

研 究 論 文

大韓熔接學會誌
第7卷第4號 1989年12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol.7, No.4, Dec., 1989

小型펀치試驗에 의한 鋼熔接部の 破壞強度 評價에 관한 研究 II

-高張力鋼에 대한-

柳垚永*, 宋基弘*, 柳孝善**, 鄭世喜***

A Study on Fracture Strength Evaluation of Steel Welded Joint by Means of Small Punch Test II

-Focused on High Strength Steels-

D.Y.Lyu*, K.H.Song*, H.S.You**, S.H.Chung***

Key Words : SP Test(소형펀치시험), SP Energy, Critical COD(한계균열개구변위),
Ductile - Brittle Transition Temperature(연성취성전이온도),
Microstructure(미시조직), Fracture Strength(파괴강도), HAZ(용접열영
향부), High Strength Steel(고장력강)

Abstract

In this study, the possibility of evaluating the peculiar fracture strength of weldment in high strength steels was investigated by means of a small punch(SP) test.

In order to obtain the ductile-brittle transition temperature(DBTT) of SP energy by which the fracture strength of weldment in structural steels such as SS41 and SM53B steels had been evaluated in our preceding publication, the effects of notches and loading rates on SP energy were discussed.

It was found that the correspondence of SP energy to critical COD at test temperature -196°C showed a linear relation with some deviation.

The empirical correlation with scatter band, $E_{sp}/(E_{sp})_p \cong 1.67[\delta_c/(\delta_c)_p] - 0.55$, was developed between the SP energy ratio and critical COD ratio of each weld structure compared with parent material at test temperature -196°C.

In addition, there did not appear to be a significant effect of test materials and specimen size etc. on the correlation.

* 정회원, 전주공업전문대학
** 정회원, 전북대학교 대학원
*** 정회원, 전북대학교 공과대학

1. 序 論

일반적으로 鋼熔接部는 국부적인 急熱, 急冷의 열사이클을 받게되므로 매우 복잡한 組織의 變態, 結晶粒度등 금속학적인 勾配가 생성되며 熔接후 발생하는 三軸性的 불균일한 殘留應力등의 역학적 요인이 중첩되어 상승작용을 일으키기 때문에 熔接組織에 대한 정확한 破壞強도의 評價는 熔接構造物의 신뢰성과 안전성의 확보를 위한 重要한 문제로 되어 있다^{1,2)}.

한편 熔接部에는 殘留應力이 殘存하고 특히 HAZ組織의 경우는 融合境界로 부터의 거리에 따라 粒度 및 微視組織의 勾配가 형성되며³⁾ 熔接部에서의 破壞는 이들 微細組織에 크게 영향을 받기 때문에⁴⁾ 熔接部에서의 破壞強도를 정확하게 평가하기 위해서는 연속적으로 변화하는 熔接部 各 微細組織의 고유한 強度 評價가 요구되어진다 할 수 있다.

그러나 종래의 破壞靱性 評價法으로 사용되어 온 Charpy衝擊試驗(CVN)이나 三點굽힘龜裂開口變位(COD)試驗方法등으로서는 시험편 채취에 제한이 있을 뿐 아니라 노치선단에 접해 있는 熔接部の 불연속적인 微細組織등에 기인하여 組織의 固有強度를 評價하는 것은 대단히 어려운 일이라 아니할 수 없다.

따라서 이러한 熔接部 各 組織의 고유한 強度를 평가하기 위하여 前報⁵⁾에서는 국부적인 미소영역에서 그 有用성이 인정되고 있는 SP(small punch)試驗方法⁶⁾을 비교적 熔接性이 높은 構造用 壓延鋼材 SS41 및 SM53B鋼의 熔接組織을 대상으로 적용시켜 본 결과 명확한 延性-脆性遷移溫度를 구함으로써 SP試驗方法을 熔接部 各 組織의 強度 評價에도 응용할 수 있음을 밝힌 바 있다.

이를 배경으로 本報에서는 低溫에서도 양호한 靱性を 보이면서 熔接性이 낮은 高張力鋼 HT80鋼과 NV-NEH36鋼을 대상으로 하여 母材와 熔接部の 各 組織에 上述한 SP試驗方法을 적용시키고 SP試驗측정치에 영향을 미치는 試驗片의 變形速度 및 노치효과등에 대하여 기술하고자 한다.

2. 試驗方法

실험에 사용된 鋼材의 화학성분 및 室溫에서의 기계적성질 그리고 熔接조건은 Table 1과 같다.

이때 熔接비드의 방향은 前報에서와 같이 鋼板의 壓延方向과 직각방향으로 하였으며, 熔接전에 熔接性의 향상을 위하여 150℃로 予熱하였다.

Fig. 1은 鋼種중 HT80鋼의 熔接部の 단면을 부식시킨 경우의 모식도로, 白點의 위치에서 SP 및 三點굽힘 COD試驗片을 채취하여 기계가공하였다. 三點굽힘COD試驗片의 경우, 노치선단의 위치가 組織의 靱성에 크게 영향을 미칠것이므로 실험대상의 組織에 노치선단이 정확하게 위치하도록 주의하여 최종 시험편의 크기인 10×10×55mm³으로 가공하였다. 노치는 진행방향이 板두께 방향(short transverse; ASTM의 LS型)과 같고 깊이 2mm가 되도록 두께 0.14mm의 切斷圓板(cut-off wheel)으로 가공하였다.

또한 SP시험편의 경우는 前報에서와 동일하게 하였다.

SP시험은 Fig. 2에서와 같이 萬能試驗機(Instron型)를 사용 편치선단에 위치한(Fig. 1 참조) HRC62-67의 硬度를 갖는 鋼球를 통하여 시험편의 상면에 荷重을 가하였다. 이때 크로스헤드의 負荷速度는 0.2~200mm/min,의 범위에서 여러 단계의 負荷速度를 채택하였으며 試驗溫度는 액체질소를 사용 -196℃로 부터 室溫에 이르는 범위로 하였다. 또한 시험종료 후에는 SEM에 의한 破面視察이 병행되어졌다.

SP시험중에는 荷重과 크로스헤드 변위에 의하여 시험편이 破壞될 때까지 荷重-變位曲線을 기록함으로써 SP에너지(E_{sp})를 구하였으며 이는 最大荷重點까지의 所要에너지로써 荷重-變位曲線아래의 면적으로 정의⁶⁾하였다.

이러한 SP에너지의 시험온도에 따른 선도로 부터 SP시험방법에 의한 延性-脆性遷移溫度(ductile-brittle transition temperature; DBTT)를 구하기 위하여 다양한 負荷速度의 선택과 시험중 노치脆化의 효과를 얻기 위하여 二種의 노치를 SP

Table 1 Chemical composition, mechanical properties and welding condition of steels used
chemical composition

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	V	Sol-Al	Cr	Mo	Nb
HT 80	0.11	0.27	0.7	0.003	0.003	0.22	0.79			0.48	0.39	
NV-NEH36	0.12	0.31	1.43	0.019	0.002	0.01		0.05	0.026	0.03	0.01	
HT 50	0.15	0.44	1.42	0.009	0.001	0.19	0.27					
SM50YB	0.17	0.34	1.2	0.016	0.008			0.048	0.042			0.032
SM 58Q	0.17	0.48	1.44	0.021	0.006	0.014	0.017			0.017	0.007	

mechanical properties

Steel	yield strength(MPa)	tensile strength(MPa)	elongation(%)
HT 80	794	834	30.0
NV-NEH36	420	530	28.5
HT 50	392	539	27.0
SM50YB	447	567	25.0
SM58Q	408	561	38.0

welding condition

Steel	heat input (KJ/cm)	preheating (°C)	current (A)	voltage (V)	welding speed (cm/min.)	wire dia. (mm)	electrode	flux
HT 80	30	150	550	30	33	4.0	KW-103B	KB-80C
NV-NEH36	36	150	600	30	30	4.8	US 36	PFH55LT
HT50	50.6		750	36	32	4.8	Y-E	NF-310
SM50YB	33	150	550	35	35	4.0	USW-588	MF38
SM58Q	45		750	32	32	4.0	US 49	MF38

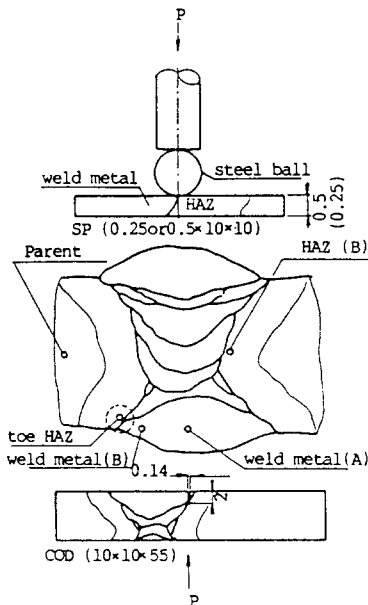


Fig. 1 Schematic illustration showing the extracted position and dimension of SP and COD test specimen in HT80 welded block

시험편 중앙에 가공하였다.

한편 종래 용접부의靱性評價를 위하여 주로 사용되어 온 三點굽힘COD試驗값과 SP에너지의 관계를 검토하기 위하여 다소의 예비시험을 행한 후 시험온도 -196°C에서 용접부 각組織에 대한 強度評價를 시행하였다. 이때 크랙선단의 限界龜裂開口變位量(critical COD; δ_c)은 三點굽힘COD試驗片에 장착한 크립게이지변위로 부터 계산에 의해 산출하였다⁷⁾.

Fig. 2에 SP시험에 사용된 장치 및 SP시험편 지그와 三點굽힘COD시험장치의 모식도를 圖示하였다.

3. 實驗 結果 및 考察

Fig. 3은 實驗鋼種중 HT80鋼의 母材, toe HAZ, 熔接金屬組織(weld metal(A))에서 채취된 0.5mm두께의 시험편을 시험온도 -190°C에서 SP 시험을 하여 얻은 荷重-變位曲線이다.

이 線圖에서는 前報에서 기술한 SP시험의 變形

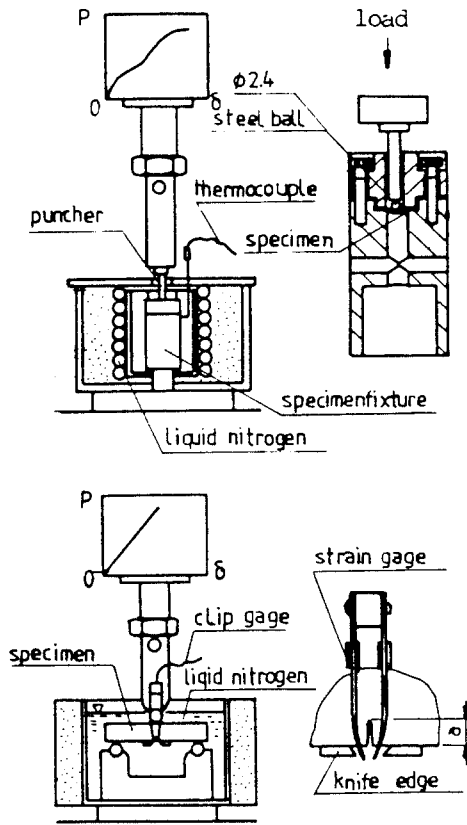


Fig. 2 Schematic illustration of experimental equipment used for SP test(top drawing) and COD test(bottom drawing)

過程 즉 彈性굽힘, 塑性굽힘, 塑性膜伸張, 塑性不安定領域을 볼 수 있으며 荷重-變位線圖의 면적은 母材, toe HAZ, 熔接金屬의 順으로 감소하고 있어서 SP에너지는 펀치선단에 위치한 組織에 의존함을 알 수 있다. 여기서 toe HAZ組織의 경우에는 熔接融合線 부근에 존재하는 마르텐사이트組織에 注目하여 시험편을 채취하였으나 微細組織의 不均一로 선도의 양상에 差를 보이고 있다. 이들 선도중 적은 SP에너지 값의 破壞는 微細組織중에 低溫壁開強度가 낮은 相이 존재하기 때문에 생각된다.

따라서 이를 SEM으로 관찰하여 Fig. 4에 圖示하였다. (a)는 巨視的 破斷形態를 도시하고 있으며 (b)는 비교적 저배율의 微視破面으로서 전반적으로 擬壁開를 보이고 있다. 여기서 화살표(P)가 가리키는 영역과 그 주변에서는 放射狀으로 破

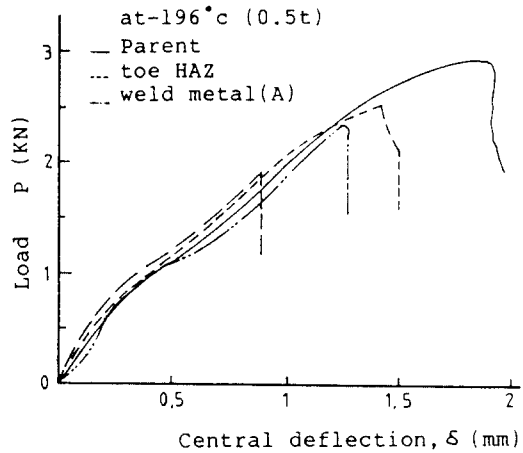


Fig. 3 Load-central deflection curves obtained from three different microstructures for HT80 steel at -196°C

壞가 진과하고 있어서 이 영역은 破壞起點部로 여겨진다. 따라서 이 영역을 注目하여 (c)와 같이 고배율로 촬영하였는데 그림에서 보듯이 粗大結晶組織내에 존재하는 介在物(Q)의 影響으로 壁開強度가 저하하여 낮은 SP에너지 값으로 破斷하였음을 확인하였다. 이로 부터 SP시험후의 破斷面觀察이 요구되어지며 이들이 SP시험 특성치의 散布에 影響을 미친다고 생각된다.

중래 재료의 靱性評價를 위하여 CVN이나 三點굽힘COD시험등으로 부터 에너지의 DBTT를 구하여 왔으며, 또한 SP시험으로 부터도 SP에너지의 DBTT를 구하여 재료의 破壞強度를 評價할 수 있음을 前報에서 보고하였다.

따라서 SP시험에 있어서 破壞強度 評價의 한 尺度가 되어지는 DBTT를 구하기 위하여 HT50, HT80鋼의 母材 및 熔接組織에 대하여 SP試驗을 시행한 후 에너지의 溫度依存曲線을 구하였는데 이는 Fig. 5에 圖視한 바와 같다. 線圖에서 알 수 있는 바와 같이 SP에너지는 -196°C 에서도 높은 에너지를 보이는 등 전체시험온도역에 걸쳐 SP에너지의 延性-脆性遷移舉動이 발견되지 않는다.

이는 근래의 보고^{8,9)}나 前報에서의 機械構造用鋼인 SS41, SM53B鋼에 대하여 실험한 결과와는 差를 보이는 것으로 온도에 따른 SP에너지의 遷移舉動의 出現은 材料依存性이 있음을 시사하고 있다. 이러한 결과는 최근 竹田¹⁰⁾ 등의 보고에서도 확인되어 지고 있다.

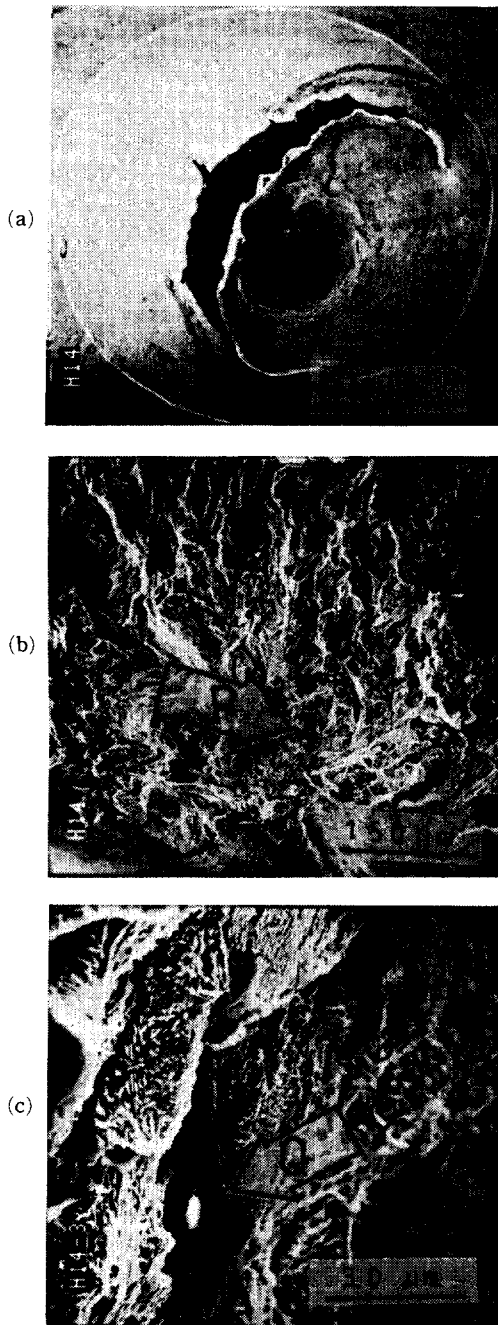


Fig. 4 SEM fractographs of toe HAZ showed lower SP energy at -196°C

- (a) macroscopic fractured appearance
- (b) fractograph showing initiation position of quasicleavage
- (c) magnified fractograph of the region indicated by arrow(P) in fig.(b)

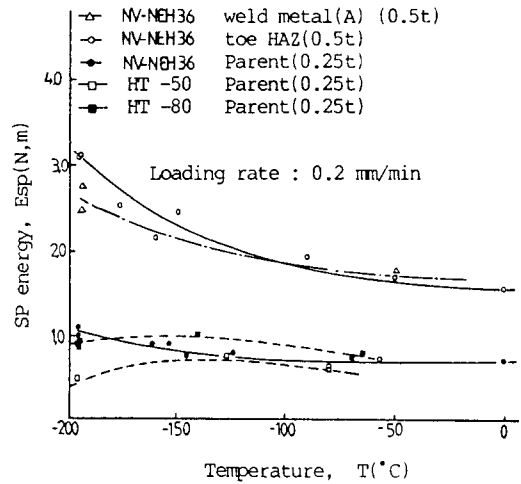


Fig. 5 SP energy versus test temperature obtained from various structures of weldment

지금까지의 SP시험 결과에 의하면 SP試驗의 延性-脆性遷移舉動에 상당하는 過程은 시험편의 四段階 變形過程중 塑性膜伸張領域임이 알려져^{5,11} 있으나 Fig. 3으로 부터 -196°C의 低溫에서도 시험편의 破壞는 대개 塑性不安定領域에서 이루어지며 큰 SP에너지 값을 보이고 있음을 알 수 있다. 즉 변위에 따른 하중의 거동이 최대하중에서 急減하지 않고 後述하는 Fig. 9의 巨視的 破面에서도 확인할 수 있는 바와 같이 다소의 塑性變形 이후 破斷함을 볼 수 있다. 결국 -196°C의 낮은 시험온도에서도 SP시험은 완전한 脆性破壞를 일으키기에는 降伏應力, 應力集中 또는 拘束이 충분히 크지 않아서 荷重-變位曲線 舉動의 상당부분이 引張強度에 지배되어져 破壞시 다소의 塑性變形을 수반하게 되어진다.

한편 일반적으로 재료의 流動曲線(σ - ϵ curve)을 상승시키는 脆化效果는 크랙선단의 塑性變形能力에 크게 의존하므로 이러한 塑性變形能力을 억제하는 外部試驗條件으로는 上述한 低溫 이외에 高變形速度와 노치效果를 들 수 있다¹².

따라서 이들 鋼種에 대하여 SP에너지의 DBTT를 가혹한 外部試驗條件으로 부터 구하기 위한 方法으로 變形速度를 최대 200mm/min. 까지 다양하게 증대시켰으며 또한 SP시험편의 破壞가 二軸應力狀態에서 제어되므로¹³ 시험편의 중앙과 편치와의 接觸部位에서 노치효과를 증대시킬 목적으로 二種의 노치를 가공하여 SP시험을 행하였다. 이

때 시험편의 두께는 0.5mm로 하였다.

그들 중 變形速度의 변화에 따른 荷重-變位線圖를 Fig. 6에 도시하였는데 이는 HT80鋼 母材組織에 대한 것이다. 우선 室溫의 경우 變形速度 200mm/min, 과 20mm/min, 에 있어서 거의 같은 SP 에너지를 보이고 있으며, 試驗溫度 -196°C의 경우에는 變形速度 0.2mm/min, 에 비하여 20mm/min, 과 200mm/min, 의 SP에너지는 증가하나 그들 두 變形速度에 있어서 거의 같은 크기의 SP 에너지를 보이고 있다. 이로 부터 HT80鋼 母材의 SP에너지는 變形速度의 큰 차이에도 거의 영향을 받지않음을 알 수 있다.

Fig. 7과 Fig. 8은 펀치선단부에 負荷시 應力集中 및 노치효과를 증대시킬 목적으로 試驗片中央에 二種의 노치를 가공한 후 시행한 SP시험결과

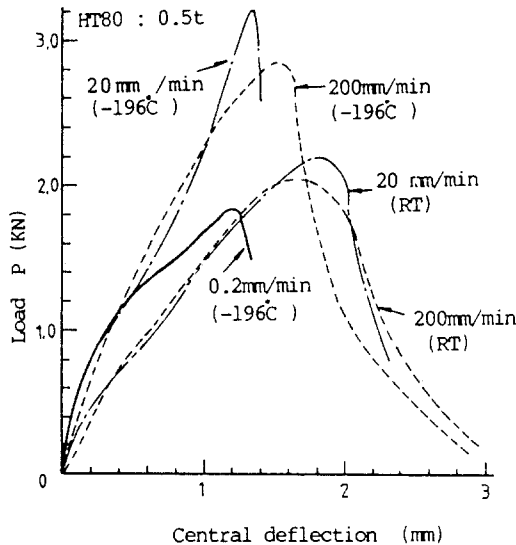


Fig. 6 Load-central deflection curves obtained from various loading rates at -196°C and RT

를 보이고 있다. 우선 Fig. 7은 0.14mm두께의 절단원판을 사용하여 중앙에 0.2mm 깊이의 노치를 가공한 후 變形速度 20mm/min.으로 시험한 결과이다. 시험온도가 室溫일 때에는 平滑試驗片의 경우에 비하여 SP에너지의 감소가 발견되어지나 -196°C일 때에는 노치효과에 의한 에너지감소는 거의 나타나지 않았다. 특히 노치가공된 시험편으로서 變形速度 200mm/min, 의 경우가 함께 圖示되었는데 이를 平滑試驗片으로서 變形速度 20mm/

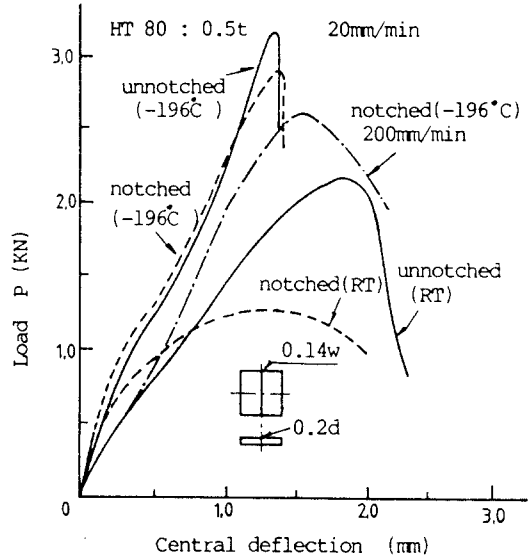


Fig. 7 Load-central deflection curves obtained from notched and unnotched SP specimens at -196°C and RT, where notches were prepared by 0.14mm-thick cut-off wheel

min. 의 경우와 비교하면 이 재료의 SP에너지는 變形速度와 노치의 組合된 효과에도 거의 영향받지 않음을 알 수 있다.

Fig. 8은 또다른 노치효과를 검토한 것으로 마이크로비커스 硬度計의 壓痕에 의하여 대각선 길이가 366 μ m가 되도록 試驗片中央에 노치를 가공한 후 變形速度 200mm/min, 하에서 시험한 결과이다. 이 역시 SP에너지에 미치는 노치효과는 거의 나타나지 않으며 노치의 形狀에 따른 에너지變化도 발견되지 않았다.

이는 高變形速度와 노치의 도입으로 부터 塑性變形能力의 억제와 遷移溫度의 상승효과를 기대하였으나 극히 적은 시험편의 두께로 높은 應力의 三軸性維持가 어렵기 때문으로 생각된다. 이러한 결과는 材料의 相對노치敏感性이 降伏比($HT80 : \sigma_y/\sigma_u=0.95$)에 比例하고¹⁴⁾, 825MPa 이상의 高强度鋼의 CVN試驗시 遷移溫度差에 미치는 變形速度의 영향은 거의 보이지 않는다는 보고¹⁵⁾와 유사하다.

SP試驗方法은 시험편의 크기가 극소형이어서 實機部材로 부터의 시험편 채취가 가능하리라는 점에서 실용적일 뿐 아니라 종래의 방법에 의해서 구해지는 靱性值와의 상관을 구한다면 SP試驗值

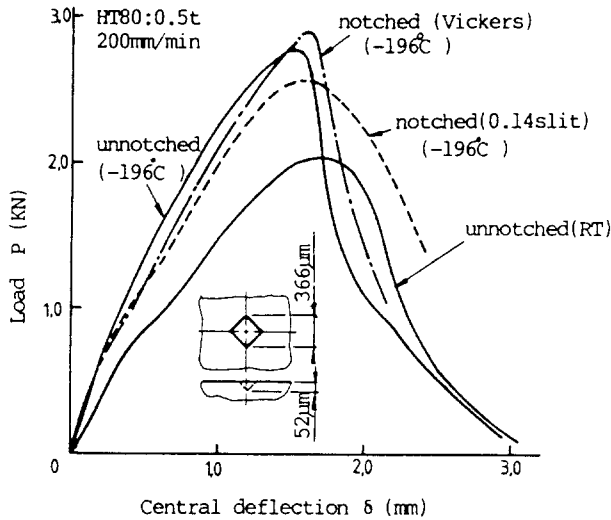


Fig. 8 Load-central deflection curves obtained from notched and unnotched SP specimens at -196°C and RT, where notches were prepared by indentation of vickers hardness tester

로부터 그靱性値의 추정이 가능할 것이다. 그러나 前述한 바와 같이 SP에너지 溫度依存曲線으로부터 試驗組織의靱性을 評價하기에는 곤란하여 또다른 強度評價方法의 모색이 요구되어진다 할 수 있다.

본 시험에 있어서는 Fig. 5에 보인 바와 같이 시험온도에 따른 에너지의 延性-脆性遷移舉動은 나타나지 않았으나 Fig. 9에 보이는 바와 같이 試驗溫度에 따른 破面의 舉動에는 유의할 만한 破面樣相의 差異가 관찰되어졌다.

Fig. 9는 HT80鋼 母材와 유사하게 시험온도에 따른 延性-脆性遷移舉動을 나타내지 않았던 NV-NEH36鋼의 toe HAZ組織 및 두 熔接金屬組織의 微視 및 巨視破面을 도시한 것이다. 巨視破面의 경우를 보면 세 시험조직의 경우가 공히 試驗溫度 -196°C 에서는 圓周方向의 미시크랙이 생성한 후 最중파단시에는 半徑方向의 脆性크랙으로 전파하고 있음에 대하여, 보다 高溫측의 破壞樣相은 완전한 圓周方向의 크랙전파에 의해 破斷함을 보이고 있다.

微視破面의 경우에 있어서 우선 toe HAZ組織을 보면 시험온도 -90°C 에서는 완전한 dimple破面을 보이고 있으며 -196°C 에서는 破面의 樣相이 延性破面에서 擬壁開측으로 상당히 轉移되어 있음

을 볼 수 있다. 두 熔接金屬組織의 경우를 보면 시험온도 -150°C 및 -50°C 의 高溫측에서는 dimple破面을 보이고 있으나 시험온도 -196°C 의 低溫에서는 擬壁開의 脆性破面을 보이고 있다. 특히 시험온도 -196°C 의 toe HAZ組織에서는 延性에서 擬脆性破面으로 轉移된 延性破面을 露呈하고 있고, 熔接融合線에 가까운 熔接金屬(weld metal-B)에 있어서 시험온도 -150°C 에서의 破面에서는 약간의 壁開痕도 관찰되어져 이들 組織의 破面遷移溫度는 -196°C 부근임이 추정되어진다. 이러한 시험온도에 따른 破面의 遷移舉動은 HT80鋼에 대해서도 관찰할 수 있었다.

한편 이들 高張力鋼에 있어서는 Fig. 5에서 알 수 있는 바와 같이 高溫측에 비하여 시험온도 -196°C 의 低溫측에서 오히려 큰 SP에너지를 보일 뿐만 아니라 上記의 破面관찰로부터 거의 -196°C 근처의 시험온도에서 破面이 延性에서 脆性으로 轉移한다고 추정되며 또한 荷重-變位線圖에서 파단시의 하중을 비교적 急減시킬 수 있고 특히 -196°C (액체질소온도)의 시험온도는 엄격한 온도제어와 시험의 간편성을 기할 수 있다. 이에 준하여 시험온도 -196°C 에서 靜的試驗值인 SP에너지값을 종래 熔接部의 破壞強度 評價에 흔히 사용되어 온 역시 靜的試驗值인 三點굽힘COD試驗值와 대비시킴으로써 그 시험온도에서의 SP에너지값의 유용성과 그들 두 시험치의 상관성을 검토하고자 하였다. 이때의 SP시험의 負荷速度는 $0.2\text{mm}/\text{min}$, 으로 하였다.

Fig. 10에 HT80鋼 및 NV-NEH36鋼의 熔接部 각 組織에 대하여 시험온도 -196°C 에서의 SP시험편의 흡수에너지(E_{sp})와 三點굽힘COD시험으로부터 구한 限界龜裂開口變位(δ_c)와의 관계를 나타내었다. 시험편두께 0.5 및 0.25mm 의 NV-NEH36鋼과 HT80鋼 두 경우에 있어서, 限界龜裂開口變位の 증가에 따라 SP에너지도 증가하고 있어서 강한 상관성을 볼 수 있으며 NV-NEH36鋼의 시험편 두께에 따른 SP에너지의 치수효과도 도시되어져 있다. 또한 두 시험값간의 상관성은 시험편의 두께 및 鋼種에 따라 勾配를 달리하고 있음을 알 수 있다.

이러한 결과는 竹田¹⁰⁾ 등이 터빈로타의 強度를 평가함에 있어서 시험온도 -196°C 에서 SP시험을 행하여 破壞起點部の 粒界破面率이 CVN시험편의

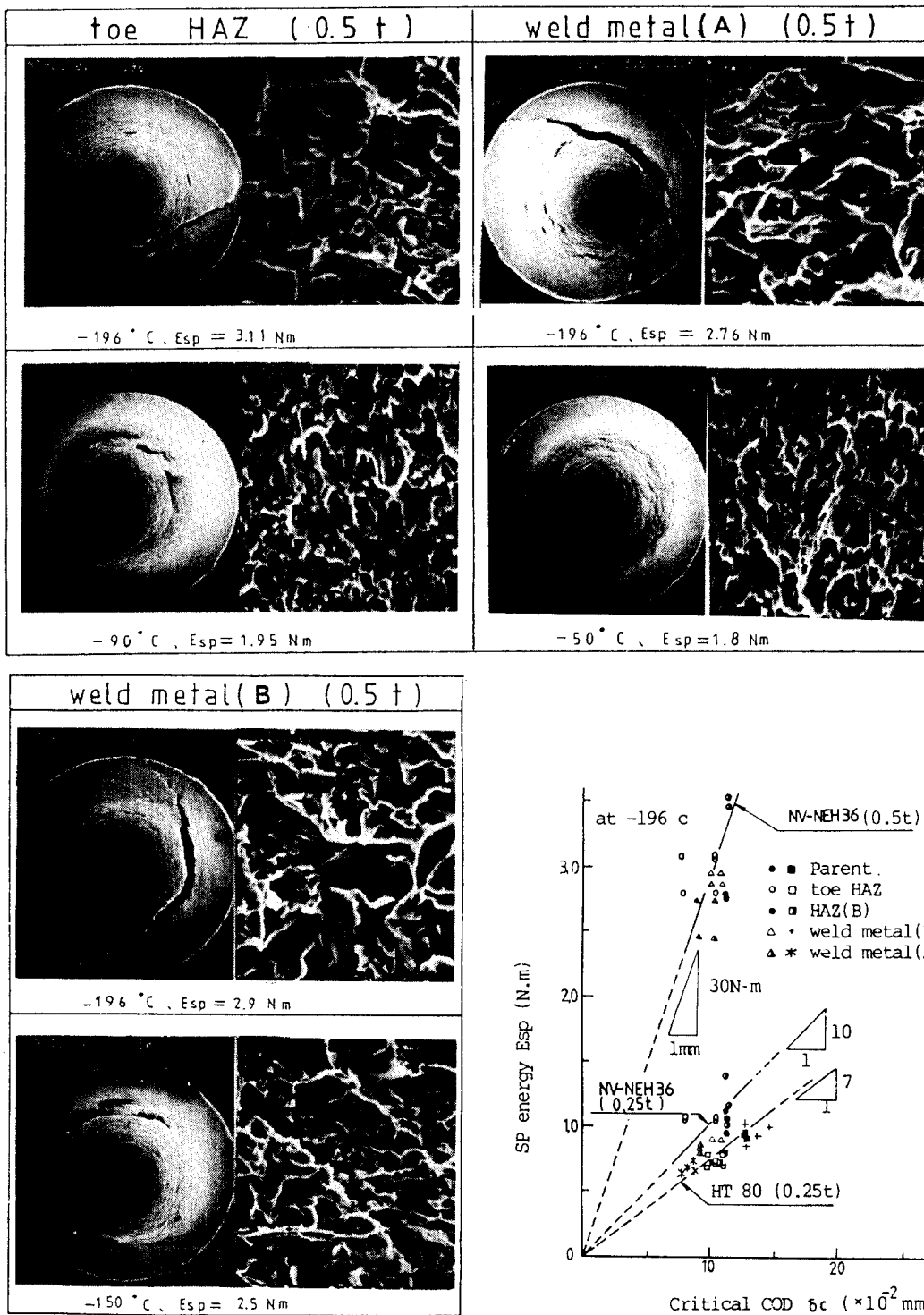


Fig. 9 SEM fractographs of toe HAZ and weld metal in NV-NEH36 steel

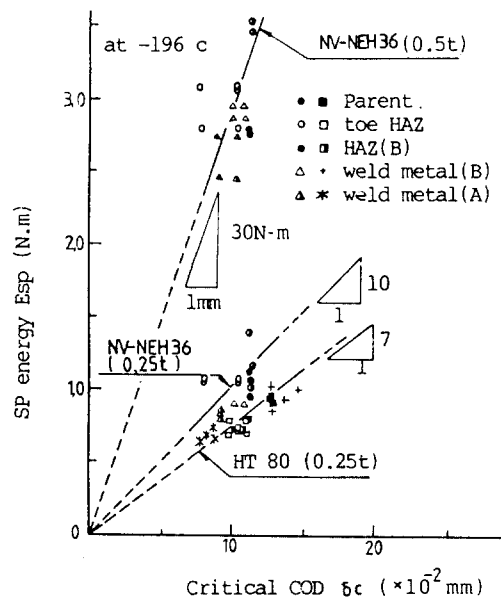


Fig. 10 Relation between SP energy and critical COD of various weld structures at -196°C

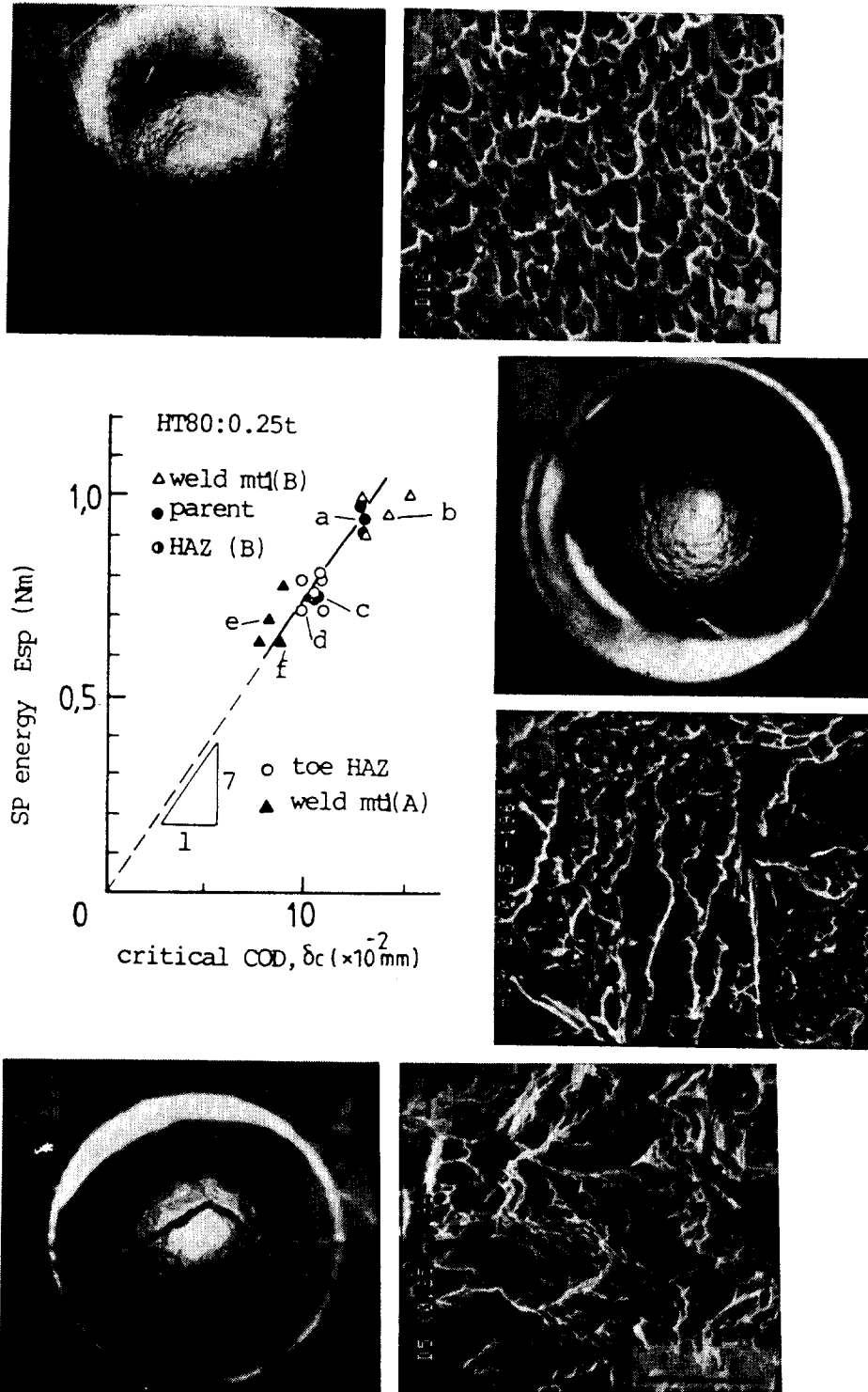


Fig. 11 Relation between SP energy and critical COD of various weld structures for HT80 steel at -196°C

粒界破面率과 강한 상관성이 있음을 보고한 결과와 유사하다. 그러나 CVN 시험은 高變形速度의 動的 시험일 뿐 아니라 破壞開始點에서의 應力狀態가 두꺼운 K_{Ic} 시험편의 應力狀態와 유사한 平面變形狀態가 유지되는¹⁶⁾ 彈性破壞力學의 개념에 근거하고 있으나, 이에 비하여 三點굽힘 COD 시험은 상당한 塑性變形을 인정하는 彈塑性破壞力學의 개념으로서 이를 彈塑性破壞靱성을 결정하는⁶⁾ SP 시험 특성치에 상관시키는 것은 보다 유용할 것이다.

Fig. 11은 Fig. 10의 HT80 鋼 熔接部 각 조직에서 나타나는 靱性值의 有効성을 확인하기 위하여 SP 시험편의 破面사진을 함께 圖示한 것이다. 선도에서 알 수 있는 바와 같이 限界龜裂開口變位の 증가에 따른 SP 에너지의 증가 勾配는 약 7Nm/1 mm로 나타나고 있다. Fig. 10, 11에서 보이는 data의 偏差는 破壞시 破壞起點部の 微細組織의 差異에 기인한다고 생각된다.

이로 부터 熔接部 각 조직의 破壞強度를 살펴보면 母材 및 融合部에 가까운 熔接金屬(weld metal(B))組織의 경우가 가장 높게 나타나 있다. 이는 SP 시험편의 破斷形態 및 微視破面の 樣相으로부터 확인할 수 있다. 광학현미경에 의한 破斷形態(a)를 보면 破壞는 半球型으로 塑性流動한 후 시험편 두께의 감소가 현저한 부위에서 圓周方向으로 생성하는 크랙에 의해 延性的으로 破壞함을 알 수 있으며, 微視的 관찰(b)에서도 dimple 破壞하여 비교적 큰 破壞強度임을 알 수 있다. 融合部の 粗大結晶組織에서 시험편을 채취한 二種의 HAZ(toe HAZ 및 HAZ(B))組織에 있어서 그들의 破壞強度는 거의 같은 크기를 보이고 있으나 前記의 두 조직보다는 상당량 그 크기가 저하하고 있다. 이러한 현상을 破面에서 관찰하면 微視破面(d)에서는 融合部에 가까운 熔接金屬(b)과 큰 差는 없으나, 巨視的 破面(c)에 있어서는 圓周方向의 塑性變形 이후 半徑方向으로 빠른 크랙이 진행하고 있어서 그들 두 조직은 上記의 母材 및 熔接金屬(weld metal(B))組織에 비하여 靱성이 저하하였음을 추정할 수 있다. 또한 두 HAZ組織과 큰 差는 없으나 최종마드의 熔接斷面 중앙부에서 채취한 熔接金屬(weld metal(A))은 熔接部 각 조직 중 가장 낮은 破壞強度值을 나타내고 있다. 이의

破斷形態(e)를 보면 破壞起點部에서 이내 半徑方向으로 크랙이 전파하는 약간의 脆性크랙의 樣相을 보이고 있으며 微視破面(f)에서도 左下側의 적은량의 壁開破면을 관찰할 수 있어 이 조직의 劣化를 확인할 수 있다.

이로 부터 -196°C에 있어서 SP 에너지와 限界龜裂開口變位와의 상관관계는 만족할 만한 타당성이 있음을 알 수 있다.

그러나 Fig. 10에서와 같이 시험대상이 되는 조직이 다양하고 그들 微細組織들의 機械的性質등이 다양하여 두 시험치간의 관계는 시험재료 및 시험편의 크기등에 따라 勾配를 달리하고 있다.

한편 前報에서는 熔接部組織의 破壞強度를 評價함에 있어서, 母材組織에 대한 熔接部 각 조직의 劣化(또는 改善)程度를 검토하기 위하여 遷移溫度差를 구하였으나 본 실험에서와 같이 SP 에너지가 온도에 따른 遷移舉動을 보이지 않는 재료에 대해서는 시험온도 -196°C에서 母材에 對比한 각 熔接組織의 破壞에너지비($E_{sp}/(E_{sp})_p$ 와 $\delta_c/(\delta_c)_p$)를 고려함이 熔接部 破壞強度 評價를 위한 수단이 될 수 있을 것이다. 이를 위하여 Table 2에 시험온도 -196°C에서 實測된 SP 에너지와 限界龜裂開口變位量을 나타내었으며 Fig. 12는 이로 부터 母材에 對備된 각 熔接組織의 破壞에너지의 比를 두 시험방법별로 도시한 線圖이다.

여기에서 선도의 有効성을 補完키 위하여 시험된 SM50YB 및 SM58Q 鋼에 대한 그들의 관계도 함께 나타내었다.

선도에서 알 수 있는 바와 같이 시험온도 -196°C에서 母材에 對比된 破壞에너지비의 관계는 다소의 散布범위를 갖고 있으나 재료 및 시험편의 치수등에 거의 무관함을 보이고 있어서 SP 試驗의 熔接部 破壞強度 評價에 대한 명확한 有用성을 제시하고 있다. 이들 두 시험특성치 사이에는 $E_{sp}/(E_{sp})_p \cong 1.67[\delta_c/(\delta_c)_p]^{-0.55}$ 의 관계가 이루어지고 있다.

지금까지의 고찰로 부터 前報에서의 기술한 鋼種과 달리 시험온도구역에서 SP 에너지의 시험온도에 따른 遷移舉動이 출현하지 않고 특히 저온에서도 높은 에너지값을 보이는 鋼種에 대하여 SP 시험에 의한 鋼熔接部の 破壞強度 評價의 可能性을 제시하였다.

Table 2 The values of SP energy and critical COD at -196°C

Steel	NV-NEH36			HT 80		SM50YB		SM58Q	
	Esp (N·m)		δ_c (10 ⁻² mm)	Esp (N·m) 0.25mm	δ_c (10 ⁻² mm)	Esp (N·m) 0.5mm	δ_c (10 ⁻² mm)	Esp (N·m) 0.5mm	δ_c (10 ⁻² mm)
	0.5mm	0.25mm							
Parent	2.79 2.80	1.06 0.91 1.13	11.3	0.92 0.95	12.9	0.75 0.77	6.15	1.60	22
HAZ(B)	3.49 3.56	1.41 1.02 1.14	11.5	0.75 0.76	10.4				
Toe HAZ	3.11 2.80 3.09	1.05 1.07	10.4 7.7	0.73 0.79 0.80	10.8 10.4 9.9	0.4 0.35	4.1	0.53	11.8 12.8
Weld metal(B)	2.85 2.92	0.93	10.8 10.4	0.91 1.01 1.05	12.9 14 15				
Weld metal(A)	2.43 2.76	0.85 0.88 0.88	10.4 9.0	0.64 0.78 0.71	7.7 8.7 8.2	0.78 0.06	6.0	1.1 0.9	13

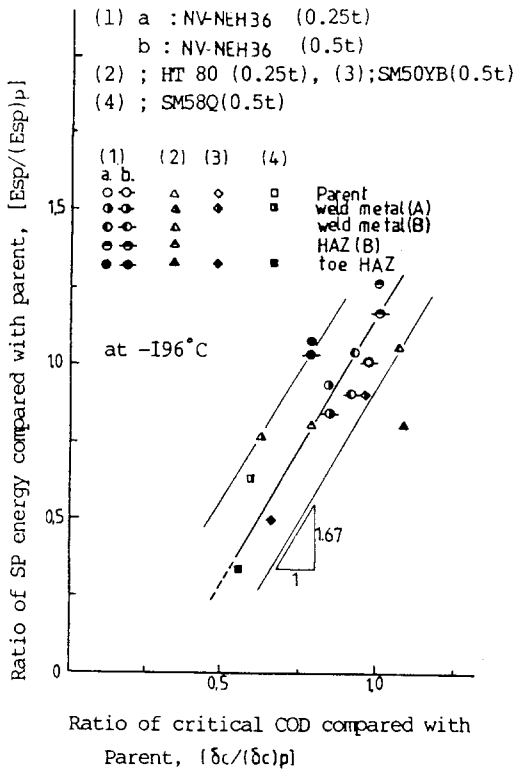


Fig. 12 Relation between SP energy ratio and critical COD ratio of each weld structure compared with parent material for various steels at -196°C

4. 結 論

高張力鋼의 母材 및 熔接部의 각 조직을 대상으로 SP시험방법을 적용시킨 결과 다음의 결론을 얻었다.

- 1) 高張力鋼의 母材 및 熔接部組織은 SP에너지의 延性-脆性遷移舉動을 보이지 않았다. 즉 SP시험에 있어서 에너지의 延性-脆性遷移舉動의 有無는 시험강재에 의존한다.
- 2) HT80鋼에 있어서 SP시험편의 노치나 다양한 變形速度는 SP에너지의 變化에 거의 영향을 주지 않았다.
- 3) 母材 및 熔接部 각 조직에 있어서 시험온도 -196°C의 SP에너지와 限界龜裂開口變位와의 대응은 거의 線型關係를 보였다.
- 4) 試驗溫度 -196°C에 있어서 母材에 對備된 熔接組織의 SP에너지比와 限界龜裂開口變位比의 關係는 일정 散布내에서 試驗材料 및 시험편 두계등에 거의 무관하여 線型關係를 유지한다.

謝 辭

본 연구는 1988년도 문교부 학술연구조성비지원 (학술 2550-734)에 의해 수행중인 시험의 일부로 연구를 支援하여 주신 文教當局과 이 연구를 수행

함에 있어서 助言과 協助를 아끼지 않으신 日本 東北大學 工學部 材料強度研究施設 高橋秀明교수, 산업과학기술연구소 鄭熙敦 博士에게 感謝드립니다.

參考文獻

- 1) F.M. Burdekin : Initiation of brittle fracture in structural steel, *Welding Journal*, Vol.12, (1967), pp.647~659.
- 2) J.Kameda, H.Takahashi, M.Suzuki : Residual stress relief and local embrittlement of weld HAZ in reactor pressure vessel steels, *IIW.Doc. No.X-800-76, Doc. No. IV-1002-76*, (1976).
- 3) S.H.Chung, H.Takahashi, M.Suzuki : Microstructural gradient in HAZ and its influence upon toe HAZ fracture toughness, *Welding in the World*,(1978), p. 248.
- 4) 金令木春義, 田村博 : 溶接冶金學, 産報出版, (1980), p. 140.
- 5) 柳埜永, 鄭世善, 林載奎, 鄭熙敦, 玉川欣治, 高橋秀明 : 小型편치시험에 의한 鋼熔接部の 破壊強度評價에 관한 研究 I, 熔接學會誌, 第7卷, 第3號, (1989) pp.28~35.
- 6) JAERI-memo 62-192, 小型パンチ(SP) 試驗法(案), 日本原子力研究所, (1987).
- 7) Methods for crack opening displacement testing, DD19, London, (1972).
- 8) J.M. Baik, J.kameda, O.Buck : ASTM STP 888, (1986), pp.92-111.
- 9) 高橋秀明, 莊子哲雄 : 耐熱構造部材の材質經年劣化との非破壊診斷技術に關する研究, 東北大學工學部材料強度研究施設, (1986), p. 112.
- 10) 竹田賴正, 高野勇作, 藤田明次, 後藤澈 : 微小パンチ試験による長時間使用 CrMoV ロータの衝擊特性の推定, *日本材料學會誌*, 第37卷, 第421號, (1988), pp.48-54.
- 11) 電田純 : 超小型試驗片による鐵鋼材料の破壊特性評價, *日本金屬學會會報*, 第25卷, 第6號, (1986), pp. 520-527.
- 12) R.W. Hertzberg : Deformation and fracture mechanics of engineering materials, WILEY, p.242.
- 13) X.Mao, H.Takahashi : Development of a further-miniaturized specimen technique for TEM disk small punch test, *Research Institute for Strength and Fracture of Materials, Tohoku University*, (1987).
- 14) R.W. Hertzberg : Deformation and fracture mechanics of engineering materials, WILEY, p. 297.
- 15) J.M. Barsom, S.T. Rolfe : ASTM STP 466, (1970), p. 281.
- 16) D.P. Clausing : Effect of plane - strain sensitivity on the charpy toughness of structural steel, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol.6, No.1, (1970).