

오스테나이트계 스테인리스강의 용접성과 내식성에 미치는 합금원소의 영향(I) - 응고균열 감수성을 중심으로 -

정 호 신^{*†} · 이 윤 용^{**} · 배 동 수^{***}

^{*}부경대학교 재료공학과

^{**}POSCO 스테인리스 연구그룹

^{***}동의대학교 재료공학과

The Effect of Alloying Elements on Weldability and Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steels(I)

Ho-Shin Jeong^{*†}, Yun Young Lee^{**} and Dong Soo Bae^{***}

^{*}Dept. of Materials Science & Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

^{**}POSCO, Pohang 709-785, Korea

^{***}Dept. of Materials Science & Engineering, Donggeui University, Busan 614-714, Korea

[†]Corresponding author : hsjeong@pknu.ac.kr

(Received April 16, 2012 ; Revised May 26, 2012 ; Accepted June 13, 2012)

Abstract

The interest of austenitic heat resistant stainless steels containing high Si has increased because they have higher resistance of oxidation and higher strength at high temperature than STS 310. This study carried out Varestraint test for evaluation of solidification cracking sensitivity of 14 different stainless steels.

As a result of Varestraint test, all specimens solidified as primary ferrite, and solidification crack sensitivity increased with adding N₂ to shielding gas. Nb and W had beneficial effect on solidification crack resistance in case of less than FN 2 containing, but crack sensitivity increased with Nb and W in case of more than FN 2. Ce had beneficial effect on solidification crack resistance but impaired weld bead appearance.

Key Words : Austenitic stainless steel, Solidification crack, Ferrite number, Varestraint test

1. 서 론

오스테나이트계 스테인리스강은 일반적으로 용접시의 응고 균열 감수성이 크기 때문에 응고균열에 대해서는 많은 연구가 이루어져 왔다. 그러나 범용의 재료인 304, 316, 321 등과 같은 소재를 대상으로 한 것이 대부분으로서 신강종의 경우에는 이에 관한 연구가 이루어지지 못하여 용접성에 관한 기본적인 데이터가 매우 부족한 실정이다. 이와 같은 이유는 신강종의 경우에는 특수한 용도를 타겟으로 하고 있기 때문에 종래에

주로 첨가되던 합금원소 이외에 특수한 합금원소가 다양하게 첨가되고 있으며 이와 같은 합금원소 첨가의 복합적인 영향을 체계적으로 고려하기 어렵기 때문이다. 특히 최근에는 내열성을 더욱 높여 각종 기기의 효율 향상과 운전비용의 절감 등 경제적인 측면에서의 요구가 다양하기 때문에 재료에 요구되는 물성적인 특징은 더욱 가혹하게 바뀌고 있고, 이에 따라 다른 관점에서의 재료의 설계가 요구되고 있다. 특히 환경적인 측면에서도 공해 물질의 저감이라는 측면에서 재료의 사용 온도 범위가 더욱 더 높아지고 있고 이에 따라 합금설계의 개념이 바뀌고 있고 이러한 재료에 요구되는 용접

성은 중요한 문제로 대두되고 있다. 이와 같은 목적으로 종래의 STS 310S와 동등하거나 그 이상의 성능을 가지는 스테인리스강의 개발을 목표로 하였다. 또한 내열성과 고온강도를 확보함과 동시에 STS 304강의 화학조성을 기본으로 하여 종래의 STS 310S에 비해 상대적으로 Cr과 Ni의 함유량을 대폭 줄임과 아울러 N, Nb, W를 첨가한 새로운 강재를 개발함으로써 경제성이 좋은 재료의 개발하고자 하였다. 이와 같은 목적으로 새로운 합금설계에 의해 개발한 오스테나이트계 스테인리스강 신강종의 현장 적용성을 높이기 위해서는 용접성을 고려하여야 하며, 특히 Si를 비롯하여 각종 합금원소가 첨가될 경우에는 용접성이 저하할 가능성이 매우 크기 때문에 용접성 향상을 위한 연구를 수행하였다.

2 실험방법

2.1 실험재료

본 연구에서 사용한 신강종의 경우에는 내열성 및 고온강도 향상을 위하여 각종의 합금원소인 Nb, W, N, Si가 첨가하여 합금원소의 첨가에 기인하는 응고균열 감수성을 평가하기 위하여 개발 대상 강종 총 14종에 대하여 보호 가스 조성을 변화시켜 Vareststraint 시험을 실시하여 응고균열 감수성이 낮은 합금성분계를 도출함과 더불어 델타 페라이트 함유량이 많은 경우, 오

히려 고온균열 감수성이 커질 수 있기 때문에 델타 페라이트 함유량을 줄이기 위하여 질소를 첨가하였다. 본 실험에서 사용한 14종의 오스테나이트계 내열 스테인리스강의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 전 강종에서 각각 Cr 18.4%, Ni 8.6%, Mn 1.0%, Si 1.5%, C 0.067%, Ti 0.014%를 목표로 진공용해하였고, 강종별로 N, Nb, W, Ce 함유량을 변화시켰다. 화학성분은 습식 분석하였으며, 산소와 질소의 경우에는 따로 핀 샘플을 준비하여 기기분석하였다. 시험편 STD에서부터 시험편 7번까지는 N 함유량이 약 0.14%대인 고질소 강종이고, 시험편 8번부터 13번까지는 N 함유량이 0.08~0.09%대의 저 질소 강종이며, 7번 시험편에는 희토류 원소인 Ce를 0.05% 첨가하였다.

강재의 합금설계에 Nb은 약 0.1%급의 저 Nb재, 약 0.2%대의 중 Nb재 및 0.3%급의 고 Nb재로 하여 Nb 첨가량을 3단계로 변화시켰다. 또한 W은 첨가량 약 0.5%의 저 W재, 약 0.95%급의 중 W재 및 1.8%급의 고 W재로 하여 W 첨가량도 3단계로 변화시켰다. 응고균열 감수성 평가를 위한 시험편은 4mm 두께의 열간 압연재이다.

2.2 Vareststraint 시험

응고균열 감수성을 평가하기 위하여 Vareststraint 시험을 실시하였다. 이때 용접 중 보호가스를 100%Ar, 95%Ar+5%N₂, 90%Ar+10%N₂로 질소함량을 단계

Table 1 Chemical composition of 14 austenitic heat resistant stainless steels(wt%)

| | Cr | Ni | Mn | Si | P | S | C | Nb | W | Ti | Other |
|-----|------|-----|-----|-----|-------|--------|------|------|------|-------|--------|
| STD | 18.0 | 8.4 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.2 | 0.94 | ≤0.02 | |
| 1 | 18.1 | 8.4 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.2 | 0.5 | ≤0.02 | |
| 2 | 18.4 | 8.4 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.2 | 1.86 | ≤0.02 | |
| 3 | 18.8 | 8.4 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.27 | 0.48 | ≤0.02 | |
| 4 | 18.8 | 8.6 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.28 | 0.95 | ≤0.02 | |
| 5 | 18.4 | 8.5 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.25 | 1.84 | ≤0.02 | |
| 6 | 18.7 | 8.6 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.11 | 0.95 | ≤0.02 | |
| 7 | 18.4 | 8.5 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.21 | 0.94 | ≤0.02 | tr. Ce |
| 8 | 18.1 | 8.5 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.21 | 0.54 | ≤0.02 | |
| 9 | 18.4 | 8.5 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.07 | 0.2 | 0.94 | ≤0.02 | |
| 10 | 18.7 | 8.4 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.2 | 1.84 | ≤0.02 | |
| 11 | 18.3 | 8.4 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.3 | 0.55 | ≤0.02 | |
| 12 | 18.0 | 8.2 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.33 | 0.93 | ≤0.02 | |
| 13 | 18.1 | 8.5 | 1.0 | 1.6 | ≤0.02 | ≤0.004 | 0.06 | 0.32 | 1.83 | ≤0.02 | |

적으로 변화시켜 용접하였다. 용접시의 구속도를 변화시키기 위하여 곡률반경이 1.56inch, 3.12inch, 6.25inch 인 굽힘 block을 사용하여 부가되는 스트레인을 조절하였고, 그 때 시험편에 부가한 스트레인은 보의 이론으로부터 $\epsilon = t/2R$ (ϵ : 부가스트레인, t : 두께, R : 곡률반경)의 식에 의해 계산한 결과 각각 5.04%, 2.52%, 1.26%이었다. 용접조건은 전류 140A, 용접속도 25cm/min, 아르곤가스 유량은 15l/min로 하였다. 용접 후 실제현미경을 사용하여 용접금속에서 발생한 균열을 사진 촬영하였고, 그 상을 image-analyzer를 사용하여 균열길이를 측정하여 그 균열길이의 총합으로 균열 감수성을 평가하였다. Varestraint 시험은 시험편 고정용 chuck에 시험편을 장착한 후 시험편의 단부에서 용접을 시작하여 TIG 토치가 소정의 위치로 이동해 왔을 때 힘을 가하여 시험편 고정용 chuck을 하부로 이동시켜 굽힘 block을 따라 시험편이 변형되도록 하여 시험편에 소정의 굽힘 스트레인을 부가하는 방식으로 이 때 용접금속에서 발생한 균열의 길이를 측정하여 균열감수성을 평가하였다.

Varestraint 시험 후 용접금속을 채취하여 연마한

후 현미경 조직관찰과 SEM, EDX, EPMA 분석하였고, magne-gage를 사용하여 델타 페라이트 양을 측정하였다.

3 실험결과 및 고찰

3.1 응고균열 감수성 평가

3.1.1 용접부의 현미경 조직과 페라이트 양 측정

Table 2에 14강종의 화학성분으로부터 계산한 Creq./Nieq.값 및 FN(ferrite number)과 용접부를 magne-gage로 직접 측정한 FN을 나타내었다. Creq./Nieq.값은 W과 Nb의 영향이 포함된 Hull 당량식을 사용하였고, 이때의 Creq./Nieq.의 값은 1.60~1.87의 범위이었다. 또한 DeLong 당량식과 조직도를 사용하여 FN을 구한 결과 그 값은 FN 3~12의 범위이었다. 이 표의 결과로부터 알 수 있는 바와 같이 FN과 100%Ar의 보호가스로 용접하였을 경우, 용접금속의 magne-gage로 직접 측정한 FN을 비교해보면, 강종별로 FN은 비슷한 경향을 나타내었지만, 강종마다의 페라이트양의 정도는 정확하게 예측하기는 힘들었다. 이것은 본 실험

Table 2 Ferrite numbers of specimens after Varestraint test

| Specimen No | Creq./Nieq. ^(a) | FN ^(b) | Measured FN ^(c) | | |
|-------------|----------------------------|-------------------|----------------------------|---------------------------|----------------------------|
| | | | 100%Ar | 95%Ar 5%N ₂ | 90%Ar 10%N ₂ |
| STD | 1.61 | 3 | 1.7 | 0.5 | 0 |
| 1 | 1.60 | 4 | 1.4 | 0.3 | 0.2 |
| 2 | 1.69 | 4 | 3.6 | 3.2 | 2.1 |
| 3 | 1.67 | 6 | 3.1 | 1.9 | 1.2 |
| 4 | 1.65 | 5 | 3.2 | 1.7 | 1.45 |
| 5 | 1.71 | 5 | 4.4 | 3.05 | 2.45 |
| 6 | 1.64 | 5 | 2.7 | 1 | 0.2 |
| 7 | 1.64 | 5 | 3 | 1.2 | 0.6 |
| 8 | 1.67 | 7 | 2.4 | 0.95 | 0.5 |
| 9 | 1.72 | 8 | 4.7 | 2.7 | 2.05 |
| 10 | 1.87 | 12 | 10.1 | 5.9 | 4.75 |
| 11 | 1.75 | 10 | 4.8 | 2.1 | 1.8 |
| 12 | 1.78 | 9 | 5.9 | 2.4 | 2.2 |
| 13 | 1.78 | 8 | 6.6 | 2.5 | 1.45 |

(a) By Hull equation : Cr eq. = %Cr + (1.21×%Mo) + (0.48×%Si) + (0.1×%Nb) + (2.27×%V) + (0.72×%W) + (2.2×%Ti) + (0.21×%Ta) + (2.48×%Al)

Ni eq. = %Ni + [(0.11×%Mn)-(0.0086×%Mn²)] + (24.5×%C) + (14.2×%N) + (0.41×%Co) + (0.44×%Cu)

(b) By DeLong equation : Cr eq. = %Cr + %Mo + 1.5X%Si + 0.5X%Nb, Ni eq. = %Ni + 30X%C + 30X%N + 0.5×Mn

(c) By magne-gage

에서 사용한 14 강종의 경우 W이 첨가되었고, 강종마다 W의 함량이 달랐으나, DeLong 당량식의 경우 페라이트 안정화 원소인 W의 영향이 포함되지 않기 때문이라고 사료된다.

FN값은 보호가스중에 질소를 첨가함에 따라 질소가 강력한 오스테나이트 형성원으로 작용하여 상온에서의 페라이트양은 감소하였으며, 계산에 의해 구한 FN과 측정된 FN의 경우 모두 시험편 10번의 경우 다른 강종보다도 훨씬 많은 페라이트가 존재하였다.

Fig. 1은 전 강종에 대하여 $C_{req.}/N_{ieq.}$ 값에 따른 실제 측정된 용접부의 FN값의 변화를 나타낸 것이다. 100%Ar의 보호가스로 용접하였을 경우 용접금속은 $C_{req.}/N_{ieq.}$ 값의 증가에 따라 FN도 대체로 증가하는 경향을 나타내었다. 여기서 solid 마크로 표시한 시험편은 고 질소 강종이고, open 마크로 표시한 시험편은 저 질소 강종으로, 용접 중 보호가스 중에 질소를 첨가함에 따라 페라이트양은 저 질소 강종에서는 큰 폭으로 감소하였으나, 고 질소 강종에서는 저질소 강종보다는 폭이 적었다.

Varestraint 시험 후 용접부의 현미경조직을 관찰한 결과 14 강종 전체에서 용접조건에 관계없이 초정 델타 페라이트로 응고하였다. 단 고질소 시험편의 경우 보호가스 중에 질소를 10% 첨가하였을 경우, 일부분 초정 오스테나이트로 응고한 영역도 존재하였다.

Fig. 2는 시험편 3번의 현미경 조직사진으로 용접중 보호가스 중 질소함량에 따른 미세조직의 변화를 나타낸 예이다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 vermicular 형태의 페라이트가 존재하였으며, 보호가스 중 질소함량이 증가함에 따라 페라이트양은 감소하였다. 또한 보호가스에 질소를 첨가하지 않았을 경우 lathy 페라이트와 vermicular 페라이트가 혼재하였으나, 보호가스 중에 질소를 첨가함에 따라 lathy 페라이트의 분율을 감소하면서 상대적으로 vermicular 페라이트의 분율을

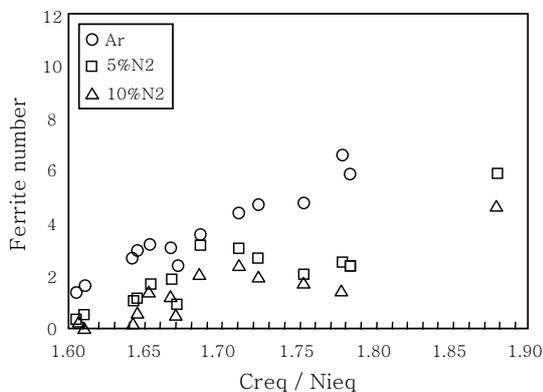


Fig. 1 Ferrite numbers with $C_{req.}/N_{ieq.}$ value

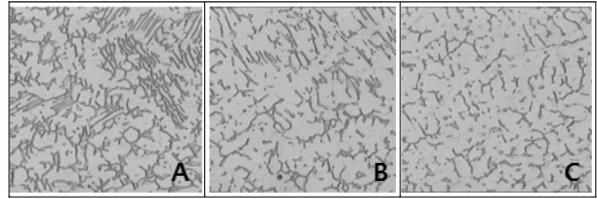


Fig. 2 Change of microstructure of specimen No.10 ($\times 500$) (A:100% Ar, B:5%N₂, C:10%N₂)

증가하였으며, 전체적으로 페라이트의 양은 감소하였다.

3.1.2 Varestraint 시험 결과

Fig. 3은 상온에서 존재하는 페라이트 양에 따른 균열감수성을 나타낸 것이다. Fig. 3(a)는 부가된 스트레인이 5.03%인 경우로서 전체적으로 보호가스 중에 질소 첨가량이 많아짐에 따라 페라이트양은 감소하면서 응고균열 감수성은 증가하였다. 반면 Fig. 3(b), (c)는 부가 스트레인이 각각 2.52%, 1.56%로서 비교적 적은 스트레인이 가해진 경우에는 페라이트 양보다는 보호가스 중에 질소를 첨가함에 따라 균열감수성이 크게

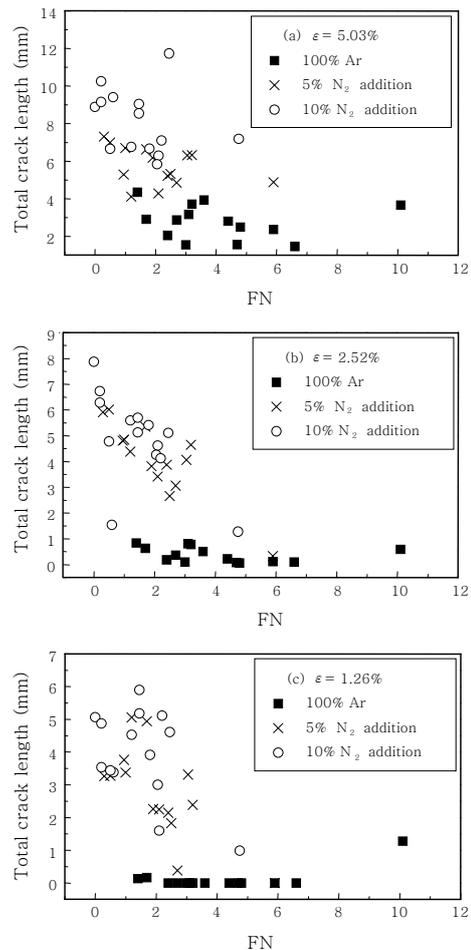


Fig. 3 Total crack length with ferrite number in different augmented strains

증가하였다. 특히 부가 스트레인이 1.26%로서 가장 작을 경우에는 질소 가스를 첨가한 경우에는 100%Ar 가스의 경우에 비해 균열감수성에 현저한 차이가 있었다. 즉 서로 다른 강종에서 용접조건에 따라 비슷한 페라이트 양을 함유할 경우에도 보호가스 중 질소의 유무와 양에 따라 응고균열 감수성은 크게 변하였다.

일반적으로 용접중 보호가스 중으로 질소를 첨가함에 따라서 응고균열 감수성이 증가하는 이유로는 응고 중 또는 응고 후 존재하는 페라이트양이 적어지면서 응고균열 감수성이 증가하는 것과 질소첨가에 따른 BTR (Brittle Temperature Range, 취성온도범위)의 증가에 따라 응고균열 감수성이 증가하는 것으로 알려져 있다¹⁾. 따라서 (a)와 같이 용접시 스트레인이나 응력이 큰 경우에는 응고균열 감수성은 페라이트 양에 크게 의존하지만, 비교적 적은 스트레인이나 응력이 가해지는 경우는 페라이트 양보다는 보호가스 중에 질소가 첨가됨에 따른 BTR의 증가에 크게 영향을 받는 것을 알 수 있었다.

그러나 응고모드가 초정 오스테나이트이고 상온에서 조직도 완전한 오스테나이트인 경우에는 용접 중 보호가스에 질소를 첨가함에 따라 결정립 미세화 효과에 기인하여 응고균열 감수성은 감소하였다는 보고^{2,3)}도 있다.

Fig. 4는 스트레인이 2.52%일 때 시험편 1번, 5번, 10번, 13번 강종에서 보호가스 중 질소 함량에 따른 총균열길이를 나타낸 것이다. Table 2에 나타낸 바와 같이 10번 강종의 경우 페라이트양이 최대 FN 10.1로 다른 강종에 비하여 월등히 많은 페라이트를 함유하고 있으며, 시험편 13번, 5번, 1번 강종의 순으로 적은 양의 페라이트를 함유하고있다. 이 경우 페라이트양이 적은 강종일수록 응고균열 감수성은 증가하였고, 보호가스 중 질소함량이 증가함에 따라 균열감수성은 증가하였으나, 시험편 10번의 경우 100%Ar 보호가스에서

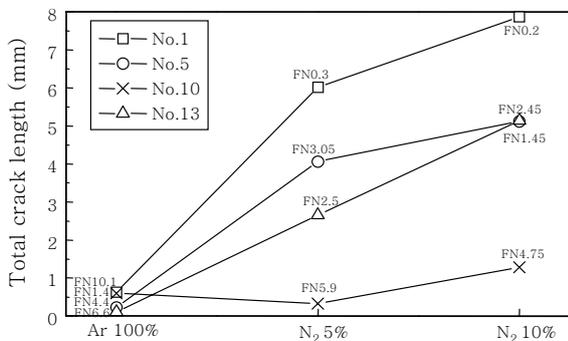


Fig. 4 The effect of shielding gas on total crack length of specimen No.1,5,10 and 13 (e=2.52%)

는 비록 다른 강종에 비해 가장 많은 페라이트를 함유에도 불구하고 응고균열 감수성이 약간 높은 편이지만, 보호가스 중에 질소를 첨가함에 따라 델타 페라이트 함유량이 줄어들어 lathy ferrite에서 vermicular ferrite로 되며, 질소를 첨가한 경우와 100%Ar 가스의 경우의 균열 감수성에는 큰 차이가 없었다. 따라서 델타 페라이트 함유량이 FN 10 이상일 경우에는 보호가스 중에 질소를 첨가하는 것이 응고균열 감수성을 낮추는데 효과적임을 알 수 있다.

한편 100%Ar의 보호가스로 용접하였을 경우의 용접센터라인 부근에 존재하는 lathy 형태의 페라이트가 망목상으로 서로 연결되어 있고, 이와 같은 부분에서 주로 균열이 발생하였다.

즉 이와 같이 용접금속이 FN 10 이상의 페라이트를 함유하는 경우에는 다른 경우와는 달리 응고균열은 용접센터라인 부근의 망목상으로 연결된 lathy 페라이트가 존재하는 영역에서만 발생하였고, 균열의 길이도 다른 강종의 경우와 같이 vermicular 페라이트가 존재하는 영역에서 발생한 균열보다도 훨씬 길었다. 따라서 용접금속이 FN 10 이상의 델타 페라이트를 함유할 때는 응고균열 감수성은 증가하였다. 그러나 이 경우 용접시 보호가스에 질소를 첨가함에 따라 망목상으로 연결된 lathy 페라이트가 vermicular 페라이트로 바뀌면서, 비록 페라이트양은 감소함에도 불구하고 응고균열 감수성 다소 감소하는 경향을 나타내었다.

Fig. 5는 W 첨가에 따른 응고균열 감수성의 변화를 나타낸 것이다. 시험편 1번, STD, 2번의 순서로 많은 W를 함유하고 있다. Fig. 5(a)와 같이 보호가스가 100%Ar일 때는 W 함량에 따라 응고균열 감수성이 큰 차이를 나타내고 있지 않지만, 보호가스 중에 질소를 첨가함에 따라 W 함량이 많은 시험편 2번의 응고균열 감수성이 현저히 저하하였다. 보호가스 중에 질소를 5% 첨가한 경우에는 저 W 함유량의 시험편 1번과 중 W 함유량의 시험편 STD 사이의 응고균열 감수성에는 큰 차이가 없지만 고 W 함유량의 시험편 2번의 균열 감수성이 가장 낮으며 W는 약 2% 정도 첨가되면 균열 방지에 효과적인 것을 알 수 있다. 이러한 W 함량의 증가에 따른 응고균열 감수성의 저하는 W이 페라이트 안정화 원소로 작용하여 용접부의 페라이트 양이 증가하고 따라서 응고균열 감수성이 저하한 것으로 사료된다.

Fig. 6은 Nb이 0.25% 정도이며 W이 약 0.5%, 1.0% 및 1.8% 첨가된 강종인 시험편 3번, 4번, 5번의 경우의 응고균열 시험결과이며, Fig. 7은 질소의 함량이 0.08~0.09% 정도로 적은 강종인 시험편 11번,

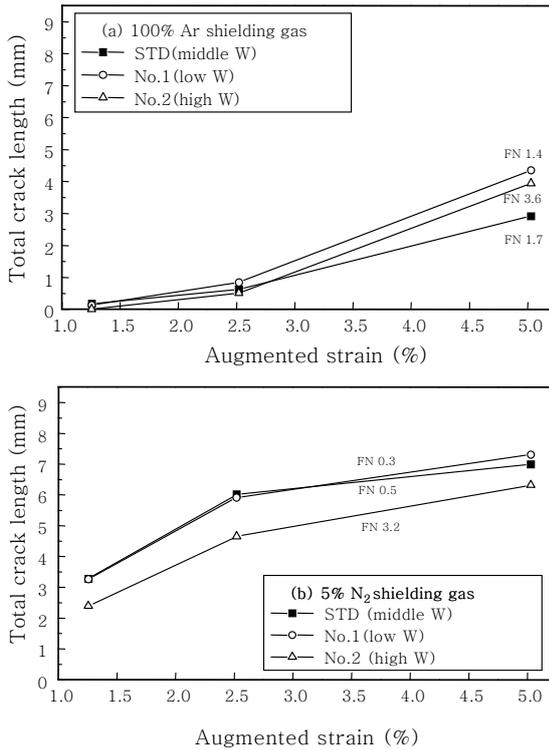


Fig. 5 Total crack length of specimen STD, No.1 and 2

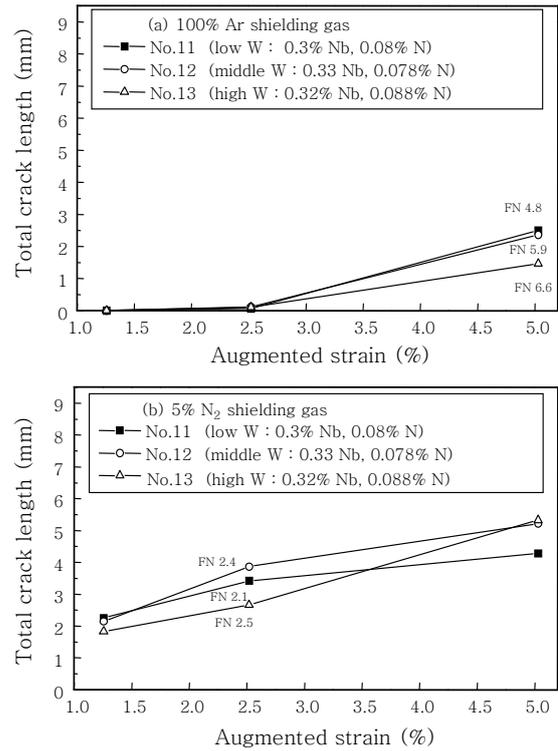


Fig. 7 Total crack length of specimen No.11,12 and 13

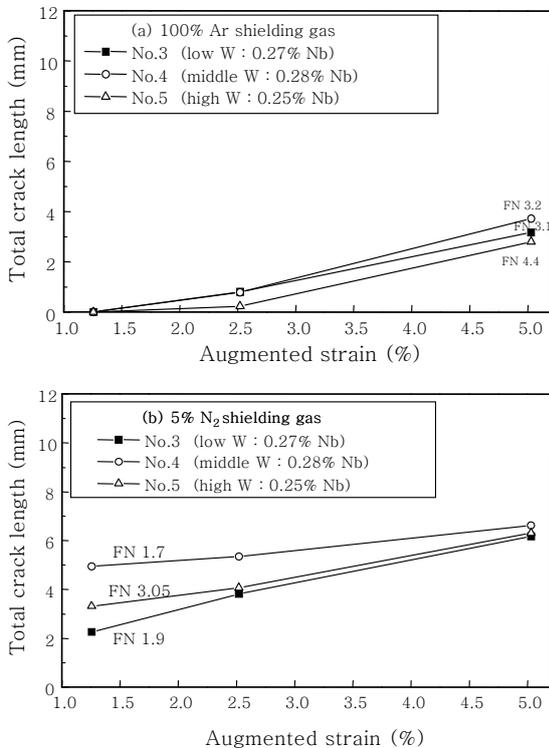


Fig. 6 Total crack length of specimen No.3, 4 and 5

12번, 13번에서의 W 함량에 따른 응고균열 감수성의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 6와 Fig. 7에 나타낸 강

종들은 Fig. 5에 나타낸 강종들보다 페라이트양이 많은 경우로, Fig. 5에 나타낸 시험편 STD, 1번, 2번과 같이 W 함량이 증가함에 따라 응고균열 감수성이 감소하는 경향은 나타나지 않았다. 따라서 페라이트 양이 대략 FN 2 이하에서는 페라이트 형성원소인 W의 첨가에 따라 응고균열 감수성이 감소하였지만, 그 이상의 페라이트가 존재하거나 Nb이 많이 첨가된 강종에서는 W의 첨가에 따른 응고균열의 감수성 저하는 확인할 수 없었다.

Fig. 8은 Nb 첨가에 따른 응고균열 감수성을 나타낸 것이다. 시험편 3번이 시험편 1번보다 많은 Nb을 함유하고 있고 응고균열 감수성도 더 낮았다. W과 마찬가지로 Nb은 페라이트 형성원소로 Nb 첨가에 따라 페라이트 양이 증가하여 응고균열 감수성이 감소한 것으로 사료된다.

Fig. 9는 FN 2 이상의 강종인 시험편 9번과 12번의 Varestraint 시험 결과로서 W 첨가량에는 거의 차이가 없고 Nb량에 차이가 있는 경우의 Nb의 첨가량에 따른 응고균열 감수성을 나타내는 것이다. 이 경우 Nb 첨가에 따라 페라이트 양이 증가함에도 불구하고 오히려 응고균열 감수성은 증가하는 경향을 나타내었다. 연구결과⁴⁾에 의하면 Nb가 첨가되면, Fe-Cr-Nb 공정화합물 액상이 형성되며 이러한 액상이 응고균열 감수성

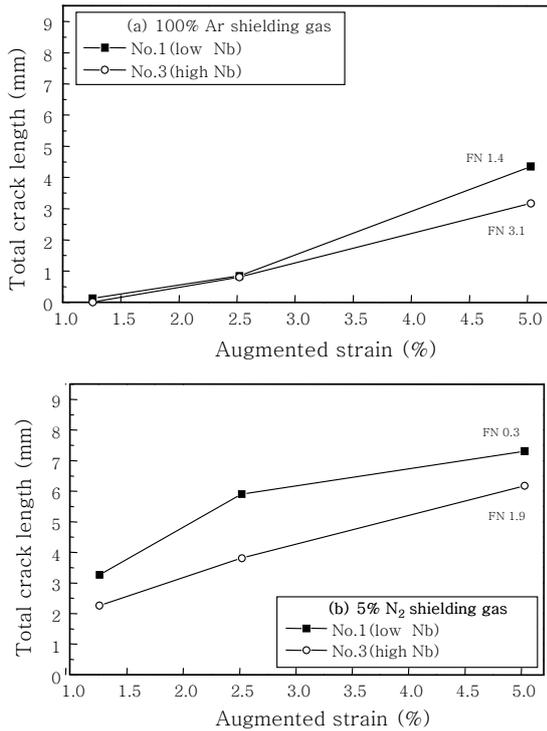


Fig. 8 Total crack length of specimen No.1 and 3

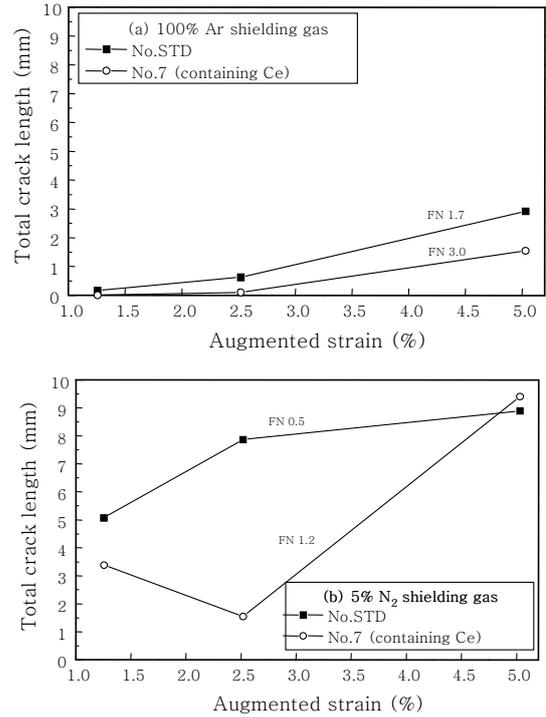


Fig. 10 Total crack length of specimen STD and No.7

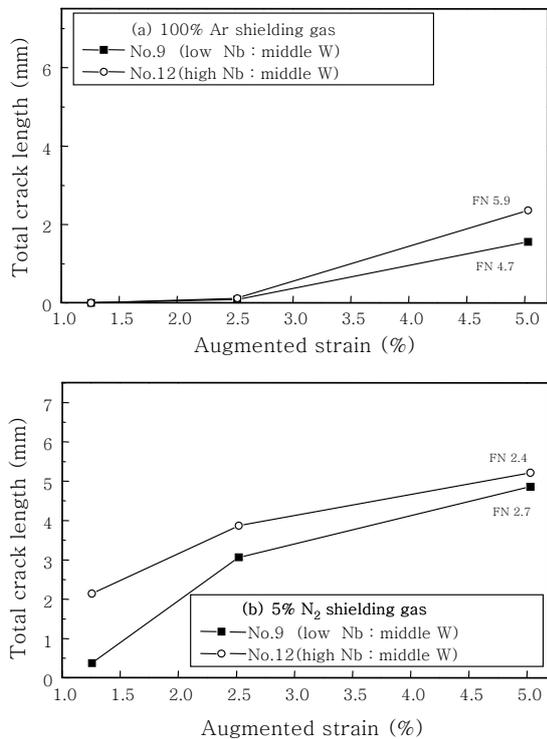


Fig. 9 Total crack length of specimen No.9 and 12

을 증가시킨다는 보고가 있다. 따라서 Nb의 경우도 페라이트 양이 FN 2 이하일 때에는 Nb가 페라이트 형성원소로 작용하여 Nb 첨가에 따라 응고균열 감수성은

감소하였으나, 페라이트 양이 그 이상일 때에는 오히려 응고균열 감수성을 증가시켰다.

Fig. 10은 희토류 원소인 Ce의 첨가에 따른 응고균열 감수성을 나타낸 것으로, 전체적으로 Ce 첨가에 의해 응고균열 감수성은 감소하였다. 일반적으로 MnS는 압연공정에 의해 가늘고 길게 연신된 형태로 존재하여 충격특성 및 가공성에 해로운 반면, Ce이 첨가되면 황화물의 용점과 경도가 증가하여 구상의 형태로 존재하며, 또한 Ce이 강력한 탈산, 탈황제로 작용하여 가공성을 크게 향상시키는 것으로 알려져 있다. Fe-Ce의 상태도에 의하면 Ce은 응고온도범위를 증가시키면서도 불구하고 응고균열 감수성을 크게 감소시키는 것으로 알려져 있는데, 이는 강력한 탈황효과에 기인하는 것으로 사료된다. Ce 황화물은 용융온도가 2000°C 이상으로 높고, 미세하고 둥근 형태의 입자로 형성되기 때문에 S에 의한 (Fe, Mn)S의 액상 형성을 방지할 수 있는 것으로 생각된다. Ce의 첨가에 의해 응고균열 감수성은 전체적으로 감소하였으나, 용접시 Ce의 높은 휘발성에 기인하여 용접비드의 형상이 상당히 불규칙할 뿐 아니라 부가된 스트레인의 정도나 보호가스 중의 질소의 첨가에 따른 응고균열 감수성도 불규칙하였다. 또한 Ce이 첨가된 강종에서는 비드의 표면이 상당히 거칠고 비드 형상도 불규칙적이었다.

3.1.3 SEM, EDX 및 EPMA 분석결과

균열을 SEM으로 관찰한 결과, 응고균열 표면에는 셀상의 텐드라이트가 존재하였고 이에 따라 균열은 응고 과정 중에 발생한 균열임을 알 수 있었으며 균열은 대부분 backfield균열이었다. Backfilled 균열이란 응고 중 균열이 발생하였으나 풍부한 잔류 액상이 존재하여 균열이 다시 액상으로 채워진 영역에서 발생하는 균열이다. 따라서 이 영역에서 편석된 성분들을 조사하는 것은 응고균열 발생을 조장하는 인자를 간접적으로 평가할 수 있다. 이 backfilled균열 부분을 EPMA 성분 분석하여 균열 인접부의 Ni 농도가 높다는 것이 backfilling의 근거가 될 수 있다⁵⁾. 그 이유는 초정 페라이트로 응고하면 초정 페라이트의 분율이 많아지고, 이에 따라 잔류 액상의 Ni 농도는 높아지게 된다. 만약 균열이 발생하고 잔류 액상의 양이 상대적으로 풍부할 경우에는 이 부분에 액상이 채워지게 되고 균열부로의 back filling과 이 영역에서 후속적으로 형성되는 고상은 Ni 농도가 높아지게 된다. Fig. 11-Fig. 13은 90%Ar+10%N₂ 보호가스 중에서 용접한 시험편 STD의 backfilled 영역에서의 EPMA 선분석 결과로서

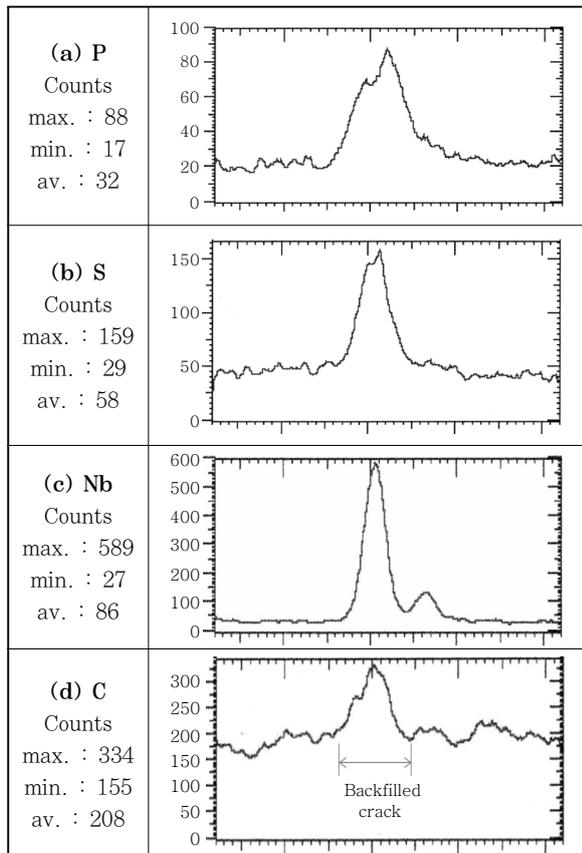


Fig. 12 EPMA concentration profile of P, S, Nb and C across backfilled region in specimen STD

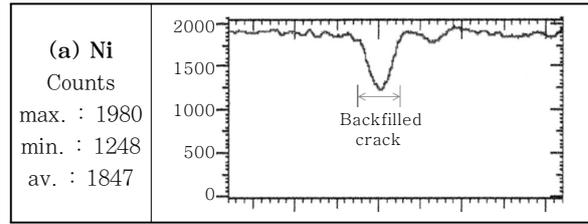


Fig. 13 EPMA concentration profile of Ni across backfilled region in specimen STD

back filling된 균열 주위에는 S 및 Nb가 현저하게 편석되어 있음을 알 수 있다.

P와 S의 경우 응고시 저융점 화합물 형성하여 응고 균열 발생을 조장하는 원소들로서 본 실험에서 사용한 14강종의 경우 S와 P 함유량이 상용의 오스테나이트계 스테인리스강의 S와 P 함유량은 각각 0.03% 및 0.045%보다도 적고 초정 응고상이 페라이트임에도 불구하고 backfilled 영역에서 상당량이 편석되어 있었다. 한편 S와 P뿐만 아니라 Nb, C, Si도 상당히 편석되어 있었고, Cr와 W의 경우 backfilled 영역에서 농도가 조금 증가하는 경향을 나타내고 있지만, Fe와 Ni의 경우는 backfilled 영역에서 농도가 감소하였다.

연구에 의하면 Nb은 P, Cr, Mn과 함께 저융점 인화물을 형성하고, S, Si, Cr, Mn과 함께 저융점 황화 산화물계의 개재물을 형성하며, 결정립계에 편석된 Nb은 용점이 1160°C인 Nb-Ni-rich 저융점상을 형성한다고 보고^{6,7)}되어 있고, Nb를 함유하는 오스테나이트계 스테인리스강의 경우 오스테나이트와 Nb 탄화물 또는 Nb 탄질화물이 저융점 공정상을 형성하여 열영향부에서의 고온균열을 조장한다는 보고^{7,8)}도 있다. 따라서 본 실험에서 사용한 14강종의 경우에는 backfilled 영역에서 Nb, C, Si, S, P의 농도가 큰 폭으로 증가하고, Cr의 농도도 약간 증가하며, Ni와 Fe의 농도가 감소하는 것에 기인하여, Nb이 P, Cr, Mn과 함께 저융점 인화물의 형성하는 것과 Nb이 S, Si, Cr, Mn과 함께 저융점 황화물-산화물 개재물을 형성하는 것이 복합적으로 작용하여 응고균열을 조장하는 것으로 사료된다.

Fig. 14는 균열 주위에 존재하는 석출물의 SEM사진으로서 EDX 분석 결과, Nb계의 석출물로 사료된다. Nb 석출물은 균열 주위 뿐 아니라 용접금속 전체에 산포되어 있었고, 이미 설명한 바와 같이 이러한 Nb 석출물이 다른 원소와 더불어 저융점 화합물을 형성하여 응고균열을 조장한 것으로 사료된다.

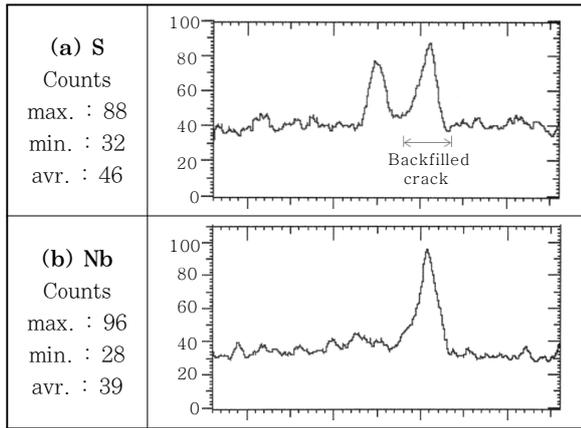


Fig. 14 EPMA concentration profile of S and Nb across backfilled region in specimen No.7

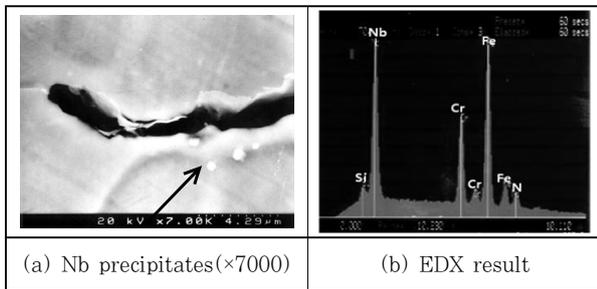


Fig. 15 SEM photos of crack and Nb precipitates and EDX result

결 론

14종의 오스테나이트계 내열 스테인리스강의 응고균열 감수성을 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 용접 중 보호가스에 질소를 첨가함에 따라 상온에서 존재하는 페라이트 양은 감소하였고, 동시에 응고균열 감수성은 증가하였다. 그러나 페라이트양이 대략 FN 10 이상일 경우에는 보호가스 중에 질소를 첨가하여 페라이트 함유량이 감소하면 응고균열 감수성은 저하하는 경향을 나타내었다.

2) 용접부의 현미경 조직관찰 결과 전 강종이 초정 페라이트로 응고하였으나, 고 질소 강종에 있어서는 10%N₂ 보호가스 중에서 용접할 경우, 일부 초정 오스테나이트로 응고한 영역도 존재하였다.

3) Nb의 경우 페라이트양이 대략 FN 2일 때는 페라이트 형성원소로 작용하여 응고균열 감수성을 저하시켰으나, 그 이상의 페라이트가 존재할 때에는 페라이트의 형상이 lathy상으로 되기 때문에 응고균열 감수성을 높이는 경향을 나타내었다.

4) 희토류 원소인 Ce을 첨가하면 응고균열 감수성은 저하하였으나, 용접비드 형상이 불규칙하게 되는 경향이 있었다.

감사의 글

이 논문은 2004년도 부경대학교 연구년 교수 지원 사업에 의하여 연구되었으며 연구비의 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. F.Matsuda, S.Katayama and Y.Arata: Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels(Report IX),Trans. of JWRI, **12-2** (1983), 87-92
2. J. C. Lippold : Solidification Behavior and Cracking Susceptibility of Pulsed-Laser Welds in Austenitic Stainless Steels, *Welding Journal*, **73-6**, 129s
3. J. S. Lee, M. Y. Lee and K. C. Kim : Effect of Nitrogen on Weld Solidification and Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steels, JOM-8, Helsingor, Denmark, May, 1997, 335
4. C.J. Long and W.T. DeLong: The Ferrite Content of Austenitic Stainless Steel Weld Metal, *Welding Journal*, **52-7**(1973), 281-297s
5. V.P.Kuyanpaa,S.A.David & C.L.White : Formation of Hot Cracks in Austenitic Stainless Steel Welds-Solidification Cracking, *Welding Journal*, **65-8** (1986), 203-s-212-s
6. W. Dahl, C. Düren, H. Müsch : Einfluß Verschiedener Legierungselemente auf die Heißrißanfälligkeit eines Austenitischen Stahles beim Schweißen, *Stahl u. Eisen* 93, 813-822(1973)
7. W. Dahl, C. Düren, H. Müsch : Ursachen der Heißrißbildung in Schweißverbindungen eines Niobstabilisierten Stahles mit 16% Chrom und 16% Nickel. *Stahl u. Eisen* 93, 805-812(1973)
8. C. H. Lee : Effect of Minor Element on Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds, *Metals and Materials*, **2-2**, (1996), 81-91