한국부식학회지
Journal of the Corrosion Science Society of Korea
Vol. 14, No. 3, SEP 1985.

〈研究論文〉

STS 304강의 용접부에서의 응력부식균열거동*

박용수 · 성필경
연세대학교 금속공학과

Stress Corrosion Cracking Behavior of STS 304 Steel Weldments

Y. S. Park and P. K. Sung
Dep't of Metallurgical Eng., Yonsei Univ

ABSTRACT

When STS 304 steel was welded by Gas Tungsten Arc Welding Process, the effects of welding conditions on the ferrite contents of weld metals were studied and the stress corrosion cracking susceptibility of these weld metals were investigated using constant extension rate testing technique in boiling 42% $MgCl_2$ solution.

The ferrite content did not change with welding heat input, but was reduced by increasing Ni eq./Cr eq. of weld metals, nitrogen content and holding time of post weld heat treatment. Stress corrosion cracking resistance was the highest when ferrite number was 1.5, and then decreased with increase in ferrite number to 4.2. In case the amount of ferrite was controlled by nitrogen content, stress corrosion cracking susceptibility did not show any significant change.

1. 서 론

Stainless강이 특수한 부식환경하에서 응력을 받게 되면 응력부식균열이 일어나는 단점을 보완하기 위한 연구가 많이 되고 있으며, 그 방법중 하나로서 Austenite-Ferrite의 2상을 갖는 Stainless강이 제안되었다. 즉, 주조 2상 Stainless강이 Austenite 단상 Stainless강보다 응력부식균열 저항성이 높다고 알려져 있다.[1,2]

또한, Austenitic Stainless강의 용접시에 용접부 금속에서 형성되는 Ferrite상이 응력부식균열에 미치는 영향은 주조 2상 Stainless강의 경우와 상당히 다른 것으로 알려져 있다. 이것은 용접조직이 주조조직보다 냉각속도가 매우 빠르므로, 고온조직인 Ferrite가 Austenite로의 변태가 늦어지고, Ferrite의 형상이 미세하게 되어 Austenite상에 Ferrite상이 연속 또는 거의 연속적인 망상조직으로 발생하기 때문이다. 이러한 이유들로 인해 응력부식균열저항성에 변화가 생긴다. 일반적으로 이러한 형상의 Ferrite는 응력부식균열감수성을 높힌다고 알

* : 본 논문은 한국부식학회 1985년도 춘계학술발표회에 발표한 것임. (1985. 5. 3, 서울대학교)

려져 있으나[4] 최근 적당한 양과 분포를 가진 Ferrite는, 즉, Ferrite Number 1.2에서는 응력부식균열의 전파를 억제할 수 있다고 발표되었다[5].

따라서 본 연구에서는 STS 304강을 Gas Tungsten Arc Welding Process에 의해 용접할 때에, 용접 Process를 조절하여 Ferrite양을 변화시켰다. 그리고 이때의 응력부식균열 거동을 조사하여, 응력부식균열저항성이 좋은 조건을 제시하였으며, 균열의 형태를 조사하였다.

Ⅱ. 실 험

1. 용접 및 시편의 제작

본 실험에 사용된 시편은 STS 304강 판재이며, Gas Tungsten Arc Welding(GTAW) Process로 용접을 행하였다. 용접부 금속조직의 Ferrite양을 조절하기 위하여 용접시 첫째, Travel Speed를 변화시켜서 Heat Input을 조절하였고, 둘째, Austenite 안정화 원소인 Ni의 함량이 높은 STS310강을 Filler Metal로 사용하고 Filler Metal Feed Speed를 변화시켜 용접부 금속에서의 Ni 당량과Cr당량의 비를 조절하였고 세째, Shield Gas인 아르곤 가스중에 질소가스를 혼합시켜서, 용접부 금속에서의 질소함량을 조절하였으며 네째로, 용접후 열처리로 변화를 주었다.

모재로 사용된 STS304강 판재의 두께는 2.5mm이고, Filler Metal로 사용된 STS 308강 및 STS 310강 Wire의 직경은 1.6mm이며, 각각의 화학성분은 표1과 같다. 표2에는 각 시편의 제작에 사용된 GTAW용접 및 용접후 열처리의 조건을 나타내고 있다. GTAW용접은 Single Pass로 Full Penetration되게 행하였으며, 용접후 Grinding을 하여 Weld Reinforcement를 제거하였다. 응력부식파괴시험용 인장시편은 Gage Section의 전체가 Weld Fusion Zone에서 채취되도록 하였다 (그림 1). 표3에는 용접부 금속의 화학적 조성과 Ferrite Scope로써 측정한 Ferrite의 양을 나타내고 있다.

2. 응력부식균열시험

위에서 준비한 시편들을 154℃, 42% $MgCl_2$용액에서 일정연신율법으로 시험하였다. 실험에서 사용된 Cross-head Speed는 4.48×10^{-5}cm/sec 였으며, 초기 Strain Rate는 7.75×10^{-6}/sec였다. 그림 2는 사용된 시편의 제원을 보여준다. 실험전에 시편은 100에서 600 Emery Paper로 연마한 후 단면적이 측정되었는데, 최종 연마는 시편의 길이방향으로 행하였으며, Acetone으로 탈지, 증류수로 세척, 건조후 Desicator에서 보관하였다.

사용된 시험 Cell은 직경 12cm, 길이 17cm, 용량 2000ml의 Pyrex 제품으로 그림 3에 나타나 있다. 용액의 온도와 농도는 Heating Mantle과Reflux Condenser를 사용하여 조절하였고, 실험용액은 Reagent Grade의 $MgCl_2\cdot6H_2O$와 증류수로 ASTM Standard G36－73에 따라 준비하였다.

Table 1. Chemical Composition of Base Metal and Filler Metals

(Wt %)

Material \ Component		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Fe
Base Metal	STS 304 Stainless Steel	0.07	0.48	1.08	0.028	0.010	8.48	18.40	0.05	0.020	Bal.
Filler Metal	STS 308 Stainless Steel	0.03	0.56	1.87	0.022	0.010	10.08	20.10	0.08	0.023	Bal.
	STS 310 Stainless Steel	0.10	0.40	2.03	0.020	0.006	21.88	26.43	0.04	0.027	Bal.

Table 2. Welding Conditions and Post Weld Heat Treatments Employed in the Production of Weld Metals.

No.	Welding Conditions						Post Weld Heat Treatments*
	Current, A	Voltage, V	Travel Speed cm/min	Filler Metal	Filler Metal Feed Speed, cm/min	Shield gas, l/min	Holding Time, Sec
A_1	160	13	12.8	310 S. S.	19.0	Ar, 12	-
A_2	160	13	9.6	310 S. S.	19.0	Ar, 12	-
A_3	160	13	9.3	310 S. S.	19.0	Ar, 12	-
A_4	160	13	8.2	310 S. S.	19.0	Ar, 12	-
C_1	150	18	14.0	308 S. S.	19.0	Ar, 15	-
C_2	150	18	14.0	310 S. S.	17.4	Ar, 15	-
C_3	150	18	14.0	310 S. S.	25.2	Ar, 15	-
C_4	150	18	14.0	310 S. S.	29.4	Ar, 15	-
N_1	150	18	14.0	308 S. S.	19.0	Ar, 15+N_2, 0.3	-
N_2	150	18	14.0	308 S. S.	19.0	Ar, 15+N_2, 0.5	-
N_3	150	18	14.0	308 S. S.	19.0	Ar, 15+N_2, 0.7	-
H_1	150	18	14.0	308 S. S.	19.0	Ar, 15	137
H_2							165
H_3							195
H_4							200
H_5							240

* After holding at 1200℃, water quenching.

Table 3. Ferrite Number and Chemical Composition(wt%) of Weld metals.

No.	Ferrite No*	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Fe
C_1	4.2	0.063	0.58	1.30	0.020	0.011	8.58	18.41	0.04	0.034	Bal.
C_2	2.0	0.08	0.45	1.30	0.021	0.011	11.48	20.06	0.07	0.022	Bal.
C_3	1.5	0.08	0.39	1.33	0.022	0.011	12.08	20.66	0.05	0.021	Bal.
C_4	0	0.082	0.49	1.35	0.024	0.011	13.29	21.35	0.07	0.032	Bal.
N_1	3.0	0.062	0.58	1.30	0.021	0.011	8.58	18.39	0.05	0.085	Bal.
N_2	2.1	0.063	0.56	1.30	0.020	0.011	8.58	18.41	0.04	0.108	Bal.
N_3	1.0	0.062	0.57	1.30	0.020	0.011	8.56	18.43	0.04	0.155	Bal.
H_1	3.0	0.063	0.58	1.30	0.020	0.011	8.58	18.41	0.04	0.034	Bal.
H_2	2.0										
H_3	1.4										
H_4	0.7										
H_5	0										

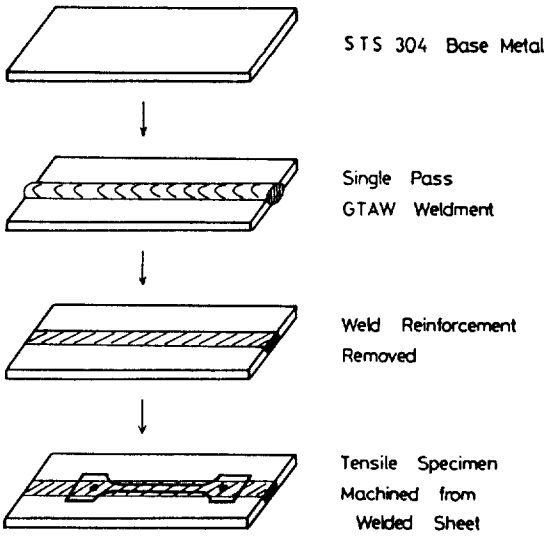
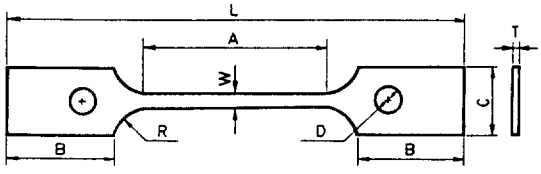


Fig. 1. Schematic illustration of welding process and tensile specimen preparation.



W	Width	3.8
T	Thickness	2.5
R	Radius of fillet	10.0
L	Overall length	142.0
A	Length of reduced section	57.8
B	Length of grip section	32.6
C	Width of grip section	23.0
D	Diameter of hole for pin	9.1

Fig. 2. Schematic illustration of the tensile specimen. All dimensions are in millimeters.

Ⅲ. 실험결과 및 고찰

1. 용접조건에 따른 Ferrite양의 변화

본 실험에서 사용된 시편은 70%내외의 Fe 양을 갖고 20% Cr, 10% Ni 정도의 조성을 가지고 있으므로 그림 4의 상태도[8]에 적용하여 볼 수 있다. 액상에서 응고되기 시작하면서 초정 Delta-Ferrite가

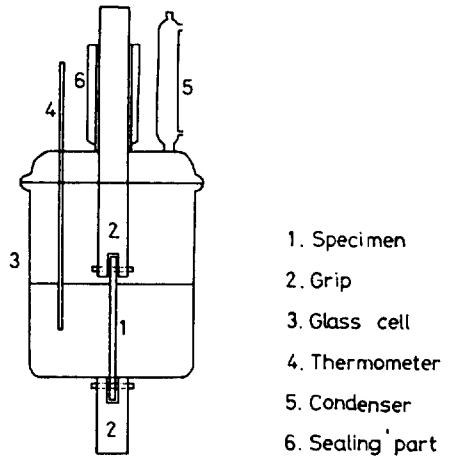


Fig. 3. Schematic diagram of the stress corrosion cracking test cell.

생성하게 되며, Ferrite-Austenite의 혼합조직의 구역을 지나, Austenite로 완전히 변태하게 된다. 그러나 용접의 경우 Ferrite가 Austenite로 완전히 변태하지 않고 잔류 Ferrite가 존재하게 되는데, 이때의 Ferrite양은 냉각속도가 빠르면 많아지게 된

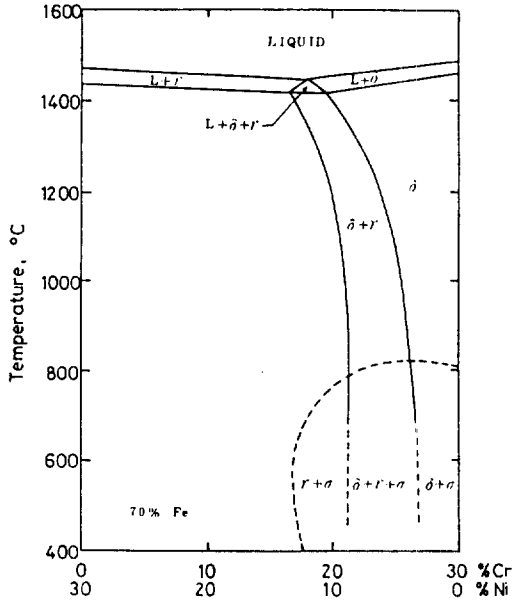


Fig. 4. Pseudo-binary diagram of the Fe-Cr-Ni ternary system[8]

다. 또한 응고과정에서 편석이 발생되어 국부적인 조성변화가 일어난다. 이 변화는 국부적으로 Ferrite를 안정하게 하여, 냉각과정에서 Austenite로의 변태를 막아준다. 즉, 편석에 의한 Ferrite 안정화 원소와 Austenite안정화 원소의 비율에 따라 Ferrite의 분포가 결정되는 것이다.

그림 5는 Heat Input에 따른 Ferrite양의 변화를 나타내고 있다. Heat Input에 따라서는 Ferrite 양의 변화가 거의 없음을 볼 수 있다. 이것은 모재금속의 dilution에 의한 영향이 없는 한, Heat Input에 따라 Ferrite양의 변화가 없다는 S. Asakura[7]의 실험결과와 일치하고 있는데, Ferrite양의 변화를 줄 만큼의 냉각속도차이가 나지 않았기 때문이다.

그림 6은 용접부 금속중 Ni과 Cr의 당량비에 따른 Ferrite양의 변화를 나타내고 있는데, Ni당량/Cr당량이 높아질수록 Ferrite Number는 작아지고 있다 (Ni 당량 = %Ni + 30 × %C + 30 × %N + 0.5 × %Mn, Cr 당량 = %Cr + %Mo + 1.5 × %Si)이와 같이 Ferrite 안정화 원소인 Cr당량에 비해 Austenite 안정화 원소인 Ni당량이 커지면 잔류 Ferrite의 양이 적어진다. 이것은 W. T. Delong[8] 등에 의하여 잘 알려져 있다.

그림 7은 용접부 금속중 질소함량에 따른 Ferrite양의 변화를 나타내고 있는데, 질소함량이 많아질수록 Ferrite Number는 작아지고 있다. 이것은 Ni보다 약 30배의 Austenite 안정화 원소인 질소의 영향 때문이다.

그림 8은 용접후열처리시 1200℃에서의 유지시간에 따른 Ferrite양의 변화를 나타내고있는데 1200℃에서의 유지 시간이 길어질수록 Ferrite Number가 작아지고 있다. 이것은 상변태가 가능한 고온의 Austenite 안정온도 구역에서 열처리하면 급냉에 의해 형성된 불안정한 조직인 Ferrite가 안정조직인 Austenite로 변태하기 때문이다.

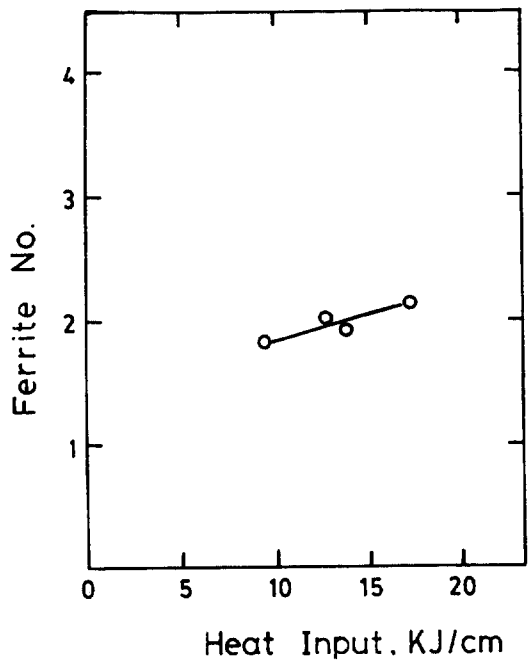


Fig. 5. Effect of Heat Input on ferrite No. in STS 304 stainless steel weld metal.

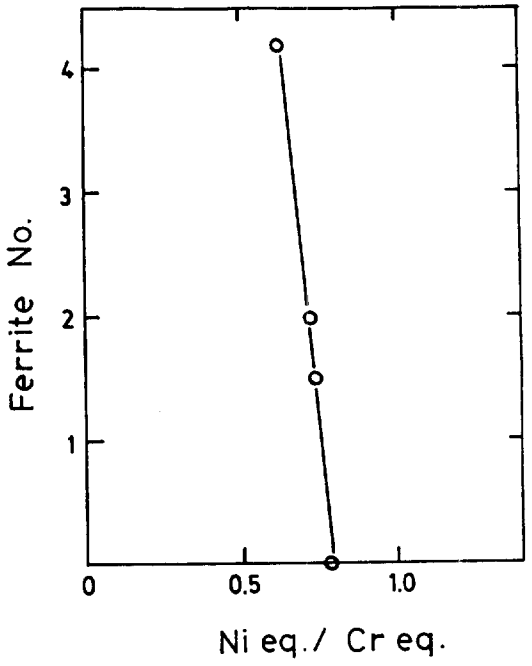


Fig. 6. Effect of Ni eq./Cr eq. on ferrite No. in STS 304 stainless steel weld metal.

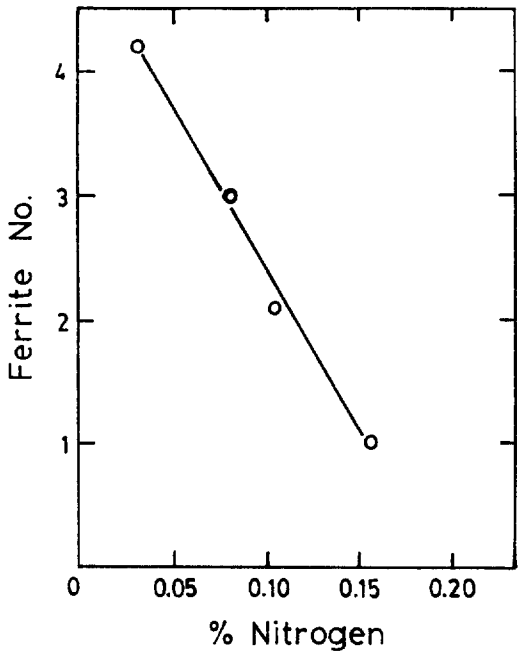


Fig. 7. Effect of %nitrogen on ferrite No. in STS 304 stainless steel weld metal.

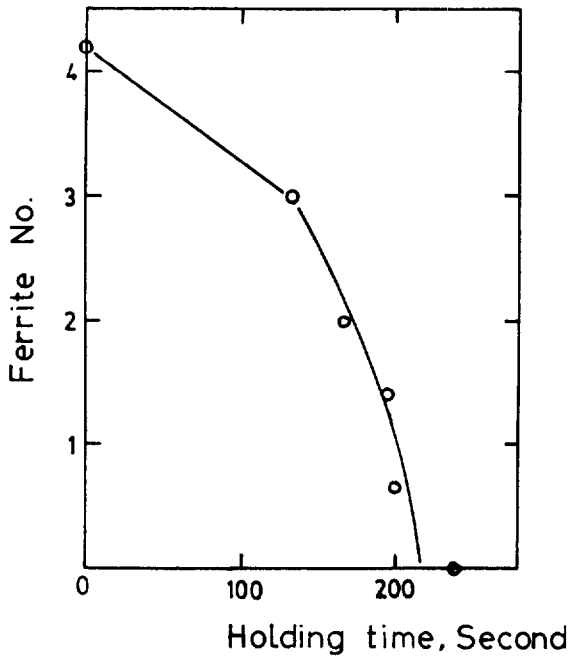


Fig. 8. Effect of holding time at 1200℃ on ferrite No. during post weld heat treatment of STS 304 stainless steel weld metal.

2. Ferrite양의 변화에 따른 용접미세조직의 관찰

그림 9는 용접부 금속중 Ni과 Cr의 당량비에 따라 Ferrite의 양을 변화시킨 경우의 미세조직을 나타낸 것이다. 그림 9-(a)에서는 용접금속의 급냉으로 인해 Ferrite가 Austenite로 완전한 Solid-state transformation을 막아 주어서 약간의 Ferrite가 남아 있다. 이 때의 Ferrite형상은 거의 연속적인 망상조직을 하고 있다. 그림 9-(b), 그림 9-(c)로 감에 따라 Ferrite의 양은 감소하고 있으며, 그 형상은 불연속해지고 있다. 그림10은 용접부 금속중 질소함량에 따라 Ferrite양을 변화시킨 경우의 미세조직인데, 그림 9의 경향과 같음을 볼 수있다 그림 11은 용접후 열처리에 의해 Ferrite양을 변화시킨 경우인데, 역시 Ferrite의 양이 감소함에 따라 그 형상은 불연속하게 되나 열처리에 의해 Ferrite의 형상이 구상화되고 있는 경향을 보이고 있다.

3. 일정연신율실험에 의한 응력부식균열거동

그림 12는 154℃, 42% 끓는 Mgcl₂ 용액중에서 초기 Strain Rate를 7.75×10^{-6}/sec로 하였을 때, 각 용접금속의 단면감소율에 대한 Ferrite양의 영향을 보여준다. F.N. 1.5부근에서 단면감소율이 최대값을 보이고 있으며, F.N.가 증가함에 따라 단면감소율은 감소하고 있다. F.N. 1.5에서 응력부식균열저항성이 높게 나타난 것은 불연속으로 분포하는 Ferrite가 균열의 전파를 저지시켜 주었기 때문이고, F.N. 4.2에서 응력부식균열감수성이 가장 크게 나타난 것은 거의 연속적으로 존재하는 Ferrite가 응력부식균열의 전파를 쉽게 하였기 때문이다.

용접부 금속중 질소함량에 따라 Ferrite의 양을 변화시킨 경우, 단면감소율이 낮게 나타난 것은 질소가 균열의 전파를 쉽게 하였기 때문이다. H.H. Ublig등[9,10]은 소성변형동안에 우선적인 경로를 따라서 질화물이 석출하여 그 주위에 Cr 소모지역이 형성되거나, 전위하부에 침입형 원소인 질소가 확

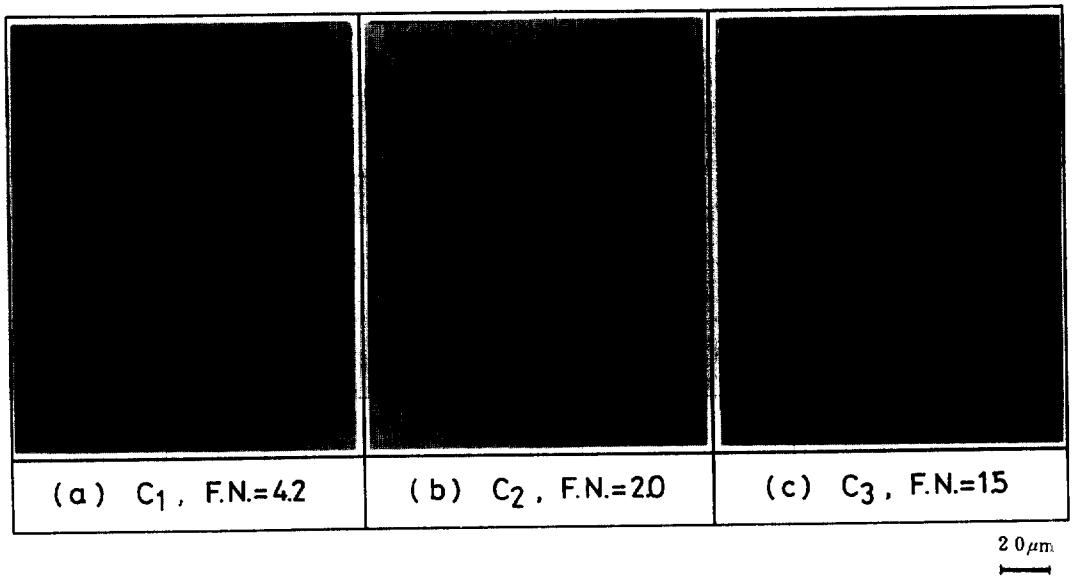


Fig. 9. Duplex stainless steel weld metal microstructures, mixed acid (10ml HNO_3 + 10ml CH_3COOH + 15ml Glycerine) etch, × 400 (Ferrite No. is controlled by Ni eq./Cr eq.)

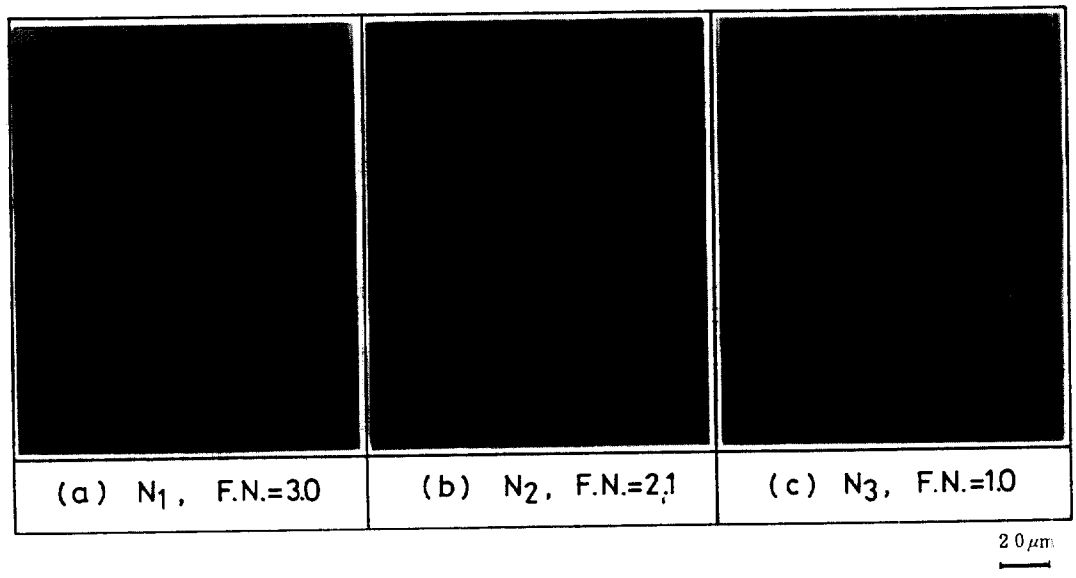


Fig. 10. Duplex stainless steel weld metal microstructures, mixed acid etch, × 400 (Ferrite No. is controlled by nitrogen content).

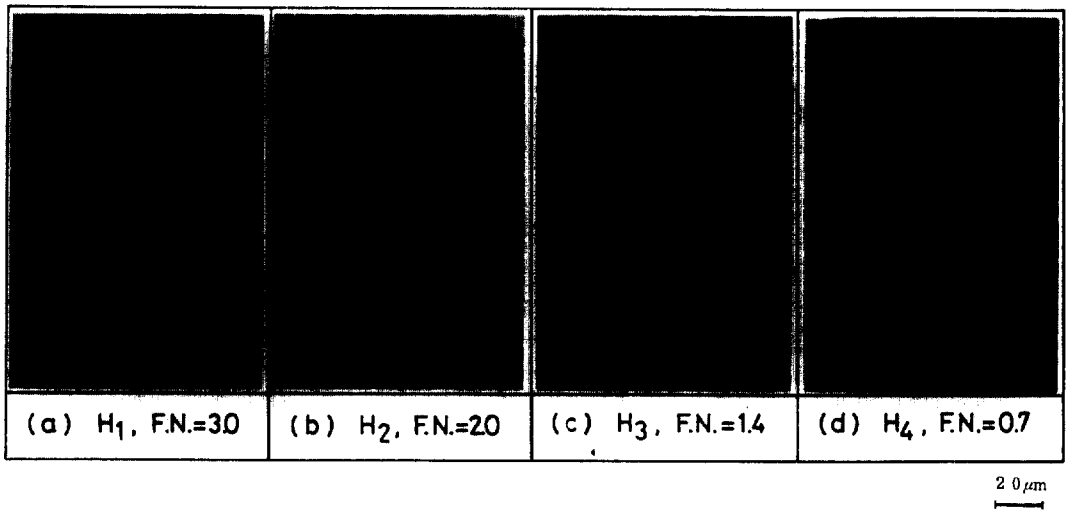


Fig. 11. Duplex stainless steel weld metal microstructures, mixed acid etch, × 400 (Ferrite No. is controlled by post weld Heat treatment)

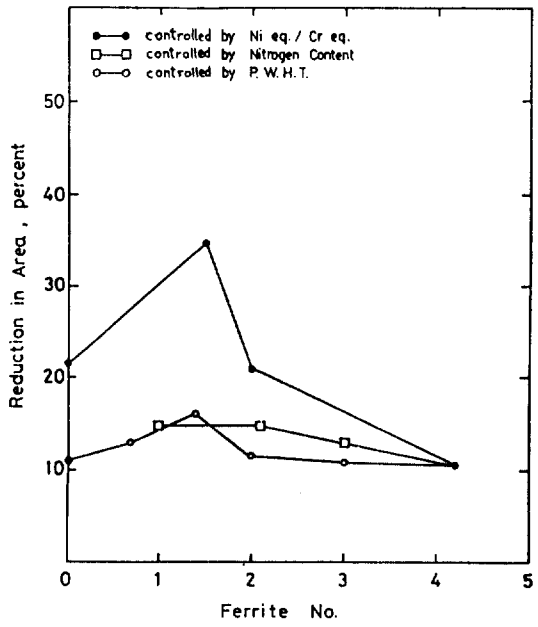


Fig. 12. Effect of Ferrite No. on Stress Corrosion Cracking of the STS 304 Stainless Steel weld metal tested in 42% $MgCl_2$ at an initial strain rate of 7.75×10^{-6} S^{-1}

산하여서 응력상태가 안정하게 되어 그 부분에 Cathodic area가 형성되고, 주위는 상대적으로 Anodic하게 되어 응력부식균열의 전파를 쉽게 한다고 하였다. 여기서도 이러한 질소의 영향과 균열의 전파를 저지시켜 주는 Ferrite의 영향이 서로 상쇄되어 응력부식균열저항성의 차이가 거의 나지 않는것으로 생각할 수 있다.

용접후 열처리에 의한 방법으로 Ferrite양을 변화시킨 경우도 단면감소율이 전반적으로 낮게 나타난 것은 열처리에 의한 결정립성장이 균열전파속도를 빠르게 하였기 때문이다. 이러한 현상은 E. G. Coleman등[11] 및 V. L. Barnwell등[12]의 실험 결과와 일치하고 있다.

4. 주사전자현미경과 광학현미경에 의한 관찰

그림 13은 STS304 모재금속시편의 SEM 파단면이다. 파단면 전체를 보면 (그림 13-(a)), 시편의 파괴는 응력부식균열에 의한 파괴와 기계적 파괴의 조합으로서 발생하였다. 이러한 현상은 용접금속시편의 경우에서도 같게 나타났다. 그림 13-(b)는 그림 13-(a) 중에서 응력부식균열에 의한 파괴부분을 확대한 SEM파단면을 보여주고 있다. 응력부식균열은 대부분의 입내균열과 약간의 입계균열의 혼합으로 이루어진 것을 알 수 있다. 이것은 J. D. Harston등[13]과 H. Okada 등[14]의 실험결과와 일치하고 있다. 2상의 용접금속시편에서의 균열은 복합

Fig. 13. SEM fractograph of STS 304 base metal specimen tested in 42% MgCl, at an initial strain rate of $7.75 \times 10^{-6}\ S^{-1}$ (a) × 30.8 (b) × 500

적 부식현상에 의한 것으로 첫째, Austenite에서의 응력부식균열(그림 14-(a)), 둘째, Ferrite의 용해에 의한 균열[9,15,16] (그림 14-(b)), 세째, Ferrite와 Austenite의 상계면에서의 용해에 의한 균열[9,10,17] (그림 14-(c))의 3종류로 나타나고 있다. 본 실험에서는 Ferrite와 Austenite의 상계면의 용해에 의한 균열로서 응력부식파괴가 우선적으로 일어났으며, Ferrite양이 감소함에 따라 Austenite에서의 입내응력부식균열이 증가하였다. 그림15는 F.N. 4.2 인 용접금속시편(C_1)의 SEM파단면 및 광학

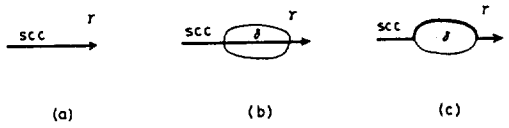


Fig. 14. Schematic illustration of typical stress corrosion crack propagation in duplex stainless steel weld metal.
(a) S. C. C. in austenite phase
(b) S. C. C. passing through ferrite phase
(c) S. C. C. along ferrite-austenite phase boundary

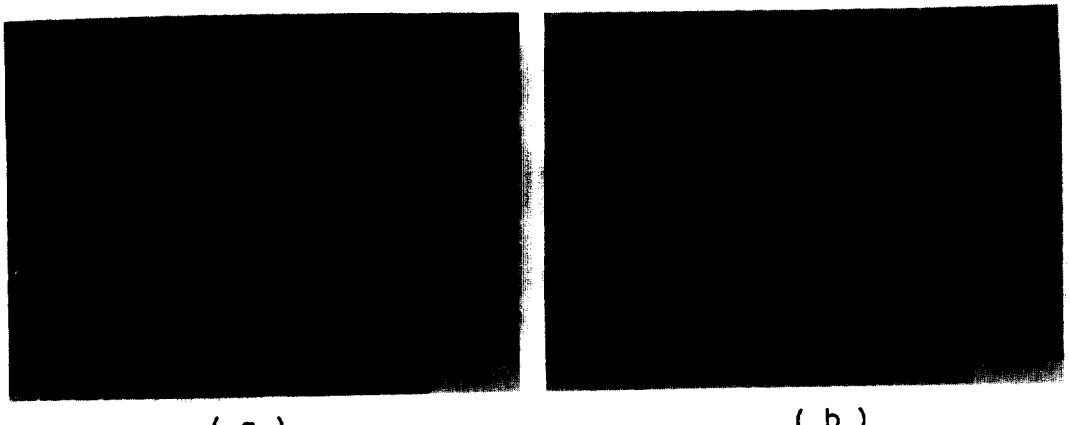


Fig. 15. F.N. 4.2 weld metal specimens(C_1) tested in 42% MgCl, at an initial strain rate of $7.75 \times 10^{-6}\ S^{-1}$.
(a) SEM fractograph, × 540 (b) Optical micrograph, mixed acid etch, × 400

현미경 사진이다. 그림 15-(a)의 SEM파단면에서 보면 균열은 대부분 거의 연속적인 망상형태의 Ferrite 조직과 Austenite조직의 상계면의 용해에 의해 발생되었음을 알 수 있다. 또한 Austenite상에서의 약간의 입내균열도 관찰된다. 이와 같은 현상은 그림 15-(b)의 광학현미경사진에서도 볼 수 있다. 불안정한 상태인 Austenite와 Ferrite의 상계면이 응력을 받으면서 Active하게 되어, 이 상계면을 따라 균열이 전파한다. 따라서 연속적인 망상형태의 Ferrite는 균열전파를 쉽게 하여 응력부식균열감수성을 높힌다.

그림 16은 F.N. 2.0인 용접금속시편(C_2)의 경우에서 균열의 전파를 자세히 관찰하기 위해 2000배로 확대하여 본 사진이다. 균열이 전파하다가 Ferrite상을 만나면 Ferrite와 Austenite의 상계면을 따라서 전파하고 있는것을 확인할 수 있다.

그림 17은 F.N. 1.5인 용접금속시편(C_3)의 경우인데, 대부분 Austenite의 입내응력부식 균열에 의해 균열이 발생하였음을 볼 수 있다(그림 17-(a)).

그림18은 그림 17-(b)의 균열 Tip부분을 1500배로 확대하여 본 사진인데, 균열이 Austenite상에서 전파하다가 Ferrite상을 만나면 Ferrite-Austenite 상계면을 따라 전파하고 다시 Austenite상으로 전파하는 것을 볼 수 있다. F.N. 1.5인 시편에서 응력부식균열저항성이 향상된 것은 불연속적인 형상의 Ferrite가 이와 같이 균열의 전파를 지연시키기 때문이다.

Ferrite상이 응력부식균열의 전파를 억제시키는 효과에 대하여는 아직 확실히 규명되어 있지 않으나, 몇몇 연구자들의 제안으로 설명된다. R. M. Lantanision등의 연구자들[11]은 Ferrite상과Austenite상의 화학조성차이, 특히 Ni의 양 차이로써 설명하였는데, Austenite상은 보통의 Ni양을 가져

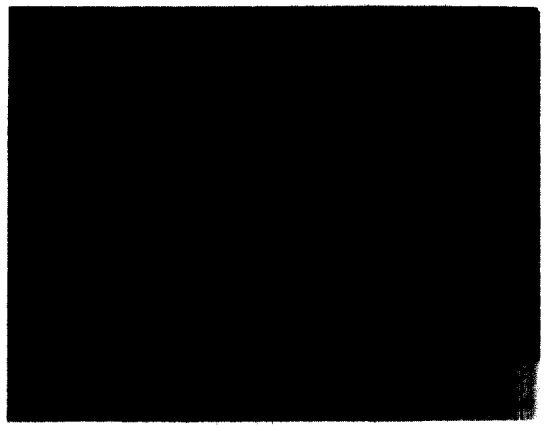
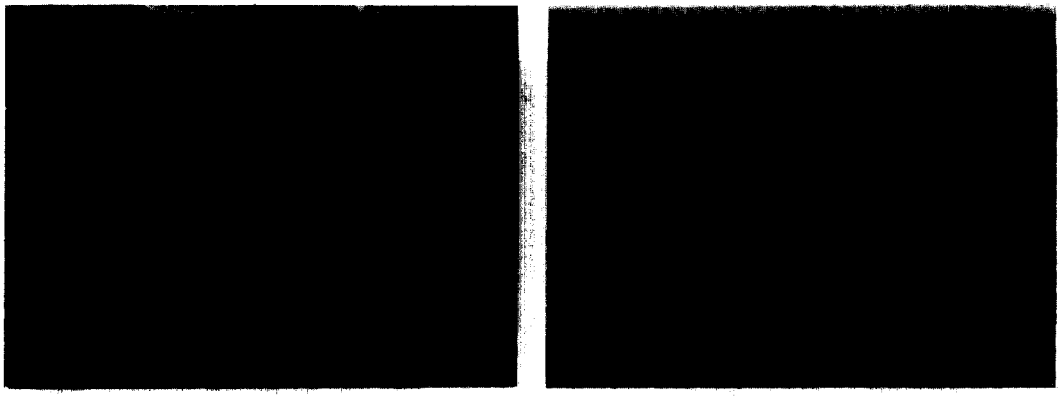


Fig. 16. SEM micrograph of F.N. 2.0 weld metal specimen(C_2) tested in 42% MgCl, at an initial strain rate of 7.75×10^{-6} S^{-1}, mixed acid etch, × 2000.



(a)　　(b)

Fig. 17. F.N. 1.5 weld metal specimens(C_3) tested in 42% MgCl, at an initial strain rate of 7.75×10^{-6} S^{-1}.
(a) SEM fractograph, × 540　　(b) Optical micropraph, mixed acid etch, × 400

서 응력부식균열은 보통속도로 전파하나 Ferrite 상의 낮은 Ni함량은 균열전파속도를 늦춘다고 하였다. 또한, Swann등[19]은 Austenite상에서의 Coplanar전위운동에 의한 조대 Slip의 형성으로 균열의 전파가 촉진된다고 하였다. 여기서도 이들이 복합적으로 작용하는 것으로 생각된다.

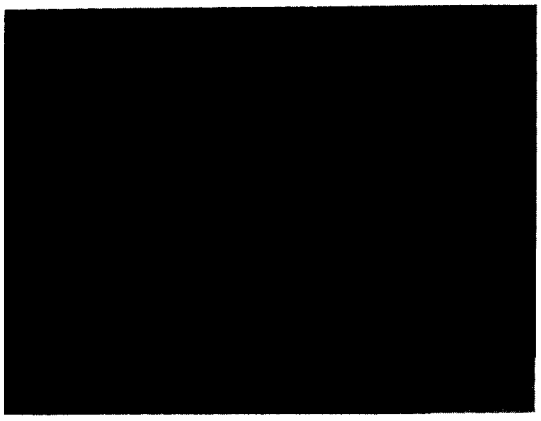


Fig. 18. SEM micrograph of F.N. 1.5 weld metal specimen(C,) tested in 42% MgCl, at an initial strain rate of 7.75×10^{-6} S^{-1}, mixed acid etch, × 1500.

Ⅳ. 결 론

STS 304강을 Gas Tungsten Arc Weldg Process로 용접을 할때에 용접저건에 따른 Ferrite양의 변화를 조사하였고, 그때의 응력부식균열거동을 일정연신율시험을 행하여 알아본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 용접시 Heat Input에 따라서는 Ferrite양의 변화가 거의 없었으며, 용접부 금속중에 Ni당량/Cr당량이 커질수록, 질소 함량이 많아질수록, 그리고 용접후 고온에서 장시간 유지시킬수록 Ferrite양은 감소하였다.

2) F.N. 1.5부근에서 불연속적인 형상의 Ferrite상이 균열의 전파를 억제시키므로 응력부식균열 저항성이 가장 컸으며, F.N.가 4.2까지 증가할수록 Ferrite의 형상이 연속적으로 되어 균열의 전파가 쉬워지므로 응력부식균열감수성이 높아졌다.

3) 질소함량 차이에 의해 F.N.를 변화시킨 경우에는, 응력부식균열의 전파를 쉽게하는 질소의 영향과 이에 따른 Ferrite양의 감소로 불연속화되면서 질소의 영향이 상쇄되어 응력부식균열저항 성의 변화는 거의 없었던 것으로 판단된다.

참 고 문 헌

1) C. Edeleanu, J. of the Iron and Steel Inst., 173, 140(1953).
2) J. W. Flowers, F. H. Beck and M. G. Fontana, Corrosion, 19, 186t(1963).
3) D. H. Sherman, D. J. Duquette and W. F. Savage, Corrosion, 31, 376(1975).
4) F. Stalder and D. J. Duquette, Corrosion, 33, 67(1977).
5) 박용수, 김형준, 본지, 12, 1(1983).
6) I. C. Lippold and W. F. Savage, Welding J., 58, 362-S(1979).
7) S. Asakura, H. Wachi and K. Watanabe, Transactions of the J. W. S., 3, 26(1972).
8) W. T. Delong, Welding J. 53, 273-S(1974).
9) H. H. Uhlig and R. A. White, Transactions of the ASM, 52, 830(1960).
10) H. H. Uhlig, R. A. White and V. Lincoln, Acta Metallurgica, 5, 473(1957).
11) E. G. Coleman, D. Weinstein and W. Rostoker, Acta Metallurgica, 9, 491(1961).
12) V. L. Barnwell, J. R. Myers and R. K. Saxer, Corrosion, 22, 261(1966).
13) J. D. Harston and J. C. Scully, Corrosion, 26, 387(1970).
14) H. Okada, Y. Hosoi and S. Abe, Corrosion, 27, 424(1971).
15) W. A. Baeslack Ⅲ, D. J. Duquette and W. F. Savage, Corrosion, 35, 45(1979).
16) W. A. Baeslack Ⅲ, D. J. Duquette and W. F. Savage, Welding J., 57, 175-S(1978).

17) W. A. Baeslack Ⅲ, W. F. Savage and D. J. Duquette, Metallurgical Transactions A, 10, 1429(1979).

18) R. M. Lantanision and R. W. Staehle, Proceedings of Conference on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, Ed., NACE, Houston, Texas, U. S. A., p. 214, 1959.

19) P. R. Swann and J. D. Embury, High Strength Materials, Zackay, Ed., Wiley and Sons, New York, U. S. A., 1965.