

## 미세조직기반 구성모델을 이용한 고크롬강의 크리프 거동 해석

윤승채\* · 서민홍\* · 백경호\* · 김성호\*\* · 류우석\*\* · 김형섭\*\*

(2003년 11월 18일 접수)

### Creep Behavior Analysis of High Cr Steel Using the Constitutive Model Based on Microstructure

S. C. Yoon, M. H. Seo, K. H. Baik, S. H. Kim, W. S. Ryu and H. S. Kim

#### Abstract

In order to theoretically analyze the creep behavior of high Cr steel at 600 °C, a unified elasto-viscoplastic constitutive model based on the consideration of dislocation density is proposed. A combination of a kinetic equation describing the mechanical response of a material at a given microstructure in terms of dislocation glide and evolution equations for internal variables characterizing the microstructure provides the constitutive equations of the model. Microstructural features of the material such as the grain size and spacing between second phase particles are directly implemented in the constitutive equations. The internal variables are associated with the total dislocation density in a simple model. The model has a modular structure and can be adjusted to describe a creep behavior using the material parameters obtained from uniaxial tensile tests.

**Key Words** : High Cr Steel, Creep Behaviour, Constitutive Equation, Dislocation Density Model, Microstructural Feature

#### 1. 서 론

액체금속로<sup>(1)</sup>의 노심 환경을 보면, 기존의 경수로와 중수로는 냉각재로 경수와 중수를 사용하는 데 반해, 액체금속로는 냉각재로 액체 금속 소듐을 사용하고 있으며, 기존의 원자로에 비해 고속 중성자 조사 분위기이며, 노심 온도도 경수로의 320 °C에 비해 훨씬 높은 550 °C 정도이다. 이에 따라 노심 재료는 냉각재인 액체 소듐에서의 내부식성과 고온에서 중성자 조사 시에 나타나는 크리프 저항성, 그리고 중성자 조사에 의한 기공부풀림 (void swelling) 저항성이 요구되고 있다. 현

재 액체금속로의 노심 재료로 사용되고 있는 재료는 크게 오스테나이트 스테인레스강과 페라이트/마르텐사이트 스테인레스강 두 가지로 분류할 수 있다. 두 재료가 각각 장단점을 가지고 있는데, 크리 오스테나이트 스테인레스강은 고온에서의 크리프 강도가 우수한 반면 기공 부풀림이 발생하고, 페라이트/마르텐사이트 스테인레스강은 기공 부풀림이 거의 일어나지 않지만 고온 크리프 강도가 낮다. 따라서, 오스테나이트 스테인레스강에서는 고온에서 중성자 조사에 의한 기공부풀림 (swelling) 저항성을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있으며, 페라이트/마르텐사이트 스테인레스

\* 충남대학교 금속공학과

\*\* 한국원자력연구소

# 교신저자 (hskim@cnu.ac.kr)

강에서는 고온 크리프 특성을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있다.<sup>(2-5)</sup>

액체금속로 노심재료로 개발된 여러 합금 중 12Cr-1MoVW합금인 HT9강은 높은 중성자 조사량에서도 매우 우수한 기공 부풀림 저항성을 갖는 대표적인 페라이트/ 마르텐사이트 스테인레스강으로 현재까지 많이 활용되고 있다. 그러나 이 재료는 사용온도가 500 °C 이상 되면 고온 기계적 특성이 크게 악화되는 사용상의 한계를 가지고 있다.<sup>(4-5)</sup> HT9강이 안정적으로 사용될 수 있기 위해서는 보다 정확한 기계적 거동, 특히 미세조직과 관련된 크리프 거동에 대한 이해가 필요하다.

한편, 지난 이십여 년 동안 금속의 소성변형 해석을 위한 구성모델에 금속 조직학적인 요인을 고려하고자 하는 새로운 시도가 계속되어 왔고, 그 중 전위밀도를 내부변수로 하는 Estrin 모델<sup>(6)</sup>이 유용하게 사용되고 있다. 여러 가지 다양한 물리적 현상을 반영하여야 하는 구성방정식은 재료의 기계적 거동을 잘 기술해야 할 뿐 아니라, 간단한 형태와 재료에 따라 조절해 주어야 하는 매개변수들의 수가 적은 것이 필요하다. 이러한 매개변수와 금속 조직학적인 특성들은 밀접하고 명확한 관계가 존재하므로, 이들 금속 조직학적인 요인들(결정립도, 입자간 간격, 용질 농도 등)의 효과를 정량적으로 평가하는 것이 가능해진다.

이 논문에서는 고크롬강에 대해 전위밀도에 기초한 Estrin 모델을 적용하여 미세조직을 고려한 재료의 변형거동, 특히 일축변형결과를 이용하여 크리프를 해석한 결과를 고찰하고자 한다. 이러한 미세조직을 고려한 구성모델에 의한 해석은 재료 조직과 변형기구에 대한 고려가 포함되므로, 궁극적으로는 시험시간이 적게 소요되고 시험이 쉬운 일반적인 인자시험을 통하여 장기간의 크리프 거동을 예측하고자 하는 목표를 가지고 있다.

## 2. 미세조직을 고려한 구성모델

초기의 Kocks가 제안한 구성식<sup>(7)</sup>에 기초하면, 소성변형률속도  $\dot{\epsilon}$  와 응력  $\sigma$  은 다음 식 (1)과 같은 멱급수의 관계가 있다.

여기서  $\hat{\sigma}$  는 재료의 미세조직에 관련된 응력의 정규화양이고,  $\epsilon_0$  는 재료상수이다. 지수  $m$  은 절대온도  $T$  에 반비례한다.  $\hat{\sigma}$  는 속도에 의존하는 전위미끄럼저항에 해당하며, 한계값인 절대온도  $0 K$  에서의 값을 기계적 한계응력(mechanical threshold

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left( \frac{\sigma}{\hat{\sigma}} \right)^m \quad (1)$$

stress, MTS)<sup>(7)</sup>이라고 한다.  $\dot{\epsilon}$  과  $\sigma/\hat{\sigma}$  사이의 관계로서 아레니우스식을 사용하였다.

미세조직에 관계된 양  $\hat{\sigma}$  는 다음과 같이 표시된다.

$$\hat{\sigma} = \hat{\sigma}_0 + M\alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (2)$$

위에서  $G$ 는 전단계수,  $b$ 는 전위 버거스벡터,  $M$ 은 평균 테일러상수,  $\rho$ 는 전체전위밀도,  $\alpha$ 는 상수이다. 전위 미끄러짐의 저항으로 작용하고 전위에 관계되지 않는 강화효과 (2차 입자상에서의 Orowan 응력, 체심입방정 재료에서의 Peierls 응력 등) 들은 추가항  $\hat{\sigma}_0$  에 포함되어 있다. 추가항  $\hat{\sigma}_0$  은 재료의 고유특성이다.

식 (2)의 우변의 둘째 항은 변형이 진행되어 변형률  $\epsilon$  에 따라 전위밀도  $\rho$  의 발달정도에 의하여 달라진다. 전위밀도  $\rho$  의 진화방정식은 다음과 같다.

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = M \left( \frac{1}{bL} - k_2\rho \right) \quad (3)$$

위에서,  $L$ 은 이동하는 전위의 평균자유 이동거리 (mean free path)를 나타내며, 전위 미끄럼면에서 국부적인 장애물에서 움직이지 못하게 되는 평균 이동거리이다. 계수  $k_2$  는 두 개의 전위-전위 상호 소멸공정에 의해서 회복이 발생하는 속도를 결정한다. 식 (3)에서 좌변의 미분은 시간이 아닌 변형률에 대한 것임에 주목해야 한다. 전위의 소멸기구는 나선전위의 교차슬립이나 칼날전위의 상승에 의하여 일어나므로, 계수  $k_2$  는 변형률속도와 온도에 의존한다.<sup>(6-9)</sup> 여러 가지 종류의 국부적인 전위 미끄럼 장애물들이 동시에 작동하면 각각의 밀도를 합산하여 고려할 수 있다. 이것은 다음 식 (4)와 같이 평균 자유이동거리  $L$ 의 역수를 합산하는 것과도 동일하다.

$$1/L = \sum_i 1/L_i \quad (4)$$

특별한 조직학적인 장애물이 없는 결정립 내에서는 전위이동의 장애물은 다른 전위밖에 없다. 이 경우 전위의 평균자유이동거리  $L$ 는 평균전위간격  $1/\sqrt{\rho}$ 로 주어지고, 이는 평균 전위셀 크기에 비례한다. 전위축적항  $1/(bL)$ 은  $k_1\sqrt{\rho}$ 로 표현될 수 있다. ( $k_1$ 은 상수) 전위미끄럼저항에 대한 다른 기구가 작용하지 않는다면, 식 (1)~(3)은 일정한 변형률속도 조건에서의 응력과 변형률 관계를 나타내는 Voce-type 식에 해당한다.

이 구성모델식은 직접적으로는 MTS  $\hat{\sigma}$ 를 통하여, 간접적으로는 식 (3)과 (4)에서 결정되는 MTS  $\hat{\sigma}$ 의 변화를 통하여 미세조직적인 특성을 고려할 수 있는 것이 가능하다. 특별히, 평균자유이동거리를 감소시키고 (1/L항) 회복을 감소시키면 ( $k_2$ 항), 강화효과를 얻을 수 있다. 예를 들면, 고용강화는 다음의 두 가지의 강화효과를 얻을 수 있다. (i) 정적인 용질의 경우  $\hat{\sigma}$ 는 일반적으로 용질농도의 1/2승에 비례하여 증가하고 (ii) 용질원자들은 적층결함 에너지를 변화시켜  $k_2$  즉 회복항을 다르게 한다. 이 효과들은 이동하는 용질의 경우에는 더욱 복잡하게 되어, 동적 변형시효에서는  $\hat{\sigma}$ 가 음(-)의 변형률속도민감도를 가지게 된다.

초기의 Kocks 모델을 기초로 하여 금속에서 결정립도 및 미세조직이 변화할 때에도 변형거동을 기술할 수 있는 통합형점소성 구성모델이 수정되었다.<sup>(6-7)</sup> 이 모델을 사용하면 결정립도, 강화입자, 용질효과 등의 많은 미세조직학적인 요인의 효과를 고려한 재료 소성변형 거동의 해석이 가능하다. 고전적인 소성이론은 변형속도에 무관하므로, 변형의 시간의존성은 현상학적으로 개발된 크리프 모델을 통하여 고전적인 해석이론에 도입되었다. 따라서 소성과 크리프는 고전이론에서는 상호 독립적이다. 점소성 구성방정식은 소성과 크리프의 이러한 구별을 제거하기 위하여 시도되었다. 즉, 통합형점소성 이론은 일반적으로 탄성과 비탄성 변형이 모든 하중단계에서 존재한다. 따라서 항복조건이 필요 없게 된다. 실제적인 관점에서 보면, 점소성 이론에서는 소성과 크리프, 하중과 제하의 구분이 필요 없게 되므로 해석과정이 대단히 간단해진다.

이 연구에서 사용된 재료 거동을 기술하는 점소성 구성모델은 다음과 같다. 즉, 총변형률속도는 탄성 성분과 비탄성 성분으로 분리할 수 있다. 탄성 성분은 후크의 법칙의 시간 미분으로 주어지고, 비탄성 성분에는 Prandtl-Reuss 유동법칙을 적

용할 수 있다. 한 개의 내부변수로 표시되는 통합형구성 모델에서 유효 소성변형률속도  $\dot{\epsilon}_p$ 는 유효응력  $\sigma$ 과 식 (5)의 멱함수 관계가 있다.

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_* \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m Z^{-\frac{m}{2}} \quad (5)$$

$Z$ 는 초기값으로 정규화된 무차원 전위밀도이다.  $\sigma_0$ 는 초기 전위밀도와 관계가 있다. 지수  $m$ 은 체심입방정 금속에서는 응력에 무관한 수이고, 절대온도  $T$ 에 반비례한다. 매개변수  $\dot{\epsilon}_*$ 는 변형률속도의 단위를 갖는 정규화 상수이다. 무차원의 전위밀도  $Z$ 의 유효소성변형률  $\dot{\epsilon}$ 에 따른 변화는 식 (3)을 수정하여 다음 식 (6)으로 표현된다.

$$\frac{dZ}{d\epsilon_p} = C + C_1\sqrt{Z} - C_2Z \quad (6)$$

$$C_2 = C_{20} \left( \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{-\frac{1}{n}} \quad (7)$$

면심입방정 금속의 매개변수  $C, C_1, C_{20}, \sigma_0, \dot{\epsilon}_*, \dot{\epsilon}_p$ 는 상수로 간주될 수 있다. 지수  $m$ 과  $n$ 은 절대온도  $T$ 의 함수이다. 식 (6)의 우변에서 처음 두 항은 강화항이고  $-C_2Z$ 은 (-) 부호에서 볼 수 있듯이 회복항이다. 매개변수  $C$ 가 결정립도에 반비례함이 매우 중요한 사항이다. Prandtl-Reuss 식에 의하여 소성변형률 텐서  $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 의 각 성분들은 편차응력 텐서  $s_{ij}$ 의 성분들로 다음 식 (8)과 같이 표시될 수 있다.

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2} \left( \frac{\dot{\epsilon}^p}{\sigma} \right) s_{ij} \quad (8)$$

### 3. 고크롬강에 대한 변형거동 해석

전위밀도에 기초한 점소성 구성모델을 고크롬강의 고온변형 거동에 대하여 적용하였다. 본 모

델에서 전위의 증식항인  $C = M \frac{b}{d} (M\alpha G / \sigma_0)^2$ 로서 전

위의 평균 자유이동 거리  $d$ 에 의하여 전위가 증식되는 정도를 기술할 수 있다.

조대한 재료의 경우는 보통  $C=0$ 으로 간주할 수 있으나, 미세한 재료, 입자강화재료, 본 연구의 대상과 같이 마르텐사이트 재료에서는 입자간 간격이나 마르텐사이트 래스간격 (lath spacing)으로 보는 것이 타당하다. 진화전략을 통하여 얻은 매개변수들을 이용하여 인장, 압축, 반복하중, 크립 등에 대하여 해석을 수행한다. 또한 미세조직 향이 포함되어 있는 변수  $C$ 를 변화시켜 마르텐사이트 래스간격의 효과를 고찰하였다.

또한 본 구성모델은 매우 심한 비선형 모델이므로 인장실험 결과를 이용하여 매개변수를 구하는 것이 쉬운 일이 아니다. 즉, 일반적인 회귀분석이나 최소자승법을 이용하면 국부적인 최대나 최소값의 해를 구하기 때문에 초기 가정치에 매우 민감하고, 본 상황에 맞는 실제 해를 구하지 못하게 될 가능성이 크다. 따라서, 본 연구에서는 재료상수인 매개변수  $C, C_1, C_{20}, \sigma_0, \dot{\epsilon}^*, \dot{\epsilon}_p, m, n$ 를 변수평가기술에 기초한 '진화전략(Evolution Strategy)'을 이용하여 실험으로부터 구하는 방법<sup>(10)</sup>을 택하였다. 사용한 진화전략은 생명공학에서 많이 사용되는 유전 알고리즘의 일종으로서, Rechenberg와 Schwefel에 의하여 1960 년대에 개발된 자연계의 진화현상에 기반한 계산 모델이고, 주 연산자로는 돌연변이를 사용하고 가끔 교배를 사용하기도 한다. 초기의 진화전략에는 하나의 개체  $(x, \sigma)$  -한쌍의 실수벡터- 로부터 집단의 탐색을 행하였다. 그 후 진화전략은 복수개체의 집단에 의한 탐색수법(교배, 조합 등)으로서 여러 가지 형태로 발전되어 왔다. 국소해가 많은 최적화 문제의 해를 구하는 것을 목적으로, 다양한 최적화 문제에 응용되며, 또한 최근에는 실수치 이외의 문제에도 많이 적용되고 있다.

진화전략의 기본적인 단계는 i) 부모로부터 교배를 통하여 자식을 생성시키고, ii) 적합도를 평가한 후, iii) 평가/선택의 과정을 거친다. 본 연구에서 사용한 진화전략에서는 각 변수들의 초기 가정치와 응력, 변형률, 변형률속도의 실험값으로부터 변수들을 구해나간다. 진화전략의 특성상 초기치에 크게 민감하지 않고도 원하는 최종해를 찾아간다. 해를 찾기 위한 계산은 3-4 시간 정도 소요된다.

#### 4. 실험방법

본 구성모델을 적용하기 위한 실험결과는 원자력연구소에서 제조, 평가한 자료를 사용하였다. 그 구체적인 방법은 다음과 같다. 연구에 이용한 시편은 HT9과 Mo를 증가시킨 HT9M, W를 증가시킨 HT9MW의 세 가지로서, 화학조성은 Table 1과 같다.

**Table 1 Chemical compositions of HT9, HT9M and HT9MW steel**

sample	C	Cr	Mo	V	Nb	W	Mn	Ni
HT9	0.19	11.79	0.99	0.31	0.02	0.45-0.52	0.59	0.53
HT9M	0.15	9.79	1.23	0.2	0.18	-	0.45	0.46
HT9MW	0.18	9.87	0.49	0.20	0.203	2.01	0.47	0.42

시험에 사용된 HT9강과 HT9M강은 진공유도용 해에 의해 제조하였으며, 이후 잉곳을 아르곤 분위기에서 1150°C까지 가열한 뒤 2시간 동안 유지한 후 열간압연하여 최종 두께가 4mm와 9mm인 판재를 제조하였다. 열처리하는 진공튜브로를 이용하였다. 노말라이징은 900°C부터 1100°C의 범위에서 1시간 동안 수행하였으며, 노말라이징 후에 공기 중에서 냉각하였다. 그 후에 500°C부터 800°C의 범위에서 2시간 동안 템퍼링을 실시한 후에도 마찬가지로 공냉을 하였다. 열처리 조건에 따른 래스 마르텐사이트 구조, 미세조직 등의 변화는 투과전자현미경(TEM) 및 EDS를 이용하여 관찰하였다. 상온에서 700°C 사이의 온도에서 고온 인장 시험을 실시하였다. 인장시편은 인장방향이 압연 방향에 평행하게 두께 3mm의 판상으로 제조하였다. 전위밀도에 기초한 구성모델은 변형률속도에 의존하므로, 계산에 필요한 매개변수를 구하기 위한 변형률속도 점프 시험을 실시하였다. 이 때 변형률속도는 변형률 0.1의 시점에서  $10^{-4}$ /s에서  $10^{-3}$ /s로 변화시켰다.

#### 5. 결과 및 고찰

Fig. 1은 본 연구에 사용된 각 재료들의 투과전자현미경 사진이다. 가장 중요한 변형저항의 지표인 마르텐사이트의 래스 간격은 HT9M의 경우 370 nm이고, HT9 합금과 HT9MW 합금은 이보다 약간 미세함을 나타내고 있다. 또한, HT9 합금의 조직이 약간 미세함을 알 수 있다. 만약, 다른 조건이 같다면 이 마르텐사이트의 래스 간격은 강

도의 차이를 나타내는 가장 중요한 요인이 되므로, HT9 합금의 강도가 가장 높고 HT9M 합금의 강도가 가장 낮을 것을 예상할 수 있다. Fig. 2는 탄화물의 전자현미경 미세조직을 보여주고 있는데, 이전에 존재하는 오스테나이트상의 결정립계를 따라 석출되어 있다고 추정된다. 사진에 확인되지 않은 많은 미세한 탄화물이 있으므로, 본 사진만으로는 탄화물의 입자크기, 분포, 입자간 간격 등을 결정하기가 어렵다.

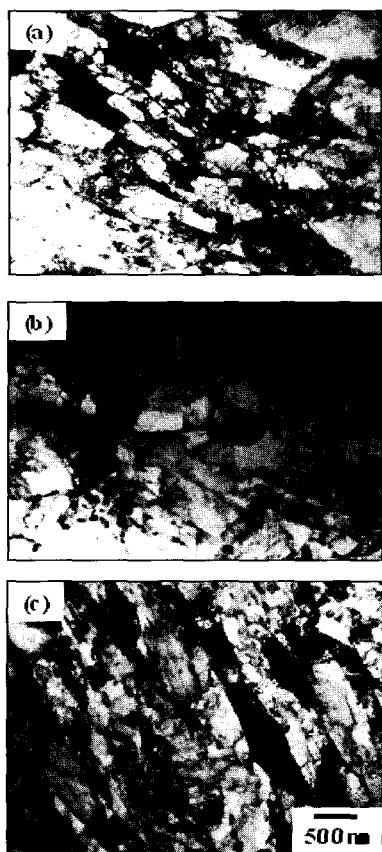


Fig. 1 TEM microstructure of as tempered specimens; (a) HT9, (b) HT9M and (c) HT9MW

HT9, HT9M, HT9MW의 3가지 재료에 대해 진화 전략을 이용하여 매개변수를 구하고 변형거동을 분석하였다. Fig. 3에 각 합금의 상온 인장곡선, 고온 인장곡선 (600°C) 고온 (600°C) 변형률속도 점프 실험 결과곡선을 보였다.

HT9 합금의 강도가 높고 HT9M 합금의 강도가 가장 낮게 나타난다. 이는 TEM 조직사진에서 보

이는 것과 같이, 합금 성분이 다르므로 전적이지는 않지만 마르텐사이트 래스간격의 역할도 있다고 생각된다. 이러한 유동응력의 순서는 600 °C의 고온에서도 마찬가지로의 경향을 나타낸다.

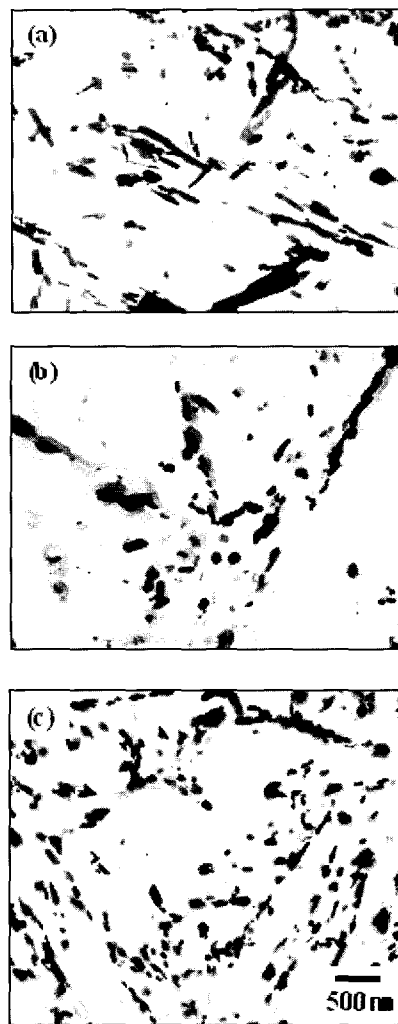


Fig. 2 Carbide morphology of as-tempered specimens ; (a) HT9, (b) HT9M and (c) HT9MW

변형률이 증가함에 따라 응력은 감소하는데, 이는 변형속도가 빠르므로 동적연화로 볼 수 있는데, 식 (2)의 마지막 항인 전위의 회복이 변형률속도가 빠를 경우에 증가할 수가 있기 때문이다. 즉, 변형률속도가 증가하면 식 (7)의 C2 항이 증가하여 전위의 증식항보다 크게 되고 전체전위밀도는

감속하게 되어 응력이 감소하게 되는 것이다. 변형률속도 점프 실험 곡선들을 보면, 변형률속도를 0.0001/s에서 0.001/s로 변화시켰는데, 이 변형률속도는 일축인장 시의 변형률속도 0.02/s 보다 훨씬 작으므로, 동적연화항의 역할이 적어져 단순일축인장 시 나타나는 연화가 아닌 가공경화를 볼 수 있다. 온도 600°C에서는, 템퍼링을 750°C에서 2시간 수행하였으므로, 미세조직이나 탄화물의 변화가 발생하지 않을 것으로 예상된다. 응력-변형률 곡선에서 주의할 점은, 탄성영역이 매우 크고 탄성계수가 작게 나타나는 것인데, 이는 인장시험기의 강성을 고려해야 함을 나타낸다. 추가 연구에서는 이를 고려한 해석을 실시할 예정이다.

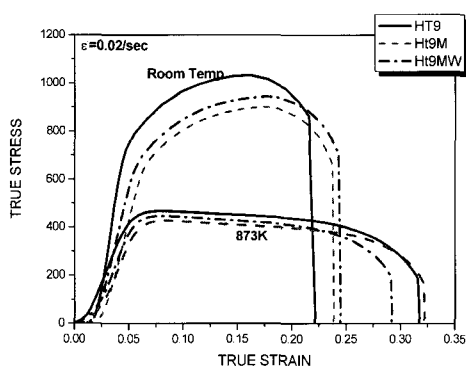


Fig. 3 Stress and strain curves at room temperature and at 600 °C

Fig. 4는 변형률속도 점프 실험결과와 진화전략에 의해 구한 매개변수를 이용해서 얻은 전위이론 구성방정식의 곡선 비교를 나타낸다. 진화전략에 의해 구한 최적 매개변수들은 Table 2에 나타난 것과 같다. 최적화에서 구한 C값인 0.9는 결정립도(래스 간격) 370nm의 경우와 일치하는 값이다. 이론적인 실험 데이터의 개수가 많지는 않지만, 어느 정도 잘 일치함을 나타내고 있다. 물리적으로는 변형률속도민감도인 (1/m) 값이 HT9>HT9M>HT9MW 순인데, 이는 HT9 합금이 변형률속도 점프 시험 시 더 많은 응력의 증가를 보이는 실험결과와 잘 일치한다.

Fig. 5는 HT9 합금과 HT9MW 합금에 대해 실험한 600°C 크리프 곡선이다. HT9 합금보다 HT9MW 합금의 크리프 강도가 더 높음을 알 수 있다. 시간에 따른 변형률속도 결과인 Fig. 6을 보면(예들

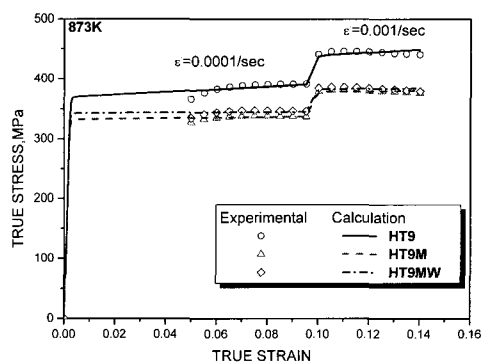
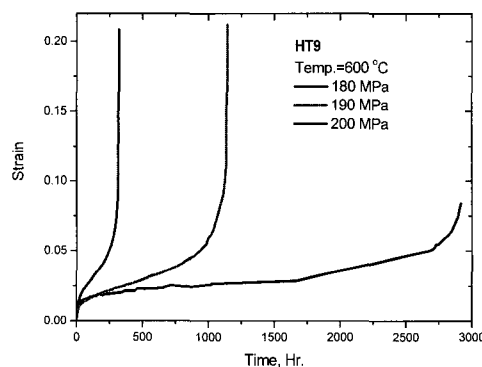
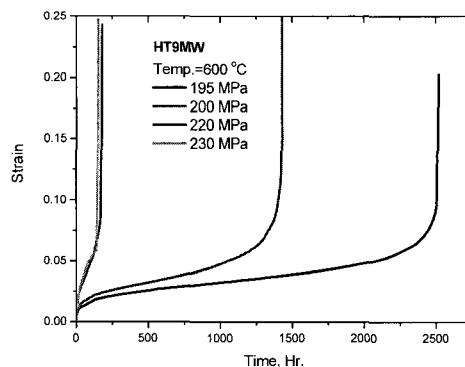


Fig. 4 Experimental and evolution strategy fitted strain rate jump tests



(a)

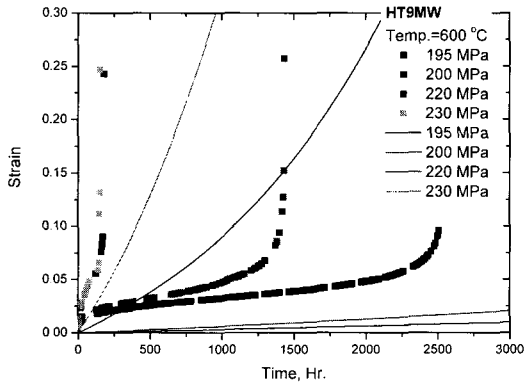


(b)

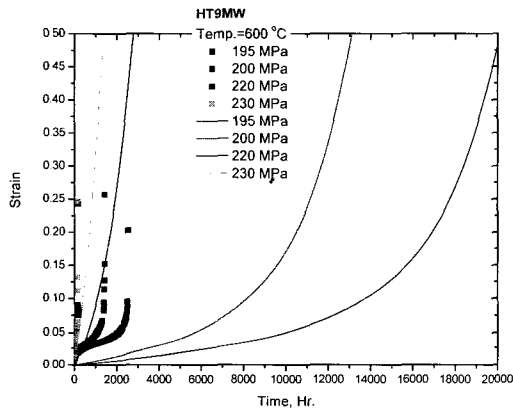
Fig. 5 600°C creep curves of (a) HT9 alloy and (b) HT9MW alloy

**Table 2 Optimized parameter values obtained by the evolution strategy method**

	C	C1	C20	$\sigma_0$	$\dot{\epsilon}_0$	$\dot{\epsilon}_*$	m	n
HT9	0.9	0.225	0.012	539	0.00181	1	19.27	19.73
HT9M	0.9	0.191	0.567	461	0.00156	1	20.90	10.48
HT9MW	0.9	0.007	0.116	438	0.00041	1	25.85	4.70



(a)



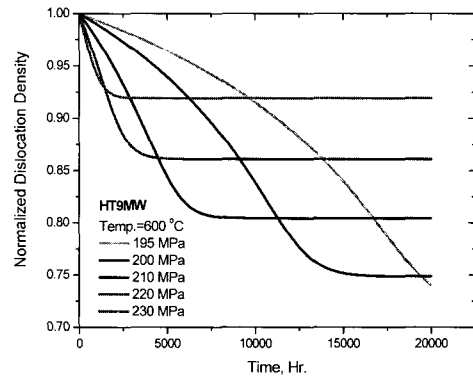
(b)

**Fig. 6 Creep curves at 600 °C of (a) HT9 alloy and (b) HT9MW symbol: experimental, curve: Calculated**

면, HT9 합금과 HT9MW 합금의 200 MPa 곡선 비교), 더욱 명확히 HT9MW 합금의 크리프 변형 저항성이 높게 나타난다. Fig. 6에 HT9MW 합금의 600°C 크리프 곡선의 실험치와 이론치의 비교를 나타내었다. 심볼은 실험치이고 곡선은 예측치로

서, 아직은 그 차이가 크데, 이 원인에 대한 분석이 진행 중에 있다. 정성적인 경향은 잘 일치하는데, 전위밀도에 기초한 미세조직 구성모델이 1차부터 3차 크리프를 모두 재현할 수 있음을 알 수 있다.

Fig. 7에 HT9MW 합금의 600°C 크리프 실험 시 정규화된 전위밀도의 이론적 변화를 나타내었는데, 낮은 응력하에서는 전위의 소멸이 빨리 진행되고, 높은 응력하에서는 전위의 소멸이 느리게 진행됨을 알 수 있다.



**Fig. 7 Predicted normalized dislocation density evolution of HT9MW alloy during tests at 600°C**

## 6. 결론

고크롬강의 크리프 거동을 이론적으로 해석하기 위하여, 금속의 소성변형 해석을 위한 구성모델에 금속 조직학적인 요인을 고려할 수 있는 모델 중, 전위밀도를 내부변수로 하는 Estrin 모델을 적용하였다. 이 모델에서 필요한 매개변수와 금속 조직학적인 특성들의 관계를 나타내었다. 주어진 미세조직 하에서 전위 미끄러짐과 진화방정식으로 표시되어 재료의 기계적 거동을 기술하는 동적인 방정식은 고크롬강의 일축인장 시험으로부터 구한 재료의 매개변수를 사용하여 크리프 거동을 잘 기술하였다.

## 후기

이 연구는 과학기술부 시행하는 원자력 연구개발 중장기연구개발 사업의 지원으로 수행되었습니다.

## 참 고 문 헌

- (1) 김성호, 송병준, 국일현, 류우석, 2000, "12Cr-1MoVW 강의 열처리에 따른 탄화물의 화학조성 변화", 대한금속.재료학회지, 제 39 권, 제 3 호, pp. 454~459.
- (2) S. H. Kim, W. S. Ryu and I. H. Kuk, 1999, "Microstructure and mechanical properties of Cr-Mo steels for nuclear industry applications", J. Kor. Nucl. Soc. Vol. 31, No. 6, pp. 561~571.
- (3) P. Spatig, G. R. Odette, G. E. Lucas, M. Victoria, 2002, "On the mechanical properties of the advanced martensitic steel EUROFER 97", J. Nucl. Mater., Vol. 307-311, pp. 536~539.
- (4) M. B. Toloczko and F. A. Garner, 1996, "Irradiation creep and void swelling of two LMR heats of HT9 at ~ 400°C and 165 dpa", J. Nucl. Mater. Vol. 233-237, pp. 289~292.
- (5) M. M. Paxton, B. A. Chin and E. R. Gilbert, 1980, "The in-reactor creep of selected ferritic, solid solution strengthened, and precipitation hardened alloys", J. Nucl. Mater. Vol. 95, pp. 185~192.
- (6) Estrin, Y., 1991, in "Constitutive modelling - theory and application", MD-Vol. 43/AMD Vol. 168, p. 65.
- (7) Estrin, Y., 1996, in "Unified constitutive laws of plastic deformation", eds. Krausz, A. S. and Krausz, K., Academic press, Ch. 2.
- (8) P. S. Follansbee and U. F. Kocks, 1988, "A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable", Acta metall., Vol. 36, No. 1, pp. 81~93.
- (9) Y. Estrin and H. Mecking, 1984, "A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models", Acta metall., Vol. 32, No. 1, pp. 57~70.
- (10) H. Braash, and Y. Estrin, 1993, in "Material parameter estimation for modern constitutive equations", MD-Vol. 43/ AMD-Vol. 168, ASME, N.Y., p. 47.