대 한 조 선 학 회 논 문 집
제41권 제6호 2004년 12월

Journal of the Society of Naval Architects of Korea
Vol. 41, No. 6, pp. 65-74, December 2004

선상가열시 강의 상변태를 고려한 개선된 고유변형도 기반의 등가하중법

하윤석†*, 장창두**

서울대학교 대학원 조선해양공학과*
서울대학교 조선해양공학과**

Developed Inherent Strain Method Considering Phase Transformation of Mild Steel in Line Heating

Yun-Sok Ha†* and Chang-Doo Jang**

Seoul National University, Graduate School*
Seoul National University**

Abstract

The inherent strain method is known to be very efficient in predicting the deformation of steel plate by line heating. However, in the actual line heating process in shipyard, the rapid quenching changes the phase of steel. In this study, in order to consider additional effects under phase transformation, inherent strain regions were assumed to expand. Also, when calculating inherent strain, material properties of steel in heating and cooling are applied differently considering phase transformation. In this process, a new method which can reflect thermal volume expansion of martensite is suggested. By the suggested method, it was possible to predict the plate deformations by line heating more precisely.

※Keywords: Inherent strain(고유변형도), Line heating(선상가열), Phase transformation(상변태), Water cooling(수냉), Coefficient of thermal expansion(열팽창계수), Weaving heating(회전가열)

1. 서론

선상가열에 의한 판변형 해석은 일반적으로 두 가지 방법으로 다루어진다. 하나는 강판에 입열되는 열량을 입력값으로 삼고 열탄소성 FEM 코드를 이용하여 바로 변형을 얻어내는 방법이다. 이는 응력값을 함께 도출할 수 있다는 장점에도 불구하고 계산 효율성이 떨어지는데다가 실제 산업현장에서의 열변형을 모사하기에는 정확도가 매우 낮아 널리 쓰이지 못하고 있다. 또 하나는 강판이 경험한 온도변화 이력에 의하여 발생된 잔류변형도를 일정한 영역 내에서 가정하여 등가하중으로

접수일: 2003년 12월 19일, 승인일: 2004년 9월 6일
†주저자, E-mail: cdjang@snu.ac.kr
Tel: 02-880-7328

치환한 후 탄성해석으로 변형을 구하는 방법(고대은 등 1999)이다. 이 방법은 하중계산의 근간이 되는 고유변형도에 대해 그 발생 영역을 가정해야 한다는 이론적 어려움에도 불구하고, 그 적용이 대단히 간편하여 고온이력을 겪은 강판의 변형을 해석하는 데에는 매우 적합하다. 선상가열에 있어서 이 영역을 결정하기 위하여 종래에는 용접변형 실험의 HAZ 영역 도출 결과(Satoh/Terasaki 1976)를 기반으로 하는 고유변형도 해석법(장창두 등 1997)이 주종을 이루었다.

그런데 선상가열은 변형 유발이 목적이므로 모재의 변형방지를 꾀하는 용접과는 여러모로 다른 양상을 가진다. 첫째, 용접은 모재를 녹여서 접합시키는 것이 목적이나 선상가열은 품질정도관리상 모재가 녹으면 재도장이 필요하므로 입열의 집중을 피해야한다. 따라서 선상가열에는 넓은 폭에 입열을 나누어 하는 위빙형태의 가열(장창두 등 2002, 장창두 등 2001(b))이 이루어진다. 둘째, 용접은 외적구속이 강하여 변형에 영향을 끼치는 정도가 심하지만 선상가열은 그 정도가 약하다. 마지막으로 용접은 공냉을 시키는데 반하여 선상가열은 작업의 효율과 변형유발을 위하여 수냉을 시킨다. 이 과정에서 연강은 가열시 오스테나이트로 변형된 상(相)이 빠른 냉각으로 인해 원래대로 돌아오지 못하고 마르텐사이트라는 새로운 것으로 변태된다. 또한 위빙가열로 인해 가열깊이가 얕아지므로 전 가열부가 이러한 영향을 받는다.

상용코드를 이용해서 이러한 금속적인 면을 고려하는 변형 해석을 할 경우, 각각의 과도해석 단계에서마다 순간적인 냉각속도에 따라 여러가지의 온도의존성 물성치가 매번 다르게 적용되는 것은 매우 어려운 일이다. 게다가 상변태가 유발하는 내부 원자구조 재조합에 의한 부피팽창은 일반적인 열탄소성 해석으로는 구현이 매우 어렵다.

이에 본 연구에서는 현장에서 일반적으로 사용되는 위빙형태의 선상가열이라는 특정한 경우를 상정하여, 여기에 사용되는 선급강종과 이 강종의 금속성분 함유량이 유발하는 관계를 역학적으로 규명하여 고유변형도 해석법의 변형도 계산과정을 개량하였다. 가열과 냉각과정에서 중첩될 고유변형도는 각기 다른 온도의존성 물성치를 사용하였으며, 냉각중의 계산과정에서도 항복상태인 경우와 그렇지 않은 경우의 계산과정을 이분화시켰다. 특히 상변태가 유발하는 원자구조의 재조합에 대한 부피팽창에 대하여는 장경복(2001)이 용접연구에 사용한 열팽창계수에 반영하는 방법을 사용하였고, 이를 선상가열의 냉각 과정에 대하여 온도의존성 열팽창계수 함수로 구현해 내었다.

2. 고유변형도 해석법

일반적으로 재료가 고온의 이력을 겪을 경우, 낮아진 항복점이 재료가 비선형적인 탄소성 경로를 겪도록 만들기 때문에 가열부는 다시 상온상태로 돌아와도 주변부에 비해 압축변형도를 가진 상태가 된다. 고유변형도 해석법이란 이러한 변형도를 계산해내어 이를 두께에 대해 적분하여 등가의 탄성력으로 치환하여 적용하는 것을 일컫는다. 이때, 탄성력의 적용을 받는 영역은 적분의 대상이 되는 영역과 동일한데 입열부가 판두께를 관통하게 되는 용접의 경우는 해석시에 절점별로 다른 변형도를 쓰기도 하지만(장창두 등 2002), 선상가열의 경우는 입열두께가 깊지 않기 때문에 타원형으로 가정된 일정영역 내에서 동일한 변형도 값을 가진다고 가정한다. 영역을 가정할 때에는 재료가 경험한 특정 최고도달온도를 설정하여 가정하며, 가열시와 냉각시에는 고유변형도를 따로 구하여 최종 고유변형도는 중첩하여 사용한다. 고유변형도(식 (1))는 종래의 연구에서 열팽창계수, 변형영역, 냉각평형온도, 항복응력, 프와송 비, 탄성계수, 초기 온도 등을 변수로 갖는 함수이며, 이 중 열팽창계수, 항복응력, 프와송 비, 탄성계수 등은 온도의존성 함수들이다.

$$\varepsilon^{*} = \varepsilon^{thermal} + \varepsilon^{plastic} = \varepsilon - \varepsilon^{elastic} \quad (1)$$

3. 선상가열의 수냉

Satoh et al.(1969)는 역학적인 면에서는 수냉이 더 좋은 변형을 유발하지는 않는다고 하였다. Satoh는 박판에서 수냉이 판변형의 역전현상을 보일 수도 있으므로 배면 냉각이 효율적일 것이라

고 주장한 바 있다. 그러나 현장에서의 선상가열은 반드시 물에 의한 급냉(Fig. 1)이 뒤따른다. 그 이유는 계속해서 인접선을 가열해야하는 작업자의 안전과 빠른 작업진행을 위한 효율성이 문제가 되기 때문이다. 본 연구가 다루고자 하는 가열부의 마르텐사이트 변태는 급냉에 의해서 발생(장창두 등 2002)한다. 변형계산에 있어서 상변태를 반영해 보려는 노력은 용접분야에서 오래전부터 있어왔다. 그러나 일반적인 공냉은 표면의 급냉부에서부터 깊이방향으로 서냉되는 순서에따라 발생하는 여러 가지 변태상을 모두 고려해야하므로 접근이 매우 어렵다.

Fig. 1 Water cooling in shipyard

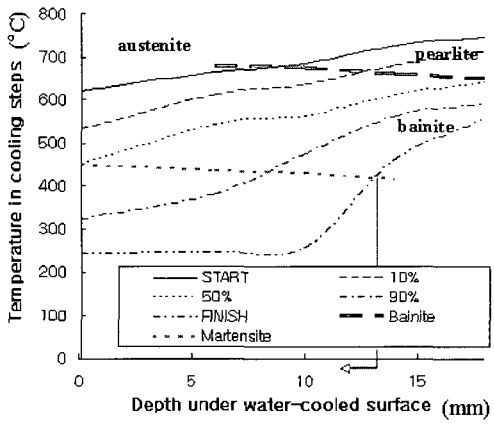


Fig. 2 Continuous cooling transformation diagram of steel (C=0.18%)

반면, 본 연구가 다루는 선상가열에 의한 변형은 위빙형태의 입열로 인하여 여러 상의 시발점이 되는 고온 오스테나이트 변태가 표면에만 발생한다. 따라서 오스테나이트 변태부분은 모두 수냉의 영향 아래 놓이게 된다. 이러한 경우 표면으로부터의 깊이 13mm까지는 마르텐사이트 변태(Fig. 2)가 일어난다. 제시된 변태깊이는 유속이 없는 상태에서의 최소값으로서, 수냉시 가열부는 유속을 가지고 교반되는데다가 인장상태에서는 탄소의 침입이 쉬워서 이 깊이 및 분율은 더 확대될 수 있다. 오스테나이트가 상온에서 미량이라도 잔류한다면 강의 성질을 크게 변화시킬 수 있지만 외판용 선급강종(Table 1)의 탄소 함유량을 통하여 잔류 오스테나이트의 양을 평가(Marder/Krauss 1967)하면 상온까지 냉각되었을 때 거의 남아있지 않음을 알 수 있다. 따라서 냉각시 강의 물성치를 정량적으로 정의하는 것이 선상가열이라는 특정 조건의 입열 방식 아래에서 가능해진다.

Table 1 Chemical composition of mild A steel

grade	A	본문 설정
C	0.21%Max (locally 0.23% Max)	0.18%
P	0.035% Max	0.02%
Mn	2.5 × C % Max	0.45%
Si	0.5% Max	0.2%
S	0.035% Max	0.02 %
C+1/6 Mn : 0.4% Max		0.3%

4. 냉각시의 강의 물성치

상변태를 고려할 경우, 고유변형도를 표현한 식(1)은 몇가지 관점이 반영되어야 한다. 첫째, 열팽창계수(α), 프와송 비(v), 항복응력(σ_Y), 탄성계수(E)등은 온도의존성으로 기술되어야 한다. 둘째, 이러한 물성치 함수들은 온도 상승시와 하강시에 각각의 강의 상에 해당하도록 다르게 기술되어야 한다. 본 연구에서는 하첨자 H와 C를 각각 가열과 냉각의 의미로 사용하였다. 셋째, 냉각중에는

상변태가 시작되는 온도를 기준으로 고유변형도를 각기 나누어 기술하여야 한다. 상변태가 시작되면 재료가 변태팽창에 의해 압축소성에 이르질 못하므로 고유변형도는 열변형도만 남는다. 고유변형도는 그 구성인자중 소성변형도만을 계산하기가 어렵기 때문에 항복시 주변부의 탄성계수를 이용하여 고유변형도를 구한다. 반면 소성변형없이 비항복상태로 진행되는 온도변화구간은 고유변형도가 오직 열변형도인데 이때는 열팽창계수의 적분형태로 고유변형도를 표현하면 될 것이다. 넷째, 마르텐사이트 상변태 중에도 변형이 더 이상 발생하지 않음을 가정한 평형온도(식 (16))(장창두 등 2001(a))까지 하강하는 중 항복이 된다면 같은 이유로 추가적으로 구간을 나누어 기술해야 한다. 이상을 기술하면 식(2)와 같다.

$$\varepsilon^{*} = (\varepsilon^{th}+\varepsilon^{p})_{heating}+(\varepsilon^{th}+\varepsilon^{p})_{before\,Ms}+(\varepsilon^{th}+\varepsilon^{p})_{after\,Ms} \quad (2)$$

$$Ms = 512-453C-16.9\ni+15Cr-9.5Mo+217(C)^{2}-71.5(C)(Mn)-67.6(C)(Cr)-20Si \quad (3)$$

식 (3)(Payson/Savage 1944, Andrews 1965)은 마르텐사이트 변태 시작 온도를 가리킨다. 주로 Payson/Savage의 식을 사용하였고, 규소의 역할에 대해서만 Andrews의 식을 참고하였다. 본 연구에서는 외판용 선급강종A에 대하여 Ms를 423(±25) ℃ 로 계산하였다. 이 온도 이하에서는 오스테나이트(γ)안의 변태된 마르텐사이트의 분율을 식 (4)(Koisten/Marburger 1959)와 같이 표현한다. 사용된 상수 k는 변태속도와 관련한다. 중탄소강에서는 보통 -0.0110이 사용(Wayman 1964)되나 외판용 강은 저탄소강이므로 본 연구에서는 새로운 k값을 구하여 사용해야만 한다. 여기서는 Fig. 2의 마르텐사이트 변태완료곡선을 99%로 가정하여 외판용 강판의 새로운 k값으로 -0.026을 계산해 내었으며 이를 사용할 것이다. 각 상별로 정의된 물성치 함수는 식 (4)의 상들의 분율에 비례하여 역할을 담당한다고 가정(식 (5))하면 식 (6) ~ 식 (9)를 정의할 수 있다. 식(9)는 σ_{YM}를 포함하고 있기 때문에 아직은 완전히 정의되지 않았다. 이는 마르텐사이트의 항복온도가 오스테나이트의 최고도달온도에 관계하기 때문이다.

$$X_{M}(T)=1-X_{\gamma}(T)=1-e^{kMax[(Ms-T),0]} \quad (4)$$

$$f_{C}(T)=X_{\gamma}(T)\cdot f_{\gamma}(T)+X_{M}(T)\cdot f_{M}(T) \quad (5)$$

$$\nu_{C}(T)\approx\nu_{C}(T)=-0.2e^{-0.001824T}+0.5 \quad (6)$$

$$E_{C}(T)=-3.333Te^{kMax[(Ms-T),0]}-5T+20000 \quad (kgf/mm^{2}) \quad (7)$$

$$\alpha_{C}(T)=(8e^{kMax[Ms-T,0]}+13)\times10^{-6}(1/CENTIGRADE) \quad (8)$$

$$\sigma_{YC}(T)=(-0.0395T+43.64)e^{kMax[(Ms-T),0]}+\sigma_{YM}(1-e^{kMax[(Ms-T),0]}) \quad (kgf/mm^{2}) \quad (9)$$

5. 마르텐사이트 부피 팽창

본 연구는 가열과 냉각시에 각기 다른 강의 물성치를 사용하여 고유변형도를 구하는 것을 목표로 한다. 그런데 냉각시 발생하는 주요 상인 마르텐사이트에 대해서는 그 상이 가져오는 부피팽창을 중요하게 고려해야만 한다.

$$\frac{\Delta V}{V}(\%)=(1-X_{cementite}-X_{\gamma})(1.68C)+X_{\gamma}(-4.64+2.21C) \quad (10)$$

$$\varepsilon_{C}^{th}(T)=\left.\frac{\Delta V}{3V}\right|_{C=0.18\%}(1-\varepsilon^{kMax[(Ms-T),0]})+\int_{0}^{T}\alpha_{C}(T)dT \quad (11)$$

$$\alpha_{C}^{m}(T)=\frac{d\varepsilon_{C}^{th}(T)}{dT}=-\left.\frac{\Delta V}{3V}\right|_{C=0.18\%}\times ke^{kMax[(Ms-T),0]}+\alpha_{C}(T) \quad (12)$$

식 (10)(ASM International 1993)과 Table 1, Fig. 2를 통해 부피변화율을 약 0.3%로 계산할 수 있다. 이는 변형도와 같은 단위인 선팽창율의 3배에 해당하는 값으로 이를 선팽창율로 환산하면 기존연구의 고유변형도 값에 10~20% 정도가 된다. 이 값은 어떤 방식으로든 반영이 되어야 하는데 본 연구에서는 열팽창계수에 반영하는 방법을 제안한다.

Fig. 3의 점선은 식 (8)을 나타내며 Fig. 4의 점선으로 처리된 냉각 열변형도의 접선 기울기와 같은 값이다. 본 연구에서는 상변태 부피팽창을 열변형도에 포함(식 (11)의 첫 번째 항)시키려고 한다. 재료의 부피팽창을 마치 열변형도가 상온에서 '0'으로 돌아오지 않는 것으로 가정하면 각 온도대역에서 부피팽창분을 열변형도에 반영한 Fig. 4의 실선을 생각할 수 있다. 이것을 미분하여 식 (12) 및 그에 해당하는 Fig. 3의 실선과 같은 상변태 부피팽창 개념을 포함한 온도의존성 열팽창계수 함수(상첨자 m을 사용)를 만들었다. 즉, 열간가공의 변형 계산시 식 (8)이 쓰여야 할 곳에 식 (12)를 사용한다면 상변태의 부피팽창이 반영된 변형결과를 얻을 수 있다.

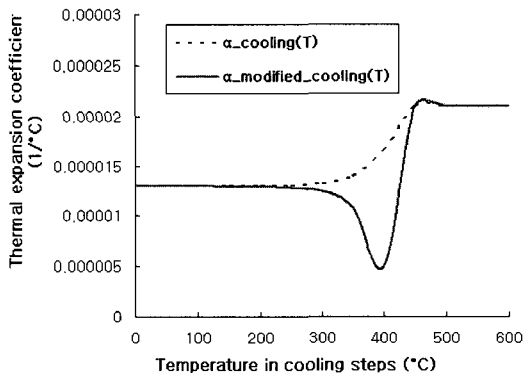


Fig. 3 Coefficient of thermal expansion in cooling steps

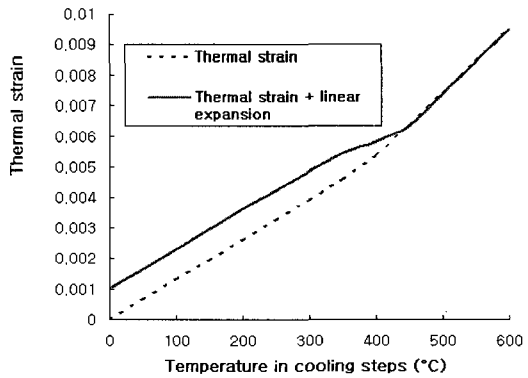


Fig. 4 Thermal strain in cooling steps

6. 고유변형도 계산

장창두/이창현(2000)은 온도변화에 의해 항복이 일어난 부재의 고유변형도를 주변부의 탄성계수를 이용하여 제안하였고 2차원에서는 식 (13)과 같이 정리된다.

$$\varepsilon_H^* = \frac{\sigma_{YH}(Tc)}{E_H(Tc)}\left(\frac{E_H(Tc)}{E_H(Ti)}\times\frac{1+\nu}{1-\nu}+1\right) \qquad (13)$$

그런데 식 (13)의 항복응력은 탄성계수보다 더 빠르게 매우 작은 양으로 수렴하므로, 온도상승과정의 고유변형도는 그 양에 있어서 큰 중요성은 없다. 본 연구는 냉각시의 고유변형도에 관심을 두고 있고, 전통적인 관련연구로는 삼봉모델(Itsuo/Takao 1987)이 있다. 냉각과정의 잔류응력을 다루는 이 이론에서는 과도수축으로 인한 인장항복을 설명하고 있는데 이는 급냉에 대한 변태팽창을 고려했을 시에는 재고되어야 할 여지가 있다. 이것은 마르텐사이트가 팽창을 하면서 냉각수축을 완화시켜주는 것 뿐만이 아니라, 마르텐사이트의 항복응력 자체가 상온 페라이트의 4배까지 상승되어 냉각변형의 종료시점에서 재료가 항복상태인지 아닌지의 여부부터 재확인에 들어가야하기 때문이다. 선급 외판용 강의 조성에 의거하여 가열부 최종 마르텐사이트 변태된 부분들의 항복강도를 구하기 위해 Fig. 5(Melloy 1968), Table 2(ASTM Designation 1963), 식(14) (Swarr/Krauss 1976)를 이용하였다. Fig. 5는 최고도달온도에 대한 오스테나이트의 결정립 크기를 나타내는데 외판용 강종은 규소에 의해 탈산되므로 결정

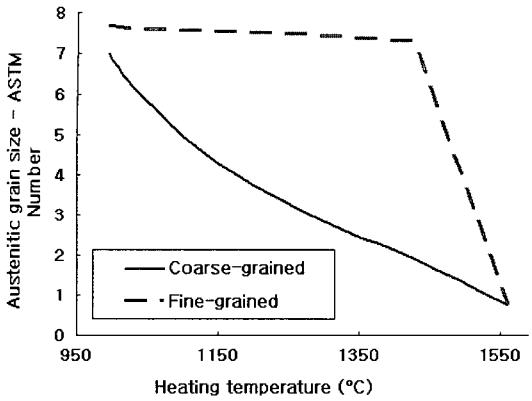


Fig. 5 Austenite grain size

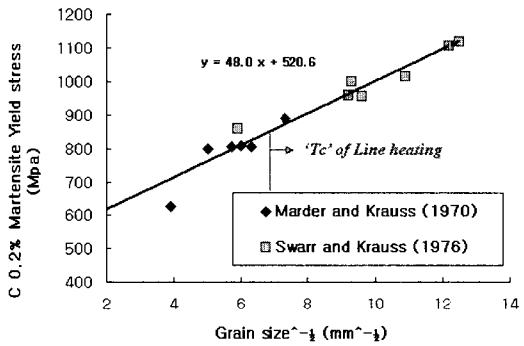


Fig. 6 Martensite strength about grain diameter

Table 2 Grain size correlation

ASTM micro-grain size No.	Diameter (D) of average grain (mm)
0	0.359
1	0.254
2	0.18
3	0.127
4	0.0898
5	0.064
6	0.045
7	0.032
8	0.0224

립이 조대해진다. 강의 가열부 표면은 녹는점 직전까지 가열되고 깊이 들어갈수록 최고도달온도는 낮아지므로 결정립의 크기는 계속 바뀔 것이며 그에 따라 항복응력도 바뀔 것임을 알 수 있다. 이 결과와 외판용 선급강종과 동일한 탄소함량을 갖는 Fig. 6(Marder/Krauss 1970, Swarr/Krauss 1976)의 실험결과를 이용하여 식 (14)의 두 미지수를 구할 수 있다.

$$\sigma_Y = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \tag{14}$$

where, σ_i : 단결정의 평균 항복 강도

k_y : 결정립크기 효과를 나타내는 상수

얻어진 마르텐사이트의 항복 강도를 보면 표면보다는 오히려 변태가 막 일어난 시점인 최고도달온도 Tc인 근방에서 최고값을 갖는 것을 확인할 수 있다. 이는 변태되지 못한 이 깊이 이하의 영역과 확실히 구별되게 만드는 것으로서, 상변태 영역을 기준으로 고유변형도 영역을 결정한 최근의 연구결과와 본 연구의 개량된 고유변형도 계산법은 좋은 일치를 보인다고 할 수 있다. 따라서 Fig. 9의 강도를 나타낸 곡선은 오스테나이트 상변태 점의 마르텐사이트 강도를 기준으로 도시한 것이다.

이제 확인할 것으로서 냉각온도 Ms부터 재료가 항복상태인가 아닌가 하는 것이 있다. 마르텐사이트는 항복강도가 증가하고 부피팽창이 열수축을 지연시키는 효과가 있기 때문에 반드시 확인하여, 냉각시에도 식 (13)과 같은 계산의 사용가능여부를 확인해야 한다. 이는 식 (15)를 사용하여 온도 하강시마다 응력의 증분과 강도의 증분을 비교하면 변태로 인하여 재료가 항복상태에서 벗어났음을 보일 수 있다. 이는 Fig. 7에 도시하였다.

$$\sigma_{YC}(Ms-\Delta T) - \sigma_{YC}(Ms) > -E_C \cdot \int_{Ms}^{Ms-\Delta T} \alpha^m{}_C(T)\,dT \tag{15}$$

열변형도가 존재하는 상태에서의 응력-변형도 관계를 설명하기 위하여 Fig. 7,8과 같은 그림을 제시하였다. 기준점은 축과 무관하게 시작점으로 가정하고 응력과 무관한 열변형도를 응력축으로 두어서 식(1)을 가시적으로 이해할 수 있도록 하였다. 즉 Fig. 7,8은 선상가열처럼 열변형도가 탄

소성 변형도를 일으키는 직접적인 원인이 된다는 것을 열변형도만큼 이동하는 응력축으로 설명하고 있으며, 화살표는 각 변형도의 부호를 나타낸다. 상변태를 가정하지 않고 고온에서 잔류변형도가 남아있지 않다고 한다면 A점은 Ms 온도에서 현재 응력-변형도 상태를 나타낸다. 이제 온도가 하강하였다면 세로축을 열변형도만큼 감소시켜 일점쇄선으로 기존 축의 왼쪽에 도시하고, 축의 이동량과 같은 양만큼 경사선도 같은 양으로 왼쪽으로 이동(일점쇄선)될 것이다. 이때 기울기는 냉각된 온도(Ms-ΔT)에서의 새로운 탄성계수만큼 변한다. 이때, 점 A와 같은 응력상태를 나타내는 점 B로부터 냉각온도에서의 응력을 찾기 위해 관계도 곡선을 따라 올라가려해도(Δσ) 강도증분이 그에 미치지 못하므로 소성변형도가 발생하여 항복상태인 점 C가 일반적으로 생각할 수 있는 응력-변형도 상태이다.

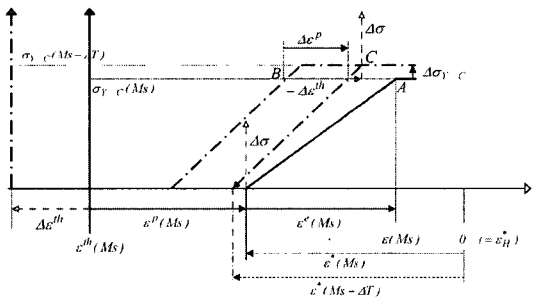


Fig. 7 Stress-strain relation in non-phase transformation cooling

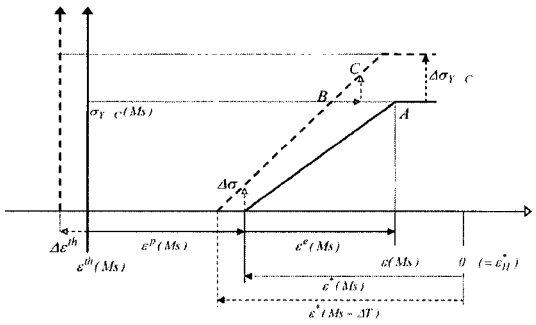


Fig. 8 Stress-strain relation in phase transformation cooling

이제 실제 상변태 과정중의 강도와 응력 증분이 비교된 Fig. 8을 보자. 여기서는 마르텐사이트 부피팽창을 고려하여 Fig. 7보다 열변형도의 증분이 작게 표현되었고, 항복강도의 증분은 크게 표현되었다. 따라서 응력증분(Δσ)이 강도에 미치지 못하므로 재료는 항복이 아니다. 마지막으로 변형종료 온도 시점인 평형온도(식 (16))(장창두 등 2002)까지 재료가 계속 비항복 상태인지를 확인하여야 한다. 이는 상변태로 인한 강도증가나 부피팽창이 변태 시작시에 급격히 일어나는데 반하여, 인장응력은 냉각이 지속되면서 꾸준히 증가하므로 이러한 상변태 효과들이 재료의 비항복상태를 언제까지 유지시킬지가 불확실하기 때문이다.

선상가열은 가열부가 최고도달온도상태에서 이미 항복인 상태이다. 재료의 소성경화를 인정하지 않는 탄성-완전소성 으로 재료의 특징을 가정하면, 재료의 응력은 재료의 항복강도 이상을 지닐 수가 없다. 따라서 온도회복에 따른 응력의 증분이 강도의 증분보다 크게 계산되면 온도에 따른 응력선도는 단지 강도의 선도를 따라올 뿐이다. Fig. 9는 냉각시 (15)를 이용하여 응력증가를 항복강도 증가에 비교하여 도시하였다. 그 결과 상온에서는 다시 항복상태로 돌아서지만, 변형의 주요 인자인 횡방향 평형온도(Ty)(장창두 등 2002) 대역에서는 여전히 항복상태가 아님을 알 수 있다. 따라서 횡방향 고유변형도는 냉각시에 식(2)의 구분이 의미를 지니게 되어, 온도변화부가 항복상태를 유지하는 'Ms'까지는 고유변형도를 정의한

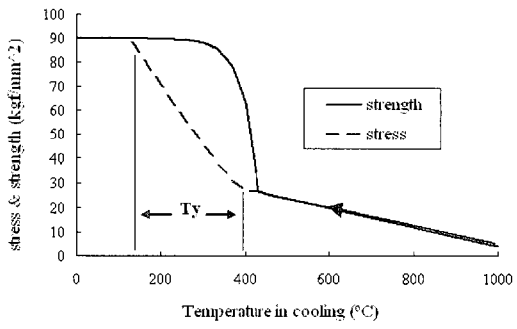


Fig. 9 Stress state of HAZ in cooling

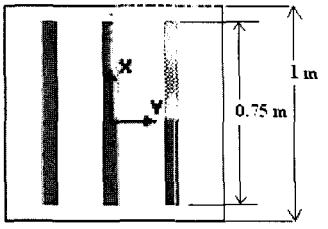
식(1)의 두 번째 식을 사용하는 반면, 이 이후 'Ty'까지는 첫 번째 식을 사용하여 식 (17)을 구성하게 된다. 즉 횡방향에 대하여는 식 (17)과 가열시에 해당하는 식 (13)의 합으로 선상가열의 가열부 고유변형도를 표현할 수 있다. 종방향의 고유변형도는 평형온도가 거의 상온에 해당하기 때문에 냉각시에도 식 (13)과 같은 형태를 사용(식 (18))한다. 고유변형도 영역을 결정하는 임계온도(Tc)와 고유변형도를 포함하는 치환된 탄성력은 모두 종래의 연구결과(장창두 등 2002)를 그대로 사용하였다.

$$Ty = Tc\frac{\pi d}{4h}(CENTIGRADE)$$
$$Tx = Tc\frac{\pi d d}{Bh} \approx H(CENTIGRADE) \quad (16)$$

$$\varepsilon^{*}_{yC} = -\frac{\sigma_{YC}(Ms)}{E_C(Ms)}\left(\frac{E_C(Ms)}{E_H(Ti)}\times\frac{1+\nu}{1-\nu}+1\right) + \int_{Ms}^{Ty}\alpha^{m}_{C}(T)\,dT \quad (17)$$

$$\varepsilon^{*}_{xC} = -\frac{\sigma_{YC}(Ti)}{E_C(Ti)}\left(\frac{E_C(Ti)}{E_H(Ti)}\times\frac{1+\nu}{1-\nu}+1\right) \quad (18)$$

본 주제인 상변태를 반영한 고유변형도 개량에 대한 연구결과는 장창두 등(2002)의 고유변형역 결정 연구시 수행된 실험결과와의 비교를 위한 시뮬레이션의 고유변형도 계산부분에 반영되어 그 정확성이 검증되었다. Fig. 10은 시편의 가열형태와 좌표, 시편의 크기를 보여주고, Fig. 11은 굽힘 실험의 결과를 해석들과 비교한 것을 보여준다. 본 연구가 계측오류를 최소화하기 위해 비교적 큰 강판(1m 정방형)에 다수의 가열선을 두었는데, 결과는 좋은 일치를 보여준다. Fig. 11의 그래프들은 상변태를 고려하지 않은 두가지 다른 경우의 해석결과를 포함한다. 상변태가 고려되지 않은 해석결과는 변형의 크기가 실험에 많이 미치지 못하는데 이는 현장에서의 수냉이 다분히 의도적임을 보여주는 대목이다. 또한 상변태를 고려해도 냉각시 부피팽창이 고려되지 않으면 변형의 과대평가가 이루어지는 점도 본 연구의 이론적인 배경과 동일하게 도출되었다.



Thickness (h) : 25mm
Heating time / line : 32 sec
Weaving breath : 45mm
Estimated heat input (q) : 2500cal/sec
Observed heated depth (d) : 5mm

Fig. 10 Specimen and its coordinate

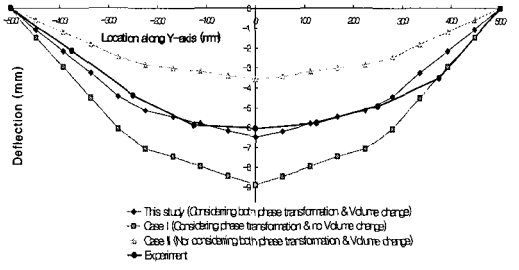


Fig. 11 Comparison of results of plate deformation along Y-axis

7. 결론

1. 수냉으로 인하여 선상가열시 냉각과정에서 유발되는 상변태 효과를 고려한 개량된 고유변형도 해석법을 제안하였다.

2. 이를 위하여 고유변형도 계산시에 사용되는 물성치들을 가열시와 냉각시에 대하여 따로 구하여 사용하였으며, 냉각시에는 가열부가 수냉으로 인하여 냉각되는 속도를 기준으로 하는 변태된 상의 물성치를 구하여 사용하였다.

3. 마르텐사이트 변태가 가져오는 부피팽창은 열변형도에 반영시킨 후 다시 미분한 것을 냉각시 온도의존성 열팽창계수 함수로 사용하는 방법을 제안하였다.

4. 제안된 고유변형도 산정법을 최근의 고유변형도 결정법과 함께 적용시켜 실험결과와 비교하였고 처짐결과가 잘 일치하는 것을 확인하였다.

후 기

본 연구는 NRL(국가지정실험실) 연구지원으로 인하여 수행되었기에 그 후원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 고대은, 장창두, 서승일, 이해우, 1999, "곡가공 자동화 시스템을 위한 선상가열에 의한 변형의 실시간 시뮬레이션," 대한조선학회 논문집, 제 36권, 제 4호, pp. 116-127.
- 장경복, 2001, 마르텐사이트 변태를 고려한 용접 잔류응력 및 아크-스폿 용접 구조물의 정밀 용접 열변형 해석, 부산대학교 공학박사 학위논문
- 장창두, 고대은, 김병일, 박정웅, 2001(a), "열간가공에 의한 판의 변형특성에 관한 실험적 연구," 대한조선학회 논문집, 제 38권, 제 2호, pp. 62-70.
- 장창두, 고대은, 문성춘, 서용록, 2001(b), "삼각가열에 의한 판 변형의 시뮬레이션," 대한조선학회 논문집, 제 38권, 제 4호, pp. 66-74.
- 장창두, 서승일, 고대은, 1997, "간이 열탄소성 해석을 이용한 선상가열에 의한 판의 변형 예측에 관한 연구," 대한조선학회 논문집, 제 34권, 제 3호, pp. 104-112.
- 장창두, 이창현, 2000, "선체 블록의 용접변형 예측 및 제어를 위한 연구," 대한조선학회 논문집, 제 37권, 제 2호, pp. 127-136.
- 장창두, 하윤석, 고대은, 문성춘, 2002, "선상가열 판변형 해석을 위한 고유변형도 영역의 결정법," 대한조선학회 논문집, 제 39권, 제 1호, pp. 82-89.
- Andrews, K. W., 1965, "Empirical Formulae for the Calculation of Some transformation Temperatures," JISI, Vol. 203, pp. 721-727.
- ASM International, 1993, ASM Handbook (v. 4. Heat treating), The Materials Information Society.
- ASTM Designation, 1963, Estimating the Average Grain Size of Metals, American Society for testing and Materials, Philadelphia, E 112-63.
- Itsuo O. and Takao A., 1987, Fusion and Solidification/ Removal Processing, Corona Publishing
- 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 Met, Vol 7, pp. 59-60.
- Marder AR and Krauss G., 1967, "The Morphology of Martensite in Iron Carbon Alloys" Trans ASM 60:651-660
- Marder AR and Krauss G., 1970, "The Effects of Morphology on the strength of Lath Martensite", Proc of Second Int Conf on the Strength of Metals and Alloys, Vol III, American Society for Metals, Metals Park, Oh pp 822-823
- Melloy, G. F., 1968, Austenite Grain Size Its Control and Effects, Metals Engineering Institute, American Society for Metals, Metals Park, Oh.
- Payson, P. and Savage, C. H., 1944, "Martensite Reactions in Alloy Steels," Trans ASM, Vol 33, pp. 261-275.
- Satoh, K., Matsui, S., Terai, K. and Iwamura, Y., 1969, "Water-cooling Effect on Angular Distortion caused by the Process of Line Heating in Steel Plates," J. of the Society of Naval Architects of Japan, Vol. 126, pp. 445-458.
- Satoh, K. and Terasaki, T., 1976, "Effect of Welding Conditions on Welding Deformations in Welded Structure Materials," J. of the Japanese Welding Society, Vol. 45, No. 4. pp. 302-308.
- Swarr, T. E. and Krauss, G., 1976, "The Effect of Structure on the Deformation of As-Quenched and Tempered Martensite in an Fe-0.2% C Alloy," Met Trans A, Vol 7A,

pp. 41-48.
• Wayman, C. M., 1964, Introduction to the Crystallography of Martensite Transformations, Macmillan, New York.

< 하 윤 석 >

< 장 창 두 >