

## 압력용기강 용접 열영향부에서의 미세조직 및 기계적 물성 예측절차 개발 및 적용성 평가

김종성<sup>†</sup> · 이승건\* · 진태은\*\*

(2002년 3월 27일 접수, 2002년 8월 14일 심사완료)

### Development and Evaluation of Predictive Model for Microstructures and Mechanical Material Properties in Heat Affected Zone of Pressure Vessel Steel Weld

Jong-Sung Kim, Seung-Gun Lee and Tae-Eun Jin

**Key Words:** Welding(용접), Heat Affected Zone(열영향부), Microstructure(미세조직), Mechanical Material Property(기계적 물성), Pressure Vessel Steel(압력용기강), Post Weld Heat Treatment(용접후열처리), Temperature Analysis(온도해석), Thermodynamics(열역학), Reaction Kinetics Model(반응속도모델)

#### Abstract

A prediction procedure has been developed to evaluate the microstructures and material properties of heat affected zone (HAZ) in pressure vessel steel weld, based on temperature analysis, thermodynamics calculation and reaction kinetics model. Temperature distributions in HAZ are calculated by finite element method. The microstructures in HAZ are predicted by combining the temperature analysis results with the reaction kinetics model for austenite grain growth and austenite decomposition. Substituting the microstructure prediction results into the previous experimental relations, the mechanical material properties such as hardness, yielding strength and tensile strength are calculated. The prediction procedure is modified and verified by the comparison between the present results and the previous study results for the simulated HAZ in reactor pressure vessel (RPV) circumferential weld. Finally, the microstructures and mechanical material properties are determined by applying the final procedure to real RPV circumferential weld and the local weak zone in HAZ is evaluated based on the application results.

#### 1. 서론

다층 용접시 발생하는 반복적인 열이력에 의해 용접 열영향부(HAZ : heat affected zone)의 미세조직은 국부적으로 변화하며 이에 따라 재료의 기계적 물성도 변하게 된다. 또한 용접후 잔류응력의 제거를 목적으로 수행되는 후열처리(PWHT : post weld heat treatment)에 의해 탄화물의 조대

화 현상이 발생하여 원래 조직과는 상이한 기계적 물성을 보이게 된다. 특히 압력용기 강은 경우 고강도 및 고인성을 갖는 금속조직이지만 용접 및 PWHT에 의해 발생하는 조직변화, 탄화물 석출 및 성장에 의해 기계적 물성이 저하될 수 있어 압력용기의 건전성에 나쁜 영향을 미칠 수 있을 뿐만 아니라 잔류응력 해석시 부정확한 결과를 도출할 수 있다. 따라서 대표적인 압력용기 강인 SA508의 용접 HAZ에 대한 기계적 및 금속학적 특성을 보다 상세히 예측하려는 관련 연구들<sup>(1~9)</sup>이 수행된 바 있으나, 이들중 대부분의 연구들은 다양한 용접조건에 대해 미세조직/기계적 물성 평가시 경제적/시간적 제약이 따르는 실험적인 방법을 이용<sup>(1,3~8)</sup>하였으며 이론적 접근법을

<sup>†</sup> 책임저자, 회원, 한국전력기술(주)

E-mail : kimjs@kopec.co.kr

TEL : (031)289-4278 FAX : (031)289-3189

\* 한국전력기술(주)

\*\* 회원, 한국전력기술(주)

사용한 기타 연구들<sup>(2,9)</sup>도 석출상 별로 결정립 성장/상변태 관련 재료상수 값들을 사전에 실험을 통해 결정하여야 할 뿐만 아니라 기계적 재료물성을 예측할 수 없다.

본 논문의 목적은 압력용기강 용접 HAZ에 대한 금속조직 및 기계적 재료물성 평가의 효율화와 경제성 향상을 위해 실험적 접근을 최소로 하는(결정립 성장 관련 재료상수만 실험결과를 이용 결정) 이론적 금속조직 예측 절차를 온도해석, 열역학적 계산 및 반응 운동역학 모델(reaction kinetics model)을 이용하여 개발하고 경도, 항복강도 및 인장강도와 같은 기계적 물성값을 이론적/준경험적으로 결정하는 절차를 개발하는데 있다. 우선적으로 개발 절차의 타당성을 검토하기 위해 SA508 Gr.3 Cl.1 원자로 압력용기(RPV : reactor pressure vessel) 원주방향 용접 HAZ에 대하여 기존의 글리블 모사(gleeble simulation) 실험결과<sup>(6,7)</sup>와 비교하고 개발된 상세절차를 수정 보완한다. 최종적으로 수정 보완된 개발 상세절차를 RPV 원주방향 용접 HAZ에 적용하여 용이하게 신뢰성 있는 금속조직과 기계적 물성을 결정하고 이러한 결과들을 토대로 용접 HAZ내에 존재하는 국부 취약부위를 도출하고자 한다. 또한 잔류응력 해석시 본 예측절차의 활용 가능성도 검토하고자 한다.

## 2. 본 론

### 2.1 예측절차

Fig. 1은 압력용기 강외의 금속조직 및 기계적 물성 예측절차를 나타낸 것이다. Fig. 1에서 보이는 바와 같이, 먼저 상용 유한요소 패키지인 ABAQUS<sup>(10)</sup>를 이용하여 열전도 근거<sup>(11)</sup> 온도해석을 수행하여 HAZ의 온도분포를 결정한다.

또한 금속조직 예측시 기본적으로 결정되어져야 할 등은 변태(TTT : time temperature transformation) 선도의 입력자료들 중 핵생성 위치/확산 경로를 제공하기 때문에 가장 중요한 구 오스테나이트(prior austenite) 결정립 크기는 온도해석 결과를 다음 아래의 Leblond 결정립 성장 예측식<sup>(2)</sup>에 대입하여 결정된다.

$$\frac{d\bar{D}^a}{dt} = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) - \frac{\dot{z}}{z} \bar{D}^a, \quad (\dot{z} \geq 0)$$

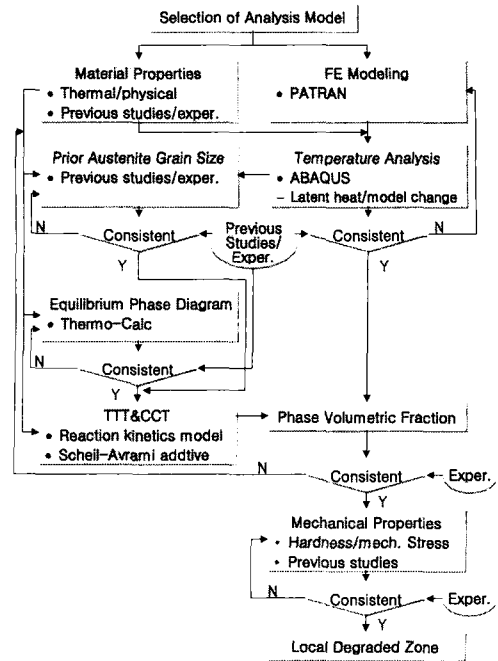


Fig. 1 Procedure for prediction of microstructure and mechanical material properties in HAZ

$$= C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (\dot{z} < 0) \quad (1)$$

여기서  $\bar{D}$ 는 체적에 대한 평균 구 오스테나이트 결정립 직경(mm),  $R$ 은 기체상수,  $T$ 는 HAZ의 절대온도(K),  $z$ 는 석출 오스테나이트 분율이며,  $a$ ,  $C$ ,  $Q$ 는 재료상수이다.

TTT 선도 결정시 또 하나의 중요자료인 평형 석출상과 상변태점은 CALPHAD 방법<sup>(12)</sup>을 적용한 금속 열역학 계산 프로그램인 Thermo-Calc<sup>(13)</sup>를 사용하여 확인 계산되어진다. TTT 선도는 식 (2) ~ 식 (11)과 같은 Li의 반응 운동역학 모델식,<sup>(14)</sup> 베이나이트(bainite) 변태식<sup>(15)</sup> 및 마르텐사이트(martensite) 변태식<sup>(16)</sup>에 구 오스테나이트 결정립 크기, 평형 상변태 온도와 화학조성을 대입하여 결정된다.

$$\tau_F = \frac{FC}{2^{0.41G}(Ae_3 - T)^3 \exp\left(-\frac{27500}{RT}\right)} S(X) \quad (2)$$

$$\tau_P = \frac{PC}{2^{0.32G}(Ae_1 - T)^3 \exp\left(-\frac{27500}{RT}\right)} S(X) \quad (3)$$

$$\tau_B = \frac{BC}{2^{0.29G}(B_s - T)^2 \exp(-\frac{27500}{RT})} S(X) \quad (4)$$

$$S(X) = \int_0^X \frac{dX}{X^{0.4(1-X)}(1-X)^{0.4X}} \quad (5)$$

$$FC = \exp(-4.25 + 4.12C + 4.36Mn + 0.44Si + 1.71Ni + 3.33Cr + 5.19\sqrt{Mo}) \quad (6)$$

$$PC = \exp(1.00 + 6.31C + 1.78Mn + 0.31Si + 1.12Ni + 2.70Cr + 4.06Mo) \quad (7)$$

$$BC = \exp(-10.23 + 10.18C + 0.85Mn + 0.55Ni + 0.90Cr + 0.36Mo) \quad (8)$$

$$G = 2 \log_2(\frac{0.254}{D}) + 1 \quad (9)$$

$$B_s = 637 - 58C - 35Mn - 75Si - 15Ni - 34Cr - 41Mo + 273.15 \quad (10)$$

$$M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo + 10Co - 7.5Si + 273.15 \quad (11)$$

여기서  $Ae_3$ 는 오스테나이트로부터 페라이트(ferrite)가 석출되기 시작하는 평형변태 온도(K)이며  $Ae_1$ 은 완료되는 평형변태 온도(K)로 Thermo-Calc를 통해 계산된다.  $B_s$ 와  $M_s$ 는 각각 베이나이트와 마르텐사이트의 변태온도(K)이다.  $\tau_F$ ,  $\tau_P$ 와  $\tau_B$ 는 각각 페라이트, 펄라이트(pearlite)와 베이나이트가 석출되는 등온 변태시간(sec)이며  $X$ 는 석출상의 분율이다.

TTT 선도는 열역학적으로 평형상태를 의미하므로 실제 용접 등의 비평형상태의 반응에 적용하기 위해서는 연속냉각변태(CCT : continuous cooling transformation) 선도가 필요하다. TTT 선도는 식 (12)의 Scheil-Avrami Additive Rule<sup>(17,18)</sup>을 이용하여 CCT 선도로 변화할 수 있다.

$$\frac{1}{V_c} \int_{Ae_3}^T \frac{dT}{\tau(T)} = 1 \quad (12)$$

여기서  $V_c$ 는  $Ae_3$ 로부터의 냉각속도(°C/sec)이다. 금속조직 예측의 최종결과인 석출상 분율은 CCT 선도에 온도해석으로부터 구한 냉각곡선을 도시하여 결정된다. 또한 매우 경한 상으로 알려져 있는 잔류 오스테나이트(retained austenite)의 상분율<sup>(20)</sup>은 식 (13)에 의해 결정할 수 있다.

$$X_\gamma = X_M e^{-0.011(M_s - T_q)} \quad (13)$$

여기서  $T_q$ 는 각 용접 사이클시 도달하는 최고 온도(K)를 의미한다.

용접으로 인해 변화된 비커스 경도(as-welded Vicker's hardness)는 석출상의 분율과 각 석출상에 대한 경도<sup>(19)</sup>의 혼합법칙<sup>(14)</sup>식을 통해 계산되어진다.

$$H_v = H_{vM}X_M + H_{vB}X_B + H_{vF+P}(X_F + X_P) \quad (14)$$

$$H_{vM} = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log_{10} V_r \quad (15)$$

$$H_{vB} = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \log_{10} V_r \quad (16)$$

$$H_{vF+P} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log_{10} V_r \quad (17)$$

여기서  $V_r$ 은 700°C에서의 냉각속도(°C/hr)이며 잔류 오스테나이트가 존재시  $X_M$ 은  $X_M + X_\gamma$ 로 가정된다.

다층 용접과 PWHT시 발생하는 뜨임 효과(tempering effect)에 의한 경도 저감은 Okumura 등<sup>(21)</sup>에 의해 제시된 식 (18)에 마르텐사이트 상 분율과 온도이력을 대입하여 계산된다.

$$\Delta H_v = \{844C + 177 - 197CE_{II} + 16.5(H - 21.5)\}X_M + \{18(H - 18)^2 - 138\}V^{0.5} + \{20(H - 18)^2 - 268\}Nb^{0.5} + \{25(H - 17.3)^2 - 55\}Mo^{0.5} - 7CE_{II} + 26 \quad (18)$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2.5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (19)$$

$$H = 0.001 T(20 + \log_{10} t) \quad (20)$$

여기서  $t$ 는 다층 용접시 최고온도 지속시간 또는 PWHT 지속시간(hr)이다.

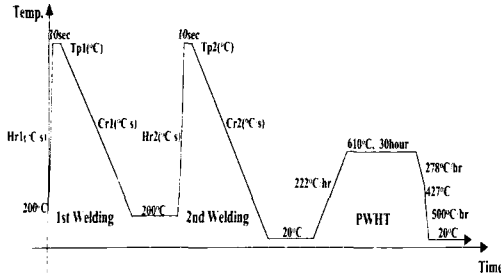


Fig. 2 Simulated thermal history for welding

항복강도와 인장강도는 Svensson<sup>(22)</sup>이 제시한 식 (21) ~ 식 (23)에 경도값과 냉각시간을 대입하여 결정되어진다.

$$\sigma_y = 3.1H_v(0.1)^n - 80 \quad (21)$$

$$\sigma_u = 3.5H_v(1-n) \left( \frac{12.4}{1-n} \right)^n - 92 \quad (22)$$

$$n = 0.065 \Delta t_{500-800}^{0.17} \quad (23)$$

여기서  $\Delta t_{500-800}$ 는 800 °C에서 500 °C까지 냉각되는 시간(sec)이다.

2.2 타당성 검증 및 계수수정

2.2.1 해석모델

예측절차의 타당성을 확인하고 수정 보완하기 위해 SA508 Gr.3 Cl.1로 제작된 원자로압력용기의 원주방향 용접 HAZ에 대한 글리블 모사 실험<sup>(6,7,23,24)</sup> 조건을 해석모델로 사용하였다. 용접 및 PWHT 조건은 Fig. 2와 같이 ramp up 형태로 모사하였고 이러한 열이력에 따라 Fig. 3과 같이 HAZ를 단위 지역으로 구분하였다. Table 1은 SA508 Gr.3 Cl.1의 화학조성을 제시하고 있다.

2.2.2 결정립크기 예측

Leblond가 제시한 식 (1)에 2.2.1절에서 제시한 타당성 검증 해석모델의 열이력과 Alberry 연구<sup>(3)</sup>에서 SA508 Gr.3 Cl.1 재료에 대해 제시된 재료상수 값들( $a=1.3$ ,  $C=2.1 \times 10^{12} \text{ mm}^{1.3}/\text{sec}$ ,  $Q=460 \text{ kJ/mol}$ )을 대입하여 계산한 HAZ의 구 오스테나이트

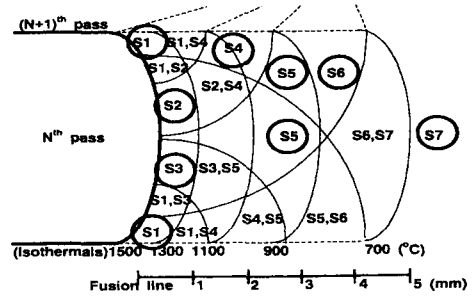


Fig. 3 Schematic unit area in HAZ

Table 1 Chemical composition of SA508 Gr.3 Cl.1

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

결정립 크기를 Fig. 4에서 나타내고 있다. Fig. 4에서 보이는 바와 같이 기존의 실험 결과<sup>(23)</sup>와 큰 차이를 보이므로 예측결과를 실험결과와 일치시키기 위해 Alberry가 제시한 재료상수들을 다음과 아래와 같이 보정하였다.

$$a = 0.83 (X_M \leq 0.18), 1.9 (X_M > 0.18) \quad (24)$$

$$C = 2.1 \times 10^{12} \text{ mm}^{1.3}/\text{sec} \quad (25)$$

$$Q = 444 \text{ kJ/mol} (X_M \leq 0.18) \\ 429 \text{ kJ/mol} (X_M > 0.18) \quad (26)$$

Fig. 5는 재료상수들을 보정시킨 후 예측한 결과로서 기존의 실험결과<sup>(23)</sup>와 비교시 잘 일치함을 알 수 있다.

2.2.3 평형상태도 결정

Fig. 6은 Thermo-Calc를 사용하여 모재인 SA508 Gr.3 Cl.1에 대하여 온도에 따른 안정상(stable phase)을 계산한 결과이다. Fig. 6에서 보듯이 이 SA508 Gr.3 Cl.1에서 열역학적으로 안정한 탄화물로는 MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>,  $\xi$ -탄화물, 시멘타이트(cementite) M<sub>3</sub>C가 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 투과전자현미경(TEM) 분석결과<sup>(24)</sup>와도 잘 일치하고 있음을 알 수 있다. Fig. 6으로부터 오스테나이트에서 페라이

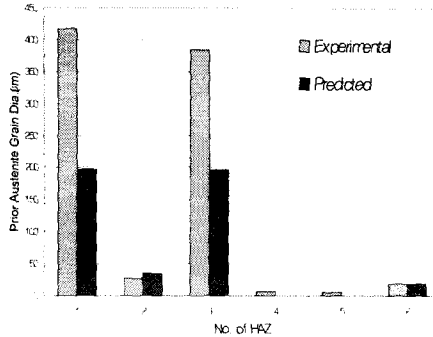


Fig. 4 Grain size for validation (before correction)

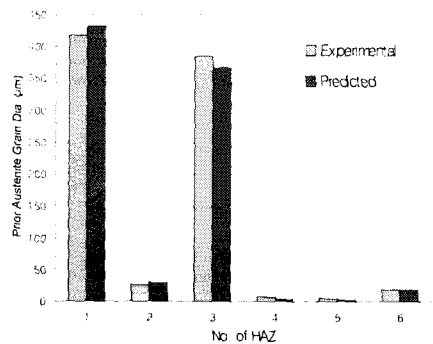


Fig. 5 Grain size for validation (after correction)

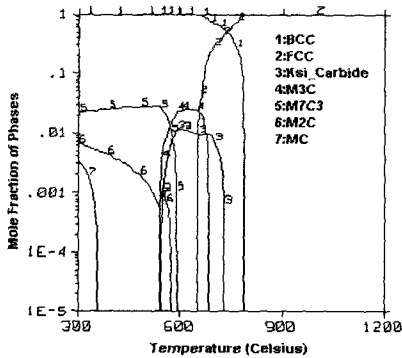


Fig. 6 Equilibrium mole fractions of phases vs. temp. for the SA508 Gr.3 Cl.1

트로 변태되는 평형 변태점인  $Ae_1$  및  $Ae_3$ 를 결정할 수 있으며 이 값을 경험식<sup>(6)</sup> 및 실험<sup>(2)</sup>에 의해 도출된 결과와 함께 Table 2에 제시하였다. 각 방법에 따라 차이가 나는 주요 원인은 경험식/실험결과는 비평형 상태에서의 변태점이고 본 연구 계산값은 평형상태하의 값이기 때문이다.

Table 2 Phase transformation temp. from  $\delta$  to  $\gamma$

Tool	Temp.	$A_1$ ( $^{\circ}C$ )	$A_3$ ( $^{\circ}C$ )
	Thermo-Calc		646
Ref.(6)		680	830
Ref.(2)		615*	800*

\* : 냉각률 10  $^{\circ}C/hr$ 에서의 실험값

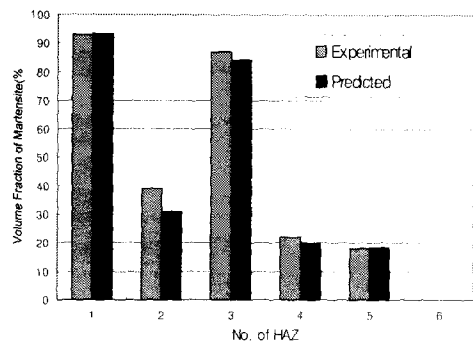


Fig. 7 Volume fraction of martensite for validation

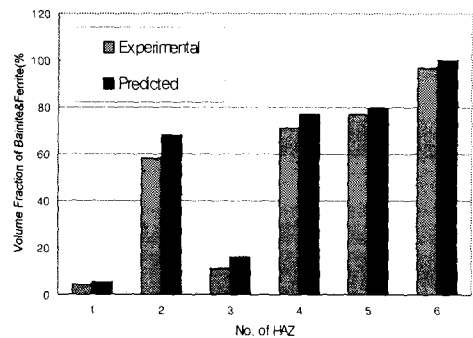


Fig. 8 Volume fraction of bainite and ferrite for validation

2.2.4 상분을 예측

Fig. 7과 Fig. 8은 본 해석절차를 이용하여 예측한 CCT 선도에 타당성 검증 해석모델의 열이력을 도시하여 계산한 각 석출상의 분율을 나타낸 것이다. 본 예측결과는 기존의 실험결과<sup>(7)</sup>와 잘 일치함을 알 수 있다.

2.2.5 경도 예측

Fig. 9와 Fig. 10은 타당성 검증용 예측결과로서 기존 실험결과<sup>(7)</sup>와 비교시 잘 일치하고 있다.

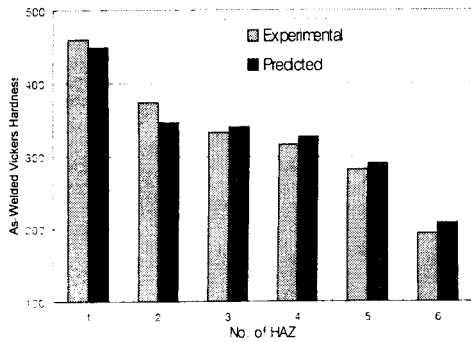


Fig. 9 Hardness for validation (as-welded)

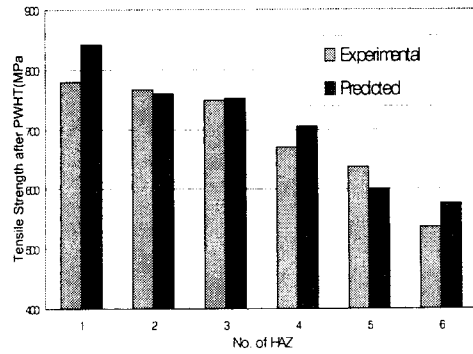


Fig. 12 Tensile strength for validation (PWHT)

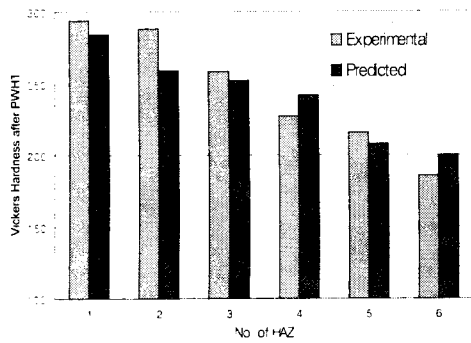


Fig. 10 Hardness for validation (PWHT)

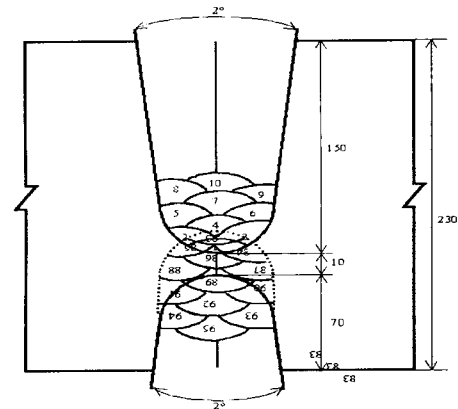


Fig. 13 Analysis model

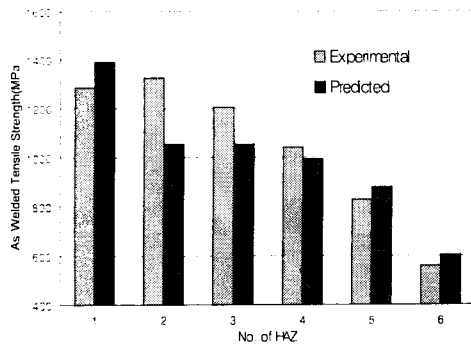


Fig. 11 Tensile strength for validation (as-welded)

2.2.6 기계적 강도 예측

인장강도의 경우 식 (22)과 식 (23)을 이용하여 예측시 기존 결과<sup>(7)</sup>와 차이가 존재하므로 예측결과를 실험결과와 일치시키기 위해 식 (22)를 식 (27)과 같이 보정하였다. Fig. 11과 Fig. 12는 PWHT 이전과 이후의 인장강도 예측결과를 제시한 것으로 기존 실험결과<sup>(7)</sup>와 비교시 잘 일치함

을 알 수 있다.

$$\sigma_u = 2.45H_i(1-n) \left( \frac{12.4}{1-n} \right)^n - 92 \quad (27)$$

2.3 원자로 압력용기 용접부 적용

2.3.1 해석모델

Fig. 13은 RPV 원주방향 협개선(narrow gap) 용접부의 해석모델을 나타낸 것이다. 모재는 SA508 Gr.3, Cl.1이고 용접봉은 L-TEC44를 사용하였다. 용접방법은 서브머지드 아크용접(submerged arc welding)이며, 외부는 81 패스, 내부는 39 패스로 용접을 수행하였다. Table 3은 본 모델의 용접변수를 요약하여 나타낸 것이다.

Table 3 Specifications of welding parameters

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

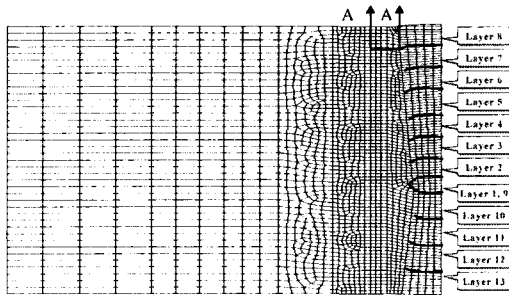


Fig. 14 Finite element model

2.3.2 유한요소모델

Fig. 14는 해석모델의 유한요소모델로 4절점 축대칭 요소를 사용하였고 절점수 및 요소수는 각각 940과 830이다. 또한 다층 용접과정을 모사하기 위해 ABAQUS의 모델변화(model change) 기능<sup>(10)</sup>을 이용하여 각 용접층별로 부가 또는 삭제되어진다. 본 논문에서는 이미 유효성이 증명된 집중모델(lumped model) 기법<sup>(25)</sup>을 사용하였다. 따라서 본 연구에서는 내외면 용접 경우 각각 5층과 8층으로 용접되어진다고 가정하였다.

2.3.3 온도분포

용접동안의 열적 경계조건은 유한요소 모델이 축대칭인 것을 고려하여 다음 아래와 같이 가정하였다.

- 초기온도는 실제 예열온도인 121°C로 설정한다.
- 액상선 온도 ( $T_{liq}=1501°C$ )보다 20°C 높게 용접 급속이 용착되어진다.
- 용착시 단위 면적당 열유속  $q(J/m^2sec)$ 으로 식 (28)과 같이 결정되어진다. (용접효율  $\eta=0.97$ )

$$q = \eta \frac{VI}{A} - v \int_{25}^{T_{liq}} \rho c_p dT - v \rho L \quad (28)$$

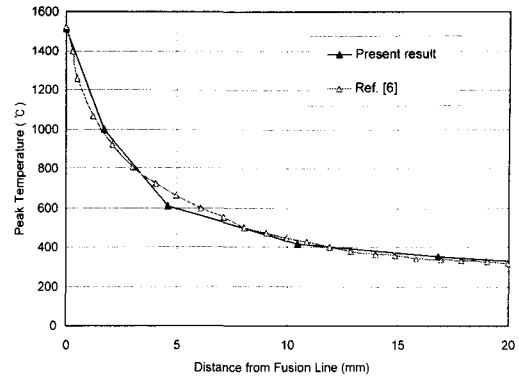


Fig. 15 Peak temp. vs. distance from fusion line

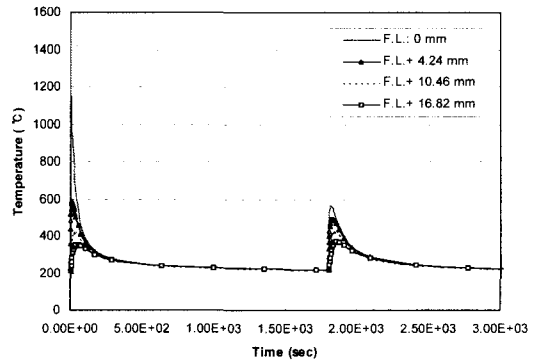


Fig. 16 Temperature distribution vs. time on HAZ along A-A

여기서  $V$ 는 전압(voltage),  $I$ 는 전류(ampere),  $A$ 는 단위용접 pass당 용착면적( $m^2$ ),  $v$ 는 용접속도(m/sec),  $T_{sol}$ 는 고상선( $^{\circ}C$ ),  $\rho$ 는 밀도( $kg/m^3$ ),  $c_p$ 는 비열( $J/kg^{\circ}C$ ),  $L$ 은 잠열( $J/kg$ )이다.

- RPV 내외면은 용접동안 200°C의 공기와 강제 열대류(열대류계수 :  $100 W/m^2^{\circ}C$ )되어진다.
- 용접시 그루브(groove) 내부는 단열상태이다.
- 바깥 부분의 제 1용접층(root pass)은 이면 용접 시작전에 백가우징(back gouging)으로 제거후 이면 용접이 수행된다.
- 용접 층간 시간간격은 용접부의 원주 길이를 용접속도로 나눈 값이다.

Fig. 14에서 제시된 A-A 선상의 HAZ 최고 도달온도를 용융선으로부터의 거리에 따라 Fig. 15

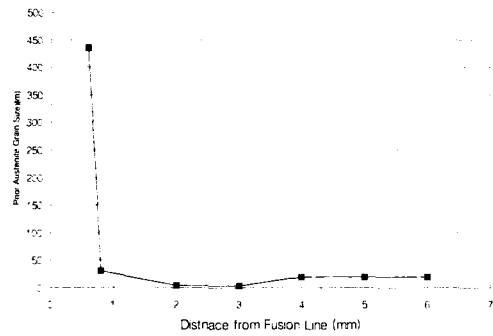


Fig. 17 Prior austenite grain size vs. distance from fusion line

에서 나타내고 있다. Fig. 15로부터 기존의 연구결과<sup>(6)</sup>와 비교시 잘 일치함을 알 수 있다. 또한 Fig. 16은 시간 경과에 따른 A-A 선상의 HAZ 온도분포 제시하고 있다. Fig. 16으로부터 용접 사이클이 진행되고 용융선으로부터 멀어질수록 각 용접 사이클의 최고 도달온도가 감소되어짐을 알 수 있다.

2.3.4 금속조직 예측

2.3.4.1 결정립크기

온도해석 결과를 식 (1)에 대입하고 식 (24)~(26)을 이용하여 HAZ의 구 오스테나이트 결정립 크기를 결정한다.

Fig. 17은 Fig. 14의 A-A 선상 HAZ 구 오스테나이트 결정립 크기를 용융선으로부터의 거리에 따라 제시하였다. Fig. 17로부터 용융선으로부터 멀어질수록 결정립이 용접으로 인해 성장되는 정도가 감소하는 것을 알 수 있다.

2.3.4.2 평형상태도

타당성 검증용 해석모델의 재료와 동일한 조성이므로 Fig. 6과 Table 2의 결과와 같다.

2.3.4.3 상분율

2.1절에서 제시한 상세 해석절차와 2.3.4절에서 예측된 평형 변태점/구 오스테나이트 결정립 크기를 이용하여 CCT 선도를 결정하고 이러한 CCT 선도에 온도해석 결과로부터 계산한 냉각선도를 도시하여 석출되는 금속 상의 종류를 예측하고 상 분율을 결정한다.

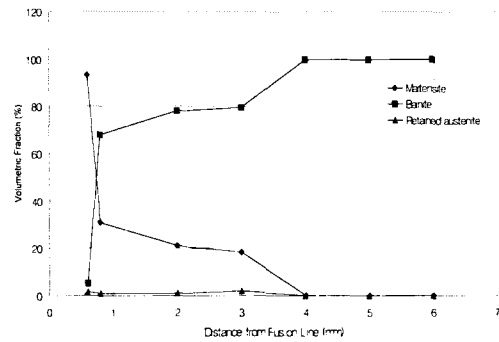


Fig. 18 Volumetric fraction of each phase vs. distance from fusion line

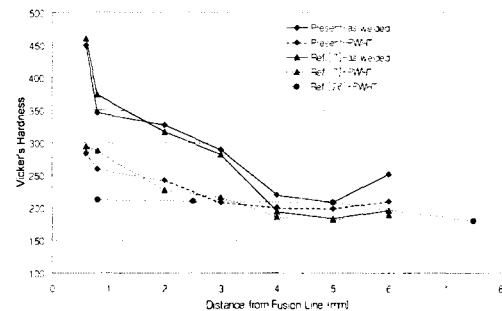


Fig. 19 Vickers hardness distribution according to distance from fusion line

Fig. 18은 Fig. 14에서 제시한 A-A 선상의 후열처리 이전 석출 상 분율을 용융선으로부터의 거리에 따라 제시하였다. Fig. 18로부터 HAZ는 대부분 베이나이트와 마르텐사이트로 구성되어지며 용융선으로부터 멀어질수록 마르텐사이트 분율이 감소함을 알 수 있다.

2.3.5 기계적 물성

2.3.5.1 경도

PWHT 수행 전과 후의 비커스 경도는 2.1절에 제시한 상세 해석절차, 석출 상분율 및 온도해석 결과를 이용하여 결정한다.

Fig. 19는 Fig. 14에서 제시한 A-A 선상의 후열처리 이전/이후 경도를 용융선으로부터의 거리에 따라 제시하였다. Fig. 19로부터 HAZ에서 경도는 용융선으로부터 멀어질수록 감소하는 경향이 있으며, 후열처리 이후 결정립 조대화 HAZ(CGHAZ : coarse grain heat affected zone)의 경도는 후열처



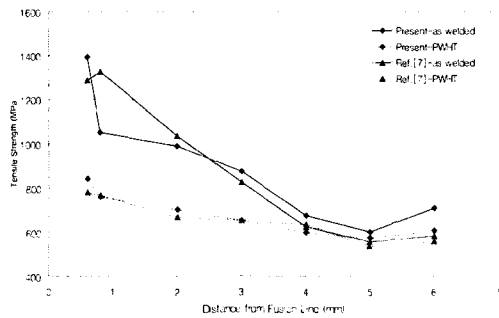


Fig. 20 Tensile strength distribution according to distance from fusion line

리 이전과 비교시 감소 폭이 큼을 알 수 있다. 또한 갈리블 모사 실험결과<sup>(7)</sup> 및 실제 RPV 원주방향 용접부에 대한 실험결과<sup>(26)</sup>와 비교시 잘 일치함을 알 수 있다.

2.3.5.2 기계적 강도

PWHT 수행 이전과 이후의 항복강도/인장강도는 2.1절에서 제시한 상세 해석절차, 경도 및 온도해석 결과를 이용하여 결정한다.

Fig. 20은 Fig. 14의 A-A 선상에서 후열처리 이전과 이후의 항복강도 및 인장강도를 용융선으로부터의 거리에 따라 제시한 것이다. Fig. 20으로부터 HAZ의 기계적 강도는 용융선으로부터 멀어질수록 감소하는 경향이 있으며, 후열처리 이후 CGHAZ 기계적 강도는 후열처리 이전과 비교시 감소폭이 큼을 알 수 있다. 또한, PWHT 이후 기계적 강도값은 용융선으로부터 5 mm 정도 떨어진 부위, 즉 CGHAZ가 아닌 결정립 미세화 HAZ (FGHAZ : fine grain heat affected zone)에서 가장 저하된다. 따라서 이 지역이 인장하중에 가장 취약한 국부 취약부임을 알 수 있다. 또한, 갈리블 모사 실험결과<sup>(7)</sup>와 비교시 잘 일치하고 있다. 이러한 결과로부터 본 예측절차를 활용하면 압력용기 강 용접부내 국부 취약부를 실험수행 없이도 효율적으로 찾아낼 수 있다고 판단된다.

또한, 압력용기 용접부에 대한 세밀한 잔류응력 해석시 중요한 입력변수들인 HAZ 마르텐사이트의 상분율과 석출속도, 국부적인 기계적 물성 변화에 대해 정확한 평가가 가능하므로 향후 세밀한 잔류응력 해석시 용이하게 상기 변수들을 도출할 수 있을 것으로 예상된다.

3. 결론

본 논문에서는 압력용기강 용접 HAZ에 대한 금속조직 및 기계적 재료물성 평가의 효율화 및 경제성 향상을 위해 이론적/준경험적 금속조직 및 기계적 물성 예측절차를 개발하고 RPV 용접부에 적용한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 압력용기 강 HAZ에 대해 효율적/경제적일 뿐만 아니라 신뢰성 있는 금속조직/기계적 물성 평가 수단을 확보하였다.
- (2) RPV 원주방향 용접 HAZ 전반에 걸쳐 베이나이트와 마르텐사이트가 석출되었으며 마르텐사이트 상 분율은 용융선으로부터 멀어질수록 감소함을 용이하게 예측하였다.
- (3) RPV 원주방향 용접 HAZ의 PWHT 이후 기계적 강도값은 모재에 가까운 FGHAZ에서 가장 저하되어 인장하중에 가장 취약한 국부 취약부임을 용이하게 예측하였다.
- (4) 향후 금속조직/재료물성 변화를 고려한 압력용기 용접부의 잔류응력 해석시 신뢰성 있는 금속조직/재료물성 관련 입력자료를 효율적/경제적으로 도출할 수 있을 것으로 예상된다.

참고문헌

- (1) Kussmaul, K., Stoppler, W., and Sinz, R., 1982, "Materials and Welding Process Development for Nuclear Application in the Federal Republic of Germany," *Int. Conf. on Welding Technology for Energy Applications*, Gatlinburg, Tennessee, 16-19 May, 1982, pp. 17~69.
- (2) Leblond, J.B. and Devaux, J., 1984, "A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels including Effect of Austenite Grain Size," *Acta Metall.*, Vol. 32, No. 1, pp. 137~146.
- (3) Alberry, P.J., 1989, "Computer Model for Multipass Repair Welds in SA508 Class 2 Alloy," *Welding Research Supplement*, October, pp. 410-s-417-s.
- (4) Chandel, R.S. and Oddy, A.S., 1993, "An Algorithm for the Prediction of Hardness of Repair Welds in 2.25Cr-1Mo Pressure Vessel Steel - A Preliminary Investigation," *Pressure Vessel &*

- pipng Technology Seminar*, Singapore, May, 1993, pp. 433~439.
- (5) Matsuda, F., Ikeuchi, K., and Liao, J., 1995, "Effect of Weld Thermal Cycles on the HAZ Toughness of SQV-2A Pressure Vessel Steel," *Trends in Welding Research, proceedings of the 4th Int. Conference*, Gatlinburg, Tennessee, 5-8 May, 1995, pp. 541~546.
- (6) Kim, J.H. and Yoon, E.P., 1998, "Notch Toughness and Microstructural Alterations in the Unit Heat-Affected Zone of SA508 Cl.3 Reactor Pressure Vessel Steel," *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, Vol. 36, No. 8, pp. 1329~1337.
- (7) Kang, S.Y., Kim, S.H., Oh, S.J., Kwon, S.J., Lee, S.H., Kim, J.H. and Hong, J.H., 1999, "Correlation of Microstructure and Impact Toughness of Heat Affected Zones of SA 508 Steel," *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, Vol. 37, No. 4, pp. 423~434.
- (8) Suzuki, K., Kurihara, I., Sasaki, T., Koyoma, Y., and Tanaka, Y., 2001, "Application of high strength Mn-Mo-Ni steel to pressure vessels for nuclear power plant," *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 206, pp. 261~278.
- (9) Uhm, S.H., Seo, Y.D., Lee, K.J., Lee, C.H., Kim, J.H. and Hong, J.H., 2001, "Modeling of the Bainite Transformation Kinetics in the CGHAZ of C-Mn-Mo-Ni Pressure Vessel Steel Weld," *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, Vol. 39, No. 11, pp. 1275~1283.
- (10) HKS Inc., 1998, *ABAQUS User's Manual*, Version 5.8.
- (11) Brust, F.W. and Rybicki, E.F., 1981, "Computational Model of Backlay Welding for Controlling Residual Stresses in Welded Pipes," *J. of Pressure Vessel Technology*, Trans. of ASME, Vol. 103, pp. 294~299.
- (12) Kaufman, L. and Bernstein, H., 1970, *Computer Calculation of Phase Diagrams*, Academic Press, New York, NY.
- (13) Thermo-Calc AB, 1999, *Thermo-Calc User's Manual*, Version M.
- (14) Li, M.V., David, V., Lemmy, L.M., and David, G.A., 1998, "A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability," *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 29B, 661~672.
- (15) Kirkaldy, J.S. and Venugopalan, D., 1983, "Phase Transformations in Ferrous Alloys," *AIME*, pp. 128~148.
- (16) Kung, C.Y. and Rayment, J.J., 1982, "An Examination of the Validity of Existing Formulae for the Calculation of Ms Temperature," *Metall. Trans. A*, Vol. 13A, pp. 328~331.
- (17) Scheil, E., 1935, "An Laufzeit der Austenitumwandlung," *Arch. Eisenhüttenwes.*, Vol. 8, pp. 565.
- (18) Avrami, M., 1939, "Kinetics of Phase Change I : General Theory," *J. Chem. Phys.*, Vol. 7, p. 1103.
- (19) Maynier, P., Jungmann, B. and Dollet, J., 1978, "Hardenability Concepts with Applications to Steels," *AIME*, pp. 518~544.
- (20) Koistinen, D.P. and Marburger, R.E., 1959, "A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure iron Carbon Alloys and Plain Carbon Steels," *Acta Metallurgica*, Vol. 7, pp. 59~60.
- (21) Okumura, M., Yurioka, N., Kasuya, T., and Cotton, H. J., 1987, "Prediction of HAZ Hardness After PWHT," *Stress Relieving Heat Treatments of Welded Steel Constructions Proc. Conf.*, Sofia, Bulgaria, 6-7 July, 1987, pp. 61~68.
- (22) Svensson, L.E., 1993, *Control of Microstructures & Properties in Steel Arc Welds*, CRC Press.
- (23) Shin, H.S., Kim, J.H., Hong, J.H., Moon, J.G. and Chung, I.S., 1999, "Transition Region Fracture Toughness and Microstructural Alterations in the Weld HAZ of RPV Steel," *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, Vol. 37, No. 10, pp. 1260~1266.
- (24) Kim, J.H. and Hong, J.H., 2001, "Microstructures and Mechanical/Fracture Properties in the Weld HAZ of SA508-3 RPV Steel," *2nd Study Meeting of Weld Integrity Evaluation*, KOPEC.
- (25) Hong, J.K., 1995, "Analysis of Residual Stress Modeling Procedures," Ph.D. Thesis, The Ohio State University, Welding Engineering Department, Columbus, Ohio.
- (26) Park, I.K. and Lee, C.S., 2001, "A Measurement of Material Properties for Weld Integrity Assessment," Sunmoon University.