

상용 TRIP강의 다단 항온 변태 열처리에 따른 미세조직 및 인장 특성

김경원*** · 이창훈**† · 강전연** · 이태호** · 조경목**†
*부산대학교 재료공학과, **한국기계연구원 부설 재료연구소

Microstructures and Tensile Properties by Multi-step Isothermal Heat Treatment in Conventional TRIP Steel

Kyeong-Won Kim***, Chang-Hoon Lee**†, Jun-Yun Kang**, Tae-Ho Lee**, Kyung-Mox Cho**†

*Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Korea

**Korea Institute of Materials Science, 797 Changwon-daero, Seongsan-gu, Changwon, Gyeongnam 51508, Korea

Abstract In recent years, TRIP steels which are composed of ferrite, bainite, and retained austenite have drawn much attention for automotive sheets due to excellent combination of strength and ductility. The effect of two-step isothermal heat treatment of bainitic transformation on microstructures, especially retained austenites and tensile properties in the conventional TRIP steel was investigated. A two-step isothermal heat treatment, in which 50% bainitic transformation occurred at high temperature, followed by bainitic transformation at low temperature, improves tensile properties, resulting from enhanced mechanical stability of retained austenite against external plastic deformation due to refinement of retained austenites, compared to single-step isothermal heat treatment.

(Received March 2, 2016; Revised March 11, 2016; Accepted March 17, 2016)

Key words : TRIP steel, Retained austenite, Morphology, Tensile properties, Two-step isothermal heat treatment

1. 서 론

자동차용 철강 소재는 친환경, 연비 향상의 요구로 인해 고강도화 방향으로 개발되어 왔다. 그 중에서도 미세조직 내에 분포한 잔류 오스테나이트가 외부 응력에 의해 마르텐사이트로 변태함으로써 높은 강도와 연성을 확보할 수 있는 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity, TRIP) 강 연구가 많은 주목을 받고 있다[1-5].

이러한 TRIP강에 대해서는 강재의 기계적 성질에 큰 영향을 주는 잔류 오스테나이트를 다량으로 분포시킬 수 있는 합금 설계 및 열처리 조건 등에 대한 연구가 주로 진행되어 왔으나[6-10], 최근에는 2상 영역 열처리 및 항온 변태 열처리 조건의 변화를 통하여 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 등의 다양한 상의 분율 제어를 통한 초

고강도화와 연성의 개선과 관련한 연구가 주를 이루고 있다[11-13]. 뿐만 아니라, 오스테나이트의 형상 및 탄소 농축 정도가 기계적 특성에 미치는 영향에 대한 연구도 꾸준히 진행되고 있다[14-21].

잔류 오스테나이트의 형상에 따른 잔류 오스테나이트의 기계적 안정성에 대한 결과는 여전히 논쟁 중에 있지만, 보편적으로 덩어리 형태인 블록(block) 형상의 잔류 오스테나이트보다 얇은 필름(film) 형상의 잔류 오스테나이트가 기계적 안정성이 더욱 우수하여 TRIP강의 물성에 긍정적인 영향을 미치는 것으로 받아들여지고 있다[14-21].

TRIP강 내에 존재하는 잔류 오스테나이트의 형상을 블록 형상에서 필름 형상으로 제어가 가능하면 다른 합금 성분의 추가 없이도 고강도-고연성의 수준을 높일 수 있을 것으로 기대된다.

현재 잔류 오스테나이트의 형상 제어를 통한

†Corresponding authors. E-mail : lee1626@kims.re.kr, chokm@pusan.ac.kr

TRIP강의 강도와 연성 등 물성 향상 연구는 찾아보기 힘들고, TRIP강의 제조 공정에서 2단 이상의 다단 항온 변태 열처리에 의한 미세조직 및 물성 변화와 관련한 연구 또한 많이 보고되지 않았다.

따라서 본 연구에서는 통상의 저합금계 TRIP강에서 2단 항온 변태 열처리 적용을 통한 미세조직 변화와 그로 인한 기계적 특성의 향상 가능성을 살펴보고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 시험편 제작

본 연구에서 이용한 시합금은 780 MPa 급의 상용 TRIP강과 화학적 조성이 유사하며, Table 1에 그 조성을 나타내었다. 합금은 Indutherm사의 진공유도 용해주조로(VTC-200)를 사용하여 700 g 잉곳으로 제작되었고, 1,200°C에서 1시간 동안 균질화 처리 후 900°C 이상에서 3 mm 두께로 열간 압연하여 상온까지 공냉하였다.

2.2 열처리 공정

먼저 TRIP강의 열처리 조건을 확립하기 위하여 Theta사의 Dilatronic-III Dilatometer를 이용하여, 폭 2 mm, 두께 2 mm, 길이 10 mm의 판상 시편을 이용하여 열팽창 실험을 진행하였다. 열팽창 실험 결과를 바탕으로 이상 어닐링 열처리는 A_{C1} 과 A_{C3} 온도 사이인 830°C에서 5분간 수행하여 페라이트와 오스테나이트의 이상 조직을 얻고자 하였다. 이상 어닐링 후 오스테나이트 잔류와 베이나이트 변태를 위해 B_s 와 M_s 온도 사이에서 항온 변태 열처리를 실시하였다. B_s 와 M_s 온도는 각각 576°C와 401°C로 계산되었다[22, 23]. 830°C에서 5분간 어닐링한 시합

금의 항온 변태도(Time-Temperature Transformation diagram, TTT)를 바탕으로 1단 및 2단 항온 변태 열처리 조건을 구체화하였다. TTT은 Fig. 1에 나타내었고, 구체적인 항온 변태 열처리 조건은 Table 2에 나타내었다.

2단 항온 변태 열처리 공정은 높은 온도에서 1차 유지를 통해 오스테나이트를 50% 정도 베이나이트로 변태시킨 후, 낮은 온도에서 2차 유지를 통해 미변태된 오스테나이트를 베이나이트로 변태 완료시키고자 하였다. 도출된 TTT를 바탕으로 1단 항온 변태는 400°C와 500°C에서 5분간 유지하여 각 온도에서 베이나이트 변태를 완료하였고, 2단 항온 변태 열처리는 상대적으로 높은 온도인 500°C에서 1차 유지를 통해 오스테나이트를 50% 정도 베이나이트로 변태시키고 2초간 진행하였고, 온도를 낮추어 400°C에서 298초간 2차 유지를 통해 미변태된 오스테나이트를 베이나이트로 변태 완료시킨 후, 상온까지 급냉하였다. TRIP강의 1단 및 2단 항온 변태 열처리 공정을 도식화하여 Fig. 2에 나타내었다. 인

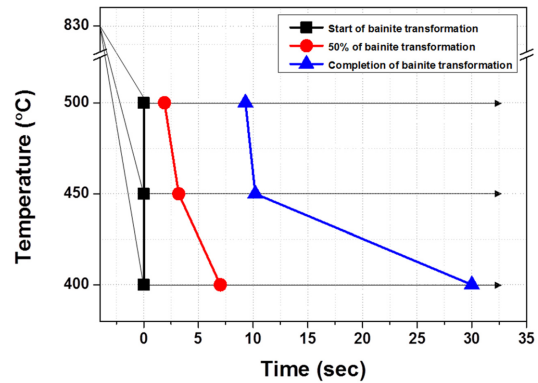


Fig. 1. Time-Temperature-Transformation diagram of the tested steel (annealed at 830°C, 5 min).

Table 1. Chemical composition of the tested steel (wt.%)

Alloy	C	Mn	Si	Al	Nb	Fe
Steel	0.14	2.4	0.5	1.4	0.025	Bal.

Table 2. Heat treatment conditions of 1-step and 2-step heat treatments

Specimens	First heat treatment	Second heat treatment
1-step	400°C / 300 sec, 500°C / 300 sec	-
2-step	500°C / 2 sec	400°C / 298 sec

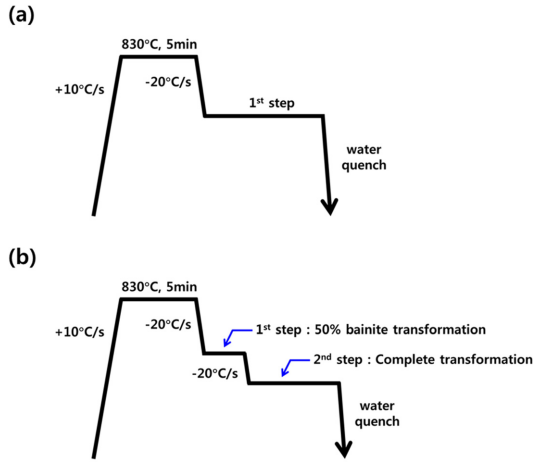


Fig. 2. Schematic diagrams representing (a) 1-step and (b) 2-step heat treatments.

장특성 평가를 위해 폭 10 mm, 두께 1.5 mm, 길이 100 mm의 판상 인장시편을 급속 급냉 열처리 장비인 ULVAC사의 CAL(Continuous Annealing Line) system을 이용하여 1단 및 2단 항온 변태 열처리하였다.

2.3 미세조직 분석 및 인장 특성 평가

미세조직은 JEOL사의 JSM-7001F 전계 방사형 주사 전자 현미경(Field Emission Scanning Electron Microscope, FE-SEM)으로 관찰하였고, 잔류 오스테나이트의 특성은 OXFORD Instruments사의 전자 후방 산란 회절 장치(Electron Back Scatter Diffraction, EBSD)를 이용하여 분석하였다. SEM 관찰용 시편은 기계적으로 연마한 후 Ethanol 100 ml + Nitric acid 1ml의 Nital 용액으로 에칭하여 준비하였으며, EBSD 분석용 시편은 1차로 기계적 연마 후, 2차로 연마 과정 중에 발생할 수 있는 잔류 오스테나이트의 마르텐사이트 변태 방지를 위해 Struers사의 LetroPol-5 전해연마기를 이용하여 마무리하였다. 시편은 Perchloric acid 10%와 Ethanol 90%의 전해액을 이용하여 -20°C, 10 kV, 15 flow rate 조건에서 5분간 연마하여 준비하였다. 인장 특성은 Instron 5882 인장 시험기를 이용하여 평가하였으며, ASTM E8M sub-size 규격의 시편을 사용하여 cross-head 속도 2 mm/min로 상온에서 실시하였다.

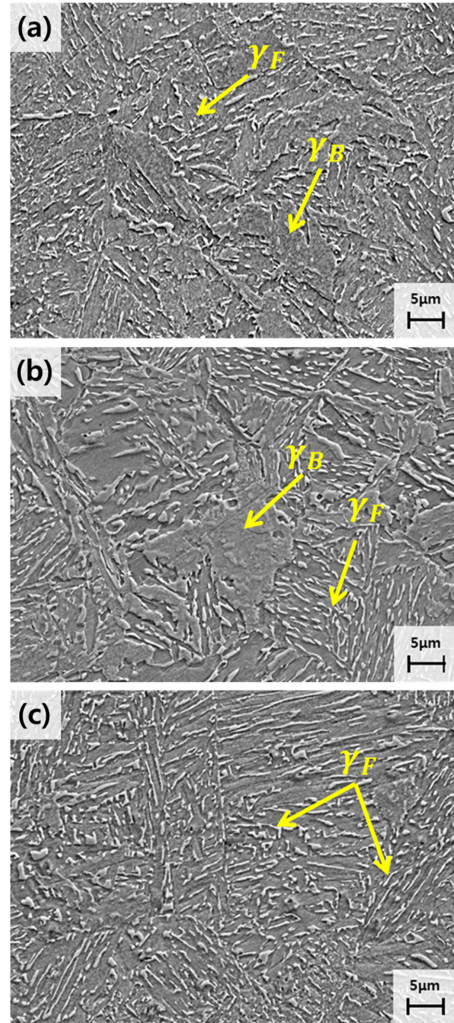


Fig. 3. SEM micrographs of 1-step heat treatment at (a) 400°C, (b) 500°C and (c) 2-step heat treatment at 500°C → 400°C (γ_B : blocky retained austenite, γ_F : film-like retained austenite).

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직 변화

SEM으로 관찰한 1단 및 2단 항온 변태 열처리 시편의 미세조직을 Fig. 3에 나타내었다. Fig. 3의 (a)와 (b)는 각각 400°C, 500°C에서 1단 항온 변태 열처리한 시편이고, (c)는 2단 항온 변태 열처리 시편으로 500°C에서 1차 열처리 후 400°C에서 2차 열처리한 시편이다. 세 시편 모두 최종 미세조직은 페라이트, 잔류 오스테나이트, 베이나이트의 혼합 상

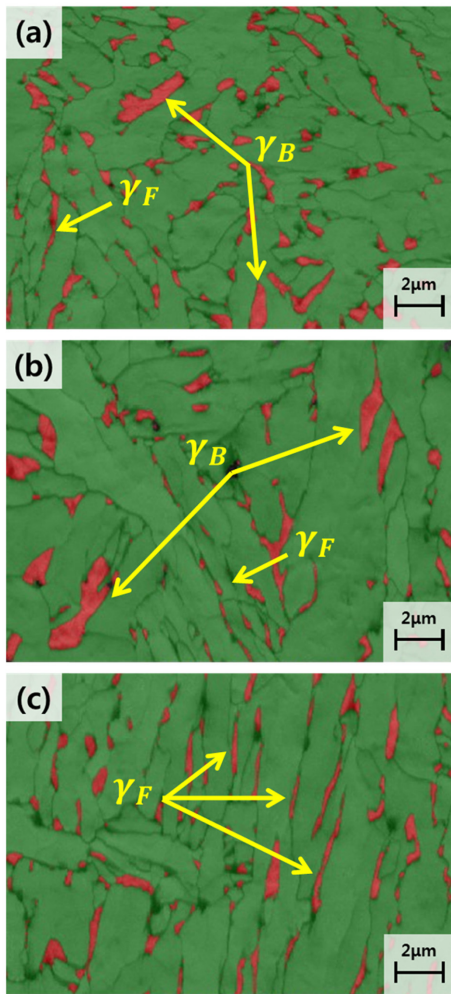


Fig. 4. EBSD phase maps of 1-step heat treatment at (a) 400°C, (b) 500°C and (c) 2-step heat treatment at 500°C→400°C (Green : BCC, Red : FCC, γ_B : blocky retained austenite, γ_F : film-like retained austenite).

으로 구성되어 있음을 확인할 수 있었다. Fig. 3(a)와 (b)를 비교해 보면, 항온 변태 온도가 낮을수록 베이나이트 래스가 미세해지는 것을 확인하였다. 이는 변태 온도가 낮아질수록 과냉이 커지게 되고, 이로 인해 베이나이트 변태의 구동력이 증가하여 베이나이트 래스가 미세해진 것으로 판단된다. 또한 1단 열처리재에서는 상대적으로 조대한 블록 형태의 잔류 오스테나이트가 많이 관찰되었다. 반면에, 2단 열처리재에서는 블록 형태의 잔류 오스테나이트보다는 래스 사이에 존재하는 미세한 필름 형태의 잔류 오스테나이트가 주로 관찰되었다. 잔류 오스테나이트의

특성을 보다 더 정밀하게 분석하기 위해 EBSD 관찰을 수행하였고, 그 결과를 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4의 (a)와 (b)는 각각 400°C, 500°C에서 1단 항온 변태 열처리한 시편이고, (c)는 2단 항온 변태 열처리한 시편이다. 그림의 녹색은 체심입방정(BCC) 구조의 페라이트 및 베이나이트를, 적색은 면심입방정(FCC) 구조의 잔류 오스테나이트를 나타낸다.

SEM 분석과 마찬가지로 1단 항온 변태 열처리한 Fig. 4 (a)와 (b)에서는 상대적으로 조대한 블록 형태의 잔류 오스테나이트가 많이 존재하는 반면, 2단 항온 변태 열처리한 Fig. 4(c)에서는 베이나이트 래스 사이에 존재하는 얇은 필름 형태의 잔류 오스테나이트의 분율이 큰 것을 다시 한번 확인하였다. 이러한 잔류 오스테나이트의 형상적 차이는 열처리 과정 동안의 베이나이트 변태 기구를 통해 설명될 수 있다. 어닐링시 생성된 오스테나이트의 결정립계에서 베이나이트 상변태가 시작되어 베이나이트 래스가 결정립 내부로 성장하면서 최종적으로는 베이나이트의 Gibbs 자유 에너지가 동일 조성의 오스테나이트의 Gibbs 자유 에너지와 같아지는 T_0 온도에서의 탄소량으로 미변태된 오스테나이트에 농축되면 더 이상의 베이나이트 상변태는 진행하지 않고 멈추게 되는데 [22], 이때 유사한 방위의 베이나이트 래스의 결집체인 팩킷(packet) 경계에서 상대적으로 조대한 블록 형태의 잔류 오스테나이트가 생성될 수 있다. 이에 반해, 2단 열처리에서는 1차로 비교적 높은 온도에서 상변태된 베이나이트와 미변태된 오스테나이트의 경계면이 2차 베이나이트 상변태를 위한 핵생성 사이트로 작용되어 보다 미세한 잔류 오스테나이트뿐만 아니라, 높은 분율의 필름 형태 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있게 된다.

3.2 인장 특성 변화

앞서 본 바와 같이 항온 변태 열처리 조건이 변화함에 따라 미세조직, 특히 잔류 오스테나이트의 형상이 변화하는 것을 SEM 및 EBSD 분석을 통해 확인하였다. 이러한 미세조직의 차이가 기계적 특성에 미치는 영향을 알아보기 위해 인장 실험을 진행하였고, 인장 곡선을 Fig. 5에, 인장 특성을 Table 3에 정리하였다.

500°C 1단 항온 변태재의 경우, 인장 강도는 높으

Table 3. Tensile properties of 1-step and 2-step heat treatments

Specimens		YS (MPa)	UTS (MPa)	Total El. (%)	TS x T. E.I. (MPa*%)
1-step	400°C	465	712	25.9	18441
	500°C	425	856	18.2	15579
2-step	500°C → 400°C	578	760	31.6	24016

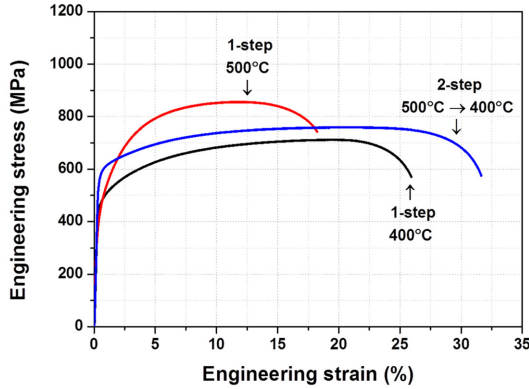


Fig. 5. Engineering stress-strain curves of 1-step and 2-step specimens.

나 연신율이 상대적으로 열위하고, 400°C 1단 항온 변태재의 경우 인장 강도는 상대적으로 낮으나, 연신율이 높다. Fig. 3과 4에서 보듯이, 500°C 1단 항온 변태재의 베이나이트 래스가 조대하나, 상대적으로 높은 잔류 오스테나이트 분율로 인해 변형 도중에 생성되는 마르텐사이트의 분율이 많기 때문에 큰 인장 강도를 나타내는 반면, 잔류 오스테나이트의 탄소 고용도가 상대적으로 낮아 잔류 오스테나이트의 기계적 안정성은 열위할 것으로 판단되며, 이는 낮은 연신율에 영향을 미친 것으로 보인다. 반면, 400°C 1단 항온 변태재의 경우 베이나이트 래스가 미세하나, 500°C 변태재에 비하여 낮은 잔류 오스테나이트 분율과 높은 탄소 고용도로 인한 높은 기계적 안정성으로, 인장 강도는 감소하고, 연신율은 증가하는 것으로 판단된다. 2단 항온 변태재의 경우, 베이나이트 래스 크기 등 전반적인 미세조직이 400°C 1단 항온 열처리재와 유사하게 보이나, 인장 강도와 연신율은 400°C 1단 항온 열처리재에 비해 다소 증가하였다. 이는 Fig. 4의 EBSD 결과에서도 나타나듯이, 2단 항온 변태로 인해 필름 형태의 잔류 오스테나이트의 분율이 증가하면서, TRIP 특성이 향상되어, 특히 연신율의 증가가 나타난 것으로 판단된다. 결과적

으로, 2단 항온 변태 열처리를 통해 1단 항온 변태 열처리에 비하여 우수한 강도와 연신율의 조합을 얻을 수 있었다. 2단 열처리를 통한 우수한 강도와 연신율의 조합은 2단 항온 열처리를 통해 상대적으로 기계적 안정성이 낮은 블록 형태의 잔류 오스테나이트가 기계적 안정성이 우수한 필름 형태의 잔류 오스테나이트로 형상이 바뀌었기 때문으로 판단된다. 베이나이트 상변태 시 재분배되는 탄소의 농축량이 블록 형태 잔류 오스테나이트에 비해 필름 형태의 잔류 오스테나이트가 대체로 높기 때문에 우수한 기계적 안정성을 가지는 것으로 보고되고 있다[14-20]. 1단 항온 변태재는 블록 형태의 잔류 오스테나이트 분율이 높아 비교적 낮은 strain 영역에서 마르텐사이트로 변태하기 때문에 연신율 향상에 긍정적인 영향을 못 미치는데 반해, 2단 항온 변태재에서는 필름 형태의 잔류 오스테나이트 분율이 높아 비교적 높은 strain 영역에서 TRIP 현상이 나타나기 때문에 우수한 인장 특성을 가지는 것으로 판단된다.

4. 결 론

상용 TRIP강에 대해 1단 및 2단 항온 변태 열처리 공정에 따른 미세조직과 인장 특성과의 상관 관계에 대해 고찰하였으며 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 2단 항온 변태 열처리된 TRIP강의 경우, 1단 항온 변태 TRIP강에 비해 기계적 안정성이 열위한 블록 형태의 잔류 오스테나이트의 분율은 감소하였고, 기계적 안정성이 우수한 필름 형태의 잔류 오스테나이트의 분율은 증가하였다.
2. 2단 항온 변태 TRIP강이 1단 열처리재에 비해 우수한 인장 특성을 나타내었으며, 기계적 안정성이 우수한 필름 형태의 잔류 오스테나이트의 분율 증가에 기인하는 것으로 판단되었다.

후 기

본 연구는 국가과학기술연구회 주요사업의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

References

1. P. J. Jacques : *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* **8** (2004) 259.
2. J. Zrník, O. Stejskal, Z. Nový and P. Hornák : *J. Mater. Process. Technol.* **192** (2007) 367.
3. J. Bouquerel, K. Verbeken and B. C. De Cooman : *Acta Mater.* **54** (2006) 1443.
4. C. P. Scott and J. Drillet : *Scripta Mater.* **56** (2007) 489.
5. X. C. Xiong, B. Chen, M. X. Huang, J. F. Wang and L. Wang : *Scripta Mater.* **68** (2013) 321.
6. D. W. Suh, S. J. Park, C. S. Oh and S. J. Kim : *Scripta Mater.* **57** (2007) 1097.
7. J. M. Jang, S. J. Kim, N. H. Kang, K. M. Cho and D. W. Suh : *Met. Mater. Int.* **15** (2009) 909.
8. H. Luo, J. Shi, C. Wang, W. Cao, X. Sun and H. Dong : *Acta Mater.* **59** (2011) 4002.
9. P. J. Gibbs, E. De Moor, M. J. Merwin, B. Clausen, J. G. Speer and D. K. Matlock : *Metall. Mater. Trans., A* **42A** (2011) 3691.
10. A. Arlazarov, M. Gouné, O. Bouaziz, A. Hazotte, G. Petitgand and P. Barges : *Mater. Sci. and Eng., A* **542** (2012) 31.
11. Y. Sakuma, D. K. Matlock and G. Krauss : *Metall. Trans., A* **23A** (1992) 1221.
12. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : *ISIJ Int.* **32** (1992) 9.
13. J. G. Speer, E. De Moor, K. O. Findley, D. K. Matlock, B. C. De Cooman and D. V. Edmonds : *Metall. Trans., A* **42** (2011) 3591.
14. E. Jimenez-Melero, N. H. van Dijk, L. Zhao, J. Sietsma, S. E. Offerman, J. P. Wright and S. van der Zwaag : *Scripta Mater.* **56** (2007) 421.
15. K. I. Sugimoto, T. Iida, J. Sakacuchi and T. Kashima : *ISIJ Int.* **40** (2000) 902.
16. P. J. Jacques, F. Delannay and J. Ladrière : *Metall. Mater. Trans., A* **32** (2001) 2759.
17. Y. K. Lee, H. C. Shin, Y. C. Jang, S. H. Kim and C. S. Choi : *Scripta Mater.* **47** (2002) 805.
18. I. B. Timokhina, P. D. Hodgson, and E. V. Pereloma : *Metall. Mater. Trans., A* **35** (2004) 2331.
19. C. G. Mateo and F. G. Caballero : *Mater. Trans. JIM* **46** (2005) 1839.
20. F. G. Caballero, C. G. Mateo, J. Chao, M. J. Santofimia, C. Capdevila and C. G. de Andrés : *ISIJ Int.* **48** (2008) 1256.
21. R. Ding, D. Tang and A. M. Zhao : *Scripta Mater.* **88** (2014) 21.
22. H. K. D. H. Bhadeshia : *Bainite in steels*, second ed., IOM Comm. Ltd., London, 2001.
23. K. Steven and A. G. Haynes : *J. Iron Steel Inst.* **183** (1956) 349.