オーステナイト系不銹鋼の応力腐食割れに 関する研究 (第 8 報)*

—冷間加工の影響(その2)—

渡辺正紀** 向井喜彦** 高見国夫***

Study on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels (Report 8)*

—Effect of Cold Working (Part 2)—

by Masaki Watanabe**, Yoshihiko Mukai* and Kunio Takami***

Abstract

The stress corrosion cracking of austenitic stainless steels occurs not only due to the welding stress, but also due to the working process such as pressing and bending. Especially there are many problems, when the cold-worked material is welded, that is to say, the sensitivity of the material for stress corrosion cracking will be changed by plastic deformation, while at the same time, the value of welding stress in the cold worked material is assumed to become higher.

In this report authors discussed the cold work dependence of the sensitivity for stress corrosion cracking in two kinds of austenitic stainless steels such as SUS 27 and SUS 32 in the boiling solution of 42% MgCl_2 .

In the material like SUS 27 which transforms to quasi-martensite under cold working, the resistance to stress corrosion cracking grows through cold working. It is estimated that the quasi-martensite acts as an anode spot in the corrodent, consequently the type of corrosion changes into general corrosion.

Next, it is confirmed by experiment that the resistance to stress corrosion cracking of cold worked SUS 27 drops through reheating to over 500°C. This is due to the fact that the martensitic structure is resolved.

On the other hand, the material like SUS 32 shows no change in the time-to-fracture of stress corrosion, even though it has been cold worked. In this material, no martensitic transformation has been observed after the cold working process.

Next, authors measured the welding stress of the pre-tensioned plates. The tensile residual stress along the weld line reaches a maximum at about 10 mm distance from weld line, and it is almost the same value as the increased yield stress of the cold worked material.

The initiation of cracks in such material is earlier than that in the material without the cold working process. This fact can be observed in both SUS 27 and SUS 32.

From this experiment, it may be said that even though the cold work is confirmed, in laboratory, to be good for stress corrosion cracking, this fact cannot be applied to welded structures for prevention of stress corrosion cracking.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接構造物が応力腐食割れを起こす場合に、その原因の一つである応力の発生源としては溶接残留応力が第一位を占めることはいまでもないが、これについてプレスや曲げ加工などのような二次加工に伴う応力もものがすことはできない¹⁾。

加工を受けた部分では塑性歪により材料の応力腐食割

れ感受性が変化する²⁻⁵⁾と同時に、加工によって材料の耐力が上昇し⁶⁾比較的大きな残留応力が存在することも予測される。

オーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れにおよぼす冷間加工歪の影響については前報⁷⁾でその一部を考察した。そして、加工変態によってできるマルテンサイトが応力腐食割れの寿命に大きく影響し、りり帯など加工に伴って起こるその他の変化はほとんど影響しないことを実験によって推定した。

本報では前報⁷⁾で推定した冷間加工の応力腐食割れ感受性におよぼす影響についての概念を確認するために、

* 原稿受付 昭和42年12月25日 (42年度溶接学会秋季大会にて発表)

** 正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University.

*** 大阪大学工学部 Faculty of Engineering, Osaka University.

X線回折および顕微鏡により加工変態により生じたマルテンサイトの存在を確認し, それと応力腐食割れ感受性との関係をさらに詳細に検討した。

また, 実際の構造物にあって冷間加工後に溶接を行なうような場合も考えられるが, このような場合には溶接残留応力も高くなることが推定されるし, 溶接熱影響部では冷間加工後に溶接熱サイクルによって焼なましを受けることになり応力腐食割れ感受性も変化するものと考えられる。これらの関係を調査するために冷間加工を与えた板に溶接をした試験板の溶接残留応力による応力腐食割れ感受性と溶接残留応力の測定を行なった。

2. 実験方法

2.1 供試材料および試験片

供試材料の化学組成および機械的性質を Table 1 に示す。

A₁ 材および A₂ 材は SUS 27 ステンレス鋼で冷間加工によってマルテンサイト変態を起こす材料である。

B₁ 材および B₂ 材は SUS 32 ステンレス鋼で冷間加工をしてもマルテンサイト変態を起こさない。

実験は小型引張り試験片によって冷間加工度と破断時間との関係を求めるものと, 冷間加工した板に溶接ビードを置いて溶接残留応力による応力腐食割れ感受性を求めるものとの二種類である。

小型引張り試験片による実験には A₁ 材および B₁ 材を用いて Fig. 1 に示す寸法の試験片を用意した。

機械切削で製作した試験片を 1050°C のアルゴン気中で30分間加熱し水冷した。ついで 15% HNO₃+2% HF 水溶液 (65°C) 中で酸洗いで表面のスケールを除去した。冷間加工を与える試験片については平行部につけた長さ 20 mm の標点間の伸びが所定の値になるように引張りで冷間加工を与えた。Fig. 1 にハッチングで示したように試験片中央の 10 mm 間隔の部分を残して他の部

Fig. 1 Dimensions of test piece (mm)

(a) Tensile test piece for prestraining

(b) Welded plate

Fig. 2 Dimensions of welding test piece (mm)

分を全面シリコンゴム塗装をした。

冷間加工材の溶接試験板は A₂ 材および B₂ 材を用いてまず Fig. 2 (a) に示す寸法の板引張り試験片を製作した。この試験片を 1050°C で 30 分間加熱し水冷した。ついで前と同じ酸洗い液で酸洗いをした。そして試験片の平行部につけた 150 mm の標点間長さが所定の伸びを示すように引張りで冷間加工を与えた。冷間加工を与えた試験板の平行部から Fig. 2 (b) に示す寸法の溶接板を製作し, 中央の半円形溝に Table 2 に示す溶接条件で溶接ビードを置いた。

溶着金属の化学組成を Table 3 に示す。

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of tested materials.

Steel mark	Type	Thickness (mm)	Chemical composition (wt %)								Mechanical properties			
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	0.2% P.S. (kg/mm ²)	U.T.S. (kg/mm ²)	El.(%) (G.L.=20 mm)	R.A. (%)
A ₁	SUS 27	3.0	0.06	0.62	1.59	0.034	0.009	9.03	18.54	—	19.0	57.9	63.25	78.4
A ₂	SUS 27	6.0	0.06	0.66	1.59	0.036	0.008	9.00	18.21	—	20.8	61.0	64.9	74.9
B ₁	SUS 32	1.6	0.05	0.71	1.82	0.041	0.011	12.54	17.42	2.51	25.1	61.5	65.40	74.5
B ₂	SUS 32	6.0	0.06	0.50	1.79	0.027	0.008	12.30	17.33	2.65	24.8	60.8	64.2	71.8

Table 2 Condition of welding.

Steel mark	Electrode	Diameter (mm)	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	No. of pass
A ₂	NC-38	4	145	25	133	1
B ₂	NAS 84 U	"	"	"	"	"

Table 3 Chemical composition of weld metals (Wt %).

Steel mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb
A ₂	0.11	0.61	0.41	0.020	0.008	9.28	19.35	0.06	>0.01	0.02
B ₂	0.09	0.34	1.33	0.026	0.010	12.58	19.33	2.46	>0.01	0.03

2.2 冷間加工材の熱処理

冷間加工をした板を溶接した場合に、溶接熱影響部では溶接熱によって加工材が焼なまれ、材料そのものの応力腐食割れ感受性が変化することが予想される。

この点を明らかにするために伸びで38%の冷間加工を与えた A₁ 材の小型引張り試験片 (Fig. 1) を種々の温度に保持した電気炉中に挿入して5分間保持し、取り出して空冷するという処熱理を行なったものについて応力腐食割れ試験を行なった。

この熱処理によって試験片の受ける熱サイクルを Fig. 3 に示す。

Fig. 3 Thermal cycles in the case of heat treatment of cold worked (38%) steel A₁

2.3 応力腐食割れ試験方法

応力腐食割れ試験はすべて42%塩化マグネシウム沸騰水溶液中で行なった。

小型引張り試験片による試験は第7報⁷⁾に示したのと同じ横型の定荷重引張り試験装置を用いて行なった。試験の要領も第7報⁷⁾の場合とはほぼ同じであり、タイマー

Fig. 4 Stress corrosion test apparatus for welded plate

により破断時間を求めた。

溶接板による試験は Fig. 4 に示すような試験槽に溶接板を垂直に立てて行なった。試験槽はホーロー引き容器で下部からニクロム線加熱器により内部の腐食液を沸騰させる。また試験槽と蓋とはシリコンゴム・パッキングで密着するようにしてあり、蓋には冷却水を通して腐食液の沸騰により蒸発した水分を完全に腐食槽中へ還元するようにしてある。

試験は溶接板を腐食液中に浸漬してから適当時間間隔で取り出して割れ発生の有無を調査した。

3. 実験結果

3.1 応力腐食割れ破断時間におよぼす冷間加工の影響

小型引張り試験片によって求めた応力腐食割れの破断時間と冷間加工度との関係を Fig. 5 に示す。

Fig. 5 Effect of cold working on fracture time of stress corrosion test

図で明らかなように A₁ 材では加工度が増加するほど破断時間が長くなっている。これは冷間加工によって変態したマルテンサイトが割れの伝播を阻止するためであると Myers ら²⁾が述べている。

いっぽう B₁ 材では冷間加工をしても破断時間はほとんど変化していない。この場合は Table 1 に示した B₁ 材の成分からみて、冷間加工をしてもマルテンサイト変態を起さないものと推定される。

冷間加工によってマルテンサイト変態を起こしている

かどうかを検討するために, A_1 材および B_1 材に先と同様の冷間加工を与えたものについてX線回折を行なった。

X線回折の条件はCr 対陰極, V フィルター, 30 kVp, 10 mA である。

得られたチャートの一例として, A_1 材を冷間加工していないものと42.2%の冷間加工をしたものとを対比して Fig. 6 に示す。

Fig. 6 One example of X-ray refraction charts for steel A_1

これらのチャートから γ (111) および α (110) の回折線の積分強度を求め, 次の式によって補正をしてオーステナイト中のマルテンサイト量を求めた。

$$I = \frac{KR}{2\mu}$$

$$R = \frac{1}{v^2} |F|^2 p L(\theta) e^{-2M}$$

ただし

I : 回折線の強度

K : 回折条件によって定まる係数

μ : 吸収係数

v : 単位格子の体積

F : 構造因子

p : 多重度因子

$L(\theta)$: ローレンツカタヨリ因子

e^{-2M} : 温度因子

なお Fig. 6 で明らかなように, 試料を冷間加工すると塑性歪のために回折線の強度が低下する。このような加工を受けたオーステナイト地中にできたマルテンサイトも同程度の塑性歪を受けているものと仮定して処理した。

A_1 材についての結果を Fig. 7 に示す。図で多少のばらつきはあるが, 加工度10%付近からマルテンサイト変態がはじまり加工が進むにしたがってマルテンサイトの量が増していることが認められる。

なお Fig. 6 で加工していない試験片に α (110) のピークが認められるが, これは18-8ステンレス鋼に最初からフェライトが一部含まれていたことによるものである。

また B_1 材を49.8%冷間加工したもののX線回折チャートを Fig. 8 に示すが α (110) のピークはまったく現われていない。 B_1 材では49.8%と強度の加工を与えても擬似マルテンサイト変態を起こさないことを示すものである。

Fig. 7 Effect of cold working on the quantity of α phase

Fig. 8 One example of X-ray refraction charts for steel B_1

Fig. 5 に示した応力腐食割れ試験結果と Fig. 7 および Fig. 8 に示した X 線回折の結果とを対比してみると、 A_1 材で冷間加工が進むほど破断時間が長くなるのはマルテンサイト変態によるものであることがよく裏づけされている。また冷間加工によってマルテンサイト変態の起こらない B_1 材では、冷間加工が進んでも破断時間がほとんど変化しないのも一つの裏づけとみることができる。

Fig. 5 で A_1 材の冷間加工度と破断時間との関係曲線を見ると、冷間加工度が 10~13% 付近で破断時間が急激に低下しているのが認められる。この急変は応力腐食割れ試験の付加応力値が 10 kg/mm^2 の場合にも 25 kg/mm^2 の場合にも認められるので、単に実験点の散らばりとして無視することはできない。

この急変の起こる冷間加工度 (10%) は Fig. 7 でみられるように冷間加工によってマルテンサイト変態を起こしはじめる加工度に相当している。

3.2 冷間加工材の加熱による破断時間の変化

A_1 材に 38% の引張り冷間加工を与えたものを Fig. 3 に示した熱サイクルで熱処理したものの応力腐食割れ試験での破断時間の変化を Fig. 9 に示す。

Fig. 9 Effect of heating temperature on fracture time of stress corrosion test for 38% cold worked steel A_1

Fig. 9 で明らかなように加熱温度が 400°C までは破断時間が変化していない。しかし加熱温度が 500°C 以上になると破断時間が急に減少しはじめる。さらに 1000°C 以上の温度になると破断時間が再び急激に短くなる。

これらの試料について前と同じ条件で X 線回折を行なったがその結果を Fig. 10 に示す。

Fig. 10 で加熱温度が 500°C 付近より高くなるとマ

Fig. 10 Effect of heating temperature on the quantity of quasi-martensite. (38% cold worked steel A_1)

ルテンサイト量が急速に減少しており、この付近の温度より高温側でマルテンサイトの分解が急速に起こっているものと判断される。このことは Bungardt⁸⁾ の結果ともよく一致する。

すなわち Fig. 9 で 500°C 以上の温度で破断時間が急激に減少したのはマルテンサイトの分解によるものであると解される。また Fig. 9 で 1000°C 以上の温度で破断時間が再び急激に減少するが、Fig. 10 のマルテンサイト量はこの温度で変化がほとんどない。いっぽうこのような温度になるとさかんに再結晶が起こる⁹⁾。再結晶により結晶粒度が大になると応力腐食割れの破断時間が短くなるといわれており¹⁰⁾、これらのことを考えあわせると Fig. 9 の 1000°C 以上の温度での破断時間の急減は多分再結晶による結晶粒の成長によるものと判断される。

Photo. 1 Microphotographs of 38% cold worked steel A_1 annealed at each temperature.

($\times 400$) $\times 1/3$

破断後の試験片を研磨して顕微鏡観察した結果を Photo. 1 に示す。Photo. 1 で明らかなように加熱温度が 500°C までの試験片には多数のマartenサイトの出ている。加熱温度が 800°C ぐらいまでの試験片にもマartenサイトの境界らしいものが認められるが、これはオーステナイトとマartenサイトとの境界に炭化物が析出してマartenサイトの分解後も境界線が残ったものと考えられる。加熱温度が 1000°C 以上になるとこのような境界線もなくなり、オーステナイト結晶粒の成長が認められる。これらの事実は Fig. 9 に対する上述の説明を裏づけるものである。

3.3 溶接板の応力腐食割れ感受性

冷間加工後に溶接した板を応力腐食割れ試験した結果

を Table 4 に示す。また 30 時間浸漬した時に発生した応力腐食割れの分布状態を Photo. 2 および Photo. 3 に示す。

表および写真からみて、A₂ 材の方が B₂ 材よりよく割れている。これは材料の種類の差異によるものである。

冷間加工度と割れとの関係についてみると両材とも冷間加工度が増すほど割れが多数に出ていることがわかる。

特に A₂ 材についてのこの傾向はいっけん Fig. 5 に示した A₁ 材の結果と相反するように思われる。すなわち Fig. 5 の A₁ 材では冷間加工度が増すほど破断時間が長くなっている。これに反して Photo. 2 の A₂ 材では冷間加工度が増すほど割れがはげしく発生している。

Table 4 Crack initiation time and residual stress of welded plates.

Steel	Steel A ₂		Steel B ₂	
	Crack-initiation time (min)	Max. residual stress* (kg/mm ²)	Crack-initiation time (min)	Max. residual stress* (kg/mm ²)
Rate of cold work (%)				
0	200~230	23	>600	15
4	170~200	—	200~230	—
10	140~170	—	170~200	—
15	<140	41	140~170	23
20	<140	—	<140	—
29	<140	—	<140	—
39	<140	63	<140	53

* Maximum value of longitudinal tensile residual stress

Photo. 2 Stress corrosion cracking of welded plates (Steel A₂) immersed in 42% MgCl₂ boiling solution for 30 hr. (×1/3)

Photo. 3 Stress corrosion cracking of welded plates (Steel B₂) immersed in 42% MgCl₂ boiling solution for 30 hr. (×1/3)

この原因については次章で考察する。

溶接板に発生した割れの顕微鏡写真の一例を Photo. 4 に示す。母材には多量のマルテンサイトが認められるが熱影響部にはまったく認められない。割れは熱影響部から発生し母材側へも溶着金属側へも伸びるが溶着金属中へはわずかしこ伝播していなかった。この状況は Photo. 2 および Photo. 3 に示した試験片の外観からもよくうかがえる。また割れは大部分貫粒割れになっている。

Photo. 4 Microphotographs of stress-corrosion cracks occurred on the welded plate. ($\times 100$) $\times 1/2$ (29.1% cold worked steel A₂)

3.4 溶接板の残留応力

応力腐食割れ試験に供したのとまったく同じ条件で製作した A₂ 材の溶接板について溶接残留応力の測定を行った。

Fig. 2 (b) に直交ストレンゲージ (標点間長さ 3 mm) の貼付位置を示した。

残留応力の測定は溶接した板にストレンゲージを貼付け、その四周を切断解放することによって求めた。

測定結果を Fig. 11 に示す。図で溶接線方向の残留応力をみると、冷間加工をしていない材料では中心から 10 mm 離れた位置で約 22 kg/mm² の引張り残留応力が存在する。ところが、冷間加工度が 14.7% のものになると同じ位置で 40 kg/mm² 程度の引張り応力が残留している。さらに冷間加工度が 40.2% のものになると残留応力は 60 kg/mm² になる。

すなわち溶接中心から 10 mm 程度離れた所で溶接線方向の引張り残留応力が最大になり、その大きさは冷間

Fig. 11 Distribution of residual welding stress for cold worked steel A/

加工によって上昇した材料の降伏点とほぼ同じ程度にまでなりうるものとみることができる。

さて溶接線上の残留応力は冷間加工度に関係なくほぼ 20 kg/mm² の値を示した。この理由としては、溶着金属は冷間加工を受けていないので常に 20 kg/mm² 前後の降伏点を持っているはずであり、周囲からそれより高い応力で引張られても溶接金属は降伏して塑性伸びになり、弾性歪はあまり大きくなり得ないものと考えられる。その結果溶着金属の降伏点程度の残留応力しか存在しなかったものと推定される。

同様のことが熱影響部についてもいえる。すなわち冷間加工材の溶接熱影響部では、冷間加工時には降伏点が上昇しているが、溶接すると溶接熱によって焼なまされてそれぞれの部分が加熱された温度に対応して降伏点が低下しているはずである。このような部分に降伏点以上の引張り応力がかかっても塑性変形で弛緩して、実質上は降伏点程度の応力しか残留しえないであろう。

以上の点を考慮して Fig. 11 の溶接線方向応力分布の曲線で中心から 10 mm までの区間には実験点がないが推定曲線を引いた。

4. 考 察

4.1 冷間加工度と破断時間

冷間加工によってマルテンサイト変態の起こる材料では Fig. 5 の A₁ 材の曲線でみられたように冷間加工が進むと応力腐食割れの破断時間が長くなる。

この原因についての考え方として, 割れの伝播をマルテンサイトが防害するとするじゅうらいからのものと, 今一つはマルテンサイトが陽極点となり, 腐食の形態が全面腐食性になるために応力腐食割れが発生しにくくなるとする最近の考え方とがある。

Edeleanu¹¹⁾ は 18-8-Ti 鋼の42%塩化マグネシウム水溶液中での応力腐食割れ試験結果におよぼす δ フェライト含有量の影響を検討し, δ フェライトが10%程度まで増加するほど応力腐食割れの寿命が長くなることを明らかにしている。

δ フェライトが増加すると寿命が伸びるのは, 応力腐食割れの伝播が δ フェライトによって防害され, その結果応力腐食割れが伝播して破断にいたるまでの時間が長くなることによるものであることを M.G. Fontena¹²⁾ が指摘し “keying effect” と名づけている。

Myers²⁾ はオーステナイト地中に存在するマルテンサイトも δ フェライトと同じように応力腐食割れの伝播を防害するであろうと述べている。

しかし, Nothorst¹³⁾ は 25 Cr-20 Ni ステンレス鋼のように強度の加工によってもマルテンサイト変態を起こさない材料でも, 加工すると寿命が伸びるという事実を指摘して, マルテンサイトが割れの伝播を防害するという説に反論している。

森田¹⁴⁾ は加工により変態したマルテンサイト上の保護皮膜が不安定で Cl^- によって容易に破壊されて陽極的成分になるとする Edeleanu¹⁵⁾ の説を取り入れている。すなわち, 加工変態によりマルテンサイトが全面的に分布すると, 腐食の局所性が失われて割れ抵抗が増大すると述べている。そして 25 Cr-20 Ni ステンレス鋼の場合には上述の活性点に対応するものとして微細な滑り面に沿って存在する転位, 欠陥などを考えており, 加工が進むと転位, 欠陥などが多くなり, マルテンサイトの場合と同様に腐食の局所性が失われて割れ抵抗が増大すると考えている。

また, SUS 32 のように非酸化性の腐食媒質中での耐食性向上に効果があることが知られている Mo または Mo, Cu を含有する鋼種では不働態皮膜が安定で冷間加工によっても耐食性の劣化はほとんど認められず, かかる鋼においては加工度の増加によっても応力腐食割れ発生条件と考えられる腐食の局所性が失われず, 割れ感受性にも大きな変化が生じないと述べている¹⁴⁾。

すでに第7報⁷⁾ で述べたように, SUS 27 を冷間加工した場合には応力腐食割れの伝播時間が長くなることを認めた。この事実は Myers²⁾ の思想を支持するものであって, マルテンサイトは応力腐食割れの伝播を防害する効果ももっているものと考えられる。

いっぽう, 本報の Fig. 5 で A_1 材の破断時間が加工度10%付近で急減する現象を認めたが, これは次節で考察するようにマルテンサイトの陽極効果であると推定される。したがって Edeleanu¹⁵⁾ のいうマルテンサイト部の陽極効果も否定することはできない。

すなわち, マルテンサイトは応力腐食割れの伝播を防害する効果もあるし; また陽極点として働き応力腐食割れの発生を阻止する効果もあるものと考えられる。

また SUS 32 など Mo を含む材料が加工によってその寿命を変えないという事実に対する森田の説¹⁴⁾ で説明のできない事実もある。すなわち SUS 27 を 100°C 程度以上の温度で加工すると加工度がきわめて大きくてもマルテンサイト変態を起こさなくなる。この場合には応力腐食割れの破断時間は加工によってほとんど変化しない。すなわち, SUS 27 のように Mo を含まない材料でもマルテンサイト以外の転位や欠陥などが陽極となって腐食の局所性を失うという効果はないものと考えられる。また逆に SUS 32 を極低温で加工してマルテンサイト変態を起こさせた材料では応力腐食割れの寿命が長くなり, Mo を含む材料の皮膜がとくに強固であるとは考えられない。

結局 18 Cr-8 Ni 系や 19 Cr-12 Ni-2 Mo 系などの材料では加工によってできるマルテンサイトのみが応力腐食割れの寿命に関係し, 転位や欠陥などは関係しないものと判断される。

また 25 Cr-20 Ni 系の材料では加工によってマルテンサイト変態を起こさないが寿命が伸びる。加工によってできる転位分布や欠陥などが 18 Cr-8 Ni 系などと 25 Cr-20 Ni 系とでいかなる差異があるかが問題解明のカギになるものとする。これらの点については第10報で論ずる予定である。

4.2 A_1 材の加工度10%における破断時間の急変現象

Fig. 5 の A_1 材で, 冷間加工度が10~13% 付近で応力腐食割れの破断時間が急変する現象が認められた。

この現象の現われる冷間加工度(10~13%)は Fig. 7 で明らかなように冷間加工によってマルテンサイト変態が起こりはじめる加工度に当る。すなわちこの現象に相当する試験片にはオーステナイト地中にきわめて微量のマルテンサイトが存在するものと考えられる。

このように微量に存在するマルテンサイトは先に述べたような応力腐食割れの伝播を防害するような働きはほとんどないものと考えられる。よしこのような微量のマルテンサイトが “keying effect” をするものとしても, 実験結果が示すような破断時間の急減は起こらない。

したがってこの破断時間の急減は微量に変態したマルテンサイトが割れ発生時間を短くすることによってなされたものと推定される。

極微量に変態したマルテンサイトが応力腐食割れの発生を促進する機構としてはつぎのようなことが考えられる。

(1) マルテンサイト部の表面皮膜は先にも述べたように弱く、陽極点になると考えられる。これが大量に存在する場合には先に述べたように腐食の局所性が失われて全面腐食的傾向を示すが、極微量に存在する間は応力腐食割れの発生源としてのピット発生点となりピットの発生を促すものと推定される。すなわち、応力腐食割れの発生時期をはやめることが考えられる。

(2) マルテンサイト変態によって発生した変態応力が外力と重畳して実質上の応力値を増大させ割れの発生時期をはやめる。

以上二つの因子のいずれが主役であるのかについてはさらに検討を要するが、これらの要因が破断時間に急減をもたらしたことはじゅう分考えられる。

4.3 小型引張り試験と溶接板試験との相関

Fig. 5 の A_1 材では冷間加工度が大きなるほど応力腐食割れの破断時間が長くなった。

いっぽう A_2 材の溶接板による試験では Table 4 および Photo. 2 でみられるように、冷間加工度が増すほど応力腐食割れが起こりやすい傾向にあり、小型引張り試験片による結果と相反するように思われる。

ここでは冷間加工した板を溶接したものが冷間加工していない板を溶接したものよりなぜ割れやすくなったかについて考える。

さて、溶接板の応力腐食割れは Photo. 5 でみられるように溶接熱影響部から発生している。したがって溶接熱影響部付近の材質の割れ感受性と溶接残留応力とを検討してみる。

冷間加工をした板を溶接すると、溶接熱影響部では溶接熱のために焼なましを受けて応力腐食割れ感受性は変

Photo. 5 Initiation of cracks for 39.4% cold worked steel A_2 (Back side). (3 hr. immersion) ($\times 3/5$)

Fig. 12 Estimation of crack-initiation point on welded plate. (40% cold worked steel A_2)

化する。今この変化特性を Fig. 9 の結果で代用するとし、残留応力の分布は、Fig. 11 の冷間加工度 40.2% の結果を用いて、重ねて示すと Fig. 12 のようになる。図中最適割れ位置と記入した部分は溶接熱により焼なましをうけマルテンサイトが分解して (Photo. 4 参照) 応力腐食割れ抵抗が減少し、また残留応力が異常に高い部分になり、これら二つの悪条件の重なりにより、冷間加工材の溶接板は Fig. 12 の最適割れ発生部位より、きわめて容易に応力腐食割れが起こったものと考えられる。

5. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼の 42% 塩化マグネシウム沸騰水溶液中における応力腐食割れにおよぼす冷間加工の影響を検討しつぎの各項が明らかになった。

(1) 冷間加工によってマルテンサイト変態を起こす材料では、加工度が増すと破断時間が長くなった。これは加工によって変態したマルテンサイトが割れの伝播を阻止するためであると解される。

(2) 冷間加工によってマルテンサイト変態を起こさない材料では、加工をしても破断時間がほとんど変化しなかった。このことからマルテンサイト変態以外の加工に伴う組織上の変化が応力腐食割れに大して影響していないものと推定される。

(3) マルテンサイトがごく微量に出るような冷間加工をすると応力腐食割れの破断時間が急激に減少する。

これは割れ発生時間が, 急変することによるものであると考えられる。

(4) 強度の冷間加工によって多量のマルテンサイトが出ている材料を加熱すると, 加熱温度が500°C付近からマルテンサイトの分解がはげしくなり破断時間も急減する。さらに加熱温度が1000°C以上になると再結晶が起り破断時間は再び急減する。

(4) 冷間加工をした板を溶接すると, その残留応力による応力腐食割れは冷間加工度が大になるほどはなはだしかった。

これは溶接熱影響部が溶接熱で焼なまされて割れやすくなり, 同時に隣接の母材原質部に高い(加工によって上昇した降伏点と同程度の)引張り残留応力が存在するためであると考えられる。

謝 辞

材料を御提供いただいた日本冶金工業株式会社ならびにX線回折および化学分析をお願いした住友金属工業株式会社中央技術研究所に謝意を表します。

文 献

- 1) 横田, “応力腐食割れの事例”, 化学機械溶接研究委員会資料, 日本溶接協会, (1967).

- 2) P.J. Greeley, V.J. Russo, R.K. Saxer and J.R. Myers, “The Effect of Cold Work on the Stress-Corrosion Cracking of Type 302 Austenitic Stainless Steel”, Corrosion, Vol. 21 (1965), 327t-331t.
 3) J.G. Hines, Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, AIME (1959), 115.
 4) 渡辺, 向井, 谷村, “オーステナイト系不銹鋼の応力腐食割れに関する研究 (第1報)”, 溶接学会誌, Vol. 30 (1961), No. 1, 49-53.
 5) 川畑, 横田, 森田, 日本金属学会春季講演会 (1958).
 6) R.A. Luna and W.G. Renshaw, Metal Progress, Feb. (1956), 73.
 7) 渡辺, 向井, 他, “オーステナイト系不銹鋼の応力腐食割れに関する研究 (第7報)”, 溶接学会誌, Vol. 36 (1967), No. 9, 1015.
 8) K. Bungardt, R. Oppenheim and R. Scheree, Archiv. f. d. Eisenhüttenwesen, Vol. 24 (1953), 423.
 9) Handbuch der Sonderstahlkunde (1956), S. 256.
 10) V.L. Barnwell, J.R. Myers and R.K. Saxer, “Effect of Grain Size on Stress Corrosion of Type 302 Austenitic Stainless Steel”, Corrosion, Vol. 22 (1966), 261-264.
 11) C. Edeleanu, “Discussion on Stress-Corrosion Cracking of Stainless Steel”, Discussion on the Papers, J. Iron Steel Inst., Vol. 185 (1957), 103-107.
 12) J.W. Flowers, F.H. Beck and M.G. Fontana, Corrosion, Vol. 19 (1963), 186t.
 13) H. Nathorst, Discussion on the paper “Transgranular Stress Corrosion in Chromium Nickel Stainless Steels” by C. Edeleanu, J.I.S.I., (1953), 390.
 14) 森田, “冷間加工を施したオーステナイト質ステンレス鋼のMgCl₂水溶液中における応力腐食割れ”, 日本金属学会誌, Vol. 25 (1961), No. 9, 610.
 15) C. Edeleanu, “Stress Corrosion Cracking and Embrittlement”, John Wiley & Sons, Inc., (1956), 126.

次 号 予 告

資 料

《ろ う 付》

ろう付の基礎	石 井 勇五郎
最近のろう材とろう付方法	岡 本 郁 男
ろう付継手の強度試験方法	和 田 次 康
応用面でのろう接	手 塚 敬 三

論文および報告

点溶接におけるナゲット生成機構の研究 (第6報)	{ 中 村 孝 浜 崎 信 小 保 方 正 貞	一
Ni 基耐熱合金の溶接性に関する研究 (第4報)	{ 岡 田 実 井 新 成 中 尾 嘉 福 永 邦 功	一
軟鋼および高張力鋼の硫化物腐食割れにおよぼす予歪の影響	{ 渡 辺 正 向 井 喜 松 山 紀 松 田 彦 山 田 統 明	一
パルセイティング・ストレス・クリープ特性に関する研究 (II)	{ 渡 辺 正 小 川 清 中 西 紀 西 実	一
切断酸素気流に関する二, 三の考察および実験 (第3報)	{ 中 西 実 荒 田 明 井 上 敬	一
プラズマフレームの特性とその応用 (1)	{ 荒 田 明 井 上 敬	一

文 献 紹 介

研 究 速 報