孔食電位と隙間腐食電位に及ぼすNi添加の影響をFig. 9, 10に示す。いずれの場合もNiの添加の影響はほとんど見られない。

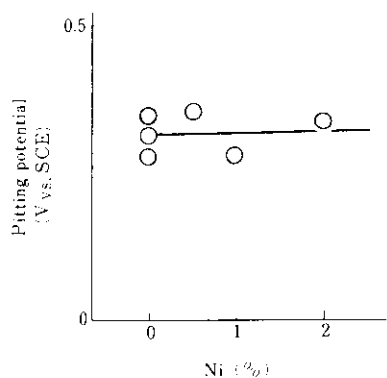


Fig. 9 Influence of nickel content on the pitting potentials of 29Cr-2Mo-Ni ferritic stainless steels in 3.5% NaCl solution at 80°C

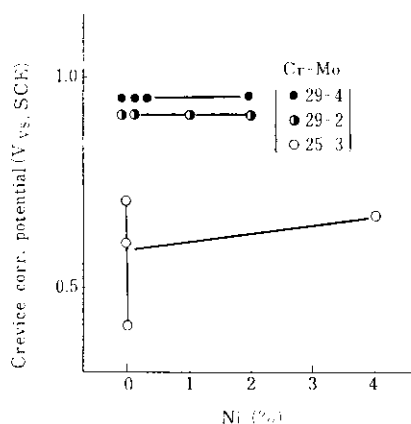


Fig. 10 Influence of nickel addition on the crevice corrosion potentials of 29Cr and 25Cr steels in 3.5% NaCl solution at 50°C

4. 考 察

4.1 アノード分極挙動に及ぼす Ni の影響

今回の結果から、硫酸中のアノード分極挙動は Ni 添加の顕著な影響を受けることがわかった。とくに、Ni を含まないときの -0.49V 付近の活性溶解のピークが 2% 以上の Ni の添加で消失するため、アノード分極曲線の形状は、オーステナイト鋼のものによく似てくる。Fig. 11 は、Ni 含有の Cr-Mo フェライト鋼とオーステナイトステンレス鋼

を比較したものである。29Cr-2Mo 2Ni 鋼 (Fig. 11 の曲線④) のものだけが少しピーク位置がずれているが、これも水素の再酸化の電流増加分を除いて考えれば i_{crit} が違うだけで、両者の形状はきわめてよく一致する。

分極挙動の、Ni によるこのような変化は、Ni の添加による水素の還元反応の促進と、より安定な皮膜形成の促進とによるものと考えられる。カソード領域における溶解量については、溶出金属の分析を行っていないので推定の域を出ないが、Ni 添加のものの皮膜が安定なために実際の活性溶解はほとんど起きていないであろう。Ni のこのような効果は、Ni の高いオーステナイト鋼においても同様と考えられる。したがって、304 鋼などのオーステナイト鋼の硫酸アノード分極曲線のピーク電流密度は、Cr 鋼にみられるような活性溶解のピークではなく、Ni による皮膜をもち、すでに不働態化の状態にあるものの見掛け上のピークであると思われる。

一方、硫酸中の Ni のアノード溶解は Cl^- の共存で促進されることが知られており¹²⁾、304 鋼でも Cl^- が共存すると桁の違う大きな活性溶解電流密度を示すようになる^{13,14)}。このことを考えあわせると、オーステナイトステンレス鋼も含め、Ni を含むステンレス鋼は、硫酸中のように皮膜の安定な環境では真の活性溶解は観測されず、Ni による皮膜安定効果が失われる Cl^- の共存下のような環境で初めて、活性溶解が観測できるようになる

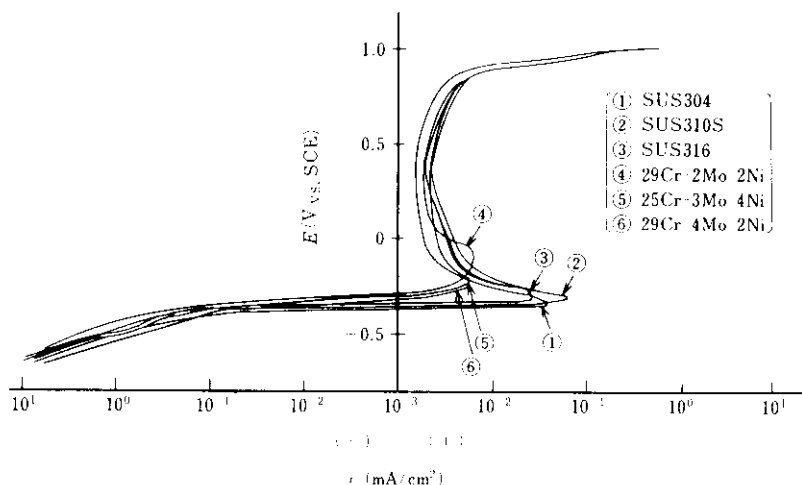


Fig. 11 Comparison of anodic polarization curves of Cr-Mo Ni ferritic stainless steels with those of austenitic stainless steels in 5% H_2SO_4 solution at 30°C

ものと考えられる。したがって、オーステナイト鋼あるいはNiを含有するCr系フェライト鋼が、Cr系フェライト鋼に比べて優れた耐酸性を示すのは、Niによる皮膜が安定に存在する環境下であり、塩化物の共存する酸性の環境下のようにNiの効果の期待できない環境では、CrあるいはMoに依存する活性溶解の抑制、自己不働化能の増大などが耐食性を決定することになる。

このようなClの共存する酸性溶液中の耐食性は、実際にCr量とMo量に依存する。たとえば1NHCl中では、Fig. 12に示すように、26Cr 1Mo鋼は活性溶解を示すが、より高Crあるいは高Moのものは自己不働態を保っている。この塩酸中のアノード分極は、硫酸アノード分極測定のようにカソード還元処理を行わず、孔食電位測定と同様、自然電位に10min保持後自然電位から分極したものであるが、合金組成による活性溶解の難易の比較には利用できるであろう。このCl⁻の共存する酸性溶液中の活性化挙動は、中性食塩水中の孔食電位あるいは隙間腐食電位による耐食性の挙動と一致する。中性の塩化物溶液中の隙間腐食の開始に対しては、隙間内部が活性化する depassivation pH によるか、あるいは塩濃縮にともなう V_c 低下による酸化型不働態破壊によるか、という二つの解釈があり、合金の耐食性を depassivation pH と V_c のいずれかで評価すればよいということが論議されている¹⁵⁾。この場合の depassivation pH の考

え方は、とくに隙間腐食開始までの誘導期間の定量的評価を可能にできるといわれており¹⁶⁾、誘導期間による合金の耐食性の評価との関連で論じられている。塩酸中の活性化挙動と食塩水中の V_c の挙動が一致するという筆者の上述の実験結果は、depassivation pH の考え方に通じるが、ただし筆者は誘導期間とは結びつけていない。depassivation pH と V_c のいずれの考え方で、いったん隙間腐食が開始した後の隙間腐食の成長過程において、隙間内部の活性溶解の持続が必要となる。したがって、このようなClの共存する酸中の活性化の挙動が、耐隙間腐食性を考えるうえで重要であろうと考えている。そして、合金元素の影響としては、耐孔食性あるいは耐隙間腐食性に対しNiの効果が見られないのは、Niの耐酸性がCl⁻の共存により失われてくるためであり、このような環境ではCrとMoの寄与が大きくなるものと解釈できる。

5. まとめ

高純度高Cr-Moフェライトステンレス鋼の、活性溶解挙動および不働態皮膜破壊に対する抵抗性を、硫酸中のアノード分極挙動および3.5%NaCl中の孔食電位および隙間腐食電位により検討した。その結果を以下に要約する。

(1) 5%硫酸中の活性溶解ピーク電流密度は、Mo

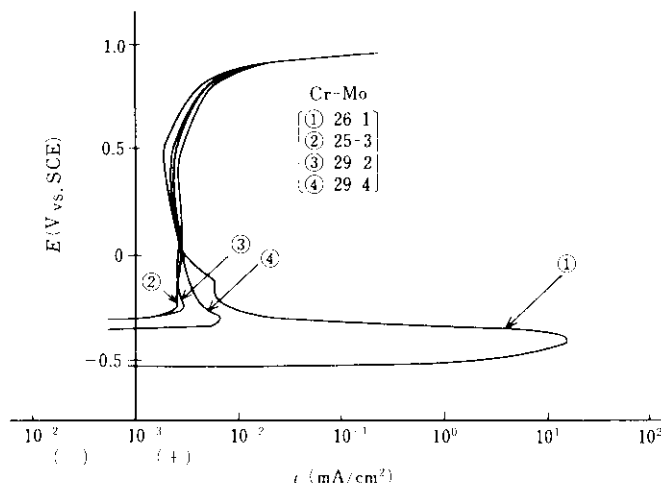


Fig. 12 Anodic polarization curves of Cr-Mo ferritic stainless steels in 1N HCl at 30°C

とNiの含有量に依存し、これらの添加量が増加するとともに小さくなる。しかしCrの影響はほとんどみられない。その効果はMoよりNiの方が大きく、29Cr-2Mo鋼ではNi2%以上を含むと5%硫酸中で活性化しなくなる。

(2) 中性食塩水中の耐孔食性および耐隙間腐食性は、CrとMo、とくにMo量の増大にともない向上する。しかしNi添加の効果はほとんどみられな

かった。耐孔食性および耐隙間腐食性は温度とともに低下する傾向を示す。また隙間のない場合よりある場合の方が耐食性は低下する。

(3) 塩化物を含む環境でNiの効果がみられないのは、Niの耐酸性がCl⁻の共存下では失われるためであり、このような環境下ではCrとMoの活性溶解の抑制効果、あるいは自己不動態化能の増大効果が大きいものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) S. Iwaoka, H. Kaito, N. Ohashi, M. Takeda & N. Kinoshita: *Stainless Steel* **77** (1977), 139, [Climax Mo Co.]
- 2) 増尾, 小野, 大橋: 防食技術, **26** (1977), 573
- 3) 増尾, 小野, 大橋: 防食技術, **28** (1979), 577
- 4) 増尾, 小野, 大橋: 防食技術, **29** (1980) 1, 3
- 5) M. B. Rockel: *Corrosion*, **29** (1973) 10, 393
- 6) E. A. Lizlovo & A. P. Bond: *J. Electrochem. Soc.*, **118** (1971) 1, 22
- 7) 腐食防食協会第9専門委員会: 防食技術, **26** (1977) 9, 539
- 8) 塩原, 沢田, 森岡: 日本金属学会誌, **27** (1963) 9, 419
- 9) C. D. Kim & B. E. Wilde: *Corrosion Sci.*, **10** (1970) 10, 735
- 10) W. D. France & N. D. Green: *Corrosion*, **24** (1968) 12, 403
- 11) 菅原, 花見: 日本金属学会誌, **40** (1976) 1, 89
- 12) M. Zamin & B. Ives: *Corrosion*, **29** (1973) 8, 319
- 13) 前川, 中島, 香川: 日本金属学会誌, **29** (1965) 3, 257
- 14) 松島, 酒井: 鉄と鋼, **63** (1977) 5, 598
- 15) 久松: 鉄と鋼, **63** (1977) 5, 574
- 16) 小川, 伊藤, 中田, 細井, 岡田: 鉄と鋼, **63** (1977) 5, 605