

탄소강의 펄라이트 변태에 대한 유한요소 해석

김옥삼*, 박우철**, 구본권***

Finite Element Analysis for Pearlite Transformation of Carbon Steel

O. S. Kim*, W. C. Park** and B. K. Koo***

Abstract

The object of this research is to estimate for pearlite structure of quenched carbon steels. The effects of temperature on physical properties, metallic structures and the latent heat by phase transformation were considered. In this study a set of constitutive equations relevant to the analysis of thermo-elasto plastic materials with pearlite phase transformation during quenching process way presented on the basis of continuum thermo-dynamics.

The iso-thermal transformation curve of the SM50C was formulated by cubic spline curve. The formulated equations of evolution in pearlite transformation was used for structure analysis. The volume fraction of pearlite was obtained from the results of calculated metallic structures by Finite element equation.

Key Words : Thermo-elasto plastic materials(열탄소성 재료), Hardenability(경화능), Pearlite volume fraction(펄라이트 체적 분율), Phase transformation(상변태), Finite element equation(유한요소 방정식)

1. 서 론

열처리(heat treatment)란 고체상태의 금속이나 합금을 적당한 방법으로 가열 또는 냉각처리함으로써 원하는 성질을 얻는 가공방법이다. 탄소강이 공업적으로 널리 쓰이는 이유의 하나는 열처리가 용이하여 그 방법에 따라 다양한 기계적 성질을 얻을 수 있다는 점이다. 탄소강을 오스테나이트 영역까지 가열 유지시킨 후 A_3 변태온도 또는 A_{cm} 선 보다 높은 온도에서 급냉하면, 냉각속도에 따라 여

러가지 변태에 의해 상이 변화¹⁾한다. 상변태는 일반적으로 확산형변태, 무확산형변태 및 혼합형변태²⁾로 분류된다. 확산형변태는 열에 의하여 활성화된 원자가 계면을 가로질러 이동함으로써 계면이 전진하는 양상으로 진행된다. 이러한 형태의 변태는 석출반응에 의한 페라이트(fer-rite)변태, 공석반응에 의한 펄라이트(pearlite)변태와 단일 성분계에서 온도범위에 걸쳐서 서로 다른 결정구조를 갖는 다형변태³⁾(polymorphic transformation) 등이 있다. 모상의 전체 영역에서 전단거동에 의하여 계면이 확장, 새

* 여수대학교 기계공학과
** 삼척산업대학교 자동차공학과
*** 서울산업대학교 금형설계과

로운 결정이 형성되는 변태를 전단형변태 또는 무확산변태라 하며 마르텐사이트(martensite)변태⁽⁴⁾가 여기에 속한다.

탄소강의 경우 면심입방격자인 γ -Fe내에 있는 대부분의 탄소원자가 α -Fe의 고용체내에 고용되는 임계 냉각속도 이상으로 냉각시켜야 마르텐사이트 조직이 생성된다. 이에 관련하여 담금처리 후 조직의 분포를 추정하기 위하여 펄라이트와 마르텐사이트 변태의 이행방정식(변태속도 방정식) 수식화가 시도되었다. F. M. B. Farnandes, C. Basso, S. Dinis와 A. Simon⁽⁵⁾ 등은 탄소강을 담금처리하는 동안 온도의존성을 고려한 연성 상변화를 수학적으로 모델링하였고, F. Abbasi와 A. J. Fletcher⁽⁶⁾ 등은 담금처리된 평판에서 열응력과 변형의 생성에 미치는 변태소성의 영향을 밝히고자 노력하였다. 아울러 국내에서도 김옥삼⁽⁷⁾ 등은 담금과정에서 조직의 변태가 잔류응력과 상변화 과정에 미치는 영향을 유한요소법을 이용하여 정량적으로 평가하고자 하였다. 재료의 변태 양상을 추정하기 위해서는 각 재료의 등온변곡선 또는 연속냉각 변태곡선과 조직 변태 이행방정식을 수식화⁽⁸⁾하여야 한다. 이러한 수식들을 중첩시켜서 해석하면 냉각과정 동안의 상변태 과정을 컴퓨터로 해석⁽⁹⁾할 수 있다.

본 연구는 탄소강의 열처리 작업 이전에 시뮬레이션(simulation)을 통하여 펄라이트 변태거동을 예측⁽¹⁰⁾하여 이를 열처리 가공공정에 적용할 수 있도록 하기 위한 것이다. 즉, 냉각제의 냉각곡선을 이용하여 탄소강의 펄라이트 변태 경화능을 추정⁽⁹⁾함으로써 해석적 기법의 접근을 통하여 보다 합리적인 열처리 작업조건을 제시하는데 목적이 있다.

2. 펄라이트 변태의 이행방정식과 조직해석

온도이력을 해석적 방법으로 구하기 위하여 연속냉각 변태곡선이나 등온변태곡선을 중첩시키면 냉각과정 동안의 열처리조직의 변화 및 열처리후의 조직분포를 알 수 있다. 아울러 해석적 방법으로 조직이력을 구하기 위해서는 상변태와 관련한 조직의 이행방정식⁽¹¹⁾이 필요하다. 구해진 온도이력으로부터 펄라이트 상변태 메카니즘을 해석하는데 조직의 이행방정식을 도입한다. A_3 변태 온도 이상 임의의 오스테나이트에서 냉각하면 공석온도 θ_E 에서 펄라이트 변태를 시작한다. 이때 펄라이트의 생성속도 ξ_p 는 응력과 변형율의 영향을 무시하고 등온적($\theta = \text{const}$)으로 진행된다고 가정하여 다음과 같이 온도함수 $f_1(\theta)$ 와

펄라이트 양의 함수 $g(p)$ 로 정의⁽¹²⁾할 수 있다.

$$\xi_p = \frac{f_1(\theta)}{g(p)} \quad (1)$$

여기서 $g(p)$ 를

$$g(p) = \frac{dG^{-1}}{dp} \quad (2)$$

식과 같이 두고 식(1)의 미분방정식을 풀면

$$p = G(z), \quad z = \int_0^t f_1[\theta(t_1)] dt_1 \quad (3)$$

식으로 해가 얻어진다. 즉 시간 t 에 의존하는 온도 $\theta(t_1)$ 의 함수 $f_1(\theta)$ 를 알면 온도이력 z 및 함수 $G(z)$ 에 의하여 펄라이트의 중량 분율을 계산할 수 있는 것이다. 여기서 $f_1(\theta)$ 는

$$f_1(\theta) = \frac{1}{t_{0.5}} f(\theta_1) \quad (4)$$

식으로 주어지며 $t_{0.5}$ 는 Fig. 1에 표시한 바와 같이 $\xi_p = 0.5$, 즉 50%만큼 펄라이트 변태하는데 필요한 최단시간이다. 이것은 항온변태곡선(Time Temperature Transformation curve, TTT 곡선)의 nose부분에서 소요시간이며 $t_{0.5}$ 에 대응하는 온도 θ_1 를 이용하여 계산하고자 하는 시점의 무차원화 온도 θ 는

$$\theta = \frac{\theta_E - \theta}{\theta_E - \theta_1} \quad (5)$$

식으로 표현가능하다. 아울러 펄라이트의 체적분율을 ξ_p 로 하면 미변태의 오스테나이트 체적분율은 $(1 - \xi_p)$ 로 된다.

유한요소 해석을 위하여 오스테나이트로부터 펄라이트의 변태과정을 다음과 같은 가정을 설정하였다.

1) 단위시간내에 모상으로부터 나타나는 새로운 펄라이트 입자수는 미변태부의 오스테나이트 감소량에 비례한다.

2) 펄라이트 입자는 구형이며 핵은 균질하게 분포하고 있다.

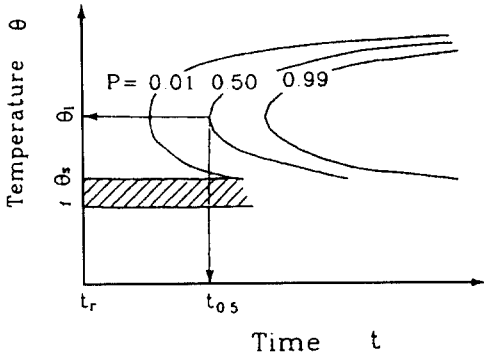


Fig. 1 T.T.T. diagram

3) 펄라이트의 핵생성 및 핵성장속도는 일정하며 방향성은 없다.

이러한 가정하에서 펄라이트 변태의 이행방정식^[12]은

$$\xi_p = 1 - \text{Exp}(-V_c) \tag{6}$$

$$V_c = \int_0^t \frac{4}{3} \pi s g^3 (t - \tau)^3 d\tau \tag{7}$$

식과 같고, 여기서 s 는 펄라이트 핵생성 속도, g 는 핵성장 속도, V_c 는 펄라이트 조직에 미치는 응력의 영향이며 τ 는 펄라이트 핵생성 소요시간이다. 등온변태과정에서 s 와 g 가 일정하다면

$$\xi_p = 1 - \text{Exp}\left[-\frac{\pi}{3} s g^3 t^4\right] \tag{8}$$

식으로 계산된다.

한편 펄라이트 조직생성에 미치는 응력의 영향은 평균 수직응력 $\sigma_m = \frac{1}{3} t r \bar{\sigma}$ 만에 의존한다고 고려하여

$$V_c = \int_0^t f(\theta, \sigma_m) (t - \tau)^3 d\tau \tag{9}$$

식으로 표시하였으며 여기서 V_c 는 재료에 따라 결정되는 실험식이다. 일반적으로 항온변태곡선은 온도구배가 작으므로 열응력 변화 또한 작은 상태로 고려하여 $\sigma_m = 0$ 일때의 $f(\theta, 0)$ 의 함수식을 구한다. 함수 $f(\theta, \sigma_m)$ 에 있어서는 평균수직 응력 σ_m 의 영향에 의하여 펄라이트 변태개시가 빨리 일어나므로 내부방향으로 항온변태곡선이 이동한다고 가정하면

$$f(\theta, \sigma_m) = \text{Exp}(4c') f(\theta, 0) \tag{10}$$

식으로 나타낼 수 있다. 여기서 c' 은

$$c' = c_0 \sigma_m \tag{11}$$

식과 같이 σ_m 에 대하여 일차근사 시켰다. 앞에서 언급한 $f(\theta, 0)$ 함수는 SM50C 구조용 탄소강에 대하여 선행연구 결과^[13]를 이용하여

$$f(\theta, 0) = 0.173 \left(\frac{\theta - 380}{145}\right)^{6.8} \left(\frac{720 - \theta}{195}\right)^{8.2} \tag{12}$$

식을 사용하였다.

본 연구에서 펄라이트 변태의 경우, 항온변태곡선을 합수화 하였다. 오스테나이트에서 펄라이트 변태가 등온적으로 진행한다고 가정하면, 일련의 함수들을 database로 구축하여 펄라이트 변태과정 및 체적분율을 유한요소 (finite element) 시뮬레이션 기법으로 추정하였다.

3. 모델설정 및 실험

3.1 모델설정

담금처리 냉각과정 중에는 시험편과 냉각제의 상호 관계에서 복잡한 전열과정을 수반하므로 실제현상을 정확하게 표현하기는 어렵다. 설정한 모델은 완전담금(full quenching) 시험편으로서 직경 40mm, 높이 40mm의 유한원

Table 1 Mechanical Properties for thermal structure of SM50C

Structures	Austenite	Pearlite
Elastics modules E, (MPa)	186200 - 87.22 × θ	205800 + 22.148 × θ - 0.194 × θ ²
Work hardening exponent H, (MPa)	4214 - 0.54 × θ - 1.61E - 3 × θ ² - 8.94E - 7 × θ ³	5047 + 8.54 × θ - 0.06 × θ ² + 8.388E - 6 × θ ³
Yield strength σ _p , (MPa)	196 - 0.178E - 4 × θ ²	313.6 + 6.71E - 3 × θ - 3.41E - 4 × θ ² + 9.79 × θ ³
Poisson's ratio ν	-	1.18E - 3

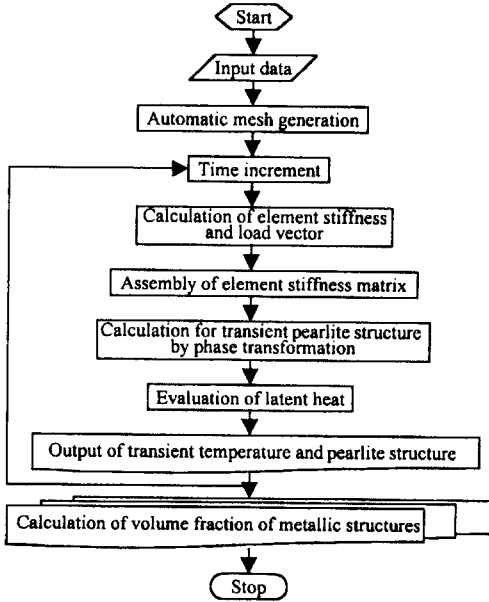


Fig. 2 Flow diagram of analysis

주와 직경 25mm, 높이 100mm의 조미니(Jominy) 말단담금 시험편이다. Table 1과 같은 기계구조용강(SM50C) 시험편의 초기온도 820℃에서 상온의 냉각제에 급냉시키는 경우에 대하여 상변태에 따른 펄라이트 조직의 변화를 해석하였다.

시험편의 형상 및 경계조건이 좌우상하 대칭이므로 모델의 우측상단 1/4부분만을 해석하였다. 유한요소 해석을 위한 데이터 작성은 입력시간을 줄이고 정확성을 위하여 자동요소분할 프로그램(auto mesh generation program)을 이용하였다. 시험편의 비정상 온도분포 거동해석과 조직 분포 계산을 위한 유한요소 프로그램의 흐름도를 Fig. 2에 나타냈다.

3.2 실험장치

가열로를 상하 개폐가 자유로운 튜브형 직립원통 전기로를 이용하였으며 A3 변태온도 또는 Ac_m보다 다소 높은 온도에서 40~60분 정도 유지시간(holding time)을 가진 후 하단에 설치된 담금조에서 냉각시켰다. 조미니말단 담금시험은 KSD 0206에 규정되어 있는 시험법에 의하여 장치를 제작하여 사용하였다. 12mm위치에 시험편의 말단 중앙이 위치하도록 설치하고 이미 설정된 분수 자유고(약65mm)에 해당하는 유량으로 100℃ 이하까지 냉각시

켰다. 한편 냉각조의 온도를 일정하게 하기 위하여 히터를 PID 제어로 조절하였으며 수온이 균일하도록 교반 시켰다.

3.3 실험방법

열처리 작업후의 경도분포, 조직변태의 측정을 위하여 Fig. 3과 같이 종단면 및 횡단면의 1/2씩을 절단하였으며 반경방향의 경도 및 조직검사는 z=20mm위치에서 하단면에서 축방향으로 이동하면서 측정을 하였다. 조미니 말단 담금시험은 표면으로부터 0.4mm만큼 연삭한 후 말단으로부터 상단으로 이동하면서 측정을 하였다. 거리에 따른 단면 분포곡선을 분석하고자 시험편을 횡단면으로 절단하고 중심부터 반경방향에 따른 분포곡선을 실측하였다.

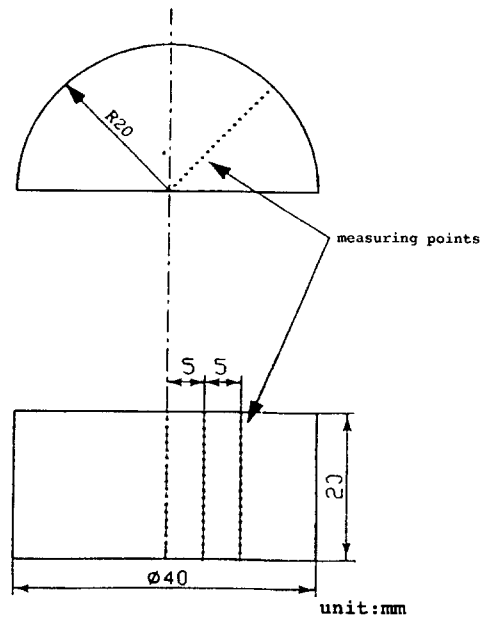


Fig. 3 Measuring points for hardness test and phase transformation

4. 실험 및 해석결과의 고찰

Fig. 4는 SM50C 기계구조용 탄소강의 r=10, z=10mm(△표시)와 r=15, z=15mm(□표시) 및 r=20, z=20mm(○표시) 위치에서 시간에 따른 펄라이트 조직의 체적분률 해석결과를 도시한 것이다. r=20, z=20mm위치(○표시)에서

는 빠른 냉각속도로 인해 냉각개시 직후에 마르텐사이트로의 변태를 완료하여 펄라이트 조직이 전혀 없는 재료상태이다. $r=15, z=15\text{mm}$ 의 위치(□표시)에서는 냉각개시 2.5초까지 펄라이트로 변태 후 체적분율이 58% 정도를 유지하므로 펄라이트와 마르텐사이트 조직이 혼재하고 있음을 알 수 있다. 시험편의 중심부(△표시)인 $r=10, z=10\text{mm}$ 에서는 냉각개시 5.5초부터 7초까지 99%이상 펄라이트 조직으로 변태되었다.

완전담금미 이루어져 초기온도 강하 단계 통과후 막비등단계가 진행중인 냉각개시 1초 후의 시험편 전체 영역에 대한 펄라이트 조직 변화를 나타낸 것이 Fig. 5이다. 냉

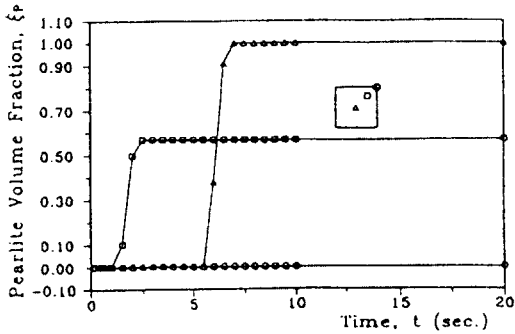


Fig. 4 Volume fractions for pearlite with respect to the cooling time

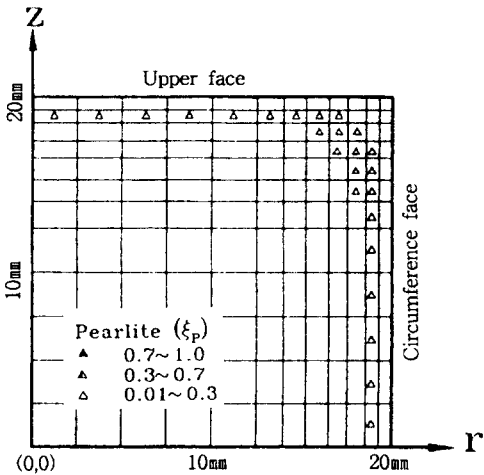


Fig. 5 Distribution of pearlite structures during quenching at 1 sec

각초기에는 상단면과 원주면 모두 표면부로부터 2mm정도, 모서리부에서는 3~3.8mm위치에서 1~30% 함유의 미량 펄라이트 조직이 분포하고 있다. 모서리부가 다른 부위에 비해 펄라이트 분포층이 두텁게 형성되는 것은 냉각과정이 신속하게 형성되었기 때문으로 사료된다.

Fig. 6은 냉각제와 시험편이 직접 접촉하여 활발한 냉각 거동을 나타내는 핵비등 단계의 냉각시작 3초 후의 양상을 표현한 것이다. 시험편의 상단면 및 원주면의 표면이

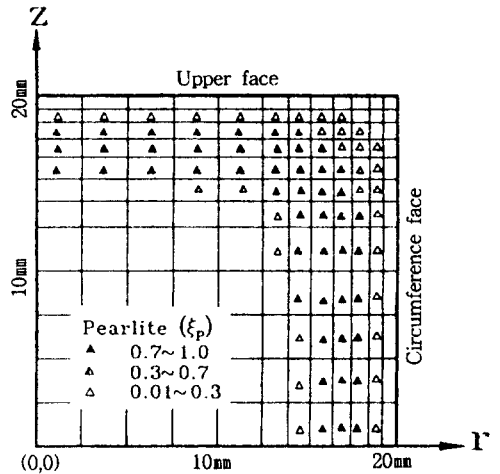


Fig. 6 Distribution of pearlite structures during quenching at 3 sec

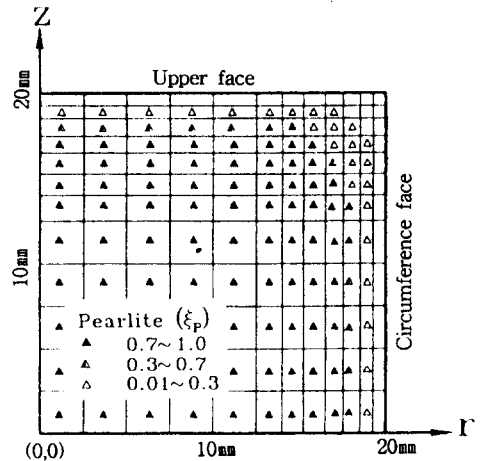


Fig. 7 Distribution of pearlite structures during quenching at 30 sec

마르텐사이트로 변태하여 빈 공간화되어 있고 펄라이트 변태영역은 점차 중심부로 확대해 가고 있음을 알 수 있다. 펄라이트 경계층은 시험편의 상단부에서 15mm까지 원주면에서는 13.5mm까지 진행 되었으며 물론 모서리부는 보다 두터운 펄라이트 경계층을 형성하고 있다. 아울러 펄라이트 형성층의 외면부와 내면부에서 펄라이트 체적분율 1~30%의 비율이 많은 이유는, 외면부는 마르텐사이트 변태완료 상태이고 내면부는 펄라이트 변태 초기상황이기 때문이다.

대류단계에 이르는 냉각개시 30초 경과후 Fig. 7과 같이 전체 영역에서 상변태가 완료하였다. 시험편의 상단부, 원주면 및 모서리부의 표면에서 2~3mm까지의 빈공간은 마르텐사이트 변태 종료지역임을 의미한다. 아울러 Fig. 7에서 체적분율이 0.01~0.3인 펄라이트 조직이 모델의 최외각에서 마르텐사이트와 혼재된 영역으로 형성되었다.

기계구조용 탄소강의 펄라이트 조직분율을 전체 단면에 걸쳐서 경도분포에 대한 등조각 선도(contours)를 나타낸 것이 Fig. 8 이다. 그림에서 알수 있는 바와 같이 r방향, z 방향에 대하여 표면으로부터 약 4~5mm길이에서 HRc 28~48 정도의 펄라이트가 분포하고 있다.

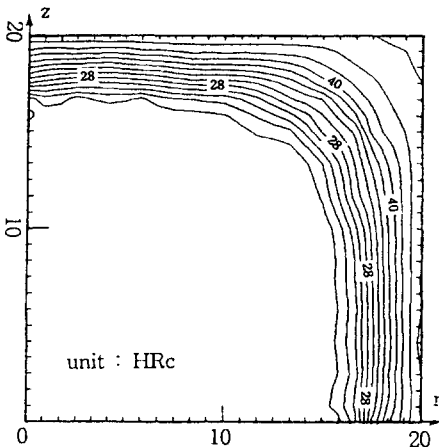


Fig. 8 Hardness contours after quenching

Fig. 9는 냉각이 완료된 이후 펄라이트 체적분율을 이용하여 계산된 경도를 3차원 형상으로 표현하였다. 펄라이트가 약 50% 정도되는 부위는 $r=15.4\text{mm}$ 즉, 표면으로부터 4.6mm부근 지점부터 경도 상승이 명확하게 나타났음을 도식적으로 알 수 있다.

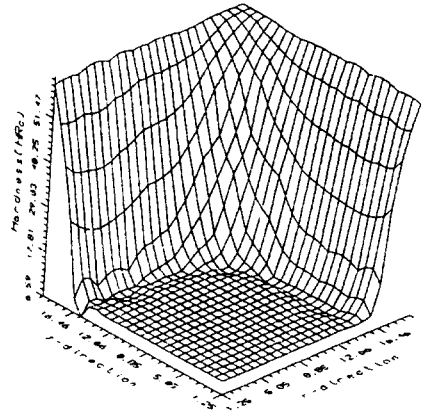


Fig. 9 3-dimensional hardness distribution

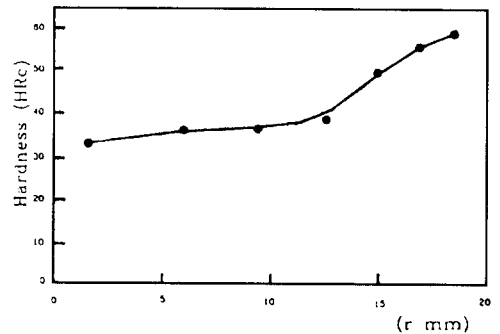


Fig. 10 Measuring hardness distribution of by full quenching

완전담금 시험편 반경방향의 실측 경도분포를 나타낸 것이 Fig. 10이다. 시험편의 표면으로 나갈수록 경도는 증가하는 경향을 보이고 있으며 $r=13\text{mm}$ 이상부터는 경도의 기울기가 급격하게 형성하며 시험편 표면부 근처는 HRc 60정도 까지 경화되었다. 이는 시험편 상단부 냉각과정은 막비등단계가 원주면에 비해 2.3~2.8sec 정도 오랫동안 지속되어 냉각이 신속하게 이루어지지 못한 결과로 판단된다. 원주면은 핵비등단계의 진입이 신속하게 이루어진 결과로 320℃/sec 정도의 냉각속도가 형성되므로, 마르텐사이트 변태 구동력을 유발할 수 있는 임계냉각 속도에 상 유지할 수 있을 것으로 사료된다.

5. 결 론

기계구조용 탄소강의 펄라이트 조직 체적분율을 컴퓨터로 시뮬레이션한 해석결과를 얻을수 있었다. 냉각개시 초반 막비등 단계에서는시험편의 $r=20, z=20\text{mm}$ 위치에서 마르텐사이트로 변태를 완료하였으며, $r=15, z=15\text{mm}$ 의 위치에서는 2.5초까지 펄라이트로 변태 후, 4초부터 마르텐사이트로 변태되므로 부분적으로 펄라이트와 마르텐사이트의 혼재 영역이 존재하였다. 시험편 중심부인 $r=10, z=10\text{mm}$ 에서는 냉각개시 5.5초부터 7초까지에서 99% 이상 펄라이트로 변태하였다.

냉각거동이 활발하게 나타나는 핵비등단계에서는 시험편의 상단면 및 원주면 표면에서 마르텐사이트 조직으로 변태하였으며, 펄라이트 조직영역은 점차 중심부로 확대해 가고 있었다. 실측 시험편에서는 표면으로 진행할 수록 경도는 증가하는 경향을 보이고 있으며 $r=13\text{mm}$ 이상부터 급격한 경도 기울기가 형성되었다.

참 고 문 헌

- (1) 민수홍, 구본권, "변태잠열을 고려한 담금시편의 온도 및 조직분포에 대하여", 한국자동차공학회지, 제4권, 제4호, pp. 46~53, 1987.
- (2) J. B. Leblond, G. Mottet and J. Devaux, "Mathematical Models for Description of Anisothermal Phase Transformations in Steel and Thier Consequences on the Plastic Behavior", *ibid.*, pp. 191~199, 1984.
- (3) T. Jekot, "The Comparison of Thermal Stresses in Metallic Materials in Cases of Linear and Nonlinear Constitutive Equations of Thermoelasticity", *ibid.*, pp. 73~79, 1984.

- (4) A. J. Fletcher and C. Lewis, "The Effect of a Free Edge on the Thermal Stresses in quenched Steel Plates", *ibid.*, pp. 80~97, 1984.
- (5) F. M. B. Farnandes, C. Basso, S. Denis and A. Simon, "Mathematical Model Coupling Phase Transformation and Temperature Evolution during Quenching of Steels", *ibid.*, pp. 275~297, 1884.
- (6) F. Abbasi and A. J. Fletcher, "The Effect of Transformation Plasticity on the Generation of Thermal Stresses and Strains in Quenched Steel Plates", *ibid.*, pp. 247~274, 1984.
- (7) 김옥삼, "유한요소법을 이용한 탄소강의 경화능 해석(II)", 한국동력기계학회지, 제3권, 제3호, pp. 76~82, 1999.
- (8) 多賀谷正義, 田村今男, "焼入冷却劑の研究(第10報)-銀製試片の冷却曲線より求めに焼入強烈度Hについて", 日本金屬學會誌, Vol. 20, No. 7, pp. 357~363, 1956.
- (9) 김옥삼, 구본권, "유한요소법을 이용한 탄소강의 경화능해석(1)", 한국열처리공학회지, 제11권, 제2호, pp. 131~139, 1998.
- (10) 時弘義雄, 田村今男, "焼入試片の中心部 冷却曲線の一般化" 鐵と鋼 Vol. 57, No. 11 pp. 582~589, 1971.
- (11) J. C. Boyer and M. Boivin, "Numerical Prediction of Residual Stresses Relaxation in Quenched Plates", *ibid.*, pp. 98~117, 1985.
- (12) J. K. Rai, A. Mishira and U. R. Rao, "Residual Stresses due to Quenching Process", *Int. J. Mach., Tool. Des. Res.*, Vol. 20, pp. 1~8, 1980.