

## 고경도 철계 장갑재의 미세조직과 기계적 특성 분석

이지민<sup>1</sup> · 한종주<sup>1</sup> · 송영범<sup>2</sup> · 함진희<sup>2</sup> · 김홍규<sup>2</sup> · 황병철<sup>1†</sup>

<sup>1</sup>서울과학기술대학교 신소재공학과, <sup>2</sup>국방과학연구소 제4기술연구본부

## Microstructure and Mechanical Properties of the High-Hardness Armor Steels

Ji-Min Lee<sup>1</sup>, Jong-Ju Han<sup>1</sup>, Young-Beum Song<sup>2</sup>, Jin-Hee Ham<sup>2</sup>,  
Hong-Kyu Kim<sup>2</sup> and Byoungchul Hwang<sup>1†</sup>

<sup>1</sup>Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology, Seoul 01811, Republic of Korea

<sup>2</sup>The 4th R&D Institute, Agency for Defense Development, Daejeon 34060, Republic of Korea

(Received May 24, 2018 : Revised June 28, 2018 : Accepted June 28, 2018)

**Abstract** This paper presents a study of the microstructure and mechanical properties of commercial high-hardness armor (HHA) steels tempered at different temperatures. Although the as-received specimens of all the steels exhibit a tempered martensite structure with lath type morphology, the A steel, which has the smallest carbon content, had the lowest hardness due to reduced solid solution hardening and larger lath thickness, irrespective of tempering conditions. As the tempering temperature increases, the hardness of the steels steadily decreases because dislocation density decreases and the lath thickness of martensite increases due to recovery and over-aging effects. When the variations in hardness plotted as a function of tempering temperature are compared with the hardness of the as-received specimens, it seems that the B steel, which has the highest yield and tensile strengths, is fabricated by quenching, while the other steels are fabricated by quenching and tempering. On the other hand, the impact properties of the steels are affected by specimen orientation and test temperature as well as microstructure. Based on these results, the effect of tempering on the microstructure and mechanical properties of commercial high-hardness armor steels is discussed.

**Key words** high-hardness armor, steels, microstructure, mechanical properties, impact toughness.

### 1. 서 론

현대전에서 전투 장비의 성능 개선을 위해 장갑재의 중요성이 크게 인식되면서 기동력, 화력을 대표하는 장갑 차량의 생존성에 직접적인 영향을 미치는 방탄 성능을 향상시키기 위한 연구가 꾸준히 진행되고 있다. 일반적으로 장갑재의 방탄 성능은 소재의 경도에 크게 의존하는 것으로 알려져 있는데 현재 사용되고 있는 여러 장갑재들 중 철계 장갑재는 높은 경도와 방탄 성능, 저렴한 가격, 용접성 등의 장점으로 인해 다양한 분야에서

널리 사용되고 있다.<sup>1-4)</sup>

한편 장갑재의 높은 경도는 첫 타격(one-shot)에 대한 방호력을 높여주고, 적절한 충격 흡수에너지는 연발 타격(multi-shot)에 대한 방호력을 증가시키기 때문에 높은 경도와 충격 흡수에너지를 동시에 갖는 소재에 대한 관심이 최근 커지고 있다.<sup>5-7)</sup> 철계 장갑재의 경도와 인성은 대체로 탄소 함량과 합금 원소, 열처리 방법에 따른 미세조직의 영향을 크게 받는다. 실제로 고경도의 철계 장갑재를 확보하기 위해 탄소 함량을 증가시키면 인성이 크게 감소하기 때문에 적절한 탄소 함량과 합금 원

<sup>†</sup>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.

소, 급랭(quenching) 또는 템퍼링(tempering)을 통해 우수한 경도와 충격 흡수에너지의 조합을 갖도록 제조하는 것이 중요하다.<sup>8,9)</sup>

이와 같이 장갑재는 물성 구현을 위해 용해, 열처리, 압연 및 단조 등의 다양한 제조 공정을 거치지만, 제조 사별로 합금 원소와 제조 공정이 다르기 때문에 직접적인 소재 비교에 어려움이 있다. 또한 미세조직과 기계적 특성 변화의 상관관계에 대한 연구가 부족하여 기존의 소재보다 물성이 향상된 소재를 개발하는데 한계가 있는 실정이다. 따라서 본 연구에서는 높은 경도를 갖는 대표적인 철계 장갑재 4종에 대하여 템퍼링 온도에 따른 미세조직 변화를 관찰하고, 경도, 인장, 충격 시험을 실시하여 기계적 특성을 비교한 후 미세조직과의 상관관계를 고찰하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 철계 장갑재는 SSAB사에서 생산된 A와 B 강, ArcelorMittal사에서 생산된 C와 D 강으로 이들의 자세한 화학조성을 Table 1에 나타내었다.<sup>8,9)</sup> 화학조성을 자세히 살펴보면, 모든 강들은 Ni이 약 1~2 wt%, Mo이 0.3~0.4 wt% 정도 첨가되어 있으며, A와 B 강은 C와 D 강에 비해 Cr과 Mn 함량이 상대적으로 높지만, Si 함량이 다소 낮다. 그 외 C 강을 제외하고, 경화능 향상을 위해 10 ppm 이상의 B이 첨가되어 있으며, A 강은 가장 낮은 C와 Ni 함량을 가지는 것으로 확인되었다.

템퍼링 온도에 따른 경도를 비교하기 위해 강들을 900 °C의 온도에서 각각 15분간 재가열한 후 급랭하고, 200 °C ~ 600 °C의 온도에서 30분간 템퍼링을 실시하였다. 열처리 전후 미세조직은 관재의 옆면(longitudinal-short transverse plane)을 기계적으로 연마하고, 3% 나이트탈 용액으로 에칭한 후 광학현미경(OM, optical microscope, BA310met, MOTIC, China) 및 주사전자현미경(SEM, scanning electron microscope, AIS1800C, SERON, Korea)으로 관찰하였다. 또한 템퍼링 시 형성될 수 있는 석출물들을 관찰하기 위하여 투과전자현미경(TEM, trans-

mission electron microscopy, JEM-2100F, JEOL, Japan) 분석을 실시하였는데, 이들 시편은 10% 과염소산 + 90% 에탄올 전해액에서 -10 °C로 유지하고 twin-jet 법을 이용하여 제작한 후 200 kV의 가속전압 하에서 TEM으로 관찰하였다.

경도는 마이크로 비커스 경도계(FM-800, Future-tech, Japan)를 이용하여 500 gf의 하중 하에서 측정된 후 브리넬 경도로 환산하였다. 인장 시험은 ASTM E8의 표준 시험법에 따라 압연 방향(rolling direction)으로 표점 거리 25 mm, 직경 6 mm의 sub-size 판상 형태 인장 시편을 가공하고, 10톤 용량의 만능시험기(Instron8801, INSTRON, USA)를 사용하여 10<sup>-3</sup>/s의 변형률 속도로 상온에서 실시하였다. 충격 시험은 ASTM E23의 표준 시험법에 따라 L-T(longitudinal-transverse)와 T-L(transverse-longitudinal) 방향으로 10 × 10 × 55 mm 크기의 표준 샤르피 충격 시편을 가공한 후 750 J 용량의 충격시험기(PSW 750, ZwickRoell, Germany)를 사용하여 상온(25 °C)과 저온(-40 °C)에서 실시하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

### 3.1 미세조직과 인장 및 충격 특성

본 연구에 사용되는 철계 장갑재 4종의 초기(as-received) 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 1과 2에 나타내고, JMatPro 7.0 소프트웨어(Sente Software Ltd.)를 이용하여 계산한 마르텐사이트 변태 시작 온도(M<sub>S</sub>)를 Table 1에 정리하였다. 모든 강들은 급랭 또는 급랭과 템퍼링 처리에 의한 래스(lath) 형태의 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite) 조직을 나타내었다. A 강은 마르텐사이트 래스와 패킷(packet)이 상대적으로 큰 반면, C 강은 래스 두께가 다소 미세한 것으로 관찰되었다. A 강은 낮은 탄소 함량에 의해 M<sub>S</sub> 온도가 가장 높기 때문에 래스의 두께가 상대적으로 큰 반면, C 강은 탄소 함량이 상대적으로 높아 마르텐사이트 변태가 일어나기 위한 구동력이 더 크게 필요하여 M<sub>S</sub> 온도가 낮기 때문에 래스 두께가 작게 나타난다. 실제로 M<sub>S</sub> 온도가 높을수

**Table 1.** Chemical composition and martensite start temperature(M<sub>S</sub>) of the A, B, C, and D steels.

Steel	Chemical composition(wt%)								Martensite start temperature*(°C)
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	B	
A	0.29	0.26	0.86	0.89	0.49	0.36	0.03	0.0021	354.6
B	0.45	0.15	0.70	2.17	0.45	0.34	0.01	0.0013	281.8
C	0.49	0.72	0.50	2.02	0.17	0.40	-	-	271.9
D	0.42	0.75	0.48	1.96	0.12	0.31	-	0.0026	301.3

\*Martensite start temperature was calculated by JMatPro 7.0 software(Sente Software Ltd.).

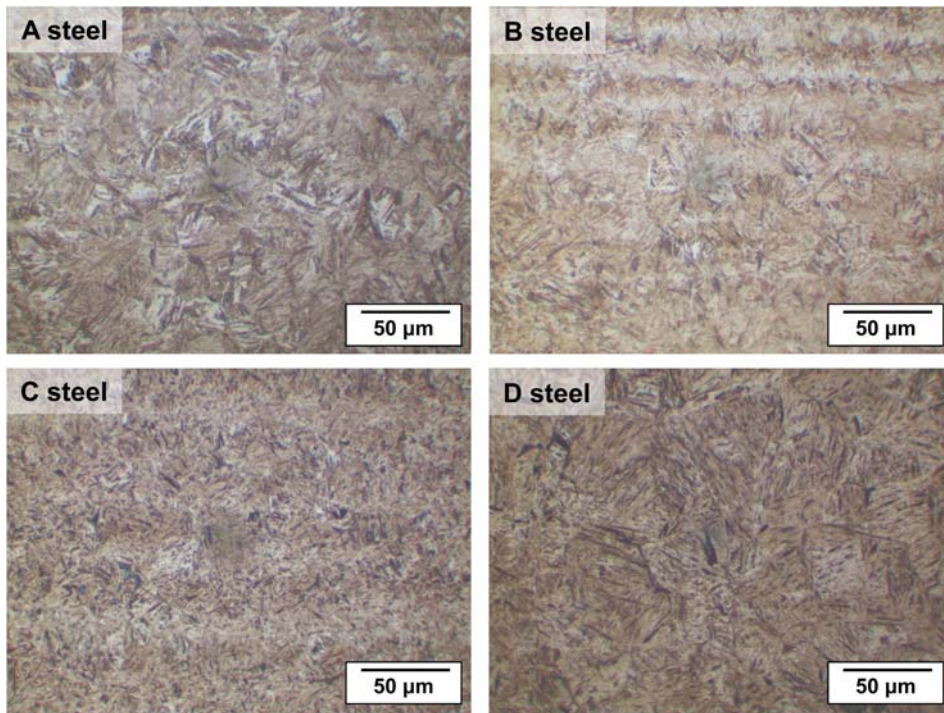


Fig. 1. Optical micrographs of the as-received A, B, C, and D steels.

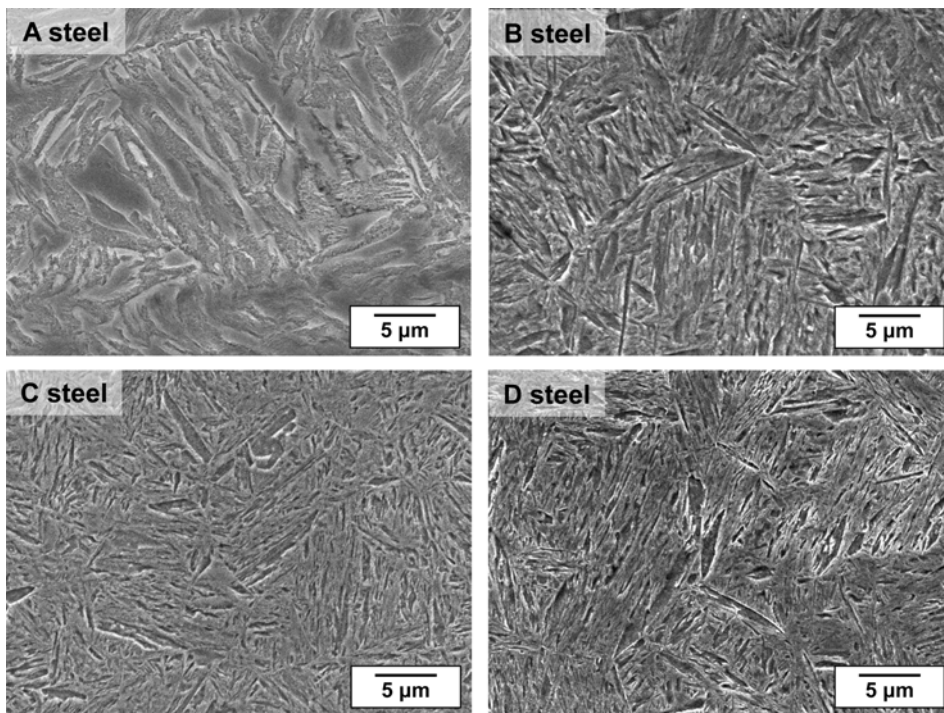


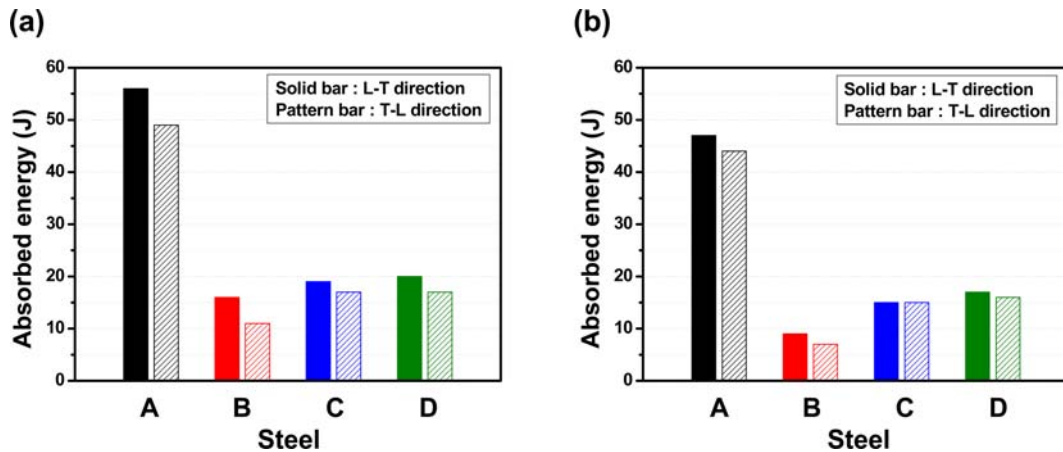
Fig. 2. SEM micrographs of the as-received A, B, C, and D steels.

록 마르텐사이트 변태 시 냉각 중에 단열가열 효과가 나타나 탄소 원자의 확산과 전위 풀림에 영향을 미쳐 레

스 마르텐사이트의 성장에 기여한다고 알려져 있다.<sup>10,11)</sup> 철계 장갑재 4 종의 상온 인장 시험 결과를 Table 2

**Table 2.** Mechanical properties of the A, B, C, and D steels.<sup>8,9)</sup>

Steel	Hardness(HBW)		Yield strength(MPa)		Tensile strength(MPa)		Elongation(%)	
	Range	Measured	Range	Measured	Range	Measured	Range	Measured
A	480-540	506	≥ 1250	1353	1450-1750	1697	≥ 10	11
B	615-705	670	-	1605	-	2443	-	6
C	578-655	636	≥ 1300	1573	≥ 2000	2326	≥ 6	10
D	578-655	596	≥ 1300	1460	≥ 2000	2153	≥ 7	9

**Fig. 3.** Charpy absorbed energy tested at (a) room temperature(25 °C) and (b) low temperature(-40 °C) for the as-received A, B, C, and D steels. Solid bar and pattern bar indicate the L-T(longitudinal-transverse) and T-L(transverse-longitudinal) directions of Charpy V-notch specimens, respectively.

에 정리하였다. 그 결과를 보면, 항복 강도, 인장 강도 및 연신율이 모두 해당 강종의 인장 특성 범위를 잘 만족하였다. 항복 및 인장 강도의 경우 탄소 함량이 높을수록 값이 대체로 증가되는 경향을 보이는데, 이는 탄소 함량이 높을수록 고용 강화 효과가 증가하고, 마르텐사이트 변태 시 전단 변태에 의한 격자 비틀림이 커서 전위밀도 또한 증가하기 때문이다.<sup>10-12)</sup>

샤르피 충격 시편의 가공 방향에 따른 저온 및 상온에서의 충격 흡수에너지를 Fig. 3에 나타내었다. 저온과 상온에서 모두 L-T 방향으로 가공된 시편들이 T-L 방향으로 가공된 시편들보다 상대적으로 높은 충격 흡수 에너지를 나타내었다. 이는 L-T 시편의 경우 압연에 의해 생긴 밴드 구조(band structure)가 충격 시험 시 균열 진행 방향을 방해하는 쪽으로 배열되어 있는 반면, T-L 시편의 경우 밴드 구조가 균열 진행을 효과적으로 방해하지 못하기 때문이다.<sup>12,13)</sup> 한편 철계 장갑재 4종의 충격 흡수에너지 값은 A 강이 가장 높고 나머지 장갑재들은 모두 20 J 이하의 낮은 충격 에너지 값을 나타내었다. 이는 A 강의 경우 낮은 탄소 함량과 급랭 후 템퍼링에 의해 상대적으로 연화된 마르텐사이트 조직을 가지는 반면, 나머지 강들(특히 B 강)은 높은 탄소 함량으로 인해 급랭 직후 대부분 경한 마르텐사이트 조직

을 갖기 때문이다. 또한 모든 강들은 저온보다 상온에서 약간 더 높은 충격 흡수에너지 값을 갖는 것을 확인할 수 있는데, 이는 충격 시험 온도가 낮아짐에 따라 전위 이동에 대한 마찰 저항 값이 증가하게 되어 충격 시험 시 소성변형이 감소하기 때문으로 볼 수 있다.<sup>12,13)</sup>

충격 흡수에너지 값이 가장 차이 나는 A 강과 B 강의 파면을 SEM으로 관찰하여 Fig. 4에 나타내었다. A 강과 B 강의 파면 모두 공동(void)의 성장과 합체의 의해 크고 작은 딩플들(dimples)이 다양하게 형성된 연성 파괴를 나타내는데 A 강은 B 강에 비해 딩플이 더 크게 관찰되었다. 이는 A 강의 경우 래스나 패킷의 크기가 보다 크므로 공동이 쉽게 생성될 수 있는 래스나 패킷 사이의 계면이 상대적으로 작기 때문에 충격 시험에 의한 변형 시 공동의 생성이 어렵기 때문으로 볼 수 있다. 따라서 A 강은 공동의 소성 변형을 통해 충격 시험 동안 에너지를 충분히 흡수하여 가장 높은 충격 흡수 에너지를 나타낸다.

### 3.2 템퍼링 온도에 따른 미세조직과 경도 변화

본 연구에서 조사된 철계 장갑재 4종의 템퍼링 온도에 따른 경도 값을 Fig. 5에 나타내었다. 모든 장갑재에서 템퍼링 온도가 높아질수록 경도가 감소하는 경향을



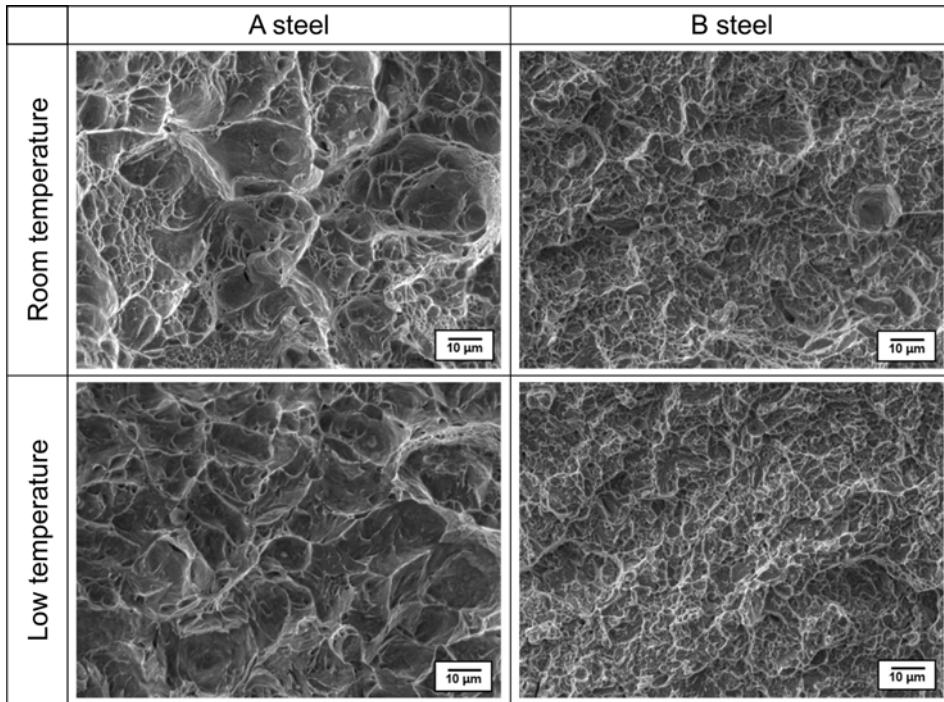


Fig. 4. SEM fractographs of Charpy impact specimens tested at room temperature(25 °C) and low temperature(-40 °C) for the as-received A and B steels.

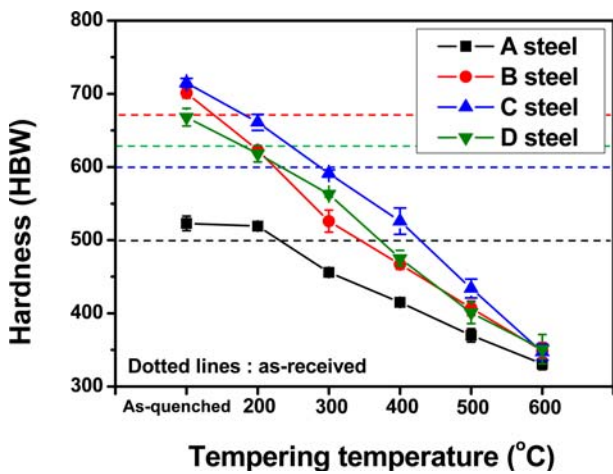


Fig. 5. Brinell hardness plotted as a function of tempering temperature for the A, B, C, and D steels. Dotted lines indicate the hardness of as-received specimens.

나타내었다. 이는 오스테나이트화 처리 후 급랭으로 형성된 높은 전위밀도를 가진 마르텐사이트가 템퍼링 동안 마르텐사이트 내부의 탄소 확산과 전위 풀림에 의해 전위 밀도가 감소하고, 미세조직이 조대화되기 때문이다.<sup>11-14)</sup> 한편 급랭 후 템퍼링에 따른 경도는 A 강이 다른 강들에 비해 가장 낮았다. 일반적으로 탄소 함량이 높을수록 국부적인 격자 변형이 커져서 전위의 이동을 방해하는 고용 강화 효과가 증가하는 것으로 알려져 있다.<sup>15,16)</sup> 따라

서 낮은 탄소 함량을 갖는 A 강은 고용 강화 효과가 적고, 급랭 후 템퍼링에 의해 마르텐사이트의 강도 또한 감소하므로 모든 템퍼링 온도에서 경도가 가장 낮다.<sup>17-19)</sup> 실제 철계 장갑재 4 종의 초기 경도(점선으로 표시)를 템퍼링 온도에 따른 경도와 비교해 보면(Fig. 5), B 강은 급랭한 마르텐사이트의 초기 조직에 가깝고, 나머지 강들은 급랭 후 200 °C ~ 300 °C 사이의 온도에서 템퍼링 처리된 것으로 생각되었다.

철계 장갑재들의 템퍼링에 따른 미세조직적 차이를 확인하기 위해 급랭 직후의 SEM 사진을 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 2와 비교해보면, B 강을 제외하고 대부분 초기 미세조직보다 다소 미세한 래스 마르텐사이트가 생긴 것을 확인할 수 있었다. 이는 초기 미세조직의 경우 급랭 후 템퍼링 처리에 의해 래스 마르텐사이트가 조대화되기 때문이다. B 강은 급랭 직후와 초기 미세조직을 비교해 보면(Fig. 2, 6), 탄화물이 존재하지 않고, 비슷한 래스와 패킷 크기의 미세구조를 갖는 것으로 확인되어 템퍼링없이 급랭한 조직에 가까운 것을 알 수 있었다. 한편 급랭 후 템퍼링 처리에 의해 제조된 것으로 생각되는 C 강에서 탄화물의 존재를 확인하기 위해 TEM 사진과 EDS 분석결과를 Fig. 7에 나타내었다. 실제로 C 강에서는 많은 탄화물들이 관찰되었는데[Fig. 7(a)], 이는 템퍼링 시 탄소의 확산으로 인해 탄화물이 석출되었기 때문이다.

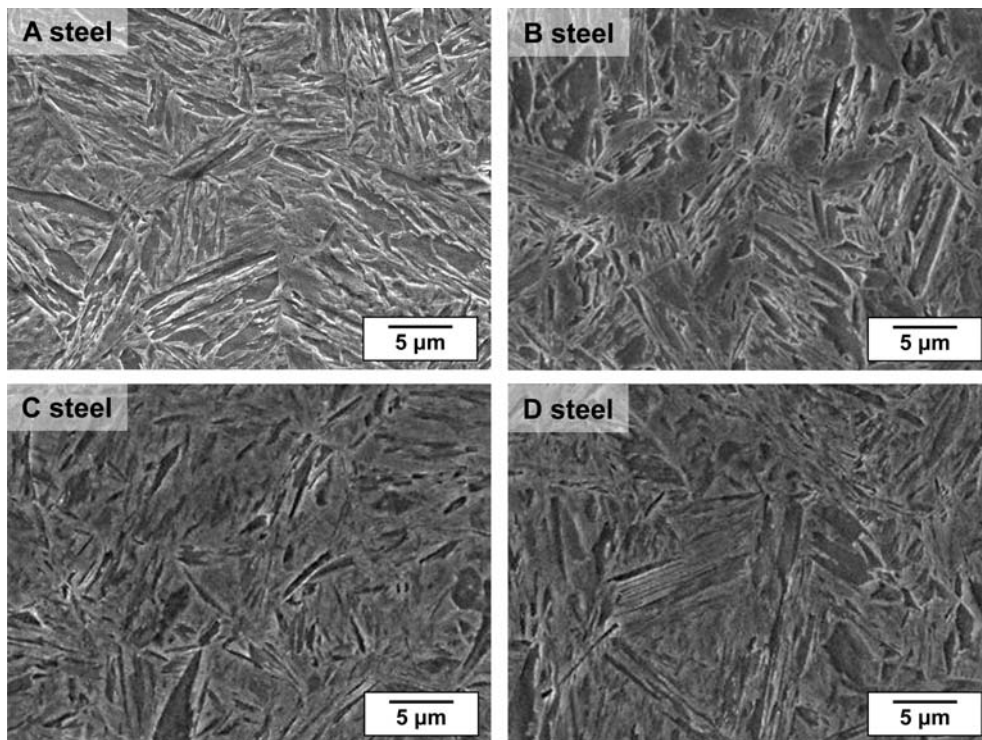


Fig. 6. SEM micrographs of as-quenched specimens of the A, B, C, and D steels.

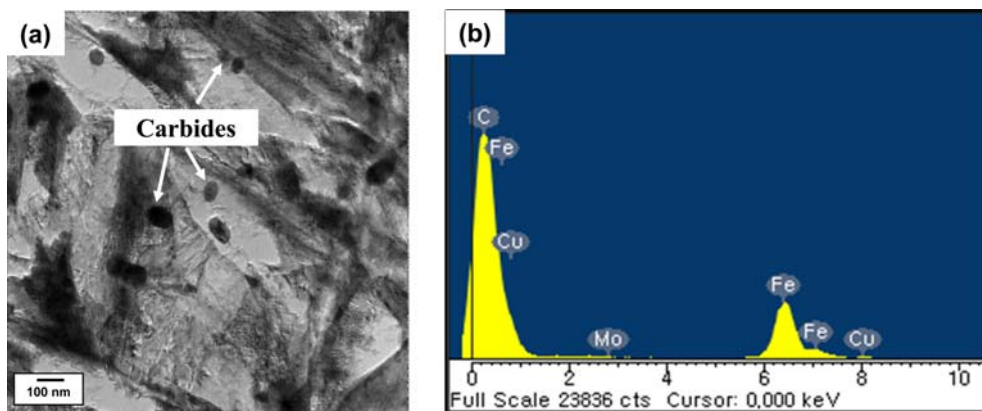


Fig. 7. (a) Bright-field TEM image and (b) EDS spectra showing carbides present in the as-received C steel.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 높은 경도를 갖는 대표적인 철계 장갑재 4 종의 미세조직을 관찰하고, 경도, 인장, 충격 시험을 실시하여 템퍼링 온도에 따른 미세조직 변화와 기계적 특성의 상관관계를 고찰하였다. 모든 강들은 템퍼링 온도가 높아질수록 마르텐사이트 내부의 탄소 확산과 전위 밀도 감소에 의해 경도가 뚜렷하게 감소되는 경향을 나타내었다. 또한 템퍼링 온도에 따른 경도 시험 결과

와 초기 경도의 비교를 통해 B 강은 템퍼링없이 급랭만으로 제조되고, 나머지 장갑재들은 급랭 후 200 °C ~ 300 °C에서 템퍼링 처리가 된 것으로 생각되었다. 한편 항복 강도와 인장 강도는 비교적 높은 탄소 함량과 급랭 처리를 통해 얻어진 경한 마르텐사이트를 갖는 B 강이 가장 높고, C 강과 D 강은 높은 탄소 함량에도 불구하고 템퍼링에 의한 마르텐사이트 내부의 탄소 확산과 전위 풀림에 의해 상대적으로 낮은 값을 나타내었다. 한편 충격 흡수에너지는 낮은 탄소 함량과 템퍼링에 의한 마르텐사이트 조직 연화로 A 강이 가장 높고, 마르텐사

이트 강도가 가장 높은 B 강이 가장 낮은 값을 나타내었다. 또한 C 강과 D 강은 급랭 후 템퍼링에 의해 충격 흡수에너지 값이 B 강보다 다소 높았다.

## Acknowledgment

This work was supported by the Agency for Defense Development, Republic of Korea.

## References

1. S. W. Sohn and S. H. Hong, *J. Korean Soc. Precis. Eng.*, **7**, 7 (2002).
2. T. Demir, M. Übeyli and R. O. Ylldlrlm, *J. Mater. Eng. Perform.*, **18**, 145 (2009).
3. S. N. Dikshit, V. V. Kutumbarao and G. Sundararajan, *Int. J. Impact Eng.*, **16**, 293 (1995).
4. H. K. Kim, S. S. Hong and I. O. Shim, *Compos. Res.*, **24**, 46 (2011).
5. ORDP 20-170 Ordnance Engineering Design Handbook, Armor and its application to vehicles, Ordnance Corps, (1961).
6. A. N. Isfahany, H. Saghafian and G. Borhani, *J. Alloys Compd.*, **509**, 3931 (2011).
7. N. Zhong, X. D. Wang, L. Wang and Y. H. Rong, *Mater. Sci. Eng., A*, **506**, 111 (2009).
8. SSAB. Retrieved May 10, 2018 from <https://www.ssab.kr>
9. ArcelorMittal. Retrieved May 10, 2018 from <http://industeel.arcelormittal.com>
10. D. A. Porter, K. E. Easterling and M. Sherif : *Phase Transformations in Metals and Alloys (Revised Reprint)*, CRC press, 2009.
11. G. Krauss: *Principles of Heat Treatment of Steel*, American Society for Metals, 1988.
12. G. E. Dieter: *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, 2001.
13. R. W. Hertzberg: *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, John Wiley & Sons, Inc., 1996.
14. H. S. Lim, J. Lee, Y. B. Song, H. K. Kim and B. Hwang, *Korean. J. Mater. Res.*, **27**, 357 (2017).
15. A. H. Cottrell and B. A. Bilby, *Proc. Phys. Soc.*, **62**, 49 (1949).
16. L. Granas, *Scand. J. Metall.*, **1**, 255 (1972).
17. R. Fakir, N. Barka and J. Brousseau, *Met. Mater. Int.*, **24**, 1 (2018).
18. K. Dehghani and A. Nekahi, *Met. Mater. Int.*, **18**, 757 (2012).
19. K. Palanikumar, L. Karunamoorthy, R. Karthikeyan and B. Latha, *Met. Mater. Int.*, **12**, 483 (2006).