

저합금강 소재의 열처리해석 기술개발

김정태[#]· 최영심¹· 곽시영¹· 최정길¹

Heat Treatment Analysis on Low-Alloy Steel

J. T. Kim, Y. S. Choi, S. Y. Kwak, J. K. Choi

(Received November, 30, 2004)

Abstract

A numerical analysis program is developed by FDM scheme for the prediction of microstructural transformation during heat treatment of steels. In this study, multi-phase model was used for description of diffusional austenite transformations in low-alloy hypoeutectoid steels during cooling after austenitization. A fundamental property of the model consisting of coupled differential equations is that by taking into account the rate of austenite grain growth, it permits the prediction of the progress of ferrite, pearlite, and bainite transformations simultaneously during quenching and estimate the amount of martensite also by using K-M eq. In order to simulate the microstructural evolution during tempering process, another Avrami-type eq. was adopted and method for vickers hardness prediction was also proposed. To verify the developed program, the calculated results are compared with experimental ones of casting product. Based on these results, newly designed heat treatment process is proposed and it was proved to be effective for industry.

Key Words : Numerical Analysis, Heat Treatment, Low-Alloy Steel

1. 서 론

열처리공정은 금속소재의 가공공정 중 최종의 공정으로 최종 제품의 품질을 결정하는데 중요한 영향을 미치게 된다. 주조 후 제품의 최종적인 형상을 얻기 위하여 가공한 후 제품이 요구되는 기계적 성질을 얻기 위하여 소입, 소려, 소둔, 담금질 등의 열처리 공정 중 적합한 공정을 선택하고 열처리로 내에서 적절한 열처리조건을 설정하여 열처리를 행하면 최종제품의 품질을 얻게 된다. 이 열처리 과정에서 가열 속도, 가열유지시간, 냉매의 선택, 냉각조건 등의 여러 공정변수가 부적절할 경우에는 목표로 하는 기계적 성질을 얻지 못하거나 잔류응력, 열응력 등의 영향으로 치수변형, 크랙 불량 등이 발생하게 되고 이는 제품

의 불량으로 이어져 제품생산의 최종단계에서 불량률의 발생을 초래하게 된다.

컴퓨터시뮬레이션에 의해 열처리로에서의 주물의 가열 및 냉각에 따른 온도변화 및 응력분포, 조직의 변화 등을 해석함으로써 각종 복잡형상의 대형주물의 열처리 공정조건을 보다 정확하게 설정, 제어하여 사전에 열처리 불량률 방지하고 실제 열처리를 하지 않고도 컴퓨터 내에서 가상현실에 의해 다양한 시행착오를 통한 최적화된 열처리방안을 설계할 수 있으므로 이를 개발하여 적용함으로써 기존의 경험적인 한계성을 뛰어넘어 불량률 획기적으로 줄이는 것이 가능하게 된다.

가열과정에서는 로의 적정유지온도, 유지시간의 정확한 제어를 통하여 불필요한 가열의 방지

1. 한국생산기술연구원
교신저자 : 한국생산기술연구원, naljeby@kitech.re.kr

에 따른 생산원가의 절감 효과와 제품의 탈탄, 변냉각과정과 여러 공정의 연속적인 작업으로 이루어지는 열처리공정에 대하여 현재 경험적인 방법에 의해 축적되어온 작업공정에 대한 검증과 새로운 공정의 개발시에 대처방안을 수립하는 등 과학적인 방안의 설계로 열처리 업계의 기술수준을 한 단계 끌어올릴 수 있다.

2. 해석을 위한 물리적 모델

2.1 AGS 성장 모델

이전까지 개발된 상변태 모델 중에서 초기 오스테나이트 결정립 크기(Prior Austenite Grain Size, AGS)에 대한 연구는 많이 이루어지지 않았으며, 특히 주강 및 열처리 강들에 대해서는 이러한 연구가 미비한 실정이다. 초기 오스테나이트 결정립은 확산변태시 핵생성 처로 알려져 있으며 전단 변태에서 모상 강도에 영향을 미치는 것으로 보고되어 있다. 따라서 정확한 상변태 모델을 개발하기 위해서는 초기 오스테나이트 결정립의 크기가 상변태에 미치는 영향에 대한 정확한 분석이 필요하며 이를 위한 선행 연구로 오스테나이트화 유지 시간동안 오스테나이트 성장모델을 개발하여 냉각 초기의 AGS 를 결정하는 것은 매우 중요하다[1].

결정의 성장에 관한 실험들이 여러 강종에 대하여 진행이 되어 왔고 많은 결과들이 보고되어 있으나 실험에 의해 그려진 이러한 다이어그램들은 실험조건이 항온조건이나 등속가열조건 등의 일정한 조건에 대해서만 제한된 내용을 나타내므로 일반적인 조건에서의 사용에 대해서는 많은 제약점을 가질 수밖에 없다. 따라서 AGS 의 계산을 위해서는 일반화된 kinetic function 이 필요하고 이 모델을 사용하여 임의의 변화하는 온도에서 주어진 time step 내에 성장하는 오스테나이트의 결정립의 크기를 계산할 수 있게 된다. 우선 등은 kinetic 함수를 결정성장의 모델로 설정하고 미분함수화 한 후 컴퓨터 내에서의 계산을 위한 수식으로 바꾸어준 것이 식(1)이다.

$$G^a = G_0^a + k_0 \sum_i \Delta t_i \exp\left(-\frac{Q}{RT_i}\right) \quad (1)$$

여기에서 초기의 오스테나이트 결정립의 크기가 결정되어야 하고 k_0 , N , Q 와 같은 미지의 상수들이 등장하는데 이 파라미터들은 선형가열곡선

형 방지 등의 효과를 기대할 수 있으며 다양한에서의 실험에 의하여 측정된 데이터로부터 다항회귀 방법에 의하여 결정하게 된다.

2.2 다상 확산변태 모델

이전까지 개발되었던 확산변태에 대한 모델은 오스테나이트에서 펄라이트로의 변태에만 국한된 것으로 여러 상이 다양한 냉각속도에 따라 혼재하여 나올 수 있는 일반적인 합금강의 경우에는 적용이 불가능하다. 그러므로 본 연구에서는 페라이트, 펄라이트, 베이나이트를 확산변태에 의한 상으로 규정하고 이를 위한 Multi-Phase Decomposition Model 을 개발하였다.

위의 3 가지 상의 변태는 오스테나이트의 소멸에 따라 생성되는 것으로 생각할 수 있으므로 임의의 온도, 시간에서 4 가지 상들 간의 관계식은 아래와 같이 정의할 수 있다.

$$F_\gamma = 1 - (F_\alpha + F_p + F_B) \quad (2)$$

단, 변태의 초기에 오스테나이트 전체 분율은 1 이고 오스테나이트에서 페라이트, 펄라이트, 베이나이트로의 변태는 비가역적반응으로 가정을 한다.

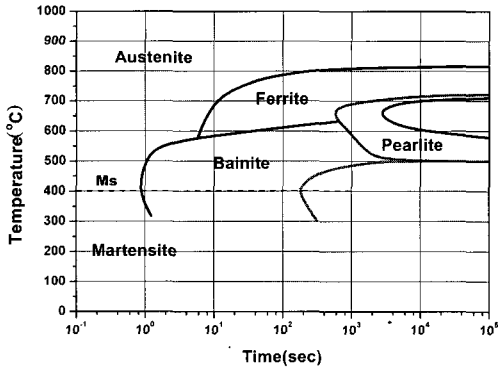
이와 같이 여러 상이 혼재해 있을 때의 확산변태를 계산하기 위한 식은 Reti 등이 제안한 아래의 (3)식을 사용하였다[2].

$$f_i(t) = F_i(T) [1 - \exp(-B_i(T)t^{N_i(T)})] \quad (3)$$

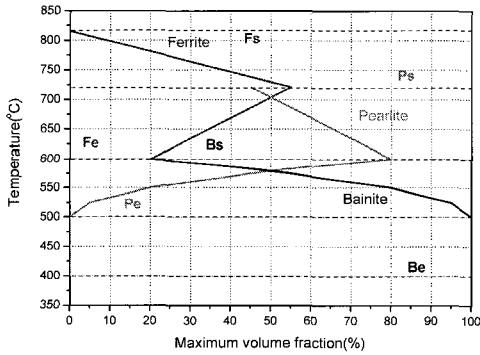
$$\sum_{i=1}^N F_i(T) = 1$$

i 는 각 상 (α, P, B) 을 나타내며 $F_i(T)$ 는 임의의 온도에서 각 상의 최대변태분율이다.

새롭게 도입된 최대 변태분율의 의미는 해당 온도에서 항온변태를 진행했을 때 각 상이 가질 수 있는 최대 분율을 의미하는 것으로 TTT 곡선 상에서 변태 종료선에서 각 상의 분율을 나타낸다. Fig. 1 에는 CrMoSC1 강 의 IT diagram 과 온도에 따른 각 상의 최대변태 분율을 나타내었다. 이 최대 변태 분율들은 IT diagram 상에서 온도에 따른 변태분율의 정보로부터 얻어낸다. 이러한 데이터를 얻어내기 위해서는 TTT 나 CCT 데이터 상에 변태의 시작과 종료선 외에 변태분율이 표시된 데이터가 필요하다.



(a) IT diagram



(b) Estimated maximum volume fraction

Fig. 1 Diagrams of CrMoSC1 steel

또한 식(3)의 $B_i(T)$, $N_i(T)$ 는 TTT 곡선 상에서 각 온도에서의 등온변태의 시작(s)과 끝점(e)에 의해서 결정될 수 있으며 프로그램 내에서 아래의 식 (4), (5)와 같이 각 온도에서의 값을 계산해 낼 수 있다.

$$N_i(T) = \frac{\ln \left[\frac{\ln(1 - F_s)}{\ln(1 - F_e)} \right]}{\ln \left[\frac{t_s}{t_e} \right]} \quad (4)$$

$$B_i(T) = \frac{\ln(1 - F_s)}{t_s^{N_i(T)}} \quad (5)$$

이제 각각의 time step 에서 상(phase)별 변태량을 계산하기 위해서 식 (3)을 풀어보면

$$\frac{df_i}{dt} = N_i B_i^{1/N_i} [F_i - f_i] \left\{ \ln \frac{F_i}{F_i - f_i} \right\}^{1-(1/N_i)} \quad (6)$$

위 식과 같이 되고 이 식을 이용하여 변태율의 변화를 계산할 수 있고 매 time step 마다 각 상의 변태 변화율을 계산하여 이를 누적해 나가면 된다.

식 (6)의 물리적인 의미는 펄라이트 변태만을 고려한 Johnson-Mehl-Avrami 식과 유사하지만 Multi-Phase 에서의 분율을 동시에 계산할 수 있고 식(6)과 같이 변환 후에 이전의 계산식에서 해석 과정 중의 incubation time 의 계산이 필요 없이 바로 변태율을 계산할 수 있는 관계식을 얻을 수 있게 해준다.

2.3 Martensite 변태

Austenite 가 확산 변태하는 것을 급랭에 의하여 저지되는 경우 austenite 는 저온에 있어서 준 평형 상태로 유지된다. 과냉도가 증가하면 austenite 가 분해되기 위한 구동력이 증가하여 다른 상으로 변태를 일으키기에 충분하며 모상의 전 영역에 걸쳐서 전단에 의하여 계면이 넓혀지고 새로운 결정이 생성된다. 이러한 변태를 무확산 변태라고 하며 Martensite 변태가 이에 속한다. Martensite 변태는 Koistinen & Marburger 가 제시한 아래의 식(7)을 이용하여 변태율을 예측하도록 하였다.

$$F_m = \left[1 - \exp \left[-\bar{\alpha} (T_{ms} - T) \right] \right] \left[1 - \sum_i F_i \right] \quad (7)$$

여기에서 $\bar{\alpha}$ 는 재질에 따른 비례 상수이고 T_{ms} 는 martensite 변태 온도이다.

2.4 Tempering 모델

2.4.1 조직분을 예측 모델

템퍼링 시의 실험결과들을 살펴보면 베이나이트나 마르텐사이트와 같은 상들은 매우 빠른 가열과정 중에서도 다른 상으로의 변태가 일어난다. 이전까지 확산변태를 다루며 기본식으로 사용해 온 Johnson-Mehl-Avrami 수식은 더 이상 이러한 변태의 특성을 표시하는데 문제가 있다는 것이 많은 선행 연구자들의 공통된 결과이다[3]. 템퍼링에 관련된 파라미터들은 시간과 온도의 함수로 복잡한 양상을 나타내며 변태되는 상들도 준안정

상을 포함하여 매우 다양한 형태로 나타나게 된다.

이러한 복잡한 변태 mechanism 을 수학적으로 풀기 위하여 Inoue 등은 아래와 같은 식을 제안하였고 이러한 실험식은 그와 동료들에 의해 행해진 실험과 많은 후발 연구자들의 유사한 연구결과에서 템퍼링 공정을 효과적으로 해석할 수 있음이 입증되었다[4].

$$\xi = 1 - \exp \left[-5 \left(\frac{\lambda - \lambda_0}{\lambda_1 - \lambda_0} \right)^3 \right] \quad (8)$$

여기에서 템퍼링 파라미터 λ 는 다시 아래식과 같이 정의된다.

$$\lambda = \log \tau - \frac{Q}{2.3RT} + \log A \quad (9)$$

여기에서 τ 는 시간, Q 는 활성화 에너지, R 은 기체상수, T 는 온도, $\log A$ 는 상수이다.

λ_0 는 1%의 변태에 관련된 파라미터, λ_1 은 99% 변태에 연관된 파라미터이다.

2.4.2 경도 예측 모델

전절에서 서술한 바와 같은 템퍼링 모델에 의한 조직분율 예측은 템퍼링 공정을 효과적으로 모사할 수 있으나 실제 조직의 변화에 따라 나타나는 현상인 기계적 성질의 예측이 쉽지 않다. 알려진 바와 같이 열처리 공정에 따른 미세조직의 변화는 최종적인 기계적 성질에 직접적인 영향을 미치고 따라서 조직변태의 kinetics 는 기계적 성질 변화의 kinetics 와 밀접한 관계가 있다고 단정할 수 있다. 템퍼링 공정 중에 나타나는 변태조직들의 기계적 성질을 알아내어 각각의 물성을 정의한 뒤 이들의 조직이 혼재되어 있는 상태의 기계적 성질을 유추해 내기란 매우 어려운 일이 되므로 템퍼링 모델의 경우에 최종적으로 얻어지는 기계적 성질은 조직분율에 의한 계산이 아닌 별도의 kinetics 식을 수립하여 모델링하고 실험 데이터에 의한 파라미터들을 사용하여 예측하는 방법이 알려져 있다[5], [6].

일반적인 시간-온도사이의 kinetic 함수의 정의 형태는 아래와 같은 식의 형태를 따르며 여기에서 P 로 표현된 파라미터는 변태 성격에 따라 아래의 식들과 같은 형태의 파라미터들 중 하나로 대체할 수 있게 된다.

$$H = f_4(P_H)$$

Hollomon-Jaffe Parameter :

$$P_g = \ln \int_0^t T \exp\{CT\} t^{T-1} dt \quad (10)$$

Dorn parameter :

$$P_D = \int_0^t \exp\left\{-\frac{Q}{RT}\right\} dt$$

템퍼링 공정의 경우는 이 파라미터 중 Dorn parameter 가 적합한 것으로 알려져 있으며 전체가 마르텐사이트로 된 조직의 템퍼링 시 정도의 변화는 아래와 같이 등은 kinetic 함수로 정의할 수 있다.

$$H_v = H_{v_0} - B(P_D)^n$$

$$H_v = H_{v_0} - B \left(\int_0^t \exp\left\{-\frac{Q}{RT}\right\} dt \right)^n \quad (11)$$

여기에서 H_v 는 퀴칭 후의 마르텐사이트 조직의 경도이며 B, n, Q 는 여러 온도/시간에서의 실험을 통하여 측정된 데이터로부터 다항 회귀식을 사용하여 결정할 수 있는 파라미터들이다.

3. 결과 및 고찰

2 장에서 전술한 바와 같이 개발된 여러 모델들에 대한 검증은 시편과 주물제품에 적용하기 위하여 대상 강종은 저합금강의 일종인 CrMoSC1 으로 정하고 이에 대한 실험을 실시하였다. 아래의 Table 1 에 CrMoSC1 강 조성은 나타내었다.

Table 1 Chemical composition of CrMoSC1

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.2	0.3	0.5	<	<	0.8	0.15
~0.3	~0.6	~0.8	0.04	0.04	~1.2	~0.3

3.1 AGS 성장 해석

Fig. 2 에 850℃와 1200℃ 사이의 여러 온도에서 10 분간 용체화 처리한 후 급랭을 실시한 시편에서 관찰된 다양한 Austenite 결정립 크기의 변화를 보여주는 조직사진들을 나타내었으며 높은 온도에서 용체화 처리를 한 시편일수록 평균 결정립 크기가 증가함을 확인할 수 있다. 이는 고온에서 원자의 확산이 더 활발하기 때문이며 실험을 통

한 용체화처리 온도와 오스테나이트 결정립 크기의 관계를 Fig. 3 에 나타내었고 이 실험 결과를 바탕으로 다음과 같은 간단한 식을 도출할 수 있다.

$$G = 29.1 - 0.023 \times T \quad (12)$$

여기서 G 는 ASTM 결정립도 번호이고 T 는 용체화처리 온도(°C)이다. 실험으로부터 측정된 결정립 크기와 ASTM 결정립 번호 사이의 상관관계는 ASTM 규격 E112-63 을 참고로 하여 Average area method 를 사용하여 환산하였다.

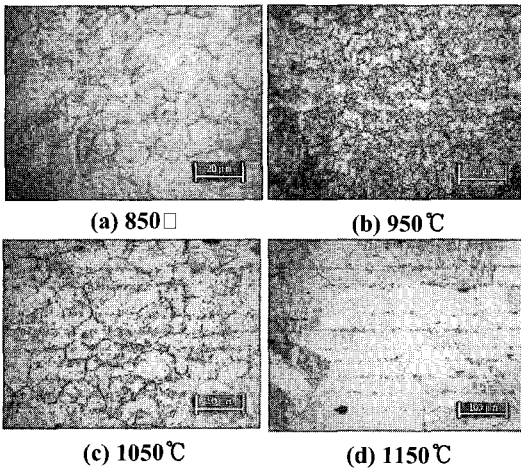


Fig. 2 Microstructure observation after heat treatment from each temperature

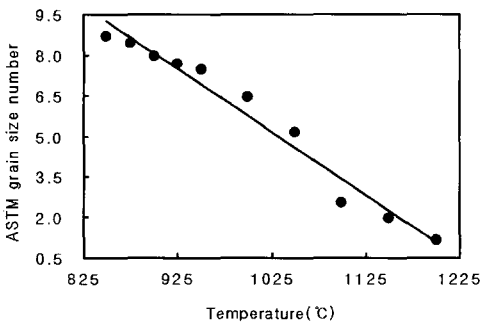


Fig. 3 Relationship between AGS and Temperature

실험결과와 개발된 AGS 성장 모델의 해석 결과와 비교하여 보았다. 2 장에서 전술한 바와 같이 AGS 성장 모델에 관련된 파라미터는 등속가열곡선 데이터로부터 회귀식에 의하여 구하였으며 해석에 의하여 얻어진 시간에 따른 AGS 의 성장

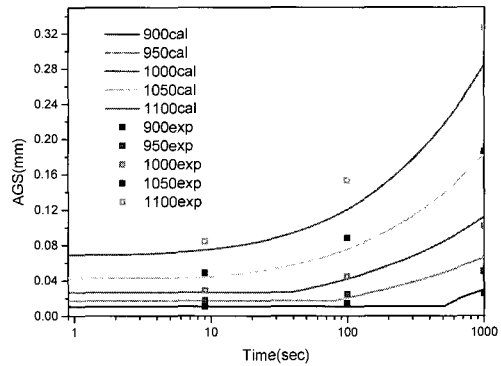


Fig. 4 Microstructure observation after austenizing from each temperature

곡선을 Fig.4 에 나타내었다. 계산 결과 중의 10 분 (600 초)에 해당하는 AGS 를 실험치와 비교하여 본 결과 잘 일치함을 알 수 있었고 등속가열곡선의 데이터들과도 전체적인 시간대에서 비교적 일치함을 확인되어 개발된 AGS 모델은 강종에 따른 파라미터만 갖추어지면 모든 강종에 효과적으로 적용할 수 있음이 입증되었다.

3.2 주물 제품에의 적용

진동차 차량의 하부 구조품으로 사용되는 Journal Box 에 대한 열처리 공정 개선 사례를 통하여 개발된 프로그램의 유용성을 확인하고자 하였다.

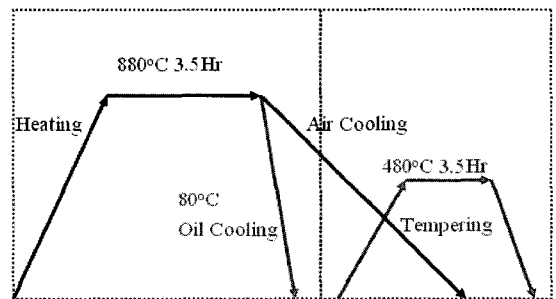
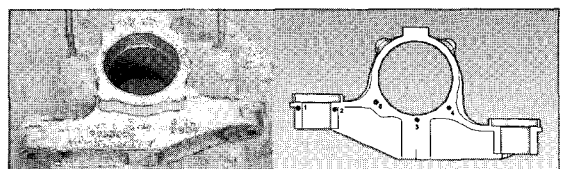
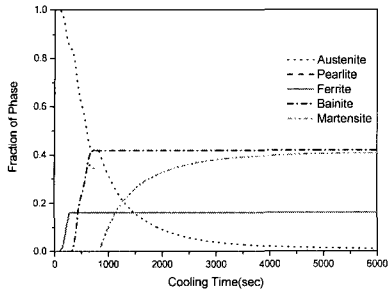


Fig. 5 Heat treatment condition of Journal Box

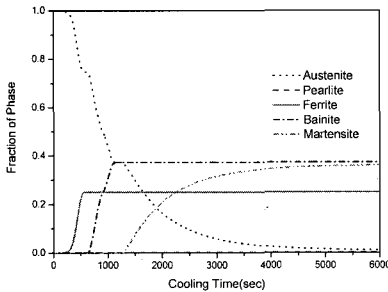


(a) Casting (b) Position of each testing

Fig. 6 Shape of Journal Box

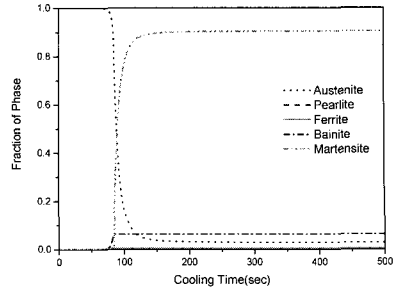


(a) Point #1

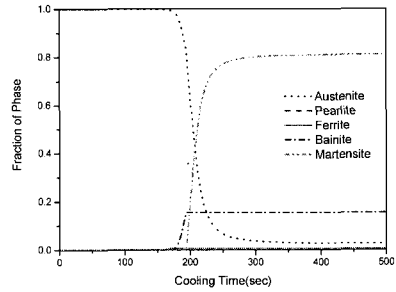


(b) Point #5

Fig. 7 Predicted transformation fraction of each point

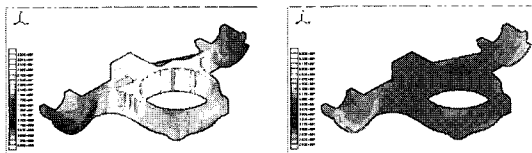


(a) Point #1



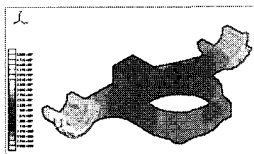
(b) Point #5

Fig. 9 Predicted transformation fraction of each point



(a) Ferrite

(b) Bainite

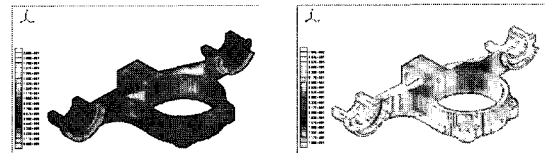


(c) Martensite

Fig. 8 Distribution of phase after 30 min

현재 제품의 주조후 열처리 공정으로 Normalizing 을 채택하고 있으나 열처리 후 항복강도와 인장강도는 기준치를 만족시키지만 일부 부위의 경도가 기준치에 미흡한 것으로 나타나 해석 프로그램의 적용을 통하여 새로운 공정의 채택 가능성을 검토하고자 하였다.(Fig. 5)

Fig. 6 (b)에는 해석의 수행 시 온도이력, 조직의 변태이력을 기록하기 위한 5 개소의 위치를 나타



(a) Bainite

(b) Martensite

Fig.10 Distribution of phase after 250 sec

내었으며 이 위치에서 제품의 시편을 채취하여 조직사진과 경도를 측정하여 해석한 결과와 비교하였다.

3.2.1 Normalizing

제품을 880℃에서 3.5시간 동안 가열한 후 공랭 하였고 기존 열처리공정에 대한 해석을 실행하여 시간에 따른 각 부위별 조직 분율의 변화를 살펴 보았다.(Fig. 7) 상온까지의 냉각시간은 대략 1시간 40분 가량 소요될 것으로 예측되며 펄라이트의 생성은 예측되지 않고 페라이트의 변태가 우선 시작되어 제품의 두께에 따라 최대 35% 정도의 변태량이 예측되며(point #5) 두께가 얇은 부위에는 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합조직이 예측되어진다. 페라이트의 변태량이 35% 정도가량 얻어

지는 지점에서 경도의 저하가 예상되었으며 Fig. 8 에는 부위별 상분율의 분포를 단면형상에 나타내었다.

3.2.2 Quenching

새로운 공정의 적용 가능성 검토를 위하여 80℃의 oil 에 quenching 한 결과를 해석하여 보았다. 빠른 냉각으로 펄라이트와 페라이트의 변태는 없을 것으로 예측되며 마르텐사이트의 변태도 대략 250 초 후에 완결될 것으로 예상된다.(Fig. 9) 표면부위에는 마르텐사이트 100%, 두께가 두꺼운 부위에는 베이나이트가 최대 25% 가량이 예상되어 공랭의 경우에 비하여 경도의 현저한 증가가 예상된다.

3.2.3 Tempering

유냉 후의 변태된 조직 분포를 가진 Journal Box 제품에 대한 Tempering 해석을 개발된 모듈을 사용하여 해석하여 보았다. 아래 Fig. 11 에는 point #1 과 #5 위치에서의 시간별 상변화곡선을 나타내었다.

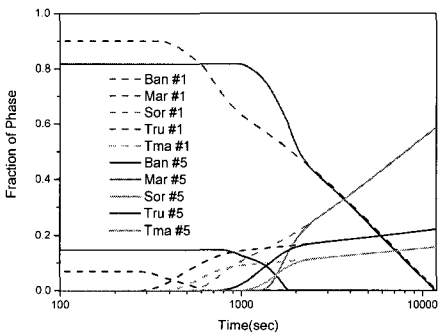


Fig.11 Predicted fraction by tempering

초기에 분포량이 17%정도의 베이나이트는 150 초 이전에 모두 소멸하고 마르텐사이트의 양도 시간의 경과에 따라 급격히 감소함을 볼 수 있다. Tempered Martensite 와 Tempered Troostite 는 중간상으로 마르텐사이트와 베이나이트의 소멸에 따라 증가하지만 결국 Tempered sorbite 로 변태하면서 양은 증가하지 못하고 좀더 시간이 경과하여 마르텐사이트가 완전히 소멸하는 시점이 되면 두 중간상의 분율도 감소할 것으로 예측되어 진다.

Fig. 12에는 제품의 단면에서 마르텐사이트의 분포가 시간에 따라 감소하는 결과를 표시하였다.

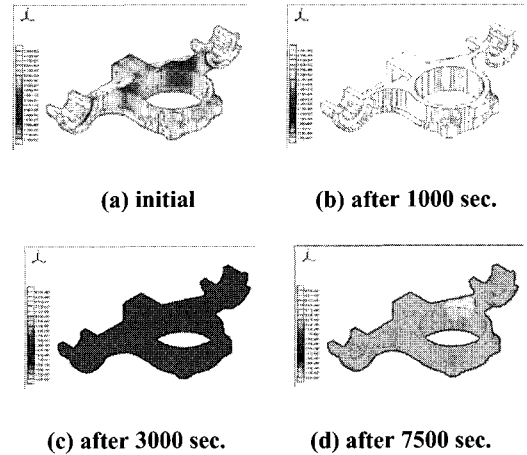


Fig.12 Fraction of martensite during tempering

3.2.4 고찰

유냉에 의해 Journal Box 의 열처리를 행할 경우 마르텐사이트와 베이나이트만으로 이루어진 조직을 얻을 수 있어 공랭 시에 페라이트의 변태(최대 35%)로 인한 경도의 저하를 개선할 수 있을 것으로 기대된다.

해석에 의해 예측된 각 부위의 조직분율에 대한 검증은 광학현미경이나 화상분석기 등의 장비를 사용하여 정확한 상분율을 측정하여 비교하는 것이 좋으나 베이나이트와 마르텐사이트만으로 이루어진 조직의 경우 정확한 상분율의 측정이 어려워 경도를 측정 후 이 값으로부터 상분율의 분포를 검증하는 방법을 많이 사용한다. 상분율의 검증을 위해서는 전체 마르텐사이트 조직과 전체 베이나이트 조직의 경도를 측정하고 2 상이 혼재된 조직의 경도를 측정 후 해당 부위의 예측된 조직분율로부터 Mixed rule 에 의해 경도값을 계산한 후 이 값을 실제 측정된 결과와 비교하여 유사할 경우 예측된 조직분율이 타당함으로 결정할 수 있다.

마르텐사이트와 베이나이트의 단상으로만 된 조직을 얻기 위하여 dilatometer 용 시편을 제작하였고 두가지 조건으로 dilatometer 실험을 행하였다. 전체 마르텐사이트 조직을 얻기 위해서는 80℃/sec 의 냉각속도로 시편을 냉각하였고 베이나이트 변태를 위해서는 펄라이트나 페라이트 변태 구간을 피하기 위하여 450℃까지 80℃/sec 로 급랭한 후 10 분간 항온 변태시켜 다시 급랭하였다. 이렇게 얻은 마르텐사이트와 베이나이트의 경도

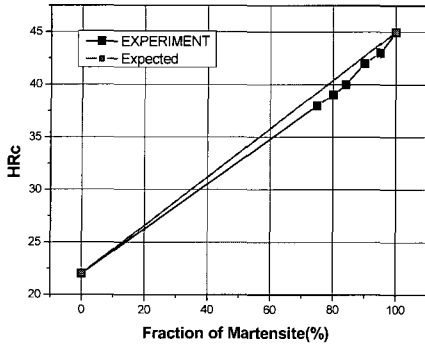


Fig.13 Comparison of Hardness

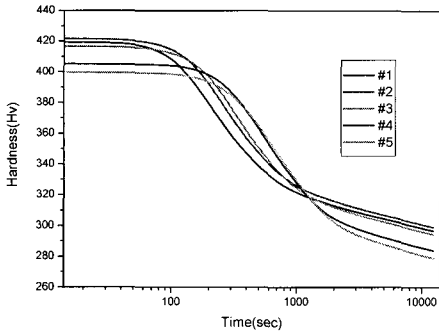


Fig.14 Hardness change during tempering

값은 각각 22H_{RC}, 46H_{RC}이다.

실제 유랭에 의해 열처리된 제품을 중심부를 따라 절단한 후 Fig.6 (b)에 표시된 위치별로 시편을 채취하고 경도측정을 하였다.

Fig. 13에는 측정에 의한 경도값과 각 위치별 조직분율에 의해 예상되는 경도값과의 비교 그래프를 나타내었다. 전술한 바와 같이 해석에 의하여 결정된 조직분율 데이터에 근거하여 Mixed Rule을 사용하여 구한 예상 경도치는 측정치에 근접하는 결과를 나타내었으며 이로써 조직분율 해석의 정확성을 입증할 수 있다.

냉각속도가 빠르면 잔류응력이 증가하고 공랭에 비하여 비틀림이 심하여 냉각 시에 주의가 필요하며 경도의 증가만으로 연신율과 충격치의 저하가 우려되지만 템퍼링 공정을 통하여 경도를 낮추며 인성을 증가시키면 유랭으로의 공정 변환으로 최종제품의 전반적인 기계적 성질의 개선을 기대할 수 있다. 아래의 Fig. 14에는 해석에 의해 예측된 템퍼링 중의 시간에 따른 경도의 변화를 나타내었다.

4. 결론

해외에서의 열처리 해석 프로그램의 개발의 시작은 1970년대 일본과 유럽을 선두로 시작되어 1990년 초에 각국에서 해석 패키지들이 발표되기 시작하였다. 기존의 범용 해석 패키지들에 변태, 열역학 이론을 접목하여 열처리, 용접용 모달을 추가하는 방향의 개발과 가열, 냉각, 변태에 따른 응력의 해석부터 조직의 변화까지 단독 해석 패키지의 개발 등 두 가지로 대별되는 연구의 흐름을 보여주고 있다. 국내에서의 열처리 해석 프로그램의 개발은 해외의 연구 성과나 기타 해석 프로그램들의 개발에 비하여 현저히 늦게 시작되었으며 이제 냉각과 가열과정 중의 조직변화 해석 및 응력/변형의 분포를 예측할 수 있는 단계에 이르러 정성적인 결과의 예측에는 어느 정도 이상의 결과를 보여주고 있지만 정량적으로 정확한 수치를 제공하기에는 어려운 점이 현실이다. 이는 열처리 해석 프로그램들의 선두주자격인 해외의 프로그램에서도 향후의 과제로 삼고 있으며 모델과 소프트웨어의 적합성을 향상시키기 위해서는 입력하여야 할 물성치 데이터 등의 개선과 보다 엄밀한 해석모델의 개발이 절실하므로 향후 지속적인 연구가 필요하다.

후 기

본 연구는 산업자원부에서 시행한 중기거점기술개발사업에 의해 수행되었음.

참 고 문 헌

- [1] S. Denis, D. Farias, A. Simon, 1992, Mathematical Model Coupling Phase Transformations and Temperature Evolutions in Steels, ISIJ International, Vol.32, No.3, pp. 316~325.
- [2] T. Reti, Z. Fried, I. Felde, 2001, Computer simulation of steel quenching process using a multi-phase transformation model, Computational Materials Science, 22, pp. 261~278.
- [3] W. Shi, X. Xu, K. Yao, Z. Liu, 2000, Research on the Numerical Simulation of the Tempering Process of Steel, Journal of Shanghai Jiaotong Univ., Vol. E-5, No. 1, pp. 140~145.

- [4] T. Inoue, K. Haraguchi, S. Kimura, 1978, Analysis of Stresses due to Quenching and Tempering, J. Soc. Mat. Sci, 25, pp. 11~25.
- [5] T. Reti, M. Gergely, P. Tardy, 1987, Mathematical treatment of non-isothermal transformations, Materials Science and Technology, Vol. 3, pp. 365~371.
- [6] T. Reti, G. Bobok, M. Gergely, 1983, Computing method for non-isothermal heat treatments, Heat treatment '81, pp. 91~96.