

# 개량 9Cr-1Mo 강의 장시간 크리프거동에 미치는 경도와 하부조직의 영향

박규섭\*, 이근진\*\*, 정한식\*\*\*, 김정호\*\*\*\*, 정영관#, 엔도타카오\*

## Effect of Hardness and Substructure on Long-term Creep Behavior of Mod.9Cr-1Mo Steel

Kyu-Seop Park\*, Kun-Jin Lee\*\*, Han-Shik Chung\*\*\*, Jung-Ho Kim\*\*\*\*,  
Young-Guan Jung# and Takao Endo\*

### ABSTRACT

Interrupted creep tests were carried out on the Mod.9Cr-1Mo steel in order to investigate the structural degradation during creep. The ranges of creep stress and temperature were from 71 to 167MPa and 873 to 923K, respectively. The change of hardness and tempered martensitic lath width were measured in the grip and gauge parts of interrupted specimens. The lath structure was thermally stable in static conditions, but was not stable during creep, and the structural evolution was enhanced by creep strain. The relation between the change in lath width and strain was described in the form,  $\Delta W = \alpha (W_s - W_0) \cdot \epsilon$ , where  $\epsilon$  is the strain,  $W_0$  is the initial lath width,  $W_s$  is the final lath width depending solely on stress, and  $\alpha$  is the constant of the magnitude of  $0.67 \mu\text{m} / \text{strain}$ . The change in Vickers hardness was expressed by a one-valued function of creep life consumption ratio. Based on the empirical relation between strain and lath width, a model was proposed to explain the relation between change in hardness and creep life consumption ratio. The model revealed that about 65% of dislocations in lath structures were eliminated by the migration of subboundaries.

**Key Words** : Mod.9Cr-1Mo steel (개량 9Cr-1Mo 강), Creep (크리프), Martensite (마텐자이트), Lath width (라스 폭), Vickers hardness (비커스경도)

### 기호설명

W = lath width

$\alpha, A, B$  = constants

$\epsilon$  = strain

$H_v$  = Vickers hardness

$\beta$  = linear slope

t = time

$\Gamma$  = interfacial energy

k = proportional constant

$\theta$  = a tilt angle of the boundary

h = the pitch of dislocations at lath boundaries

b = Burgers vector

접수일: 2003년 5월 24일; 게재승인일: 2003년 11월 14일

\* 요코하마국립대학 공학부 생산공학과

\*\* 양산대학 전자통신과

\*\*\* 국립경상대학 수송기계공학부

\*\*\*\* 한국광기술원 장비지원센터

# 교신저자: 국립금오공과대학교 기계공학부

E-mail jyg\_kr@kumoh.ac.kr Tel. (054) 467-4446

$\Omega$  = strain rate acceleration factor

$\Psi$  = the value of creep strain expressed with LCR

### 1. 서론

발전설비용 부품과 같이 고온에서 장시간 사용할 부재의 증가로 인한 크리프의 특성<sup>1</sup> 등과 더불어 수명평가기술의 고도화가 중요한 과제로 되고 있다. 고온강도가 우수하고, 열팽창계수가 낮은 9Cr-1Mo 강의 개량은 미국에서 시작되었고, 1983년에는 개량 9Cr-1Mo 강이 규격화되었고<sup>2,3</sup>, 1985년 이후 일본에서 실용화 되었으며, 화력발전 설비에 사용량이 증가되고 있다. 개량 9Cr-1Mo 강의 잔류수명예측을 위한 구성방정식에 관한 연구<sup>4,6</sup>, 조직변화에 관한 연구<sup>7,9</sup>, 크리프변형 중에 생기는 석출입자의 성장에 관한 연구<sup>10</sup>, 크리프강도와 조직에 관한 연구<sup>11-14</sup> 등이 시행되고 있으나, 그 중에서도 Kushima<sup>13</sup> 등의 연구결과는 주목할 만하다. 그들은 크리프시간이 1만시간을 초과하면 나타나는 크리프수명 및 크리프변형율의 저하가 구오스테나이트 입계부근에서 생기는 불균일한 하부조직의 회복과 관계가 있다는 것을 발견했다. Suzuki<sup>14</sup> 등은 이러한 현상을 상세히 밝혔으며, 구오스테나이트 부근의 탄화물을 조사하고 Nb와 V를 포함한 MX를 소비해 가면서 구오스테나이트 입계부근에 우선 석출하는 성장속도가 큰 Z 상을 발견하였다. 이러한 관찰들을 기초로, 그들은 오스테나이트 입계부근에서 생긴 Z 상이 하부조직의 이상불균일회복의 원인이라고 결론짓고 있다. 이러한 현상들은 장시간 크리프 후에 나타나는 크리프강도열화를 이해함에 있어 중요하지만, 단시간역의 조직회복의 연구도 장시간역의 회복거동의 이해에 중요하다. 본 연구에서는 경도와 템퍼마텐자이트라스폭의 변화, 이들의 변화와 크리프수명 소비율과의 관계를 정량적으로 평가하고, 하부조직의 정상적인 변화와 저응력, 장시간 크리프 중에 생기는 불균일한 회복거동에 관하여 논한다.

### 2. 실험방법

본 연구에 사용된 개량 9Cr-1Mo 강(ASME SA-213 T91)은 1313K, 1hr 불림처리 후 1053K, 2hr 뜨임한 재료로 화학조성은 Table 1과 같다. 시험편은 Fig.1과 같이 평행부의 직경  $\phi$  6mm, 표점거리 30

Table 1 Chemical composition in mass%.

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.1	0.25	0.1	0.016	0.005	0.01
Cr	Mo	Nb	Al	V	N
8.1	0.9	0.07	0.005	0.21	0.011

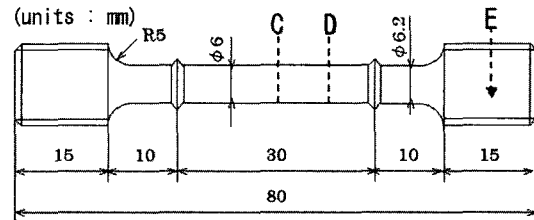


Fig. 1 Dimension of the specimen. (C : Part of necking and fracture, D, E : points of hardness measurement and TEM observation)

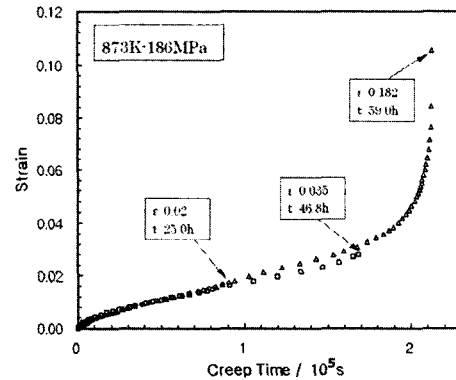


Fig. 2 An example of interrupted and uninterrupted creep curves tested at 186MPa and 873K.

mm 인 환봉시험편을 사용하였다. 크리프중단시험은 A 및 B 의 두 종류로, 대기중에서 시험하였다. 계통 A 의 응력 및 온도는 각각 157~186MPa 및 873~898K, 계통 B 의 응력 및 온도는 각각 71~115MPa 및 873~923K 이다. 계통 A 의 크리프시험에서는 변형과 시간을 연속적으로 기록하였다. 계통 A 의 크리프중단시험에서는 그립부와 게이지부의 마이크로 비커스경도 측정 및 TEM 관찰을 수행하였다. 비커스경도의 측정에는 하중 2kgf, 시간 30 초의 조건으로 하였다. B 계통의 경도는 초음파 경도계를 사용하여 측정하였다. A 및 B 계통의 초기경도는 각각 225 및 214 이다. 계통 B 의 크리프중단시험에서는 경도만을 측정하고 크리프곡선은 기록하지 않았다. 계통 A 및 B 의 최장 크리프시

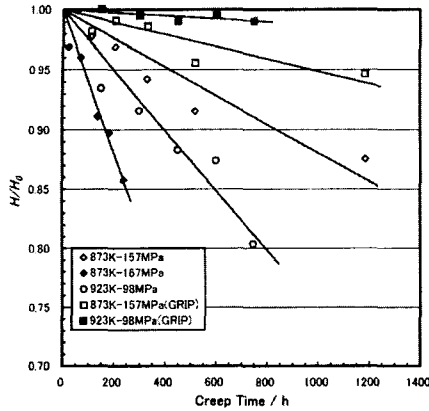


Fig. 3 Change in Vickers hardness ratio( $H/H_0$ ) with creep time for the interrupted specimens whose interruption time is from 22.4 to 1185hours, where  $H_0$  and  $H$  are the ambient hardness before and after creep interruption, respectively.

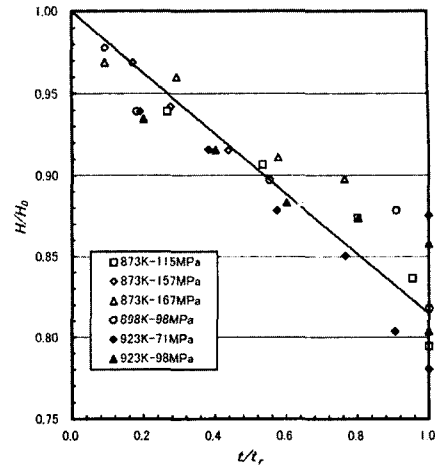


Fig. 5 Relation between the change in hardness ratio and life consumption ratio ( $t/t_r$ ) normalized time divided by the corresponding creep life,  $t_r$ .

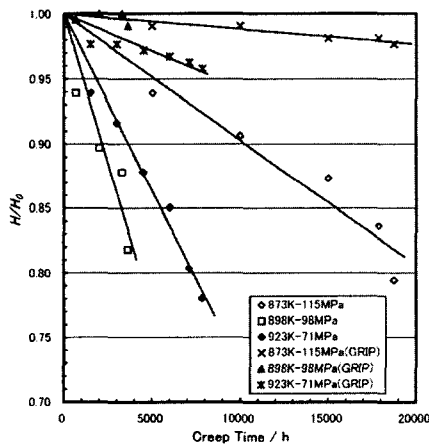


Fig. 4 Change in Vickers hardness ratio( $H/H_0$ ) with creep time for the interrupted specimens whose interruption time is from 657 to 18736 hours.

간은 각각 1,185 시간 및 18,736 시간이다.

TEM 관찰에는 템퍼드마텐자이트조직의 라스 폭 변화에 주목하고 그 폭의 변화를 100 개 이상 측정하여 그 평균치를 사용하였다

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 크리프에 따른 경도의 변화

Fig.2 에 중단하지 않은 재료 및 중단재의 중단

시간과 중단변형량에 관한 크리프곡선을 나타내고 있다. 이들 크리프곡선의 특징은 마텐자이트강에서 공통적으로 나타나는 비교적 긴 제 1 차크리프<sup>4</sup>의 존재이다. 크리프중단시험 후에는 게이지부 및 그립부의 실온 중 경도를 측정하였다. 편의상 22.4 ~ 1185 시간의 경도비의 변화와 657 ~ 18,736 시간의 경도비의 변화를 시간의 함수로 각각 Fig.3 및 Fig.4 에 나타내었다. 직선의 기울기는 크리프조건에 의존하지만 경도비의 감소는 근사적으로 직선으로 나타내는 것이 가능하다. 여기서, 그립부에서는 게이지부에 비하여 경도의 감소가 작고 거의 변화하지 않는 것에 주목을 한다. 이것은 본 강 조직이 열적으로 안정하여 변형이 부과되지 않으면 경도감소가 일어나지 않는 것을 나타내고 있다

Fig.5 는 경도변화와 크리프수명으로 나눈 규격화시간인 수명소비율(LCR)과의 관계로, LCR 이 1 에 가까워질수록 데이터는 약간 분산되어 있지만 경도비는 LCR 과 함수관계로 식(1)과 같이 나타낼 수 있다.

$$H/H_0 = 1 - 0.19(t/t_r) \quad (1)$$

#### 3.2 중단재의 라스조직

앞절에서 나타낸 바와 같이 게이지부의 경도는 LCR 에 함수관계로 감소한다. 그러므로, 중단시험편의 TEM 관찰을 하였다. Fig.6(a)는 라스조직

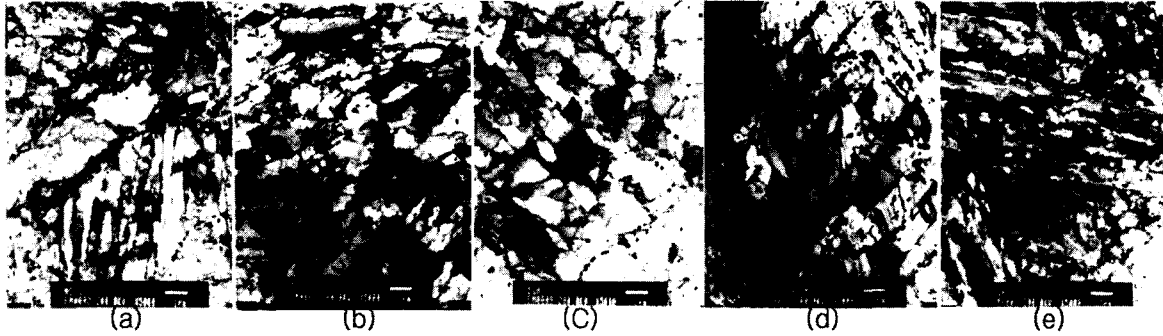


Fig. 6 TEM micrograph showing the change of the tempered martensitic structures with creep strain. Testing stress and temperature are 167MPa and 873K, respectively. (a) as-received, lath width( $W$ )=0.54 $\mu$ m, (b)  $\epsilon$ =5.5%, and  $W$ =0.74 $\mu$ m, (c)  $\epsilon$ =8.2%, and  $W$ =0.90 $\mu$ m, (d)  $\epsilon$ =15.6%, and  $W$ =0.99 $\mu$ m, (e) substructures of a grip part after creep rupture.

사진으로, 마텐자이트조직의 배향은 무질서하고, 그 평균 라스폭은 0.54  $\mu$ m이다. 라스내부에는 마텐자이트변태시 도입된 고밀도의 전위조직이 존재하고 있고, 구오스테나이트입계 및 라스경계에는 많은 석출물이 관찰된다. 이들의 형상 및 크기로부터 대부분은  $M_{23}C_6$  형 탄화물 입자인 것을 알 수 있다. Fig.6(b)에서 Fig.6(d)는 온도 873K, 응력 167MPa 의 중단시험에서 얻어진 시험편의 게이지부의 라스조직으로 중단한 변형량은 그림 중에 나타내었다. 주목할 점은 크리프변형이 증가함에 따라 라스폭은 증가하며, 라스의 형상도 초기의 형상과 달리 부서진 등축상으로 변화하는 것을 알 수 있다. Sawada<sup>7-9</sup> 들이 보고하고 있는 바와 같이 라스내의 전위밀도는 변형량이 증가함에 따라 감소하고 있다. 또한 사진에서 알 수 있는 바와 같이 석출물이 일직선으로 되어있는 곳에 라스경계가 관찰되지 않는 경우가 있다. 이들 일직선으로 되어 있는 석출물은 크리프시험 전에 라스경계가 존재하였던 위치임을 나타내고 있다. Fig.6(e)는 그립부의 라스조직으로 게이지부의 조직과는 다르고, 거의 초기의 조직과 같다. 실제, 크리프파단 후의 그립부의 라스폭은 0.55  $\mu$ m로, 초기재의 라스폭과 비슷한 크기이다. 이러한 사실은 그립부의 경도변화가 작다는 것과 부합하고 있고, 게이지부의 경도감소가 라스경계의 이동에 의해 생기는 전위밀도의 감소에 기인한다고 생각할 수 있다.

### 3.3 크리프변형에 따른 라스폭의 변화

이미 논한 바와 같이 라스폭은 변형량의 증가

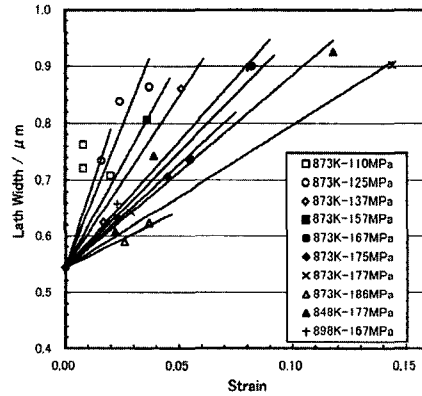


Fig. 7 Plot of lath width against creep strain by omitting the data near rupture strain.

와 함께 증가하므로 라스폭의 변화를 측정하였다. 개량 9Cr-1Mo 강의 크리프변형에 따른 하부조직의 변화에 대해서는 이미 여러 연구자에 의해 보고되고 있다.<sup>9,13,15</sup> 라스폭은 크리프변형율이 증가함에 따라 증가하고, 라스폭의 증가율,  $dW/d\epsilon$  은 변형율이 크리프파단변형율에 가까워짐에 따라 감소한다. 일반적으로, 크리프파단은 국부수축에 의한 국부변형을 동반하기 때문에 박막을 만들기 위해 채취한 시료의 변형율은 크리프파단 변형율 보다도 작은 것에 주의 할 필요가 있다. 왜냐하면, 박막용 시료는 넥킹부에서 충분히 떨어진 위치에서 채취하기 때문이다. 그러므로, 파단시의 데이터를 제외하여 라스폭과 변형율의 관계를 나타낸 결과가 Fig.7 이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이  $W$  는 직선적으로 변형율과 함께 증가하는 경향이 있고 동일온도에서 비교하면 직선의 구배는 응력에 의

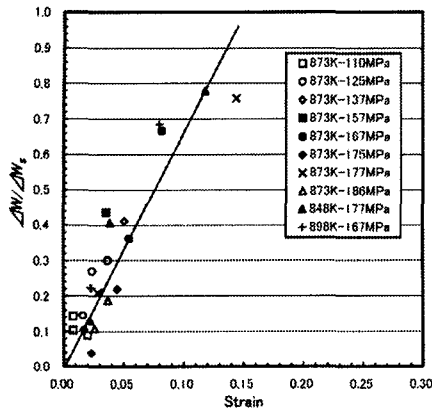


Fig. 8 Relation between  $\Delta W$  divided by  $(W_s - W_0)$  and creep strain, where  $W_0$  is the initial lath width, and  $W_s$  is the final lath width depending sloply on stress.

존하고 있다. Fig.7 에서 라스폭 변화는 이하의 식으로 나타낼 수 있다.

$$\Delta W = \beta \cdot \epsilon \quad (2)$$

여기서  $\beta$  는 직선의 구배이다.

### 3.4 라스폭의 응력 및 변형율의존성

Fig.7 에서 직선의 구배  $\beta$  는 확실히 응력에 의존하고 있다. 그러나, 라스폭은 응력만에 의존하고 일정치에 가까워짐을 고려하면 고응력에서는 라스폭이 작은 최종값에 가까워지기 때문에 직선의 구배  $dW/d\epsilon$  가 응력에 의존하는 것은 당연한 결과이다. 여기서,  $\Delta W$  의 값을 최종적으로 도달하는 라스폭( $W_s$ )과 라스폭의 최초값( $W_0$ )의 차,  $(W_s - W_0)$ 로 나눈 값을 변형율에 대하여 나타낸 결과를 Fig.8 에 나타내었다. 각각의 값들은 분산되어 있지만 본 결과에서 응력에도 온도에도 의존하지 않는 하나의 직선으로 라스폭과 변형율의 관계가 표현됨을 알 수 있고, 라스폭  $W$  와 변형율의 관계를 정식화하면 이하와 같다.

$$\Delta W = \alpha (W_s - W_0) \cdot \epsilon \quad (3)$$

여기서  $\alpha$  는 정수로, 약  $6.7\mu$  m/변형율 이다.

### 3.5 라스조직의 성장과정

지금까지 조사한 바와 같이 그림부의 라스조직은 실질적으로는 변화하지 않는다. 이것은 라스경계가 석출물에 의해 편정지 되어있으며, 응력이 부과되지 않으면 이동하기가 쉽지 않음을 나타내고 있다. 그러나, 일단 석출물의 구속에서 탈출하면 입계에너지를 구동력으로 하여 비교적 간단히 성장하는 것 같이 보인다. 여기서, 계면에너지( $\Gamma$ )를 구동력으로 하여 성장하는 결정입계와 같은 방식으로 라스의 성장속도( $dW/dt$ )를 이하의 식으로 표현한다.<sup>15</sup>

$$dW/dt = k\Gamma (1/W - 1/W_s) \quad (4)$$

여기서,  $k$  는 비례정수로  $W \approx W_0$  의 경우는 이하와 같이 근사할 수 있다.

$$dW/dt = k\Gamma (1/W_s - 1/W_0)/(W_s \cdot W_0) \quad (5)$$

또한, 라스경계의 경사각을  $\theta$ 로 하면, 라스경계의 계면에너지<sup>16</sup> 는 다음과 같이 근사할 수 있다.

$$\Gamma \approx A \cdot \theta (\ln B - \ln \theta) \approx A \cdot \theta \approx Ab/h \quad (6)$$

여기서,  $A, B$  는 정수,  $h$  는 라스경계에 있어 전위의 간격,  $b$  는 버거스벡터의 크기다.

식(6)과 같이  $\Gamma$  는 라스경계에서의 전위간격에 반비례한다. 따라서, 운동전위가 라스경계에 흡수되면 라스경계의 계면에너지는 증가한다고 생각되어진다. 여기서, 라스내부에 있는 전위를 편의상 3 종류로 분류한다. 첫 번째는 석출입자와 다른 전위에 의한 구속이 비교적 약한 전위군, 두 번째는 구속이 중간정도의 전위군, 세 번째는 구속이 강한 전위군이다. 첫 번째의 전위군은 비교적 초기에 활동을 개시하고, 템퍼마텐자이트강의 큰 제 1 차 크리프변형에 관여 하지만, 상호소멸하여 제 1 차 크리프의 후기에는 전위밀도를 감소시킨다. 계속하여 두 번째의 전위군이 활동을 시작하지만 이들 전위는 첫 번째의 전위보다도 장거리운동을 하므로 크리프변형에 기여하고, 이들의 전위의 일부는 라스경계에 도달하여 계면에너지의 증가에 기여한다.

다. 세번째 전위군은 복잡하게 엉클어진 전위와 석출물에 의해 강하게 구속된 전위군으로 내부응력을 높이는데 기여하고 라스경계가 이동하여 이들 전위군을 소멸한 경우에는 흡수된 계면에너지의 증가에 기여한다고 가정한다. 이와 같이, 라스경계가 전위를 흡수하는 과정은 복잡하지만 간단히 하기 위하여 여기서는 두 번째 분류에 속하는 전위군이 라스경계에 들어가게 되는 경우를 고려한다.

두번째 전위군이 단위시간에 라스경계에 들어

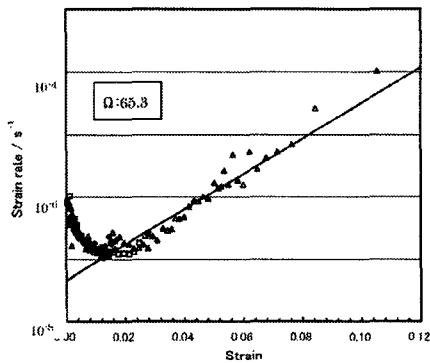


Fig. 9 Relation between logarithm of strain rate and ture strain corresponding to Fig. 1.

가는 수는 전위의 엉클어진 것으로부터 해방된 전위의 생성속도  $\rho$  에 비례한다. 한편, 변형율속도는  $\rho$  에 비례하기 때문에 라스경계의 입계에너지는 변형율속도에 비례한다. 이와 같은 것을 고려하면, 식(5)는 다음 식과 같이 나타낼 수 있다.

$$dW/dt = k' \dot{\epsilon} (W_s - W_0) \quad (7)$$

여기서  $k'$  는 정수이고, 식(7)으로부터 다음식을 얻을 수 있다.

$$\Delta W = k' \epsilon (W_s - W_0) \quad (8)$$

식(8)은 식(3)과 동형이며, 식(7)을 유도하는 과정에서  $W \approx W_0$  로 가정했지만, 실제  $W$  가  $W_0$  값으로부터 상당히 벗어나도 식(3)은 성립한다. 이것은 라스경계가 이동 중에 흡수하는 전위의 계면에너지에 대한 기여도가 변형의 말기에 증대하기 때문이라고 생각된다.

### 3.6 경도와 수명소비율의 관계

템퍼마텐자이트조직의 강은 높은 초기전위밀도를 갖고있지만 크리프변형 중 전위밀도가 감소하고, 그 결과 조직이 열화 한다. 현재, 어떠한 기구에 의해 이들 전위가 크리프변형 중에 감소하는가는 명확치 않다. 따라서, 본 절에서는 경도저하의 이유를 라스경계의 이동과 관계시켜 보았다.

현재, 초기전위밀도를  $\rho_0$ , 초기 라스폭을  $W_0$  로 나타내고, 라스경계가  $\Delta W$  만 이동했을 때 라스경계에 의한 소비된 영역의 전위가 전부 라스경계에 흡수되었다고 가정하면, 라스내부의 평균전위밀도는  $\rho_0$  에서  $\rho$  로 변하고,  $\rho$  는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\rho = \rho_0 (W_0/W)^2 \quad (9)$$

실은 경도는 크리프변형 중에 잔존하는 전위의 평방근에 비례하기 때문에 식(9) 및 식(3)으로부터 다음식을 얻을 수 있다.

$$\begin{aligned} H-H_0 &= [(W_0-W)/W] \cdot H_0 \\ &= -[(W_s-W_0)/W] \cdot 6.7\epsilon \cdot H_0 \end{aligned} \quad (10)$$

식(10)과 실험에서 얻은 식(1)과 관계시키기 위하여 크리프변형율과 크리프수명소비율을 다음의 방법으로 관계시켜 보았다. Fig.9 은 Fig.1 에 대응하는 변형율속도의 대수와 진변형율과의 관계이다. 그림에서 알수있는 바와 같이 변형율속도의 대수와 진변형율 사이에는 비교적 넓은 범위에 걸쳐 선형의 관계가 성립하므로 이하의 관계가 성립한다.<sup>17-19</sup>

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + \Omega \epsilon \quad (11)$$

여기서,  $\dot{\epsilon}$  는 각각의 변형율속도,  $\dot{\epsilon}_0$  는 크리프 전영역에서 식(11)이 성립한다고 가정하였을 때 기대되는 가상적 초기변형율속도,  $\Omega$  는 직선의 구배(변형율속도 가속인자)이다. 식(11)이 크리프 전영역에서 성립한다고 가정하면, 크리프파단시간은 식(12)로 근사할 수 있다.<sup>18,19</sup> 또한, 식(11)을 시간으로 적분하여 식(12)를 아용하면 크리프곡선은 식(13)으로 나타낼 수 있다.

$$t_r = 1/(\Omega \epsilon_0) \quad (12)$$

$$\epsilon = (1/\Omega) \cdot \ln[1/(1 - t/t_r)] \quad (13)$$

여기서, 식(13)을 아래와 같이 근사한다.

$$\epsilon = \psi (1/\Omega) \cdot (t/t_r) \quad (14)$$

식(14)의  $\psi$ 는 크리프변형율을 수명소비율( $t/t_r$ )로 나타내기 위하여 도입한 값으로 다음식으로 나타내어진다.

$$\psi = \ln[1/(1-t/t_r)] / t/t_r \quad (15)$$

식(15)에서 알 수 있는 바와 같이  $t/t_r$ 이 작을때는 1.0에 가까워지지만,  $t/t_r$ 가 1.0 부근의 값에 이르렀을 때는 거의 7 정도까지 변화한다. 식(10) 및 식(14)를 이용하면 식(10)은 다음과 같이 표현된다.

$$H/H_0 = 1 - 6.7 \cdot [(1/\Omega) \cdot \{(W_s - W_0)/W_s\} \cdot \psi] \cdot (t/t_r) \quad (16)$$

실제,  $\Omega$ 의 값은 응력 및 온도에 의존한다.<sup>3</sup> 그러나, 본 실험조건에서는 거의 64 정도이다. 식(16)의 대괄호 값을  $t/tr$ 와의 관계로 산출하면 그 결과 값들이 약간 분산은 되지만 0.02 정도를 나타내며, 식(16)에 있어 ( $t/tr$ )의 전의 값은 0.13 정도가 된다. 이것은 전 전위내의 65%가 라스경계의 이동으로 흡수소멸하고, 남은 전위는 독립전위와 중간정도의 구속을 받은 전위가 이동의 과정에서 상호소멸한 것임을 시사하고 있다.

### 3.7 라스조직의 불균일 회복

개량 9Cr-1Mo 강은 크리프시간이 1만시간을 초과하면 고응력측, 즉 단시간측에서 외삽한 크리프수명보다도 실제의 크리프수명이 짧아지고, 크리프파단변형율도 감소한다는 것은 이미 알려져 있다.<sup>14,20</sup> 최근, 이 원인이 Z 상의 출현과 아결정립조직의 이상회복에 관계가 있다고 보고되고 있으므로 본 연구에서 얻은 지식과 결부시켜 아래와 같

이 논의한다.

수입재는 노말라이징 과정에서 생성된 라스 마텐자이트조직을 갖고 있지만 이들의 조직에 존재하는 구오스테나이트입계, 파켓경계 및 블록경계는 템퍼링과정에서 석출한  $M_{23}C_6$ 와 MX의 입자에서 핀정지 되어있다. 부하가 작은 그림부에 있어 조직이 안정한 것은 석출입자가 전위 및 각종의 경계를 핀정지 되어있기 때문이라고 생각된다. 그러나 게이지부에서는 라스경계의 이동에 의해 전위밀도가 감소한다. 이것은 크리프 초기단계에 있어 라스경계가 석출물에 의한 핀정지력에 맞서서 이동하고 있는 것을 시사하고 있다. 이하에서는 어느 정도의 크리프응력에서 라스경계가 크리프변형중 이동이 가능한가를 검토한다.

라스경계를 구성하는 전위는 응력의 부과로 라스경계를 구성하는 전위의 상승성분이 공공으로 보충되는 조건에서는 응력이 부과되면 이동 가능하다.<sup>21-23</sup> 여기서 라스경계상의 석출물의 평균간격을  $\Lambda$ , 석출물의 평균반경을  $R$ 로 한다. 고온에서는 라스경계의 이동을 방해하고 있는 원인이 핀정지력<sup>24</sup>만 있다고 가정한다. 이 경우 라스경계를  $R$ 만 이동시키는데 필요한 일과 핀정지 탈출로부터 생기는 계면에너지의 증가는 같기 때문에 라스경계가 석출물의 구속으로부터 탈출하는데 요구되는 응력은 다음식과 같이 표현된다.

$$\tau = \pi \Gamma R h / \Lambda^2 b \quad (17)$$

여기서  $h$ 는 라스경계에서의 전위간격,  $\Gamma$ 는 라스경계의 계면에너지이다. 한편, 라스경계의 계면에너지  $\Gamma$ 가  $\Gamma = \alpha G b^2 / h$ 로 하면  $\tau$ 는 다음식으로 나타낼 수 있다.

$$\sigma = \alpha M \pi G b R / \Lambda^2 \quad (18)$$

여기서  $M$ 는 테라인자이다. Suzuki 등의 전자현미경관찰로부터 라스경계에는  $M_{23}C_6$ 와 MX가 조밀하게 석출되고  $R$ 은 50-2000nm 정도,  $\Lambda$ 는 500nm 정도이다. 시험에는  $\Lambda = 500nm$ ,  $R = 1000nm$ ,  $G = 6245MPa$ ,  $b = 2.48nm$ ,  $\alpha = 0.5$ ,  $M = 2.0$ 을 식(18)에 대입하면  $\sigma$ 의 값은 약 100MPa 정도가 된다. 본 연구에서 취급한 데이터는 100MPa 이상이므로 크

리프변형초기에 아결정립이 석출물의 구속으로부터 해방되어져 있다고 생각된다. 여기에 대해 크리프응력이 작은 경우에는 라스경계가 이동할 수 없기 때문에 석출물의 성장에 의해  $\Lambda$  가 증가하고 편정지력이 저하하지 않는 한 라스경계는 이동할 수 없기 때문에 전위밀도는 감소하지 않는다고 생각되어진다. 실제 Suzuki<sup>14</sup> 들이 관찰한 라스조직의 이상성장은 이 조건에 해당된다고 생각된다. 이와 같은 상황에서는 2 차재결정과 같은 라스조직의 이상성장이 일어나는 것으로 추측된다.

#### 4. 결론

개량 9Cr-1Mo 강의 크리프변형에 따른 조직열화과정을 규명할 목적으로 온도 873 에서 923K, 응력 71 에서 167MPa 범위에서 크리프중단시험을 행하고 실온 경도와 라스폭의 변화를 측정하여, 이들의 관계를 정식화하였다. 얻은 결과는 다음과 같다.

1) 개량 9Cr-1Mo 강의 조직은 정적시효조건에서는 열적으로 안정하지만 조직열화는 변형량에 의해 가속된다.

2) 크리프중단시험에서 크리프변형에 따른 경도변화는 크리프수명소비율의 함수로 다음식과 같이 표현할 수 있다.

$$H/H_0 = 1 - 0.19(t/t_0)$$

3) 템퍼마텐자이트의 폭은 변형율의 함수관계로 다음식으로 나타내어진다.

$$\Delta W = \alpha (W_s - W_0) \cdot \epsilon$$

4) 결정립성장모델을 기초로 템퍼마텐자이트의 성장과정은 반정량적으로 설명하였다.

5) 라스마텐자이트의 폭은 성장에 따라 전위밀도저하를 가정하고, 경도변화와 수명소비율과의 관계를 설명하는 모델을 제시했다. 이 모델을 기초로 경도변화를 평가하면 라스경계의 이동에 의해 생기는 전위밀도 감소에 의한 경도변화의 65% 를 설명할 수 있다.

#### 참고문헌

1. Jeong, S.U., "Creep Crack propagation Properties of Rotor Steel under Constant Load and Constant Ct Condition," Journal of Korean Society of Precision Engineering, Vol.18, No.5, pp105-111, 2001.
2. ASTM A213-83.
3. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Case 1934. Seamless Modified 9Cr-1Mo Section I.
4. Park, K.S., Masuyama, F., Endo, T., "Short-Term Creep Behavior Analysis of a Mod.9Cr-1Mo Steel," Tetsu-to Hagane, 84, pp526-533, 1998.
5. Park, K.S., Masuyama, F., Endo, T., "Creep Modeling for Life Evaluation of Heat-Resistant Steel with a Martensitic Structure," ISIJ International, 41, S 86-90, 2001.
6. Park, K.S., Masuyama, F., Endo, T., "Constitutive Equation Describing Creep Curve of a Statically Aged Mod.9Cr-1Mo Steel," J.Japan Inst.Metals, 63, pp597, 1999.
7. Sawada, K., Maruyama, K., Komine, R. and Nagae, Y., "Microstructural Changes during Creep and Life Assessment of Mod.9Cr-1Mo Steel," Tetsu-to-Hagane, 83, pp466-471, 1997.
8. Sawada, K., Takeda, M., Maruyama, K., Komine, R. and Nagae, Y., "Residual Creep Life Assessment by Change of Martensitic Lath Structure in Mod.9Cr-1Mo Steels," Tetsu-to-Hagane, 84, pp580-585, 1998.
9. Sawada, K., Maruyama, K., Hasegawa, Y. and Muraki, T., "Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Ed. by T.Sakuma, K.Yagi," Trans Tech Publications, Swiss, pp.109-114, 1999.
10. Cerri, E., Evangelista, E., Spigarelli, S. and Bianchi, P., "Evolution of microstructure in a modified 9Cr-1Mo steel during short term creep," Mater.Sci.Eng., A245, pp285-292, 1998.
11. Masuyama, F. and Nishimura, N., "Strength of Materials, Ed. by H. Oikawa, K. Maruyama, S. Takeuchi and M. Yamaguchi," JIM, pp657, 1994.
12. Orlova, A., Bursik, J., Kucharova, K. and Sklenicka, V., "Microstructural development during high temperature creep of 9%Cr steel," Mater.Sci.Eng., A245, pp39-48, 1998.
13. Kushima, H., Kimura, K. and Abe, F., "Degradation of Mod.9Cr-1Mo Steel during Long-term Creep Deformation," Tetsu-to Hagane, 85, pp841-847, 1999.
14. Suzuki, K., Kumai, S., Kushima, H., Kimura, K. and Abe, F., "Heterogeneous Recovery and Precipitation



- n of Z Phase during Long Term Creep Deformation of modified 9Cr-1Mo Steel,” Tetsu-to Hagane, 86, pp550-557, 2000.
15. Hillert, M., “On the theory of normal and abnormal grain growth,” Acta Met., 13, pp227-238, 1965.
  16. Read Jr, W.T., “Dislocations in Crystals,” New York, McGraw-Hill, pp155, 1953.
  17. Sandstrom, R. and Kendyr, A., “Model for Tertiary-creep in Mo-and CrMo-Steels,” ICM3, Cambridge, UK, 2, pp.275-284, 1972.
  18. Endo, T. and Shi, J. , “Strength of Materials, Ed. by H. Oikawa, K.Maruyama, S.Takeuchi and M.Yamaguchi”, JIM, pp.665, 1994.
  19. Prager, M., “ Strength of Materials,” Ed. by H. Oikawa, K.Maruyama, S.Takeuchi and M.Yamaguchi,” JIM, p. 571, 1994.
  20. Kouon Henkei Tokusei Deta Shyu , ISIJ, Tokyo, 117, 1992.
  21. Exell, S.F. and Warrington, D.H., “Sub-grain Boundary Migration in Aluminium,” Phil.Mag., 26, pp1121-1136, 1972.
  22. Fukutomi, H. and Horiuchi, R., “Stress Induced Migration of  $\langle 112 \rangle$  Symmetric Tilt Boundaries,” J.Japan Inst.Metals, 43, pp1025-1031, 1979.
  23. Fukutomi, H. and Horiuchi, R., “Stress Induced Migration of  $\langle 112 \rangle$  and  $\langle 100 \rangle$  Symmetric Tilt boundaries,” J.Japan Inst.Metals, 45, pp.574, 1981.
  24. Nishizawa, T., Ohmuram, I. and Ishida, K., “Examination of the Zener Relationship between Grain Size and Particle Dispersion,” Mater.,Trans.JIM, 38, pp950, 1997 .