J. of the Korean Society for Heat Treatment
Vol. 9, No. 1, March, pp.34~44.

《論 文》

304 스테인리스강 용접금속의 열처리에 따른 응력부식균열

조대형* · 김형래** · 남태운

한양대학교 금속재료공학과

* 생산기술연구원

** 에너지관리공단

The Stress Corrosion Cracking Resistance of Heat Treated STS304 Stainless Steel Welded Metal

D.H. Cho*, H.R. Kim and T.W. Nam**

Dept. of Metallurgy and Materials Science, Han Yang University

* Korea Academy of Industrial Technology

** Korea Energy Management Corporation

ABSTRACT

Austenite stainless steel was produced by arc welding with current 650A, voltage 50V and welding speed 10㎝/min. It was post-welded and then heat treated at 1,050℃ for 120min. And then it was immersed in water or in air. The microstructural changes, ferrite contents, mechanical properties, and stress corrosion cracking(SCC) were investigated. The SCC was studied in 42wt% boiling $MgCl_2$(140℃) under the constant stress using SCC elongation curve. The results showed that:

1. The as-welded spedimen seemed to increase δ-ferrite content largely, and revealed continuous network of lathy and vermicular type. The post-welded heat treatment changed the morphologies of ferrite from continuous type to island type.

2. The as-welded, air and water quenched specimens had the δ-ferrite content 9.7%, 3.2% and 2.1% respectively. We also showed that δ-ferrite was Cr-rich and Ni-poor by EPMA.

3. The time of failure on the SCC was measured and it was used for corrosion elongation curve. The condition of SCC was investigated under 35㎏f/㎟ load and the results were as follows:

	t_{ss}(min)	elongation(㎜)		t_{ss}(min)	elongation(㎜)
base metal	340	0.154	water quenching	80	0.024
as-welded	210	0.034	air cooling	360	0.172

4. The intergranullar cracking by stress corrosion was most distinct in weld metal while the transgranular cracking occurred in the air cooled specimen.

1. 서 론

오스테나이트 스테인리스강은 내식성이 우수하여 각종 플랜트, 압력용기, 석유화학 플랜트 등에 광범위하게 사용되고 있으며, 최근에는 용접하여 각종 구조물에 많이 이용하고 있다. 특히 스테인리스강은 염화물 등을 포함하고 있는 부식성 분위기에서 사용될 경우 용접부에 응력 부식균열을 일으키기 쉬운 결점을 가지고 있으며 구조물이 파손될 경우 경제적 손실은 물론, 치명적인 인명손실이 발생되기 때문에 더욱 안전성이 요구된다.

응력부식균열에 대한 수명평가 방법으로서는 U-bend stress corrosion test, C-ring stress corrosion test, Bent-beam stress corrosion test, 직접인장 시험법, 일정 저속 변형속도 시험법, 파괴역학을 이용한 시험법 등이 있으나 어느 범위까지 응력을 한계수명 응력으로 하고, 어느 시간까지를 한계수명으로 할 것인지에 대해서는 예측하기 어렵다. 그러나 최근 이용되고 있는 부식연신곡선(corrosion elongation curve)을 이용한 응력부식시험은 부식분위기하에서 시간에 따른 연신율(elongation)을 시간함수로 나타내어 마치 creep곡선과 유사한 곡선을 수명 평가에 이용하는 방법이다. 이 곡선에서 시간에 대하여 연신율이 선형적으로 일어나다가 마지막 최종 파단으로 천이되는 시간을 응력부식의 예상 수명한계로 추정하고 있다.

본 연구에서는 시판중인 304스테인리스강을 용접한 후 1,050℃에서 용체화처리하여 냉각속도에 따른 용접부의 상변화를 조사하고, 부식연신곡선(corrosion elongation curve)을 이용하여 열처리에 따른 응력부식균열 특성을 연구함으로써 수명예측자료를 제시하는 데에 그 목적이 있다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 시험시편은 시판중인 냉간압연 스테인리스 강판을 사용하였다.

Table 1에서는 본 실험에 사용된 시편의 화학성분을 나타내었고, 용접조건은 arc 용접으로 전류 650A, 전압 50V이고 용접속도는 10㎝/min으로 하였고 판재는 두께 12㎜를 이용하여 초기 1차 용접후 상변화를 막기 위하여 180℃ 이하로 냉각한 후 2차 용접을 실시하였다.

본 연구에 사용된 시험기는 기존 응력부식시험에 널리 이용되고 있는 cantilever type을 다소 변형시켜 제작했다. 일정하중을 가할 수 있도록 하였고, 부식 cell은 pyrex glass로 제작하였으며, 시편의 수평부에서 부식이 집중적으로 일어날 수 있도록 하기 위하여 rod나 grip은 Si로 insulating 하였다. 또한 일정하중 하에서 연신율은 diagauge를 이용하여 측정하였고, 파손시간을 측정할 수 있도록 타이머를 부착하였다. 일정응력하에 부식연신곡선(corrosion elongation curve)를 작성하여, 부식시 발생되는 연신율을 시간에 대한 함수로 나타내 연신율 파손시간이 선형적인 관계를 나타내는 지점까지를 응력부식에 대한 수명으로 추정했다.

부식 분위기하에서 재료에 대해 일정하중을 부하할 때 elongation은 시간에 따라 Fig. 1과 같이 세 개의 영역으로 구분할 수 있으며, 이 곡선은 고온 creep에서 나타나는 곡선과 유사하다. R. Nishimura, K. Kudo[20~24]에 의하면, 제1영역은 elongation rate가 감소하고 응력에 종속적인 영역(stress dominated region)으로 일정하중을 가하면 초기에 나타나는 현상으로 이 영역에서 elongation 거동은 응력에 크게 의존하고 분위기에는 무관한 것으로 생각되며 crack과 hole이 생성되나 전하는 되지 않는 잠복기라 할 수 있다.

제2영역은 부식이 지배적인 영역(corrosion dominated region)으로서 부식에 의해 단면적이 감소하여 응력이 증가하는 효과와 같다. 이때 elongation은 시간에 따라 선형적으로 증가하는 경향을 나타내며, 이 영역에서 steady-state elongation rate(i_{ss})를 얻을 수 있으며, 많은 crack과 hole이 발생된다. 이 영역에서 elongation은 분위기에 크게 의

존하고 crack tip에서 균열전파속도와 밀접한 관계가 있으며 i_{ss}가 균열전파속도와 일치한다. 즉 균열성장에 의해 균열이 상호 연결되어 연신율이 증가한다. 이 영역을 응력부식균열에 대한 유도기(inducton period)라 한다.

제3영역은 elongation의 빠른 증가로 crack 혹은 hole이 전파되는 장소에서 응력과 부식이 복합적으로 작용하여 급격한 단면적 감소효과가 나타나서 최종파손이 시작되는 영역이다. 이 영역을 응력부식균열 전파기간이라 한다.

Table 1 Chemical compostion of material (wt%)

STS304	C	Si	S	Mn	P	Ni	Cr	Mo
(wt%)	0.04	0.57	0.007	1.16	0.02	8.44	20.32	0.15

Fig. 1과 같은 elongation curve로부터 재료의 응력부식균열 거동을 이해하는 데 중요한 세 개의 parameter를 얻을 수 있다. 즉, 제2영역에서 steady-state elongation rate(i-ss), 제2영역에서 제3영역으로 천이시간(t_{ss}), 파손에 이르는 시간(t_f)을 얻을 수 있다. 그러나 파손이 일어나지 않을 경우, elongation curve에서 제3영역은 나타나지 않으므로 단지 i_{ss}만 얻을 수 있다. 여기서 균열전파속도(i_{ss})는 재료의 최종파손시간(t_f)과 같이 수명예측에 유용하게 활용된다.

시편의 열처리에 따른 상변화를 관찰하기 위하여 용접후 1,050℃에서 120분 동안 유지 후 서냉, 수중급랭하여 열처리하지 않은 시편과 비교했다. 시료를 10*ml* HNO_3+20*ml* HCl+10*ml* glycerol에 부식 후 광학현미경으로 단면조직을 관찰하였고, SEM (Scanning Electron Microscope)과 EPMA를 이용하여 미소부위 조직 및 성분분석을 하였다. 또한 ferrite scope를 이용하여 열처리에 따른 용접부의 페라이트 변화량을 측정하였다.

응력부식은 42wt% boiling $MgCl_2$ 부식액(140℃)을 사용하여 일정응력하에서 시험했고, 응력범위는 항복강도 범위인 30*kgf/mm²*~40*kgf/mm²*를 가하여 실험했다. 응력부식시험 전 시험편은 연마지로 연마하여 표면거칠기의 영향을 최소화했고, 실험시간은 실험실 규모로 수명한계를 규정하는 10^5sec까지 시험했다. 수명응력한계는 steady-state dlongation이 끝나는 시간으로 했고, SEM으로 파면분석을 하여 균열전파 형태를 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직(Microstructure)

Fig. 2는 용접금속의 단면조직이다. (a)는 열처리하지 않은 용접조직으로 전형적인 dendrite조직을 나타내고 있고, 용접시 비평형응고로 인해 모재보다

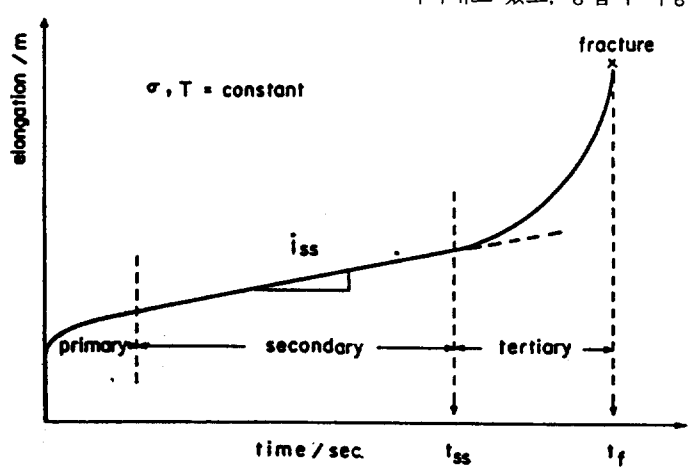

Fig. 1 Schematic representation of the corrosion elongation curve

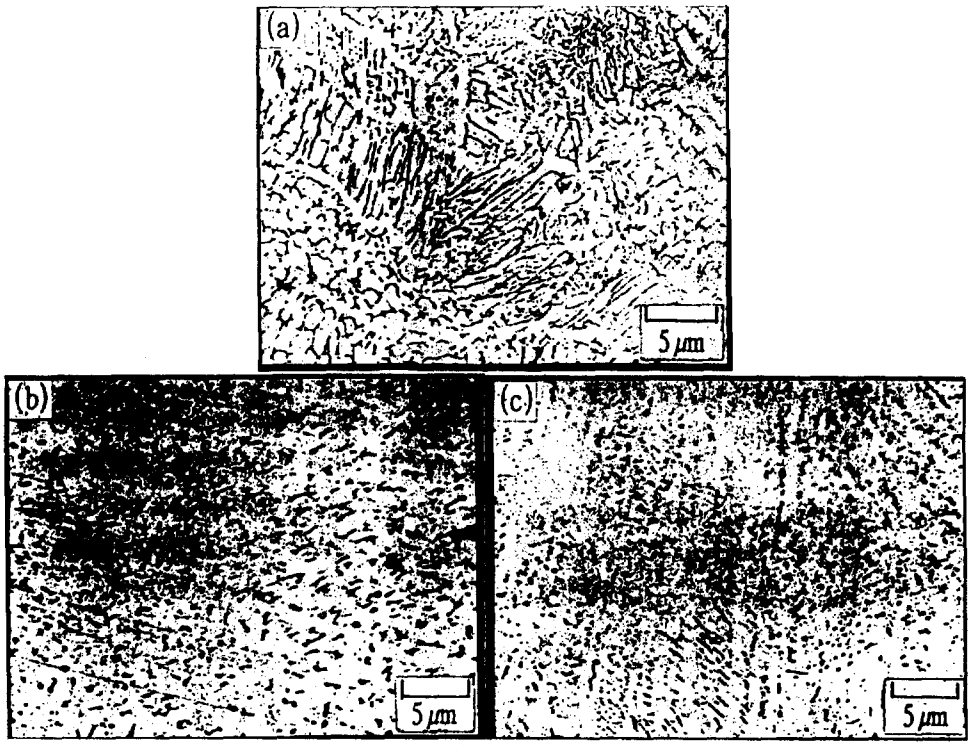

Fig. 2 Microstructures of weldment specimen
(a)as-welded (b)air cooled (c)water cooled

δ-페라이트가 많이 생성되고, 페라이트 network이 연속적으로 변화되었다. 또한 δ-페라이트 형태는 lathy 형태와 일부 vermicular 형태가 공존하고 있다. 용접금속은 용접시 비평형응고로 인해 페라이트로 응고가 시작되며, 이 초정의 입계 및 cell 상의 수지상정 경계에 액상금속이 잔존하는데, 이들은 포정반응에 의해 오스테나이트와 페라이트로 정출하고, 이 계면에서 massive 변태[4~5]가 일어나 페라이트는 오스테나이트로 변태되고, 최종 잔류하는 초정 페라이트 내에는 페라이트 안정화 원소의 농도가 용질편석에 의해 상온에서 δ-페라이트가 잔존하게 된다[6,7]는 것을 알 수 있다. T.B. Massalski[8]에 의하면, 이러한 massive 변태에는 조성변화가 없고, 모상과의 특정한 방향관계가 없으며, 대부분 원자의 운동이 계면확산에 한정되는 interface-controlled reaction이라고 보고하였다. (b), (c)는 용접후 1,050℃에서 용체화처리 후 공기중 서냉한 시료와 수중에 급랭한 시료의 용접조직이다. 용체화처리를 하면 페라이트의 계면에서 Cr 탄화물 형성과 함께 dendrite 조직 외각부에서 확산이 일어나 페라이트는 오스테나이트 속으로 녹아들어가며, 그림에서 용체화처리에 의해 δ-페라이트 형태가 불연속적이고, island 형태로 변화되었음을 알 수 있다. H. Kokawa[29] 등에 의하면, 이 island 상의 형태는 δ-페라이트가 lathy 형태인 지역에서는 rectangular, facet 해지고, vermicular 형태인 지역에서는 necking 현상과 함께 roundish해진다고 알려졌다. 또한 δ-페라이트 량도 용접 직후보다 용체화처리 후에 현저하게 줄어들었고, 수중에 급랭한 조직이 공기중 서냉한 조직보다 δ-페라이트가 약간 작게 존재하고 있다. 이는 S.A. David[13] 등이 냉각속도가 증가함에

따라 페라이트 량이 감소하고 용접속도가 증가함에 따라 페라이트 량이 증가한다는 보고와 일치하고 있다.

3.2 열처리에 의한 상변태

Fig. 3은 용접 직후 시편의 SEM 사진과 EPMA 분석결과를 나타내었으며, Fig. 4, 5는 용체화처리후 조직의 SEM 사진과 EPMA 분석결과를 나타내었다.

SEM 사진으로는 σ-phase 형성은 알 수 없었으나, 용접조직의 용질편석을 조사하기 위하여 EPMA 분석한 결과, δ-페라이트 지역은 오스테나이트에 비해서 Cr-rich, Ni-poor 상으로 나타났다. 또한 열처리에 의해 어느 정도 페라이트는 기지내로 용해되나 냉각속도가 느린 공냉의 경우가 페라이트 함량이 높게 나타났다. F.C. Hull, J.C. Borland[9~13] emddp dmlgkaus, δ-페라이트는 응력부식균열과 응고시 hot-cracking에 대한 저항성을 개선시킨다고 보고하였으며, 용접시 hot cracking을 방지하기 위해서는 약 5~7vol%의 δ-페라이트를 잔존시키는 것이 효과적이라고 F.C. Hull[9,10] 등이 보고하였다. 그러나 L.K. Poole[14~16] 등에 의하면, 이러한 δ-페라이트는 Cr이 편석된 준안정상으로 고온에서 장시간 노출시 취약하여 고온성질에 나쁜 영향을 미친다고 하였다. 또한 δ-페라이트는 dendrite 구조를 가지고 있어 모재내로 분해될 경우 기지내로 원자확산이 내부보다 표면이 빠르기 때문에 secondary dendrite가 빨리 용해된다[17]. 용접금속은 열처리 온도 및 시간에 따라 $M_{23}C_6$ 석출물, σ-phase와 같은 제2상이 나타나는데, Cr 탄화물은 입계에서 주로 형성되며, Cr의 확산속도가 느리기 때문에 탄화물 주위에는 상대적으로 크롬함량이 감소된다. 그러나 온도가 높아져 Cr의 확산속도가빨라지거나 열처리시간이 길어져 Cr이 기지로부터 입계주변으로 확산, 보충이 되면 탄화물 주변의 Cr 고갈영역은 어느 정도 넓어지나 이 곳의 Cr 농도는 다소 상승하게 된다. Table 2에 모재부와 용접부의 열처리에 따른 δ-페라이트량을 표시하였다.

Table 2 Ferrite content of specimen (%)

구 분	Base Metal	Weldment		
		As-Welded	Air Cooled	Water quenched
ferrite content	1.7	9.7	3.2	2.1

Fig. 3 SEM structure and EPMA analysis of as-welded specimen

Fig. 4 SEM structure and EPMA analysis of air cooled specimen

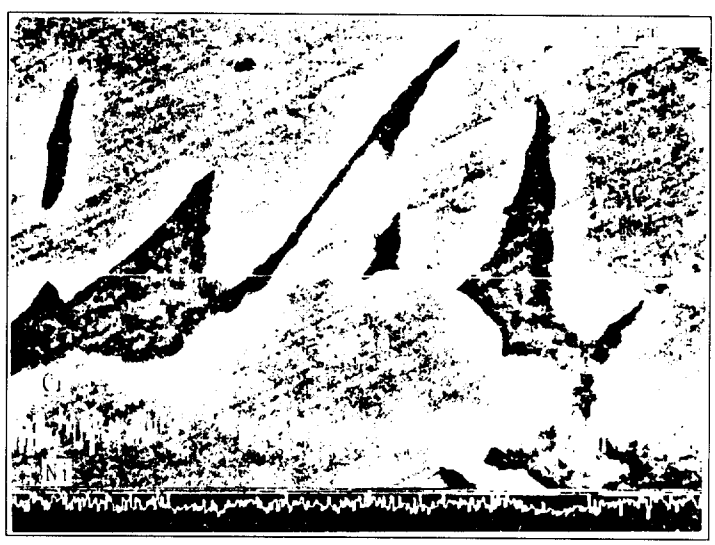

Fig. 5 SEM structure and EPMA analysis of water quenched specimen

3.2 열처리에 의한 기계적 성질변화

Table 3은 인장강도 실험결과를 나타낸 것으로서 용접을 하지 않은 모재부가 인장강도가 가장 높고, 연신율도 양호하였다. 그리고 페라이트가 많은 용접 후 열처리하지 않은 시편에서 가장 낮은 인장강도와 연신율 값을 나타내고 있다. 이는 용접에 발생된 잔류응력 때문인 것으로 생각된다.

일반적으로 δ-페라이트의 함량이 많을수록 δ-페라이트가 전위이동을 방해하고, 변형을 억제하여 최대

인장응력이 높게 나타나나[30], 본 실험의 용접시편의 용체화처리후 냉각방법에 따라 발생된 페라이트 량의 차이가 적어 인장강도나 연신율의 현저한 변화를 찾아보기 어려웠다.

Table 3 Mechanical proterties of specimens

구 분 (kgf/㎟)	Tensile Sterngth (%)	Elongation
Base Metal	64	37
As-Welded	58	25
Air Cooled	60	23
Water Quenched	60	34

3.4 응력부식 균열시험

응력부식 균열시험은 시편의 항복강도를 기준으로 하여 30kgf/㎟, 35kgf/㎟, 40kgf/㎟ 하중을 부하하여 실험하였다. 20kgf/㎟ 하중에서 실험한 모든 시료가 10^5sec까지 파손이 일어나지 않아서 시험결과 자료를 생략하였다. Fig. 6은 모재부 시험결과를 나타내었고, corrosion elongation 곡선에서 제1영역은 하중부하시 초기 elongation 값을 측정하기가 어려워서 나타나지 않았고, 제2영역, 제3영역은 나타났다.

본 시편에서 35kgf/㎟ 하중부하시 약 390분후 파손이 일어났고, 이때 시료는 7.3㎜ 연신이 일어났다. 40kgf/㎟ 하중부하시에는 300분 후 파손되었고 4.3㎜ 정도 연신이 되었다.

Fig. 7은 용접직후(as-welded) 시편의 응력부식균열 시험결과로서 35kgf/㎟ 하중에서는 220분 후에 파손되면서 3.36㎜ 정도 연신을 일으켰고, 40kgf/㎟에서는 180분 후에 4.3㎜ 정도 연신되면서 파손되었다.

Fig. 8은 용체화처리후 공냉시킨 시편의 응력부식균열 시험결과를 나타내었다. 35kgf/㎟의 경우 450분 후 4.7㎜ 정도 연신되어 파손되었고, 40kgf/㎟의 경우에는 5.3㎜ 정도 연신되면서 270분 후에 파손되었다.

Fig. 9는 용접후 수냉한 시료의 부식연신곡선으로 35kgf/㎟의 경우에는 120분 후 4.5㎜ 정도 연신되면서 파손되었고, 40kgf/㎟의 하중을 부하하였을 때는 60분 이내에 곧바로 파손되었다. Fig. 10은 부식연신곡선이 비교적 잘 나타난 35kgf/㎟의 하중을 부하하였을 때의 곡선을 나타낸 것으로서 수냉을 한 시료에서 파손이 빨리 일어났으며, 공냉한 시편과 모재부에서 파손이 상당히 지연된 것으로 나타났다.

Table 4는 각각의 시편에서 35kgf/㎟ 하중부하시 curve가 tertiary로 천이되는 시간(t_{ss})과 이때의 elongation량을 나타내었다.

Table 4 Transition time(t_{ss}) and elongation content of specimens at 35kgf/㎟

구 분	Base Metal	As-Weled	air Cooled	Water quenched
t_{ss}(min)	340	210	360	80
elongation (㎜)	0.154	0.034	0.172	0.024

용접후 공냉한 시편과 모재부는 거의 파손시간 및 균열 전파시간이 비슷하게 나타났다. 그러나 수냉한 경우에는 상당히 파손이 빨리 일어났으며, 균열전파시간이 짧고 다른 시편과 비교하여 연신율이 작게 나타나고 있다.

Y. Mukai, M. Murata[25]에 의하면, 페라이트량이 많을수록 keying effect 때문에 균열의 전파시간이 길어지고, 응력부식균열 저항성이 좋다고 하였으나, 본 시험에서는 페라이트 량이 많은 as-welded의 경우가 공냉한 시편보다 파손이 일찍 발생하였다. 이는 시료형상에 대한 오차 혹은 용접시 발생한 잔류응력의 영향으로 생각되나, 이 부분은 향후 더 조사하여야 할 부분으로 생각된다.

페라이트 함량이 적은 수냉한 시편은 매우 빨리 파손이 일어나 페라이트 함량이 응력부식 균열에 영향을 주는 것으로 추정된다.

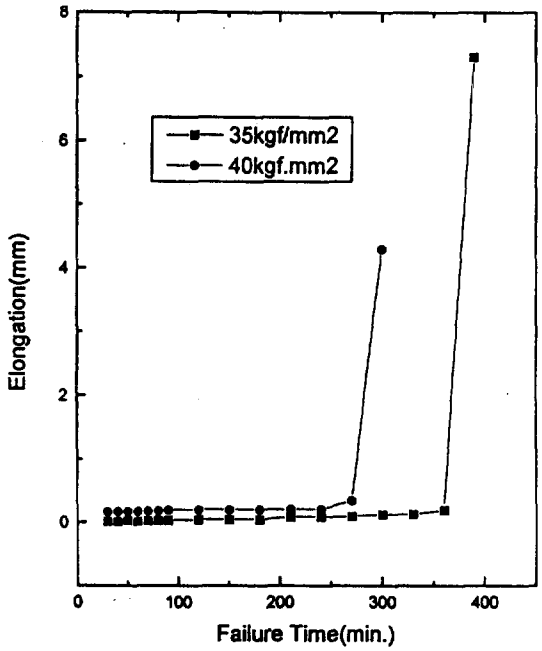

Fig. 6 Corrosion Elongation Curve of Base Metal Specimen

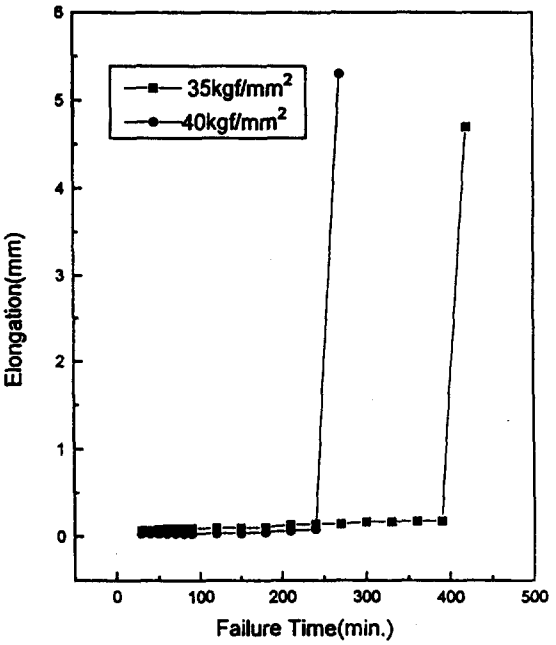

Fig. 8 Corrosion Elongation Curve of Air Cooled Specimen

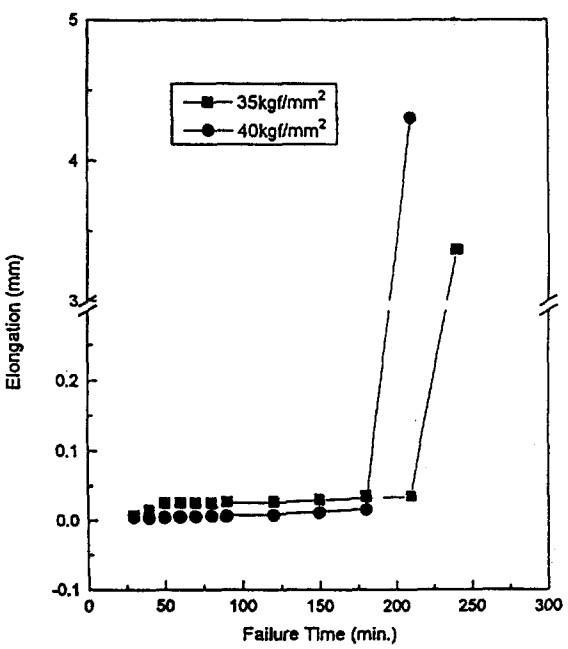

Fig. 7 Corrosion Elongation Curve of as-welded Specimen

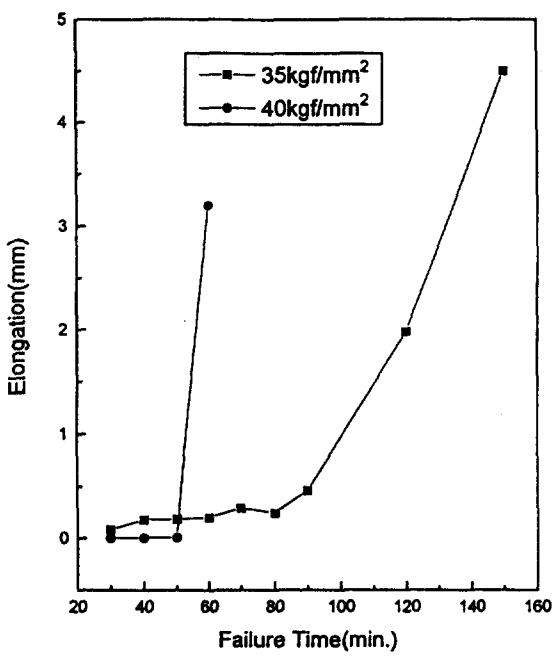

Fig. 9 Corrosion Elongation Curve of Water Quenched Specimen

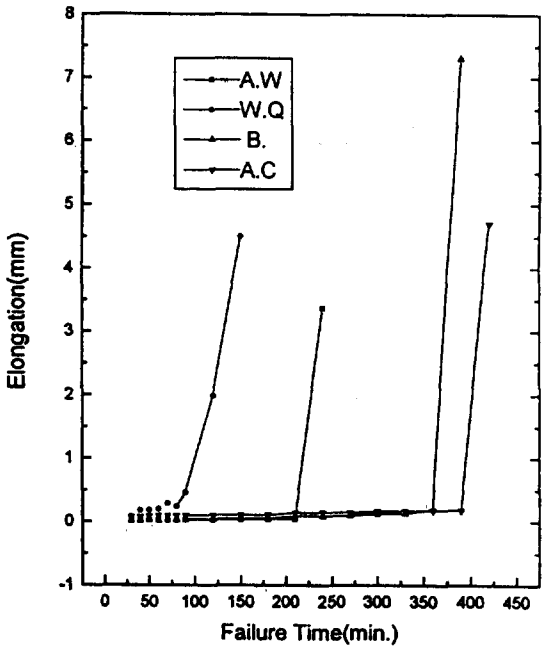

Fig. 10 Corrosion Elongation Curve of STS304 in 0.42wt% $MgCl_2$ at 140℃

3.5 응력부식균열 파단면 양상

응력부식균열의 생성은 미세공공의 생성, 공공의 임계크기로 성장 공공을 기점으로 한 균열생성과정을 통하여 나타나나, 하중이 항복하중을 이상일 경우는 공공이 생성되기 전에 슬립이 발생하여 부동태의 파괴와 양극용해의 반복과정에 의한 양극용해 trench가 형성됨으로써 균열의 기점이 될 수 있다고 하였으며[31], 높은 응력으로 인해 심한 소성변형이 발생하여 단면적 감소로 인한 전기저항의 증가와 응력부식균열의 생성이 촉진됨으로써 발생되는 전기저항 증가가 동시에 발생하여 전위차가 증가하여 균열 생성단계 구분이 곤란하다.

반면에 부하응력이 항복강도보다 낮은 경우는 공공이 형성되는 동안 시편의 전위차가 거의 없으며, SCC균열이 시작되는 점부터 전위차 증가가 발생되어 균열생성, 전파단계 구분이 용이하다.

응력부식균열 파단면의 일반적인 양상은 입내파단과 입계파단으로 구성되며, 입내균열은 fan-shape 모양을 나타낸다. Fig. 11은 응력부식균열의 파단면을 나타낸 것으로 응력부식균열이 주로 입계를 따라 발생됨을 알 수 있다. 그러나 공냉한 시편은 다른 시편보다 입내파괴가 많이 나타나고 있다. 또한 이러한 균열은 시편의 외부에서 내부로 진행됨을 알 수 있다.

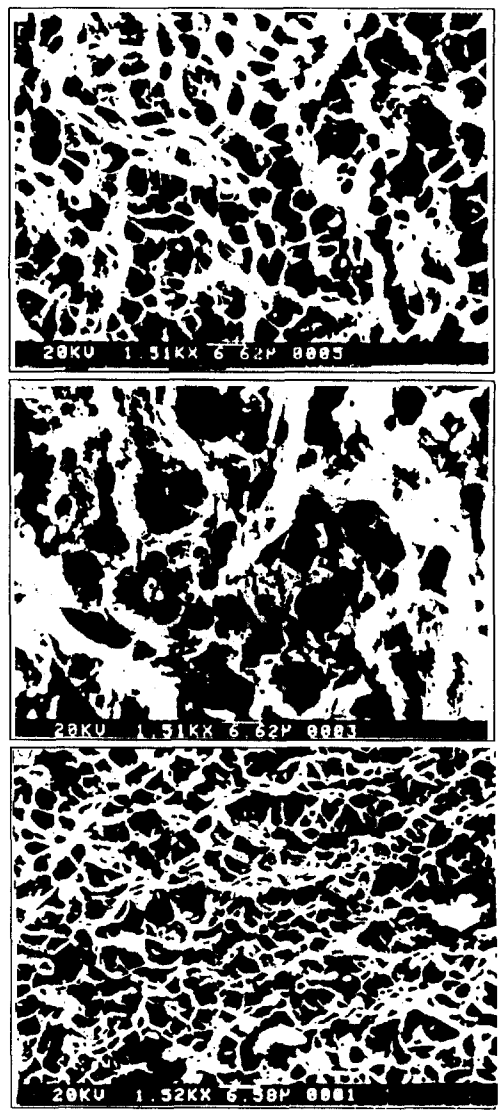

Fig. 11 SEM fractographs of fractured surface (a)as-welded (b)air cooled (c)water quenched

4. 결론

시판중인 STS304 스테인리스강을 용접후 1,050℃에서 용체화처리한 후 냉각속도에 따른 용접부의 상변화를 조사하고, 응력부식연신곡선을 이용하여 응력부식균열거동을 시험한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 용접후 열처리에 의해 상변화가 발생하였으며, 용접상태조직은 페라이트가 크게 증가하여 network이 연속적이고, lathy 형태와 일부 vermicular 형태의 페라이트를 나타냈다. 열처리에 의해 δ-페라이트는 기지 중에 분해되어 그 형태는 island 형태로 변화되었다.
2. 열처리에 의해 페라이트량은 점점 감소하였으며, 그 양은 용접상태의 경우 9.7%, 공냉의 경우 3.2%, 수냉의 경우 2.1%이다. 또한 δ-페라이트는 EPMA 분석결과 Cr-rich, Ni-poor 상으로 나타났다.
3. 부식연신곡선을 이용하여 응력부식에 대한 수명예측이 가능할 것으로 생각되며, 이 곡선을 이용한 응력부식균열거동 실험결과 항복응력인 35kgf/mm^2 하중을 부하하였을 경우, 한계수명은 모재의 경우 340분 이때 한계 연신량은 0.154㎜이고, 용접상태의 경우는 210분 0.034㎜, 공냉한 경우는 360분 0.172㎜, 수냉한 경우는 80분 0.024㎜로 각각 나타났다.
4. 응력부식균열의 파단면을 관찰한 결과 주로 입계균열이 주로 일어났으며, 공냉한 시편에서는 다른 시편들보다 입내균열이 많이 발견되었다.

참고문헌

1. N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: Metallurgical Transactions (1979) vol.10A, No.4, P.512
2. N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: Metallurgical Transactions (1979) vol.10A, P.1173
3. N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: Metallurgical Transactions (1979) vol.10A, No.8, P.1183
4. C.E. Lyman: Welding Journal (1979) p.189
5. J. Singh, G.R. Purdy: Metallurgical Transaction A (1985) vol.16A, P.1363
6. J.C. Lippold, W.F. Savage: Welding Journal (1979) p.362
7. J.C. Lippold, W.F. Savage: Welding Journal (1980) p.48
8. T.B. Massalski: Materials Science and Engineering (1976) vol.25, p.119
9. F.C. Hull: Welding Journal (1967) p.199
10. F.C. Hull: Welding Journal (1973) p.104
11. J.C. Borland, R.N. Younger: Brit. Welding Journal (1960) vol.1, p.22
12. K. Prasad Ral: Journal of Materials Science Letters (1990) vol.9, No.6, p.675
13. S.A. David, J.M. Vitek and T.L. Hebble: Welding Journal (1987) vol.66, No.10, p.289
14. L.K. Poole: Metal Program (1954) p.109
15. R.C. Thomas: Welding Journal (1978) p.81
16. L.K. Singhal: Acta Metallurgical (1968) vol.16, p.1441
17. P.S. Gill, M. Vijaylakshmi, J.B. Gnanamodrthy and K.A. Pakmanabham: Welding Journal (1986) vol.65, No.5, p.122
18. K. Prasad Ral: Praktische Metallotraphie (1991) vol.28, No.9, p.484
19. C. Strawstrom, M. Hillert: J.I.S.I. Jan, Addison-Wesley, New Yirk (1969) p.77
20. R. Nishimura, K. Kudo: corrosion (1989) vol.45, No.4, p.308
21. R. Nishimura: corrosion (1990) vol.45, No.4, p.311

22. R. Nishimura; corrosion (1992) vol.48, No.11, p.882
23. R. Nishimura; corrosion (1993) vol.49, No.10, p.796
24. R. Nishimura; corrosion (1993) vol.34, No.9, p.1463
25. Y. Mukai, M. Murata; Transaction of The Japan Welding Society (1984) vol.15, No.1, p.57
26. 문해규, 권숙인; 대한금속학회지 (1988) vol.26, No.2, p.119
27. B. Raghunatha Ral, K. Prasad Rao and K.J.L. Lyer; Corrosion (1993) vol.49, No.3, p.246
28. K.N. Krishnan, K. Prasad Rao; Materials Science and Engineering (1991(vol.A142, p.79
29. H. Kokawa, T. Kuwana and A. Yamamoto; Welding Journal (1989) vol.68, No.3, p.92
30. 이수찬, 남수우; 대한금속학회지 (1989) vol.27, No.1, p.32
31. 최종교, 변수일, 이우봉; 대한금속학회지 (1988) vol.26, No.11, p.1083