

研究論文

HY계 고강도 고인성강의 용접성

李鍾鳳* · 安相昆* · 鄭弘喆* · 沈仁玉**

Weldability of HY type High Strength-Toughness Steel

J. B. LEE*, S. K. AHN*, H. C. JEONG* and I. O. SHIM**

Key Words : High Strength-Toughness Steel(고강도 고인성강), HAZ(용접열 영향부), Hardenability(경화성), Diffusible Hydrogen(확산성 수소), Cold Cracking(저온균열), Hot Cracking(고온균열), Solidification Cracking(응고균열), Liquation Cracking(액화균열), Ductility-dip Cracking(연성저하균열), Toughness(인성)

Abstract

Weldability of DS100 and DS130, HY type high strength-toughness steel plates, tentatively produced as domestic production, was investigated.

DS100 and DS130A had nearly same hardenability in HAZ in spite of its difference in C_{eq} . Based upon the y-groove test results, cold cracking susceptibility of DS130 was superior to that of DS100 because of its lower hydrogen level in weld metal. Solidification cracking tested by the Trans-Varestraint test was occurred in all of the weld metals, and its susceptibility was high in the row of DS100, DS130A and DS130B. However, no liquation cracking and ductility-dip cracking tested by the Longi-Varestraint test with 6.0% augmented strain were detected in base metal and reheated weld metal.

Toughness in the GMA welded joint was satisfied with the relative Mill Spec, even though welded joint of DS100 had relatively low impact energy especially at the weld metal.

1. 서 론

심해와 같은 가혹한 환경에서 사용할 수 있는 강재로서는 저탄소의 Ni-Cr-Mo계 조질 고장력강인 HY계 강이 알려져 있으며, 이미 미국, 일본 등 선

진국에서는 HY180강까지 개발을 완료하였거나 실용화되고 있다¹⁻⁶⁾. 국내에서도 이러한 HY강과 동일한 특성을 갖는 강재가 개발되어 이미 DS100강 및 DS130강을 시험 생산한 바 있다. 그러나 이와 같은 고강도강은 다량의 합금원소가 첨가됨에 따라 용접부에 저온균열이 쉽게 발생되고, 고온균열의 발생 가능성도 높기 때문에 이들 문제에 대해

* 정희원, 포항종합제철(주) 기술연구소

** 비희원, 국방과학기술연구소

서는 이미 많은 연구와 검토가 되어 왔다⁶⁻¹⁰⁾. 그러나 본 강재와 같은 고강도 고인성강은 그 사용 특성상 공개사항이 극히 제한되어 있고, 또 용접 재료도 확보하기 어려우며, 각종 특성들을 개선하기 위한 최근의 연구동향도 파악하기 어려운 점이 많다.

따라서 본 연구는 이와 같은 고강도 고인성강의 사용 범위를 확대하기 위하여, 국산의 시험 생산재인 DS100 및 DS130강에 대한 용접성을 종합적으로 검토하였다. 즉 이들 강재의 용접부 경화특성과 저온균열 및 고온균열 감수성을 평가하여 각종 용접균열의 발생 가능성 및 원인을 조사하였다. 또 용접 이음부의 충격특성도 조사함으로써 이들 강재를 사용한 용접구조물의 안전성을 도모하고자 하였다.

2. 시험재 및 실험방법

2.1 시험재

시험재중 모재는 저 C-Ni-Cr-Mo을 기본 성분계로 하여 시험 생산한 두께 25 mm 및 38 mm인 3종의 고강도 고인성강이다. 즉 최저 항복강도가 690 MPa(100ksi)인 DS100과 897 MPa(130ksi)인 DS130을 사용하였으며, DS130은 탄소량에 따라 A 및 B로 구분하였다. Table 1은 이들의 화학조성을 나타낸 것으로, 탄소당량(Ceq.)이 약 0.55%에서 0.7% 범위로서 일반 용접구조용 고장력강보다 비교적

높다. 특히 DS130A의 탄소량은 DS130B의 약 2배인 0.14%로서, 탄소량의 차이에 따라 예상되는 이들 시험재의 강도와 충격인성은 뜨임온도를 변화시킴으로써 조정하였다.

Table 2는 용접성 시험에 주로 사용된 두께 25mm인 시험재의 기계적 성질을 나타낸 것으로, 항복강도는 각 시험재와 동등 수준인 HY100 및 HY130의 Mill 규격을 충분히 만족한다. 충격 흡수에너지도 비교적 낮은 값을 보인 DS130A가 규격치를 상회하여, 시험재 모두 높은 충격인성을 보이고 있다.

Table 2. Mechanical properties of base metals used

Material	Tensile property			vTr(J)		
	YS(MPa)	TS(MPa)	EI(%)	-85°C	-50°C	-20°C
DS100	716	814	20.0	227	-	256
DS130A	938	1021	24.8	67	153	178
DS130B	938	1018	22.6	173	191	206

한편 용접재료는 본 시험재와 같은 고강도강의 용접에 주로 적용되는 시판의 GMA(Gas Metal Arc) 용접용 solid 와이어(1.2 mmφ)로서, 용착금속의 화학 조성을 Table 3에 나타내었다. 이들은 모두 미국 제품으로 MG100 및 MG130은 각각 DS100 및 DS130강용 용접재료로서 사용하였다.

2.2 용접 경화성시험

용접 경화성은 최고 경도시험 및 Taper 경도시

Table 1. Chemical compositions of base metals used

Material	Chemical composition (wt.%)											Ceq*	Remarks
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti		
DS100	0.17	0.26	0.25	0.015	0.005	1.50	3.00	0.40	0.02	-	-	0.699	Q&T(660°C)
DS130A	0.14	0.24	0.68	0.010	0.004	0.52	4.94	0.51	0.11	-	-	0.626	Q&T(650°C)
DS130B	0.08	0.24	0.69	0.010	0.003	0.54	4.91	0.46	0.08	0.004	0.002	0.588	Q&T(600°C)

* : Ceq(WES) = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (%)

Table 3. Chemical Composition of deposited metals for DS steels

Material	Chemical composition (wt.%)													Ceq*	AWS Class. (A.5.28)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	O	N		
MG100	0.076	0.27	1.44	0.010	0.009	0.33	2.40	0.54	0.003	0.03	0.008	0.027	0.010	0.587	ER120S-1
MG130	0.063	0.25	1.57	0.008	0.006	0.95	2.28	0.65	0.004	0.05	0.004	0.017	0.009	0.744	ER140S-1

* : Ceq(WES) = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (%)

험에 의해 평가하였다. 먼저 예열온도의 변화에 따른 용접 열영향부의 최고 경도 변화를 조사하기 위한 최고 경도시험은 JIS Z3101에 기준하여 실시하였다. 용접은 입열량이 약 17 kJ/cm인 300A-30V-32 cm/min의 조건으로 자동 용접하였으며, 예열온도는 상온에서 150°C까지 25°C 간격으로 변화시켰다.

또한 Taper 경도시험에 의해 800°C에서 500°C까지의 냉각시간에 따른 열영향부의 최고 경도변화를 조사하였으며, 이 시험은 JIS Z3115에 기준하여 실시하였다.

2.3 저온균열시험

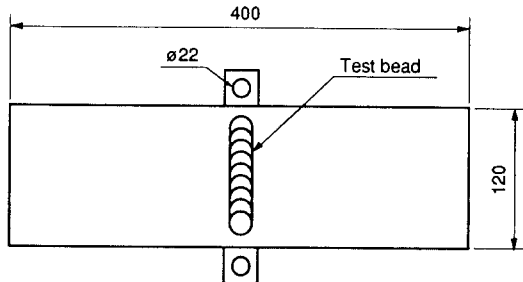
시험재의 저온균열 감수성은 일반적으로 많이 사용하고 있는 내부 구속형의 y-groove 시험으로 평가하였다. 구속용접에는 50kg/mm²급 피복 아크 용접봉을 사용하였으며, 시험용접은 300A-30V-32 cm/min의 조건으로 GMA 용접하였다. 예열온도는 시험재의 두께에 따라 다소 다르지만, 상온에서 25°C 간격으로 150°C까지 변화시켰다. 균열의 발생은 시험용접한 다음 48시간 경과한 후 조사하였으며, 비드 표면의 표면균열률 및 시험용접부를 5단면으로 절단한 면의 균열 발생률을 평균한 단면균열률을 비교, 평가하였다. 또 시험편 단면의 경도 분포를 조사하였으며, 주사전자 현미경(SEM)을 사용하여 균열부의 파면을 관찰하였다.

2.4 고온균열시험

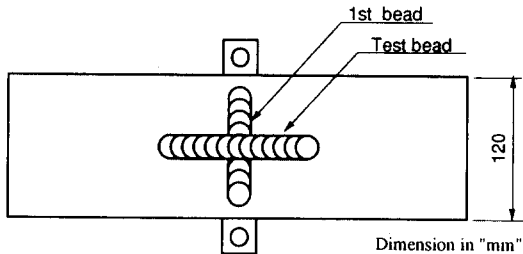
용접부의 응고균열 감수성은 Trans-Varestraint 시험에 의해 평가하였다. 또 모재 및 다층 용접시 후속층에 의해 재가열된 용접금속의 액화균열과 연성저하균열의 감수성은 Longi-Varestraint 시험으로 평가하였다. Fig.1 (a)는 Trans-Varestraint 시험편, (b)는 Longi-Varestraint 시험편의 형상을 나타낸 것이다. 시험용접시에는 용가재를 사용하지 않고 GTA(Gas Tungsten Arc)용접하였다.

Trans-Varestraint 시험에서의 부가 변형률은 1.2%, 2.0%, 3.0%의 3조건으로 변화시켰다. 상세한 시험용접 및 시험조건은 Table 4에 나타내었다. 또 각 시험재의 응고균열 감수성은 비드 표면에 발생한 최대 균열길이 및 총 균열길이를 측정하여 평가하였다. 균열길이의 측정에는 실제 현미경(관찰배율

: 24배)을 이용하였다.



(a) Trans-Varestraint test specimen



(b) Longi-Varestraint test specimen

Fig. 1 Dimension of specimens and direction of test bead used for the Varestraint test

Table 4. Welding conditions used in the Trans-Varestraint test

Welding parameters : GTA welding
DCEN ; 250A, 16V
Welding speed ; 125 mm/min
Arc length ; 2 mm
Electrode : JIS YWTh-3.2 mm dia.
Shielding gas : Pure Ar(20ℓ/min)
Bending radius : 200 mm, 300 mm, 500 mm
Air cylinder pressure : 18kgf/cm ²
Augmented strain on specimen : 1.2%, 2.0%, 3.0%

한편 재가열부의 특성을 조사하기 위한 Longi-Varestraint 시험편은 Fig.1 (b)와 같이 제1비드를 만든 후, 시험용접을 이러한 제1비드에 직교하도록 시험편의 길이방향으로 실시하였다. 이 때의 제1비드 및 시험용접 조건도 전술한 Trans-Varestraint 시험시와 동일하게 하였다. 단 부가 변형률을 6%로 크게 하여 보다 엄격한 조건하에서 균열의 발생 여부를 조사하였다. 또 이러한 제1비드를 생략한 모재에 대해서도 동일하게 검토하였으며, 이 때의 시험용접 조건 및 부가응력은 재가열부와 동일

하게 하였다.

이상의 시험결과 발생된 균열에 대해서는 광학 현미경에 의한 균열 발생부의 조직을 관찰하고, 또 SEM을 이용하여 파면의 형태 등도 검토하였다.

2.5 용접부 충격시험

두께 25 mm의 DS100 및 DS130B를 사용하여 실 용접부의 충격특성을 조사하였다. Table 5는 용접 이음부의 홈의 형상 및 용접조건을 나타낸 것이다. 즉 GMA 용접법으로 하향 맞대기용접하고, 용 접조건은 330A-32V-32 cm/min (19.8kJ/cm)로 하였다. 이때 예열 및 충전온도는 약 100°C로 하고, 보호가스는 Ar+2%O₂의 혼합가스를 사용하였다. 충격시험은 노치를 용접금속 중앙부, 용융선(FL), FL+1, FL+3 및 FL+5 mm의 위치로 가공한 표준 의 V노치 샤프피 충격시험편을 사용하여 -18°C, -40°C, -51°C 및 -84°C의 온도에서 실시하였다.

Table 5. Welding conditions used in the performance test of welded joint

Welding parameters : GMA welding	
330A-32V-32 cm/min(19.8kJ/cm)	
Shielding gas : Ar+2%O ₂ (20 ℓ/min)	
Welding wires : MG100A for DS100	
MG130 for DS130A, 1.2 mm dia.	
Groove shape :	

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접부 경화특성

3.1.1 최고 경도시험

Fig.2는 최고 경도시험 결과로서, DS100 및 DS 130A의 용접 열영향부에 대한 최고경도와 예열온 도의 관계를 나타낸 것이다. 두 강종 모두 열영향 부의 최고경도는 약 450Hv로서, 예열온도 150°C까 지는 최고 경도값이 거의 일정함을 알 수 있다.

또한 Fig.3은 50°C로 예열한 시험편에 대해 용접

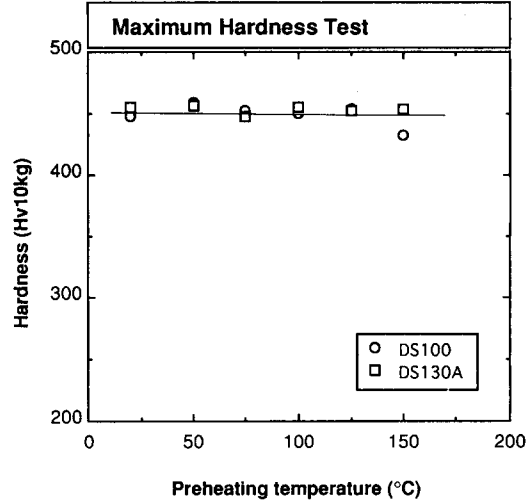


Fig. 2 Relationship between max. hardness and preheating temperature

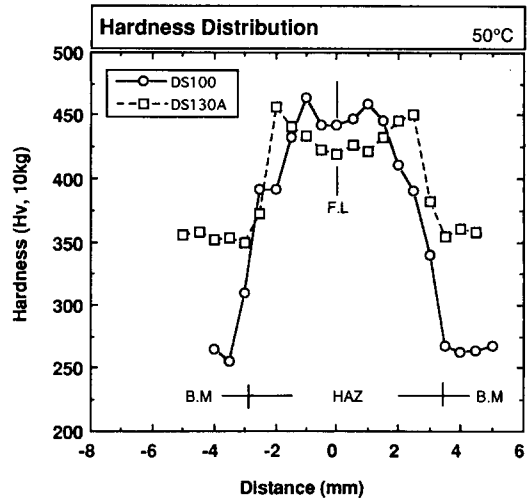


Fig. 3 Hardness distribution of weldment with 50°C preheating

금속 하단부와의 접점인 FL을 기점으로 하여 판 표면에 평행한 좌우 직선상의 경도 분포를 나타낸 것으로, 모재에 대한 열영향부의 경도 증가 폭은 DS100이 DS130A에 비해 훨씬 큼을 알 수 있다. 또 두 시험재 모두 열영향부의 경도값이 약 420~450Hv의 분포를 보이고 있으나, DS100이 DS130A에 비해 다소 높은 경도를 나타냄을 알 수 있다. 이것은 두 시험재의 탄소량의 차이에 기인한 것으로 생각된다. 또 열영향부 중 FL부근의 경도값이

다소 저하되는 이유는 용접금속 중의 탄소 등 합금원소의 희석에 의한 것으로 생각된다.

3.1.2 Taper 경도시험

Fig.4는 DS100, DS130A 및 DS130B의 Taper 경도시험 결과를 나타낸 것이다. 약간의 편차는 있지만, DS100 및 DS130A는 800°C에서 500°C까지의 냉각 시간($\Delta t_{w/s}$)이 3초에서 19초로 증가하여도 열영향부의 최고 경도는 425~460Hv로 거의 일정한 값을 보이고 있다. Inagaki식¹⁴⁾에 의하면, 두께 20mm의 강재를 기준으로 할 때 $\Delta t_{w/s}$ 가 약 10초, 12.5초 및 15초의 냉각시간은 각각 50°C, 100°C 및 150°C로 예열한 경우에 상당한다. 따라서 위의 결과는 전술한 용접 열영향부의 최고 경도시험 결과와도 비슷한 경향을 나타내고 있다. 한편 C_{eq} 가 0.55%로 가장 낮은 DS130B는 이상의 두 강종에 비해 전 냉각조건에서 경도값이 약 50Hv 정도 낮은 값을 보이며, 냉각시간의 증가에 따라 경도값이 약간 저하하는 경향을 나타내고 있다.

이상의 결과로부터 DS100과 DS130A의 용접 경화 정도에는 거의 차이가 없으며, 특히 150°C까지 예열한 경우에도 경화 정도는 거의 변화하지 않음을 알 수 있다. 이것은 이들 두 시험재에서 용접 저온균열을 방지하기 위한 예열조건은, 용접 경화 정도의 감소와는 거의 무관하다는 것을 의미한다. 그러나 C_{eq} 가 비교적 낮은 DS130B의 용접 경화 정도는 이들 두 시험재보다 낮기 때문에 합금원소량에 따른 경화 정도의 차이도 무시할 수는 없을 것이다.

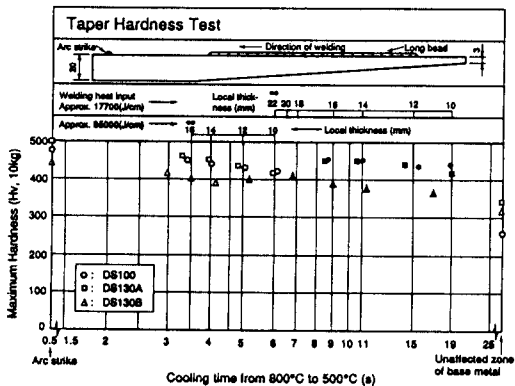


Fig. 4 Effect of cooling time on max. hardness of weldment in Taper hardness test

3.2 저온균열 감수성에 대한 검토

통상 JIS Z 3158에 규정된 y-groove 시험방법은 피복 아크 용접봉을 사용한 수동용접과 GMA 용접 또는 서버머지드 아크 용접 재료에 의한 자동용접의 적용을 함께 명시하고 있다. 그러나 와이어 송급 및 용접속도를 자동으로 한 자동용접은 용접 개시점과 종료점에서 용접불량, 즉 용착금속의 용락현상 및 과다용입 등에 의한 구속도의 변화로 균열 감수성의 차이가 예상된다. 실제로 본 시험에서도 자동용접법을 적용한 결과 시험 강재의 저온균열 감수성에 상당한 차이가 있었다. 따라서 수차례의 예비시험을 통하여 먼저 GMA 용접에 의한 시험 방법을 표준화시킨 후, 와이어 송급만을 자동으로한 반자동 용접법을 적용하였다. 이 방법은 재현성이 비교적 양호함을 확인할 수 있었다.

Fig.5는 DS100 및 DS130A의 예열온도에 따른 균열 발생률을 나타낸 것으로, DS130A가 DS100에 비해 저온균열 감수성이 현저히 낮음을 알 수 있다. 즉, DS130A는 두께에 상관없이 상온에서도 균열이 발생하지 않았지만, DS100은 약 75°C로 예열한 경우에도 균열이 100% 발생하고, 두께가 25mm 및 38mm로 증가함에 따라 구속도도 증가하여 한계 예열온도가 각각 125°C 및 150°C로서 상대적으로 상승함을 알 수 있다.

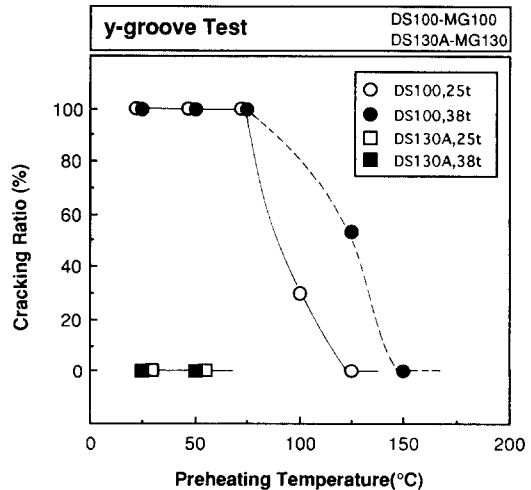


Fig. 5 Comparison of cold cracking susceptibility between DS100 and DS130A in y-groove test

이미 언급한 바와 같이 DS100과 DS130A는 용접 경화정도가 비슷하며, 구속도 역시 본 시험조건에서는 동일하다고 생각할 수 있다. 그러나, Gas chromatograph법으로 용접부의 확산성 수소량을 분석한 결과, DS100용인 MG100을 사용한 용접금속의 수소량이 5.92ml/100g으로서, DS130A용인 MG130의 0.86ml/100g에 비해 약 7배나 높은 수소를 함유하고 있다.

한편 Fig.6은 수소 함유량이 비교적 많은 MG100을 사용하여 DS100 및 DS130A를 용접한 경우, 예열온도에 따른 저온균열 발생률의 변화를 나타낸 것이다. Fig.5에서 MG130을 사용하면 균열이 발생하지 않았던 DS130A도 MG100을 사용하면 상온에서 100% 균열이 발생하고, 두께 25mm 및 38mm간의 한계 예열온도가 각각 50°C 및 75°C 정도로 상승함을 알 수 있다. 반대로 Fig.7은 이들 시험재에 수소량이 비교적 낮은 MG130을 사용하여 시험한 결과를 나타낸 것이다. 이 결과에 의하면, MG100을 사용하면 두께가 25mm 및 38mm인 시험재의 한계 예열온도가 각각 125°C 및 150°C이었던 DS100도, MG130을 사용하면 각각 50°C 및 75°C 정도로 낮아짐을 알 수 있다. 또한 이러한 균열부의 파면을 SEM으로 관찰한 결과 대부분이 수소 의벽개(Quasi-cleavage) 파면을 보이고 있었다. 따라서 이들 시험재의 저온균열 감수성이 서로 다른 주된 원인은 확산성 수소량의 차이에 의한 것이라고 판

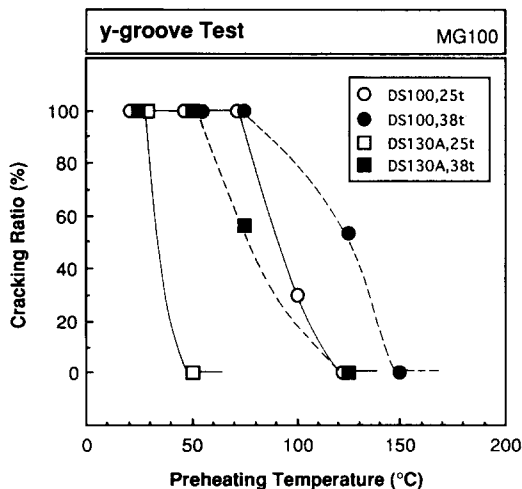


Fig. 6 Comparison of cold cracking susceptibility between DS100 and DS130A using MG100 welding wire

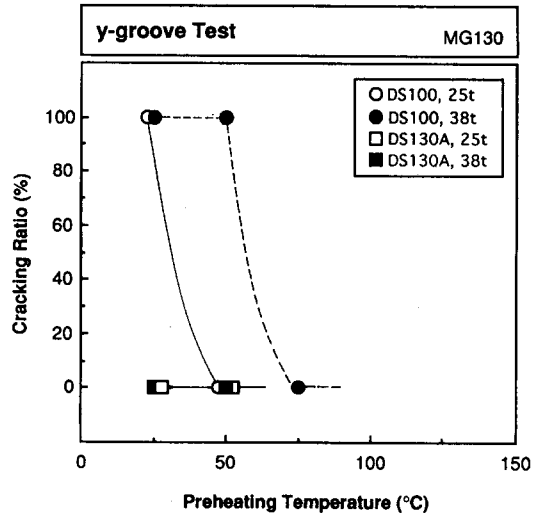


Fig. 7 Comparison of cold cracking susceptibility between DS100 and DS130A using MG130 welding wire

단된다.

그러나 본 시험에서 수소량이 일정한 동일 용접 와이어를 사용하여 경화정도가 거의 비슷한 DS100 및 DS130A를 용접하였음에도 불구하고 저온균열 발생률에 상당한 차이가 있음을 확인할 수 있었다. 이것은 본 시험재와 같이 합금원소가 비교적 다량 첨가된 고강도강은, 이들 인자 외에도 변태 팽창 응력에 의한 최종응력의 감소 등도 영향을 미친 것으로 생각된다.

한편 DS130B는 DS130A보다 Ceq. 즉 용접 경화성이 낮기 때문에 저온 균열감수성도 DS130A와 동등 수준 또는 그 이하일 것으로 예상된다. 따라서 본 연구에서는 DS130B에 대한 저온균열 시험은 생략하였다.

3.3 고온균열 감수성에 대한 검토

3.3.1 응고균열 감수성

Photo.1은 Trans-Varestraint 시험 후, 각 시험편의 부가 변형량에 따른 비드 외관을 나타낸 것이다. 세 시험재 모두 본 시험에서의 최소 변형량인 1.2%에서도 균열은 발생되었고, 변형량의 증가와 함께 균열의 크기도 증가함을 알 수 있다. 또 발생된 균열은 모두 응고전면 근처에 위치하고 있다.

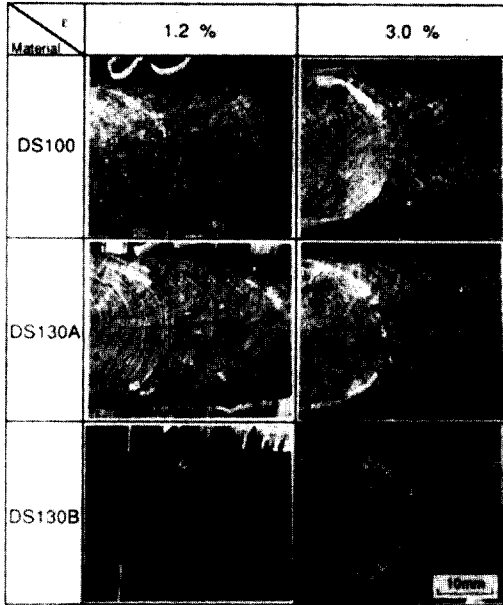


Photo. 1 Typical appearance of cracks on the surface of weld metal after the Trans-Varestraint test

일반적으로 용접 응고균열은 응고전면에 위치하며, 응고균열중 비드 중심부에 발생하는 최대 균열의 발생 및 종료시점은 각각 그 재료의 액상선 및 고상선에 상당한다고 한다¹⁵⁾. 따라서 본 시험재에서 발생한 균열은 그 위치로부터 응고균열이라고 판단되며, 이와 같은 사실은 후술하는 파면 관찰 결과에서도 확인할 수 있었다.

Fig.8은 시험 후 비드표면에 발생한 최대 균열길이 및 총 균열길이를 부가 변형량에 따라 정량적으로 나타낸 것이다. 시험재 모두 최대 균열길이 및 총 균열길이가 부가 변형량의 증가에 따라 증가하며, 약 3.0% 부근에서 거의 일정치에 도달함을 알 수 있다. 또 최대 균열길이와 총 균열길이가 DS100, DS130A, DS130B의 순으로 저하하는 경향을 보이고 있다. 이와 같이 사용한 시험재의 균열 감수성이 다른 이유는 일반적으로 널리 알려져 있는 응고 mode의 변화 및 불순물 원소인 P 및 S함량의 차이에 기인한 것으로 판단된다.

용접시의 응고 mode를 관찰하고 응고시 불순물 원소들의 편석 거동을 조사하기 위해서는 일반적으로 급냉이 필요하며, 최근 스테인리스강의 경우에는 용접 도중 액체 Sn 중에 급냉¹⁶⁻¹⁸⁾시키거나 표

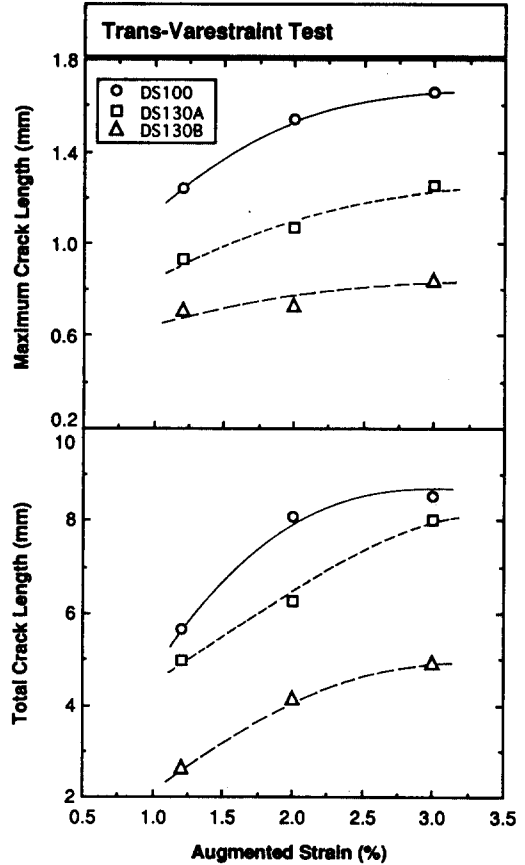


Fig. 8 Change in max. and total crack lengths as a function of augmented strain in the Trans-Varestraint test

면에 레이저 빔을 조사¹⁹⁾하여 응고 mode의 관찰 및 응고균열의 발생 원인을 조사하고 있다. 그러나 본 시험재와 같은 철강의 경우에는 이러한 방법의 적용에도 불구하고 명확한 응고 mode의 관찰이 곤란하였기 때문에 평형상태도를 이용하여 응고 mode를 추측하였다.

즉 Fe-C의 2원계 상태도²⁰⁾를 기준할 때 본 시험재 중 C함량이 0.08%로서 가장 낮은 DS130B는 초정 δ상만으로 응고하지만, 0.14%C의 DS130A는 초정 δ상의 생성 후 1493°C에서 포정반응에 의해 γ상이 형성되어 결국 (δ+γ) 상으로 응고를 완료한다. 특히 C함량이 0.17%로서 포정점보다 다소 높은 DS100은 초정 δ상으로 응고를 시작하지만 1493°C에서 δ상이 소실되고 (L+γ)상을 거쳐 γ상으로 응고한다.

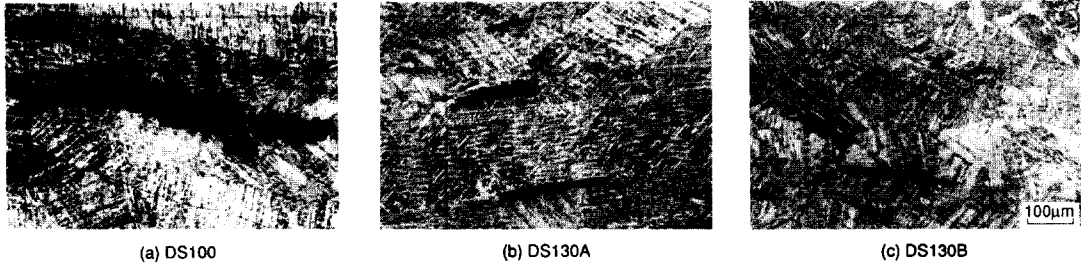


Photo. 2 Microstructures on the surface of weld metal after the Trans-Varestraint test($\epsilon = 1.2\%$)

종래의 연구 결과에 의하면, 응고초상이 δ 상인 경우에는 γ 상에 비해 P, S 등 불순물 원소의 고용도가 높기 때문에 응고시 이들 원소가 편석되기 어려우며, 열팽창 계수가 작기 때문에 응고수축시의 수축응력도 저하한다고 한다²¹⁾. 따라서 용접 응고균열 감수성에는 초상이 δ 상인지 γ 상인지, 또 혼합된 상인 경우에는 그 비율도 영향을 미친다고 보고하고 있다²²⁾. 또한 γ 상으로 응고하는 경우는 δ 상에 비해 잔류용액이 저온까지 잔류하기 쉽기 때문에 균열의 발생 가능성이 높다고 한다¹⁷⁾.

한편 이러한 응고상의 변화에 따라 P 및 S가 고온균열 감수성에 미치는 영향도 다소 다르다. Fe-S 및 Fe-P의 2원계 상태도²⁰⁾에 의하면, δ 상에서의 P의 최대 고용량은 2.8%(1,050°C)이고 1,365°C에서는 1.0%를 고용하지만, S의 최대 고용량은 0.18%(1,365°C)로서 P의 고용량에 비해 훨씬 적다. γ 상의 경우에도 P의 고용량은 1,365°C에서 0.1% 정도인데 비하여 S의 고용량은 0.05%이다. 따라서 고용도의 관점에서는 S가 P에 비해 쉽게 편석되기 때문에 고온균열 감수성에 미치는 영향도 크다. 그러나 P 단독의 고용도만을 고려할 때, 최대 고용도가 아닌 1,365°C에서의 고용도를 기준하는 경우에도 γ 상에서의 고용도가 δ 상의 1/10정도로 대단히 작기 때문에 특히 γ 상에서 편석되기 쉬운 원소이다.

이상의 관점에서 볼 때 본 시험재 중 DS100의 고온균열 감수성이 가장 높은 이유는, 불순물 원소의 고용도가 비교적 낮고 잔류용액이 저온까지 존재하기 쉬운 γ 상이 응고말기에 형성되는 응고 mode를 나타낼 뿐 아니라, P 및 S의 함량이 각각 150ppm 및 50 ppm으로서 세 시험재중 가장 높고, 특히 δ 상에 비해 γ 상에서 고온균열 감수성에 영향을 크게 미치는 P의 함량이 비교적 높기 때문인 것으로 생각된다. 한편 DS130A 및 DS130B의 균열 감수성이 DS100에 비해 낮은 것은 이들 시험재의 P 및 S의 함량이 각각 100 ppm 및 30 ppm 정도로서 DS100에 비해 낮고, 또 이들의 C함량이 낮아 응고 mode가 각각 δ 단상 및 ($\delta + \gamma$)상으로 응고를 완료하기 때문이라고 생각된다.

Photo.2는 부가 변형량이 1.2%인 각 시험편의 비드 중심 부근의 조직을 나타낸 것이다. 균열의 크기는 DS100이 가장 크며 DS130B는 DS130A보다 크기도 작고 미세하다. 이것은 DS130B의 부(Sub)조직이 다른 두 시험재에 비교하여 미세하고, 또 주상정이 일정방향으로 길게 연신된 것이 적기 때문에, 이들 주상정의 방위관계도 균열 감수성에 영향을 미쳤으리라 생각된다.

이상의 시험 결과 발생된 균열에 대하여 SEM으로 파면을 관찰하였다. Photo.3은 3%의 부가 변형량을 주었을 때 DS100에 발생된 균열의 전체파



Photo. 3 Microfractograph of solidification crack in DS100 weld metal

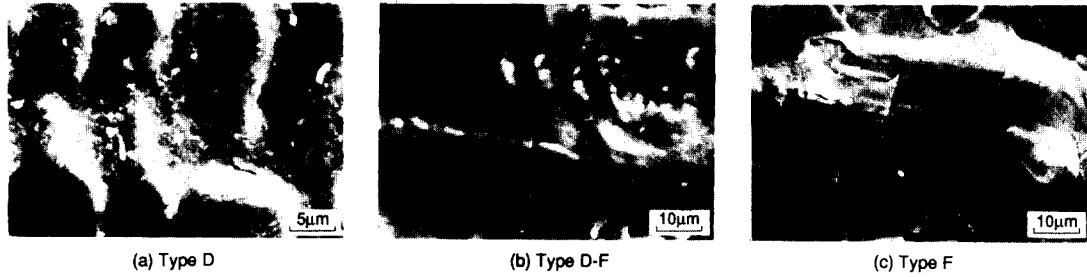


Photo. 4 Typical microfractographs of type D, D-F and F in solidification crack of DS100 weld metal

면을 나타낸 것이다. 스케일 때문에 금속의 광택은 보이지 않지만, 일반적으로 알려진 단상응고의 스테인리스강에서와 동일한 전형적인 응고균열의 파면 형태를 보이고 있음을 알 수 있다. 즉 응고 전면 부근의 고온측으로 부터 저온측으로의 파면이 Type D, Type D-F 및 Type F의 형태²³⁻²⁵⁾를 보이고 있다. 이러한 각 파면 형태의 고배율 사진을 Photo.4에 나타냈다. 본 시험편에서는 스케일 때문에 잘 보이지 않지만, 일반적으로 Type F에서는 마지막 응고부인 잔류용액의 흔적으로서 P 또는 S가 농화된 개재물이 쉽게 관찰되기도 한다. 특히 본 시험재의 경우는 Type F의 파면 형태를 보이는 구간이 비교적 넓어, 응고균열을 발생시키는 원소가 임의의 구간에 걸쳐 잔류하기 쉬움을 의미하고 있다. 이러한 파면 형태는 DS130A 및 DS100B에서도 동일함을 확인하였다.

한편 본 시험재의 경우 응고균열의 종료점인 고상선보다 저온영역, 즉 연성이 저하되는 구역에서 발생하는 연성저하균열은 관찰되지 않았다. 이러한 연성저하균열은 일반적으로 용접시공과 같이 변형속도가 낮은 조건에서는 발생하기 어렵다고 알려져 있기 때문에¹⁾ 본 용접금속부에서 발생될 가능성은 없다고 판단된다.

3.3.2 액화균열 및 재가열에 의한 연성저하균열의 검토

Photo.5는 DS130B에 대한 Longi-Varestraint 시험 후의 시험편 외관을 나타낸 것이다. (a)는 용접 열영향부 및 비드의 외관으로 용접부내에 응고균열만이 발생하였음을 알 수 있다. 즉 부가 변형량이 6.0%로 대단히 큼에도 불구하고 열영향부에는 균열의 발생 및 응고균열로 부터 액화균열로 진전한 흔적은 볼 수 없었다. 또 (b)에 나타난 바와 같이,

재가열된 부분에서도 시험 용접부인 제2비드에서의 응고균열만이 보일 뿐 재가열된 제1비드에서는 균열의 발생 및 응고균열로 부터의 균열 진전은 볼 수 없었다. 한편 어느 곳에서도 탄화물 등의 입계석출이나 불순물 원소의 입계편석에 의해 발생된다고 알려진 재가열에 의한 연성저하균열은 보

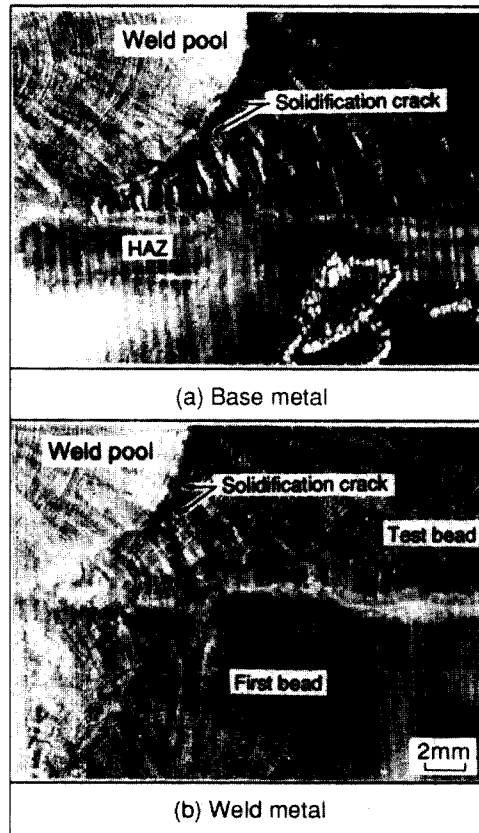


Photo. 5 Typical appearance of cracks on surface of DS130B weld metal after the Longi-Varestraint test

이지 않았다.

이상의 결과로 부터 본 시험체를 용접하는 경우에는 액화균열 및 재가열에 의한 연성저하균열은 발생하지 않을 것으로 판단된다.

3.4. 용접부의 충격특성

전술한 각종 용접성 시험결과를 참고로 하여 DS 100 및 DS130B를 각각 MG100 및 MG130의 용접 재료로 GMA 용접한 용접 이음부의 충격특성을 조사하였다. Fig.9 및 Fig.10은 각각 DS100 및 DS130B의 결과로서, 시험온도에 따른 용접금속 및 용접 열영향부 각 위치의 충격 흡수에너지를 나타낸 것이다. 두 강종 모두 용접금속의 충격 흡수에너지가 용접 열영향부에 비해 상대적으로 낮지만, Mill 규격의 충격 요구치인 -51°C 에서의 49J(DS100) 및 27.5J(DS130)을 상회하여 비교적 양호한 충격 인성을 보임을 알 수 있다. 또한 DS100은 용접금속, FL 및 FL+1 mm 위치에서의 충격 흡수에너지의 저하 정도가 크지만, DS130B는 용접금속을 제외한 모든 용접 열영향부의 충격인성이 모재와 동등한 수준을 나타내고 있다.

이와 같은 시험체에 따른 충격 흡수에너지의 차이는, DS130의 용접재료인 MG130이 DS100용인 MG100에 비해 충격인성 양호하고, 또 실용접시 희석에 의해 DS100의 용접금속 중 탄소량이 DS130

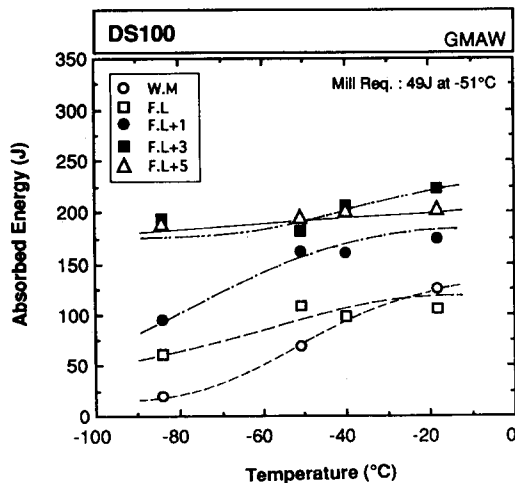


Fig. 9 Change in impact properties of DS100 weldment

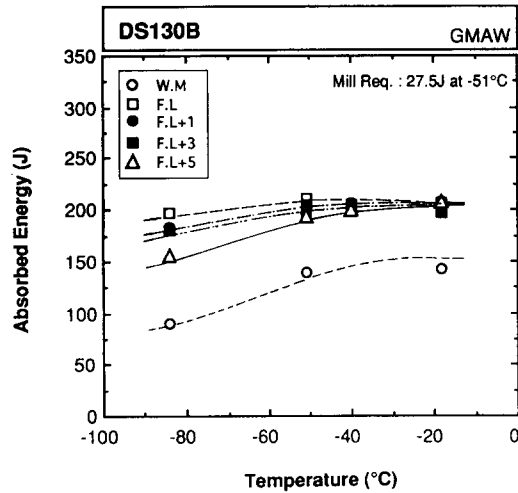


Fig. 10 Change in impact properties of DS130B weldment

B보다 증가하기 때문인 것으로 생각된다. 따라서 보다 충분한 인성을 확보하기 위해서는, 용착금속 자체의 인성이 비교적 낮은 MG100에 대하여 인성을 향상시킬 수 있는 대책이 수립되어야 할 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구는 국산 HY계 고강도 고인성장인 DS100 및 DS130의 용접성을 종합 평가한 것으로, 용접 경화특성, 용접 저온균열 및 고온균열 감수성을 검토하였다. 또 GMA용접으로 실용접한 용접 이음부의 충격특성도 조사하였다. 얻어진 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) 용접부의 경화정도는 DS130B가 DS100 및 DS130A에 비해 낮다. Ceq 가 각각 0.63% 및 0.70%로 각기 다른 DS130A 및 DS100의 용접 경화정도는 거의 비슷하여, 150°C 까지의 예열조건 범위에서는 용접 열영향부의 최고경도가 약 450Hv로서 거의 일정한 값을 나타내었다. 또 Ceq 가 0.55%로서 가장 낮은 DS130B는 이들 두 강재에 비해 Δt_{95} 가 3~19초의 진범위에서 최고경도가 50Hv 정도 낮고, 냉각시간의 증가에 따라 완만하게 감소하는 경향을 나타내었다.

2) 용접 열영향부의 저온균열 감수성은 DS100이 DS130A에 비해 현저히 높게 나타났다.

3) 발생한 균열은 모두 응고균열이며, 응고균열

감수성은 DS100이 가장 높고 DS130A, DS130B의 순으로 저하했다. 그 원인은 C함량에 따른 응고 mode의 변화 및 S, P의 함량 차이에 기인한 것으로 생각된다. 한편 부가 변형량이 6%로 높은 경우에도 액화균열 및 재가열에 의한 연성저하균열은 발생되지 않았다.

4) DS100 및 DS130B의 용접이음부의 충격 인성은 19.7 kJ/cm의 용접입열량에서 MIL 규격치를 만족하지만, 충분한 안전성을 확보하기 위해서는 DS100용의 용접재료인 MG100에 대한 인성향상 대책이 요구된다.

참 고 문 헌

1. K. Masubuchi : "Materials for Ocean Engineering", M.I.T Press, pp.5-66
2. J.H.Gross et al. : "Steels for Hydrospace", Ocean Engineering, Vol.1, (1969), pp.395-413
3. J.H.Gross : "The New Development of Steel Weldments", Welding J., Vol.47, No.6, (1968), pp.241s-270s
4. S.R.Heller : "The Use of Quenched and Tempered Steels for Welded Pressure Vessels", Naval Engineers J., Vol. 79, No. 10, (1967), pp. 709-722
5. 金澤正午, 森川博文 : "10Ni8C超高張力鋼의強化機構とその特性" 日本金屬學會會報, Vol.14, No.3, (1975), pp.195-201
6. C.F.Meitzner and R.D.Stout : "Microcracking and Delayed Cracking in Welded Quenched and Tempered Steels", Welding J., Vol.45, No.9, (1966), pp.393s-400s
7. F.Watkinson : "Hydrogen Cracking in High Strength Weld Metals", Welding J., Vol.48, No. 9, (1969), pp.417s-424s
8. C.G.Interrante and R.D.Stout : "Delayed Cracking in Steel Weldments", Welding J., Vol.43, No.4, (1964), pp.145s-160s
9. W.F.Savage, E.F.Nippes and H.Homma : "Hydrogen Induced Cracking in HY-80 Steel Weldments", Welding J., Vol.55, No.9, (1976), pp. 368s-376s
10. A.M.Rathbone, L.P.Connor and J.H.Gross : "Weldability of High-Toughness Alloy Plate Steel with a Minimum Yield Strength of 140ksi", Welding J., Vol.43, No.12, (1964), pp.551s-563s
11. W.F.Savage and C.D.Lundin : "Application of the Vareststraint Technique to the Study of Weldability", Welding J., Vol.45, No.11, (1966), pp.497s-503s
12. W.F.Savage and C.D.Lundin : "The Vareststraint Test", Welding J., Vol.44, No.10, (1965), pp.433s-442s
13. H.Kihara and F.Matsuda : "Var, straint Test for Hot Crack Susceptibility of High Strength Steels", Trans. of JWRI, Vol.2, No.2, (1973), pp.83-95
14. 松田福久 : 溶接冶金學, 日刊工業新聞社 (1972), pp.186-194
15. T.Senda, F.Matsuda, G.Takano, K.Watanabe, T.Kobayashi and T.Matsuzaka : "Fundamental Investigation on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Vareststraint Test", Trans of JWS, Vol.2, No.2, (1971), pp.1-22
16. S.Kou and Y.Le : "The Effect of Quenching on the Solidification Structure and Transformation Behavior of Stainless Steel Welds" Met. Trans., Vol.13A, No.7, (1982), pp.1141-1152
17. 松田福久, 中川博二, 李鍾鳳 : "液體 Sn急冷法によるオーステナイト系ステンレス鋼の凝固過程の検討" 溶接學會論文集, Vol. 7, No. 2, (1989) pp.229-234
18. 松田福久, 中川博二, 李鍾鳳 : "液體 Sn急冷法によるフェライト系ステンレス鋼の凝固過程の検討" 溶接學會論文集, Vol. 7, No. 2, (1989) pp. 235-239
19. 中尾嘉邦, 西本和俊, 張文平 : "凝固モードに對するレーザ急冷凝固處理の影響" 溶接學會論文集, Vol.7, No.3, (1989) pp.414-421
20. O.Kubaschewski : "IRON-Binary Phase Diagrams" Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York (1982)
21. J.C.Borland : "Suggested Explanation of Hot Cracking in Mild and Low Alloy Steel Welds" British Welding Jr., Vol. 8, No. 11, (1961), pp. 526-540
22. W.K.B. Marshall : "A Note on the Relationship between Chemical Composition and Hot Cracking in Mild and Alloy Steels" British Welding Jr., Vol.7, (1960) pp.451-453

23. F.Matsuda, H.Nakagawa, S.Ogata and S.Katayama : "Fractographic Investigation on Solidification Crack in the Vareststraint Test of Fully Austenitic Stainless Steel" Trans. of JWRI, Vol.7, No.1, (1978), pp.59-70
24. 中用博二, 松田福久 : "溶接金屬のフラクトグラフィ" 溶接學會誌, Vol. 47, No. 8, (1978), pp.474-479
25. F.Matsuda and H.Nakagawa : "Fractographic Features and Classification of Weld Solidification Cracks" Trans. of JWRI, Vol.8, No.1, (1979), pp.155-157