

研 究 論 文

大韓熔接學會誌
第5卷, 第4號, 1987年12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 5, No. 4, Dec., 1987

이상계 스테인레스강 용접부의 응력부식균열에 관한 연구⁺

김충언* · 강춘식** · 백광기*** · 김희진****

The Variation of SCC Resistance in Duplex Stainless Steel Weldment

C. E. Kim C. S. Kang K. K. Baek H. J. Kim

Abstract

The impact toughness and SCC resistance of duplex stainless steel weldment made by GTAW, GMAW and SMAW processes was studied. The impact toughness of GTA weld metal was higher than that of GMA weld metal which contained more ferrite phase than GTA weld metal. The impact toughness of SMA weld metal was the lowest due to the harmful effect of inclusions inspite of richness of more ductile austenite phase. From these facts, it can be concluded that the important factors determining the weld metal toughness were the amount of ferrite phase and the cleanness of weld metal. While the SCC resistance of SMA weld metal was lower than that of base metal and any other weld metal, the SCC resistance of GMA and GTA weld metal was higher than that of base metal but that of all the HAZ's were lower than that of base metal. Therefore, the impact toughness and SCC resistance of GTA and GMA weldment was pretty good as long as phase ratio was properly controlled. Although the phase ratio was controlled, SMA weld metal could not get a good combination because the lack of shielding from the environment results in a high content of inclusions in weld metal.

1. 서 론

일반적으로 스테인레스강은 기지의 상에 따라 오스테나이트계, 페라이트계, 마르텐사이트계 및 석출강화계 스테인레스강으로 구별할 수 있다.¹⁾ 내식성을 목표로 사용되어온 이러한 기존의 스테인레스강 특히, 가장 보편적으로 쓰이는 오스테나이트계와 페라이트계 스테인레스강은 각기 금속조직학적 특성상의 단점을 갖고 있어 적용범위가 엄격히 제한되는 등의 많은 문제점을 갖고 있는 것으로 평가되고 있

다.

오스테나이트계 스테인레스강의 경우, 기지가 γ 상이기 때문에 높은 수준의 인성을 갖추고 있으나 강도가 낮다는 단점이 있으며 γ 상을 유지하기 위해서는 페라이트 형성원소이면서 내식원소인 Cr, Mo 등의 함량이 제한된다. 따라서, 페라이트계 스테인레스강에 비해 내식성이 현저히 낮다는 문제가 있다. 특히, 열을 수반하는 공정을 거치는 경우 Cr과 C, N의 입계에서의 확산속도 차이 때문에 입계에서 Cr 탄화물이 형성될 수 있다(Sensitization).²⁾ 이렇게 된

⁺이 논문은 1986년도 문교부 학술연구조성비에 의하여 연구되었음.

*서울대학교 금속공학과(대학원)

**서울대학교 금속공학과(교수)

***현대용접연구소 연구원

****현대용접연구소 책임연구원

화물이 형성된 입계는 기지의 Cr의 함량이 저하하기 때문에 부식상황, 특히 SCC에 취약해져 입계 파괴의 주 원인이 된다.

반면 페라이트계 스테인레스강의 경우 내식력 및 강도면에서 대단히 유리하지만 인성이 심각하게 낮다는 문제점이 있다. 또한 가공성이 없어 특정 두께 이하의 판재를 생산할 수 없다는 점과 열처리를 받으면 극부적으로 Cr의 함량이 높아져 brittle상인 sigma상이나 기타 금속간화합물의 생성경향이 높아지기 때문에 용접부와 같은 열영향 부위에서의 인성의 저하가 심각하다.³⁾ 이러한 기존의 스테인레스강이 갖는 단점을 보완하여 내식력, 강도, 인성 등의 제반 성질을 고루 갖춘 재료의 개발에 대한 연구가 여러 방향에서 진행되어 왔다. 그 결과 최근들어 다음 두 가지의 새로운 스테인레스강이 개발되어 각광을 받고 있다.⁴⁾

첫째로, High Cr ductile ferritic 스테인레스강으로서 기존의 페라이트계 스테인레스강에서 인성저하의 주 요인이 C, N 등의 불순원소 때문이라는 점에 착안하여 C 및 N의 함량을 엄격히 제한한 것이다. 따라서, 다량의 Cr을 함유하면서도 C, N의 유해작용이 방지되어 인성 및 내식성이 대단히 높아지게 된다. 그러나, C 및 N의 유해작용을 방지하기 위해서는 진공용해법 등의 까다로운 생산공정을 이용해야 하기 때문에 생산비가 높다는 점에서 비경제적인 것으로 평가되고 있다.

둘째로, 이러한 High Cr ductile ferritic 스테인레스강의 비경제성을 극복하면서 동일수준의 재료적인 성질을 갖출 수 있는 재료로 개발된 것이 이상계 스테인레스강이다. 이상계 스테인레스강은 페라이트형성원소인 Cr, Mo의 함량과 오스테나이트 형성원소인 Ni의 함량을 적절히 조정하여 Fig.1의 상태도⁵⁾에서와 같이 복합상 구역의 조성으로 맞추어 페라이트와 오스테나이트상을 기지내에 혼재시켜 각 상의 장점을 이용하는 것이다. 즉, 페라이트 상에서는 내식성과 강도를 오스테나이트 상에서는 인성을 얻고 있다. 인성의 증가는 오스테나이트상 자체의 인성에서도 얻고 있지만 보다 주요한 요인은 바로 석출 γ 상의 "Scavenger effect"^{4), 6), 7)} 때문인 것으로 생각할 수 있다. 즉 페라이트 상내에서 인성을 저하시키는 주요원인으로 작용하는 C 및 N등의 원소를 석출 γ 상이 대부분을 흡수하므로 페라이트 상에는 이러한 원소의 함량이 극히 낮아져서 High Cr ductile ferritic 스테인레스강과 같은 수준의 인성을 갖게 되는 것이다. 이것은 C, N 등이 강력한 오스테나이트 안정화

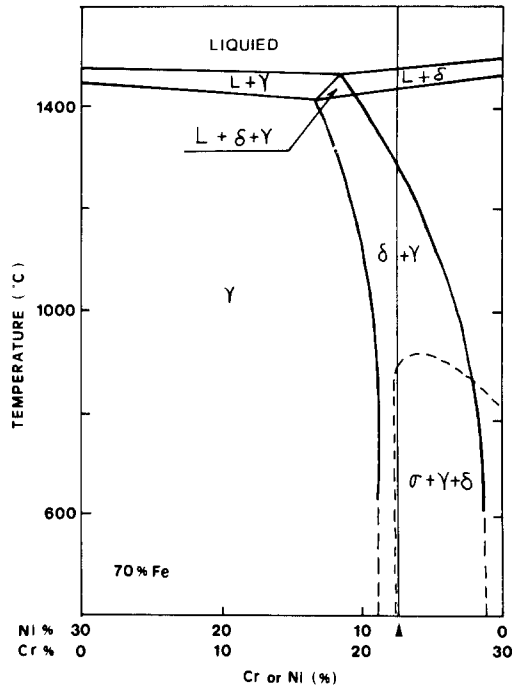


Fig. 1. Constant iron section(70% Fe) of the Fe-Cr-Ni equilibrium ternary diagram

원소이기 때문에 오스테나이트 상에 대한 고용도가 페라이트 상에 대한 것보다 월등히 커서 대부분이 오스테나이트 상으로 흡수되기 때문이다. 따라서 이상계 스테인레스강에서는 High Cr ductile ferritic 스테인레스강에서와 같은 엄격한 C 및 N의 제한이 요구되지 않기 때문에 보다 경제적으로 생산할 수 있는 장점이 있다. 복합 상의 이상계 스테인레스강이 갖는 장점은 이러한 강도와 인성의외에도 내식성면에서도 대단히 유리하다. 그 이유는 오스테나이트상과 주변의 페라이트 상과의 조성차이 때문에 발생하는 약 $10\mu A^4$ 의 전위차로 부식에 약한 오스테나이트 상이 음극방식 효과(Cathodic protection)를 받아 일반부식 및 pitting 부식 등에 단일 상의 스테인레스강 보다 월등히 높은 저항성을 보인다. 특히, 이상계 스테인레스강은 SCC 저항성이 대단히 높아 해수 조건 등의 기존의 스테인레스강의 취약함이 노출된 조건에서도 만족스런 SCC 저항성을 보이는 것으로 평가되고 있다. SCC 저항성이 높은 이유는 복합 상의 특성 때문에 발생하는 소위 키잉 효과(keying effect) 때문인 것으로 여러 연구 결과들이^{4), 8), 9)} 보고되고 있다. 이러한 효과를 극대화할 수 있는 상비

율이 1:1인 것으로 알려져 최근에 개발되는 이상계 스테인레스강은 오스테나이트 상의 양을 약 50% 수준으로 유지하고 있다. 또한, 강력한 오스테나이트 안정화 원소인 N을 합금원으로 사용하여 여러가지 부수적인 효과를 얻고 있기 때문에 N이 중요한 합금원으로 인정되고 있다. 전술한 바와 같이 이상계 스테인레스강에서는 N의 유해작용이 오스테나이트 상에 의해 방지되고 오히려 오스테나이트를 효과적으로 안정시켜 인성의 향상을 돕고 있으며 페라이트 기지에 잔존하는 γ 와 결합하여 cabonitride를 형성하여 Cr 탄화물에 의한 인성 및 내식성의 저하를 방지하고 있다. 이러한 여러가지 장점을 지닌 이상계 스테인레스강의 사용이 점차 확대됨에 따라 그 성질에 대한 많은 연구가 진행되어 왔다. 그러나, 모재 자체에 대한 연구결과는 상당히 많은 반면, 가공의 필수단계인 용접의 영향에 대한 연구 결과는 찾아볼 수 없는 실정이다. 따라서, 이상계 스테인레스강이 여러 분야에 적용되기 위해서는 용접에 따른 영향이 반드시 검토되어야 할 것이다.

본 연구에서는 이러한 문제점 즉, 용접에 의한 인성의 변화와 부식피로에서 가장 중요한 성질인 SCC 저항성에 대해 검토하였다. 용접은 빠른 냉각이 수반되는 과정이므로 용접부의 조직이 모재와는 다른 상비율 및 형태를 갖게 되며, 또한 용접방법에 의해서도 이러한 변화의 양상이 달라질 수 있다. 이러한 변화를 검토할 목적에서 용접방법을 변화시켜 용접 방법에 따른 변화를 고찰하였다. 실험에 사용한 용접방법은 SMAW(Shielded Metal Arc Welding), GTAW(Gas Tungsten Arc Welding), GMAW(Gas Metal Arc Welding)이며 사용된 모재는 오스테나이트 페라이트 상비율이 1:1인 SAF2205 이상계 스테인레스강이다. 인성의 변화는 샤프 충격시험을 하여 조사하였으며 SCC 저항성의 변화는 일정응력에서 파단까지 소요되는 시간을 측정하여 발단응력(threshold stress)을 평가하는 상대적인 비교 방법을 택하였다. 비교 기준의 설정을 위하여 304 스테인레스강의 발단응력도 아울러 측정하였다.

2. 실험 방법

2-1. 시편 준비

본 실험에 사용된 재료는 N을 합금원으로 사용하여 γ 상을 안정화시킨 가장 최근에 개발된 SAF 2205 (SANDVIC Co.) 이상계 스테인레스강으로 그 미세 조직은 Photo 1에 나타난 바와 같이 페라이트 기지에 오스테나이트가 약 50% 혼재하고 있는 압연 판재이다. 용접시편의 제작은 용접방법에 따른 각 성질의

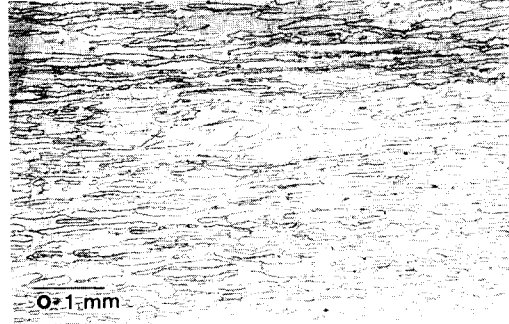


Photo.1. Typical microstructure of base metal.

변화를 검토할 목적에서 GTAW, GMAW, SMAW의 각기 다른 방법으로 다중용접하였고 이 때의 용접 조건은 Table 1과 같다. 사용 판재의 규격은 600×300×12mm이었으며 급냉으로 인한 용착부의 γ 상의 감소를 방지하려는 목적에서 모재보다 Ni의 함량이 높은 Dp-8M과 22.9.3 LR 용접봉을 사용하였다. 용접이 완료된 시편은 RT(Radiography Test)를 하여 결함 없는 부위를 선택하고 이로부터 Fig.2에서와 같

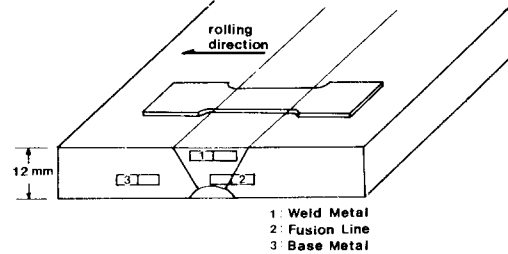


Fig.2. Cutting direction of specimen

Table 1. Welding condition of GTAW, GMAW and SMAW

Process	Voltage (V)	Current (A)	Travel Speed (cm/min)	Heat input (KJ)	Backing	Filler Metal
GTAW	16-18	200-300	10.8	17.8	Ar	Dp-8M
GMAW	28	230	13.1-14	27.2	Ar+2%O	Dp-8M
SMAW	16-25	110	19.2-26.9	8.4	—	22.9.3LR

이 충격시험편과 SCC 시험편을 채취하였다. 용착부의 화학조성을 검사하였으며 비금속 원소인 C 및 O는 LECO 자동분석기로 분석하였다. 용착부의 γ 상의 조사는 방향성 응고에 따른 오차를 최소로 할 수 있는 X선 회절 분석법인 Miller¹⁰⁾의 방법을 이용하여 분석하였다. 본 용접 시험편은 다층 용접을 하였으므로 다음 패스(pass)에 의해 열영향을 받은 부위에 다량의 γ 상이 석출되어 있다. 그러므로 이러한 부분의 고려를 위하여 용접부를 세로 방향으로 절단하여 위치를 조금씩 변화시켜 가며 4회 측정하여 그 평균값으로 γ 상의 양을 계산하였다.

2-2. 충격시험 및 SCC 시험

모재(B.M.) 및 용접부(W.M., HAZ)의 인성변화를 측정하기 위하여 샤프트 충격 시험(Charpy impact test)을 10°C, -10°C, -30°C, -50°C, -70°C, -90°C, -196°C의 온도에서 각기 시험하여 DBTT (Ductile Brittle Transition Temperature) 곡선을 구하였다. 모재의 경우 압연방향에 따라 γ 상의 존재배열이 다르므로 압연방향에 대하여 수직, 수평방향으로 각기 따로 시험하였고 용접부는 용착부(W.M.) 용접연탕부(HAZ)의 시험편을 제작하여 각 부위에 따른 인성의 변화를 조사하였다. 각 시험편의 SCC 저항성의 평가방법으로 일정응력에서 파단까지 소요되는 시간을 측정하여 응력과 파단 시간과의 관계 곡선을 얻어 상대적으로 비교하는 방법을 선택하였다. 시험장치는 크리프 시험기를 개조하여 사용하였으며, 시험편의 규격은 Fig.3과 같다. 시험편은 100, 200, 400, 600번의 연마지에서 차례로 연마하였고, 600번 연마는 시험편의 길이방향으로 행하여 노치의 영향을 최대로 줄였다. 부식조는 예폭시 수지를 사용하였고, 파이렉스관 내에 전해질을 넣어 가열기로 사용하였다. 또한 부식조 내에 열전대를 설치하여 온도조절을 하였고 시험편은 지지그릴(holder)과의 galvanic couple의 영향을 제거하기 위하여 락카로 절연하였다. 부식액은 42% MgCl₂ 비등액으로 부식조에 넣기전에 비등점이 142°C 임을 확인하고 소량의 Ar가스로 1시

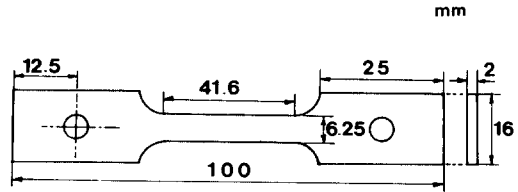


Fig.3. Smooth test specimen

간 취입하여 용액내의 기포를 제거한 후 사용하였다. 또한, 응축기로 수증기를 포집하고 가열전류의 양을 발열량과 열손실 양이 본 용액의 비등점인 142°C에서 평형을 이루도록 조절하여 수증기의 손실로 인한 용액 농도의 증가를 최대한으로 억제하였다. 용착부와 HAZ의 저항성을 독단적으로 평가하기 위하여 락카를 이용하여 용착부만 노출시킨 시험편과 HAZ만 노출시킨 시험편을 작기 준비하여 시험하였고, 락카와의 경계부에서 파단된 시험편은 국부부식(local corrosion)의 영향이 포함된 것으로 간주하여 그 date는 사용하지 않았다. 304 스테인레스강은 2 mm 판재를 구입하여 동일한 규격으로 시험편을 제작, 시험하였고 100시간을 기준으로 이 시간까지 파단되지 않는 것은 장시간 시험하여도 파단하지 않는 것으로 간주하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3-1. 용접부의 미세조직

실험재료로 사용된 SAF2205 스테인레스강(B.M.) (a)과 비교대상으로 사용된 304 스테인레스강(304S.S.) (b) 및 각 용착부의 성분조사 결과는 Table 2와 같았다. 성분조사 결과에서 보면 SMAW 용착부의 C 및 O의 함량이 다른 용착부보다 많다는 것을 알 수 있다. SMAW 용접은 대기와의 접촉이 불가피하기 때문에 용탕과 대기와의 접촉이 완전히 방지되지 못하여 용접과정에서 용착부 내에 산소가 혼입되어 산화개재물로서 존재할 것이다. Photo 2는 이러한 개재물을 TEM으로 관찰한 것으로 SMAW 용착부에서 다량 발견되었다. EDX로 이러한 개재물을 분석한

Table 2. Chemical composition of SAF2205(a), 304 S.S (b), GTA(c), GMA(d) and SMA(e) weld metal

Process	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	N	O
(a) Base Metal	0.28	0.64	1.82	0.021	0.019	22.21	5.52	3.11	—	0.13	
(b) 304S.S.	0.054	0.021	1.82	0.028	0.021	18.70	8.90	0.61	—	0.01	
(c) GTAW	0.02	0.38	1.00	0.018	0.001	24.41	8.41	3.60	TRACE	0.11	0.008
(d) GMAW	0.01	0.43	1.42	0.011	0.010	22.2	7.90	2.57	—	0.12	0.027
(e) SMAW	0.03	1.05	0.89	0.026	0.013	22.4	8.38	3.13	—	0.16	0.084

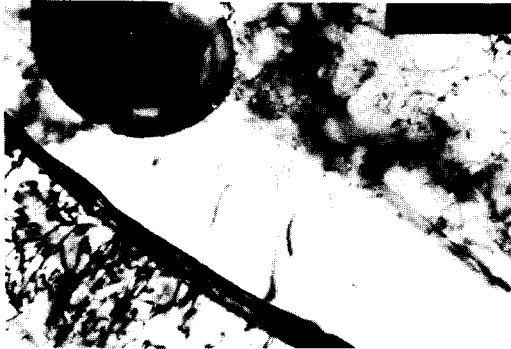


Photo 2. Inclusions in SMA weld metal observed by TEM.

Table 3. Austenite and ferrite contents of GTA, GMA and SMA weld metal.

	austenite(%)	ferrite(%)
GTAW	46	54
GMAW	38	62
SMAW	67	33

자료에 의하면 주로 Si, Ti 산화물인 것으로 보고되는 것으로 보아 용접용내의 용제(flux) 중의 일부 원소가 불완전한 차폐 때문에 산화물 형태로 용착부에 잔존한 것으로 추측된다.¹¹⁾ Table 3은 용착부의 상비율 조사 결과로서 용착부 α상의 양이 대체로 모재보다는 높다는 것을 알 수 있다. 다만, SMAW 용착부의 경우만이 모재보다도 상당히 높은 γ상의 함량을 보이고 있는데 이것은 γ상 형성원소가 많다는 점

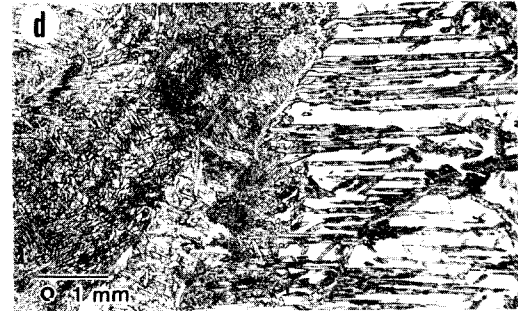
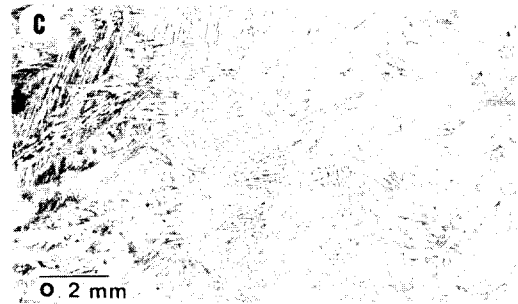
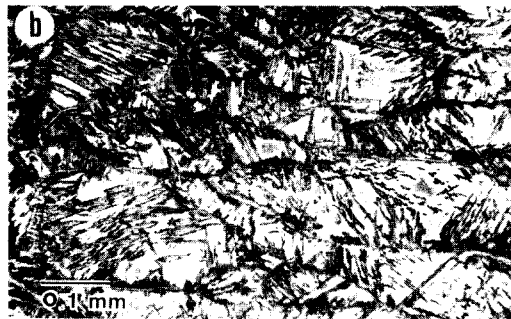
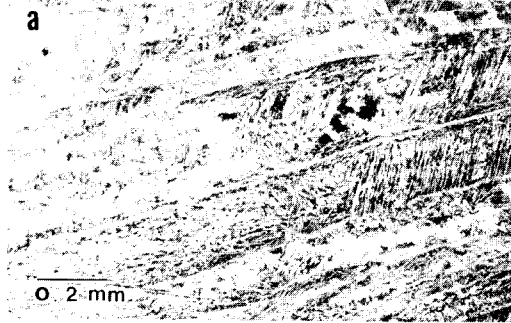


Photo 3. Microstructure of weld metal (a: SMA, b: GMA) region geat affected by next pass(c: SMA, d: GMA)

과 다른 용접에 비해 더 많은 패스를 받아 부분적으로 γ상이 증가된 부분이 많았다는 사실에서 그 원인을 찾을 수 있다. Photo 3-a는 SMAW 용착부의 미세조직이며 Photo 3-c는 다음 패스에 의해 열영향을 받아 부분적으로 γ상이 증가한 부분이다. GMAW 용착부의 조직인 Photo 3-b, d와 비교해 보면 SMAW 용착부의 γ상의 양이 월등히 많다는 사실을 알 수 있다. 또한, Photo 4는 HAZ의 대표적인 미세조직으로 α상 입계에서 석출한 γ상에 의해 일종의 grain과 같은 모습의 γ상을 볼 수 있으며 grain 내부로 성장한 침상의 γ상과 Widmanstätten plate상의 γ상을 볼

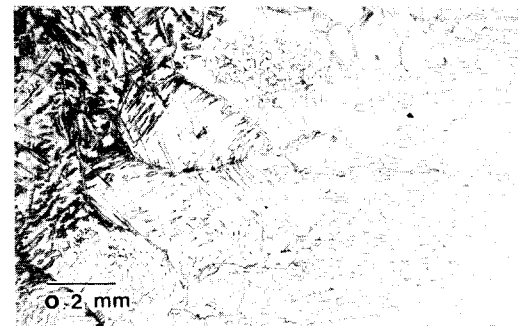


Photo 4. Typical microstructure of HAZ containing relatively small amount of austenite due to rapid cooling.

수 있다.¹²⁾ 또한, 모재와 동일한 조성을 가지면서 급냉을 받기 때문에 α 상이 월등히 많은 것을 볼 수 있다.

3-2. 충격 인성의 변화

각 온도에 대한 상피 충격시험의 결과를 Fig. 4와 Fig. 5에 나타내었다. Fig. 4-A는 모재에 대한 시험 결과로서 압연방향에 대하여 평행한 시험편의 충격 인성이 수직방향의 것보다 다소 낮다는 것을 보여주고 있다. 용접부의 시험결과는 Fig. 4-B와 Fig. 5로서 SMAW 용착부의 인성이 가장 낮으며 GTAW 용착부의 인성이 가장 높다는 것을 보여주고 있다. 이러한

용접부의 인성변화는 다음 두 가지의 요소로 설명할 수 있다.¹¹⁾

첫째로, 인성은 α 상의 함량에 의하여 결정되는데 이는 γ 상보다 비교적 brittle한 α 상의 양이 증가할수록 충격인성이 떨어지는 것을 의미한다. 둘째로, 용접부의 청정도, 즉 개재물의 존재여부 및 그 함량에 따라 인성이 영향을 받게 된다. GTAW 용착부의 충격인성에 비하여 GMAW 용착부의 인성이 저하하는 현상은 α 상의 함량이 GMAW 용착부에서 더 높았던 사실로부터 이해할 수 있다. 반면, γ 상의 양이 가장 많은 SMAW 용착부가 가장 낮은 충격인성을 보이는 것은 산화개재물에 의하여 γ 상의 인성 향상효과가

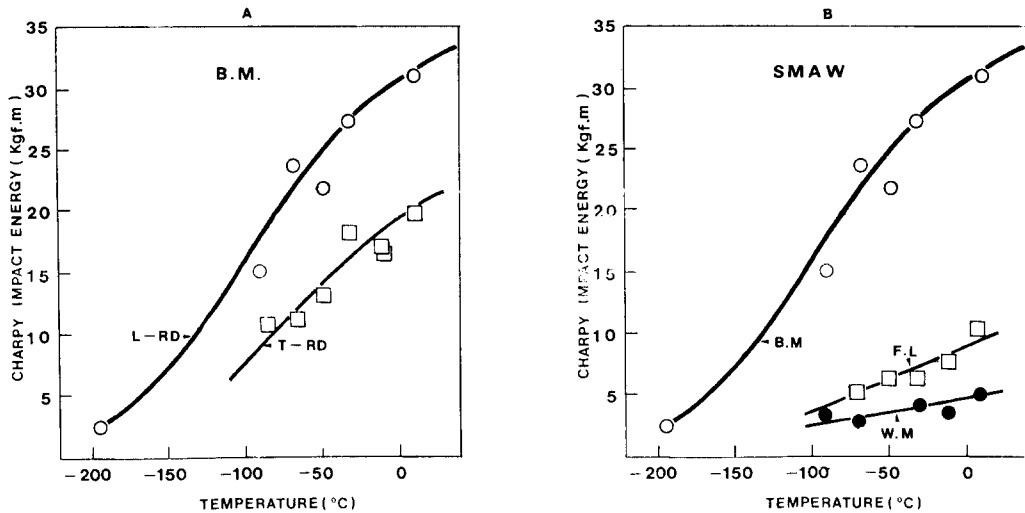


Fig. 4. Charpy impact test result of base metal (A) and SMA (B) weldment

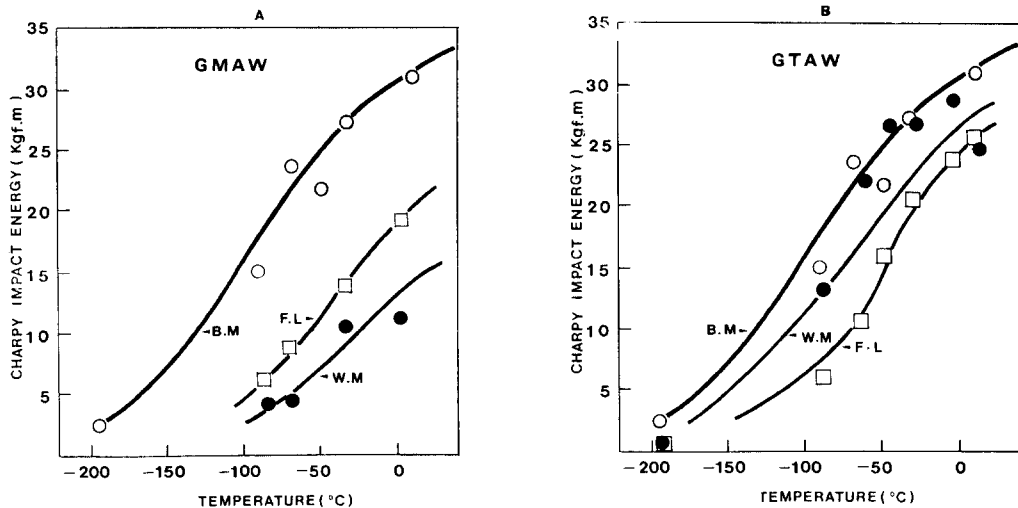


Fig. 5. Charpy impact test result of GMA (A) and GTA (B) weldment

감소되었다는 것을 보여준다. 이러한 개재물에 의한 인성의 감소현상은 GMAW 용착부의 충격시험 결과에도 어느 정도 포함된 것으로 판단된다. 그 증거로서 개재물의 영향이 없다면 α 상의 양이 가장 많은 HAZ의 인성이 가장 낮아야 한다. 그러나, 실험결과에서 보듯이 용착부의 인성이 HAZ보다는 낮게 나타나고 있다. 따라서, 성분조사에서도 보았듯이 용착부 내의 산소량이 GTAW의 경우보다 높았던 GMAW 용착부에서도 산화개재물에 의한 충격인성의 저하가 나타났다고 판단된다. 이러한 경향을 파면 비교를 통하여 분석해 보면 모재의 경우, -196°C 에서 연성 취성 전이가 나타나고 있다. 한쪽 면은 벽개파괴 형태로 다른 면은 딴플(dimple)형태로 파괴가 진행되는 split형태의 파면모습을 Photo.5에서 볼 수 있다. Photo 6의 GTAW용착부 경우는 -90°C 에서도 여전히 많은 딴플을 볼 수 있고 -196°C 에서는 취성 파괴의 모습을 확인할 수 있다. 반면, Photo 7의

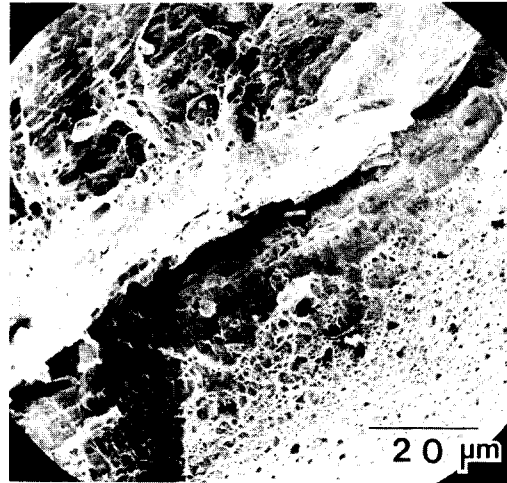


Photo 5. SEM fractographs of base metal impact specimen test at -196°C

SMAW용착부 파괴형태는 -90°C 에서 이미 취성 파

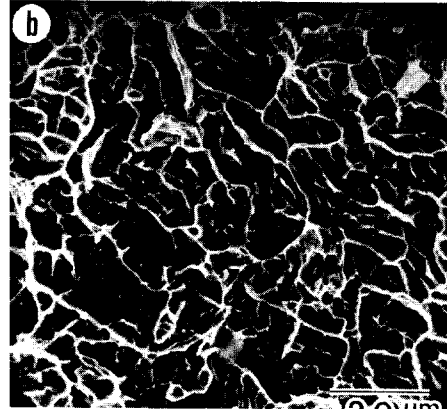
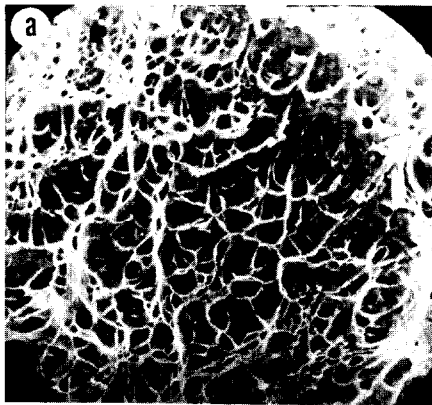


Photo. 6. SEM fractographs of GTAW impact specimens having their notches at weld metal tested at -90°C (a), -196°C (b).

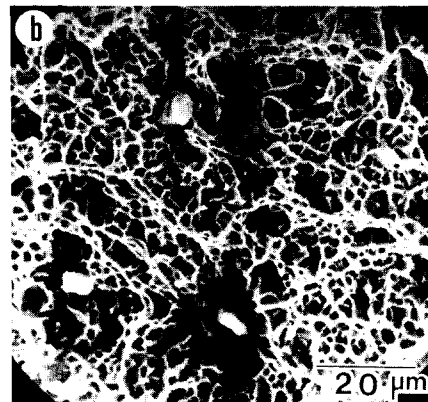
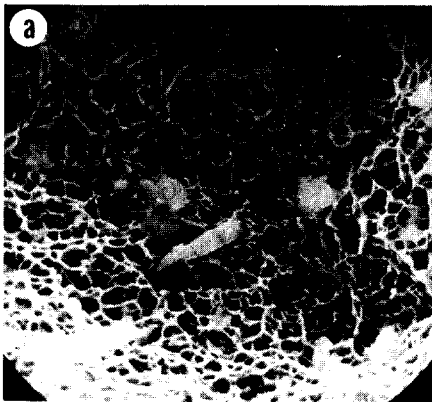


Photo. 7. SEM fractographs of SMAW impact specimens having their notches at weld metal tested at -50°C (a), -90°C (b)

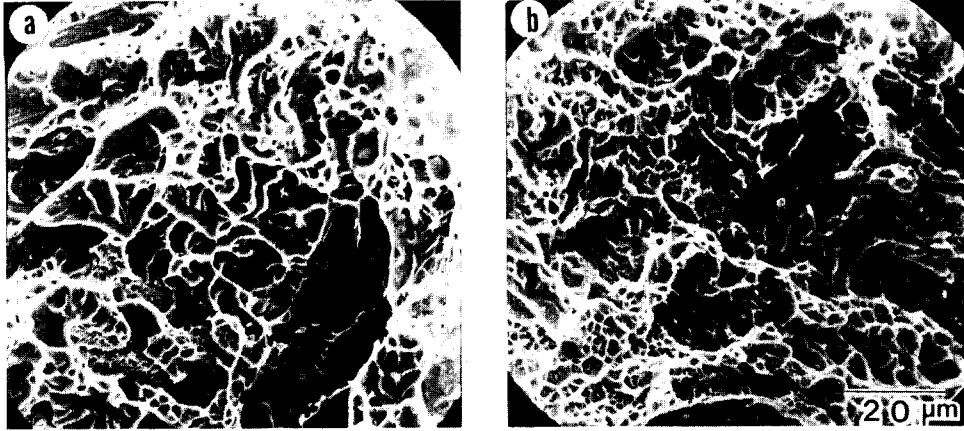


Photo. 8. SEM fractographs of GMAW impact specimens having their notches at weld metal tested at -70°C (a), -90°C (b)

피가 상당량 진행되고 있음을 알 수 있고 덩풀의 크기도 조대해진 것을 볼 수 있다. Photo 8의 GMAW 용착부의 파면에서도 볼 수 있듯이 -70°C , -90°C 에서 이미 많은 부위에서 취성파괴가 진행되고 있다. 이상과 같은 결과로 볼 때 용접부의 인성이 α 상의 함량과 동시에 개재물의 양에 의해 결정된다는 사실을 알 수 있다.

3-3. SCC 저항성의 변화

이상계 스테인레스강의 특징인 높은 SCC 저항성은

여러 연구자들이 제안한 바 있는 키잉효과 즉, 복합성이 갖는 전기화학적, 기계적 상호작용에 기인하는 것으로 생각할 수 있다. Suzuki 외 여러 연구자들의 보고에^{4),6),7),13),14)} 의하면 SCC 저항성이 가장 높은 상비율이 존재하며 그 비율은 대체로 α 상의 함량이 50% 부근인 것으로 일치하고 있다. 이 사실은 이상계 스테인레스강의 SCC저항성은 상비율에 의해서 결정된다는 사실을 알려주는 것이다. 따라서, 상의 구성이 변하게 되는 용접부의 SCC 저항성은 모재와 다른 경향을 나타낼 것이다. 모재와 용접부의 SCC 저항성의 차이를 비교 실험한 결과는 Fig.6 및 Fig. 7

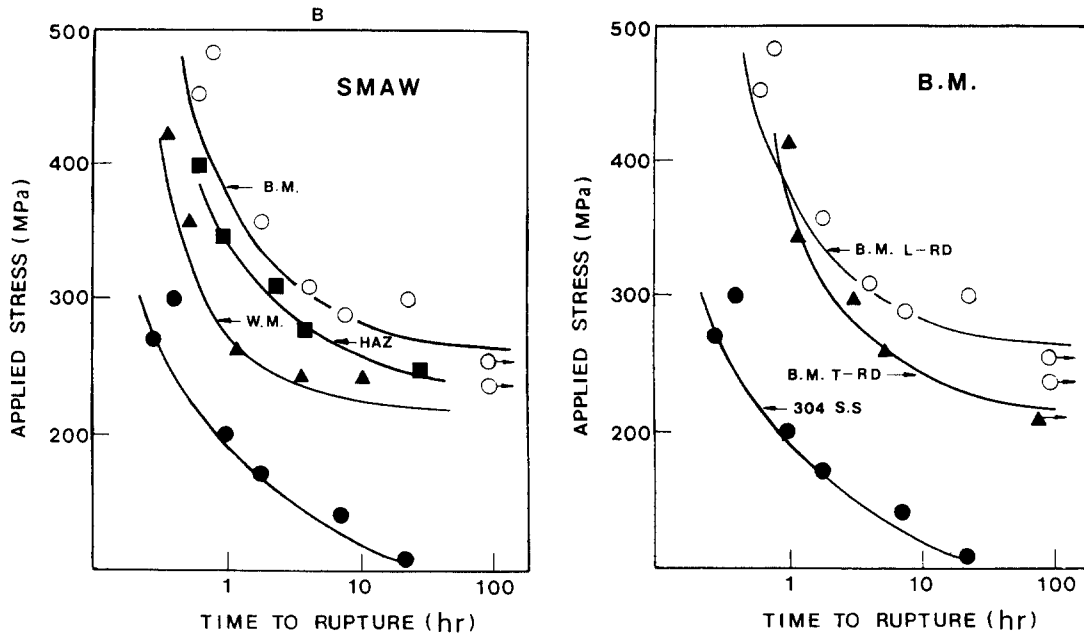


Fig.6. SCC test result of base metal (A) and SMA (B) weldment

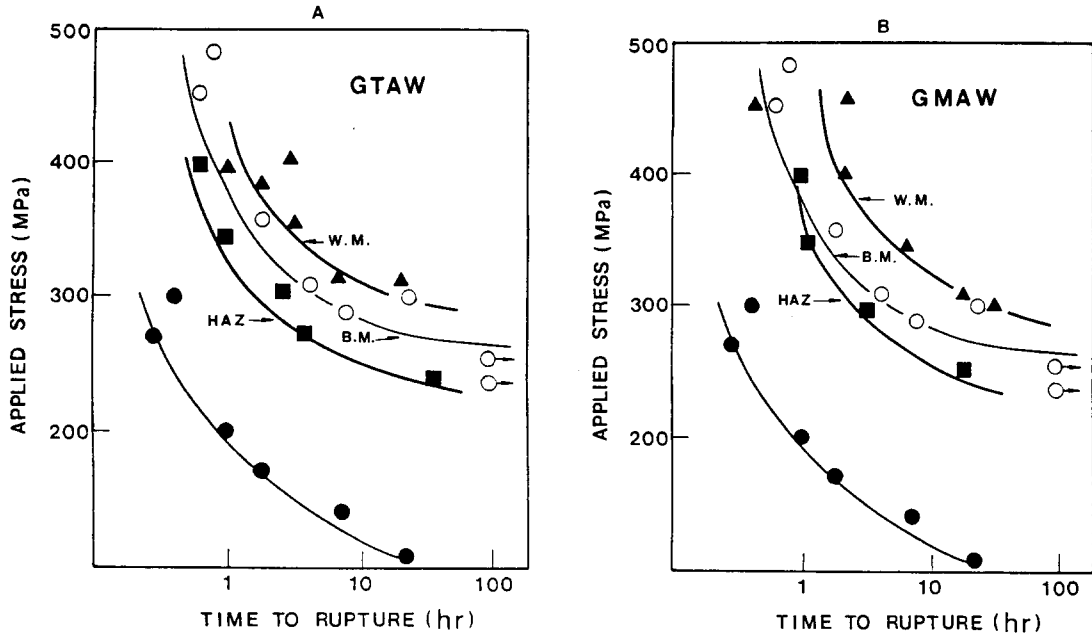


Fig. 7. SCC test result of GTA (A) and GMA (B) weldment.

과 같다. Fig. 6-A에서 보면 모재의 압연 방향에 대하여 평행한 방향의 SCC 저항성이 수직 방향보다는 다소 낮은 것으로 나타났지만 비교 대상으로 사용된 304 스테인레스강 보다는 높은 저항성을 보이고 있다. 이처럼 모재인 스테인레스강의 SCC 저항성이 304 스테인레스강에 비해 월등히 높은 것은 키잉 효과에 의한 것으로 생각할 수 있다. 그 증거로서 모재에서의 SCC 균열 전파 경향을 보면 Photo 9에서 보는 바와 같이 균열이 γ 상을 만났을 때 γ 상에 의해 그 전파가 저지되어 균열의 경로가 상계계를 따라 우회하고 있다. 이러한 γ 상의 작용으로 균열이 γ 상을 우회하여 계단 모양으로 전파하여 Photo 10과 같은 부분적 입계파면의 독특한 파면을 형성한다. 용

접부의 SCC 저항성을 시험한 결과를 종합해 보면 GTAW나 GMAW 용착부의 저항성은 모재보다 높으나 SMAW 용착부나 HAZ의 경우는 모재보다 낮은 것으로 나타나고 있다. 특히, SMAW 용착부는 다른 어느 부분보다도 낮은 저항성을 보이고 있다. 이러한 사실은 HAZ의 저항성이 가장 낮다고 보고하고 있는 다른 실험자들의 결과^{15),16)}나 GTAW 및 GMAW 용접부 실험결과와는 상반되는 것이다. SMAW 용착부의 취약함을 확인하기 위하여 용접부 전체를 부식액에 노출시켜 300 MPa에서 2시간 시험한 시험편의 사진을 Photo. 11에 나타내었다. SCC 균열은 용착부에서 먼저 발생하여 전파하고 있다. 반면, 동일한 방법으로 GMAW 시험편을 300 MPa에서 3시간 시험

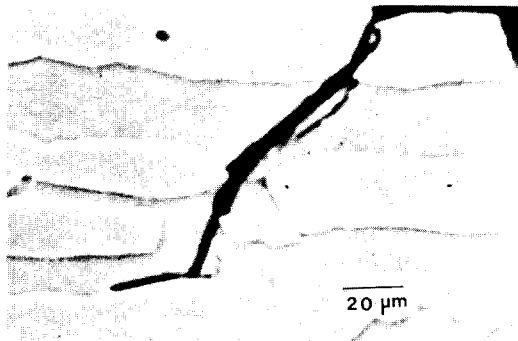


Photo. 9. Keying effect of austenite phase in base metal on SCC crack propagation



Photo. 10. SEM fractographs of SCC in base metal

한 경우 HAZ에서 먼저 균열이 생기고 있음을 Photo 12에서 볼 수 있다. SMAW용착부의 SCC에 대한 이러한 취약성의 원인으로 다음 두 가지를 생각할 수 있다.

첫째로, 용착부의 γ 상의 함량이 높다는 사실이다. 균열이 SCC 저항성이 높은 α 상을 지나지 못하고 주로 γ 상을 따라 전파하기 때문이다. 이러한 사실은 Photo 13의 파면을 보면 γ 상을 따라 균열이 전파하여 균열 전파의 방향이 심하게 바뀌는 것을 볼 수 있으며, 입계 γ 상 내부로 성장하였던 침상의 γ 상을 따라 균열이 전파하여 형성된 파면의 모습을 확실히 볼 수 있다.

둘째로, SMAW 용착부의 산화개재물의 함량이 높다는 점을 생각할 수 있다. 동일한 모재를 사용하여 SMAW 용착부의 pitting 부식 거동을 연구한 보고에 의하면 SMAW 용착부의 pitting 부식 저항성이 산화개재물의 영향으로 저하하는 것으로 알려지고 있다¹¹⁾. 기지와 개재물 사이에 국부적인 전기회로가 형성되어 국부부식의 영향으로 균열의 전파가 촉진된다고 추측된다.

GTAW나 GMAW 용착부는 적정 양의 상비율을 유지하고 있다는 점에서 SCC에 대한 우수한 저항성의 원인을 찾을 수 있다. 그러나, 이들 용착부가 모재보다도 SCC 저항성이 높다는 사실에 대해서는 균열의 전파기구의 특성에 대해 좀 더 연구해야만 그 설명이 가능할 것이다. HAZ의 SCC에 대한 취약함은 일반적으로 알려진 사실로서 급냉으로 인해서 α 상의 양이 지배적으로 많기 때문에 키잉효과를 받을 기회가 감소하며 모재와 용착부의 조성차이 때문에 발생하는 전위차에 의해 국부부식을 받기 때문이다. Photo. 14는 HAZ의 파면 사진으로 α 상의 파면인 취성과 유사한 파면이 지배적인 것을 볼 수 있다.



Photo. 11. Preferred attack of SCC crack in SMA weld metal (tested at 300 MPa 2hr, 42% MgCl₂)



Photo. 12. Preferred attack of SCC crack in GMA HAZ (tested at 300 MPa 3hr, 42% MgCl₂)

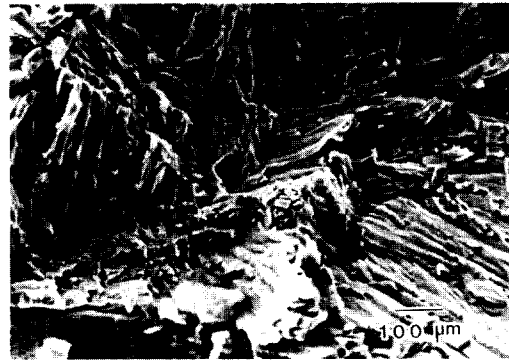


Photo. 13. SEM fractographs of SCC in SMA weld metal.

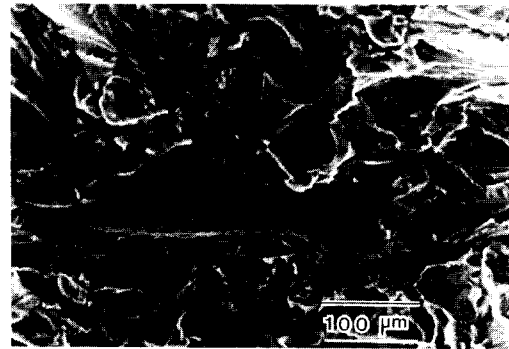


Photo. 14 SEM fractographs of SCC in HAZ.

4. 결 론

SAF 2205 이상계 스테인레스강을 모재로 사용하여 SMAW, GTAW, GMAW 용접부의 인성과 SCC 저항성의 변화를 비교, 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 용접부의 충격 인성을 결정하는 요소는 α 상의

합량과 용접부의 청정도이다. 개재물이 많았던 SMAW 용착부의 충격인성은 α 상이 많음에도 가장 낮게 나타났으며, α 상의 함량이 높은 GMAW 용착부의 충격인성이 GTAW 용착부보다 낮게 나타났다.

2. GTAW나 GMAW 용착부의 SCC 저항성이 모재나 HAZ의 경우보다 더 높았으며 SMAW 용착부는 다량의 γ 상 때문에 모재나 HAZ의 저항성 보다는 낮은 결과를 보였다. HAZ는 α 상이 많아 키잉 효과를 받는 기회가 감소하고 모재와 용착부의 조성차이로 인하여 발생하는 전위차에 의해 국부부식을 받기 때문에 모재보다 낮은 저항성을 보인다.

3. GMAW 용착부와 GTAW 용착부의 성질을 비교한 결과, 용접부의 인성 및 SCC 저항성을 결정하는 요소는 용접방법이 아니라 상비율임을 알 수 있었다. 반면, 대기와의 차폐가 불완전한 SMAW 용접은 상비율을 조절하더라도 개재물의 존재로 인한 결함을 피할 수 없다.

References

1. W.F. Smith: Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill, 1981, pp.270-304
2. G. Herbsleb: "The stress corrosion cracking of sensitized austenitic stainless steel and nickel base alloys", Corros. Sci., Vol.23, No.4, 1980, pp.363-371.
3. R. Irving: "High strength duplex stainless steel competes head on with type 316", Iron Age, No.12, 1984, pp.75-79.
4. J. Hochmann, A. Deetret, P. Jolly and R. Mayoud: "Properties of High-Chromium ferritic stainless steels and austeno-ferritic stainless steels", Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron base alloys, Uniex-Firminy, 1973, pp.956-1002.
5. F.B. Pickering: "Physical metallurgical development of stainless steels", '84 Stainless Steel, The Institute of Metals, 1985, pp.1-28.
6. T. Thorvaldsson, H. Eriksson, J. Kutka and A. Salwen: "Influence of microstructure on mechanical Properties of a duplex stainless steel", '84 Stainless Steel, The Institute of Metals, 1985, pp.101-105.
7. B. Fultz, J.I. Kim, Y.H. Kim, H.J. Kim, G.O. Fior and J.W. Morris, Jr.: "The stability of precipitated austenite and the toughness of 9 Ni steel", Metall. Trans., Vol.16A, 1985, pp.2237-2248.
8. H. Miyuki, T. Kudo and M. Koso: "25% Cr containing duplex stainless steel for hot sea water application", ASM Metals congress 23-28th, Oct., 1982.
9. S. Shimodaira, M. Takano, Y. Takizawa and H. Kamide: "Mechanisms of transgranular stress corrosion cracking of duplex and ferritic stainless steels", Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron base alloys, Uniex-Firminy, 1983, pp.1003-1015.
10. R.L. Miller: "A rapid x-ray method for the determination of retained austenite", ASM, Vol. 57, 1964, pp.893-899.
11. 백 광기, 김 희진, 안 상곤: "이상계 스테인레스강 용접부의 인성과 내식성 거동", 대한용접학회지, Vol.4, No.3, 1986, pp.58-66.
12. D.E. Nelson and W.A. Baeslack: "Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography", Metallography, Elsevier Sci. Pub., 1985, pp.215-225.
13. I.A. Wird and L.H. Keys: "Application of stress corrosion cracking theory to duplex stainless steel", '84 Stainless Steel, The Institute of Metals, 1985, pp.222-228.
14. R. Nemoto, K. Osozawa, K. Osada and M. Tsuda: "Effects of α/γ ratio and chemical composition on hot workability and corrosion resistance of duplex stainless steels", '84Stainless Steel, The Institute of Metals, 1985, pp. 149-157.
15. W.F. Savage: "Stress corrosion cracking in duplex stainless steel weldments", Welding Research Supplement, 1981, pp.175s-183s.
16. J. Honeycombe and T.G. Gooch: "Corrosion and stress corrosion of arc welds 18Cr-2 Mo-Ti stabilized stainless steel", Br. Corros. J., Vol. 18, No.1, 1983, pp.25-32.