

## 0.15C-0.2Si-0.5Mn 저탄소강의 동적 재결정 거동에 미치는 Nb 첨가와 공정 변수의 영향

이상인\* · 서하늘\* · 이재승\*\* · 황병철\*†

\*서울과학기술대학교 신소재공학과

\*\*포스코 기술연구원 포항연구소

### Effect of Nb Contents and Processing Parameters on Dynamic Recrystallization Behavior of 0.15C-0.2Si-0.5Mn Low-Carbon Steels

Sang-In Lee\*, Ha-Neul Seo\*, Jae-Seung Lee\*\*, Byoungchul Hwang\*†

Department of Materials Science and Engineering

\*Seoul National University of Science and Technology, Seoul 01811, Korea

\*\*Pohang Research Lab, Technical Research Laboratories, POSCO, Pohang 790-785, Korea

**Abstract** In this study, the effect of Nb contents and processing parameters on dynamic recrystallization behaviour of 0.15C-0.2Si-0.5Mn low-carbon steels was investigated. Three kinds of steel specimens with different Nb contents were fabricated and then high-temperature compressive deformation test was conducted by varying reheating temperature (RT), deformation temperature (DT), and strain rate (SR). The Nb2 and Nb4 specimens containing Nb had smaller prior austenite grain size than the Nb0 specimens, presumably due to pinning effect by the formation of carbides and carbonitrides precipitates at austenite grain boundaries. The high-temperature compressive deformation test results showed that dynamic recrystallization behavior was suppressed in the specimens containing Nb as the strain rate increased and deformation temperature decreased because of pinning effect by precipitates, grain boundary dragging effects by solute atoms, although the compressive stress increased with increasing strain rate and decreasing deformation temperature.

(Received July 8, 2016; Revised July 28, 2016; Accepted August 11, 2016)

**Key words** : dynamic recrystallization behavior, low-carbon steels, reheating temperature, deformation temperature, strain rate

### 1. 서 론

철강 소재는 자동차, 건설, 조선해양, 산업기계 등 많은 산업 부문에서 다양한 용도로 사용되고 있는데, 이들 소재의 기계적 특성을 향상시키기 위해 열처리 및 가공 방법, 합금원소 첨가 등을 통해 미세조직을 제어함으로써 우수한 강도와 연성을 얻고자 하는 연구가 꾸준히 진행되고 있다[1-5]. 일반적으로 철강 소재의 강도를 향상시키는 방법으로 합금원소 첨가에 의한 고용강화 및 석출강화, 결정립 미세화 등이 사용되는데 이 중에서도 결정립 미세화는 강도의 증가와 동시에 인성을 향상시키는 장점이 있기 때문에

이를 위한 다양한 방법이 연구되어 왔다[6-8].

실제 철강 공정에서 강재를 원하는 형상으로 만들기 위해 주로 열간 가공을 실시하고 있는데, 이때 발생하는 금속학적 현상으로는 회복(recovery), 재결정(recrystallization), 결정립 성장(grain growth) 및 석출(precipitation) 등이 대표적으로 있다. 특히 재결정의 경우 열간 변형 후 진행되는 정적 재결정(static recrystallization)과 열간 변형 중에 발생하는 동적 재결정(dynamic recrystallization)으로 구분된다. 이러한 현상들은 복잡하게 상호작용 하며, 온도, 변형량, 냉각 속도 등의 다양한 열간 가공 공정 변수들에 의해 영향을 받는다. 또한 Nb, V, Ti 등의

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

미량 합금 원소(micro-alloying elements) 첨가에 의해 회복, 재결정, 결정립 성장 및 석출 거동이 달라지게 되어 최종 미세조직에 영향을 끼친다[9-11]. 하지만 재가열 온도(reheating temperature), 변형 온도(deformation temperature), 변형률 속도(strain rate) 등의 공정 변수에 따라 미량 합금 원소에 의한 석출 거동 및 재결정 억제 효과가 달라지기 때문에 원하는 기계적 성질을 갖는 미세조직을 얻기 위해서는 공정 변수와 미량 합금 원소의 복합적인 이해가 요구된다. 따라서 본 연구에서는 Nb 첨가량이 다른 3종류의 저탄소강을 제조하여 재가열 온도, 변형 온도, 변형률 속도 등의 공정 변수에 따라 고온 압축 시험을 실시하고 최종 미세조직 관찰을 통해 저탄소강의 동적 재결정 거동에 미치는 Nb 첨가 및 공정 변수의 영향에 대해 고찰하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 합금은 0.15C-0.2Si-0.5Mn (wt.%) 조성의 기본 시편과 여기에 Nb를 첨가한 3종류의 저탄소강 시편이며, 이들의 자세한 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 본 연구에서는 Nb 함량에 따라 편의상 'Nb0', 'Nb2', 그리고 'Nb4'로 표기하였다. 이들 합금은 75 kg 단위로 진공용해한 후 1,200°C에서 오스테나이트화 처리하고 950°C 이상에서 두께 20 mm로 열간 압연한 판재이다. 시편의 실험 조건을 설정하기 위하여 JmatPro 소프트웨어

(Sente Software Ltd., UK)를 이용하여 상분을 변화 예측과 등은 변태도, 연속냉각 변태도를 통해  $A_{23}$ ,  $A_1$ ,  $A_3$ 를 측정하였고, 문헌[12]에 제시된 재결정 정지 온도(non-recrystallization temperature,  $T_{nr}$ ) 식에 본 연구의 조성을 대입하여 재결정 정지 온도를 계산하였다(Table 1). 재결정 정지 온도는 Nb0 시편의 896°C를 기준으로 Nb 함량이 증가할수록 재결정 정지 온도가 크게 증가하는 것을 확인할 수 있었다.

본 연구에서는 재결정 거동에 미치는 Nb 첨가 및 공정 변수의 영향을 확인하기 위하여 열간 압축 변형 시험기(Model: ThermecMastor-Z, Fuji Electric, Japan)를 이용하였으며, Fig. 1에 실험 조건을 도식적으로 나타내었다. 변형 전 NbC 석출물의 유무에 따른 최종 결정립 크기를 비교하기 위하여 오스테나

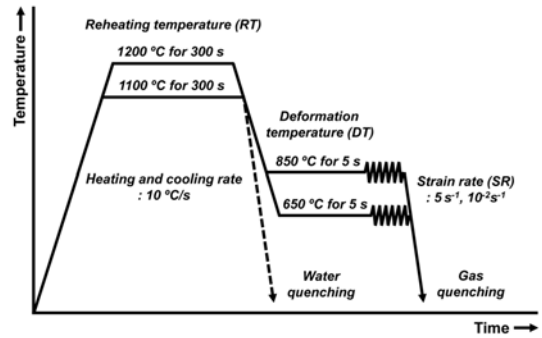


Fig. 1. Schematic diagram of hot compression tests investigated in this study.

Table 1. Chemical composition, precipitation dissolution temperature ( $T_{Nb(C,N)}$ ), non-recrystallization temperature ( $T_{nr}$ ), and transformation temperature of the low carbon steel specimens investigated in this study (wt.%)

Specimen	C	Si	Mn	Al	Nb	N	$T_{Nb(C,N)}$ (°C)*	$T_{nr}$ (°C)**	Transformation temperature (°C)***		
									$A_{23}$	$A_3$	$A_1$
Nb0	0.15	0.20	0.50	0.03	-	0.008	-	896	782	848	719
Nb2	0.15	0.20	0.50	0.03	0.02	0.008	1148	935	787	848	719
Nb4	0.15	0.20	0.50	0.03	0.04	0.008	1244	1029	791	849	719

$$* T_{Nb(C,N)} (°C) = \left\{ \left[ \frac{-6770}{\log[Nb] \left[ C + \frac{12}{14} N \right]} - 2.26 \right] \right\} - 273 \text{ (wt.\%)[6]}$$

$$** T_{nr} (°C) = 887 + 464C + (6645Nb - 664\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \text{ (wt.\%)[12]}$$

\*\*\* Calculated by JMatPro®, software (Sente Software Ltd., UK).

이트화 온도를 1,100°C와 1,200°C로 설정하고, 5분간 유지한 후 오스테나이트 단상 재결정 정지 온도 이하 영역인 850°C와 오스테나이트-페라이트 2상 영역 온도 650°C에서 각각  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 와  $5 \text{ s}^{-1}$ 의 두 변형률 속도로 50% 압축한 후 질소 가스를 주입하여 약 100°C/s의 속도로 급랭시켰다. 본 연구에서 열간 압축 변형 시험시 사용된 시편은 지름 8 mm, 높이 12 mm의 원기둥 형태이며, 열간 압축 변형 시험 후 압축된 시편을 높이 방향으로 절단 후 절단면을 연마하여 광학현미경을 이용하여 관찰하였다. 또한 변형간 시편의 재결정 발생 유무에 따른 시편의 응력 변화를 확인하고자 응력-변형률 곡선을 통해 미세조직과 응력 변화의 상호 관계에 대해 조사하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 오스테나이트화 온도 및 Nb 첨가의 영향

Fig. 2에 1,200°C와 1,100°C에서 오스테나이트화 처리 후 급랭한 미세조직을 나타내었다. 본 연구에서 Nb 첨가에 의해 석출되는 Nb(C, N)의 용해 온도를 계산하기 위해 Irvine 등에 의해 제시된 식을 이용하였다[6]. Nb이 첨가된 Nb2, Nb4 시편에 대해 Nb(C, N)의 용해 온도를 계산한 결과(Table 1), Nb2 시편은 1,148°C이고 Nb4 시편은 1,244°C로 계산되었다. 또한 MatCalc 소프트웨어(MatCalc

Engineering, Austria)를 이용하여 석출물 형성을 계산한 TTP(time-temperature-precipitation) 곡선을 Fig. 3에 나타내었다. 모든 시편에서 AlN에 대한 석출거동을 확인할 수 있었으며, Nb이 첨가된 Nb2, Nb4 시편의 경우 Nb 첨가량에 따라 석출거동이 달라짐을 알 수 있었다. 두 석출물 모두 850°C~950°C에서 석출물의 형성이 가장 빠른 것을 알 수 있다.

본 연구에서 1,200°C에서 오스테나이트화 후 급랭한 시편의 미세조직 사진을 보면, Nb0 시편과 Nb2 시편의 결정립 크기는 비슷하였고, Nb4 시편의 경우 가장 미세한 결정립 크기를 나타냈다. 이는 Nb4 시편의 경우 계산을 통해 얻어진 Nb(C, N)의 용해온도가 1,244°C로 오스테나이트화 처리시 일부 Nb(C, N)이 존재하여 오스테나이트의 결정립 성장이 억제되었기 때문이다. Nb2 시편의 경우는 1,200°C에서 오스테나이트화 시킨 결과 모든 Nb(C, N)이 용해되어 Nb이 첨가되지 않은 Nb0 시편과 비슷한 결정립 크기를 가진 것으로 판단된다. 또한 1,100°C에서 오스테나이트화 후 급랭한 시편의 미세조직 관찰 결과 Nb0 시편이 가장 조대한 결정립 크기를 나타냈으며, Nb4 시편이 가장 미세한 결정립 크기를 보였다. 1,100°C에서 오스테나이트화 시킨 경우에는 1,200°C에서 오스테나이트화 처리한 결과와는 달리 Nb 첨가에 의한 결정립 미세화 효과가 뚜렷하게 나타남을

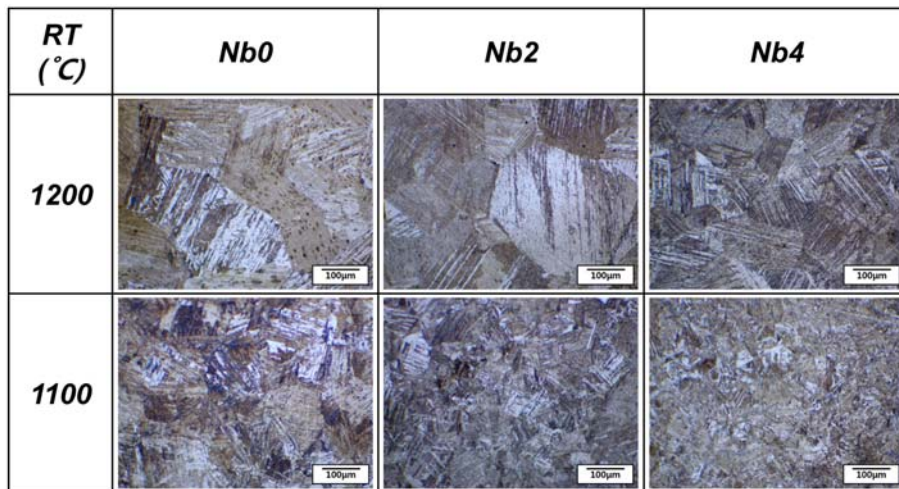


Fig. 2. Optical micrographs of the microstructures for the Nb0, Nb2, and Nb4 specimens water-quenched after austenitizing at the reheating temperatures (RTs) of 1,200°C and 1,100°C.

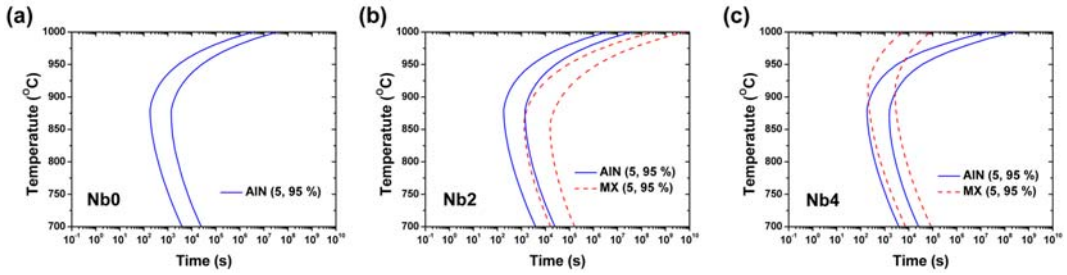


Fig. 3. TTP (time-temperature-precipitation) diagrams of the (a) Nb0, (b) Nb2, and (c) Nb4 specimens calculated by MatCalc software (MatCalc Engineering, Austria).

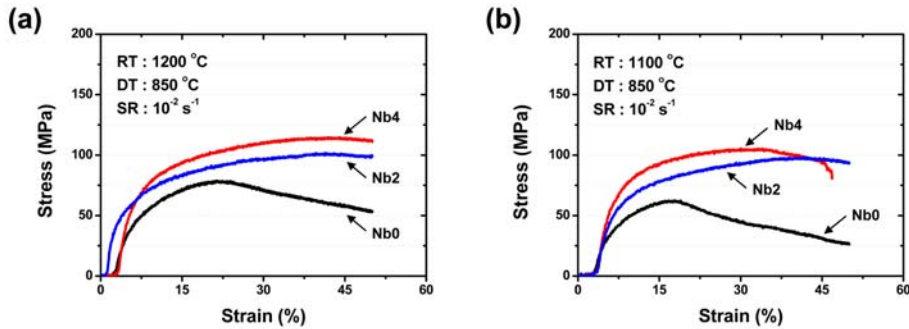


Fig. 4. Compressive stress-strain curves of the Nb0, Nb2, and Nb4 specimens deformed by 50% at the deformation temperature (DT) of 850°C and at the strain rate (SR) of  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  after austenitizing at the reheating temperature (RT) of (a) 1,200°C and (b) 1,100°C followed by gas-quenching.

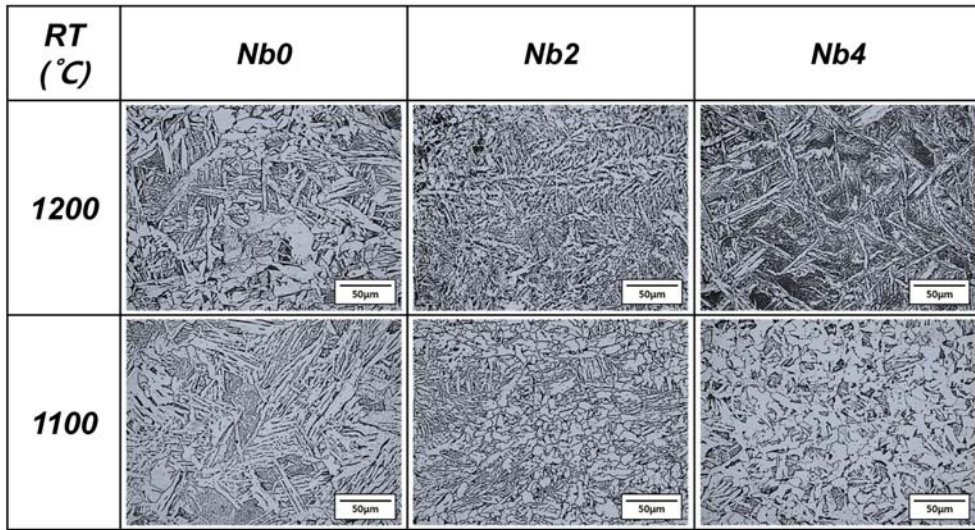
확인할 수 있었는데, 이는 Nb이 첨가된 Nb2와 Nb4 시편의 경우 Nb(C, N) 석출에 의한 pinning 효과로 인해 결정립 성장이 억제되었고 Nb 함량이 증가될수록 많은 양의 Nb(C, N)이 석출되어 결정립 성장 억제 효과가 크게 나타난 것으로 판단된다[8, 13, 14].

Fig. 4에 1,200°C와 1,100°C에서 오스테나이트화 후 850°C에서  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 의 느린 변형률 속도로 압축 시험한 응력-변형률 곡선을 나타내었다. 오스테나이트화 온도에 관계없이 Nb 첨가에 따라 고용 강화 효과 및 Nb 첨가에 의한 결정립 미세화 효과로 인해 응력이 증가함을 확인할 수 있다. Nb이 첨가되지 않은 Nb0 시편의 유동응력 곡선은 변형률 증가에 따라 응력이 점차 증가하여 최대응력(peak stress)을 나타내고, 변형률이 더욱 증가함에 따라 연화가 일어나 정상상태(steady state)에 도달함을 알 수 있다. 이 결과로부터 Nb0 시편의 경우 고온에서 압축 변형에 의해 동적 재결정이 발생함을 알

수 있다. 한편 Nb이 첨가된 Nb2와 Nb4 시편의 경우 Nb0 시편과는 달리 변형률 증가에 따라 응력이 점차 증가하였지만 최대응력이 나타나지 않았다. 이는 Nb 첨가에 따라 동적 재결정이 억제되어 최대응력 이후 변형률 증가에 따른 응력 감소 현상이 나타나지 않는 것으로 생각된다.

한편 오스테나이트화 온도에 따라 Nb 첨가에 의한 재결정 억제 효과가 일부 다르게 나타난다. 본 연구에서는 오스테나이트화 온도를 1,200°C와 1,100°C에서 실시하였는데, 1,200°C의 경우 Nb이 대부분 고용되어 있는 상태이기 때문에 고용된 Nb 원소에 의한 solute dragging 효과로 오스테나이트 재결정의 억제가 나타난다[13, 15]. 1,100°C에서 오스테나이트화를 실시한 경우에는 고용된 Nb 원소에 의한 solute drag 효과 이외에 Nb 첨가에 따라 석출된 NbC, NbN 및 Nb(C, N) 등으로 인한 pinning 효과로 인해 재결정이 억제되는 것으로 볼 수 있다[8, 13]. 또한 Nb 함량에 따른 오스테나이트 결정립 재





**Fig. 5.** Optical micrographs of the microstructures of the Nb0, Nb2, and Nb4 specimens deformed by 50% at the deformation temperature of 850°C and the strain rate of  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  after austenitizing at the reheating temperature (RT) of 1,200°C and 1,100°C followed by gas-quenching.

결정 억제 효과의 경우 Nb2 시편에서도 고온 변형 시 발생하는 동적 재결정이 Nb4 시편과 동일하게 충분히 억제됨을 확인할 수 있다.

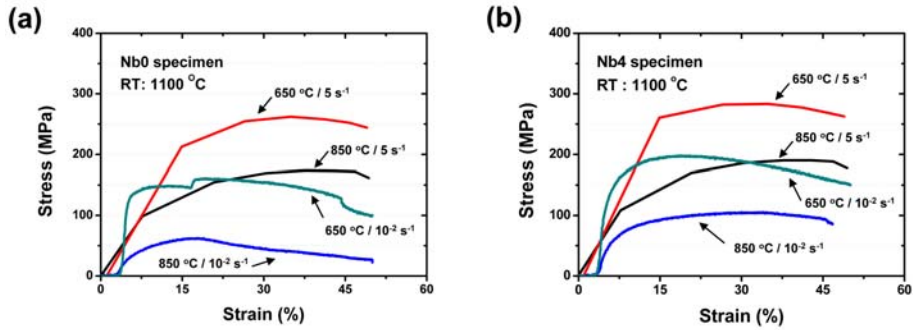
Fig. 5에 1200°C와 1100°C에서 오스테나이트화 후 850°C에서  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 의 느린 변형률 속도로 고온 압축 변형된 시편들의 미세조직을 나타내었는데, 오스테나이트화 온도가 낮아질수록 결정립이 미세해지는 경향을 보였다. 또한 Nb이 첨가된 시편의 경우 Nb0 시편과 비교했을 때 상대적으로 미세한 결정립 크기를 나타냈는데, 이는 Nb 첨가에 의한 결정립 미세화와 재결정 억제 효과로 인한 것으로 판단된다. 한편 1,100°C에서 오스테나이트화된 시편들을 보면, Nb 첨가량이 증가할수록 더욱 미세한 결정립 크기를 보일 것으로 기대했으나, Nb4 시편의 결정립 크기가 Nb2 시편보다 다소 조대한 것을 관찰할 수 있는데, 이는 Nb4 시편의 경우 초기 오스테나이트 결정립 크기가 상대적으로 작아 많은 핵생성 장소가 존재함으로써 인해 재결정 거동이 촉진되기 때문으로 생각된다.

### 3.2 변형 온도 및 변형률 속도의 영향

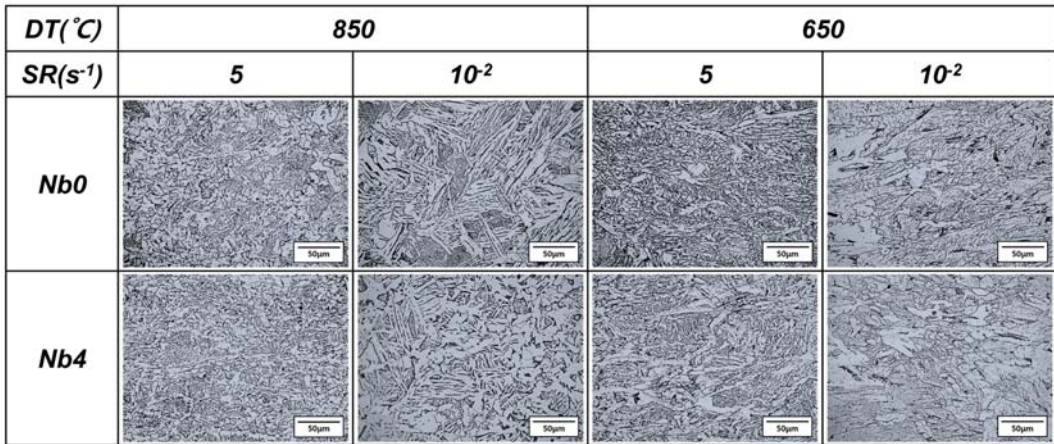
Nb0와 Nb4 시편에 대하여 변형 온도 및 변형률 속도에 따른 고온 압축 변형에 의한 응력-변형률 곡선을 Fig. 6에 나타내었다. 시편에 관계없이 같은

변형률 속도에서 변형 온도가 낮을수록 응력이 증가하는 결과를 나타내었다. 또한 변형률 속도가 빠를수록 응력이 증가하고 재결정 거동이 나타나지 않았는데, 이는 변형률 속도가 빠를수록 전위가 이동하는데 필요한 시간이 상대적으로 부족하여 응력이 증가되고, 재결정 핵의 생성과 성장의 구동력이 감소되어 재결정이 억제되었기 때문이다[16, 17]. Nb0 시편의 경우(Fig. 6(a)), 변형률 속도가 느린 결과를 보면 변형 초기 가공경화로 인해 최대응력에 도달한 후 변형량이 증가함에 따라 응력이 점차 감소하여 정상 상태에 이르는 전형적인 동적 재결정의 형태를 보였지만, Nb4 시편은 뚜렷한 동적 재결정 거동을 나타내지 않았고, 2상 영역과 느린 변형률 속도에서 약간의 연화가 나타남을 확인할 수 있었다. 이를 통해 Nb 첨가가 재결정 억제에 효과적임을 알 수 있었다[14]. 또한 시편에 관계없이 2상 영역에서 압축된 결과를 보면 단상 영역에서의 결과보다 전반적으로 연화가 활발하게 나타남을 확인할 수 있는데, 이는 2상 영역에서 변형 전 변태된 페라이트의 연화와 동시에 변형 중에 발생하는 오스테나이트의 페라이트로의 동적 변태에 의한 것으로 생각된다.

Fig. 7에 Nb0와 Nb4 시편에 대하여 1,100°C에서 오스테나이트화 후 850°C, 650°C의 변형 온도에서



**Fig. 6.** Compressive stress-strain curves of the (a) Nb0 and (b) Nb4 specimens deformed by 50% at the deformation temperature (DT) of 850°C and 650°C and at the strain rate (SR) of  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and  $5 \text{ s}^{-1}$  after austenitizing at the reheating temperature (RT) of 1,100°C followed by gas-quenching.



**Fig. 7.** Optical micrographs of the microstructures of the Nb0 and Nb4 specimens deformed by 50% at the deformation temperature (DT) of 850°C and 650°C and the strain rate (SR) of  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and  $5 \text{ s}^{-1}$  after austenitizing at the reheating temperature (RT) of 1,100°C followed by gas-quenching.

각각  $5 \text{ s}^{-1}$ 와  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 의 두 변형률 속도로 압축 변형을 가한 시편들의 미세조직을 나타내었다. 먼저 오스테나이트 비재결정 영역인 850°C에서 변형된 조직을 보면, 변형률 속도가 빠를수록 미세한 결정립을 나타냈다. Nb0 시편의 경우 다수의 침상형 페라이트가 형성됨을 확인할 수 있는데, 이는 고온 압축 변형 후 빠른 냉각속도에 의해 침상형 페라이트 변태가 나타난 것으로 판단된다. Nb4 시편의 경우 침상형 페라이트가 일부 형성되었고, 오스테나이트 단상 영역에서 압축 후 급랭처리를 했음에도 불구하고 다른 형태의 페라이트가 다수 형성됨을 확인할 수 있었다.  $A_{r3}$  온도 직상의 온도에서 변형을 가할 경우 변형 유기 동적 페라이트 변태가 발생한다고 알려져

있는데[18, 19], Nb이 첨가된 Nb4 시편의 경우 Nb 첨가 및 변형에 의해  $A_{r3}$  온도가 증가되어 변형 유기 동적 페라이트 변태에 의한 페라이트가 발생하였으며, 고온 변형 후 냉각 초기에 미변태 오스테나이트로부터 급격히 생성된 페라이트가 동시에 존재한다고 판단된다.

일반적으로 탄소강에서 오스테나이트와 페라이트는 열역학적으로 탄소 함량에 따라 변하는 자유에너지 곡선을 가지게 되는데, 변형이 가해질 경우 자유에너지가 상승하게 되고 이에 따라 각 상의 평형 탄소 농도는 증가하게 되어 결국  $A_{r1}$  및  $A_{r3}$  온도가 상승하게 된다[19, 20]. 따라서 1,100°C에서 오스테나이트화 후 850°C의 온도에서 변형이 가해진 미세조직

결과를 보면(Fig. 7), 변형률 속도가 빠를수록 침상형 페라이트가 더욱 적게 존재하고, 미세하고 많은 양의 변형 유기 동적 페라이트가 존재함을 확인할 수 있다. 이는 변형률 속도가 느릴수록 변형이 진행되는 데에 시간이 길어져서 변형된 오스테나이트가 변형 중에 연화되어 자유에너지 상승에 따른  $A_{r3}$  온도 상승이 줄어들어 변형 유기 동적 페라이트 변태에 의한 변태량이 감소되므로 변형 후 미변태된 오스테나이트가 급격한 냉각으로 인해 침상형 페라이트로 변태된 것으로 판단된다. 결과적으로 변형률 속도가 빠를수록 변형 유기 동적 페라이트에 의한 핵생성량이 증가되어 미세한 결정립 크기를 갖는 페라이트가 다량 존재한 것으로 판단된다.

한편 오스테나이트와 페라이트의 2상 영역인  $650^{\circ}\text{C}$ 에서 변형된 조직 결과 단상 영역에서의 결과와 동일하게 변형률 속도가 빠를수록 미세한 결정립을 나타내었다. 2상 영역의 경우 단상 영역의 결과와 비교했을 때 서로 다른 형태의 페라이트들이 다수 형성되는데, 이는 변형 전 변태된 페라이트들이 변형된 조직과 변형 중에 오스테나이트 입계 및 내부에서 새롭게 생성된 페라이트 결정립의 혼합된 조직으로 볼 수 있다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 0.15C-0.2Si-0.5Mn 저탄소강의 재결정 거동에 미치는 Nb 첨가와 오스테나이트화 온도, 변형 온도 및 변형률 속도 등의 공정 변수의 영향을 알아보기 위해 다양한 실험 조건에서 고온 압축 변형 및 미세조직 분석을 실시하여 다음과 같은 결론을 얻었다. Nb 첨가는 공정 변수에 관계없이 재결정을 억제시키는데 효과적으로 작용하여 결정립을 미세화 시킴을 확인할 수 있었다. 변형 온도가 낮고 변형률 속도가 빠를수록 재결정이 억제되는 결과를 나타냈는데, 이는 변형 온도 및 변형률 속도 변화에 따른 미세조직 차이에 의한 것으로 판단된다. 앞으로 저탄소강의 재결정 거동에 미치는 Nb 첨가 및 공정 변수의 영향을 보다 정량적으로 이해하기 위해서는 Nb 첨가에 따른 석출 거동을 더욱 자세히 분석하고, 변형량 및 유지 시간 등 추가적인 공정 변수에 대한 연구가 필요할 것으로 생각된다.

#### 후 기

이 연구는 서울과학기술대학교 교내연구비의 지원으로 수행되었습니다.

#### References

1. O. Kwon and K. J. Lee, *J. Korean Inst. Met. Mater.*, **36** (1998) 1866.
2. B. Karthik, R. Veerababu and D. V. V. Satyanarayana, *Metals and Materials International*, **22** (2016) 413.
3. K. Dou, L. Meng, Q. Liu, B. Liu and Y. Huang, *Metals and Materials International*, **22** (2016) 349.
4. N. Lsasti, D. Jorge-Badiola, L. M. Taheri and P. Uranga, *Metals and Materials International*, **20** (2014) 807.
5. R. Shukla, S. K. Ghosh, D. Chakrabarti and S. Chatterjee, *Metals and Materials International*, **21** (2015) 85.
6. K. J. Irvine, F. B. Pickering and T. Gladman, *Journal of The Iron and Steel Institute*, **205** (1967) 161.
7. T. Gladman and D. Dulieu, *Metal Science*, **8** (1974) 167.
8. T. Gladman, I. D. McIvor and F. B. Pickering, *Journal of The Iron and Steel Institute*, **209** (1971) 380.
9. J. J. Jonas and I. Weiss, *Metal Science*, **13** (1979) 238.
10. E. A. Simielli, S. Yue and J. J. Jonas, *Metallurgical Transactions A*, **23** (1992) 597.
11. M. J. Luton, R. Dorvel and R. A. Petkovic, *Metallurgical Transactions A*, **11** (1980) 411.
12. F. Boratto, R. Barbosa, S. Yue and J. J. Jonas, *International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals*, THERMEC-88, **1** (1988) 383.
13. K. B. Kang, O. Kwon, W. B. Lee and C. G. Park, *Scripta Materialia*, **36** (1997) 1303.
14. C. Zener and J. H. Holloman, *J. Appl. Phys.*, **15** (1944) 22.
15. O. Kwon and A. J. DeArdo, *Acta Metall.*, **39** (1991) 529.
16. B. Eghbali, *Materials Science and Engineering A*, **527** (2010) 3402.
17. S. H. Cho, M. S. Oh, C. Y. So and Y. C. Yoo, *J. Korean Inst. Met. Mater.*, **33** (1995) 544.
18. J. K. Choi, D. H. Seo, J. S. Lee, K. K. Um and W. Y. Choo, *ISIJ International*, **43**(5), 746 (2003).
19. S. W. Lee, D. H. Seo and W. Y. Choo, *J. Korean Inst. Met. Mater.*, **36** (1998) 1966.
20. B. Eghbali and A. Abdollah-Zadeh, *Materials and Design*, **28** (2007) 1021.