

고변형능 라인파이프강의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 압연 및 냉각 조건의 영향

이상인 · 황병철[†]

서울과학기술대학교 신소재공학과

Effects of Rolling and Cooling Conditions on Microstructures and Mechanical Properties of High-Deformable Pipeline Steels

S-I. Lee, B. Hwang[†]

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

Abstract Effects of rolling and cooling conditions on microstructures and mechanical properties of high-deformable pipeline steels were investigated in this study. Six kinds of pipeline steels were fabricated by varying rolling and cooling conditions, and their microstructures were analyzed by scanning electron microscopy, electron back-scattered diffraction, and transmission electron microscopy. Tensile and Charpy impact tests were conducted on the steels in order to examine the mechanical properties. The steels rolled in the two-phase region showed better low-temperature toughness than those in the single-phase region due to the larger amount of ferrites having high-angle boundaries, although they have lower strength and absorbed energy. The steel rolled in single-phase and finish-cooled at higher temperature showed a good combination of high strength and good low-temperature toughness as well as excellent deformability of the lowest yield ratio and the highest uniform elongation because of the presence of fine ferrite and a mixture of various low-temperature transformation phases.

(Received August 8, 2014; Revised August 21, 2014; Accepted August 28, 2014)

Key words : Pipeline steel, High-deformable, Mechanical properties, Microstructure

1. 서 론

현재 초고층 빌딩이나 교량, 선박, 해양구조물, 압력 용기, 라인파이프 등의 구조물에 사용되는 철강재료의 경우 사용환경이 가혹해 짐에 따라 고강도와 함께 저온인성, 용접성, 내부식성 등의 다양한 물성이 요구되고 있다. 또한 최근에는 구조물의 설계 시 상당량의 변형에 대한 구조적 안정성을 확보하기 위하여 우수한 변형능(deformability)을 갖는 철강재료에 대한 관심이 증가하고 있다[1-3]. 특히 원유나 천연가스를 장거리로 고압 수송하는데 사용되는 라인파이프강의 경우 극한 지역이나 심해저, 지진대 등에서 일어나는 지반의 움직임이나 구조물 자체의 하중, 폭풍우, 지진 등에 의해 발생하는 점진적인 또는 급격한 변형에 대한 파괴 저항성을 증가시키기 위하여 고변형능 라인

파이프강(high-deformable pipeline steel)에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 이와 같이 변형능을 고려한 라인파이프강의 설계 방법을 흔히 strain-based design(SBD)이라 하며[4], 이를 평가하는 방법으로 항복비(YR, yield to tensile strength ratio), 균일연신율(uEl., uniform elongation), 가공경화지수 등이 널리 사용되고 있다[4].

일반적으로 고강도와 저온인성, 고변형능 등의 다양한 기계적 특성을 동시에 만족시키기 위해서는 화학조성과 열/기계적 공정(TMCP, thermo-mechanical control process) 제어에 따른 적절한 미세조직의 설계가 매우 중요하다. TMCP는 제어압연과 가속냉각에 의하여 결정립 미세화와 함께 저온변태조직을 형성시키는 방법으로서 고가의 합금원소를 첨가하거나 열처리를 실시하는 기존의 제조방법에 비해 매우 경

[†]Corresponding author. E-mail : bhwang@seoultech.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

제적이다[4-6]. 최근의 연구결과에 따르면[1, 4], 페라이트와 저온변태조직으로 이루어진 2상 조직은 연한 페라이트에서 초기 항복이 일어나고, 저온변태 상으로 하중이 전달되면서 가공경화가 일어나기 때문에 고변형능 라인파이프강을 제조하기 위한 최적의 미세조직으로 알려져 있다. 따라서 본 연구에서는 압연과 냉각 조건에 의한 TMCP 조건을 변화시켜 페라이트와 다양한 저온변태조직을 갖는 시편들을 제조하고, 인장 및 충격 시험을 실시하여 강도, 변형능, 저온인성에 적합한 미세조직의 설계 방향을 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 재료의 화학조성은 Fe-0.07C-0.25Si-1.90Mn-1.35(Ni+Cr+Mo)-0.1(Nb+V+Ti)-0.001B(wt.%)이며, Table 1의 압연 및 냉각 조건에 따라 6종류의 시편을 제조하였다. 먼저 1,150°C에서 시편들을 재가열한 후 오스테나이트의 재결정 영역에서 약 50%의 압하율로 압연하고, 오스테나이트의 비재결정 영역(non-recrystallization region)에서 70% 이상의 압하율로 다시 압연함으로써 최종 조직의 결정립을 미세화 시키고자 하였다[5, 6]. 마무리 압연은 오스테나이트 단상 영역(single-phase region)과 오스테나이트와 페라이트의 이상 영역(two-phase region)의 두 온도에서 실시되었다. 압연 후 Ar_1 근처의 온도에서 400°C와 상온까지 약 10°C/s의 냉각 속도로 가속냉각 하였다(Table 1).

제조된 강들의 미세조직은 압연 판재의 옆면을 연마하고 2% 나이탈 용액으로 에칭한 후 주사전자현미경(SEM, scanning electron microscope)으로 관찰하였다. 또한 미세조직 내에 형성된 페라이트와 저온변태조직을 구분하기 위하여 EBSD(electron back-scattered diffraction) 분석을 실시하였다. 이를 위하여 시편의 표면을 colloidal silica로 최종 연마하여 기계적 연마로 발생된 표면의 결함을 최소화하였다. EBSD 분석은 FE-SEM 내에서 실시되었으며, Oxford사에서 제공하는 HKL 소프트웨어를 사용하였다. 보다 자세한 미세조직 관찰을 위하여 투과전자현미경(TEM, transmission electron microscopy) 분석을 수행하였는데, 관찰용 시편은 15% 피크릭산 + 85% 에탄올 전해액에서 -30°C로 유지한 후 twin-jet 법을 이용하여 제작하였다. 이와 같이 박막 시편으로 제작한 후 200 kV의 가속전압 하에서 TEM(Model: JEM-2100F, JEOL)으로 관찰하였다.

인장시험은 ASTM E8 표준시험법에 따라 판재의 압연 방향(longitudinal direction, L-방향)과 수직 방향(transverse direction, T-방향)으로 sub-size 봉상시편(표점거리 25.4 mm, 직경 6.3 mm)을 가공한 후 10톤 용량의 Instron 시험기를 이용하여 5 mm/min의 crosshead 속도로 상온에서 실시하였다. 모든 시편들은 연속 항복거동을 나타내어 응력-변형률 곡선으로부터 0.2% offset한 유동응력을 항복강도로 사용하였다. 라인파이프강에 요구되는 기계적 특성의 방향을 고려하여 항복강도와 인장강도는 T-방향의 인장시험에서, 항복비와 균일연신율은 L-방향의 인장시

Table 1. Rolling and cooling conditions for high-deformable pipeline steels

Rolling condition	Rolled in single-phase region			Rolled in two-phase region		
Reheating temperature (°C)	1150					
Start rolling temperature (°C)	1080					
Finish rolling temperature (°C)	Above Ar_3			Below Ar_3		
Rolling reduction in γ non-recrystallization region (%)	≥ 70					
Rolling reduction in intercritical ($\alpha + \gamma$) region (%)	20					
Cooling condition	A	B	C	A	B	C
Start cooling temperature (°C)	Above Ar_1	Below Ar_1		Above Ar_1	Below Ar_1	
Finish cooling temperature (°C)	Room temp.	Room temp.	475	Room temp.	Room temp.	420
Cooling rate (°C/s)	12.3	16.9	16.3	10.4	14.8	18.0

험에서 각각 측정되었다.

충격시험은 ASTM E23 시험법에 따라 10×10×55 mm의 표준 샤르피 충격(Charpy impact) 시편으로 가공한 후 -196 ~ +100°C의 온도 범위에서 실시하였다. 저온인성을 평가하기 위한 연성-취성 천이 온도(DBTT, ductile-brittle transition temperature)는 hyperbolic tangent fitting을 통해 상부 흡수에너지(USE, upper-shelf energy)와 하부 흡수에너지의 평균에 해당되는 에너지를 가지는 온도로 결정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

본 연구에서 제조된 강들의 SEM 조직 사진과 EBSD 분석 결과를 Fig. 1과 2에 각각 나타내었다.

모든 강들의 미세조직은 압연 방향으로 길게 늘어진 층상구조로 되어 있으며, 형성되는 변태온도에 따라 GB(granular bainite), DUB(degenerate upper bainite), LB(lower bainite), LM(lath martensite) 등의 다양한 저온변태조직들이 형성된 것을 볼 수 있다. 이들 조직들은 저탄소강(탄소함량 0.1 wt.% 이하)의 연속적인 냉각 과정에서 형성되는 미세조직으로 화학 조성, 변형 및 냉각 조건에 따라 매우 복잡한 형태를 가지고 있기 때문에 이들 조직들의 정의와 변태 거동에 대해서는 연구자들 사이에서도 많은 논란이 있는 실정이다[7-9]. 실제로 GB 조직은 10° 이상의 고경각계로 이루어진 결정립들이 조대하게 나타나며, 내부에는 2~10° 사이의 저경각계(low-angle boundary)가 입상 형태로 존재한다. DUB 조직은 GB 조직과 같이 고경각계(high-angle boundary)가 다소 조대하게 나타나지만, GB 조직과 달리 저경각

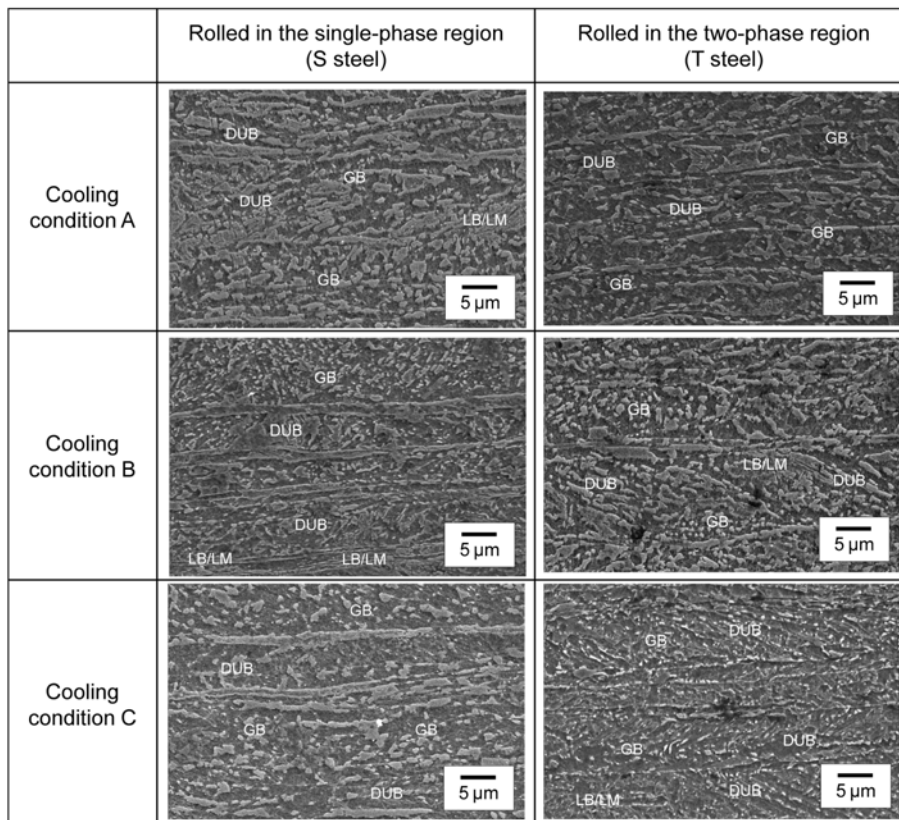


Fig. 1. SEM micrographs of the steels rolled in the single-phase region and two-phase region and cooled with A, B, and C conditions, shown in Table 1. Nital etched. Microstructure designation; GB (granular bainite), DUB (degenerate upper bainite), LB (lower bainite), LM (lath martensite).

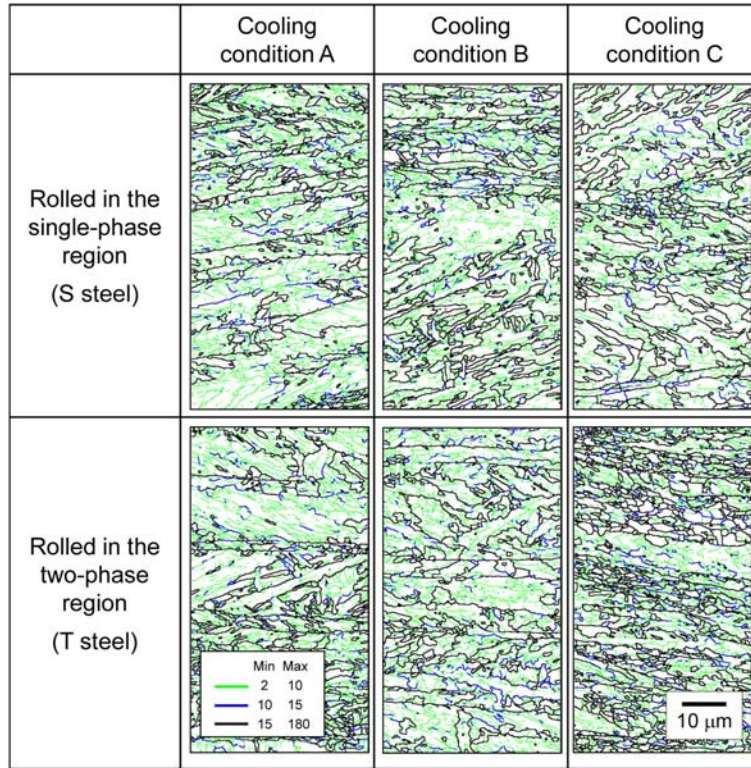


Fig. 2. EBSD analysis results showing misorientation boundary of the steels rolled in the single-phase region and two-phase region and cooled with A, B, and C conditions, shown in Table 1. Equi-axed fine grains with high-angle boundary indicate polygonal ferrites formed in the two-phase region.

계가 래스 형태로 나타난다. LB/LM 조직은 내부에 많은 미세한 저경각계들이 존재하며, 전위밀도가 높은 조직이다.

본 연구에서 제조되는 강들의 미세조직 형성과정을 구체적으로 살펴보면(Table 1), 오스테나이트 단상 영역에서 마무리 압연한 강들은 냉각 동안 이상 영역을 통과하면서 페라이트가 형성되며, 이상 영역에서 마무리 압연한 강들은 압연 이전에 형성된 페라이트들이 압연 도중 변형되기도 한다. 이상 영역에서 마무리 압연한 강들은 단상 영역에서 마무리 압연한 강들보다 페라이트의 분율이 높은 편인데, 이는 이상 영역에서 페라이트가 형성되고, 마무리 압연에 의해 페라이트의 형성이 촉진되기 때문이다. 이상 영역에서 형성된 페라이트들을 TEM으로 자세히 관찰한 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 이들 페라이트들은 주위와 다른 회절패턴의 결정립들을 가지고 있고, 평균 결정립 크기가 $2\ \mu\text{m}$ 이하로 매우 미세하였다. 페라

이트의 내부는 전위밀도가 낮은 반면, 마르테사이트나 MA 상(martensite-austenite constituent)과의 경계에서는 마르테사이트의 상변태 시 부피 팽창으로 인해 가동전위(mobile dislocation)가 형성된 것을 볼 수 있다. 이들 가동전위는 초기 항복을 쉽게 일으키기 때문에 항복비를 낮추어 변형능을 증가시킬 수 있다[10, 11].

한편 마무리 압연온도에 관계없이 냉각조건 B로 제조된 강들은 냉각조건 A로 제조된 강들보다 LB, LM과 같이 보다 경한 저온변태조직의 분율이 높았다(Fig. 1). 이는 마무리 압연 후 냉각 시작온도가 낮을수록 형성되는 페라이트의 분율이 증가함으로써 오스테나이트 내에 탄소가 보다 많이 농축되어 경화능이 커지기 때문으로 볼 수 있다. 또한 압연 조건에 관계없이 400°C 까지 가속냉각한 강들(냉각조건 C)은 GB의 분율이 상대적으로 높는데(Fig. 1), 이는 GB가 주로 변태되는 고온에서 냉각이 종료되기 때

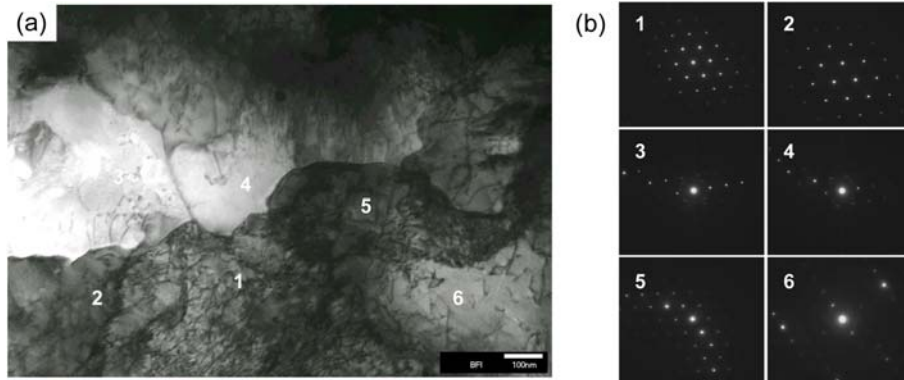


Fig. 3. TEM micrographs showing polygonal ferrite and mobile dislocation in the steels rolled in the two-phase region; (a) bright-field TEM image and (b) diffraction patterns corresponding to (a), where grains have a common <111> ferrite zone axis.

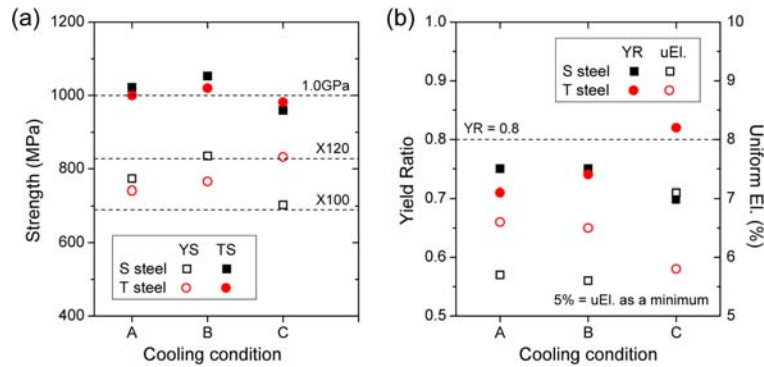


Fig. 4. Tensile properties of the steels rolled in the single-phase region and two-phase region; (a) yield strength (YS) and tensile strength (TS), and (b) yield-to-tensile ratio and uniform elongation. Square and circle symbols indicate the S and T steels rolled in the single-phase region and two-phase region, respectively.

문이다. EBSD 분석 결과를 보면(Fig. 2), 구 오스테나이트(prior austenite)의 pancake 두께가 6 ~ 15 μm 사이로 나타난다. 일반적으로 저온변태조직인 베이나이트와 마르텐사이트의 패킷(packet) 크기는 오스테나이트의 pancake 두께에 비례하기 때문에 제어압연을 통하여 오스테나이트의 pancake 두께를 줄이고, 유효결정립도(effective grain size)를 감소시킴으로써 저온변태조직으로 구성된 강의 강도와 인성을 동시에 향상시킬 수 있다[4, 5].

3.2 인장 및 충격 특성

본 연구에서 제조된 강들의 인장시험 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 제조된 강들의 항복강도는 700 ~ 850 MPa, 인장강도는 약 1.0 GPa로 API(American

Petroleum Institute) 규격으로 X100 및 X120 급 라인파이프강에 해당되었다. 압연조건에 관계없이 냉각조건 B로 제조된 강들은 냉각조건 A로 제조된 강들보다 경한 저온변태조직의 분율이 높기 때문에 항복 및 인장 강도가 모두 높다. 냉각조건 C로 제조된 강들은 냉각 종료온도가 높아 GB의 분율이 높기 때문에 다른 냉각조건으로 제조된 강들에 비해 항복 및 인장 강도가 낮다.

한편 항복비와 균일연신율은 고변형능 라인파이프강의 설계에 있어 매우 중요한 인자로 고려되고 있는데, 현재 5.0%의 균일연신율은 strain-based design을 위한 최소 균일연신율로 인식되고 있다[12, 13]. 제조된 강들의 변형능을 살펴보면(Fig. 4(b)), 항복비는 0.8 이하, 균일연신율은 5.0% 이상으로 변

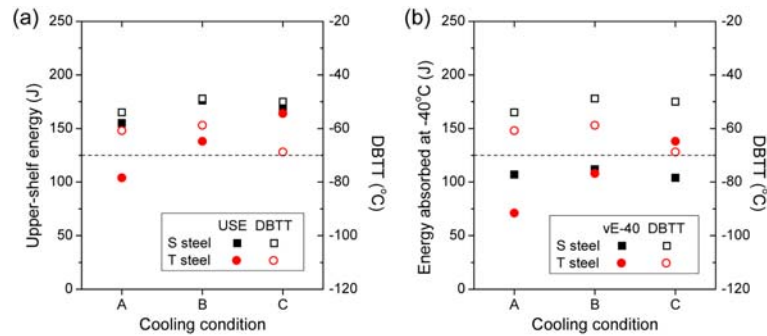


Fig. 5. Charpy V-notch (CVN) impact properties of the steels rolled in the single-phase region and two-phase region; (a) upper-shelf energy(USE) and ductile-brittle transition temperature(DBTT), and (b) energy absorbed at -40°C (vE_{-40}) and DBTT. Square and circle symbols indicate the S and T steels rolled in the single-phase region and two-phase region, respectively.

형능이 매우 우수하였다. 특히 단상영역에서 마무리 압연되고 냉각조건 C로 제조된 강은 약 0.70의 매우 낮은 항복비와 7.0%의 높은 균일연신율을 갖는 매우 우수한 변형능을 나타내었다. 이는 미세조직 관점에서 GB 조직의 분율이 높아 상대적으로 연하여 항복이 쉽게 일어나기 때문으로 생각된다.

Fig. 5에 다양한 시험온도에서 수행된 사파 충격 시험 결과로부터 얻어진 상부 흡수에너지(USE)와 -40°C 에서의 흡수에너지(vE_{-40}), 연성-취성 천이온도(DBTT)를 나타내었다. 단상 영역에서 마무리 압연된 강들은 이상 영역에서 마무리 압연된 강들에 비해 강도와 흡수에너지가 모두 높게 나타났다. 이는 단상 영역에서 마무리 압연된 강들의 경우 페라이트에 비해 상대적으로 인성이 좋은 저온변태조직의 분율이 높기 때문이다. 저온인성을 나타내는 DBTT를 보면, 이상 영역에서 마무리 압연된 강들은 단상 영역에서 마무리 압연된 강들보다 DBTT가 20~40°C 정도 낮는데, 이는 저온변태조직 사이에 고경각계를 갖는 페라이트가 보다 많이 형성되어 취성파괴에 의한 벽개균열의 전파를 저지시키기 때문으로 생각된다[14, 15].

4. 결 론

본 연구에서는 압연과 냉각 조건의 조절을 변화시켜 높은 강도와 우수한 저온인성을 동시에 갖는 고변형능 라인파이프강을 제조할 수 있었다. 이상 영역에서 마무리 압연된 강들은 단상 영역에서 압연된

강들에 비해 페라이트의 분율이 높아 상대적으로 강도와 흡수에너지가 낮지만, DBTT가 낮은 우수한 저온인성을 나타내었다. 한편 단상 영역에서 마무리 압연되고 고온에서 냉각종료된 강은 적절한 양의 페라이트와 함께 GB, DUB, LB/LM의 저온변태조직이 다양하게 형성되어 1.0 GPa 급의 고강도와 함께 약 0.70의 낮은 항복비와 7.0%의 높은 균일연신율을 갖는 우수한 변형능을 나타내었다. 이를 통해 strain-based design에 적합한 고변형능과 함께 높은 강도, 저온인성이 모두 우수한 라인파이프강을 제조하기 위해서는 압연 및 냉각 조건을 적절히 제어하여 일정한 양의 페라이트와 함께 다양한 저온변태조직을 형성시킬 필요가 있음을 알 수 있었다.

후 기

이 연구는 서울과학기술대학교 교내연구비의 지원으로 수행되었습니다.

References

1. B. Hwang, C. G. Lee, S. Lee and C. Lee : Trends in Metals & Materials Engineering (The Korean Institute of Metals and Materials), **22** (2009) 28.
2. J. Koo, M. J. Luton, N. V. Bangaru, R. A. Petkovic, D. P. Fairchild, C. W. Petersen, H. Asahi, T. Hara, Y. Terada, M. Sugiyama, H. Tamehiro, Y. Komizo, S. Okaguchi, M. Hamada, A. Yamamoto and I. Takeuchi : Int. J. Offshore and Polar Eng., **14** (2004) 2.

3. Y. Mizutani, K. Ishibashi, K. Yoshii, Y. Watanabe, R. Chijiwa and Y. Yoshida : Nippon Steel Technical Report, **90** (2004) 45.
4. D. B. Lillig, B. D. Newbury BD and S. A. Altstadt, in Proc. 19th Int. Offshore and Polar Eng. Conf. (ISOPE, Japan, 2009) p. 1.
5. I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka and C. Ouchi : Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels, Butterworth & Co. Ltd., London, 1988.
6. T. Gladman : The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, The Institute of Materials, London, 1997.
7. B. L. Bramfitt and J. G. Speer : Metall. Trans. A, **21** (1990) 817.
8. G. Krauss and S. W. Thompson : ISIJ Int., **35** (1995) 937.
9. T. Hayashi, F. Kawabata and K. Amano : Proc. Materials Solution 97 on Accerated Cooling/Direct Quenching Steels, ASM, Materials Parks, OH, 1997, pp. 93-99.
10. A. T. Davenport : Formable HSLA and Dual Phase Steels, AIME, New York, NY, 1979.
11. N. J. Kim and G. Thomas : Metall. Trans. A, **12** (1981) 483.
12. R. Denys : Pipeline Technology Conference, Vol. 1, Ostend, Belgium, (2004).
13. V. Schwinn, P. Fluess, A. Liessem and J. Schroeder, in Proc. 18th Int. Offshore and Polar Eng. Conf. (ISOPE, Canada, 2008) p. 27.
14. R. W. Hertzberg : Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 4th ed., John Wiley & Sons, Inc., 1996.
15. Y. M. Kim, S. K. Kim, Y. J. Lim and N. J. Kim : ISIJ Int., **42** (2002) 1571.