

## 강가공에 의한 Nb함유 저탄소강의 오스테나이트 재결정과 페라이트 미세화

이 상 우<sup>†</sup>

금오공과대학교 신소재시스템공학부

### Austenite Recrystallization and Ferrite Refinement of a Nb Bearing Low Carbon Steel by Heavy Hot Deformation

Sang Woo Lee<sup>†</sup>

School of Advanced Materials and System Engineering,  
Kumoh National Institute of Technology, Gumi 730-701, Korea

**Abstract** Using various thermo-mechanical schedules characterized by varying reheating temperature, deformation temperature and strain, the austenite recrystallization and ferrite refinement of a Nb bearing low carbon steel(0.15C-0.25Si-1.11Mn-0.04Nb) were investigated. For single pass heavy deformations at 800°C, the 40% deformed austenite was not recrystallized while the 80% deformed one was fully recrystallized. Ferrite grains formed in the 80% deformed specimen was not very small compared with those in the 40% deformed specimen, which implied the recrystallized austenite was not more beneficial to ferrite refinement than the non-recrystallized one. In case of deformation in low temperature austenite region, a multi-pass deformation made finer ferrites than a single-pass deformation, as the total reduction was the same, due to more ferrite nucleation sites in the non-recrystallization of austenite for multi-pass deformation. When specimen was deformed at 775°C that was 10°C higher than Ar<sub>3</sub>, the ferrite of about 1 μm was formed through deformation induced ferrite transformation(DIFT), and the amount of ferrite was increased with increasing reduction. Dislocation density was very high and no carbides were observed in DIFT ferrites, presumably due to supersaturated carbon solution. By deformation in two phase(50% austenite+50% ferrite) region the very refined ferrite grains of less than 1 μm were formed certainly by recovery and recrystallization of deformed ferrites and, a large portion of ferrites were divided by subgrain boundaries with misorientation angles smaller than 10 degrees.

(Received 22 November 2004; accepted 20 December 2004)

**Key words:** Microstructure, Heavy deformation, Multi-pass deformation, Deformation induced ferrite transformation, Two phase deformation

### 1. 서 론

오늘날 산업 기술의 발달, 다른 재료와의 경쟁 등으로 인해 철강재료도 많은 도전을 받고 있으며, 따라서 기존의 강재보다 우수한 강도와 인성을 갖는 새로운 강재를 개발하기 위한 많은 노력이 시도되고 있다. 특히 철강의 기계적 성질은 구성 조직에 따라 다양하게 변하므로, 강재의 미세조직을 제어함으로써 우리가 필요로 하는 특성을 얻고자 하는 연구가 활발히 진행되고 있다. 일반적으로 금속재료의 강도를 증가시키는 방법으로는 가공강화, 석출강화, 고용강화, 결정립 미세화 등이 있으며, 특히 결정립 미세화

는 인성의 저하없이 강도를 증가시킬 수 있는 방법이다. 철강재료의 경우에도 페라이트의 결정립을 미세화시키면 합금원소 첨가 없이 강을 더욱 강인화시킬 수 있고 또한 용접성도 향상시킬 수 있기 때문에, 많은 연구자들이 페라이트 결정립을 더욱 미세화시키기 위한 방안과 미세결정립 강도의 특징에 대해 지속적으로 연구하고 있다[1-7]. X65라인파이프강에서 항복강도와 페라이트 결정립 크기 사이에는 Hall-Petch 관계가 성립하며, 페라이트 크기가 1 μm가 되면 현재 강도의 2배가 된다고 보고되었다[5]. 최근에는 우리나라와 일본에서도 저탄소강 페라이트의 크기를 1 μm로 미세화함으로써 합금원소의

<sup>†</sup>E-mail : sangwoo@kumoh.ac.kr

첨가없이 인장강도 800 MPa의 고강도 구조용강을 제조하려는 연구가 수행되고 있다[6,7]. 현재까지의 초세립강 제조방법으로는 ECAP(equal channel angular pressing)[8-10], ARB(accumulative roll bonding)[11,12], ECAE(equal channel angular extrusion)[13] 등이 거론되고 있으며, 이들 방법에 의하면 수백 nm~2  $\mu$ m의 결정립을 얻고 있다. 그러나 이 방법들은 재료의 크기나 설비상 큰 스케일의 구조용 강판을 제조하기에 여러 가지 제약이 있다. 이에 반하여 저온 오스테나이트 영역에서의 강가공은 큰 스케일의 구조용강을 제조할 수 있는 매우 현실적인 방법이다[14-17]. 단순 C-Mn강에서는, Ar<sub>3</sub> 직상에서 70% 이상의 1축 압축변형으로 2  $\mu$ m의 페라이트를 얻을 수 있고[18], 평면변형모드로 73%를 가할 경우에도 2  $\mu$ m의 페라이트를 얻을 수 있다고 보고되었다[19]. 저온 오스테나이트에서의 가공을 이용하여 페라이트를 미세화하고자 할 때 중요한 것 중의 하나는 변형된 오스테나이트가 냉각되기 전에 미세결정된 상태로 유지되는 것이다. Nb은 강에서 solute drag효과와 NbC 탄화물에 의한 고착효과로 인해 오스테나이트의 재결정을 억제할 뿐만 아니라,  $\gamma/\alpha$ 의 이동속도를 늦추어 페라이트의 성장을 매우 억제한다고 알려져 있다[20-26]. 따라서 Nb 첨가효과와 강가공의 효과를 복합적으로 이용할 경우 보다 효과적으로 페라이트를 미세화시킬 수 있을 것으로 기대된다.

본 연구에서는 Nb이 첨가된 저탄소강에서 열간변형모사시험기(Hot deformation simulator)를 이용하여 1축 압축변형모드로 변형온도, 변형량, 패스 수등을 변화시킨 다양한 이력의 강가공을 가하여 제조된 시편의 미세조직을 조사함으로써, 가공이력에 따른 오스테나이트의 재결정거동과 페라이트의 결정립 크기의 변화를 고찰하였다.

## 2. 실험방법

진공유도용해법으로 Table 1의 조성을 갖는 3 종류의 25 kg 주괴를 제조하였다. 주괴를 사이징 압연하여 12 mm 두께의 강판을 제조하였고, 이 강판으로부터 지름 10 mm, 길이 15 mm인 수냉용 봉상시편과 지름 10 mm, 길이 110 mm의 서냉용 봉상시편을 가공하였다.

Table 1. Chemical composition of specimens used in this study (wt.%)

C	Si	Mn	Nb	Al	N
0.15	0.25	1.11	0.04	0.03	0.005

Gleeble 1500과 3800 열간변형모사시험기에서 봉상시편을 사용해 재가열-냉각시험과 여러 가지 압축 변형시험을 행하였고, 모든 압축변형시험에서 변형속도는 2/s였으며 변형량은 봉상시편의 압축변형시편의 지름변화를 C-스트레인 게이지(Strain gage)로 측정하여 공칭변형률(%)로 환산하였다. 먼저 실험에 사용하기 위하여 Ar<sub>3</sub> 및 냉각 중에 페라이트 변태분율이 50%가 되는 온도인 T<sub>50% $\alpha$</sub> 를 측정하였다. 시편을 10°C/s의 속도로 1200°C 또는 920°C까지 가열한 다음 2분 동안 유지하고 2°C/s로 상온까지 냉각하면서 C-스트레인 게이지로부터 측정되는 온도에 따른 시편의 직경변화를 DA(Data acquisition)시스템을 이용하여 기록하고, 이로부터 Ar<sub>3</sub> 및 T<sub>50% $\alpha$</sub> 를 측정하였다. 이때 Ar<sub>3</sub>는 온도에 따른 직경 변화 그래프에서 오스테나이트 구간의 직선에서 벗어나는 온도를 취했다. 또한 T<sub>50% $\alpha$</sub> 는 변태곡선에 나타난 오스테나이트 구간을 저온까지 연장한 직선과 페라이트 구간을 고온까지 연장한 직선을 그린 후, 온도 축에 평행한 직선을 그려서, 이 직선이 앞서 그린 두 직선과 교차하여 생긴 선분과 변태곡선이 만나는 점이 선분의 이등분점이 되는 온도를 취하였다. Fig. 1(a)는 재가열 온도와 변형량에 따른 오스테나이트의 재결정 거동을 살펴보기 위한 시험의 개략도이다. 시편을 10°C/s의 속도로 1200°C, 920°C까지 가열하여 2분 유지한 후, 2°C/s로 냉각하다가 800°C에서 각각 40, 60, 80%의 변형을 가하고 변형온도에서 20초 동안 유지한 다음 수냉하거나 혹은 변형 후 바로 상온까지 10°C/s의 냉각속도로 서냉하였다. Fig. 1(b)는 오스테나이트 미세결정 영역에서의 다단압축 변형의 영향을 알아본 시험의 개략도이다. 시편을 가열하여 1200°C에서 2분 유지한 후 2°C/s로 냉각하다가, 800°C에서 1패스(40%), 2패스(40%+40%), 3패스(40%+40%+40%)의 변형을 가한 후 20초 동안 유지한 다음에 수냉하거나 또는 변형 후 바로 10°C/s로 상온 까지 서냉하였다. 이와 같은 다단압축 실험은 현장에서의 조업 환경을 고려한 것으로,

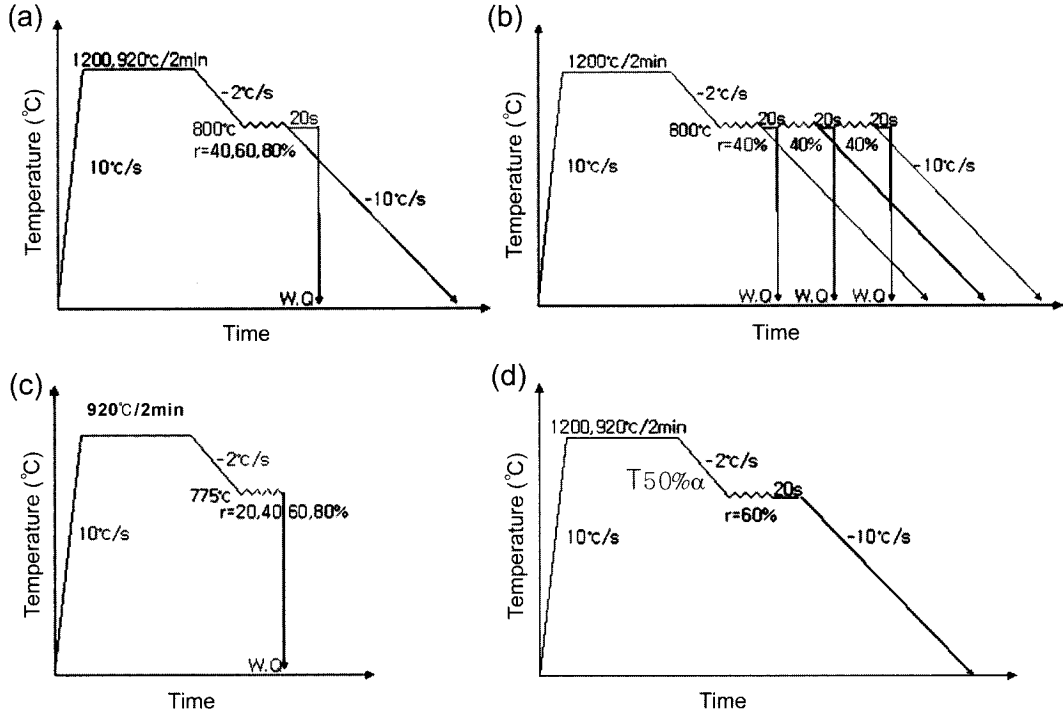


Fig. 1. Schematic diagram showing the thermo-mechanical schedules used in this study.

실제 현장에서는 60%나 80%의 변형을 한번에 가한다는 것이 사실상 불가능하므로 실험실적으로 약 60%의 변형을 (40%+40%)로 두 번으로 나누어 가하고, 또한 약 80%의 변형을 (40%+40%+40%)로 세 번에 나누어 가하였다. Ar<sub>3</sub> 직상에서의 강가공에 의한 변형 유기변태 거동을 알아보기 위하여 Fig. 1(c)와 같이 시편을 920°C까지 가열한 후 2°C/s로 냉각하다가 775°C에서 각각 20%, 40%, 60%, 80%의 변형을 가한 직후 곧바로 수냉하거나 10°C/s로 상온까지 냉각하였다. Fig. 1(d)는 이상역 강가공에 따른 결정립 미세화의 거동을 알아보기 위한 실험의 개략도를 나타낸 것으로, 시편을 1200°C, 920°C까지 각각 재가열 온도를 달리하여 가열한 냉각하다가 T<sub>50%α</sub> 변태온도에서 60%의 변형을 가한 다음 20초간 유지하고 10°C/s로 상온까지 서냉하였다. 이상의 시험에서 얻은 시편들은 통상의 방법으로 연마한 후, 70°C의 용액(증류수 100 cc+염산 1 cc+계면활성제 5 g+피크리산 2 g)에서 약 15초간 식각하거나, 2% nital 용액에 식각하여 광학현미경과 주사전자현미경(SEM, Hitachi S-2400)으로 조직을

관찰하였다. 또한, 지름 3 mm의 디스크 시편을 약 0.1 mm 두께로 기계 연마한 후(10%과염소산+90% 초산) 용액에서 전해 연마하여 투과전자현미경(TEM, Philips CM12)으로 미세조직을 관찰하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 Ar<sub>3</sub> 및 T<sub>50%α</sub>

Table 2에 본 연구에서 사용된 시편의 Ar<sub>3</sub>와 T<sub>50%α</sub>를 나타내었다. 재가열 온도가 1200°C인 경우 Ar<sub>3</sub>가 675°C이고, 재가열 온도가 920°C인 경우는 Ar<sub>3</sub>가 765°C이다. 이처럼 재가열 온도가 높을수록 Ar<sub>3</sub>는 낮은 값을 보이는데, 이는 초기 오스테나이트 결정립 크기가 1200°C의 재가열 온도에서 더 조대하여 오스테나이트의 경화능이 증가하였고, 또한 Nb이 탄소의 활동도를 감소시켜 페라이트 변태를 지연시키기 때문[22]에 Ar<sub>3</sub> 온도가 더 낮은 것으로 판단된다. 이와 같은 이유로 재가열 온도가 1200°C인 경우에 T<sub>50%α</sub>는 625°C이고, 재가열 온도가 920°C인 경우에는 T<sub>50%α</sub>가 730°C로 나타났다.

Table 2.  $A_{r_3}$  and  $T_{50\% \alpha}$  obtained from the specimens which were reheated at 1200°C and 920°C, and then cooled at 2°C/sec

Reheating Temp(°C)	$A_{r_3}$ (°C)	$T_{50\% \alpha}$ (°C)
1200	675	625
920	765	730

### 3.2 재가열 온도와 변형량에 따른 오스테나이트의 재결정 거동 및 페라이트 크기

Fig. 2는 시편을 1200°C로 재가열하여 냉각하다가 800°C에서 변형시킨 후 20초 지난 다음에 수냉(Fig. 2(a,c,e))하거나, 10°C/s의 속도로 상온까지 냉각시킨 경우(Fig. 2(b,d,f))에 관찰된 조직사진이다. 변형량이 40%일 때는 오스테나이트가 미세결정 되었으나(Fig. 2(a)), 변형량이 60%일 때는 부분적으로 재결정된 것을 볼 수 있으며(Fig. 2(c)), 변형량이 80%일 때는 오스테나이트가 완전히 재결정 된 것을 볼 수

있다(Fig. 2(e)). Nb 원자는 오스테나이트 계면에 편석하여 solute drag 효과를 일으키거나 NbC 탄화물에 의해 계면이 고착되어 오스테나이트의 재결정을 억제한다고 알려져 있다[20]. 이러한 재결정 지연효과로 인해 40% 변형된 오스테나이트는 변형 후 20초간 유지하는 동안에는 재결정이 완료되지 못했으며, 80%의 변형을 가했을 경우는 큰 축적에너지에 의한 재결정 구동력이 Nb에 의해 생긴 solute drag와 고착효과에 의한 재결정 억제력보다 더 커서 20초 유지하는 동안 완전히 재결정된 것으로 판단된다. 변형된 시편을 10°C/s로 서냉하였을 경우 변형량이 증가 할수록 페라이트의 결정립 크기가 미세해 지는 것을 알 수 있다. 40%의 변형을 가한 경우(Fig. 2(b))에는 약 7~8  $\mu\text{m}$ 의 페라이트가 생성되었고, 변형량이 증가하여 60%의 변형을 가한 경우(Fig. 2(d))에는 약 6  $\mu\text{m}$ 의 미세한 페라이트가 형성되었으며, 80%의 변형을 가한 경우(Fig. 2(f))에는 약 5  $\mu\text{m}$ 의 페라이트를 얻을 수 있었다. 또한 제 2상은 펄라이트와 베이나이트가 혼합되어 있는 것으로 관찰되었다. 이 결과에서 알 수 있듯이 변형량이 크다 하더라도 오스테나이트가 재결정된 경우에는 강 가공의 효과에 의한 페라이트 미세화 효과는 크지 않았다.

Fig. 3은 재가열 온도가 920°C인 경우에 얻은 결과로서, 재가열온도가 1200°C인 경우와는 달리, 변형량이 40%, 80%일 때 모두 오스테나이트가 완전히 재결정된 것을 알 수 있다(Fig. 3(a,c)). 이는 재가열 온도가 920°C일 때는 1200°C일 때보다 초기 오스테나이트 결정립이 작아서 변형조직에 재결정핵이 생길 수 있는 자리가 많아 재결정이 쉽게 이루어졌을 뿐만 아니라, 또한 920°C에서는 Nb가 오스테나이트에 고용되지 못하여 재결정 지연효과가 나타나지 않은 것으로서, 연구결과에 따르면, 본 연구에 사용된 강에서 1200°C일 때에는 전체 Nb 중 75%가 오스테나이트에 고용되며, 920°C에서는 6%만이 고용되는 것으로 계산되었다[27]. Fig. 3(b)와 (d)에 나타나듯이 변형 후에 10°C/s로 서냉 하였을 경우, 40%의 변형량에서는 약 5~6  $\mu\text{m}$ 의 페라이트가 생성되었으며, 80%의 변형을 가한 경우에는 약 2~3  $\mu\text{m}$ 의 페라이트가 형성된 것을 볼 수 있고, 제 2상으로는 펄라이트가 존재하는 것을 알 수 있다. 결국 재가열온도가 920°C인 경우에는 1200°C인 경우

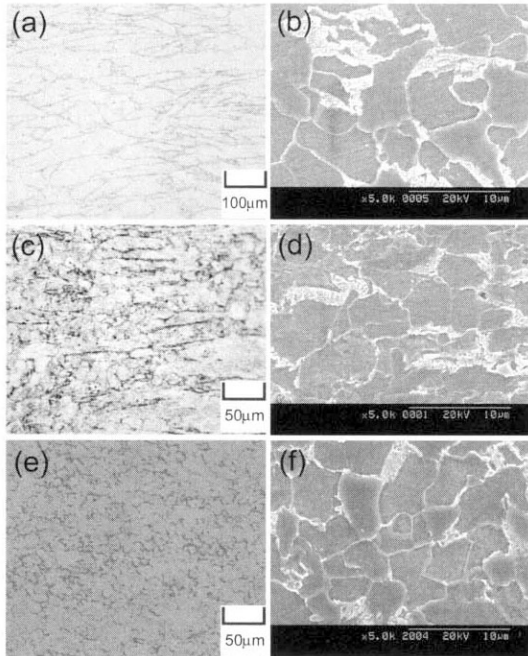


Fig. 2. Effect of one-pass reduction ratios on the microstructure of specimens reheated at 1200°C and deformed at 800°C by 40%(a),(b), 60%(c),(d), and 80%(d),(e) reductions. (a),(c),(e) are optical micrographs of specimens quenched in water after deformation and, (b),(d),(f) are SEM micrographs of specimens cooled at 10°C/s after deformation.

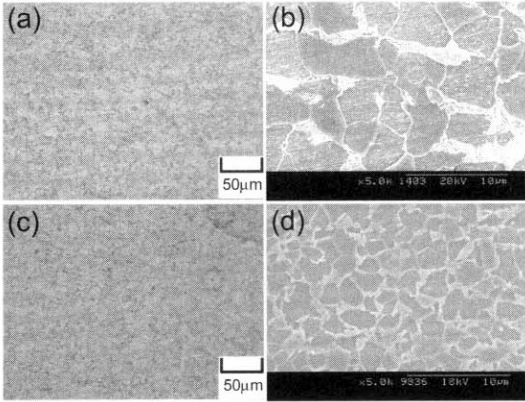


Fig. 3. Effect of one-pass reduction ratios on the microstructure of specimens reheated at 920°C and deformed at 800°C by 40%(a),(b) and 80%(c),(d). (a),(c) are optical micrographs of specimens quenched in water after deformation and (b),(d) are SEM micrographs of specimens cooled at 10°C/s after deformation.

보다 페라이트 결정립 크기가 더욱 미세해짐을 확인할 수 있었다. 결과적으로, Nb이 첨가된 강에서 가열온도가 높을 때에는 오스테나이트 결정립도 크고 고용된 Nb의 양도 증가하여 재결정이 지연되었지만, 가열온도가 낮을 경우에는 오스테나이트 크기가 작고 고용된 Nb의 양도 적어 재결정이 쉽게 일어났다. 또한 페라이트 결정립 크기를 미세화시키기 위해서는 재가열 온도가 낮을수록, 변형량이 클수록 유리함을 알 수 있었으나, 한번에 80%의 큰 변형을 가한 경우에 생긴 재결정 오스테나이트로부터 생성된 페라이트는 40%의 변형을 가한 경우에 생긴 미재결정 오스테나이트로부터 생긴 페라이트에 비해 그다지 미세해지지 않았다.

### 3.3 오스테나이트 미재결정 영역에서의 다단 압축변형의 영향

앞서 3.2절에서 살펴보았듯이 80%의 변형량을 1패스로 가했을 때 오스테나이트는 재결정되었고 서냉 후의 페라이트 결정립 크기는 약 5 µm로서 40% 변형한 경우에 비해 그다지 미세해지지 않았다. 이 절에서는 총 변형량을 1패스로 강가공하는 것이 아니라 2패스, 3패스로 나누어 다단으로 압축변형시켰을 경우의 오스테나이트의 재결정 여부와 페라이트 결정립 크기를 알아보고자 하였다. 시편을 1200°C로

재가열한 다음 냉각하다가 800°C에서 40%의 변형을 각각 2, 3회 실시하였으며, 이 때 40%씩 2패스 변형시킨 경우의 총 변형량은 약 60%이며, 40%씩 3패스 변형시킨 경우의 총 변형량은 약 80%가 된다. Fig. 4는 40%씩 2패스 또는 3패스로 총 60% 또는 80%의 변형을 가한 경우에 생긴 오스테나이트(a,c)와 페라이트(b,d)의 미세조직을 보여준다. 2패스로 총 60%의 변형을 가한 경우(Fig. 4(a))와 3패스로 총 80% 변형시킨 경우(Fig. 4(c))에 모두 미재결정 상태였다. 이 결과는 앞에서 보았듯이 60%의 변형을 한번에 가한 경우(Fig. 2(c))에는 부분 재결정이 일어났고, 80%의 변형을 1패스로 강가공했을 경우(Fig. 2(e))에는 완전히 재결정이 일어났던 것과 매우 다르다. 페라이트 크기를 비교하면, 1패스에 80% 변형시킨 경우의 페라이트 크기(Fig. 2(f))가 4~5 µm인 데 반하여, 3패스로 나누어 변형한 경우(Fig. 4(d))에는 약 2 µm의 더욱 미세한 페라이트를 얻을 수 있다. Nb 첨가 저탄소강에 대한 Kojima 등[28]의 연구결과에 의하면, 여러 패스에 걸쳐 변형을 가할 경우에는 패스 사이의 시간에 회복이 일어나 변형에너지가 감소하여 1번의 패스로 변형시킨 경우에 비해 페라이트의 크기가 증가하게 된다. 그러나 이들의 연구에서 가한 총 변형량은 50%였고 패스 수에

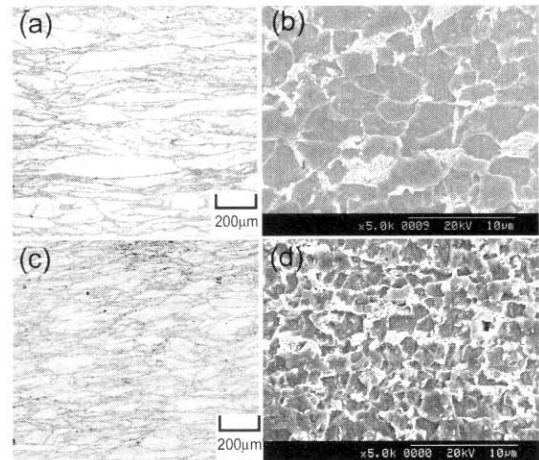


Fig. 4. Effect of multi-pass deformation on the microstructure of specimens reheated at 1200°C and deformed at 800°C by 60%(a,b) and 80%(c,d). (a),(c) are optical micrographs of specimens quenched in water after deformation and (b),(d) are SEM micrographs of specimens cooled at 10°C/s after deformation.

관계없이 모두 오스테나이트가 미재결정된 상태로서 본 연구 결과와는 다른 상태였다. 즉, 여러 패스로 변형을 가한 경우에는 패스 사이에 일어난 정적 회복으로 미재결정 오스테나이트에 축적된 변형에너지가 줄어들어 페라이트 핵생성 자리가 감소함으로써, 1패스로 변형을 받아 생긴 미재결정 오스테나이트로부터 생긴 페라이트보다 더 큰 페라이트가 생성되었을 것이다. 그러나 본 연구의 결과와 같이, 1패스로 변형시켰을 경우에 순간 가해진 변형에너지는 오스테나이트가 재결정되기에 충분한 것이었고, 축적된 변형에너지는 재결정 과정을 통해 대부분 소비되었을 것으로 판단된다. 따라서 이 경우에는 냉각 시 페라이트의 핵생성자리는 결정립계 뿐일 것이다. 반면에 2, 3 패스로 나누어 변형시킨 경우에는 각 패스에서 가해진 변형에너지는 오스테나이트가 재결정되기에 적었고, 패스 사이에 일어난 회복으로 인해 축적 에너지가 감소하여 총 변형 후의 축적에너지 또한 재결정을 일으키기에는 부족했던 것으로 보인다. 변형완료 후 남아있는 에너지 측면에서 볼 때, 2, 3패스로 변형된 오스테나이트는 1 패스로 강하게 변형되어 재결정된 오스테나이트에 비해 더 큰 에너지가 축적되어 있을 것이다. 따라서 2, 3패스로 변형된 시편에서는 오스테나이트 입계 뿐만 아니라 변형대 등에서도 페라이트가 핵생성하여, 결과적으로 1 패스로 변형된 시편보다 더 미세한 페라이트가 생성된 것으로 결론지을 수 있다.

### 3.4 Ar<sub>3</sub> 직상 감가공에 의한 변형유기 페라이트 변태 거동

Fig. 5는 920°C로 가열하여 냉각시키다가 Ar<sub>3</sub>보다 10°C 더 높은 775°C에서 20~80%의 변형을 가한 직후에 수냉된 시편의 광학현미경 조직사진이다. 오스테나이트 지역에서 변형되어 수냉되었음에도 불구하고 페라이트가 석출되어 있는 것으로 보아, 변형유기페라이트변태[18,29]가 일어났음을 알 수 있다. 변형량이 증가할수록 페라이트의 양은 증가하고, 페라이트의 결정립 크기 또한 미세해지는 것을 알 수 있다. Fig. 5(a)에서 볼 수 있듯이 변형량이 20%로 작을 경우에는 입계에서만 페라이트가 형성되었으나, 변형량이 증가하면서 입계 뿐만 아니라 입내에서도 페라이트가 형성되는 것을 관찰할 수 있다(Fig. 9(b)-

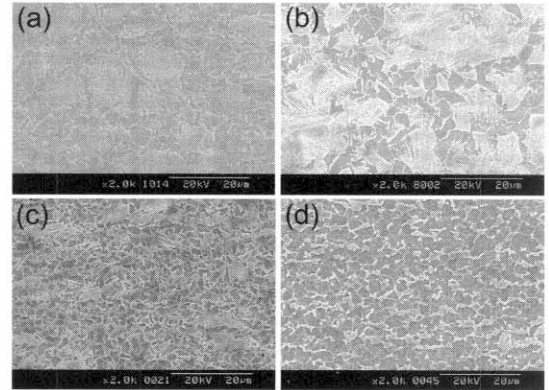


Fig. 5. SEM micrographs of specimens which were reheated at 900°C and deformed at 775°C by various reductions of 20%(a), 40%(b), 60%(c), 80%(d), and then quenched in water.

(d)). 그리고, 60%의 경우(c)보다 80%의 경우(d)에 페라이트 결정립 크기가 더 조대하게 관찰되었는데, 이것은 60%의 경우는 변형 중에 생긴 페라이트의 성장이 남아있는 오스테나이트에 의해 억제되었기 때문에 미세한 상태로 남았으며, 80%의 경우에는 오스테나이트의 대부분이 페라이트로 변태되었기 때문에 결정립 성장이 억제되지 못한 때문이라고 사료된다. 또한 변형량이 더 클 때는 가공 발열에 의해 페라이트 결정립이 성장했을 가능성도 배제할 수 없다. 이러한 점에서 변형유기 페라이트변태를 이용하여 미세한 페라이트를 얻기 위해서는 결정립의 성장을 억제하는 방안을 모색해야 될 것으로 생각된다.

Fig. 6은 775°C에서 80% 변형된 시편으로부터 얻은 TEM 조직사진이다. Fig. 6(a)는 변형 후 수냉한 경우로서 약 1 μm 크기의 페라이트와 마르텐사이트만이 관찰되며 시멘타이트는 관찰되지 않았고, 페라이트 내부는 전위 밀도가 매우 높은 것을 알 수 있다. 반면, Fig. (b)에서와 같이 변형 후 10°C/s로 서냉한 경우에는 약 1 μm대의 페라이트 결정립이 생성되고, 펄라이트는 관찰되지 않았으며, 대신 페라이트의 입계 및 입내에는 탄화물이 석출된 것을 볼 수 있다. Fig. 6(c)는 석출한 탄화물에서 얻은 회절도형으로서 시멘타이트로 확인되었으며, 변형유기변태 직후의 페라이트(Fig. 6(a))의 크기와 서냉 후의 페라이트(Fig. 6(b))의 크기가 1 μm로 거의 같은 것으로 보아 냉각 중에는 페라이트가 거의 성장하지

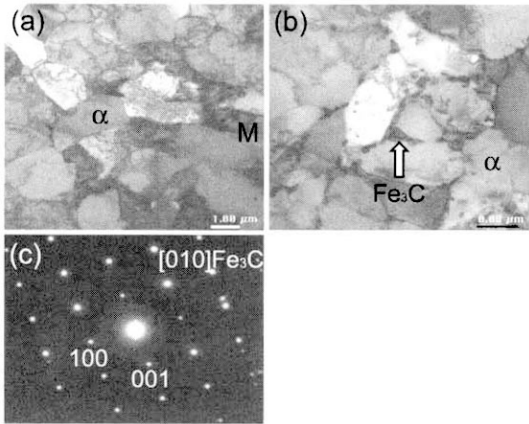


Fig. 6. TEM micrographs of specimens which were reheated at 900°C and deformed by 80% at 775°C and then water quenched(a) and cooled at 10°C/s(b). (c) is a selected area diffraction pattern taken from [010] zone of cementite arrowed in (b).

않았다. 또한 변태 직후에는 페라이트의 전위밀도가 높고 내부나 계면에 시멘타이트가 존재하지 않으나, 냉각 종료 후에는 전위밀도가 매우 낮고 페라이트 계면과 내부에 시멘타이트가 석출되는 것으로 보아, 변태 직후의 페라이트 내에는 탄소가 과포화 고용되었었다고 여겨지며, 전위밀도가 상당히 큰 것도 과포화 고용된 탄소에 의해 격자가 뒤틀려 있기 때문이라고 판단된다. 이 결과는 페라이트가 오스테나이트의 변형 중에 동적으로 유기되어 생겼다는 것을 시사한다. 본 연구에서 사용된 강과 성분이 유사하고 단지 Nb이 첨가되지 않은 강에서 연구된 결과 [14,17,29]에서 변형유기변태로 생긴 페라이트 크기는 약 2 μm로서 본 연구결과에서 얻은 것보다 더 크다. 본 연구에서 재가열온도는 920°C로서, 가열 전에 있던 Nb 탄화물이 재가열시 거의 용해되지 않아 [27] 변형 중이나 냉각 중에 Nb 탄화물이 미세하게 석출하지는 못했겠지만, 이미 석출해 있던 Nb 탄화물에 의한 입계고착효과[23,24]가 나타났을 것으로 생각된다.

### 3.5 2상역 가공에 따른 결정립 미세화

Fig. 7은 1200°C와 920°C로 재가열하여 냉각시키다가 페라이트가 50% 석출한 온도( $T_{50\%α}$ )에서 60% 변형시켰을 때 얻은 조직사진이다. 시편을 1200°C로

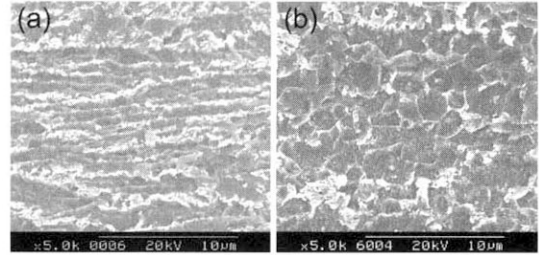


Fig. 7. SEM micrographs of specimens which were deformed by 60% in dual phase region after reheating at 1200°C(a) and 920°C(b).

재가열한 뒤  $T_{50\%α}$ (625°C)에서 2상역 가공한 경우 1 μm 이하의 입도를 갖는 아주 미세한 페라이트를 얻을 수 있었다(Fig. 7(a)). 이 결과를 1200°C로 재가열하고 60%의 변형을 1 패스로 가해 얻은 페라이트(Fig. 2(d))와 2 패스로 가해 얻은 페라이트(Fig. 4(b))와 비교했을 때, 2상역에서의 변형이 페라이트 결정립 미세화에 더 효과적임을 보여준다. Fig. 7(b)는 920°C로 가열하여  $T_{50\%α}$ (730°C)에서 2상역 가공한 경우로서 페라이트 결정립 크기가 약 2 μm로 Fig. 7(a)의 재가열 온도가 1200°C인 경우와 비교해 더 조대한 것을 알 수 있다. 이는 920°C 재가열 시 변형온도( $T_{50\%α}=730°C$ )가 920°C 재가열 시의 변형온도( $T_{50\%α}=625°C$ ) 보다 더 높기 때문인 것으로 생각된다.

Fig. 8은 1200°C로 재가열하여 2상역 가공한 시편의 투과전자현미경(TEM) 사진이다. 페라이트가 1 μm 이하로 매우 미세하게 분포하고 있었고, 페라이트

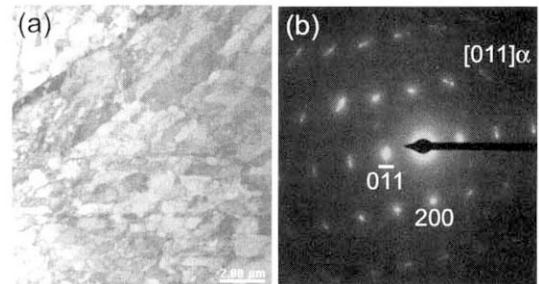


Fig. 8. TEM micrographs showing microstructure of specimen reheated at 1200°C and deformed in two phase region, and then cooled to room temperature at 10°C/s. (a) bright field image and (b) selected area diffraction pattern taken from several grains in (a).

트의 [011] 정대축을 가진 제한시아회절도형의 회절 점이 호를 이루고 있는 것으로 보아 결정립 사이의 결정방위차(misorientation)가 10도 이하인 아결정립계가 많이 존재하는 것으로 확인되었다. 이러한 아결정립은 미리 생긴 페라이트가 변형된 후 냉각 중에 회복과 재결정이 진행되어 생성된 것으로서, 비록 아결정립계가 상당 부분을 차지하지만 결정립의 크기가 매우 작으므로 강도향상에는 상당한 도움이 될 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

(1) 1200°C로 재가열하여 800°C에서 1 패스로 40~80%의 변형을 가했을 때, 오스테나이트는 변형량이 증가할수록 점차 재결정되어 80% 변형시에는 완전 재결정되었다. 80% 강가공으로 재결정된 오스테나이트로부터 생성된 페라이트는 40% 가공으로 생성된 페라이트에 비해 크게 미세하지 않았는데, 이는 오스테나이트의 재결정은 페라이트 미세화에 유리하지 않음을 시사하였다.

(2) 저온 오스테나이트에서 가공하는 경우, 총 변형량이 같다면 모든 변형을 한번에 가하여 오스테나이트가 재결정되는 것보다는 2, 3번으로 나누어 변형시켜 패스 사이에 회복에 의한 축적에너지의 감소로 인해 오스테나이트가 미세결정되는 것이 페라이트 미세화에 유리하였다.

(2) Ar<sub>3</sub> 보다 10°C 높은 온도에서 강가공할 경우, 오스테나이트의 변형유기 변태에 의해 변형 중에 약 1 μm 크기의 페라이트로 생성되었고, 변형량이 클수록 그 양은 증가하였다. 유기변태 직후 페라이트 내부에는 고밀도의 전위가 존재하고 탄화물이 존재하지 않다가 상온으로 냉각된 후에는 전위밀도가 현저히 작아지고 페라이트 계면과 입계에 세멘타이트가 석출하는 것으로 보아, 변형유기변태로 생긴 페라이트에는 탄소가 과포화 고용된 것으로 판단되었다.

(3) (50% 페라이트+50% 오스테나이트)의 2상역에서 60%의 1패스로 강가공을 하면 변형된 페라이트는 회복과 재결정이 진행되어 인접한 결정립과의 방위차가 10도 이하인 1 μm 미만 크기의 아결정립들이 많이 나타났다.

#### 후 기

본 연구는 2002년도 금오공과대학교 학술연구비 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### 참고문헌

1. P.D. Hodgson, M.R. Hickson and R.K. Gibbs, Scripta Mater. 40(10) (1999) 1179.
2. H. Yada, C.M. Li and H. Yamagata, ISIJ International 39(11) (2000) 200.
3. R.D.K. Misra, J.E. Hartmen and A.J. Boucek, I&SM 6 (2001) 29.
4. B. Mintz and J.J. Jonas, Mater. Sci. Tech. 10(8) (1994) 721.
5. Y. Weng, Ultra-Steel 2000, National Research Institute for Metals, Tsukuba, Japan (2000) 11.
6. W.Y. Choo, Proc. of the 3rd workshop on the Development of high performance structural steels for 21st century, POSCO (2000) 1.
7. K. Nagai, Proc. of the 4th workshop on the Development of high performance structural steels for 21st century, POSCO (2002) 17.
8. R.Z. Valiev, N.A. Krasilnikov and N.K. Tsenev, Mater. Sci. Eng. A137 (1991) 35.
9. D.H. Shin, K.H. Oh, W.J. Kim, S.W. Lee and W.Y. Choo, J. of Korean Institute of Metal and Material 37(9) (1999) 1048.
10. D.H. Shin, B.C. Kim, Y.S. Kim and K.T. Park, Acta Mater. 48 (2000) 2247.
11. T. Nobuhiro, H. Utsunomiya, T. Sakai and Y. Saito, CAMP-ISIJ 11 (1998) 1035.
12. N. Tsuji, Tetsu-to-Hagane 88 (2002) 359.
13. A. Azushima, CAMP-ISIJ 16 (2003) 1292.
14. W.Y. Choo, D.-H. Seo and S.W. Lee, CAMP-ISIJ 12 (1999) 369.
15. M. Mintz, J. Lewis and J.J. Jonas, Mater. Sci. Tech. 13 (1997) 379.
16. H. Yada, C.-M. Li and H. Yamagata, ISIJ International 40 (2000) 200.
17. D.H. Seo, S.W. Lee and W.Y. Choo, Proc. Int. Conf. on Solid-Solid Phase Transformation, JIM (1999) 1529.
18. D.H. Seo, J.K. Choi and W.Y. Choo, Proc. of the 3rd Workshop, Pohang, Korea (2000) 143.
19. S. Torizuka et al, CAMP-ISIJ 11 (1998) 565.
20. I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka and C. Ouchi, Thermomechanical Processing of High-strength Low Alloy Steels, Butterworth & Co. Ltd., London (1988) 144.



21. M. Suehiro, Z.K. Liu and A. Agren, *Acta Mater.* 44 (1995) 4241.
22. M. Hillert and B. Sundman, *Acta Metall.* 24 (1976) 731.
23. M. Suehiro, *ISIJ International* 38 (1998) 547.
24. S.C. Hong, S.H. Lim, K.Y. Lee, D.H. Shin and K.S. Lee, *ISIJ International* 42 (2002) 1461.
25. H. Ohtsuka, M. Umemoto and I. Tamura, *Proc. of THERMEC-88*, Tokyo, Japan (1988) 352.
26. E. Essadiqi and J.J. Jonas, *Metall. Trans.* 19A (1988) 417.
27. S.-A. Kim and S.W. Lee, *J. of the Korean Society for Heat Treatment*, 16(2) (2003) 83.
28. A. Kojima, Y. Watanabe, Y. Terada, A. Yoshie and H. Tamehiro, *ISIJ International* 36(6) (1996) 603.
29. J.K. Choi, D.-H. Seo, J.S. Lee, K.K. Um and W.Y. Choo, *ISIJ Interantional* 43(5) (2003) 746.