

저 T/T_m 온도에서 공석강 및 과공석강의 시간의존성 소성변형 기구

최병호¹ · 정기채¹ · 박경태[#]

Mechanisms of Time-dependent Plastic Deformation of Eutectoid and Hypereutectoid Steels at Low T/T_m Temperatures

B. H. Choi, K. C. Chung, K. -T. Park

(Received August 4, 2016 / Revised September 8, 2016 / Accepted October 17, 2016)

Abstract

The rate-controlling mechanisms for time-dependent plastic deformation of eutectoid and hyper-eutectoid pearlitic steels at low T/T_m temperatures were explored. The strain rate - stress data obtained from a series of constant load tensile tests at 0.25~0.30 T/T_m were applied to the power law, the lattice friction controlled plasticity, and the obstacle controlled plasticity. Of these models, the obstacle controlled plasticity was found to best-describe the rate-controlling mechanism for time-dependent plastic deformation of two steels at low T/T_m temperatures in terms of the activation energy for overcoming the obstacles against dislocation glide in ferrite. The deformed microstructures revealed the dislocation forests of a high density as the main obstacles. In addition, the obstacle controlled plasticity well-explained the effects of cementite on the 0°K flow stress of two steels.

Key Words : Pearlitic Steel, Plastic Deformation, Rate-controlling Mechanism, Microstructure, Dislocation

1. 서 론

송전 케이블은 중심부에 보강재 역할을 하는 공석강 신선재와 그 주위에 전도체 역할을 하는 알루미늄 신선재의 연선(wire strand)으로 구성되어 있다. 현재 가장 널리 사용되는 대표적 송전 케이블은 ACSR(Aluminum Conductor Steel Reinforced) 케이블이다. 송전 케이블은 하중(자중, 설치하중 및 외적 동하중) 및 송전 저항열 등의 영향을 받아 지속적으로 소성 변형을 받는다. 이는 장기적으로 케이블의 길이 변화를 초래하여 전력 손실 및 케이블 처짐(sag) 현상을 유발한다[1]. 최근 전력 손실 및 케이블 처짐을 억제함과 동시에 대전력을 송전하기 위해 보다 높은 온도에서 처짐 저항성이 우수한 High Temperature

Low Sag(HTLS) 대전력 송전용 케이블이 개발되고 있다. 일례로 기존 ACSR 케이블의 최대 사용온도는 ~100°C 인 반면, HTLS 케이블은 최대 ~250°C까지 사용할 수 있도록 개발되고 있다[2, 3].

이와 같은 대전력 송전용 HTLS 케이블 개발에는 하중의 대부분을 지탱하는 보강재인 공석강 신선재의 케이블 사용 온도 범위에서의 장시간 소성 변형에 대한 이해가 필요하다. Giginyak 등과[4] Hou 등은[5] 각각 인장실험 및 압입실험을 통하여 500 ~ 600°C에서 공석강 원소재의 겉보기 소성변형 거동을 creep power law로($\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$, $\dot{\epsilon}$ 는 변형속도, σ 는 응력, n 은 응력 지수) 설명한 바 있다. 이들 연구에서 적용된 온도 범위는 0.4~0.5 T/T_m (T : 실험온도, T_m : 공석강 용융온도(°K))으로서 고온 변형기구를 설명하

1. 한밭대학교 신소재공학과
Corresponding Author : Dept. of Mater. Sci. Eng., Hanbat Nat'l Univ.,
E-mail:ktpark@hanbat.ac.kr

는 creep power law로써 설명 가능하나, 앞서 언급한 케이블 사용 온도는(100~250°C, 0.2~0.3T/T_m에 해당) 이에 비해 저온으로 creep power law로는 설명할 수 없다. 이와 같이 공식강 뿐만 아니라 이의 신선재에 대한 케이블 사용 온도 범위에서의 소성변형 거동에 대한 연구는 극히 제한적이다.

공식강 신선재의 소성 변형 거동은 신선 전 원소재의 특성과 밀접한 관계가 있으므로[6], 신선재의 소성 변형 거동을 이해하기 위해서는 원소재의 소성 변형 거동에 대한 연구가 선행되어야 한다. 따라서 본 연구에서는 신선 전 완전 펄라이트 공식강(0.82wt% C) 및 과공식강(0.95wt% C) 원소재에 대하여 HTLS 케이블 사용 온도 구간인 200~250°C에서(0.25 ~ 0.30T/T_m에 해당) 장시간 일정 하중 인장 실험을 행한 후, 펄라이트강의 소성변형 율속기구를 규명하고자 하였다.

2. 실험방법

두께 15mm의 0.82C강 및 0.95C강 열연재를 1000°C에서 10분간 오스테나이트화 처리한 후 각각 650°C 와 550°C의 염욕에 바로 투입하여 10분간 등온변태 처리를 행하였다. 0.95C강의 경우 오스테나이트 입계에서의 초석 세멘타이트 석출을 억제하기 위해 0.82C강에 비해 낮은 온도에서 등온변태처리를 행하였다. 0.82C강 및 0.95C강의 화학성분은 각각 Fe-0.82C-0.58Mn-0.17Si-0.003S-0.001P(이후 중량 %)와 Fe-0.95C-0.62Mn-0.20Si-0.003S-0.001P이다. Fig. 1에 나타낸 바와 같이 등온변태 후 두 강종은 완전 펄라이트 조직을 나타내었으며, 0.95C강의 경우 낮은 등온변태온도와 높은 탄소 함량에 의해 층상간격이 0.82C강에 비해 미세하였다. Table 1에 각 강종 등온변태재의 미세조직 특성을 나타내었다. 오스테나이트 결정립 크기(austenite grain size, AGS), 펄라이트 nodule 크기, 펄라이트 층상간격(lamellar spacing)은 각각 광학현미경, 주사전자현미경에서 얻어진 후방산란회절 패턴, 투과전자현미경을 이용하여 측정하였다.

등온변태 관재로부터 게이지 길이 25.4mm, 직경 6mm의 원통형 인장 시편을 가공한 후 200°C, 225°C, 250°C에서 일정 하중 인장 실험을 행하여, 변형량(ϵ)-시간(t) 및 변형속도($\dot{\epsilon}$)-응력(σ) 관계를 구하였다. 열역학적 계산에 따르면 본 강종들의 T_m은 약 1470°C(1743°K)로서, 위의 세 실험온도는 각각

Table 1 Microstructural characteristics of isothermally transformed steels (AGS and nodule size in μm , lamellar spacing in nm)

Steel	AGS ,	nodule size	lamellar spacing	cementite fraction
0.82C	~130	~18	~220	~0.14
0.95C	~150	~20	~135	~0.19

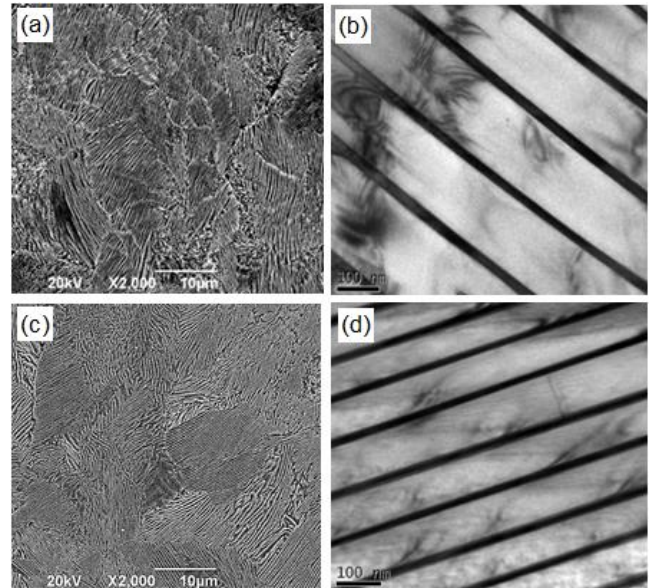


Fig. 1 SEM and TEM micrographs of 0.82C steel and 0.95C steel, (a), (b) 0.82C steel, (c), (d) 0.95C steel

0.271 T/T_m, 0.285 T/T_m, 0.30 T/T_m에 해당한다. 인장 실험 시 단일 하중 실험(single load test) 외에 주어진 하중에서 변형속도가 정상상태(steady-state) 혹은 최소에 도달하였을 경우 하중을 증가시키는 하중 변화 실험(load change test)을 함께 병행하였다. Fig. 2-a) 와 2-b)에 0.95C강의 단일 하중 실험과 하중 변화 실험에서 얻어진 ϵ - t 선도를 나타내었다. 하중 변화 실험의 경우 Fig. 2-c)에 보인 바와 같이 직진 하중에서 변형속도가 정상상태(steady-state) 혹은 최소에 도달하였을 경우 하중을 증가시켰다(Fig. 2-c)는 Fig. 2-b)로부터 얻어진 변형속도($\dot{\epsilon}$)- 변형량(ϵ) 선도이다.). 단일 하중 및 하중 변화 실험에서 변형속도($\dot{\epsilon}$)는 ϵ - t 선도의 기울기가 최소인 값을 취하였다. 위 실험으로부터 얻어진 $\dot{\epsilon}$ - σ 관계를 격자마찰 제어 소성변형(lattice friction controlled plasticity)모델과 방해물 제어 소성변형(obstacle controlled plasticity)모델에[7,8] 적용하여 소성변형 율속기구를 분석하였다.

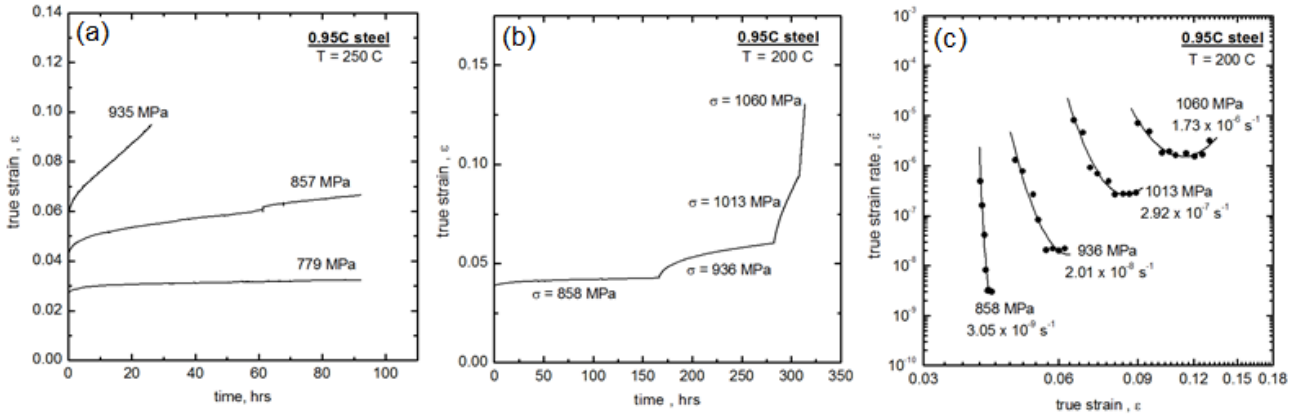


Fig. 2 (a) True strain - time curves for a single load test, (b) True strain - time curves for the load change test, (c), True strain rate - true strain curves for 0.95C steel at 200 °C

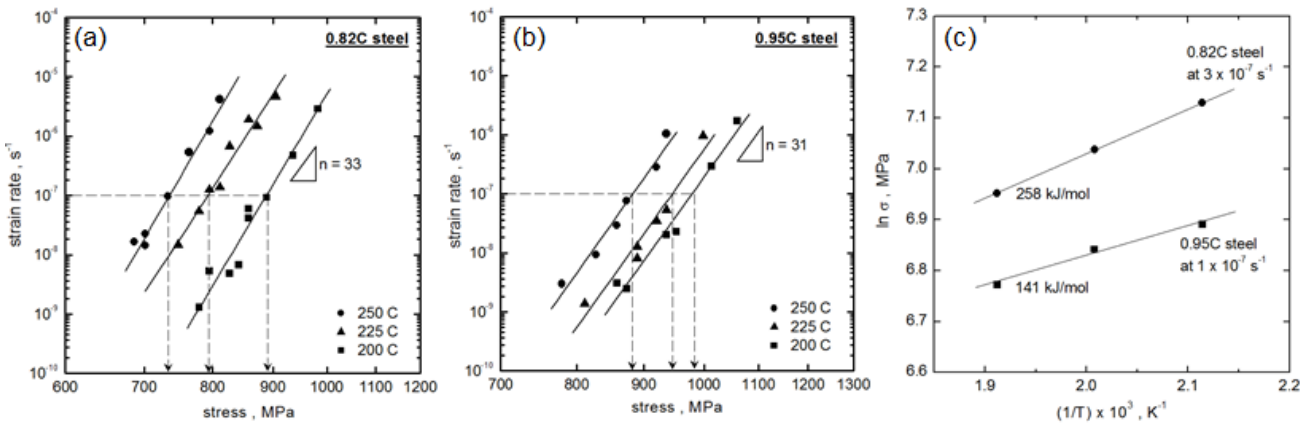


Fig 3 (a), (b) Plots of strain rate - stress in a double logarithmic scale for 0.82C steel and 0.95C steel, respectively, (c) Plot of $\ln \sigma - (1/T)$ in a semi- logarithmic scale for calculation of the apparent activation energy

3. 결과 및 고찰

3.1 겉보기(apparent) 소성변형 거동

Fig. 3-a)과 3-b)에 0.82C 강과 0.95C 강의 변형속도 ($\dot{\epsilon}$)-응력(σ)의 관계를 log - log 그래프에 도시하였다. 모든 온도에서 두 강종의 $\dot{\epsilon}$ - σ 관계는 log-log 그래프 상에서 직선 관계를 보이며, 동일 변형속도를 나타내는 응력값은 온도 감소에 따라 증가하므로 이들 강종의 겉보기 소성변형 거동은 전술한 power law($\dot{\epsilon} \propto \sigma^n \exp(-Q/RT)$, Q : 겉보기 활성화 에너지, R : gas 상수, T : 온도(°K)로 나타낼 수 있다. 두 강종의 응력지수 n 은 31~33 정도로 Giginyak 등이[4] 보고한 550°C에서의 ~29와 유사하다. 그러나, Fig. 3-a)과 3-b)의 점선으로 표시한 바와 같이 동일한 변형속도를 나타내는 응력값은 0.95C 강의 경우 약 880~980MPa 로 0.82C 강의 720~890MPa 에 비해 높으

며, 이는 0.95C 의 보다 미세한 층상간격과 높은 세멘타이트 분율에 기인한다. 소성변형 거동이 power law 를 만족할 경우 겉보기 활성화 에너지(apparent activation energy)는 일정 변형속도에서 $Q = nR[\partial \ln \sigma / \partial (1/T)]$ 이므로 Fig. 3-c)와 같은 $\ln \sigma - (1/T)$ 그래프의 기울기로부터 구할 수 있다. 0.82C 강과 0.95C 강의 겉보기 활성화 에너지는 각각 208kJ/mol 과 141kJ/mol 로 계산되어졌다. 이와 같은 겉보기 소성 변형거동은 기존에 알려진 power law 를 만족하는 소성변형 기구 및 해당 율속 기구와 큰 차이를 보인다. 즉, 표 2에 보인 바와 같이 power law 를 만족하는 소성변형 기구의 응력지수는 1~7 의 값을 가지며, 이들의 율속 기구는 모두 확산으로서 소성변형에 요구되는 활성화 에너지는 이들 확산에 요구되는 활성화 에너지와 동일하다. 페라이트의 격자확산 활성화 에너지는 ~240kJ/mol[9], 입계확산 및 전위핵

Table 2 Plastic deformation mechanisms rate-controlled by various diffusion path with the corresponding stress exponent (n) and activation energy (Q)

Deformation mechanisms	Rate-controlling mechanisms	n	Q
diffusional creep (Nabarro-Herring)	lattice diffusion	1	Q for the corresponding rate-controlling mechanisms
diffusional creep (Coble)	grain boundary diffusion	1	
grain boundary sliding (superplasticity)	grain boundary diffusion	2	
dislocation viscous glide	lattice diffusion of solute atoms	3	
dislocation climb (high temperature)	lattice diffusion	5	
dislocation climb (low temperature)	dislocation core diffusion	7	

확산 활성화 에너지는 격자확산 활성화 에너지의 약 2/3인 160~170kJ/mol[10]이다. 또한 페라이트 내 C 확산 활성화 에너지는 ~84kJ/mol이다[9,10]. 이와 같은 여러 경로의 확산에 요구되는 활성화 에너지는 두 강종에서 측정된 활성화 에너지와 큰 차이를 나타내므로 이들 강종의 0.2~0.3 T/T_m 온도에서의 소성변형기구 및 이의 율속기구를 power law와 확산으로 설명할 수 없다. 이는 확산이 일반적으로 0.5 T/T_m 이상의 고온 영역에서의 활성화되는 현상이기 때문이다.

3.2 저 T/T_m 온도 소성변형 율속기구

저 T/T_m 온도 영역에서의 소성 변형은 열적 활성화에 의한 전위 활주에 의해 일어나며, 이에 대한 일반적 구성방정식은 다음과 같다[7, 8].

$$\dot{\gamma} = \alpha\beta v \left(\frac{\tau}{G}\right)^2 \exp\left(-\frac{\Delta F}{kT} \left\{1 - \left(\frac{\tau}{\tau_p}\right)^p\right\}^q\right) \quad (1)$$

위 식에서 $\dot{\gamma}$ 는 전단변형속도, v 는 진동수, τ 는 외부 전단응력, G 는 전단강성율, ΔF 는 외부 응력 도움 없이 전위가 방해물을 극복하기 위해 필요한 열적 활성화에너지, τ_p 는 0°K에서의 유동 응력, α 는 1에 가까운 상수, β 는 무단위 상수, k 는 Boltzmann 상수, T 는 절대온도, p 와 q 는 전위 방해물 강도와 분포에 의존하는 상수이다. 전위 활주의 율속을 지배하는

격자마찰 제어:

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_p \left(\frac{\tau}{G}\right)^2 \exp\left(-\frac{\Delta F}{kT} \left\{1 - \left(\frac{\tau}{\tau_p}\right)^{3/4}\right\}^{4/3}\right) \quad (2)$$

방해물 제어:

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_p \left(\frac{\tau}{G}\right)^2 \exp\left(-\frac{\Delta F}{kT} \left\{1 - \left(\frac{\tau}{\tau_p}\right)\right\}\right) \quad (3)$$

인자는 격자 마찰과 석출물, 전위숲 등 다양한 형태의 방해물이다. 격자 마찰 제어 소성변형(lattice friction controlled plasticity, 따라서 두 강종의 저 T/T_m 영역에서의 소성변형 율속기구를 규명하기 위해 본 실험 결과를 위 두 식에 적용하였다. 분석을 위하여 강한 상(hard phase)인 세멘타이트는 본 실험 조건에서 소성 변형을 하지 않고 연한 상(soft phase)인 페라이트만 소성변형을 하는 것으로 가정하였다. 또한 전단 강성율(G)의 경우 페라이트를 순철(pure iron)로 가정하여 순철의 전단강성율을 나타내는 식 (4)를 사용하였으며[7, 8], 인장 응력과 변형속도는 식 (5)를 이용하여 전단 응력과 변형속도로 변환하였다.

$$G = G_0 \left[1 - \left(\frac{T-300}{T_m}\right) \left(\frac{T_m}{G_0}\right) \left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)\right] \quad (4)$$

$$\tau = \sigma/2, \quad \dot{\gamma} = (2/\sqrt{3})\dot{\epsilon} \quad (5)$$

식 (4)의 G_0 는 순철의 300°K 전단강성율(6.4×10^4 MPa), $(T_m/G_0)(\partial G/\partial T) = -0.81$, $T_m = 1743^\circ\text{K}$ 이다.

3.2.1 격자마찰 제어 소성변형

격자마찰 제어 소성변형 구성방정식 식 (2)를 재정리하면 다음과 같다.

$$\left[-\ln\left(\frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_p}\right) \left(\frac{G}{\tau}\right)^2\right]^{3/4} = \left(\frac{\Delta F}{kT}\right)^{3/4} \left[1 - \left(\frac{\tau}{\tau_p}\right)^{3/4}\right] \quad (6)$$

식 (6)의 타당성은 식 (6)의 좌변을 $\tau^{3/4}$ 의 함수로 도시할 경우, 직선 관계(linearity)와 이로부터 얻어지는 활성화에너지 ΔF 와 τ_p 값으로부터 판단할 수 있다[11]. 이 때 ΔF 와 τ_p 은 각각 직선의 절편 $(\Delta F/kT)^{3/4}$ 와 기울기 $\{-(\Delta F/kT)^{3/4} (1/\tau_p)^{3/4}\}$ 로부터 구

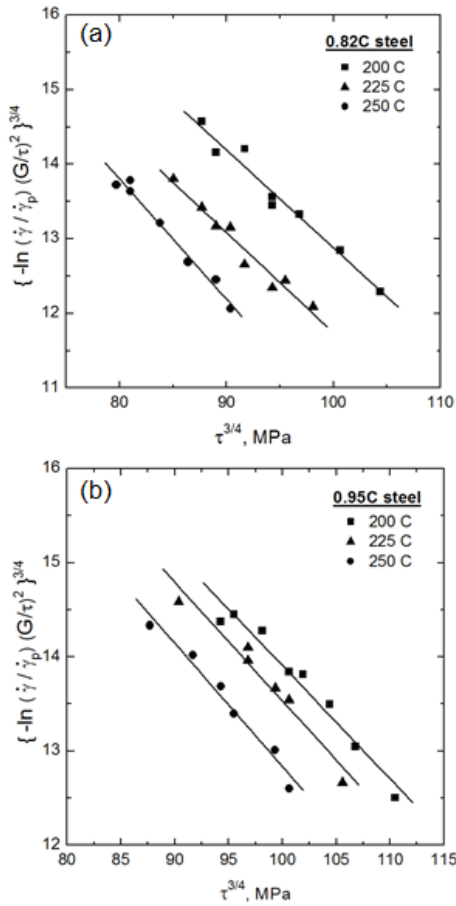


Fig. 4 Plot of $[-\ln(\dot{\gamma}/\dot{\gamma}_p)(G/\tau)^2]^{3/4}$ vs $\tau^{3/4}$ based on Eq. 6 (lattice friction controlled plasticity) for (a) 0.82C steel and (b) 0.95C steel

할 수 있다. Fig. 4-a) 와 4-b)에 0.82C 강과 0.95C 강에 대한 식 (6)의 관계를 도시하였다(순철의 격자마찰 제어 소성변형의 경우 $\dot{\gamma}_p$ 는 10^{11} s^{-1} 이다[7, 8]). 두 강종 모두 직선 관계를 나타내었으며, ΔF 와 τ_p 는 강종 및 온도에 관계없이 각각 $0.55\sim 0.65 Gb^3$, $(1.6\sim 1.9) \times 10^{-2} Go$ 의 값을 갖는 것으로 계산되었다(b 는 페라이트의 Burgers vector ($2.48 \times 10^{-10} \text{ m}$)이다). 페라이트와 유사한 순철(pure iron)의 격자마찰 제어 소성변형의 경우 ΔF 는 $\sim 0.1 Gb^3$, τ_p 는 $\sim 1.0 \times 10^{-2} Go$ 로 알려져 있다[7, 8]. 비록 식 (6)에 따른 Fig. 4가 직선 관계를 나타내더라도 두 강종의 ΔF 가 순철에 비해 매우 높다. 또한 0.95C 강은 0.82C 강에 비해 세멘타이트 분율이 높음에도 불구하고 유사한 τ_p (0 K 유동 응력)를 나타내어, 세멘타이트 분율 효과를 설명할 수 없다. 따라서 격자마찰 제어 기구는 두 강종의 저 T/T_m 온도 영역의 소성변형 율속기구

로서 부적합하다.

3.2.2 방해물 제어 소성변형

방해물 제어 소성변형 구성방정식 식 (3)를 재정리 하면 다음과 같다.

$$\left[\ln\left(\frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_p}\right)\left(\frac{G}{\tau}\right)^2 \right] = -\left(\frac{\Delta F}{kT}\right)\left[1 - \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)\right] \quad (7)$$

격자마찰 제어의 경우와 유사하게 식 (7)의 좌변을 τ 의 함수로 도시하여 방해물 제어 소성변형 타당성을 알아보았다(순철의 방해물 제어 소성변형의 경우 $\dot{\gamma}_p = 10^6 \text{ s}^{-1}$ 이다[7, 8]). Fig. 5-a)와 5-b)에 보인 바와 같이 두 강종 모두 직선 관계를 나타내었으며, 이들 직선의 기울기 $-(\Delta F/kT)$ 로부터 산출된 ΔF 는 강종 및 온도에 관계없이 $0.45\sim 0.52 Gb^3$ 값을 갖는 것으로 계산되었다.

순철(pure iron)의 소성변형이 방해물에 의해 율속될 경우 전위숲(dislocation forest)과 같은 중간 정도 강도의 방해물 극복에 요구되는 ΔF 는 격자 마찰 제어 $\Delta F(\sim 0.1 Gb^3)$ 보다 높은 $\sim 0.5 Gb^3$ 이며[7, 8, 11], 이는 본 결과와 잘 일치한다. Fig. 6에 0.95C강의 200°C, 1060MPa 조건에서 변형된 시편의 변형미세조직을 나타내었다. 페라이트/세멘타이트 계면 부근에 심한 contrast contour가 관찰되었으며(Fig. 6-a), 이는 두 상의 소성 불일치(plastic incompatibility)에 의해 계면에서 전위가 발생함을 의미한다. 또한 세멘타이트 형상은 변형 전후 거의 동일하여, 앞서 언급한 본 실험 조건 하에서 세멘타이트는 소성변형이 일어나지 않는다는 가정이 타당함을 알 수 있다. 페라이트에서는 높은 밀도의 전위가 엉켜 있으며(Fig. 6-b, 6-c), 일부에서는 이들 엉킨 전위가 network를 구성하고 있음이 관찰되었다(Fig. 6-c 점선 원 부분). 따라서 계산된 ΔF 값($\sim 0.5 Gb^3$)과 관찰된 변형미세조직으로부터 두 강종의 저 T/T_m 온도에서 소성변형은 페라이트에서 전위 활주 시 주요 방해물인 전위숲 극복 과정에 의해 율속됨을 알 수 있다.

한편 절편 $(\Delta F/kT)(1/\tau_0)$ 로부터 산출된 τ_p 는 강종 및 온도에 관계없이 $(1.2\sim 1.4) \times 10^{-2} Go$ 의 값을 갖는 것으로 계산되었다. 이는 순철의 방해물 제어 소성변형의 경우 τ_p ($\sim 1.0 \times 10^{-3} Go$)에 비해 한 차수 정도 높다[7, 8]. 이와 같은 페라이트강에서의 순철 대비 높은 τ_p 는 강한 상인 세멘타이트의 하중 지지(load

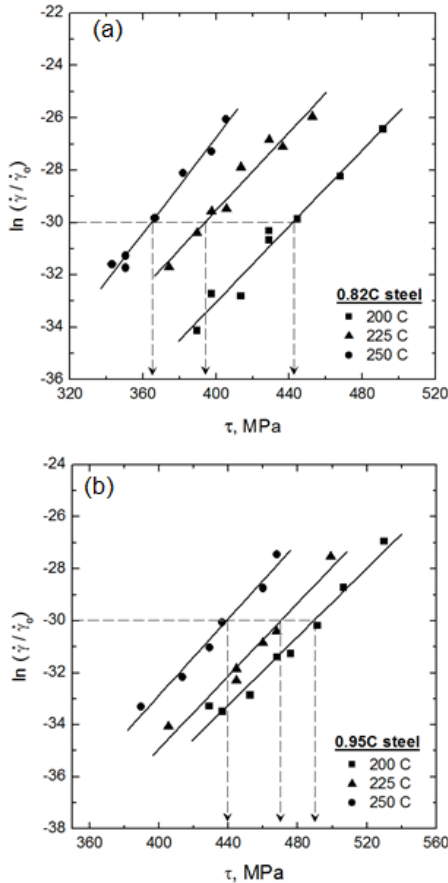


Fig. 5 Plot of $[\ln(\dot{\gamma}/\dot{\gamma}_0)(G/\tau)^2]$ vs τ based on Eq. 9b (obstacle controlled plasticity) for (a) 0.82C steel and (b) 0.95C steel

bearing) 효과에 기인한다. 세멘타이트의 하중 지지 효과는 Fig. 5-a) 와 5-b)의 점선으로 나타낸 것과 같이 동일 변형 속도를 나타내는 하중 비교에서도 입증 된다. 즉, 동일 변형 속도를 나타내는 하중은 0.95C강의 경우 약 440~500MPa로서 0.82C강의 370~450MPa에 비해 높으며, 이는 0.95C강의 높은 세멘타이트 분율에 기인한다. 이와 같이 방해물 제어 모델을 적용함으로써, 펄라이트강의 저 T/T_m 온도 영역에서 소성변형의 율속기구는 전위활주의 주 방해물인 전위숲 극복 과정임을 알 수 있으며, 세멘타이트의 하중 지지 효과를 확인할 수 있었다.

4. 결론

저 T/T_m 온도 영역에서 공석 및 과공석 조성의 펄라이트강의 시간의존성 소성변형 율속기구를 규명하기 위해 0.25 ~ 0.3 T/T_m 온도 영역에서 일정 하중

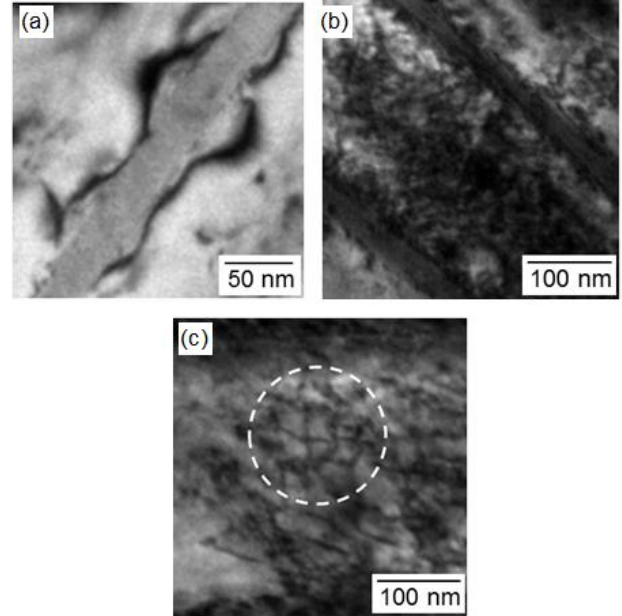


Fig. 6 TEM micrographs of the deformed 0.95C steel at 200°C under 1060MPa, (a) contrast contour at the ferrite/cementite interface, (b) tangled dislocations and (c) dislocation network formed in the ferrite

인장실험을 행하였으며, 이로부터 얻어진 변형속도 - 응력 관계를 power law, 격자 마찰 제어 소성변형, 방해물 제어 소성변형에 적용하여 분석하였다.

(1) 두 강종의 길보기 소성 변형 거동은 power law로 표현 할 수 있으나, 높은 응력 지수 및 기존 율속 기구와 불일치하는 활성화 에너지 값에 의해 power law로서 율속기구를 설명할 수 없다.

(2) 격자 마찰 제어 모델로부터 얻어진 두 강종의 활성화에너지는 순철에 비해 높으며, 또한 격자 마찰 제어 모델로는 세멘타이트 효과를 설명할 수 없어 격자 마찰 제어 모델은 저 T/T_m 온도 영역에서의 펄라이트강 소성변형 율속기구로서는 부적합하다.

(3) 방해물 마찰 제어 모델로부터 얻어진 두 강종의 활성화에너지는 변형미세조직에서 관찰된 전위숲 극복을 위한 활성화에너지와 잘 일치하였다. 또한 이 모델로부터 산출된 0°K 율동 응력(τ_p)는 세멘타이트 효과를 잘 반영한다. 따라서 펄라이트강의 저 T/T_m 온도 영역에서 소성변형은 펄라이트 내 전위활주의 주 방해물인 전위숲 극복 과정에 의해 율속되며, 이는 식 (3)과 (7)의 방해물 제어 소성 변형 모델로 잘 설명된다.

REFERENCES

- [1] G. Chen, X. Wang, J. Wang, J. Liu, T. Zhang, W. Tang, 2012, Damage Investigation of the Aged Aluminum Cable Steel Reinforced(ACSR) Conductors in a High-voltage Transmission Line, Eng. Fail. Anal., Vol.19, pp. 13~21.
- [2] H. W. Adams, 1974, Steel Supported Aluminum Conductors(SSAC) for Overhead Transmission Lines, IEEE Trans. Power Appa. Syst., Vol. 5, pp. 1700~1705.
- [3] C. R. Tamm, 2003, Application Dynamics of High Temperature Conductors in Full Tension Splices and Deadends, Proc. Transmission and Distribution Conf. and Expo, IEEE-PES, IEEE, Vol. 3, pp. 865~869.
- [4] F. F. Giginyak, T. N. Mozharovskaya, B. T. Timofeev, V. P. Ulin, 1985, Relationship Between the Steady-State Creep Strain Rate and Time to Fracture of Pearlitic and Austenitic Steels, Strength Mater., Vol. 17, No. 6, pp. 744~749.
- [5] F. Hou, H. Xu, Y. Wang, L. Zhang, 2013, Determination of Creep Property of 1.25Cr0.5Mo Pearlitic Steels by Small Punch Test, Eng. Fail. Anal., Vol. 28, pp. 215~221.
- [6] I. Ochiai, S. Nishida, H. Ohba, A. Kawana, 1993, Application of Hypereutectoid Steel for Development of High Strength Steel Wire, Tetsu to Hagane, Vol. 79, No. 9, pp. 1101~1107 .
- [7] U. F. Kocks, A. S. Argon, M. F. Ashby, 1975, Thermodynamics and Kinetics of Slip, Prog. Mater. Sci., Vol.19, pp. 1~278.
- [8] H. J. Frost, M. F. Ashby, 1982, Deformation Mechanism Maps, Pergamon Press, Oxford, Chap. 2.
- [9] T. Gladman, 1997, The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, The Institute of Materials, Cambridge, p. 206.
- [10] P. G. Shewmon, 1983, Diffusion in Solids, J. Williams Book Co., Jenks, United States, p. 171.
- [11] H. D. Chandler, 1985, Transient Creep in Mild Steel and Copper at Room Temperature, Acta Metall., Vol.33, No. 5, pp. 835~840.