

研 究 論 文

大韓熔接學會誌
 第7卷第2號 1989年6月
 Journal of the Korean
 Welding Society
 Vol.7, No.2, Jun., 1989

해양구조용 강재의 국부취화영역에 관한 연구

김병천* · 엄정현** · 이종섭** · 이성학* · 이두영*

Local Brittle Zone of Offshore Structural Steel Welds

B.C.Kim*, J.H.Eoum**, J.S.Lee**, S.H.Lee* and D.Y.Lee*

Key Words : Local Brittle Zone(국부취화영역), Heat Affected Zone(열영향부), Charpy Impact Energy(샬피 충격인성), Microstructure(미세구조), Martensite-Austenite Constituent(M-A조직), Effective Grain Size(유효결정입도), Brittle Fracture(취성파괴)

Abstract

This study is concerned with a correlation of microstructure and local brittle zone (LBZ) in offshore structural steel welds. The influence of the LBZ on fracture toughness was investigated by means of simulated heat-affected zone (HAZ) tests as well as welded joint tests. Micromechanical processes involved in void and cleavage microcrack formation were also identified using notched round tensile tests and subsequent SEM observations. The LBZ in the HAZ of a multipass welded joint is the intercritically reheated coarse grained HAZ, which is influenced by metallurgical factors such as effective grain size, the major matrix structure and the amount of high-carbon martensite-austenite (M-A) constituents. The experimental results indicate that Charpy energy was found to scale monotonically with the amount of M-A constituents, confirming that the M-A constituent is the major microstructural factor controlling the HAZ toughness. In addition, voids and microcracks are observed to initiate at M-A constituents by the shear cracking process. Thus, the M-A constituent played an important role in initiating the voids and microcracks, and consequently caused brittle fracture.

* 정희원, 포항공과대학 재료·금속공학과, 산업과학기술연구소 겸직연구원

** 정희원, 산업과학기술연구소 주임연구원

1. 서 론

용접 열영향부 조직은 재료의 화학성분, 용접조건, 최고가열온도 등 많은 인자의 영향을 받아 형성된다. 열영향부조직은 fusion line으로부터의 거리에 따라 1200°C 이상으로 가열된 조립역, 900-1100°C 사이의 세립역, 700-900°C 사이로 가열된 부분변태역, 700°C 이하의 템퍼링영역으로 나누어지며, 입내의 조직은 재료의 화학조성, 냉각속도에 따라 변하게 된다. 일반적으로 고장력강 용접부위 중 가장 취약한 부위는 fusion line에 인접된 조립의 열영향부로서 국부취화영역(local brittle zone: LBZ)이라고 불리우고 있다^{1,2)}. 이 국부취화영역은 소재, 용접조건에 따라 그 취화정도와 생성량이 다르며, LBZ가 생성되기 쉬운 소재 및 용접조건에서는 LBZ가 용접부 충격인성에 치명적인 영향을 미치게 된다²⁻⁴⁾. 최근의 LBZ에 대한 연구추세는 LBZ의 주된 원인으로 upper bainite, 석출물, 입자 조대화, M-A조직(martensite-austenite constituent) 등으로 구분되며²⁻⁵⁾, 그 외에도 많은 가설들이 제기되고 있다^{6,7)}.

먼저 용접부 인성에 미치는 결정립 크기의 영향은 지금까지 많은 연구가 진행되어 입자 조대화가 인성에 악영향을 미친다는 것이 일반적인 견해이다. 석출물이 열영향부 조립부에서 석출하는 이유로는 가열시 용해되었던 석출물들이 느린 속도로 냉각됨에 따라 석출되는 auto-tempering 효과, 후속 pass의 열영향, 후열처리(post weld heat treatment; PWHT) 등이 있다. 열영향부 인성에 미치는 석출물의 영향은 석출물의 크기, 석출물 사이의 간격 등에 의해 좌우되며, Mo, V, Nb, Ti 등 합금원소 첨가에 의한 파괴인성의 감소⁸⁾, M-A조직의 생성촉진에 의한 취화^{2,3)} PWHT에 의한 취화⁷⁾ 등이 보고되어 있다. 한편 강종별로 차이는 있으나, 고장력강의 경우 느린 냉각속도 또는 큰 입열량에서 생성되는 upper bainite는 매우 인성이 낮은 조직이며, 이 조직과 함께 나타나는 M-A조직은 고탄소 martensite로서 취성균열의 발생 및 전파를 조장하게 된다고 알려져 있다^{3,9)}. 그러나 M-A조직의 생성과 그것이 파괴인성에 미치는 영향에 대한 연구는 아직 미흡한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 인장강도 50kg/mm²급

normalized 해양구조용 강재를 사용하여 용접조건 변화에 의한 파괴인성과 미세조직의 관계를 조사하고, 미세파괴과정을 이해함으로써 파괴인성을 미세조직학적인 관점에서 해석하고자 하였다. 또한 실제 용접구조물은 다층 용접에 의하여 제작되고 있으므로, 여러번의 열cycle을 받아 여러 조직이 혼재하는 다층 용접부에 대하여 부위별 조직 및 인성분포를 검토하고, 열cycle, 조직, 인성과의 상관관계를 조사함으로써 열영향부의 취화원인을 규명하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 모 재

본 연구에 사용된 해양구조용 강재는 인장강도 50kg/mm²급 고장력강이며, 기본적인 강재의 조성이 Table 1에 나타나 있다. BS4360 Gr. 50D 규격을 만족하는 이 normalized에 강재는 탄소당량이 0.41이고, Nb를 소량 첨가한 이유는 입자를 미세화하기 위한 것이다.

Table 1 Chemical Composition of POSCO BS 4360 Steel (Wt. Pct.)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Ti	Nb	Ceq
.13	.40	1.43	.019	.001	.065	.30	.22	.017	.021	0.41

2.2. 용접 및 용접 열재현 시험

강재의 용접 열영향부 파괴인성을 평가하기 위하여 44mm두께의 강판에 용접을 행하였다. 용접은 입열량 50KJ/cm의 submerged arc용접으로 실시하였으며, 개선형상은 직선적인 fusion line을 얻기 위하여 K-형상으로 가공하였다(Fig. 1).

한편 고주파유도가열방식에 의한 열cycle 재현장치(metal thermal cycle simulator)를 이용하여 다층용접 열영향부의 조직들을 재현하였다. 열cycle부여조건은 1차 최고가열온도(first peak temperature; T_{P1})를 1350°C로부터 900°C까지 변화시키며 급속가열을 한 다음 5-10초간 그 온도에서 유지시키고, 800°C에서 500°C까지의 냉각시간($\Delta t_{8/5}$)을 제어하였다. 이때 $\Delta t_{8/5}$ 는 42sec로 하였는데, 이는 용접입열량 50KJ/cm, 판두께 44mm, 예열 및 층간온도 150°C에 상응하는 냉각시간으로

서 稻垣의 실험식¹⁰⁾을 이용하여 계산된 것이다. 이와 함께 M-A조직의 생성에 미치는 입열량의 영향과 열cycle 재현시편의 충격인성을 조사하기 위해 냉각시간을 20, 42, 60sec로 변화시켰다. 또한 후속 pass의 열영향을 조사하기 위하여 재가열 온도(second peak temperature ; Tp²)를 600-1200°C로 변화시켰다. 열재현된 시편은 충격시험, 인장시험, void initiation시험 등에 사용하였다.

2.3. 인장시험 및 파괴시험

Fig. 1은 용접부에서 채취한 각종 시편의 방향과 형태를 나타낸 것으로 인장시편은 압연방향과 수직하게, CTOD(crack tip opening displacement)시편과 Charpy V-노치 충격시편은 노치부분이 압연방향과 평행하게 가공되었다.

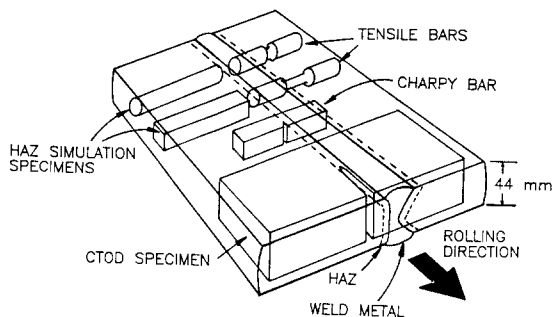


Fig. 1 Orientations of the various test specimens used

상온 및 저온에서의 인장 성질은 Instron 인장시험기 Model 1127을 사용하여 최대하중 10ton crosshead속도 0.5mm/min, 표점거리 2.54cm, 차트 속도 10mm/min의 조건에서 인장강도, 항복강도, 파괴강도, 파괴변형을 등으로 측정되었다. 또한 Fig. 2와 같이 노치를 준 인장시편을 이용한 void initiation시험도 3축 응력상태의 효과와 microvoid initiation의 근원을 규명하기 위하여 실시되었으며¹¹⁾, 이 결과는 일반 인장시험 및 파

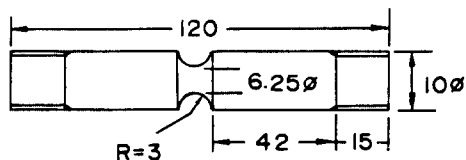


Fig. 2 The shape and dimensions of the notched round tensile specimen (unit : mm)

괴인성시험결과와 비교 조사되었다.

CTOD값은 BS5762 표준규격에 의거하여 -80°C와 -10°C사이의 온도범위에서 측정되었으며, CTOD시험의 하중속도는 초기탄성변형시 40 Nmm^{-3/2}/sec이었다. Charpy 충격인성값은 Charpy 충격시험기를 사용하여 ASTM표준법에 따라 측정되었다.

2.4. 미세조직관찰

실용접부와 열cycle 재현재의 미세조직은 시편을 teepol용액, nital, picral용액으로 etching시킨 후 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)으로 관찰되었고, 결정립 크기는 image analyser를 이용하여 측정되었다. 특히 M-A조직은 Table 2와 같이

Table 2 Specimen preparation method for the observation of the M-A constituent

Process	Reagent	Remark
Electrolytic Polishing	CH ₃ COOH 320ml CrO ₃ 60 g H ₂ O 17 ml	ca 2 min
Electrolytic Etching	<i>First Stage</i> EDTA 5g NaF 0.5g H ₂ O 100ml	4V ca 4 sec
	<i>Second Stage</i> NaOH 25 g Picric acid* 5 g H ₂ O 100ml	6V ca 30 sec

*may be excluded.

열재현시편을 이단전해 etching한 후¹²⁾ SEM을 이용하여 조사되었다. 이러한 이단전해 etching은 pearlite까지 M-A조직처럼 희게 나타나게 하지만 pearlite는 층상조직이므로 M-A조직과는 쉽게 구분할 수 있다.

파괴된 시편들의 파면은 SEM으로 관찰되어 파괴형태, 딴플(dimple)크기, 벽개면(cleavage facet)의 크기 등이 측정되었다. 또한 파면을 etching(경우에 따라 이단 전해 etching)한 후 파면을 관찰하여 파괴를 일으키는 요인들을 조사하였다. AlN, TiN 등의 석출물과 자세한 미세조직은 박막시편을 제작하여 EDAX가 부착된 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 관찰되었다.



Photo. 1 Macroscopic cross sectional view of the welded joint

3. 실험결과

3.1. 미세조직

Photo. 1은 실용접부의 macro조직을 보여 주고 있다. Fusion line으로부터 약 1.5mm까지는 용접으로 인한 결정립 조대화구간으로 주된 조직은 upper bainite이고, 초석 ferrite로서 결정립을 구분할 수 있다. 이로부터 열영향부 3mm까지는 최고온도가 austenite영역의 하부에 도달된 것으로 미세한 결정립이 입상의 pearlite와 함께 존재하고 있으며, 열영향부 4mm이하는 모재조직과 같다.

T_p^1 \ Δt	20 sec	42 sec	60 sec
0°C			
700°C			
800°C			
900°C			

Photo. 2 Microstructures of the simulated coarse grained HAZ ($T_p^1=1350^\circ\text{C}$)

결정립 조대화 열영향부의 미세조직은 Fig. 5와 같이 다층용접부의 경우 재가열 온도에 따라 다음의 4영역, 1) 재가열을 전혀 받지 않은 결정립 조대화 조직(Unaltered Coarse Grained HAZ; UACG HAZ), 2) 900°C 이상의 재가열에 의하여 결정립이 미세화된 조직(Supercritically Reheated Coarse Grained HAZ; SCRCG HAZ), 3) ($\alpha + \gamma$)의 2상영역인 900-700°C로부터 재가열된 결정립 조대화 조직(Intercritically Reheated Coarse Grained HAZ; ICRCG HAZ), 그리고 4) 700°C 이하로 재가열된 결정립 조대화 조직(Subcritically Reheated Coarse Grained HAZ; SRCG HAZ)으로 구성된다⁴⁾. 이들은 각각 다른 미세조직학적 특성을 가지고 있어 각 영역을 분리할 수 있는 열재현시험을 실시한 후 미세조직을 비교하였다. Photo. 2는 1차 최고온도(T_p^1)를 1,350°C, $\Delta t_{8/5} = 20, 42, 60$ sec의 조건으로 용접 열cycle을 재현한 광학현미경 조직사진이다. 단일 열cycle만을 받은 재현재는 주로 upper bainite 조직이며, 이와 함께 소량의 martensite 또는 ferrite가 혼합되어 있다. 냉각속도가 느려지면 소입성의 차이에 의하여 ferrite가 많아지게 된다. 재가열 온도(T_p^2)가 900°C, 800°C로 낮아지면 재현재의 조직은 upper bainite 조직과 함께 ferrite가 혼합된 조직으로 변하고 있으며, 700°C로 재가열된 시편은 단일 열cycle에 의해 생성된 조직과 유사하고 템퍼링효과로 인하여 lath 간격만이 다소 커져있는 상태이다.

Table 3은 입열량 50KJ/cm의 실용접시편과 열재현시편의 결정립 크기를 측정된 결과로서 두 시편의 결정입도는 거의 비슷하여 좋은 상관관계가 있음을 보여준다. 즉 fusion line으로부터의 거리로 나타낸 실용접시편의 austenite, ferrite, pearlite 입도는 1차 최고온도로 나타낸 열재현시편의 입도들과 거의 비슷하며, 이로부터 열재현시험이 목표로 하는 조직을 충분히 재현시킨 것으로 판단된다.

다.

Photo. 3은 실용접시편 열영향부의 TEM 조직 사진이다. Fusion line으로부터 약 1mm 떨어진 열영향부에서는 전반적으로 upper bainite 조직이 대부분을 이루고 있고, lath martensite와 lower bainite, 그리고 Photo. 3(b)에서 보듯이 Ti carbonitride와 같은 매우 미세한 입자들도 관찰된다. 또한 불규칙한 형태의 조직들이 많이 관찰되는데, 이는 고장력강의 용접부에서 합금원소의 조성적 농화가 원인이 되어 형성되는 것으로 알려진 M-A 조직이라고 생각된다. 약 3mm 거리의 열영향부 조직은 주로 미세한 ferrite이며, 그 사이에 존재하는 pearlite는 가늘게 분산된 형태로 나타나게 된다. Fusion line으로부터 5mm 정도로 떨어지면 모재조직과 거의 비슷하게 되고, 다만 간혹 pearlite가 분해되어 형성된 작은 입자들이 산재함이 관찰된다.

Photo. 4는 2단전해 etching한 열cycle 재현시편의 SEM 조직 사진이다. 여기서 회계 돌출된 듯이 나타난 조직이 M-A 조직이며, 이 M-A 조직은 austenite 영역에서 냉각될 때 upper bainite와 bainitic ferrite 사이에서 생성되는 막대형태(stringer type)와 ($\alpha + \gamma$)의 2상영역으로 가열될 때 austenite로부터 생성되는 불규칙한 괴상으로 형성되어 있다. 이러한 M-A 조직은 전위밀도가 높은 lath martensite와 twinning, 그리고 잔류 austenite 등으로 구성되어 있다고 알려져 있다¹³⁾. 실제로 Photo. 5와 같이 TEM으로 관찰하여 보면 막대형태의 M-A 조직에서 전체적 또는 국부적으로 twinning이 관찰되는데, 이는 M-A 조직이 탄소의 함량이 높아 경도가 높고 slip이 일어나기 어렵기 때문에 twinning이 일어난 것으로 판단된다.

M-A 조직의 양은 열cycle의 최고온도와 냉각속도와 같은 열영향부 재현조건에 따라 달라지게 되

Table 3 Grain sizes of the welded heat affected zone (HAZ) and the simulated HAZ

Actual Welded HAZ			Simulated HAZ		
Distance from Fusion Line (mm)	Prior Austenite Grain Size (μm)	Ferrite Grain Size (μm)	Peak Temp. (°C)	Prior Austenite Grain Size (μm)	Ferrite Grain Size (μm)
1	43	-	1350	49	-
3	-	8.5	1200	41	-
5	-	8.8	1000	-	8.7
모재	-	9.1	900	-	8.1

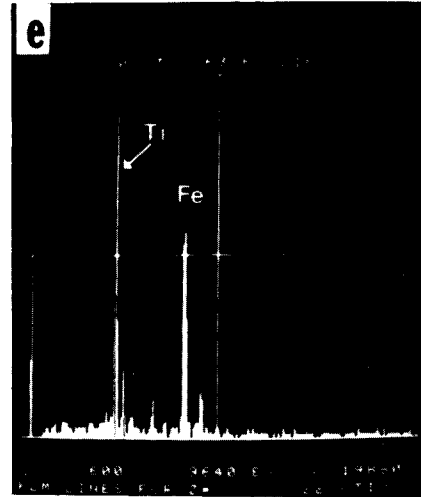
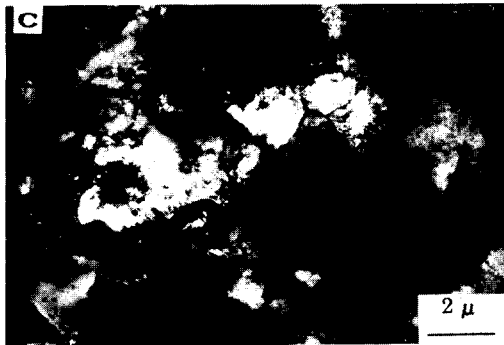
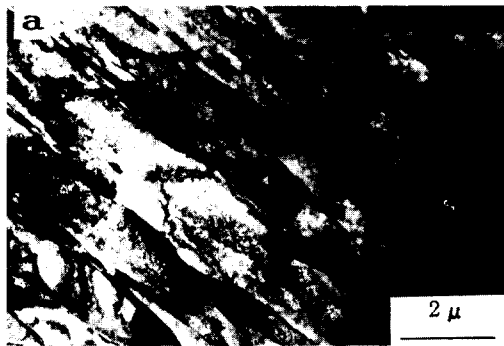


Photo. 3 Transmission electron micrographs at (a)-(b) 1mm, (c) 3mm, and (d) 5mm from the fusion line. Note the presence of titanium carbonitride particles in (b), revealed by the EDAX analysis in (e)



Photo. 4 Scanning electron micrograph in the simulated ICRCG HAZ prepared by the 2-stage electrolytic etching technique¹²⁾ to observe M-A constituent

므로 image analyzer를 사용하여 M-A조직의 양을 측정하여 Table 4에 나타내었다. 1차 최고온도가 높아짐에 따라 M-A조직의 양은 점차 증가한다. 1차 최고온도를 1,350°C로 고정하고 2차 재가열온도(T_p^2)를 변화할 경우에는 T_p^2 가 1,200°C로부터 낮아짐에 따라 M-A의 양도 감소하여

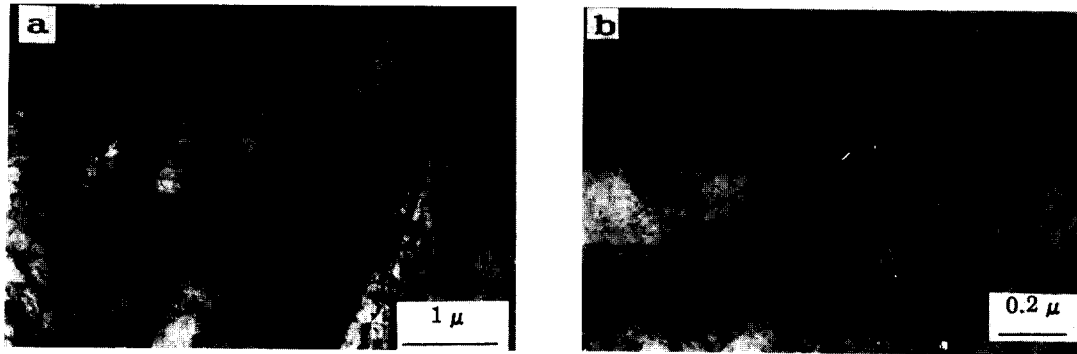


Photo. 5 Transmission electron micrographs of the simulated ICRCG HAZ, showing the twinnings within M-A constituents as indicated by arrows. (a) TEM image and (b) a higher magnification image of M-A constituents in (a)

Table 4 Relationship between the volume fraction of M-A constituents and the simulated thermal cycle

Tp ¹ =1,350°C, Δt=42		Tp ² =800°C, Δt=42		Tp ¹ =1,350°C, Tp ² =800°C	
Tp ²	Mf	Tp ¹	Mf	Δt	Mf
-	7.4	1,350	10.4	20	8.0
1,200	8.2	1,200	7.5	42	10.4
1,000	<0.2	1,100	0.5	60	9.4
800	10.4	1,000	<0.2		

Tp¹ : First Peak Temperature(°C)

Tp² : Second Peak Temperature(°C)

Δt : Cooling Rate from 800°C to 500°C(sec)

Mf : Volume Fraction of M-A constituents(%)

1,000°C일때는 M-A조직이 거의 발견되지 않으나, 800°C에서 다시 크게 증가한다. 용접입열량, 즉 냉각속도의 변화에 따른 M-A조직의 양은 비슷하여 냉각속도의 영향은 별로 없는 것으로 생각된다. 이러한 M-A조직은 파괴시 균열발생의 원인으로 작용하여 파괴인성 저하의 중요한 요인으로 알려지고 있으므로^{9,14)}, 다음에 설명할 파괴시험 결과와의 관계를 자세하게 조사할 필요가 있다.

3.2. 파괴 성질

Fig. 3은 시험온도변화에 따른 모재 및 실용접 열영향부의 CTOD값을 보여 주고 있다. 일반적으로 시험온도가 증가함에 따라 파괴인성도 크게 증

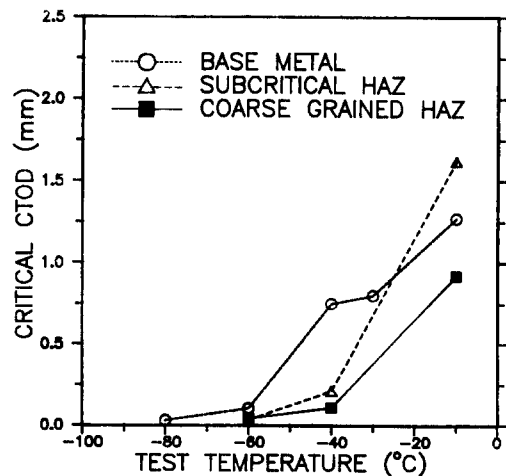


Fig. 3 CTOD value of base metal and heat affected zones vs. test temperature.

가하고 있어 연성-취성전이현상을 잘 나타낸다. 또한 모재의 파괴인성은 용접 열영향부의 인성값보다 높으며, fusion line부근의 조대한 결정립의 열영향부 파괴인성이 가장 낮다. 이러한 경향은 Fig. 4와 같이 Charpy 충격시험결과에서도 나타나고 있어 Charpy 충격시험이 파괴역학의 개념에 기초를 두고 있지는 않지만 열영향부의 파괴 성질의 정성적 평가에는 상당히 유용하게 사용될 수 있음을 보여 준다.

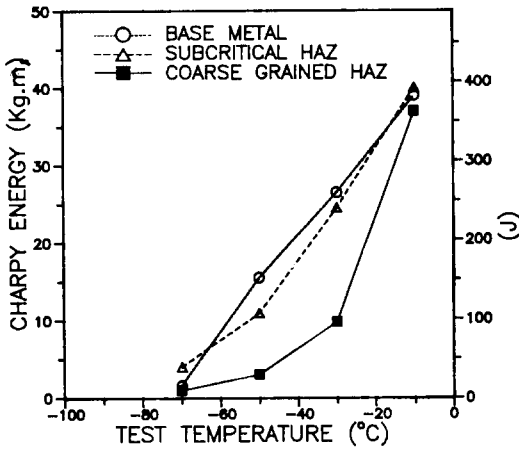


Fig. 4 Charpy impact energy of base metal and heat affected zones vs. test temperature

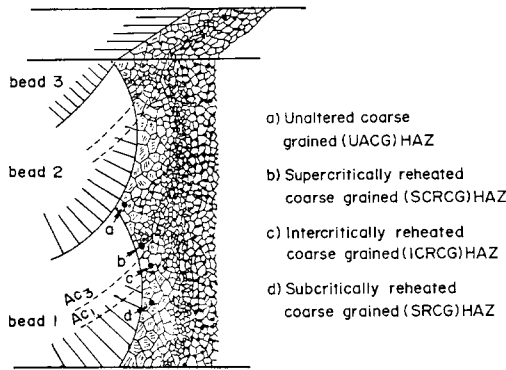


Fig. 5 Schematic diagram of HAZ in multi-pass weld

Fig. 6에 냉각속도와 재가열온도를 달리하여 열재현시험을 한 후 얻어진 결정립 조대화 열영향부에 있어서의 충격시험결과를 도시하였다. 이로부터 UACG HAZ와 ICRCG HAZ에서 충격인성이

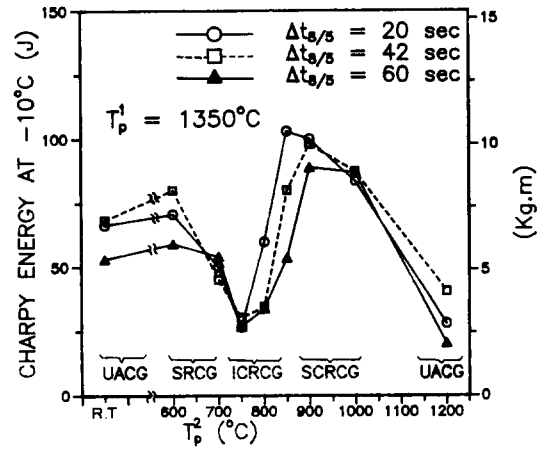


Fig. 6 Influence of cooling rate and second peak temperature on Charpy impact energy, showing two local brittle zones, i.e., UACG HAZ and ICRCG HAZ

가장 낮으며, 냉각속도는 인성값에 거의 영향을 미치지 않음을 알 수 있다. 또한 UACG HAZ와 ICRCG HAZ중 어느 것이 더 파괴인성이 낮은가를 알기 위하여 이 두 곳에 대하여 시험온도를 변화시켜 충격시험을 실시하여 Fig. 7에 도시하였다. 이로부터 국부취화영역은 UACG HAZ라기보다는 ICRCG HAZ임을 알 수 있다. 그리고 이 결과를 Fig. 4의 실용접부의 결정립 조대화 열영향부의 Charpy 충격에너지와 비교하여 보면, 실용접 시험의 충격인성이 훨씬 높게 나타나고 있다. 이는 실용접 충격시험의 노치 선단에는 결정립 조대

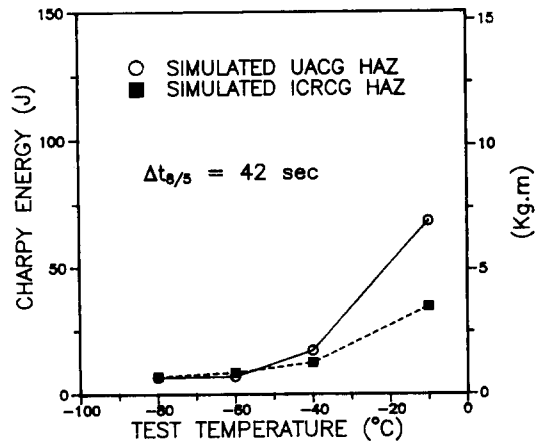


Fig. 7 Charpy impact energy vs. test temperature for the UACG HAZ and the ICRCG HAZ

화 열영향부외에 용접금속부, 결정립미세화 열영향부, 모재 등 여러 조직들이 혼재되어 있고, 이러한 조직들의 높은 인성이 실제 용접시편의 충격 인성에 크게 영향을 미치기 때문이다.

Fig. 8은 T_p^1 을 달리하여 prior austenite grain size를 변화시킨 열재현재의 충격시험 결과와 M-A조직의 분율을 도시하였다. Double 열cycle을 받은 재현재는 single 열cycle을 받은 재현재보다 전반적으로 더 낮은 충격인성을 가지고 있으며, T_p^1 을 증가시키면 prior austenite grain size가 커짐과 동시에 M-A의 분율도 증가하고, 이에 따라 충격인성도 낮아진다. 따라서 충격인성의 저하 요인으로 prior austenite grain size와 M-A의 분율이 중요한 역할을 함을 알 수 있다.

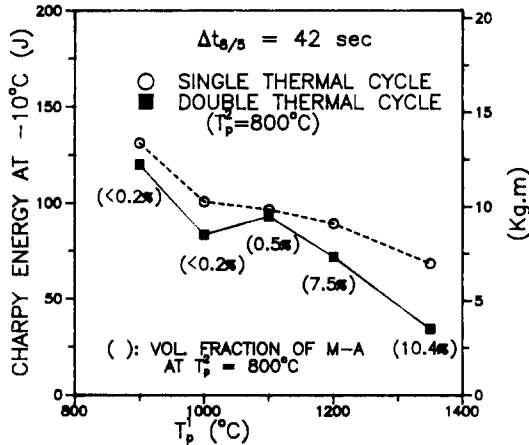


Fig. 8 Charpy impact energy vs. first peak temperature (T_p^1). Parentheses indicate the volume fraction of M-A constituents in the Charpy specimens subjected to the double thermal cycles ($T_p^2=800^\circ\text{C}$)

3.3. 인장 성질

Fig. 9는 열cycle재현부위가 시편의 표점거리를 충분히 포함하도록 가공한 인장시편을 이용하여 강도를 측정하고 모재의 인장 성질과 비교한 결과이다. 이 때 재현시편은 충격시험결과 가장 충격 인성이 낮았던 1차 최고온도 1350°C , 재가열온도 800°C , $\Delta t_{s/5}=42\text{sec}$ 의 ICRCG HAZ를 선택하였다. 인장강도 및 항복강도는 시험온도가 낮아짐에 따라 계속적으로 증가하고 있고, 항복강도는 재현시편과 모재 모두 비슷한 값을 가지나, 인장강도

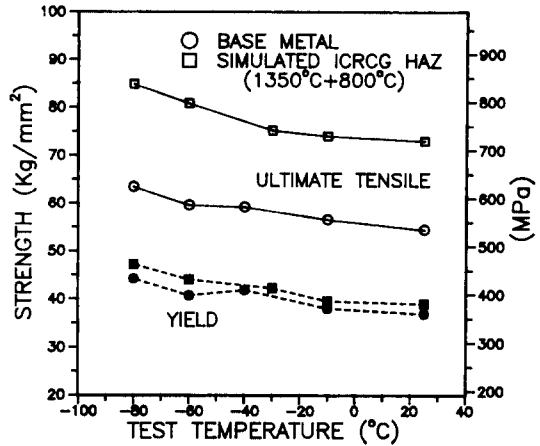


Fig. 9 Ultimate tensile strength and yield strength vs. test temperature for the simulated ICRCG HAZ and base metal

는 재현재가 훨씬 높게 나타나고 있다. 이로부터 용접 열재현에 의한 재료의 취화현상을 쉽게 예상할 수 있다. 반대로 true fracture strain은 Fig. 10과 같이 시험온도가 감소함에 따라 약간씩 감소하며, 모재의 경우가 fracture strain값이 크게 나타나고 있다. 또한 둥근 노치를 준 인장시편의 fracture strain은 일반인장의 strain값보다 훨씬 낮아 약 1/2에서 1/3정도의 값을 가진다. 이는 노치에 의한 효과, 즉 3축인장의 효과에 의한 것으로 생각된다.

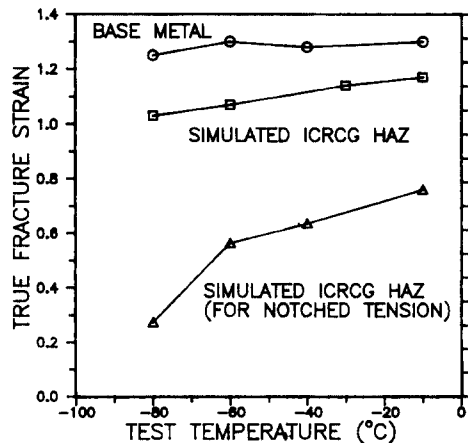


Fig. 10 True fracture strain measured from uniaxial and notched tensile tests vs. test temperature for the simulated ICRCG HAZ and base metal

3. 4. 파면조사

Photo. 6(a)-6(b)는 ICRCG HAZ로 열재현을 한 노치 인장시편의 파면을 SEM으로 조사한 것이다. Photo. 6(a)와 같이 -10°C 에서의 파면의 파괴형태는 완전한 연성파괴이며, dimple내에는 화살표로 표시한 것과 같은 MnS불순물 입자들도 관찰된다. 그러나 시험온도가 낮아지면 파괴형태도 변화하여 연성파괴가 감소하고 벽개파괴(cleavage fracture)가 지배적이 된다. Photo. 6

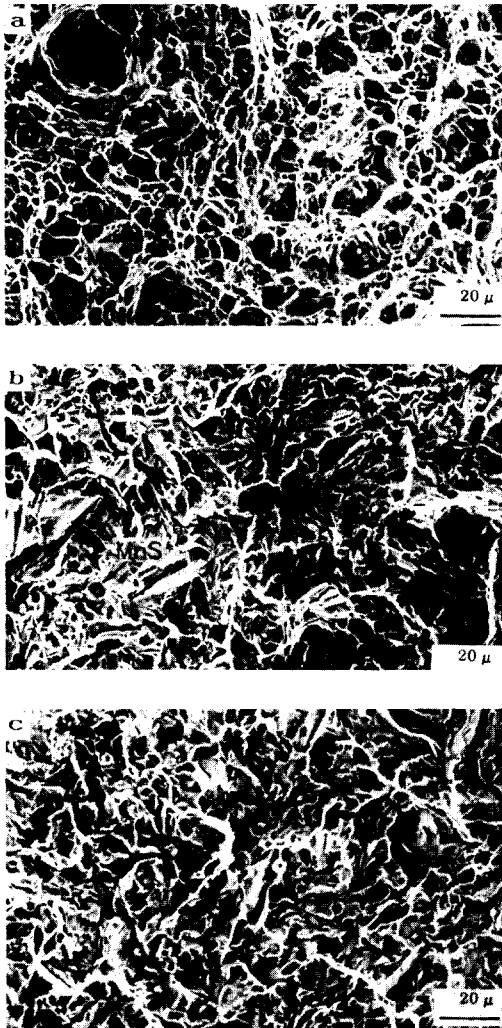


Photo. 6 Scanning electron fractographs of notched round tensile specimens fractured at the condition of (a) -10°C ; $T_p' = 1350^{\circ}\text{C}$ (b) -60°C ; $T_p' = 1350^{\circ}\text{C}$, and (c) -60°C ; $T_p' = 1000^{\circ}\text{C}$

(b)는 -60°C 에서 파단된 것으로 벽개파괴의 전형적인 취성파면을 보여 주고 있다. 이 경우 벽개면(cleavage facet)의 크기는 상당히 크게 나타나고 있으며, 벽개면의 orientation이 서로 다른 면들에서 균열이 전파하기 위하여 계단형태의 river pattern이 많이 발견되고 있다. 반면에 Photo. 6(c)는 1차 최고온도 $1,000^{\circ}\text{C}$, 시험온도 -60°C 의 조건으로 파단된 경우로서 벽개형태로 파괴가 일어나고, 벽개면의 크기는 Photo. 6(b)에 비하여 상당히 작다. 이것은 T_p' 이 낮아짐에 따라 결정립 크기가 작아졌기 때문이다. 이로부터 upper bainite, martensite, lower bainite, ferrite, pearlite 등의 조직이 복잡하게 혼합되어 있는 열영향부에서도 ferrite-pearlite조직에서와 마찬가지로 벽개면의 크기를 결정하는 중요한 인자는 prior austenite grain size라는 것을 알 수 있다.

또한 벽개파면에서는 Photo. 6(b)와 Photo. 6(c)에서 보듯이 많은 이차균열(secondary crack)들이 관찰되는데, 이 파면들을 이단전해부식을 한 후 확대하여 관찰해 보면 Photo. 7과 같이 이차균열의 내부에 M-A조직이 발견된다. 기지 조직에 비하여 대단히 단단하고 깨지기 쉬운 이 M-A조직은 일단 이차균열을 형성시키고, 이러한 이차균열로부터 취성파괴가 시작될 수 있을 것이다.

노치 인장시편의 파면 아래의 변형을 많이 받은 부위를 자세하게 조사하여 보면 M-A조직으로부터 void 또는 미세균열이 생성됨을 관찰할 수 있다. Photo. 8은 파면을 Ni로 plating을 하고 인장

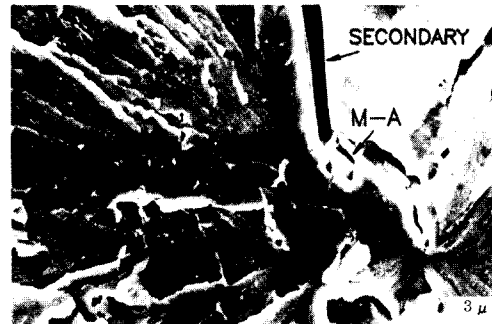


Photo. 7 Scanning electron fractograph of the simulated ICRCG HAZ, showing a cleavage fracture initiation point at the M-A constituent inside secondary cracks

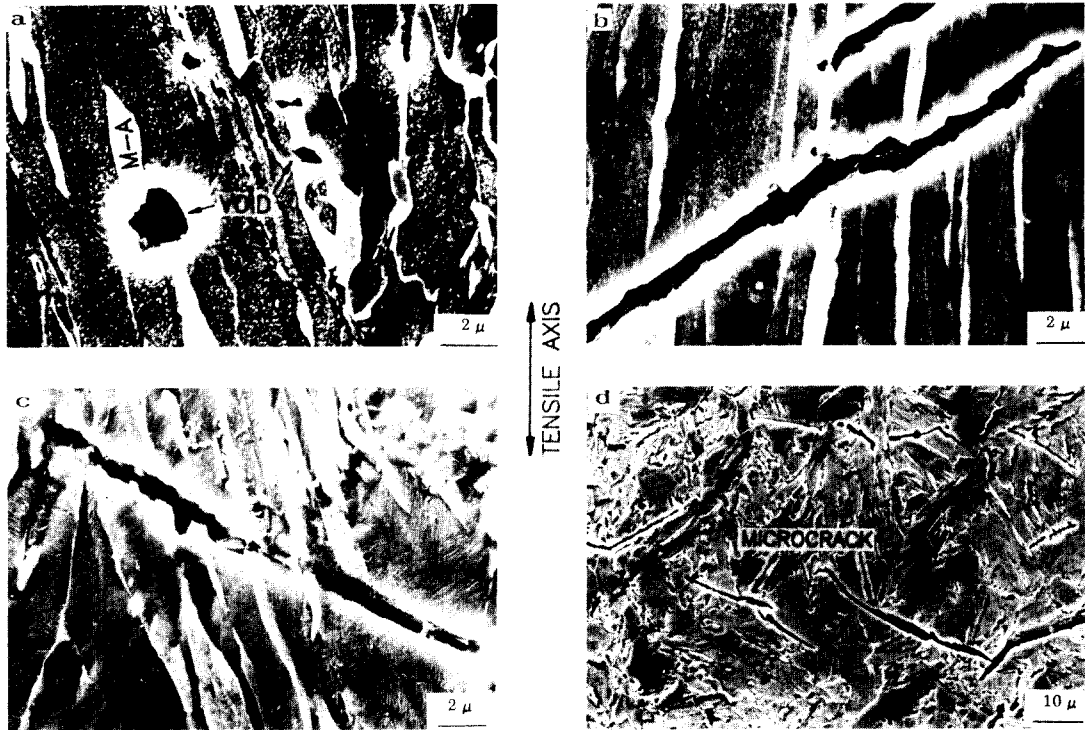


Photo. 8 Scanning electron micrographs of notched round tensile specimens sectioned parallel to the tensile axis, showing the microstructure beneath the fracture surfaces of the simulated ICRCG HAZ fractured at (a)-(b) -10°C and (c)-(d) -80°C . Tensile axis is vertical for the micrographs

축에 평행하게 절단한 후 이단전해 etching한 미세조직을 보여 준다. Photo. 8(a)는 -10°C 에서 파단된 경우로서 막대형태의 M-A조직이 인장방향에 평행하게 배열되었을 때 M-A조직으로부터 많은 void가 생성되고 있으며, 더 큰 변형을 받으면 이 void들은 전단응력의 방향 즉 인장방향에 약 45° 방향으로 서로 연결되어 균열이 전파된다 (Photo. 8(b)). 그러나 막대형태의 M-A조직이 인장축에 평행하지 않거나 과상의 M-A조직에서는 void는 거의 생성되지 않는다. -80°C 에서 파단되었을 때는 Photo. 8(c)와 같이 대단히 미세한 void들이 관찰되며, 시험온도 -10°C 의 경우와 달리 더 큰 변형을 받아도 void는 더 성장하지 못하고 미세균열을 이루게 된다. 이 미세한 균열은 Photo. 8(d)와 같이 전단응력의 방향으로 직선적으로 혹은 zig-zag형태로 전파된다. 이와 같이 M-A조직은 파괴시 void 또는 균열발생의 주원인 된다.

4. 결과 및 고찰

고장력강의 경우 용접 열영향부에서 국부취화현상이 발생되며, 이 국부취화영역은 실용접시편의 파괴시험으로부터 결정립이 조대화된 열영향부라는 것을 알 수 있다. 결정립 조대화 열영향부는 다층용접의 경우 후속용접에 의한 열cycle의 영향으로 재가열온도에 따라 미세조직이 변화하므로 달라진 각 미세조직을 분리하기 위하여 열cycle 재현시험이 필요하게 된다. 열cycle 재현시험 후 얻어진 각 결정립 조대화 열영향부에 있어서의 충격시험 결과들은 낮은 인성을 가지는 국부취화영역은 $(\alpha + \gamma)$ 2상영역으로 재가열된 ICRCG HAZ임을 알려 준다. 이러한 파괴거동은 결정립 크기, 석출물, M-A조직 등 미세조직학적 요인들을 고려함으로써 설명될 수 있다.

우선 결정립 크기는 effective grain size로 고려되어야 한다. 이 effective grain size는 ferrite-

pearlite강의 경우 벽개면간의 misorientation의 차이에 의하여 결정될 수 있으며, 대략 이 effective grain size는 prior austenite grain size가 된다고 알려져 있다¹⁵⁾. Photo. 6(b)와 Photo. 6(c)는 결정립 크기가 서로 다른 조직들의 벽개파괴면으로서 벽개면들의 크기가 prior austenite grain size와 비슷한 범위내에 있다는 것을 보여 준다. 따라서 upper bainite, martensite, lower bainite, ferrite, pearlite 등의 조직이 복잡하게 혼재된 결정립 조대화 열영향부에서도 ferrite-pearlite조직에서와 마찬가지로 effective grain size는 prior austenite grain size가 된다는 것을 알 수 있다.

열cycle 재현시편의 충격인성값은 effective grain size와 좋은 관계를 가질 수 있다. 그 예로 Fig. 8과 같이 1차 최고온도가 증가하면 effective grain size도 증가하게 되며, 이에 따라 충격인성도 감소된다. 그러나 실제로 미세조직 중에는 파괴인성을 낮추는 것으로 알려진 upper bainite, 석출물, M-A조직 등이 존재하고 있기 때문에 충격인성의 감소의 원인이 조대해진 effective grain size만의 효과라고 말하기는 어렵다. 또한 조대화 결정립 열영향부에서는 결정립 크기가 용접부의 인성에 미치는 영향이 매우 작다는 결과¹⁶⁾도 나오고 있어 아직 불확실한 점이 많다.

Fig. 6과 Fig. 8은 생성된 M-A조직의 양이 열 cycle의 1차 최고온도와 재가열온도에 따라 변화하여 M-A조직의 양이 많을수록 충격인성값이 감소된다는 매우 중요한 결과를 보여 준다. 따라서 ICRG HAZ의 낮은 인성값은 바로 M-A조직의 양 차이에 기인하며, M-A조직의 양과 열영향부의 인성값의 관계를 Fig. 11에 도시하여 보면 M-A조직의 양이 많을수록 충격인성은 직선적으로 감소되는 정량적인 관계를 얻을 수 있다.

이 M-A조직은 Photo. 4에서 보여 주듯이 주로 결정립계 및 bainitic ferrite사이에서 형성되며, 외부응력이 작용하게 되면 M-A조직에서 변형이 집중되어 void를 생성시키고, 이 void들이 서로 연결되어 연성파괴 또는 벽개파괴를 일으킨다. 이와 같이 실제의 미세파괴과정을 관찰하여 보면 void는 주로 M-A조직에서 생성되고 있어 기지조직인 upper bainite와 석출물들은 파괴에 큰 영향을 미치지 못하고 있으며, 파괴 및 LBZ에 가장

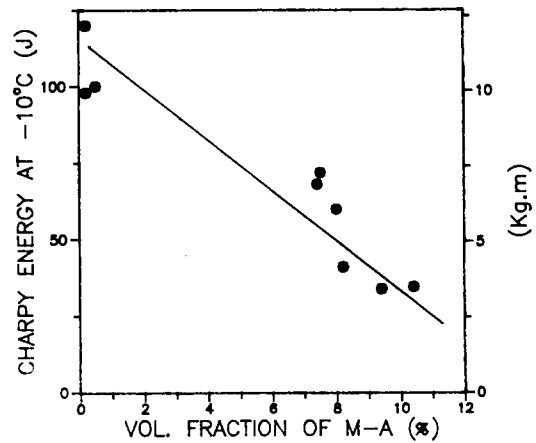


Fig. 11 Relationship between the volume fraction of M-A constituents and Charpy impact energy

중요한 미세조직학적 인자는 M-A조직이라는 것을 알 수 있다. 또한 저온에서 파괴될 때는 M-A조직이 응력집중처 역할을 하여 자체에서 미세한 균열을 생성시키고, 이 균열이 이차균열 또는 균열의 직선적인 전파를 야기함으로써 취성파괴가 용이하게 발생된다. 이러한 미세균열은 Photo. 8과 같이 막대형태의 M-A조직이 인장축과 대략 평행한 경우 인장축과 40-50°방향으로 전파되며, 막대형 M-A조직이 인장축에 수직인 경우는 미세균열이 거의 발생하지 않는다. 이러한 형태의 균열성장은 Miller와 Smith¹⁷⁾에 의해 설명된 "shear cracking process"로 설명될 수 있으며, Fig. 12에 M-A조직에서의 shear cracking mechanism을 나타내었다. 시편이 인장응력을 받으면 초기에 작은 void가 M-A조직에 생기며 이는 bainitic matrix의 전단(shear)을 조장시키고, 전단이 충분히 크면 서로 연결되어 전단방향으로 미세균열을 형성한다. 벽개파괴의 경우는 처음 생긴 미세균열이 벽개균열로 갑자기 전파될 수 있을 것이다. 이 때에도 균열전파방향은 전단방향 즉 약 45°방향이 됨을 예상할 수 있다. 따라서, 이 파괴 기구는 M-A조직의 역할이 파괴를 시작하거나 균열의 전파를 용이하게 함으로써 M-A조직을 많이 함유하고 있는 결정립 조대화 열영향부의 충격에너지를 상당히 감소시킨다는 것을 알려 준다. 그러므로 Charpy충격인성 등 파괴 성질의 감소와 관련된 LBZ의 원인은 주로 M-A조직의 영향이라고 결론지을 수 있다.

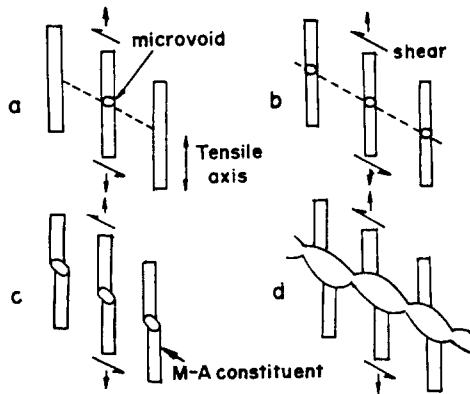


Fig. 12 Schematic description of shear cracking process of M-A constituents

이상의 결과는 해양구조용 강재의 열영향부의 파괴인성을 저하시키는 중요한 인자는 M-A조직이며, 이러한 M-A조직의 생성을 최소화할 수 있는 용접조건을 사용하여 함을 보여 준다. 따라서 본 연구의 결과는 용접열영향부 취화원인의 규명에 기여함을 물론, 용접조건 적용상의 문제점 해결에 필요한 기초실험자료를 제공할 수 있을 것으로 기대된다. 실제로 미세적인 파괴과정이 조성, 미세조직과 용접조건 등에 미치는 영향을 분석하는 것은 강재의 파괴에 있어 대단히 중요한 문제 중의 하나이다. 그러나 Charpy충격에너지값이 노치의 위치나 노치 주위의 미세조직학적 불균일성으로 인하여 그 값의 변화가 심할 뿐만 아니라 충격에너지값은 파괴역학에 기초를 두고 있지 않기 때문에 강재에 대한 파괴인성의 정량적인 평가와 이에 따른 LBZ에서의 취화원인의 규명에 문제가 있다¹⁸⁾. 따라서 날카로운 균열선단에서 일어나는 파괴과정을 이해함으로써 충격시험결과와 비교하고, 파괴모델을 사용한 미세조직학적인 관점에서 시험결과 해석은 앞으로 더 연구하여야 할 과제로 생각된다.

5. 결 론

해양구조용 Normalized강재를 사용하여 여러 용접조건에 의한 파괴시험과 미세조직 관찰 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 실용접시편의 파괴 시험 결과 결정립 조대화 열영향부에서 가장 인성이 낮아 국부적인 취화현상이 일어났으며, 실용접조건을 열cycle로 재현하

였을 경우에도 파괴인성은 실용접부의 파괴인성과 비슷한 경향을 보였다.

2. 미세조직을 조사한 결과 M-A조직의 양이 증가함에 따라 충격에너지는 감소하였다. 따라서 M-A조직은 용접 열영향부의 충격인성에 영향을 미치는 가장 중요한 인자이며, 이러한 M-A조직의 생성을 최소화 할 수 있는 합금설계 및 용접조건을 사용하여야 한다.

3. M-A조직은 void 또는 미세균열을 생성시키고, 이들이 서로 연결되어 연성파괴를 일으키거나, 이차균열 또는 미세균열의 직선적인 전파를 야기함으로써 취성파괴를 일으킨다.

참고문헌

- 1) K. Satoh and M. Toyoda, *Proc. of the 7th Int Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Houston, Texas, (1988), pp. 495
- 2) R. Denys and H. I. McHenry, *ibid.*, pp. 379.
- 3) J. Y. Koo and A. Ozekcin, "Welding Metallurgy of Structural Steels", Ed., J. Y. Koo, Pub, AIME, (1987), pp. 119.
- 4) D. P. Fairchild, *ibid.*, pp. 303.
- 5) T. Haze and S. Aihara, *Proc. of the 7th Int Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Houston, Texas, (1988), pp. 515
- 6) K. Uchino and Y. Ohno, "Welding Metallurgy of Structural Steels", Ed., J. Y. Koo, Pub, AIME, (1987), pp. 159
- 7) 이종섭, 김충명, 유호천, "조질고장력강 용접부 인성에 미치는 용접 후열처리의 영향 연구", 산업과학기술연구소 보고서, (1987).
- 8) A. S. Tetelman, A. J. McEvily, Jr., "Fracture of Structural Materials", John Wiley and Sons, (1967).
- 9) 윤중근, 김희진, "고장력강의 용접열영향부의 파괴인성", 제2회 재료강도 심포지움, 서울, (1988), pp. 35.
- 10) 稻恒, 尹藤, "現代溶接技術大系", 11卷.
- 11) S. Lee, *Scripta Metallurgica*, Vol. 22, (1988) pp. 59.
- 12) 菊田, 荒木, *溶接學會誌*, Vol. 50, No. 1, (1981), pp. 19.
- 13) 中尾, 大重, 野井, *溶接學會誌*, Vol. 3, No

- 4, (1985), pp. 766.
- 14) S. Lee, B. C. Kim, and D. Y. Lee, "Fracture Mechanism in Coarse Grained HAZ of HSLA Steel Weld", submitted to *Scripta Metallurgica*, (1989)
- 15) H. Couque, R. J. Asaro, J. Duffy and S. Lee *Metall. Trans. A*, Vol. 19A (1988), pp. 2179.
- 16) 菊田, 荒木, 佐野, 溶接學會誌, Vol. 43, (1974), pp. 1047.
- 17) L. E. Miller and G. C. Smith, *J. Iron Steel Inst*, Vol. 208, (1970), pp. 998.
- 18) S. H. Lee, D. Y. Lee and R. J. Asaro, "Correlation of Microstructure and Tempered Martensite Embrittlement in Two 4340 steels", *Metall. Trans. A*, in press, (1989).

<분과위원회활동>

<용접재료 Symposium개최>

최근 선박, 해양구조물, 산업구조물 등과 같이 용접이 주요공정인 구조물 제작에 있어 생산성 향상을 위해 용접방법이 반자동·자동과 같은 고능률 용접방법으로 바뀌고 있다. 그중에서도 FCAW기법은 생산성 및 품질의 향상에 크게 기여하고 있으나 FCAW 기법의 확대적용을 위해서는 Flux Cored Wire의 안정적공급 및 경제성에 있어 외국제품에 비해 손색이 없는 국산화가 절실히 요구되나, 아직 재료의 평가, 재료의 선정, 기법 개발 및 사용상의 문제점등이 있어 회원사 상호간의 정보교환이 절실히 필요하여 학회가 주관이 되어 지난 3월 24일 창원한국기계연구소(KIMM) 세미나실에서 용접재료 maker, 용접재료 사용자 등 모두 58명의 회원사 회원들이 모여 진지한 토론이 있었다. 주제발표는 김경중 회원의 "FCA Wire 사용 특성 및 전망"에 이어 김희진 회원(현대중공업), 홍태용 회원(삼성중공업), 황민수 회원(대한조선공사), 한용섭 회원(대우조선)들이 각 회사에서의 Flux Cored Wire사용 실적 및 문제점에 대한 발표가 있는 후에 참석회원들의

자유토론이 진행되었다.

주제발표 및 토론에 있어 Flux Cored Wire의 평가에 있어 등장한 주요인자들은 기계적 성질(충격인성), 송급성, 초층내균열성, slag 박리성, blow hole, worm hole, 내pit성, spatter 발생량, bead외관, fume 등이 있다.

토의 과정에서 지적된 사항중에 수동용접봉이나 CO₂ solid wire인 경우와는 다르게 flux cored wire는 매우 까다로운 용접재료임이 판명 되었고, 또한 불행하게도 재료의 국산화 과정에서 각 사용자 및 재료 maker의 평가방법 및 기준이 서로 상이함에 따라 각각의 실험결과를 가지고 재료의 평가에 대한 합리적인 결론을 유도하는데 어려움이 있었다. 예를들면 초층내균열성의 평가에 있어 개선형상, 개선각도, root gap size, 구속도, 모재의 두께, 용접조건 등의 변수가 있는데 이들 변수가 평가자마다 다르므로 결론을 내리기에는 많은 문제점이 있고 또한 평가기준이 없어 더욱 어려움이 많았다.

그러나 서두에서도 언급되었듯이 생산성 향상을 위해 FCAW기법의 확대적용은 필수적이고 또한 재료의 국산화는 필히 수반되어야 하는데 참석회원들은 인식을 같이하고 향후 Flux Cored Wire의 평가방법 및 평가기준의 표준화를 위해 상호협력하여 빠른 기간내에 좋은 결과를 유도하자고 합의 하였다.