

열간 단조용 비조질강의 고온 변형 거동에 관한 연구

위 검 복* · 이 경 섭

한양대학교 금속공학과

High Temperature Deformation Behavior of Microalloyed Hot Forging Steels

*Kyoum-Bok Wee and Kyung-Sub Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791

초 특 고온 압축 시험을 이용하여 열간 단조용 비조질강의 고온 변형 거동을 온도, 변형률속도, 합금원소에 따라 조사하였다. 고온 압축 시험에서 얻은 유동 응력 곡선의 형태와 조직관찰로부터 고온 변형 기구는 동적 재결정을 알 수 있었다. 최대응력에 이르는 변형률은 온도가 증가할수록 작아지고 변형률속도가 빠를수록 크게 나타났다. Nb-V-Mo강은 Nb-V강에 비하여 최대응력은 증가하였으나 동적 재결정은 빨라졌다. 1.2Mn-0.09Nb강은 1.0Mn-0.05Nb강에 비하여 최대응력은 증가하였으나 동적 재결정은 지연되었다. C-Nb-V강은 C강에 비하여 최대응력이 증가하였으며 동적 재결정은 지연되었다. 열간변형에 대한 구성방정식은 멱수법칙의 형태를 가졌다. Zener-Hollomon 파라미터가 증가할수록 동적 재결정립은 미세해졌고, 동적 재결정립과 Zener-Hollomon 파라미터와의 관계는 멱수법칙으로 정량화할 수 있었다.

Abstract The high temperature deformation behavior of microalloyed hot forging steels has been examined as a function of the temperature, the strain rate, and the alloying element by using high temperature compression test. The high temperature deformation mechanism, which was obtained by analyzing the flow stress-strain curve and microstructure, could be considered to dynamic recrystallization. The peak stress of Nb-V-Mo steel was more increased and the dynamic recrystallization of Nb-V-Mo steel was faster than those of Nb-V steel. The peak stress of 1.2Mn-0.09Nb steel was more increased and the dynamic recrystallization of 1.2Mn-0.09Nb was delayed a little bit than those of 1.0Mn-0.05Nb. The peak stress of C-Nb-V steel was more increased and the dynamic recrystallization of C-Nb-V steel was delayed than those of C-steel. The constitutive equation of high temperature deformation had a power law type. The grain size of dynamic recrystallization was refined as the Zener-Hollomon parameter was increased. The relation of the dynamic recrystallization grain size and Zener-Hollomon parameter could be quantified to power law.

1. 서 론

비조질강이란 G.Krauss¹⁾에 의하면 일반 탄소강의 열처리공정(Quenching & tempering)을 생략하고, V, Nb, Ti 등 탄화물 및 질화물 형성원소를 미량첨가하여 요망하는 기계적 성질을 얻는 강재로써, 제어단조기술과 관련해서 주로 연구가 이루어져 왔으며 고온 변형과정에서 미량원소 첨가로 인한 결정립 미세화 효과를 크게 얻는 것이 주요공정변수의 하나

로 알려져 있다. 결정립미세화는 미량첨가한 원소와 제어단조와의 조합에 의하여 얻어질 수 있는데 미량첨가원소의 주요한 역할은 열간가공전후에 있어서 정적 또는 동적 재결정을 지연시키는데 있다²⁾. 특히 Al, Ti, V는 단조전 또는 단조 동안 탄화물 및 질화물 형성을 통해 결정립 성장을 억제하고, Nb는 고용효과, 변형유기 석출을 통한 변형된 오스테나이트 조직을 안정화시킴으로써 재결정을 지연시키고 추가적인 결정립성장을 억제한다³⁾. 따

라서 고전위밀도를 가지면서 재결정되지 않고 연신되어 있는 오스테나이트로부터의 변태는 페라이트 결정립크기를 작게하여 상온강도 및 충격특성을 향상시킨다고 보고되어 있다⁴⁾. 이처럼 고온에서의 조직적인 특성이 상온강도 및 충격특성에 큰 영향을 미치게 되므로 고온 변형특성에 관한 연구는 열간가공시 재료의 거동을 예측하는데 매우 유용하며 변형률속도, 온도 등에 따른 조직학적 고찰로 상온 기계적성질을 예측할 수 있다. 열간변형중 유동응력과 변형률속도 및 온도의 상호관계는 구

성방정식으로 표현할 수 있는데 일반적으로 고온 저응력하에서는 멱수법칙으로, 저온 고응력하에서는 지수함수식으로 표현된다⁵⁾. 따라서 본 연구에서는 V, Nb, Mo 등 복합첨가강에 대해 고온압축시험을 행하여 변형률속도, 온도에 따른 동적 복구 과정 및 이에 미치는 합금원소효과를 살펴보고 또한 합금원소 및 온도, 변형률속도에 따른 동적재결정립의 조직학적 고찰로 열간변형의 조건을 제시하여 고온변형특성을 구명하고자 한다.

Table 1. Chemical Composition and Mechanical Properties.

Steel	Chemical Composition(wt%)						Mech.Properties(MPa)		
	C	Mn	Si	V	Nb	Mo	T.S	Y.P	El
Nb-V	0.14	0.70	0.15	0.10	0.03		614	417	23.4
Nb-V-Mo	0.14	0.78	0.18	0.10	0.03	0.30	639	514	24.8
1.0Mn-0.05Nb	0.22	1.00	0.03	0.10	0.05		648	527	21.4
1.2Mn-0.09Nb	0.22	1.20	0.04	0.10	0.09		684	534	27.1
C-steel	0.45	0.80	0.27				>686	>490	>17
C-Nb-V	0.40	1.19	0.27	0.12	0.07		832	551	15.8

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 시편의 화학적조성과 상온에서의 기계적 성질은 표 1과 같다. 비조질강을 연구하기 위하여 탄소함량을 0.1~0.4wt% 수준으로 하였다. Nb-V 및 Nb-V-Mo은 강도와 경도에 관계있는 Mo 첨가효과, 1.2Mn-0.09Nb 및 1.0Mn-0.05Nb는 결정립 미세화에 관계있는 Nb효과, C 및 C-Nb-V는 Nb와 V복합첨가효과를 연구하기 위해 합금설계하였다. 기계적 성질은 고온 단조후 열처리하지 않고 공냉시킨 시편에 대한 값이다. 시료는 모두 진공유도용해로에서 용해하여 10kg의 각주형 잉곳을 만들고 이를 1200°C에서 직경 20mm로 열간단조하여 소재로 사용하였다. 시편은 직경 8mm, 높이 12mm 봉상으로 절삭가공하였다. 본 실험에 사용된 고온압축 시험장비(Thermecmaster Z)는 변형률속도 및 온도가 자동제어될 뿐 아니라 질소 및 헬륨가스로 분위기도 유지할 수 있으며 10^{-4} Torr까지 진공을 유지할 수 있다. 시험조건은 고온단조온도인 1000°C~1200°C에서 5분동안 유지한 후

ASTM E 209에 의거 고온압축 시험의 표준 변형률속도인 $8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ 을 기준하여 $1.0 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1} \sim 1.0 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ 의 변형률 속도하에서 압축시험을 실시하여 진변형률 및 진응력으로 나타난 유동응력곡선을 얻었다. 유동응력곡선을 이용하여 변형의 난이도를 나타내는 활성화에너지를 구하였으며 온도로 보정된 변형률속도, 즉 Zener-Hollomon 파라미터와 최대응력 및 동적 재결정립 관계를 그래프에서 구하였고, 각 시편에 대한 구성방정식을 구하였다. 변형온도와 변형률속도에 따른 고온조직의 변화를 관찰하기 위하여 고온압축직후 헬륨가스로 냉각시켰으며 냉각속도는 자연에 의한 정적 재결정이 이루어지지 않을 만큼 충분하였다. 초기 오스테나이트 결정립과 동적으로 재결정된 오스테나이트 결정립을 확인하기 위하여 시험온도에서 5분간 유지한 후 시험직전 시편과 시험후 정상상태에 이른 시편에 대하여 헬륨가스로 냉각시킨 후 조직사진($\times 400$)을 이용하여 ASTM E 562에 규정된 점계산법으로 계산하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 온도와 변형률속도에 따른 유동응력

고온압축시험을 하여 얻은 유동응력-변형률관계를 이용하여 각 온도 및 변형률속도에 따른 유동응력곡선의 변화를 그림 1~3에 나타내었다. 탄소강, Nb-V강, Nb-Mo-V강의 유동응력곡선은 변형률증가에 따라 응력이 점차 증가하여 최대응력을 나타내며, 변형률이 더욱 증가하면 연화가 일어나 곧이어 정상상태 (steady state)에 도달함을 알 수 있었다. 일반적으로 열간변형시의 연화현상은 알루미늄 및 페라이트합금같이 전위의 상승과 교차슬립이 용이하여 최대응력이 나타나더라도 동적 재결정은 나타나지 않고 매우 적은 정도의 동적회복이 나타나는 것과 니켈, 구리의 경우와 같이 뚜렷한 최대응력을 나타낸 후 정상상태가 될 때까지 점진적으로 응력이 감소하는 동적재결정으로 구분된다^{6,7)}. 따라서 유동응력곡선상에서 정상상태에 이르기 전의 최대응력의 변화는 재료에 따라 다르며 이는 재료내에서 일어나는 변형기구에 의존함을 알 수 있다. 이러한 현상은 초기변형시 가공경화 효과에

의하여 급격히 응력이 증가하며 응력이 최대점(σ_p)에 도달한 후에는 동적재결정의 발생으로 유동응력이 점차 감소하고, 초기변형시의 가공경화효과와 동적 재결정으로 인한 연화가 평형을 이루어 일정한 응력상태를 유지하기 때문에 나타난다⁶⁾. 따라서 본 연구에서 사용된 재료들은 동적 재결정 과정을 보여줌을 알 수 있었으며 최대응력에 이르는 변형률(ϵ_p)은 온도가 증가할수록 작아지고 변형률속도가 빠를수록 크게 나타났다. 이것은 J.Sanker⁸⁾의 보고와 같이 고온에서 변형에 필요한 에너지는 작지만 재결정 핵생성에 대한 열적 활성화 효과가 커지기 때문에 연화가 빨리 진행되기 때문이며 변형률속도가 증가할수록 변형에너지는 증가하나 연속적인 변형으로 핵생성이 억제되어 연화가 서서히 진행되기 때문이다. 그리고 온도가 일정할 때에는 변형률속도가 느릴수록 σ_p 가 감소하였다. 이것은 변형에 의한 가공경화효과보다 열적 활성화효과가 더욱 우세하여 연화가 빨리 진행됨에 따라 전위를 이동시키기 위한 유효응력값이 높아지기 때문이다.

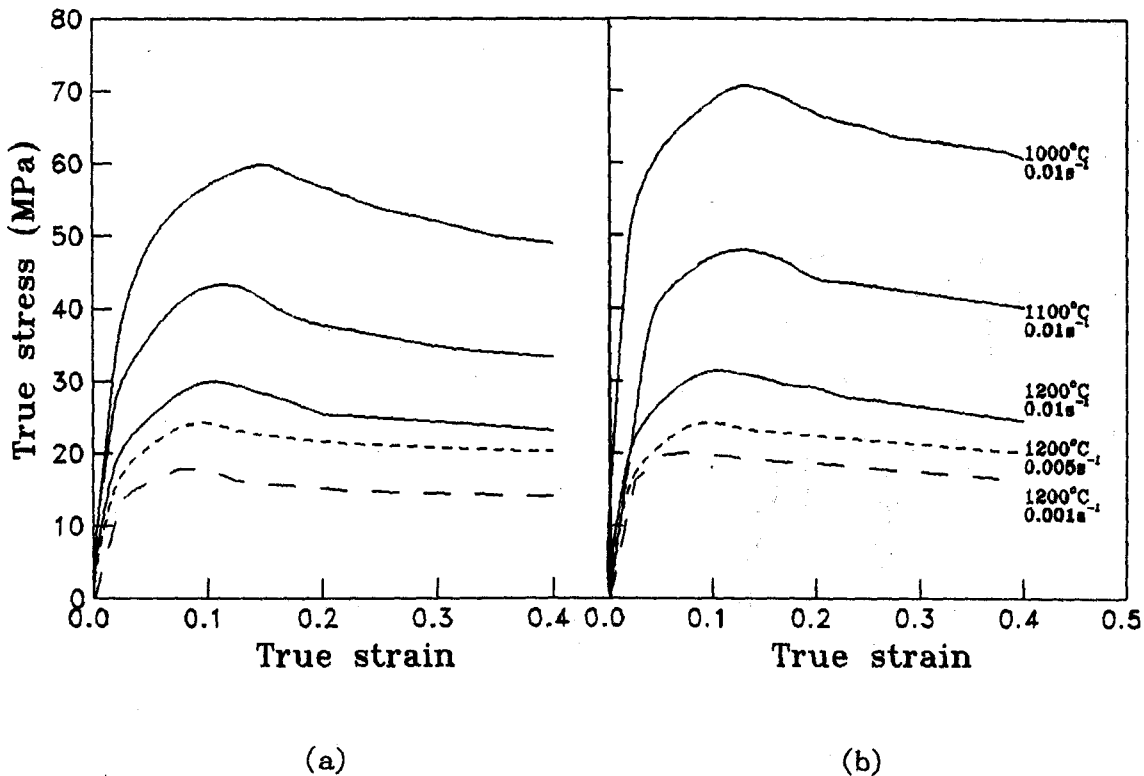


Fig. 1. Compressive stress-strain curves for (a) Nb-V and (b) Nb-V-Mo steel at various temperature and strain rates.

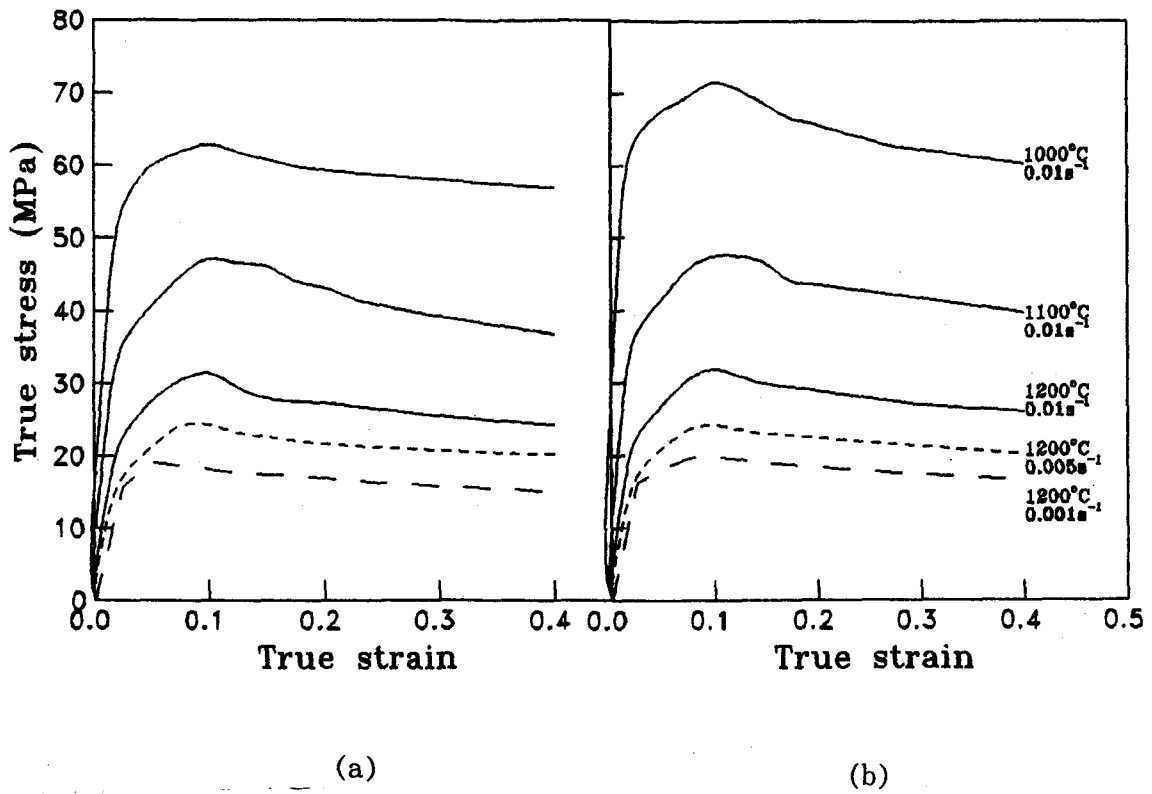


Fig. 2. Compressive stress-strain curves for (a) 1.0Mn-0.05Nb (b) 1.2Mn-0.09Nb steel at various temperature and strain rates.

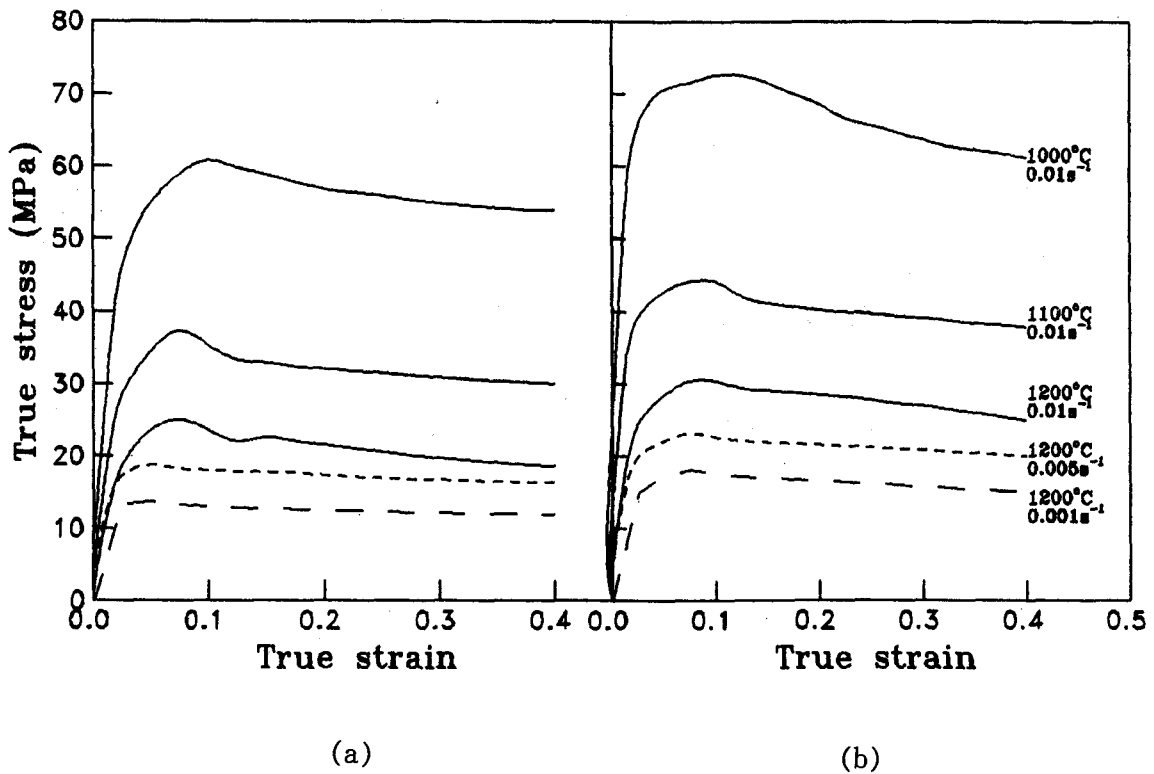


Fig. 3. Compressive stress-strain curves for (a) C-steel and (b) C-Nb-V steel at various temperature and strain rates.

3.2 미세합금원소첨가에 따른 유동응력

그림 1에 의하면 Nb-V-Mo강은 Nb-V강에 비해 최대응력은 증가하며, 최대응력에 이르는 변형률은 감소하는 경향을 보였다. Akben⁹⁾에 의하면 고온강화효과는 미세합금원소 0.1wt%당 탄소강에 비하여 Nb강은 44%, Nb-V강은 50%, Nb-Mo-V강은 56% 증가한다고 하였다. 또한 동적 재결정에 대한 용질지연효과를 나타내는 용질지연계수는 변형률속도 0.005sec⁻¹일때 Nb강은 53, Nb-Mo-V강은 42이고, 변형률속도 0.03sec⁻¹일때 Nb강은 63, Nb-V강은 62라고 보고하고 있다. 그에 의하면 동적 재결정 지연효과는 Nb단독첨가시 가장 좋고, Nb-V, Nb-V-Mo 순서임을 보여주고 있다. 본 연구의 경우 고온강화효과를 나타내는 최대응력은 Nb-V-Mo강이 Nb-V강에 비하여 12.4% 증가하였고, 동적재결정 개시를 나타내는 최대응력때의 변형률은 Nb-V-Mo강이 Nb-V강에 비하여 12.5% 감소하였음은 Akben의 연구와 같은 경향을 보였다.

1.0Mn-0.05Nb에 비해 1.2Mn-0.09Nb의 최대응력은 증가하였으나 이에 이르는 변형률은 거의 비슷한 수준임을 그림 2에서 알 수 있었다. 본 연구의 고온강화효과를 나타내는 최대응력은 1.2Mn-0.09Nb강이 1.0Mn-0.05Nb강에 비하여 7.8% 증가하였고, 동적재결정 개시를 나타내는 최대응력 때의 변형률은 1.2Mn-0.09Nb강이 1.0Mn-0.05Nb강에 비하여 6% 증가하였다. J.J.Jonas¹⁰⁾는 0.1at% 첨가시 탄소강의 유동응력곡선에 비해 V첨가강은 약 7%, Nb첨가강은 70%, Mn첨가강은 약 1.3%의 유동응력 증가를 나타낸다고 보고하였다. 따라서 Mn은 Nb에 비해 고온 강화 효과가 대단히 적기 때문에 본 연구에서 고온강화효과는 주로 Nb에 의한 것으로 사료된다. 용질지연효과에 대하여 Mn은 S와 결합하여 결정립을 미세화시키고 고온에서 미세한 결정립은 낮은 변형에너지에도 쉽게 입계가 이동되어 동적 재결정을 일으킨다. 그러나 정적 재결정 및 동적 재결정에 있어서 재결정 핵생성에 대한 용질지연효과가 가장 큰 원소는 Nb으로써 용질지연효과에 대하여 Mn함량증가효과보다 Nb함량증가효과가 더 크기 때문에 동적 재결정이 지연된 것으로 사료된다.

Nb-V강은 중탄소강에 비해 최대응력이 증가하며 최대응력에 이르는 변형률도 증가하는 경향을 보였다. 즉 Nb-V강은 고온강화효과에 의하여 최대응력이 중탄소강에 비해 22% 증가하였으며, 용질지연효과에 의하여 동적재결정개시를 나타내는 최대응력에 이르는 변형률은 25% 증가하였다. 한편 I.Weiss¹¹⁾은 시험방법에 따라 동적재결정을 나타내는 유동응력곡선의 모양이 변화함을 보고하고 있다. 비틀림시험하면 유동응력곡선이 변형률속도에 따라 동적 재결정 거동의 천이를 나타내는 단일 피크 및 다중피크를 나타내고 있으나 인장시험 및 압축시험에서는 다중피크가 명확하지 않고 단일피크형태로 나타난다. 본 압축시험의 경우 단일피크는 명확하나 다중피크는 명확하지 않으므로 동적 재결정의 천이조건을 구하기 어려웠다. 이는 조직의 발달과 가공경화속도가 시험방법에 따라 달라 최대응력에 이르는 변형률과 정상상태에 이르는 변형률의 값에 차이가 있기 때문이라고 사료되며 많은 연구자에 의해 확인되었다¹²⁻¹⁵⁾.

한편 단조후 공냉 및 수냉으로 냉각방법을 달리한 시편중 Nb-V 및 Nb-V-Mo에 대하여 동일 압축온도와 변형률속도인 1200°C, 1×10⁻³ sec⁻¹로 압축시험을 실시하였다. 압축시험전 조직은 공냉의 경우 페라이트-펄라이트조직이었으며 수냉의 경우 마르텐사이트조직으로 결정립 크기는 Nb-V의 경우 공냉일때 25μm, 수냉일때 24μm, Nb-V-Mo의 경우 공냉일때 23μm, 수냉일때 22μm이었다. 압축시험후 헬륨가스로 냉각시킨 조직은 공냉, 수냉에 관계없이 마르텐사이트조직을 보였으며 이때의 유동응력곡선은 거의 일치한 값을 나타냈다. J.D. Whittenberger¹⁶⁾에 의하면 결정립 크기에 따라서 유동응력이 변화하는데, 즉 다른 열처리 경로에 따라 결정립이 큰 시편의 유동응력은 결정립이 작은 시편에 비하여 작지만, 결정립이 비슷한 시편은 열처리를 달리 하였을지라도 거의 동일한 유동응력을 나타냄을 보고하였다. 본 시료의 경우 오스테나이트화 온도에서 5분동안 유지한 후 압축시험한 시편은 단조후 냉각방법이 다를지라도 결정립 크기가 비슷하여 거의 동일한 유동응력을 나타내었다.

3.3 활성화에너지와 구성방정식

일정 변형률 및 변형률 속도하에서 유동응력에 미치는 온도의 효과는 다음 식으로 표현된다¹⁷⁾.

$$\sigma = C_1 \exp(Q/RT) \quad (1)$$

여기서 Q는 활성화에너지를 나타내고, R은 기체상수, T는 시험온도를 나타낸다. 식 (1)을 이용하여 lnσ 대 1/T 그래프 기울기에서 활성화 에너지를 구할 수 있으며 그 결과는 표 2에 제시되어 있고, 표 2의 결정계수 R²_d가 0.99이상으로 양호하기 때문에 실험 데이

타는 식 (1)을 이용하여 그래프로 구한 활성화에너지로 표현할 수 있었다. 활성화에너지는 변형중 장애물을 극복하는 데 필요한 열적 에너지를 나타내는 것으로써 고온변형에서는 가공변형의 난이도를 나타낸다. 따라서 실험식에 의하면 C-Nb-V의 활성화에너지가 가장 높으므로 가공변형이 가장 어려울 것으로 사료된다. 이는 탄소함량증가와 Nb 및 V의 고용강화와 석출강화효과에 기인한 것으로 사료된다. 또한 활성화에너지 값이 높은 강종일수록 그림 1~3의 유동응력곡선에서 최대응력 값이 높음을 알 수 있었다.

Table 2. Activation Energy and Stress Exponent Data.

구 분	Activation Energy ($\sigma = C_1 \exp(Q/RT)$)			Stress Exponent ($\dot{\epsilon} = C_2 \sigma^n$)		
	C ₁	Q	R ² _d	C ₂	n	R ² _d
Nb-V	0.43	52.3	0.991	6.8 × 10 ⁻⁵	4.59	0.985
Nb-V-Mo	0.19	62.9	0.993	3.04 × 10 ⁻⁵	5.02	0.990
1.0Mn-0.05Nb	0.43	53.0	0.980	7.05 × 10 ⁻⁵	4.32	0.995
1.2Mn-0.09Nb	0.18	63.3	0.998	3.43 × 10 ⁻⁵	4.81	0.993
C-steel	0.19	55.8	0.998	8.14 × 10 ⁻⁵	4.32	0.994
C-Nb-V	0.12	67.4	0.998	3.36 × 10 ⁻⁵	4.81	0.995

열간 변형중 유동응력과 변형률속도와의 관계는 멱수법칙으로 표현된다¹⁷⁾.

$$\dot{\epsilon} = C_2 \sigma^n \quad (2)$$

여기서 ε̇는 변형률속도를 나타내고, σ는 유동응력, n은 응력지수를 나타낸다. 식 (2)에 의한 결과는 표 2에 제시하였으며, 결정계수 R²_d값이 0.99이상으로 실험상 데이터는 멱수법칙으로 적절하게 표현됨을 알 수 있었다.

유동응력과 변형률속도 그리고 온도와의 관계를 가장 잘 나타내는 구성방정식은 고온 저응력하에서는 멱수법칙(power law), ε̇ = A₁σⁿ exp(-Q/RT)으로, 저온 고응력하에서는 지수항(exponential term)을 갖는 지수함수식(exponential law), ε̇ = A₂exp(βσ)exp(-Q/RT)의 형태로 표현되어진다. 여기서 Q: 활성화에너지, R: 기체상수, T: 온도, n, A₁, A₂ 및 β: 온도 및 재료상수를 나타낸다. 위에서 구한 활성화 에너지를 이용하여 고온 저응력하에서 최대유동응력과 온도, 변형률속도와의 관계는 다음 멱수법칙으로 표현된다.

$$\dot{\epsilon} = A \sigma_p^n \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

식 (3)을 다시 쓰면

$$A \sigma_p^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \equiv Z \quad (4)$$

식 (4)에 의해서 최대응력 σ_p는 Zener-Hollomon 파라미터 Z로 표현될 수 있다.

그림 4~6은 Zener-Hollomon 파라미터, Z와 최대응력, σ_p의 관계를 최소자승법에 의하여 나타낸 것으로 하나의 직선관계가 성립함을 알 수 있다. 따라서 본 실험의 변형조건하에서는 멱수법칙이 가장 적합한 구성관계(constitutive relation)를 나타냄을 증명하고 있다. 그림에서 절편값은 ln A이며 각 시편에 대한 구성방정식은 다음과 같다.

$$\text{Nb-V} \quad : \dot{\epsilon} = 1.03 \times 10^{-2} \sigma^{4.59} \exp(-52.3 \text{KJ/RT}) \quad (5)$$

$$\text{Nb-V-Mo} \quad : \dot{\epsilon} = 5.66 \times 10^{-3} \sigma^{5.02} \exp(-62.9 \text{KJ/RT}) \quad (6)$$

$$\text{1.0Mn-0.05Nb} \quad : \dot{\epsilon} = 9.51 \times 10^{-3} \sigma^{4.32} \exp(-53.0 \text{KJ/RT}) \quad (7)$$

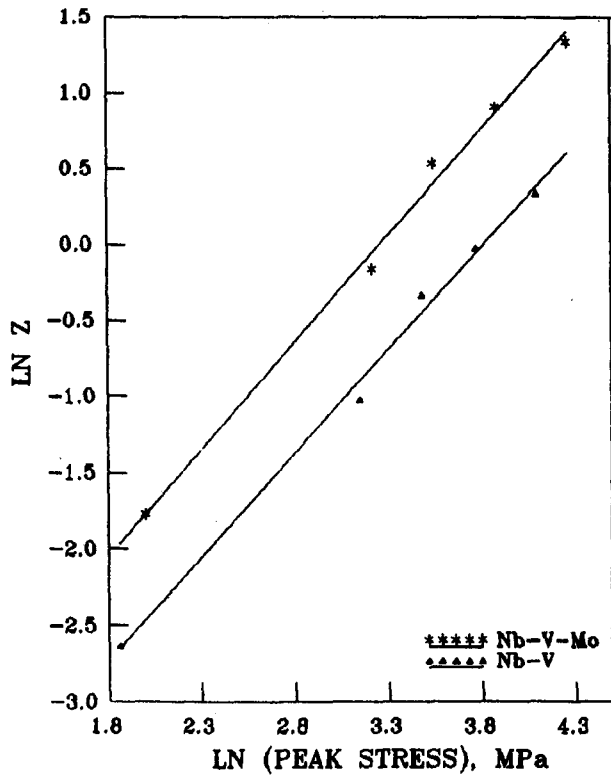


Fig. 4 Relation between peak flow stress and Zener-Hollomon parameter of Nb-V steel and Nb-V-Mo steel.

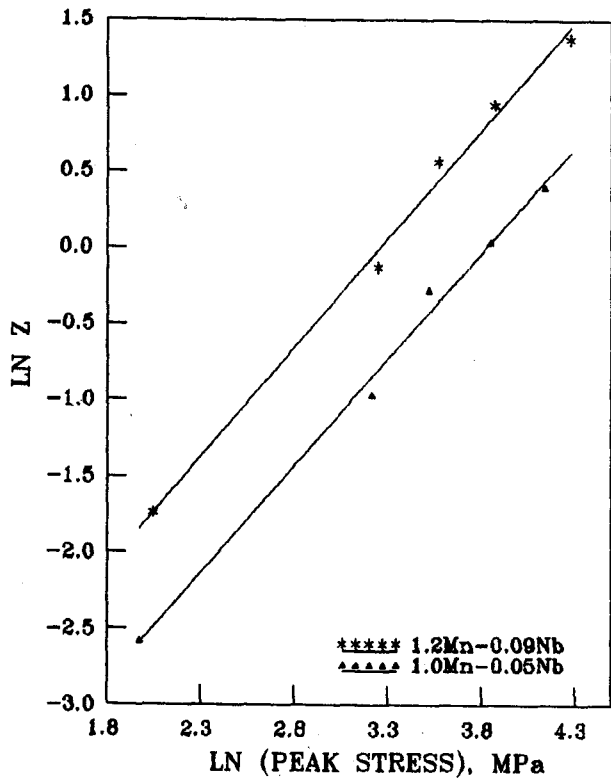


Fig. 5 Relation between peak flow stress and Zener-Hollomon parameter of 1.0Mn-0.05Nb steel and 1.2Mn-0.09Nb steel.

$$1.2\text{Mn-0.09Nb} : \dot{\epsilon} = 4.66 \times 10^{-3} \sigma^{4.81} \exp(-63.3\text{KJ/RT}) \quad (8)$$

$$\text{C-steel} : \dot{\epsilon} = 4.80 \times 10^{-3} \sigma^{4.32} \exp(-55.8\text{KJ/RT}) \quad (9)$$

$$\text{C-Nb-V} : \dot{\epsilon} = 4.04 \times 10^{-3} \sigma^{4.81} \exp(-67.4\text{-J/RT}) \quad (10)$$

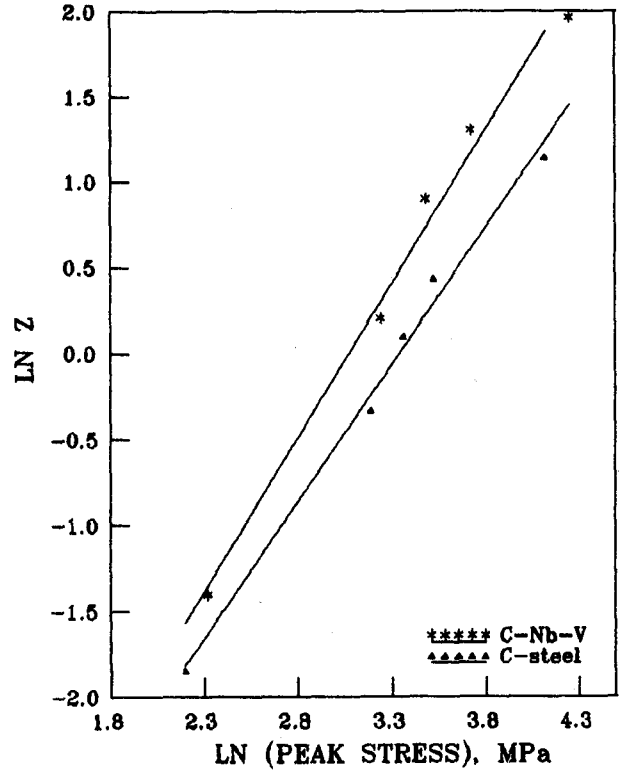


Fig. 6 Relation between peak flow stress and Zener-Hollomon parameter of C-steel and C-Nb-V steel.

3.4 유동곡선에 따른 조직의 변화

사진 1은 1.2Mn-0.09Nb강을 1000°C, 1100°C, 1200°C의 시험온도와 $1.0 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$, $1.0 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ 의 변형률속도에서 열간변형직전의 경우와 열간변형후 정상상태의 시편을 헬륨가스로 급냉하여 이를 나이탈부식액을 이용하여 얻은 조직사진이다. 또한 나이탈부식액에 염산과 피크린산을 혼합하여 결정립계를 구분할 수 있었으며 ASTM E 562에 의한 점계산법으로 결정립크기를 구하였다. 동일 변형률속도하에서 온도가 감소할수록 결정립이 작아지고, 변형률속도가 빠를수록 변형이 심하며 결정립의 미세화가 이루어졌다. 이런 현상은 변형 및 동적 재결정 모두 열적 활성화 과정에 기인함을 의미한다. 이를 Z값과 관련시켜 고려하면 변형률속도가 빨라짐에 따라서

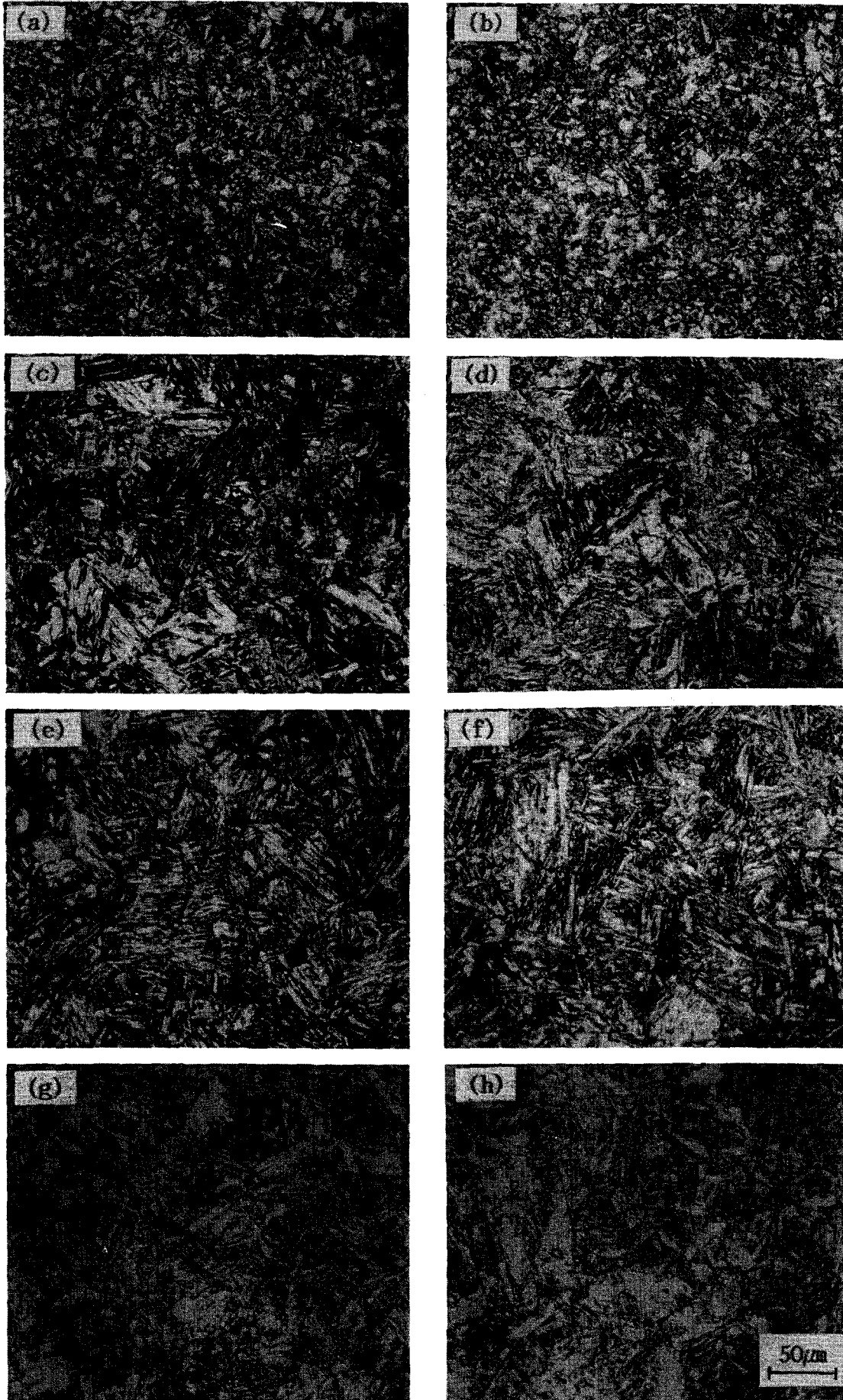


Photo 1. The change of structures at various temperature and strain rates.

- (a) 1000°C, initial
- (b) 1000°C, 0.01/s
- (c) 1100°C, initial
- (d) 1100°C, 0.01/s
- (e) 1200°C, initial
- (f) 1200°C, 0.001/s
- (g) 1200°C, 0.005/s
- (h) 1200°C, 0.001/s

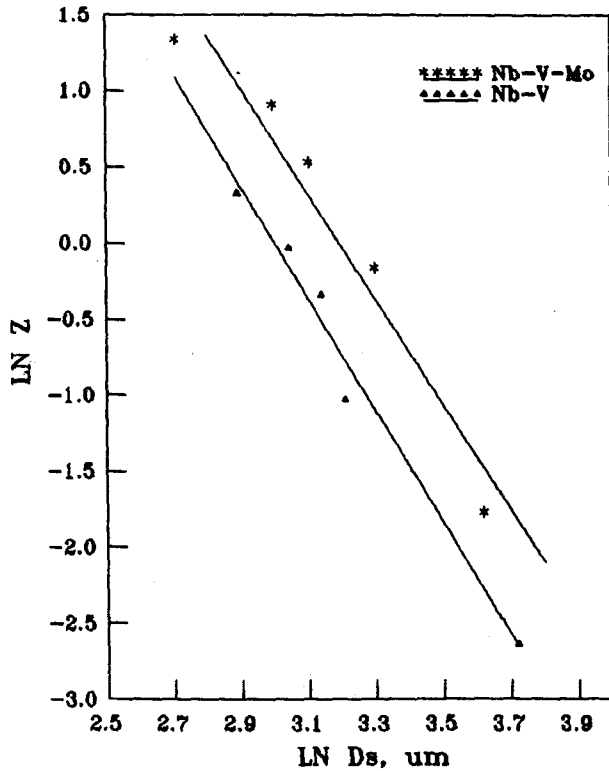


Fig. 7. Dependence of dynamically recrystallized grain size on Zener-Hollomon parameter.

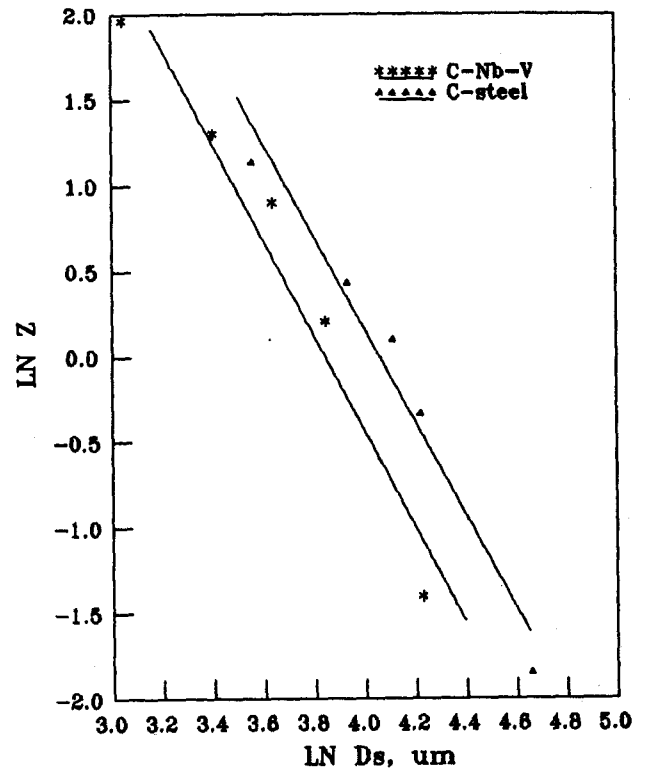


Fig. 9. Dependence of dynamically recrystallized grain size on Zener-Hollomon parameter.

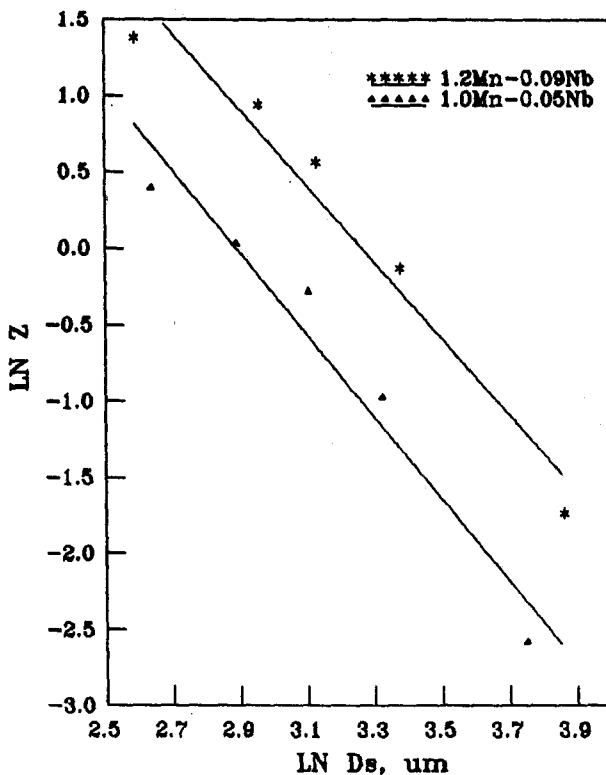


Fig. 8. Dependence of dynamically recrystallized grain size on Zener-Hollomon parameter.

Z값이 커지고 따라서 결정립도 미세해진다. 각각의 시험조건에서 동적 재결정이 완료된

때를 나타내는 정상 상태시 결정립 크기, D_s 와 Zener-Hollomon 파라미터의 관계를 최소자승법을 이용하여 그림 7~9와 표 3에 나타내었다. Z가 증가함에 따라 D_s 의 값은 감소해감을 볼 수 있는데 이는 W.Knudsen¹⁸⁾의 지적과 같이 변형률속도가 빨라질수록 재결정핵 생성이 억제되어 연화가 서서히 진행되고 K. J. Garden¹⁹⁾의 보고처럼 저온일수록 열적활성화효과가 작아져 연화가 서서히 진행된다는 사실로 봐서 Z가 증가할 수록 동적 재결정립은 미세해진다는 것을 증명하여 주고 있다. 여기서 정상상태 결정립 D_s 와 Z의 관계를 정량화하면 가공조건에 따라 결정립크기를 실제 측정하지 않고 쉽게 예측할 수 있으며 그 결과를 표 3에 제시하였다.

4. 결 론

1. 고온변형에서 얻은 유동곡선의 형태와 조직관찰로부터 고온변형기구는 동적 재결정임을 알 수 있었다.

2. 중탄소강에 Nb-V 첨가시 최대응력이 증가하며 동적 재결정은 지연되었다. 그러나 Mo 첨가시 최대응력은 증가하나 동적 재결정

Table 3. Relation between Zener-Hollomon Parameter, Peak Stress, Grain Size.

구 분	Relation between σ and Z ($Z = A\sigma^n$, $Z = \epsilon \exp(Q/RT)$)			Relation between D_s and Z ($Z = CD_s^{n'}$, $Z = \epsilon \exp(Q/RT)$)		
	A	n	R^2_d	C	n'	R^2_d
Nb-V	1.03×10^{-2}	1.40	0.994	6.29×10^4	-3.46	0.942
Nb-V-Mo	5.66×10^{-3}	1.36	0.994	2.05×10^4	-3.27	0.914
1.2Mn-0.09Nb	9.51×10^{-3}	1.43	0.994	1.97×10^3	-2.33	0.930
1.0Mn-0.05Nb	4.66×10^{-3}	1.40	0.993	2.45×10^3	-2.70	0.951
C-steel	4.80×10^{-3}	1.60	0.989	6.11×10^4	-2.72	0.964
C-Nb-V	4.04×10^{-3}	1.80	0.985	4.68×10^4	-2.80	0.950

개시는 빨라졌다. 1.2Mn-0.09Nb는 1.0Mn-0.05Nb에 비하여 최대응력은 증가하며 동적 재결정은 지연되었다.

3. 단조후 냉각방법을 달리한 시편에 대해 고온압축시험한 결과 거의 비슷한 유동응력곡선을 얻었다. 결정립 크기가 비슷하면 고온 변형 거동은 열처리이력에 무관하고 시험온도 및 변형률속도에 의존함을 알 수 있었다.

4. 열간 변형에 대한 구성방정식은 고온 저응력하에서의 멱수법칙(power law), $\dot{\epsilon} = A\sigma_p^n \exp(-Q/RT)$ 의 형태로 일반화할 수 있었으며 유동응력곡선과 일관됨을 알 수 있었다.

5. Z가 증가할수록 동적 재결정립은 미세해졌고, 멱수법칙으로 정량화할 수 있었다.

참 고 문 헌

- G. Krauss and S.K. Banerji(eds): "Fundamentals of Microalloying Forging Steels", (1987), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME, 3
- M. Ueki, S. Horie and Tadahisa: Trans. ISIJ, **27**, 453 (1987)
- K. Hulka: "Fundamentals of Microalloying Forging Steels", (1987), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME, 453
- M.M.A. Bepari: Sci. Tech., **6**, 338 (1990)
- G.E. Dieter: "Mechanical Metallurgy", 3ed., 306 (1986)
- H.J. McQueen, J.J. Jonas: Treatise on Material Science Technology, 6 Plastic Deformation of Material, 333 (1975)
- M.M. Frag and C.M. Cellars: J. Inst. Met., **101**, 137 (1973)
- J. Sanker, D. Mawkins and J.J. McQueen: Met. Tech., **6**, 325 (1979)
- M.G. Akben, B. Baroix and J.J. Jonas: Acta Metall., **31**, 161 (1983)
- M.G. Akben, I. Weiss and J.J. Jonas: Acta Metall., **29**, 111 (1981)
- I. Weiss, T. Sakai, and J.J. Jonas: Met. Sci., **18**, 77 (1984)
- S.K. Mannan, K.S. Kumar, and J.D. Whittenberger: Metall. Trans A, **21A**, 2179 (1990)
- M.J. White and W.S. Owen: Metall. Trans A, **11A**, 597 (1980)
- M. Ueki, M. Hattori, S. Horie, and T. Nakamura: Trans ISIJ., **26**, 906 (1986)
- 장병록, 천제익, 유연철: 대한금속학회지, **30**, 470 (1992)
- J.D. Whittenberger: Mat. Sci. & Eng., **24**, 677 (1976)
- G.E. Dieter: "Mechanical Metallurgy", 3ed., 301 (1986)
- W. Knudsen, J. Sanker, H.J. McQueen: "Hot Working and Forming Process", Adlard & Son Ltd. 51 (1980)
- K.J. Garden and R. Grimes: Met. Sci., **13**, 216 (1979)