

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'24'26-194.56-124.2 : 620.194.2 : 620.197.6 : 621.793.52 : 669.718.65

18-8 ステンレス鋼線の応力腐食割れにおよぼす
冷間引抜加工とアルミニウムめつきの影響*Effects of Cold Drawing and Hot Dip Aluminizing on Stress
Corrosion Cracking of 18-8 Stainless Steel Wire

川端 義則**・西沢 春雄**・西村 強**

生駒 和彦**・松原 光治**

Yoshinori KAWABATA, Haruo NISHIZAWA, Tsuyoshi NISHIMURA,

Kazuhiko IKOMA, and Mitsuharu MATSUBARA

Synopsis:

A study was made of the effects of cold drawing and hot dip aluminizing on stress corrosion cracking (SCC) of 18-8 stainless steel wire. SCC tests were carried out in boiling 42% $MgCl_2$ solution.

The main results are summarized as follows:

- (1) The effect of cold drawing before annealing on the SCC susceptibility was almost negligible.
- (2) The effect of cold drawing after annealing on the SCC susceptibility varied with the applied stresses. When applied stress was lower than 10 kg/mm², increased susceptibility was observed in a specific range of cold drawing. The maximum susceptibility appeared at 16% in cold drawing.
- (3) The increased susceptibility was accompanied by the formation of ϵ' martensite, whereas greater cold drawing beyond the susceptible range induced the formation of α' martensite. The observed facts suggest the different effect of ϵ' and α' martensite on the development of SCC.
- (4) When susceptibility was increased by cold drawing, cracks propagated transgranularly to certain depth and then converted to intergranularly.
- (5) Hot dip aluminizing was beneficial in preventing austenitic stainless steel wire from SCC.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ (以下単に SCC) 挙動については 実際使用 状況下では ともかく、実験室の条件下でも影響を与える因子が複雑で、かつ互に交絡しているため、現象の統一的把握を困難にしている。したがってその防止方法についても完璧なものは見出し得ないのが実状のようである。ところで、SCC に影響をおよぼす大きな因子の一つとして冷間加工があるが、この影響については HINES¹⁾の研究など多くの議論がある。^{2)~7)}わが国においても森田⁸⁾、前川⁹⁾、木島¹⁰⁾などによつてその影響が論じられている。森田、前川、木島の研究では、供試材として板を用い、加工方法として圧延あるいは単軸引張によつて加工を加えており、線について行なつた研究はわが国では見られない。

周知のことではあるがステンレス鋼線は熱間圧延した線材を冷間引抜加工して製造される。圧延や単軸引張によつて材料は加工中に二次元的応力を受けるのに対し、穴ダイスを用いた冷間引抜加工では三次元的応力を受けこれにより特殊な繊維組織を生成する。この加工は当然 SCC に対しても特殊な影響を与えるものと考えられる。

一方、オーステナイト系ステンレス鋼の SCC 防止方法として種々の方法や鋼種が提案されているが、いずれも完璧とはいえず、また大幅なコスト上昇を招くのが実状のようである。嗟峨ら¹¹⁾はアルミニウムめつきは SCC 防止に効果のあることを報告しているが、オーステナイト系ステンレス鋼線の場合には連続処理を施すことができるので、とくに有効のように思われる。

本研究は以上のような問題意識のもとで、工業的規模

* 昭和 48 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 7 月 26 日受付 (Received July 26, 1974)

** 神鋼鋼線工業(株) (Shinko Wire Company, 7-2, Doi-cho, Amagasaki, 660)

Table 1. Chemical composition of alloys investigated. (wt %)

Alloy	SUS	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
A	304	0.07	0.40	0.87	0.027	0.012	8.15	18.83
B	304	0.07	0.43	0.96	0.021	0.016	8.15	18.14
C	310	0.19	1.13	1.43	0.020	0.026	19.00	23.95

Table 2. Working procedure of specimen.

Alloy	Heat treatment and cold drawing	Specimen number	Reduction of area**	
			Before annealing	After annealing
A	—An. —————→	A-1-S	67%	
	5.05φAn.*—4.1φ—3.7φ—3.3φ—2.9φ —————→	A-1-H		67%
	—An. —————→	A-2-S	50	
	5.05φAn.—4.1φAn.—3.4φ—2.9φ —————→	A-2-H		50
	—An. —————→	A-3-S	32	
	5.05φAn.—4.1φ—3.5φAn.—2.9φ —————→	A-3-H		32
	—An. —————→	A-4-S	16	
	5.05φAn.—4.1φ—3.5φ—3.15φAn.—2.9φ —————→	A-4-H		16
	—An. —————→	A-5-S	6.5	
	5.05φAn.—4.1φ—3.5φ—3.0φAn.—2.9φ —————→	A-5-H		6.5
B	—————→	B-N		
	5.05φAn.—2.2φAn.—2.0φAn.—Hot dip aluminizing→	B-Al		
C	5.05φAn.—3.5φAn.—2.2φAn.—2.0φAn.—————→	C		

* An. : Annealing 1150°C×35~40 sec/mm. - Quench
Drawing Speed : 100~130 m/sec

**Reduction of area : $\frac{D_0^2 - D_1^2}{D_0^2} \times 100$ (%)

で冷間引抜加工により製造されるオーステナイト系ステンレス鋼線の SCC 挙動, ならびにその防止方法としてのアルミニウムめっきの効果を明らかにすることを目的として実施したものである。

2. 供試材および実験方法

2.1 化学成分

実験に用いた供試材の化学成分を Table 1 に示す。

オーステナイト系ステンレス鋼の代表的鋼種として 18-8 鋼をとりあげた。alloy A は固溶化熱処理前・後の冷間引抜加工の影響を調べるため, alloy B はアルミニウムめっきの効果を調べる実験, および alloy C は後

者の比較材としてそれぞれ供試材とした。

2.2 供試材の製作方法

供試材は熱間圧延された 5.5mmφ のステンレス鋼線材を表面切削し, 固溶化熱処理した後 Table 2 に示する方法で製作した。供試材番号末尾 S は 2.9mmφ まで 5 水準の冷間引抜加工を加えた後, 固溶化熱処理したもの (以下 S-Group または焼鈍材と記す場合がある) を表わし, 同 H は冷間引抜加工のままのもの (以下 H-Group または引抜材と記す場合がある) を表わすこととする。また, 冷間引抜加工度は通常減面率と呼んでいる次式により計算した値を示す。

$$\text{減面率} = \frac{D_0^2 - D_1^2}{D_0^2} \times 100 (\%)$$

ここに D_0 : 冷間引抜加工前の線径 mm

D_1 : 冷間引抜加工後の線径 mm

供試材の製作にあたって、固溶化熱処理には工業用光輝焼鈍炉、冷間引抜加工には貯線型多頭伸線機と超硬合金製穴ダイスを用いた。また、アルミニウムめつきはフラックス処理を行なった後、Si を数 % 含む熔融アルミニウム浴 (浴温 630°C) に連続的に浸漬してめつきした。

このようにして製作した各供試材コイルから試験片を所定寸法に連続的に切断し、この中からランダムに取出して機械的性質の試験および SCC 試験に供した。

2.3 SCC 試験方法

SCC 試験はレバー式定荷重応力腐食割れ試験機を用いて単軸引張応力下での载荷応力と破断時間の関係を求め、のちに破断部の組織観察を行なった。

試験片表面は試験直前にエメリー 0/4 研磨・アセトン脱脂の処理を行なった。

試験液としては通常オーステナイト系ステンレス鋼の SCC 試験に用いられる 42% $MgCl_2$ 溶液を用い、液の管理は沸点を $142 \pm 2^\circ C$ に制御することによった。また、試験中の溶存酸素濃度の変化、溶出金属濃度の増加などによる試験液の劣化については、試験時間が 100 時間をこえるごとに液を更新した。この程度の使用時間であれば液の劣化による破断時間の差はないことを確認している。

3. 実験結果

3.1 加工にともなう機械的性質の変化

Fig. 1 に alloy A S-Group の機械的性質とオーステナイト粒径を示す。

Fig. 2 に alloy A H-Group の機械的性質と透磁率を示す。透磁率は固溶化熱処理後の冷間引抜加工により生成する加工誘発マルテンサイトの影響を検討するために測定したもので、後に考察する。

Table 3 に alloy B と C の機械的性質を示す。熔融アルミニウムめつきは機械的性質にほとんど影響をおよぼさない。

3.2 焼鈍材の SCC 試験結果

Fig. 3 に alloy A S-Group の試験片に 4 水準の大きさの定値载荷応力を加えて SCC 試験を行なった場合の载荷応力と破断時間の関係を示す。载荷応力 10 kg/mm^2 以下の場合には破断時間は非常に大きなバラツキを示すが载荷応力 15.45 kg/mm^2 では破断時間のバラツキはほ

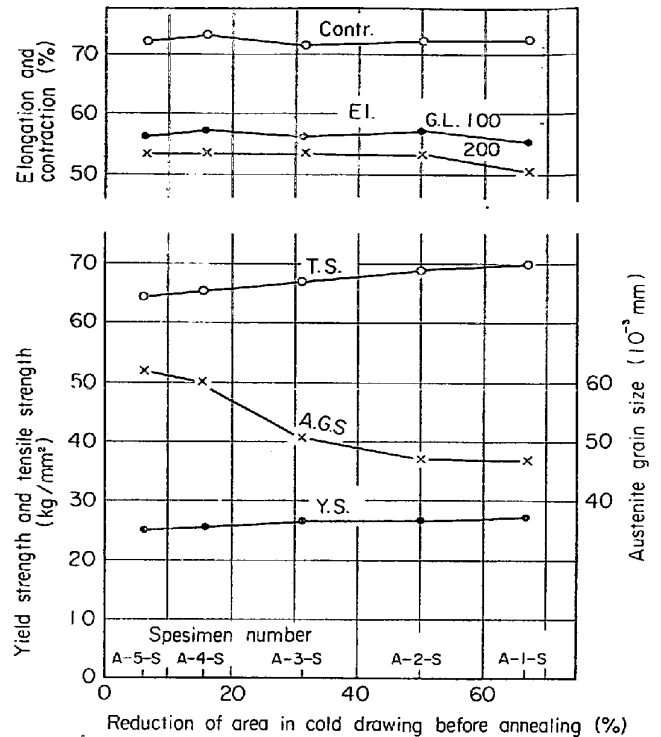


Fig. 1. Mechanical properties of alloy A S-Group.

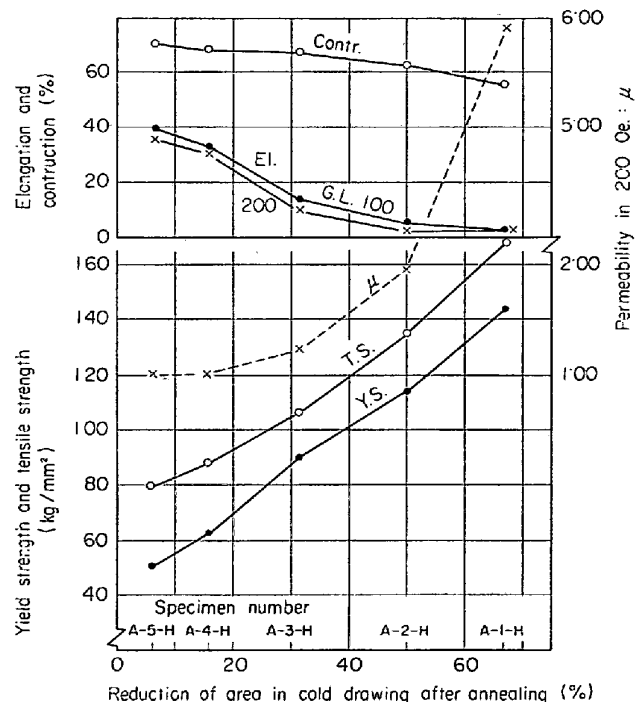


Fig. 2. Mechanical properties and permeability of alloy A H-Group.

とんどない。

破断した試験片を目視および顕微鏡で観察したところ、载荷応力が 10 kg/mm^2 以下の場合には割れは破断部にのみ集中している。これに対して载荷応力が 15.45 kg/mm^2 の場合には破断部以外にも非常に大きな割れが全

Table 3. Mechanical properties of alloy B and C.

Specimen number	Diameter mm	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %		Contraction %	Weight of aluminizing gr/m ²
			G.L. 100 mm	G.L. 200 mm		
B-N	1.99	77.5	46.0	44.5	69.2	
B-Al	2.05	77.2	44.0	40.5	67.3	82.3
C	2.02	79.6	37.0	37.0	51.7	

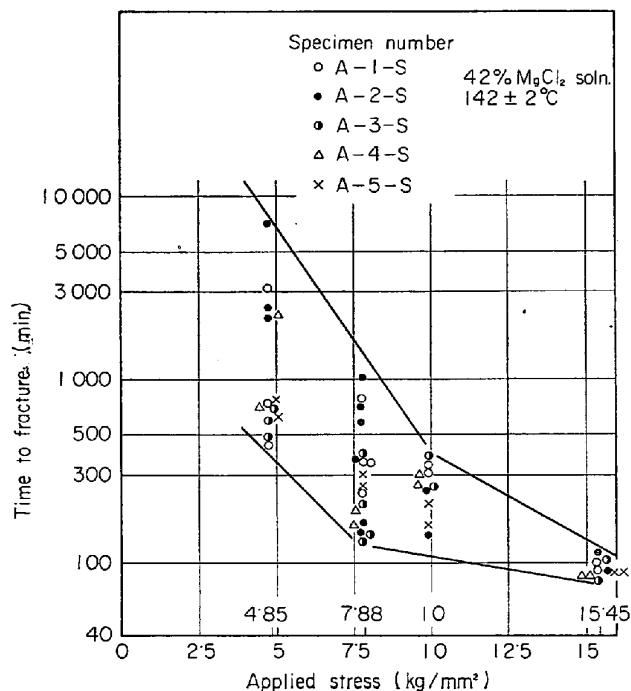


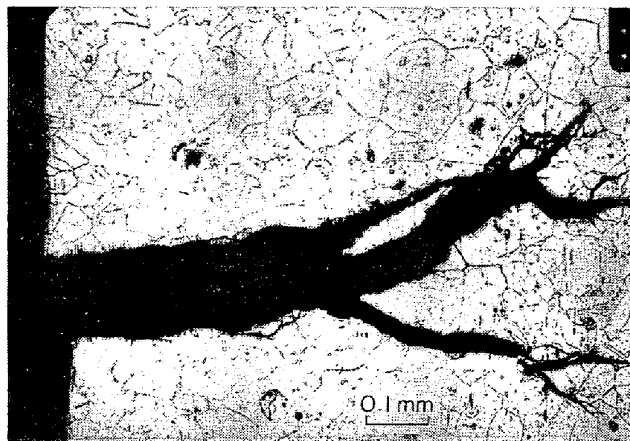
Fig. 3. Effect of cold drawing before annealing on time to fracture of alloy A S-Group.

Photo. 1. Cross sectional view of cracking on A-1-S in 42% MgCl₂ solution with 15.45 kg/mm² stress.

Time to fracture : 1.6hrs.

面に発生し、破断に至るまで大きな伸びを生じた。

Photo. 1 に試験片全面にあらわれた大きな割れの様子を示す。Photo. 2 に割れの顕微鏡組織を示すがオーステナイト系ステンレス鋼の SCC に典型的な木の根状に発

Photo. 2. Typical transgranular fracture on A-4-S in 42% MgCl₂ solution with 15.45 kg/mm² stress.

Time to fracture : 1.47hrs.

達した粒内割れを示している。以上の結果は A-1-S ~ A-5-S すべての試験片にみられた。

したがって、冷間引抜ののち固溶化熱処理をすれば、この冷間引抜加工度の SCC 挙動におよぼす影響については一定の傾向を見出すことは困難である。

3.3 引抜材の SCC 試験結果

Fig. 4 に固溶化熱処理後に 5 水準の冷間引抜加工度を加えた alloy A H-Group に 3 水準の定値載荷応力およびおのおのの供試材の降伏強さの 40% の定率載荷応力を加えて SCC 試験を行なった場合の破断時間と冷間引抜加工度の関係を示している。

載荷応力 4.85, 7.88 kg/mm² の低い定値載荷応力の場合には冷間引抜加工によって SCC 感受性が高くなる加工度の範囲があらわれ、冷間引抜加工度 16% で最短の破断時間を示した。載荷応力 15.45 kg/mm² の場合には冷間引抜加工度とともに破断時間は長くなった。一方、定率載荷応力とした場合には載荷応力がそれぞれの供試材について 20 kg/mm² 以上となり、破断時間は焼鈍材が一番長くなりその後の冷間引抜加工度の影響は明確にはあらわれなかった。

割れの形態について焼鈍材の場合と比較すると次のような傾向が明らかとなった。載荷応力が低い場合には、

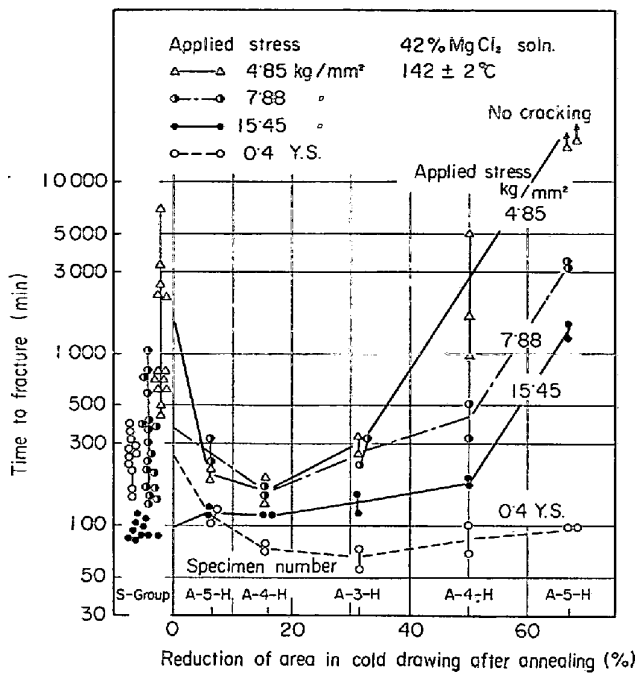


Fig. 4. Effect of cold drawing after annealing on time to fracture of alloy A-H-Group.

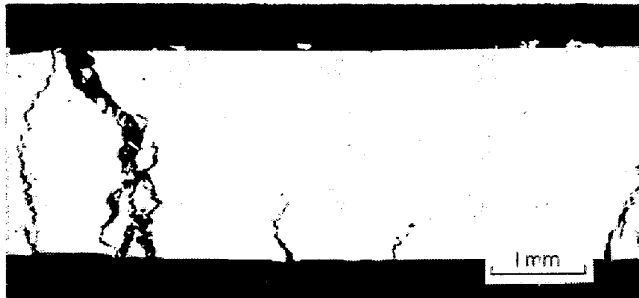


Photo. 3. Cross sectional view of cracking on A-4-H in 42% MgCl₂ solution with 15.45 kg/mm² stress.
Time to fracture : 1.89hrs.

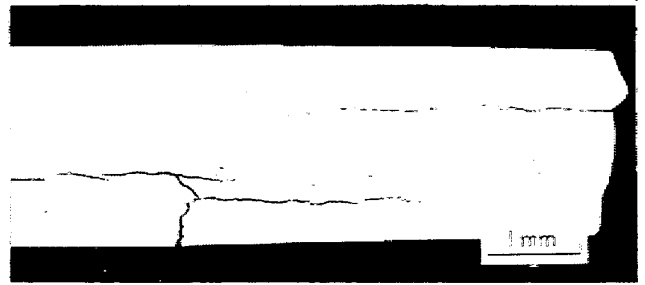


Photo. 4. Cross sectional view of cracking on A-1-H in 42% MgCl₂ solution with 7.88 kg/mm² stress.
Time to fracture : 55.32hrs.



Photo. 5. Intergranular fracture on A-2-H in 42% MgCl₂ solution with 45.3 kg/mm² stress.
Time to fracture : 1.69hrs.

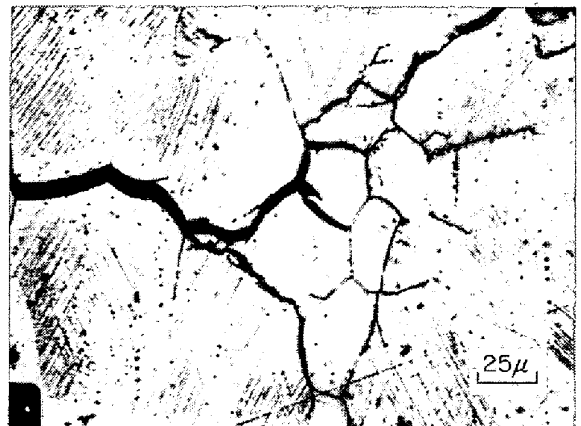


Photo. 6. Intergranular fracture on A-4-H in 42% MgCl₂ solution with 15.45 kg/mm² stress.
Time to fracture : 1.89hrs.

割れは破断部に集中し数も少ないが載荷応力が高くなると割れが全面に発生し冷間引抜加工の方向とほぼ直角方向をなす (Photo. 3) ことは焼鈍材の場合と同じ傾向である。しかし、焼鈍材と違って冷間引抜加工の方向 (すなわち引張応力の方向) と同一方向の割れが混在し、この割れは冷間引抜加工によつて発達した繊維組織に沿い、あるいはこれを横切つて進んでいる。(Photo. 4)

また、焼鈍材での割れの形態は全て典型的な木の根状に発達した粒内割れであつた。しかし引抜材にみられる割れは木の根状に発達してはいても必ずしも粒内割れではない。表面からある程度粒内割れが進んだ後、粒界割れが起こっている。この傾向は最も大きな冷間加工度を加えた供試材 A-1-H では繊維組織の発達のために明瞭

ではないが、ついで大きな加工を加えた A-2-H でも部分的に認められた。(Photo. 5) 小さな冷間引抜加工を加えた A-4-H, A-5-H ではとくに明瞭に認められた。

(Photo. 6, 7) これらの供試材の加工度は SCC 感受性が敏感になる範囲である。

Table 4. Tensile strength of B-Al after SCC tests.

SCC test condition	Solution	42% $\text{MgCl}_2 \cdot 142 \pm 2^\circ\text{C}$			20% $\text{NaCl} \cdot 100 \pm 5^\circ\text{C}$			No SCC test
	Applied stress kg/mm^2	19.1	25.4	31.8	19.1	25.4	31.8	
	Testing time hr	450	340	310	900	900	900	
Tensile strength after SCC test kg/mm^2		76.0	75.5	75.5	76.0	75.8	76.5	77.2
Contraction after SCC test %		70.0	70.2	69.5	68.4	71.2	72.4	67.3

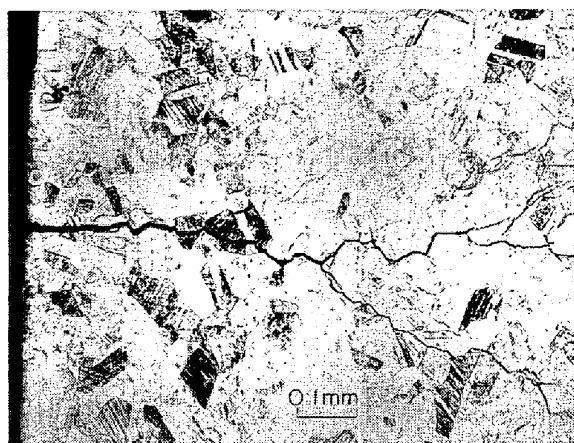


Photo. 7. Intergranular fracture takes place after transgranular SCC develops to a certain degree on A-5-H in 42% MgCl_2 solution with 15.45 kg/mm^2 stress.
Time to fracture : 2.03hrs.

3.4 アルミニウムめっき材の SCC 試験結果

Fig. 5 に沸騰 42% MgCl_2 溶液中での SCC 試験結果を示す。アルミニウムめっきした供試材 B-Al については 20% NaCl 溶液 ($100 \pm 5^\circ\text{C}$) 中での SCC 試験を追加したが、900 hr まで破断は起こらなかった。これらの SCC 試験後の試験片の引張強さ、絞り率を Table 4 に示す。

この表からアルミニウムめっきした供試材 B-Al は 42% MgCl_2 溶液中および 20% NaCl 溶液中の SCC 試験によつて脆化やヘヤークラックの発生をおこしていないことがわかる。

4. 考 察

4.1 SCC 感受性最大となる冷間加工度

オーステナイト系ステンレス鋼の SCC 感受性におよぼす冷間加工の影響は非常に複雑である。冷間加工によつて合金内部に生じた歪、格子欠陥、変態、析出などの金属組織の変化が SCC 感受性に影響をおよぼすがこれは鋼種、加工度、加工方法によつて変化し、さらに応力、腐食環境など SCC 試験条件によつても冷間加工

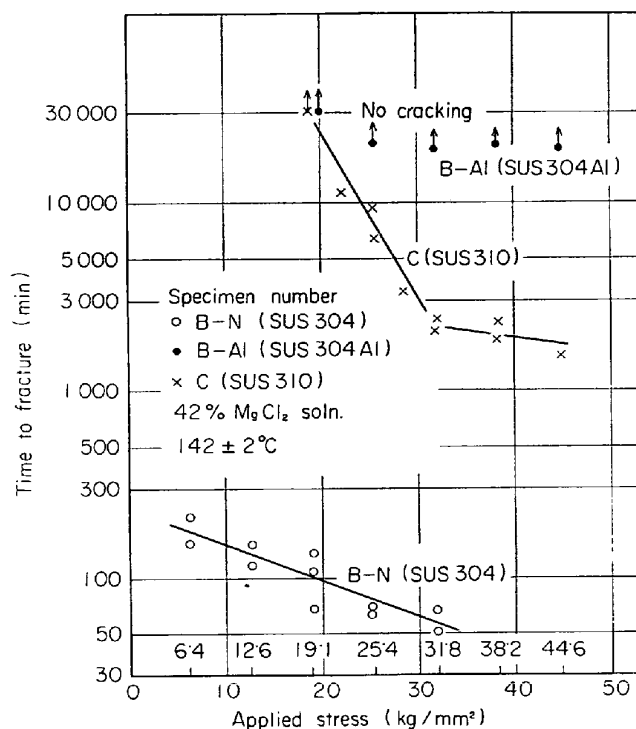


Fig. 5. Effect of aluminizing on time to fracture.

を受けた材料の SCC 感受性は変化する。

HINES^{1)~3)}は冷間加工度の影響は応力によつて変化することを示し、18Cr-8Ni-Ti 鋼において応力が余り大きくない場合 (7.8 kg/mm^2) には冷間加工度 7% で SCC 感受性が最大となることを見出している。HAWKES⁴⁾は T 316 鋼で加工度 10% に、また、GREELEY⁵⁾は T 302 鋼で同じく 10% に同様の現象を報告している。本研究において冷間引抜加工度 16% にあらわれた SCC 感受性最大となる現象も上記研究者らの発見した現象と類似のものと考えられる。

筆者らはオーステナイト系ステンレス鋼線の再結晶過程について、固溶化熱処理前にごく小さな冷間引抜加工 (減面率 20% 以下) を加えると固溶化熱処理後の再結晶粒は大きくなり、引張強さは低くなることを確認している。これはよく知られた現象であるが、引抜材の SCC 試験において感受性の高くなるのもこの範囲の引抜加工

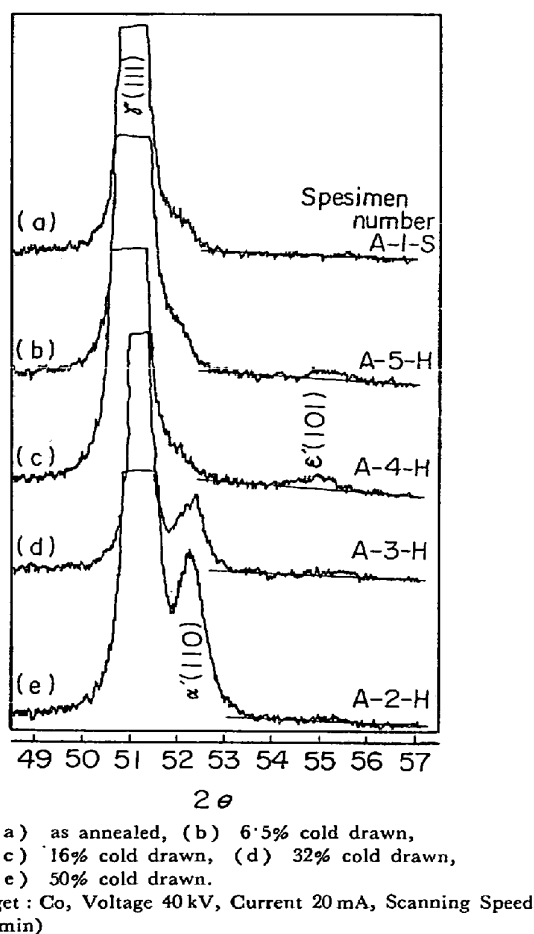


Fig. 6. X-ray diffraction pattern for alloy A-1-S and H-Group. ϵ' and α' martensite induced by cold drawing.

度である。さらに Fig. 2 に示したようにこの加工度ではまだ透磁率に変化のあらわれないこと、この範囲で粒界割れが非常に明瞭にあらわれたことなどは注目すべき現象である。以下これらの諸点について考察を進める。

4.2 加工誘発マルテンサイト

準安定オーステナイトに Md 点以下の温度で加工を加えると加工誘発マルテンサイトを生成することは周知のことである。そしてこのマルテンサイトが腐食されやすいところからこれがオーステナイト系ステンレス鋼の SCC の原因になるという考え方が C. EDELEANEU らによつて提出されたが¹²⁾、現在では否定されているようであり¹³⁾、むしろこのマルテンサイトは SCC 感受性を低減するとの考え方が多いようである⁹⁾¹⁰⁾。加工誘発マルテンサイトには稠密六方格子をもつ ϵ' と体心立方格子をもつ α' があることはよく知られている事実¹⁴⁾であり、したがつて加工誘発マルテンサイトが SCC 感受性におよぼす影響を評価するさいにも、この両者の役割を分離して検討すべきである。そこで ϵ' および α' の有

無を確認するために X 線回折と電子顕微鏡観察を行った。得られた X 線回折図形を Fig. 6 に示す。供試材 A-5-H, A-4-H では ϵ' (101) のピークのみが見られ、A-3-H 以降ではじめて α' (110) のピークがあらわれ、 ϵ' (101) のピークは弱くなっている。この結果は Fig. 2 に示した透磁率の変化とも完全に対応する。さらに Photo. 6, 7 の結晶粒内にみられるすじ状組織が γ 素地中に板状に生成した ϵ' の集合体であることを確認したのが Photo. 8 である。

以上の結果から、供試材 A-5-H, A-4-H では ϵ' のみが生成し、A-3-H 以降の冷間加工度で ϵ' は減少し、 α' の生成が増加していることは明瞭である。したがつて本研究の結果から ϵ' のみを生成する冷間引抜加工度の範囲では SCC 感受性は増大し、 α' の生成に伴ない SCC の感受性は減少しはじめ、 α' を大量に生成する冷間引抜加工度を受けた供試材では α' の生成に起因する強度の大幅な上昇によつて、SCC 感受性は低減されるといえる。従来の研究結果はこの両者のどちらかのみを強調されすぎているように考えられる。ただし、これらの現象については、 ϵ' および α' の生成そのものが直接的に SCC 感受性に影響するものか、 ϵ' および α' の生成は単に副次的な効果を与えるのみであるのかについてはまだ疑問な点もあり、今後加工誘発マルテンサイト変態の難易度の異なる鋼種を用いて確認する必要がある。

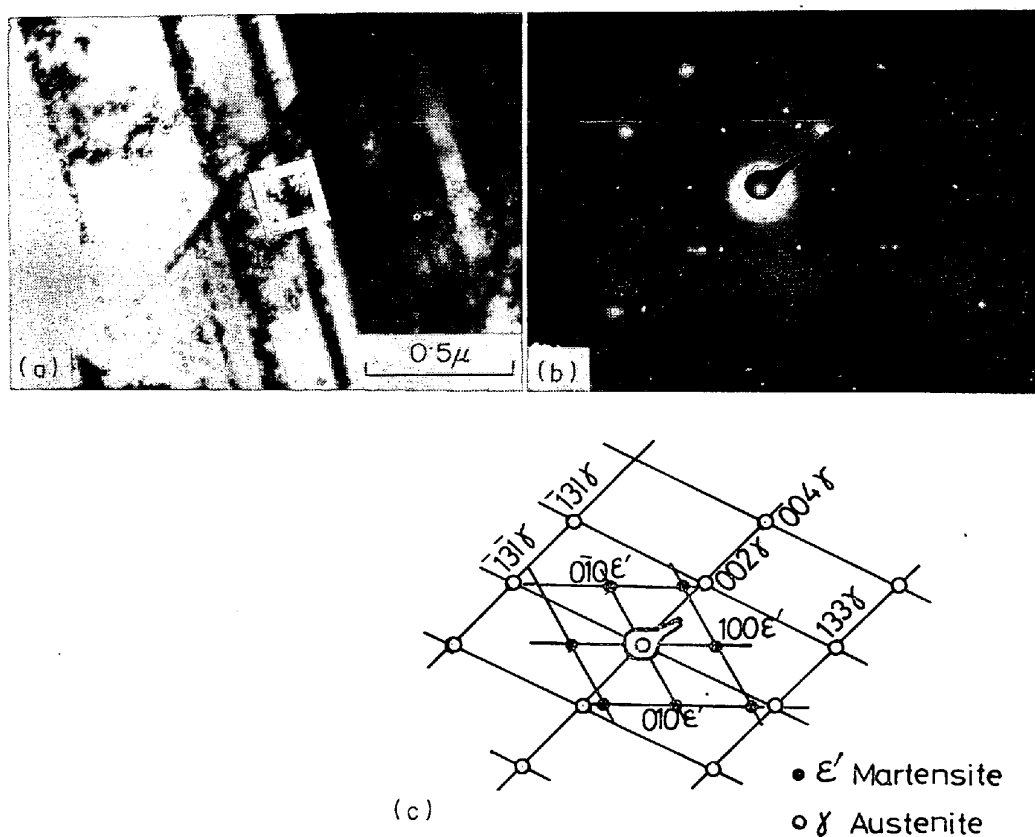
4.3 粒内割れと粒界割れ

従来、オーステナイト系ステンレス鋼の塩化物による割れの形態について MgCl_2 溶液中では粒内割れが普通であり、 NaCl 溶液中では粒界割れが多くなるとされてきた¹⁵⁾。この点について嵯峨ら¹¹⁾は MgCl_2 溶液と NaCl 溶液の沸点における PH の差から腐食性の強弱に起因する割れのメカニズムが違っているためと考えている。

しかし、岡田ら¹⁵⁾は MgCl_2 溶液を用いて、SUS 304 鋼で試験温度が低い場合 (25~125°C) 粒内割れがある程度進んだのちに粒界割れがおこることを見出している。

本研究でもすでに述べたように明かに粒界割れが認められた。(Photo. 5, 6, 7) 岡田らは焼鈍材を用いているのに対して、筆者らの見出した粒界割れの特徴は次の通りである。

A) SUS 304 鋼で固溶化熱処理後に冷間引抜加工を加えた供試材に発生した。そして、 ϵ' マルテンサイトのみが発生する 20% 以下の少加工度を加えた供試材で、とくに明瞭な粒界割れがみられた。



(a) bright field image, (b) diffraction spots, (c) key diagram

Photo. 8. ϵ' martensite formed in austenite matrix in A-4-H.

B) 42% MgCl_2 溶液中で温度は $142 \pm 2^\circ\text{C}$ であった。

C) 粒界割れは粒内割れがある程度進んだ後におこつた。(Photo. 7)

このような特徴をもつ粒界割れについては、筆者ら以外には報告がみられないようである。したがって、そのメカニズムについては不明な点が多いが、加工による鋭敏化と粒界割れについて次のように考えられる。

固溶化熱処理後に冷間引抜加工を加えると、小さな加工度で、まず結晶粒が変形をうけて、加工度とともに個々の結晶粒の方位が優先方位にそろってしだいに繊維組織が形成されてゆくがこの際、まだ繊維組織がほとんど発達しない小さな加工をうけた供試材では、加工による歪は粒界に集中し粒界は歪エネルギーの高い状態になり、とくに割れやすい状態になる場合があるのではなかろうか。岡田らは粒界割れは粒内割れがある程度進んだ後におこる点をとらえて、腐食媒の欠乏による腐食性因子の弱化と粒界割れを結びつけて考察しているが、本研究でみられた粒界割れも同様の特徴を有している。したがって、高い歪エネルギーを貯えた結晶粒界と腐食性因子との関係について今後更に検討する必要がある。

また、加工度と感受性の関係については、正確に説明

することは困難であるとしながらも、加工の効果を転位分布の変化から説明しようとする説もある¹⁶⁾¹⁷⁾。すなわち、加工度が小さいと粗大すべりを起こして、転位はプラナ構造になり感受性は大きい。加工度が大きくなると交差すべりを生じて、転位はセル構造になるので感受性はかえって小さくなる。

しかし、本研究でみられたような加工度の小さい範囲であらわれた粒界割れの存在、しかも同一試験片で、粒内割れが途中で粒界割れへ変化する現象などは転位構造の変化だけでは説明できないように思われる。

いずれにせよ、これらの現象については今後議論を進めるべき課題であろう。

一方、割れの進行方向は、割れ先端における応力の分布状態によつて定まり、通常引張応力にほぼ直角である。¹²⁾ 繊維組織が十分発達するような大きな冷間引抜加工を加えた供試材 A-1-H では引張応力と同一方向に繊維組織に沿つて伝播している割れがみられるが (Photo. 4), 載荷応力が高い場合には繊維組織を切つて進んでいる。したがって、大きな冷間引抜加工によつて生成した繊維組織であつても、必ずしも割れ伝播に対して障壁とはならないようである。

4.4 アルミニウムめつきの効果

嵯峨ら¹⁴⁾は純アルミニウムめつきを用いた実験を行ない、SCC 防止に効果のあることを報告しており、これは主としてめつきされたアルミニウムの溶解時に流れる腐食電流による陰極防食的作用によるものとしている。また、アルミニウム溶射を犠牲陽極として SCC 防止に効果があつたという報告も¹⁸⁾ある。

通常、鋼線のアルミニウムめつきを行なうには純アルミニウム浴では浴温が高く機械的性質が劣化するおそれがあり、更に非常に硬度の高い合金の成長を抑制するため、数 % の Si を含む浴で浴温をさげてめつきしている。本研究でもこの浴を用いた。数 % の Si を含むアルミニウムめつきでも SCC 防止の効果は変わらず、通常 SCC 感受性の低いステンレス鋼とされている SUS 310 鋼が SCC 破断する条件でも全く破断せず、脆化もしなかつた。したがって、工業的見地よりしてアルミニウムめつきはオーステナイト系ステンレス鋼の SCC を防止し、とくに線材の場合には、連続処理が出来るので低コストでもあり、有効な手段である。

5. 結 論

18-8 ステンレス鋼線を供試材として 42% MgCl₂ 沸騰溶液中で SCC 試験を行い、固溶化熱処理前、後の冷間引抜加工度とアルミニウムめつきの影響を調べて以下の結果を得た。

(1) 溶固化熱処理前の冷間引抜加工度の SCC 感受性におよぼす影響は、ほぼ無視することが出来る。

(2) 固溶化熱処理後の冷間引抜加工度の SCC 感受性におよぼす影響は載荷応力の大きさによつて変化する。10 kg/mm² 以上の定値載荷応力では SCC 感受性は加工度により低減される。それ以下の低い定値載荷応力では、加工により感受性が高くなる冷間引抜加工度の範囲が存在し、16% 加工した供試材で最短の破断時間を示した。定率載荷応力 (40% Y. S.) とした場合には、破断時間は焼鈍材が一番長く、その後の冷間引抜加工度にはさほど影響されない。

(3) 冷間引抜加工によつて SCC の感受性が高くなる加工度の範囲では ϵ' マルテンサイトのみが生成しており、 α' マルテンサイトの生成に伴つて SCC 感受性

は低くなる。したがって、加工誘発 マルテンサイトの SCC 感受性におよぼす影響を検討する際には ϵ' と α' を区別する必要がある。ただし、この現象について、 ϵ' および α' の生成が直接的に SCC 感受性に影響するものか、副次的効果をもつものであるかについては明かではない。

(4) 冷間引抜加工によつて SCC 感受性が高くなる場合には通常みられる粒内割れがある程度進んだ後に粒界割れがおこる。この現象は加工にともなう粒界の歪エネルギーに帰せられるべき問題と考えられるが詳細については今後の課題である。

(5) Si を少量含むアルミニウムめつきにより 18-8 ステンレス鋼線の SCC をほぼ完全に防止出来た。

文 献

- 1) J. G. HINES: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, ed. T. N. Rhodin (1959) [Interscience] p. 116
- 2) J. G. HINES and R. W. HUGILL: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, ed. T. N. Rhodin (1959) [Interscience] p. 193
- 3) J. G. HINES: Corrosion Science, 1 (1961), p. 2
- 4) H. J. ROCHA: Tech. Mitt. Krupp. Forschungsbereiche, 5 (1942), p. 1
- 5) H. L. LOGAN and M. J. McBEE: Mat. Res. Stand. 7 (1967), p. 137
- 6) H. P. HAWKES, F. H. BECK, and M. G. FONTANA: Corrosion, 19 (1963), p. 247 t.
- 7) P. J. GREELEY, V. J. RUSS, R. K. SAXER, and J. R. MAYERS: Corrosion, 21 (1965), p. 321
- 8) 森田: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 667
- 9) 前川, 香川, 中島: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 548
- 10) 本島: 防蝕技術, 17 (1968), p. 381
- 11) 戸部, 嵯峨, 宮川: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 556
- 12) 下平: 日本金属学会報, 24 (1963) 9, A-207
- 13) 下平: 鉄と鋼, 55 (1969) 7, p. 604
- 14) 西山: マルテンサイト変態—基礎篇 (1971) [丸善]
- 15) 岡田, 細井, 阿部, 山本: 日本金属学会誌, 37 (1973) 2, p. 197
- 16) 大谷: 日本金属学会報, 8 (1969) 10, p. 663
- 17) 大谷: 鉄と鋼, 60 (1974) 1, p. 121
- 18) 森田: ステンレス, 16 (1972) 8, p. 25