

오스테나이트계 스테인리스강의 소재개발 및 용접기술

강 남 현

Development of Alloy Design and Welding Technology for Austenitic Stainless Steel

Namhyun Kang

1. 서 론

스테인리스강은 우수한 내식성과 기계적 성질 때문에 많은 산업에서 널리 사용되고 있다. 특히 오스테나이트계 스테인리스강의 용접기술은 발전플랜트 및 석유화학 등 에너지 산업에서 중요한 역할을 담당하고 있다. 일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강의 용접부 및 열영향부에서는 고온응고균열(solidification cracking)과 용접부식(weld decay)이 발생할 수 있다. 현재 용접기술의 발전으로 대부분 이들 결함에 대한 대응기술은 밝혀져 있다. 그러나 점점 더 가혹한 해수·부식 분위기에서 사용되는 해양플랜트 및 원자력 등 발전플랜트에는 내식성이 더욱 우수한 슈퍼오스테나이트계 스테인리스강이 개발되어 적용되고 있으며, 이에 대한 용접기술도 보고되어 있다¹⁻³⁾. 저자는 오스테나이트계 스테인리스강의 재료조직학적인 성질에서 용접부식을 일으키는 용접조직학적인 특성들을 용접·접합편람 및 Kou 교수의 저서를 기본으로 정리한다^{4,5)}. 또한 현재 원자력 등 발전설비의 (슈퍼)오스테나이트계 스테인리스강 육성용접기술⁶⁻¹⁰⁾을 포함한 용접부 미세조직 및 기술동향에 대하여 기술한다¹¹⁻¹⁸⁾.

2. 오스테나이트계 스테인리스강의 종류 및 특성

오스테나이트계 스테인리스강의 조성은 일반적으로 16~25%Cr과 7~20%Ni를 함유한 Fe-Cr-Ni의 삼원계를 중심으로 한다. Fe-C합금에 Cr과 Ni를 첨가한 경우 평형상태도를 그림 1에 나타내었다. Cr은 페라이트(α -Fe, δ -Fe) 조직을 안정화시켜 그림 1b와 같이 폐오스테나이트루프(closed γ loop)를 형성시킨다. Ni는 오스테나이트(γ -Fe) 조직의 안정 구역을 확장하고, 마르텐사이트 조직이 형성되기 시작하는 온도를 낮추어 그림 1c에서와 같이 상온에서 오스테나이트 조직을 안

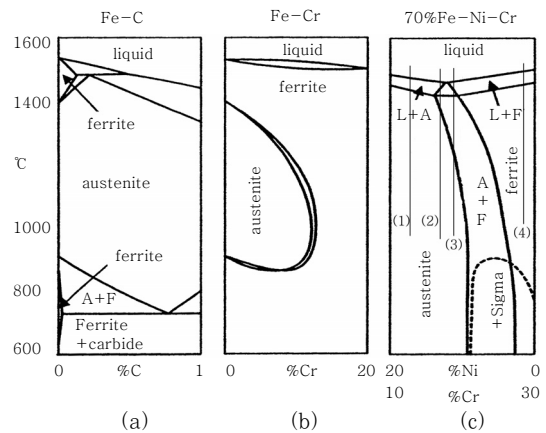


Fig. 1 Phase diagrams: (a) Fe-C; (b) Fe-Cr; and (c) Fe-Cr-Ni for the fixed Fe content (70%). Modified from Kou⁵⁾

정화 시킨다. 예를 들어 STS 304 용접부에 존재하는 페라이트상과 오스테나이트상의 STEM 사진과 EDS 분석표를 그림 2에 나타내었다. 페라이트는 Cr-rich상이고 오스테나이트는 Ni-rich상임을 알 수 있다. 그러나 2상의 경계 boundary layer에서는 Cr과 Ni의 조성이 상의 중심과 차이가 있음을 확인할 수 있다. 이는 오스테나이트계 스테인리스강에서 Cr, Ni 등의 합금원소의 확산속도가 빠르지 않음을 증명하고, 이 현상은 예민화(sensitization) 현상을 일으키는 원인이 되기도 한다.

오스테나이트계 스테인리스강은 합금 원소의 조성에 따라서 냉간가공 후 마르텐사이트 조직으로 변태할 수 있는 준안정성 오스테나이트계 스테인리스강, 냉간가공 전후 조직의 변화가 없는 안정성 오스테나이트계 스테인리스강이 있다. 또한 합금의 조성에 따라서 취성을 나타내는 σ -상이나 χ -상이 나타나며, 이러한 상의 석출은 상온에서 오스테나이트계 스테인리스강의 충격인성을 저하시키는 요인이 된다.

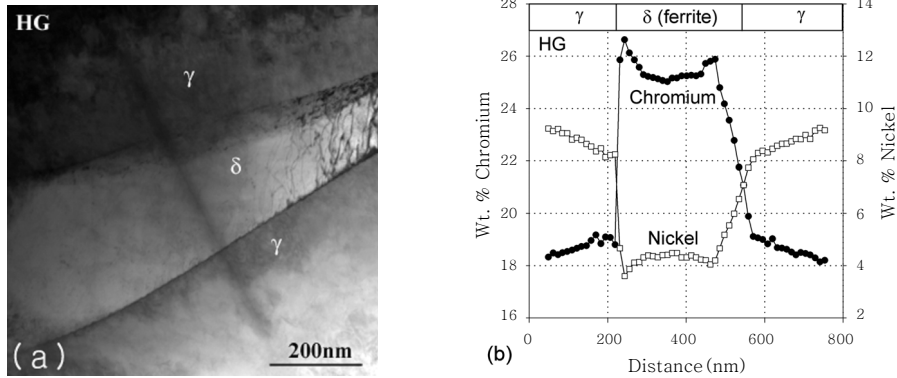


Fig. 2 STEM microanalysis between two austenite regions in 304 stainless steel (300kV); (a) STEM micrograph and (b) composition profiles versus distance for chromium and nickel. Adopted from Kang¹¹⁾

오스테나이트 조직은 온도가 낮아짐에 따라 C 고용량이 급격히 감소한다. 냉각속도가 충분히 느린 경우, 후열처리를 하는 경우 또는 용접 열이력을 가한 경우 결정립계를 따라 탄화물이 석출하여 강의 내식성이 감소된다. 이를 극복하기 위하여 STS 321, 347, 348 등의 재료는 Ti이나 Nb를 첨가하여 Cr 탄화물의 결정립계 석출을 방지한다. 또한 C의 함량을 0.03% 이하로 낮추어 탄화물의 석출을 억제한 저탄소 오스테나이트 스테인리스강(304L, 316L)이 개발되었다. 저탄소 오스테나이트계 스테인리스강의 경우에는 항복응력이 낮아지며, 이를 보완하기 위하여 0.18%까지 N을 첨가시킨 저탄소 오스테나이트계 스테인리스강(304LN, 316LN)도 있다. 기존의 스테인리스강은 우수한 내식성에도 불구하고 고온 또는 염화물의 농도가 높은 가혹한 환경에서는 국부부식 발생이 우려된다. 이를 개선하기 위한 합금원소 개량의 결과로 고급화된 슈퍼오스테나이트 스테인리스강이 개발되었다. 슈퍼오스테나이트계 스테인리스강은 일반적으로 Cr ≥ 20wt.%, Mo ≥ 5wt.% 그리고 N ≥ 0.15 wt.%를 함유하고 있다.

오스테나이트계 스테인리스강은 일반적으로 내식성이 우수하고 연성 및 내열성이 우수할 뿐 아니라 용접성도 양호하다. 그러나 오스테나이트 미세조직의 안정화 및 내공식성 개선을 위해 다량 함유시킨 Mo와 Cr은 사용 중 또는 용접공정 후 열이력의 증가와 더불어 σ상과 χ상 같은 Cr-rich 또는 Mo-rich 석출물을 생성시켜 내식성과 인성을 크게 저하시킬 수 있다는 우려가 있다.

3. 용접성

3.1 용접부 미세조직에 따른 고온응고균열

Fe-Cr-Ni의 pseudo-상태도(그림 1c)를 통해서 살

펴보면, 냉각경로 (1)을 통해 용접부가 응고되면 오스테나이트상이 우선 형성되고 응고가 진행되면서 다른 상변태는 더 이상 발생하지 않는다. 냉각경로 (2)에서는 오스테나이트상이 먼저 형성된 후 잔류 액상에서 조성적 과냉에 의해 생성된 δ-페라이트상이 공존한다. 경로 (3)에서는 먼저 페라이트상이 응고된 후 잔류 액상에서 조성적 과냉에 의해 생성된 오스테나이트상과 공존한다. 응고가 계속되면서 페라이트상은 오스테나이트상으로 고상변태하게 된다. 경로 (4)는 페라이트 단상으로 응고하여 다른 고상변태는 더 이상 발생하지 않는다. 합금조성이 냉각경로 (1)~(2)를 거치는 경우 용접부의 최종 미세조직은 오스테나이트상만으로 또는 미량의 δ-페라이트상이 존재하게 된다. 그러나 냉각경로 (3)~(4)의 용접부 조직에서는 δ-페라이트상의 분율이 점차 증가한다. 결과적으로 Cr 당량이 증가하고 Ni 당량이 감소하면 δ-페라이트의 함량이 증가한다.

경로 (1)~(2)의 오스테나이트계 스테인리스강 용접부에서는 수지상 입계에 저용점 편석물을 쉽게 형성시키는 S, P, Si, Cu 등의 합금원소에 대한 고용도가 낮아 고온균열에 대한 저항성이 매우 낮다. 이 균열은 최종적으로 응고되는 부분에 쉽게 발생하므로 비드 중앙부에서 주로 용접방향에 평행하게 발생한다. 고온균열은 용접금속 내에 적당한 함량(대략 4~10%)의 δ-페라이트 조직이 존재하면 방지할 수 있다. 그 이유는 δ-페라이트는 오스테나이트상에 비해 S, P와 같은 불순물 원소의 고용도가 크므로 편석량이 감소하기 때문이다. Schaeffler¹²⁾와 DeLong¹³⁾ 도표를 이용하면 용접 후 미세조직을 정량적으로 예측 가능하다.

3.2 탄화물의 석출에 따른 용접부식

상온에서 오스테나이트 조직의 C 용해도는 대단히 낮

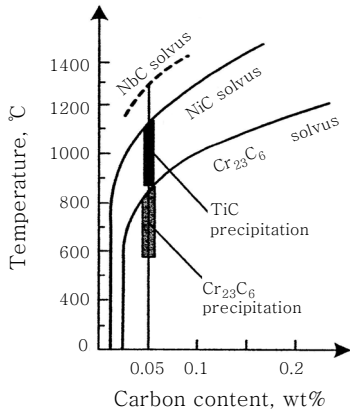


Fig. 3 Solvus curves for carbides in 304 stainless steel. Adopted from Kou⁵⁾

으며, Cr과 Fe와의 친화력이 강하기 때문에 $M_{23}C_6$ 형태의 탄화물을 쉽게 형성한다. 따라서 0.05% 이상의 C가 함유된 오스테나이트계 스테인리스강의 열영향부(HAZ)는 입계부식(intergranular corrosion) 형태의 용접부식에 노출되기 쉽다. 입계부식은 입계에 쉽게 생성되는 Cr-Fe 복합탄화물의 석출로 인해 주위에 Cr 결핍층이 생성되는 예민화(sensitization) 영역 때문에 발생한다. 탄화물이 석출되는 온도는 그림 3에서와 같이 합금원소에 따라 다르다. $Cr_{23}C_6$ 탄화물은 600~850°C, TiC 탄화물은 900~1100°C, NbC 탄화물은 1100~1300°C 온도영역에서 주로 석출이 된다.

용접 시편에서 탄화물의 석출에 따른 영향은 용접부의 위치에 따라 다르게 나타난다. 용접부 내부와 용접부 경계에서 인접한 열영향부에서는 용접 시 최고온도가 탄화물 석출 온도보다 높고 냉각속도도 매우 높기 때문에 탄화물 석출이 쉽지 않고 용접부식(weld decay)도 발생하지 않는다. 그러나 용접부 경계에서 조금 떨어진 열영향부에서는 용접 시 최고온도가 탄화물 석출 온도와 일치하고 예민화 온도에서 지체되는 시간이 증가하여 탄화물이 석출될 수 있고 용접부식에 대한 위험이 크다. 용접부 경계에서 멀리 떨어진 열영향부에서는 용접 시 최고온도가 탄화물 석출 가능온도 영역보다 낮기 때문에 용접부식의 우려가 없다. 용접부식이 발생하는 예민화 영역을 줄일 수 있는 방법은 강한 탄화물 석출 원소(Ti, Nb, Mo)를 합금원소로 첨가하거나 탄소의 함량을 줄이거나 용접 입열량을 줄이는 방법이 일반적이다.

3.3 응력부식균열(stress corrosion cracking)

오스테나이트계 스테인리스강은 낮은 열전도율과 높

은 열팽창계수를 가지기 때문에 용접 후 상당한 잔류응력이 발생할 수 있다. 따라서 일반 대기상태에서는 내식성에 큰 문제가 없지만 염소 등 극심한 부식환경에서는 용접 열영향부(HAZ) 또는 용접부의 토우(toe)에서 응력부식균열이 발생할 수 있다.

4. 오스테나이트계 스테인리스강의 용접기술 동향

오스테나이트계 스테인리스강의 용접성에서 주의해야 할 점은 오스테나이트상에 따른 고온응고균열 및 응력부식균열, Cr-rich 탄화물에 의한 응고부식을 들 수 있다. 경수로(light water reactor)에 사용되는 STS 316L의 경우 가열시효취화(thermal aging embrittlement)와 같은 용접 결함에 대한 연구도 수행되었다¹⁴⁾. 응고균열 결함은 용접재료의 선택을 통하여 δ -ferrite 분율을 조절함으로써 제어 가능하다. 또한 냉각속도 조절을 통하여 탄화물 및 부분용해역(partially melted zone) 생성을 제어 가능하다. 용접후열처리(PWHT)를 통하여 용접부 결함들을 제어할 수도 있지만 내식성 확보가 주된 목적인 오스테나이트계 스테인리스강은 PWHT 시 발생하는 예민화 현상 때문에 일반적으로 PWHT를 실시하지 않는다. 그러나 탄소강-오스테나이트계 스테인리스강의 이중용접 또는 내부식/내마모성 육성용접의 경우에는 상당히 장시간에 걸친 PWHT가 필요하다.

최근 육성용접의 경우 원자력 등 발전플랜트에 많이 사용되는 압력용기를 in-situ 용접기술을 이용하여 복원하는 연구가 활발히 진행되고 있다⁶⁻¹⁰⁾. 모재는 주로 STS 304L 또는 316L에 대한 연구가 수행되고 있으며, 용접열원으로는 파이버레이저 또는 Nd:YAG 레이저를 이용한 클래딩 기술을 이용한 육성용접기술이 개발되고 있다. 용접재료는 Inconel 625 분말, WC-12%Co 분말 또는 Co-based 초합금 분말을 사용하였다. 기존의 STS 304L 모재에 Ni-Cr-Mo 분말을 플라즈마 용사하여 슈퍼오스테나이트계 스테인리스강을 표면에 육성시킨 기술도 소개되었다¹⁰⁾. 육성용접의 장점에도 불구하고 재가공 없이 사용하기에 표면이 거칠다는 단점을 극복하기 위하여 레이저 재용해(laser remelting)기술을 이용하여 육성용접 후 표면의 거칠기도 향상시킬 수 있다.

육성용접을 제외한 일반용접에서는 냉각속도가 빠르고 열영향부가 좁아 많은 이점이 있는 레이저용접에 대한 연구가 활발히 진행되었다. 최근의 연구는 레이저 출력밀도와 펄스주기가 오스테나이트계 스테인리스강의 합금성분 중 Cr, Mn, Ni 등의 기화(vaporization)에

미치는 연구 등 레이저와 용융금속간에 일어나는 kinetics에 대한 관심이 많다¹⁵⁾. Al 5754에서 Mg 성분의 기화처럼 활발하게 발생하지는 않지만 STS 316의 레이저 키홀용접에서 Mn과 Fe의 평형 기화압의 차이가 발생한다. 따라서 용접부에서 Mn의 농도는 감소하고 Fe의 농도는 상대적으로 증가하는 것으로 밝혀졌다. 용접부 결합을 제어하기 위한 연구는 레이저 초점의 최적화와 플룸(plume)의 효과적인 제거 방법에 대하여 진행되고 있다. 실시간 용접 현상 측정기술로는 파이버 레이저 원격용접(remote welding)에서 안정되고 깊은 용입을 확보하기 위하여 고속비디오카메라 및 X-ray transmission real-time imaging 분석장비 등을 이용한 연구가 진행되고 있다¹⁶⁾.

용접부 미세조직에 대한 연구는 주로 응고순서 또는 응고모드에 대한 연구와 이에 따른 석출물의 생성에 대한 연구가 주를 이루고 있다. 특히 Kokawa의 연구에서는 결정입계공학(grain boundary engineering)을 적용하여 coincidence site lattice(CSL) 입계를 증가시키면 STS 304 아크용접 시 열영향부에서 발생하는 예민화 현상에 의한 용접부식을 효과적으로 제어할 수 있음을 밝혔다¹⁷⁾. 이중 스테인리스강에서 레이저/GTA 용접 시 발생하는 응고순서와 모드에 대해서도 많은 연구가 진행되었다. 특히 Bhadeshia의 연구에서 Cr_{eq}/Ni_{eq} 비율이 높으면 준안정 오스테나이트상으로 응고가 시작되며, Cr_{eq}/Ni_{eq} 비율이 낮으면 열역학적으로 오스테나이트상이 안정화되는 것을 알 수 있다¹⁸⁾.

염화물의 농도가 높은 가혹한 부식환경에 적용하기 위하여 개발된 슈퍼오스테나이트계 스테인리스강에 대한 용접기술 연구는 극히 적다. 기존의 오스테나이트계 스테인리스강의 용접기술과 큰 차이가 없고 아직 이 재료가 많이 적용되지 않고 있기 때문이다. 슈퍼오스테나이트계 스테인리스강의 용접에 대한 연구는 주로 용접부의 희석율(dilution) 제어를 위한 용접공정 변수 제어¹⁾, Mo 함량에 따른 용접부에서의 δ -페라이트 생성²⁾ 및 열영향부에서의 σ -석출물의 생성³⁾에 대한 내용이 주를 이루고 있다.

5. 결 론

오스테나이트계 스테인리스강의 용접결합은 합금 및 용접재료의 성분, 용접공정 최적화 그리고 용접후열처리에 의해 제어 가능하다. 그러나 점차 가혹한 부식환경에서의 플랜트 건설이 필요하게 되면서 Mo와 Cr이 다량 함유된 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 적용이

활발해질 전망이다. 슈퍼오스테나이트 스테인리스강은 기존의 오스테나이트 스테인리스강보다 많은 양의 합금 원소가 첨가되었기 때문에 탄화물(Cr-Fe계), 질화물(Cr_2N), σ 상 또는 χ 상 등의 Cr-rich 또는 Mo-rich 석출물의 발생 빈도가 증가한다. 이러한 용접결합 주위에는 예민화 영역과 함께 용접부식이 치명적일 수 있다. 국내 발전플랜트 및 해양플랜트의 건설과 보수를 위한 기술자립화를 위하여 국내에서도 슈퍼오스테나이트계 스테인리스강의 개발과 용접기술에 대한 연구가 활발히 진행되어야 할 것이다.

참 고 문 헌

1. S. W. Banovic, J. N. DuPont, A. R. Marder, Metallurgical and Materials Transactions, **32B** (2001), 1171-1176
2. T. N. Anderson, J. N. DuPont, M. J. Perricone, A. R. Marder, Metallurgical and Materials Transactions, **38A** (2007), 86-99
3. M. J. Perricone, T. N. anderson, C. V. Robino, J. N. DuPont, J. R. Michael, Metallurgical and Materials Transactions, **38A** (2007), 1976-1990
4. 대한용접학회편: 용접·접합편람, 대한용접학회, 1998, 153-164 (in Korean)
5. S. Kou: Welding Metallurgy (2nd Edition), A John Wiley & Sons Inc., 2003, 431-445
6. C. van Rooyen, H. Burger, M. Theron: Proceeding of the fifth international WLT-conference on lasers in manufacturing, Munich, Germany, June (2009), 125-129
7. Y. P. Kathuria, Y. Uchida, Y. Uchida: Proceeding of the fifth international WLT-conference on lasers in manufacturing, Munich, Germany, June (2009), 137-140
8. F. Lusquifios, R. Comesana, J. del Val, A. Riveiro, F. Quintero, J. Pou: Proceeding of the fifth international WLT-conference on lasers in manufacturing, Munich, Germany, June (2009), 141-146
9. E. Yasa and J.-P. Kruth: Proceeding of the fifth international WLT-conference on lasers in manufacturing, Munich, Germany, June (2009), 181-188
10. K. Sridhar, M. B. Deshmukh, A. S. Khanna, and A. Gasser: Journal of Thermal Spray Technology, **9-3** (2000), 377-388
11. N. Kang, A. Kulkarni, J. Singh: Materials and Manufacturing Processes, **18-4** (2003), 549-561
12. A. L. Schaeffler, Metals Progress, **56** (1949), 680-680B
13. W. T. DeLong: Welding Journal, **54** (1974), 273s
14. H. Abe and Y. Watanabe: Metallurgical and Materials Transactions, **39A** (2008), 1392-1398
15. M. Jandaghi, P. Parvin, M. J. Torkamnay, J. Sabbaghzadeh: Proceeding of the fifth international

- WLT-conference on lasers in manufacturing, Munich, Germany, June (2009), 773-776
16. S. Katayama, S. Oiwa, N. Matsumoto, M. Mizutani, Y. Kawahito: Proceeding of the fifth international WLT-conference on lasers in manufacturing, Munich, Germany, June (2009), 829-835
17. H. Kokawa, M. Shimada, M. Michiuchi, Z. J. Wang, Y. S. Sato, Acta Materialia, **55** (2007), 5401-5407
18. H. K. D. H. Bhadeshia, S. A. David, J. M. Vitek, Materials Science and Technology **7** (1991), 50-61



- 강남현
- 1970년생
- 부산대학교 재료공학부
- 용접야금, 레이저접합, 무연솔더
- e-mail : nhkang@pusan.ac.kr