연 구 논 문

26Cr-2Mo 수퍼 페라이트계 스테인리스강의 용접부 기계적 성질에 미치는 질소 및 석출물의 영향

황의순* · 이하미* · 김성욱* · 서영대* · 이창희* · 안상곤** · 이용득**

*한양대학교 공과대학 재료공학부, 철강공정 및 응용연구소

**POSCO 기술연구소

Effects of Nitrogen and Precipitates on the Mechanical Properties of 26Cr-2Mo Superferritic Stainless Steel Welds

Euisoon Hwang*, Hami Lee*, Sungwook Kim*, Youngdae Seo*, Changhee Lee*, Sangkon Ahn** and Yongdeuk Lee**

*Division of Materials Science and Engineering, Research Institute of Steel Processing &Applications, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

*POSCO Technical Research Laboratories, Pohang 790-784, Korea

Abstract

One of the shortcoming of ferritic stainless steels is their limited toughness. The most important factor governing the toughness of ferritic stainless steels is known to be their interstitial contents. Due to the limited solubility of carbon and nitrogen in the ferrite matrix, it is difficult to avoid carbide and nitride precipitates.

In the study, the role of nitrogen on the toughness of 26Cr-2Mo superferritic stainless steel welds has been investigated using alloys containing various nitrogen levels between 100 and 1640 ppm. Mechanical properties of weld metals have been evaluated by microhardness, Charpy impact test and notch tensile test. The alloys are mainly embrittled by the grain boundary and intragranular nitride precipitation. Grain boundary precipitates are considered to be more deleterious than intragranular nitrides. Fracture mechanism have been elucidated through microscopic evaluation of notch tensile test

(Received March 5, 2002)

Key Words : Toughness, 26Cr-2Mo Superferritic stainless steel, Carbide, Intragranular/intergranular nitride, Precipitates

1. 서 론

현재 대부분의 부식 환경에 쓰이는 구조용 재료로는 주로 오스테나이트계 스테인리스강이 사용되고 있다. 이러한 오스테나이트계 스테인리스강은 일반적인 부식 환경에서 내식성이 우수하고 저온에서 인성이 우수하다. 특히 해수 열교환기용 튜브소재로 사용되는 고가의 Ti 합금을 대체할 수 있는 수퍼 오스테나이트계 스테인리스강과 고질소 오스테나이트계 스테인리스강(Al6XN)이 개발되어 현장에서 적용되고 있다. 그러나 오스테나이트계 스테인리스강은 고가인 Ni과 Mo등을 상당량 함유하고 있기 때문에 경제적인 측면에서 고가원료의 함량을 낮추고도 동등한 내식성을 보유하는 대체 재료의 개발이 요구되어 왔다. 이러한 요구를 만족시키는 재료로써 페라이트계 스테인리스강이 주목받게 되었다. 페라이트계 스테인리스강에는 Ni이 거의 첨가되지 않으므로 큰 원가절감 효과를 가지며, Cr함량을 증가시켜 오스테나이트계 스테인리스강과 동등한 내식성을 보인다. 한편 Cl^-이온이 존재하는 부식환경에서 내식성과 내공식성은 오스테나이트계 스테인리스강보다 우수하다[1,2]. 이러한 페라이트계 스테인리스강의 장점을 극대화하기 위해 선진제강회사에서는 Cr함량을 높이고 Mo를 함유한 수퍼 페라이트계 스테인리스강(26Cr-4Mo,

Table 1 Chemical composition of 26Cr-2Mo ferritic stainless steel

Chemical composition	Cr	Mo	N	C	Nb	Ti	Ni	Cu	Si	Mn	P	Al
Contents (wt%)	26.34	2.0	0.0095	0.011	0.247	0.033	0.26	0.45	0.13	0.2	0.022	0.017

29Cr-4Mo-2Ni)을 개발하여 해수 열 교환기용 소재로 공급하고 있다[3].

그러나 페라이트계 스테인리스강은 몇가지 사용상의 한계를 가지고 있다. 오스테나이트계 스테인리스강에 비하여 인성과 연성이 취약하며 노치에 대한 감도가 크다.[4,5] 또한 현장 적용시에 가장 문제가 되는 것으로 용접부의 인성 및 연성 저하를 들 수 있다[5,6]. 페라이트계 스테인리스강에서의 인성, 연성의 저하는 재료의 조성(특히, 탄소와 질소의 함량)과 열사이클에 의해 크게 좌우되기 때문에 1950년대부터 외국에서는 이에 대한 많은 연구들이 진행되고 있으며[7] 국내에서도 이를 극복하기 위한 연구로 합금 설계의 중요성이 부각되고 있다. 특히 Binder[8]와 Demo[9] 의 연구 결과에 의하면 내식성 향상을 위해 첨가된 Cr 함량이 증가할수록 탄소와 질소의 고용도가 급격히 저하되고 따라서 응고시 입계 및 입내에 취약한 석출물이 많이 형성되기 때문에 가공성이 저하된다. 따라서 내식성뿐만 아니라 가공성을 향상시키기 위해서는 Cr의 함량을 높이는 반면 C+N의 함량을 극저화 할 필요가 있다. 그러나 실제 사용에 있어 용접이 대부분 적용되므로 합금설계에 있어 반드시 고려해야 할 부분이 바로 용접성이다. 용접 공정시 발생되는 급격한 열사이클과 용접금속의 액상을 통한 질소의 침입등으로 인하여 내식성의 상실과 더불어 인성과 연성의 심각한 감소가 예상되기 때문에 본 연구에서는 현재 상용화된 26Cr-2Mo강의 용접부 질소 함량 변화에 따른 석출물의 종류, 형태, 위치 변화등에 대한 체계적인 연구를 통하여 이러한 석출물 및 개재물의 거동과 실제적인 용접부 인성과의 상관관계를 파악하고자 한다.

2. 실험 방법 및 내용

2.1 실험 재료

본 연구에 사용된 재료는 26Cr-2Mo 페라이트계 스테인리스강으로 4.9mm의 두께를 갖는 압연 강판이며 화학적 조성은 Table 1과 같다. 합금 성분으로 26.34 wt%의 Cr과 2.0wt% Mo를 포함하고 있으며 탄소와 질소의 함량이 약 0.02wt%이고, 안정화 원소로 Nb와 Ti이 각각 0.247, 0.0333wt% 첨가되어 있다.

가로 12cm, 세로 14cm로 절단한 강판을 SiC 연마지로 표면연마 처리한 후 압연방향과 평행한 방향으로 용접하였다. 용접조건은 Table 2에 나타낸 바와 같으며, 1.25KJ/mm의 입열량으로 2pass 양면 용접, autogeneous BOP(Bead on plate)방식으로 실시하였다. 용접시 대기의 영향을 조절하기 위하여 분위기의 제어가 가능한 챔버내에서 아르곤 보호가스를 이용하여 용접을 하였다. 본 연구에서는 질소함량에 따른 강의 용접부 특성변화를 살펴보기 위하여 용접시 보호가스로 사용되는 Ar에 0vol%에서 9vol%까지 질소를 첨가하여 용접부 질소함량을 변화시켰다.

Table 2 GTA welding conditions

Parameters	Values
Arc voltage(V)	12
Arc current(A)	260
Travel speed(mm/s)	2.5
Heat input(KJ/mm)	1.25
Pass number	2
Electrode polarity	Negative
Electrode diameter(mm)	2.4
Electrode tip angle	120
shielding gas	Ar + N2
gas flow(L/min)	15

용접후 보호가스에 첨가된 질소량 변화에 따른 용접부 질소함량 변화를 측정하기 위하여 열전도도법(LECO, TC136)을 이용하여 같은 조건의 시편에서 서로 다른 부분을 3군데 채취하여 질소함량을 측정하였다.

2.2 미세 구조 관찰 및 석출물의 정량 · 정성 분석

용접한 시편의 미세구조를 관찰하기 위하여 각 조건의 시편을 용접 방향에 수직으로 절단하여 연마한 후 50% 질산 수용액에서 1.5V의 전압을 걸어 10초에서 60초 동안 전해에칭하였다. 에칭한 시편은 광학 현미경과 SEM을 이용하여 결정립의 크기와 석출물의 형태, 분포, 양상 등을 조사하였다. 또한 TEM을 이용하여 각각의 석출물을 관찰하고 SAD 패턴분석을 통하여 석출물을 확인하였다. Thin foil 시편의 제작은 100㎛ 정도의 두께까지 기계적인 연마후에 퍼클로릭산(perchloric acid)을 15% 첨가한 메탄올 용액에서

100mA의 전류를 걸어주고 -30℃이하 온도에서 5~10초간 제트연마(jet polishing)하였고 추출레플리카(extraction replica)시편의 제작은 탄소증착 후 추출하여 TEM으로 관찰하였다.

또한 석출물의 정량 분석을 위하여 모재와 용접부로부터 석출물을 추출하여 걸러낸 잔사(석출물)의 양을 측정하여 정량분석을 실시하였다. 석출물의 추출은 알콜에 아세틸아세톤(acethyl acetone) 10%와 테트라메틸암모늄클로라이드(tetra metyl ammonium chloride, $C_4H_{12}ClN$) 용액을 1%첨가한 혼합용액에서 -300mV, 300mA의 조건으로 약 2~3 시간(전하량 약 3000 C) 동안 추출하였다.

2.3 기계적 특성 평가

본 연구에서는 질소함량 변화에 따른 용접부에서의 기계적 특성변화를 측정하기 위하여 미소경도를 측정하였으며 Charpy V-Notch 충격 시험과 V-notch 인장시험 실시하였다. 미소경도는 Micro-Vickers 경도기를 이용하여 100g의 하중으로 10회 실시한 평균값으로 구하였으며 질소함량의 변화에 따른 경도와의 상관관계를 평가하고자 하였다. 또한 질소의 과고용에 의한 고용강화와 광학조직에서 관찰되지 않는 미세한 석출물에 의한 경도변화를 측정하기 위하여 2g의 매우 적은 하중으로 용접부 경도를 측정하였다. 용접부의 인성을 평가하기 위하여 ASTM A370에 의한 sub-size Charpy V-notch 충격시험을 실시하였다. 충격시험은 -50℃~200℃의 온도구간에서 실시하였으며, 냉매로는 이소펜탄과 액체질소를 사용하고, 고온에서는 물(100℃ 이하)과 오일(100℃ 이상)을 사용하여 시편의 온도를 조절하였다. 정확한 온도제어를 위해 시편을 지정된 온도에서 3분 이상 유지시키고 꺼내어 5초 이내에 실험을 실시하였다. 본 연구에서 사용한 충격시편의 규격을 Fig. 1에 나타내었다. 시험은 일정한 온도 간격으로 실시하지 않고 먼저 상온(25℃)에서 충격실험을 실시하여 취성파괴된 시편은 온도를 높이고 연성파괴된 시편은 온도를 낮추어 서로 반대의 파괴양상이 나타날 때까지 시험을 계속하여 Charpy 충격 연성-취성 파괴 천이 곡선을 얻었다.

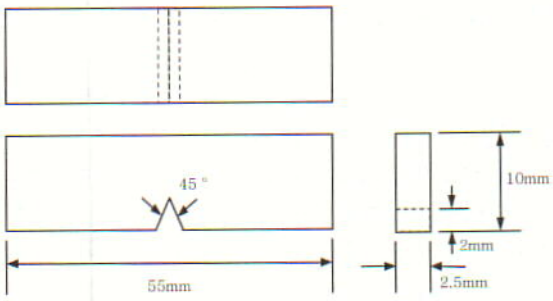
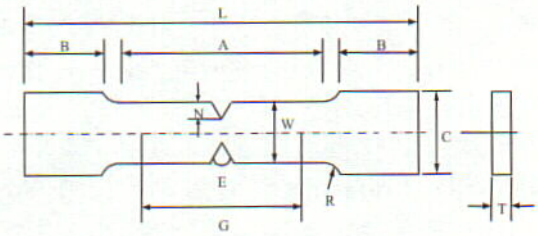


Fig. 1 Sub-size Charpy V-notch impact test pecimen

또한 질소함량 증가에 따른 용접부의 인장 강도를 측정하기 위하여 노치 인장 시험을 실시하였고 시험에 사용된 시편의 규격은 Fig. 2에 나타내었다. 또한 인장시험시 파괴의 정성적인 미세거동을 살펴보기 위하여 파괴 직전에 하중을 제거하고 시편을 절단한 후 기계적인 연마후 에칭하여 균열 초기의 거동을 SEM으로 관찰하였다.



G-25mm W-6.25mm T-2.5mm
R-6mm L-100mm B-32mm
A-32mm C-10mm E-60° N-1.5mm

Fig. 2 Schematic illustration of analyzed position in specimen for the EBSP method

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 용접부의 야금학적 특성평가

3.1.1 용접부의 질소 함량 변화 및 미세 조직

질소 함량 변화에 따른 용접부의 미세 조직 및 기계적 특성 변화를 알아보기 위해 용접시 첨가되었던 질소함량을 Fig. 3에 나타내었다. 용접 이전 모재의 질소함량은 약 100ppm이었으며 순수 Ar을 보호가스로 하여 용접한 시편에서의 용접부 질소함량은 102ppm으로

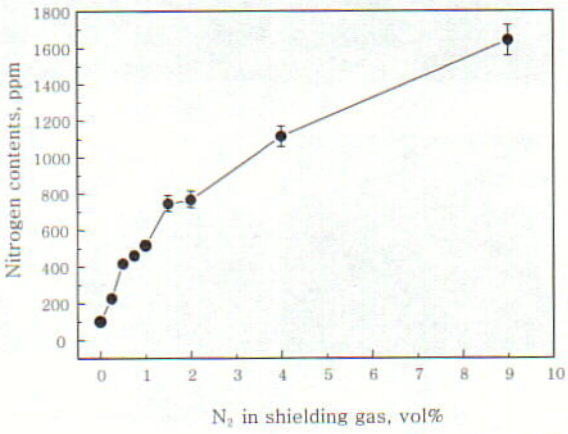


Fig. 3 Nitrogen concentration in welds after welding under nitrogen/argon mixture shielding gas

모재와 비교하여 용접부 질소함량에 큰 변화가 없음을 알 수 있으며 보호가스에서의 용접부의 질소 함량이 226, 417, 461, 517, 740, 765, 1113, 1639ppm로 증가함을 알 수 있으며 이는 Sievert의 질소분압 변화에 따른 용해도 증가의 경향을 보여주고 있다.

용접부의 질소 함량에 따른 미세조직적 특성을 살펴보기 위하여 광학 현미경과 SEM을 이용하여 관찰하였다. Fig. 4는 모재와 용접부 단면의 미세조직을 광학현미경을 이용하여 50배 또는 100배의 배율로 관찰한 조직이다. Fig. 4 (a)는 모재의 조직으로 직경 100㎛미만의 균일한 크기의 결정립을 가지고 있는 페라이트 조직으로 구성되어 있다. Fig. 4(b)는 보호가스에 질소를 첨가하지 않고 순수Ar 보호가스를 사용하여 용접한 시편의 조직으로 모재와 비교하여 결정립 크기와 형상에 큰 변화가 있음을 볼 수 있다. 용접한 시편의 용융부는 응고시에 고액 계면에서 시작된 용착금속의 응고가 용접중심선(weld center line)으로 진행하여 일방향으로 길게 성장된 결정을 보이고 있다. Fig. 4(c), (d), (e)와 같이 용접부의 질소 함량이 증가함에 따라 주상정 형태의 결정은 등축정을 형성하게 되며 결정립이 미세화됨을 알 수 있다. 이러한 미세화의 원인으로는 결정립 내에 석출되는 석출물이 증가하게 되어 결정립을 고착시키게 되고, 이로 인해 응고과정에서 결정립의 성장을 방해하므로 질소 함량이 높은 시편의 결정립이 더 작아지는 것으로 생각된다. 또한 Ti가 함유된 페라이트계 스테인리스강에서 안정화 원소인 Ti에 의해 형성되는 TiN이 응고시 불균일 핵생성 자리로 작용하여 이러한 용접부 미세화가 발생한다는 사실이 보고되고 있는데[10], 질소함량이 증가함에 따라 이러한 TiN의 형성이 용이해지므로 결정립의 미세화 영역이 확대된 것이다.

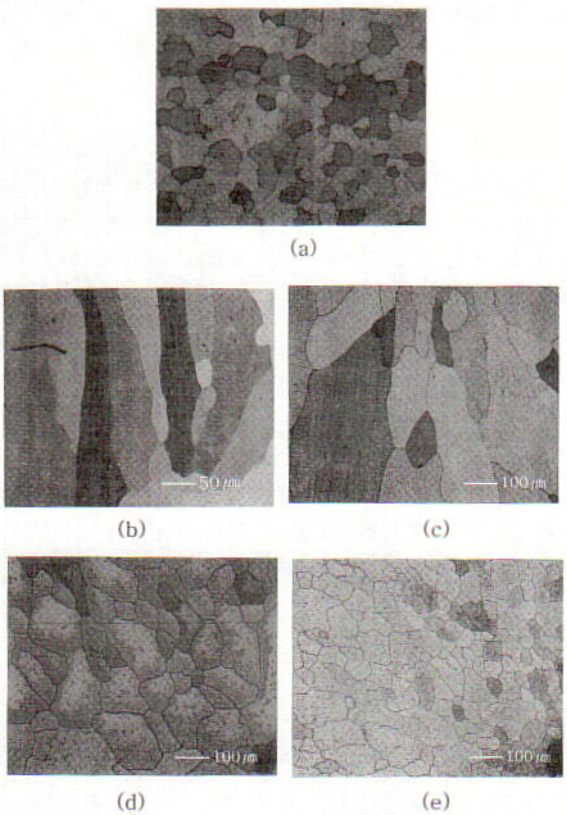


Fig. 4 Optical metallography of base metal (a) and weld metals with N content, (b) 102ppm (c) 517ppm (d) 1113ppm (e) 1639ppm.

Fig. 5에서는 이러한 모재와 용접부에서의 결정립의 크기 변화를 질소함량에 대하여 나타내었다. 용접 금속 내의 질소함량 약 500ppm까지는 결정립 미세화 정도가 매우 적으나 질소함량이 그 이상일 경우 결정립이 급격히 미세화되는 것을 관찰할 수 있다.

질소 함량이 변함에 따라 용접부에 석출되는 석출물의 분포와 크기, 형상의 변화등을 관찰하기 위하여 SEM을 이용하여 모재와, 102ppm, 226ppm, 417 ppm, 740ppm, 1113ppm의 질소함량을 갖는 시편의 용접단면을 관찰하였다.

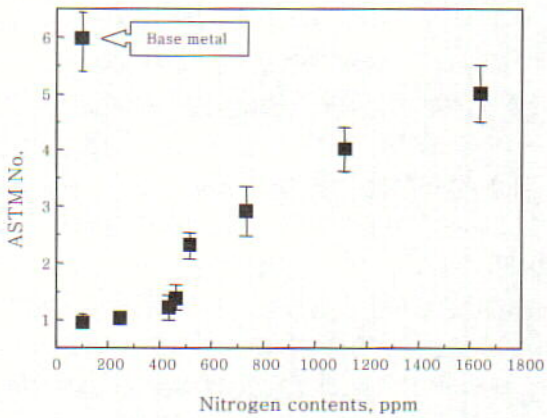


Fig. 5 Grain size variation of base metal and weld metal with N contents

Fig. 6은 각 시편의 결정립내와 입계를 보여주고 있다. 용접부에서의 석출물 형태와 양은 모재와 다름을 관찰할 수 있는데, 용접부에서 미세한 침상이 석출되어 있음을 볼 수 있다. 입내에 석출된 침상 석출물은 용접부 질소 함량이 증가함에 따라 그 양이 증가됨을 볼 수 있으며, 결정립계에 형성되는 석출물도 질소 함량이 증가할 때 양이 증가하며, 740ppm 이상의 질소함량을 갖는 용접부에서는 석출물들이 연속적으로 이어져 있는 것을 관찰할 수 있다. 이것은 질소 함량이 크게 증가함에 따라 질소의 고용도를 크게 초과하게 되고, 석출되는 과정에서 높은 자유 에너지 영역인 입계에서 우선적으로 석출되기 때문에 질소 함량이 많아질수록 입계에 연속적인 형태로 석출물이 존재하게 되는 것으로 파악된다.

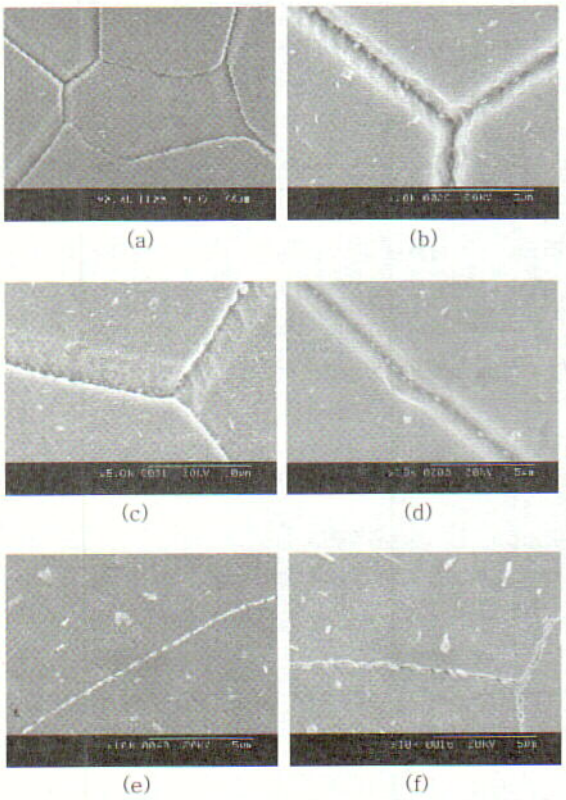


Fig. 6 Grain boundary SEM microstructures of base metal and weld metal (a) Base metal (b) 102 ppm (c) 226 ppm (d) 417 ppm (e) 740 ppm (f) 1113 ppm

3.1.2 석출물의 정량·정성분석

모재와 용접부의 석출물에 대한 정성, 정량 분석을 실시하기 위해 TEM의 thin foil과 추출레플리카로 형태를 확인하고 석출물의 조성 및 결정구조와 방위등을 EDS와 SAD 패턴으로 분석하였다. SEM으로 관찰한 모재 조직중에서 타원과 다각형의 형태를 갖는 석출물은 안정화 원소인 Ti와 Nb에 의해 형성된 Ti(C,N)과 Nb(C,N)임을 알 수 있었다. 이러한 Ti(C,N)과 Nb(C,N)은 용접부에서도 관찰되며 Fig. 7(a)에서와 같이 입내에 석출된 침상의 석출물은 TEM(thin foil)의 SAD 패턴분석결과 〔101〕 zone axis를 갖는 hcp 구조의 Cr_2N임을 확인할 수 있었다. Fig. 7(b), (c), (d)는 추출레플리카에 의해 제작된 TEM 시편에서 관찰된 다양한 석출물들의 SAD 패턴 분석결과이다. EDS에 의해 예측한 결과와 같이 입내에서는 주로 NbN, NbC와 TiC등이 관찰되었으며, 이러한 석출물들은 입내 뿐 아니라 입계에서도 석출되며 또한 질소 함량이 높아질수록 입계에서는 Cr_2N과 $Cr_{23}C_6$이 연속적인 띠형태로 석출됨을 관찰할 수 있다.

질소함량 증가에 따라 증가되는 석출물의 양을 정량화하기 위하여 강을 적절한 용매에 용해시켜 기지로부터 석출물을 추출하였다. Fig. 8은 이러한 석출물의 양의 변화를 나타낸 것으로 그래프의 Y 축은 추출한 석출물의 무게(△FM)를 감소한 시편의 무게(△M)로 나누고 100을 곱하여 강중의 석출물의 양을 퍼센트로 나타내었다. 석출물의 양은 질소 함량이 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하고 있고 질소 함량 약 1000 ppm이상에서는 석출물이 포화됨을 알 수 있다. 모재 및 질소 102ppm의 용접 시편과 226ppm인 용접 시편의 경우 탄소와 질소에 대한 고용도를 거의 만족하여 전체 석출물의 함량이 적지만 질소의 함량이 증가할수록 Cr_2N과 같은 질화물의 생성이 증가하여 전체 석출물의 함량이 크게 증가함을 알 수 있다.

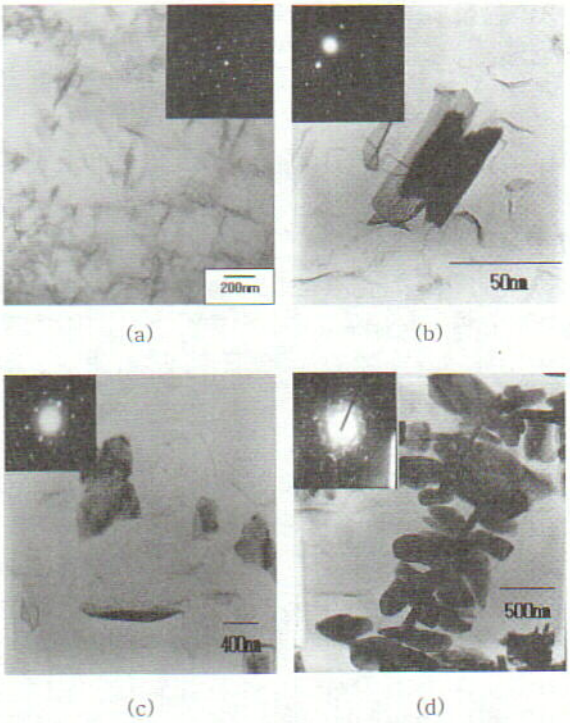


Fig. 7 TEM micrographs and SAD pattern of precipitates(a) Cr_2N (b) NbC (c) TiC (d) $Cr_{23}C_6$

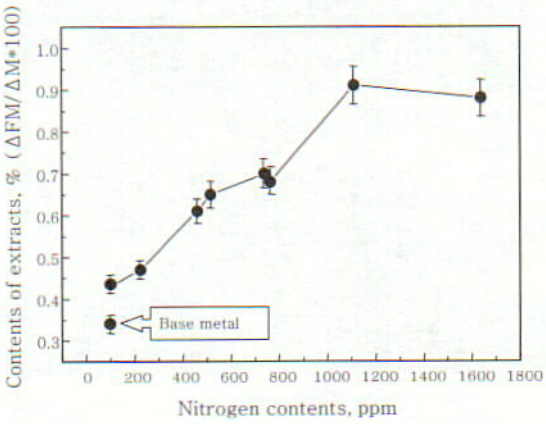


Fig. 8 Contents of extracts with nitrogen contents

3.2 용접부의 기계적 특성 평가

3.2.1 질소 함량 변화에 따른 경도 변화

모재와 용접부에서 질소함량 증가에 따른 경도의 변화를 측정하기 위하여 100g의 하중으로 측정한 경도분포를 Fig. 9에 나타내었다. 미소경도 측정시 결정립도의 영향을 배제하기 위하여 결정립계에서 일정 거리 떨어진 입내에서 측정하였으며 100g의 하중만을 주어 측정하였기 때문에 결정립도의 영향은 무시할 수 있다. 측정 결과 모재의 경도는 205Hv, 질소함량에 변화가 없는 용접부에서의 경도는 210Hv로 측정되었다. 용접부에서의 경도는 용접부 질소함량이 증가함에 따라 210Hv에서 265Hv까지 증가하였다. 본 실험의 경도 증가 정도는 석출물의 증가 정도와 거의 같은 양상을 보이며, 따라서 질소 함량 변화에 따른 석출물의 증가와 경도의 증가를 Fig. 10에 함께 나타내었다. 이와 같이 용접부에서 질소함량이 증가함에 따라 경도가 증가하는 것은 많은 질화물의 석출로 인한 석출경화와 함께 페라이트 기지에 질소가 고용도 이상으로 과포화되어 발생하는 고용강화에 의한 것일수 있다. 서냉의 조건에서는 고용도 이상의 질소는 모두 석출되나 용접과 같이 급랭조건의 경우에 석출에 필요한 충분한 시간을 갖지 못하게 되면 질소는 과포화될 수 있다. 이러한 고용강화만의 효과에 의한 경도 증가를 측정하기 위하여 2g 정도의 아주 적은 하중만을 주어 경도를 측정할 수 있는 초미소 경도기를 사용하여 석출물을 피해 기지의 경도를 측정하였다.

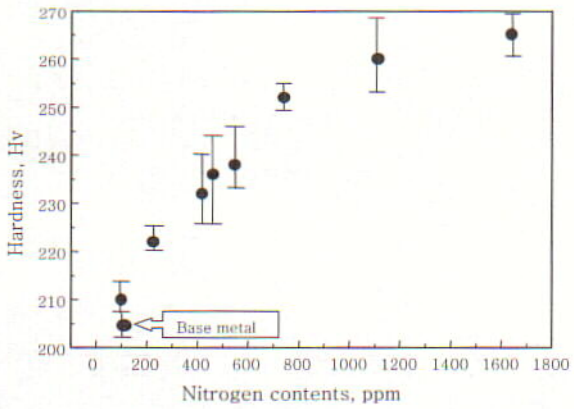


Fig. 9 Microhardness distribution of base metal and weld metal with nitrogen contents

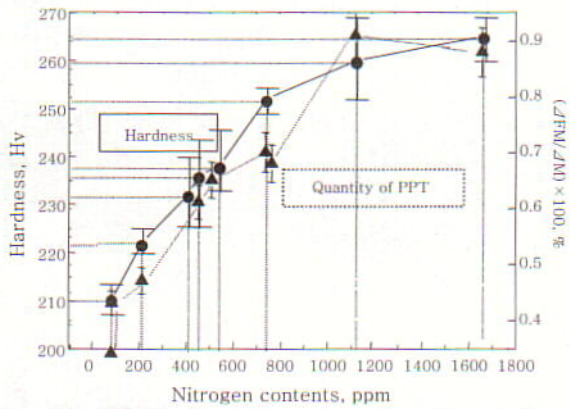


Fig. 10 Relationship between quantity of precipitates and microhardness

Fig. 11은 질소함량 변화에 따른 초미소 경도의 분포를 나타내고 있다. 초미소경도 분포를 살펴보면 모재에 비하여 용접한 시편에서 경도가 크게 상승한 것을 관찰할 수 있으며 질소함량 226ppm인 시편까지는 질소함량 증가에 따라 경도가 뚜렷이 증가하는 것을 관찰할 수 있다. 이로부터 용접부에서의 경도 상승은 약 200ppm 이하의 질소함량을 갖는 용접부에서는 석출경화와 고용강화의 효과가 모두 영향을 주며, 200ppm 이상의 질소함량을 갖는 용접부에서는 더 이상의 고용강화는 발생하지 않으며 석출물 증가에 의한 석출경화만이 경도 상승의 주된 원인으로 작용하였을 것으로 생각된다.

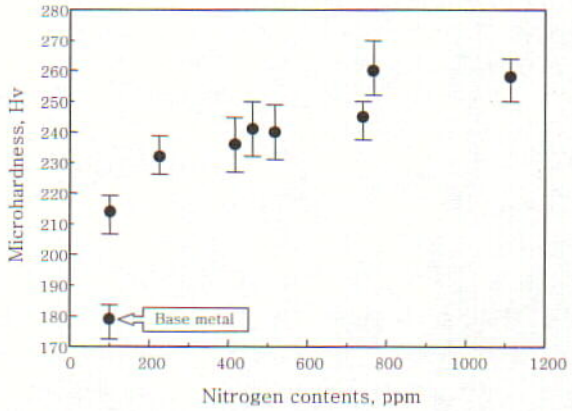


Fig. 11 Ultramicrohardness distribution of base metal and weld metal with nitrogen contents

3.2.2 질소함량 변화에 따른 용접부 인성 거동

용접부에서의 질소함량 증가에 따른 인성거동 변화를 살펴보기 위하여 Charpy V-Notch 충격 시험을 실시하였으며 그 결과를 Fig. 12에 나타내었다. 재료인성의 척도로는 벽개 파괴와 연성파괴의 천이가 발생하는 온도인 DBTT와 재료에서 연성파괴될 때 파괴전까지 흡수하는 에너지인 USE(Upper Shelf Energy)를 사용하였다. 용접부에서 질소함량이 증가하게 되면 DBTT는 증가하고 USE는 감소하는 경향을 나타내며 이는 질소를 많이 함유한 용접부에서 인성이 감소하고 있음을 나타낸다. 모재는 가장 낮은 DBTT(약 -5℃)와 가장 높은 USE(38.5J)를 나타내었고 질소함량 변화없이

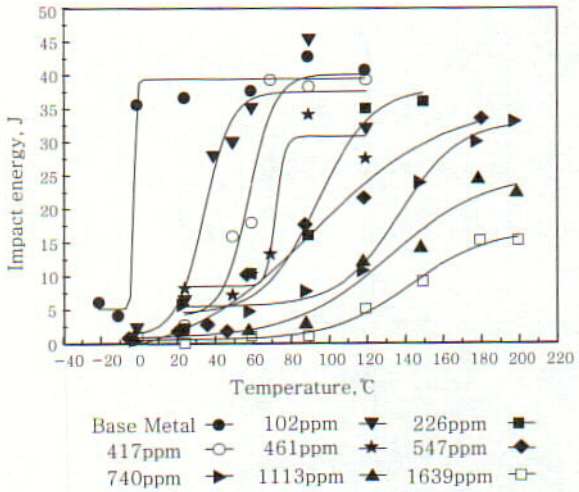


Fig. 12 Effects of nitrogen contents on the DBTT of base metal and weld metals

Table 3 Impact transition temperature and upper shelf energy as a function of nitrogen contents of base metal and weld metal

Sample	Nitrogen contents(ppm)	Upper shelf E(J)	DBTT(℃)
Base Metal	100	38.5	-2.4
Weld metal	102	37.5	35.3
	226	36.9	95
	417	39.8	58
	461	30.25	72
	517	36.3	94.2
	740	31.9	140
	1113	24.7	134.0
	1639	17.4	143.6

용접을 실시한 시편은 모재와 비교할 때 USE는 큰 차이를 보이지 않지만 DBTT는 35℃ 이상 상승하였다.

Table 3에는 용접부 질소함량 변화에 따른 USE와 DBTT의 변화를 나타내었다. Fig. 13은 DBTT 변화를 도시한 것으로 질소함량에 따른 DBTT의 변화를 살펴보면, 517ppm 시편까지는 질소함량에 비례하여 증가하는 양상을 보이고 있으나 517ppm 시편에서 급격히 증가하여 740ppm 이상의 시편에서는 더 이상 증가 않음을 관찰할 수 있다. 또한 DBTT에 미치는 석출물의 영향을 살펴보기 위하여 질소함량 변화에 따른 석출물의 증가와 DBTT의 증가를 비교한 경우, 석출물의 증가보다 DBTT의 증가가 더 급격하며 약 740ppm의 질소함량을 갖는 용접부에서 이미 최대값에 도달하였음을 볼 수 있다. 이는 충격시험과 같이 빠른 속도로 파괴에 도달하게 되는 에너지 흡수가 빠른 시험에서는 입내에 석출된 석출물이 거의 영향을 주지 않으며 대부분

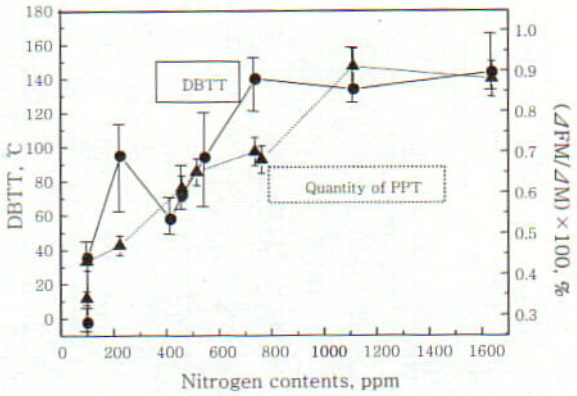


Fig. 13 Relationship between quantity of precipitates and DBTT

결정립계에 석출된 석출물에 의해 영향을 받기 때문이다. SEM 조직에서 살펴보았듯이 입계에 석출된 석출물은 질소함량이 증가하게 될 때 그 양이 꾸준히 증가하다가 740ppm 이상의 질소함량을 갖는 용접부에서는 결정립계에 석출된 석출물들이 연속적으로 이어지는 띠 형태로 석출이 된다. 이러한 결정립계에 석출되는 연속된 석출물의 석출형태로 인하여 충격 시험과 같이 충격에너지가 가하여졌을 때 균열이 생성되고 급격히 결정립계를 따라 전파되기 때문에 DBTT 상승은 물론 USE가 저하됨을 알 수 있다.

3.2.3 용접부 노치인장시험 및 석출물의 영향

용접부의 인장강도를 측정하기 위하여 모재와 질소 100ppm~765ppm의 용접시편에 대하여 중앙에 노치를 내고 상온에서 인장시험을 실시하였다. Fig. 14는 이러한 인장시험 결과 질소함량 변화에 따른 UTS (Ultimate Tensile Strength)의 변화를 나타내고 있으며, Fig. 15은 파단면의 면적을 측정하여 구한 단면적 감소량(reduction of area)을 질소함량에 대하여

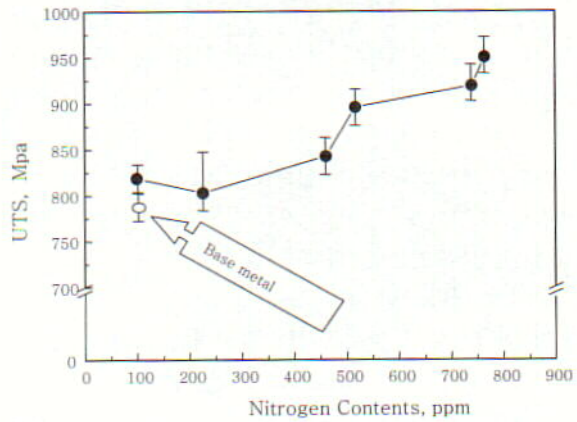


Fig. 14 Effects of nitrogen contents on the ultimate tensile strength of base metal and weld metals

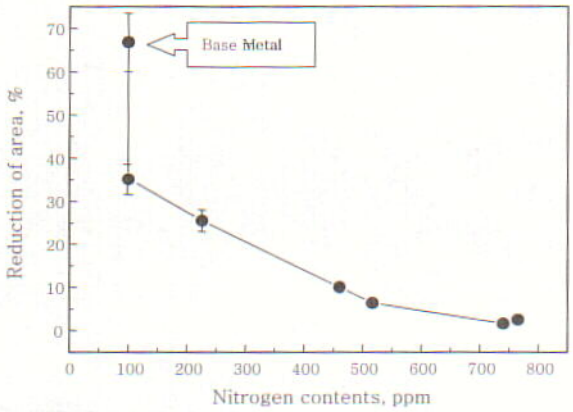


Fig. 15 Effects of nitrogen contents on the reduction of area of base metal and weld metals

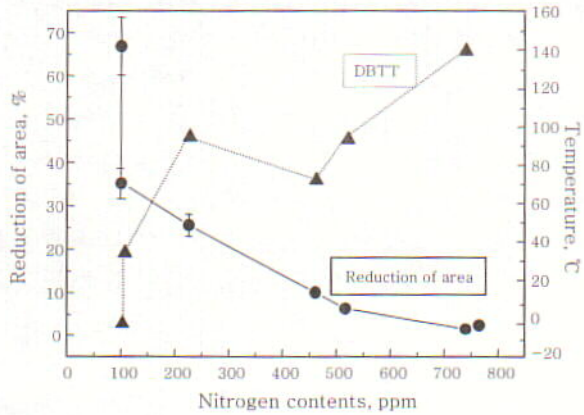


Fig. 16 Change of DBTT and reduction of area by increacing nitrogen contents

도시한 것이다. 인장시험결과 질소함량 증가에 따라 인장강도의 증가와 연성의 척도인 단면적 감소량의 변화가 뚜렷이 관찰되었으며 파단면 관찰 결과 모재는 연성파괴(ductile fracture)되었고 용접부는 모두 벽개파괴(cleavage fracture)되었음을 알 수 있었다. 노치 인장 시험의 경우 충격 시험과는 달리 변형 속도가 느리기 때문에 결정립계에 석출되어 있는 석출물의 영향보다는 조대한 결정립내에 존재하고 있는 미세한 석출물의 영향을 더 크게 받는다. 즉, 질소의 함량이 증가할수록 결정립도 미세해질 뿐만 아니라 그 내부에 존재하고 있는 미세한 석출물의 함량도 많아지게 되면 서서히 가해지는 하중에도 많은 전위들이 이러한 석출물에 집적되어 전위의 이동을 억제하기 때문에 재료의 강도를 증가시키게 된다.

노치 인장시험시 벽개파괴의 정성적인 미세거동을 알아보기 위하여 517ppm의 질소함량을 갖는 시편을 Fig. 17에서와 같이 항복점(yield point) 부근에서부터 UTS까지 세부분으로 나누어 각각의 영역에서 하중을 제거하고 노치 부근을 절단하여 관찰하였다. Fig.

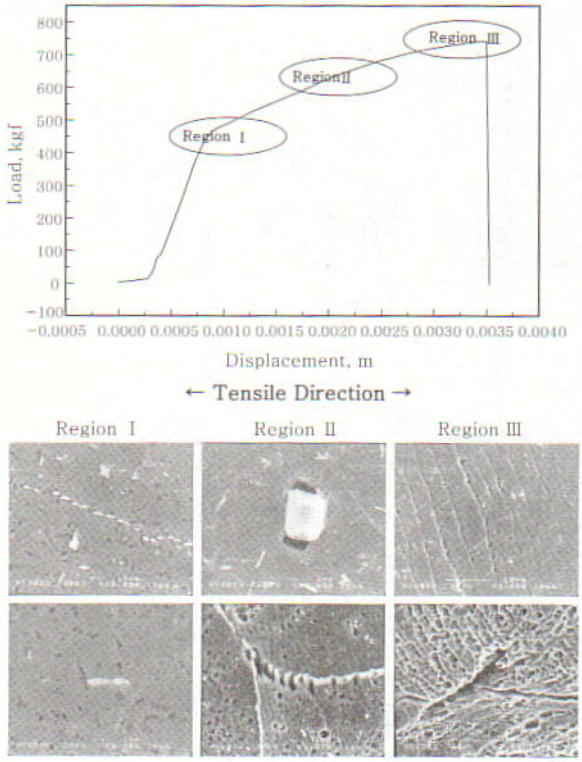


Fig. 17 SEM micrography of microcrack and voids

17은 각 영역에서의 파괴의 시작과 전파의 모습을 나타내고 있다. 이 그림에서 인장방향은 좌우방향이다. Fig. 17에서 Region Ⅰ에서는 주응력축에 평행하게 놓인 입내와 입계 석출물들이 깨어짐으로서 미소균열이 형성될 수 있음을 보여준다. 변형이 더 커지는 Region Ⅱ에서는 입내와 입계에 형성된 석출물의 양 끝단에 미소공공이 형성되었음을 알 수 있다. Region Ⅲ은 이렇게 형성된 미소균열과 공공을 시작점으로 한 균열의 전파를 보여준다. 하중이 가해짐에 따라 석출물 주위의 소성변형으로 인하여 공공들이 일정한 방향으로 형성되어 이러한 석출물 주위에 형성된 공공을 따라 균열이 전파되는 것으로 사료된다.

4. 결 론

초내식 수퍼페라이트계 스테인리스강의 용접부에서 질소함량을 102ppm에서 1639ppm까지 변화시키고 각각의 용접부에 대한 미세조직 관찰과 기계적 특성 평가를 통하여 용접부 인성에 미치는 질소 및 석출물의 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 미세조직 관찰 결과 용접부에서는 모재에서 관찰되지 않았던 침상의 Cr_2N이 입내에 석출되었음을 알 수 있었으며, Cr_2N의 양은 질소함량 증가에 따라 증가하였다. 입계에 석출된 석출물은 질소함량 증가에 따라

증가하며 약 765 ppm의 질소함량을 갖는 용접부에서 결정립계를 따라 연속적인 석출형태를 나타내었다.

2) 용접부 미소 경도 측정결과 모재에서는 205 Hv로 용접부보다 낮은 경도를 나타내었으며 용접부에서는 최소 210 Hv에서 최대 265 Hv로 질소함량의 증가에 따라 증가함을 알 수 있었다. 경도의 증가는 석출물의 증가 정도와 일치하는 경향을 나타내었다. 초미소 경도 측정을 통하여 200 ppm이하의 질소함량을 갖는 용접부는 석출경화와 동시에 고용강화효과에 의한 경화가 발생됨을 알 수 있었다.

3) Charpy V-Notch 충격 시험 결과 모재의 DBTT는 -2.4 ℃로 측정되었으며 모재와 같은 질소함량을 갖는 용접시편의 DBTT는 35.3 ℃로 측정되었다. DBTT는 질소함량이 증가함에 따라 증가하여 가장 높은 용접부 질소함량을 갖는 1639ppm의 용접부에서 143.6 ℃를 나타내었다. 740ppm의 질소함량을 갖는 용접부에서의 갑작스런 DBTT의 증가는 결정립계를 따라 연속적으로 형성된 석출물에 기인한다.

4) 노치인장 시험을 통하여 측정한 용접부 연성은 용접부 질소함량이 증가함에 따라 감소하였으며, 파괴시 균열의 시작과 전파를 관찰하기 위하여 파괴직전에 하중을 제거하여 관찰한 결과, 주응력축에 평행하며 비교적 조대한 크기를 갖는 석출물에서 미소균열과 공공이 형성되며 이러한 미소균열과 공공에서 시작된 균열은 석출물을 따라 전파한다.

참 고 문 헌

1. R. F. Steigerwald, : The Physical Metallurgy of Fe-Cr-Mo Ferritic Stainless Steels, Materials Performance, **13-9**(1974), 57-76
2. R. F. Steigerwald, A. P. Bond, H. J. Dundas & E. A. Lizlovs, : Corrosion, **33-8**(1977), 279-289
3. Bond, A.P. : Mechamism of Intergranular Corrosion in Ferritic Stainless Steels, Trans Metall. Soc. AIME, **245**(1969), 2127-2134
4. Thielsch, H. : Weld Embrittlement in Chromium Stainless Steels, Weld. J., Res. Suppl., **29**(1950), 126-132
5. Demo, J.J. : Mechanism of High Temperature Embrittlement and Loss of Corrosion Resistance in AISI Type 446 Stainless Steels, Corrosion, **27**(1971), 531-544
6. Semchyshen, M., A. P. Bond and H. J. Dundas, : Effects of Composition on Ductility and Toughness of Ferritic Stainless Steel, Symp. Toward improved ductility and toughness, Kyoto, Japan, Climax Molybdenum Co., Greenwich, Conn.(1971), 23-49
7. M.A. Streicher : Stainless Steels-Past, Present and Future, Stainless Steel 77., Climax Molybdenum Company, Golden, Colorado(1977), 442-475
8. Binder, W. O. and H. R. Spindelow, : Influence of chromium on the Mechanical Properties of Plains Chromium Steels, Trans. Am. soc. Met., **43**(1951), 759-777
9. Demo, J.J. : Weldable and Corrosion Resistance Ferritic Stainless Steels, AIME Meeting, New Developments in Ferritic and Duplex Steels, October 1972, Trans. TMS-AIME, **5**(1974), 2253-2256
10. A. P. Bond and H. J. Dundas, : New higher chromium ferritic stainless steels, ASTM December Committee Week(1973)