

Nb 석출 거동을 고려한 저탄소강의 상변태 모델

김동완¹ · 조훈휘² · 박시욱³ · 김성환⁴ · 김문조⁴ · 이규영¹ · 한흥남[#]

A model for Phase Transformation of Microalloyed Low Carbon Steel Combined with Nb Precipitation Kinetics

D.-W. Kim, H.-H. Cho, S. Park, S.-H. Kim, M.-J. Kim, K. Lee, H. N. Han

(Received November 25, 2016 / Revised December 5, 2016 / Accepted January 9, 2017)

Abstract

The dissolution and precipitation of Nb, which has been known as strong carbide-forming element, play a key role in controlling phase transformation kinetics of microalloyed steels. In this study, we analyzed both numerically and experimentally the precipitation behavior of Nb-microalloyed steel and its effect on the austenite decomposition during cooling. Nb precipitation in austenite matrix could be predicted by the thermo-kinetic software MatCalc, in which interfacial energy between precipitate and matrix is calculated. The simulated precipitation kinetics fairly well agrees with the experimental observations by TEM. Austenite decomposition, which is strongly affected by Nb precipitation during cooling, was measured by dilatometry and was modeled on the basis of a Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov(JMAK) equation. It was confirmed that the dissolved Nb delays the austenite decomposition, whereas, the precipitated Nb accelerates phase transformation during the austenite decomposition.

Key Words : Precipitation, Phase Transformation, Niobium, Microalloyed Steel, Interfacial Energy

1. 서론

자동차 시장에서 고객들은 이산화탄소 배출량이 적으면서도, 연비가 높은 차량을 선호하고 있으며, 이러한 수요에 발맞추어 철강 연구분야에서는 뛰어난 연성과 강도를 가진 초고강도강(AHSS, advanced high strength steel)의 개발에 집중하고 있다[1~3]. 초고강도강 개발을 위해서는 철강 소재의 강도에 미치는 미세조직, 상변태 및 석출 현상에 대한 종합적인 이해가 필요하다. 특히 니오븀(Nb)과 같은 탄화물 생성 선호도가 높은 합금 원소의 석출 현상은 강재의 미

세조직 및 재료 물성에도 민감하게 영향을 미치므로 [4~7], 이를 정확히 이해하고, 예측하는 것은 초고강도강 개발을 위해 필수적이다.

석출 현상을 실험적으로 분석하기 위한 방법으로는 투과전자현미경(TEM, transmission electron microscope)[8], 전해 용해법(electrolytic dissolution)[9], 고온 뒤틀림법(hot torsion)[10], 그리고 전기 비저항법(electrical resistivity method)[11] 등의 분석법이 사용되고 있다. 언급한 실험적 분석법은 분석의 정확도는 뛰어나지만, 새로운 강종의 석출 거동을 분석하기 위해서는 매번 새로운 실험을 반복 해야 하는 한계

1. 포스코 기술연구원
2. 한밭대학교 신소재공학과
3. 서울대학교 재료공학부, 신소재공동연구소
4. 한국생산기술연구원

Corresponding Author : Seoul National University Materials Science and Engineering, E-mail:hnhan@snu.ac.kr

점이 있으며, 이러한 한계를 극복하기 위해 석출 거동 예측 모델을 만들기 위한 많은 시도가 있었다. Fratzl 등은 이징 모델(Ising model)과 몬테 카를로(Monte Carlo) 기법을 사용하여, 다상, 다입자 상태에서의 석출 거동을 해석하였다[12]. 하지만 이 방법은 입자가 너무 많을 경우 해석 시간이 지나치게 오래 걸리는 문제점이 존재한다. 그러므로 이를 해결하기 위하여, Onsager 등은 평균장 이론(mean field theory)을 바탕으로 하여 해석의 신속함과 정교함을 모두 해결하는 석출 해석 모델을 제안하였다[13]. Onsager의 개선된 모델을 바탕으로 Kozeschnik 등은 상용 석출 해석 프로그램인 MatCalc 를 개발하여 열역학-속도론을 모두 고려한 석출 거동 해석 프로그램을 개발 하였다[14, 15]

철강의 상변태 현상은 주로 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov(JMAK) 방정식으로 특징 되며[16], 딜라토미터 실험을 통해 측정된다. 각 상의 부피 분율은 딜라테이션 실험 결과를 지렛대 법칙(lever rule)을 통해 분석하여 결정된다[17]. 많은 연구자들은 탄소 농축 현상[18]이나 비등방적인 부피 팽창[19] 등을 고려하여 이러한 분석법을 보완하였지만, 석출 현상을 고려하여 상변태 모델을 개선한 결과는 아직 보고되고 있지 않다.

이번 연구에서는 상용 열역학-속도론 계산 프로그램인 MatCalc(ver. 5.44)를 활용하여[14, 15], 오스테나이트 단상에서의 니오븀 석출 거동을 해석하였다. 이러한 해석 결과는 투과전자현미경 분석 결과와의 비교를 통해 그 정확성을 검증 하였다. 또한, 이를 활용하여 딜라토미터 실험 중 시편 내의 니오븀를 석출 상태의 니오븀과 용해 상태의 니오븀으로 분류 하였고, 이를 분석하여 석출물이 철강 상변태에 미치는 영향을 이해하였다. 마지막으로, 이러한 분석 결과를 바탕으로 철강 상변태 현상 및 이에 미치는 석출의 영향을 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov 방정식을 이용하여 모델화 하는 연구를 수행하였다.

2. 실험 방법

이번 연구에 사용된 니오븀이 첨가되고, Si농도가 다른 저탄소강의 화학 조성은 Table 1에 나타나 있다. Si는 TRIP 강과 같은 차세대 AHSS의 주요 성분 원소이므로, Si 농도 변화에 따른 석출 거동을 분석하도록 강종을 설계하였다. 시편은 고주파 진공 열처

Table 1 Chemical composition of the low carbon steel

	C (wt%)	Si (wt%)	Mn (wt%)	Cr (wt%)	Nb (wt%)
steel_Si15	0.1	1.5	1.7	0.1	0.04
steel_Si01	0.1	0.1	1.7	0.1	0.04

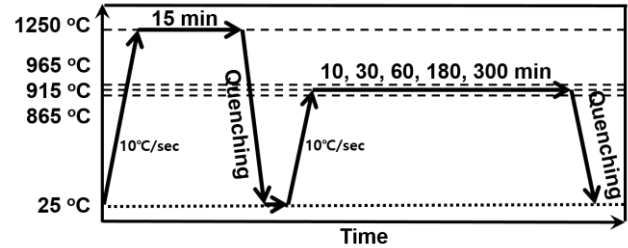


Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment for TEM observation

리로에서 용해되어, 주형에서 100mm 두께의 주괴로 주조되었다. 그리고 1200°C에서 1시간 동안 균질화 처리를 거친 뒤, 6mm 두께로 열간 압연 하는 과정을 거쳐 제작되었다. 제작된 시편은 주조 과정에서 생성되었을 가능성이 존재하는 니오븀 석출물을 완전히 제거하기 위해 1250°C에서 900초 동안 유지한 뒤, 급속 냉각하는 과정을 거쳤다[20]. 그 뒤, 기존 석출물이 완전히 제거된 시편을 865, 915, 965°C까지 재승온 한 뒤 10, 30, 60, 180, 300 분 동안 유지하였다. 열처리가 끝난 시편의 니오븀 석출 거동은 탄소 레플리카 추출법(carbon extraction replica)과 투과전자현미경(JEOL, JEM-3000F)을 이용하여 분석 하였으며, 자세한 열처리 과정은 Fig. 1에 나타나 있다.

Fig. 2에는 니오븀의 석출과 용해 현상을 고려한 상변태 거동 분석을 위한 딜라토미터(R&B, TM-111129-001) 실험 방법이 나타나 있다. 실험용 시편은 높이 10mm 지름 3mm의 봉상으로 제작되었으며, K타입 써모커플을 시편 표면에 용접하여 시편의 온도를 측정하였다. 딜라토미터 실험은 상변태에 미치는 석출의 영향을 분석하기 위하여 2가지 실험 방법으로 실행되었다. Fig. 2(a)에 나타난 실험법은 1250°C에서 900초 동안 시편을 유지한 뒤, 급속 냉각하는 과정을 거쳐, 기존 석출물을 모두 용해시킨 뒤, 시편을 1000°C 까지 10°C/sec로 재승온 하였다. 그리고, 1000°C에서 시편을 5분 동안 균질화 시키고, 0.5, 10°C/sec의 냉각속력으로 상온까지 냉각하였다. 이러한 열처리 과정의 마지막 냉각 과정에서 니오븀은

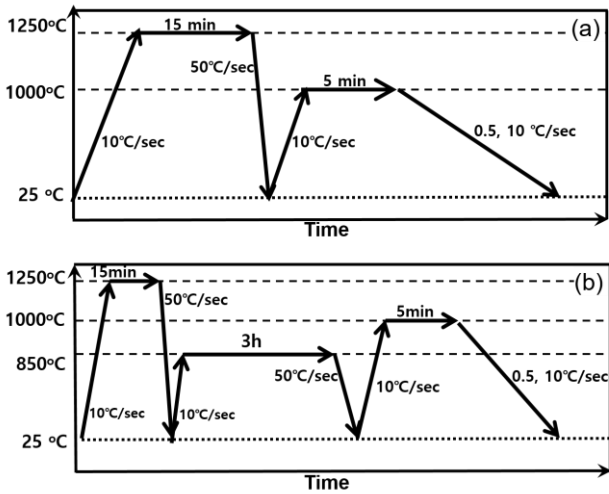


Fig. 2 Schematic diagram of heat treatment for dilatometric analysis (a) observing solid solution effect (b) and precipitation effect of Nb

대부분 용해 상태로 존재하므로, 해당 실험을 통해 용해 상태의 니오븀이 상변태에 미치는 영향을 분석하였다. Fig. 2(b)에 나타난 실험은 동일한 실험 과정의 중간에 850°C 에서 3시간 동안 시편을 유지하는 과정을 추가한 실험이다. 유지 기간 동안 용해 상태의 니오븀이 대부분 석출 상태로 변하므로, dilatometer 분석을 통하여 석출 현상이 상변태에 미치는 영향을 분석할 수 있다.

3. 모델 개발

3.1. 석출 거동 예측 모델

이번 연구에서 니오븀의 석출 거동은 상용 열역학 해석 프로그램인 MatCalc 를 이용하여 계산되었다. MatCalc 는 열역학 및 속도론 데이터베이스를 기반으로 고전적 핵생성 모델(classical nucleation theory)[21]과 평균장 이론(mean field theory)[13]을 이용하여 석출 거동을 해석한다.

해석에 사용된 고전적 핵생성 이론[21]에서의 단위 면적과 단위 시간당 핵생성 속도(J)는 다음과 같다.

$$J = N_0 Z \beta^* \cdot \exp\left(\frac{-G^*}{kT}\right) \cdot \exp\left(\frac{-\tau}{t}\right) \quad (1)$$

여기서 N_0 는 가능한 핵생성 위치(possible nucleation site)이고, Z 는 Zeldovitch 지수(Zeldovitch

factor)이고, β^* 은 원자 부착 속도(atomic attachment rate)이고, G^* 는 핵생성을 위해 필요한 에너지 장벽(critical nucleation energy)이고, τ 는 잠복 시간(incubation time)을 나타낸다. 또한 k 는 볼츠만 상수, T 는 절대 온도, t 는 시간이다. N_0 는 가능한 핵생성 위치로 석출이 일어날 수 있는 위치가 많아질수록 증가한다. 일반적으로 석출은 전위(dislocation)나 결정립계(grain boundary)에서 주로 일어나므로 전위 밀도가 증가하거나 결정립의 크기가 작아질수록 가능한 핵생성 위치가 증가한다. G^* 는 핵생성을 위해 필요한 깃스 자유 에너지의 장벽[21]으로 모든 석출상을 완벽한 구형으로 가정하였을 때 다음과 같이 나타내어진다.

$$G^* = \frac{16\pi}{3} \frac{\gamma^3}{(\Delta G_{vol} - \Delta G_s)^2} \quad (2)$$

여기에서 γ 는 석출상과 모상의 계면에너지(interfacial energy)를 나타내고, ΔG_{vol} 은 핵생성 시의 자유 에너지 변화량, ΔG_s 는 불일치 변형 에너지(misfit strain energy)를 나타낸다. G^* 는 식 (1)에서 자연상수(e)의 지수로 사용되고 있으므로, 다른 상수들에 비해 핵생성 속도에 미치는 영향이 매우 크다. 그러므로 석출 거동을 정확히 예측하기 위해서는, 정확한 모델을 사용해 G^* 를 구하는 것이 필수적이다. 위 식을 통해 계면에너지의 값이 감소하고, ΔG_{vol} 과 ΔG_s 의 차이인 핵생성 구동력이 증가할수록 핵생성을 위해 필요한 에너지 장벽이 낮아지는 것을 확인할 수 있다. 또한, 석출상의 크기가 작을수록 모상과 석출상의 정합도가 증가하여 계면에너지가 감소하는 것을 고려하고, TEM 실험 결과와 MatCalc 계산 결과의 일치도를 높이기 위한 최적화를 통해 2nm 이하의 크기의 석출물에서는 계면에너지의 값을 이론값의 97.5%로 결정하였다 [22, 23].

3.2. 상변태 거동 예측 모델

본 연구에서 오스테나이트가 확산형 상변태에 의해 변태하는 과정은 실험적 접근에 기반한 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov(JMAK)[16] 식을 활용하여 나타내었다. 이러한 JMAK 식은 확산형 상변태를 매우 잘 설명해 줄 뿐 아니라, 그 수학적 표현이 간단하여 철강의 열처리 혹은 철강제조 공정에 대한 실제 적용 측면에서 널리 사용되고 있다.

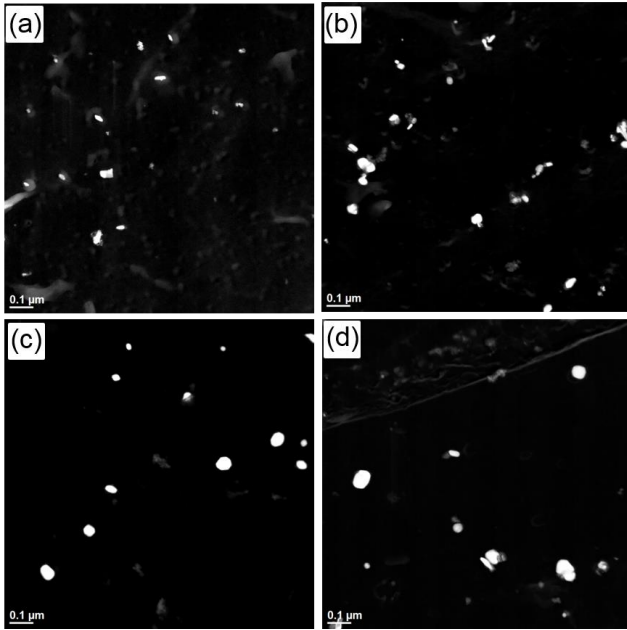


Fig. 3 TEM images of steel_Si15 soaked at 865°C for (a) 10 min, (b) 30 min, (c) 180 min and (d) 300 min

JMAK 식은 아래와 같은 식으로 유도된다.

$$X = X^e [1 - \exp(-kt^n)] \quad (3)$$

여기서 n 은 유지시간에 관한 상수이고, k 는 핵생성과 성장에 의존하는 값이며, 결정립의 크기(grain size), 보유중인 변형률(retained strain)과 강종의 화학 조성 등의 영향을 받는 함수로 나타내어진다. 이번 연구에서 k 와 n 값은 선행 연구의 결과를 참고하여 결정하였다[24~26]. 또한, 상변태에 미치는 니오븀의 석출/용해 상태를 고려하기 위해, MatCalc 계산 결과를 바탕으로, 석출 상태의 니오븀과 용해 상태의 니오븀이 각각 다른 역할을 하도록 k 값을 설계하였다.

일반적으로 마르텐사이트 변태는 비열적 변태(athermal transformation)의 특성을 가지며, 마르텐사이트 변태 온도 보다 낮은 온도에서 과냉에 따른 마르텐사이트의 변태 분율은 Koistinen 과 Marburger의 실험식[27]으로 표현 하였다.

4. 결과 및 토의

실험 조건에 따른 석출물의 상대적인 분율, 크기 및 성분 분석을 위하여 투과전자현미경과 에너지 분산형 분광분석법(EDS, energy dispersive spectro-metry)

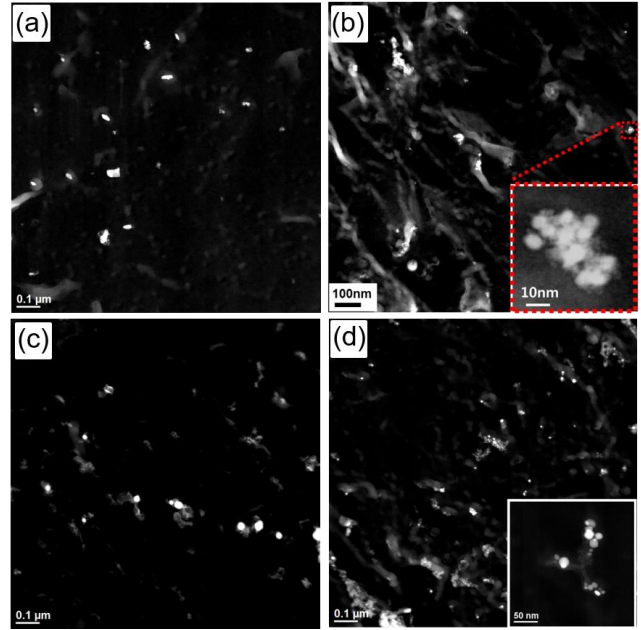


Fig. 4 TEM image of (a) steel_Si15 soaked at 865°C for 10 min, (b) steel_Si01 soaked at 865°C for 10 min, (c) steel_Si15 soaked at 965°C for 10 min and (d) steel_Si01 soaked at 965°C for 10 min

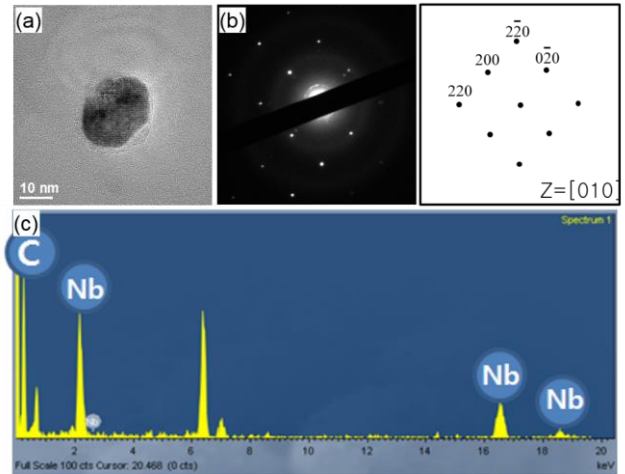


Fig. 5 (a) High resolution TEM image, (b) diffraction pattern (c) EDS data of Nb precipitates

분석을 수행하였다. Fig. 3 은 Fig. 1 에 나타난 열처리 조건을 이용하여 steel_Si15 를 865°C에서 10, 30, 180, 300 분 동안 유지시킨 후, 투과전자현미경으로 석출물을 관찰한 결과이다. Fig. 3(a)는 시편을 10분간 유지시킨 결과이며, 이 단계의 석출물은 대부분 2nm 이하의 크기를 지니는 생성 단계(nucleation stage)의 석출물이고, 약간의 석출물들은 그 이상의 크기를

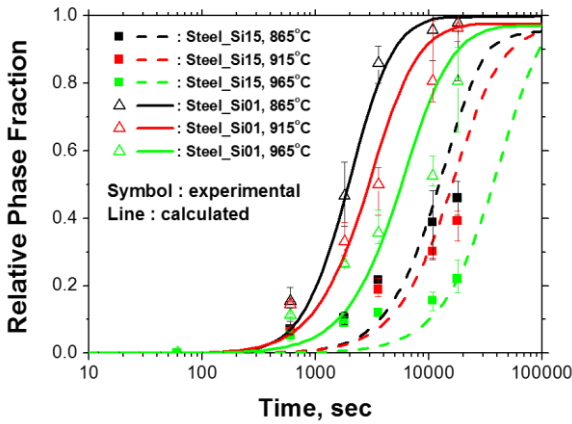


Fig. 6 Comparisons of relative phase fraction between MatCalc calculation (Line) and TEM observation (Symbol)

지나는 성장 단계(growth stage)의 석출물이다. 석출물의 평균 반지름은 약 3.4nm이며, 석출상의 상대적인 분율은 865°C에서 석출상의 생성이 열역학적으로 평행에 도달했을 때와 비교하여 15% 정도 생성되었다. 유지시간이 길어짐에 따라, 석출물은 Figs. 4(b)와 (c)에 나타난 것과 유사한 성장 단계를 거쳐 Fig. 4(d)의 용해 단계(dissolution stage)에 이르게 된다. 이 단계의 석출물의 평균 반지름은 약 9.5nm이며, 석출상의 상대적인 분율은 이론상 가능한 최대 분율에 근접하였다. 하지만 용해 단계에 접어들었기 때문에, 작은 석출물들이 하나의 큰 석출물로 합쳐지는 과정에 의해 석출물의 개수는 감소하고 있다. Fig. 4에 나타난 결과들은 규소(Si) 첨가와 유지 온도 변화에 따른 석출 거동의 변화이다. Figs. 4(a)와 (b)의 결과를 비교하면, 규소 첨가량이 0.1wt%로 더 적은 steel_Si01의 석출물은 규소가 1.5wt% 첨가된 steel_Si15의 석출물에 비하여 생성 단계에서 관찰되는 2nm 이하의 매우 작은 석출물의 비중이 더욱 높은 것으로 관찰된다. 이는 규소가 소량 첨가된 steel_Si01의 경우 아직 대부분의 석출물이 생성단계에 머무르고 있다는 것을 의미한다. 그러므로 다량의 규소 첨가가 해당 강종에서 니오븀의 석출 거동을 더욱 촉진 시킨다는 것을 알 수 있다. 이는 규소의 첨가가 식(2)의 ($\Delta G_{vol} - \Delta G_s$) 값을 증가시켜 핵성성을 촉진 시키는 역할을 하기 때문이다. Figs. 4(c)와 (d)의 결과는 앞선 두 결과와 동일한 성분을 가지지만, 유지 온도를 965°C로 증가 시킨 결과이다. 유지 온도가 상승함에 따라 석출물의 수와 상대적인 분율이 감소하는 것을

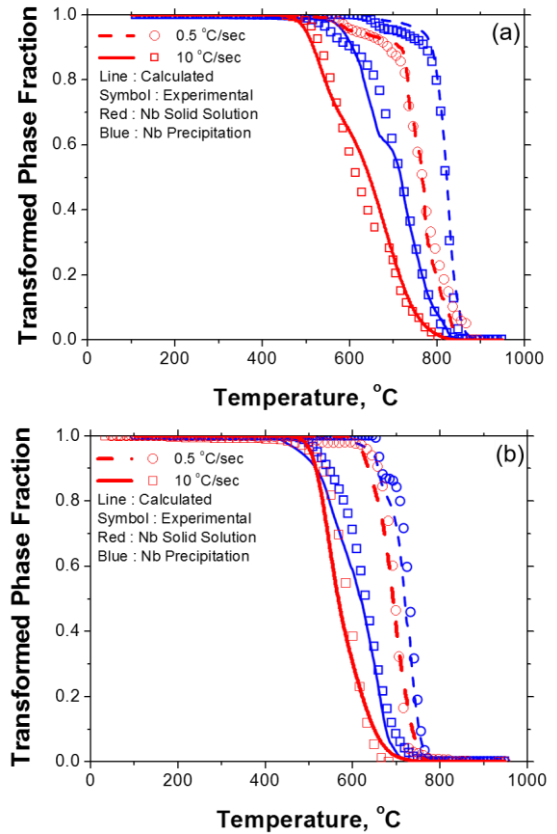


Fig. 7 Change of the phase transformation kinetics considering Nb precipitation (a) steel_Si15 and (b) steel_Si01

확인 할 수 있고, 이를 통해 865°C가 오스테나이트 영역에서 석출이 상대적으로 활성화 되는 온도임을 확인 하였다. Fig. 5에는 해당 석출물 분석에 사용된 고분해능 투과전자현미경 사진, 회절 패턴, 에너지 분산형 분광분석법 분석 결과가 나타나 있고, 이를 통해 생성된 석출물이 주로 니오븀과 탄소가 1:1로 결합하는 MX 형태의 탄화니오븀(niobium carbide)임을 확인 하였다.

Fig. 6에는 상대적인 석출상의 상분율을 투과전자현미경 분석 결과와 MatCalc 계산 결과를 비교하여 나타내었다. 모든 결과는 steel_Si15와 steel_Si01에 대해 각각 865, 915, 965°C에서 유지 시간을 달리한 결과이다. 실험값과 계산값이 전체적으로 일치 하고 있으며, 유지 시간 경과에 따른 석출물의 증가 양상도 대체적으로 일치한다. 또한, 유지 온도 865°C에서 석출 거동이 가장 촉진되고, 965°C에서 석출 거동이 가장 저하되는 양상도 동일하게 나타나고 있으며, 규소 첨가량이 증가함에 따라 석출 거동이 활성화 되는

경향도 두 결과에서 모두 동일하게 나타난다.

Fig. 7에는 딜라토미터 실험을 분석하여 얻은 상변태 거동과 JMAK 방정식을 이용한 상변태 모델로 예측한 상변태 거동을 비교하여 나타내었다. 실험 조건은 Fig. 2에 나타난 방법을 모두 동일하게 적용하였다. 딜라토미터 실험 분석 결과를 보면, 니오븀이 석출 상태로 존재하는 Fig. 2(b)의 실험 조건에서 상변태가 전체적으로 촉진되고 있는 것이 확인되고 있다. 이는 크게 두 가지 이유로 생각할 수 있는데, 첫째는 철강 내에 용해 상태로 존재하는 니오븀은 경화능을 증가시켜 상변태를 지연시키게 되지만, 이러한 용해 상태의 니오븀이 대부분 석출 되면서, 경화능 증가 효과가 감소 하였기 때문이다. 둘째로, 니오븀이 석출되면서 석출상의 핵생성처를 증가시킬 수 있기 때문이다. 니오븀의 석출은 주로 결정립계에서 발생하기 때문에 나노 크기의 석출물이 새로운 핵생성처가 되기에는 많은 한계가 존재하지만, 석출물 생성으로 인해 결정립 성장이 저해되어, 결정립계의 양이 증가하면 이러한 효과를 유도할 수 있기 때문이다. JMAK 방정식을 이용한 상변태 모델로 계산한 상변태 거동 예측 결과도 위와 유사한 결과를 나타내고 있다. 이는 MatCalc 계산 결과를 통해 니오븀을 석출상과 용해상으로 정확히 구분하였고, 구분된 니오븀을 각각의 역할에 알맞게 모델의 변수로 설정하였기 때문이다. 이러한 경향은 니오븀이 다량 첨가된 steel_Si15(Fig. 7(a))의 결과와 니오븀이 소량 첨가된 steel_Si01(Fig. 7(b))의 결과에서 냉각 속력과 무관하게 동일한 경향을 나타내고 있다.

5. 결론

상용 석출 계산 프로그램인 MatCalc를 활용하여 니오븀 첨가강의 석출 거동을 계산하였다. 다양한 강종과 열처리 조건에서 계산된 니오븀의 석출 거동은 투과전자현미경 측정 결과와 비교하여 그 정확성을 검증하였다. 계산된 석출 결과를 바탕으로 하여, 상변태 실험 도중의 니오븀을 석출 상태와 용해 상태로 구분하였다. 그리고 JMAK 형태의 방정식을 이용하여 니오븀의 석출/용해 상태가 고려된 상변태 모델을 개발 하였다.

후 기

본 연구는 미래창조과학부의 재원으로 한국연구재단(NRF-2015R1A5A1037627)의 지원 및 포스코(2016Z026)의 지원을 받아 수행되었습니다.

REFERENCES

- [1] R. H. Wagoner, 2006, Report: Advanced High-Strength Steel Workshop, Arlington, Virginia, USA, pp. 22~23.
- [2] D. K. Matlock, J. G. Speer, 2006, Proc. Third International Conference on Advanced Structural Steels(editor: H.C. Lee), The Korean Institute of Metals and Materials, Seoul, Korea, pp. 774~781.
- [3] S.-Y. Lee, S.-I. Lee, B. Hwang, 2016, Sensitivity of Microstructural Factors Influencing the Impact Toughness of Hypoeutectoid Steels with Ferrite-Pearlite Structure using Multiple Regression Analysis, Korean J. Met. Mater., Vol. 54, No. 9, pp. 637~644.
- [4] S. H. Kim, D. H. Kim, K.-C. Hwang, S.-B. Lee, S.-K. Lee, H. U. Hong, D.-W. Suh, 2016, Heat Treatment Response of TiC-Reinforced Steel Matrix Composite, Met. Mater. Int., Vol. 22, No. 5, pp. 935~941.
- [5] A. J. Craven, K. He, L. A. Garvie, T. N. Baker, 2000, Complex Heterogeneous Precipitation in Titanium-niobium Microalloyed Al-killed HSLA Steels-I. (Ti,Nb)(C,N) Particles, Acta Mater., Vol. 48, No. 15, pp. 3857~3868.
- [6] S. S. Campos, E. V. Morales, H. J. Kestenbach, 2001, On strengthening mechanisms in commercial Nb-Ti hot strip steels, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 32, No. 5, pp. 1245~1248.
- [7] M. Charleux, W. J. Poole, M. Militzer, A. Deschamps, 2001, Precipitation Behavior and Its Effect on Strengthening of an HSLA-Nb/Ti Steel, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 32, No. 7, pp. 1635~1647.
- [8] J. G. Speer, J. R. Michael, S. S. Hansen, 1987, Carbonitride Precipitation in Niobium/vanadium Microalloyed Steels, Metall. Trans. A, Vol. 18A, No. 2, pp. 211~222.
- [9] J. C. Herman, B. Donnay, V. Leroy, 1992, Precipitation Kinetics of Microalloying Additions during Hot-rolling of HSLA Steels, ISIJ Int., Vol. 32, No. 2, pp. 779~785.

- [10] S. F. Medina, J. E. Mancilla, 1994, Static Recrystallization of Austenite and Strain Induced Precipitation Kinetics in Titanium Microalloyed Steels, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 42, No.12, pp. 3945~3951.
- [11] J.-S. Park, Y.-S. Ha, S.-J. Lee, Y.-K. Lee, 2009, Dissolution and Precipitation Kinetics of Nb(C,N) in Austenite of a Low-Carbon Nb-Microalloyed Steel, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 40, No. 3, pp. 560~568.
- [12] P. Fratzl, O. Penrose, J. L. Lebowitz, 1999, Modeling of Phase Separation in Alloys with Coherent Elastic Misfit, *J. Stat. Phys.*, Vol. 95, No. 5, pp. 1429~1503.
- [13] L. Onsager, 1931, Reciprocal Relations in Irreversible Processes I, *Phys. Rev.*, Vol.37, No. 4, p. 405.
- [14] J. Svoboda, F. D. Fischer, P. Fratzl, E. Kozeschnik, 2004, Modelling of Kinetics in Multi-component Multi-phase Systems with Spherical Precipitates: I: Theory, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 385, No. 1~2, pp. 166~174.
- [15] E. Kozeschnik, J. Svoboda, P. Fratzl, F. D. Fischer, 2004, Modelling of kinetics in multi-component multi-phase systems with spherical precipitates: II: Numerical solution and application, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 385, No. 1~2, pp. 157~165.
- [16] W. A. Johnson, R. F. Mehl, 1939, Reaction Kinetics in the Process of Nucleation and Growth, *Trans. AIME.*, Vol. 135, pp. 416.
- [17] H. N. Han, J. K. Lee, D.-W. Suh, S.-J. Kim, 2007, Diffusion-controlled Transformation Plasticity of Steel under Externally Applied Stress, *Philos. Mag.*, Vol. 87, No. 1, pp. 159~176.
- [18] T. A. Kop, J. Sietsma, S. van der Zwaag, 2001, Dilatometric Analysis of Phase Transformations in Hypo-eutectoid Steels, *J. Mater. Sci.*, Vol. 36, No. 2, pp. 519~526.
- [19] D.-W. Suh, C.-S. Oh, H. N. Han, S.-J. Kim, 2007, Dilatometric Analysis of Phase Fraction during Austenite Decomposition into Banded Microstructure in Low-Carbon Steel, *Acta Mater.*, Vol. 55, No. 12, pp. 2659~2669.
- [20] K. J. Irvine, F. B. Pickering, T. Gladman, 1967, Grain-refined C-Mn Steels, *Iron Steel Inst. J.*, Vol. 205, pp. 161~82.
- [21] K. Russel, 1980, Nucleation in Solids: The Induction and Steady State Effects, *Adv. Colloid Sci.*, Vol. 13, No. 3~4, pp. 205~318.
- [22] J.-H. Shim, E. Kozeschnik, W.-S. Jung, S.-C. Lee, D.-I. Kim, J.-Y. Suh, Y.-S. Lee, Y. W. Cho, 2010, Numerical Simulation of Long-term Precipitate Evolution in Austenitic Heat-resistant Steels, *Calphad*, Vol. 34, No. 1, pp. 150~112.
- [23] B. Sonderegger, E. Kozeschnik, 2009, Size Dependence of the Interfacial Energy in the Generalized Nearest-neighbor Broken-bond Approach, *Scr. Mater.*, Vol. 60, No.8, pp. 635~638.
- [24] H. N. Han, J. K. Lee, H. J. Kim, Y.-S. Jin, 2002, A Model for Deformation, Temperature and Phase Transformation Behavior of Steels on Run-out Table in Hot Strip Mill, *J. Mater. Process Tech.*, Vol. 128, No. 1~3, pp. 216~225.
- [25] H.-H. Cho, Y.-G. Cho, Y.-R. Im, J. K. Lee, J.-H. Kwak, H. N. Han, 2010, A Finite Element Analysis for Asymmetric Contraction after Coiling of Hot-rolled Steel, *J. Mater. Process Tech.*, Vol. 210, No. 6~7, pp. 907~913.
- [26] H.-H. Cho, Y.-G. Cho, D.-W. Kim, S.-J. Kim, W.-B. Lee, H. N. Han, 2014, Finite Element Investigation for Edge Wave Prediction in Hot Rolled Steel during Run Out Table Cooling, *ISIJ Int.*, Vol. 54, No. 7, pp. 1646~1652.
- [27] D. P. Koistinen, R. E. Marburger, 1959, A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-martensite Transformation in Pure Iron-carbon Alloys and Plain Carbon Steels, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 7, No. 1, pp. 59~60.