オーステナイト系ステンレス鋼の腐食疲労に 関する研究 (第5報)* (表面圧延と焼ばめの影響)

木 島 茂**

Investigation on the Corrosion Fatigue of Austenitic Stainless Steels (5th Report)

(Effects of Surface Rolling and Serink Fitting)

by

Sigeru KIJIMA
(Sumitomo Chemical Co., Ltd.)

Surface rolling of the specimen was achieved by pressing screw and three hard rollers having 20 mm diameter and 12 mm contour radius, screw pressure of 100 kg or 150 kg being applied.

Fatigue strength was remarkably increased both in the corrosive environments and in air by surface rolling, but the effect was more pronounced in corrosive environments than in air, and in case of stainless steel, much more improvement of endurance was attained for austenitic steel than for ferritic steel both in 5% H_2SO_4 saturated with air at 25°C and in air.

In slightly corrosive environment, even mild steel showed as good improvement as that of austenitic stainless steel, however in highly corrosive environment dangerous downward S-N curves were exhibited.

It was postulated that improved endurance could predominantly be attributed to its suppressing effect against forming of hemispherical corrosion pit, though residual compressive stress was favorable to prevent spreading fatigue fissures, and this interpretation was supported by micrographic examinations and potential measurements.

As a conclusion, general effects of surface rolling on corrosion fatigue, presumably, involve three ways; firstly in a corrosive environment in which a metal is fully protected by corrosion product or by passive film, more stress concentration would have been resulted which initiated fissures due to more predominant effect of rapid contraction of anodic area than effect of ready decrease of general corrosion, as was pointed out by Gould and Evans, and aggravated endurance would be resulted; secondly if a metal could be freely soluble, stress concentration also could be avoided and prolonged corrosion fatigue life would be temporarily, resulted; thirdly, if a corrosive medium offered marginal property to a metal, effective control against initiation of corrosion pit would be resulted, without causing dangerous stress concentration and the highest protection against corrosion fatigue could be attained.

Inferring from serious damage observed in shrink fitted austenitic stainless steel into hard steel, the same deterioration of corrosion fatigue would be expected in other cases of such cladding or overlaying.

(Received Sep. 15, 1961)

1. 緒 言

ショットピーニング、表面圧延などによる表面加工が、疲労強度を高めることはよく周知され、また実際

にも広く活用されている。¹⁾²⁾ これらの表面加工によって耐久性が改善されるのは、繰返負荷の引張半周期においてより安全な合成応力を生じ、またミクロ的な表面きずがふさがれるためであると考えられている。おなじ理由から表面層に圧縮残留応力を生ずる炎焼入れ、

* 原稿受付 昭和36年9月15日

** 正員 住友化学工業株式会社

浸炭および窒化などの処理も、疲労強度の向上に役だつことが知られている。

これらの改善は繰返曲げ疲労と繰返ねじり疲労においてはより多くを期待できるが、繰返引張圧縮疲労においてはそれほど多くを期待できない。繰返引張圧縮を受ける材料に生ずる応力は、断面に均等に分布するのが普通であるから、疲労き裂の核も全断面のいたるところに生ずる可能性があり、繰返曲げや繰返ねじりを受ける場合のように、必ずしも表面に疲労き裂の核を生ずる必要はない。ただ表面の欠陥は内部の欠陥より疲労き裂の核となる確率が大いといえる。腐食疲労においては応力の種類に関係なく材料の表面からき裂が発生するから、表面加工の改善効果も応力の種類と無関係に期待することができる。

腐食疲労破壊の核は常にゆがんだ表面に発生し、それが内向してき裂となるから、表面に残留する圧縮応力は腐食疲労き裂の発生を阻止するものと推察されるが、残留応力が腐食作用を強める作用も考えなくてはならない。Gould と Evans³⁾は塩水ならびに希硫酸溶液中において、硬鋼の腐食疲労強度に及ぼすショットピーニングの効果を研究している。その結果によると中性、および酸性の溶液中においては耐久性に対する改善効果が認められたが、アルカリ性溶液中ではかえって腐食疲労寿命が短縮されたことが報告されている。その理由として、アルカリの添加によって鋼の全腐食は減少するが、アノード面積の縮小効果がそれ以上に大きく、応力の集中が強化される点をあげている。Wlodeck は 1080 鋼製および Ni-Cr-Mo 鋼製のドリルロッドを用い、淡水中における繰返引張圧縮疲労強度に及ぼすショットピーニングの影響を調査し、その効用を確認している。

オーステナイト系ステンレス鋼の腐食疲労強度に及ぼす表面圧延の影響については、これまでほとんど研究されていないので、この研究ではまず空気を飽和した 25°C の 5% H_2SO_4 溶液中におけるこの鋼の耐久性に及ぼす表面圧延の効果について探究した。この際、比較のためフェライト系ステンレス鋼に対する表面圧延の効果についても調査し、さらに軟鋼の腐食疲労強

度に対する表面圧延の効果もあわせて比較検討した。

次にこの研究において探究したことは、腐食疲労に対する焼ばめの効果である。腐食環境下で繰返応力を受ける機械部品の軸類として、材料費を節約する見地から普通鋼へオーステナイト系ステンレス鋼を焼ばめて使うような場合、焼ばめ材がどの程度に効果的であるかどうかを知っておくことは、実用的観点からとくに探究の価値がある問題と考えられる。この問題はまた他の被覆方法、たとえばクラディングとかオーバーレイニングなどと関連して検討の余地があるものと思われる。

2. 試験方法

(I) 疲労試験機

今回用いた疲労試験機も前報までに用いた疲労試験機と同じく、第 1 報で詳述した試作疲労試験機である。この試験機の特徴は腐食疲労試験に際して、腐食工学的に考えてやや満足な条件が得られることである。その型式は縮型繰返回転片持曲げ疲労試験機に属する。疲労試験片の破断予定位置を常に大気に開放された 18 l の腐食液面下 20 mm の位置に置き、繰返速度 1700 cpm で試験を実施した。

(II) 供試材料と試験片

供試材料の化学成分を Table 1 に示す。これらのうち S-6 材 (316 型 SUS 32) は第 3 報で用いたオーステナイト系ステンレス鋼と同じものである。比較に用いた 18 CM-B 材は 1.5% Mo を含み、Ti および Al によって細粒化した 17% Cr ステンレス鋼である。また M-C 材は比較として用いた軟鋼である。これらはいずれも直径 19 mm の鍛造素材を用い、S-6 材は 1100°C で焼なまし、18 CM-B 材は 800°C で焼なまし、M-C 材は 880°C で焼ならしたうえ、疲労試験片に加工して表面圧延の影響を調査した。JIS 4 号引張試験片を用いて測定したその機械的性質を Table 2 に示し、またそれらの顕微鏡組織を Photo. 1 に掲げた。ただし S-6 材の顕微鏡組織は第 3 報に掲げたのでこれを省略した。H-C 材は直径 6 mm の硬鋼線で焼ばめ試験片の心材とし 600°C で焼もどして用いたものであるが、ハンスフィールド・テンソメーターによって引

Table 1 Chemical analysis of materials tested (%)

Symbol of materials	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	N	Remarks
S-6	0.07	0.45	1.22	0.019	0.021	17.92	11.34	2.15	—	—	0.037	Type 316
18 CM-B	0.08	0.78	0.61	—	—	17.06	0.50	1.55	0.32	0.29	—	17 Cr-1.5 Mo-Ti**
M-C	0.23	0.08	0.46	0.018	0.034	—	—	—	—	—	—	Mild steel**
H-C	0.63	0.24	0.63	0.009	0.018	—	—	—	—	—	—	Hard steel*

** Used for surface rolling to compare with type 316

* Used for shrink fitting material into type 316

Table 2 Mechanical properties of materials tested

Symbol of materials	Yield strength $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)	Brinell hardness H_B	Endurance limit σ_W (kg/mm ²)	Remarks
S-6	23.3	58.4	62	72	138	21.0	Annealed at 1100°C
18 CM-B	41.0	58.1	34	60	183	23.0	Annealed at 800°C
M-C	32.7**	47.7	38	64	124	—	Normalized at 880°C
H-C	70.6*	86.4*	23*	46*	229*	—	Tempered at 600°C

** Yield point * Measured by hounsfield tensometer

18 CM-B
(17% Cr-1.5% Mo-Ti. Etchant:
Vilella's Reagent, $\times 100$)

M-C
(0.23% carbon steel. Etchant:
2% Nital, $\times 100$)

S-6
(Type 316. Etched with vilella's
reagent after electrolytically
etched in 10% oxalic acid, $\times 500$)

H-C
(0.63% carbon steel Etchant:
2% Nital, $\times 500$)

Photo. 1 Microstructures of fatigue specimens

(IV) 焼ばめ方法

焼ばめ試験片の心材としては直径 6 mm の M-C 材を直径 5 mm まで研磨して用いた。焼ばめ材としては S-6 材 (316 型, SUS 32) を用い, Fig. 2 に示すように中心部に深さ 60 mm, 直径 5 mm のリーマー孔をあけ, これを心材へ焼ばめた。焼ばめ代として 4/100 mm を見込み, 焼ばめ温度は 500°C とした。加熱は 500°C で 20~30 min 行なったが, Photo. 1 に示したように Cr_{23}C_4 の析出は認められなかった。Photo. 1 に示した S-6 材 (316 型, SUS 32) の顕微鏡組織は, ASTM 法によって 10 % シュウ酸溶液中で規定の電解腐食を行ない, さらに Vilella 液によって腐食したも

のであり, 認められる黒点はシュウ酸電解によって生じたエッチピットである。

(V) 腐食液

オーステナイト系およびフェライト系ステンレス鋼に対する表面圧延の影響は, 空気を飽和した 25°C の 5 % H_2SO_4 溶液中で調査し, 軟鋼に対する表面圧延の影響は空気を飽和した 25°C の水道水, 0.015 N H_2SO_4 溶液, および 3 % NaCl 溶液中で調査した。水道水を除く他の腐食液はすべて化学用一般の薬品と蒸留水とから調製した。用いた水道水のおもな性質はカルシウム硬度 31.4~32.2, マグネシウム硬度 10.1~11.1, 重炭酸塩 30.0~30.5, Cl^- 7.5~7.8, M アルカリ度 30.0

S-6 (Type 316)
(Surface rolled with screw
pressure of 100 kg)

S-6 (Type 316)
(Surface rolled with screw
pressure of 150 kg)

18 CM-B (17 Cr-1.5 Mo)
(Surface rolled with screw
pressure of 100 kg)

18 CM-B (17 Cr-1.5 Mo)
(Surface rolled with screw
pressure of 150 kg)

Photo. 4 Microstructures of surface rolled layers of fatigue specimens (Etchant: aqua regia, $\times 400$)

～30.5, 全固形物 88～89, pH 7.05～7.55, ランゲリヤー指数 -1.35～-1.95 である。

(VI) 電位測定法

一部の腐食疲労過程で経時的に電位を測定したが、電位測定に用いた装置ならびにその手順は第1報に述べたものと同じであるから、その詳細な説明を省略する。

3. 試験結果と考察

(I) 表面圧延の影響

まず表面圧延によってオーステナイト系およびフェライト系ステンレス鋼が、どの程度の表面加工を受けるかを調査した。Photo. 4 は表面圧延加工層の組織をミクロ的に調査した一例である。数本の疲労試験片を用い全表面を検鏡した結果によると、表面から 0.3 mm までの層が十分に加工され、かなりのすべり変形とせん断変形とを起していることが認められた。また、その変形量はオーステナイト系ステンレス鋼のほうが多い。デュリメット微小硬度計を用いて加工層の微小硬度分布を測定した例を Fig. 4 に示す。表面圧延による硬化の程度もオーステナイト系ステンレス鋼のほうがかなり大きく、また、スクリー圧力 100 kg の表面圧延と、スクリー圧力 150 kg の表面圧延とでは、硬化の程度も異なることが認められる。さらに表面圧延によって得られる最高硬化部は、鋼表面から約 0.1 mm ほど内部にあることがわかる。スクリー圧力 150 kg で到達できる最高硬度はオーステナイト系ステンレス鋼で 420 程度、フェライト系ステンレス鋼で 360 程度である。表面圧延によって生ずる残留応力分布の測定は行なわなかったが、従来の知見からかなりの圧縮応力が表面層に残留するものと推定される。

Fig. 4 Micro hardness of surface rolled layer

Table 3 は疲労試験片と同一直径 (8 mmφ) をもつ引張試験片 (G.L.=4/A) を用い、同一操作によって表面圧延加工したものの機械的性質を示す。表面加工の影響は引張試験によっては検出しにくいことが認められた。

ステンレス鋼の表面圧延試験片を用い、空気中と空気を飽和した 25°C の 5% H_2SO_4 溶液中で求めた S-N 曲線を Fig. 5 および Fig. 6 に示す、一見してそれぞれの耐久性が表面圧延によって著しく改善されることが認められる。S-6 材 (316 型, SUS32) の空気疲労限度は 21.0 kg/mm² で、ほぼ同じ引張強度をもつ 18 CM-B 材 (17 Cr-1.5 Mo-Ti) の空気疲労限度より 2 kg/mm² だけ低い、スクリー圧力 100 kg の表面圧

Table 3 Mechanical properties of surface stress rolled austenitic and ferritic stainless steel specimens**

Symbol of materials	Loading pressure* (kg)	Yield strength $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)	Surface hardness, Hv
S-6	0	25.4	59.3	61	71	161
"	0	25.6	60.2	63	71	165
"	100	25.6	61.7	64	72	362
"	100	25.9	62.4	63	72	367
"	150	26.3	63.4	64	71	391
"	150	25.3	61.8	61	71	391
18 CM-B	0	40.7	59.8	36	60	216
"	0	41.0	59.7	34	62	216
"	100	41.4	61.5	37	65	274
"	100	42.5	63.8	36	63	268
"	150	40.9	58.2	37	64	321
"	150	41.9	59.2	34	65	326

** With diameter 8 mm and G.L. 28 mm

* Pressure of loading screw and not roller Pressure, calculated roller pressure indicated in Fig. 3

Fig. 5 Effects of surface rolling on the endurance of S-6 (Type 316) stainless steel exposed to air-saturated 5% H_2SO_4 at 25°C or to air

延によって 25.6 % 増の 26.4 kg/mm² となり、スクリー圧力 150 kg の表面圧延によっては、38.1 % 増の

Fig. 6 Effects of surface rolling on the endurance of 17CM-B (17Cr-1.5Mo-Ti) stainless steel exposed to air-saturated 5% H₂SO₄ at 25°C or to air

Table 4 Percentage increase of air fatigue and corrosion fatigue limits of austenitic and ferritic stainless steels by surface stress rolling

Symbol of materials	Loading pressure* (kg)	Increase of air fatigue limit (%)	Increase of corrosion fatigue limit (3×10 ⁷) (%)	Remarks
S-6	100	25.6	54.2	Austenitic stainless steel
	150	38.1	72.6	
18 CM-B	100	17.4	46.6	Ferritic stainless steel
	150	26.1	56.5	

* See foot note in Table 3

29.0 kg/mm² に到達する。18CM-B材 (17Cr-1.5Mo-Ti) の空気疲労限度の改善率は、スクリー圧力 100 kg の表面圧延に対して 17.4 % 増 (27.0 kg/mm²)、スクリー圧力 150 kg の表面圧延に対して 26.1 % 増 (29.0 kg/mm²) である。すなわち、表面圧延によるオーステナイト系ステンレス鋼の空気疲労限度の改善率は、フェライト系ステンレス鋼の改善率に比べてはるかに大きい。しかし、時間強度が改善される傾向を S-N 曲線から判断すると、オーステナイト系ステンレス鋼では末つぼみ型を示し、フェライト系ステンレス鋼では末広がり型を示すから、後者のほうが好ましい傾向をもっている。

空気を飽和した 25°C の 5% H₂SO₄ 溶液中における腐食疲労限度 (3×10⁷) は、S-6 材 (316 型, SUS 32) が 10.7 kg/mm² で 18CM-B 材 (17Cr-1.5Mo-Ti) が 10.5 kg/mm² であるが、スクリー圧力 100 kg あるいはスクリー圧力 150 kg の表面圧延によって、それぞれオーステナイト系ステンレス鋼では 16.5 kg/mm² (54.2 % 増) および 18.5 kg/mm² (72.6 % 増) に高まり、フェライト系ステンレス鋼では 17.4 kg/mm² (46.6 % 増) および 19.8 kg/mm² (56.5 % 増) に高まる。やはりオーステナイト系ステンレス鋼においてすぐれた改善が認められる。もし腐食疲労限度として繰返数 10⁸ 回の時間強度を選べば、S-N 曲線の傾きからしてさらに大きい差が認められるであろう。

Table 4 は表面圧延によって得られた疲労限度の改善率を一括表示したものである。これによってわかるように、いずれのステンレス鋼においても、空気疲労限度の改善率よりも腐食疲労限度 (3×10⁷) の改善率の

Photo. 5 Shapes and distributions of corrosion pits on 18CM-B fatigue specimens without surface rolling or with surface rolling in air-saturated 5% H₂SO₄ at 25°C under repeated stress 19.0 kg/mm² (Right: Not surface rolled and failed at N=1.08×10⁶. Middle: Surface rolled with screw pressure of 100 kg and failed at N=9.83×10⁶. Left: Ditto 150 kg and did not fail at N=3×10⁷ unetched, ×100)

ほうがはるかに大きい。また Fig. 5 と Fig. 6 の腐食疲労曲線の形状を比較すると、高い応力レベルにおける腐食疲労寿命の改善はオーステナイト系ステンレス鋼の方が大きい。この点は空気疲労における時間強度に対する改善の傾向と反対である。いずれにしても疲労限度だけでなく、すべての時間強度が表面圧延によって著しく増大する。

Photo. 5 は 18 CM-B 材 (17 Cr-1.5 Mo-Ti) を用い 19 kg/mm² の繰返応力を加えて腐食疲労試験を行なったとき、試験片表面の破断部あるいは破断予定位置の付込に認められた食孔の形状、分布、および数を示す。表面圧延を行なわない試験片の表面には多数の食孔を生じ、しかもミクロ的に検査すると深いものが多いが、表面圧延試験片の表面は圧延の程度に応じて食孔の発生が抑制されている。しかもこれをミクロ的に調査しても浅い食孔が多い。なお表面圧延を行なわないために破断した試験片には多数の疲労き裂がミクロ的に認められたが、スクリー圧力 150 kg で表面圧延した試験片の破断予定位置付近には、ミクロ的の疲労き裂は認められなかった。これらの事実から、腐食疲労に対する表面圧延の一次的効果が、初期食孔 (U 型食孔) の発生を抑制することであり、二次的效果としても食孔が形成されても、食孔から疲労き裂への変化を妨げ、三次的效果として、圧縮残留応力が発生した疲労き裂の進展をおくらせる点にあると考えられる。

Fig. 7, Fig. 8, および Fig. 9 は比較のため求めた M-C 材に対する表面圧延の効果を示す。この軟鋼の空気疲労限度は 22.0 kg/mm² であったが、スクリー圧力 100 kg の表面圧延によって、それが 28.0 kg/mm² まで高められ、スクリー圧力 150 kg の表面圧延によって 30.0 kg/mm² まで上昇した。それぞれの改善率は 27.3 % 増しおよび 36.4 % 増しで、かなり良好な寄与が得られている。Fig. 7 に示すように空気を飽和した 25°C の水道水中における腐食疲労強度は表面圧延によってとくに著しく改善され、スクリー圧力 100 kg の表面圧延によって、元の腐食疲労限度 (3 × 10⁷) 8 kg/mm² に対して 110 % 増し (16.8 kg/mm²) の改善を示し、スクリー圧力 150 kg の表面圧延では、128 % 増しの 18.2 kg/mm² に達している。また各時間強度に対する表面圧延の効果も、これに相当した顕著な増大を示している。

Fig. 8 は空気を飽和した 25°C の 0.015 NH₂SO₄ 溶液中で得られた表面圧延の効果である。このような酸性溶液中における軟鋼の腐食疲労に対しても表面圧延の効果が認められるが、繰返応力が小さくなるとしだいにその効果が削減され、とくに低い応力レベルでは腐食疲労強度が加速的に減少する。つまり危険な下向

した S-N 曲線を示している。この下向曲線の成因は低い応力レベルの繰返応力を長期に受ける状態では、表面圧延層がしだいに腐食除去されるからで、酸性溶液による軟鋼の腐食が塑性ひずみによって促進される証左であると考えられる。水道水のような中性溶液中ではこのような現象は起こらない。Fig. 9 は空気を飽和した 25°C の 3 % NaCl 溶液中で、同じ軟鋼について求めた表面圧延の効果である。この場合に得られた

Fig. 7 Effects of surface rolling on the endurance of 0.23 % carbon steel exposed to tap water or to air

Fig. 8 Effects of surface rolling on the endurance of 0.23 % carbon steel exposed to 0.015 N H₂SO₄ at 25°C or to air

Fig. 9 Effects of surface rolling on the endurance of 0.23 % carbon steel exposed to 3 % NaCl at 25°C or to air

S-N 曲線の形状も $0.015 \text{ NH}_2\text{SO}_4$ 溶液中で得られた N-S 曲線の形状と類似している。しかし表面圧延の効果は後者に劣っている。中性溶液であるにもかかわらず $3\% \text{ NaCl}$ 溶液中でも下向曲線を示すのは、 Cl^- によって保護被膜が破壊されるからで、低い応力レベルで長時間腐食液にさらされるほど表面圧延層がしだいに腐食除去されるものと思われる。さらに $3\% \text{ NaCl}$ 溶液中では、スクリュー圧力 150 kg の表面圧延によって得られる腐食疲労強度の増加は、スクリュー圧力 100 kg の表面圧延によって得られる腐食疲労強度の増加より少ない。このことは疲労強度を向上する表面圧延の効果にある限度が存在することを示している。つまりあまり過度の表面圧延を行ってもいけないことが示されている。

Fig. 10 と Fig. 11 は水道水中における腐食疲労過程で、観測された軟鋼の時間-電位曲線を示す。Fig. 10 は元の空気疲労限度を越える応力振幅の繰返応力を与えた場合を示し、Fig. 11 は元の空気疲労限度に

Fig. 10 Effects of surface rolling on the corrosion potential of 0.23% carbon steel being subjected to high repeated stress in air-saturated tap water at 25°C

Fig. 11 Effects of surface rolling on the corrosion potential of 0.23% carbon steel being subjected to low repeated stress in air-saturated tap water at 25°C

満たない応力振幅の繰返応力を与えた場合を示す。いずれの場合においても、軟鋼の電位は表面圧延によって著しく貴となり、たとえば 25.0 kg/mm^2 前後の繰返応力を与えたときは、スクリュー圧力 100 kg/mm^2 の表面圧延試験片は約 170 mV 、スクリュー圧力 150 kg/mm^2 の表面圧延試験片は約 350 mV も高い電位で破断している。このことは表面圧延の程度と比例的に食孔の発生が抑制され、アノード分極を増すことを示している。つまりカソード分極は表面圧延によってほとんど影響されないと考えられるから、アノード分極が増して電位も高まるものと考えられる。Fig. 12 は $0.015 \text{ NH}_2\text{SO}_4$ 溶液中における腐食疲労過程で得た軟鋼の電位変化を示す。酸性溶液中の軟鋼の電位は表面圧延によっていくらか卑となり、しかも電位の変動が少ないことから次のようなことが推察される。酸性溶液においては表面圧延によっていくらか全面腐食の傾向を増し、より多数の食孔を生ずるために応力集中の効果が削減されて腐食疲労強度も増加する。また、アノード分極は減少するが、その程度がわずかであるから、変動の少ない混合支配の腐食を受けているものと考えることができる。さらに繰返応力が小さくなると腐食液にさらされる時間も長くなるので、表面加工層はしだいに腐食除去され、同時にこれにつれて応力分散の効果も失われるから、危険な下向曲線を示すものと考えられる。

空気を飽和した 25°C の $5\% \text{ H}_2\text{SO}_4$ 溶液中における表面圧延をしたステンレス鋼試験片の電位は、経時的変動がきわめて多く測定が困難であったので、図示できるような結果が得られなかったが、表面圧延はステンレス鋼の電位をより貴とする傾向が認められた。その程度はオーステナイト系ステンレス鋼で $50\sim 70 \text{ mV}$ 、フェライト系ステンレス鋼で $40\sim 60 \text{ mV}$ であり、表面圧延度の差による電位の差はほぼ 20 mV にすぎなかった。この点から $5\% \text{ H}_2\text{SO}_4$ 溶液中にあるステンレス鋼の腐食疲労挙動に及ぼす表面圧延の影響は、

Fig. 12 Effects of surface rolling on the corrosion potential of 0.23% carbon steel being subjected repeated stress in air-saturated $0.015 \text{ N H}_2\text{SO}_4$ at 25°C

水道水中における軟鋼のそれと類似のものと考えられる。つまり表面圧延によってステンレス鋼の不動態はより容易に維持されるものと考えられる。

(II) 焼ばめの影響

Photo. 6 は焼ばめ試験片の最小直径部(破断予定位置)の横断面のマクロ組織を、Photo. 7 は焼ばめ境界部の組織を示す。数個の試験片について調査した結果によると、偏心の程度およびはめ込みの状態はかなり満足であった。

焼ばめ試験片として用いた Fig. 2 に示す複合材の応力状態を考えると、外輪である焼ばめ材(S-6材)の内径部には円周方向の引張応力が残留し、外径部には円周方向にも引張応力が残留するものと予想されるが、

Photo. 6 Microstructure of minimum section of shrink fitted fatigue specimen ($\times 7.5 \times 6/7.5$)

Photo. 7 Structure of shrink fitted margin ($\times 100 \times 6/7.5$)

これらの焼ばめ作業に基づく残留応力に対する考慮はすべて省略した。焼ばめの影響を調査するため、焼ばめ試験片のほか実体試験片、および標準試験片を用いて比較検討したことは前述のとおりである。

Fig. 13 は空気を飽和した 25°C の $5\% \text{H}_2\text{SO}_4$ 溶液中と、空気中とで求めた焼ばめ試験片、実体試験片、および標準試験片の $S-N$ 曲線である。S-6材(316型, SUS 32)の実体試験片を用いて空気疲労試験を行なうと、その空気疲労限度は同じオーステナイト系ステンレス鋼からなる標準試験片の空気疲労限度より約 5 kg/mm^2 も高く示された。この形状効果の原因は明らかでないが、応力集中効果と放熱効果の違いに基づくものと考えられる。焼ばめ試験片の空気疲労限度は実体試験片と標準試験片との中間に位し、それぞれの空気疲労限度は 21 kg/mm^2 , 23 kg/mm^2 , および 26 kg/mm^2 である。これらの数値から考えると、焼ばめにに基づく欠陥はそれほどないものと推定される。空気を飽和した 25°C の $5\% \text{H}_2\text{SO}_4$ 溶液中で腐食疲労試験を行なっても、実体試験片のほうが標準試験片より高い耐久性を示し、空気疲労試験で得られた傾向と一致する点から考えると、形状効果の主因は応力集中にあるものと判断される。

焼ばめ試験片が $5\% \text{H}_2\text{SO}_4$ 溶液中で示す耐久性は、空気中で示した良好な耐久性と比較してきわめてわるい。とくに小さい繰返数に対する時間強度が著しく小さく、 $S-N$ 曲線は非常にゆるやかな傾きを示し、大きい繰返応力を受けるときわめて短時間に破断する。

心材として用いた M-C 材の $S-N$ 曲線は、素材寸法の都合で求められなかったが、腐食疲労強度は軟鋼のそれと大差ないものと推定される。したがって、この試験で用いたような複合材の腐食疲労強度は、外皮であるオーステナイト系ステンレス鋼の寿命によって支配され、心材である硬鋼の存在はほとんど価値がないものと考えられる。このような見地から推察すると、

Fig. 13 Effects of shrinkage fitting and specimen shapes on the endurance of S-6 (Type 316) stainless steel exposed to air-saturated $5\% \text{H}_2\text{SO}_4$ at 25°C or to air

普通鋼の上へステンレス鋼を溶接肉盛りしたり、あるいはその他の方法でクラッドしても、腐食疲労に対してはあまり効果がないものと判断される。

4. 結 論

オーステナイト系ステンレス鋼が空気を飽和した25°Cの5% H_2SO_4 溶液中で示す耐久性に及ぼす表面圧延の効果を求め、フェライト系ステンレス鋼のそれと比較した。あわせて25°Cの水道水、0.015 NH_4SO_4 、および3% NaCl 溶液（いずれも空気飽和）中における軟鋼の耐久性に及ぼす、表面圧延の効果と比較検討した。得られた結論は次のとおりである。

(1) 25°Cの5% H_2SO_4 溶液中にさらされたステンレス鋼についていうと、表面圧延による耐久性の改善率はオーステナイト系ステンレス鋼のほうが大きい。また、どちらのステンレス鋼に対しても、空気疲労強度の改善率よりも、腐食疲労強度の改善率のほうが高い。表面圧延が腐食疲労強度を増すのは、表面圧延によって半球状食孔(U型食孔)の発生が抑制されることに一次的原因がある。したがって、くさび型食孔(V型食孔)の成長も起こりにくく、また腐食疲労き裂の発生も抑制される。いうまでもなく圧縮残留応力が発生した腐食疲労き裂の進展をおくらせることもたいせつな効果である。ステンレス鋼表面に発生する食孔が表面圧延によって抑制されることは、顕微鏡的観察ならびに電位測定から理解されるところである。

(2) 軟鋼の場合にも水道水のような弱い腐食環境中で沈殿性被膜の保護を受けるときは、表面圧延によって耐久性が顕著に改善され、その効果も空気中におけるよりはるかに大きい。この際に認められる電位の著しい貴性化から、表面圧延によってU型食孔の発生が抑制されるものと考えられる。0.015 $\text{N H}_2\text{SO}_4$ 溶液あるいは3% NaCl 溶液中でも、表面圧延によって腐食疲労強度は向上するが、下向するS-N曲線を示すようになる。この際における表面圧延の効果は、食孔の発生が促進されるために生じた応力分散効果に起因する。したがって、表面圧延によって電位は卑性化する。

(3) 表面圧延が腐食疲労に及ぼす影響のあり方は

三とおりに分けられる。

沈殿性被膜(腐食生成物)あるいは不動態皮膜の保護を十分に受ける腐食環境、たとえば軟鋼ではアルカリ性溶液、ステンレス鋼では酸化性溶液中では、GouldとEvansが指摘したように、全面腐食(つまり食孔の発生)が抑制される効果よりも、それに付随して起こる応力集中効果が優先するから、表面圧延によって耐久性は害される。沈殿性被膜あるいは不動態皮膜によって全く保護されない腐食環境、たとえば軟鋼では酸性溶液、ステンレス鋼では還元性溶液中では、食孔の発生が促進されて応力の分散効果を生ずるため耐久性がある程度は改善される。これらの中間にある腐食環境中では、応力の集中効果を伴わないで、最も効果的に食孔の発生が抑制され、表面圧延によって最も高い改善が得られる。このような腐食環境の例として、軟鋼では Cl^- を含まない中性溶液、ステンレス鋼に対しては空気を飽和した希硫酸があげられる。

(4) 表面圧延が疲労強度を改善するためには適度の加工が必要である。

(5) 硬鋼にオーステナイト系ステンレス鋼を焼ばめても、腐食疲労における耐久性はほとんど改善されない。しかし、空気疲労限度はわずかに低下するだけである。腐食疲労強度は耐食性材料の肉厚に依存するから、耐食性のわるい心材の存在はほとんど無意味である。このことは他の被覆についても同じであると考えられる。つまり複合材の腐食疲労被害は、耐食性材料の肉が薄いほどより早期に発生する。

この報告を結ぶにあたり、京都大学工学部河本実教授から種々なるご批判を賜りましたことを記して感謝の意を表する次第である。

参 考 文 献

- 1) H.F. Moor, W.M. Murroy and J.O. Almen, "Surface Stressing of Metals", ASM (1947)
- 2) H.O. Fuchs, "Metal Fatigue" Mc Graw Hill Book Co., 197 (1959)
- 3) A.J. Gould and U.R. Evans, J. Iron Steel Inst., 160, 164 (1948)
- 4) T.W. Wlodeck, Trans. Canadian Min. Met. Bull., 55, 292 (1952)