

상변태를 고려한 탄소강 용접부의 잔류응력 해석에 관한 연구

조시훈* · 김재웅†

(2000년 3월 6일 접수, 2001년 1월 22일 심사완료)

A Study on the Analysis of Residual Stress in Weldment by Considering the Phase Transformation of Carbon Steel

Si-Hoon Cho and Jae-Woong Kim

Key Words: Phase-Transformation(상변태), FEM(유한요소법), Residual Stress(잔류응력), GTA(Gas Tungsten Arc, 가스텅스텐 아크), Pearlite(펄라이트), Ferrite(페라이트), Martensite(마르텐사이트), Austenite(오스테나이트)

Abstract

Welding process generates distortion and residual stress in the weldment due to rapid heating and cooling. Welding distortion and residual stress in the welded structure result in many troubles such as dimensional inaccuracies in assembling and safety problem during service. The accurate prediction of welding residual stress is thus very important to improve the quality of weldment and find the way to reduce itself. This paper suggests new analysis method to predict welding residual stress by considering solid phase transformation during welding process. Using the method, analysis is performed for medium and low carbon steel. The analysis result for medium carbon steel reveals that case considering phase transformation has compressive residual stress in contrast with the case neglecting phase transformation because of martensite formation. However, for the case of low carbon steel, residual stress shows little difference between the case considering phase transformation and the other case, because it has small transformation strain and recovers rapidly stress after phase transformation.

기호설명

$q(r)$: 열유속, [W/mm²]
 r_b : 아크유효반경, [mm]
 r : 아크중심으로부터 떨어진 거리, [mm]
 Q : 아크중심의 최대강도, [W]
 h : 대류계수, [joule/m² · sec · °C]
 T_s : 모재 표면온도, [°C]
 T_∞ : 주위온도, [°C]

C_{wt} : 탄소량, [%]
 m : 온도에 따른 마르텐사이트 생성분율
 M_s : 마르텐사이트 변태 시작온도
 T : 현재 온도, [°C]
 K : 상수(≈ 0.011)
 a : 마르텐사이트 변태시 적용 팽창률
 f : 냉각속도에 따른 마르텐사이트 생성분율
 ϵ^{tr} : 변태시 팽창률

* 영남대학교 대학원 기계공학과
† 책임저자, 회원, 영남대학교 기계공학부
E-mail : jaekim@yu.ac.kr
TEL : (053)810-3269 FAX : (053)813-3703

1. 서론

일반적으로 용접현상은 국부적으로 급가열, 급냉 과정을 동반하기 때문에 용접시공시 용접변형, 용접잔류응력의 발생은 피할 수 없다. 용접에 이와 같이 발생하는 용접잔류응력과 변형은 용접구조물의 제작시 여러 가지 장애를 유발할 뿐만 아니라 그 구조물의 사용중에 있어서도 파괴 발생 또는 파괴의 전파에 직·간접적으로 기여하여 악영향을 미치게 된다. 따라서 이러한 용접구조물의 안전성을 해치는 용접잔류응력 문제를 해결하기 위해 우선적으로 용접부위의 잔류응력분포를 정확히 이해하고 해석하며 더 나아가 보다 신뢰성과 경제성이 있는 새로운 예측법과 방지법이 요구된다. 또한 용접접합부 및 그 주변부는 응고 현상 및 냉각과정을 수반함으로써 모재와 다른 조직이 된다. 따라서 조직변태가 유발되는 접합부는 모재와 다른 기계적 성질을 가지게 되어 용접후 변형 및 잔류응력에 영향을 미칠 수 있는 원인이 된다. 그러나 금속상변태 및 소성변형을 수반하는 용접공정의 경우 구조물 거동에 미치는 영향이 매우 크지만 이러한 두가지 현상을 동시에 고려하지 못하고 있는 실정이다. 또한 용접공정들에 대한 시뮬레이션에서는 모든 열 및 야금학적인 제어변수와 기계적인 제어변수에 대해 고려하고 있는 반면에 이에 대한 실측은 용이하지 못하다. 특히 금속조직의 변화에 대하여는 그 변화의 과정을 알 수 없다. 그러므로 수치 시뮬레이션에 의해 용접공정을 이해함으로써 용접구조물의 변형, 잔류응력이 구조물의 안전성에 부정적인 영향을 미치는 현상을 개선 또는 방지할 수 있게 된다.

용접잔류응력을 해석하기 위해서는 용접공정의 열유동해석이 선행되어야 한다. 용접공정의 열해석은 1940년대에 Rosenthal,^(1,2)에 의해 맨먼저 시도되었다. 그러나 이것은 해석시 많은 가정을 둬으로써 실제 용접시 나타나는 온도분포와는 많은 오차를 보이고 있다. 그후 1970년대 들어서면서 컴퓨터의 보급으로 인해 수치해석적인 방법을 이용하여 Friedman,^(3,4) Hibbit,⁽⁵⁾ Tekriwal,^(6,7) 따른 재료의 물성치(열전도도, 밀도, 비열 등), 대류, 복사 효과 등을 고려하여 보다 정확한 용접공정의 열유동해석을 수행하였다. 또한, 이러한 열유동해석 결과를 기초로 Masubuchi,⁽⁸⁾ 등은 용접부의 잔류

응력을 해석하였다. 그러나 많은 연구자들이 용접부의 응고·수축시 수반되는 금속의 상변태에 의한 금속의 변형을 고려하지 않아 실제 실험결과와 많은 차이를 보였다. 따라서 Papazoglou,⁽⁹⁾ Andersson,⁽¹⁰⁾ Karlsson,⁽¹¹⁾ Mazumder,⁽¹²⁾ 등은 이러한 금속의 상변태를 고려한 용접부잔류응력의 해석을 시도함으로써 보다 정확한 해석의 가능성을 제시하였다. 이와 같이 용접부 잔류응력의 정확한 해석을 위해서는 금속의 상변태에 의한 영향이 반드시 고려되어야 함을 알 수 있다. 따라서 본 연구에서는 과거의 연구결과를 조사하여 상변태 해석모형을 개발하였으며 이를 이용하여 아크 용접에서 발생하는 잔류응력을 수치적으로 해석하는 방법을 제시하였다. 계산과정에서 먼저 열유동해석이 선행되었으며, 열유동해석 결과를 기초로 용접부 잔류응력의 해석을 시도하였다. 잔류응력의 해석시 소재에 따른 상변태 현상 및 응력의 분포를 비교하기 위해 중탄소강인 AISI1045와 저탄소강인 AISI1020을 이용하였다. 본 해석의 계산과정에는 상용 유한요소해석 프로그램인 'ABAQUS'를 이용하였다.

2. 해석모형 및 연구방법

2.1 열유동해석

용접부의 온도분포를 구하기 위한 열유동해석은 실질적으로 3차원해석을 수행하여야 한다. 그러나 3차원 해석시 과도한 계산 시간이 요구되는 단점이 있다. 따라서 용접진행 방향으로의 열진달이 용접부 전체의 온도분포에 큰 영향을 미치지 않을 경우 용접진행 방향으로의 온도분포를 무시할 수 있다. 따라서 본 해석에서는 이러한 해석시의 경제성을 고려하여 Fig. 1과 같이 용접진행방향으로의 한 단면을 절단한 후 준정상상태(quasi steady state)를 고려한 2차원 열유동해석을 수행하였다. 해석은 모델의 대칭성을 고려하여 모델의 1/2을 해석대상으로 선정하였으며, 해석에 사용된 모델은 Fig. 2와 같이 200개의 요소와 231개의 절점으로 구성하였으며, 높은 온도구배를 가지는 영역은 조밀한 영역으로 구분하였다. 대상으로 한 용접공정은 GTA(Gas Tungsten Arc) 용접공정이며 사용된 소재는 이후 상변태를 고려한 열응력의 해석에 있어 상변태효과를 확인하기 위해 중탄소강인 AISI1045와 저탄소강인 AISI1020을

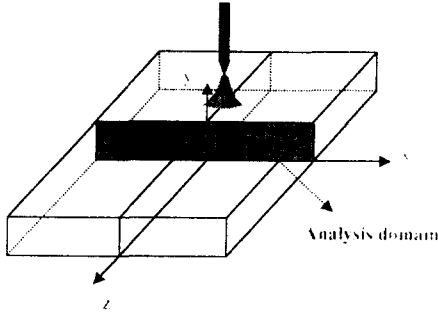


Fig. 1 Schematic diagram of solution domain and coordinate system

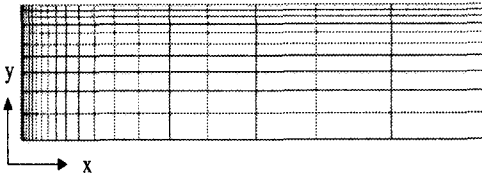


Fig. 2 Finite element mesh

Table 1 Chemical compositions of AISI1045 & AISI1020

성분(%)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu
AISI1045	0.49	0.28	0.65	0.062	0.081	0.005	-
AISI1020	0.18	0.15	0.6	0.2	0.2	-	0.3

사용하였다. 소재의 화학적 조성과 온도에 따른 열적 물성치는 Table 1 및 Fig. 3과 같다. 열해석 시 위 두 소재의 열적 물성치는 Metal Handbook⁽¹³⁾의 열적 물성치를 기준으로 보았을 때 차이를 거의 보이지 않으므로 동일한 물성치를 적용하였다. 특히, 상변태 효과를 고려하기 위해 상변태 온도구간에서 비열의 변화를 주었다. 상, 하 및 측면의 경계조건으로 자연대류경계조건을 적용하였으며, 용접열원은 용접아크의 열유속을 분포열원⁽¹⁴⁾으로 가정된 것을 이용하였다. 이에 대한 그림을 Fig. 4에 나타내었다.

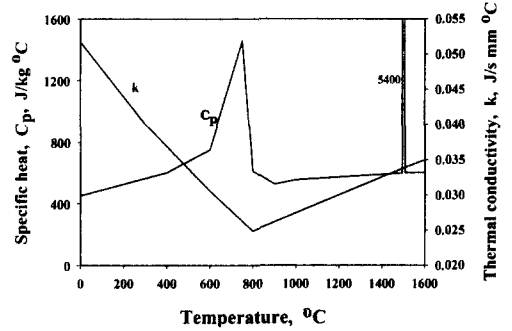


Fig. 3 Temperature dependent thermal properties of AISI1045 & AISI1020

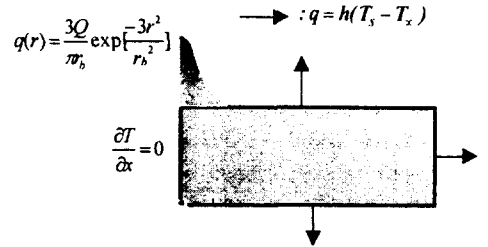


Fig. 4 Schematic diagram of heat flux and boundary condition

2.2 잔류응력해석

열전달 해석을 통하여 열원이 통과하는 과정의 온도분포를 각 시간단계에서 계산한 다음, 이 과도 온도 분포를 하중으로 입력하여 열탄소성 해석을 수행함으로써 용접부 열응력을 해석하였다.

금속 상변태를 수반하는 제조공정에 대한 수치 시뮬레이션에는 열전달 및 금속상변태, 기계적인 제 현상간의 상호관계에 대한 정밀한 이론적 접근이 요구된다. 금속상변태는 온도 및 온도변화율에 대한 의존성이 매우 강하고, 이와 반대로 잠열(latent heat)효과로 인해 온도분포가 변화한다. 용접과정에서 상변태는 응력발생의 주요 요인으로 작용하게 된다. 즉, 잔류응력 및 변형량을 예측하는데 있어 상변태는 이러한 해석에 중요한 영향을 미치는데, 그 이유는 다음과 같다. 금속의 상변태에는 고전적인 개념의 열변형외에 체적변화가 수반되는데, 강의 경우 가열시 퍼얼라이트-페라이트 조직에서 오스테나이트 조직으로 변태가 일어나면서 체적감소가 일어나게 된다. 냉각시에는 오스테나이트로부터 퍼얼라이트-페라이트,

베이나이트 또는 마르텐사이트로의 변태가 냉각 속도에 의존하면서 일어나게 된다. 위와 같은 상변태로 인해 체적팽창이 일어나게 되는데, 이러한 체적변화와 온도와의 상관관계와 온도에 따른 재료의 물성치가 Fig. 5와 6에 나타내었다. 본 연구에서는 상변태를 고려한 유한요소해석 모델을 이용하여 용접공정에서 수반되는 잔류응력을 해석하였다. 유한요소법을 이용한 열탄소성 해석에 있어 일반적인 해석을 위해 재료의 등방성을 고려하여 탄성 및 소성 전 영역에 걸쳐 재료 물성치(young's modulus, yield stress, thermal expansion coefficient)의 온도 의존성 및 가공경화(strain hardening) 현상을 고려하였다.

3. 상변태 모델

모재가 열을 받으면 Ac1 상변태온도에서 퍼일라이트가 오스테나이트로 변하게 되며 Ac1 상변

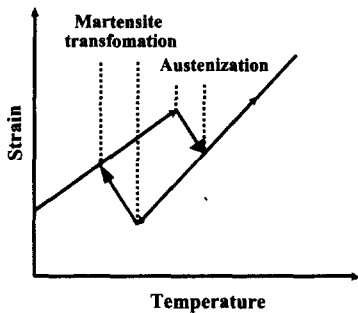


Fig. 5 Schematic diagram of solid state phase transformation

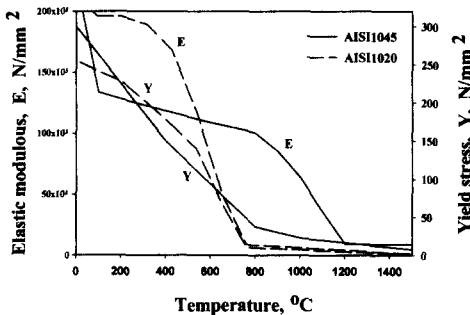


Fig. 6 Temperature dependent mechanical properties of AISI1045 & AISI1020

태 온도가상으로 되면 페라이트까지 오스테나이트로 변하게 되는 데, Ac1 상변태 온도 이상으로 가열된 영역을 열영향부로 정의한다. 상변태온도는 가열속도에 따라 달라지며, 아크용접의 경우 아주 빠른 가열속도를 보이기 때문에 Fig. 10에 나타난 변태온도를 고려하여 AISI1045의 경우 Ac1 상변태 온도를 776℃로 하였으며, Ac3 상변태 온도는 871℃로 결정하였다. 또한 AISI1020의 경우 Ac1변태점 온도를 810℃, Ac3변태점온도를 910℃로 설정하였다.⁽¹⁵⁾

모재에 열을 가하면 상변태가 일어나서 재료의 결정구조가 BCC구조(페라이트+펄라이트)에서 FCC구조(오스테나이트)로 변하게 되면서 체적감소가 일어난다. 그리고 냉각속도가 매우 빠를 경우에는 FCC구조에서 BCT(마르텐사이트)로 변하여 부피팽창을 유발한다. BCC구조에서 FCC구조로 변화는 Ac1에서 Ac3구간 사이에 일어나므로 팽창량을 감소시킴으로 체적감소를 고려하였고, FCC구조에서 BCT구조로 변화할 때는 체적이 증가하므로 부피팽창량을 증가시켜야 한다. 따라서 이러한 부피팽창량은 각 결정구조의 격자상수(lattice parameter)를 이용해서 구할 수 있다. 탄소강의 탄소량 변화에 따른 격자상수의 변화는 다음의 식으로 표시된다.⁽¹⁶⁾

$$\begin{aligned}
 \text{FCC 구조} &: a=3.548 \times 0.044 \times \text{Cwt} \\
 \text{BCT 구조} &: a=2.861-0.013 \times \text{Cwt} \\
 & \quad c=2.861+0.116 \times \text{Cwt}
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

실제 재료의 상변태는 잔류 오스테나이트와 세멘타이트의 영향으로 계산값보다 적게 된다. 본 연구에서는 이러한 영향을 고려하여 AISI1045의 마르텐사이트 변태시 팽창량은 $\epsilon^{tr}=8.0 \times 10^{-3}$ 로 하였다. AISI1020의 경우 연속냉각곡선(CCT curve) 및 실험후 경도값을 비교하여 팽창량을 $\epsilon^{tr}=1.98 \times 10^{-3}$ 로 설정하였다. 오스테나이트 변태의 경우 $\epsilon^{tr}=2.288 \times 10^{-3}$ 의 체적 감소를 일으키지만 Fig. 8에서 보듯이 오스테나이트 변태는 최고 온도에 영향을 받게되므로⁽¹⁷⁾ 이의 평균을 취해서 팽창량을 $\epsilon^{tr}=0.2288 \times 10^{-3}$ 로 하였다.

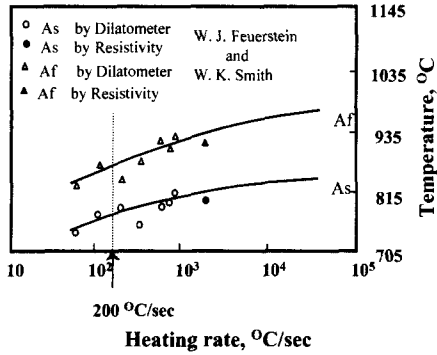


Fig. 7 Austenite transformation temperature for high heating rate

AISI1045의 마르텐사이트 변태의 개시점(Ms)과 종결점(Mf)은 각각 360°C와 140°C로 하였으며, AISI1020의 경우 앞서와 마찬가지로 연속냉각곡선을 기초로 마르텐사이트 변태의 개시점(Ms)과 종결점(Mf)은 각각 430°C와 280°C로 하였다. 앞서 설명하였듯이 마르텐사이트 조직의 생성은 냉각 속도의 영향을 크게 받는다. 따라서 냉각속도에 따른 마르텐사이트의 생성분율을 계산하였으며,⁽¹⁸⁾ 이 관계를 Fig. 9에 나타내었다. 그림에서 보듯이 AISI1045의 경우 800°C ~ 500°C 사이의 냉각시간이 1.17초 이하일 경우 100% 마르텐사이트가 형성되는 것으로 여겼으며, 52.8초 이상일 경우 마르텐사이트가 전혀 형성되지 않으며, 8.27초일 때 약 50%의 마르텐사이트가 형성되는 것으로 간주하였다. 그리고 AISI1020의 경우 0.93초 이하에서 100% 마르텐사이트가 형성된다. 800°C ~ 500°C 사이의 냉각시간이 7.0초 이하일 경우 50% 마르텐사이트가 형성되며, 52.6초 일 때 마르텐사이트가 전혀 형성되지 않는 것으로 간주하였다.

상변태 온도 구간에서 온도에 따른 마르텐사이트의 생성분율을 계산하기 위해 다음의 식을 이용하였다.⁽¹⁹⁾

$$m = 1 - \exp[-K(M_s - T)] \quad (2)$$

따라서 최종적으로 상변태 온도구간에서 적용된 팽창률은 다음 식으로 정의할 수 있다.

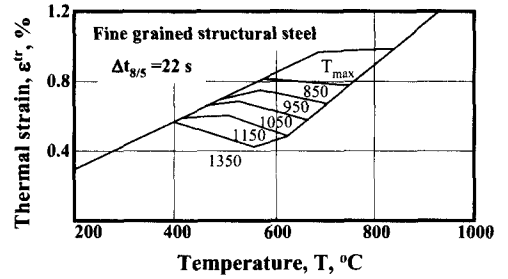


Fig. 8 Dilatometer curves for showing micro structural transformations

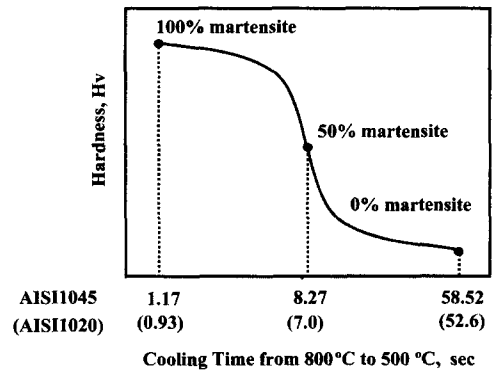


Fig. 9 Martensite fraction dependent on cooling rate

$$\alpha = m \times f \times \epsilon^{tr} \quad (3)$$

4. 용접실험 및 잔류응력측정

용접실험은 GTA용접공정상에서 이루어 졌다. 용접조건으로는 160A, 18V, 5mm/sec 단일조건을 이용하였으며, 시편의 크기는 AISI1045, AISI1020 모두 길이 250mm, 폭 100mm, 두께 10mm의 시편을 이용하였다.

용접부 3축 잔류응력의 측정을 위해 구멍뚫기 방법(Hole Drilling Method)이 이용되었으며, 이를 위한 실험장비로는 마이크로 메저먼트(Micro Measurement)사의 밀링가이드를 이용하였다. 또한 변형을 측정을 위해서는 同社의 3축 측정용 스트레인게이지(TEA-06-062RK-120)를 사용하였다. 실험은 용접후 용접선 중심에 대해 각각 2, 5, 10, 15, 20, 30, 40 mm 떨어진 위치에 대해 행하였다.

5. 결과 및 고찰

5.1 열유동해석

용접조건 160A, 18V, 5mm/sec의 조건으로 수행한 열유동해석 결과 용접부의 온도분포는 Fig. 10과 같으며, 여기서 1500℃ 실선은 용융부의 계산 결과이며, 800℃ 실선은 열영향부의 계산결과이다. 해석시 아크유효반경 및 아크의 효율은 각각 4mm, 45%이다. 그림에서 보듯이 해석결과의 용융지폭 및 깊이는 실험치와 근접한 결과를 보인다. 그러나 열영향부는 약간의 오차를 보이고 있는데, 이것의 원인으로서는 첫째, 해석시 용접부 길이방향으로의 열의 흐름을 무시한 것이 원인일 수 있으며, 둘째로는 해석시 사용된 물성치의 부정확성 및 소재를 등방성으로 고려한 것도 오차의 원인으로 여겨진다. Fig. 11는 용접부 표면에서 용접부 중심 및 용접부 폭방향으로 0.84mm, 1.64mm, 2.88mm, 4.84mm 떨어진 위치에서 시간 따른 용접부의 온도이력을 나타낸 것으로 용접부 중심에서 급격한 온도구배를 확인할 수 있다. 특히 1500℃ 부근과 850℃ 부근에서 변곡선이 나타나는 것은 상변화(용융, 오스테나이트 변태)에 따른 잠열효과를 고려했기 때문이다.

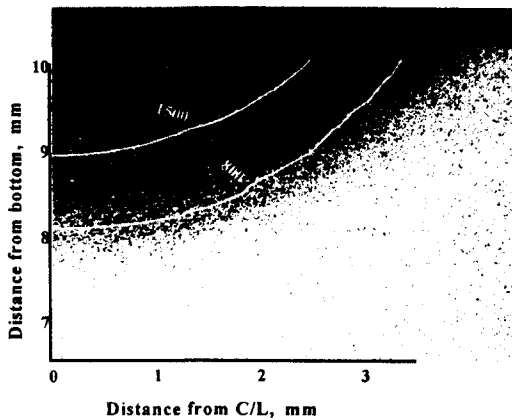


Fig. 10 Shape of calculated and experimental melting zone and HAZ

5.2 잔류응력해석

잔류응력 해석은 크게 상변태를 고려한 경우와 고려하지 않은 경우에 대해 각각 수행하였다.

상변태를 고려한 경우에 있어서는 앞서 제시된 상변태 모델을 이용하였다. Fig. 12는 온도해석결과를 이용한 냉각속도에 따른 마르텐사이트 분율을 나타낸 것으로 열영향부내에서 대부분의 마르텐사이트가 형성됨을 확인할 수 있었다.

해석에 있어서 모델의 강제운동을 구속하기 위한 경계조건은 위 두 경우에 대해 동일하며 그 경계조건은 Fig. 13과 같다.

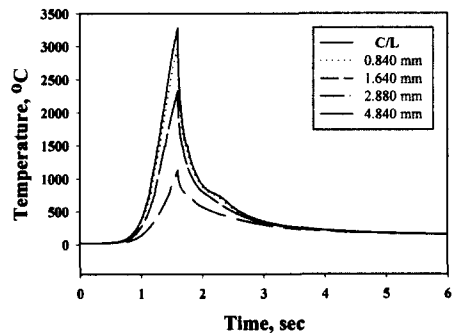


Fig. 11 Temperature history on top surface

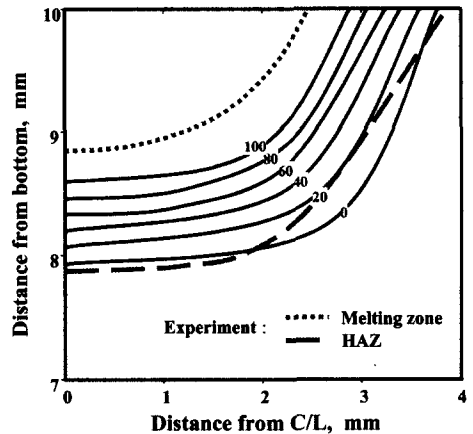


Fig. 12 Calculated martensite fraction

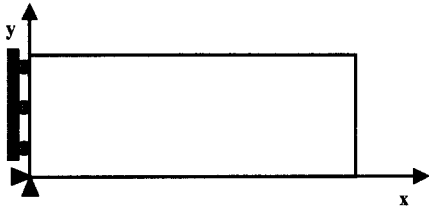


Fig. 13 Boundary condition for stress analysis

Fig. 14는 AISI1045에서 길이방향의 잔류응력분포를 상변태를 고려한 경우와 고려하지 않은 경우에 대해 나타낸 것으로 상변태를 고려한 경우 용접부 중심에서 큰 압축응력을 보이고 있다. 이에 반해 상변태를 고려하지 않은 경우는 항복응력수준의 높은 인장 잔류응력분포를 보이고 있다. 이것은 용접부 중심에서의 급속한 냉각으로 인해 마르텐사이트조직의 생성되며 이로 인한 압축응력의 발생에 기인하는 것으로 여겨진다. 특히, 실험의 경우 3번의 실험결과 각각 압축응력이 발생했으며 이는 해석결과와 비교해 보았을 때 용접부 중심에서 근접한 결과를 보이고 있다. 이러한 결과로 보아, 중·고탄소강의 용접에서의 잔류응력의 해석시 상변태현상을 반드시 고려하여야 함을 알 수 있다. Fig. 15는 용접부 중심에서의 온도에 따른 용접부 잔류응력의 변화를 보여주는 것인데, 처음 가열시 용접부는 압축응력을 받는다. 그러나 온도상승에 따라 항복응력이 감소하므로 압축응력은 제한을 받는다. 오스테나이트 변태 구간에서의 상변태에 따른 응력의 변화는 보이지 않는데, 용접중 발생하는 전체변형률을 탄성변형률, 소성변형률, 온도증가에 따른 열팽창률, 그리고 변태에 따른 변태팽창률의 합으로 표시할 때, 변태에 따른 변태팽창률보다 온도증가에 따른 열팽창률이 더 크기 때문인 것으로 여겨진다. 냉각시에는 반대로 용접부는 수축하게 되며, 이것은 용접부의 인장응력을 유발한다. 특히 마르텐사이트 변태 온도 구간, 즉, 360°C ~ 140°C 에서 마르텐사이트 생성에 따른 체적팽창으로 인해 압축응력이 발생하며, 특히 이러한 마르텐사이트 변태가 높은 탄성계수를 가지는 저온에서 이루어짐으로 급격한 응력의 변화를 가져오며, 최종적으로 용접부 중심에서 압축 잔류응력이 발생함을 확인할 수가 있다.

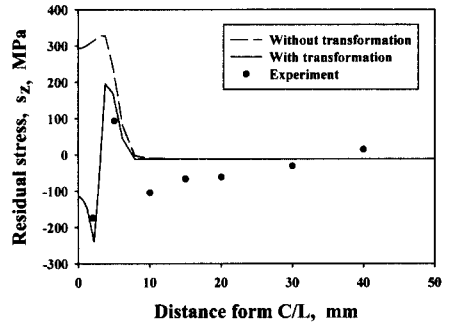


Fig. 14 Longitudinal residual stress distributions with transformation and without transformation on the top surface

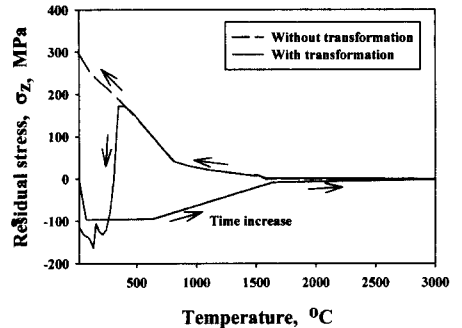


Fig. 15 Longitudinal stress history in centerline on top surface

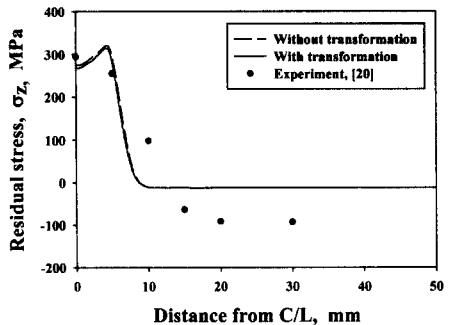


Fig. 16 Longitudinal residual stress distributions with transformation and without transformation on the top surface

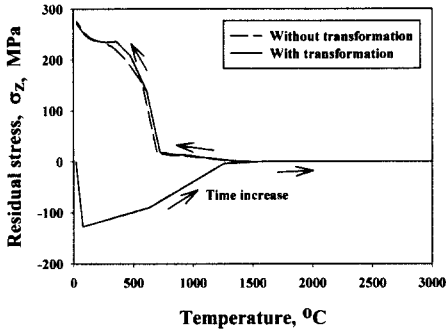


Fig. 17 Longitudinal stress history in centerline on top surface

Fig. 16은 앞서 AISI1045와 마찬가지로 AISI1020의 길이방향의 잔류응력분포를 상변태를 고려한 경우와 고려하지 않은 경우에 대해 나타낸 것으로, AISI1020의 경우 변태에 의한 팽창량이 크지 않고, 상변태 이후의 급격한 응력회복으로 인해 상변태를 고려하지 않은 경우 비해 거의 차이를 보이고 있지 않다. Fig. 14와 Fig. 16에서 용접부 중심에서 떨어진 부분에서 실험결과와 차이를 보이고 있는데 이것은 본 연구시 적용한 평면변형률 조건에 의한 영향인 것으로 여겨진다.⁽²¹⁾ 열영향부에서의 항복응력을 초과하는 높은 잔류응력값을 보이고 있는데, 이것은 해석시 변형경화현상을 고려하였기 때문이라 생각된다. Fig. 17은 AISI1020에 있어 온도에 따른 응력의 이력을 보여주는 것으로 상변태 구간에서 압축응력이 발생함을 확인할 수가 있고 이후 급격히 응력이 회복되어 상온에서는 상변태를 고려하지 않은 해석에 비해 거의 차이를 보이지 않고 있다. 이러한 결과로 보아 AISI1020과 같은 저탄소강에서는 상변태현상이 용접부 잔류응력분포에 큰 영향을 미치지 않음을 확인할 수가 있었다.

6. 결론

GTA 용접공정을 이용한 용접부 열유동 및 잔류응력의 해석에 있어 다음과 같은 결론을 얻을 수가 있었다.

(1) GTA 용접공정에 대한 온도해석에 있어 용접진행 방향으로의 열전달을 무시한 2차원 해석

을 하였으나 실험결과와 비교적 근접한 결과를 얻을 수 있었다.

(2) 용접중 발생하는 상변화와 이에 따른 열적 팽창률을 예측할 수 있는 모델을 개발하였으며, 이를 용접부 잔류응력의 해석시 적용하였다.

(3) AISI1045의 용접부 잔류응력의 해석에 있어 상변태 효과를 고려한 경우가 상변태 효과를 고려하지 않은 경우에 비해 마르텐사이트 조직의 생성으로 인한 압축응력의 증가로 압축 잔류응력 분포를 보이며, 용접부 부근에서 실험결과에 근접한 결과를 보였다.

(4) AISI1020의 경우 상변태를 고려한 경우 상변태를 고려하지 않은 경우에 대해 잔류응력의 차이를 거의 보이지 않는다. 이것은 저탄소강에서 마르텐사이트 생성률이 적고, 상변태 이후 급격한 응력회복에 의한 것으로 여겨진다.

(5) AISI1045와 AISI1020의 잔류응력해석결과를 비교해 보았을 때, 탄소량이 증가할 수록 상변태 현상이 용접부 부근의 잔류응력 분포에 큰 영향을 미침을 확인할 수 있었으며, 이러한 현상으로 보아 중, 고탄소강의 용접부 잔류응력해석을 위해서는 금속의 상변태 현상이 반드시 고려되어야 함을 알 수 있다.

후 기

본 연구는 한국전력공사의 지원에 의하여 기초 전력공학공동연구소 주관으로 수행되었음

참고문헌

- (1) Rosenthal, D., 1941, *Welding Journal*, 20(5): 220s~234s.
- (2) Rosenthal, D., 1946, *Trans. ASME* 68: 849~866.
- (3) Friedman, E., 1975, *J. Pressure vessel Technology*, *Trans. ASME*: 206~213.
- (4) Friedman, E., Glickstein, S. S., 1976, *Welding Journal* 55(12): 408s~420s.
- (5) Hibbit, H. D., Marcal, P. V., 1973, *Computer and structures* 3(9): 1145~1174.
- (6) Tekriwal, P., Stitt, M. and Mazumder, J., 1987, *Metal construction* 19(9): 600R~606R.
- (7) Tekriwal, P., Mazumder, J., 1988, *Welding Journal*, 67 :150s~156s.

- (8) Masubuchi, K., 1970, Welding Research Council Bulletin.
- (9) Papazoglou, V. J., Masubuchi, K., 1981, *J. Pressure vessel technol., Trans. ASME*: 104(3): 198~203.
- (10) Andersson, B. A. B., 1978, *J. Engineering Materials and Technology, Trans. ASME*, 100 (10) : 356~62.
- (11) Karlsson, R. I., et. al. 1989, *J. Pressure vessel technol., Trans. ASME*: 112(1): 76~84.
- (12) Mazumder, J., Choi, J., 1995, Trends in welding reaserch, Proceeding of 4th International, Gatlinburg, Tennessee, 75~86.
- (13) Metal handbook, 1990, 10th edition.
- (14) Pavelic, V., et. al. 1969, *Welding Journal*, 48(7) : 295s~305s.
- (15) Feusrstein, W. J., and Smith, W. K., *Transaction of American Society for Metals*, Vol.46, 1954, 1270~1281.
- (16) Roberts, C. S., 1953, *Journal of Metals, Trans. AIME*, Feb., 203~204.
- (17) Johnson, M., et. al., 1985, *Numerical method in heat transfer*, Vol. 3, pp. 35~57, London: J. Wiley.
- (18) Yurioka, N. et al., *Metal Constr.*, 1987, 217R, 19-4.
- (19) Koistinen, D.P., Marburger, R.E., *Acta Metallurgica*, 7, 1959, pp.59~60.
- (20) Yang, Y. S., Ph. D thesis in KAIST, 1991.
- (21) Yang, Y. S., Na, S. J., *Proc. Instn. of Mech. Engrs. Part B: Journal of Engineering Manufacture*, Vol. 204, 1990, pp. 167~173.