

2001 추계학술발표회 논문집
한국원자력학회

원자로 압력용기용 SA508 용접부의 건전성 평가

Integrity Assessments for SA508 Reactor Pressure Vessel Weldments

박인규 · 이창순
선문대학교 재료화학공학부
충남 아산시 탕정면 갈산리 100

김종성 · 진태은
한국전력기술주식회사
경기도 용인시 구성읍 마북리 360-9

요 약

원자력 발전소 원자로 압력용기강 재료인 SA508 용접부의 건전성 평가를 위하여 용접부위별 미세조직의 변화와 온도 변화에 따른 용접 취약부위의 항복강도, 인장강도, 연신률을 측정하고 사용시편에 대한 FEM 해석을 수행하였다. 용접부위 인장시험 결과에 의하면, 취약부위는 용접선으로부터 약 7mm에 존재하며, 약 5mm되는 부위가 가장 취약하다는 기존의 결과에 대한 정밀한 재검토를 필요로 한다. 또한 용접 구조물의 건전성 평가는 미세조직 부위별 평가에 의존할 수 없으며, 용접과정에 의해 형성된 특정 취약부위에 대하여 수행되어야 한다.

Abstract

The integrity assessments of SA508 Cl. 3 weldments for reactor pressure vessels have been performed. The microstructure and mechanical properties have been investigated using the weld joint (including heat affected zone) tensile specimens. The minimum properties were noted in the region of about 7 mm apart from the fusion boundary(FB), although FEM analysis for tensile specimens showed the fracture would occur at the region about 5 mm from the FB, due to pure geometrical constraint. This result is not consistent with the previous study showing the weakest region apart from 4-5mm from the FB(in this study, only limited area was investigated, up to 6mm from the FB).

1. 서론

원자력 발전설비의 핵심부품인 압력용기는 그 사용조건이 매우 가혹하며 파손 시 대형사고를 유발할 소지가 많기 때문에 수명기간 동안 건전성을 유지해야 전체 발전설비의 안정성 및 신뢰성을 확보할 수 있다. 이러한 측면에서 압력용기용 소재의 특성평가와 수명평가는 필수 불가결한 과제라고 할 수 있다. 만약 수명이 과대 평가될 경우에는 예상치 못한 파괴로 인해 커다란 인명 및 재산피해로 연결되며, 반대로 수명이 과소 평가될 경우에는 사용 가능한 재료를 사용하지 못하는 경제적 손실을 유발하게 되므로 소재에 대한 정확한 수명평가는 중요한 의미를 지닌다.[1-3]

원자력 발전소 구조물 전반에 사용되고 있는 용접은 재료의 미세조직 변화와 아울러 재료강도의 변화를 야기시키므로 용접부위의 물성치 변화는 구조물 자체의 신뢰성에 영향을 미친다. 그러므로 원자력 발전소 구조물의 건전성은 용접부위의 신뢰성에 의존한다고 볼 수 있다[2,4-6].

상용 원자로 압력용기 재료로는 Mn-Mo-Ni 저합금강인 ASME SA 508 Class 3 단조강을 사용하고 있다. 미국, 유럽 및 일본에서는 원전 재료 용접부에 대한 용접 잔류응력, 변형 및 재료의 미세조직에 대한 실험 및 수치해석연구가 활발히 진행되고 있다.[7-13] 한편 한국원자력연구소에서는 원자로 압력용기 조사시편의 용접부위 검사기준에 대한 연구를 수행한 바 있다.[4,14,15]

현재까지 한국원자력연구소에서는 원자로 압력용기강의 용접에 따른 미세조직의 변화가 재료의 기계적 성질에 미치는 영향에 대하여 많은 연구를 수행하였다.[2,16-24] 이에 따르면 용접취약부위는 용착금속부가 아니라, 용접열영향 부위일 가능성이 높다고 보고하고 있다. 용접열영향 부위의 영역이 좁고, 미세조직의 변화가 급격하므로, Gleeble 재현시험을 수행하였다. 이 연구 결과에 의하면 용접취약부위는 용접 용융선으로부터 약 5mm 거리에 위치하며, 용접 열영향으로 탄화물이 조대하여 인성과 기계적 특성이 저하한다고 보고하고 있다.

본 연구에서는 원자력 발전소 원자로 압력용기강 재료인 SA508 용접부위의 건전성 평가를 위하여, 실제 용접부위를 포함하는 인장시편을 제작하여 용접부위별 미세조직의 변화와 온도 변화에 따른 용접취약부위의 항복강도, 인장강도, 연신률을 측정하였다. 또한 사용 인장 시편은 용착금속부위, 열영향부위 및 모재의 재료성질이 서로 다른 불균일 재료이므로, 재료성질의 불균일성에 따른 구속효과에 의한 응력집중 부위를 조사하기 위하여 사용 인장시편에 대한 FEM을 수행하였다.

2. 실험방법

2.1 사용재료

현재 상용 원자로 압력용기용 강으로 사용되는 SA508 Class 3 강은 Mn-Ni-Mo계 저합금강으로 화학성분은 Table 1에 나타나 있다. SA508의 용접은(구) 한국중공업에서 WPS(Welding Procedure Specification)에 따라 수행하였으며, 용접조건은 Table 2에 나타나 있다. Submerged Arc 용접을 실제 원자로 압력용기재료(두께: 230 mm)에 대하여 수행하였다.

Table 1. Chemical composition of SA508 Class 3 steel (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
0.190	0.08	1.410	0.003	0.003	0.780	0.142	0.551	<0.005

Table 2. Welding conditions of SA508 steel

Process	Wire Diameter (mm)	Current (A)	Voltage (V)	Travel Speed (cm/min)	Preheat Temp. (°C)	Interpass Temp. (°C)	PWHT
SAW	4	500~600	28~32	30~40	121	200	615°C, 40hrs

2.2 용접부의 미세조직 분석 및 경도 측정

SA508 Class 3 강에 대하여 모재 및 용접부의 Fusion Line(용접선)으로부터의 거리에 따라 미세조직의 변화를 관찰하고 미세경도를 측정하여 모재와 용접부의 경도차이를 조사하였다. 미세조직은 3% nital 용액에 에칭 후 광학 현미경을 이용하여 관찰하였으며, 경도는 micro Vickers 경도계를 이용하여 용접선으로부터의 거리에 따라 측정하였다. 또한 linear intercept method를 이용하여 모재와 용접부의 결정립 크기도 비교하였으며, 습식분석법을 사용하여 각각의 미세조직 부위의 성분을 비교 분석하였다.

2.3 용접부의 기계적 성질 실험

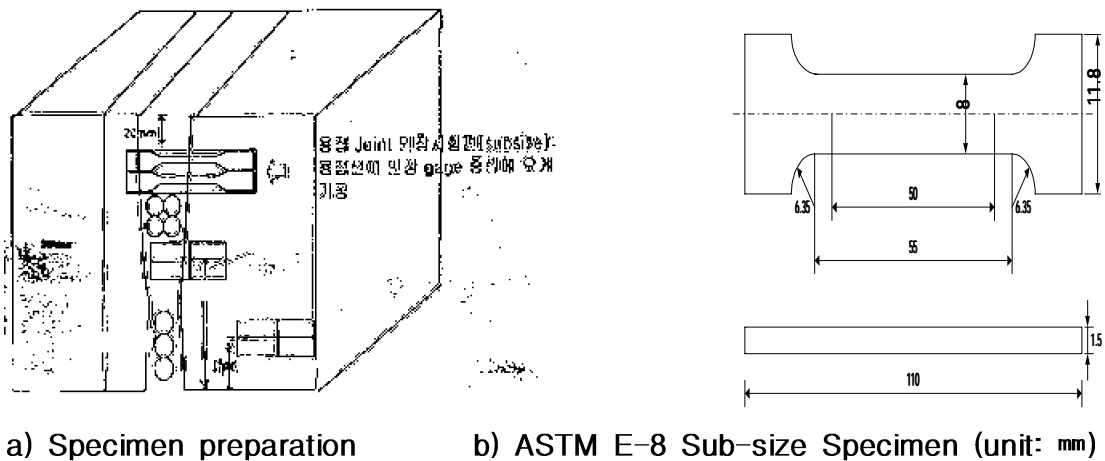


Figure 1. Specimen for tensile tests

인장시편은 Fig. 1에 나타난 바와 같이 용접구조물의 20mm 깊이에서부터 재료를 채취하여 용접선이 시편의 중심에 오도록 gage length가 50mm인 판상 인장시편을 제작하였다. 온도변화에 따른 항복강도, 인장강도, 연신률, 탄성계수 등의 기계적 성질의 변화를 조사하기 위하여 상온, 100, 200, 300℃에서 인장시험을 실시하였다. 고온에서의 인장시험은 25톤 용량의 MTS 재료시험기에 고온가열이 가능한 furnace를 부착하여 실시하였으며, furnace는 상·중·하 세 부분으로 나뉘어서 따로 온도조절이 가능하도록 하였다. 변형률 속도는 $10^{-4}/\text{sec}$ 였으며, DSA의 관찰을 위해 $10^{-3}/\text{sec}$ 의 변형률 속도로 추가 시험을 수행하였다. 파단면은 주사전자현미경(SEM: Scanning Electron Microscopy)을 이용하여 관찰하였으며, 파단된 부위의 미세조직 변화를 광학현미경으로 관찰하였다.

항복강도는 소성변형률이 0.2%가 되는 off-set strength를 사용하였으며, 파괴인성은 파단 때까지 재료가 흡수한 에너지로 응력-변형률 곡선 아래의 면적을 구하여 계산하였다. 단면감소율은 인장시험이 끝난 시편의 파단면을 SEM을 이용하여 수직단면을 촬영하고 배율에 따른 면적을 계산한 뒤 시험 전에 미리 측정된 면적과 비교하여 계산하였다. 시편표면 상태의 영향을 최소화하기 위해 인장시험 전에 응력축에 평행한 방향으로 연마지로 #2000까지 표면을 연마하였다.

또한 파단 발생 부위를 구별할 수 있도록, 인장시편 표면에 미세조직 구간을 유성펜으로 표시하여 실험하였다.

3. 실험결과

3.1 미세 조직 및 성분 검사

SA508 재료의 용접부위는 미세조직에 따라 모재(base metal), 용재(weld metal) 및 열영향부위(HAZ: Heat Affected Zone)로 대별되며, 각각의 부위는 에칭(3% nital) 후 육안으로도 쉽게 구별할 수 있다.

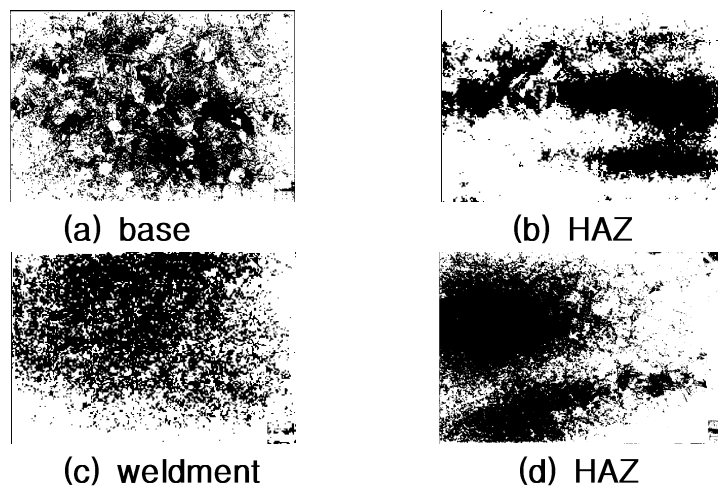


Figure 2. Microstructures of SA508 welded specimen

인장시편의 길이방향을 따라 재료의 미세 조직을 연속적으로 관찰한 결과는 Fig. 2에 나타나 있다. 인장시편의 미세조직은 모재 - HAZ - 용융금속 - HAZ - 모재로 구성되어 있다. 모재의 미세조직은 전형적인 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite)와 베이나이트(bainite)의 혼합조직을 보였다. 용재 부위는 마르텐사이트의 양이 현저하게 줄었으며 미세화된 양상을 보였다. 모재 부위의 평균 입도는 $75\mu\text{m}$, 용접 부위의 평균 입도는 $44\mu\text{m}$ 정도로 용접부위가 미세하게 나타났다.

습식법으로 분석한 각각의 미세조직 부위별 화학성분의 차이는 Table 3에 나타나 있다.

Table 3. Chemical compositions of SA508 Cl.3 steel weldments (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
Base	0.190	0.08	1.410	0.003	0.003	0.780	0.142	0.551	<0.005
HAZ	0.184	0.07	1.440	0.003	0.002	0.718	0.144	0.553	<0.005
Weld	0.073	0.34	1.823	0.009	0.002	0.170	0.052	0.520	0.027

Table 3에 나타난 바와 같이, HAZ의 화학 성분은 모재와 유사하지만, 용융금속재는 모재에 비하여, Si, Mn, P, Al의 성분은 크게 증가하였고, C, Ni, Cr 성분은 매우 감소하였다.

3.2 경도 측정

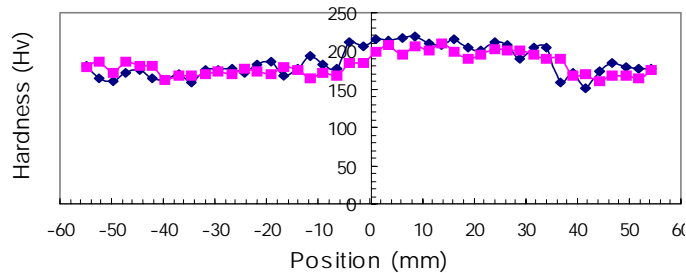


Figure 3. Hardness measurement of SA508 welded specimen

인장시편의 길이방향을 따라, 용융선(position = 0mm)으로부터의 거리에 따른 미세경도 측정 결과는 Fig. 3에 나타나 있다. 모재 부위의 평균 경도치는 $H_v = 173$, 용융금속 부위의 평균 경도치는 $H_v = 203$ 으로 모재 부위보다 약 17% 더 높은 것으로 나타났다. 한편 한원(연)의 연구결과에 의하면 모재의 $H_v = 198$ 로서, 본 모재보다 약 14% 증가한 값을 나타낸다.

3.3 인장시험

본 인장시험편은 모재와 용접부위를 포함하고 있으므로, 인장시험 결과는 모재 또는 용재 및 열영향 부위의 특성을 나타내지 않으며, 전체 시험편에서 가장 취약한 부위의 기계적 성질을 나타낸다. 상온 및 100, 200, 300℃에서 변형률 속도 $10^{-4} \sim 10^{-3}/\text{sec}$ 로 인장시험을 실시한 결과는 Fig. 4 및 Table 4에 나타나 있다. 본 실험에서는 몇몇 결과에서 보고된 항복점 현상은 상온에서도 관찰되지 않았다[25]. 온도에 따른 강도 및 연신률의 변화는 Fig. 5에 나타나 있다.

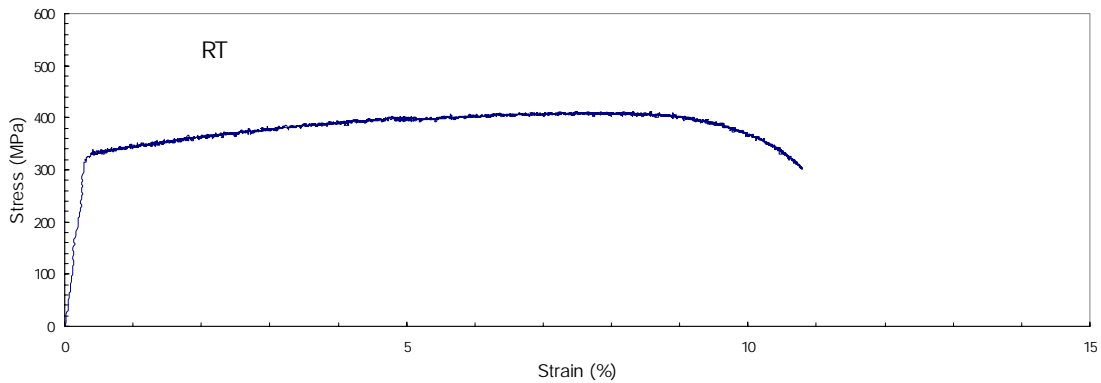
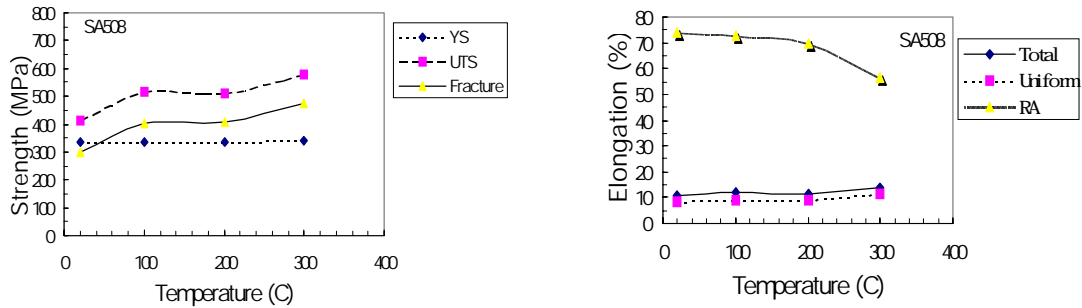


Figure 4. Stress-strain curve of SA508 welded specimen at RT
(Strain rate = 10^{-4} /sec)

Table 4. Summary of mechanical properties of SA508 welded specimens

Temperature	℃	RT		100		200		300	
		10^{-4}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-3}
Strain rate	/sec	10^{-4}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-3}
YS	MPa	335	410	335	404	337	400	339	406
UTS	MPa	412	564	514	526	511	524	576	569
Fracture Strength	MPa	301	429	401	422	409	440	473	485
Total Elong.	%	11	11	12	10	11	10	13	11
Uniform Elong.	%	8	7	9	8	9	8	11	8
Reduction of Area	%	74	-	73	-	70	-	57	-

변형률 속도가 $10^{-4}/\text{sec}$ 인 경우, 항복강도는 온도에 따라 큰 차이를 보이지 않았으나 최대인장강도와 파괴강도는 100~200℃ 사이에서는 거의 유사한 값을 나타내지만, 온도에 따라 증가하여 300℃에서 최대값을 나타내었다.



(a) Strength

(b) Elongation

Figure 5. Variation of mechanical properties of SA508 welded specimen with temperature (Strain rate = 10⁻⁴/sec)

상온에서의 결과를 제외하면 이러한 경향은 미세조직별 시험을 실시한 다른 연구자들의 결과와도 대체적으로 일치하고 있다[20,21,26]. 300°C 이상의 고온으로 인장시험을 실시한 다른 연구자들의 결과에 따르면 항복강도와 인장강도는 300°C에서 최대값을 보인 후 그 이상의 온도에서는 점차 감소하는 경향을 나타낸다고 보고하였다[25].

연신률은 온도에 따라 큰 차이를 보이지 않지만, 단면감소율은 상온에서 74%로 가장 높았고 온도에 따라 점차 감소하는 경향을 보였다. 파단까지의 응력-변형률 곡선 아래의 면적으로 구한 단위 부피당 파괴에너지인 인장파괴인성도 온도에 따라 대체적으로 상승하는 경향을 나타내었으나, 100~200°C 영역에서는 큰 차이가 없었다.

Mn-Ni-Mo계 저합금강에서는 압력용기의 가동온도 부근(약 300°C)에서 DSA 현상이 일어난다고 보고되고 있다.[25,27] DSA 현상은 특정 온도와 변형률 속도에서 탄소나 질소와 같은 침입형 용질원자와 가동전위와의 상호작용에 의해 일어난다. 이 현상이 발생하면 인장곡선 상에 톱니모양의 serration이 관찰되어 이를 감지할 수 있으며, 재료의 강도가 증가하고 연성이 감소한다. 본 실험에서도 T=300°C에서 변형률 속도 = 10⁻³/sec일 때 응력-변형률 곡선 상에 동적변형시효 현상을 나타내는 serration 거동이 관찰되었다.

본 실험에서 구한 인장곡선상의 작은 변동은 유압식 시험기의 특성상 noise의 영향으로 보이며, 동적변형시효 현상이 인장변형시 반드시 톱니모양의 유동곡선을 수반하지는 않는다는 보고도 있으므로[28] 유동응력을 고려한 변형속도 의존성을 더 고려해야 이에 대한 정확한 현상을 설명할 수 있다.[29]

온도가 상승함에 따라 dynamic strain aging에 의한 strain hardening 효과로 인장강도가 증가하여 모재의 경우에 접근해 가는 것으로 사료된다. 취약부위는 DSA에 민감한 것으로 고온에서의 취약부위는 상온에서의 취약부위와 서로 상이할 가능성도 있다.

파괴거동을 알아보기 위해 인장시험이 끝나 파단된 시편의 파단면을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다. 시편의 파면에는 많은 미세공공들이 비교적 균일하게 분포되어 있고, 크고 작은 dimple들이 혼합된 연성파괴의 전형적인 단면을 보여주고 있다. 각 온도에서 인장시험이 끝난 시편의 측면을 광학현미경으로 관찰한 결과, 파단된 부위를 중심으로 심하게 소성변형이 발생하였으며, 소성변형의 정도는 온도가 증가함에 따라 증가하는 것으로 나타났다.

3.4 취약부위 조사

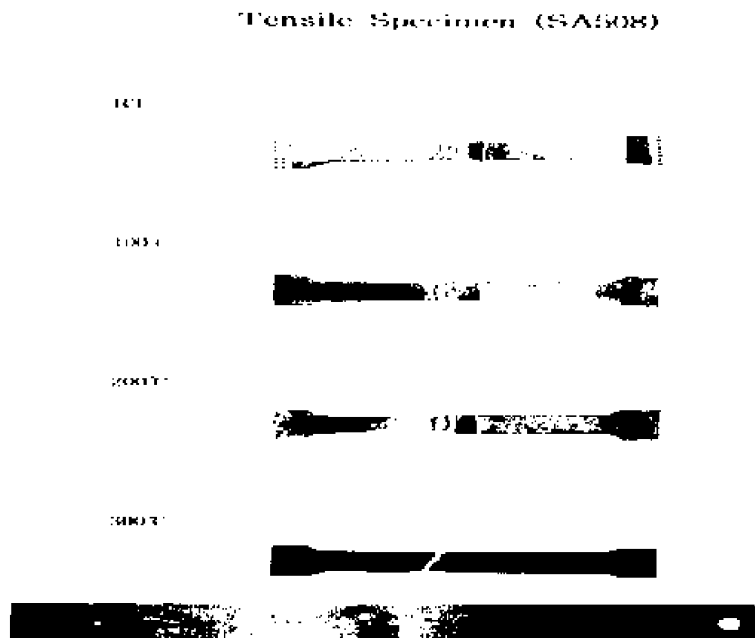


Figure 6. Fractured tensile specimens indicating the weakest region

Fig. 6은 인장시험 후에 파단된 시편의 양상을 나타낸 것으로, 고온에서의 인장으로 최종적인 파단이 일어나기 전에 상당한 소성변형이 진행되었음을 알 수 있다. 파단은 인장축에 대하여 최대 전단응력이 작용하는 약 45도 방향으로 비스듬히 기울어져 일어났음을 보여주고 있으며, 각 온도에서 파단된 부위를 비교해 보면 거의 비슷한 부위에서 파단이 일어났음을 알 수 있다. 실제로 파단이 일어난 부위는 용접선으로부터 약 7mm 정도 떨어진 모재부위로 확인되었으며, 이 결과는 용접선으로부터 약 5mm되는 부위가 가장 취약하다는 기존의 관찰결과와는 배치되는 것으로 이에 대한 정밀한 고찰의 필요성을 제기하고 있다[19,22].

3.5 인장 시편에 대한 수치해석

취약부위가 기존 결과와 다른 원인이 시편의 불균질성에 따른 것인지를 여부를 확인하기 위하여 용접시편에 대하여 상용 유한요소 패키지인 ABAQUS를 이용하여 수행하였다. 용착 금속부, 모재 및 HAZ에서의 탄성계수와 프와송비는 동일하다고 가정하였으나 항복응력과 인장응력은 한국원자력연구소의 상온 실험결과[20, 26]에 근거하여 용착 금속부, 모재 및 HAZ(특히, HAZ는 용접선으로부터 거리에 따라)에 따라 다르게 설정하였다. 즉, 용접선으로부터 4.5~5.5mm 떨어지고 모재와 바로 인접한 HAZ의 항복응력과 인장응력을 가장 낮은 값으로 설정하였다. 유한요소 수와 절점 수는 각각 4372개와 13613개이며 유한요소 특성은 8절점 평면응력 적분 요소이다. Fig. 7은 실제 인장시험 경우와 동일하게 변형률 제어(동일 변형률 속도) 조건에서 인장시 시편의 유효 소성변형률(Effective Plastic Strain) 분포를 제시하고 있다. Fig. 7에서 보이는 바와 같이, 용접선으로부터 약 5.3mm 거리에서 떨어지고 모재와 바로 인접한 HAZ에서 가장 큰 유효 소성변형률이 나타나고 소성 변위가 커질수록 증가함을 알 수 있다. 즉, 인장시험시 용접선으로부터 약 5.3mm 거리 지점에서 파단됨을 알 수 있다.

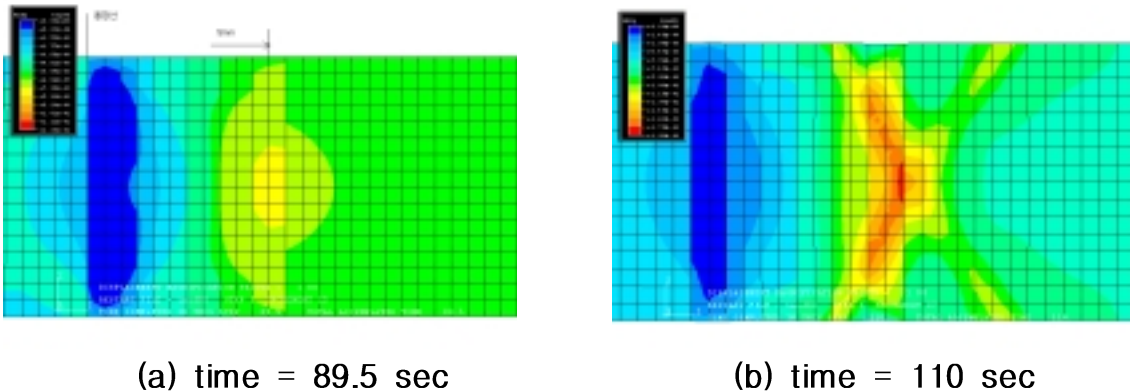


Figure 7. Effective plastic strain distribution of tensile specimen

Fig. 8은 시편의 인장방향 주응력 분포로서 재료의 불균일성에 기인하여 국부적으로 응력집중이 발생할 수 있음을 보인다. 즉, 시편의 재질이 불균일한 경우, 단순히 로드셀에서 측정된 하중을 시편 단면적으로 나누어서 계산된 재료물성치 실험치는 이러한 응력집중 때문에 국부적 지점의 실제 재료물성치보다 작은 값을 나타내며 재료물성치로서의 대표성을 가질 수 없다. 본 실험결과가 기존 연구결과보다 작은 값으로 나타난 이유도 여기에 기인한다고 볼 수 있다. 또한, 하중이 일정하게 작용하여도 재료 불균일에 기인하여 국부적으로 응력집중이 발생함으로써 재료물성치인 항복응력 또는 인장응력보다 낮은 Nominal 응력에서 파손될 수 있다.

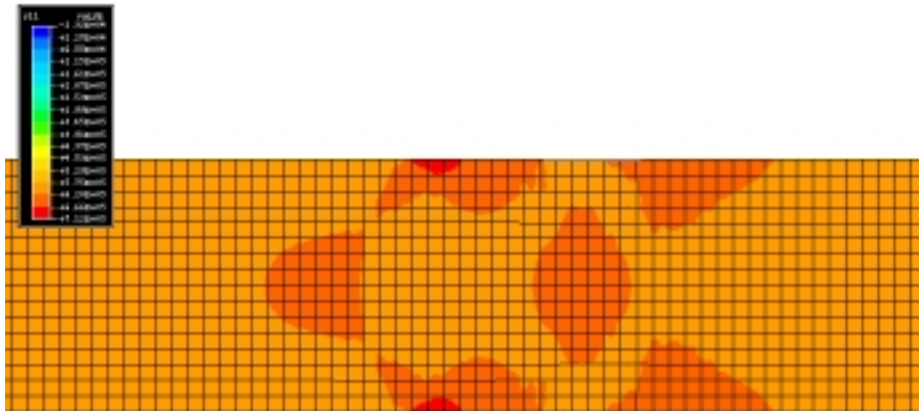


Figure 8. Principal stress distribution in tensile direction

4. 용접부위 건전성 평가

SA508 재료의 모재에 대한 인장성질에 대해서는 많은 연구가 수행되었으나 용접시편에 대해서는 연구가 미비한 실정이다. 모재에 대해 실시한 기존의 인장시험 결과와 본 연구에서 수행한 인장시험의 결과를 비교해 보면 모재의 경우보다 용접시편의 인장강도가 훨씬 낮게 나타났다.

Table 5. Comparison of microstructure and mechanical property

Research Institute	Microstructure	Vickers Hardness	Tensile Strength
KAERI	Base	198	610
	A6	194	558
	A7	196	586
	B7	189	559
SMU	Base	173	
	Weak		564

Table 5는 KAERI의 연구결과[26]와 본 실험 결과를 발췌하여 나타낸 것이다. 이 표에 나타난 바와 같이 KAERI에서 수행한 미세경도 시험 결과와 인장 시험에 의한 인장강도는 일정한 상관관계를 갖지 않는 것으로 나타났다. 그러므로 미세경도시험 결과치로써 인장강도를 예측하는 것에는 무리가 있다.

파단이 발생한 부위를 상세히 조사하기 위하여 인장시험 전에 용접선을 표시하고 인장시험을 실시한 결과, 최종 파단은 용접선으로부터 약 7mm되는 부위에서 발생하였다. 즉 용접시편의 취약부위는 용접선으로부터 약 7mm되는 부위이다. 이는 용접선으로부터 약 5mm정도 되는 부위가 가장 취약하다는 기존의 결과에 대한 재검토를 필요로 한다. 한국원자력연구소에서 수행한 연구 결과는 용접선으로부터 약 6 mm까지의 범위로 한정되어 있으므로, 본 실험 결과와의 비교 가능성이 배제되어 있다.[참고문헌 22의 그림 2 및 3 참조]

기존 연구 결과에 의하면, 취약부위의 미세조직은 모재와 큰 차이를 나타내지 않으며, 단지 TEM 조사에 의하여 탄화물의 크기가 조대해진 것으로 보고하였다. 그러나 TEM 조사는 매우 극소한 부위만을 대상으로 하며, 탄화물의 크기 분포 변화도 미약하므로, 취약부위의 미세 조직은 모재와 같다고 볼 수 있다. 본 연구의 습식법에 의한 미세조직별 성분 분석 결과에서도 모재와 HAZ 부위 사이에는 큰 차이가 없는 것으로 나타났다. 또한 한원(연)의 인성 및 기계적성질(인장강도 및 경도)의 미세조직별 차이(모재와 HAZ)도 오차 범위에 포함되는 것으로 판단하여도 큰 무리가 없는 것으로 나타난다. 한편 한원(연)의 실험결과에 연신률의 데이터가 결여되어 있어 기계적 성질의 비교에는 어려움이 있다. 그러나 취약부위의 미세조직 및 인성을 포함하는 기계적 성질은 모재와 같으므로, KAERI에서 보고한 취약부위인 HAZ 부위는 모재일 가능성이 높다. 그러므로 SA508재료는 용접에 의해 취약해지지 않으므로, 원자로 압력용기의 건전성은 모재의 건전성 평가로 판단할 수 있다는 결론에 도달한다.

본 연구 결과에 의하면 취약부위는 항상 용융선으로부터 7mm에 위치한다. 이 부위의 미세조직은 모재와 큰 차이가 없으나, 기계적 성질은 기존에 보고된 모재보다 낮다. 취약부위가 모재라면 인장시험의 특성상 파단 부위는 모재 부위의 불특정부위가 되어야 한다. 그러나 본 인장시험 결과, 취약부위는 항상 용융선으로부터 약 7mm에 위치하므로, 용접에 의해 국부취화영역(LBZ: Local Brittle Zone)이 생성되었음을 나타낸다.

한편 본 연구의 인장 시편은 모재, 용융금속 및 HAZ 부위가 연속적으로 결합된 상태이며, 각각의 미세조직별 강도가 다르므로 본 인장시편은 강도가 서로 다른 복합재질로 볼 수 있다. 그러므로 본 인장시험에 의한 파단은 재료의 불균일에 의한 구속효과(constraint effect)에 기인할 수도 있다. 따라서 본 인장시험의 취약부위 파단이 시편의 불균일성에 따른 것인지의 여부를 확인하기 위하여 FEM을 수행하였다. 이 결과에 따르면, 파단은 용접선으로부터 약 5mm에서 발생하는 것으로 예측되었다. 즉 본 용접시편을 상이한 강도의 복합체로 가정한 결과, 구속효과에 의한 응력집중은 용접선으로부터 5mm 거리에서 가장 큰 것으로 나타났다. 그러므로 본 용접시편 파단은 구속효과에 의한 것이 아니라 취약부위 재료의 특성을 반영하고 있는 것으로 나타났다. 용접선으로부터 7mm 부위를 미세경도 시험등을 통하여 세밀히 관찰하였으나, 특이점을 발견할 수 없었다. 또한 파단부위의 미세조직의 특이점도 뚜렷이 관찰되지 않았다. 그러나 취약부위의 기계적 성질도 미세부위별 기계적 성질과 차이를 나타내고 있으므로, 기존의 열영향 부위를 취약부위로 보는 견해에 대해 재검토가 필요하다. 본 실험 결과와 기존 실험 결과를 비교를 통하여 취약부위는 용접 열에 의해 형성된 특정 원소의 편석에 의한 미세한 특정 계면으로 추정할 수 있다. 그러므로 이 특정 계면에 대해서는 좀더 상세한 연구가 요구된다.

5. 결 론

원자력 압력용기용 강으로 사용되고 있는 SA508 Class 3 저합금강 용접 부위의 건전성 평가 결과는 다음과 같다.

1. 용접부위 인장시험 결과에 의하면, 용융선으로부터 약 7 mm되는 모재부위에서 변형이 집중되어 파단이 일어났다. 즉, 취약부위는 용융선으로부터 약 7mm에 존재하며, 약 5mm되는 부위가 가장 취약하다는 기존의 결과에 대한 정밀한 재검토를 필요로 한다.
2. 본 용접 인장 시에 대한 FEM 결과 불균일성 효과(이종강도 집합체)에 따른 취약 부위는 용융선으로부터 약 5 mm인 것으로 나타났다. 즉 본 연구에서 밝혀진 국부취약 부위의 위치(용융선으로부터 약 7 mm)는 인장시험의 불균일성에 기인하는 구속효과에 의한 것이 아니라, 용접에 따른 재료성질의 매우 국부적인 변화에 기인한다고 예측된다.
3. 취약부위의 온도 상승에 따른 인장강도의 증가는 DSA에 의한 가공경화 효과로 설명될 수 있으며, 취약부위는 DSA에 매우 민감한 것으로 판단된다.
4. 용접 구조물의 건전성 평가는 미세조직 부위(모재, HAZ, Weld Metal)별 평가에 의존할 수 없으며, 용접열에 의해 형성된 특정 국부 취약부위에 대하여 수행되어야 한다.
5. 국부 취약부위는 용접열에 의해 형성된 특정 원소의 편석에 의한 미세한 특정 계면으로 추정할 수 있으며, 이 특정 계면에 대해서는 좀 더 상세한 연구가 요구된다.

후 기

본 연구는 한국과학기술평가원 국가지정연구실사업 “주기적 안전성평가 시행을 위한 원전설비 용접부 건전성 평가기술 개발”에 의해 수행되었습니다.

참고문헌

- 1) 윤지현 · 이봉상 · 홍준화: 대한금속재료학회지, Vol. 38, No. 12 (2000) pp.1586-1592.
- 2) 신학수 · 김주학 · 홍준화 · 문종걸 · 정인상: 대한금속학회지, Vol. 37, No.10 (1999) pp.1260-1266.
- 3) 광경원 · 이인철 · 정인상 · 김정태: 대한금속학회지, Vol. 35, No. 11 (1997) pp.1461-1467.
- 4) 문종걸 · 김주학 · 홍준화 · 이창희: 대한금속학회지, Vol. 37, No. 8 (1999) pp.1000-1007.
- 5) 안연상 · 오용준 · 김길무 · 홍준화: 대한금속재료학회지, Vol. 38, No.10 (2000) pp.1309-1316.
- 6) 윤중근 · 김광수 · 박태동 · 박영수 · 박동환: 대한금속학회지, Vol. 36, No.11 (1998) pp.2020-2025.
- 7) K. Tsuzaki, T. Hori, T. Maki and I. Tamura: Mat. Sci. Eng., 61 (1983) p.247.
- 8) K. Tsuzaki, Y. Matsuzaki, T. maki and I. Tamure: mat. Sci. Eng., A142 (1992) p.63.
- 9) K. Abdel-Tawab and A.K. Noor: Computer Methods in Applied Mechanics and Eng., (1999) p.327.
- 10) F.W. Brust: ASME PVP, Vol. 393 (1999) p.307.
- 11) T.L. Dickson and B.R. Bass: "The Inclusion of Weld Residual Stress in Fracture Margin Assessments of Embrittled Nuclear Reactor Pressure Vessels", ORNL/CP-99684.
- 12) P. Dong, J. Zhang and M.V. Li: ASME PVP 373 (1998), p.311.
- 13) D.P. Hones and W.R. Make: "Residual Stresses in Weld Deposited Clad Pressure Vessels and Nozzles", WAPP-T-3181 (1998)
- 14) 김주학 · 문종걸 · 신학수 · 이봉상 · 홍준화: 제6회 원전기기 건전성 Workshop (19990, p.571.
- 15) J.H. Hong: Bulletin Kor. Inst. Metals, 30 (1990), p.159.
- 16) 방국수 · 박봉규 · 정호경: 대한금속학회지, Vol. 37, No. 12 (1999) pp.1544-1549.
- 17) 방국수 · 정호경: 대한금속학회지, Vol. 37, No. 12 (1999) pp.1550-1555.
- 18) 안흥조 · 이찬우 · 이창희: 대한금속재료학회지, Vol. 38, No. 6 (2000) pp.841-850.
- 19) 김주학 · 윤의박: 대한금속학회지, Vol. 36, No. 8 (1998) pp.1329-1337.
- 20) 김상호 · 임영록 · 이성학 · 이후철 · 오용준 · 홍준화: 대한금속재료학회지, Vol. 38, No. 6 (2000) pp.771-778.
- 21) 이상규 · 김인섭: 대한금속재료학회지, Vol. 38, No. 11 (2000) pp.1445-1451.
- 22) J.H. Kim and E.P. Yoon: J. Nuclear Materials, 257 (1998) pp.303-308.
- 23) Joo-Hag Kim, Duck-Gun Park, Chi-Il Ok, Eui-Pak Yoon and Jun-Hwa Hong: J. Magnetism and Magnetic Materials 196-197 (1999) pp.351-353.

- 24) S. Kim, S.Y. Kang, S.J. Oh, S.J. Kwon, S.H. Lee, J.H. Kim and J.H.Hong: Metall. Trans. A, Vol. 31A (2000) pp.1107-1119.
- 25) 김정희 · 정인상 · 권희경 · 김정태: 대한금속학회지, Vol. 37, No. 7 (1999) pp.766-773.
- 26) 강석영 · 김상호 · 오세진 · 권순주 · 이성학 · 김주학 · 홍준화: 대한금속학회지, Vol. 37, No. 4 (1999) pp.423-434.
- 27) 윤지현 · 이봉상 · 오용준 · 홍준화: 대한금속학회지, Vol. 37, No. 6 (1999) pp.686-693.
- 28) B.J. Brindley: Acta Metall., 18 (1970) p.325.
- 29) R.W. Hertzberg; "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", Wiley, New York (1989) p.496.