

한국부식학회지
Journal of the corrosion science society of Korea
Vol. 11, No. 2, June 1982.

<研究論文>

AISI type 316 Stainless Steel 熔接部位에서의 腐蝕特性*

馬在坪 · 白壽鉉 · 姜聖君
漢陽大學校 材料工學科

A study on the corrosion Properties of AISI type 316 Stainless Steel Weldment

Jae P. Mah · Su H. Paek · Sung-G. Kang
Dep't of Materials Eng. Han Yang University

Abstract

As a study on the corrosion property change at each part near weldment in AISI type 316 Stainless Steel, causes for the decrease of the corrosion resistance, change of the passive tendency and process of pitting were investigated by metallographic and electrochemical techniques. The equilibrium corrosion potentials, the pitting potentials and the current densities in the passive region in 3% NaCl solution at 19-20°C were studied with the potentiostatic anodic polarization curves. And the shapes of the pits were investigated as soon as the experiment for anodic polarization curve had been finished(i.e. in the transpassive region).

The followings are the main conclusions drawn from the above experiments. The decrease of corrosion resistance is caused by the residual stress as well as the thermal effect.

The passivity decreased at HAZ, and a certain correlation between the passive potential range and the current density in the passive region was revealed. Pits were most frequently generated at HAZ, and pitting initiated near the grain boundaries.

[. 서 론

Austenite 계 Stainless 강(以下 ASS 라 함)은 내식성, 기계적 성질 및 가공성이 좋고 비교적 싼 편이어서, 부식성 물질의 저장 설비, 운송 pipe와 원자로의 냉각 부품 등으로 많이 쓰이고 있다¹⁾. 이들 ASS 中 AISI type 304 Stainless Steel(以下 304라 함. 316도 마찬가지)과 316이 가장 많이 쓰이고 있는데, 304는 Cl⁻분위기에서 pitting에 대한 저항성이 나쁜 것이 단점이며, 이를 보완하기 위해 2~3%의 Mo을 첨가하고, 그로인한 Austenite의 불안정화를 줄이기 위해 Cr 함량을 작게하고 Ni을 더 첨가한 것이 316이다²⁾.

그런데 pipe나 대형 구조물은 대부분 용접에 의해 제작되는데, 용접이 母材의 기계적 성질 및 내식성에

영향을 미쳐 큰 문제가 되고 있다. 이 원인은, 용접 入熱에 의해 생기는 온도구배에 의해서 민감화 온도(400~850°C)에 놓이는 일부 부위의 grainboundary에 Cr₂₃C₆ 등의 Cr 탄화물이 석출되면서 그 주위의 Cr 함량이 감소되어 Cr-depletion Region이 형성되므로써, 국부적 전위차를 유발하여 입계 주위가 부식에 민감화(sensitized)되는 데 있다³⁾. 이 Cr 탄화물이 입계에 형성되는 것은 민감화 온도 범위에서 탄소가 입계로 빠른 속도로 확산해 가서 그 주위의 Cr과 결합하기 때문이라 한다³⁾.

ASS의 용접의 중요성 때문에, Cr 탄화물 형성으로 인한 입계부식 민감화에 대한 부식기구^{4),5),6)} 규명은 물론, 이를 개선하기 위한, 탄소와의 친화력이 보다 큰 제 3 원소의 첨가, 탄소 함량의 극소화⁷⁾와 균질화 열

* 本 研究는 漢陽大學校 産業科學 研究所의 支援에 依한 것임.

처리²⁾ 등에 대해 많은 연구가 되어 그 결과로서 새로운 ASS 제품도 많이 나와있다²⁾. 그런데 이와 같은 대부분의 연구에서, Heat Affected Zone(이하 HAZ라 함)의 기계적 성질 및 내식성의 악화 원인을 용접 입열에 의한 온도 구배 효과(이하 열 효과라 함)로 보고 있어서는, 본연구에서 기존 이론을 토대로 316에 대한 금속조직학적 및 전기화학 실험을 하여 열 효과 이외의 인자와의 종합적 효과를 검토코자 하였고, 아울러 부동태 성향의 변화 및 pitting에 대해서도 조사하였다.

II. 시편 및 실험 방법

1. 시 편

304를 weld metal로 하여 X형 맞대기 용접³⁾(groove weld)형태로, 전기 arc 용접(TIG)된 316의 주요 화학적 조성은 table. 1과 같았다.

용접 중심에서 左右로 各各 100mm, 폭 40mm, 두께 6mm인 원 시료의 측면에서 본 Welded Joint의 모양은 Fig. 1과 같았다.

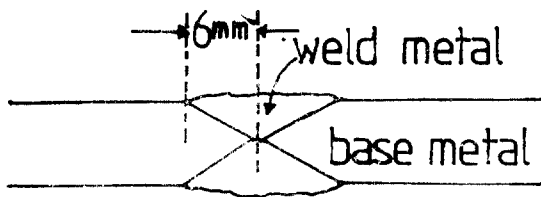


Fig. 1. A schematic diagram of the welded joint. (side-view)

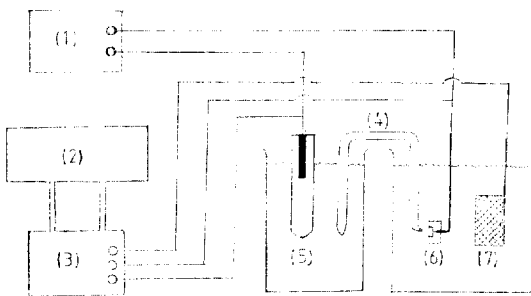


Fig. 2. A schematic diagram of the experimental apparatus.

- (1) Electrometer
- (2) X-Y Recorder
- (3) Potentio-Galvano Stat
- (4) Salt Bridge
- (5) Saturated Calomel Electrode
- (6) Specimen
- (7) Platinum Net

Table 1. Chemical Composition of the Material.

C	Cr	Ni	Mo	Mn
0.05	16.97	10.88	2.33	1.49

2. 실험 방법

(1) 현미경 조직

원 시료를 용접 중심에서부터 10mm씩 잘라서 일반적인 연마 및 etching을 하여 그 조직을 관찰하였다. eschant는 王水(aqua regia)를 사용⁴⁾하였고, intergranular corrosion의 양상을 찾기 위해 10mm 부위를 중점적으로 관찰하였다. 또 같은 목적으로 80mm, 90mm 부위를 400~850°C 사이에서 열처리하여 그 조직을 관찰하여 10mm 부위와 비교하였다.

(2) 가속 pitting 실험

Cl⁻에 의한 ASS의 pitting^{4), 10), 11)} 민감도를 조사하기 위해 ASS 시편을 약 20% 염산 분위기에서 직류전원장치를 이용하여 약 5V의 전위차를 걸어주고 stirrer로 교반하면서 약 30초 동안 부식시켜, 육안으로 관찰 가능한 정도의 극심한 pitting을 유발시켰다.

(3) 전기화학 실험

Potentio-Galvano Stat (TOA Electronics, 70A), X-Y Recorder (TOA Electronics, 2A), Electrometer (Kethley Instruments, 602)와 Potentiometer (Yokogawa Electric Works, 2727)를 이용하여 3% NaCl 용액 분위기에서의 부식 현상을 전형적인 분극 실험장치(Fig. 2)를 이용하여 HAZ 부위에 중점을 두어 전기화학적으로 조사하였다. 기준전극은 SCE (Saturated Calomel Electrode)를, 보조전극은 Pt 망을 사용하였고, 용액의 온도는 19~20°C를 유지하였다. 먼저, 용접 중심으로부터의 거리에 따르는 각 시편의 평형 부식전위와 시간에 따르는 potential 변화를 측정하였다. 다음에, 부식 전류밀도, 부동태 전위구간, 부동태 상태에서의 전류밀도, pitting 전위 등을 알아보기 위해 역시 Fig. 2의 장치를 이용하여 정전위 분극 곡선을 얻었다.

III. 실험결과 및 검토

1. 합금의 조직

etching에 걸린 시간은 10mm 부위가 4분, 20mm 이상의 부위는 5~6분이었다. etching 민감도에 따르던 HAZ가 母材에 비해 active 함을 알 수 있었다.

한편, 용접時 급냉되었던 weld metal은 90초가 적정 etching 시간이었다.

(1) 母材 및 열영향이 적은 부위

20mm 이상의 부위는 Fig. 3 (b)와 같이 모두 거의

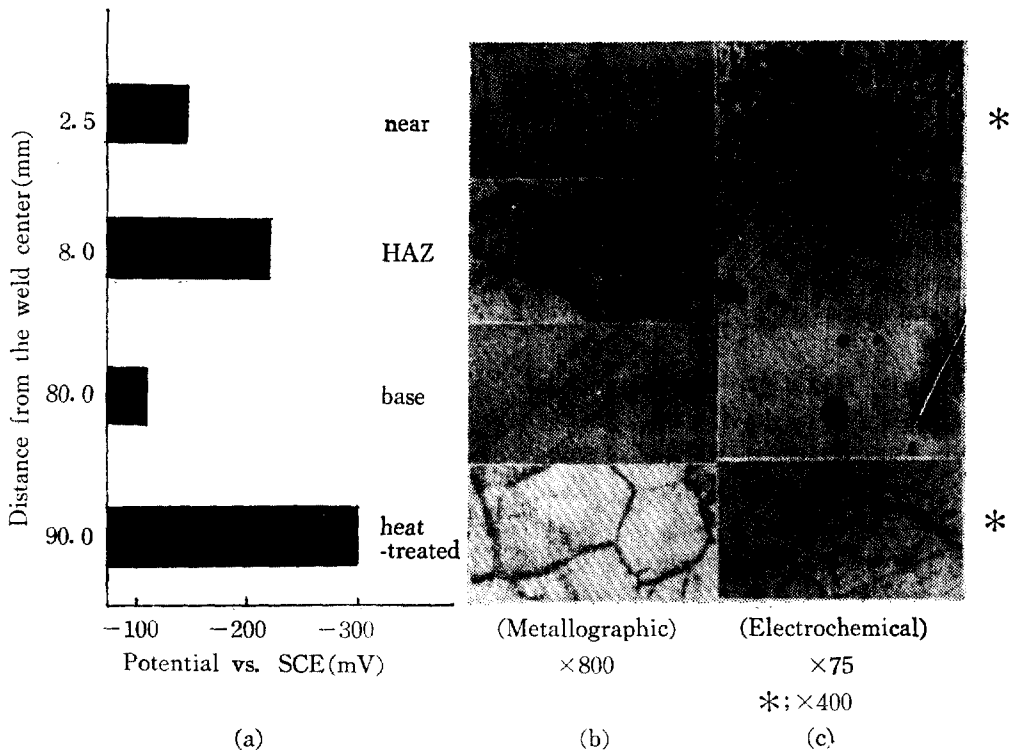


Fig. 3. The changes of potential and microstructure at each distance from the weld center.

母材와 同一한 조직으로 母材의 성질이 변치 않았음을 알 수 있었다.

또, Fig. 3(c)와 같은 pit 도 상당수 발견되었는데, 이는 王水內에 다량 존재하는 Cl⁻ 때문으로 간주된다.

(2) HAZ

HAZ라 할 수 있는 10mm 부위는 etching 시간도 비교적 짧았고 pit 의 수효도 많았다. Fig. 3-(b)에서 이 부위는 비교적 심하게 침식된 입계를 보여준다.

(3) Welded Joint 와 HAZ 사이

용접시 준용용상태에 이르렀던 구역과 HAZ 가 공존하는 구역이다.

Fig. 3(b)의 5mm 부근은 상당히 심한 침식을 받은 입계를 나타내는 데, 이 부위가 HAZ 에 포함됨을 알 수 있다.

(4) 열처리된 母材

90mm 부위를 750°C 에서 5시간 열처리하여 HAZ 와 비교하였다. etching 에는 약 3분이 소요되어 HAZ 에 비해 약간 더 active 함을 알 수 있었다.

Fig. 3 (b)에서 보면, 입계가 심하게 부식되었으나 HAZ 에 비해 침식이 균일한데, 이 경우는 HAZ 보다 훨씬 긴 시간동안 열을 받았으므로 이런 현상이 나타

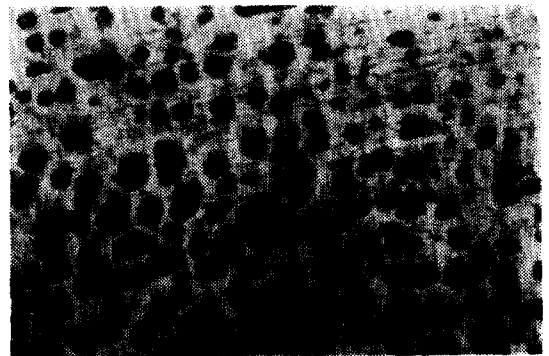


Fig. 4. Optical Micrograph of many pits after severe electrochemical attack.

난 것으로 보인다.

2. Pitting 민감도

심한 전기, 화학, 力學的 분위기에서 Fig.4와 같이 거의 표면을 채울 정도로 많은 pit 가 나타났는데 ASS 가 심한 Cl⁻ 분위기에서는 상당히 약한것을 확인할 수 있었다.

3. 전기화학 특성

(1) 평형 부식 전위

3% NaCl 용액 분위기에서, 각 거리에 따라 채취된 시편들의 부식 전위가 평형에 이르는 시간은 대체로 3~5 시간이었다.

평형 부식전위는 特定 조건에서의 고유의 부식 성향을 상대적으로 나타내준다고¹²⁾ 할 수 있는데, 特定組의 시편들의 SCE 에 대한 평형 부식전위를 구해본바, 7~8mm 가 가장 active 하고, 그 안쪽은 비교적 noble 하며, 14mm 이상의 거리에 위치하는 부위는 이미 HAZ 를 벗어나서 母材의 성질을 유지하고 있다고 볼 수 있었다.

이 결과에 따르면, HAZ 부위의 약화 원인이 주로 열 효과에 기인한다고 할 수 있는데 용접時, 용접부에 가까운 부위는 850°C 이상에서의 열처리에 상응하는 열 효과를 받게되고, 그보다 바깥의 부위는 ASS 의 나쁜 열전도성¹³⁾에 의해 carbide 를 석출시킬 정도의 열 공급이 가능한 온도에도 도달되지 못했다고 볼 수 있다. 母材의 열전도도가 낮을 때, 용접은 그 母材에 온도 구배를 유발하여 위와 같은 국부적 성질차이를 초래함을 확인할 수 있었다³⁾. 또 용접에 의해 상승한 온도는 길어야 수십초 밖에 유지되지 않고 또 용접부에 가까운 부위일수록 냉각 속도가 빨라서, 용접부에 가까운 부위는 용접직후에 우선 Cr₂₃C₆ 등의 carbide 가 생성되었지만, 보다 高溫에 접하면 심한 격자 열진동에 의해 분산되거나 무려 116개의 원자들로 이루어진 자체의 unit cell¹⁴⁾이 유지될 수가 없게되어 적어도 일부가 분해된다고 볼 수 있다. 이 부위는 냉각될 때 850~400°C의 온도에 머무르는 시간이 극히 짧아서 큰 확산효과가 나타나지는 않을 것으로 미루어, 이 부위의 분해 및 분산 효과는, 제조時의 마지막 공정인 高溫 열처리 後 급냉에 준하는 열 이력을 가지게되어, 비교적 noble 한 평형 부식전위값을 나타냈다고 볼 수 있다.

HAZ 부위는 용접時 400~850°C 보다 약간 높은 온도에 이르지만 그 머무는 시간이 짧아서³⁾ 400~850°C 에서 수 시간 열처리함과 유사한 성질을 가져 대단히 active 한 평형 부식전위를 나타낸 것으로 보인다.

한편, 위의 시편들을 용접선에 수직한 방향을 무시하고 임의의 부위에서 채취하여 그 평형 부식전위의 평균값을 구해본 바 table 2 와 같았다. 여기에서, 4mm 미만의 거리에 위치한 부위가 분해 및 분산 효과로 안정화 경향을 보임은 확인한 바와 같고, 대략 4mm 에서 12mm 까지를 HAZ 로 볼 수 있으며, 그보다 먼 거리에 위치하는 부위는 母材와 동일한 성질을 유지하고 있다고 볼 수 있다.

이 table 2 에서 알 수 있는 중요한 특징은 7mm 의

Table 2. The average equilibrium corrosion potentials at each distance.

Type	Distance	Thermal History	Potential vs.SCE
316	2.5mm	×	-145 mV
"	4.5	×	-215
"	7.0	×	-200
"	9.5	×	-250
"	11.0	×	-210
"	14.0	×	-100
"	17.0	×	-110
"	18.0	×	-110
"	80.0	×	-110
"	82.0	×	-120
"	90.0	Heat Treated (750°C, 5hr)	-300
"	80.0	Heat Treated (650°C, 1hr)	-140
304	30.0	×	-130

양쪽의 전위값이 7mm 에 비해 약간 더 active 하게 나타났다는 것인데, 이는 열 효과로만 설명될수는 없다. 즉, 열 효과만 존재한다면 극대점이 없는 온도 분포에 의해 HAZ 의 특정 부위에 전위값의 peak 가 하나만 나타나야 하는데 여기서는 그렇지 않다. 따라서 이는 열 효과 외에 용접時 Weld Metal 의 수축으로 인해 Base Metal 에 생기는 잔류 인장응력^{6,15,16,17)} 영향을 준 결과로 생각할 수 있겠다. 즉 용접 모양에 의해 수축원이 두군데로 분리되어있고 또 잔류 응력은 열 효과에 비해 random 하게 효과를 나타내므로 이런 결과가 야기되었다고 볼 수 있다. 용접중심에서 80mm 와 90mm 떨어진 부위에 대해 2가지의 열처리를 해준 시편들의 전위값들과 위의 전위값들을 비교한 결과, 750°C 에서 5 시간 열처리한 시편은 HAZ 보다 더 active 하고, 650°C 에서 1 시간 열처리한 시편은 母材보다는 약간 더 active 하나 HAZ 보다는 훨씬 noble 한 값을 보였다. 열 효과만 생각한다면, 700°C 에서 수시간 열처리함에 해당하는 열 효과가 HAZ 에 나타난다고 볼 수 있다.

한편, 304 의 母材의 평형 부식전위는 316 보다 약간 더 active 함이 확인되었는데 그 차이는 20mV 에 불과하여, 용접에 의한 부식 특성 변화가 합금 원소 첨가

에 의한 변화보다 훨씬 크게 나타남을 알 수 있었다.

(2) 부식전류밀도

정전위 음극 분극곡선을 이용하여¹⁸⁾ 얻어진 부식 전류밀도는 어느 부위에서도 $0.5\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 를 넘지않는 극히 작은 값을 보였다.

Fig. 5 는, 母材와 HAZ를 各各 대표한다고 볼 수 있는 80mm 부위와 7mm 부위의 음극 분극곡선에서 부식 전류밀도를 구하는 과정인데, 여기서 두 실선의 교차점이 부식 전류밀도 값이다¹⁸⁾.

이 Fig. 5 에서 母材와 HAZ의 부식전류 밀도값은 各各 $0.036\mu\text{A}/3\text{m}^2$ 와 $0.105\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로서, HAZ의 부식속도가 더 클 것임을 알 수 있다.

(3) 부동태

母材라 할 수 있는 80mm 부위의 정전위 양극 분극곡선을 Fig. 6 에 나타내었다. 부동태 금속의 전형적인 분극 곡선 모양이라 할 수 있는데, 2차 부동태 현상이 존재함이 특징이다. 이 현상은, Cr 등에 의한 Passive Film 이, 보다 심한 부식성 분위기에서 일단 파괴되지만, 거의 동시에 Mo 등에 의해 보다 강한 passive film 이 형성되어 passivity 영역을 넓혀 나타나는 현상으로 보인다.

기존의 ASS 에 대한 분극곡선들^{18,19)}과 비교할 때 이 곡선에서는 거의 모든 구간에서 그 전류밀도가 작게 나타나고 또 부동태 구간이 상당히 좁게 나타나 있는데 이는 부식 매체 때문인 것으로 보인다. 즉 NaCl은 기존의 혼한 부식실험매체인 H_2SO_4 에 비해 일반적 반응성이 덜하여 전류를 작게 했으나 Cl^- 이 $(\text{SO}_4)^{-2}$ 보다 는 Pitting 을 유발하는 성질이 강하여 그 부동태 구간이 좁아졌다고 볼 수 있다.

한편 이 부동태 구간 내에서의 전류밀도는 $0.12\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 극히 작은 값을 보이고 있다. 여기서, 용접되지 않은 316은 웬만한 부식 환경에서는 거의 부식되지 않음을 알 수 있다.

Fig. 7 에 80mm 부위와 7mm 부위의 경우를 동시에 나타내었는데 가장 큰 특징은 HAZ는 두드러진 부동태 모양의 curve 를 보이지는 않는다는 것이다. 이는 기지 금속이 일단 열 영향을 받으면 Cr, Mo 등이 carbide 를 형성함으로써, 결국 Passive Film 을 형성할 Cr, Mo 등의 결핍을 야기하기 때문이라고 생각할 수 있겠다. 실제로, Cr carbide 외에 Mo carbide 도 대단히 안정하다고 알려져있다¹⁴⁾. 유사한 현상으로서 부동태 상태에서의 전류밀도를 볼 때, 母材가 $0.12\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 인데 비해 HAZ는 $2.8\sim 6.2\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 를 보이는 바, 부동태 영역에 상응하는 환경에서도 HAZ는 상대적으로 많은 금속양이온 손실을 나타낸다고 생각할 수 있다.

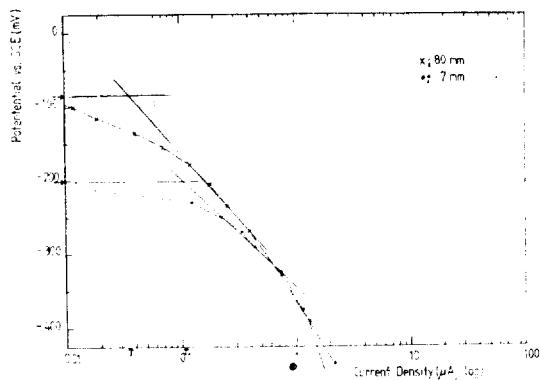


Fig. 5. The potentiostatic cathodic polarization curves at 80mm and at 7mm.

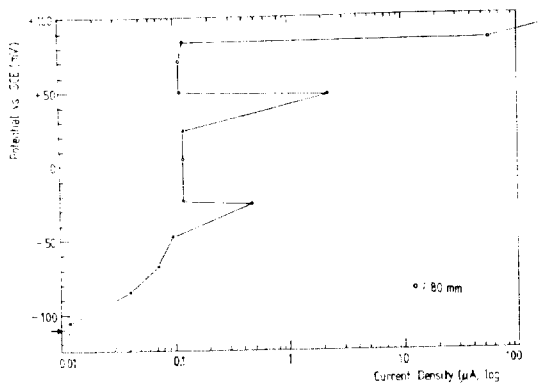


Fig. 6. The potentiostatic anodic polarization curve at 80mm.

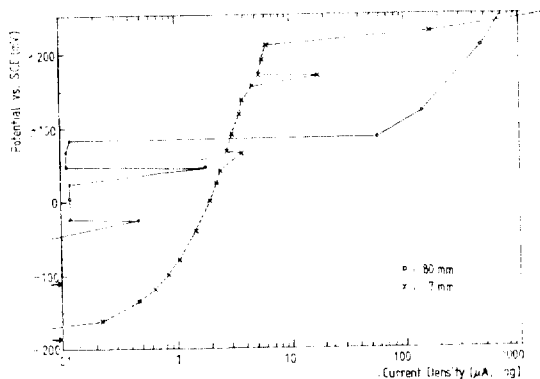


Fig. 7. The potentiostatic anodic polarization curves at 7mm and at 80mm.

한편, 부동태 구간은 HAZ가 약 150mV로서 약 110mV인 母材의 그것보다 더 넓게 나타나고 있다.

즉, 다음의 Fig. 8에서 더욱 일반화 되겠지만, HAZ는 부동태 상태에서의 전류밀도가 큰 반면 그 범위가 넓다. 이 현상은, Cr이나 Mo 등이 약한 부식성 분위기에서는 carbide 상태로 존재하다가 보다 심한 부식성 환경에 처하면 적어도 그 일부 carbide가 분해되어 passive film 형성에 참여하는 것으로 생각된다.

그러나, 일반적으로 HAZ는 부동태 현상의 둔화로 인하여 부식에 대한 저항성이 약하다고 할 수 있겠다.

영 영향을 지나치게 받았거나, 상당히 받았거나, 또는 비교적 덜 받았다고 할 수 있는 부위인 2.5mm, 7mm, 11mm의 양극 분극 곡선을 Fig. 8에 동시에 나타내었다. 母材와 비교할 때, 부동태 상태에서의 전류밀도가 커진 대신 부동태 구간이 넓어지는 것을 볼 수 있다.

부동태 상태에서의 전류밀도는 2.5mm 부위가 $2\sim 3\mu A/cm^2$, 7mm 부위가 $3\sim 6\mu A/cm^2$, 11mm 부위는 $0.3\sim 1.0\mu A/cm^2$ 를 보이고 있는데, 이 값들은, 부동태의 성질을 가졌되 그 구간에서도 母材에 비해 수배 내지 수십배의 흡수양이온 손실을 보일 것임을 나타내 준다. 2.5mm 부위의 경우는, 평형 부식 전위에서는 HAZ와의 차이가 비교적 작았으나 부동태 상태에서의 전류 밀도에서는 상당한 차를 보였다.

부동태 구간의 경우 대체로 150mV 이상으로서 母材의 그것보다 넓게 나타나고 있다. 여기에서도, 부동태 상태에서의 전류와 부동태 구간은 어떤 보완성을 가짐을 알 수 있다.

Fig. 8에서 열 영향을 많이 받은 부위 즉 용접 중심에 가까운 부위인수록 pitting 전위가 높게 나타남을 알 수 있다. 일반적 부식 분위기에서는 비교적 큰 부동태 상태에서의 전류를 보이는 HAZ가 위험하나, 극심한 부식성 환경에서는 오히려 母材가 더 수명이 짧을 수 있다는 것을 알 수 있다.

열 효과의 확인을 위해, 母材를 750°C에서 5시간 열처리한 시편과 7mm 부위의 양극 분극 곡선을 Fig. 9에 동시에 나타내었다. 단, 7mm 부위는 짧은 시간동안 高温에 접했기 때문에 여러 가지의 상태가 공존하고 또 잔류 인장응력의 영향이 잠재하고 있다는 차이가 존재함을 고려하여야 할 것이다. 열처리된 시편이 HAZ에 비해 더 active한 평형 부식 전위값을 나타냄을 이미 보았으므로 부동태 상태에서의 전류 밀도를 보면, 7mm 부위가 $3\sim 6\mu A/cm^2$ 인 반면 열처리된 시편은 $0.4\sim 2.5\mu A/cm^2$ 정도이다. 또 부동태 구간은 7mm 부위가 약 150mV인데 열처리된 시편은 약 170mV로서 약간 더 넓다. 이 범위가 넓은 것은, 열처리된 시편이 入熱量이 훨씬 크므로 HAZ의 악화 원인

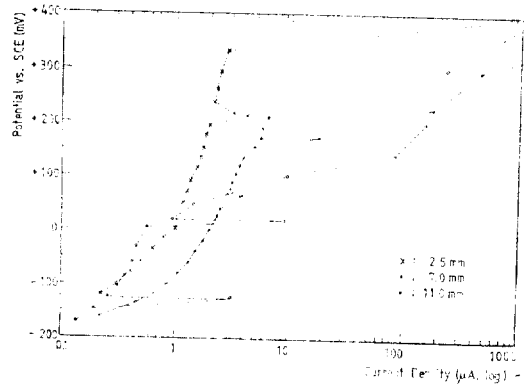


Fig. 8. The potentiostatic anodic polarization curves at 2.5mm, 7mm and 11mm.

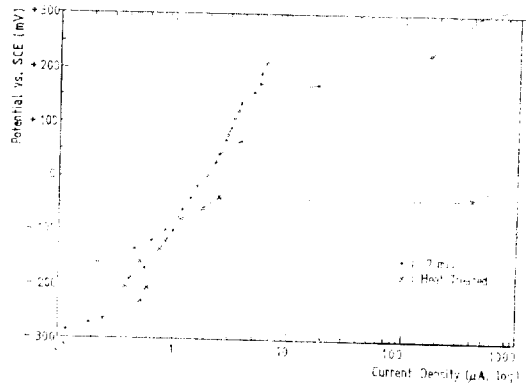


Fig. 9. The potentiostatic anodic polarization curves at 7mm and at 90mm(heat treated).

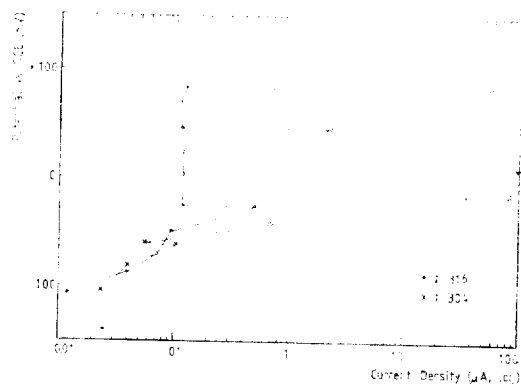


Fig. 10. The potentiostatic anodic polarization curves at 80mm(316SS) and at 30mm (304SS).

이 주로 열효과에 기인한다는 지금까지의 여러 說明과 일치하나, 부동태 상태에서의 전류밀도는 그러한 견지와 일치하지 않는다.

이와같이, 7mm 부위가 부동태 구간이 좁으면서 동시에 부동태 상태에서의 전류밀도가 크게 나타나는 현상은, 용접으로 인해 Base Metal 에 생기는 2 번째 factor 즉 잔류 응력의 효과로 볼 수 있다. 따라서, 용접에 기인한 HAZ 의 악화는, 열 효과와 잔류 응력이 동시에 그 원인이 된다고 생각할 수 있다.

한편, 열처리된 시편에서 2 차 부동태화를 나타내 주는 전류 밀도값의 peak 가 나타나지 않았음은, 이 경우는 5 시간이라는 비교적 충분한 시간이 주어지는 경우이므로, 2 차 부동태 형성 원소인 Mo 등의 일부가 완전히 안정한 다른 상태로 변화해버린 결과로 생각할 수 있겠다. 이것은 316과 304 各各의 母材의 양극 분극 곡선을 나타낸 Fig. 10에서, Mo 과 Ni 함량이 약간 더 많고 Cr 함량이 약간 적은 316이 훨씬 넓은 부동태 구간을 갖는 것으로 설명된다. Ni은 비교적 非活性이어서 Passive Film 형성에 크게 기여하지는 않을 것으로 생각하면, Mo 등이 부동태 구간을 넓혔음을 확인할 수 있다. 즉 조사된 316에서 대부분의 부위에서 발견되는 2 차 부동태 현상의 원인이 되는 主元素는 역시 Mo 임을 확인할 수 있다.

(4) 양극 분극 곡선 실험으로 생긴 pit 의 관찰

各各의 시편들의 양극 분극 곡선 실험에서 transpassive region 에 도달했을 때 전기화학 실험을 끝내고, 광학 현미경으로 이미 생겨있는 pits 의 양상들을 관찰하였다.

용접時 가장 高溫에 이르렀던 2.5mm 부위는 작은 pits 로 분산되어 있었는데 이 부위는, 큰 부피를 가졌던 active 한 구역이, 용접時 高溫 상태에 있을 때 약간 분산되어 이러한 성향을 나타낸다고 생각할 수 있다.

7mm 부위 즉 HAZ 를 대표하는 부위는 각 grain 마다 그 일각 부분에 Cr-depletion region 을 비교적 다수 함유하고 있고 또 잔류 인장응력에 의한 미소 인장 부위들을 많이 보유하고 있어서 수많은 pit 가 나타나 있었다. 母材인 80mm 부위는 pit 의 수효가 적었고, 열처리된 시편의 경우는 대단히 크고 그 수효가 적은 pit 가 나타났다. HAZ 와 유사한 열처리를 해준 시편이 적은 수의 pit 를 보유하는데 반해 HAZ는 잔류 응력이 random 하게 그 효과를 나타내어 그 pit 의 수가 많게 나타났음을 재확인할 수 있었다.

IV. 결 론

대표적 Austenite 계 Stainless 강인 AISI type 316 Sainless Steel 의 용접부위에서의 부식 특성에 대한 연구로서, 금속 조직학적 및 전기화학적 실험을 하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 316 의 경우, 용접 중심으로부터 약 4mm 에서 12 mm 까지 HAZ 로서의 성질을 나타내는데, 특히 7 ~8mm 부위가 가장 active 하였다.
- 2) HAZ 부위는 일반적으로 부동성을 크게 잃어버리고 수많은 pit 를 생성시켰다.
- 3) HAZ 의 악화 원인으로는 열 효과에 의한 Sensitization 외에 잔류인장응력의 영향을 무시할 수 없다.
- 4) 316 은 Mo 의 기여로 부동태 구간을 크게 확장하고 있으나, 강한 부식성 분위기에서는 역시 극심한 pitting 현상을 보임을 확인하였다.
- 5) 용접 중심에 가까운 구역일수록 Pitting 전위가 높게 나타난 것은, 高溫에 접하는 시간이 충분치 못함에서 기인하는 여러 상태의 共存, 분산 때문인 것으로 보인다.
- 6) 열 영향을 받은 구역은 부동태 상태에서도 비교적 큰 부식량을 보이는 대신 부동태 구간을 넓혀서 보완성에 가까운 어떤 상관관계를 나타냈다.

REFERENCE

- 1) 韓國에너지 研究所 재료연구실, 1981年度 研究 報告書
- 2) Smith, Structure and Properties of Engineering Alloys 294-305; McGraw-Hill(1978)
- 3) 趙鍾瑋, 腐蝕 및 表面處理, 232~234(1976)
- 4) Devine, CORROSION, Vol. 37, No. 2, 104(1981)
- 5) Brown, COORROSION, Vol. 36, No. 4, 183(1980)
- 6) Solomon, CORROSION, Vol. 36, No. 8, 395(1980)
- 7) Viswanathan, Welding Research Supplement, 118 S April (1979)
- 8) 嚴基元, 實用 熔接工學, , 7, 東明社(1978)
- 9) Smithells, Metals Reference Book(5th), Vol 1, 333, Butterworths(1976)
- 10) Tong, Electrochemical Science and Technology, Vol. 127, No. 1, 31(1980)
- 11) Loria, CORROSION, Vol. 37, No,8 481(1981)
- 12) Prazak, NACE, Vol. 19, No. 3, 75t(1963)
- 13) Holman, Heat Tranfer, 7, McGraw-Hill(1981)
- 14) Hume-Rothery, The Structures of Alloys of iron, 259-260(1966)
- 15) Espay, Material Performance, November, 20(1980)
- 16) Takemoto, 防食技術, 30, 203(1981)
- 17) Takaku, CORROSION, Vol. 37, No. 3, 142(1981)
- 18) Fontana and Green, Corrosion Engineering, 315-343 McGraw-Hill(1978)
- 19) Dayal, CORROSION, Vol. 36, No. 8, 433(1980)