

Nb첨가 구조용강의 감온단속변형

조상현 오명석* 소찬영* 유연철
인하대학교 금속공학과, *인천제철 기술연구소

Declining Temperature Multistage Deformation Behavior of Nb-Microalloyed Structural Steel

Sang Hyun Cho, Myung Suk Oh*, Chan Young So* and Yeon Chul Yoo

Department of Metallurgical Engineering, Inha University, Incheon, 402-751
** Technical Research Center, Incheon Iron & Steel Co., Ltd, Incheon, 401-040*

ABSTRACT

Multistage deformation behavior of Nb-microalloyed steel and carbon steel was studied by torsion tests with declining temperature T , constant pass strain ϵ_i , interrupt time t_i , and varying strain rate $\dot{\epsilon}$. In the range of $1000^\circ\text{C} \sim 790^\circ\text{C}$ and $4.00/\text{sec} \sim 0.38/\text{sec}$, the flow stress at each pass was correlated to the deformation variables. As the finished deformation temperatures are decreased to the range of $790^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$, Nb precipitates play an important role on the grain refinement of Nb-microalloyed steel. The flow stress of Nb-microalloyed steel was higher than the carbon steel's while the grain size of Nb-microalloyed steel was smaller than carbon steel below the temperature of 900°C .

Key Words : Multistage deformation, pass strain(ϵ_i), interrupt time(t_i), strain rate ($\dot{\epsilon}$), flow stress(σ) grain refinement

1. 서론

최근 강의 열간압연 압출 단조등 열간가공공정은 단순히 강재의 형상 및 치수를 맞춘다는 개념은 일부분에 지나지 않고 오히려 이 열간가공공정중에 강재의 제반 기계적 특성을 향상시킬 수 있는 제조공정으로 인식되고 있어 이에 대한 중요성이 부각되고 있다. 이 열간변형공정은 연속변형과 단속변형으로 구분할 수 있는데 연속변형에서는 금속이 파괴에 이를 때까지 변형하여 유동응력, 조직변화, 고온연성등에 관한 기초기술자료를 얻을 수 있는 반면 단속변형은 실제 가공공정과 유사하게 온도와 변형속도를 조절하여 재료의 고온가공성을 연구 평가할 수 있다⁽¹⁻⁴⁾. 단속변형은 변형속도, 패스간 유지시간 및 정적연화를 잘 조절하므로써 강재를 보다 우수한 기계적 특성을 갖도록 하는 생산기술로서 제조 Know-How를 많이 다루게 되므로 이에 대한 연구발표가 상당히 제한적이다. 특히 Nb첨가강에 대한 연구는 상온기계적 특성, 석출현상, 첨가원소의 영향등 최종단계의 물성 연구가 대부분이다⁽⁵⁻⁷⁾. Nb첨가강을 고온에서 변형시 불량률 줄이고 원하는 상온 기계적특성치를 얻고자 하려면 다단계 단속변형 시험에서 얻은 유동응력 및 조직과의 상관관계등의 정립이 반드시 필요하다. 따라서 본 연구에서는 고강도 Nb첨가강과 탄소강에서 고온다단변형을 하여 변형속도 압연온도 유동응력의 변화를 고찰하여 결정립미세화현상을 설명하고 Nb첨가효과를 밝히고자 하였다.

2. 실험방법

실험에 사용한 재료는 아크로 제강법으로 제강하여 빌렛으로 연속주조한 후 재가열하여 열간압연한 Nb첨가강(이하 0.031wt%Nb첨가강-31Nb첨가강, 0.017wt%Nb첨가강-17Nb첨가강으로 표기)과 탄소강이었으며 그 화학조성은 표 1 과 같았다. 실험은 10mm ϕ x 20mm/ 인 고체형 비틀림시험편을 사용하였으며 1 $^{\circ}$ C/sec로 승온시켜 목적온도에 도달한 후 약 10분간 유지한 후 변형하였다.

실험은 파괴시까지 큰 변형량을 줄 수 있고 국부변형의 발생이 없이 일정한 변형속도를 유지할 수 있는 고성능비틀림시험기에서 하였으며 Ar가스를 이용하여 불활성분위기로 산화를 억제하였다.

다단변형은 압연공정과 유사한 공정으로 단속변형량은 0.25, 단속시간은 20sec로 고정하고 압연공정중 각 단계의 온도는 1100 $^{\circ}$ C, 1100 $^{\circ}$ C, 1000 $^{\circ}$ C, 1000 $^{\circ}$ C, 1000 $^{\circ}$ C, 1000 $^{\circ}$ C, 1000 $^{\circ}$ C의 5 공정으로 제어하였으며 그 조건을 표2에 나타내었다. 실험에서 얻은 비틀림 토크(M)-회전각(θ)은 진응력(σ)-진변형률(ϵ)로 전환하였으며⁽⁸⁾ 변형속도, 온도, 유동응력의 관계는 멱수법칙(power law)을 적용하였다.

조직변화는 감온단속변형후 급냉 또는 공냉하여 사포로 #1200 까지 연마하고 3 μ m, 1 μ m 다이아몬드 페이스트로 미세연마하여 3 %Nital과 Picral로 부식하여 광학현미경

과 SEM으로 관찰하였고 Nb분석은 EDX와 WDX를 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

유동곡선

그림 1은 31Nb첨가강(a), 17Nb첨가강(b), 탄소강(c)의 기존 압연공정과 비슷하게 1100°C 0.37/sec에서 시작하여 최종패스 1000°C, 5.00/sec의 단속변형(표 2의 A공정)에서 얻은 유동응력곡선을 나타낸 것이다. 유동응력은 변형이 진행됨에 따라 응력은 점차 증가하여 최종 패스에서는 그 값이 80MPa정도가 되었으나 강종에 따른 각 패스의 유동응력 값은 거의 차이가 없는 것을 알 수 있었다.

그림 2는 표 2의 B공정으로서 31Nb첨가강(a), 17Nb첨가강(b), 탄소강(c)의 단속변형에 따른 패스별 유동응력곡선이다. 이 공정은 압연시작온도가 1100°C이고 점차 감온하여 최종온도가 900°C로서 패스가 진행됨에 따라 유동응력은 증가하여 1000°C에서 압연이 끝나는(그림 1) 최종단계에 비해서는 더 컸다. 특히, 패스진행에 따른 유동응력의 증가는 Nb첨가효과로 인해 31Nb첨가강이 다소 큰것을 관찰할 수 있었다. 그림 3은 그림 1, 2의 단속유동곡선의 각 패스유동응력을 강종에 따라 패스유동응력-변형률의 관계로 도시한 것이다. 여기서 그림 3(a)는 변형온도가 비교적 높은 1100~1000°C이고 변형속도는 $3.7 \times 10^{-1}/\text{sec} \sim 4.0 \times 10^0/\text{sec}$ 로서 변형시작과 종료되는 온도차이가 작기 때문에 최종 변형후에도 강종에 따른 유동응력값은 큰 차이가 없었다. 그러나 변형온도가 1100 ~ 900°C범위인 그림 3(b)에서는 패스가 진행되면 유동응력은 증가하고 Nb첨가량이 많은 순서대로 즉 탄소강 < 17Nb첨가강 < 31Nb첨가강 순으로 유동응력이 큰 값을 나타내었고 패스 후반기로 갈수록 그 현상은 뚜렷하였다.

그림 1의 1000°C이상의 압연온도는 Nb가 석출되기 보다는 고용되며 유효석출물은 생기지 않고, 따라서 효과적으로 결정립 성장을 억제할 수 없게 된다. 이는 Nb, Nb(C,N)등의 석출온도가 1000°C이하라는 보고와 일치하는 결과이다^(8,10). 따라서 1000°C이상의 고온에서 압연하면 31Nb첨가강, 17Nb첨가강, 탄소강이 모두 유사한 거동을 하게 되어 Nb첨가효과를 얻기 어렵다는 것을 설명해 주는 것이라 하겠다.

31Nb첨가강과 탄소강을 상대적으로 저온인 구역에서 압연하여 얻어지는 유동응력 효과를 규명하기 위해서 변형시작온도를 1000°C로 하고 최종변형온도를 895°C, 860°C, 790°C로 변화시키면서 시험한 결과를 그림 4에 나타내었다. 그림 4(a)에서 굵은 실선(압연공정 C)으로 나타낸 것은 변형온도 1000°C~895°C에서 변형한 결과로서 단속패스가 진행함으로서 유동응력이 점차 증가하였는데 압연개시온도와 최종압연온도의 차가 100°C 정도임에도 불구하고 유동응력의 변화가 큰 것은 압연온도를 낮추는데 따른 Nb석출이 유효했기 때문인 것으로 해석할 수 있다. 이를 그림 1의 경우와 비교해보면 압연시작온도 1100°C와 최종압연온도 1000°C사이의 100°C범위에서 변형한 경우인데도 응력의 변화가 크지 않았던 것과는 비교되는 것이다. 압연온도 1000 ~ 860

℃(압연공정 D)로 하면 유동곡선은 급격히 증가하고 31Nb첨가강, 탄소강의 차가 점점 커지는 것을 확인할 수 있었다. 이러한 현상은 압연온도가 1000℃ ~ 790℃(압연공정 E)인 경우 그 효과가 더 큰 것을 알 수 있었는데 최종 단계로 패스가 진행됨에 따라 유동응력이 다른 압연공정에 비해 크게 증가하는 것을 확인할 수 있었다.

각 실험조건의 패스별 최대응력을 공정별로 그림 5에 나타내었다. 변형온도가 가장 낮은 경우가 다른 경우보다 높은 유동응력값을 나타내고 있으며 온도가 상대적으로 높은 1000℃에서 시작하고 895℃에서 종료되는 공정(C)에서는 가장 낮은 값을 보이고 있다. 패스유동응력은 최종압연온도가 895℃, 860℃, 790℃로 떨어짐에 따라(C, D, E 조건) 낮아지는 경향을 보이는데, 여기서는 온도의 영향을 정량적으로 해석하기는 힘들지만 패스가 진행됨에 따라 감온조건이 되어 유동응력이 증가한다는 것을 확인할 수 있었다. 또한 압연공정에 따라 패스와 유동응력이 어떠한 함수관계에 있다는 것을 예측할 수 있었으며 연속⁽⁹⁾ 및 단속유동곡선⁽¹⁰⁾에서 관찰할 수 있었던 것과 마찬가지로 같은 공정에서 Nb첨가강이 탄소강에 비해서 뚜렷이 높은 유동응력을 나타내고 있었고 여기서 사진 2의 Nb석출물의 효과가 단속시간과 단속변형중에 큰 역할을 하였다는 것을 확인할 수 있었다.

그림 6은 Nb첨가강과 탄소강의 각 실험단계와 연속변형조건의 Z 파라메타($\epsilon \exp(Q/RT)$)와 유동응력을 함께 나타낸 것으로서 연속변형의 경우는 대체로 직선상에 수렴하나 다단변형공정에서는 다소 편차가 발생하였다. 연속변형의 경우는 각 최종 조직의 결정립크기는 초기 결정립크기에 거의 무관^(11,12)하여 Z값과 유동응력을 도시하면 일반적으로 잘 맞으나 다단변형의 경우는 각 패스에서 변형량과 온도가 변화하여 초기 결정립 및 앞 패스의 결정립 크기에 어느 정도 의존하게 되어 그 데이터는 그림 6과 같이 다소 분산된 분포를 가지게 된다. Nb첨가강 및 탄소강을 감온단속변형할 때 Z값은 연속변형시에 비해 낮게 나타나는 것을 그림 6에서 볼 수 있었는데 이는 Z값이 크면 결정립미세화가 더욱 촉진된다는 기존의 이론⁽¹²⁾과 잘 일치하는 결과이다. 특히 탄소강의 경우는 Nb첨가강에 비해서 단속변형시 같은 유동응력일 경우 Z값이 더 낮아지는 것을 확인할 수 있었다. 이는 Nb가 첨가되지 않은 경우 결정립 성장을 억제하는 석출물 효과를 충분히 볼 수 없기 때문에 일어나는 가속화된 연화때문일 것으로 판단된다. 이와같은 석출물 효과가 나타나지 않은 고온압연의 경우 V첨가강에서도 관찰된^(9,10)현상과도 일치한다. 따라서 Nb첨가강의 경우는 석출물생성으로 인해 연화속도가 늦어진 결과로 상대적으로 높은 패스유동응력을 나타낸 것이라 하겠다.

조직변화 및 석출효과

31Nb첨가강과 탄소강을 1000℃ ~ 790℃ 범위(C, D, E공정)에서 감온단속실험을 하여 얻은 조직을 변형전의 조직과 함께 각각 사진 1에 나타내었다. 사진 1을 관찰하면 초기조직은 Nb첨가강의 경우 150 μm (a), 탄소강의 경우는 180 μm (e) 정도로 상당히 조대한 편이고 급냉으로 인해 마르텐사이트조직을 보이고 있다. C, D, E 조건으로 압연공정이 끝난 후 급냉한 시험편의 조직을 각각 (b~d), (f~h)에 나타내었는데 C는 최종압연온도가 895℃, D와 E는 각각 최종압연온도가 860℃, 790℃로서 결정립크기는

압연온도가 낮아짐에 따라서 Nb첨가강의 경우는 약 $50\mu\text{m}$ 정도 까지 미세해지는 것을 알 수 있었다. 그러나 같은 변형온도 조건이라도 탄소강의 경우, 즉 최종압연온도가 790°C 에서도 결정립크기는 $70\mu\text{m}$ 수준으로 Nb첨가강과 비교해 보면 조대함을 알 수 있었는데 이는 앞서 단속유동곡선에서 관찰된 Nb첨가효과라고 할 수 있다. Nb첨가강과 탄소강 모두 결정립크기는 압연공정에서 최종압연온도가 낮아지는 순서로 미세해지는 것을 알 수 있었으며 압연공정의 최종패스 온도가 약 790°C 일때 결정립이 급격히 미세해지는 것을 관찰 할 수 있었다. 그러나 짧은 순간에 $1100^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 사이에서 이루어지는 압연으로는 결정립을 미세화시키기에 한계가 있다고 여겨진다. 이러한 결과에서 변형온도를 낮추므로써 단속중 변형에너지의 축적이 커져 결정립이 미세화되는 것을 알 수 있을 뿐만 아니라 결정립계의 이동을 방해하는 Nb 석출물의 효과가 있었을 것이다(사진 1).

사진 2는 Nb첨가강을 1000°C 에서 압연을 시작해서 790°C 에서 완료한(E 공정) 시료를 SEM(a)과 Nb EDX mapping(b)한 것으로 결정립계에 Nb가 존재하는 것을 관찰할 수 있었고 Nb 효과가 충분할 수 있도록 적절히 분산되어 있다는 것을 확인할 수 있었다. 따라서 Nb첨가강은 저온 재가열시 결정립성장이 억제되고 열간압연 시작시 상대적으로 작은 결정립에서 변형을 시작함으로써 결정립미세화를 가속화시킬 수 있었다.

4. 결론

31Nb첨가강, 17Nb첨가강 및 Nb를 첨가하지 않은 탄소강을 $790^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ 의 변형온도(T)와 $3.7 \times 10^{-1}/\text{sec} \sim 5.0 \times 10^0/\text{sec}$ 의 변형속도($\dot{\epsilon}$) 조건에서 감온단속변형시험을 하여 고온변형거동 및 조직을 연구 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 감온단속변형의 시작온도가 1100°C , 최종온도가 1000°C 인 경우는 Nb첨가강 및 탄소강이 거의 같은 유동응력과 조직을 나타내는 것으로 보아 1000°C 이상에서의 고온압연조건에서는 Nb 첨가 효과가 나타나지 않는다고 할 수 있다.
2. 압연시작온도를 1000°C , 최종압연온도를 790°C 로 선정한 경우 0.031wt%Nb를 첨가한 강의 유동응력은 120MPa, 결정립은 $50\mu\text{m}$ 로서 탄소강의 100MPa, $70\mu\text{m}$ 에 비해 유동응력은 크고 결정립은 미세화되었다.
3. 최종온도가 $860^\circ\text{C} \sim 790^\circ\text{C}$ 의 저온압연조건에서는 결정립미세화효과 뿐만 아니라 결정립계의 이동을 방해하는 Nb 의 석출효과가 있음을 확인할 수 있었다.

후기

본 연구는 인천제철주식회사의 연구비 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. Y. Estrin and P. G. McCormick, 1991, "Modelling The Transient Flow Behaviour of Dynamic Strain Ageing Materials", *Acta Metall.*, 39, 2977
2. A. D. Rollett, M. J. Luton, and D. J. Srolovitz, 1992, "Microstructural Simulation of Dynamic Recrystallization", *Acta Metall.*, 40, 43
3. M. S. Duesbery, N. P. Louat, and K. Sadananda, 1992, "The Mechanics and Energetics of Cross-Slip", *Acta Metall.*, 40, 149
4. O. Kwon and A. J. DeArdo, "Interactions Between Recrystallization and Precipitation in Hot-Deformed Microalloyed Steels", *Acta Metall.*, 39, 529
5. 徐洲, 酒井拓, 1991, "動的再結晶した銅における 静的粒成長", *日本金屬學會誌*, 55, 1298
6. R. K. Amin, G. Butterworth, and F. B. Pickering, 1980, "Effects of Rolling Variables and stoichiometry on Strain-Induced Precipitation on Nb(CN) in C-Mn-Nb steels" , *Proc. of Hot Working and Forging Process*, 27
7. M. M. farag, C. M. Sellars and W. J. McG. Tergart, 1980, "Simulation of Hot working of Aluminium", *Proc. of Hot Working and Forging Process*, 60
8. 이동녕, 1993, *소성가공학*, 문운당, 65
9. 김태영, 오병문, 유연철, 1991 "V첨가강의 고온변형에 관한 연구", *대한금속학회지*, 29, 967
10. 장병록, 유연철, 1993, "V첨가강의 감온단속변형에 관한 연구", *대한금속학회지*, 31, 16
11. W. Roberts, 1984, "Deformation, Processing, and Structure", ASM, 357
12. H. J. McQueen and J. J. Jonas, 1985, "Role of the Dynamic and Static Softening Mechanisms in Multistages Hot Working", *J. Appl. Met. Working*, vol. 3, 410

Table 1. The chemical compositions of Nb-microalloyed and carbon steel. (wt%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Nb
31 Nb 첨가강	0.270	0.210	1.110	0.048	0.045	0.360	0.070	0.110	0.031
17 Nb 첨가강	0.287	0.252	1.081	0.035	0.048	0.395	0.082	0.106	0.017
탄소강	0.276	0.225	1.009	0.025	0.029	0.304	0.088	0.088	-

* note 31Nb첨가강 : 0.0031wt%Nb, 17Nb첨가강 : 0.0017wt%Nb

Table 2. Description of multistage deformation with declining temperature (rolling simulation process).

pass No.	1	2	3	4	5	6	7	8
process A	1100	1085	1071	1057	1042	1028	1014	1000
process B	1100	1071	1042	1014	985	957	928	900
ϵ (sec ⁻¹)	0.37	1.40	1.70	2.36	3.02	3.68	4.34	5.00
t_i	20sec							
ϵ_i	0.25							

pass No.	1	2	3	4	5	6	7	8
process C	1000	985	970	955	940	925	910	895
process D	1000	980	960	940	920	900	880	860
process E	1000	970	940	910	880	850	820	790
ϵ (sec ⁻¹)	0.378	0.529	0.741	1.04	1.45	2.03	2.85	4.00
t_i (sec)	20							
ϵ_i	0.25							

ϵ : strain rate, t_i : delay time, ϵ_i : pass strain

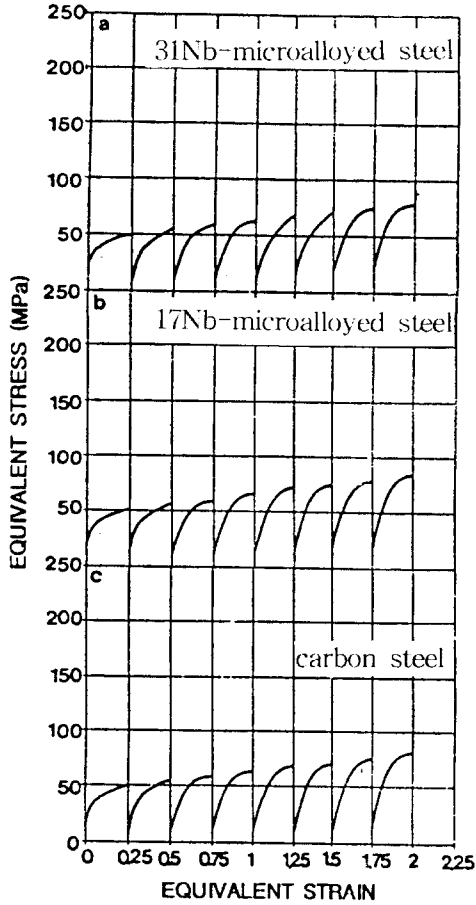


Fig. 1. Multistage stress-strain curves for (a) 31 Nb- microalloyed steel (b) 17 Nb-microalloyed steel and (c) carbon steel with strain of 0.25 plotted cumulatively. The decline is approximately 12~13°C/sec from 1100°C to 1000°C for 20 sec intervals.

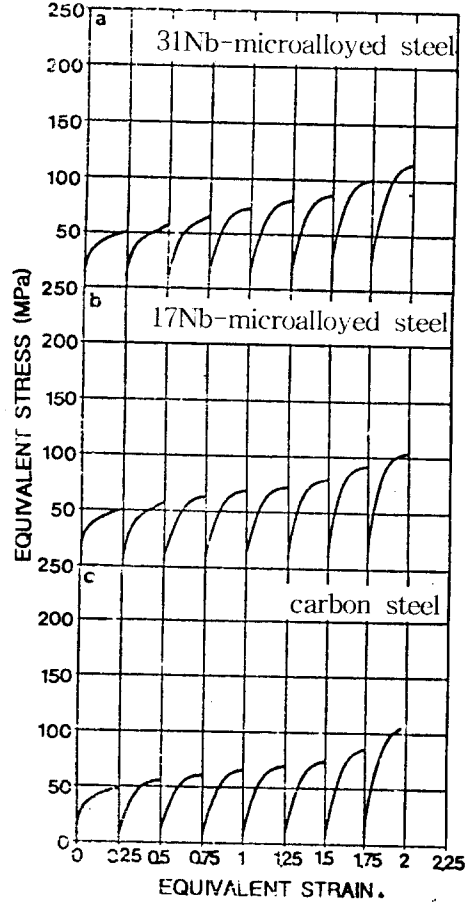


Fig. 2. Multistage stress-strain curves for (a) 31 Nb- microalloyed steel (b) 17 Nb-microalloyed steel and (c) carbon steel with strain of 0.25 plotted cumulatively. The decline is approximately 25/sec from 1100°C to 900°C for 20 sec intervals.

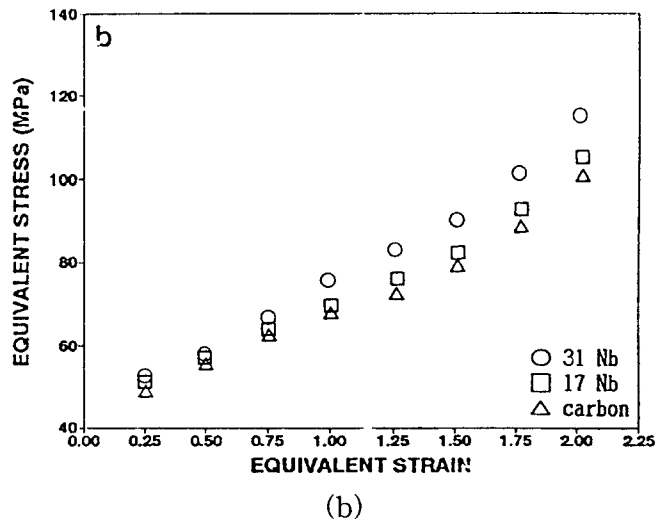
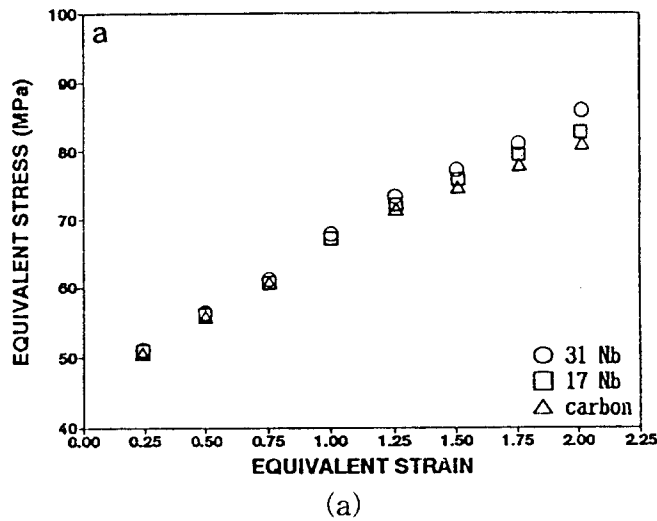


Fig. 3. Maximum pass stress plotted against pass number for multistage deformation on 31Nb-microalloyed steel and carbon steel. The decline is approximately (a)12~13°C/sec from 1100°C to 1000°C and (b)25°C/sec from 1100°C to 900°C for 20 sec intervals.

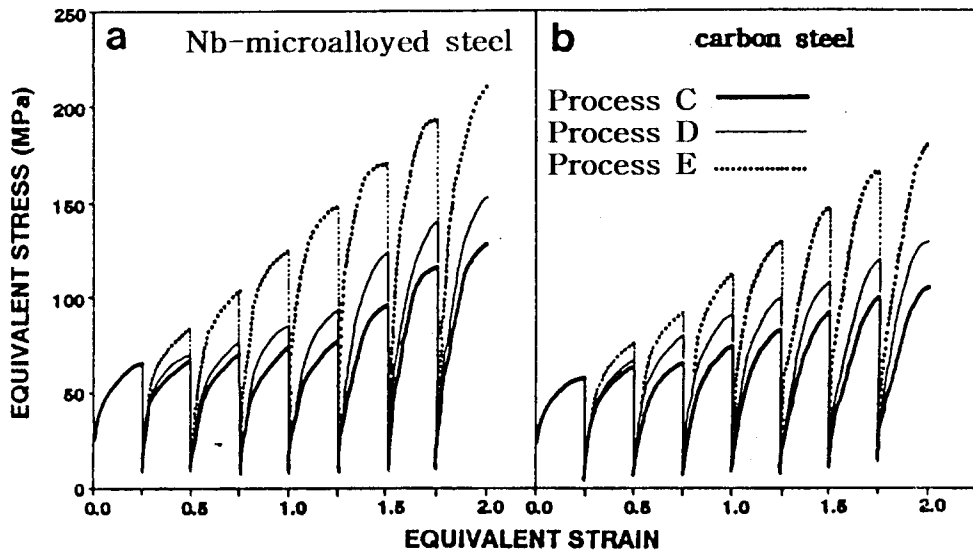


Fig. 4. Multistage equivalent stress - equivalent strain curves for (a) Nb-microalloyed steel (b) and carbon steel with strain of 0.25 plotted cumulatively. The decline is approximately 0.75~1.5 °C/sec for 20 sec intervals.

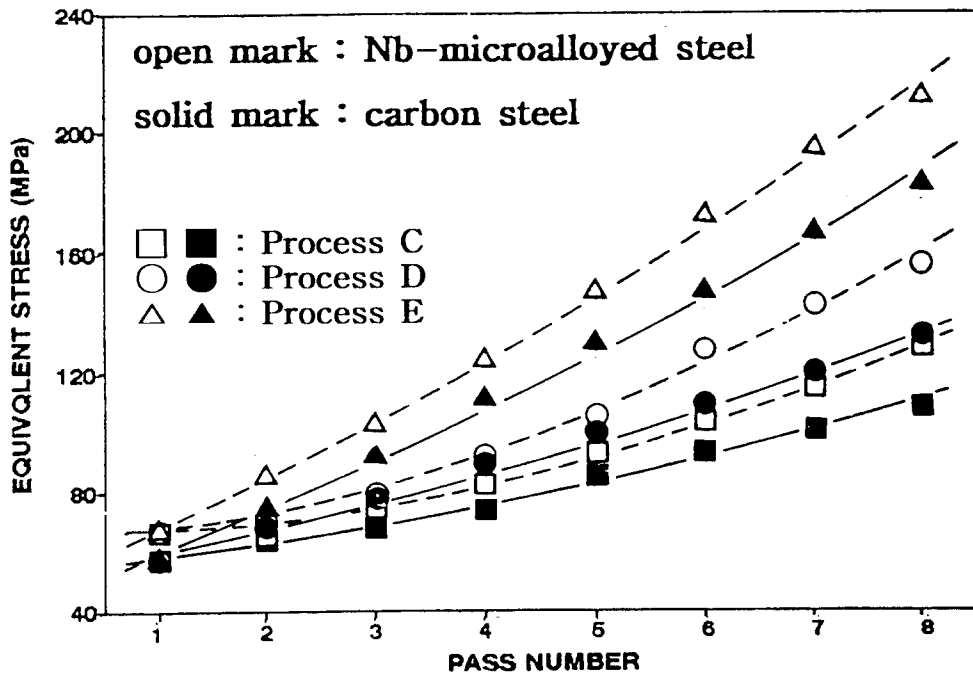


Fig. 5. Maximum pass stress plotted against pass number for multistage deformation on 31Nb-microalloyed steel and carbon steel.

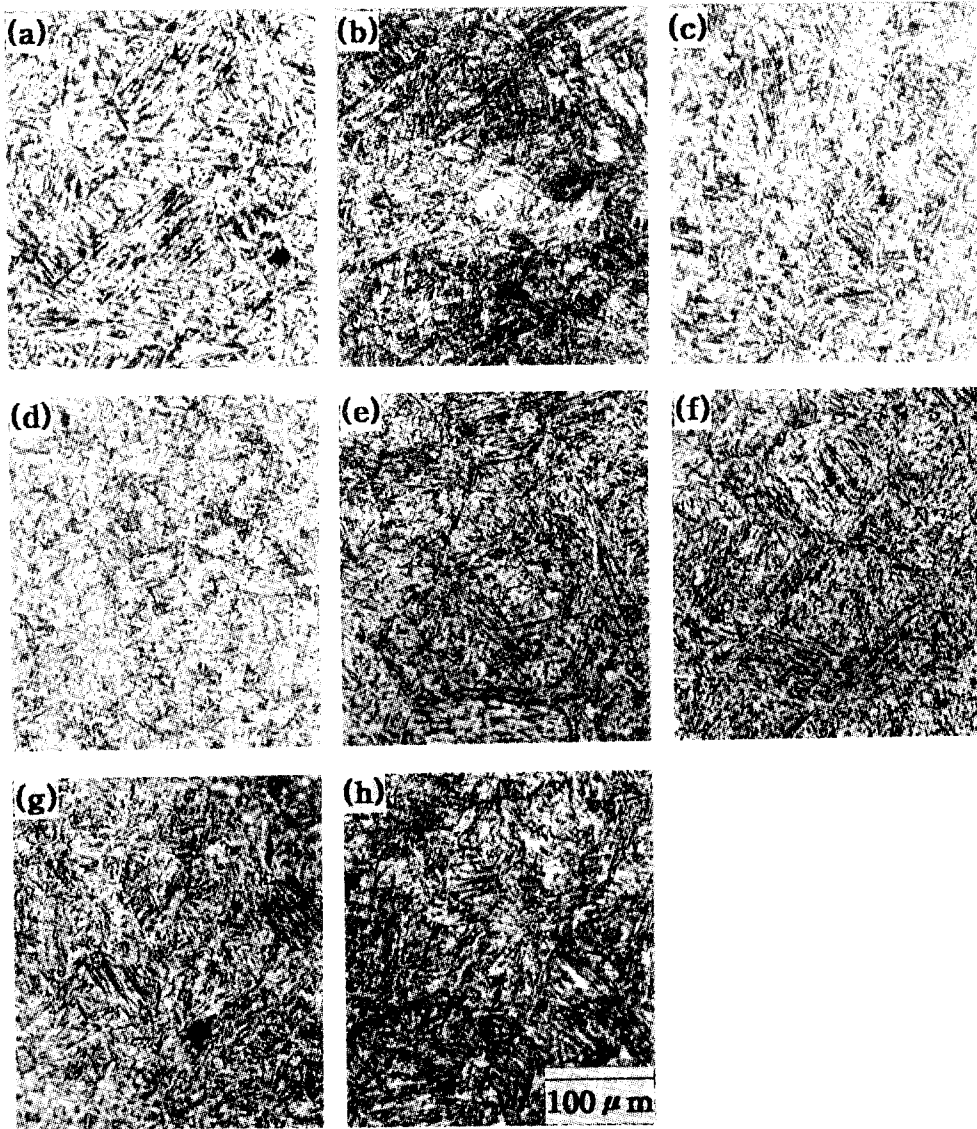


Photo 1. Optical microstructures of multistage deformation according to the simulation processes. Nb-microalloyed steel : (a) initial, (b~d) process A, B, C, carbon steel : (e) initial, (f - h) process A, B, C

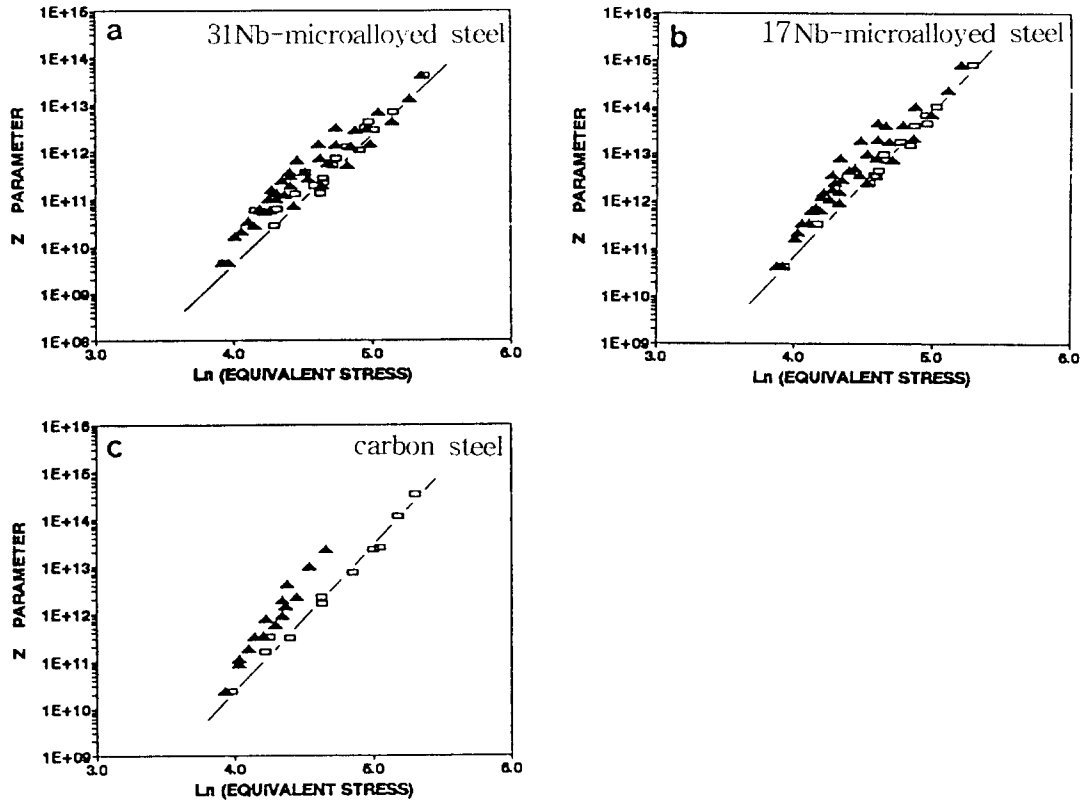


Fig. 6. Dependence of equivalent peak stress and maximum pass stress on Zener-Hollomon Parameter for (a) 31 Nb-microalloyed steel (b) 17 Nb-microalloyed steel and (c) carbon steel.(Solid mark : continuous deformation, Open mark : Multistage deformation)

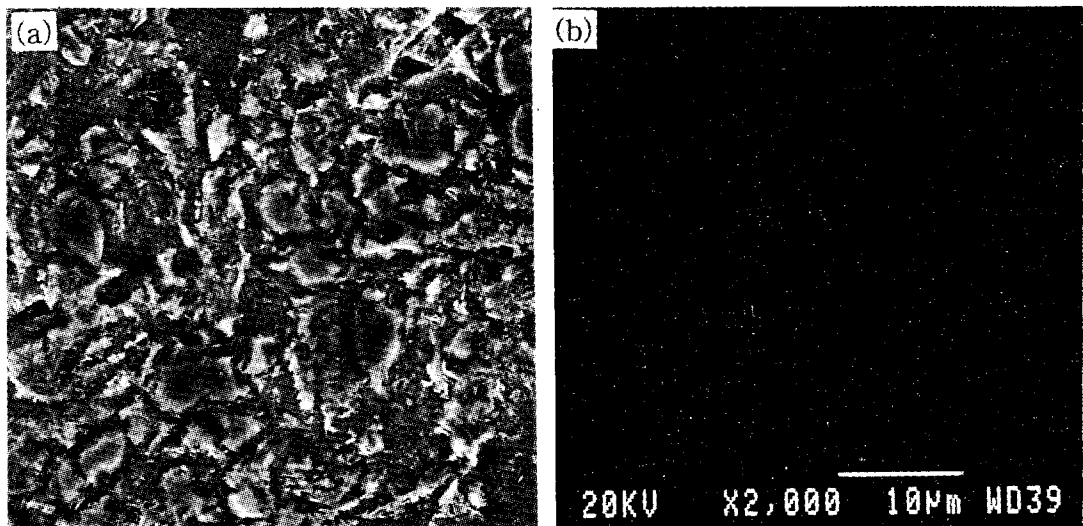


Photo 2. SEM showing microstructure and Nb precipitates distribution in Nb-microalloyed steel at process C. (a) SEM (b) EDX Nb mapping