

## 전기비저항을 이용한 2.25Cr-1Mo 강 열화재의 미세조직 및 연성-취성전이온도 평가

### Evaluation of Microstructure and Ductile-Brittle Transition Temperature in Thermally aged 2.25Cr-1Mo Steel by Electrical Resistivity Measurement

변재원<sup>\*†</sup>, 권숙인<sup>\*</sup>  
 Jai Won Byeon<sup>\*†</sup> and S. I. Kwun<sup>\*</sup>

**초 록** 전기비저항법을 이용하여 2.25Cr-1Mo 강의 경년열화도를 평가하고자 하였다. 2.25Cr-1Mo 강이 540°C에서 장시간 노출되었을 때 일어나는 미세조직 변화를 모사하기 위해 인공 열화를 실시하였으며 열화에 따른 미세조직 인자(고용원소의 함량), 기계적 성질(연성-취성 전이온도), 전기비저항을 측정하여 이들간의 상호관계를 구하고자 하였다. 열화재에서는 기지내의 고용 원소(Mo와 Cr)의 고갈이 나타났다. 연성-취성 전이온도는 열화 초반부에 급격히 증가 후 포화되는 경향을 보인 반면 전기비저항은 열화 초반부에 급격히 감소 후 포화되는 경향을 보였다. 즉, 열화 시간에 따른 연성-취성 전이온도의 변화 경향과 전기비저항의 변화는 서로 반대적으로 변화하는 관계를 나타내었다.

**주요용어:** 전기비저항, 미세조직, 연성-취성 전이온도, 경년열화, 고용원소 고갈

**Abstract** An attempt was made to evaluate the degree of aging degradation in thermally aged 2.25Cr-1Mo steel by electrical resistivity measurement. Artificial aging was performed to simulate the microstructural degradation in 2.25Cr-1Mo steel arising from long time exposure at 540°C. Microstructural parameter (amount of solid solution element), mechanical property(ductile-brittle transition temperature) and electrical resistivity were measured to investigate the mutual relationship among these parameters. Depletion of solid solution element(Mo and Cr) in matrix was detected after aging. The ductile-brittle transition temperature(DBTT) increased rapidly in the initial stage of aging and then saturated afterward. On the other hand, the electrical resistivity decreased rapidly in the beginning and then saturated in the later stage of aging.

**keywords:** electrical resistivity, microstructure, ductile-brittle transition temperature, aging degradation, depletion of solid solution element

#### 1. 서 론

2.25Cr-1Mo 강, Cr-Mo-V 강 등의 Cr-Mo계 저합금강들은 고온강도 및 내수소취성 등이 우수하기 때문에 보일러 튜브, 석유화학설비, 증기터빈로터 등의 소재로 광범위

하게 사용되어져 왔다[1]. 그러나 이들 저합금강은 300°C~540°C의 온도 범위에서 장시간 사용할 경우 텀퍼취성, 탄화물유기취화, 기지의 연화 등의 열화 현상이 발생하는 것으로 알려져 있다[1-3]. 2.25Cr-1Mo 강에서 일어나는 열화 현상을 미세조직적으로 평가하기 위해 탄화물의 형성[4

및 조성[5] 변화를 분석하는 연구가 이루어진 바 있다. 탄화물의 조성을 분석하는 연구[5]에서 Fe>Mo>Cr의 조성 범위를 갖는 탄화물을 M<sub>6</sub>C, Fe>Cr>Mo의 조성 범위를 갖는 탄화물을 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Fe>>Cr>Mo의 조성 범위를 갖는 탄화물을 M<sub>3</sub>C, Mo>Cr>Fe의 조성 범위를 갖는 탄화물을 M<sub>2</sub>C로 분류하였다. 또한 Gope 등[4]과 Watanabe 등[6]은 열화에 따라 M<sub>6</sub>C 탄화물이 증가함을 보고하였으며, M<sub>6</sub>C 탄화물의 증가는 DBTT를 증가시키는 직접적 원인으로 알려져 있다[1,2].

한편 재질 열화도의 평가는 대상 구조물에서 시험편을 채취하여 미세조직 분석, 충격 시험, 인장시험, 파괴인성 시험 등과 같은 파괴적인 분석 방법으로 평가하는 것이 가장 정확하다. 그러나 실제적으로 가동중인 구조물에 손상을 입히지 않고 시험편을 채취하는 것이 매우 어렵기 때문에 구조물을 파손시키지 않고 손상 정도를 in-situ 모니터링 할 수 있는 비파괴평가 기법의 확립이 필요하다[7-18]. 이를 위해 전기비저항법[7-13], 자기적 방법[7,13-15], 초음파법[7,16-18], 바크하우젠노이즈법[8] 등의 평가법에 대한 연구가 진행되어 왔다. 특히 전기비저항은 고용 원소, 원자 공공 등의 점 결함에 민감하다는 특징[19] 때문에 금속조직에 대한 비파괴평가법으로서 유용하게 사용될 수 있다. 남 등[10-12]은 금속 합금에서의 전기비저항의 정밀 측정법에 대해 보고한 바 있다. Yu 등[11]과 남 등[10,11]은 경년열화된 1Cr-1Mo-0.25V 강에서 전기비저항의 감소를 보고하였으며 남 등[10]은 열화에 따른 전기비저항의 감소 이유는 아직 명확하게 규명되지 않았음을 언급한 바 있다. 또한 김 등[9]도 인공열화된 1Cr-1Mo-0.25V 강에서 전기비저항의 감소를 보고한 바 있으며, Maeda 등[13]은 경년열화된 스테인레스강에서 전기비저항의 감소를 보고한 바 있다. 지금까지 전기비저항의 정밀 측정을 위한 계측 방법 및 열화 정도와 전기비저항 사이의 경험적 상관관계의 측면에서는 많은 연구[9-13]가 있었으나 아직까지 열화에 따른 미세조직 변화와 전기비저항 사이의 상관관계에 대한 규명과 파괴적 시험 방법으로서의 검증은 부족하다. 이런 점에서 볼 때 비파괴 계측 결과에 대한 파괴적 평가법으로의 검증 및 정량화된 비파괴적 열화도 평가를 위해 전기비저항과 미세조직과의 상관관계에 대한 규명의 필요성이 크다고 할 수 있다.

따라서 본 연구에서는 인공 경년열화재에 대한 비파괴적 평가(열화에 따른 전기비저항의 변화량 추정)결과와, 파괴적 평가 결과(열화에 따른 미세조직 변화)를 비교 고찰함으로써 미세조직 변화와 비파괴평가 파라미터 사이의 상관

관계를 밝히고자 하였으며 이를 바탕으로 기계적 성질의 열화도를 평가하고자 하였다. 이를 위해 630 °C에서 열화 시간을 달리하여 가속화된 인공 열화 시편을 제작하였으며, 열화 시간에 따른 탄화물의 변화 및 고용원소의 양을 측정하였다. 또한 열화 시간에 따른 전기비저항을 측정하였으며 파괴적 미세조직 분석 결과와 비교 고찰하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 인공 열화 시편 제작

본 연구에 사용된 2.25Cr-1Mo 강은 포항제철에서 제조되었으며, 900°C에서 1시간 노멀라이징 처리 후 720°C에서 1시간 템퍼링 처리된 두께 15 mm의 후판을 공급받아 사용하였다. 2.25Cr-1Mo 강의 화학적 조성을 Table 1에 나타내었다. 현장에서 장시간 사용되어 열화된 재료를 구하는 것은 현실적으로 매우 어렵기 때문에 인공 열화 조건으로 가속화시켜 제작하여 열화도를 평가하고자 하였다. Adbel-Latif 등[20]은 인공 열화재와 실제 사용재의 미세조직을 비교함으로써 가속화된 인공 열화 열처리 조건에 대해 보고한 바 있다. 본 연구에서도 이를 바탕으로 하여 630 °C에서 290~4800 시간 범위에서 등온 열처리 시간을 변수로 하여 가속화된 인공 열화 시편을 제작하였다.

Table 1 Chemical compositions of the 2.25Cr-1Mo steel used in this investigation(ASTM A387-22-CL2)

Component	Fe	C	Si	Mn	P
wt%	bal.	0.138	0.142	0.46	0.014
Component	S	Al	Cr	Mo	Ni
wt%	0.004	0.007	2.27	0.97	0.17

### 2.2. 기지내의 고용강화 원소 분석 및 탄화물 분석

기지 내 고용강화 원소를 분석하기 위해 전해추출법을 이용하여 기지만을 선택적으로 용해시켰다. 전해 추출을 위해 기존 문헌[21]에 보고된 조건에 따라 가로, 세로, 두께가 각각 55 x 10 x 1 mm인 시편을 90 % 메탄올 + 10 % 염산 용액 속에서 3 볼트의 전압을 가해주었다. 기지를 선택적으로 용해시킨 후 남은 잔사(탄화물)는 걸러내

어 X-선 회절 분석을 하였으며, 용액은 ICP(Inductively Coupled Plasma, 유도결합 플라즈마 분광법) 분석법을 이용하여 고용원소의 함량을 구하였다. 또한 입계 탄화물의 조성을 정성적으로 분석하기 위해 탄화물의 주요 구성 원소인 Mo 와 Cr에 대해 EPMA line profile 분석을 하였으며, 정량적 조성 분석을 위해 AES(Auger electron spectroscopy, 오제이전자분광법)를 이용하여 각 시편에서 15~30개의 탄화물에 대해 성분 분석을 하였다.

### 2.3. 연성-취성전이온도(DBTT, ductile-brittle transition temperature) 평가

-140 °C ~ 20 °C 범위에서 표준 시험편을 이용하여 V-노치 샤르피(Charpy) 충격 시험을 행하였으며 온도에 따른 충격 흡수에너지의 변화 경향을 식 (1)로 나타낸 함수[22]를 가정하여 fitting하였다.

$$Y = \frac{(P_1 + P_2)}{2} + \frac{(P_1 - P_2)}{2} \tanh\left[\frac{(X - P_3)}{P_4}\right] \quad (1)$$

여기서,  $P_1$ 은 upper shelf energy로 상온에서의 값을 사용하였으며,  $P_2$ 는 lower shelf energy로 일반적으로 강에서 사용하는 2.7 J/cm<sup>2</sup> 을 사용하였다.  $P_3$ 는 DBTT (°C),  $P_4$ 는 상수,  $Y$ 는 흡수에너지(absorbed energy, J/cm<sup>2</sup>) 그리고  $X$ 는 시험 온도(°C)이다.

### 2.4. 전기비저항 측정

직류 전류를 이용하는 4단자전위차법으로 측정하였다. 이때 컴퓨터로 제어되는 직류 전류원(Keithley 203)을 이용하여 ±0.5 A 범위에서 전류를 시험편에 공급하였으며, 전압은 나노볼트미터(Keithley 224)를 사용하여 측정하였다. 시험편과 측정 장비 사이의 연결은 전기 노이즈를 최소화하기 위해 절연된 전기비저항 측정용 케이블(Kethley)을 사용하였다. 전압 리드선의 간격 측정시의 오차는 전기비저항 값에 큰 영향을 미치기 때문에[10,11] 단자 간격을 항상 일정하게 유지할 수 있는 지그를 사용하였다. 또한 전기비저항 값이 시편과 접촉하는 측정 단자의 압력에도 영향을 받기 때문에 일정한 하중을 가해 시편에 접촉시켜 주었다. 시편은 가로, 세로, 두께가 각각 10 x 60 x 2 mm인 박판형으로 하였다. 전기비저항은 식 (2)에 따라 계산하였다.

$$\rho = \frac{V}{I} \frac{A}{L} \quad (2)$$

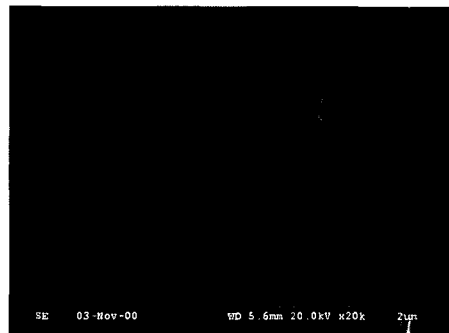
여기서  $\rho$ 는 전기비저항,  $V$ 는 전압,  $I$ 는 전류,  $A$ 는 시편의 단면적,  $L$ 은 전압리드선의 간격이다.

### 3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 as-received 시편과 630°C에서 3700 시간 동안 열화 시킨 시편에서 탄화물의 형상을 FESEM(field emission scanning electron microscope)로 관찰한 본 연구자들의 이전 연구 결과[16]로서, 열화제에서는 탄화물이 조대화되며 그 분포가 변하고 있음을 정성적으로 알 수 있다. 또한 본 연구자들의 이전 연구에서 평균 결정립 크기는 열화 시간이 증가해도 약 20 μm 정도로 일정하며 입계 편석은 나타나고 있지 않음을 보고[16]한 바 있다.



(a) as-received



(b) 3700 hr.

Fig. 1 FESEM images showing the morphology of carbides before and after artificial aging [16]

3.1. 열화에 따른 고용강화 원소 함량 및 탄화물 특성 변화

열화 시간에 따른 기지 내의 고용 원소의 함량 변화를 확인하기 위해, 기지만을 선택적으로 용해시켜 기지에 존재하는 Mo와 Cr의 양을 분석하였다. Fig. 2는 열화에 따른 기지내의 고용강화 원소의 함량의 상대적 변화 경향을 보기 위해 각 시편에서의 고용강화 원소의 함량을 as-received 시편에서의 함량으로 규격화하여(normalize) 나타낸 것이다. 열화 시간이 증가함에 따라 기지 내에 고용된 Mo의 양은 급격히 감소한 후 약 1000 시간 이후에는 거의 변하지 않는 경향을 보인다. 또한 Cr의 양도 열화 초반부에 많이 감소된 후 포화되는 경향을 보였으나 그 양은 Mo의 감소량에 비해 상대적으로 적었다. Biss 등[21]은 524 °C에서 20년 동안 사용된 1Cr-0.5Mo 강에서 기지내의 Mo의 급격한 고갈을 보고한 바 있으며 기지로부터 빠져나온 잉여의 Mo는 Mo를 많이 함유한 탄화물인  $M_6C(Fe>Mo>Cr)$  탄화물을 증가시키는 역할을 할 것으로 생각된다.

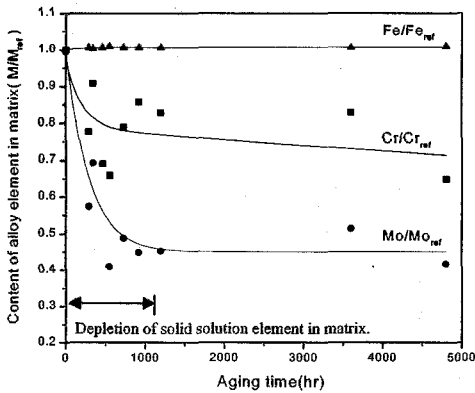
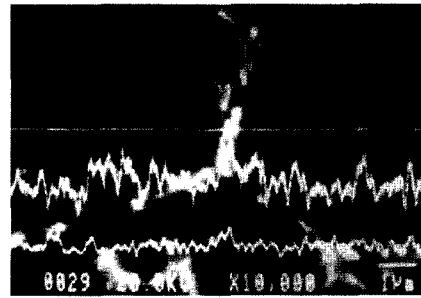
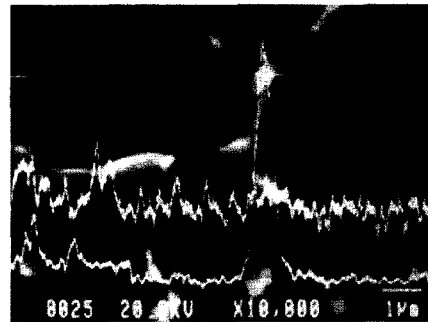


Fig. 2 Change of the normalized amount of solid solution elements in matrix with aging time

Fig. 3은 입계 탄화물에 대한 EPMA line profile 분석 결과로서 열화재에서 분석된 탄화물은 상대적으로 Mo를 많이 함유하고 있음을 알 수 있다. 오제이전자분광법을(AES) 이용하여 입계탄화물에 대한 조성을 분석하였으며, 조성에 따른 탄화물 분류 기준[5]에 따라  $M_6C$  탄화물의 개수 분율을 구하여 Fig. 4에 나타내었다.  $M_6C$  탄화물의 개수 분율은 열화 초반부에는 급격히 증가하다 1000 시간 이후에는 매우 천천히 증가하는 경향을 보인다.



(a) as-received



(b) 3700 hr

Fig. 3 SEM photographs showing the Mo and Cr line profile of grain boundary carbides

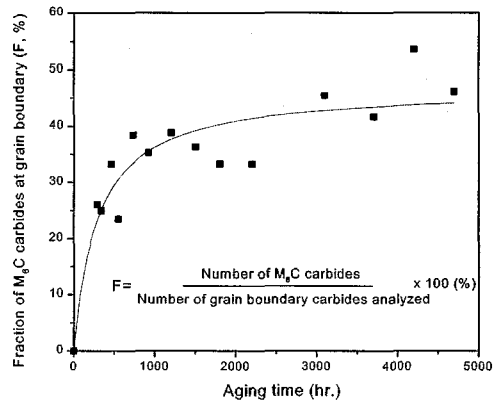
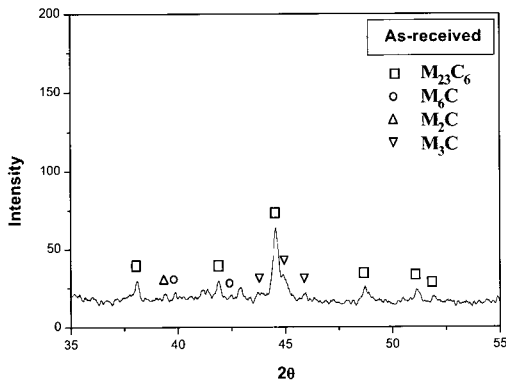


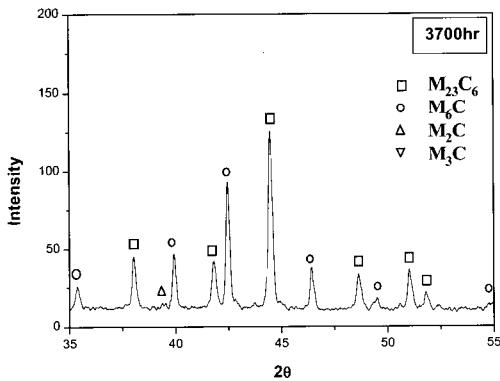
Fig. 4 Fraction of  $M_6C$  carbides at grain boundary with aging time

Fig. 5는 비손상재와 3700시간 열화재에서 추출된 탄화물에 대한 X-선 회절 분석 결과이다. 비손상재에서는  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$ ,  $M_3C$  탄화물의 피크가 관찰된다.  $M_{23}C_6$  탄화물이 가장 많은 양을 차지하고 있으며,  $M_{23}C_6$

의 주 피이크의 오른쪽에 매우 근접하여  $M_6C$ 의 주피이크가 관찰된다.  $M_2C$ 와  $M_6C$  탄화물은 상대적으로 매우 적은 양이 존재함을 알 수 있다. 이는 Gope 등[4]이 투과 전자현미경의 회절패턴 분석 결과에서 비손상재에서는  $M_6C$ 를 관찰할 수 없었음을 보고한 것과 유사한 결과이다. 그러나 열화재에서는  $M_6C$  탄화물이 급격히 증가했음을 알 수 있다. Gope 등[4]도 회절패턴 분석 결과에서 열화에 따른  $M_6C$  탄화물의 증가를 보고한 바 있다. Mo를 많이 함유한  $M_6C$  탄화물( $Fe > Mo > Cr$ )이 증가하기 위해서는 Mo의 공급이 필요하다. 이는 고용원소 함량 분석 및 탄화물 분석 결과로부터 유추해 볼 때, 기지로부터 빠져나온(고용원소 고갈) Mo가  $M_6C$  탄화물을 증가시키는 역할을 하는 것으로 생각된다.



(a) as-received



(b) 3700 hr

Fig. 5 X-ray diffraction patterns of the electrolytically extracted carbides before and after aging

### 3.2. 열화에 따른 기계적 성질의 변화

Fig. 6은 온도에 따른 샤르피 충격 흡수에너지 값을 나타내었는데, 열화재의 값이 비손상재의 값보다 모든 측정 온도에서 작음을 알 수 있다. Fig. 6의 결과로부터 식 (1)을 이용하여 DBTT 값을 구하여 Fig. 7에 나타내었다. As-received 시편의 DBTT 값은  $-47^{\circ}C$  이었으며 DBTT는 열화 초반부에 급격히 증가한 후 더 이상 증가하지 않은 경향을 나타내었다. 미세조직적으로 볼 때  $M_6C$  탄화물의 증가는 DBTT를 증가시키는 직접적인 원인으로 알려져 있다[1,2]. 따라서 기지내의 Mo의 고갈은 Mo를 많이 함유한  $M_6C$  탄화물을 증가시키며, 이로 인한 취화(DBTT의 증가)가 유발된다고 할 수 있다.

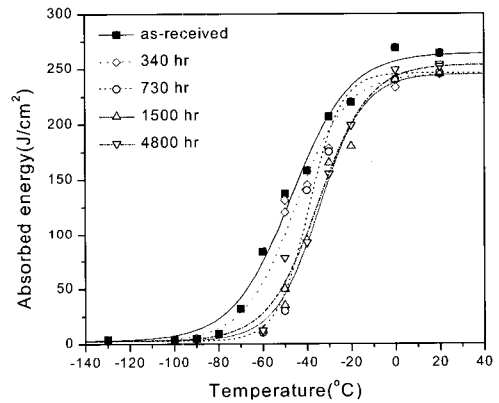


Fig. 6 Temperature dependence of the impact-absorbed energy of 2.25Cr-1Mo steel aged at  $630^{\circ}C$  for various times

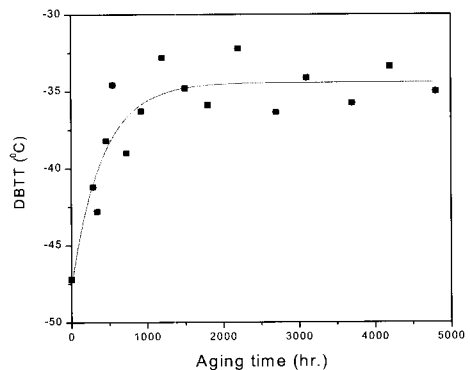


Fig. 7 Change of DBTT with aging time in 2.25Cr-1Mo steel aged at  $630^{\circ}C$

3.3. 전기비저항과 미세조직과의 상관관계

Fig. 8은 열화 시간에 따른 전기비저항 및 DBTT의 변화를 비교하여 나타낸 것으로, 열화 시간의 증가에 따른 전기비저항의 변화는 DBTT와 반대적으로 변화하는 관계에 있음을 알 수 있다. 비손상계의 전기비저항은 27.5  $\mu\Omega\text{cm}$  이었으며 열화 시간이 증가함에 따라 1000 시간까지 약 24.7  $\mu\Omega\text{cm}$ 로 급격히 감소 후 이후에는 더 이상 변화되는 않는 경향을 보인다. 이러한 경향은 Yu 등[11]과 김 등[9]이 보고한 1Cr-1Mo-0.25V 강 인공 열화재에서의 전기비저항 변화 경향과 유사한 것이다.

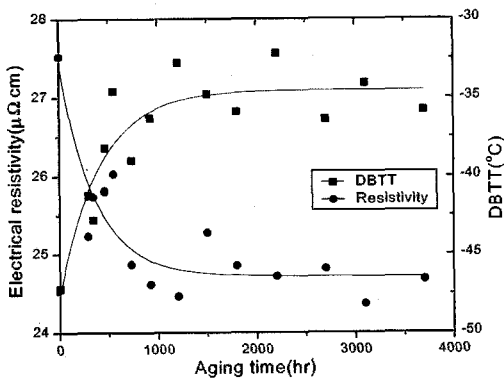


Fig. 8 Change of electrical resistivity and DBTT with aging time in artificially aged 2.25Cr-1Mo steel

전기비저항은 전도 전자의 산란에 의한 것으로 격자진동(phonon scattering), 불순물, 격자변형 등에 의해 영향을 받는다[19]. 특히 미세조직적으로 볼 때 원자단위의 결합인 고용 원소와 점 결함이 전기비저항에 가장 크게 영향을 미치는 미세조직 인자로 알려져 있다[19]. 이상에서 언급한 2.25Cr-1Mo 강의 열화에 따른 주요 미세조직의 변화는 탄화물의 조대화와 기지의 고용강화 원소의 고갈이다. 석출물(탄화물)에 의한 전도 전자의 산란 효과는 원자 단위의 결합인 고용 원소에 의한 산란 효과에 비해 매우 적기 때문에 탄화물의 변화에 의한 영향은 매우 작다고 볼 수 있다. 또한 앞서 언급하였듯이 본 연구에서 사용된 2.25Cr-1Mo 강 인공 열화재에서는 입계 편석이 나타나고 있지 않으며 결정립 크기의 변화도 관찰할 수 없었다. 또한 기존 연구에서 Miyake 등[23]은 동합금에서 석출 열처리를 통해 고용강화 원소를 석출물 형태로 만들어 줌으로써 전기비저항이 감소됨을 보고한 바 있다. 이러한 점들에 비추어 볼 때 2.25Cr-1Mo 강 열화재에서의 전기비저항의 감소는 주로 고용 원소의 고갈에 의한 전도전자 산란 site의 감소 효과 때문인 것으로 생각된다.

3.4. 전기비저항과 기계적 성질과의 상관관계

미세조직적 접근을 통해 기계적 성질(DBTT)과 비파괴 평가 파라미터(전기비저항)와의 상관관계를 얻을 수 있으며 이러한 접근 방법의 모식도를 Fig. 9에 나타내었다.

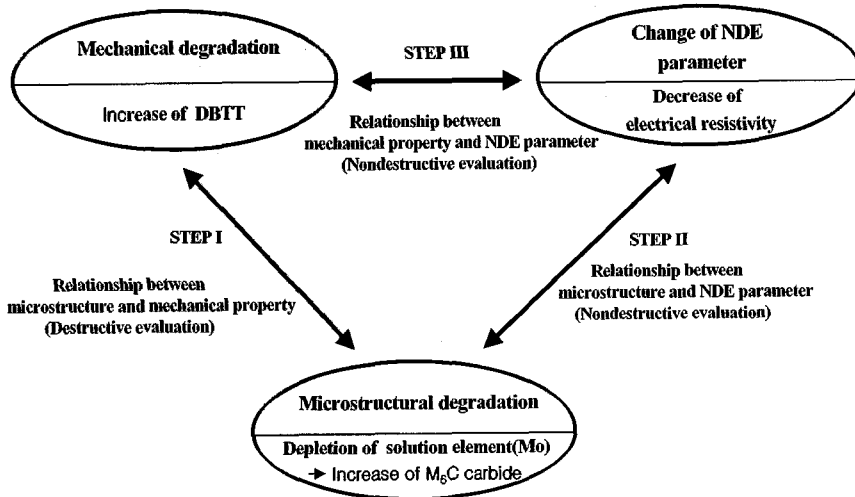


Fig. 9 Interrelationship between the microstructure, the mechanical degradation, and the electrical resistivity in thermally aged 2.25Cr-1Mo steel

STEP I : 미세조직과 기계적성질의 상관관계  
(과과적 평가법)

열화에 따른 고용강화 원소의 고갈은 Mo를 많이 함유한 M<sub>6</sub>C 탄화물(Fe>Mo>Cr)을 증가시킨다. 또한 M<sub>6</sub>C 탄화물의 증가가 DBTT의 증가에 가장 직접적 원인으로 알려져 있다[1,2].

STEP II : 미세조직과 비파괴평가 파라미터의 상관관계(비파괴적 평가법)

열화에 따른 고용강화 원소의 고갈은 전도 전자의 산란 site를 줄이는 역할을 함으로써 전기비저항의 감소를 초래한다.

STEP III : 기계적 성질과 비파괴평가 파라미터의 상관관계(비파괴적 평가법)

STEP I과 STEP II의 결과를 미세조직 인자인 고용강화 원소의 고갈을 공통 인자로하여 연결시킴으로써 기계적 성질과 비파괴평가 파라미터의 상관관계를 구할 수 있다. 또한 전기비저항(비파괴평가 파라미터)은 DBTT(기계적 성질)를 직접적으로 지배하는 미세조직 인자(M<sub>6</sub>C 탄화물의 증가를 초래하는 고용원소의 고갈)에 가장 크게 영향을 받고 있기 때문에, Fig. 8에 나타난 바와 같이 DBTT와 좋은 상관관계를 나타낼 수 있게 된다.

#### 4. 결 론

전기비저항을 이용하여 인공 열화된 2.25Cr-1Mo 강의 미세조직 및 기계적 성질 열화도를 평가하고자하는 본 연구를 통해 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 기지 내 고용강화 원소로 존재하던 Mo와 Cr은 열화 초반부에 급격히 고갈되는 경향을 보였으며, 특히 Mo의 고갈 현상이 크게 나타났다. 또한 이는 Mo를 많이 함유한 M<sub>6</sub>C 탄화물을 증가시키는 역할을 하는 것으로 생각된다. 또한 DBTT는 열화 초반부에 급격히 증가 후 포화되는 경향을 보였다.
2. 전기비저항은 열화 시간이 증가함에 따라 급격히 감소한 후 포화되는 경향을 보였으며 2.25Cr-1Mo 강의 열화에 민감한 비파괴평가 파라미터인 것으로 판단된다. 또한 열화 초반부의 급격한 전기비저항의 감소는 주로 고용 원소의 고갈에 의한 전도전자의 산란 site 감소 효과에 의한 것이다.
3. 열화 시간에 따른 전기비저항의 변화는 DBTT와 반대적으로 변화하는 관계를 나타내었다. 열화된 2.25Cr-1Mo 강에서 DBTT의 변화를 전기비저항을

측정함으로써 비파괴적으로 평가할 수 있으며, 이는 전기비저항이 주로 DBTT에 직접적으로 영향을 미치는 미세조직 인자(M<sub>6</sub>C 탄화물의 증가를 초래하는 고용 원소의 고갈)에 영향을 받고 있기 때문이다.

4. 열화 시간에 따른 전기비저항의 변화와 미세조직 변화와의 상관관계를 고찰하였으며, 미세조직적 접근을 바탕으로하여 전기비저항을 측정함으로써 기계적 성질 열화도를 효과적으로 평가할 수 있었다.

#### 후 기

본 연구는 1999년도 한국과학재단의 특정기초연구비지원(과제번호:1999-2-301-009-3)으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

#### 참고문헌

- [1] N. S. Cheruvu, "Degradation of Mechanical Properties of Cr-Mo-V and 2.25Cr-1Mo Steel Components After Long-Term Service at Elevated Temperatures," *Metall. Trans.*, Vol. 20A, pp. 87-97, (1989)
- [2] Z. Qu and K. H. Kuo, "Embrittlement of 2.25CrMoV Steel Bolts After Long Exposure at 540°C," *Metall. Trans.*, Vol. 12A, pp. 1333-1337, (1981)
- [3] J. C. Murza and C. J. McMahon, "The Effects of Composition and Microstructure on Temper Embrittlement in 2.25Cr-1Mo steel," *J. Eng. Mater. Technol.*, Vol. 102, pp. 369-375, (1980)
- [4] N. Gope, A. Chatterjee, T. Mukherjee and D. S. Sarma, "Influence of Long-Term Aging and Superimposed Creep Stress on the Microstructure of 2.25Cr-1Mo Steel," *Metall. Trans.*, Vol. 24A, pp. 315-326, (1993)
- [5] Y. J. Lee, "Assessment of Creep Damage in Weldment of 1Cr-0.5Mo Steels," Ph. D. Thesis, Monash University, (1989)
- [6] Y. Watanabe and T. Shoji, "The Evaluation on In-Service Materials Degradation of Low-Alloy Steels by the Electrochemical Method," *Metall. Trans.*, Vol. 22A, pp. 2097-2106, (1991)
- [7] 변재원, "고온 열화 손상된 니켈기 초내열합금과

- 2.25Cr-1Mo 강의 미세조직 및 기계적 성질에 대한 비파괴평가”, 고려대학교 박사학위논문, (2001)
- [8] 변재원, 표승우, 권숙인, “전기비저항, 바크하우젠노이즈 및 탄화물 분석법을 이용한 2.25Cr-1Mo 강의 열화도 평가”, 대한기계학회 추계학술대회 논문집 A, pp. 210-215, (2001)
- [9] 김정표, 배봉국, 김동중, 석창성, “전기비저항법을 이용한 재료열화 평가”, 대한기계학회추계학술대회 논문집 A, pp. 129-136, (2001)
- [10] 남승훈, 유광민, 김엄기, “전기비저항을 이용한 1Cr-1Mo-0.25V강의 인성열화도 평가”, 비파괴검사학회지, Vol. 18, No. 1, pp. 10-16, (1998)
- [11] K. M. Yu, S. H. Nahm and Y. I. Kim, “Toughness Degradation Evaluation of 1Cr-1Mo-0.25V Steel by Electrical Resistivity,” J. Mat. Sci. Letters, Vol. 18, pp. 1175-1176, (1999)
- [12] 남승훈, 유광민, 류제천, “전기비저항을 이용한 금속합금 열화도 평가기술”, 비파괴검사학회지, Vol. 21, No. 5, pp. 532-541, (2001)
- [13] N. Maeda, T. Goto, T. Kamimura, T. Naito, S. Kumano and Y. Nakao, “Changes in Electromagnetic Properties During Thermal Aging of Duplex Stainless Steel,” Int. J. Pres. Ves. & Piping, Vol. 71, pp. 7-12, (1997)
- [14] 변재원, 권숙인, “보자력 및 잔류자화를 이용한 2.25Cr-1Mo 강의 경년열화도 평가-미세조직적 접근”, 비파괴검사학회지, Vol. 22, No. 1, pp. 65-73, (2002)
- [15] K. S. Ryu, S. H. Nahm, Y. B. Kim, K. M. Yu and D. Son., “Dependence of Magnetic Properties on isothermal Time for 1Cr-1Mo-0.25V Steel,” J. Magn. Mater., Vol. 222, pp. 128-132, (2000)
- [16] 변재원, 권숙인, 박은수, 박익근, “인공 열화 열처리된 2.25Cr-1Mo 강의 미세조직 변화에 대한 초음파 비파괴평가”, 한국열처리공학회지, Vol. 14, No. 2, pp. 110-117, (2001)
- [17] 변재원, 권숙인, 박은수, 박익근, “초음파 속도를 이용한 니켈기 초내열 합금의 크리프 손상 평가”, 대한금속·재료학회지, Vol. 39, No. 2, pp. 1367-1374, (2001)
- [18] 변재원, 송진현, 김용환, 권숙인, 김정석, 박은수, 전체홍, 박기성, 김승태, “초음파법에 의한 가스터빈 정익 블레이드재의 경년열화도 평가”, 비파괴검사학회 추계학술대회논문집, pp. 236-241, (2001)
- [19] D. D. Pollock, “Electrical Conduction in Solids,” Am. Soc. Metals, pp. 89’ Metals Park, Ohio, (1985)
- [20] A. M. Adbel-Latif, J. M. Corbett and D. M. R. Taplin, “Analysis of Carbides Formed During Accelerated Aging of 2.25Cr-1Mo Steel,” Met. Sci., Vol. 16, pp. 90-96, (1982)
- [21] V. A. Biss and T. Wada, “Microstructural Changes in 1Cr-0.5Mo Steel after 20 Years of Service,” Metall. Trans., Vol. 16A, pp. 109-114, (1985)
- [22] K. E. Stahlkopf, R. E. Smith, W. L. Server and R. A. Wullaert, ASTM STP 601, pp. 291-307, ASTM, Baltimore, (1975)
- [23] J. Miyake and M. E. Fine, “Electrical Conductivity versus Strength in a Precipitation Hardened Alloy,” Acta Metall. Mater., Vol. 40, pp. 733-741, (1992)