

< 논 문 >

## 2.25Cr-1Mo강의 열화와 기계적 성질변화에 관한 연구

정 희 돈\*

(1994년 8월 19일 접수)

### A Study on the Variation of Mechanical Properties Due to Thermal Aging in 2.25Cr-1Mo Boiler Tube Steel

Hee Don Jeong

**Key Words :** Fossil Power Plant(화력발전소), 2.25Cr-1Mo Steel(2.25Cr-1Mo강), Material Deterioration(경년열화), Tensile Test(인장실험), Carbide(탄화물), Microhardness(미소경도), Nondestructive Test(비파괴검사), Reliability Evaluation(안정성평가)

#### Abstract

As received boiler tube steel was aged artificially at 650°C and 690°C for various time duration to simulate the material deterioration which could be occurred during the operation of fossil power plants. And the tensile tests, the microhardness tests and the characterization of carbides formed in the aging processes were performed to assess the relationship between the mechanical properties and the effect of thermal aging. Furthermore, the amount of Mo-rich carbide were investigated by nondestructive method by noticing the fact that formation of Mo-rich carbides ( $\text{Mo}_6\text{C}$ ) which stabilizes lastly affects the mechanical properties. It was known that the microhardness of artificially aged materials decrease as the aging effect is increased. And, the microhardness results of service exposed materials were similar to the ones which are aged at 650°C. The room temperature measurement showed small variation in the yield points and ultimate strength in materials aged at 650°C. Those properties at 540°C showed the abrupt decrease compared with as received material even if short aging time. And it was found that 650°C and 690°C aging cause different effects on mechanical properties, although the temperature-time parameters(LMP;Larson-Miller parameter) are same. And it was concluded that the aging at 650°C is more appropriate to simulate the service exposed condition. Finally, the relationship between high temperature tensile properties and  $I_p$  values were established, which offers a potential way of reliability tests on the power plant components.

#### 1. 서 론

화력발전설비의 부재를 설계할 때에 부재의 두께

는, 경년열화에 의한 재료의 변화와 고온산화등에 대한 여유를 충분히 고려하게 되어 있으며, 사용온도와 내압등에 대해서도 상당한 여유를 가지고 이루어지게 되어 있다. 그러나 설계시점에서 충분한 여유를 주었다 할지라도 사용환경이 극단적으로 열악한 부위, 예를 들어 보일러의 내부설비와 같이

\*회원, 산업과학기술연구소

고온에서 장시간 사용되는 부재들은 사용시간의 증가에 따라 환경에 의한 악영향을 복합적으로 받게 되고 그만큼 설계시의 여유도 가속적으로 감소하게 된다. 이 때문에 어느 정도의 운전시간이 축적된 설비에 대해서는, 안정적 운전의 측면에서, 정기적인 엄밀한 진단이 필요하게 된다. 정밀진단이 필요한 시기에 대해서는 각 나라마다 다르게 정의하고 있는데,<sup>(1)</sup> 이것은 그만큼 고온 설비의 수명을 정의하기가 매우 어렵다는 사실과도 일맥상통하고 있다.

고온부재의 현상태 진단을 위하여 근래에 수많은 관련 연구가 실시되어 왔다.<sup>(2~7)</sup> 그러한 연구들의 주요내용 중의 하나는 부재의 기계적 그리고 야금학적 변화를 현장에서 비파괴적 수법에 의해서 측정하려하는 것이었다. 그러나 이와 같이 비파괴적 수법으로 얻어지는 현상태 진단의 결과는 어디까지나 이차적인 결과이며, 파괴시험을 통하여 얻은 강도의 변화와 연결시켜야만 의미를 갖게 될 것이다. 이는 부재의 잔존수명을 평가하는 가장 기본적인 절차이기 때문이다.

이와 같은 관점 하에서 본 연구는, 경년화력발전소의 진단을 행하는 데에 있어서 부재의 안정성을 평가하는 기준을 수립하는 데에 필요한 데이터의 확보에 그 목적을 두고 있다. 연구대상은 화력발전소 보일러의 파이프로 사용되는 2.25Cr-1Mo 강으로서, 실제로 보일러에서 사용된 것과 장시간 사용을 모의하기 위해서 짧은 시간의 인공열처리를 행한 시료들을 준비하고 실온과 고온에서의 기계적 성질의 변화를 살펴보았다. 한편 비파괴적 수법에 의해서, 탄화물의 생성에 의한 기계적 성질변화와의 상관관계도 살펴 보았다.

## 2. 시험방법

### 2.1 시험재료와 시험편

본 연구에 사용된 시험재료는 화력발전소 보일러 튜브 재료로 널리 사용되는 2.25Cr-1Mo 강 (STPA24)로서, 0.15%C, 0.5%Si, 0.4%Mn, 2.25%Cr 그리고 0.95%Mo의 성분을 가지고 있다. 준비된 파이프 형상의 시료에 대해서, 보일러에서의 실제사용에 의한 재질변화를 짧은 시간내에 재현하기 위해서, 각각 650°C와 690°C에서 소정의 시간동안 인공열처리를 실시했다. 열처리는 최소 19시간에서 최대 3500시간의 범위내에서 여러종류의 열처리시간에 걸쳐 실시했다. 한편 서로 다른 열처리 온도와 열처리시간을 갖는 각 재료들의 열이력을 정량적으로 비교 검토하기 위해서 식 (1)과 같은 Larson-Miller Parameter(이하 LMP로 약칭함)<sup>(8)</sup>를 도입했다.

$$LMP = (T + 273)(20 + \log t) \quad (1)$$

여기서,  $T$ 는 열처리온도(°C)이며  $t$ 는 열처리 시간을 나타낸다.

한편, 입수가 가능했던 Table 1과 같은 사용조건에서 사용된 실기 사용재들도 본 연구에 포함되었다. 인공열처리가 끝난 시료와 시험편의 제작이 가능한 크기를 갖는 실기사용재에 대해서 Fig. 1과 같은 형상으로 인장시험편을 제작했다.

### 2.2 시험방법

#### 2.2.1 인장시험

인공열처리재와 실기사용재의 기계적 성질의 변

Table 1 Service exposed conditions of boiler tube materials used in present study

Symbol	Operation temperature (°C)	Operation time (hour)	Component
RH-1	540	132,000	Fossil power plant reheater tube
RH-2	565	178,680	"
SH-3	581	75,000	"
SH-1	571	196,000	Fossil power plant superheater tube
SH-F	590	106,000	"

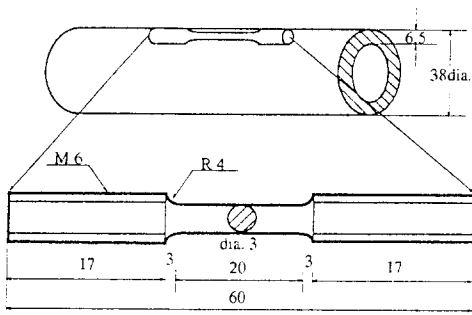


Fig. 1 Extraction of tensile specimen from the boiler tube and configuration of specimen. (Unit: mm)

화를 직접적으로 조사하기 위해서 실온 그리고 실제 보일러 사용환경을 고려하여 540°C에서 인장 실험을 실시했다. 인장시험은 인스트루먼트 만능시험기를 사용하여 실시하였으며, 하중은 0.1 mm/min의 속도로 가하도록 했다. 인장시험을 통하여서는 재료의 항복점과 인장강도를 구했다.

2.2.2 전기화학실험과 경도측정

본 연구의 대상인 2.25Cr-1Mo 강과 같은 고온용 재료는 장시간 사용 중에 생성되어 안정화되는 특정 탄화물(본 재료의 경우에는 Mo<sub>6</sub>C탄화물)이 전반적인 기계적 성질을 좌우하게 된다. 본 연구에서는 이러한 탄화물의 생성 여부 및 생성량을 미파라

적으로 측정하고 이 측정값과 인장시험에서 구한 기계적 성질과의 상관관계를 규명하고자 한다. 이용된 미파라적 수법은 소위 전기화학적 재활성화법 (electrochemical potentialkinetic reactivation: 이하 EPR로 표기함)으로서 원리 및 방법에 대해서는 필자들의 연구결과인 참고문헌 (9), (10), (11) 그리고 (12)에 자세하게 언급되어 있다. 여기서, EPR 시험은, 참조전극(Ag/AgCl 전극)의 전위를 기준으로 하여 시험된 표면에 인위적으로 전위를 인가하고 대극(Pt)과 시료 사이를 흐르는 전류를 측정하는, 소위 Potentiodynamic polarization 기법을 응용한 것이다. 시험은 0.001mol/liter sodium Molybdate 용액하에서 실시되었으며, 시험초기에 300 mV/AgCl의 전위하에서 5분간 유지한 다음, 0.5mV/sec.의 속도로 active한 쪽으로 전위를 인가시켰다. 이 때에 나타나는 전위-전류곡선을 구하고 부동태 영역에서 나타나는 전류치의 값을 이용하여 Mo<sub>6</sub>C탄화물의 생성 여부를 조사했다. 한편 EPR시험이 끝난 시료에 대해서는, 탄화물 생성에 기인하는 경도의 변화를 알아보기 위해서 500g의 하중하에서 미소경도측정을 실시했다.

2.2.3 금속조직과 탄화물 관찰

각종의 열처리에 의한 재료의 조직적 변화를 살펴보기 위해서 미운된 시료들에 대해서 1μm의 연마제를 사용하며 최종 연마처리를 행하고, 2%

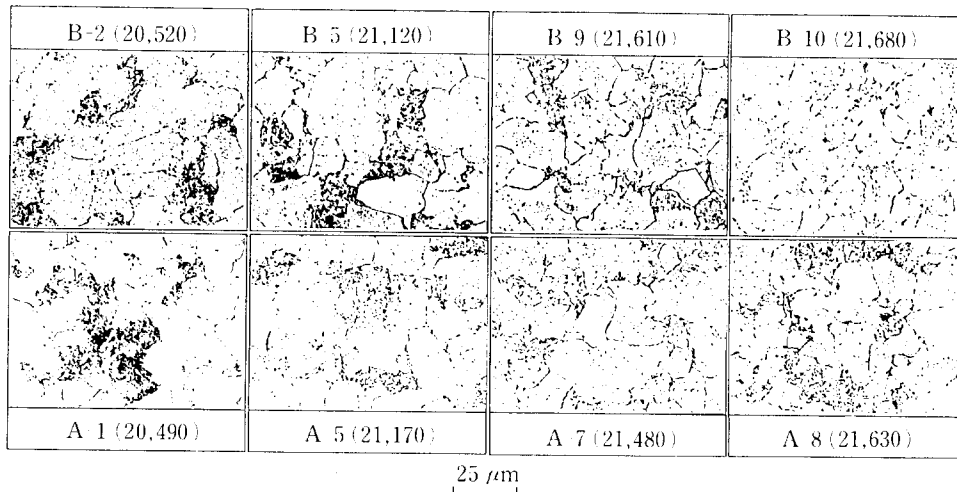


Fig. 2 Microstructure changes observed after artificial aging. A and B series are specimens aged at 690°C and 650°C respectively. The number in : : are the heat treatment parameter LMP

nital용액으로 부식시킨 다음 광학현미경과 전자현미경을 이용하여 조직관찰을 실시했다. 또한 인장시험이 끝난 일부의 인장시편들에 대해서 전자현미경을 이용하여, 조직적 변화가 파단강도에 미치는 영향의 유무를 조사하기 위해서, 파면관찰을 행했다. 한편, 탄화물의 동정을 위해서 92% ethanol과 8% HCl의 용액하에서, 시료와 백금대극 사이에 20mA/cm<sup>2</sup>의 전류를 흘려주는 것에 의해 탄화물 추출을 행한 다음 XRD(X-ray diffraction)시험을 실시했다.

### 3. 시험결과 및 고찰

#### 3.1 열처리에 의한 조직의 변화

본 재료와 같이 Cr과 Mo이 포함되어 있는 재료는 고온중에서 장시간 사용됨에 따라, Mo<sub>2</sub>C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Mo<sub>6</sub>C와 같은 탄화물이 생성되게 된다.<sup>(13,14)</sup> 이러한 탄화물 중에서 최종적으로 안정화되는 탄화물은 Mo<sub>6</sub>C로서, 이 탄화물이 생김으로써 재료의 열화가 촉진되게 되고 고온강도를 저하시키는 직접적인 원인이 된다고 알려져 있다.<sup>(15,16)</sup> 그림 2의 윗부분의 사진은 650°C에서 열처리한 대표적인 재료의 조직을 열처리 파라미터인 LMP순으로 정리한 것이며, 그리고 아래의 사진은 690°C 열처리재의 결과이다. 그림에는 시료의 기호와 LMP가 함께 표시되어 있다. 우선 650°C 열처리재의 결과를 살펴보면 LMP가 증가함에 따라 조직사진중에 검게 보이는 펄라이트 조직이 소멸되어 가고 있음을 알 수 있다. 또한 매우 큰 LMP 조건하에서는 입계내에 작은 탄화물들이 그리고 입계를 따라 상대적으로 큰 탄화물들이 존재하고 있음을 알 수 있다. 이러한 탄화물들은 앞서 말한 대로 Cr과 Mo가 주성분인 탄화물이며 열처리의 정도가 증가함에 따라 Mo<sub>6</sub>C탄화물이 주로 생성될 것으로 여겨진다. 그러나 690°C(A재)에서 열처리한 재료들을 살펴보면 LMP가 증가하여도 펄라이트의 소멸 정도는 650°C(B재)에서의 그것보다 상대적으로 적음을 알 수 있다. 이는 비록 LMP가 같더라도 상대적으로 낮은 온도에서 장시간 열처리를 한 재료가 열처리의 효과를 크게 받고 있음을 말해주고 있다.

한편 사용온도가 600°C를 넘지 않는 실기 사용재들의 조직들도 인공 열처리 재와 마찬가지로 사용온도 또는 시간이 증가함에 따라 (열처리의 정도

가 커짐에 따라) 펄라이트 조직의 소멸과 탄화물의 분포가 관찰되고 있었다. Fig. 3은 대표적인 빛가지 재료내에 존재하는 대표적인 탄화물의 종류와 분포량을 알기 위해 얻은 XRD시험 결과이다. 그림중의 M은 Mo<sub>6</sub>C 탄화물, N은 Mo<sub>2</sub>C 그리고 C는 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 탄화물을 나타내고 있다. 여기서, 초기의 열처리재에는 약간의 Mo<sub>6</sub>C와 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 탄화물이 주로 생성되어 있으나, 열처리의 정도가 커짐에 따라 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>과 함께 Mo<sub>6</sub>C 탄화물이 가장 많이 생성되어 있음을 알 수 있다. 그러나 A-로 표기된 690°C에서의 열처리재를 살펴보면 650°C 열처리재

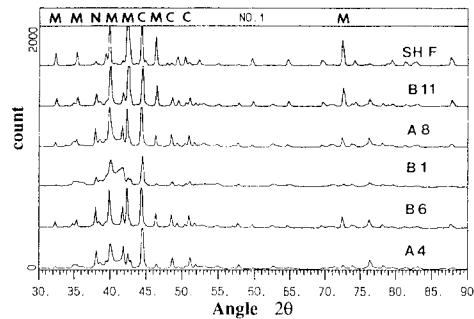


Fig. 3 XRD result of tested materials (alphabets shown in figure mean the kind of carbides those name are described in text)

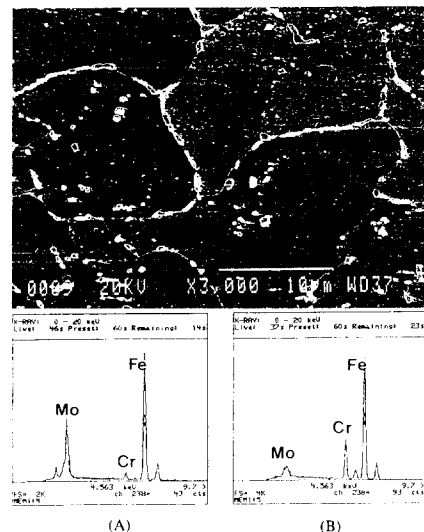


Fig. 4 Carbides distribution in SH-F material observed by SEM and the typical EDX result of carbides (A and B represent Mo-rich and Cr-rich carbide respectively)

에 비해서  $\text{Mo}_6\text{C}$  탄화물의 생성정도가 낮음을 알 수 있다. 또한 실기사용재(SH-F)는 설계온도  $590^\circ\text{C}$ , 106,000시간의 운전경력을 가지고 있는 재료(LMP=21,596)로서 탄화물의 생성기동이 B-11(LMP=21,730)재와 비슷하며  $\text{Mo}_6\text{C}$  탄화물이 가장 많이 생성되어 있다.

한편, Fig. 4는 (SH-F)재의 얼마 표면을 부식시킨 후에 실시한 전자현미경 관찰결과를 나타낸 것이며 사진 중에 보이는 탄화물의 성분을 조사한 EDX(energy dispersive x-ray spectrometer)결과도 함께 나타낸다. 사진을 보면 주로 입계를 따라 막대모양의 탄화물이 생성되어 있고 구상의 탄화물이 입내에서도 관찰되고 있다. 이러한 탄화물들은 EDX결과에서 알 수 있듯이 주로 Cr과 Mo로 구성되어 있으며, (SH-F)재료의 열이력과 그림 3의 결과를 고려하여 볼 때  $\text{Cr}_{23}\text{C}_7$ 과  $\text{Mo}_6\text{C}$  탄화물인 것으로 여겨진다.

Fig. 5는 미사용재와 시험재료들의 미소경도변화를 함께 나타낸 것으로서 LMP의 증가에 따라 경도치가 저하하고 있음을 잘 나타내어 주고 있다. 이와 같은 경도의 저하는 앞서 말한대로 탄소분포도가 높은 펄라이트 조직의 감소와 탄화물의 생성에 기인한다고 볼 수 있다. 그림에는 실기 사용재들의 경도치도 함께 표시되어 있는데, 이 값들은 인공적인 열처리에 의한 것이 아니고 실제 사용후의 재질의 변화를 직접적으로 나타내 주고 있다는 점에서 매우 중요한 의미를 갖고 있다. 한편  $650^\circ\text{C}$  열처리재와 현실적으로 데이터의 응용성이 높은 실기 사용재들의 경도변화의 경향은 거의 동일한 변화

를 보이고 있다. 즉, 이러한 두 가지 종류의 재료들의 경도변화는 상한 값과 하한 값을 기준으로 그림중의 검은 부분과 같이 일정한 폭을 가지고 변화하고 있다. 이와 반해서  $690^\circ\text{C}$  열처리재의 경우는 그림중의 경향선에 대해서 부분적으로 어긋나 있음을 알 수 있다. 지금까지 보고되어진 많은 보고 중에는, 보일러 튜브재료들의 경년적 열화를 짧은 시간 내에 모의하기 위해서 실제 사용조건 보다 높은 고온에서 인공적인 열처리를 실시했으나, Fig. 5와 같은 결과는 무리한 온도 상승은 실제환경을 모의하기 어렵다는 것을 말하여 주고 있다. 한편, 인공열처리를 실시한 재료의 경우만을 생각할 때에는 최소한  $650^\circ\text{C}$ 에서의 열처리를 실제 환경에 가까운 모의조건이라 할 수 있을 것이다.

### 3.2 인장실험결과

Tables 2와 3은  $650^\circ\text{C}$ 와  $690^\circ\text{C}$ 에서 여러 단계의 인공열처리 경력을 가진 재료들과 미사용재와 실기 사용재들에 대해서 얻어진 실온 및  $540^\circ\text{C}$ 에서의 항복점과 인장강도들의 평균치 그리고 상도치를 나타낸 것이다. 또한 표에는 EPR시험의 결과도 표시되어 있다. Fig. 6(a)와 (b)는  $690^\circ\text{C}$ 에서 소정의 시간동안 열처리를 실시한 재료들의, 실온에서의 항복점과 인장강도의 변화거동을 도식화한 것이다. 그림을 보면 실온에서의 경우, 열처리의 정도가 증가하여도 미사용재(미열처리재) 비교하여 항복점이 서하하는 현상은 관찰되지 않고 오히려 약간의 증가를 보이는 영역도 있다. 이러한 현상은 재료내에 생성된 탄화물의 존재에 의해 실온에서의 변형을 위한 전위의 운동이 방해받기 때문이라고 여겨진다. 한편 고온에서의 항복강도 변화는 열처리의 정도가 증가함에 따라 서서히 감소하는 경향을 나타내고 있다. 그리고 Fig. 6(b)에 나타내는 바와 같이 인장강도는 LMP가 증가함에 따라 실온과 고온에서 모두 저하하고 있다. 특히 LMP=21,600 부근에서는 미사용재에 비해 약 100 MPa의 강도 서하를 나타내고 있다.

Fig. 7(a)는  $650^\circ\text{C}$ 의 열처리재에 얻어진 항복강도의 결과를 나타낸 것이다. 그림을 보면 Fig. 6(a)의 결과와는 달리 실온에서의 항복강도가 미사용재에 비해 전반적으로 저하되어 있으나 열처리의 정도가 증가하여도 특별한 증감의 변화는 나타나고 있지 않다. 반면,  $540^\circ\text{C}$ 에서의 결과를 살펴보면 초기의 열처리에서 급격하게 항복강도가 저하하고 있

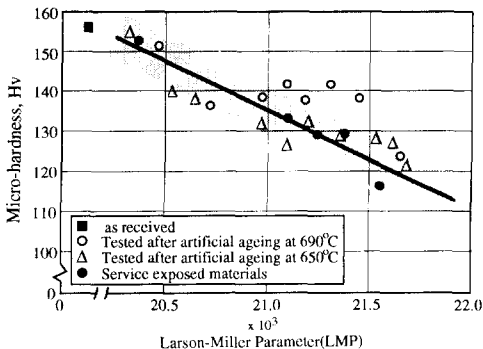


Fig. 5 Microhardness change as a function of Larson-Miller parameter(LMP) of as received, artificially aged and service exposed materials

**Table 2** Variation of mechanical properties and electrochemical reactivation value as a function of the degree of artificial and service exposed aging in 2.25Cr-1Mo boiler tube steel (artificial aging temperature is 650°C)

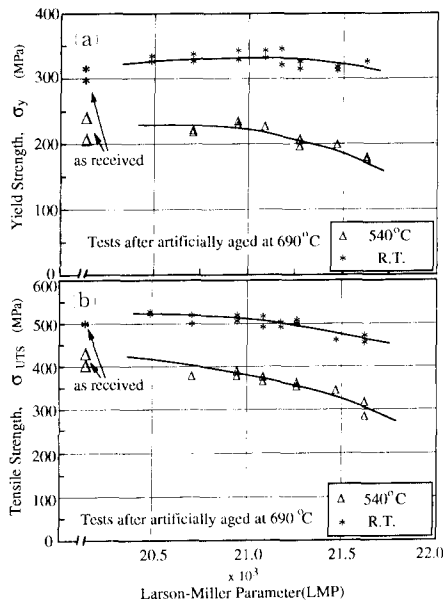
Sample	LMP ( $\times 10^3$ )	Ip ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$\sigma_Y$ (MPa)		$\sigma_{TS}$ (MPa)		Hv
			R. T.	540°C	R. T.	540°C	
New	—	0	310	230	500	410	157
B-1	20.31	0	257	—	485	—	156
B-2	20.52	0	270	176	479	298	140
B-3	20.69	0	254	—	496	—	139
B-4	20.97	0.11	255	164	483	273	132
B-5	21.12	0.15	244	—	493	—	127
B-6	21.23	1.6	273	153	470	280	134
B-7	21.39	1.0	262	—	459	—	130
B-8	21.51	1.2	256	148	457	268	129
B-9	21.61	1.15	252	172	466	246	128
B-10	21.69	1.16	257	157	433	265	121
B-11	21.73	1.4	244	112	460	229	122
RH-1	20.42	0					153
RH-2	21.16	0.75					133
RH-3	21.25	1.35					129
SH-1	21.35	1.5					130
SH-F	21.59	2.58	216	127	437	237	116

으며, LMP의 증가에 따라 지속적으로 저하하고 있음을 알 수 있다. Fig. 7(b)의 650°C에서 열처리한 재료의 인장강도의 변화를 나타낸 것이다. 우선 실온에서의 결과를 살펴보면 항복점의 변화와는 달리 초기부터 큰 변화는 없으며 열처리 시간이 증가함에 따라 서서히 저하하고 있음을 알 수 있다. 그러나 540°C에서의 인장강도는 약간의 열처리 효과를 받은 재료에서도 급격한 강도저하가 관찰되고 있으며, 일당 강도의 저하가 관찰된 이후에는 저하의 정도가 둔화되고 있다. 그러나 LMP=21,600 부근에서 미사용재에 비해 약 200 MPa 정도의 강도저하가 관찰되고 있다. 지금까지 690와 650의 온도조건하에서 열처리한 재료들의 기계적 성질의 변화를 살펴보았지만, 열처리의 동일한 영향, 즉 열처리 파라미터 LMP가 같다고 하더라도 낮은 온도

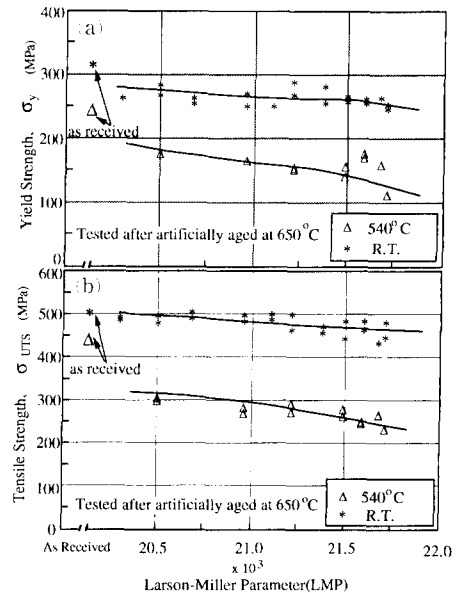
와 긴 시간의 열처리조건을 갖는 재료가 항복강도나 인장강도의 저하폭이 크다는 것을 알 수 있었다. 한편 Table 2에 나타나 있는 실기 사용재인 SH-F재(LMP=21,596)의 항복점과 인장강도의 값을 LMP를 기준으로 하여, 상기 그림들에 대입하여 보면 650°C 열처리재의 결과에 접근하고 있으며, 690°C 열처리재에 비해서는 큰 차이를 보이고 있다. 이와 같은 사실로부터 비록 40°C의 온도차이지만 650°C와 690°C의 열처리 온도는 재료의 변화에 미치는 열역학적 영향은 크다는 것을 알 수 있다. 다시 말해서 이 두 가지 온도하에서의 야금학적 변화에는 차이가 있으며, 이에 따른 탄화물의 생성거동도 차이가 있을 수 있음을 예상할 수 있다. 이와 같이 작은 온도차에 의한 기계적 성질에 미치는 야금학적 영향에 대해서는 다른 각도에서의

**Table 3** Variation of mechanical properties and electrochemical reactivation value as a function of the degree of artificial and service exposed aging in 2.25Cr-1Mo boiler tube steel (artificial aging temperature is 690°C)

Sample	LMP ( $\times 10^3$ )	Ip ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$\sigma_y$ (MPa)		$\sigma_{UTS}$ (MPa)		Hv
			R.T.	540°C	R.T.	540°C	
New	—	0	310	230	500	410	157
A-1	20.49	0	320	—	521	—	151
A-2	20.71	0	323	215	510	381	136
A-3	20.95	0	327	227	507	376	138
A-4	21.09	0	327	222	499	372	142
A-5	21.17	0	323	—	491	—	138
A-6	21.28	0.05	310	197	498	360	142
A-7	21.48	0.1	307	196	456	347	139
A-8	21.63	0.57	317	174	458	303	124



**Fig. 6** Variation of yield strength (a) and ultimate strength (b) as a function of Larson-Miller parameter about 2.25Cr-1Mo boiler tube steels aged at 690°C



**Fig. 7** Variation of yield strength (a) and ultimate strength (b) as a function of Larson-Miller parameter about 2.25Cr-1Mo boiler tube steels aged at 650°C

심도 깊은 검토가 필요하다고 본다. Fig. 8은 인장 시험후에 얻은 파면사진으로서, 위쪽은 비사용재 그리고 아래쪽은 장시간 인공 열처리한 B-11재의 결과이다. 또한, 그림 중의 왼쪽사진은 실온에서의

결과이며, 오른쪽은 540°C의 것을 나타낸다. 우선 실온에서의 파면사진을 살펴보면, 전형적인 언성파면 (dimple파면)을 나타내고 있으나 열처리 정도의 차이에 의한 변화는 관찰되지 않음을 알 수 있다.

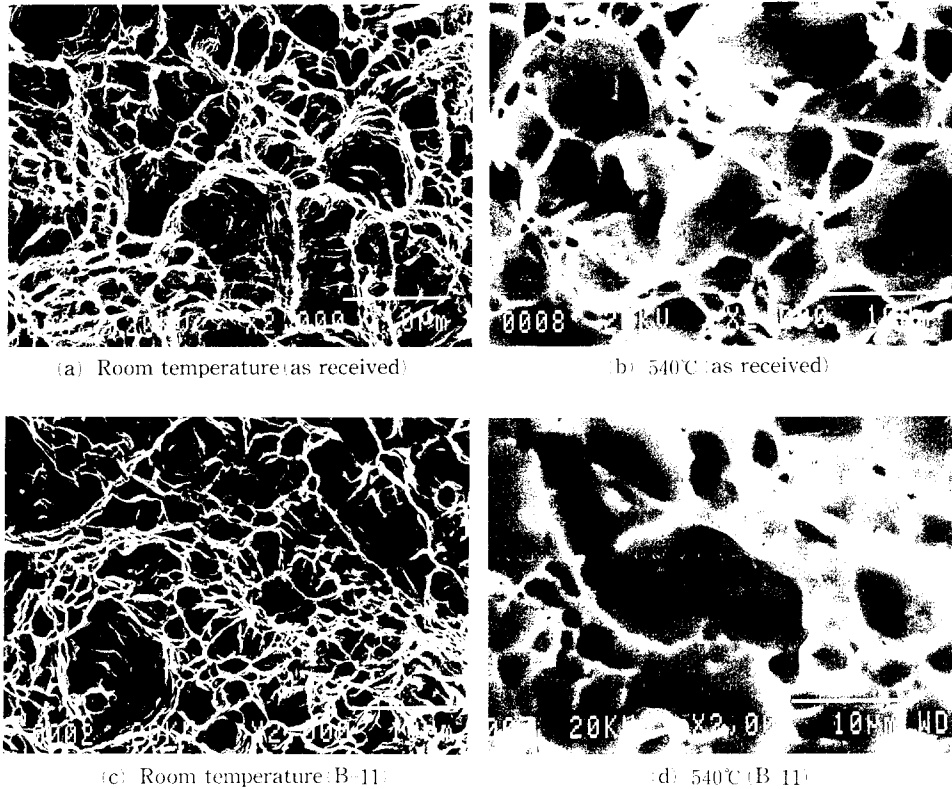


Fig. 8 Appearance of fracture surfaces after tensile tests conducted in room temperature and 540.

통상 연성파괴의 시발점으로 개재물이나 탄화물들의 모재와의 분리 또는 그들 자체의 파괴를 들 수 있으며, 딤플(dimple)의 크기가 작은 수복 재료의 강도 및 인성이 증가하는 것으로 알려져 있다. 사진에 나타나는 딤플 또한 각종의 탄화물 기점으로 생성된다고 여겨지지만 길과적으로 탄화물의 종류에 의해서 연성파면의 형상이 변화하지는 않는 것을 알 수 있다. 다만, 인장시험 결과에서 보인 기계적성질의 저하는 특정 탄화물이 생성됨에 따라 모재의 연화가 일어나 모재와 탄화물과의 분리 또는 모재자체의 파단이 용이하게 되기 때문이라는 것을 예측할 수 있다. 반면, 고온의 경우 파면의 산화 때문에 비교하는 데에는 약간의 어려움은 있으나, 실온에서의 결과와 비교하여 보면 전반적으로 딤플의 크기가 증가되어 강도저하의 원인이 되고 있음을 알 수 있다.

3.3 Mo<sub>6</sub>C 탄화물과 기계적 성질과의 관계

Fig. 9에 EPR 시험에 의해서 얻어진 데이터의 일

례를 나타낸 것으로서 실기사용재(SH-F)의 값과이다. 그림을 보면 본 재료의 부동태 영역 안에서 전류의 상승(이하 I<sub>p</sub> 라고 정의)이 관찰되고 있는데

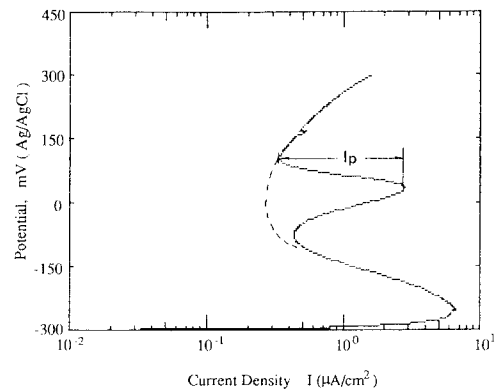


Fig. 9 Example of potential - current density curves obtained from EPR tests (bold line is a result of SH-F material and the as received material may be shown as dotted line)



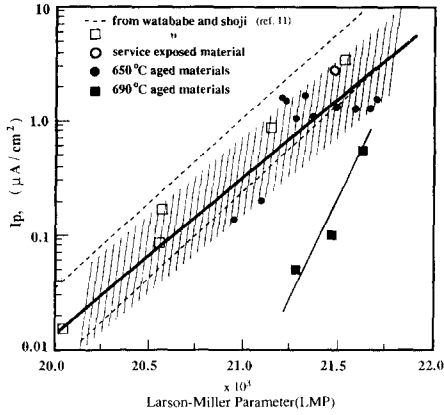


Fig. 10 Relation between time-temperature parameter (LMP) and  $I_p$  values in artificially aged and service exposed 2.25Cr-1Mo boiler tube steels

이는 사용된 시험용액중에서 부동태를 형성하지 못한  $Mo_6C$ 탄화물이 용해되면서 나타나는 현상이다. 이와 같은 부동태 영역 하에서의 전류치의 크기에 의해  $Mo_6C$ 탄화물의 생성여부 및 양을 알 수 있다.<sup>(10,12)</sup> 만약 그러한 탄화물이 생성되지 않은 미사용재의 경우에는 그림중의 점선과 같이 부동태 현상이 관찰될 것이다. 이와 같이 얻어진 각 재료들의  $I_p$ 값들을 Tables 2과 3에 나타냈으며 이를 LMP에 대해서 도식화한 것이 Fig. 10이다. 그림에는 참고문헌에서 얻은 값들도 함께 표시되어 있다. 그림에서 사선으로 표시된 부분은 본 연구에서 얻은 값들의 상한치와 하한치들의 경계를 정의한 것으로 LMP에 대한  $I_p$ 값의 변화 경향을 나타낸다. 그리고 점선으로 표시된 부분은 Watanabe와 Shoji<sup>(12)</sup>에 의해서 얻어진 범위이다. 여기서, 사선으로 표시된 부분과 점선으로 표시된 부분은 LMP가 증가함에 따라 차이의 폭이 넓어 지지만 점선의 하한치가 사선의 범위에 포함되어 있고 사선범위의 중앙값을 나타내는 짧은 선이 점선의 범위 내에 존재하므로 짧은 선을  $I_p$ 와 LMP의 관계를 나타내는 경향선으로 정의하기로 한다. 한편 690°C의 열처리재의 결과는 650°C 열처리재 및 실기사용재 그리고 참고문헌의 데이터로부터 상당히 격리되어 있다. 앞서 말한 대로  $I_p$ 값은  $Mo_6C$  탄화물의 생성량을 대변하는 양으로서 Fig. 10에서도 알 수 있듯이 690°C의 경우는 다른 경우보다 탄화물의 생성 거동이 확실히 다를 수 있다.

Fig. 11은 상기의  $I_p$ 값과 Table 2에서 보인

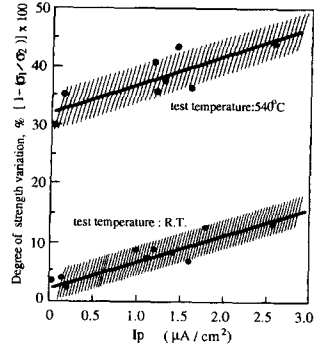


Fig. 11 Relation between ultimate strength variation and electrochemical reactivation value  $I_p$  ( $\sigma_1$  means the strength of service exposed or artificially aged materials and  $\sigma_2$  is that of as received material)

650°C 열처리재와 실기 사용재의 실온 및 540°C에서의 인장강도 변화와의 관계를 나타낸 것이다. 그림의 종축은 실온과 540°C에서의 미사용재의 강도를 기준으로 열처리재들의 강도변화를 백분율로 나타낸 것이다. 전절에서 언급하였지만 Fig. 11에서도 고온인장 강도는 급격한 강도 저하(약 30%의 저하)를 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 이러한  $I_p$ 와 강도변화의 관계는 비파괴적 수법에 의해서 재질의 변화를 예측할 수 있다는 점에서 큰 의미가 있으며, 향후 보일러 파이프의 경년열화 평가 및 수명평가에 활용될 것으로 예상된다.

#### 4. 결 론

화리발전소 보일러 튜브의 경년열화와 기계적성실변화의 상관관계를 알아보기 위하여, 인공열처리재와 실기사용재에 대해서 실온과 고온에서 인장시험을 실시했으며, 비파괴적 수법으로  $Mo_6C$  탄화물의 생성 여부를 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 열처리의 정도가 거짐에 따라 펄라이트 조직의 소멸과 탄화물의 분포가 관찰되고 있다. 미소경도는 LMP의 증가에 따라 저하하고 있고 650°C 열처리재와 실기사용재들의 경도변화의 경향은 거의 동일한 양상을 보이고 있다.

(2) 650°C 열처리재의 실온에서의 항복결과 인장강도는 전반적으로 LMP의 증가에 따라 서서히 저하되고 있으나 고온에서는 급격하게 감소되고 있음

을 알았다. 690°C 열처리재의 경우에는 항복점 및 인장강도의 변화가 650°C의 그것들보다는 적게 나타났다. 또한 실기사용재의 강도는 LMP를 기준으로 할 때, 650°C에서 소정시간 동안 열처리한 재료와 동등한 강도 변화를 나타내고 있음을 알았다.

(3) 전기화학적 실험을 통하여, 열처리정도와 Mo<sub>6</sub>C 탄화물의 생성량의 관계를 언급하고, 탄화물량과 기계적 성질과의 관계를 도식화하였다.

(4) 경도측정, 조직관찰, 강도변화 그리고 전기화학적 실험결과 등을 통하여, 690°C에서의 열처리에 의한 야금학적 그리고 기계적 성질의 변화는 650°C에서의 그것과는 차이가 있음을 알 수 있었다. 또한 실기사용재와의 비교에 의해서 650°C에서의 인공열처리하는 실기환경을 모의하는 데에 타당성을 갖는 것을 알았다.

### 참고문헌

- (1) 新田明人, 1988, “經年化力發電所の壽命診斷と長壽命化技術,” 壓力技術, 第26卷, 第6號, pp. 8~15.
- (2) Viswanathan, R. and Gehl, S.H., 1992, “Life Assessment Technology for Power Plant Components,” *J. of Metals*, Feb., pp.34~42.
- (3) 上原, 1978, “高溫長期使用過熱管のクリ-フ強度と壽命豫測,” 火力原子力發電, 第29卷, 第2號, pp. 175~185.
- (4) 北川, 1990, “高溫機器の壽命評價,” 日本溶接學會誌, 第59卷, 第3號, pp. 36~43.
- (5) 정희돈, 1991, “고온부재의 경년열화와 그 측정법,” 대한기계학회지, 제31권, 제3호, pp. 241~260.
- (6) Saito, Y., 1989, “Correlation Between Microstructure Analysis by means of Image Processing Technique and Electrochemical Polarization Parameter of Superheater Tubes of Fossil Boiler,” *ASME PVP Conf.*, Hawaii, Jul. 23~27, pp.237~242.
- (7) Hacker, M.G., 1989, “Technical Approach for Effective Ultrasonic Examination of Cast Stainless Steel Piping and Components,” *ibid.* pp. 221~224.
- (8) Larson, F.R. and Miller, J., 1952, “A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses,” *ASME*, pp.765~775.
- (9) 정희돈, 1992, “전기화학적 방법에 의한 내열강의 열화도 측정,” 대한기계학회논문집, 제16권, 제3호, pp. 387~396.
- (10) 정희돈, 권영각, 1993, “전기화학적 방법에 의한 내열강의 열화도 측정-제2보,” 대한기계학회논문집, 제17권, 제2호, pp. 300~312.
- (11) Jeong, H.D. and Kweon, Y.G., 1993, “Nondestructive Evaluation of Degradation in Boiler Tube Steel by Electrochemical Technique,” *Proc. 7th Asian-Pacific Conference on NDT*, Paper No. 0035, Sep.14~18, Shanghai
- (12) Watanabe, Y. and Shoji, T., 1991, “The Evaluation of In-service Materials Degradation of Low Alloy Steels by Electrochemical Method,” *Metallurgical Transaction*, Vol. 22A, Sept., pp. 2097~2105.
- (13) Shaw, B. J., 1984, “A Study of Carbides in Low Alloy Cr-Mo Steels,” *Research on Cr-Mo Steels, ASME, MPC-21*, pp.117~128.
- (14) Yakel, H.L., 1985, “Crystal Structure of Stable and Metastable Iron-containing Carbides,” *International Metals Reviews*, Vol.30, No.1, pp.17~40.
- (15) Klueh, R.L. and Swindeman, R.W., 1986, “The Microstructure and Mechanical Properties of a Modified 2.25Cr-1Mo steel,” *Metallurgical Transaction*, Vol 17A, Jun. pp.1027~1034.
- (16) 日本鐵鋼協會, 1991, “Cr-Mo鋼의 長期間使用材의 室溫脆化와 諸物性,” 高溫強度研究委員會.