[논 문] 한국재료학회지
Korean J. Mater. Res.
Vol. 28, No. 7 (2018)
https://doi.org/10.3740/MRSK.2018.28.7.391

700 MPa급 고강도 및 내진 철근의 미세조직과 인장 특성

홍태운 · 이상인 · 황병철†
서울과학기술대학교 신소재공학과

Microstructure and Tensile Properties of 700 MPa-Grade High-Strength and Seismic Resistant Reinforced Steel Bars

Tae-Woon Hong, Sang-In Lee and Byoungchul Hwang†
Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology, Seoul 01811, Republic of Korea

(Received May 28, 2018 : Revised June 6, 2018 : Accepted June 8, 2018)

Abstract This study deals with the microstructure and tensile properties of 700 MPa-grade high-strength and seismic reinforced steel bars. The high-strength reinforced steel bars (600 D13, 600 D16 and 700 D13 specimens) are fabricated by a TempCore process, while the seismic reinforced steel bar (600S D16 specimen) is fabricated by air cooling after hot rolling. For specimens fabricated by the TempCore process, the 600 D13 and 600 D16 specimens have a microstructure of tempered martensite in the surface region and ferrite-pearlite in the center region, while the 700 D13 specimen has a microstructure of tempered martensite in the surface region and bainite in the center region. Therefore, their hardness is the highest in the surface region and shows a tendency to decrease from the surface region to the center region because tempered martensite has a higher hardness than ferrite-pearlite or bainite. However, the hardness of the 600S D16 specimen, which is composed of fully ferrite-pearlite, increases from the surface region to the center region because the pearlite volume fraction increases from the surface region to the center region. On the other hand, the tensile test results indicate that only the 700 D13 specimen with a higher carbon content exhibits continuous yielding behavior due to the formation of bainite in the center region. The 600S D16 specimen has the highest tensile-to-yield ratio because the presence of ferrite-pearlite and precipitates caused by vanadium addition largely enhances work hardening.

Key words high strength, seismic resistant, reinforced steel bar, microstructure, tensile property.

1. 서 론

최근 건축물의 초고층화에 따른 수직 부재의 단면 증가와 함께 세계 곳곳에서 발생하는 지진으로 인해 건축물의 내진 설계가 큰 주목을 받고있다. 이에 따라 건축물의 구조재로 주로 사용되는 고강도 내진 철근의 개발 및 생산 기술의 중요성이 커지고 있다. 이러한 고강도 내진 철근은 일반 철근보다 항복 강도와 항복 강도 대비 인장 강도(tensile-to-yield strength ratio, TS/YS)가 높게 설계되어 적은 양으로 더 큰 하중을 견딜 수 있고, 탄성 변형 이후 소성 변형이 시작되는 시점부터 최종 파단에 이르기까지의 여유를 확보하면서 건축물의 내진 성능을 개선하여 인명 피해를 최소화시킨다.[1-5)]

일반적으로 철근의 내진 성능은 재료의 변형능과 관계되는데, 이는 항복 강도 대비 인장 강도 또는 균일 연신율(uniform elongation) 등에 의해 결정되기 때문에 앞으로 개발될 항복 강도 700 MPa 급 이상의 초고강도 내진 철근의 규격에 대해서는 변형능과 관련된 규격이 중요시될 것이다.[2)] 따라서 항복 강도 700 MPa 급 이상의 초고강도 내진 철근을 개발하기 위해서는 높은 항복 강도, 항복 강도 대비 인장 강도 및 균일 연신율에 대한 체계적인 연구가 필요한 실정이다. 현재 철근의 강

†Corresponding author
E-Mail : bhwang@seoultech.ac.kr (B. Hwang, Seoul Nat'l Univ. Sci. and Technol.)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.
This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

도 및 내진 성능을 향상시키기 위해 합금원소 첨가 및 다양한 제조 방법을 통해 제조 하고 있다. 특히 제한된 제조 공정에서 강도 및 내진 성능을 확보하기 위해 주로 합금원소 첨가에 의한 고용강화 및 석출강화를 많이 활용하고 있다. 그러나 과도한 합금원소 첨가는 제조 시 용접 결합 발생 및 자재 단가 상승의 문제점을 유발하기 때문에 탄소 당량(carbon equivalent, C_{eq})을 일정 수치 이하로 제한하고 있다.[1)]

본 연구에서는 600 MPa 급과 700 MPa 급 고강도 및 내진 철근의 미세조직, 경도 및 인장 특성을 비교함으로써 철근의 미세조직과 기계적 특성의 상관관계를 이해하고, 이를 통해 향후 개발할 항복 강도 700 MPa 급 이상의 초고강도 내진 철근 개발에 도움이 되고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 철근 시편은 지름이 다른 700 MPa 급 고강도 일반 철근, 600 MPa 급 고강도 일반 철근 및 내진 철근으로 D 사로부터 공급받았으며, 이들의 자세한 화학 조성은 Table 1에 나타나 있다. 철근 시편들의 탄소 당량은 대한민국 철근 표준 규격(KS D 3504)을 모두 만족하였다. 본 연구에서는 철근 시편의 항복 강도, 내진 설계 및 지름에 따라 편의상 '600 D13', '600 D16', '600S D16' 그리고 '700 D13'으로 표기하였다. 위 철근 시편들은 900 ℃ 이상에서 열간 압연한 후 공냉 또는 템프코어(TempCore) 공정을 통해 제조되었다. 일반적으로 템프코어 공정은 열간 압연 이후 빠른 속도로 수냉 처리 후 공냉하는 공정으로 표면부가 급랭되어 마르텐사이트 조직이 형성되고, 후에 공냉 과정에서 표면부의 마르텐사이트 조직이 중심부의 잠열(latent heat)로 인해 템퍼링되어 템퍼드 마르텐사이트 조직이 형성된다.[5)]

제조된 철근 시편들의 미세조직은 시편의 단면을 기계적으로 연마하고 3 % 나이탈 용액으로 에칭한 후 광학현미경(OM, optical microscope, BA310Met, Motic, China) 및 주사전자현미경(SEM, scanning electron microscope, AIS1800C, SERON, Korea)을 사용하여 관찰하였다. 경도 시험은 비커스 경도 시험기(FM-800, Future-Tech Corp., Japan)를 이용하였으며, 표면부로부터 1 mm 간격마다 하중 500 gf 하에서 유지시간 15초로 실시하였다. 경도 측정 시 경도가 급격히 변하는 변곡점으로부터 경화능 깊이(hardenability depth, d_h)를 구하고, 이를 통해 템퍼드 마르텐사이트 분율을 계산하였다.[6)]

한편 철근 시편들의 인장 특성을 평가하기 위해 본 연구에서는 KS B 0801 표준 인장 시편 규격에 따라 기계적 가공없이 표점 거리를 각 철근 시편 지름의 8배, 물림 간격을 표점 거리에 지름의 2배를 더한 길이를 철근 시편에 표시한 후 100 톤 용량의 만능재료시험기를 이용하여 KS B 0802 표준 인장 시험 규격에 따라 항복점까지의 응력증가율 11.5 $N/mm^2 \cdot s$, 항복점 이후의 변형증가율 50 %/min으로 상온에서 인장 시험을 실시하였다. 인장 시험에 따른 응력-변형률 곡선으로부터 얻은 항복 강도는 연속 항복 거동을 보인 경우 0.2 % 상쇄한 유동응력을 항복 강도로 하고, 불연속 항복 거동을 보인 경우 상부 항복점을 항복 강도로 규정하였다.[1)] 또한 인장 강도, 균일 연신율 및 총 연신율(total elongation)을 측정하여 미세조직과 인장 특성의 상관관계를 고찰하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 미세조직

본 연구에서 사용된 철근 시편의 중심부(center region), 표면에서 2 mm 이내 중간부(middle region) 및 표면에서 1 mm 이내 표면부(surface region)의 미세조직을 광학현미경 및 주사전자현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 1 및 2에 나타냈다. 공냉 공정을 통해 제조된 600S D16 시편은 느린 냉각 속도로 인해 모든 위치에서 페라이트

Table 1. Chemical composition (wt. %) and tempered matensite fraction of the reinforced steel bar specimens investigated in this study. The chemical composition and carbon equivalent ($C_{eq} = C + 1/6Mn + 1/15Cu + 1/5V$) of the specimens satisfy the requirements of KS D 3504 specification.[1)]

Specimen	Chemical composition, wt. %								Hardenability depth* (d_h), mm	Tempered martensite fraction, %
	C	Si	Mn	P	S	V	Cu	C_{eq}[1)]		
600 D13	0.30	0.18	0.64	0.029	0.030	-	0.30	0.43	1.0	28.4
600 D16	0.29	0.14	0.52	0.022	0.028	-	0.21	0.39	1.5	34.0
600S D16	0.30	0.16	1.15	0.025	0.027	0.11	0.23	0.54	-	-
700 D13	0.34	0.15	1.07	0.017	0.026	0.04	0.25	0.54	1.1	31.0

*Hardenability depth was determined from a location corresponding to the average value of maximum hardness and minimum hardness in each specimen.

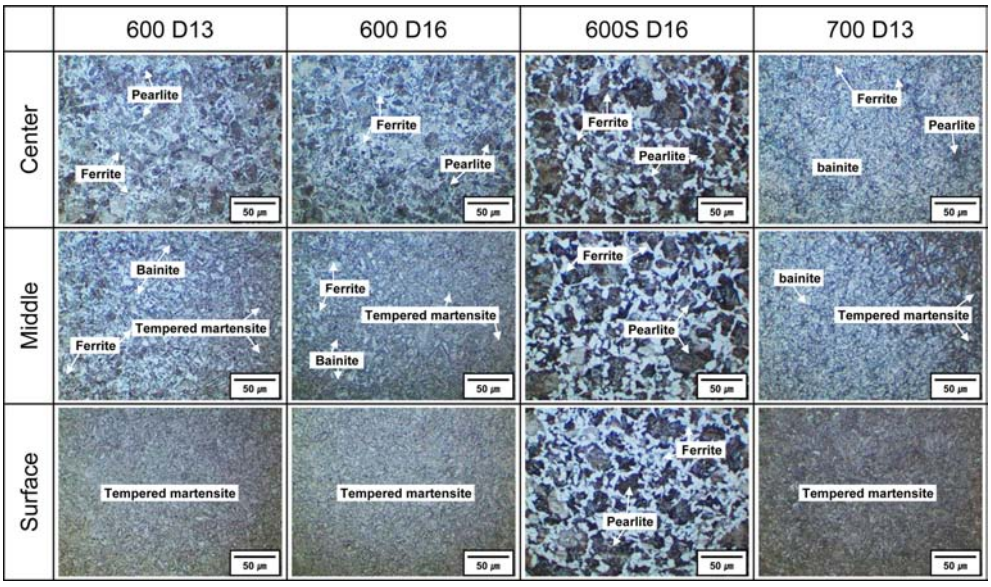

Fig. 1. Optical micrographs of all the reinforced steel bar specimens fabricated by TempCore process or air cooling process. Microstructure in center, middle and surface regions of the specimens was observed.

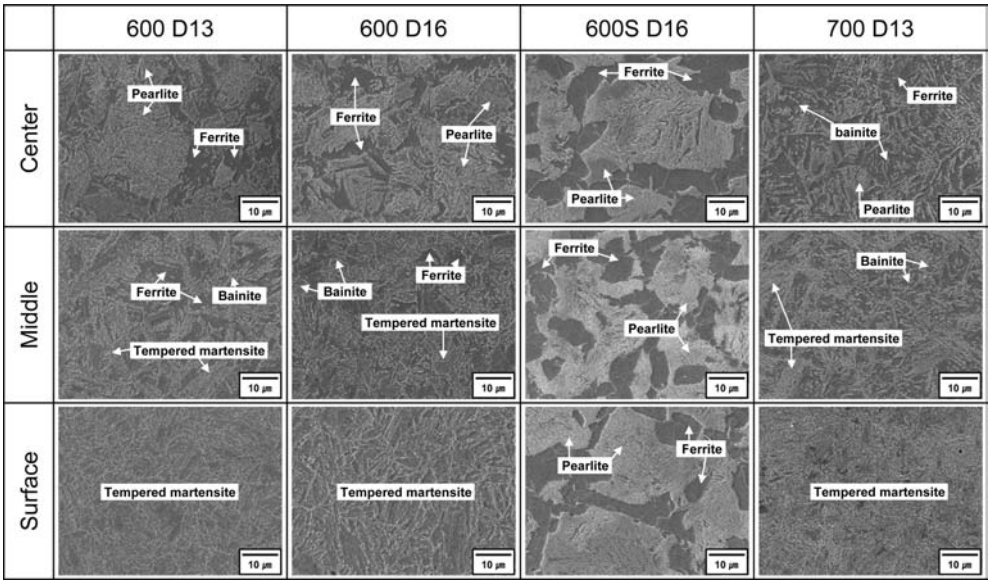

Fig. 2. SEM micrographs of all the reinforced steel bar specimens fabricated by TempCore process or air cooling process. Microstructure in center, middle and surface regions of the specimens was observed.

-펄라이트 조직이 형성되었고, 템프코어 공정을 통해 제조된 600 D13, 600 D16 및 700 D13 시편들은 표면부에서 빠른 냉각 속도로 인해 템퍼드 마르텐사이트 및 베이나이트(bainite) 등의 저온 변태 조직이 형성되었다. 또한 템프코어로 제조된 시편들은 중심부로 갈수록 비교적 느린 냉각 속도로 인해 페라이트-펄라이트 및 상부 베이나이트(upper bainite) 등의 조직이 형성되었다. 템퍼드 마르텐사이트 분율은 600 D16 시편이 가장 높았는데, 이는 열간 압연 시 적은 압하량으로 인해 오스테나이트 결정립 크기가 커서 경화능이 증가되었기 때문으로 생각된다.

먼저 600S D16 시편의 미세조직을 위치 별로 살펴보면, 표면부로 갈수록 미세한 페라이트-펄라이트 조직이 형성되었음 확인할 수 있다. 이는 냉각 시 표면부가 중심부보다 상대적으로 빠르게 냉각되어 결정립 성장이 억제되었거나 열간 압연 시 표면부가 중심부보다 상대적

으로 많은 압하량을 받아 미세해진 오스테나이트 결정립계가 페라이트 핵생성 장소로 작용되었기 때문으로 생각된다. 실제로 중심부, 중간부 및 표면부의 페라이트 분율은 38.3 %, 47.0 %, 49.7 %로 각각 측정되어 중심부에서 표면부로 갈수록 페라이트 분율이 증가된 것을 확인하였다. 또한 본 연구에서 사용된 철근 시편들 중 가장 조대한 페라이트-펄라이트 조직이 형성되었는데, 이는 템프코어 공정에 비해 매우 느린 속도로 냉각되었기 때문이다. 한편 템프코어 공정을 통해 제조된 철근 시편들의 미세조직은 경화능에 의해 결정되는데, 일반적으로 경화능은 탄소(C), 망간(Mn) 및 바나듐(V) 등의 합금원소 함량이 많아지고, 오스테나이트 결정립 크기가 클수록 증가한다.[7] 템프코어 공정으로 제조된 철근 시편들의 미세조직을 비교해 보면(Fig. 1 and 2), 600 D13 및 600 D16 시편과는 다르게 700 D13 시편의 중심부에는 페라이트-펄라이트 조직과 함께 상부 베이나이트 조직이 형성되었는데, 이는 상대적으로 많은 탄소와 망간 함량, 템프코어 공정 시 빠른 냉각 속도가 경화능에 영향을 주기 때문이다.

3.2 경도 특성

본 연구에서 사용된 4 종류의 철근 시편들에 대하여 표면부에서 중심부 방향으로 1 mm 간격마다 측정한 경도 결과를 Fig. 3에 나타냈고, 이를 통해 얻어진 경화능 깊이를 통해 템퍼드 마르텐사이트 분율을 계산하여 Table 1에 정리하였다. 600S D16 시편은 모든 위치에서 페라이트-펄라이트 조직이 형성되었기 때문에 위치에 상관없이 250~300 Hv 사이의 유사한 경도를 나타낸 반면, 600 D13, 600 D16 및 700 D13 시편들은 표면부에 템퍼트 마르텐사이트 조직이 형성되어 약 300 Hv 이상의 높은 경도를 나타내지만, 중심부로 갈수록 페라이트-펄라이트 및 상부 베이나이트 등의 비교적 연한 조직이 형성되어 표면부보다 낮은 경도를 나타내었다.

먼저 모든 철근 시편의 경도 변화를 살펴보면, 표면부에서는 700 D13 시편의 경도가 가장 높았으며, 중심부에서는 600S D16 시편이 가장 높은 것을 확인할 수 있다. 일반적으로 템퍼드 마르텐사이트의 경도는 탄소 함량 및 템퍼링 온도에 의존하며, 페라이트-펄라이트의 경도는 펄라이트의 분율과 층상간격, 시멘타이트의 두께 및 형태에 영향을 받는다.[8-11] 700 D13 시편의 표면부는 가장 높은 탄소 함량 및 표면부에 형성된 템퍼드 마르텐사이트 조직으로 인해 경도가 가장 높으며, 600S D16 시편의 중심부는 바나듐 첨가로 인해 느린 냉각 속도에서 형성된 미세한 석출물이 페라이트-펄라이트 조직의 경도에 영향을 준 것으로 생각된다. 또한 600S D16 시편의 위치에 따른 경도 변화를 살펴보면, 표면부로 갈수록 경도가 감소하는 경향이 나타난다. 이는 중심부에 비해 많은 압하량을 받아 미세해진 표면부의 오스테나이트 결정립계가 페라이트 핵생성 장소로 작용하여 페라이트 결정립이 작아지지만, 페라이트 분율이 중심부에서 표면부로 갈수록 증가하여 경도가 감소하기 때문이다.

3.3 인장 특성

본 연구에서는 철근 시편의 상온 인장 곡선을 Fig. 4에 나타냈고, 그 결과를 Table 2에 정리하였다. 본 연구에서 사용된 철근 시편의 인장 특성은 대한민국 철근 규격(KS D 3504)을 모두 만족하였다. 합금원소 및 미세조직에 따라 철근 시편들은 서로 다른 항복 거동을 나

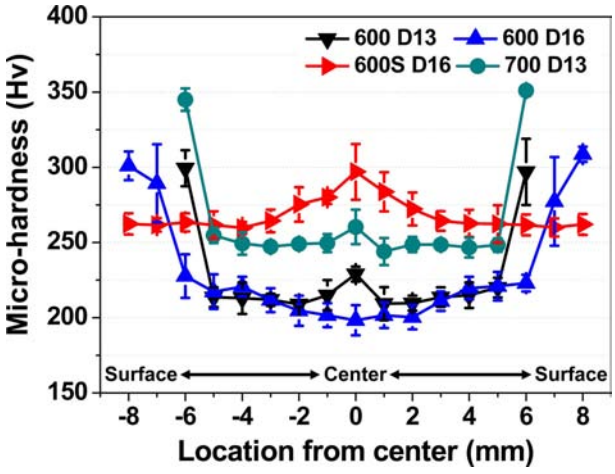

Fig. 3. Hardness as a function of location of all the reinforced steel bar specimens. The 600 D13, 600 D16 and 700 D13 specimens fabricated by TempCore process show a U-shaped hardness result and 600S D16 specimen fabricated by air cooling process shows an A-shaped hardness result.

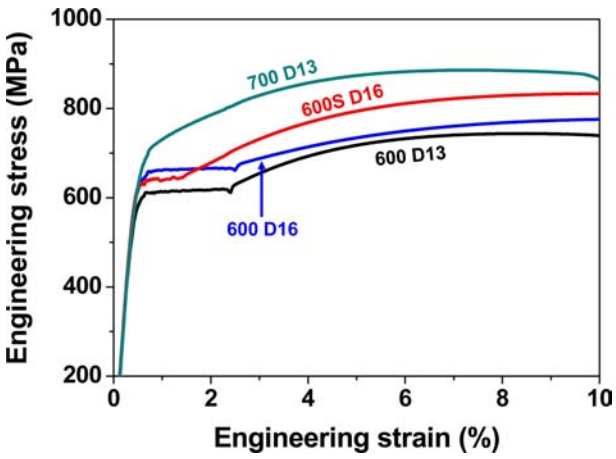

Fig. 4. Engineering stress-strain curves of all the reinforced steel bar specimens. Room-temperature tensile test was performed according to KS D 0802 specification.

Table 2. Tensile properties of the the reinforced steel bar specimens investigated in this study. The tensile properties of the specimens satisfy the requirements of KS D 3504 specification.[1)]

Specimen	Yield strength (YS), MPa	Tensile strength (TS), MPa	TS/YS	Uniform elongation, %	Total elongation, %
600 D13	619	744	1.20	8.3	12.2
600 D16	667	777	1.16	11.2	16.8
600S D16	643	883	1.37	10.1	13.6
700 D13	705	886	1.26	7.4	11.1

타냈으며, 불연속 항복 거동이 나타나는 철근 시편들에서는 항복점 연신(yield point elongation) 구간이 다른 것을 확인할 수 있었다. 항복 및 인장 강도는 700 D13 시편이 705 MPa 및 886 MPa로 가장 높았으며, 항복 강도 대비 인장 강도는 600S D16 시편이 1.37로 가장 높고, 균일 연신율 및 총 연신율은 600 D16 시편이 11.2 % 및 16.8 %로 가장 높았다.

먼저 철근 시편들의 항복 거동을 살펴보면(Fig. 4), 700 D13 시편은 연속 항복 거동을, 나머지 철근 시편들은 불연속 항복 거동을 나타내었다. 일반적으로 불연속 항복 거동에 의한 항복점 현상은 인장 변형 시 재료 내부에 존재하는 용질 원자와 전위의 상호작용에 의한 것으로 보고되며, 항복점 연신 구간은 전위가 용질 원자, 석출물 및 결정립계 등의 전위의 이동을 방해하는 방해물에 의해 고착되고 해방되는 과정이 반복되어 나타난다고 알려져 있다.[12-14)] 700 D13 시편은 중심부에 많은 상부 베이나이트 조직이 형성되어 전위 밀도가 높기 때문에 연속 항복 거동을 나타내는 것으로 생각된다. 반면 600 D13, 600 D16 및 600S D16 시편들은 중심부에 페라이트-펄라이트 조직이 형성되어 페라이트 내 가동 전위와 용질 원자의 상호작용에 의해 전위가 고착되어 항복점 현상에 의한 불연속 항복거동이 나타난다. 특히 600S D16 시편은 600 D13 및 600 D16 시편에 비해 항복점 연신 구간이 짧은 것을 확인할 수 있는데, 이는 높은 바나듐 함량으로 인해 페라이트 내 고용된 상태로 존재하는 탄소 및 질소 등의 용질 원자들이 미세한 석출물로 형성되어 전위와 용질 원자들의 상호작용을 감소시키기 때문이다.

또한 합금원소 및 미세조직에 따른 인장 특성을 비교해 보면(Table 2), 700 D13 시편이 항복 및 인장 강도가 가장 높은 것을 확인할 수 있다. 이는 높은 탄소 및 망간 함량에 의한 고용 및 석출 강화와 템프코어 공정 시 빠른 냉각에 의해 중심부에 생성된 베이나이트 조직의 영향으로 생각된다. 일반적으로 템프코어 공정은 철근의 강도를 높이기 위해 주로 사용되지만, 항복 강도 대비 인장 강도를 종종 감소시키는 문제점이 있다.[15-17)] 본 연구에서 사용된 철근 시편 중 600S D16 시편은

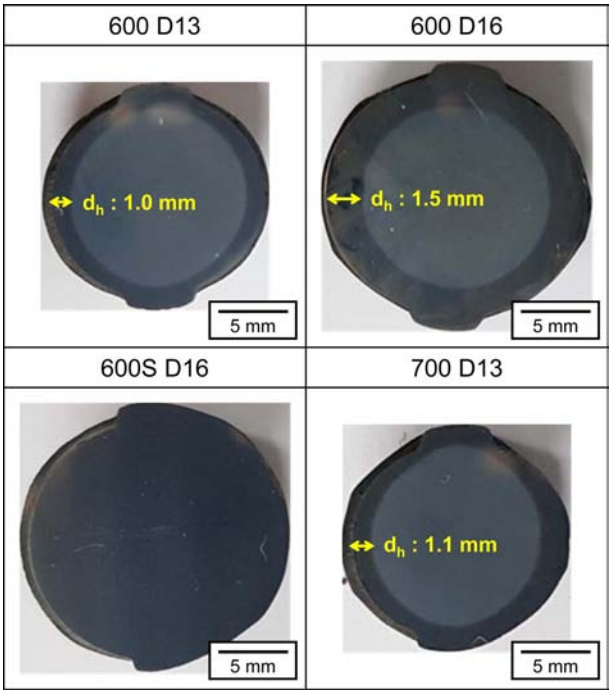

Fig. 5. Photographs of the cross-section of all the reinforced steel bar specimens. The d_h does hardenability depth determined from a location corresponding to the average value of maximum hardness and minimum hardness in each specimen. In the photographs, relatively dark regions are hardened regions showing the formation of tempered martensite.

1.25 이상의 높은 항복 강도 대비 인장 강도(KS D 3504의 내진 철근 규격에 해당)를 나타내었는데, 이는 바나듐 첨가에 의해 느린 냉각 속도에서 형성된 미세한 석출물과 페라이트-펄라이트 조직이 가공경화를 증가시키기 때문으로 생각된다.

한편 철근의 인장 특성에 영향을 미치는 오스테나이트 결정립 크기는 철근의 경화능, 페라이트-펄라이트 및 템퍼드 마르텐사이트 분율 등의 다양한 인자와 관련되는데, 오스테나이트 결정립 크기가 클수록 경화능 깊이, 즉 템퍼드 마르텐사이트 분율이 증가한다. 실제로 오스테나이트 결정립 크기는 오스테나이트화 온도, 합금원소 및 열간 압연 시 압하량에 따라 달라지며, 오스테나이트화

온도가 낮을수록, 압연 시 압하량이 클수록 오스테나이트 결정립 크기가 작아진다. 또한 바나듐 및 니오븀(Nb) 등의 미량합금원소 첨가 시 VC, VN 및 NbC 등의 석출물이 형성되어 오스테나이트 결정립계를 고착하여 오스테나이트의 결정립 성장을 억제한다고 알려져 있다.[18,19] 이들의 상관관계를 좀 더 자세히 이해하기 위해 본 연구에서 사용된 철근 시편들의 3 % 나이탈 에칭한 단면을 Fig. 5에 나타내었다. 경화능 깊이는 600 D16 시편이 1.5 mm로 가장 컸으며, 700 D13 시편이 1.0 mm로 가장 작았는데, 이는 앞에서 설명한 바와 같이 경화능이 오스테나이트 결정립 크기의 영향을 받기 때문이다. 본 연구에서 사용된 모든 철근 시편들이 같은 온도에서 오스테나이트화 및 열간 압연 되었다고 가정하면, 바나듐이 첨가된 700 D13 시편은 미세한 석출물의 형성에 의한 오스테나이트 결정립계 고착 효과로 인해 가장 작은 오스테나이트 결정립 크기를 가질 것으로 예상된다. 한편 600 D16 시편은 낮은 바나듐 함량과 열간 압연 시 적은 압하량으로 인해 가장 큰 오스테나이트 결정립을 가질 것으로 예상되며, 이로 인해 600 D16 시편이 가장 큰 경화능 깊이 및 템퍼드 마르텐사이트 분율을 나타낸다.

현재 템프코어 공정을 통해 제조된 철근 시편의 인장 특성은 화학 조성 및 공정 조건에 따른 경화능 깊이 및 템퍼드 마르텐사이트 분율에 크게 의존하지만, 합금원소 첨가에 의한 고용강화 및 석출강화의 영향도 큰 영향을 미친다. 따라서 앞으로 700 MPa 급 이상의 초고강도 내진 철근을 개발하기 위해서는 오스테나이트 결정립 크기를 고려한 미세조직 인자, 화학 조성 및 제조 공정이 인장 특성에 미치는 영향에 대한 체계적인 검토가 필요할 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 화학 조성 및 제조 공정 조건이 다른 4 종류의 700 MPa 급 고강도 및 내진 철근 시편의 미세조직을 정량적으로 분석하고, 상온 경도 및 인장 시험을 통해 미세조직과 기계적 특성의 상관관계를 고찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 템프코어 공정을 통해 제조된 600 D13 및 600 D16 시편은 표면부에 템퍼드 마르텐사이트가 형성되고 중심부에 페라이트-펄라이트 조직이 형성된 반면, 700 D13 시편은 표면부에 템퍼드 마르텐사이트, 중심부에 베이나이트가 형성되었다. 그러나 공냉 공정을 통해 제조된 600S D16 시편은 모든 부위에서 페라이트-펄라이트가 형성되었고, 중심부에서 표면부로 갈수록 페라이트 분율이 38.3 %, 47.0 %, 49.7 %로 증가하였다.

2) 철근 시편의 위치에 따른 경도 분석 결과 600S D16 시편을 제외한 모든 시편에서는 표면부에서 가장 높은 경도를 보였고, 중심부로 갈수록 감소하는 경향을 보였는데, 이는 템퍼드 마르텐사이트의 경도가 페라이트-펄라이트 및 베이나이트보다 높기 때문이다. 특히 탄소 함량이 높은 700 D13 시편의 경우 모든 부위에서 600 D13 및 600 D16 시편보다 높은 경도를 나타냈는데, 이는 바나듐 첨가에 의해 미세한 석출물이 형성되었기 때문이다. 공냉 공정을 통해 제조된 600S D16 시편의 경우 중심부에서 표면부로 갈수록 경도가 감소하는 경향을 보였는데, 이는 중심부에서 표면부로 갈수록 페라이트 분율이 높아지기 때문이다.

3) 철근 시편에 대한 상온 인장 시험 결과 본 연구에서 사용된 모든 시편 중 탄소 함량이 가장 높은 700 D13 시편만 연속 항복 거동을 보이며, 가장 높은 항복 및 인장 강도를 나타내었는데, 이는 중심부에서 페라이트-펄라이트 대신 베이나이트가 형성되었기 때문이다. 한편 600S D16 시편은 가장 높은 항복 강도 대비 인장 강도를 나타냈는데, 이는 바나듐 첨가에 의해 느린 냉각 속도에서 형성된 미세한 석출물과 페라이트-펄라이트 조직이 가공경화를 증가시키기 때문으로 생각된다.

Acknowledgment

This work was supported by the Technology Innovation Program(Grant No. 10063488) funded by the Ministry of Trade, Industry and Energy(MOTIE), Korea. The authors would like to thank Mr. Bo-Sung Kim of Daehan Steel and Mr. Sung-Bin Won of Dongkuk Steel for the supply and tensile test of reinforced steel bars.

References

1. KS D 3504, Steel bars for concrete reinforcement, Korean Agency for Technology and Standards (2016).
2. B. Hwang, J. H. Shim, M. G. Lee, J. Lee, J. H. Jung, B. S. Kim and S. B. Won (in Korean), Korean J. Met. Mater., **54**, 862 (2016).
3. S. Y. Lee, H. C. Lee, C. S. Park, K. M. Woo and Y. T. Suh (in Korean), J. Korea Concr. Inst., **22**, 5 (2010).
4. J. Nikolaou and G. D. Papadimitriou, Construct. Build. Mater., **18**, 243 (2004).
5. P. Simon, M. Economopoulos and P. Nilles, Iron Steel Eng., **61**, 53 (1984).
6. G. C. Jeong (in Korean), J. Korean Soc. Heat Treatment, **2**, 47 (1989).
7. M. V. Li, D. V. Niebuhr, L. L. Meekisho and D. G. Atteridge, Metall. Mater. Trans. B, **29**, 661 (1998).
8. R. A. Grange, C. R. Hribal and L. F. Porter, Mater.

Trans. A, **8**, 1775 (1977).
9. V. Ollilainen, W. Kasprzak and L. Holappa, J. Mater. Process. Tech., **134**, 405 (2003).
10. A. R. Marder and B. L. Bramfitt, Metall. Mater. Trans. A, **7**, 365 (1976).
11. W. Hui, Y. Zhang, C. Shao, S. Chen, X. Zhao and H. Dong, J. Mater. Sci. Techol., **32**, 545 (2016).
12. G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill (1988).
13. T. Waterschoot, A. K. De, S. Vandeputte and B. C. De Cooman, Metall. Mater. Trans. A, **34**, 781 (2003).
14. A. Kumar, S. B. Singh and K. K. Ray, Mater. Sci. Eng. A, **474**, 270 (2008).
15. P. Simon, M. Economopoulos and P. Nilles, Metall. Plant Tech., **84**, 80 (1984).
16. B. Karlsson and G. Linden, Mater. Sci. Eng., **17**, 209 (1975).
17. T. Waterschoot, B. C. D. Cooman, A. K. Ke and S. Vandequtte, Metall. Mater. Trans. A, **34**, 781 (2003).
18. S. S. Hansen, J. B. V. Sande and M. Cohen, Metall. Mater. Trans. A, **11**, 387 (1980).
19. J. Shim, B. Hwang, M. Lee and J. Lee, Calphad, **62**, 67 (2018).