

## 저탄소 미량합금강의 미세조직에 미치는 고온변형의 효과

김새암 · 이상우  
금오공과대학교 금속공학과

### Effects of Austenitization Temperature and Hot Deformation on Microstructure of Microalloyed Low Carbon Steels

Sea-Arm Kim and Sang Woo Lee

Department of Metallurgical Engineering, Kumoh National Institute of Technology, Gumi 730-701, Korea

**Abstract** As a research for developing fine-grained high strength low carbon steels, the effects of austenitization temperature and hot deformation on microstructure was investigated in 0.15 wt.% carbon steels with microalloying elements such as Nb and Ti. When the steels were reheated at 1250°C, Nb containing steel showed very coarse austenite grain size of 200 μm whereas Nb-Ti steel did fine one of 70 μm because Ti carbonitrides could suppress the austenite grain growth. In case of 50% reduction at 850°C, the austenite grains in the Nb steel partially recrystallized while those in the Nb-Ti steel fully recrystallized probably due to finer prior austenite grains. For the Nb-Ti steel, ferrite grain size was not sensitively changed with austenitization temperature and compression strain and, severe deformation of 80% reduction was not essentially necessary to refine ferrite grains to about 3 μm which could be obtained through lighter deformation of 40% reduction.

(Received January 8, 2003)

**Key words:** Ferrite grain refinement, Austenite grain growth, Nb addition, Ti addition, Recrystallization

## 1. 서 론

구조물의 대형화 및 고충화가 급진전됨에 따라 구조물의 안정성, 구조용 강재의 절감, 환경문제 등이 대두되고 있으며 현재 일반적으로 사용되고 있는 강재보다 강도와 인성이 각각 2배인 강재를 개발하고자 하는 노력이 시도되고 있다[1]. 금속학적 인자 중에서 강도를 증가시키는 방법에는 석출강화, 고용강화, 가공경화, 결정립 미세화강화 등이 있으며 이들 중 강도와 인성을 동시에 증가시키는 방법은 오직 결정립 미세화강화뿐이며, Hall-Petch 관계식에 의거하여 800 MPa급의 저탄소강을 생산하기 위해서는 약 1 μm급의 페라이트 크기가 필요한 것으로 알려져 있다[1,2]. 현재 연구되고 있는 초미세립강 제조기술로는 ECAP(Equal Channel Angular Pressing) [3,4], 준안정 영역에서의 오스테나이트 강가공[5], 가공유기 페라이트 변태(DIFT)를 이용한 기술[6] 그리고 ARB(Accumulative roll bonding)[7] 등이 있다. 이와 같이 저탄소강의 페라이트를 미세하게 만들 수

있는 방법에는 여러 가지가 있지만, 대부분 현실적으로 쉽지 않은 방법이며, 이 중에서 가장 쉽게 실용화할 수 있는 것은 준안정 영역에서의 오스테나이트 강가공이라 할 수 있다. 현재까지 저탄소강에서 열간 변형모사시험기를 이용하여 Ar<sub>3</sub> 직상에서 70% 이상의 강가공으로 페라이트 결정립 크기를 2 μm 정도로 미세하게 얻을 수 있지만 현장 적용시 압연기 능력의 한계로 인하여 실질적인 적용은 아직 문제점이 있으며 pilot 압연기에서 다단으로 압하한 결과 페라이트 결정립을 약 5 μm으로 획득할 수 있음을 확인하였다[8]. 또한 일본의 경우 평면변형 조건하에서 73%의 가공을 가하여 약 2 μm의 페라이트와 펄라이트로 구성된 조직을 얻었다고 보고하고 있다[9].

준안정 상태의 오스테나이트를 갖는 강을 열간 상태에서 심하게 변형시키면 페라이트 핵생성 자리수를 증가시킴으로써 페라이트 결정립을 미세화시킬 수 있다. 이때 금속학적으로 중요한 점은 강이 고온으로 가열될 때 가능한 한 미세한 오스테나이트 결정립을 갖는 조직으로 되는 것과, 고온에서 변형된 오스테나

이트가 냉각되기 전에 재결정되지 않고 길게 늘어난 상태로 유지되는 것이다. 일반적으로 탄소강의 재가열시나 압연시 일어나는 결정립 성장을 억제하는 원소로는 Ti를 첨가하는 것이 가장 효과적인 것으로 알려져 있으며[10], Nb이 첨가되면 오스테나이트의 재결정을 억제하는 효과가 있고, Nb을 Ti과 함께 첨가하는 경우에도 결정립미세화에 효과가 있는 것으로 보고되고 있다[11,12].

본 연구는 세립형 고강도 저탄소강을 개발하기 위한 연구의 하나로써, 기본조성인 0.15 wt.%C-1.1 wt.%Mn을 함유한 강과, 기본조성에 0.04 wt.%Nb이 단독첨가된 강, 그리고 0.04 wt.%Nb과 0.011 wt.%Ti이 복합첨가된 강 등, 3종류의 강들을 사용하여, 재가열시 오스테나이트 결정립성장을 관찰하고 열간상태에서 큰 압축변형을 가하는 시험을 통하여 미세조직을 관찰함으로써, 저탄소강의 미세조직에 미치는 열간 강가공의 효과를 검토하였다.

## 2. 실험방법

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

Gleeble 1500 및 3800MA 열간변형모사시험기를 이용하여 재가열시험 및 압축변형시험을 행하였다. 재가열시험에서는 수냉용 봉상시편을 10°C/s의 가열속도로 강 A는 900~1100°C, 강 B와 C는 1000~1250°C 범위에서 50°C 간격의 온도로 각각 가열하고 2분간 유지한 다음 수냉하였고, 통상의 조직 관찰법으로 오스테나이트 결정입도를 측정하였다. 압축변형시험에서는 먼저, 수냉용 봉상시편을 10°C/s의 속도로 1200°C로 가열하고 이 온도에서 2분간 유지

한 후, 2°C/s의 속도로 각각 850°C, 800°C까지 냉각하고, 이 온도에서 10/s의 변형속도로 공칭변형률로 850°C에서는 50%, 800°C에서는 40%, 60%, 80%의 압축을 가한 후 이 온도에서 20초간 유지한 다음 수냉하였다. 시편을 통상의 방법으로 연마한 다음 오스테나이트 결정립을 현출 식각하여 가공량 변화에 대한 오스테나이트 결정립의 재결정 여부를 광학현미경으로 관찰하였다. 한편 서냉용 봉상시편을 10°C/s의 속도로 920°C, 1200°C까지 가열하고 이 온도에서 2분간 유지한 다음, 2°C/s의 속도로 800°C까지 냉각하고 이 온도에서 각각 공칭변형률 40, 80%의 압축을 가한 후 10°C/s로 상온까지 냉각하였다. 이 시편을 통상의 방법으로 연마하여 4% Nital 용액으로 부식 후 주사전자현미경으로 미세조직을 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. 재가열온도에 따른 오스테나이트 결정립도 변화

Fig. 1은 재가열온도 변화에 따른 오스테나이트 결정립입도의 변화를 나타낸 것이다. 1100°C의 재가열 온도에서 강 A의 오스테나이트 결정립은 160 μm 정도로 조대해진 반면, 강 B는 50 μm 정도로 측정되었으며 강 B가 강 A에 비해 결정립조대화온도(grain coarsening temperature)가 약 150°C 높게 나타났다. 이는 Nb(CN)의 pinning effect에 의한 오스테나이트 결정립 성장이 억제되어 나타난 결과로 판단되며, 이를 알아보기 위해 Irvine 등[13]이 제시한 용해도적[Nb][C,N]식을 이용하여 재가열 온도 변화에 대한 강 중에 존재하는 Nb(CN)의 양을 계산하였다.

$$\log[\text{Nb}] \left[ \text{C} + \frac{12}{14} \text{N} \right] = 2.26 - \frac{6670}{T} \quad (1)$$

(1)식으로 각 온도에서의 용해도적을 계산하면

Table 1. Chemical compositions of specimens used in this study.<wt.%>

| Steel | C     | Si    | Mn   | Nb    | Ti    | sol-Al | N     |
|-------|-------|-------|------|-------|-------|--------|-------|
| A     | 0.159 | 0.259 | 1.18 | -     | -     | 0.031  | 0.005 |
| B     | 0.150 | 0.251 | 1.11 | 0.040 | -     | 0.025  | 0.005 |
| C     | 0.153 | 0.254 | 1.11 | 0.041 | 0.011 | 0.018  | 0.005 |

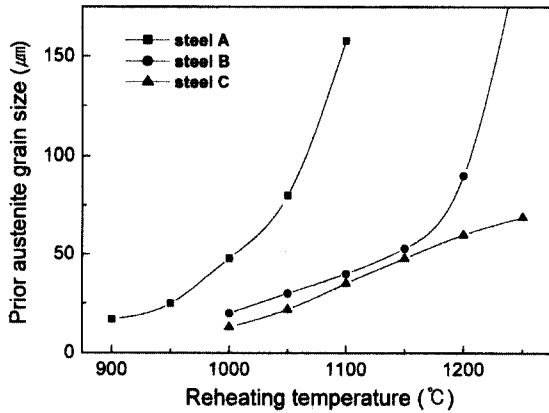


Fig. 1. Variation of prior austenite grain size with reheating temperature.

Table 2와 같다. 화학조성에 의해 계산된 각 강들의 전체용해도적은 강 A의 경우에는 물론 0이고, 강 B는  $6.17 \times 10^{-3}$ , 강 C는  $6.45 \times 10^{-3}$ 이다. Table 2에서 보듯이, 식 (1)을 이용해 계산된 결과에 따르면, 강 B의 경우 1100°C의 재가열 온도에서는 이론상으로 전체 Nb 중 41%가 용질원자 상태로 존재하고 59%가 Nb(CN)의 석출물 상태로 존재할 것이라는 것을 알 수 있다. 이 Nb(CN) 석출물에 의해 오스테나이트 결정립 성장이 억제되어 0.04%의 Nb를 함유한 강 B는 Nb이 함유되지 않은 강 A보다 더 미세한 오스테나이트 결정립도를 보이는 것으로 판단된다. 식 (1)에 따르면 1250°C의 재가열 온도에서 강 B와 강 C는 모두 Nb이 전량 고용되는 것으로 계산된다. 물론 석출물의 용해속도를 고려하면 실제로는 이 온도에서 Nb(CN) 석출물이 전량 고용되지는 않을 것이지만, 대부분의 Nb(CN)이 용해될 것으로 기대된다. 따라서 1250°C에서는 Nb(CN)에 의한 결정립성장 억제효과는 거의 없을 것으로 판단된다. Fig. 1에 나타난 바와 같이 1250°C의 재가열 온도에서 강 C의 오스테나이트 결정입도는 70 μm 정도인 반면 강 B는 200 μm 이상으로 매우 성장한 것으로

관찰되었다. 즉, 1150°C 이하의 재가열 온도에서는 강 B와 강 C가 거의 비슷한 결정립 성장 곡선을 나타내고 있었으나, Nb이 전량 고용된 후 Ti를 함유하지 않은 강 B는 현격한 결정립 성장을 보인 반면 Ti를 함유한 강 C는 거의 직선적인 결정립 성장 거동을 보이고 있었다. 강 C가 1250°C에서도 다른 두 강에 비해 느린 결정립성장을 보이는 것은 Ti 질화물 때문으로 판단된다. 아래의 (2)식은 TiN의 용해도적을 나타내는 식이다[14].

$$\log[\text{Ti}][\text{N}] = 5.0 - \frac{14400}{T} \quad (2)$$

(2)식에 따라 강 C의 조성으로부터 계산된 전체용해도적은  $5.5 \times 10^{-5}$ 이며, 1250°C에서의 용해도적은  $3.5 \times 10^{-5}$ 이다. 따라서 1250°C에서 전체 Ti 중 약 36%가 TiN으로 남아있다는 것을 의미하며, 이 TiN 입자에 의해 강 C의 오스테나이트 결정립성장이 억제되었다고 판단된다. 결국 저탄소강에서 1200°C 이상의 고온가열시 오스테나이트를 미세하게 유지하는데에는 Nb의 첨가로는 부족하고 Ti의 첨가가 매우 효과적이라는 사실을 확인시켜주고 있다.

### 3.2. 오스테나이트 재결정에 미치는 변형온도 및 변형량의 영향

합금조성에 따른 오스테나이트의 재결정거동을 비교하였다. Fig. 2는 1200°C로 가열한 후 냉각하다가 850°C에서 50%의 압축변형을 가한 후 수냉한 시편의 광학현미경 조직사진이다. 강 A, B, C 순으로 재결정, 미재결정, 부분 재결정된 오스테나이트 결정립을 보이고 있다. 오스테나이트 영역인 850°C에서 압축변형을 가했으므로 변형 직후에는 오스테나이트가 연신된 높은 에너지를 갖는 불안정한 상태이기 때문에 재결정된 안정한 상태로 변태가 진행되고자 하는 경향이 강하다. 따라서 재결정을 억제할 합금원소가 첨가되지 않은 강 A는 변형에 의해 내부에 축

Table 2. Solubility products of  $[\text{Nb}][\text{C},\text{N}]$  calculated by equation (1).

| Reheating temperature (°C)                             |         | 920                  | 1000                 | 1100                 | 1200                 |
|--|---------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| Solubility product of $[\text{Nb}][\text{C},\text{N}]$ |         | $0.5 \times 10^{-3}$ | $1.1 \times 10^{-3}$ | $2.6 \times 10^{-3}$ | $5.5 \times 10^{-3}$ |
| Fraction of solute Nb                                  | Steel B | 0.06                 | 0.17                 | 0.41                 | 0.75                 |
|  | Steel C | 0.06                 | 0.16                 | 0.39                 | 0.72                 |

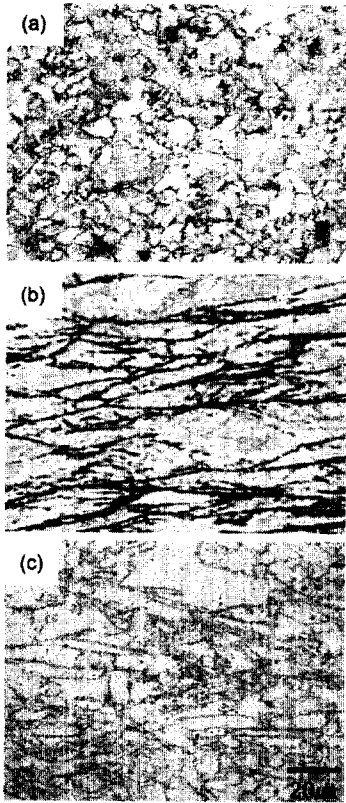


Fig. 2. Optical micrographs showing the variation of microstructure of Steels A (a), B (b) and C (c) which were reheated to 1200°C, deformed with 50% at 850°C, held for 20 sec and then water quenched.

적된 에너지를 줄이기 위해 변형 후 20초 유지하는 동안 완전히 재결정이 완료된 것을 Fig. 2(a)에서 확인되었다. 강 B에서는 Fig. 2(b)에 나타나듯이 오스테나이트가 연신된 상태 그대로, 즉 미재결정 상태로 존재하였다. 이는 오스테나이트 계면에 존재하는 고용 상태의 Nb과 Nb(CN)이 재결정을 억제하였기 때문으로 판단된다. 한편 강 C에서는 Fig. 2(c)에서 볼 수 있듯이 부분적으로 재결정이 진행되고 있는 상태였다. Fig. 1에 나타난 바와 같이 1200°C 재가열 시 강 C의 오스테나이트 크기는 약 60  $\mu\text{m}$ 로서 강 B의 90  $\mu\text{m}$ 에 비해 미세하였기 때문에 단위체적당 결정립계의 면적이 강 C가 강 B보다 클 것이다. 재결정은 보통 결정립 계면에서 일어나므로 변형 전 재가열 시의 오스테나이트 크기가 더 미세한 강 C는 강 B에 비해 재결정핵 생성속도가 더 클 것이다. 물론 강 C도 강 B와 마찬가지로 재결정을 억제하는

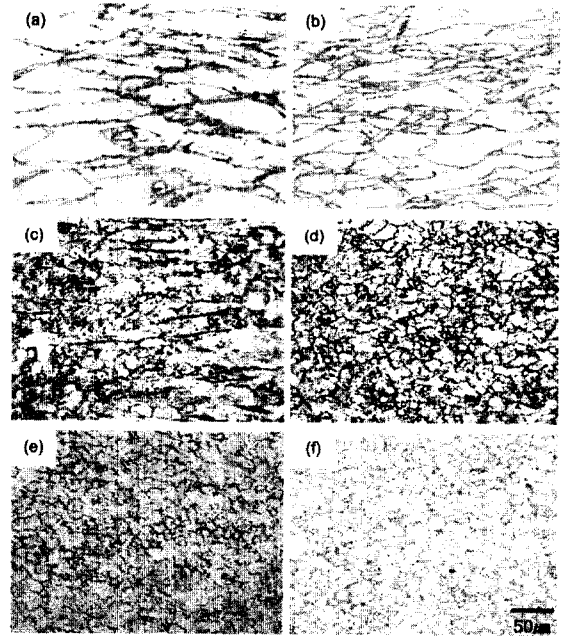


Fig. 3. Optical micrographs showing the variation of microstructure with reduction ratio for Steel B (a, c, e) and Steel C (b, d, f) which were reheated to 1200°C, deformed with 40% (a, b), 60% (c, d), and 80% (e, f) at 800°C, held for 20 sec and then water quenched.

Nb이 강 B와 동일한 양만큼 첨가되었지만, 초기 오스테나이트 결정립이 강 B에 비해 더 미세하기 때문에 오스테나이트 결정립 계면에서의 재결정핵생성이 촉진되어 강 B보다 쉽게 부분적으로 재결정이 진행되었다고 판단된다.

Fig. 3은 1200°C로 재가열한 강 B와 강 C를 냉각하다가 800°C에서 40%, 60% 및 80%의 압축변형을 가한 다음 20초 유지한 후 수냉한 시편의 광학현미경 조직사진이다. 그림에서 보듯이 변형량과 미량합금원소 첨가에 따라 재결정, 미재결정, 부분재결정의 상이한 양상을 보이고 있다. 먼저 40%의 변형을 가한 경우 강 B와 강 C 모두 미재결정된 오스테나이트를 관찰하였는데, 이는 변형에너지에 의한 재결정 구동력보다는 Nb의 재결정 억제 작용 우세에 기인된 것이라 생각된다(Fig. 3a, b). 60%를 가했을 경우에 강 B는 부분재결정인 반면 강 C는 오스테나이트 결정립이 약 30  $\mu\text{m}$  크기로 재결정되었음을 알 수 있다. 즉 60% 변형시 강 B와 C 모두 Nb에 의해 재결정이 억제되지만, 상대적으로 초

기 오스테나이트 결정립 크기가 작은 강 C에서는 계면에서의 재결정핵생성이 촉진되어, 강 B에 비해 부분적으로 재결정이 진행되었다고 판단된다(Fig. 3c, d). 한편 80%의 변형을 가한 경우, 시편 내부에 충분한 에너지를 공급함으로써 두 강 모두 완전히 재결정되는 것으로 나타났다(Fig. 3e, f). 결국 Nb이 첨가되어 재결정에 대한 억제 효과가 증대되더라도 Ti이 함께 첨가되어 재가열시 오스테나이트의 결정립 성장이 억제되면 변형 후의 재결정 구동력이 증가하여 재결정이 일어날 수 있고, 가공량이 클수록 재결정이 보다 쉽게 일어나 미세한 결정립을 얻을 수 있다는 것을 알 수 있다.

### 3.3. 재가열온도와 압하율에 따른 페라이트입도 변화

Fig. 4는 920°C 및 1200°C로 가열한 다음 냉각하다가 800°C에서 40%의 압축변형을 가한 후 10°C/s의 속도로 상온까지 냉각한 시편의 주사전자현미경 조직사진으로서, 같은 양의 가공을 가했을 때 재가열온도와 미량합금원소 첨가에 따른 페라이트 결정립도 변화를 보여주고 있다. 앞서 검토된 바와 같이 모든 강에서 재가열온도가 높을수록 초기 오스테나이트 결정립도가 증가하는 경향을 보이고 있었으므로 920°C로 재가열한 경우인 Fig. 4(a), (c), (e)가 1200°C로 재가열한 경우인 Fig. 4(b), (d), (f)보다 더 작은 페라이트 결정립을 관찰할 수 있었고, 재가열온도가 같을 때 페라이트 크기는 강 A가 가장 크고, 강 C가 가장 작게 나타났다. 같은 강에서 재가열온도 차이에 따른 페라이트 크기의 차이는 미량합금이 첨가되지 않은 강 A가 가장 컸으며 강 B는 강 A보다 그 차이가 작았고 강 C 경우에는 재가열온도에 관계없이 비슷한 페라이트 입도를 보인다. 강 A의 경우 재가열온도 변화에 따라 생성된 페라이트 크기의 차이가 큰 이유는 초기 오스테나이트 결정 입도의 차이가 크기 때문인 것으로 생각된다. 0.04%의 Nb를 함유한 강 B와 0.041%Nb과 0.011%Ti을 함유한 강 C의 경우에는 Nb(CN) 또는 TiN 등의 석출물로 인해 Fig. 1에서 보았듯이 재가열시 오스테나이트의 크기가 강 A보다 작았고, 특히 강 C의 경우에는 가장 작은 오스테나이트 입도를 보였다. 또한 Fig. 3(a), (b)에 나타나듯이 1200°C로 재가열하여

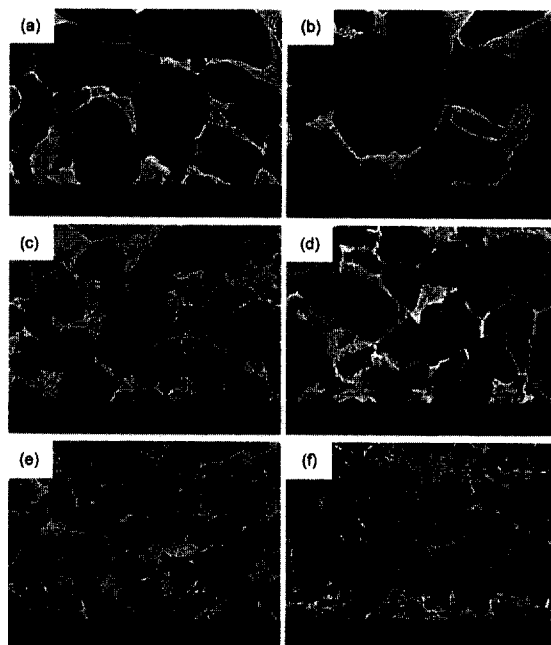


Fig. 4. SEM micrographs showing the variation of ferrite grain size of Steels A (a, b), B (c, d) and C (e, f) which were reheated to 920°C (a, c, e) and 1200°C (b, d, f), deformed with 40% at 800°C and then cooled to room temperature at 10°C/s.

800°C에서 40%의 압축변형을 받았을 때 두 강의 오스테나이트는 모두 미재결정 상태였다. 따라서 강 B와 강 C가 변형을 받았을 때 오스테나이트는 길게 늘어난 상태로 냉각되었고, 따라서 페라이트 핵생성자리의 수는 강 A에 비해 훨씬 많았을 것이며, 재가열시 오스테나이트가 가장 미세했던 강 C는 강 B보다 더 많은 핵생성자리를 가졌을 것이다. 이로 인해 강 C의 페라이트 입도는 가장 작게 나타났으며, 특히 Fig. 1에서 보듯이 강 C의 경우에는 920°C나 1200°C로 재가열했을 때 다른 두 강에 비해 오스테나이트 입도의 차이가 작으므로 변형후 냉각될 때 생성된 페라이트의 크기도 비슷한 것으로 판단된다.

Fig. 5는 Fig. 4의 결과를 얻은 시험방법 중 다른 것은 모두 동일하고 단지 압축변형량을 80%로 한 경우에 얻은 시편의 주사전자현미경 조직사진으로서, 보다 큰 압축변형을 가했을 때 재가열온도와 미량합금원소 첨가에 따른 페라이트 결정립도 변화를 보여주고 있다. 앞서 Fig. 4에서 살펴본 결과와 비

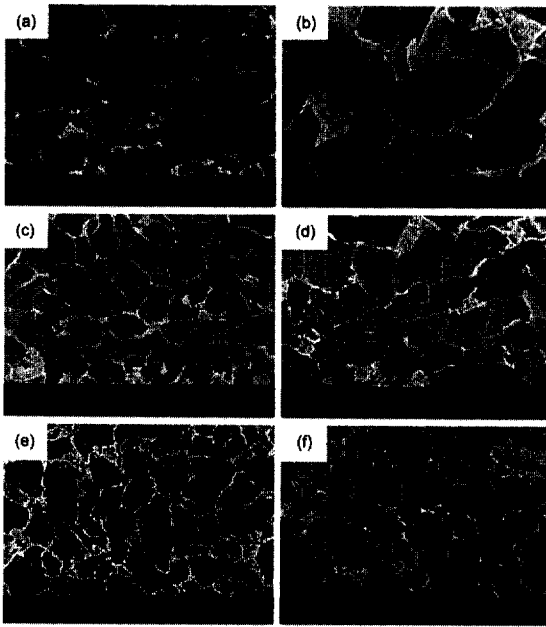


Fig. 5. SEM micrographs showing the variation of ferrite grain size of Steels A (a, b), B (c, d) and C (e, f) which were reheated to 920°C (a, c, e) and 1200°C (b, d, f), deformed with 80% at 800°C and then cooled to room temperature at 10°C/s.

슷한 경향을 보이며, 단지 모든 강에서 Fig. 4에서 앞서 본 40% 압축변형된 시편의 경우보다 작은 페라이트 입도를 나타낸다. 40% 압축변형시편과 비교할 때 강 A의 페라이트 입도는 현저히 더 작은 것으로 나타났고, 강 B와 강 C는 그 차이는 크지 않았으며, 특히 강 C는 비슷한 입도를 보인다. Fig. 3(e), (f)에서 보듯이 800°C에서 80%의 압축변형을 받은 경우, 강 B와 강 C는 모두 재결정되었으며, 강 C의 경우에 좀더 미세하고 시편 전체에 걸쳐 균일한 입도를 나타냈다. 일반적으로 재결정된 오스테나이트 결정립보다는 미재결정된 오스테나이트가 단위 체적당 입계면적이 커서 페라이트 핵생성자리수가 많다. 재결정된 오스테나이트는 페라이트 미세화 측면에서 유리하지 않은 것으로 널리 알려져 있다. 이 경우에도 80%라는 강가공을 가했지만 40% 가공 때와는 달리 강 B와 강 C의 오스테나이트가 모두 재결정했으므로 페라이트 핵생성자리로 작용하는 오스테나이트 입계면적이 미재결정 상태에 비해 그다지 증가하지 않았기 때문에 생성된 페라이트의 크기는 40% 압축변형된 경우에 비해 크게 감소하지 않은

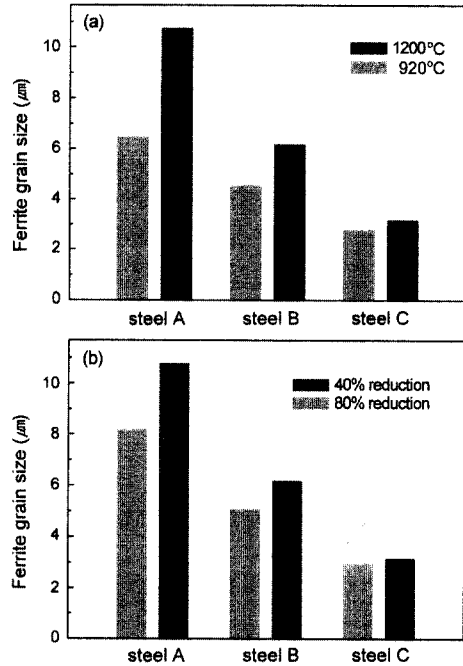


Fig. 6. Variation of ferrite grain size with reheating temperature (a) and with reduction (b) in three different steels.

것으로 보인다.

Fig. 4와 5에서 관찰한 페라이트 입도를 Fig. 6에 도시하였다. Fig. 6(a)는 920°C 및 1200°C로 가열한 후 800°C에서 80% 압축변형을 했을 때 나타난 페라이트 입도를 도시한 것이며(Fig. 5의 결과), Fig. 6(b)는 1200°C 가열 후 800°C에서 40% 및 80% 압축변형했을 때 나타난 페라이트 입도를 도시한 것이다(Fig. 4b, d, f 및 Fig. 5b, d, f). 강 A, 강 B, 강 C로 갈수록 페라이트 입도는 작아지며, 특히 강 C는 재가열온도와 가공량에 큰 관계없이 약 3 μm의 미세한 입도를 보인다. Fig. 6(a)에서 보듯이 재가열온도가 변할 때 페라이트 입도차이는 강 A가 크고 강 C는 작게 나타난다. 또한 Fig. 6(b)에서 보듯이 재가열온도가 동일하고 가공량이 다를 때 강 A는 페라이트 입도차이가 컸지만, Nb이 단독첨가된 강 B와 Nb과 Ti이 복합첨가된 강 C의 경우에는 그 차이가 작았고 특히 강 C의 경우에는 그 차이가 0.5 μm 밖에 되지 않았다. Fig. 6(b)는 변형량과 합금첨가에 대한 페라이트 입도를 비교한 것으로 압축 변형량에 따른 페라이트 입도 차이는 강 C가 0.5

$\mu\text{m}$  내외로 가장 작았다. Figs. 4~6의 결과로부터 강 C에서와 같이 재가열시 오스테나이트 결정립을 미세하게 제어할수록 페라이트 입도는 가공온도나 가공량에 따라 민감하게 변하지 않는 것으로 나타나며, 결국 Nb과 Ti이 복합첨가된 저탄소강에서는 80%의 강가공을 하지 않고 40%의 가공만 하더라도 약  $3\mu\text{m}$ 의 미세한 페라이트를 얻을 수 있다고 결론지을 수 있다. Nb과 Ti을 복합첨가하는 경우, Ti 첨가에 의한 재가열 오스테나이트 결정립의 미세화와 Nb에 의한 오스테나이트 미세결정효과를 적절히 이용하면 강가공에 의한 세립형 고강도 저탄소강을 제조할 수 있을 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

1.  $1250^{\circ}\text{C}$ 로 재가열시 0.04%Nb이 단독첨가된 강 오스테나이트 결정립은  $200\mu\text{m}$  이상으로 성장한 반면 0.04%Nb 및 0.011%Ti이 복합첨가된 강은  $70\mu\text{m}$  정도의 미세한 결정립을 유지하였는데, 이는 Nb 첨가강에서는 Nb 탄질화물이 거의 모두 용해되어 결정립성장억제효과가 없는데 반해, Nb-Ti강에서는 용해되지 않은 Ti 석출물로 인해 결정립성장이 억제되었기 때문인 것으로 판단된다.

2.  $850^{\circ}\text{C}$ 에서 50%의 압축변형을 가한 경우, Nb 단독첨가강은 오스테나이트가 부분재결정되었고 Nb-Ti 복합첨가강은 완전재결정하였는데, 이는 Nb-Ti강의 경우 변형 전의 오스테나이트 미세화에 의해 계면에서의 재결정핵생성속도가 증가하였기 때문으로 판단된다.

3. 저탄소강에 Nb과 Ti을 복합첨가할 경우 생성되는 페라이트의 크기는 재가열온도와 가공량의 크기에 민감하게 변하지 않았고, 80%의 강가공을 하지 않고 40%의 가공만 하더라도 약  $3\mu\text{m}$ 의 미세한 페

라이트를 얻을 수 있었다.

#### 감사의 글

이 논문은 2000년도 한국학술진흥재단의 지원(KRF-2000-003-E00454)에 의하여 연구되었으며, 이에 감사 드립니다.

#### 참고문헌

1. S. H. Park, O. Kwon and W. Y. Choo: Bull. Kor. Inst. Met. & Mater., 10 (1997) 448.
2. Japanese Ministry of Technology, J. of Iron & Steel 12 (1996) 2.
3. R. Z. Valiev, N. A. Krasilnikov and N. K. Tsenev: Materials Science and Engineering, A137 (1991) 35.
4. D. H. Shin, K. H. Oh, W. J. Kim, S. W. Lee and W. Y. Choo: J. of Korean Institute of Met. and Mater., 37(9) (1999) 1048.
5. D. H. Seo, S. W. Lee and W. Y. Choo: Proc. of Int. Conf. on Solid-Solid Phase Transformation, JIM, (1999) 1529.
6. Y. Matsumura and H. Yada: Tetsu-to-Hagane, 69 (1983) S1459, S1460.
7. T. Nobuhiro, H. Utsunomiya, T. Sakai and Y. Saito: CAMP-ISIJ, 11(6) (1998) 1035.
8. D. H. Seo, J. K. Choi and W. Y. Choo: Proc. of the 3rd Workshop, Pohang, Korea (2000) 143-146.
9. S. Torizuka *et al.*: CAMP-ISIJ, 11 (1998) 565.
10. B. Hutchinson, M. Korchynski, R. Lagneberg and T. Siwecki: Swedish Institute for Metals Research, Report No.IM-2515 (1989).
11. W. Y. Choo and S. W. Lee: Proc. of the Int'l Symp. on High Performance Steels for Structural Applications, Cleaveland, USA (1995) 117-125.
12. S. W. Lee and W. Y. Choo: J. of the Korean Society for Heat Treatment, 13 (2000) 347.
13. K. J. Irvine *et al.*: JISI, 206 (1967) 161.
14. S. Matsuda and N. Okumura: Trans. ISIJ, 18 (1978) 198-205.