

# 초저온용 강 용접열영향부의 저온 파괴특성에 관한 금속조직학적 분석(I) - 열재현된 CGHAZ 시험편을 이용한 국부취화현상의 평가 -

張宰溢 · 朱章福 · 金愚植\* · 權東一

서울대학교 공과대학 재료공학부  
\*한국가스공사 연구개발원

## Metallurgical Analyses of Fracture Characteristics in Weld Heat-Affected Zones of Cryogenic Steel (I) - Evaluation of Local Brittle Zone Phenomena Using Synthetic CGHAZ Specimens -

Jae-il Jang, Jang-Bog Ju, Woo-sik Kim\* and Dongil Kwon

School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea  
\*R & D Center, Korea Gas Corporation, Ansan 425-150, Korea

**Abstract :** The present study was focused on the correlation of the microstructure with the cryogenic fracture characteristics in the heat-affected zones (HAZs) of multi-pass welded cryogenic steel, i.e., QLT (quenching, lamellarizing and tempering)-processed 9% Ni steel used for LNG (liquefied natural gas) storage tanks in Korea due to the advanced cryogenic fracture toughness. The fracture behaviors of the various micro-zones within HAZ including LBZ (local brittle zone) were investigated using simulated HAZ specimens. From the Charpy tests using various synthetic CGHAZ specimens, the primary LBZ in this steel was found to be inter-critically reheated coarse grained HAZ (IC CGHAZ) like other structural steels. However, unlike other cases, IC CGHAZ in this cryogenic steel showed LBZ phenomena only at cryogenic temperature, not at room temperature. Micro-mechanical processes were identified by *in situ* observation within SEM (scanning electron microscopy) using miniaturized SENT (single edge notched tension) specimens. Based on the test results, the possible causes on cryogenic LBZ phenomena were analyzed and discussed. These results suggest that the LBZ phenomena could be explained by total consideration of various metallurgical factors including carbon contents in M-A (martensite-austenite) constituents and their influences on fracture behaviors at cryogenic temperature.

(Received March 31, 2000)

**Key words :** HAZ, QLT-9% Ni steel, Microstructure, Cryogenic LBZ, M-A constituents, Fracture characteristics, *in situ* observation, Thermal cycle simulation.

### 1. 서 론

초저온 환경의 구조용 재료로 널리 알려진 9% Ni 강은 우수한 초저온 인성을 바탕으로 111K에서 운용되는 LNG (liquefied natural gas) 저장탱크의 내조로서 전세계 저장탱크의 80% 이상의 사용실적을 가지고 있다. 국내에서는 천연가스 수요증대에 따른 LNG 저장탱크의 건설 증가와 함께 90년대 중반부터 9% Ni 강을 생산하여 국내 저장탱크에 자체 공급하고 있다.

국내에서 생산하는 9% Ni 강<sup>1)</sup>은 저온 인성을 기존의 9% Ni 강에 비하여 더욱 향상시키기 위하여 유해원소인 P와 S의 함량을 극저화하는 한편, 열처리 방식으로서 기존의 9% Ni 강용 열처리 방법이 아닌 QLT(quenching, lamellarizing & tempering) 열처리 공정을 채택하였다. QLT 열처리는 잔류 오스테나이트 함량과 결정립 미세화 효과를 증대함으로써 초저온 인성을 급격히 향상시키는 차세대 9% Ni 강의 열처리방법으로서, LNG 수요량이 세계 최대인 일본에서도 초대형 LNG 저장탱크용으로 QLT 열처리 강의 사용이 확대되

고 있는 실정이다.

QLT-9% Ni 강은 국내의 LNG 저장탱크의 내벽으로서 건설시 수평용접부와 수직용접부에 대하여 각각 SAW (submerged arc welding)와 SMAW(shielded metal arc welding)의 방식으로 용접이 행해진다. 일반적으로 잘 알려진 바와 같이 용접열영향부(heat-affected zone, 이하 HAZ)는 용접구조물에서 가장 취약한 부위이므로, 9% Ni 강 HAZ의 저온 파괴특성 평가는 LNG 저장탱크의 대규모 재해 방지를 위한 안전성 확보의 관점에서 가장 기초적인 동시에 필수적인 연구이다. 하지만 세계적으로 LNG 저장탱크가 20만 kl 급 이상으로 초대형화 되는 추세에 따라 극후판용 QLT-9% Ni 강의 사용이 급격히 증가할 전망임에도 불구하고 본 강 HAZ 내의 파괴특성 변화에 관한 체계적인 연구는 국내외에서 극히 미미한 실정이다. 이러한 HAZ 내의 파괴인성변화 해석과 파괴기구 분석을 위해서는 다층용접부가 가진 금속조직학적 특징의 이해가 반드시 수반되어야 한다. 이 금속학적 특징은 거시적으로 일반화 하기에는 어려움이 있으므로, 다양한 열이력을 받은 개개의 미세조직이 가

진 인성치를 평가하고 미시적인 파괴거동을 분석하여야만 거시적인 분석과 관련하여 HAZ의 총체적인 파괴특성 변화기구를 판단할 수 있다.

이러한 사실에 근거하여 본 연구에서는 본 강의 HAZ에 대한 체계적인 파괴특성 분석의 한 단계로서 열재현 시험을 통하여 모사된 HAZ 내 각 영역에서의 인성과 미세조직의 변화를 조사하였고, 해양 구조물과 같은 대형 용접 구조물용 강의 파괴인성 평가에 있어 기본적인 연구주제로서 꾸준히 주목되어온 국부적 취화영역(local brittle zone, 이하 LBZ) 현상에 대하여 분석하고자 하였다. 이를 위하여 다양한 HAZ 내 국부영역(sub-HAZ)을 재현한 열모사 시험편을 제작하여 충격시험 및 미세조직 관찰을 수행, 상관관계를 분석하였으며, 주사전자현미경(scanning electron microscope, 이하 SEM) 내에서 파괴거동을 직접 관찰함으로써, 종합적으로 HAZ 내의 국부영역에 대한 인성변화기구를 해석하였다.

## 2. 실험 방법

### 사용재료

실험에 사용된 재료는 P와 S를 극저화하고 QLT 열처리(Q 처리 : 1093 K 전후, L 처리 : 953 K 전후, T 처리 : 843 K 전후)를 이용하여 제작된 고인성 9% Ni 강으로, 국내 LNG 저장탱크에 공급되는 상용의 강과 동일한 강이다. 그 화학 성분과 기계적 성질을 표 1에 나타내었다.

### 용접 열사이클 모사시험

다층 HAZ 내의 국부적인 미세영역들을 재현하기 위하여, HAZ가 받은 용접열사이클을 재현한 용접열사이클 모사(welding thermal cycle simulation) 시험을 11×11×60 mm 크기의 각봉시험편을 사용하여 실시하였다. 각 열이력을 재현하기 위한 모사시험기로서 고주파 유도가열방식을 사용하는 열사이클 재현장치인 MTCS(Metal Thermal Cycle Simulator)를 사용하였다. HAZ 내 국부영역들을 재현할 때 가장 중요한 변수들은 열사이클의 최고도달온도( $T_p$ )와 일정 온도영역(1073 K에서 773 K 까지)에서의 냉각시간( $\Delta t_{8/5}$ ), 즉 냉각속도이다. 이들 변수들이 각각 대변하는 것은 전자의 경우에는 국부영역들의 HAZ 내 위치이고, 후자의 경우에는 시행한 용접조건이다.

재현한 용접조건은 실제 국내 LNG 저장탱크 건설시의 현장용접조건으로서, SAW의 경우 평균입열량 23 kJ/cm, SMAW의 경우 평균입열량 28 kJ/cm으로 저장탱크 측판 최하단의 두께인 22 mm 모판에 대하여 용접을 수행한 경우에 대하여 HAZ를 재현하고자 하였다. 이러한 조건을 Rothenthal의 해석해를 응용한 열전달 방정식을 기초로 한 모사식<sup>2)</sup>에

대입하여 구한 후, 모사시험에 사용한 1073 K로 부터 773 K까지의 냉각시간( $\Delta t_{8/5}$ )은 SAW와 SMAW 용접부의 경우 각각 13.5초와 19.4초이며, 773 K로 부터 573 K까지의 냉각시간( $\Delta t_{5/3}$ )은 SAW와 SMAW 용접부의 경우 각각 36초와 52초였다.

다음으로 HAZ 내의 평가대상위치를 선정하여야 하는데, 이때 최고 도달온도( $T_p$ )를 결정하기 위하여 강의 변태점에 따라 미세영역을 분류하였다. 구조용강의 취화영역으로 알려진 조대화 결정립 영역(coarse-grained HAZ, 이하 CGHAZ)을 주된 재현대상 영역으로 하기 위하여 1차 열사이클의 최고온도( $T_{p1}$ )를 1623 K로 고정하고, 2차 열사이클의 최고온도( $T_{p2}$ )를 1473 K에서 상온까지 다양하게 변화시켜 CGHAZ의 각 세부영역들을 재현하였다. 이와 더불어  $A_{c1}$ 과  $A_{c3}$  변태점을 찾기 위하여 변태점 측정시험(dilatation test)을 실시하였다.

### 파괴시험 및 관찰

각각의 모사시험편에 대하여 표면을 연마한 후에 표준 2 mm - V 노치 샐피 충격시험편을 제조하였다. 노치도입부위는 모사시험시 열전대를 부착한 부위로 선택하여 원하는 열사이클을 반영하도록 하였다. 샐피 충격시험은 상온과 액체질소 온도인 77 K에서 각각 실시하였고, 시험후 SEM을 이용하여 파괴양상을 관찰하였다. 이때, 최종적인 충격인성으로서는 동일조건에서 시험한 3개 이상의 시험편에서 얻은 충격치에 대한 평균값을 사용하였다.

한편, 각각의 모사시험편에 대하여, SEM내에 장착한 인장하중장치를 사용하여 시험편에 인장하중을 가하면서 직접적으로 파괴과정을 관찰하였다. 샐피충격시험에서와 마찬가지로 노치도입부는 모사시험시 열전대를 부착하였던 위치를 선택하였다. 이때의 하중속도는 초당 0.032 mm로 조절하였으며, 사용된 시험편은 그림 1에 나타난 바와 같은 SENT(single edge notched tension) 형상을 가진 소형시험편을 사용하였다. 겉보기 파괴인성을 평가하기 위한 SENT 시험편의 응력 확대계수는 하중(P), 균열길이(a), 시험편 두께(B) 및 폭(W)을 이용하여 다음의 식 (1)과 (2)로 나타낼 수 있다.

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (1)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \sqrt{\frac{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}{\cos \frac{\pi a}{2W}}} \left[ 0.752 + 2.02 \left(\frac{a}{W}\right) + 0.37 \left(1 - \sin \frac{\pi a}{2W}\right)^3 \right] \quad (2)$$

시험편의 가운데에는 홈을 만들어 두께를 얇도록 하였는데, 이는 시험편의 노치주위가 낮은 하중에도 쉽게 변형될 수 있게

Table 1. Chemical compositions and basic mechanical properties of used material.

Chemical Compositions (wt%)						Mechanical Properties at R.T. (at 77K)			
C	Si	Mn	P	S	Ni	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	vE(J)
0.066	0.24	0.65	0.005	0.005	9.28	640 (910)	710 (1140)	36 (34)	290 (210)

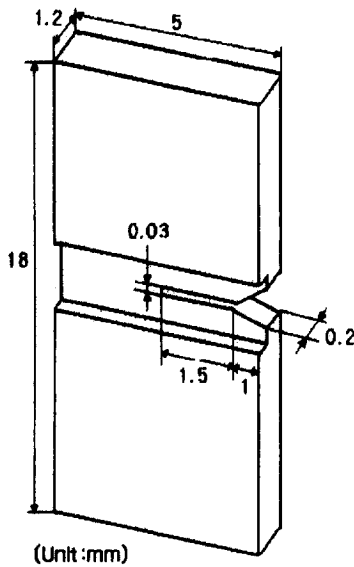


Fig. 1. Schematic diagram of miniaturized SENT specimen used in this study.

하기 위해서이다. 또 무한히 날카로운 균열의 존재를 가정한 파괴역학을 기초로 하기 위하여 균열의 폭은 와이어 커터를 사용하여 그림 1에 나타낸 바와 같이 30 μm로 제조하였다. 이는 LBZ를 가진 용접부와 같은 취성파괴거동을 나타내는 재료에 있어서 균열의 폭이 수십 μm의 경우에는 피로예비균열과 유사한 효과를 얻을 수 있다는 기존 연구결과<sup>3)</sup>에 기초한 것이다.

**미세조직 분석**

모사시험편이 재현한 미세조직의 결정립 크기를 관찰하기 위하여 2% Nital로 조직을 에칭한 후 광학현미경으로 관찰하였다. 또한 9% Ni 강의 주요 인성증가 요인으로 알려져 있는 잔류 오스테나이트의 함량을 조사하기 위하여 CrKα 선 (λ = 2.29Å)을 사용한 X 선 회절 시험을 실시하여 (200)α와 (220)γ의 적분강도를 비교하였다. 시험대상은 살피충격시험을 수행한 후의 노치 확인점부를 목표로 하여 시험을 실시하였다.

해양 구조물용 강 용접부가 나타내는 LBZ의 주요 원인으로 알려져 있는 M-A 조직(M-A constituents)을 관찰하기 위해서는 가속전압 20 kV의 SEM을 이용하였다. 이때 시험편은 Ikawa 등<sup>4)</sup>이 개발한 2단 전해에칭법(2 stage electrolytic etching method)을 적용하여 에칭한 후 관찰하였다. M-A 조직의 성분을 분석하기 위하여 가속전압 15 kV의 EPMA (Electron Probe X-Ray Micro-Analyzer)를 이용하였다. EPMA의 빔유효반경(2-3 μm)이 M-A 조직에 비하여 너무 커서 정량적인 분석이 어려움에 따라, mapping 법을 사용하여 상대적인 농도의 분포도를 분석하였고, 농도에 따른 색깔을 구분함으로써 상대적인 농도 차이를 알 수 있었다.

**3. 실험 결과 및 고찰**

**HAZ 내 국부영역에서의 인성 변화**

용접용융선(fusion line) 근처에 존재하는 조대한 결정립을

가진 HAZ, 즉 CGHAZ는 일반적으로 결정립 조대화 효과만으로도 큰 인성저하를 나타내므로 공업적 견지에서는 CGHAZ 전체를 LBZ라고 통칭하기도 하지만, 실제 LBZ는 구조용 강의 종류와 강도수준에 크게 의존하게 된다. 구조용 강의 다층(multi-pass) 용접시 CGHAZ는 다시 후속 열사이클의 최고가열온도(T<sub>P2</sub>)에 따라, T<sub>P2</sub>가 결정립 성장영역에 있는 UA CGHAZ(unaltered CGHAZ), T<sub>P2</sub>가 재결정 온도영역에 있는 SCR CGHAZ(supercritically reheated CGHAZ, 경우에 따라서 FGHAZ(fine-grained HAZ)라고 표현하는데<sup>5)</sup>, 이는 결정립 미세화 효과에 의하여 단일 사이클시의 FGHAZ와 비슷한 미세조직 효과를 가짐에 따른 것이다), T<sub>P2</sub>가 A<sub>C1</sub>과 A<sub>C3</sub> 사이의 2상 영역에 존재하는 IC CGHAZ(intercritically reheated CGHAZ) 및 T<sub>P2</sub>가 A<sub>C1</sub> 이하인 SC CGHAZ(subcritically reheated CGHAZ)의 4가지 영역으로 다시 나뉘게 된다.

이러한 분류기준에 따라 결정립 조대화에 따른 취화영역으로 알려진 CGHAZ 내의 각 국부영역들을 구분하기 위하여 본 강의 변태점 측정시험을 실시한 결과, A<sub>C1</sub>은 약 838 K 부근이고, A<sub>C3</sub>온도는 약 968 K 부근임을 확인할 수 있었고, 이에 따라 열재현 시험편의 모사 대상영역을 결정할 수 있었다.

그림 2는 CGHAZ 영역으로 1차 열사이클을 부여한 후 2차 열사이클의 최고도달온도(T<sub>P2</sub>)를 변화시킨 시험편들에 대하여 상온에서 살피 충격시험을 수행한 결과를 나타낸 것이다. 변태점 측정시험결과로부터 얻은 변태점들을 적용할 경우, 최고도달온도(T<sub>P2</sub>)를 달리한 각각의 후속 열사이클들이 모사하는 영역은, 1473-1373 K는 UA CGHAZ, 1073 K - 1273 K는 SCR CGHAZ(즉 FGHAZ), 823 - 923 K는 IC CGHAZ 영역을 모사한 것이고, 1차 열사이클만 주었을 경우도 이들과 함께 비교하였다. 단, 최고도달온도가 낮은 SC CGHAZ는 본 연구에서 UA CGHAZ와 동일하게 취급하였으며, 823 K의 경우는 A<sub>C1</sub>보다 약간 낮은 온도이지만 용접열 재현시험시의 가열온도와 냉각온도가 상대적으로 매우 빠르므로 그 감소치를 고려할 때 At<sub>C1</sub>(천이된 A<sub>C1</sub>)이라 볼 수 있다<sup>6)</sup>.

실험결과에서 모사시험편의 충격치는 모재의 살피 충격치인 약 290 J에 비해서는 전반적으로 100 J 정도 감소하였지만 SMAW와 SAW의 두 경우 모두 모든 영역에서 200 J

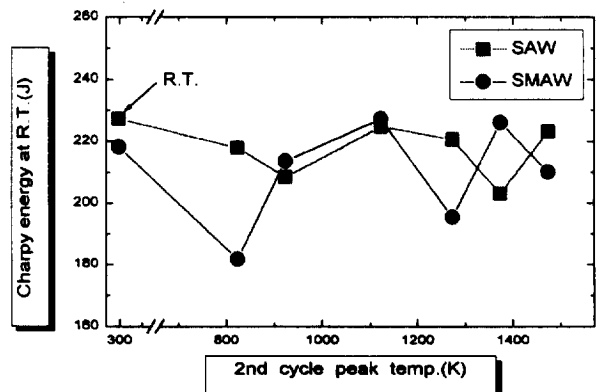


Fig. 2. Relation between Charpy impact energy at room temperature and the second peak temperature.

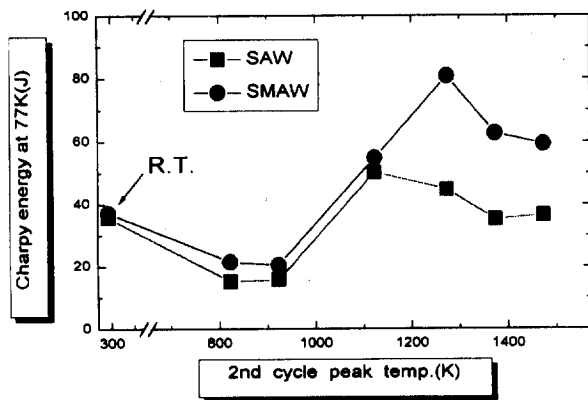


Fig. 3. Relation between Charpy impact energy at 77K and the second peak temperature.

부근의 양호한 인성값을 나타내었다. 또, SAW 모사시험편의 경우가 SMAW 모사시험편보다 변화의 폭은 줄었지만 두 경우 모두 인성변화의 경향성은 명확히 나타나지 않았다. 결론적으로 상온에서는 CGHAZ 내에 LBZ로 불리울만한 미세 영역이 존재하지 않음을 알 수 있었다.

초저온용 재료인 9% Ni 강의 HAZ는 상온에서의 물성보다는 저온에서의 물성이 더욱 중요한데, 그림 3은 동일한 모사 시험편에 대하여 액체질소온도인 77 K에서 샤피 충격시험을 수행한 결과이다. 상온에서의 실험결과와는 달리 77 K에서 모재의 충격치인 210 J에 비하여 상당히 충격인성이 감소하였음을 확인할 수 있었고, 특히 두 경우에서 아주 낮은 인성을 나타냄을 확인할 수 있다. 그중 가장 낮은 충격에너지 나타낸 경우는 IC CGHAZ로서 20 J 부근의 충격에너지를 가지고 있었고, UA CGHAZ가 다음으로 낮은 인성인 40 J 정도의 충격인성을 가지고 있었다. 또한 SMAW와 SAW의 두 경우가 유사한 인성변화경향을 나타냄을 알 수 있다.

77 K에서 샤피시험을 수행한 SMAW 시험편에 대한 파면 관찰 결과를 그림 4에 나타내었다. 최고로 낮은 인성을 나타낸 IC CGHAZ에서는 파면단위의 크기로부터 구(旧) 오스테나이트 결정립내에 위치한 패킷 경계로 추정되는 계면을 따르는 입계취성파괴(intergranular brittle fracture) 양상이 뚜렷이 관찰되었다. 반면, UA CGHAZ 영역에서는 입내취성파괴(transgranular cleavage fracture) 양상을 나타내었고, 가장 충격치가 높은 SCR CGHAZ에서는 딩플(dimple)과 준벽개파괴(quasi-cleavage fracture)가 섞인 혼합양상의 파면이 관찰되었다. 따라서 이러한 파면의 관찰결과를 각각의 인성변화 경향을 잘 나타내고 있다.

결론적으로, 본 QLT-9% Ni 강의 IC CGHAZ와 UA CGHAZ는 상온에서 상대적 및 절대적으로 양호한 인성을 나타내지만 저온에서는 급격히 하락한 인성값을 나타내고 있다. 이에 본 연구에서는 최고 취화 영역인 IC CGHAZ와 UA CGHAZ 영역을 각각 1차 및 2차 '초저온 LBZ(cryogenic LBZ)'라 규정하고, 이에 대한 원인분석을 시도하였다.

#### HAZ 내 국부영역에 대한 미세조직 분석

초저온 LBZ 현상을 비롯하여 모사 CGHAZ 내의 인성변

Fig. 4. SEM fractographs of synthetic SMAW specimens tested at 77K; (a) synthetic UA CGHAZ, (b) synthetic SCR CGHAZ and (c) synthetic IC CGHAZ.

화 원인을 분석하기 위하여 각 영역에 대한 미세조직 분석을 수행하였다. 충격시험에서 SMAW와 SAW의 경우가 유사한 인성변화 경향을 나타냄에 따라 본 논문에서는 SMAW 모사시험편을 중심으로 다음의 모든 분석을 행하였다.

그림 5는 광학현미경으로 관찰한 각 세부영역의 미세조직을 나타낸 것이다. UA CGHAZ와 IC CGHAZ의 경우는 구(旧) 오스테나이트 결정립과 그 내부의 패킷 및 래스 사이즈가 조대해진 마르텐사이트 조직을 나타내고 있고, 반면에 SCR CGHAZ는 재결정 열사이클에 따라 매우 미세화된 결정립을 가지고 있음을 확인할 수 있다. 이러한 미세조직의 관찰로부터 우선 CGHAZ 내 세부영역중에서 SCR CGHAZ가 나머지 두 영역에 비하여 상대적으로 높은 충격인성을 가짐을 예측할 수 있지만, 나머지 두 영역인 UA CGHAZ와 IC CGHAZ 사이의 인성 차이와 초저온 LBZ 현상의 원인 등을 설명하기에는 많은 어려움이 있다. 따라서 본 연구에서는 아래와 같은 세부적인 분석을 수행하였다.

CGHAZ 내 인성변화 원인을 규명하기 위하여 가장 먼저

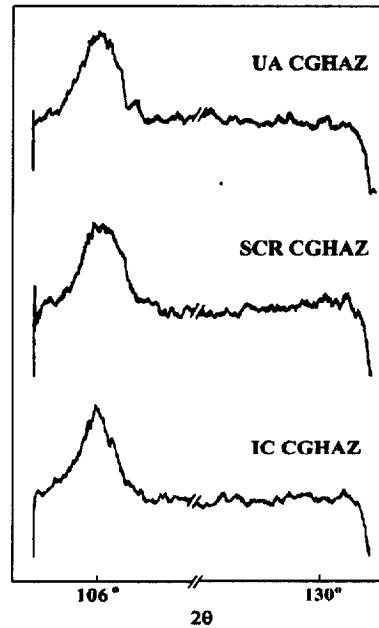


Fig. 6. Results of XRD tests for the estimation of retained austenite using samples attained from specimen tested at 77K.

Fig. 5. Optical micrographs of the (a) synthetic UA CGHAZ, (b) synthetic SCR CGHAZ and (c) synthetic IC CGHAZ.

주목한 금속조직학적 인자는 잔류 오스테나이트 함량의 변화이다. 이는 잔류 오스테나이트가 9% Ni 강의 초저온 인성 증가기구를 설명하는 가장 중요한 금속학적 인자로 보고되고 있기 때문이다<sup>7,8)</sup>. 그러므로 본 연구에서는 상온 및 저온에서 샐피 충격시험을 수행한 모사 CGHAZ의 모든 시험편에서 시료를 채취하여 잔류 오스테나이트 함량의 변화를 평가하였다. 평가 결과, 각 부위에 대한 대표적인 예를 그림 6에 나타내었다. 본 X선 실험 조건상 마르텐사이트의 피크와 오스테나이트 피크는 각각 2θ가 106°와 131° 부근에서 나타나야 하는데 그림에서 볼 수 있듯이 모든 시험편에서 잔류 오스테나이트의 존재를 관찰할 수 없었고, 이에 따라 잔류 오스테나이트 함량은 극히 소량일 것으로 추정되었다. 이는 본 연구자들이 기수행한 연구에서 실용접부에 대한 잔류 오스테나이트 함량 측정 결과와 경향성이 잘 일치하는 결과이다<sup>9)</sup>. 실용접부 경우에도 1차 가열온도가 가장 높은 CGHAZ 영역이 상당부분 차지하는 용융선(fusion line, FL)에서 1% 미만의 잔류 오스테나이트 함량을 나타내었다. 이러한 CGHAZ 내의 잔류 오스테나이트의 소멸은 1차 열사이클의 매우 높은 최고도달온도와 빠른 가열속도에 기인하는 것인데, 상기한 결과로부터 초저온 LBZ 현상을 비롯한 모사

CGHAZ 내의 인성변화는 잔류 오스테나이트 함량의 상대적인 변화에 기인한 것이 아니라는 것을 확인할 수 있다.

CGHAZ 내 인성변화의 원인을 규명하기 위한 두 번째 금속조직학적 인자로서 마르텐사이트-오스테나이트의 혼합조직(Martensite-Austenite Constituents), 즉 M-A 조직에 대하여 관찰해 보았다. 일명 도상 마르텐사이트(martensite island)라 불리우기도 하는 M-A 조직은 모재의 탄소함량과는 무관하게 일반 강의 탄소량(0.06 wt%)보다 훨씬 큰 1% 이상의 탄소를 함유한 고탄소 조직이다. 이러한 M-A 조직은 다양한 연구결과로부터 구조용강, 특히 해양구조물용 강 용접열영향부에 존재하는 LBZ의 주요 원인으로 보고되고 있다<sup>10-11)</sup>.

CGHAZ 내의 각 영역을 모사한 시험편에 대하여 2단 전 해연마 후 SEM을 통하여 관찰한 결과, CGHAZ 내의 모든 국부영역에서 그림 7과 같이 M-A 조직을 관찰할 수 있었다. 그림에서 회색 나타나는 부분이 M-A 조직인데, 폭이 1 μm 이하이고, 길이가 수 μm 인 연선형이었으며 대개 래스 계면과 구(旧) 오스테나이트 입계를 따라 석출되어 있었다. 이렇게 잔류 오스테나이트 대신 M-A 조직이 관찰되는 이유는 매우 빠른 용접열사이클의 가열속도에 기인하는 것으로 판단되었다. 1차 열사이클로부터 형성된 CGHAZ를 A<sub>C1</sub> 이상의 온도로 빠르게 재가열할 때, 오스테나이트는 구(旧) 오스테나이트 결정립계나 래스 또는 패킷 경계를 따라 우선적으로 핵생성 및 성장하게 된다. 그러나 치환형 원소의 확산에 필요한 충분한 시간이 주어지지 않음에 따라 침입형 원소인 탄소만이 풍부해진 도상 오스테나이트(austenite island) 형태의 불안정한 조직이 형성되므로 냉각시에는 구(旧) 오스테나이트 입계나 래스 및 패킷 입계에서 M-A 조직으로 대부분 변태되게 된다.

LBZ에 관한 기존의 연구들<sup>5,12-13)</sup>이 대부분 이러한 M-A

**Fig. 7.** SEM micrographs in the synthetic CGHAZ specimens prepared by 2 stage electrolytic etching technique to observe M-A constituents; (a) synthetic UA CGHAZ, (b) synthetic SCR CGHAZ and (c) synthetic IC CGHAZ.

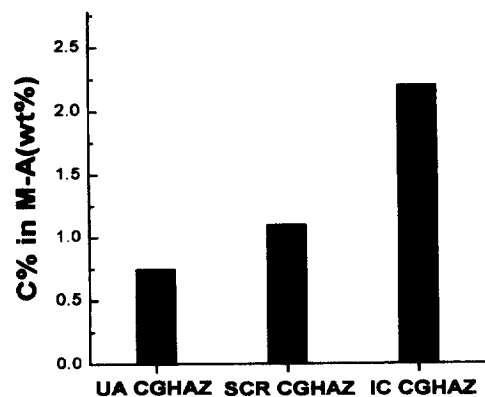
**Fig. 8.** Change in area fraction of M-A constituents.

조직의 분율을 비교함으로써 LBZ 현상을 규명하고 있는데 착안하여, 화상 분석기를 이용하여 UA CGHAZ, SCR CGHAZ 및 IC CGHAZ에서 M-A 조직이 차지하는 면적 분율을 계산해 보았다. 그림 8은 상온에서 유지한 시험편과 77 K에서 심냉처리(sub-zero treatment)한 시험편에 대한 각각의 측정결과이다. 그림에서 볼 수 있듯이 온도에 따른 차이는 미미하였으며 SCR CGHAZ는 상대적으로 낮은 값을 나타내었다. 하지만 UA CGHAZ가 IC CGHAZ에 비하여 약간 많은 양을 나타냄에 따라, 기존의 연구결과와는 달리 M-A 조직의 분율 차이만으로는 본 강 HAZ의 초저온 LBZ 현상 및 CGHAZ 내의 인성변화를 설명할 수 없었다.

다음으로 이들 각 영역에서의 M-A 조직의 경도값을 비교하고자 하였다. 이를 위하여 부가하중 0.1 g의 초미소 경도 시험을 수행하였으나 M-A 조직의 크기가 매우 작아 M-A 조직만의 경도를 얻을 수는 없었다. 그러므로 일반적으로 석출상에서 경도와 비례관계를 나타내는 원소인 탄소함량을 비교하기 위하여 EPMA 분석을 수행하였는데, 실제 M-A 조직과 EMPA 분석결과의 예를 그림 9에 나타내었다. 각 모사 시험편에 대한 EPMA 결과를 비교한 그림 10에 나타낸 바와 같이 각 국부영역에서 M-A 조직내의 탄소함량이 크게

**Fig. 9.** An example of measurement of carbon contents in M-A constituents through EPMA.

**Fig. 10.** Comparison of EPMA results to measure the change in carbon contents in M-A constituents of synthetic CGHAZ specimens; (a) synthetic SCR CGHAZ, (b) synthetic IC CGHAZ, and (c) synthetic UA CGHAZ.



**Fig. 11.** Change in carbon contents in M-A constituents.

변화함을 확인할 수 있었고, 그 결과를 정리하여 그림 11에 나타내었다. M-A 조직내의 탄소농도는 IC CGHAZ가 약 2.2% 정도로 가장 높고, UA CGHAZ는 약 0.75% 정도로 가장 낮은 탄소를 함유하고 있음을 알 수 있는데, 이에 따라 각 M-A 조직의 경도 크기도 같은 순서일 것이라고 예측할 수 있었다.

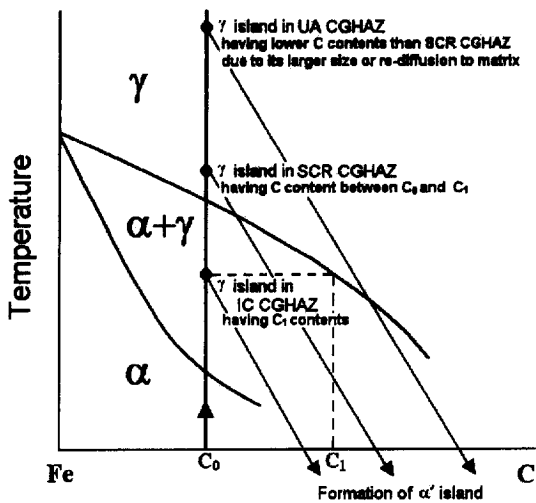


Fig. 12. Schematic diagram to explain the mechanism of differences of carbon contents in M-A constituents among the sub-zones in CGHAZ during heating sequence.

이와 같이 각 영역에서 M-A 조직내 탄소 함량이 차이를 나타내는 원인은 용접열사이클에 따른 조직의 가열과정 및 냉각과정에 따라 아래와 같이 설명할 수 있다. 우선 1차 열 사이클에 의해 조대화된 CGHAZ가 그림 12와 같이 후속 열사이클에 의하여  $A_{C1}$  이상으로 빠르게 열을 받을 때 치환형 원소의 확산에는 시간이 부족하여 침입형 원소인 탄소만이 농화한 도상 오스테나이트(austenite island)가 구(旧) 오스테나이트 결정립계나 래스 경계에서 핵생성하게 된다. 이때, 그림과 같이 최고도달 온도  $T_p$ 가 페라이트와 오스테나이트의 이상영역에 있는 경우, 즉 IC CGHAZ의 경우에는 도상 오스테나이트내의 탄소의 함량이  $C_1$ 으로서 기지조직의 탄소농도인  $C_0$  보다 상대적으로 높게 된다. 다음으로  $A_{C3}$  직상의 재결정영역, 즉 SCR CGHAZ의 온도영역은 완전 오스테나이트 영역이지만, Nakao 등<sup>14,15)</sup>이 보고한 바와 같이 도상 오스테나이트가 고탄소 영역으로서 잔존하게 된다.  $T_p$ 가 이 영역에 있는 경우에는 도상 오스테나이트를 제외한 기지의 조직이 마르텐사이트 조직에서 상대적으로 탄소용량이 큰 오스테나이트 조직으로 모두 변태함에 따라 재확산이 일어나 도상 오스테나이트 자체의 탄소농도가 IC CGHAZ의 경우보다는 줄어들게 된다. 마지막으로  $T_p$ 가 더욱 높아 결정립 성장영역에 도달한 경우, 즉 UA CGHAZ의 경우에는 도상 오스테나이트의 조대화에 따른 평균 탄소농도의 감소나 기지로의 탄소의 재확산 등의 기구에 따라 도상 오스테나이트내의 탄소농도는 SCR CGHAZ에 비하여 더욱 감소하게 된다.

가열과정에서 각각의 영역에서 차이를 나타낸 도상 오스테나이트내 탄소농도는 냉각과정 중에도 초기의 농도차이를 유지하고 있으나 각각의 절대치는 증가하게 된다. 이는 기지의 변태시 빠른 냉각속도에 기인하여 장거리 확산에 필요한 시간이 부족한 주위의 탄소가 도상 오스테나이트로 더욱 농축됨에 따른 것이다. 기본적으로 급냉에 의한 과냉시 오스테나이트의 탄소함량 최대치는 Fe-C 상태도상의  $\gamma/(\alpha+\gamma)$  변태선을 저온으로 외삽(extrapolation)한 만큼 증가하게 되는데,

Nakao 등<sup>16)</sup>은 Fe-C 상태도상의 평균탄소함량( $C_0$ )로 부터 증가된 도상 오스테나이트내 평균탄소함량( $C_1$ )을 M-A 조직의 평균 관찰폭을 이용하여 계산한 결과, 1.5% 이상이라고 보고하였다. 더욱 증가된 탄소함량을 가지게 된 도상 오스테나이트는 탄소만이 농화되어 있고 치환형 원자가 부족하므로 불안정하게 된다. 따라서 냉각을 통하여 최종적으로 마르텐사이트 변태개시점에 도달시 거의 모두가 M-A 조직으로 변태하게 되고 각각의 M-A 조직은 서로 다른 탄소함량을 가지게 된다.

IC CGHAZ가 나타내는 탄소함량인 2.2%는 모재의 탄소함량이 0.06%에 불과하다는 점을 고려할 때 상당히 높은 값이다. 그러나, Kozimo 등<sup>17)</sup>은 실험을 통하여 모재의 탄소함량과 M-A 조직내의 탄소함량 사이에는 별 관계를 나타내지 않는다고 보고하였고, Okada 등<sup>18)</sup>은 모재의 탄소함량이 0.1% 인 경우에도 M-A 조직내 탄소함량이 약 2.2%에 달한다고 보고한 바 있으며, Jofesson 등<sup>19)</sup>은 베이나이트 반응이 종료되는 약 700 K에서 잔류 오스테나이트내의 탄소농도는 약 2.6%에 달한다고 보고하고 있어, 도상 오스테나이트로부터의 냉각시 생성되는 M-A 조직의 탄소함량으로서 본 연구결과치는 적당한 범위내에 있다고 판단된다.

### SEM을 이용한 파괴거동의 직접관찰

SEM 내에 장착한 인장 장치를 이용하여 SMAW 모사시 시험편에 대한 미소파괴시험을 수행하여 CGHAZ 내의 각 모사영역에서의 파괴거동을 직접 관찰하였다. 77 K에서의 실험 경우, 액체질소에 장시간 담그는 심냉 처리후 즉시 시험편을 장착하여 저온 환경을 대신하였다. 시험편은 그림 1에서 나타난 소형 SENT 시험편을 사용하였는데, 이때 신중하게 고려되어야 할 점은 시험편의 노치부가 얇은 두께로 이루어져 있어서 시험편이 샤피 시험편이나 CTOD 시험편에 비하여 훨씬 소성구속도가 감소된 평면응력조건에 놓여 있다는 점이다. 따라서 실험결과 얻어지는 겉보기 파괴인성(apparent fracture toughness)은 평면변형 파괴인성에 비하여 훨씬 높은 인성치를 나타내며 동시에 파괴양상도 샤피시험이나 CTOD 시험의 결과보다 연성 파괴의 경향이 증가함을 고려하여야 한다. 시험편의 표면을 2단 전해 에칭하여 M-A 조직을 관찰할 수 있게 한 후 시험을 수행하였지만, M-A 조직의 크기가 매우 작아서 고배율로 관찰해야 하는데 반하여 인장 구동에 의한 진동이 너무 심하여 M-A 조직 주위의 파괴개시점을 직접 관찰함은 불가능하였고 균열전파의 양상만을 관찰할 수 있었다.

그림 13에 심냉처리하지 않은 상온에서의 IC CGHAZ 모사시편의 파괴거동을 연속적으로 관찰한 결과의 일부를 나타내었다. 균열의 전파는 극심한 변형을 수반하고 있음을 확인할 수 있었고, 이러한 변형은 주로 인접하는 M-A 조직사이의 기지에 존재하였다. 시험결과의 최고 하중을 이용하여 얻은 겉보기 파괴인성은  $162.19 \text{ MPa(m)}^{1/2}$  이었다.

그림 14는 심냉처리한 IC CGHAZ 모사시편의 파괴거동을 관찰한 결과이다. 평면응력조건으로 연성 파괴의 경향이 증가하였음에도 불구하고, 명백한 취성파괴거동을 나타냄을 확인할 수 있었고, 최고하중으로부터 구한 겉보기 파괴

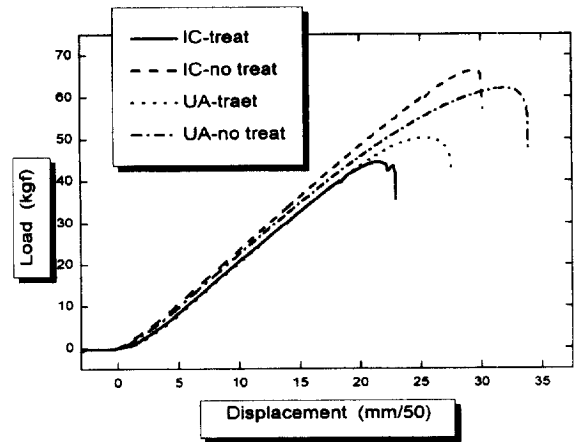


Fig. 15. Load-displacement curves from in situ fracture test using miniaturized SENT specimens (IC: synthetic IC CGHAZ, UA: synthetic UA CGHAZ, treat: specimen with sub-zero treatment, no treat : specimen without sub-zero treatment).

Fig. 13. Examples of *in situ* observation for the fracture behaviors of synthetic IC CGHAZ specimen at room temperature; (a) lower magnification and (b) higher magnification.

인성은 상온의 IC CGHAZ 시험결과보다 훨씬 낮은 108.78 MPa(m)<sup>1/2</sup> 이었다.

UA CGHAZ의 모사시험편에 대하여 심냉처리를 수행한 경우와 수행하지 않은 경우를 연구하였으나, 어떠한 경우에도 벽개파괴 거동을 나타내지 않고 상온의 IC CGHAZ와 같이 극심한 변형을 수반한 연성파괴의 양상을 나타내었다. UA CGHAZ의 경우, 저온 실험에서 관찰한 벽개파괴의 양상을 관찰할 수 없는 이유는 소형 SENT 시험편이 두께 감소에 의한 구속도 감소로 인하여 연성파괴의 경향성이 크게 증가하였기 때문으로 판단된다. 그러므로, 동일한 시험편 형상에서도 취성파괴가 뚜렷이 관찰된 IC CGHAZ가 본 강의 1차 초저온 LBZ라는 것을 명백하게 재확인 할 수 있었다.

그림 15는 *in situ* 파괴시험결과 얻어진 IC CGHAZ와 UA CGHAZ 시험편의 하중-변위곡선을 나타낸 그림이다. 그림에서 심냉처리한 IC CGHAZ가 다른 경우보다 월등히 낮은 하중 및 변위값을 나타낼 뿐만 아니라 곡선의 형태로 부터도 소성변형 및 연성균열성장이 거의 일어나지 않았음을 확인할 수 있다.

IC CGHAZ의 초저온 LBZ 기구

본 절에서는 상기한 결과를 종합하여 QLT-9% Ni 강의 CGHAZ 내 세부영역의 인성변화기구를 제안하고자 한다. 기존의 구조용 강 용접부에서 IC CGHAZ의 LBZ 현상을 지배한 것은 조대한 결정립 크기와 함께 M-A 조직의 과다한 분율이였다<sup>4,10-14</sup>. 하지만 본 연구결과에서는 M-A 조직이 모든 CGHAZ 내 세부영역에서 관찰되었음에도 불구하고 이들 기존의 연구결과와는 크게 다른 두가지 점을 가지고 있다. 첫째로 기존의 연구결과 밝혀진 구조용 강의 LBZ가 모든 사용온도영역에서 상대적 혹은 절대적으로 최고취약부위였던 반면 본 강의 LBZ는 저온에서만 LBZ이고 상온에서는 LBZ 거동을 나타내지 않았다. 둘째로 기존의 연구결과들에서 M-A 조직의 분율 변화가 인성변화의 주요원인으로 분석된 반면 본 연구결과에서는 분율만으로 인성변화를

Fig. 14. Examples of *in situ* observation for the fracture behaviors of synthetic IC CGHAZ specimen which was sub-zero treated at 77K; (a) lower magnification and (b) higher magnification.



설명할 수 없었다. 이에 본 연구에서는 M-A 조직내 탄소농도의 변화에 주목하여 CGHAZ 내의 인성변화를 분석한 결과 다음과 같은 인성변화기구를 제안하였다.

우선 IC CGHAZ의 경우에는 비록 UA CGHAZ에 비하면 다소 작지만 상당한 분율의 M-A 조직을 가지고 있는 한편, 이 M-A 조직은 2.2%의 아주 높은 탄소를 함유하고 있다. 최근 Hrivnak 등<sup>20)</sup>은 M-A 조직과 탄소함량 사이에 다음의 식 (3)과 같은 경험식을 제안하였는데 이를 이용하여 본 연구에서 얻은 탄소함량을 대입하면 정확한 경도치를 예측하지는 못할지라도 각 M-A 조직사이의 상대적인 차이를 평가하기에는 적절할 것으로 판단되었다.

$$C(\text{wt}\%) = \frac{(H_{M-A} - 15)}{575} \quad (3)$$

윗 식에서  $H_{M-A}$ 는 M-A 조직의 비커스 경도를 의미하고  $C(\text{wt}\%)$ 는 탄소 함량을 의미한다. 본 연구결과를 이 식에 대입하면, SCR CGHAZ와 UA CGHAZ의 경우는 약 648  $H_V$ 와 447  $H_V$  정도의 값을 나타내는 반면, IC CGHAZ의 경우는 약 1280  $H_V$ 의 값을 나타내어 IC CGHAZ가 다른 두영역에 비하여 상대적으로 매우 높은 경도값을 가짐을 예측할 수 있다.

Chen 등<sup>21)</sup>이 수행한 연구결과에 따르면 이러한 경한 2상은 주위기지에 응력집중(stress concentration) 및 응력삼축도(stress triaxiality)를 증가시키게 된다. 즉, 주위 기지의 평균 응력의 몇 배에 해당하는 응력집중을 가져오고, 응력상태를 1축 응력에서 3축 응력상태로 변환시켜 주위 기지의 응력을 급상승시킨다. 이를 고려하면 본 연구의 IC CGHAZ 내에 존재하는 고탄소 M-A 조직은 기지에 비교하여 매우 경하므로, 인접한 기지에 UA CGHAZ나 SCR CGHAZ 내의 M-A 조직보다 훨씬 높은 응력을 발생시킨다. 상온의 경우 그림 13에서 관찰할 수 있는 바와 같이 경한 M-A 조직사이의 기지가 쉽게 소성변형을 일으켜 이러한 높은 응력을 수용하게 되고, 이러한 변형영역에서 미소균열이 존재하여 공동(void)으로 성장, 합체하여 연성파괴를 일으키게 된다. 하지만 초저온의 경우에는 기지의 소성변형이 매우 어려워 이러한 고응력을 수용할 수 없게 되고, 주위기지중 작용하중에 수직인 벽개면 또는 상대적으로 취약한 마르텐사이트 패킷 경계에서 균열을 일으켜 취성파괴가 개시되는 것이다.

한편, UA CGHAZ 영역에서는, 비록 M-A 조직이 차지하는 분율이 IC CGHAZ에 비하여 다소 많기는 하지만 EPMA 분석결과에서 밝혀진대로 M-A 조직의 탄소함량이 IC CGHAZ 영역에 비하여 1/3에도 못 미치는 매우 낮은 값을 가지므로 그 경도가 매우 낮아 이러한 삼축응력 발생 및 응력집중효과가 매우 낮다. 따라서 M-A 조직의 존재는 저온에서 기지의 조대한 결정립에 따른 인성감소의 첨가효과로 작용할 뿐 주요 열화인자로 작용하지 못하게 된다. 마지막으로, SCR CGHAZ의 경우는 UA CGHAZ에 비하여 상대적으로 높은 탄소함량을 가진 M-A 조직을 가지고 있으나 그 분율이 매우 작을 뿐 아니라 기지가 매우 미세한 결정립을 가지고 있으므로 상대적으로 높은 인성을 가지는 것으로 판단되었다. 이러한 결과를 종합할 때, QLT-9% Ni 강

HAZ 내 국부영역들의 저온파괴특성변화에는 결정립 크기와 함께 M-A 조직내의 탄소함량에 따른 미시적 강도 불균질, M-A 조직의 분율 등의 금속조직학적 영향인들이 복합적으로 작용함을 알 수 있었다.

## 4. 결 론

국내 LNG 저장탱크의 내벽으로 사용되는 QLT-9% Ni 강 용접열영향부 내의 국부적 취화부 현상에 관하여 열재현 시험편을 사용하여 금속조직학적 관점에서 연구를 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. CGHAZ 내의 각 세부 영역인 UA CGHAZ, SCR CGHAZ 및 IC CGHAZ를 열재현 한 시험편에 대하여 샬피 충격시험을 수행한 결과, 상온에서는 LBZ의 존재를 관찰할 수 없었다. 그러나, 77 K에서 행한 시험결과에서는 IC CGHAZ와 UA CGHAZ가 각각 입계 파괴와 입내 파괴양상을 나타내는 1차 및 2차 '초저온 LBZ'임이 확인되었다.

2. 초저온 LBZ 현상에 대한 원인을 규명하고자 미세조직의 분석을 행한 결과, 잔류 오스테나이트 함량의 변화 및 M-A 조직의 분율만으로는 초저온 LBZ 현상을 설명할 수 없었다.

3. 각 세부영역에 존재하는 M-A 조직내의 탄소 함량을 분석한 결과, IC CGHAZ가 2.2%로 가장 높고, SCR CGHAZ, UA CGHAZ 순으로 함량이 감소함을 확인할 수 있었고 그 원인을 분석하였다.

4. 상온 및 저온에서 LBZ의 파괴거동을 SEM 내에서 직접 관찰한 결과, 심냉처리한 IC CGHAZ는 M-A 조직에 방해받지 않는 취성파괴양상을 뚜렷이 나타낸 반면, 상온에서의 시험편은 인접한 M-A 조직 사이에 심한 소성변형이 관찰되는 연성파괴양상을 나타냄을 확인할 수 있었다.

5. M-A 조직내의 탄소함량, M-A 조직의 분율, 결정립 크기 등의 미세조직 변화 및 파괴거동을 직접 관찰한 결과를 종합적으로 분석하여 초저온 LBZ 현상 및 국부영역간의 파괴특성 변화기구를 제시하였다.

## 후 기

본 연구중 *in situ* 실험과 해석을 도와주신 한국가스공사 연구개발원의 양영철 박사님과 열재현 시험편의 제작에 많은 도움을 주신 포항제철 기술연구소의 남기욱 반장님께 감사드립니다.

## REFERENCES

1. J.-B. Lee and J.-K. Han : J. Kor. Weld. Soc., **13** (1995) 34
2. K. Masubuchi : Analysis of Welded Structures, Pergamon Press, New York (1980)
3. K.-S. Sohn and S. Lee : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **33** (1995) 677
4. H. Ikawa, H. Oshige and T. Tanoue : J. Jpn. Weld. Soc.,

- 49** (1980) 467
5. S. Suzuki, K. Bessyo, M. Toyoda and F. Minami : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **13** (1995) 293
  6. H. Tamura, G. Onzawa and S. Uematsu : J. Jpn. Weld. Soc., **49** (1980) 854
  7. C. H. Lee, S. W. Lee, J. Y. Yoo and W. Y. Choo : Proc., 2nd PRICM, The Korean Institute of Metals and Materials, (1995) 2035
  8. B. Fultz and J. W. Morris, Jr. : Metall. Trans., **16A** (1985) 173
  9. J.-i. Jang, Y.-c. Yang, W.-s. Kim and D. Kwon : Metals and Materials, **3** (1997) 230
  10. M. Toyoda : J. Jpn. Weld. Soc., **62** (1993) 603
  11. C. L. Davis and J. E. King : Metall. and Mater. Trans., **25A** (1994) 563
  12. H. Okada, F. Matsuda and Z. Lee : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **12** (1994) 126
  13. B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee : Metall. Trans., **22A** (1991) 139
  14. Y. Nakao, H. Oshige, S. Noi and Y. Nishi : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **5** (1987) 410
  15. Y. Nakao, H. Oshige, S. Noi and Y. Nishi : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **5** (1987) 415
  16. Y. Nakao, H. Oshige, S. Noi and Y. Nishi : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **3** (1985) 773
  17. Y. Komizo and Y. Fukada : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **6** (1988) 41
  18. H. Okada, K. Ikeuchi, F. Matsuda, I. Hrivnak and Z. Lee : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **12** (1994) 236
  19. B. Jofesson and H. O. Andren : Proc. the Int. Conf. on Recent Trends in Welding Science & Engineering, Gatlinburg, Tennessee, May (1989) 243
  20. I. Hrivnak, F. Matsuda, Z. Li, K. Ikeuchi and H. Okada : Trans. JWRI, **21** (1992) 101
  21. J. H. Chen, Y. Kikuta, T. Araki, M. Yoneda and Y. Matsuda : Acta. Metall., **32** (1984) 1779