

# 고질소 스테인레스강 용접부의 금속학적 현상

## A Study of Weld fusion zone Phenomena in High Nitrogen Stainless Steels

이 종섭, 김 속환  
포항산업과학연구원 접합가공연구팀

### 1. 서론

Austenite계 스테인레스강은 우수한 기계적 성질 및 내식성으로 인하여 극저온에서 고온에 이르기 까지 광범위한 온도범위, 다양한 사용조건에서 폭넓게 사용되고 있다. 이같은 오스테나이트계 스테인레스강의 용접시 단점으로는 초정 응고양식에 따라서 응고 또는 HAZ 액화균열과 같은 고온균열이 발생하기 쉽다는 점과 입계 예민화 현상에 의한 weld decay 등을 들 수 있다.

이같은 austenite계 스테인레스강에 첨가되는 합금원소의 하나인 질소는 지금까지 불순물 원소의 하나로 간주되어 왔으나 근래에 와서 스테인레스강의 고온 기계적 성질, 내식성을 개선시키는 주요한 원소로서 각광받고 있으며 POSCO에서는 수도관 및 전신주용으로 내식성은 316수준이며 가격은 304 수준으로 원료비 상승요인을 억제시키기 위하여 304의 성분계를 기본 성분계로 하고 질소를 첨가시킨 고질소계 304N1, 304N2강을 상업생산하고 있다. 질소는 강력한 austenite 안정화 원소이기 때문에 용접부의 응고양식에 영향을 미치게 되며 잘 알려진 바와 같이 용접균열 특히, 응고균열 감수성은 용접부의 초정 응고양식에 의해 결정되기 때문에 질소가 응고균열 감수성에 크게 영향을 미치게 된다.

본 연구는 이같은 질소가 용접부의 금속학적인 제 현상 즉, 용접부 응고, 상온조직 및 응고균열 감수성에 미치는 영향을 조사하고자 하였으며 용접부의 냉각속도가 초정 응고양식에 미치는 영향도 아울러 조사하였다.

### 2. 실험방법

본 연구에 사용된 소재는 304의 성분계를 기본 성분계로 질소의 함량을 변화시킨 진공용해강들로서 Table 1에 화학성분을 나타내었다. N11 - N13는 304N1 성분계에서 질소 함량을 0.048%에서 0.23%까지 변화시킨 강종들이며 N21 - N25는 304N2 성분계에서 질소 함량을 0.007%에서 0.22%까지 변화시킨 강종들이다. 진공 용해된 잉고트는 약 3.8mm 두께의 판재로 열간압연하여 용체화 처리한 후 시험편으로 이용하였다. 용접은 GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)을 실시하였으며 고온균열 감수성은 Varesstraint 시험을 실시하여 평가하였다. 또한 용접부의 냉각속도가 용접부 응고양식에 미치는 영향을 조사하기 위하여 일방향 응고시험도 실시하였는데 시험 조건은 연주 조건을 재현하기 위하여 응고속도 0.1mm/s, 온도구배는 3℃/mm의 조건을 이용하였다.

### 3. 시험결과 및 고찰

Fig. 1은 용접부의 조직을 관찰한 사진으로서 질소 함량이 낮은 경우에는 lathy ferrite와 vermicular ferrite가 혼재한 조직을 보여주고 있었으며 질소 함량이 0.16% 정도로 높아지면 용접부는 소량의 vermicular ferrite에 eutectic ferrite 및 divorced eutectic phase가 혼재한 조직을 나

타냈다. 질소 함량이 0.20%를 초과하면 완전 austenite 조직을 나타내었으며 국부적으로는 ferrite 조직이 관찰되었으나 ferrite scope로 감지되지 않을 정도로 작은 양이었다. 이같은 현상은 304N2에서도 동일하였으며 고질소강 용접부 조직의 또 하나의 특징은 HAZ의 입자 조대화 현상이었다. 저질소강에서는 HAZ 입자 조대화 현상이 전혀 관찰되지 않으나 질소 함량 0.07% 부터 입자 조대화가 일어나기 시작하며 그 이상에서는 입자가 매우 조대화되어 있었다. 이같은 현상은 HAZ에서의 제 2상 즉, ferrite의 부재에 기인한 것으로 HAZ에 ferrite band가 존재하는 경우에는 입자 조대화가 나타나지 않으나 고질소강에서는 모재에 ferrite가 거의 존재하지 않기 때문에 결정립이 쉽게 성장한 것으로 생각된다.

질소 첨가강의 용고균열 감수성을 시험한 결과를 Fig. 2에 나타내었다. Fig. 2에서 알 수 있듯이 질소 함량이 증가함에 따라 균열 감수성이 증가하는 경향을 보여주고 있는데 질소 함량 약 0.20%까지는 서서히 증가하였으나 질소 함량 0.20% 이상에서는 급격히 증가하였다. 즉, 상온 조직이 duplex 조직을 나타내는 경우에는 질소 함량에 따른 균열 감수성 증가가 완만하였으나 질소 함량이 0.20%를 넘어 상온 조직이 초정 austenite로 용고한 완전 austenite 조직을 나타내게 되면 균열 감수성은 급격히 증가하였다. 이처럼 초정 austenite로 용고한 용접부가 초정 ferrite로 용고한 용접부에 비하여 균열 감수성이 큰 이유에 대해서는 많은 가설들이 제시되어 있는데 가장 많이 인용되는 가설이 용고균열을 유발시키는 불순물 원소인 S와 P의 고용도 차이로서 ferrite의 S 및 P 고용도가 austenite보다 크기 때문이라는 가설이다. 이같은 설명과 함께 보다 설득력 있는 가설들은 duplex 조직과 austenite 단상용고, 조직의 계면면적 차이, 동종 입계의 젖음성, 균열의 잠재적 발생 경로 차이등이다.

Fig. 3은 GTA 용접시 초정 austenite 용고를 보이는 N25강을 일방향 용고시킨 시편의 고액계면 근처의 조직이다 (x12.5). 사진의 오른쪽이 시편의 아래 쪽이며 왼쪽이 윗쪽으로 용고선단인 고액계면이 위치한 곳으로 이 영역에 위치한 dendrite들은 매우 미세하며 방향성이 없이 random하게 성장해 있는데 이 부분은 액상에서 급냉된 부분이다. Dendrite arm 사이에 위치한 검거나 회색의 영역들도 액상이 급냉된 조직이며 화살표로 표시된 부분이 peritectic/eutectic 반응이 일어나기 시작한 곳으로서 dendrite 가지의 선단의 밝은 상들이 peritectic reaction에 의해서 생성된 austenite 상으로 이 austenite가 ferrite dendrite를 잠식하면서 성장하게 되며 냉각이 완료된 후에는 ferrite는 dendrite core에 남아 있음을 알 수 있다. 일방향 용고시험에서는 본 연구에 이용된 모든 강종들이 초정 ferrite mode로 용고하였다. 이같은 결과에서 용고 mode는 화학 조성뿐만 아니라 냉각속도에 의해서도 영향을 받는 것을 알 수 있는데 이같은 현상에 대한 설명으로는 몇가지 가설이 제시되어 있으나 용고속도와 dendrite tip 온도와의 상관관계로 설명한 Suutala의 이론이 이 현상을 가장 잘 설명하고 있다.

#### 4. 결론

Austenite계 스테인레스강의 용접부의 제 금속학적 현상에 미치는 질소의 영향을 조사해 본 결과 얻어진 결론은 다음과 같다. 질소는 강력한 austenite 안정화 원소로서 질소 함량이 증가하면 용접부의 초정 용고양식은 delta ferrite에서 austenite로 바뀌었으며 그 경계치는 약 0.20%이었다. 용접부의 초정 용고양식은 소재의 화학조성뿐만 아니라 용고속도에 의해서도 영향을 받았으며 용고양식은 용고속도가 증가함에 따라 초정 ferrite 에서 austenite로 변하였다. 용접부의 용고균열 감수성은 질소가 증가함에 따라 증가하였는데 상온 조직이 duplex 조직을 나타내는 질소

함량 0.20% 이하에서는 서서히 증가하였으나 초정 austenite로 응고하는 0.20% 이상에서는 균열 감수성이 급격히 증가하였다.

#### 참고문헌

- 1) J.C. Lippold and W.F. Savage: "Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments-The Effect of Solidification Behavior on Hot Cracking Susceptibility", Weld. J., (12), 1982, pp. 388s-396s
- 2) A. M. Ritter and W.F. Savage: "Solidification and Solidification Cracking in Nitrogen Strengthened Austenitic Stainless Steels", Metall. Trans., vol. 17A, (4), 1986, p. 727-737
- 3) F.C. Hull: "Effect of Delta Ferrite on the Hot Cracking of Stainless Steel", Weld. J., (3), 1967, pp. 399s-409s
- 4) J. Honeycome and T.G. Gooch: "Solidification Cracking of High Speed TIG and Laser Welds in Austenitic Stainless Steel Sheets", Metal Construction, (11), 1986, pp. 703R-710R
- 5) T. Ogawa and T. Koseki: "Weldability of Newly Developed Austenitic Alloys for Cryogenic Service-High Nitrogen Bearing Steel Weld Metal", Weld. J., (1), 1988, pp. 8s-17s
- 6) N. Suutala: "Effect of Manganese and Nitrogen on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds", Metall. Trans., vol. 13A, 12, 1982, p. 2121-2130
- 7) T. Ogawa and E. Tsunetomi: "Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels", Weld. J., (3), 1982, pp. 82s-93s

Table 1. Chemical compositions of the experimental alloys

Heat	Alloying Element												Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub> / Ni <sub>eq</sub>
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	N	Nb			
N11	0.060	0.659	0.393	0.021	0.003	19.35	8.44	0.496	0.398	0.017	0.048	-	21.22	10.96	1.92
N12	0.061	0.633	0.346	0.029	0.003	19.32	8.38	0.496	0.399	0.020	0.16	-	21.23	12.59	1.68
N13	0.057	0.650	0.345	0.023	0.003	19.32	8.51	0.480	0.400	0.009	0.23	-	21.18	13.53	1.55
N21	0.057	0.743	1.66	0.023	0.005	18.83	7.93	-	-	0.039	0.007	0.08	20.06	9.80	2.06
N22	0.050	0.770	1.66	0.021	0.004	18.60	8.01	-	-	0.032	0.035	0.11	19.85	10.12	1.98
N23	0.050	0.761	1.67	0.024	0.005	18.54	8.02	-	-	0.032	0.070	0.10	19.78	10.63	1.88
N24	0.050	0.763	1.66	0.021	0.004	18.51	7.98	-	-	0.020	0.16	0.1	19.71	11.87	1.66
N25	0.049	0.762	1.65	0.020	0.003	18.35	7.86	-	-	0.013	0.22	0.08	19.53	12.57	1.56

Cr<sub>eq</sub>: Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2Nb + 3Ti

Ni<sub>eq</sub>: Ni + 0.31Mn + 22C + 14.2N + Cu

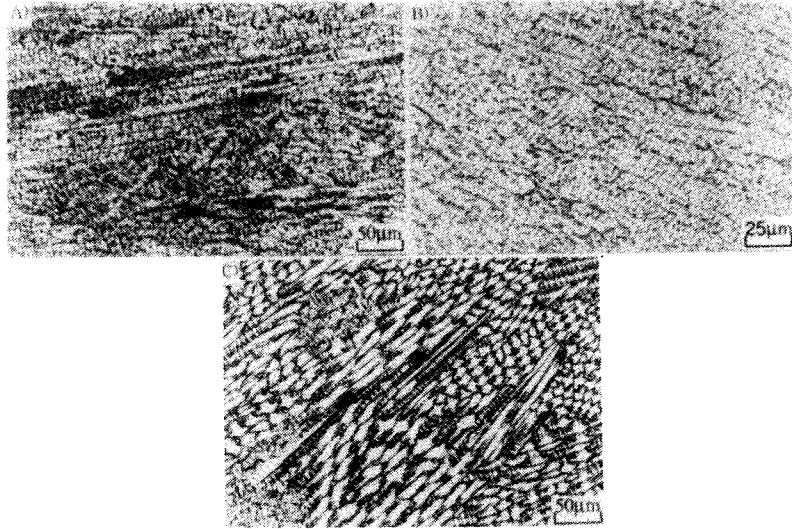


Fig. 1 Micrographs of GTA weld fusion zone: A) N11(0.048% N); B) N12(0.16%N); C) N13(0.23% N)

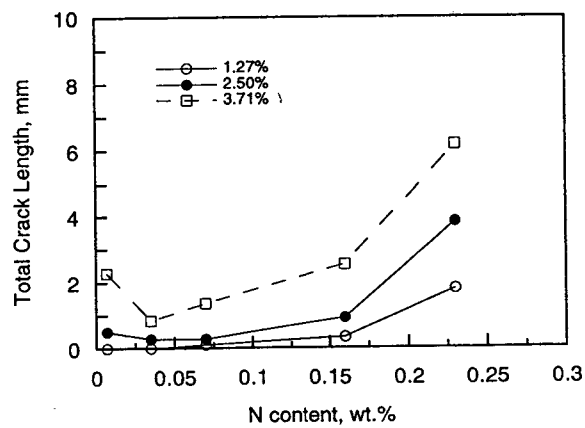


Fig. 2 Effect of nitrogen on solidification cracking susceptibility (type 304N2)

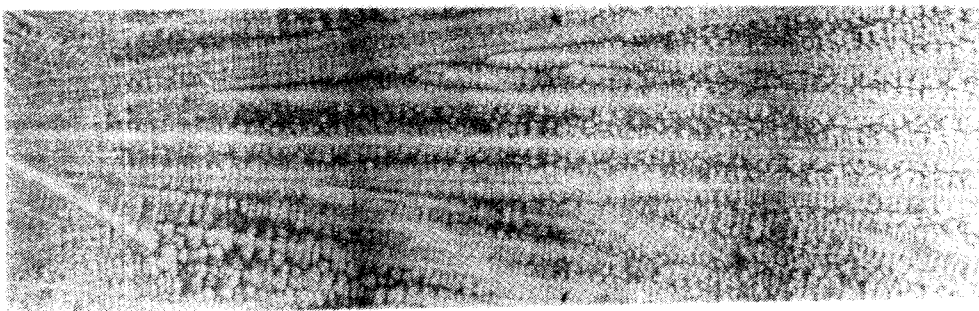


Fig. 3 Montage of unidirectionally solidified N25 stainless steel ( $C_{req}/N_{req}$ : 1.56):  
Arrows indicate the location where the peritectic reaction started.