

# 원자로 압력용기 용접열영향부의 미세조직 및 재료물성 예측

이승건\*, 김종성\*, 진태은\*

## Estimation of Microstructures and Material Properties of HAZ in SA508 Reactor Pressure Vessel

S.G. Lee, J.S. Kim, T.E. Jin

**Key Words :** Reactor Pressure Vessel(원자로압력용기), Weld(용접부), Heat Affected Zone(열영향부), Microstructure prediction(미세조직 예측), Material Properties(재료물성치)

### Abstract

To perform the rigorous integrity evaluation of RPV, it is necessary to consider metallurgical factors such as microstructure evolution during multi-pass welding process and PWHT. The microstructures of the heat affected zone(HAZ) of SA508 steel were predicted by a combination of simulated thermal analysis and a simple kinetic models for austenite grain growth and austenite-ferrite transformation. Phase equilibrium of SA508 steel were calculated using a Thermo-Calc package. Carbide growth in th HAZ were predicted by a empirical model, taking into account the predicted microstructure evolution.

### 1. 서론

용접시 발생하는 반복적인 열이력에 의해 용접 열영향부의 미세조직이 국부적으로 변화하며 이에 따라 재료의 기계적 성질도 변하게 된다. 또한 용접후 잔류응력의 제거를 목적으로 수행하게 되는 후열처리에 의해 용접부의 미세조직이 변하게 되는데, 이때 탄화물의 조대화 현상이 발생되어 원래 조직과는 상이한 기계적 특성을 보이게 된다. 특히 원자로 압력용기에 사용되는 SA508의 경우 고강도 및 고인성을 갖는 Bainite 조직이나 용접 및 후열처리에 의해 발생하는 조직변화, 탄화물 석출 및 성장에 의해 Bainite의 기계적 특성이 저하될 수 있어 원전의 안전성에 심각한 영향을 미칠 수 있다. 따라서 보다 실제적인 원자로 압력용기의 건전성평가를 위해서 용접 및 후열처리에 의해 발생하는 금속조직 변화에 따른 기계적 성질의 변화를 고려한 평가가 요구되어야 한다. 본 논문에서는 용접부 건전성평가의 일환으로 온도해석, 금속조직 변화 및 이에 따른 기계적성질의 변화를 예측하고 검증 실험을 통해 타당성을 확인하였다. 이들 결과는 향후 수행하게 될 용접부의 잔류응력평가 및 건전성평가시 중요 입력자료로 활용될 예정이다.

### 2. 본론

#### 2.1 평가방법

Fig.1은 원자로압력용기 용접부의 미세조직 및 기계적 성질 예측 절차를 도식적으로 보여주고 있다.

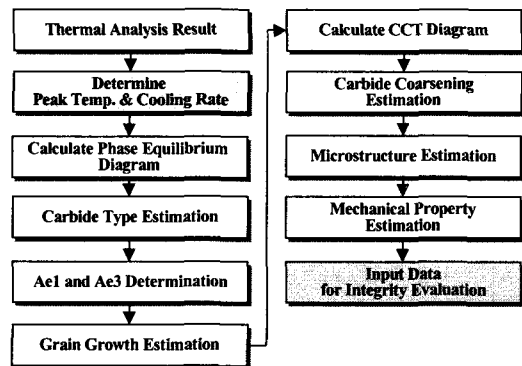


Fig. 1. Methodology of microstructure estimation

먼저 상용 유한요소법 패키지인 ABAQUS를 이용하여 온도해석을 수행한 후 온도해석 결과와 연속냉각곡선(CCT Diagram)을 통해 금속의 미세조직을 예측하였고 Thermo-Calc를 사용하여 SA508 Cl.3의 평형상태도를 작성하여 온도에 따른 석출상을 결정하였다. 다음 단계로 국내외 연구결과를 활용

\* : 한국전력기술주식회사(KOPEC)

하여 결정립 크기와 경도 값을 예측하였고 이를 국내의 실험결과와 비교하여 예측값의 적합성을 검증하였다. 한편 후열처리의 효과를 확인하기 위해 금속의 확산을 계산할 수 있는 상용 패키지인 DICTRA[5]를 사용하여 탄화물의 크기를 계산하였다.

## 2.2 해석

### 2.2.1 해석모델

해석모델은 Fig. 2에서 보이는 바와 같이 원자로 압력용기의 원주방향 용접부로서 모재는 SA 508 Class 3, 용접봉은 L-TEC 44/709-5이며 SAW를 이용하여 내외면은 각각 39와 81 pass로 용접하였다. Table 1은 SA508 Cl.3의 화학조성을 제시하고 있으며 Table 2는 용접전류/전압, 예열/후열 처리 등 용접변수들을 제시하고 있다.

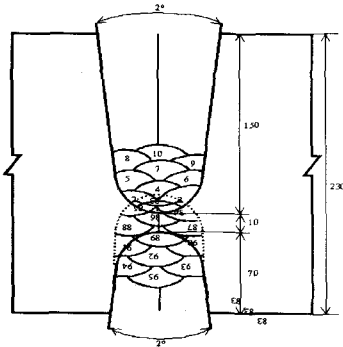


Fig. 2. Analysis model.

Table 1. Chemical composition of SA508 Class 3

EL.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
wt%	0.19	0.08	1.35	0.006	0.002	0.82	0.17	0.51

Table 2. Specifications of welding parameters

Wire size	Current	Voltage	Speed	Preheat temp.	Interpass temp.	PWHT
4mm	500~600A	28~32V	30~40 cm/min	121°C	200°C	615°C/40hr

### 2.2.2 유한요소 모델

Fig. 3은 해석모델의 유한요소모델로 4절점 축대칭 요소를 사용하였고 절점 수 및 요소 수는 각각 940과 830이다. 또한, 다층 용접과정을 모사하기 위해 ABAQUS의 Model Change 기능을 이용하여 각 용접 Layer별로 부가 또는 삭제되어진다. 본 논문에서는 이미 유효성이 증명된 Lumped Model 기법을 사용하였다. 따라서 본 논문에서는 외면쪽 용접 경우 8 Layer로 내면쪽은 5 Layer로 용접되어진다고 가정하였다.

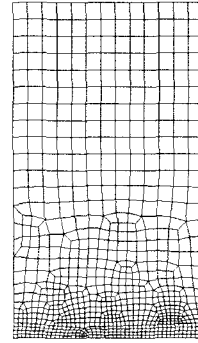


Fig. 3. Finite element model

### 2.2.3 경계조건

초기 온도는 모재의 경우 25°C에서 예열을 통해 121°C로 유지된다고 가정되며 용착되는 용착부의 온도는 액상선 온도보다 10°C 높은 1511.04°C로 가정하였으며 용접열에 의한 다른 열유속은 무시하였다. 또한, 용착되는 지속시간은 용접속도의 역수로 설정하였고 원자로 압력용기의 내외면에서 대기와의 열대류만 고려하였다.

### 2.2.4 온도해석

Fig. 4는 용접 Layer 5가 용착되고 Layer 6이 용착되기 전까지의 시간에 따른 온도변화를 보여주고 있다.

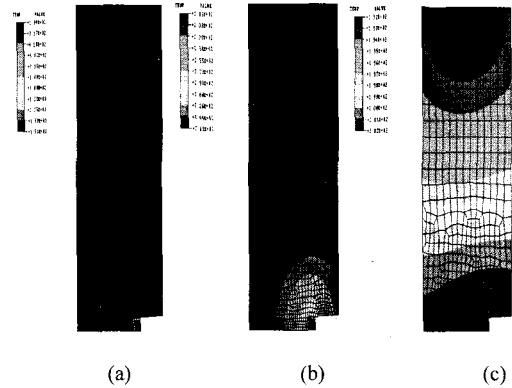


Fig. 4. Temperature distribution changes between layer 5 & 6 vs. time.

(a) Immediately after layer 5, (b) 105sec after layer 5 (c) Just before layer 6

Fig. 4에서 보이는 바와 같이 시간 경과에 따라 용접부의 국부적인 고열이 확산되어 온도가 감소함을 알 수 있다. Fig. 5는 외면 용접 Layer 5에서 용접 경계로부터 떨어진 거리에 따른 온도의 변화를 보여주고 있다. Fig. 5에서 보이는 바와 같이

Layer가 용착됨에 따라 온도의 감소와 증가가 반복됨을 보여주고 있다.

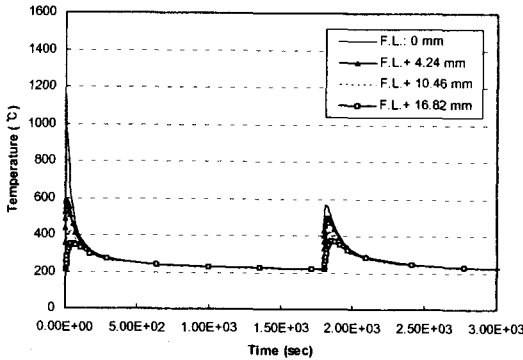


Fig. 5. Peak temperature change vs. time

### 2.3 금속조직 예측

#### 2.3.1 평형 상태도 작성

Fig. 6은 CALPHAD 방법을 이용한 상용 패키지인 Thermo-Calc[1]를 사용하여 SA508 Cl.3에 대하여 온도에 따른 안정상(Stable Phase)을 계산한 결과이다. Fig. 6에서 보듯이 SA508 Cl.3에서 열역학적으로 안정한 탄화물로는 MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, ξ-Carbide, Cementite(M<sub>3</sub>C)가 있으나 실제 용접시 발생하는 온도를 고려할 때 MC 형태의 탄화물은 생성되기 어려운 것으로 판단된다. 이 결과는 M<sub>3</sub>C와 M<sub>2</sub>C 형태의 탄화물이 관찰된 실제 TEM 분석결과[2]와도 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

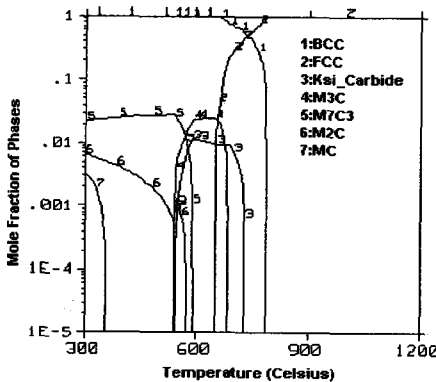


Fig. 6. Calculated equilibrium mole fraction of individual phases vs. temperature for the present SA508

#### 2.3.2 변태점 계산

Fig. 6을 통해 오스테나이트에서 페라이트로 상으로 변태되는 평형 변태점인 A<sub>e1</sub> 및 A<sub>e3</sub> 온도를 결정할 수 있으며 이 값을 경험식 및 실험에 의해 도출된 결과와 함께 Table 3에 제시하였다. 각 방법에 따라 차이가 나는 주요 원인은 경험식 및 실험

결과치는 가열과정시의 변태점이고 Thermo-Calc로 계산한 값은 평형상태 값이기 때문이다.

Table 3. Transformation temperature of A<sub>1</sub> and A<sub>3</sub>

구분	A <sub>1</sub> (°C)	A <sub>3</sub> (°C)	비고
Thermo-Calc	646	790	A <sub>e1</sub> /A <sub>e3</sub> 해당
경험식 [3]	680	830	A <sub>c1</sub> /A <sub>c3</sub> 해당
실험결과 [4]	701	786	A <sub>c1</sub> /A <sub>c3</sub> 해당

#### 2.3.3 단위 열영향부 결정

Fig. 7은 Fig. 5와 Fig. 6을 통해서 도출된 Peak 온도와 변태온도를 결합시켜 나타낸 것으로 이를 통해 용접 경계에서 3.25mm까지는 Supercritical 영역, 3.25~3.93mm 사이는 Intercritical 영역, 그 이상은 Subcritical 영역으로 구분하였다.

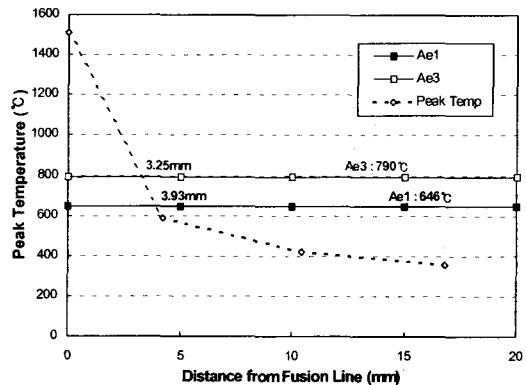


Fig. 7. Peak temperature change vs. distance

#### 2.3.4 결정립 성장 예측

용접 열사이클에 의해 미세조직의 결정립 크기는 변화하며 크게 재결정에 의한 결정립 미세화현상과 고온에서의 결정립 성장으로 구분할 수 있다. 하지만 본 연구에서는 용접의 냉각과정시 발생하는 결정립 성장만을 고려하였다. 고온에서의 결정립 성장은 식 (1)~(3) [6]과 같은 관계가 있음이 확인되었다.

$$d_r^{n_1} = d_0^{n_1} + K_0 \alpha \tau \exp\left(-\frac{Q}{RT_p}\right) \quad (1)$$

$$\alpha = 2\sqrt{\frac{\pi RT_p}{Q}} \quad (2)$$

$$\tau = \left(\frac{q'}{vd}\right)^2 / [4\pi\lambda\rho c(T_p - T_0)^2] \quad (3)$$

여기서,

d : 시간에 따른 결정립 크기, d<sub>0</sub> : 초기 결정립 크기, n<sub>1</sub> : 지수(강인 경우 0.1~0.3), Q : 활성화 에너지, T<sub>p</sub> : Peak 온도, q' : 입열량, v : 용접 속도, λ : 열전도도, ρ : 밀도, d : 두께이다. Fig. 8은 초기 결정립 크기를 22μm로 가정하

여 상기 식에 따라 계산된 결정립 성장 결과이다. Peak 온도가 1350℃에서 시간이 경과함에 따라 결정립 성장이 두드러지게 나타나고 있으나 Peak 온도가 900℃에서는 거의 변화가 없었다. 이는 100℃ 미만에서는 결정립 성장 구동력이 매우 낮기 때문인 것으로 판단된다. Supercritical 지역의 경우 1000℃까지의 냉각시간이 약 20~30초 정도 소요되므로 최종 Prior 오스테나이트 결정립 크기는 약 30~38 $\mu\text{m}$ 가 된다.

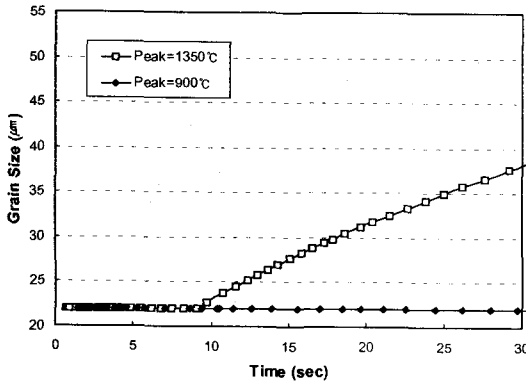


Fig. 8. Prior austenite grain growth according to peak temperature and time

### 2.3.5 CCT 곡선 예측

Victor Li의 논문[5]에 제시된 식들을 사용하여 TTT (Time Temperature Transformation) Diagram을 작성하였으며, 이를 Scheil-Avrami additivity rule을 적용하여 CCT (Continuous Cooling Transformation) Diagram으로 변환하였다. Fig.9는 SA508 Cl.3에 대한 CCT 예측결과를 나타낸 것이고 Fig.10은 SA508 Cl.3에 대한 실험한 결과[4]를 나타낸 것으로 예측결과와 실험결과가 유사한 경향을 보이고 있으나 예측결과가 실험결과보다 각 상들이 더 빨리 생성되고 있음을 확인할 수 있었다.

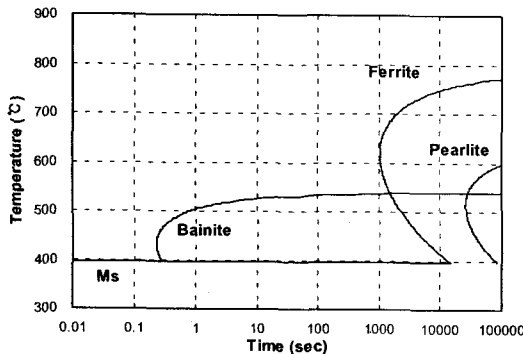


Fig. 9. Continuous cooling diagram of SA508 (Prediction result)

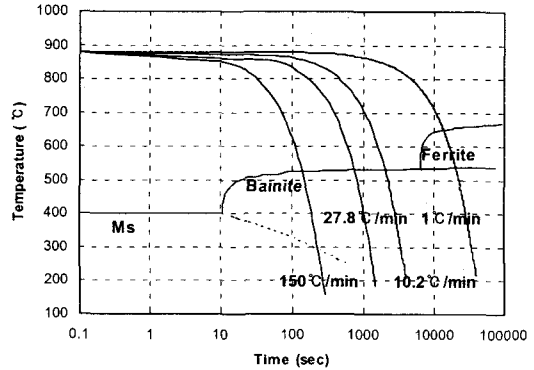


Fig. 10. Continuous cooling diagram of SA508 (Experiment result)

### 2.3.6 후열처리에 따른 탄화물 크기 예측

RPV의 두께는 약 250mm 정도로 두껍기 때문에 용접후 615℃에서 40시간 정도의 후열처리를 수행한다. 후열처리를 통해 용접 경계에서 발생한 Martensite 조직은 연성이 회복되어 기계적 성질은 향상되나 대부분의 HAZ 조직인 Bainite 조직에서는 탄화물의 조대화 현상이 발생되어 경도 및 연성이 동시에 저하된다[7]. 탄화물 성장은 식 (4) 또는 열역학 이론과 원자의 확산계수를 이용한 상용 패키지인 DICTRA[8]를 이용하여 계산할 수 있다.

$$r^3 - r_0^3 = k \left( \frac{\alpha T}{T_p} \right) \exp \left( - \frac{Q}{RT_p} \right) \quad (4)$$

여기서,

$r_0$  : 초기탄화물 크기,  $k$  : 실험상수  
이다. 본 연구에서는 DICTRA를 통해 후열처리 조건에서의  $M_{23}C_6$  Carbide( $Mo_2C$ ) 성장을 계산하였고 이때 초기 탄화물의 직경은 김주학[2] 등의 논문에서 제시된 바와 같이 0.2 $\mu\text{m}$ 로 가정하였다. Fig.11은 DICTRA를 통해 계산된  $M_{23}C_6$  Carbide 성장 결과이며 여기에서 제시한 탄화물 크기는 부피이다. 계산결과 615℃에서 40시간 경과후 탄화물의 크기는 초기 크기에 비해 약 30% 정도 증가되었음을 확인할 수 있었다. 이 결과는 후열처리시 발생하는 Intercritical 지역에서의 연화현상을 설명하는데 활용될 수 있다.

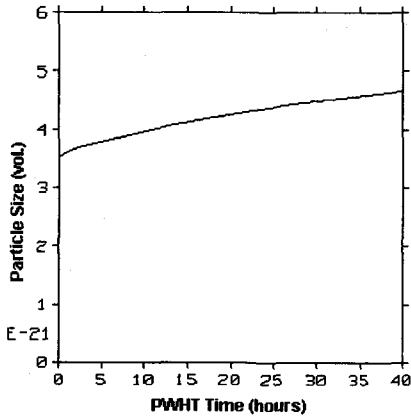


Fig. 11. Carbide coarsening by PWHT

### 2.3.7 미세조직 예측

상기 작성한 CCT Diagram과 온도해석시 도출된 냉각곡선을 활용하여 전반적인 미세조직의 종류를 예측하고자 하였다. Fig. 12는 온도해석을 통해 도출된 냉각곡선과 CCT Diagram에 중첩시킨 것으로 냉각곡선이 Bainite와 Martensite의 시작점을 지나고 있음을 확인할 수 있다. 따라서 용접부 전반의 조직은 Bainite와 Martensite의 혼합조직이며 용접 경계로부터 멀어질수록 Bainite와 Martensite의 분율이 변화될 것이라 예측할 수 있었다. Fig. 13. 및 Fig. 14는 예측결과를 검증하기 위해 수행한 실험 결과로 열영향부를 구성하는 대부분의 조직은 모재와 유사한 Bainite 조직임을 확인할 수 있었다. 그러나 확보한 시편이 PWHT를 수행한 시편이었기 때문에 Martensite 조직은 확인할 수 없었다.

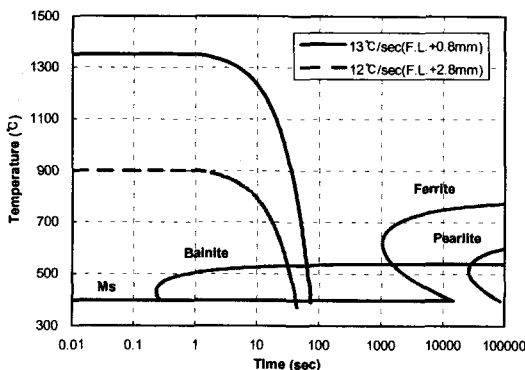


Fig. 12. Estimation of microstructures in SA508 weld



Fig. 13. Microstructures of base metal in SA508 subjected to PWHT

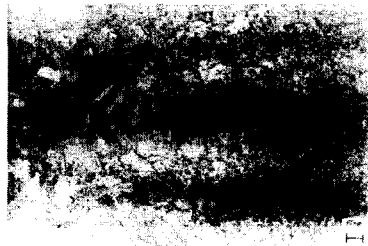


Fig. 14. Microstructures of HAZ in SA508 subjected to PWHT

## 2.4 기계적 성질 예측

### 2.4.1 비커스 경도(Hv) 예측

재료의 기계적 성질은 금속 미세조직의 종류 및 분율에 따라 변화하므로 Victor Li[5]가 제시한 식 (5)~(8)로 용접부의 경도를 예측할 수 있다. 이때의 예측결과는 후열처리 전의 상태를 의미한다.

$$Hv = X_M H_{vM} + X_B H_{vB} + (X_F + X_P) H_{vF+P} \quad (5)$$

$$H_{vM} = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log V_r \quad (6)$$

$$H_{vB} = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) 21 \log V_r \quad (7)$$

$$H_{vF+P} = 42 + 232C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log V_r \quad (8)$$

여기서

$H_{vM}$  : Martensite의 경도,  $H_{vB}$  : Bainite 경도,

$H_{vF+P}$  : Ferrite 및 Pearlite 혼합조직의 경도,

$X$  : 상의 부피분율,  $V_r$  : 냉각속도

이다. 상기 식을 이용하여 용접 경계로부터의 거리에 따른 경도값을 예측하여 Fig. 15에 제시하였다. 또한 예측 결과를 검증하기 위하여 실제 SA508 CL3 용접시편에 대한 실험결과 및 국내 연구결과 [9]와 비교하였다. 용접 경계 근처에서는 예측값과 실험값 간에 차이가 거의 없으나 모재부에서는 예측값이 실험값보다 더 크게 나타났다.

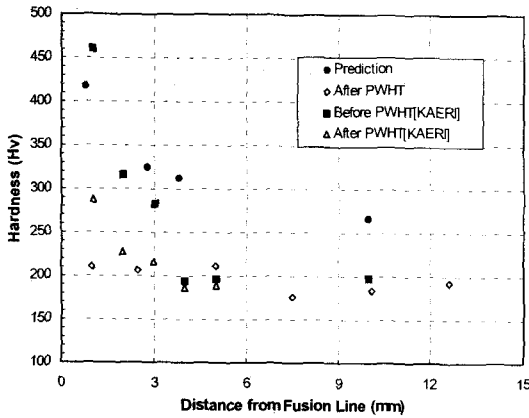


Fig. 15. Vickers hardness changes in SA508

#### 2.4.2 인장강도 및 항복강도 예측

Akselsen[10]은 경도 예측결과를 활용하여 후열처리 전의 Supercritical 지역(결정립 조대화 지역)의 인장강도 및 항복강도를 예측하였고 경도값과 인장강도 및 항복강도와의 관계는 식 (9)~(11)과 같다.

$$\sigma_y = 3.1Hv(0.1)^n - 80 \quad (9)$$

$$n = 0.065(\Delta t_{8/5})^{0.17} \quad (10)$$

$$\sigma_u = 3.5Hv(1-n) \left[ \frac{12.4}{(1-n)} \right]^n - 92 \quad (11)$$

여기서,

$\sigma_y$  : 항복강도,  $\sigma_u$  : 인장강도, Hv : Vickers 경도,  $\Delta t_{8/5}$  : 800℃에서 500℃까지의 냉각시간

이다. 상기 식에 따른 예측결과를 Table 4에 제시하였고 예측값이 실험값보다 큰 경향을 보이고 있음을 확인할 수 있었다.

Table 4. Yield and tensile stress prediction

구분	Hv	$\Delta t_{8/5}$	예측결과(MPa)		실험결과(MPa)
			$\sigma_y$	$\sigma_u$	$\sigma_u$ [2]
F.L.+0.8mm	417.6	23초	923.1	1648.2	1286
F.L.+2.8mm	325	25초	697.8	1265.8	1039

## 4. 결론

본 논문에서는 압력용기 용접부의 잔류응력 평가 및 건전성평가를 위해 재질인 SA508 Cl.3 재질의 용접시 발생하는 금속 미세조직의 변화를 예측하고 이에 따른 기계적 성질의 변화를 예측하였다. 예측결과는 다음과 같았다.

1) 조직예측결과 전반적으로는 Bainite 조직으로 구성되어 있으며 용접경계와 인접한 지역의 경우 Bainite와 Martensite가 혼합되어 있는 조직이었

다.

- 2) 용접경계와 인접한 지역의 Prior 오스테나이트 결정립 크기를 예측하였다. 초기 크기가 22 $\mu$ m인 결정립이 용접에 의해 최대 38 $\mu$ m까지 성장하였다.
- 3) Thermo-Calc를 통해 탄화물의 종류를 확인하였고 후열처리의 탄화물 성장을 DICTRA를 통해 예측하였다. 후열처리를 통해 M<sub>2</sub>C Carbide는 초기 크기에 비해 약 30% 정도 성장하였다.
- 4) 경도의 경우 용접 경계 근처에서는 예측값과 실험값이 잘 일치하였으나 모재로 갈수록 예측값이 더 큰 경향을 보였다.
- 5) 예측된 경도값을 이용하여 항복강도 및 인장강도를 예측하였고 이를 실험 결과와 비교하였다. 비교 결과 예측값이 실험값보다 크게 나타났다.

## 참고문헌

- 1) Thermo calc AB., 1999, Thermo-Calc User's Manual, Version M.
- 2) 김주학, 홍준화, 2001, "Microstructures and Mechanical/Fracture Properties in the Weld HAZ of SA508-3 RPV Steel", 제2회 용접부 건전성평가 연구회 (KOPEC).
- 3) M. Atkins, 1980, "Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels, ASM".
- 4) 부산대학교, "SA508 Cl.3의 재료특성 결정", 한국중공업보고서.
- 5) M. Victor Li et al., 1998, "A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability", Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 29B, pp661~672.
- 6) Lars-Erik Svensson, 1993, "Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds", CRC Press.
- 7) 김주학, 윤의박, 1998, "SA508 Cl.3 원자로압력용기강 단위열영향부의 노치인성과 미세조직 변화", 대한금속학회지, Vol.36, No.8.
- 8) Thermo-Calc AB., 1998, DICTRA User's Manual.
- 9) 강석영, 김상호, 김주학, 홍준화, 1999, "SA508강 용접 열영향부의 미세조직과 충격인성의 상관관계", 대한금속학회지, Vol.37, No.4.
- 10) Akselsen et al., 1990, "Tensile Properties of Heat Affected Zone of Medium Strength Low Carbon, C-Mn and 2.25Cr-1Mo Steels", Material Science and Technology, Vol.383.