

용접부 미세조직의 재질열화 평가를 위한 Advanced Small Punch 시험에 관한 연구

이동환* · 이송인** · 박중진*** · 유효선**

*전북대학교 대학원 정밀기계공학과

**전북대학교 기계항공시스템공학부, 자동차신기술연구센터

***두산중공업 기술연구원, 시스템기술연구팀

A Study on Advanced Small Punch Test for Evaluation of Material Degradation in Weldment Microstructures

Dong-Hwan Lee*, Song-In Lee**, Jong-Jin Park*** and Hyo-Sun Yu**

*Graduate School, Chonbuk National University, Chonju 561-756, Korea

**Faculty of Mechanical & Aerospace System Eng., Chonbuk National University, Chonju 561-756, Korea

***Systems Tech. Research Team, R&D Center, Doosan Heavy Industries & Constructions, Changwon 641-792, Korea

Abstract

This research was aimed to evaluate the material degradation with various microstructures of X20CrMoV121 steel weldment by Advanced Small Punch(ASP) test. Due to the regional limitation on constitutive structures, the minimized loading ball(φ 1.5mm) and bore diameter of lower die(φ 3mm) were designed for the ASP test. The micro-hardness test was also performed to assess the mechanical properties with artificial aging heat treatment. Material degradation was estimated by ductile-brittle transition temperature(DBTT). The results obtained from the ASP test were compared with those from conventional small punch(CSP) test and CVN impact test for several weldment microstructures. It was found that the ASP test clearly showed the microstructural dependance on the material degradation in the weldment.

(Received November 9, 2001)

Key Words : Advanced small punch(ASP) Test, Material degradation, Heat affected zone, DBTT

1. 서 론

고온에서 장시간의 운전이력이 축적된 부재의 재질열화(material degradation) 현상은 고온 설비의 안정성 확보 및 수명 연장과 직결되는 중요한 문제이다. 그러나 가동 중인 경년부재에서 열화도의 평가를 위해 Charpy V-notch (이하 CVN) 충격시험 또는 인장시험용의 대형시편을 채취하는 것은 곤란하다. 특히 공학구조물에서 필연적으로 존재하나 본질적 취약성을 안고있는 용접부에서 재료의 열화현상이 발생할 때, 용접부 특유의 조직 구성상의 복잡성과 국부 영역화로 인해 기존 시험방법들은 적용상의 한계에 부딪치게 된다.

전통적인 파괴시험법들의 이같은 제한성들을 극복하기 위하여 여러가지 비파괴적 방법들이 현재 활발히 적

용¹⁻³⁾되고 있으나 여기에서 얻어지는 결과들이 일차적으로 파괴시험에서 얻어진 결과들과 연계되지 못할 때 평가결과의 신뢰성 확보가 어렵게 된다. 따라서 파괴/비파괴시험법 사이에는 상호 보완적인 관계가 필요하며, 이들 시험법들의 적용상의 문제점들을 극복하기 위한 적절한 평가기술의 개발이 절대적으로 요구된다.

한편, 고온용 후판 부재들의 다층용접 시, 용접금속(weld metal : W.M), 열영향부(heat affected zone : HAZ)와 같은 다양하고 복잡한 조직들이 생성된다. 이중 최종 패스의 HAZ부에는 조립역(coarse grain region : CGHAZ), 세립역(fine grain region : FGHAZ), 부분 변태역(inter-critical grain region : ICHAZ) 그리고 템퍼링역(tempered grain region : TGHAZ)과 같은 더욱 복잡한 조직들이 생성되며, 각 구성조직간의 거리가 극히 제한적인 상태가 된다. 이

Table 1 Chemical composition of X20CrMoV121 steel (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Fe
0.19	0.19	0.48	0.011	0.003	0.66	10.40	0.86	0.26	bal.

Table 2 Mechanical properties of X20CrMoV121 steel

Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Y/T ratio (%)
572	798	19.4	72

Table 3 Welding process specification for X20CrMoV121 steel

Process (pass)	Filler Metal		Polarity / Current		Voltage Range (V)	Travel speed (cm/min)
	DIN class	Diameter	Type	Amp. range		
GTAW (1~3)	SGCrMoWV12	φ2.4	DCSP	130~150	11	8~15
SAW (4~34)	UPS2CrMoWV12	φ2.4	DCSP	305~345	31~32	40~50

같은 HAZ부는 용융선(fusion line : F.L)으로부터 거리에 따라 생성된 조직들의 기계적 특성이 상이하고 모재(base metal : B.M)에 비해 강도와 인성이 크게 저하되어 용접부의 파괴에 큰 영향을 미친다^{4,5)}.

현재 용접부 미세조직에 대한 기계적 특성 평가를 위하여, 소형펀치(small punch : SP) 시험⁶⁻⁸⁾, 연속압입(continuous indentation)시험²⁾ 등이 개발되어 적용되고 있다. 이중 SP 시험에서는 일반적으로 φ 2.4mm 크기의 부하강구가 사용되고 있으나, 만일 강구에 의한 변형영역이 각 HAZ 조직들의 구성영역을 초과하게 되면 SP 시험에 의한 용접조직의 고유한 물성 평가에 한계가 있게 된다. 따라서 좀더 미소화된 강구와 지그의 적용이 요구되며, 이를 통해 용접부 국부조직에 대한 보다 정도있는 물성 평가가 가능할 것이다.

본 연구에서는 발전설비용 내열강재의 신재와 시효재를 대상으로 기존의 소형펀치(conventional small punch:CSP)시험을 개선한 advanced small punch (ASP)시험을 도입하여 용접부 미세조직들의 고유한 재질열화 평가 가능성을 조사하였다. 다양한 용접조직에 대하여 ASP 시험에서 얻어진 결과들은 CSP 및 CVN 충격시험 결과들과 비교되어 그 신뢰성과 유용성이 검토되었다.

2. 시험재료 및 시험방법

2.1 시험재료

본 연구에서 사용된 재료는 X20CrMoV121강으로서 그 화학 조성과 상온에서의 기계적 특성을 Table 1, 2에 나타내었다. 실제 발전 설비에 적용되는 용접절차와 조건이 적용되었으며, 이들 조건들을 Table 3, 4에 각

Table 4 Strengthening treatment, preheat and PWHT condition for X20CrMoV121 steel

Normalizing	1050°C, 15min, AC
Tempering	760°C, 90min, AC
Preheat	120°C, 2hr 20min
PWHT	750°C, 5hr 51min

Table 5 Accelerated aging time

Simulation time in-service at 566°C	Aging time at 660°C
100,000 hrs	2,000 hrs
300,000 hrs	6,000 hrs

각 수록하였다.

시험대상조직의 재질열화 거동을 조사하기 위하여 등온노화 열처리가 수행되었다. 이때 모의 열화시간은 부재의 사용온도와 재료의 뜨임온도를 고려하고 철의 자기확산에 필요한 활성화에너지에 근거하여 결정되었으며⁹⁾, Table 5에 모의 열처리시간과 등온노화 열처리 시간을 수록하였다.

2.2 용접부 조직관찰 및 SP 시험편 채취

X20CrMoV121강 용접부 weld toe 부근의 단면사진을 Fig. 1에 나타내었다. 각 용접조직들은 F.L로부터 거리에 따라 뚜렷한 각자의 영역을 나타내고 있다. Fig. 2의 조직관찰에서 B.M은 lath 마르텐사이트조직이며, HAZ부는 각각 입자가 조대화된 CGHAZ와 입자가 작고 조직이 치밀한 FGHAZ, 그리고 FGHAZ의 세립조직과 부분적 열사이클에 의해 재배열된 B.M의

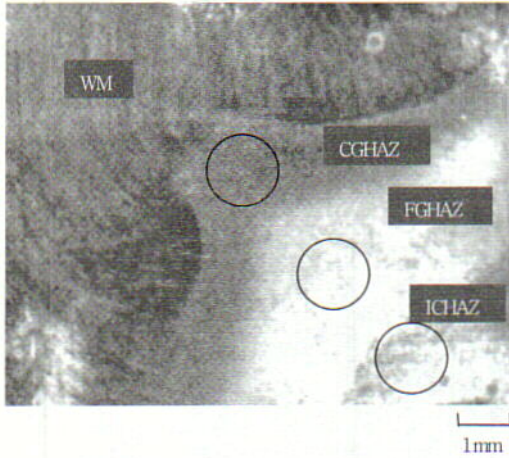


Fig. 1 Macroetched weldment



Fig. 2 Microstructures of virgin weldment

lath 마르텐사이트 조직들이 혼재된 ICHAZ 조직으로 구성되어있음을 볼 수 있다. W.M에서는 선·후행패스에 의한 뜨임(tempering) 효과로 인하여 용접패스가 겹치는 부분에서 일부 조직이 미세화되어 조대한 주상정조직과 혼재양상을 나타내고 있다.

용접부의 블록으로부터 10mm×10mm×0.5mm^t 크기의 SP 시험편을 제작하였으며, 그 채취위치는 ① F.L+CGHAZ, ② FGHAZ, ③ ICHAZ, ④ W.M, ⑤ B.M 조직으로 하였다.

HAZ부의 각 조직에 대한 ASP 시험 시 부하강구의 위치는 Fig. 1에 원으로 나타내었다. 여기서 부하강구의 개재(介在) 영역이 각 조직 내에 정확하게 위치하고 있어 시험대상 조직에 대한 고유한 물성평가가 가능할 것으로 기대된다.

2.3 SP 시험 및 CVN 충격시험

용접부 미세조직에의 적용을 위해 ASP 시험 지그의 하부다이에 가공된 변형유도구멍, DGH (deformation

guide hole)의 크기와 시험편 두께가 시험결과에 미치는 영향을 고려하여 최적의 지그 형상이 결정되었다.¹⁰⁾ SP 시험 지그의 개략도를 Fig. 3에 나타내었으며, CSP 및 ASP 시험지그에 대한 주요 사양은 Table 6에 비교, 수록하였다.

SP 시험 중 하중-변위 거동을 측정하고 그 곡선 아래의 면적으로 SP 에너지, E_{SP}(CSP 및 ASP 시험에 대하여 각각 E_{CSP}, E_{ASP})를 구하였으며, -196℃~상온(RT)까지의 다양한 온도범위에서 얻어진 각 조직별 E_{SP}의 온도의존곡선으로부터 연성-취성 천이온도(ductile-brittle transition temp. : DBTT)를 구하였다. 이때 DBTT는 E_{SP}의 상·하부값의 평균값에 상당하는 시험온도로 결정하였다. SP 시험에 대한 기타 자세한 방법과 절차는 이전에 보고된 연구결과들^{7,8)}에 준하였다. 또한 정성적 비교를 통한 SP시험결과의 신뢰성 확보를 위해 CVN충격시험을 수행하였다. 용량 357.9J의 Tinius olsen사의 충격시험기를 이용하였고, 시험편은 ASTM E 23-93a에 의거한 subsize (2.5mm×10mm×55mm)로서 노치 반경은 0.25mm, 깊이는 2mm, 노치부 각도는 45°로 제작하였다. CVN 충격시험은 구성조직의 영역이 극히 제한적인 용접부의 특성을 고려하여 B.M과 W.M 조직만을 대상으로 수행하였다.

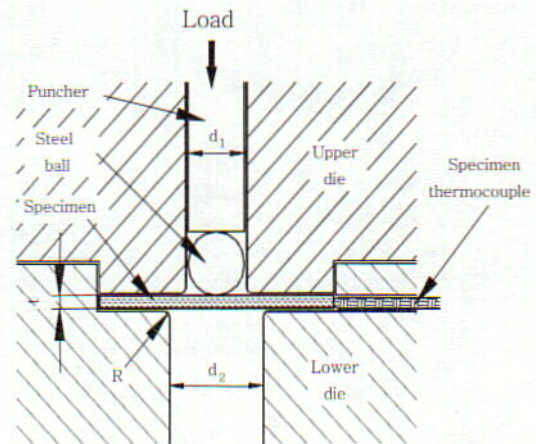


Fig. 3 The schematic diagram of SP test jig

Table 6 Dimensional comparison for CSP and ASP test jig (unit : mm)

Item	CSP	ASP
Puncher diameter, d ₁	2.4	1.5
Steel ball diameter	2.4	1.5
DGH diameter, d ₂	4.0	3.0
Specimen thickness, t	0.5	0.5
Curvature radius, R	0.2	0.2

3. 시험결과 및 고찰

3.1 용접부 조직의 경도 분포

용접부의 시효 열처리에 따른 미세조직들의 미소 비커스 경도분포는 Fig. 4와 같다. 신재 용접부에서 F.L에 인접한 CGHAZ와 W.M부는 약 300~330 정도를 보여 B.M보다 매우 높은 경도 분포를 보였다. 특히 용접 시 Ac₁과 Ac₃ 사이의 온도 영역을 경험하는 ICHAZ부에서 경도값이 B.M보다 낮은 연화층을 관찰할 수 있다. 2000 및 6000hrs 시효재에서는 전반적으로 신재에 비하여 경도값이 저하되었으나 6000hrs재에서 다시 약간 증가하고 있다. 이는 대표적인 재질열화 현상으로서 탄화물의 구상화 및 조대화로 인한 연화거동으로 추정된다. 특히 CGHAZ와 W.M부에서 경도의 상대적인 급감 경향을 볼 수 있어 이들 조직들이 재질 열화로 인한 연화에 민감함을 알 수 있다. 또한 시효재의 ICHAZ 조직에서도 연화층을 볼 수 있다.

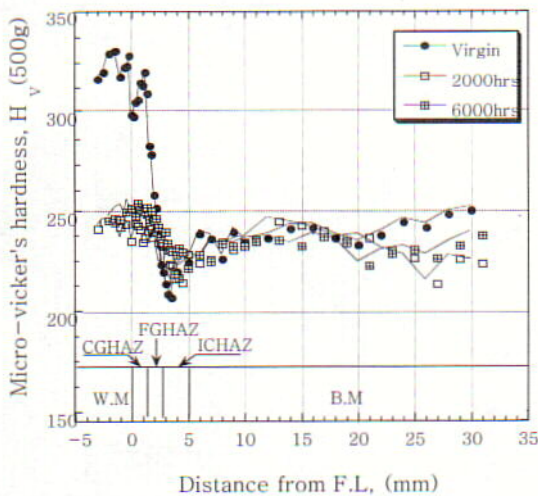


Fig. 4 Microhardness distributions in weldment

3.2 용접조직에 따른 연-취성 천이와 열화거동

3.2.1 CVN 충격시험 결과

W.M 조직의 시험온도에 따른 CVN 충격흡수에너지의 거동을 Fig. 5에 나타내었다. 전반적으로 신재에 비하여 시효재들의 천이곡선이 저온측에 있으나, 6000 hrs재에서 다시 고온측으로 이동되고 있다. 이같은 천이거동으로부터 DBTT를 구한 후 W.M 및 B.M의 신재와 각 시효재와의 DBTT 차이를 재질열화도, $\Delta(DBTT)_{CVN}$ 으로 정의하여 경도특성과 함께 Fig. 6에 나타내었다. 두 조직 모두가 566°C/100,000hrs에 해

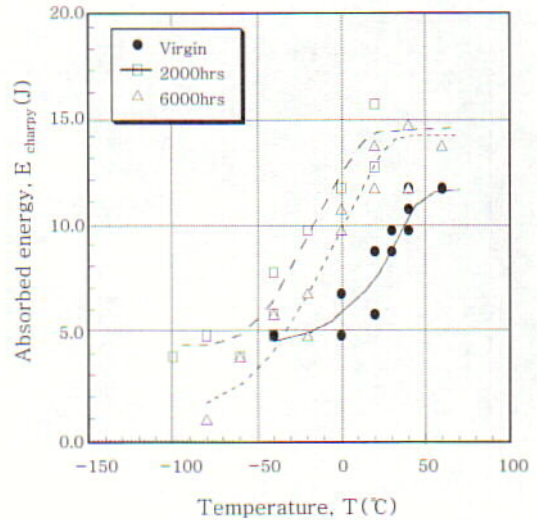


Fig. 5 CVN impact absorbed energy of W.M

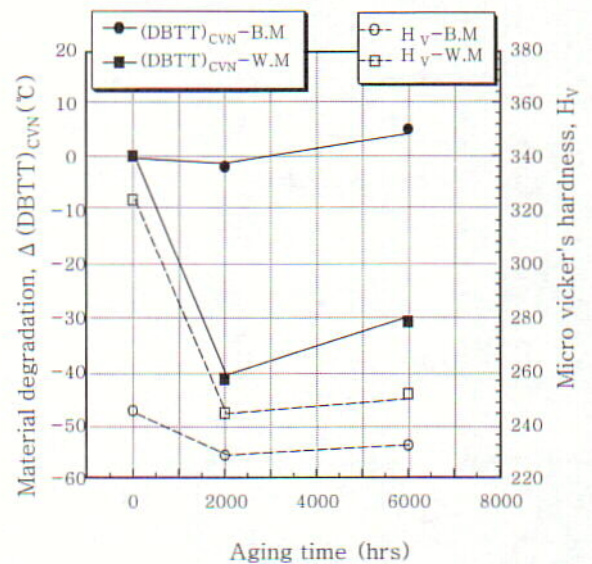


Fig. 6 Relationships between $\Delta(DBTT)_{CVN}$ and micro Vicker's hardness

당하는 2000hrs에서 $\Delta(DBTT)_{CVN}$ 이 저하된 후, 566°C/300,000hrs에 해당하는 6000hrs에서 다시 상승하는 경향을 보이고 있다. 그러나 6000hrs조건에서 B.M 조직은 신재에 비하여 재질열화도가 증가하고 있으나, W.M 조직은 재질열화도의 상승에도 불구하고 여전히 인성이 향상된 상태를 보이고 있다. 한편, 시효시간에 따른 두 조직의 $\Delta(DBTT)_{CVN}$ 의 변화는 경도값의 변화와 매우 유사한 거동을 보이고 있어 경도특성을 통해 이들 조직들의 열화거동을 비파괴적으로 추정할 수 있음을 기대할 수 있다.

3.2.2 CSP와 ASP 시험 결과

기존의 SP 시험을 개선한 ASP 시험을 적용하여

6000hrs 시효처리된 용접부의 HAZ 조직들과 B.M, W.M 조직에서 얻어진 E_{ASP} 값을 시험온도에 대하여 Fig. 7에 나타내었다. 여기서 이웃하여 연속·배열된 HAZ부 조직들에서 E_{ASP} 의 천이거동이 뚜렷한 차이를 보여 ASP 시험법의 유용성을 잘 나타내고 있다. 조직별로 살펴보면 이전의 보고¹⁰⁾에서 제시된 바와 같이 결정립이 미세한 FGHAZ 조직의 경우 강도와 연성 등의 기계적 성질이 가장 우수하였다. 또한 거의 모든 시험 온도에서 E_{SP} 가 가장 높으며 DBTT가 약 -164°C 로서 최저온측에 위치하고 있다. 따라서 CVN 시험에서 FATT에 의한 상대적인 인성평가 개념을 SP 시험에 동일 적용할 때, FGHAZ 조직이 상대적으로 인성이 가장 우수함을 알 수 있다. 그러나 W.M과 F.L+CGHAZ 조직에서는 B.M과 비교하여 상대적인 인성 저하를 확인할 수 있다. 여기서 온도에 따른 E_{SP} 의 상·하부값이 모든 조직에서 명확하여 ASP 시험에서도 E_{SP} 의 온도 의존성을 확인할 수 있으며, CSP 시험에서와 거의 동일한 온도범위에서 연·취성 거동이 발생함을 볼 수 있다. 이는 이전의 많은 연구들^{4, 6)}에서 확인된 바와 같이 CVN 충격시험법과 비교하여 에너지의 상부값으로부터 하부값으로 변화하는 곡선의 구배가 커서 연·취성 천이거동이 더 좁은 온도범위에서 발생하므로 보다 정확한 DBTT의 평가가 가능함을 의미한다.

이상의 용접부 각 미세조직에 대한 ASP 시험 및 F.L+CGHAZ 조직에 대한 CSP 시험결과로부터 얻은 $\Delta(\text{DBTT})_{SP}$ 를 시효시간에 따라 Fig. 8에 나타내었다. 앞선 Fig. 7의 결과에서 나타난 각 조직들의 고유한 온도 천이거동에 따라 이들의 열화거동은 상호 뚜렷한 차이를 보이고 있다.

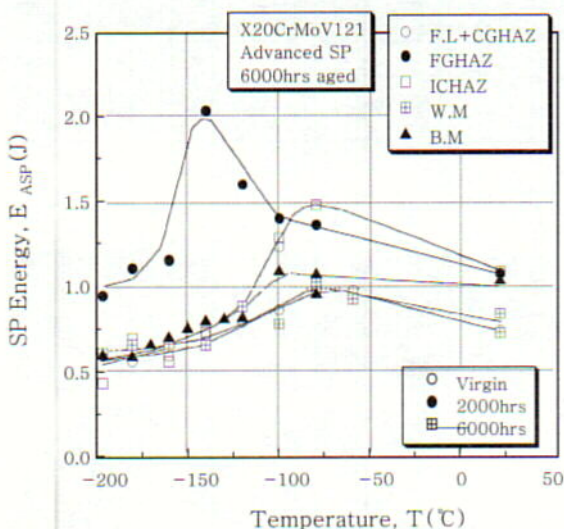


Fig. 7 SP energy transition behaviors for various microstructures of 6000hrs aged material in ASP test

먼저 ASP 시험에서, F.L+CGHAZ 조직을 제외하고 시효시간에 따른 모든 조직들의 열화거동은 CVN 충격시험결과와 거의 유사하나, B.M과 W.M의 경우, 6000hrs제에서 신재에 비해 재열열화도가 증가하는 경향을 볼 수 있다. 또한 F.L+CGHAZ 조직은 시효시간의 증가에 따라 열화도가 점차 증가하였으나, B.M, ICHAZ, W.M 조직들은 2000hrs 조건에서 오히려 신재에 비해 열화도가 저하된 후 6000hrs에서는 열화도가 증가되는 거동을 보이고 있다. 특히 ICHAZ조직에서 열화도의 증가가 현저함을 볼 수 있다. 그러나 FGHAZ 조직은 장시간의 시효조건에서도 그의 신재는 물론 B.M이나 HAZ부의 타 조직에 비해서도 가장 우수한 인성을 나타내고 있다.

이와 같은 열화거동의 차이는 시험방법과 시험편 크기, 그리고 용접조직에 따른 야금학적 특성 등의 차이에서 기인한 결과로 사료된다. 즉, 단위면적당 동일 응력 하에서 결함의 크기가 클수록 강도와 인성은 저하된다. 따라서 CVN 충격시험편에 비하여 $\phi 1.5\text{mm}$ 내외의 국부영역 만이 변형, 파괴되는 ASP 시험편에서는 변형상태가 훨씬 가혹하며, 열화가 진행될수록 보다 큰 결함의 보유 가능성이 높게되어 열화에 더욱 민감하게 된다. 또한 Fig. 4의 경도시험결과에서 시효열처리로 인한 열화가 현저했던 W.M과 F.L+CGHAZ 조직에서, 그리고 다층용접 시 생성되는 M-A 생성물 (martensite-austenite constituent) 등으로 인해 국부적인 취화가 발생¹¹⁾되어 문제가 되고있는 ICHAZ 조직에서 현저한 인성의 저하를 보인 것으로 판단된다.

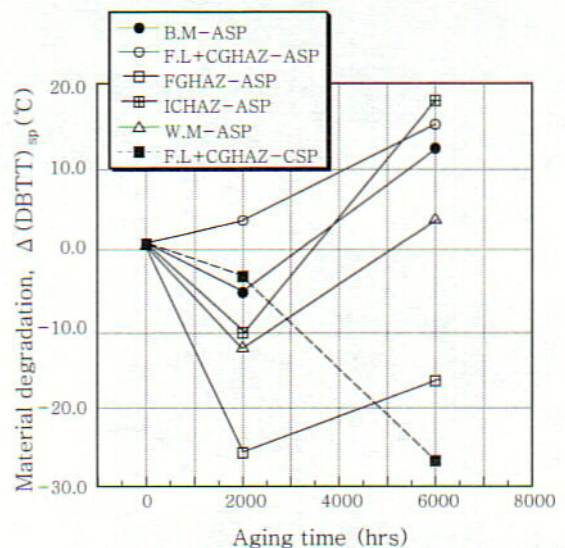
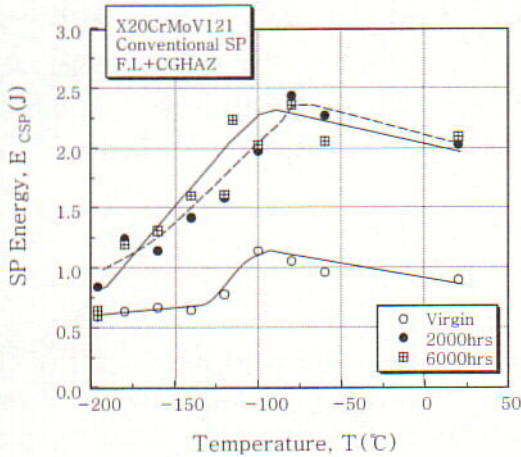
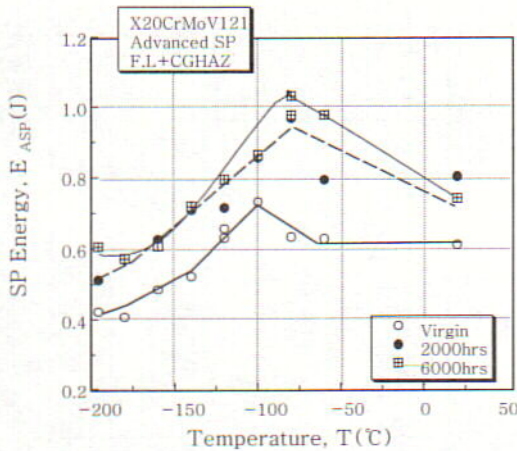


Fig. 8 Variation of $\Delta(\text{DBTT})_{SP}$ according to aging times in ASP & CSP test

한편 Fig. 8~9에 나타난 F.L+CGHAZ의 시험결과를 볼 때, ASP 시험에서는 시효시간의 증가에 따라 열화도가 점차 증가하나, CSP 시험에서는 그 반대의 경향을 보이고 있다. 이같은 상반된 결과를 기존의 대형시험편을 적용하여 확인하는 것은 불가능하다. 이전의 보고¹⁰⁾에서 주목된 바와 같이 SP 시험후 파괴거동의 거시적인 관찰을 통하여 CSP 시험편의 경우에는 CGHAZ와 인접한 W.M이나 FGHAZ 조직의 일부가 동반 변형됨을 볼 수 있었다. 또한 시효시간에 따른 타 조직들의 전반적인 열화거동을 감안하고, ASP 시험 시 F.L+CGHAZ 조직내에서 고유하고 균일한 파단이 발생되어 용접부 미세조직의 구성영역 내에 강구에 의한 변형영역이 존재함을 고려할 때, ASP 시험결과에서 상대적인 신뢰성을 확보할 수 있을 것으로 기대한다. 그러나 Fig. 9를 살펴보면 두 SP 시험결과에서 모두가 시효시간의 증가에 따라 E_{SP} 는 모든 온도영역에서 증가



(a) CSP test

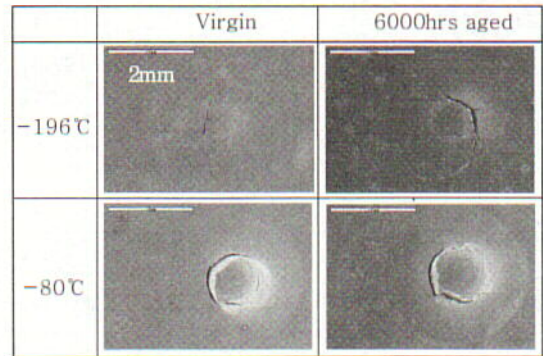


(b) ASP test

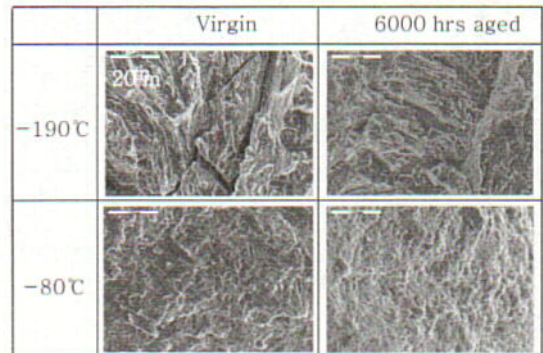
Fig. 9 SP energy transitions behavior with aging times for F.L+CGHAZ in SP test

된 결과를 보이고 있다. 이는 시효시간의 증가로 인한 재료의 연성증가가 하중-변위 선도의 아래면적으로 평가되는 E_{SP} 의 증가에 기여한 결과로 사료된다. 이러한 경향은 Fig. 10의 F.L+CGHAZ 조직에 대한 ASP 시험편의 파면관찰 결과에서 다시 설명될 수 있다. 먼저 거시적 파면을 살펴보면, 신재에 비하여 6000hrs재의 반구형 압입부에서 소성변형이 훨씬 증가되었음을 볼 수 있다. 미시파면을 보면 -196°C 의 취성파괴 영역에서 신재의 경우 입내 및 입계파괴의 혼재속에서 입계파괴가 현저한 양상을 보이거나 6000hrs재에서는 입계파괴보다는 입내파괴가 주로 관찰되고 있다. -80°C 의 연성파괴 영역에서는 신재에 비해 6000hrs재에서 연성의 증가로 딴플파면율이 현저히 증가된 양상을 보이고 있다.

ASP 시험에서 얻어진 용접부 미세조직들의 Δ (DBTT)_{ASP}를 경도특성과 함께 시효시간에 따라 Fig. 11에 나타내었다. 전반적으로 경도값의 변화에 비하여 ASP 시험에서 얻어진 Δ (DBTT)_{ASP}의 변화가 시효시간에 따른 각 용접조직의 열화특성 차이를 명확히 반영하고 있음을 볼 수 있다. 특히 F.L+CGHAZ나 ICHAZ 조직의 경우에는 시효처리에 따른 열화도와 경도값의 변화거동이 다른 조직과는 다른 양상을 보이고 있다. 이는 ICHAZ 조직보다 상대적으로 높은 용접 열 입력의 영향을 받은 CGHAZ나 FGHAZ 조직에서 시



(a) Macro fractographs



(b) Micro fractographs

Fig. 10 SEM fractographs for F.L+CGHAZ

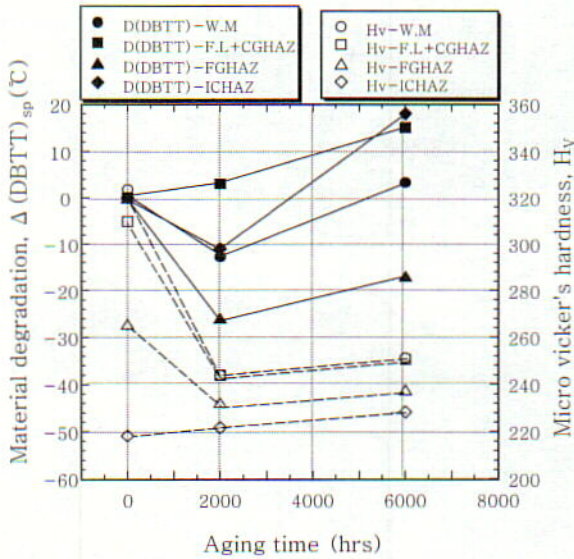


Fig. 11 Relationships between $\Delta(DBTT)_{ASP}$ and micro-Vicker's hardness

효처리로 인한 경도저하, 즉 연화거동이 두드러졌으나, 그에 상관없이 이미 연화층을 포함하고 있는 ICHAZ 부위는 시효시간의 증가로 인한 탄화물의 생성과 결정립 조대화 등에 의한 취화현상에 의하여 미미하나마 경도의 증가가 수반된 것으로 사료된다. 여기서 용접부의 재질열화 거동은 용접조직에 따라 매우 다양하게 진행됨을 알 수 있으며, 그 기구가 매우 복잡하여 경우에 따라서는 단순히 경도특성만을 고려한 재질열화 평가결과에 제한이 요구됨을 반증하는 결과라 할 것이다.

본 연구에서는 우선적으로 ASP 시험기법의 용접부 미세조직에의 적용 가능성에 초점을 맞추어 조직적인 측면에서 용접부의 열화거동을 살펴보았으며, 용접부의 재질열화 평가에 대한 ASP 시험의 적용 가능성을 확인하였다. 향후 탄화물 생성과 불순물의 편석 거동, ICHAZ 조직에서의 M-A 생성물 등이 용접부 미세조직의 재질열화 거동에 미치는 영향이 고려되어야 할 것이다.

4. 결 론

X20CrMoV121강의 신재와 시효재를 대상으로 advanced small punch(ASP) 시험을 도입하여 용접부의 다양한 미세조직들에 대한 재질열화의 평가 가능성을 검토하고 다음의 결론을 얻었다.

- 1) ASP 시험에서 E_{SP} 의 천이거동은 용접부의 미세조직에 대하여 명확한 의존성을 보였다.
- 2) F.L+CGHAZ 조직은 시효시간의 증가에 따라 재질열화도가 점차 증가하였으나, B.M, ICHAZ, 그리고

W.M 조직은 566°C/100,000hrs에 해당하는 2000 hrs 시효조건에서 신재에 비하여 열화도가 저하된 후 566°C/300,000hrs에 해당하는 6000hrs 조건에서 현저한 열화거동을 보였다. 그러나 FGHAZ 조직은 시효시간의 증가에도 열화도의 증가는 나타나지 않았으며, 용접부의 미세조직 중 가장 우수한 인성을 보였다.

3) 용접부의 각 조직별 연-취성 천이거동과 F.L+CGHAZ 조직의 열화거동 등을 고려할 때, ASP 시험을 통하여 용접부의 미세조직에 대해 보다 고유하고 신뢰성 있는 재질열화도의 평가가 가능할 것으로 기대한다.

참 고 문 헌

1. Y. Nishiyama, K. Fukuya, M. Suzuki and M. Eto : Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel at 400°C and its Electrochemical Evaluation, Journal of Nuclear Materials, **258-263**(1998), 1187-1192
2. F. M. Haggag, T. S. Byun, J. H. Hong, P. Q. Miraglia and K. L. Murty : Indentation-Energy-To-Fracture (IEF) Parameter for Characterization of DBTT in Carbon Steels Using Nondestructive Automated Ball Indentation(ABI) Technique, Scripta Materialia, **38-4**(1998), 645-651
3. J. K.-Kim, T. Y. Yoon, K. W. Song, J. J. Lee and S. H. Chung : A Study of Evaluation for In-Service Material Degradation of High Temperature Structural Components by Grain Boundary Etching Method, Transactions of the KSME, A, **15-3**(1991), 898-906(in Korean)
4. S. H. Chung, H. Takahashi and M. Suzuki : Microstructural Gradient in HAZ and its Influence upon Toe HAZ Fracture Toughness, Welding in the World, (1978), 248
5. R. Viswanathan : Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components, ASM International Metals Park, (1993), 206-208
6. J. M. Baik, J. Kameda and O. Buck : "Development of Small punch Tests for Ductile-Brittle Transition Temperature Measurement of Temper Embrittled Ni-Cr Steels," ASTM STP 888, (1986), 92-111
7. D. Y. Lyu, S. H. Chung, J. K. Lim, H. D. Jung, K. Tamakawa and H. Takahashi : A Study on Fracture Strength Evaluation of Steel Welded Joint by Small Punch Test (I), Journal of KWS, **7-3**(1989), **28-35**(in Korean)
8. H. S. Yu, B. G. Ahn, D. Y. Lyu and S. H. Chung : A Study on Fracture Toughness of Welded Joint and Orientation in TMCP Steel by the SP Test, Journal of KWS, **16-6**(1998), 35-43(in Korean)
9. A. M. Abel-Latif, J. M. Corbett, D. Sidney and D. M. R. Taplin : Effects of Microstructural Degradation on Creep Life Prediction of 2.25Cr-1Mo Steel, Proc. of the

- 5th International Conference on Fracture, Cannes, France, 4(1981), 1613-1620
10. D. H. Lee, S. I. Lee, I. H. Kwon, S. S. Baek and H. S. Yu : Fracture Strength Evaluation of Heat Resisting Steel Weldment by Advanced Small Punch Test, Proc. KWS Welding Strength Research Workshop, (2002), **76-83**(in Korean)
11. J. Liao, K. Ikeuchi and F. Matsuda : Toughness Investigation on simulated weld HAZs of SQV-2A Pressure Vessel Steel, Nuclear Engineering and Design **183**(1998), 9-20