저탄소 보론강의 경화능에 미치는 Mo 및 Cr 함량의 영향

황병철^{1†} · 서동우²

¹서울과학기술대학교 신소재공학과, ²포항공과대학교 철강대학원

Influence of Mo and Cr Contents on Hardenability of Low-Carbon Boron Steels

Byoungchul Hwang^{1†} and Dong-Woo Suh²

¹Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology, Seoul 139-743, Korea

²Graduate Institute of Ferrous Technology, Pohang University of Science and Technology, Pohang 790-784, Korea

(2013년 8월 19일 접수 : 2013년 8월 19일 최종수정 : 2013년 9월 12일 채택)

Abstract The hardenability of low-carbon boron steels with different molybdenum and chromium contents was investigated using dilatometry, microstructural observations and secondary ion mass spectroscopy (SIMS), and then discussed in terms of the segregation and precipitation behaviors of boron. The hardenability was quantitatively evaluated by a critical cooling rate obtained from the hardness distribution plotted as a function of cooling rate. It was found that the molybdenum addition was more effective than the chromium addition to increase the hardenability of boron steels, in contrast to boron-free steels. The addition of 0.2 wt.% molybdenum completely suppressed the formation of eutectoid ferrite, even at the slow cooling rate of 0.2 °C/s, while the addition of 0.5 wt.% chromium did this at cooling rates above 3 °C/s. The SIMS analysis results to observe the boron distribution at the austenite grain boundaries confirmed that the addition of 0.2 wt.% molybdenum effectively increased the hardenability of boron steels, as the boron atoms were significantly segregated to the austenite grain boundaries without the precipitation of borocarbide, thus retarding the austenite-to-ferrite transformation compared to the addition of 0.5 wt.% chromium. On the other hand, the synergistic effect of molybdenum and boron on the hardenability of boron steels could be explained from thermodynamic and kinetic perspectives.

Key words boron steel, hardenability, molybdenum, chromium, secondary ion mass spectroscopy(SIMS).

1. 서 론

보론(B)이 탄소강의 경화능(hardenability)에 미치는 효과는 R. Vogel과 G. Tammann에 의해 처음 발견되었으나 당시에는 큰 주목을 받지 못하다가 제 2차 세계대전과 한국전쟁을 거치면서 Ni, Cr, Mo과 같은 값비싼 경화능 원소를 대체하기 위하여 B이 첨가된 강(이하 보론강)에 대한 연구가 본격적으로 시작되었다.¹⁻³⁾ B의 경화능 효과는 B이 오스테나이트 입계(grain boundaries)에 편석(segregation)되어 계면 에너지가 감소됨으로써 초석 페라이트의 핵생성을 억제하기 때문으로 알려져 있다.⁴⁻⁸⁾

1960년대 중성자 조사에 의한 ATE(α -track etching) 법이 개발되면서 B의 입계 편석에 대한 연구가 시작되었고, 미국과 유럽, 일본을 중심으로 활발한 연구가 진행되어 오스테나이트 입계에서 AlN, BN, $M_{23}(C,B)_6$ (borocarbide) 석출물의 존재가 확인되었다.²⁻⁵⁾ 그 후 Karlsson과 He 등에 의해 B의 입계 편석에 대한 비평형 편석 이론이 제시되어 B의 편석과 경화능의 상관관계가 정량적으로 해석되고 있다.⁹⁻¹⁴⁾

보론강(boron steel)의 경화능은 일반적으로 오스테나이트 입계의 B 농도와 $M_{23}(C,B)_6$ 의 석출 거동에 의존하는 것으로 알려져 있다.¹⁻⁷⁾ 오스테나이트 입계에 B이 과

[†]Corresponding author

E-Mail : bhwang@seoultech.ac.kr (B. Hwang, Seoul Nat'l Univ. of Sci. and Tech.)

© 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.

잉으로 존재할 경우 B 원자들은 $M_{23}(C,B)_6$ 로 석출될 수 있기 때문에 입계의 B 농도는 경화능에 큰 영향을 미친다. $M_{23}(C,B)_6$ 석출물은 용체화 처리 후 650~900 °C의 온도 구간에서 등은 유지 시 오스테나이트 입계에 생성되는 B 화합물로서 오스테나이트 냉각 중에 생성되는데 크기가 조대해지면 페라이트 핵생성 자리로 작용하여 B의 경화능 향상 효과가 감소된다. 또한 이들은 B의 소멸처로 작용하여 오스테나이트 입계의 B 농도를 낮춤으로써 B의 경화능 향상 효과를 감소시키기도 한다. 따라서 B에 의한 경화능 향상 효과가 극대화 되기 위해서는 합금원소와 공정 조건에 따른 B의 최적 함량이 존재하며, 그 이상의 B 첨가 시에서는 경화능이 오히려 감소한다.⁶⁻⁸⁾

최근 보론강에 제3의 합금원소를 첨가하여 보론강의 경화능을 효과적으로 향상시키려는 연구가 활발히 진행되고 있다.^{5-8,12,15)} 현재 Mo은 다른 합금원소에 비해 보론강의 경화능 향상에 매우 효과적인 원소로 알려져 있는데,^{7,8,12)} B이 첨가되지 않은 강(boron-free steel)에 Mo을 첨가한 경우보다 경화능이 크게 증가하는 원인에 대해서는 아직 불분명한 점이 많은 실정이다. 본 연구에서는 B과 다른 합금원소의 상호작용이 보론강의 경화능에 미치는 영향을 이해하기 위하여 일반 탄소강의 경화능 향상에 많이 사용되고 있는 Mo과 Cr을 포함한 보론강을 제조한 후 냉각 속도에 따른 미세조직, 변태 온도, 경도의 변화로부터 경화능을 다양하게 평가하였다. 이를 통해 보론강의 경화능에 미치는 Mo과 Cr 함량의 영향을 B의 편석과 석출 거동 관점에서 해석하고자 하였다.

2. 실험 방법

보론강의 경화능에 미치는 합금원소와 B 간의 상호작용을 이해하기 위하여 B 농도를 0.002 wt.% (20 ppm)로 고정하고, Mo을 0.05, 0.1, 0.2 wt.% 씩, Cr을 0.5, 1.2 wt.% 씩 각각 첨가하여 총 6 종류의 보론강 시편을 제조하였다. 시편들에서 B이 BN로 형성되는 것을 막기 위해 질소(N)를 AlN, TiN으로 고정시키고자 Ti과 Al를 각각 0.015, 0.3 wt.%씩 첨가하였다. 이들의 자세한 화학조

성은 Table 1에 나와 있다.

본 연구에서 사용된 보론강 시편들은 진공 유도용해로를 이용하여 30 kg의 잉곳으로 제조한 후 1,200 °C로 재가열하여 950 °C 이상의 온도에서 두께 20 mm로 열간 압연하였다. 압연된 판재로부터 길이 10 mm, 지름 3 mm의 원통형 시편을 가공한 후 가열 온도와 냉각 속도를 정밀하게 제어할 수 있는 선팽창 분석 장치(Dilatometer, Dilatronic III, Theta Inc., USA)를 이용하여 열처리를 수행하고, 시편의 경화능을 정량적으로 평가하였다. 이를 위해 시편들을 1,100 °C에서 5 분간 유지한 후 0.2~50 °C/s 범위의 냉각 속도로 상온까지 냉각하고, 미세조직 분석과 경도 시험을 실시하였다.

최근 강재의 경화능을 정량적으로 평가하기 위하여 특정한 경화 조직(베이나이트 또는 마르텐사이트)이나 경화된 경도값을 가지는 임계 냉각 속도(critical cooling rate)를 측정하는 방법이 도입되고 있는데, 대표적으로 사용되고 있는 것이 90 % 마르텐사이트 조직의 경도값을 갖기 위한 임계 냉각 속도(V_{c90})이다.^{1,6-8)} 본 연구에서는 여러 냉각 속도에서 얻어진 경도값을 90 % 마르텐사이트 조직의 경도값과 비교하여 임계 냉각 속도(V_{c90})를 구하였다. 임계 냉각 속도가 느리면 경화능이 높고, 임계 냉각 속도가 빠르면 경화능이 낮다고 할 수 있다.

한편 보론강의 경화능에 미치는 Mo 및 Cr의 영향을 구체적으로 이해하기 위하여 9 % Ni이 첨가된 보론강 모델 합금을 제조한 후 냉각 속도에 따른 B의 편석 및 석출 거동을 분석하였다. 오스테나이트 입계에 편석되는 B 분포를 관찰하기 위하여 모델 합금 시편들을 1,100 °C에서 5분간 열처리한 후 0.2 °C/s와 20 °C/s의 냉각 속도로 650 °C까지 냉각한 후 급랭하였다. 이와 같이 열처리된 시편들에 대하여 2차 이온 질량 분석기(SIMS, secondary ion mass spectroscopy)를 이용하여 B 분포를 관찰하였다.

3. 결 과

보론강의 연속냉각 변태(continuous cooling transformation) 곡선에 미치는 Mo 및 Cr 함량의 영향을 Fig. 1에 나타내고, 베이나이트 변태 시작 온도(B_s)와 마르텐

Table 1. Chemical composition of low-carbon boron steel specimens (wt.%).

Specimen	C	Si	Mn	Mo	Cr	B	Ti	Al
Base	0.10	0.31	1.52	-	-	0.0023	0.017	0.036
0.05 Mo	0.10	0.30	1.53	0.05	-	0.0017	0.016	0.030
0.1 Mo	0.10	0.30	1.53	0.10	-	0.0019	0.017	0.028
0.2 Mo	0.10	0.30	1.47	0.20	-	0.0020	0.016	0.029
0.5 Cr	0.10	0.33	1.51	-	0.49	0.0022	0.015	0.026
1.2 Cr	0.10	0.31	1.50	-	1.20	0.0021	0.015	0.024

Fig. 1. Continuous cooling transformation(CCT) diagrams showing the transformation start and finish temperatures of low-carbon boron steels with different (a) Mo and (b) Cr contents. The dotted parallel lines indicate the bainite start (B_s) and martensite start (M_s) temperatures calculated by empirical equations considering the chemical compositions of the investigated boron steels.¹⁶⁾

Fig. 2. Optical micrographs of the base, 0.05 Mo, 0.1 Mo, 0.2 Mo, 0.5 Cr, and 1.2 Cr boron steel specimens cooled with various rates from 1,100 °C. The left and right dotted lines in the figures represent boundaries having 90 % martensite and bainite structure, respectively.

사이트 변태 시작 온도(M_s)를 점선으로 표시하였다.¹⁶⁾ Mo 및 Cr의 함량이 많아짐에 따라 변태 시작과 종료 온도가 모두 조금씩 낮아진다. 연속냉각 곡선을 살펴보면, Cr은 Mo보다 많은 양이 첨가되었음에도 불구하고 느린 냉각 속도에서 변태 시작과 종료 온도를 크게 낮추지 못하였다. 특히 Mo은 0.05 wt.%만 첨가되어도 변태 종료 온도가 크게 낮아지고, 0.2 wt.%의 Mo 첨가 시에는 0.2 °C/s의 느린 냉각 속도에서도 변태 시작 온도가 크게 낮아져 경화능이 크게 향상되었다. 반면 Cr은 0.5 wt.% 첨가 시 1 °C/s 이하의 느린 냉각 속도에서 변태

시작과 종료 온도가 거의 낮아지지 않는다. 따라서 Mo 첨가는 Cr 첨가와 비교할 때 보론강의 경화능 향상 효과에 상대적으로 우수함을 알 수 있다.

연속냉각 변태 시험으로부터 얻어진 시편의 미세조직과 경도 변화를 Fig. 2와 Fig. 3에 각각 나타내었다. Fig. 2에는 미세조직 분석과 경도 시험 결과를 토대로 마르텐사이트와 베이나이트가 90 % 이상 존재하는 미세조직의 경계를 각각 녹색과 노란색 점선으로 표시하였다.¹⁷⁾ Mo과 Cr이 첨가되지 않은 Base 시편의 경우 초석 페라이트의 형성을 억제하기 위하여 20 °C/s 이상의 빠른 냉각

Fig. 3. Hardness plotted as a function of cooling rate for the boron steel specimens with different (a) Mo and (b) Cr contents. A critical cooling rate (V_{c-90}) having the hardness corresponding to 90 % martensite structure was measured from the hardness distribution.

Fig. 4. (a) Dilatation vs time obtained during isothermal transformation at 650 °C following austenization at 1,100 °C for 5 min, and optical micrographs of the (b) base, (c) 0.2 Mo, and (d) 0.5 Cr boron steel specimens after the isothermal transformation.

속도가 필요하였으나, 0.2 Mo 시편은 본 연구에서 사용된 가장 느린 냉각 속도인 0.2 °C/s의 경우에도 초석 페라이트의 생성이 완전히 억제되어 미세조직의 대부분이 저온 변태조직(베이나이트 또는 마르텐사이트)으로 형성되었다.

한편 0.5 Cr와 1.2 Cr 시편은 각각 3 °C/s, 1 °C/s 이상의 냉각 속도에서 초석 페라이트의 형성이 거의 억제될 수 있었다. 이러한 결과는 초석 페라이트가 형성되는 온도에서 등온 유지한 변태 거동을 통해서도 알 수 있다.¹²⁾ Fig. 4에서 Mo 및 Cr이 첨가된 시편들은 Base 시편에 비해 오스테나이트에서 초석 페라이트로의 확산 변태가 모두 지연되는 것을 볼 수 있다. 특히 0.2 Mo 시편은 0.5 Cr 시편에 비해 초석 페라이트의 변태가 크게

지연되었다. 변태 후 미세조직을 살펴보면, Base와 0.5 Cr 시편은 주로 페라이트와 펄라이트 조직을 갖는 반면, 0.2 Mo 시편은 높은 경화능으로 인해 펄라이트가 거의 분해된 페라이트 조직이 관찰된다.

Fig. 3의 경도 시험 결과로부터 보론강 시편들에 대한 임계 냉각 속도(V_{c-90})를 구하였다. Base 시편의 임계 냉각 속도는 35 °C/s 정도이며, Mo 및 Cr 함량이 증가함에 따라 임계 냉각 속도가 점점 감소하였다. 0.2 Mo와 0.5 Cr 시편의 임계 냉각 속도는 각각 16 °C/s, 11 °C/s 정도로 나타났다. 다양한 Mo 및 Cr 함량에 따른 임계 냉각 속도를 Ueno에 의해 제시된 경험식^{5,6)}으로 계산된 값과 비교하여 Fig. 5에 나타내었다. 대부분의 보론강 시편들은 합금원소에 관계없이 직선적인 상관관계를 잘 만족

Fig. 5. Comparison of measured and calculated critical cooling rates (V_{c-90}) for low-carbon steel specimens with different Mo and (b) Cr contents. The critical cooling rate was calculated by Ueno's equation⁶⁾ ($\log V_{c-90} = 2.94 - 0.75 \times [2.7C + 0.4Si + Mn + 0.45Ni + 0.8Cr + 2Mo]$).

하였다. 그러나 일부 시편들의 경우 합금원소에 따라 조금씩 차이가 나타나는데, 이는 Ueno 식의 경우 오스테나이트화 온도를 고려하고 있지 않기 때문으로 생각된다. 오스테나이트화 온도의 경우 B의 비평형 편석 거동에 따라 경화능에 영향을 줄 수 있다.^{7,8,15)}

4. 고 찰

보론강의 경화능에 미치는 Mo와 Cr 첨가의 효과를 비교하기 위해 0.2 Mo와 0.5 Cr 시편의 연속냉각 변태 곡선과 경도 변화를 Fig. 6에 나타내었다. 앞에서 설명한 바와 같이 Mo는 0.2 wt.% 첨가에 의해서 낮은 냉각 속도에서도 변태 시작과 종료 온도가 크게 낮아지며, 0.2 °C/s의 낮은 냉각 속도에서도 초석 페라이트의 형성을 완전히 억제할 수 있었다. 그러나 Cr은 0.5 wt.% 첨가에

의해서 1 °C/s 이하의 낮은 냉각 속도에서는 변태 시작과 종료 온도가 거의 낮아지지 않으며, 3 °C/s의 냉각 속도에 이르기까지 초석 페라이트의 형성을 억제하기 어려웠다(Fig. 2). 이는 초석 페라이트가 형성되는 온도에서의 등온 변태 거동과 미세조직 관찰을 통해서도 확인할 수 있었다(Fig. 4).

보론강의 경화능을 측정하는 ASTM A255 표준시험법에 따르면, B이 함유되지 않은 강 of 경화능에 미치는 합금원소의 영향을 나타내는 곱하기 인자(multiplying factor)의 경우 0.2 wt.% Mo은 약 0.3 wt.% Cr과 거의 동등한 경화능 효과를 가지고 있다.^{18,19)} 따라서 0.2 Mo 시편은 0.5 Cr 시편보다 낮은 경화능을 갖는 것으로 예상할 수 있다. 그러나 본 연구에서 제조된 0.2 Mo 시편은 0.5 Cr 시편보다 높은 경화능을 나타내어 보론강에서는 0.2 wt.% Mo 첨가가 0.3 wt.% Cr첨가에 비해 경화능 효과가 우수한 것으로 나타났다. 이는 보론강에서의 Mo 첨가가 B이 첨가되지 않은 강에서와 달리 Mo와 B 사이의 시너지 효과로 인해 강의 경화능을 향상시키는데 보다 효과적인 것을 의미한다. Asahi는 보론강의 경화능에 미치는 Mo 첨가와 오스테나이트화 온도의 영향에 대한 연구를 통해 Mo이 첨가된 보론강에서는 Mo-C 클러스터(cluster)가 잘 형성됨으로써 탄소(C)가 오스테나이트 입계로 확산되는 것을 방해하여 $M_{23}(C,B)_6$ 의 석출을 억제하고, 입계에 편석되는 용질 B의 농도를 높여 경화능을 증가시키는 것으로 보고하였다.⁷⁾

보론강의 경화능에 미치는 B의 편석 및 석출 거동을 이해하기 위하여 오스테나이트 입계에서의 B 분포를 관찰한 SIMS 분석 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 모든 시편들의 오스테나이트 입계에는 B이 잘 분포되어 있는 것으로 관찰된다. 특히 0.2 °C/s의 느린 냉각 속도에서 0.2 Mo 시편은 다른 시편들에 비해 오스테나이트 결정립계에 B이 상대적으로 많이 편석되어 있다. 이러한 B의 편석은 오스테나이트 결정립계에서 형성되는 초석 페라이트의 핵생성을 지연시킬 수 있기 때문에 느린 냉각

Fig. 6. (a) Continuous cooling transformation (CCT) diagrams showing the transformation start and finish temperatures, and (b) hardness plotted as a function of cooling rate for the 0.2 Mo and 0.5 Cr boron steel specimens.

Fig. 7. Secondary $^{11}\text{B}^+$ ion images obtained from secondary ion mass spectroscopy(SIMS) analysis for Fe-9% Ni model alloys containing 20 ppm boron. The source used for analysis of boron distribution was O_2^- at 12.5 keV as the primary ion and the image field diameter was about 60 μm . Fe-9% Ni model alloys containing 20 ppm boron were heated to 1,100 °C for 5 min followed by cooling down to 650 °C at a rate of 20 °C/s.

속도에서 0.2 Mo 시편의 경화능이 상대적으로 우수한 것을 잘 뒷받침한다. 한편 냉각 속도가 빠른 20 °C/s의 냉각 속도에서는 냉각 중 B의 비평형 편석이 증가하여 모든 시편들의 오스테나이트 입계에 편석되는 B 원자들이 크게 증가한다. 그 중에서도 0.2 Mo 시편은 B 원자들이 오스테나이트 입계에 과잉으로 편석되어 다른 시편들에 비해 석출물이 크게 형성되었다. 이러한 조대한 석출물의 형성은 B의 경화능 효과를 저하시키기 때문에 빠른 냉각 속도에서의 경화능을 나타내는 임계 냉각 속도(V_{c90})의 경우 0.2 Mo 시편(약 16 °C/s)이 0.5 Cr 시편(약 11 °C/s)보다 큰 임계 냉각 속도를 갖게 된다. 이를 통해 Mo 첨가는 낮은 냉각 속도에서 B가 오스테나이트 결정립계에 잘 편석되어 초석 페라이트의 형성을 억제함으로써 베이나이트의 형성을 촉진하지만, 빠른 냉각 속도에서는 과잉의 B 편석으로 조대한 석출물이 형성되어 Cr 첨가에 비해 큰 임계 냉각 속도를 갖는 것을 알 수 있다.

현재 경화능에 미치는 Mo와 B의 시너지 효과는 Mo 첨가에 의해 입계에 형성되는 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물의 억제 효과로 주로 설명되고 있다. 구체적으로 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물이 오스테나이트 입계에 생성될 경우 오스테나이트 입계에 존재하는 용질 B의 농도를 감소시켜 B의 경화능 효과를 감소시킬 수 있다. 또한 보론강의 오스테나이트 입계에 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물이 형성되려면 B와 C의 동반 편석이 필요한데, Mo가 보론강에 첨가된 경우 강력한 탄화물 형성원소인 Mo가 Mo-C 클러스터를 형성하여 입

계의 C 확산을 방해하고, 이로 인하여 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물의 형성이 억제됨으로써 입계에 편석되는 용질 B 농도가 증가하여 경화능이 향상되는 것으로 설명된다. 이러한 효과는 속도론적 관점에서 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물에 미치는 합금원소의 영향을 해석한 결과라고 할 수 있다. 최근 Hwang과 Suh 등⁸⁾은 보론강의 경화능을 합금원소의 첨가에 따른 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물의 상 안정성(phase stability) 관점에서 해석한 바 있다. 그들은 CALPHAD 법에 근거한 열역학 계산을 통해 Mo 또는 Cr이 보론강에 첨가되었을 때 나타나는 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 석출물의 평형 분율을 예측하였다. 계산 결과 보론강에 대한 Mo 첨가는 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 의 석출을 거의 억제하여 상 안정성이 매우 저하되는 것으로 예측되었다. 이는 Mo의 첨가에 의해 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 의 석출이 억제되면서 오스테나이트 입계에 존재하는 용질 B의 농도가 증가되어 경화능이 향상될 수 있음을 의미한다. 이를 통해 Mo 첨가는 Cr 첨가에 비해 속도론적 및 열역학적 관점에서 모두 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 의 석출을 억제시켜 보론강의 경화능을 향상시키는데 도움을 준다는 것을 알 수 있다.

5. 결 론

본 연구에서는 선팅창 분석 장치를 이용하여 보론강의 경화능을 정량적으로 평가할 수 있는 임계 냉각 속도를 하나의 평가 방안으로 고려하였다. 다양한 함량의 Mo 및

Cr이 첨가된 보론강에 대한 연속 냉각 변태와 미세조직, 경도 변화를 분석한 결과 Mo 첨가는 Cr 첨가에 비해 보론강의 경화능을 향상시키는데 보다 효과적으로 작용하였다. Mo은 0.2 wt.% 첨가 시 0.2 °C/s의 느린 냉각 속도에서도 초석 페라이트 변태가 완전히 억제된 반면, Cr은 0.5 wt.% 첨가 시 3 °C/s 이상의 냉각 속도에서 초석 페라이트의 형성이 거의 억제되었다. 모델 합금의 B 분포에 대한 SIMS 분석 결과 0.2 Mo 시편은 0.2 °C/s의 느린 냉각 속도에서 다른 시편들에 비해 오스테나이트 입계에 B이 상대적으로 많이 편석되는 것으로 관찰되어 초석 페라이트의 핵생성에 크게 지연시킬 수 있는 것이 확인되었다. 한편 Mo 첨가는 Cr 첨가에 비해 속도론적 및 열역학적 관점에서 모두 $M_{23}(C,B)_6$ 의 석출을 억제시켜 보론강의 경화능을 향상시키는데 도움을 줄 수 있다.

감사의 글

본 연구는 POSCO의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

References

1. D. V. Doane and J. S. Kirkaldy, Hardenability Concepts with Application to Steel, TMS-AIME, Warrendale, PA (1978).
2. S. K. Banerji and J. E. Morral, Proc. Int. Symp. Boron in Steels, TMS-AIME, PA (1979).
3. D. H. Werner, Boron and Boron Containing Steels, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf (1995).
4. Ph. Maitrepierre, D. Thivellier and R. Tricot, Metall. Trans. A, **6**, 287 (1975).
5. Front of Research on Behavior of Boron in Steels, Iron Steel Inst. Jpn., (2003).
6. M. Ueno and T. Inoue, Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **13**, 210 (1973).
7. H. Asahi, ISIJ Int., **42**, 1150 (2002).
8. B. Hwang, D-W. Suh, S-J. Kim, Scr. Mater., **64**, 1118 (2011).
9. L. Karlsson, H. Norden and H. Odelius, Acta Metall., **36**, 1 (1988).
10. X. M. Wang and X. L. He, ISIJ Int., **42**, S38 (2002).
11. X. L. He, Y. Y. Chu and J. J. Jonas, Acta Metall., **37**, 147 (1989).
12. S. Khare, K. Lee, H. K. D. H. Bhadeshia, Int. J. Mat. Res., **100**, 11 (2009).
13. K. A. Taylor, Metall. Trans. A, **23**, 107 (1992).
14. M. Jahazi and J. J. Jonas, Mater. Sci. Eng., A, **335**, 49 (2002).
15. D. J. Mun, E. J. Shin, Y. W. Choi, J. S. Lee, Y. M. Koo, Mater. Sci. Eng., A, **545**, 214 (2012).
16. S-J. Lee and Y-K. Lee, Mater. Des., **29**, 1840 (2008).
17. J. C. Ion and L. M. Anisdahl, J. Mat. Proc. Tech., **65**, 261 (1997).
18. Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel, ASTM International, Designation: A 255-02 (2002).
19. G. Krauss, Principles of Heat Treatment of Steel, ASM Intl. (1989).