

研究論文

오스테나이트계 스테인리스강 용접부의 금속학적 현상에 관한 연구(I)

- 시판 오스테나이트계 스테인리스강의 용접성 -

이 중 섭* · 김 숙 환*

A Study of Metallurgical Phenomena in Austenitic Stainless Steel Fusion Welds(I)

- Weldability of Commercial Austenitic Stainless Steels -

J. S. Lee* and S. H. Kim*

Key words: austenitic stainless steel (오스테나이트계 스테인리스강), GTA welding (가스 텅스텐아크용접), primary solidification mode (초정용고양식), solidification cracking susceptibility (용고균열 감수성), Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio

Abstract

To predict and evaluate metallurgical and mechanical behavior of the welds, it is essential to understand solidification behavior and microstructural evolution experienced in the welds, neither of which follows the equilibrium phase diagram because of rapid heating and cooling conditions.

Metallurgical phenomena in austenitic stainless steel fusion welds, types 304, 309S, 316L, 321 and 304N, were investigated in this study. Autogenous GTA welding was performed on weld coupons, and primary solidification mode and phase distribution were investigated from the welds. Vareststraint test was employed to evaluate solidification cracking susceptibilities of the alloys. GTA weld fusion zones in type 304, 321 and 304N stainless steels experienced primary ferrite solidification while those in type 309S primary austenite solidification. Type 316L exhibited a mixed type of primary ferrite and primary austenite solidification. The primary solidification mode strongly depended on Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio. In terms of solidification cracking

* 1998년 1월 13일 접수

* 정회원, 포항산업과학연구원 접합가공연구팀

susceptibility, type 309S that solidified as primary austenite exhibited high cracking susceptibility while the alloys experienced primary ferrite solidification showed low cracking susceptibility. The relative ranking in solidification cracking susceptibility was type 304 \approx type 304N < type 321 < type 316L < type 309S.

1. 서 론

오스테나이트계 스테인리스강은 기계적 성질과 내식성이 우수하기 때문에 극저온에서 고온에 이르기까지 광범위한 온도 범위와 다양한 사용조건에서 폭넓게 사용되고 있다. 오스테나이트계 스테인리스강은 전반적으로 용접성이 우수한 것으로 알려져 있으나 몇가지 용접시의 제한이 있다. 오스테나이트계 스테인리스강 용접시의 문제점으로서 는 응고균열 및 HAZ 액화균열과 같은 고온균열 감수성이 높다는 점과 급열, 급냉에 의한 비평형 조직에 기인한 용접부 성능 열화, 입계 예민화 현상에 의한 weld decay 등을 들 수 있다. 용접부의 고온균열은 응고결정립계 또는 아결정립계 (subgrain boundary)가 필름상의 액체로 덮여있는 응고의 마지막 단계에서 발생하며 용접부에 균열에 민감한 조직이 존재하고 용접에 의한 구속응력이 작용하면 발생한다. 이 같은 응고균열 감수성은 용접부의 초정 응고양식이 오스테나이트인 경우 높으며 초정 페라이트로 응고하는 경우에는 낮아진다고 알려져 있다¹⁻⁶. 용접부의 조직 측면에서는 오스테나이트 기지에 델타 페라이트가 혼재해 있는 이상 조직인 경우, 응고균열에 대한 저항성이 높는데 실제로는 상온에서의 조직보다는 응고범위의 고온에서의 조직, 상분포 등이 중요하다⁷.

오스테나이트계 스테인리스강 용접부는 모재 및 용접재료의 조성 에 따라 완전 오스테나이트조직과 이상 조직 (오스테나이트 + 델타 페라이트)의 두가지 형태의 조직을 나타내는데 응고거동은 특히 용접부가 초정 오스테나이트로 응고하는 완전 오스테나이트 조직을 나타내는 경우 매우 중요하다. 완전 오스테나이트계 스테인리스강에서 응고가 중요한 이유는 탄소강과 달리 응고후 고상상변태 (solid-state phase transformation)가 없어 응고조직이 상온까지 유지되기 때문이다. 오스테나이트계 스테인리스강 용접부에 혼재하는 델타 페라이트는 응고균열에 대한 저항성은 증가시키지만 기계적

성질 및 내식성에는 악영향을 미치는데 특히 고온에서 그 정도가 심각하다. 델타 페라이트가 전술한 제 성질을 악화시키는 기구로서는 용접부가 400°C - 900°C 범위의 고온에서 장시간 사용되었을 때 델타 페라이트가 취약한 시그마 (sigma) 상으로 변태하기 때문으로 알려져 있다^{8,9}. 용접부에 존재하는 델타 페라이트는 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비에 따라 다양한 형태를 나타내며 델타 페라이트의 함량과 형태에 따라서 기계적 성질도 변하게 된다.

본 연구에서는 상기와 같은 오스테나이트계 스테인리스강중 시판되고 있는 몇가지 대표적인 강종들에 대하여 용접시 용접부에서 일어나는 제 금속학적 현상들 즉, 응고, 상 변태 및 상 분포 (phase distribution), 용접부의 고온균열 감수성을 체계적으로 규명함으로써 오스테나이트계 스테인리스강 용접부의 금속학적 거동을 이해하고 이들의 용접성을 비교 평가하고자 하였다.

2. 실험 재료 및 실험 방법

연구에 사용한 재료는 시판 오스테나이트계 스테인리스강 4강종, type 304, 316L, 321, 304N 이었으며 type 309S는 비교재료 사용하였다. Table 1에 시험재의 화학조성을 나타내었다. 사용된 강재중 type 304N은 냉연재로 두께가 약 1.5mm였으며 나머지 강재는 모두 열연재로 type 309S가 3mm, type 304, 316L, 321이 각각 3.2, 4.0, 4.2mm이었다. Type 304 스테인리스강은 잘 알려진 바와 같이 18Cr-8Ni의 성분계로 구성되어 있으며 type 304N은 304 성분계에 내식성과 강도를 향상시키기 위하여 N이 0.13% 정도 첨가되어 있다. Type 316L은 내식성을 향상시키기 위하여 Mo가 약 2.0% 정도 첨가된 강이며 type 321은 저탄소계에 예민화 현상을 억제하기 위하여 Ti가 0.12% 정도 첨가된 강이다. 비교재인 type 309S는 Cr이 21%, Ni이 13% 정도 첨가되어 있는 내열강이다. Table 1에 나타낸 시험재의 Cr_{eq} 및 Ni_{eq}는 Hammar & Svensson의 식¹⁰을 이용하여 계산하였다.

Table 1 Chemical compositions of the commercial austenitic stainless steels

Type	Alloying Element											Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr _{eq} / Ni _{eq}
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	N			
304	0.051	0.57	1.11	0.025	0.004	18.24	8.65	0.12	0.21	0.014	0.045	19.3	10.97	1.76
304N	0.052	0.64	1.12	0.027	0.0016	19.05	8.20	0.14	0.21	0.016	0.13	20.25	11.75	1.72
316L	0.026	0.66	0.89	0.023	0.008	17.41	12.20	2.38	0.18	0.030	0.038	21.75	13.77	1.58
321	0.02	0.52	1.32	0.023	0.001	17.74	9.30	0.13	0.23	0.124	0.015	19.07	10.59	1.80
309S	0.055	0.51	1.49	0.019	0.001	20.90	12.72	0.05	-	-	0.04	21.73	14.95	1.45

시험편의 용접은 bead-on-plate로 GTA (Gas Tungsten Arc) 용접을 실시하였으며 용접조건은 용접전류 120 - 150A, 용접속도 200 - 300 mm/min.의 범위에서 조절하였고 보호가스로는 Ar을 사용하였다. 용접부의 응고균열 감수성은 현재 가장 범용적으로 이용되고 있는 Vareststraint 시험을 실시하여 평가하였으며 용입 깊이가 판 두께의 1/2 정도가 되도록 용접조건을 조절하였다.

Fig. 1에 Vareststraint 시험의 모식도를 나타내었다. 시험편에 가해지는 변형량은 반경이 다른 4가지의 굽힘 블록 (37.5, 50, 75, 150mm)을 이용하여 변화시켰으며 변형량은 식 (1)을 이용하여 계산하였는데 0.5 - 6.0% 범위이었다.

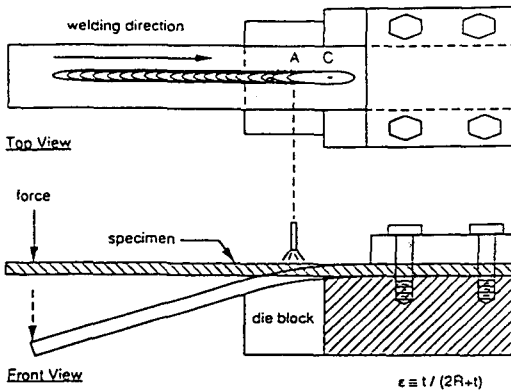


Fig. 1 Schematic of Longitudinal-Vareststraint test.

$$\epsilon = t / (2R + t) \quad (1)$$

ε: 변형량, R: 굽힘 블록의 반경 (mm), t: 판재 두께 (mm)

시험 후, 시험편에 발생한 균열들은 stereoscope를 이용하여 배율 25배로 사진을 찍어 tracing paper에

옮겨 그린 후 image analyzer를 이용하여 길이를 측정하였다. 각각의 시험편에 대하여 TCL (Total Crack Length), MCL (Maximum Crack Length), TNC (Total Number of Cracks) 등의 지수를 조사하였다.

용접부의 초정 응고양식과 상온 조직은 용접된 시험편의 단면과 윗면을 광학 현미경, SEM (Scanning Electron Microscope), TEM (Transmission Electron Microscope)를 이용하여 조사하였으며 성분원소의 재배치 및 편석은 EPMA (Electron Probe Micro-Analysis, WDS)와 EDS (Energy Disperse Spectrum)을 이용하여 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 모재조직

본 연구에 사용된 시험편 오스테나이트계 스테인리스강의 모재는 Fig. 2에 나타난 type 304강의 조직과 유사하게 모두 오스테나이트계 스테인리스강의 전형적인 조직인 오스테나이트 결정립에 페라



Fig. 2 Microstructure of type 304 austenitic stainless steel.

이트 밴드가 혼재된 조직을 나타내고 있었다. 페라이트의 체적분율 (volume fraction)은 비교재료서 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 가장 낮은 type 309S가 가장 작았다. 페라이트 밴드는 전 강종 모두 두께 중심부에 집중되어 있었으며 판재 상, 하부에는 페라이트 양이 현저하게 적었고 결정립도도 상, 하부가 중심부에 비하여 다소 조대하였다. 강종별 결정립도는 페라이트의 함량이 적은 type 304N, 비교재인 309S가 다소 크게 나타났으며 316L이 가장 미세하였다.

3.2 용접부의 응고 및 조직

오스테나이트계 스테인리스강의 상평형, 특히 응고거동은 Fig. 3에 나타난 Fe-Cr-Ni 삼원계 상태도로 부터 예측이 가능하다. 대부분의 오스테나이트계 스테인리스강 성분계는 16 - 25% Cr, 7 - 20% Ni과 Fe로 이루어져 있기 때문에 삼원계 상태도의 Fe측 모서리에 집중되어 있다. 이 삼원 합금계의 액상선은 Fe-Ni 포정 반응점 (약 4% Ni)에서 삼원계 공정점 (49Cr-43Ni-8Fe)을 연결하는 선으로 나타낼 수 있으며 합금계의 조성이 이 선을 기준으로 Cr-rich side에 위치하면 BCC인 델타 페라이트로 응고하며 Ni-rich side에 위치하면 FCC인 오스테나이트로 응고하게 된다. Fig. 3에 나타난

삼원계 상태도에 의하면 type 304, 304N, 321은 Cr-rich side에 위치해 있으며 type 316L은 경계부에, type 309S는 Ni-rich side에 위치해 있음을 알 수 있어 이들의 응고 양식을 개략적으로 유추할 수는 있지만 3 가지 원소의 함량만으로 응고 양식을 정확히 예측하는 것은 어렵다.

Fig. 4는 type 304, 304N 스테인리스강의 용접부 조직을 보여주고 있다. Type 304강의 경우, 용접부의 조직은 이상 조직으로 오스테나이트 기지에 델타 페라이트가 그물상으로 연속적으로 연결되어 있는 vermicular 페라이트 (또는 skeletal 페라이트로도 부름)와 소량의 lathy (또는 lacy) 페라이트가 혼재하여 있다. 이같은 조직은 초정 페라이트로 응고한 용접부의 전형적인 조직으로서 vermicular 페라이트는 응고초기에 생성되었던 덴드라이트의 중심을 따라서 분포하고 있다. 용접부에서 덴드라이트가 생성, 성장할 때의 응고는 비평형 응고로서 case II 또는 case III 응고로 가장 잘 묘사할 수 있다. Case II 응고의 경계조건 (boundary condition)은 고체에서는 확산이 일어나지 않으며 고체에서 방출된 합금원소가 액체에서는 완전하게 섞인다는 것이며 case III의 경계조건은 액체에서도 완전혼합이 일어나지 않으며 액상에서의 혼합도 확산에 의해서만 일어난다는 것이다¹⁰⁾. 이 같은 비평형 응고가 일어나면 합금원소의 평형분배계수 (K_e , the effective distribution coefficient)가 1 이하인 경우는 덴드라이트 중심부에서 합금원소의 함량이 낮으며 K_e 가 1보다 큰 경우에는 반대로 덴드라이트 중심부의 합금원소 함량이 높다. 스테인리스강에 첨가되는 주원 합금원소인 Cr, Ni의 경우, Fe중에서의 Cr의 평형분배계수 (the effective distribution coefficient)는 약 1.41, Ni은 약 0.41이기 때문에¹⁰⁾ 덴드라이트 중심부는 Cr의 함량이 높고 Ni의 함량이 낮게 나타난다. 이처럼 델타 페라이트로 응고한 덴드라이트 중심부는 Cr 함량이 높고 Ni 함량이 낮아 형성된 델타 페라이트가 조성적으로 매우 안정되어 있기 때문에 응고 말기 또는 고상상태에서 포정, 포석반응에 의해 델타 페라이트가 오스테나이트로 변태하는 과정에서도 오스테나이트로 변태하지 않고 델타 페라이트로 덴드라이트 중심부를 따라 존재하게 된다. 실제로 본 연구에서 덴드라이트 중심부에 존재하는 델타 페라이트의 성분을 EDS로 분석해 본 결과 Cr이 21 - 24%, Ni가 4 - 6% 정도로 평균조성에 비해

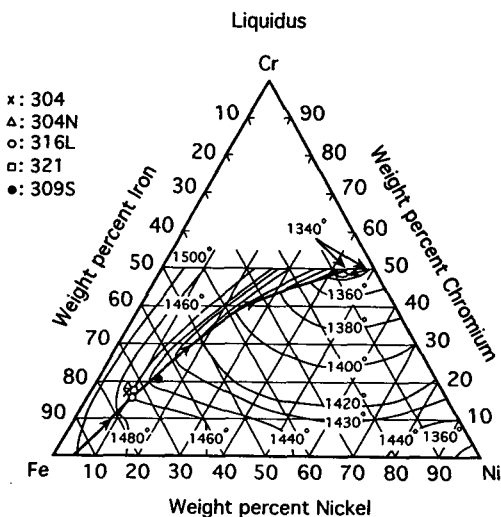


Fig. 3 Location of commercial 300-series alloys relative to the Fe-Cr-Ni liquidus surface.

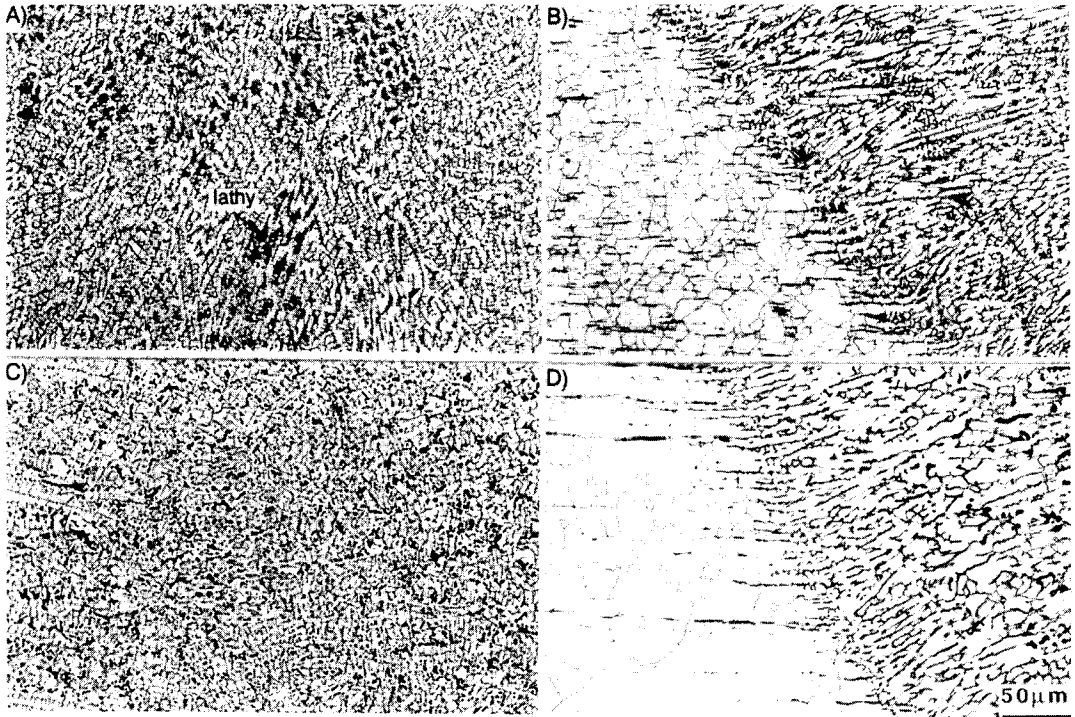


Fig. 4 Micrographs of GTA welds in type 304 and 304N stainless steels: A) & B) type 304; C) & D) type 304N. B) and D) show fusion boundaries.

Cr 함량이 높고 Ni 함량이 낮음을 확인할 수 있었으며 냉각되는 과정에서 모재로의 back-diffusion이 일어났음을 감안하면 고온에서는 Cr 함량이 더 높았고 Ni 함량이 더 낮았을 것으로 판단된다.

Type 304 성분계에 Ni가 0.13% 정도 첨가된 type 304N은 Fig. 4에서 알 수 있듯이 델타 페라이트의 대부분이 vermicular 형상을 보여주고 있으며 lathy 페라이트는 전혀 관찰되지 않고 대신 약간의 divorced eutectic phase가 관찰되어 304N강도 조정 페라이트로 응고하였음을 알 수 있었다.

Fig. 5는 type 304N강 용접부의 조직을 전자 현미경 (TEM 및 SEM)으로 관찰하고 divorced eutectic phase로 보이는 상들을 분석해 본 결과이다. Fig. 5에서 알 수 있듯이 divorced eutectic phase들은 응고 결정립계에 위치하고 있었으며 EPMA (WDS)로 선 분석한 결과, 델타 페라이트에서는 Cr이 증가하고 Ni은 감소하였고 입계에 위치한 divorced phase (위치 3)에서는 Cr은 증가하나 Ni은 거의 변화가 없거나 약간 증가하는 경향을 보

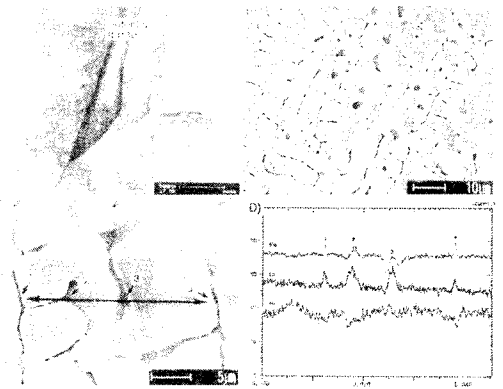


Fig. 5 Micrographs of GTA weld fusion zone in type 304N austenitic stainless steel: A) TEM; B) & C) SEM micrographs; D) EPMA line scanning

여주고 있었다. 그러나 Fig. 5-B)에 보이는 피상의 divorced phase들의 EDS 분석 결과, 성분상 명확하게 페라이트로 확인되는 상과 상기의 EMPA 분석

결과와 동일하게 Cr과 Ni가 모두 증가하는 상 두 가지가 모두 확인되었다. 이같은 사실은 304N강 용접부에서 공정 페라이트와 divorced eutectic phase, 두 가지가 모두 존재한다는 것을 확인하고 있는데 divorced eutectic phase들은 그 형상이 공정 페라이트와 유사하여 구분이 어렵기 때문에 공정 페라이트를 divorced eutectic phase로 혼동할 가능성이 크다. 304N강이 304강에 비해 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비 차이가 크지 않음에도 불구하고 용접부에 공정 페라이트 또는 divorced eutectic phase가 존재하고 있는 것은 강력한 오스테나이트 안정화 원소인 N의 영향으로 판단되며 어떠한 기구로 이 같은 조직적인 특성을 나타내게 되는 가는 현재로서는 분명하지 않다. N이 첨가된 304N강의 또 다른 조직적인 특성은 HAZ (Heat-Affected Zone)에서의 입자 조대화 현상이다. Type 304의 경우에는 HAZ의 입자 조대화가 매우 미미하나 304N강 HAZ에서는 결정립이 국부적으로 매우 조대화되어 있는데 이는 HAZ에 결정립 성장을 억제할 수 있는 제 2상, 즉 페라이트의 함량이 매우 낮기 때문으로 생각된다.

Fig. 6은 본 연구에서 사용한 스테인리스강중 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 1.80으로 가장 높았던 type 321의 용접부 조직을 보여주고 있다. 용접부에는 lathy 페라이트와 화살표로 표시한 침상 페라이트 (정확한 의미로는 침상 오스테나이트이며 이 오스테나이트 상들의 사이에 존재하는 상이 페라이트임), massive transformation에 의한 괴상의 오스테나이트도 관찰되고 있다. 이 같은 침상 및 괴상 오스테나이트들의 계면을 성분 분석해 본 결과 Cr, Ni 함량이 각각 21 - 23%, 6 - 7% 정도로 기지에 비해 Cr이 높고 Ni은 낮게 나타나 이들이 페라이트임을

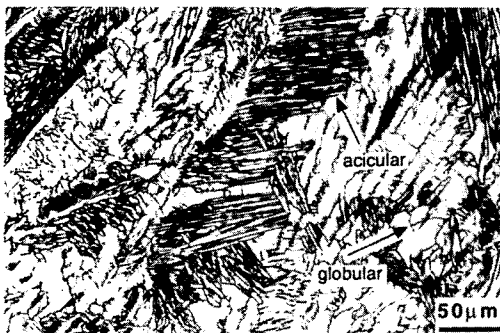


Fig. 6 Micrograph of GTA weld fusion zone in type 321 stainless steel

확인할 수 있었다. 이처럼 type 321의 용접부에 존재하는 델타 페라이트의 형상이 304강과 차이나는 것은 이원계 pseudo-binary 상태에서 type 304, 321 모두 삼각형의 포, 공정 반응역 우측에 위치해 초정 페라이트로 응고하지만 321강이 304강 보다 더 우측에 위치하기 때문에 응고시 용역의 대부분이 페라이트로 응고한 후 고상변태에 의해 오스테나이트로 변태하기 때문이다. 즉, 페라이트에서 오스테나이트로의 변태가 304강에 비하여 저온에서 일어나기 때문에 변태에 대한 구동력은 크고 온도는 낮기 때문에 단거리 확산에 의한 변태가 일어나 lathy 페라이트, massive transformation에 의한 괴상 오스테나이트, 침상 오스테나이트 등이 석출하게 된다.

Type 304, 304N, 321이 초정 페라이트로 응고가 일어나는데 비해 Fig. 3에 나타난 삼원계 상태에서 초정 오스테나이트와 초정 페라이트 응고의 경계에 위치한 type 316L은 초정 페라이트와 초정 오스테나이트 응고가 혼재해 일어났다. Fig. 7은 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 1.58인 type 316L의 용접부 조직사진으로서 용접부는 주로 초정 페라이트로 응고해 상온에서 페라이트는 덴드라이트 중심부에 그물상으로 연속적으로 존재하는 vermicular 페라이트의 형상을 보여주고 있으나 Fig. 7-B)에서 알 수 있듯이 화살표로 표시된 용융선 (fusion boundary) 근처에서는 초정 오스테나이트로 응고한 영역들이 국부적으로 관찰되고 있다. Fig. 8은 용융선 근처의 초정 오스테나이트로 응고한 부위를 보여주는 SEM 사진으로서 초정 오스테나이트로 응고한 용접부에서 관찰되는 전형적인 셀 조직이 관찰되고 있었으며 응고결정립계 또는 아결정립계에서는 공정 페라이트가 비연속적으로 존재하고 있었다. 그러나 이처럼 초정 오스테나이트로 응고한 영역들의 분율 (volume fraction)은 작았으며 주로 온도구배가 크고 냉각속도가 빠른 영역에 위치하고 있었으며 용융선을 따라서 관찰되는 경우가 많았다. 이처럼 용융선을 따라서 초정 오스테나이트로 응고한 영역들이 관찰되고 있는 것은 다음과 같은 두 가지의 설명이 가능하다. 먼저, 용접부처럼 온도구배가 크고 냉각속도가 빠른 경우에 가능한 partitionless 응고의 개념을 이용하여 상기 현상의 설명이 가능하다¹⁴⁻¹⁵⁾. 즉, 온도구배가 크고 냉각속도가 빠른 용접부, 특히 용융선 근처에서는 상당한 과냉이 일어나며 이 영역

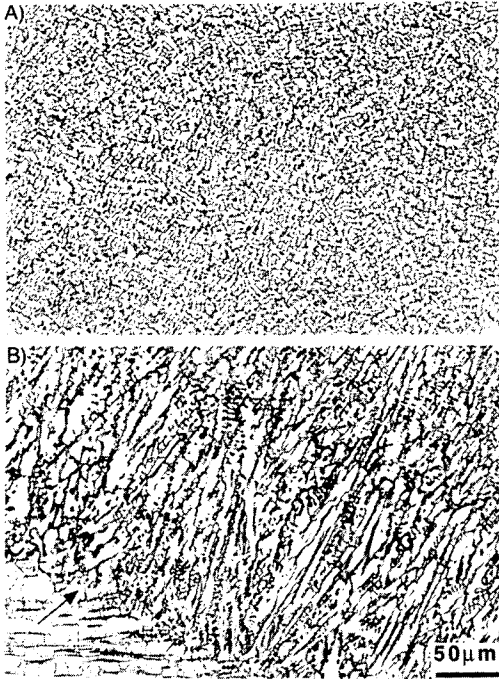


Fig. 7 Micrographs of GTA weld fusion zone in type 316L stainless steel.

A) fusion zone center, B) near fusion boundary

에서 오스테나이트, 페라이트 두 상이 모두 생성될 수 있으며 서로 경쟁적으로 응고하기 때문에 국부적으로 초정 오스테나이트 응고가 일어나는 것이 가능하다. 그러나 이 가설에서 문제시 되는 것은 전술한 바와 같이 모재가 용융역을 둘러싼 주형으로 작용하여 용접부의 응고는 비균질 응고 (heterogenous solidification)로 일어나기 때문에 실제로 과냉되는 온도는 수 °C에 불과하다는 점이다¹⁶. 두 번째는 오스테나이트 및 페라이트의 덴드라이트 tip 온도와 덴드라이트 성장속도 (응고속도)와의 상관관계를 이용한 설명이다¹⁷. Fig. 9는 이들 사이의 상관관계를 설명한 그림으로서 용융역에서 응고되는 덴드라이트의 상은 임의의 응고속도에서 덴드라이트 tip 생성온도가 높은 상으로 결정된다. Sutaala¹⁷에 의하면 덴드라이트 tip의 생성온도는 응고속도가 증가함에 따라 즉, 과냉도가 증가함에 따라 감소하는 경향을 보이는데 그 감소율은 페라이트가 오스테나이트 보다 더 크다고 알려져 있다. 따라서 Fig. 9에서 알 수 있듯이 두 상의 곡선은 어떤 임계속도에서 만나며 이 임

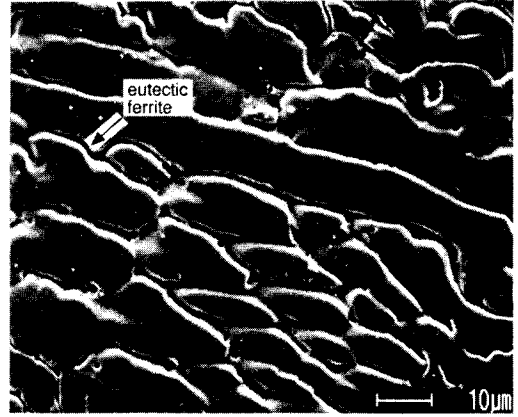


Fig. 8 Primary austenite solidification, near fusion boundary of a GTA weld in type 316L austenitic stainless steel

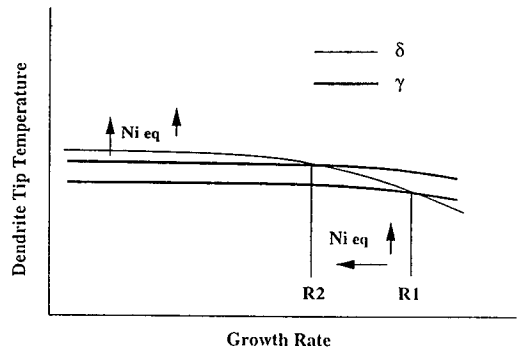


Fig. 9 Relationship between dendrite tip temperature and solidification growth rate¹⁶.

계속도보다 응고속도가 빠른 경우에는 초정 오스테나이트로 응고가 일어나며 늦은 경우에는 초정 페라이트로 응고가 일어나게 된다. 두 상의 경쟁적 응고에 미치는 합금원소의 영향으로서는 그림에서 알 수 있듯이 오스테나이트 안정화 원소들의 함량이 증가하면 즉, Ni_{eq} 가 증가하면 오스테나이트 덴드라이트 tip의 생성온도도 증가하기 때문에 두 곡선이 만나는 임계 속도가 느려져 오스테나이트 응고가 보다 용이하게 되며 Cr_{eq} 가 증가하게 되면 반대의 현상이 나타난다. 이 설명을 type 316L의 용접부 응고에 적용해보면 응고속도가 빠른 용접부 용융선 근처 특히, 비드 중심부에서 초정 오스테나이트로 응고한 영역이 주로 관찰되며 응고속도가 느려지고 초정 오스테나

이트 응고에 의하여 페라이트 안정화 원소들이 밀려나 이들 원소의 함량이 증가하는 중심부에서는 초정 페라이트 응고가 일어나게 된다.

한편 비교재로서 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 1.45로 가장 낮았던 type 309S의 경우, Fig. 10에서 알 수 있듯이 용접부는 초정 오스테나이트로 응고한 완전 오스테나이트 조직을 나타내었다. 용접부의 조직은 오스테나이트로 응고한 셀 또는 셀형 수지상의 전형적인 조직을 나타내고 있으며 초정 델타 페라이트로 응고한 다른 강종들의 조직에 비해 조직이 조대함을 알 수 있다. 이같은 현상은 이 강종이 응고균열에 민감하다는 것을 시사하고 있다. 또한 용융선 근처에서는 화살표로 표시한 평활계면 응고 (planar solidification)가 일어난 영역이 관찰되고 있으며 HAZ에서는 type 304N에서와 같이 입자 조대화 현상이 관찰되고 있는데 이 같은 HAZ 조대화 현상은 전술한 바와 같이 입자 성장을 억제할 델타 페라이트와 같은 제 2상이 존재하지 않기 때문이다.

이같은 결과에서 볼 때, 본 연구에서 초정 오스테나이트 응고와 초정 페라이트 응고사이의 임계



Fig. 10 Micrographs of GTA weld in type 309S stainless steel:
A) center; B) fusion boundary

Cr_{eq}/Ni_{eq} 값을 정확히 구할 수는 없었지만 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 1.50 이하이면 초정 오스테나이트 응고, 1.60 이상이면 초정 페라이트 응고가 일어나며 그 사이에서는 두 가지 mode가 혼재해 일어나는 것으로 판단되었다.

3.3 응고균열 감수성

Varestraint 시험편으로 부터 얻을 수 있는 균열 감수성 지수는 여러 가지가 있지만 용접부의 응고 균열 감수성을 가장 잘 평가할 수 있는 지수는 TCL이다. Fig. 11은 주어진 변형량과 TCL과의 관계를 조사한 결과로서 쉽게 예측할 수 있듯이 응고 균열 감수성은 변형량이 증가함에 따라 증가하고 있으며, 강종별로는 비교재로서 용접부가 초정 오스테나이트로 응고한 type 309S의 균열 감수성이 가장 높게 나타났으며 초정 페라이트로 응고한 type 304, 321이 응고균열에 대한 저항성이 큰 것으로 나타났다. 초정 오스테나이트와 초정 페라이트 응고가 함께 일어난 type 316L은 그 중간 정도의 균열 감수성을 보였다. Type 304 성분계에 N이 첨가된 304N의 경우, Varestraint 시험시 어떤 변형량에서도 균열이 전혀 발생하지 않았는데 이는 304N강이 냉연재로서 두께가 1.5mm밖에 되지 않아 시편에 가해지는 변형량이 다른 시험편에 비해 매우 작고 불순물 원소로 응고균열의 발생을 조장하는 S의 함량이 매우 낮기 때문이다. 또 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비도 1.72로 응고균열에 대한 저항성이 큰 범위에 포함되기 때문에 실 용접시 응고균열의 문제

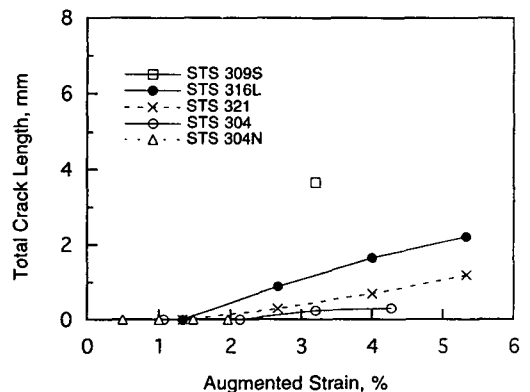


Fig. 11 Solidification cracking susceptibility of the commercial stainless steels.

는 없을 것으로 판단된다.

Fig. 12는 type 309S, 316L에서 Vareststraint 시험 후 관찰된 응고균열의 사진이다. 비교강인 type 309S의 경우, 용접부의 조직은 초정 오스테나이트로 응고한 완전 오스테나이트 조직으로서 응고균열은 응고 결정립계 또는 아결정립계를 따라 발생, 전파하고 있음을 알 수 있다. 초정 오스테나이트로 응고한 type 309S의 응고립계, 아결정립계를 EPMA로 면 분석해 본 결과, P는 전 입계에 걸쳐 골고루 편석해 있었으며 S는 국부적으로 편석해 있었으나 P, S의 함량이작아 정량적인 값은 얻을 수 없었다. Type 316의 경우, 큰 변형량에서는 응고균열이 초정 델타 페라이트로 응고한 영역, 초정 오스테나이트로 응고한 영역 모두에서 발생하였으나 작은 변형량에서는 주로 초정 오스테나이트로 응고한 영역에서 주로 발생하였다. 전반적으로 type 316L에서 발생한 균열의 길이가 309S보다 짧았으며 균열의 전파경로도 꼬불꼬불 하였다. 또 type 316L에서는 Fig. 13에서와 같이 HAZ 액화균열도 관찰되었으나 주로 큰 변형량에서 발생하였

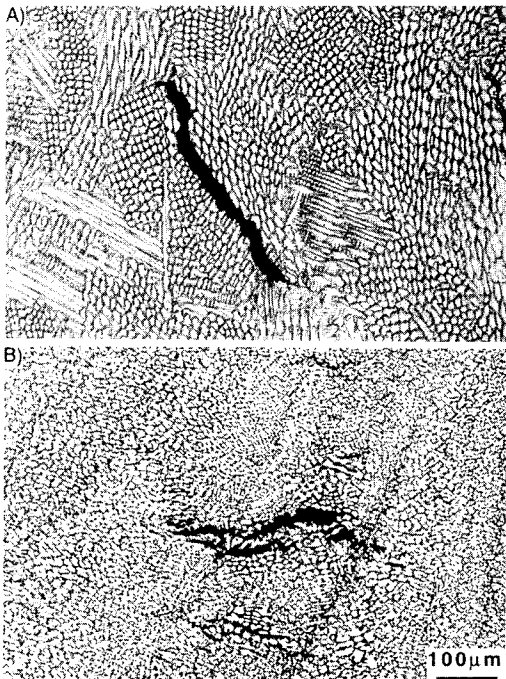


Fig. 12 Solidification cracks observed in type 309S (A) and 316L stainless steel (B).

으며 그 정도도 미미하였는데 이같은 균열은 type 309S에서도 관찰되었다. 응고균열의 발생 및 전파 경로는 주로 응고결정립계, 아결정립계이었으며 migrated grain boundary를 따른 전파는 관찰되지 않았다.

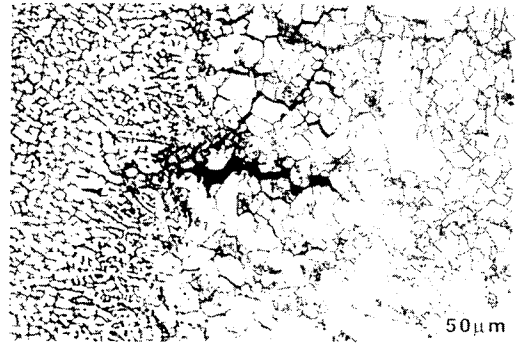


Fig. 13 HAZ liquation crack observed in type 316L stainless steel.

상기와 같은 결과로부터 이미 잘 알려진 바와 같이 용접부가 초정 오스테나이트로 응고하게 되면 응고균열 감수성이 매우 높고 초정 페라이트로 응고하게 되면 감수성이 낮다는 사실을 확인할 수 있었다¹⁻⁶⁾. 이처럼 용접부의 초정응고양식, 고온조직에 따라 균열 감수성이 다르게 나타나는 이유로서 지금까지 제안된 기구로서는 페라이트와 오스테나이트의 불순물 원소 고용도차, 고온에서의 물리, 기계적 성질 차와 입계의 wetting 특성차 등이 제시되어 있는데 균열 발생에는 오스테나이트/오스테나이트 입계가 오스테나이트/페라이트 입계보다 쉽게 젖는 wetting 특성차 등 여러가지 기구가 복합적으로 작용하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

시판 오스테나이트계 스테인리스강 용접부의 금속학적 제 현상에 관한 연구 결과 얻어진 결론은 다음과 같다.

1) 오스테나이트계 스테인리스강의 초정 응고양식은 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 1.50보다 낮으면 초정 오스테나이트, 1.60보다 높으면 초정 페라이트로 응고가 일어났다. 강종별로는 type 304, 304N1, 321이 초정 페라이트로 응고하였으며, type 309S는 초정 오

스테나이트로, type 316L은 초정 오스테나이트, 초정 페라이트 응고가 혼재해 일어났다.

2) 용접부에 존재하는 델타 페라이트는 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비에 따라 다양한 형상을 나타내었는데 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비가 증가함에 따라 델타 페라이트는 vermicular 페라이트, lathy 페라이트, 침상 페라이트, massive transformation에 의한 괴상 페라이트의 형상으로 변화하였다.

3) 질소가 다량 첨가된 type 304N강 용융역에는 vermicular 페라이트와 함께 소량의 공정 페라이트, divorced eutectic phase가 존재하고 있었다. 한편, HAZ에서는 심한 입자 조대화 현상이 관찰되었는데 이는 모재에 입자 성장을 억제할 제 2상 즉, 페라이트의 함량이 매우 낮기 때문으로 판단되었다.

4) 용접부의 응고균열 감수성은 용접부가 초정 페라이트로 응고해 이상 조직을 나타내는 type 304, 304N, 321은 낮았고 초정 오스테나이트로 응고한 type 309S는 매우 높게 나타났으며 초정 페라이트와 초정 오스테나이트 응고가 혼재해 일어난 type 316L은 중간 정도의 감수성을 나타내었다. 본 연구에서 조사한 시판 오스테나이트계 스테인리스강의 상대적인 응고균열 감수성 순위는 다음과 같다.

Type 304 \approx type 304N < type 321 < type 316L < type 309S

참 고 문 헌

1. J.N. Cordea, P.A. Kammar and D.C. Martin: Causes of fissuring in nickel-base and stainless steel weld metals, *Weld. J.*, 43, (11), (1964), pp. 481s-491s
2. H. Fredriks and L.J. van der Toorn: Hot cracking in austenitic stainless steel weld deposits, *British Weld. J.*, (4), (1968), pp. 178-182
3. T.G. Gooch and J. Honeycombe: Microcracking in fully austenitic stainless steel weld metal, *British Weld. J.*, (9), (1970), pp. 375-380
4. J.C. Lippold: Weld cracking mechanism in austenitic stainless steels, Trends in welding research in the United States, New Orleans, La, 16-18 Nov., (1981), ASM
5. J.C. Borland and R.N. Youngar: Some aspects of cracking in welded Cr-Ni austenitic steels, *British Weld. J.*, 7, (1), (1960), pp. 22-59
6. F.C. Hull: Effect of delta ferrite on the hot cracking of stainless steel, *Weld. J.*, 46, (9), (1967), pp. 399s-409s
7. M.J. Cieslak and W.F. Savage: Ferrite morphology in high-molybdenum stainless steels, *Weld. J.*, 60, (7), (1981), pp. 131s-134s
8. F.C. Hull: Effects of composition on embrittlement of austenitic stainless steels, *Weld. J.*, 52, (3), (1973), pp. 104s-113s
9. M.O. Malone: Sigma and 885°F embrittlement of chromium-nickel stainless steel weld metals, *Weld. J.*, 46, (6), (1967), pp. 241s-253s
10. O. Hammar and U. Svensson: Solidification and casting of metals, The Metal Society, London, (1979), pp. 401-410
11. M.C. Flemings: Solidification Processing, McGraw-Hill, (1974), pp. 31-46
12. W.A. Baslack, III, W.F. Savage and D.J. Duquette: Effect of nitrogen on the microstructure and stress corrosion cracking of stainless steel weld metals, *Weld. J.*, 58, (3), (1979), pp. 83s-90s
13. J.C. Lippold and W.F. Savage: Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 2-The effect of alloy composition on ferrite morphology, *Weld. J.*, 59, (2), (1980), pp. 48s-58s
14. S.A. David, J.M. Vitek and T.L. Hebble: Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the Shaeffler diagram, *Weld. J.*, 66, (10), (1987), pp. 289s-300s
15. 이창희, 장래웅: 스테인리스강 Laser 용접부의 균열특성, 대한금속학회지, vol. 31, No. 6, (1993), pp. 818-827
16. J.C. Lippold: Private communication
17. N. Suutala: Solidification studies on austenitic stainless steels, University of Oulu, (1982)