내진용 고강도 철근의 제조와 기술 개발 동향

황병철¹·심재혁²·이명규³·이준호^{3,*}·정준호⁴·김보성⁵·원성빈⁶

¹서울과학기술대학교 신소재공학과

²한국과학기술연구원 고온에너지재료연구센터

³고려대학교 신소재공학부

⁴현대제철 전기로제품개발1팀

⁵대한제강 생산관리팀

⁶동국제강 봉형강연구팀

Technical Developments and Trends of Earthquake Resisting High-Strength Reinforcing Steel Bars

Byoungchul Hwang¹, Jae-Hyeok Shim², Myoung-Gyu Lee³, Joonho Lee^{3,*}, Jun-Ho Jung⁴,
Bo-Sung Kim⁵, and Sung-Bin Won⁶

¹Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology, Seoul 01811, Republic of Korea

²High Temperature Energy Materials Research Center, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 02792, Republic of Korea

³Department of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul 02841, Republic of Korea

⁴Hyundai Steel, Incheon 22525, Republic of Korea

⁵Daehan Steel, Busan 49433, Republic of Korea

⁶Dongkuk Steel, Gyeongsangbuk-do 37874, Republic of Korea

Abstract: Since reconstruction of old town in Korea requires high-rise and seismic design construction, many attentions have been paid to high strength seismic reinforced steel bar. In the present paper, technical developments and trends are summarized for developing next-generation seismic reinforced steel bar of grade 700 MPa. Steelmaking process requires high energy efficiency and refining ability. Effects of alloying elements are explained, and alloy design based on computational thermodynamics is introduced. On the other hand, it is considered that grain size refinement by the controlled rolling and low temperature transformation structures formed by the accelerated cooling are effective to obtain acceptable mechanical properties with high strength. Finite element simulation analysis is also useful to understand plastic deformation by rolling, internal and external heat transfer, and corresponding phase transformation of austenite phase to various low-temperature transformation structures.

(Received September 20, 2016; Accepted September 26, 2016)

Keywords: metals, thermomechanical processing, strength, computer simulation, seismic design

1. 서 론

최근 재건축 단지의 고층화와 내진 설계 의무화에 따라 내진용 고강도 철근 개발 및 생산 기술의 안정성 확보가 중요화되어 떠오르고 있다. 특히 새롭게 건축 또는 증축되는 고층 건물의 재건축이 어려워짐에 따라 현재의 건축물보다 안전하면서도 기대 수명을 더욱 늘리기 위해서는 내진용 고강도

철근 제조를 위한 새로운 기술 개발이 필요한 실정이다. 내진용 철근이 일반 철근과 다른 점은 안장 강도 대비 항복 강도의 비율이 80% 이하의 저항복비(low yield-to-tensile ratio)로 설계된다는 점이며, 이는 지진 발생 시 철근의 소성 변형이 시작되는 시점부터 최종 파단에 이르기까지의 시간적인 여유를 확보하면서 건축물의 내진 성능을 개선, 인명 피해를 최소화하게 된다. 내진용 철근의 경우 2016년 개정된 KSD 3504(철근 콘크리트용 봉강)에는 항복 강도 600 MPa급까지 반영되었으나 중국 등 신흥 기술국의 추격이 빨라짐에 따라

*Corresponding Author: Joonho Lee

[Tel: +82-2-3290-3287, E-mail: joonholee@korea.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

국내 철강사의 경쟁력 향상을 위해 700 MPa급 이상의 내진용 고강도 철근 개발에 대한 요구가 커지고 있다 [1-4].

미국의 MMFX(microcomposite multistructural formable steel) Technology Corporation에서는 항복 강도 690 MPa와 830 MPa의 MMFX 철근을 개발하여 고강도 철근 적용 철근 콘크리트 구조물에 대한 연구를 수행하였으며, 내진용 철근의 경우 ASTM 706M을 통하여 항복 강도 420~550 MPa의 내진용 철근을 사용할 수 있도록 규정하였다 [5,6]. 일본은 철근 업체 내부 규격으로 685, 785, 985 MPa급 철근을 생산하여 공급하고 있으며, 내진용 철근의 경우 국토교통성 인증을 통하여 항복 강도 기준 590 MPa 및 685 MPa급 내진용 철근을 사용하고 있다. 국내에서는 2004년 ~ 2010년 기간에 “초고장력 H형강 및 철근 개발 사업”을 통하여 항복 강도 기준 600 MPa 및 700 MPa급 일반 철근을 상용화하였으며, 800 MPa급 일반 철근의 시제품을 생산하였다. 또한 내진용 철근의 경우에는 400 MPa 및 500 MPa급 철근을 상용화하고, 600 MPa급의 시제품을 제조한 바 있다 [4].

본 논문에서는 700 MPa급 이상의 내진용 고강도 철근 개발을 위하여 필수적인 핵심 기술을 중심으로 관련 연구 결과들을 정리하고, 최근 연구 동향을 파악하여 관련 기술 및 연구 수행에 도움이 되고자 하였다. 본 논문의 구성은 내진용 고강도 철근 제조 및 기술 개발을 위한 순서에 따라 제강 공정을 먼저 설명하고, 새로운 합금 설계를 위한 전산모사 기법과 제어 압연 및 냉각 기술을 소개한 후 소성 변형과 상변태에 기초한 유한요소 해석의 적용 예를 기술하였다.

2. 제강 공정

철근 생산을 위해서는 먼저 반제품인 빌렛(billet)을 생산한다. 국내에서는 주로 철 스크랩(scrap)을 원료로 하는 전기로 방식을 채택하고 있으나 국가에 따라 고로-산소전로 제강으로 대표되는 일관제철 방식으로 생산하고 있다. 재료의 전과정 평가(life-cycle assessment, LCA) 측면에서는 전기로 방식이 유리한 면이 있으나, 이는 각 나라의 전기 생산량과도 밀접하게 연관되어 있어, 단순히 유·불리를 논하기는 어렵다. 본 논문에서는 국내에서 일반적으로 활용되고 있는 전기로 제강법을 중심으로 논의하고자 한다.

최근 전기로 제강에서는 로의 대형화와 초고전력화(ultra-high power, UHP), 에너지 저장 기술의 발전이 두드러진다. 1970년대에 전기로의 에너지 사용량은 대략 600 kWh/t-steel이었으나, 최근의 기술 진보를 통해 에너지 사용

량은 약 300 kWh/t-steel 수준으로 감소하였다 [7]. 또한 조업의 생산성과 밀접한 연관성을 보이는 작업시간(tap-to-tap, TTT) 시간의 경우 180분에서 40분으로 감소되는 등 비약적 발전을 보이고 있다. 1 톤의 용강을 생산하기 위해서는 대략 580 kWh/t의 에너지가 요구되는데, 초기 전기로의 경우 대부분의 에너지가 전기 에너지로 공급되었다면, 최근의 전기로에서는 20~50%의 에너지가 화학 에너지 형태로 공급되어 에너지 저감을 이루고 있다 [8]. 대표적인 에너지 저장 기술로는 버너 가열, 산소 부화, 2차 연소(post-combustion), 슬래그 포밍(slag foaming), 스크랩 예열 기술을 들 수 있다.

산소 부화 조업은 1970년대 오일 쇼크 이후 에너지 대체 수단 도입을 통한 전력 에너지 절감에 대한 방법으로 개발되었으며 산소 투입량은 매년 지속적으로 증가 추세를 나타내다가 최근 온실가스 절감을 위해 다소 감소 추세를 나타내고 있다 [8]. 전기로에 투입된 산소(O)는 스크랩과 산화 반응을 일으켜 식 (1)과 같이 반응 생성열에 의한 승온 효과를 기대할 수 있다 [9].

$$\begin{aligned} Fe(s) + \frac{1}{2} O_2 &= FeO(l) \\ \Delta H^\circ &= -4,700 \text{ kJ/kg} - Fe \end{aligned} \quad (1)$$

산소 투입은 산화열을 활용한 철 스크랩 용해시간 단축을 통한 생산성 향상 및 운용 비용 절감의 효과는 있으나, 용강의 과산화로 인하여 출강 실수율이 감소하는 단점이 있다 [8,9]. 대체로 산소 1 Nm³ 투입시 철(Fe)의 회수율은 0.1% 감소하는 것으로 알려져 있으며 이를 보완하기 위해 분탄 투입을 통한 슬래그 포밍으로 에너지 효율을 높임과 동시에 Fe를 다시 환원시키는 조업을 실시하고 있다.

UHP 조업은 1964년 미국의 W.E. Schwabe에 의해 제창된 기술로, 종전 대비 2~3배의 대전력을 투입하여, 저전압 대전류의 저역율 조업을 통해 단락 아크(short arc)를 발생시키는 기술이다. 이를 이용하여 전기로 내의 내화물 보호와 플리커(flicker) 개선에 유리하나, 전력 원단위 및 전극 원단위 상승의 단점도 갖고 있다. 최근에는 수냉 노벽 및 수냉 천정 설비의 발전에 따라 고전압 고역율 조업을 통해 롱 아크(long arc)를 사용하고 있다. 고전압 고역율 조업에서는 무효 전력을 최소화시키고 UHP의 문제점으로 지적된 전력 원단위 및 전극 원단위를 감소시키는 효과를 가져왔다. 에너지 효율 극대화를 위해 화학 에너지를 투입한 것을 초고화학전력(ultra-high chemical power, UHCP)라고 하며, 이 경우 산소 사용량을 최

대 70 Nm³ 취입함과 동시에 고성능 버너를 통한 가열은 물론 분탄 취입 슬래그 포밍 제어시스템을 갖추고 있다 [8].

전기로의 스크랩 예열 기술은 콘스틸(consteel), 트윈 셸(twin Shell)로, 샤프트(shaft)로 등에서 활용되고 있는데 전기로 배가스를 통한 스크랩 예열을 통해 전력 원단위를 60 ~ 90kWh/t까지 절감시킨 것으로 보고되었다 [7]. CONSTEEL은 수평 컨베이어 벨트를 이용하여 예열된 스크랩을 연속 장입하도록 설계된 반면, Fuchs 샤프트로의 경우 스크랩을 상부에서 장입하여 예열된 뒤 전기로 측면에서 장입되도록 설계하였다. 또한, IHI 샤프트로의 경우 상부에서 예열된 스크랩을 전기로 중앙부에 장입하여 조업을 진행하도록 되어 있다. ECOARC에서는 샤프트로를 이용한 스크랩 예열은 물론 배가스의 2차 연소로(post combustion chamber)를 설치하여 버너로 900 °C까지 가열 후 스프레이 냉각을 통해 다이옥신 방출을 억제하는 친환경 설비를 갖추었다 [10].

슬래그 포밍 조업은 고역율 조업에서 슬래그로 롱 아크를 유효하게 감싸주어, 전극봉으로부터 용강으로의 열전달 효율을 높여주어 결과적으로 전력 원단위 및 전극 원단위를 저감시키는 데 기여한다 [9]. 슬래그 포밍은 일반적으로 기포가 슬래그 내에 체류하는 시간을 나타내는 포밍 지표(foaming index, Σ)로 표시하며 식 (2)로 나타낼 수 있다 [11].

$$\Sigma = 115 \frac{\mu^{1.2}}{\sigma^{0.2} \rho D^{0.9}} \quad (2)$$

단, μ 는 점도, σ 는 표면장력, ρ 는 밀도, D 는 기포의 직경을 나타낸다. 슬래그 중 FeO의 함량이 증가할수록, 염기도가 커질수록 포밍 지표는 감소하는 경향을 나타낸다 [12].

한편, 2016년 개정된 KSD 3504에서는 SD300은 인(P)과 황(S)의 농도를 기존과 같이 0.050 wt% 이하로 제한한 반면, SD400에서는 0.045 wt%, SD500 이상의 강종에서는 0.040 wt% 이하로 제한하였다. 특히 용접용 및 내진용 철근에서는 강도와 무관하게 0.040 wt% 이하로 제한하였다 [1]. 이러한 성분 규제 강화는 전기로 내외의 정련능 향상을 통해 극복될 수 있다.

P은 주로 전기로 내부에서 식 (3)과 같은 산화 정련을 통해 제거된다.

슬래그의 정련능을 나타내는 P의 capacity는 식 (4)로 나타낼 수 있다 [13].

$$C_{PO_4^{3-}} = \frac{(wt\% PO_4^{3-})}{[wt\% P] \times p_{O_2}^{5/4}} = \frac{K_3 a_{O^{2-}}^{3/2} f_P}{\gamma_{PO_4^{3-}}} \quad (4)$$

단, f_P 는 용강 중 P의 활동도 계수, p_{O_2} 는 산소 분압, $a_{O^{2-}}$ 는 슬래그 중 산소 이온의 활동도, $\gamma_{PO_4^{3-}}$ 는 슬래그 중 PO_4^{3-} 의 활동도 계수를 나타낸다. 식 (4)로부터 산소 분압이 높을수록(즉 슬래그 중 FeO 농도가 높을수록), 염기도가 높을수록, 그리고 온도는 낮을수록 탈린에 유리함을 알 수 있다. 또한, 슬래그 중 PO_4^{3-} 의 활동도 계수가 낮을수록 정련능이 높아지며, 이를 고려한 슬래그 설계가 요구된다 [14]. 단, P의 정련능을 높이기 위해 FeO 농도를 높이거나 생석회 사용량을 늘릴 경우 슬래그 포밍 지표가 감소하게 되므로 적절한 주의가 요구된다.

S의 경우 주로 정련호(ladle furnace, LF) 등을 이용한 노외 정련을 통해 식 (5)와 같은 반응에 의해 제거된다 [9].

S도 P와 마찬가지로 슬래그 정련을 통해 제거되는데, 슬래그 정련능을 나타내는 S 용량(capacity)는 다음과 같이 식 (6)으로 나타낸다 [13].

$$C_{S^{2-}} = \frac{(wt\% S^{2-}) \times p_{O_2}^{1/2}}{[wt\% S]} = \frac{K_5 a_{O^{2-}} f_S}{\gamma_{S^{2-}}} \quad (6)$$

단, f_S 는 용강 중 S의 활동도 계수, $\gamma_{S^{2-}}$ 는 슬래그 중 S^{2-} 의 활동도 계수를 나타낸다. 식 (6)으로부터 S의 정련을 위해서는 높은 온도, 낮은 산소 분압, 높은 염기도가 유리한 것을 알 수 있다. 높은 정련능을 얻기 위해서는 CaO와 3CaO·SiO₂의 이중 포화 조건인 CaO-SiO₂-CaF₂ 슬래그를 사용하는 것이 제안되었으나 [15], 환경 문제로 인해 플루오르(F)의 사용이 제한되고 있어 적절한 슬래그 조성 설계가 요구되고 있다.

전기로에 용선을 사용할 경우 슬래그 포밍 및 정련에 대한 새로운 설계가 요구된다. Lee와 Sohn [16]은 전기로에서 철 스크랩과 함께 용선을 사용할 경우 S, P, 질소(N)의 정련능에 대한 연구 결과를 보고하였으며, Matsuura와 Fruehan [17]은

Table 1. Composition of various steel bars (wt%) and their applications [18].

Alloy	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Other	Application
M1020	0.2	0.6					Low strength steel for non-critical applications
M1030	0.3	0.6					For non-critical condition with higher strength
Micro900	0.38	1.35				Ti=0.013, V=0.11	Medium high stress, very good weldability and machinability
4140	0.4	0.9	0.9		0.25		Medium high stress, good fatigue properties
6580	0.3	0.65	2.0	2.0	0.4		Highest dynamic stress, excellent fatigue properties
304	0.05	<2.0	19.0	8.0			Food processing, fasteners and springs
431	0.15	<1.0	16.0	1.9			High stress shafts, fasteners with high corrosion resistance

슬래그 포밍 지표의 변화에 대한 연구를 수행하였다.

3. 합금 설계

고강도 철근의 합금 설계는 크게 석출 강화와 고용 강화를 이용하는 방법을 통해 이루어지고 있다. 일반적으로 철근에 포함되는 합금 원소는 탄소(C)와 망간(Mn)이다. 체심입방(Body Centered Cubic, BCC) 구조(nutrensite)의 Fe에서 C의 고용도는 매우 낮기 때문에 열간 압연을 거쳐 냉각되는 과정에서 C는 대부분 탄화물 형태로 석출되게 된다. Mn 외에 다른 합금 원소가 없는 경우에 C는 Fe와 반응하여 세멘타이트(Fe_3C)를 형성하게 된다. 따라서 합금 내에 C 함량이 증가할수록 세멘타이트에 의한 석출 강화 효과가 커져 강도가 증가한다. 다만 최근 고강도 철근 생산을 위해 열간 압연 후 철근 표면을 수냉하는 템프코어(tempcore) 공정을 적용하는 경우에는 냉각 속도가 빠른 표면부에는 C가 과포화된 마르텐사이트가 형성되며 [4], 이렇게 형성된 마르텐사이트는 냉각존 통과 후 내부 변태에 의한 잠열에 의하여 다시 온도가 상승하여 템퍼링(tempering) 효과가 나타나 과포화된 C는 다시 탄화물을 형성한다. 용접성을 고려할 때 강도 향상을 위해 C 함량을 크게 증가시키기는 어려우며 통상적으로 C의 최대 첨가량은 0.4 wt%를 초과하지 않는다. 참고로 2016년 개정된 KSD 3504에서 항복 강도 600 MPa급 내진용 철근의 화학 성분 규격에도 D35가 초과되는 철근에 대해 최대 C 함량은 0.40 wt% 이하로 제한하고 있다. 실제로 C 함량이 증가할수록 철근의 항복 강도 상승폭 대비 인장 강도 상승폭이 조금 더 크기 때문에 저항복비의 내진용 철근 설계시 효과적이다.

일반적으로 Mn은 치환형 원자로 고용되어 고용 강화 효과를 유발하는 것으로 알려져 있다. C 당량이 비교적 높은 Mn 역시 용접성을 고려하여 통상적으로 2 wt%를 초과하지 않는 범위에서 첨가된다.

표 1은 Atlas Specialty Metals가 생산하는 다양한 철근의 합금 성분과 용도를 나타내고 있다 [18]. 일반적인 용도의 철근에는 C와 Mn 정도만 첨가되지만 특수 용도의 철근에는 C와 Mn 외에도 크롬(Cr), 니켈(Ni) 및 몰리브덴(Mo) 등의 원소가 첨가된다. Micro900은 C와 Mn 외에 미량합금(micro-alloying) 원소로 티타늄(Ti)과 바나듐(V)이 첨가된 고강도 철근으로서 미량합금 원소가 미세한 탄질화물(carbonitride)을 석출시켜 강도를 향상시키는 특징을 갖고 있다. 미량합금 원소를 사용하는 것의 장점은 C와 Mn의 증가 없이도 미량의 합금 원소 첨가로 큰 강도 향상 효과를 얻을 수 있어 고강도이면서도 용접성이 크게 저하되지 않는다는 점이다. 4140 및 6580은 C와 Mn 외에 Cr, Ni 및 Mo이 첨가되어 기계적 성질을 향상시킨 철근이며 특히 피로 특성이 크게 향상된다. 304 및 431은 각각 오스테나이트계(austenite) 및 마르텐사이트계(martensite) 스테인레스강 철근이며 다량의 Cr이 포함되어 있어 내식성을 크게 요구하는 분야에 응용된다.

최근 고강도 철근의 합금 설계 방향은 니오븀(Nb), Ti 및 V과 같은 미량합금 원소를 첨가하여 미세한 탄질화물을 형성시켜 강도를 향상시키는 것이다. 미세한 탄질화물은 그 자체로 전위의 움직임을 방해하여 강도를 시킬 뿐 아니라 결정립 성장도 억제하여 결정립 미세화에 의한 강도 향상도 기대할 수 있다. 구체적으로 이들 Nb, Ti, V은 C 및 N과 강한 친화력을 가지고 있어 열간 압연 영역에서 탄화물, 질화물, 탄질화물로 석출하게 되며, 압연을 위한 가열시 대부분 용해된다. 그러나 TiN은 오스테나이트 영역의 매우 높은 온도에서도 안정하여 통상 열간 압연을 위한 가열 조건에서 석출 상태로 잔존한다. 오스테나이트와 페라이트(ferite)에서 탄질화물의 석출은 주로 재료 내의 결함에서 일어나는데 이는 석출 현상을 통해 기지와 탄질화물간의 격자 상수의 큰 차이에서 기인되는 탄성 변형 에너지를 줄이기 위함이다.

각 미량합금 원소의 첨가 효과를 자세히 살펴보면, Ti은 N과 결합하여 TiN을 형성하며, 고온에서 아주 느린 속도로 성장 및 석출한다. TiN은 가열로에서 소재를 재가열하는 동안 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하는 중요한 석출물로 알려져 있다. 결정립 성장을 효과적으로 억제시키기 위해서는 TiN의 크기가 가능한 미세해야 하는데, 일반적으로 강의 응고 속도가 늦으며 TiN이 조대하고, 같은 냉각 속도에서는

Fig. 1. Calculated equilibrium phase amount of Fe-0.2C-0.6Mn alloy as a function of temperature.

Ti, N의 양적 비율에 따라 석출 온도가 변하여 그 크기가 달라진다.

한편 V은 오스테나이트 온도 영역 내에서 고용 상태로 있을 때 입계에 대해 당기는 힘(drag force)이 작아 오스테나이트 결정립의 재결정 거동을 방해하기 어려우며, 오스테나이트에서 페라이트로 변태 시 페라이트 내에 V(C,N)로 석출함으로써 석출 강화 효과가 큰 원소이다. 또한 V(C,N)의 석출로 기지 내에 고용된 C, N의 양을 감소시킴으로써 충격 인성이 증가되는 효과도 있다. 또한 Nb은 압연 중 고용 상태로 오스테나이트 계면에 존재하거나 N와 결합하여 수 나노미터의 석출물을 형성하기 때문에 압연 후 일어나는 재결정을 억제하여 변형된 오스테나이트 결정립계를 연신된 형태로 유지함으로써 이로부터 생성되는 페라이트 결정립을 미세화시키는 역할을 한다.

한편 최근 소재 개발에 적용 가능한 다양한 전산모사 기법이 개발되어 철근의 합금 설계에도 충분히 적용하는 것이 가능하다. 먼저 CALPHAD법은 합금계에 존재하는 다양한 상의 깁스(Gibbs) 자유 에너지를 실험 데이터를 기반으로 도출하고 합금계의 상평형을 계산하는 기법으로서 다원계 합금의 상평형도 빠른 시간 내에 계산할 수 있는 장점이 있다 [19]. 이미 국내에도 다양한 열역학 계산 프로그램 및 관련 열역학 데이터베이스가 보급되어 있는 상태이다. 그림 1은 대표적인 철근 합금 조성인 Fe-0.2C-0.6Mn에 대하여 온도 변화에 따른 평형 상분율을 Thermo-Calc [20] 프로그램을 이용하여 계산한 결과이다. 1520 °C부터 페라이트(δ)가 형성되어 응고가 시작되며, 1490 °C에서 오스테나이트(γ)가 형성되기

Fig. 2. Simulated (a) amount and (b) size of NbC precipitate in Fe-0.2C-0.6Mn alloy at 700 °C as a function of Nb content.

시작한다. 820 °C 이하에서는 오스테나이트가 페라이트(α)로 변태되기 시작하며, 710 °C에서는 γ - α 변태가 거의 완료되면서 세멘타이트가 형성된다.

단순한 열역학 평형 계산에 핵생성 및 성장 모델을 결합하여 석출 거동을 속도론적으로 계산하는 기법도 발달하고 있다. 대표적인 프로그램으로는 MatCalc [21]가 있으며 그 밖에 유사한 프로그램도 속속 발표되고 있다. 그림 2는 MatCalc를 이용하여 Fe-0.2C-0.6Mn 합금에 다양한 함량의 Nb를 첨가할 때 700 °C에서 석출 거동을 계산한 결과를 나타내고 있다. 700 °C에서는 약 4시간 정도에서 Nb 탄화물(NbC)의 석출이 완료되는 것으로 보이며, Nb 함량이 증가함에 따라 석출량도 계속 증가하는 것으로 확인된다. Nb 탄화물의 크기는 10~30 nm로 매우 미세한 것으로 예측되며, Nb 함량이 증가함에 따라 크기도 증가하는 것으로 나타나지만 그 증가 폭은 감소하는 것으로 확인된다. 그림 3은 Nb 탄화물

Fig. 3. Calculated Orowan strength in Fe-0.2C-0.6Mn alloy as a function of Nb content.

Fig. 5. Calculated amount of phase transformation products of Fe-0.2C-0.6Mn-0.05Nb alloy as a function of cooling rate.

Fig. 4. Calculated continuous cooling transformation curve of Fe-0.2C-0.6Mn-0.05Nb alloy.

의 석출 강화 효과를 위해 Orowan 강도를 MatCalc로 계산한 결과이다. Nb 함량이 증가함에 따라 Orowan 강도도 증가하는 것으로 나타나나 그 증가폭은 약간 줄어드는 것으로 예측된다. 이는 Nb 함량이 증가함에 따라 Nb 탄화물 석출량도 증가하지만 석출물의 크기도 약간 증가하여 석출 강화 효과가 직선적으로 증가하지 않음을 나타낸다.

JMatPro [22]는 철강의 γ - α 변태 모델을 기반으로 상변태시 나타나는 페라이트, 펄라이트, 베이나이트(bainite) 및 마르텐사이트의 변태 속도를 계산할 수 있으며 냉각 속도에 따른 변태 상의 분율과 기계적 성질까지 예측이 가능하다. 그림 4는 Fe-0.2C-0.6Mn-0.05Nb 합금의 연속 냉각 변태(continuous cooling transformation, CCT) 곡선을 JMatPro로

계산한 결과를 나타내고 있다. 1 °C/s보다 느린 냉각 속도에서는 오스테나이트가 페라이트와 펄라이트로 변태하나 1 °C/s보다 빠른 냉각 속도에서는 저온 변태 조직(low-temperature transformation structure)인 베이나이트가 나타나기 시작하고 30 °C/s 부근에서는 마르텐사이트 변태가 일어남을 확인할 수 있다. 그림 5는 JMatPro를 이용하여 Fe-0.2C-0.6Mn-0.05Nb 합금의 변태 조직의 구성을 냉각 속도의 함수로 나타낸 결과이다. 냉각 속도가 증가함에 따라 페라이트의 분율은 지속적으로 감소하며 베이나이트의 분율은 증가한다. 30 °C/s 이상에서는 베이나이트를 대신하여 마르텐사이트 분율이 크게 증가하는 경향을 나타낸다. 그림 6은 JMatPro를 이용하여 Fe-0.2C-0.6Mn-0.05Nb 합금의 항복 강도 및 인장 강도를 냉각 속도의 함수로 나타낸 결과이다. 냉각 속도가 증가함에 따라 항복 강도 및 인장 강도는 증가하는 양상을 나타내나 30 °C/s과 40 °C/s 사이에서는 약간 감소하는 경향을 나타내고 이후 계속 증가하는 양상을 나타내고 있다. 따라서 석출 및 고용 강화 효과 없이 공정 제어만으로는 항복 강도를 800 MPa 이상 높이는 것은 어려울 것으로 보이며 석출 및 고용 강화 효과를 극대화할 수 있는 합금 원소의 활용이 필요하다.

4. 제어 압연 및 냉각 공정

현재 초고층 빌딩이나 교량, 해양구조물, 압력용기, 라인파이프에 사용되는 구조용 철강 재료의 경우 고강도와 함께 우수한 저온 인성, 용접성, 고변형능, 내부식성 등 다양한 특성

Fig. 6. Calculated yield and tensile strength of Fe-0.2C-0.6Mn-0.05Nb alloy as a function of cooling rate.

이 동시에 요구되고 있다. 이들은 모두 합금 원소의 첨가를 최소화하면서 고강도를 얻기 위해 결정립 미세화나 베이나이트 및 마르텐사이트와 같은 저온 변태 조직을 적극 이용하는 방향으로 연구가 진행되고 있다. 가공 열처리 (thermo-mechanical control process, TMCP)로 잘 알려진 이러한 방법은 제어 압연에 의한 결정립 미세화와 가속 냉각에 의해 형성된 저온 변태 조직을 통해 고강도와 함께 다양한 특성을 동시에 얻을 수 있다 [23-26].

그림 7은 TMCP 공정과 미세조직 형성에 대한 전형적인 예를 보여주고 있다. 철근의 경우 반제품 빌렛을 가열로에 장입한 후 강종 및 용도에 따라 가열 온도와 시간을 조절하여 내부의 오스테나이트 결정립 크기를 조절한다. 강종에 Nb, V, Ti 등의 미량합금 원소들이 일정량 첨가될 때 이들이 고용 상태로 존재하는 경우 끌림(solute drag) 효과에 의해 오스테나이트의 재결정이 지연되며, 탄질화물로 석출되는 경우 피닝(pinning) 효과에 의해 오스테나이트의 결정립 성장이 억제된다. 특히 Nb 첨가는 재결정 정지온도(recrystallization stop temperature)를 효과적으로 높여 오스테나이트의 미재결정 영역(non-recrystallization region)을 확대시키는데 이 영역에서 큰 압하량이 가해질 경우 연신된 오스테나이트와 변형띠(deformation band)가 형성되어 결정립계와 함께 결정립 내부에서도 페라이트의 핵생성이 일어나 최종 조직이 더욱 미세해진다. 실제로 철근 분야의 경우 위와 같은 TMCP 공정에 대한 연구나 실용화가 많이 부족한 실정인데 이는 철근이 저부가가치 제품으로 취급되어 연구개발에 대한 관심이 상대적으로 적고 선재와 같이 열간 변형 속도가 매우 빨라

Fig. 7. Schematic diagram of a typical thermo-mechanical control process.

Fig. 8. (a) Strain-based design and (b) strain demand, strain capacity distributions and probability of failure [27].

재결정 거동에 대한 이해가 어렵기 때문이다 [25].

최근 내진용 고강도 철근과 같이 지진, 폭풍우, 구조물 자체의 하중 등에 의해 수반되는 급격한 또는 점진적인 변형에 대한 파괴 저항성을 증가시키기 위하여 강재의 변형능(strain capacity)에 대한 관심이 커지고 있다. 이를 고려한 강종 설계를 흔히 “변형기초 설계(strain-based design, SNBD)”라 하는데(그림 8(a)) 강재가 낮은 항복비나 높은 균일 연신율을 갖는 것이 주된 특징이다. 실제로 요구 변형률 이상의 충분한

Fig. 9. (a) Continuous cooling transformation diagram, (b) hardness, and (c) microstructure as a function of cooling rate with different Mo contents for the boron-added steels. Dotted parallel lines in (c) indicate martensite and bainite start temperatures [32].

변형능을 갖는 강재는 변형에 대한 파손(failure) 확률이 상대적으로 낮다(그림 8(b)) [27]. 따라서 높은 강도와 우수한 변형능을 동시에 갖는 내진용 고강도 철근을 제조하기 위해서는 합금 원소와 함께 TMCP 공정 변수의 조절에 따른 최적화된 미세조직적 설계가 필요하다. 이전의 많은 연구결과에 따르면 2상 조직(dual phase)은 우수한 변형능과 함께 고강도를 얻을 수 있는 가장 적합한 미세조직으로 알려져 있다 [26-32]. 이는 연한 페라이트에서 초기 항복이 쉽게 일어나고 이후 베이나이트나 마르텐사이트와 같은 강한 저온 변태 조직으로 하중이 전달되는 과정에서 일어나는 가공 경화에 의해 높은 변형 경화능을 제공할 수 있기 때문이다. 현재 저항 복비와 높은 균일 연신율을 얻기 위한 라인파이프강의 연구에서 다양한 미세조직을 갖는 2상 조직의 고강도강이 개발되어 제조되고 있다 [26-32].

일반적으로 고강도 철근의 경우 템프코어(tempcore)라는 수냉 공정을 거치면서 표면부에는 경한 마르텐사이트 조직이 형성되고 중심부에는 상대적으로 연한 페라이트-펄라이트 조직이 형성된다 [4]. 이는 미세조직적 측면에서 균일한 형태의 2상 조직이 아니기 때문에 저항복비나 높은 균일 연신율과 같은 충분한 변형능을 얻는데 한계가 있다. 따라서 700 MPa급 이상의 내진용 고강도 철근을 개발하기 위해서는 압연 및 냉각 공정의 제어를 통해 표면부나 중심부에 균일한 2상 조직을 얻는 것이 하나의 방안으로 제시될 수 있다. 그림

7과 같이 Ar_3 이상의 온도에서 마무리 압연 후 2상(오스테나이트-페라이트) 영역을 통과하면서 미변형된 페라이트(fresh ferrite)를 형성시키거나(SA, SB, SC로 표시) Ar_3 와 Ar_1 사이의 2상 영역에서 마무리 압연을 실시하여 변형된 페라이트를 형성시킨 후(IA, IB, IC로 표시) 냉각 과정을 통해 새로운 2상 조직을 만들 수 있다. 이러한 과정에서 마무리 압연 후 냉각 시작 온도가 낮을수록 미세조직 내에 형성되는 페라이트의 부피 분율은 증가되며, 냉각 종료온도가 낮을수록 보다 경한 저온 변태 조직의 형성이 가속화된다 [28].

일반적인 고강도 철근은 수냉 공정에서 이송 속도, 냉각 수량 및 수압에 의한 냉각 속도와 강종에 따른 경화능(hardenability) 차이로 인해 표면부와 중심부의 미세조직 형성이 달라진다. 실제로 템프코어 공정의 경우 냉각이 종료된 후 철근 단면에 형성된 온도 구배에 의해 중심부는 페라이트-펄라이트 조직이 나타나지만, 표면부는 잠열(latent heat)에 의해 마르텐사이트가 템퍼링됨으로써 템퍼드 마르텐사이트 조직이 형성되는 것으로 알려져 있다 [4]. 따라서 고강도 철근을 제조하기 위해서는 표면부에서 중심부로 최대한 깊은 곳까지 마르텐사이트나 베이나이트와 같은 경한 저온 변태 조직을 형성시켜야 하는데 이를 위하여 Mn, Cr, Mo 등의 합금 원소가 다량 첨가하기도 한다. 그러나 Cr, Mo 등의 합금 원소는 가격이 비싸기 때문에 철근의 원가 절감 측면에서 보론(B)과 같은 효과적인 경화능 향상 원소를 고려할 필요가 있다. B은 Cr, Mo 등의 일반적인 합금 원소와 달리 수십 ppm의 미량 첨가를 통해서도 오스테나이트에서 페라이트로의 확산 변태를 지연시켜 강의 경화능을 크게 증가시킬 수 있다 [29,30]. 이러한 B의 경화능 향상 효과는 오스테나이트 결정립계에 편석된 B 원자들이 결정립계 에너지를 감소시켜 초석 페라이트의 생성을 억제하기 때문으로 알려져 있지만 그 효과는 공정 조건에 따라 달라질 수 있다. B은 강 중 고용도가 낮기 때문에 냉각 과정에서 오스테나이트 결정립계에 석출물로 쉽게 형성되어 경화능 향상 효과를 저하시키기도 하며, 다른 합금 원소와의 상호작용으로 인해 경화능을 더욱 증가시키기도 한다 [29-32]. 즉 B의 경화능 향상 효과는 다른 합금 원소와의 상호작용과 함께 온도, 변형, 냉각 속도 등의 공정 변수에 따른 결정립계에서의 B 편석과 석출 거동에 따라 변할 수 있다. 따라서 B이 첨가된 강의 경화능을 극대화시키기 위해서는 B의 최적 함량과 함께 다른 합금 원소와의 상호작용, 공정 변수의 영향 등을 이해하는 것이 매우 중요하다.

최근 연구에 의하면 Mo은 다른 합금 원소에 비해 B의 경화능 향상 효과에 큰 기여를 하는 것으로 보고되는데 이는

Fig. 10. Three major units for the finite element simulation of steel bar.

Mo 첨가가 결정립계에 석출되는 $M_{23}(C,B)_6$ 의 석출을 억제시켜 결정립계에 형성되는 용질 B의 농도를 증가시키기 때문에 설명되고 있다 [31]. 실제로 Mo이 첨가된 보론강 시편의 CCT 곡선, 경도, 미세조직을 그림 9에 나타내었다. CCT 곡선을 보면(그림 9(a)), Mo이 0.05 wt%만 첨가되어도 변태 종료 온도가 크게 낮아져 경화능이 향상되는 것을 알 수 있다. 또한 90 % 마르텐사이트 경도값에 해당하는 임계 냉각 속도를 보면(그림 9(b)), Mo 함량 증가에 따라 임계 냉각 속도가 작아져 경화능이 향상됨을 알 수 있다. 냉각 속도에 따른 미세조직의 변화를 살펴본 결과 Mo이 첨가되지 않은 시편의 경우 초석 페라이트의 형성을 억제하기 위해서는 20 °C/s 이상의 빠른 냉각 속도가 필요하였으나 0.2 wt% 이상의 Mo이 첨가된 시편의 경우에는 0.2 °C/s의 가장 느린 냉각 속도에서도 초석 페라이트의 형성이 완전히 억제되었다 [32]. 따라서 B의 적극적인 활용을 통한 고강도 철근을 제조하기 위해서는 B와 다른 합금 원소와의 상호작용에 대한 보다 근본적인 연구가 필요할 것으로 생각된다.

5. 소성 변형 및 상변태를 고려한 유한요소 해석

내진용 고강도 철근 생산 공정 최적화를 위하여 철근의 압연에 의한 소성 변형, 철근 내부 및 외부와의 열전달, 그리고 높은 온도에서의 오스테나이트 조직으로부터 다양한 저온 변태 조직으로의 상변태를 해석하는 유한요소 전산모사 기술이 활발히 연구되고 있다. 특히 고강도 철근 생산을 위한 템프코어 공정은 열간 압연 후 철근 표면을 수냉하는 공정이 필수적이므로 수냉에 의한 냉각 속도와 이로 인한 강한 마르텐사이트 조직의 생성, 냉각 종료 후 잠열에 의한 철근 자체

가열과 이로 인한 템퍼링 된 마르텐사이트의 상변태 모사는 해석 정확도를 높이기 위해 필수적으로 고려되어야 할 사항이다.

철근 생산 공정의 유한요소 해석은 크게 압연 중 압하량과 롤 간 인장력을 소성(plasticity) 모델로 적용하는 “기계적 (mechanical) 유닛(unit)”, 가열된 철근이 변형과 함께 소재 내 또는 압연기 사이의 열전달, 철근 표면으로부터 공기 중으로 열전달 해석과 관련된 “열적(thermal) 유닛”, 그리고 철강 고유의 상변태에 의한 철근의 미세조직의 변화를 해석하는 “금속학적(metallurgical) 유닛”으로 나뉜다. 하지만 이렇게 3가지의 주요 유닛은 독립적이지 않고 서로 유기적으로 연결되어 있기 때문에 전통적인 기계적 압연 해석 등과는 다른 매우 고차원적인 해석 방법의 개발이 필요하다. 예를 들면, 상변태에 의해 공정 중에 지속적으로 변하는 미세조직은 구성상의 기계적 성질을 변화하게 하며, 이는 구성상의 응력-변형을 관계를 변화시킨다. 또한, 상변태 중 발생하는 잠열은 열적 유닛의 온도 증가를 가져오며, 이러한 온도의 변화는 기계적 거동 및 금속학적 특성에 영향을 줄 수 있다. 그림 10에 통상적인 철근 생산 공정을 위해 요구되는 전산모사법의 개요를 나타내고 있다.

철근 공정 중 발생하는 철근의 기계적 특성, 온도 변화 및 상변태를 해석하기 위해서는 무엇보다 정확한 열해석이 필요하다. 유한요소 해석에 사용되는 열전달 문제는 식 (7)과 같은 지배식이 이용 된다 [33].

$$\rho c \dot{T} - \nabla \cdot (k \nabla T) - r_v = 0 \quad (7)$$

식 (7)에서 ρ , c , k 는 각각 밀도, 비열, 열전도도, r_v 는 열원 (heat source)을 나타낸다. 철근의 압연 및 템프코어 중 철근을 구성하는 미세조직은 연속적으로 변화하기 때문에 이들 상수들은 각 상들의 현재 부피 분율을 고려하여 구해진다. 가장 간단하면서도 효과적인 가정은 다음과 같은 혼합 법칙 (mixture rule)을 적용하는 것이다. 즉, $X = \sum X_i f_i$. 여기서 X_i 와 f_i 는 ‘i’ 상의 열적 물성과 부피 분율을 각각 나타낸다.

템프코어에 의한 고강도 철근 생산 전산모사에서 가장 중요한 것은 철근 중심 부분에서의 주요 조직인 연질 상들과 철근 표면부에 생성된 마르텐사이트 조직을 예측하는 것이다. 고온의 오스테나이트 조직으로부터 생성되는 마르텐사이트는 비확산(diffusionless) 변태에 의하여 템퍼링된 마르텐사이트를 포함한 나머지 상들은 통상적으로 확산 변태 모델을 적

Fig. 11. Calculated transformed phase fractions of Fe-C-Mn-Si steel under continuous cooling at different cooling rates [36].

용하는 것이 대부분이다 [34]. 확산 변태 모델 중에서도 간단하면서도 정확도가 높기 때문에 Johnson-Mehl-Avrami(JMA) 식이 대표적이며 이는 식 (8)로 표현될 수 있다 [35-37].

$$f = 1 - \exp(-\beta^n) \quad (8)$$

식 (8)에서 f 는 상변태 부피 분율을, n 은 JMA 지수를 나타낸다. 여기서 변수인 β 는 아래에 식 (9)와 같은 온도(T)와 시간(t)의 함수로 표현될 수 있다.

$$\beta = k(T) \cdot t = k_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t \quad (9)$$

식 (9)에서 Q 는 활성화 에너지, k_0 는 상수, R 는 기체상수로 8.314 J/mol을 나타낸다. 식 (9)는 일반적으로 등온 상변태로부터 유도된 것으로 실제적으로 일어나는 비등온(non-isothermal) 공정 해석을 위해서는 Mittemeijer 등 [35]이 제안한 합의 법칙(additivity principle)을 적용하여야 한다. 이에 따르면 등온 상변태 상수 β 는 매순간 변하는 온도 변화를 고려하여 아래와 같은 식 (10)으로 표현할 수 있다.

$$\beta = \int_0^t k(T) dt \quad (10)$$

만약 일정한 속도로 증가 또는 감소하는 경우 식 (10)은 $\beta = k_0 \cdot R/Q \cdot T^2/(dT/dt)$ 와 같이 나타낼 수 있다 [38].

고온 오스테나이트 상으로부터 마르텐사이트상의 변태는

면심입방(face-centered cubic; FCC)에서 체심정반(body-centered tetragonal, BCT)로 미세조직 변화에 의한 비확산 변태로 이는 마르텐사이트 상이 시작되는 온도(M_s)와 현재 온도와의 차이, $M_s - T$ 의 함수로 표현된다. 여러 가지 상변태 모델 중 가장 널리 사용되는 모델은 Koistinen & Marburger [39]가 제안한 모델로 식 (11)과 같이 exponential이다.

$$f = 1 - \exp(-\alpha(M_s - T)) \quad (11)$$

Han와 Park [36]은 위의 Avrami 형식의 등온 상변태 식과 합의 법칙을 적용하여 0.2 wt%C의 상변태 소성 철강(TRIP 강)의 다양한 냉각 조건에 따른 상변태 곡선을 dilatometer에 의해서 실험적으로 측정된 곡선들과 비교하였으며 이를 그림 11에 나타내었다. 결과에서 보듯이 냉각 속도가 낮은 경우 JMA 형태의 비등온 상변태 모델이 냉각에 따른 부피 변화 및 상변태 특성을 매우 잘 묘사함을 알 수 있다.

철근 제조 공정 중 발생하는 열전달 해석과 상변태 해석에 의한 각 구성상들의 분율이 결정되면 현재 온도에서의 각 상의 기계적 물성을 고려한 식 (12)와 같은 방정식이 구성된다.

$$\dot{\underline{\sigma}} = C^e : (\dot{\underline{\epsilon}} - \dot{\underline{\epsilon}}^{th} - \dot{\underline{\epsilon}}^{tr} - \dot{\underline{\epsilon}}^{tp} - \dot{\underline{\epsilon}}^p - \dot{\underline{\epsilon}}^0) \quad (12)$$

식 (12)에서 $(\underline{\quad})$ 는 이차 텐서를 나타낸다. 식 (12)로부터 일반적인 탄소성 문제와 달리 철근의 변형 중 온도 변화에 의한 변형율(th), 상변태에 의한 부피 변화(tr), 상변태 소성(tp), 일반적인 기계적 소성(p), 잔류 변형율 등의 효과가 모두 고려되어야 함을 알 수 있다. 이들 각각의 변형율은 구체적으로 식 (13~16)과 같이 나타내어지며 유한요소 해석 중 기계적 유닛에서 사용되며 이를 통해서 철근의 변형 및 내부의 응력 상태를 결정하게 된다.

$$\dot{\underline{\epsilon}}^{th} = \sum \alpha_I(T, f_I) \dot{T} \underline{I} \quad (13)$$

$$\dot{\underline{\epsilon}}^{tr} = \sum \beta_{J \rightarrow I} f_I \dot{f}_I \quad (14)$$

$$\dot{\underline{\epsilon}}^{tp} = \sum 3k(1 - f_I) \dot{s} f_I \underline{I} \quad (15)$$

$$\dot{\underline{\epsilon}}^p = \frac{3}{2} \frac{\bar{\underline{\epsilon}}}{\sigma_e} \underline{s} \quad (16)$$

위의 식 (13 ~ 16)에서 α_I 는 각 구성상의 선형 열팽창계수를 나타내며 $\beta_{J \rightarrow I}$ 는 상 I와 J 사이의 부피의 차를 나타낸다.

Fig. 12. (a) FEM model of rotor heat treatment and (b) quenching and (c) tempering processes [33].

또한, $\bar{\epsilon}$ 와 σ_e 는 유효 변형율과 유효 응력을 각각 나타낸다. 탄성 계수는 식 (17)과 같이 계산의 간략화를 위하여 등방성을 가정하며 영률 E(전단 강성 G)와 포아송비 ν 로 구성된다.

$$C^e = K \underline{I} + 2G \left(\underline{I} - \frac{1}{3} \underline{J} \right), \quad K = \frac{E}{3(1-2\nu)}, \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (17)$$

철근 제조 공정 중 롤에 의한 변형 및 롤과 롤 사이의 인장력 등에 의해 재료의 소성 변형이 발생하며 이를 정확하게 해석하여야만 철근의 단면 형상 등의 정확도를 향상시킬 수 있다. 대부분의 연구는 철근의 소성은 방향성이 없다고 가정하며 소성 구성방정식의 두 주요 구성요소인 항복 함수는 von Mises를, 경화 거동은 완전 소성 변형으로 무시하거나 등방 경화(isotropic hardening)로 가정한다. Liu 등 [33]은 위의 구성방정식을 이용하여 자체적으로 유한요소 프로그램을 작성하였으며 이를 활용하여 로터(roter)의 급냉 및 템퍼링 중 상

Fig. 13. Circumferential stress distributions of thin-wall after (a) quenching and (b) tempering process [40].

변태 특성과 변형 특성을 예측하였고 이를 실험과 비교하여 검증하였다. 그림 12(a, b)에서 고려된 로터 형상과 두 가지의 열처리 조건을 보여주고 있으며 그림 12(c)에 템퍼링 중 미세 조직 변화 및 온도의 변화를 보여주고 있다.

또한 Deng와 Ju [40]는 원형 파이프 형상의 80MnCr5 철강재의 급냉과 템퍼링 시에 발생하는 응력 및 열처리 후 경도를 예측하기 위하여 유한요소 해석을 사용하였으며, 그 결과 Q&T 공정에서 발생하는 상변태 해석이 특정 소재의 금속학적 특성을 정확히 반영할 경우에만 그 효율성이 확보될 수 있다는 것을 확인하였다. 그림 13에 얇은 벽을 가지는 철강의 급냉 및 템퍼링 시 응력을 나타내었다. 그림에서 보듯이 템퍼링 시 급냉 후 발생한 응력이 완화되었음을 나타내며 이 때 형상의 변화가 매우 클 것을 시사한다.

철근 제조 공정의 유한요소 해석을 위해서는 소재 자체의 금속학적 성질, 기계적 성질, 철강 및 주위 환경과의 열적 성질의 정확한 측정과 이해가 중요하며 유한요소 해석은 이들 3개의 중요 모듈간의 상호작용을 효율적으로 고려하여야만 한다. 특히 고강도 철근 제조법인 템프코어는 수냉에 의해 형성된 다양한 상들의 두께 방향의 분포, 특히 표면부의 마르텐사이트 분포의 정밀한 예측이 필요하며 이로부터 내부 잠열에 의한 템퍼링 공정을 예측하는 것이 최종 철근의 강도 및 변형을 예측하는데 필수적이다. 이를 위해서는 정밀한 유한요소 해석법 이외에도 상변태 특성 및 고온 기계적 물성을 측정할 수 있는 실험 또한 매우 중요한 부분을 차지하기 때문에 금속-기계학적 측면에서의 실험법 개발도 중요한 반드시 해

결되어야 한다.

6. 결 론

앞으로 항복 강도 700 MPa급 이상의 내진용 고강도 철근을 개발하기 위해서는 제강 및 압연, 냉각 공정을 고려한 합금 설계부터 물성 예측 모델까지 통합적인 기술 개발이 필요할 것이다. 철근의 기계적 물성 확보를 위해 제강 공정에서의 S, P, N 등 불순물 정련에 대한 최적화 기법 개발이 요구되며, 에너지 절감을 위해 슬래그 포밍 지표의 최적화에 대한 연구가 병행될 필요가 있다. 한편 최근 개발된 다양한 전산모사 기법들은 원하는 석출물, 저온 변태 조직 및 기계적 성질을 갖는 철근을 개발하는데 충분히 적용할 만한 것으로 생각된다. 실제로 짧은 시간 내에 적은 비용으로 물성을 크게 향상시켜야 하는 소재 개발의 특성 상 다양한 실험법 개발과 함께 전산모사 기법들을 적극적으로 활용함으로써 새로운 개념의 내진용 고강도 철근 개발이 가능할 것으로 기대된다. 한편으로 내진용 고강도 철근을 활용한 철근콘크리트 구조 설계 기준에 대한 연구도 병행되어야 할 것으로 생각되며, 이를 위해 슬래그를 활용한 고강도 시멘트 개발 연구의 활성화가 요구된다 [41,42].

감사의 글

본 연구는 산업통상자원부가 지원하는 산업기술혁신사업-산업핵심기술개발사업의 “사회 안전 확보를 위한 700 MPa급 철근 활용 내진용 철근콘크리트 개발” 연구비 지원으로 수행되었으며(과제번호: 10063488), 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. KS D 3504, *Steel bars for concrete reinforcement*, Korean Agency for Technology and Standards (2016).
2. J. Lee, D. J. Min, J. H. Lee, Y. S. Yoon, H. C. Song, Y. Kim and B. Hwang, *Research report - Strategy of national standardization of reinforced bars for building a sustainable and low-energy consuming society*, Korea University Research & Business Foundation (2015).
3. D. W. Kim, *Fundamentals of Reinforced Bars*, Steel & Metals News (2012).
4. S. Lee, H. Lee, C. Park, K. Woo and Y. Suh, *Magazine of the Korea Concrete Institute* **22**, 28 (2010).
5. ASTM A615/A615M-15, *Standard Specification Deformed and Plain Carbon-Steel Bars for Concrete Reinforcement*, p.8, American Association State Highway and Transportation Officials Standard (2015).
6. ASTM A706/A706M-14, *Standard Specification for Deformed and Plain Low-Alloy Steel Bars for Concrete Reinforcement*, p.7, American Association State Highway and Transportation Officials Standard (2014).
7. B. Lee and I. Sohn, *JOM* **66**, 1581 (2014).
8. J. Ki, *The 43rd Steel Technology Symposium - Sustainable EAF Processing Technology*, pp.101-110, Korean Inst. Metals & Mater., Pohang, Korea (2008).
9. H. G. Lee, *Bull. Korean Inst. Met. Mater.* **11**, 371 (1998).
10. J. Jones, *The 43rd Steel Technology Symposium - Sustainable EAF Processing Technology*, pp. 31-76, Korean Inst. Metals & Mater., Pohang, Korea (2008).
11. Y. Zhang and R. J. Fruehan, *Metall. Mater. Trans. B* **26**, 803 (1995).
12. H. S. Kim, D. J. Min and J. H. Park, *ISIJ Int.* **41**, 317 (2001).
13. N. Sano, W. K. Lu, R. V. Riboud and M. Maeda, *Advanced Physical Chemistry for Process Metallurgy*, Academic Press, San Diego (1997).
14. M. K. Cho, K. H. Park and D. J. Min, *Korean J. Met. Mater.* **47**, 188 (2009).
15. M. Uo, E. Sakurai, F. Tsukihashi and N. Sano, *Steel Res.* **60**, 496 (1989).
16. B. Lee and I. Sohn, *ISIJ Int.* **55**, 491 (2015).
17. H. Matsuura and R. J. Fruehan, *ISIJ Int.* **49**, 1530 (2009).
18. Atlas Specialty Metals, *Technical Handbook of Bar Products*, <http://www.atlassteels.com.au> (2005).
19. L. Kaufman and H. Bernstein, *Computer Calculation of Phase Diagrams*, Academic Press, New York (1970).
20. B. Sundman, B. Jansson and J. O. Andersson, *Calphad* **9**, 153 (1985).
21. E. Kozeschnik, J. Svoboda, P. Fratzl and F. D. Fischer, *Mater. Sci. Eng. A* **385**, 157 (2004).
22. Sente Software Ltd., *JMatPro*, <http://www.sentesoftware.co.uk> (2016).
23. I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka and C. Ouchi, *Thermomechanical Processing of High-strength Low-alloy Steels*, Butterworths & Co. Ltd. (1988).
24. T. Gladman, *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London (1997).
25. D. L. Lee, S. J. Yoo and W. Y. Choo, *Trends in Metals & Materials Engineering* **13**, 17 (2000).
26. B. Hwang, C. G. Lee, S. Lee and C. H. Lee, *Trends in Metals & Materials Engineering* **22**, 28 (2009).
27. W. C. Kan, M. W. Weir, M. M. Zhang, D. B. Lillig, S. T. Barbas, M. L. Macia and N. E. Biery, *Proceedings of the Eighteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*, pp. 174-181, Vancouver, BC, Canada (2008).
28. B. Hwang, C. G. Lee and S. J. Kim, *Metall. Mater. Trans. A* **42**, 717 (2011).
29. S. K. Banerji and J. E. Morral, *Proc. Int. Symp. Boron*

- in Steels*, TMS-AIME, PA (1979).
30. L. Karlsson, H. Norden and H. Odellius, *Acta Metall.* **36**, 1 (1988).
 31. H. Asahi, *ISIJ Int.* **42**, 1150 (2002).
 32. B. Hwang and D. W. Suh, *Kor. J. Mater. Res.* **23**, 555 (2013).
 33. C. C. Liu, X. J. Xu and Z. Liu, *Finite Elem. Anal. Des.* **39**, 1053 (2003).
 34. G. Krauss, *Tempering of martensite in carbon steels*, Woodhead Publishing Ltd. (2012).
 35. E. J. Mittemeijer, *J. Mater. Sci.* **27**, 3977 (1992).
 36. H. N. Han and S. H. Park, *Mater. Sci. Tech.* **17**, 721 (2001).
 37. S. N. Kim, J. Lee, F. Barlat and M. G. Lee, *Acta Mater.* **109**, 394 (2016).
 38. T. Waterschoot, K. Verbeken and B. C. De Cooman, *ISIJ Int.* **46**, 138 (2006).
 39. D. P. Koistinen and R. E. Marburger, *Acta Met.* **7**, 59 (1959).
 40. X. Deng and D. Ju, *Phys. Procedia* **50**, 368 (2013).
 41. J. Y. Yu, S.-S. Jung and I. Sohn, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 35 (2015).
 42. S. B. An, M. Shin, K. J. Sim and J. Lee, *Met. Mater. Int.* **20**, 351 (2014).