

< 논문 >

전기화학적 분극법을 이용한 12Cr강의 고온 재질열화도 평가

서현욱[†] · 박기성* · 윤기봉**

(2006년 3월 6일 접수, 2006년 5월 17일 심사완료)

Evaluation of High Temperature Material Degradation for 12Cr Steel by Electrochemical Polarization Method

Hyon Uk Seo, Kee Sung Park and Kee Bong Yoon

Key Words: 12Cr Steel(12Cr강), Electrochemical Polarization Method(전기화학적 분극법), Material Degradation(재질열화), Turbine Blade(터빈 블레이드), Life Assessment(수명평가), FATT(파면양상 천이온도), Ageing(열화)

Abstract

High pressure turbine blades are one of the key components in fossil power plants operated at high temperature. The blade is usually made of 12Cr steel and its operating temperature is above 500°C. Long term service at this temperature causes material degradation accompanied by changes in microstructures and mechanical properties such as strength and toughness. Quantitative assessment of reduction of strength and toughness due to high temperature material degradation is required for residual life assessment of the blade components. Nondestructive technique is preferred. So far most of the research of this kind was conducted with low alloy steels such as carbon steel, 1.25Cr0.5Mo steel or 2.25Cr1Mo steel. High alloy steel was not investigated. In this study one of the high Cr steel, 12Cr steel, was selected for high temperature material degradation. Electrochemical polarization method was employed to measure degradation. Strength reduction of the 12Cr steel was represented by hardness and toughness reduction was represented by change of transition temperature, FATT. Empirical relationships between the electrochemical polarization parameter and significance of material degradation were established. These relationship can be used for assessing the strength and toughness on the aged high pressure blade components indirectly by using the electrochemical method.

1. 서 론

화력발전설비 및 증화학 설비의 주요 부재들은 운전 중 고온에 노출되므로, 장시간 사용하게 되면 재료의 미세 조직에 변화가 발생하고 이에 따라 기계적 물성도 변화하게 된다. 이러한 현상을

재질열화(material degradation)라 하며, 이에 따라 재료의 강도 및 인성 등의 재료물성이 저하된다. 국내에서 가동 중인 화력발전설비 및 공정설비들 중 상당수는 20 ~ 30여년 이상의 운전이력을 가지고 있고, 근래에 들어서 설비의 신설도 감소하고 있는 추세라 설비의 노후화에 따른 재질열화가 문제시되고 있다.^(1,2) 특히 화력발전 설비의 고온, 고응력 부위인 고압-중압 터빈(HP-IP turbine) 주요 부재의 하나인 입구측의 터빈 블레이드는 운전환경이 매우 열악하므로 심각한 재질열화 환경에 노출되어 있다. 터빈 블레이드에 발생하는

[†] 책임저자, 회원, 중앙대학교 대학원 기계공학부
E-mail : hyonuk@hyosung.com
TEL : (02)821-1547 FAX : (02)812-6474

* 한양대학교 대학원, (주)에이엠티기술

** 회원, 중앙대학교 기계공학부

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of 12Cr steel used in this study

(a) Chemical composition (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
0.14	0.39	0.47	0.021	0.004	0.28	11.67	0.09	0.003

(b) Mechanical properties

Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elong. (%)	Reduction of Area (%)	Brinell Hardness
573	758	23	60	225

주된 재질열화 현상은 불순물 원소인 인(P) 등이 마르텐사이트 레스 (lath)로 편석되는 현상 및 탄화물의 조대화 현상 등 두 가지가 있다.⁽³⁾ 이러한 미세 조직의 변화는 재료의 기계적 성질뿐만 아니라 전기화학적 및 전기자기적 성질을 변화시키므로⁽⁴⁾ 이와 같은 성질변화를 측정하는 다양한 비파괴적평가법 (nondestructive evaluation method)에 의하여 가동 중인 실기 부재에서 수명을 평가하는 방법이 연구되고 있다. 그러나 특정 열화기구를 명확히 규명하고 그의 정량적 평가를 수행할 수 있는 최적의 기법에 대해서는 아직도 연구가 필요한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 고온 고압부 터빈 블레이드 재료로 사용되는 12Cr강의 재질열화 현상 중에서 Cr-rich 탄화물인 $M_{23}C_6$ ($[(Cr, Fe)_{23}C_6]$)의 사용중 조대화에 따른 인성저하와 강도저하 등의 기계적 성질의 열화정도를 측정하였으며,⁽⁵⁾ 가속열화 열처리로 얻은 단계별 열화재를 신재와 비교하여 열화 거동을 정량적으로 평가하였다. 즉, 파괴시험으로 샤르피 충격시험을 실시하였고, 준비파괴시험으로 전기화학적 분극시험을 통한 재질 특성분석을 실시하여 파괴시험과 준비파괴시험 결과의 상호관계를 알아보고 열화도의 정량적 평가를 위한 한 방법을 제시하고자 하였다.

2. 시험재 및 실험 절차

2.1 시험재 및 모의 열화재 제작

본 연구에서는 화력발전소 터빈 블레이드에 가장 많이 사용되는 12Cr강 중에서 기본적인 조성을 갖는 AISI 410강을 사용하였다. 시험재의 화학적 조성 및 기계적 성질을 Table 1에 나타내

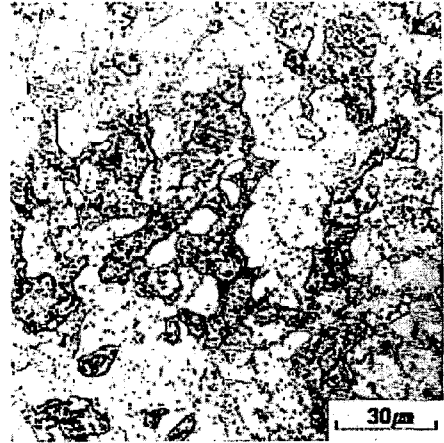


Fig. 1 Microstructure of hot-rolled and annealed 12Cr steel

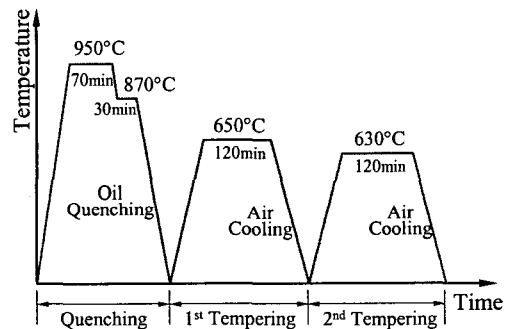


Fig. 2 Heat treatment cycle for obtaining tempered martensite microstructure for 12Cr steel

었다. 공시재는 열간압연으로 제조된 후 풀림 열처리된 판재로서 미세조직은 Fig. 1과 같다. 미세조직 사진에서 알 수 있듯이 본 재료는 일반 12Cr강에서 볼 수 있는 $M_{23}C_6$ 탄화물이 불규칙적으로 널리 분포된 페라이트 구조를 이루고 있다. 하지만 실기 블레이드는 열처리를 거쳐 템퍼링된 마르텐사이트재로 제작하여 사용하므로 본 연구에서도 공시재를 실기 블레이드와 동일한 미세조직을 갖도록 하기 위하여 Fig. 2와 같은 열처리를 행하였다.^(6,7) 열처리 수행 후 공시재는 실기 블레이드의 조건에 맞는 미세조직과 경도 값을 가지므로 이를 블레이드 신재로 설정하고 연구를 진행하였다. Fig. 6(a)는 신재의 미세조직 사진이며 측정된 신재의 경도값은 $H_{RC} 25.4$ 이었다.

단계적으로 열화된 실기 사용재를 확보하여 연구를 수행하는 것이 가장 바람직하지만 이러한

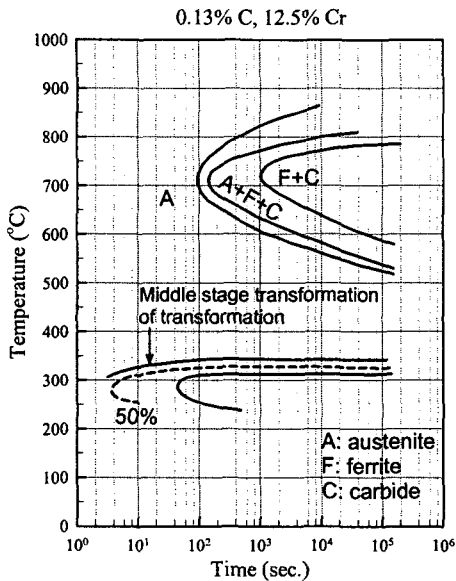


Fig. 3 Isothermal transition curve of the 12Cr steel

실기재를 얻기는 현실적으로 어렵기 때문에, 실제 블레이드의 가동 중에 발생하는 재질열화 현상의 발생 기구를 파악한 자료를 근거로 하여 실험실에서 단계적으로 모의 열화제를 제작하였다. 실제 가동온도에서 장시간 사용에 따른 재질열화 현상을 단시간에 실험실에서 모의하기 위한 방법으로는 등온노화법, 다단계냉각법, 저속냉각법 등이 제안⁽⁸⁻¹⁰⁾이 되어 있으나 본 연구에서는 블레이드 재질열화의 한 원인인 탄화물 형성과 조대화에 따른 영향을 분석하기 위해 등온노화법을 택하여 모의 열화제를 제작하였다.

등온노화법의 온도조건은 공시재의 항온·변태곡선^(6,7)을 참조하였으며, 시간조건은 Abdel-Latif 가 제안한 방법^(11,12)에 의거하여 산정하였다. Fig. 3는 공시재의 항온·변태곡선이다. 고압·중압 터빈의 입구측 온도가 약 530 ~ 560°C 정도이므로 이 온도 범위에서의 재질의 등온변태와 맥락을 같이 하며 열화를 가속화하기 위해 열처리 온도를 700°C로 선정하였다. 이와 같은 방법에 의해 제작된 단계별 모의 열화제는 Table 2에 나타낸 바와 같다.

2.2 미세조직 관찰 및 경도 측정

모의열화 열처리에 따라 제작된 단계별 열화제

Table 2 Estimated service time equivalent to the isothermal aging heat treatment time

Material	Aging time at 700°C (h)	Equivalent service time at 538°C (h)	Symbol
Quenching Tempering	0	-	QTV
Quenching Tempering & Isothermal Ageing at 700°C	11	9,140	QTI-11
	73	60,670	QTI-73
	203	168,730	QTI-203

Table 3 Composition of etchant used in this study

Etchant	Composition
(a) Etchant for general structure of 9~12Cr Steel	- Chloridric Acid: 10%
	- Acetic Acid: 6%
	- Picric Acid: 2 g
	- Alcohol: Balance
(b) Murakami reagent	- Dist. Water: 100 ml
	- Potassium or Sodium Hydroxide: 10 g
	- Potassium Ferricyanide: 10 g

의 야금학적 변화를 관찰하기 위해 금속현미경을 이용하여 미세조직을 관찰하였으며, 탄화물 거동을 관찰하였다. 관찰을 위한 시료의 표면은 600번 연마지로 습식연마 한 후, 다이아몬드 연마제를 이용하여 1 μm까지 경면 연마를 하였다. 연마된 표면을 아세톤과 알코올을 이용하여 충분히 세정한 뒤, Table 3(a)에 보인 고크롬용 일반 부식액을 사용하여 1 ~ 2분 부식시킨 후 미세조직을 관찰하였으며, Table 3(b)에 보인 무라카미 시약 (Murakami reagent)을 사용하여 20 ~ 30분 부식시킨 후 탄화물 거동을 관찰하였다.⁽¹³⁾

또한 연화에 따른 경도 값의 변화는 인성 및 강도 변화와 관계가 있으므로, 모의열화 단계에 따른 재질의 경도변화량을 측정하였다. 경도측정을 위한 시료는 표면상태에 따라 발생할 수 있는 실험오차를 감소시키기 위해 표면을 600번 연마지로 습식연마 한 후, 다이아몬드 연마제를 이용하여 1 μm까지 경면 연마하였다. 측정은 결과의 신뢰성을 위해 소성 변형을 유발하는 면적이 비교적 넓어서 평균 경도값 측정이 용이한 로크웰 경도기와 일반적으로 가장 많이 사용되는 마이크로

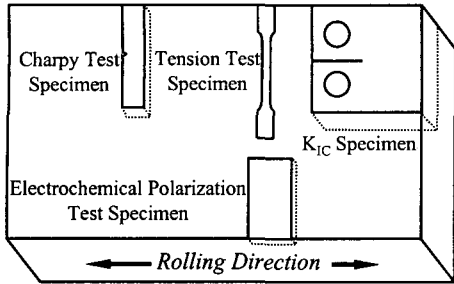


Fig. 4 Specimen location on the rolled plate of 12Cr steel

로 비커스 경도기를 사용하여 수행하였으며, 시험 절차 및 방법은 ASTM E18, ASTM E384를 기준으로 하였다. 시험 하중은 H_{RC} 는 150 kgf, H_v 는 1 kgf를 사용하였다. 각 시료에 대해 15점 이상을 측정하였으며, 평균값을 계산하여 실험 데이터로 이용하였다.

2.3 충격시험

모의열화를 통해 제작된 단계별 열화재에 대해 연성-취성 전이거동의 변화를 측정함으로써 취화도 측, 인성 저하량을 평가하기 위해 충격시험을 실시하였다. 시험편의 채취는 Fig. 4에 보인 바와 같이 압연 방향을 기준으로 하여 행하였으며, Fig. 4에 보인 바와 같은 방향으로 각각의 열화단계에 대하여 14 ~ 16개의 시험편을 가공하여 실험을 실시하였다. 시험편의 크기는 기준 시험편 크기인 55×10×10 (mm)로 하였으며, 저온실험의 경우에는 시험편을 알콜 및 이소펜탄과 냉매인 액체질소를 이용하여 온도를 조절하였고, 고온실험의 경우에는 고온조(high temperature tub)를 이용하여 온도를 조절하였다. 실험 절차 및 방법은 ASTM E23을 기준으로 수행하였다.

2.4 전기화학적 분석시험

12Cr강의 Cr-rich 탄화물인 $M_{23}C_6$ 은 사용중 조대화 되며, 크고 구상화된 탄화물은 전위회복(dislocation recovery)과 아결정립(sub-grain)의 성장을 촉진한다. 이는 재료의 연화를 유발하여 재료의 경도 및 강도를 감소시킨다.⁽¹⁴⁾ 반면에 조대화된 탄화물의 입계로의 석출 및 입계에서의 탄화물 조대화는 입계 강도를 감소시켜 탄화물 유기 취화를 유발하게 된다.^(3,4) 따라서, 열화의 원인이 되는 특성의 석출물, 편석역, 혹은 무석출대

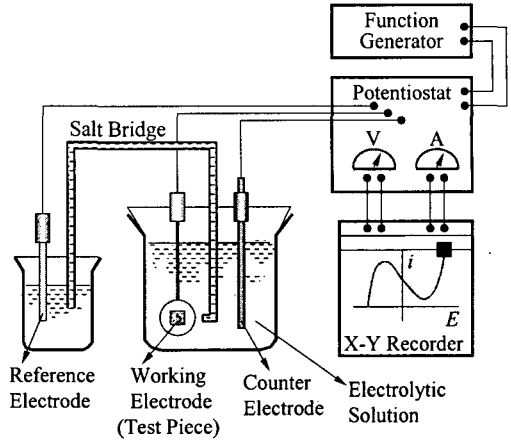


Fig. 5 Schematic diagram of electrochemical polarization curve measurement system

등만을 각각 선택하여 우선적으로 용해시켜 그 용해 반응량을 정량 계측함으로써 손상을 검출하고 평가하는 전기화학적 분석법⁽⁴⁾을 이용하여 단계적 열화재 별로 $M_{23}C_6$ 탄화물의 조대화를 정량적으로 평가함으로써 재질열화 정도를 평가하고자 전기화학적 분석시험을 수행하였다.

계측에 이용된 측정장치의 개략도를 Fig. 5에 나타내었다. 계측장치는 정전위기(potentiostat)를 포함한 이동식 컴퓨터와 전해셀, 전극 등으로 구성되었다. 시편과 전극 사이에 흐르는 전위의 변화를 측정하기 위한 기준 전극으로는 은/염화은(Ag/AgCl) 전극을 사용하였으며, 기준 전극의 내부 용액이 전해액으로 흘러 들어가는 것을 방지하기 위해 전해액과 기준 전극사이에 염교(salt bridge)를 사용하였다. 염교의 끝은 용액의 저항에 의한 전압강하를 고려하여 최대한 시료 전극에 가깝게 위치시켰으며, 보조전극으로는 탄소 전극을 사용하였다. 시험을 위해 사용된 전해액은 5 wt.% 아세트산(acetic acid) 수용액이며 1차 증류수에 질량비 5%의 아세트산을 첨가하여 제작하였다. 아세트산 수용액은 다소 부식성은 약하지만 스테인레스 강의 고온 및 저온부재에 사용시 손상을 거의 입히지 않는다는 장점이 있다.

시험편은 12×12×5(t) (mm)의 크기로 Fig. 4와 같이 채취하였으며, 뒷면에 리드선을 연결하고 시험면을 제외한 나머지 부분을 에폭시 수지로 피복하여 제작하였다. 이때 절삭, 납땜 등에 의한 열영향 혹은 소성변형의 영향이 없는 표면을 시험면으로 사용하였고, 600번 연마지로 습식 연마

한 후, 다이아몬드 연마제를 이용해 1 μm까지 경면 연마하였다. 실험 시 발생할 우려가 있는 틈부식(crevice corrosion)을 방지하기 위해 시험면적 이외의 부분은 내약품성의 절연성 도료로 피복을 하였으며, 시험 면적은 0.4 ~ 1cm²를 원칙으로 하였다. 시험 후 만능 투영기를 이용해 시료면적을 측정하였으며, 이를 분극시험 결과 계산에 이용하였다. 분극시험 시 온도는 30±1℃로 하였으며, 시험 용액은 각각의 시험 때마다 매번 새로운 용액을 사용하였다. 시험 용액에 시험편을 완전히 침적시킨 후 용액의 안정을 위해 5분 정도 유지한 다음 1 mV/sec의 전위소인속도(scan rate)로 -600 mV에서 1600 mV까지 양극분극(anode polarization)을 실시하면서 전류밀도의 변화추이를 측정하였으며, 분극 곡선에서 부동태 현상을 나타내는 전위영역을 지나 재활성화 되는 영역의 전류밀도 피크치인 I_p 와 부동태 전류밀도인 I_{PASS} 를 선정하고, 전류밀도 최대치에서 부동태 전류밀도 값을 뺀 $\Delta I_p (= I_p - I_{PASS})$ 를 측정하여 I_p 와 ΔI_p 를 재료의 열화도 평가를 위한 파라미터로 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 야금학적 변화 및 경도측정 결과

단계적으로 모의열화 시킨 열화재의 미세조직을 관찰한 결과, 미세조직 간의 뚜렷한 차이는 관찰되지 않았다. 마르텐사이트 조직의 특성상 입계의 구분이나 탄화물의 형성 정도를 명확히 파악할 수는 없었으나 열화시간이 길어질수록 마르텐사이트 래스가 감소하는 것은 관찰되었다. Fig. 6은 신재와 등온 열화재의 미세조직 사진이다. 열화정도에 따른 탄화물 거동을 확인하기 위해 10% 이상의 Cr이 함유된 강에 대해 Cr 탄화물을 선택적으로 착색시키는 무라카미 시약을 이용하여 약 30분간 침적⁽¹³⁾시킨 후 탄화물 분포 및 거동을 관찰하였다. Fig. 7은 착색 후 탄화물의 분포를 보인 사진이다. 신재의 경우, Cr 탄화물이 기지 내에 간헐적으로 분포되어 있으나, 203시간 열화재는 Cr 탄화물이 기지 내에 고루 분포되어 있으며 크기와 양이 증대되었음을 알 수 있다. 이와 같은 Cr 탄화물이 $M_{23}C_6$ 탄화물임을 규명하고 열화 정도에 따른 양을 정성적으로 평가하기 위해 X-선 회절분석을 수행하였다. Fig. 8에 X-선

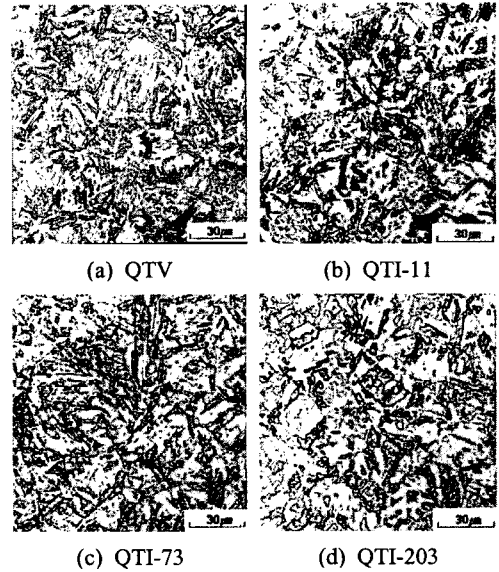


Fig. 6 Comparisons of microstructure among the virgin and isothermally aged specimens

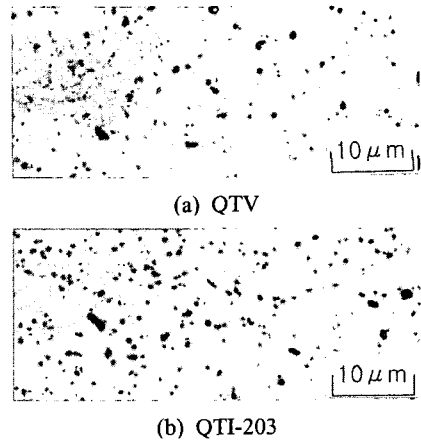


Fig. 7 Microstructure of the aged material stained with the Murakami reagent

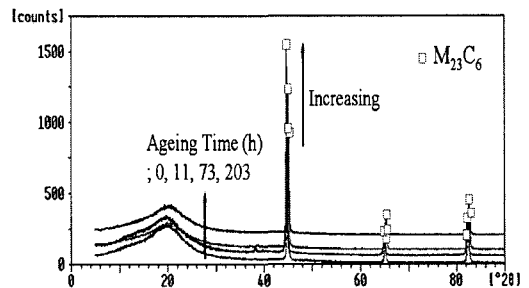


Fig. 8 Results of X-ray diffractometer for aged specimens

Table 4 Results of hardness tests

Specimen symbol	H _{RC}	H _V
QTV	25.44	282.25
QTI-11	20.79	260.50
QTI-73	17.49	241.25
QTI-203	13.92	222.50

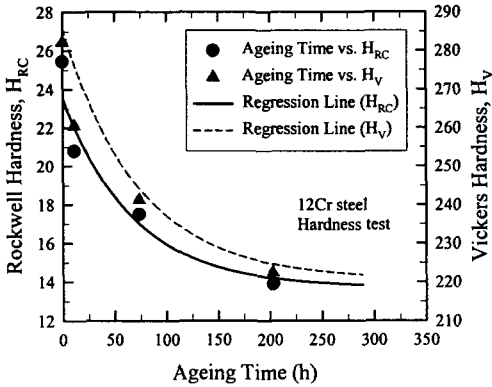


Fig. 9 Hardness change of 12Cr steel as ageing time

회절분석 결과를 나타내었다. Fig. 8의 결과에서 각도가 $2\theta=20^\circ$ 근처에서 시험편의 마운팅에 의한 간섭현상으로 보이는 불룩한 부분이 발생하였다. 이로 인해 $2\theta=18^\circ$ 정도에서의 우선성장 방향의 최대 피크가 발생하지 않은 것으로 사료된다. 하지만, 나머지 피크가 발생한 각도가 JCPDS 목록의 주회절선 순서와 우선 성장 방향이 일치하였으므로 시료 내에는 $M_{23}C_6$ 탄화물이 존재함을 알 수 있다. 또한, 우선성장 방향들의 상대적인 피크 값이 열화시간에 따라 커짐으로 그 양이 증대됨을 알 수 있다. 이상의 결과들을 종합하여 분석해 볼 때, 열화정도에 따라 미세조직은 변화하였고, Cr-rich형 탄화물인 $M_{23}C_6$ 가 관찰되었으며, 또한 열화 시간이 길어짐에 따라 탄화물이 형성이 증가 되고, 또한 조대화 됨을 알 수 있다.

$M_{23}C_6$ 탄화물의 조대화가 재질에 미치는 중요한 영향들 중 하나는 연화를 들 수 있다. Table 4 및 Fig. 9는 열화시간에 따른 경도값의 변화를 나타낸 것이다. 이 측정결과를 보면 열화시간에 따라 경도값이 감소함을 알 수 있다. 따라서 열화가 진행될수록 탄화물 조대화에 의한 재질연화가 발생했음을 알 수 있으며 약 150시간 열처리 후에는 급격한 경도값 변화가 없음을 볼 수 있다.

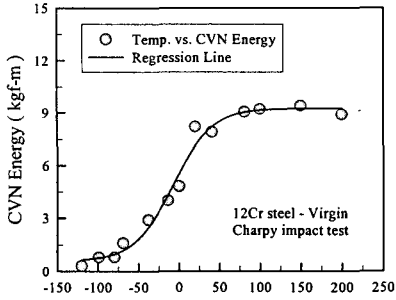
3.2 충격시험 결과

열화 단계별 샤르피 충격시험 결과를 Fig. 10에 나타내었다. 시험 결과 얻어진 온도와 충격흡수 에너지의 관계는 4-parameter 모델로 가정하여 쌍곡선 정접 함수(hyperbolic tangent function)를 사용하여 회귀분석을 수행하였다.⁽¹⁵⁾ 회귀분석 결과 얻어진 충격곡선 선도를 Fig. 10에 함께 나타내었다. 충격곡선 선도는 충격 연성영역과 취성영역이 확연히 구분되는 전형적인 연취성 천이 충격선도의 양상을 보였고, 각 영역에서 데이터의 산포가 적은 양호한 시험 결과를 보였다. 연취성 파면양상천이온도, (FATT)_{CVN},는 상부 에너지값과 하부 에너지값의 평균에 해당되는 값의 온도로 정의하였으며, Table 5에 그 값을 정리하였다. 재료의 인성 열화도는 파면양상 천이온도를 구하여 열화에 따른 파면양상 천이온도의 고온측으로의 상승량, $(\Delta FATT)_{CVN}$,으로 정의하였고 이를 Table 5에 함께 보였다. 12Cr강이 고온에서 인성열화가 발생한다면 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 은 양의 값을 가져야 하며, 이 값은 열화도의 증가와 함께 증가되게 된다. Fig. 11은 열화시간에 따른 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 의 변화 거동을 보인 선도이다. 선도에서 알 수 있듯이 재질 열화도는 열화시간에 따라 일정한 관계를 가지고 증가한다.

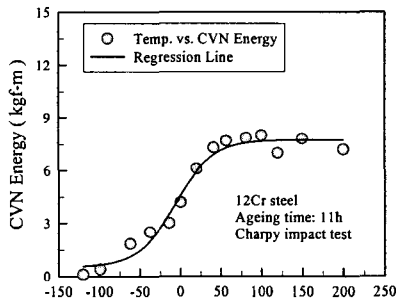
3.3 분극시험 결과

12Cr 강 of 신재에 대해 측정한 분극곡선을 Fig. 12에 나타내었다. 그림을 보면 약 -467 mV 영역에서 자연전위가 존재함을 알 수 있고, 대략 -346mV 영역에서 1차 피크가 발생하였다. 그 이상으로 전위를 증가시키에 따라 전류밀도는 감소하다가 부동태 영역에 이르게 되고 약 1100 mV 영역에서 2차 피크가 나타남을 알 수 있다. 이 2차 피크에 해당하는 전류밀도 값을 I_p 값으로 정하고 전기화학적 분극시험의 인자중 하나로 사용하였다. 또 다른 인자인 ΔI_p 는 I_p 값과 부동태 영역의 전류밀도 값의 차이로 정의하였다. 부동태화 이후에 나타나는 2차 피크의 전류밀도 값인 I_p 는 시료내의 특정 탄화물의 양과 직접적인 상관관계를 갖는 것으로 연구·보고^(3,4,16)되어 지고 있다.

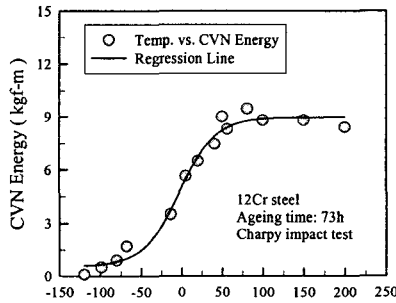
Fig. 13은 단계별로 제작된 열화재에 대하여 앞에 설명한 신재의 경우와 동일한 조건하에서 측정된 각각의 분극곡선을 나타낸 것이다.



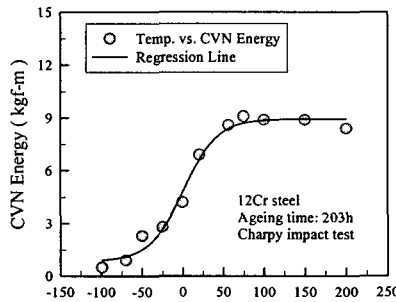
(a) QTV



(b) QTI-11



(c) QTI-73



(d) QTI-203

Fig. 10 Results of Charpy impact tests of 12Cr steel

Table 5 Results of the CVN impact tests

Specimen symbol	(FATT) _{CVN} (°C)	(ΔFATT) _{CVN} (°C)
QTV	-6.5	0
QTI-11	-6	0.5
QTI-73	-3	3.5
QTI-203	2	8.5

Table 6 Results of the anodic polarization tests of the aged 12Cr steels

Specimen symbol	I _p (mA)	ΔI _p (mA)
QTV	0.183	0.1764
QTI-11	0.181	0.1772
QTI-73	0.267	0.2615
QTI-203	0.315	0.3088

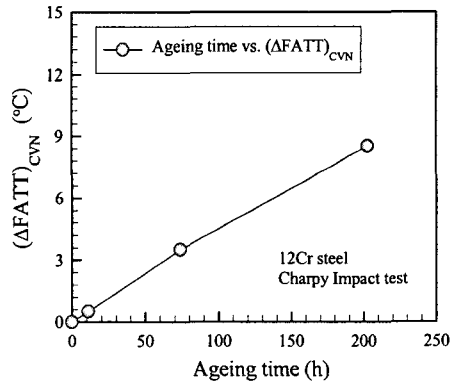


Fig. 11 Correlation between ageing time and (ΔFATT)_{CVN}

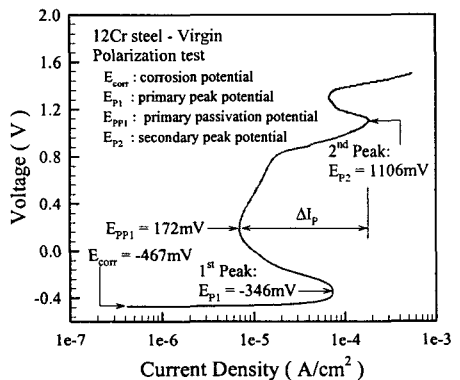


Fig. 12 Polarization curve of the virgin 12Cr steel. (QTV)

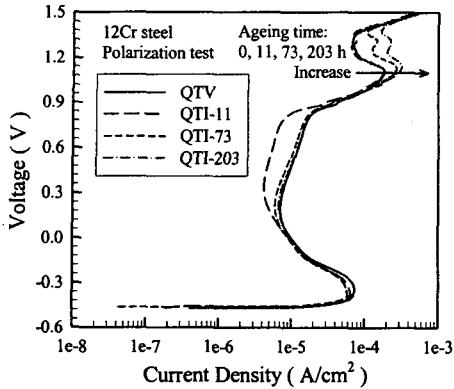


Fig. 13 Comparison of polarization curves among the virgin and isothermally heat treated 12Cr steels

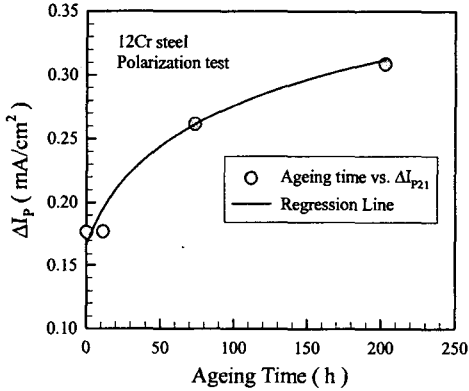


Fig. 14 Variation of ΔI_p as ageing time

열화정도에 관계없이 분극곡선 형상은 비슷한 양상을 띄고 나타났으나, 부동태화 전류밀도 및 1차, 2차 피크의 전류밀도 값은 다르게 나타남을 알 수 있다. 즉 I_p 와 ΔI_p 값이 각각 다르다. Table 6은 열화시간에 따른 I_p 와 ΔI_p 의 측정값을 정리하여 나타낸 것이다. Fig. 14는 I_p 를 열화시간에 따른 그래프로 나타낸 것이며, 이 선도를 살펴보면 열화시간의 증가에 따라 ΔI_p 값이 증가함을 알 수 있다. 초기 열화시간에서 급격한 상승이 이루어지고 시간이 지날수록 열화도가 증가하여도 ΔI_p 값은 기울기가 완만한 상태로 증가하는 로그함수 형태의 변화 경향을 보였다. 초기의 재질열화가 활발하게 발생하고 시간이 지남에 따라 변화정도가 줄어드는 일반 경향과 일치하고 있다. 이와 같은 점으로 미루어 볼 때 5 wt.% 아세트산 수용액은 터빈 블레이드 재료인 12Cr 강의

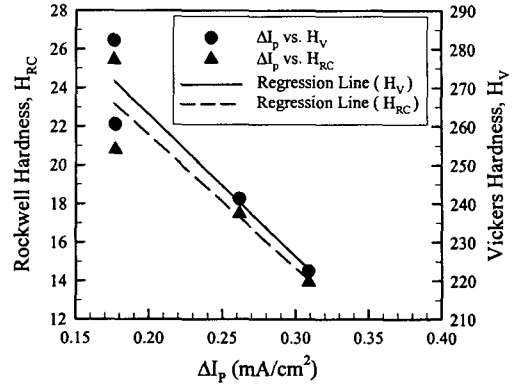


Fig. 15 Correlation between hardness and ΔI_p

탄화물 조대화에 의한 재질열화를 평가하는데 적합한 수용액이라 할 수 있으며, 특히 ΔI_p 는 열화 정도에 따라 일관되게 증가하는 좋은 상관관계를 보이므로 재질열화를 평가하기 위해 적합한 파라미터로 ΔI_p 를 사용할 수 있다.

3.4 분극특성에 의한 열화도의 예측

3.4.1 ΔI_p 와 경도값의 상관관계

Fig. 15는 시험에 이용한 5 wt.% 아세트산 수용액에 대해 경도의 변화에 따른 ΔI_p 의 변화를 보인 선도이다. 선도에 나타나듯이 ΔI_p 와 경도는 아래 식 (1), (2)의 상관관계를 가지고 있으므로 전기화학적 분극법으로 사용중인 터빈 블레이드의 ΔI_p 를 측정하면 블레이드의 강도열화 정도의 예측이 가능할 것이다.

$$H_{RC} = 35.4 - 69.1\Delta I_p \quad (1)$$

$$H_V = 336.6 - 368\Delta I_p \quad (2)$$

3.4.2 ΔI_p 와 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 값의 상관관계

ΔI_p 는 인성열화 파라미터로 이용할 수 있으므로 인성저하도를 나타내는 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 값과의 연관관계 정립도 가능할 것이다. Fig. 16은 인성저하에 따른 ΔI_p 의 변화를 보인 선도이며 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 과 ΔI_p 와는 다음 식 (3)의 관계를 갖는다. 이때 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 의 단위는 $^{\circ}C$ 이다.

$$(\Delta FATT)_{CVN} = 16.9 - 183.9(\Delta I_p) + 507.3(\Delta I_p)^2 \quad (3)$$

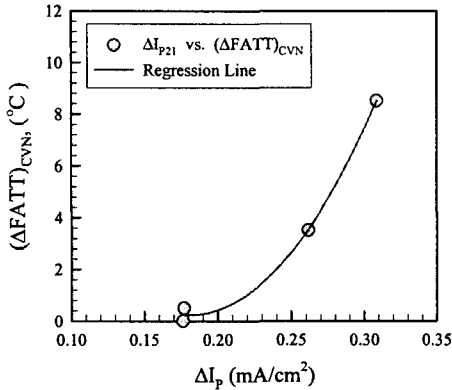


Fig. 16 Correlation between $(\Delta FATT)_{CVN}$ and ΔI_p

재질열화도의 증가에 따라 ΔI_p 값은 증가하게 되는데 이 ΔI_p 값을 분극법으로 측정하면 식 (3)을 이용하여 사용 중인 블레이드의 인성저하도 $(\Delta FATT)_{CVN}$ 를 간접적으로 예측할 수 있을 것으로 사료된다.

이상의 실험 결과들을 종합해 보면 고온에서 장시간 사용하여 재질열화가 심화된 재료일수록 탄화물의 형성 및 조대화가 많이 이루어져 있음을 알 수 있고, 이에 따라 경도값이 저하되며 FATT가 상승하고, 인성저하가 유발되는 등 기계적 성질이 저하된다. 또한 분극시험에 의해 측정된 ΔI_p 값은 열화도의 심화에 따라 증가함을 알 수 있다. 이와 같은 결과로부터 전기화학적 분극특성과 인성저하 및 경도저하 사이의 상관관계를 실험적으로 유도하였다. 이 상관관계를 이용하여 블레이드재의 탄화물로 인해 유발되는 재질열화에 따른 인성저하량을 사용 중인 블레이드의 ΔI_p 를 현장에서 측정함으로써 추정할 수 있을 것으로 사료된다. 또한 현장에서의 추가적인 데이터를 축적하여 이를 더욱 정량화함으로써 실기 부재에 대한 전기화학적 분극법을 이용한 비파괴적 인성저하 및 강도저하 평가를 통한 수명진단도 가능할 것으로 생각된다.

3.5 인성열화에 대한 고찰

본 연구에서 사용한 아세트산 수용액으로 분극특성을 측정할 경우 금속조직의 어떤 부분에서 어떤 형상의 석출물이 선택적으로 용해 측정되었는지는 확인하기 어렵다. 다만, 분극법으로 측정

Table 7 Results of fracture toughness tests.

Specimen symbol	K_Q (MPa·m ^{1/2})	P_{max}/P_Q	$2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2$
QTV	3788	1.2	109
QTI-11	3308	1.0	83
QTI-73	3148	1.2	75
QTI-203	2401	1.2	44

된 $M_{23}C_6$ 의 석출 정도가 재료강도의 저하 및 파괴인성의 감소에 영향을 주는 것은 현상학적으로 확인할 수 있다. 따라서 공학적으로 이를 응용하기 위해 비파괴적으로 측정된 분극특성값과 재료강도 감소량 사이의 관계식 및 분극특성과 파괴인성 저하도 사이의 관계식을 실험 데이터로부터 유추하여 사용하는 것이다. 로크웰 경도 등의 경도값으로부터 재료의 강도를 평가하는 관계식은 잘 알려져 있으므로 이를 이용하여 열화에 의한 재료 강도의 감소 정도를 유추할 수 있다. 그러나 FATT값으로부터 파괴인성값인 K_{IC} 값을 평가하는 관계식은 저합금강⁽¹⁷⁾이나 압력용기강⁽¹⁸⁾에 대해서 주로 알려져 있고 고크롬인 경우 연구결과가 부족한 실정이다. 따라서 각 열화단계별로 파괴인성값 측정을 위해 두께 25 mm인 C(T)시편을 가공하여 K_{IC} 측정을 시도하였다. 시험편의 가공은 Fig. 4에 보인 바와 같이 압연 방향으로 균열면이 가공되도록 하였으며 시험은 MTS 250 kN 용량의 만능재료시험기를 사용하여 ASTM E1820-01 및 ASTM E399-90 기준에 따라 수행하였다. 시험편은 폭(W) 50.8 mm, 두께(B) 25.4 mm인 표준형 C(T) 시편을 사용하였으며, 최종 피로 예비균열길이는 전체 균열길이(a)와 시험편 폭(W)의 비가 0.5 즉, $a=25.4$ mm가 되도록 하였다. 시험 하중은 500 N/sec 속도로 하였다.

Table 7에 열화 단계별 각 재료의 파괴인성시험 측정값인 K_Q 값을 보였다. 또한 측정된 K_Q 값이 ASTM 규격에서 규정한 평면변형을 파괴인성 K_{IC} 값으로서 유효한지를 결정하기 위한 조건값을 각각의 열화 단계별 재료에 대해 계산하여 함께 정리하였다. K_Q 값이 K_{IC} 값으로서 유효성을 갖기 위해서는 $P_{max}/P_Q \leq 1.1$ 이고, 시편 두께와 균열길이 B, $a > 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2$ 이어야 한다. Table 7의 파괴인성시험결과로부터 모든 재료가 B, $a > 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2$ 인 조건을 만족하지 않는다. 또한, QTI-11을 제외한 모든 재료가 $P_{max}/P_Q \leq 1.1$ 인 조건도

만족하지 않는다. 따라서 Table 7에 보인 K_Q 값은 K_{IC} 값으로 볼 수 없으며, 두께가 더 두꺼운 시편으로 K_{IC} 를 측정하는 것도 현실적으로 어려움이 있으므로 이에 대해서는 향후 연구가 필요할 것이다.

4. 결 론

발전소의 고온 고압 터빈 블레이드용 재료인 12Cr강을 대상으로 전기화학적 분극법을 사용하여 재질 열화에 의한 강도 및 인성 저하 정도를 간접적으로 평가할 수 있는 기법을 제안하고자 하였다. 이를 위해 실험실적 모의 열화재를 단계적으로 제작하고 열화재에 대해 야금학적 관찰, 경도변화량의 측정, 충격시험 및 파괴인성시험 및 전기화학적 분극시험을 행하였고 얻어진 결과들의 상관관계를 규명하였다. 본 연구를 통하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 열화 정도에 따라 미세조직은 변화하였고, Cr-rich형 탄화물인 $M_{23}C_6$ 가 관찰되었으며, 열화 정도가 심화됨에 따라 $M_{23}C_6$ 가 증가하고 조대화되었다. 이에 따라 경도값이 저하됨을 관찰할 수 있었다.

(2) 샤프피 충격시험을 수행한 결과 열화 시간의 증가에 따라 인성 평가의 척도인 $\Delta FATT$ 가 증가하였다. 이는 인성이 저하됨을 의미한다.

(3) 파괴인성시험을 수행한 결과 열화 시간의 증가에 따라 K_Q 측정값은 저하 되었으나, 평면변형률 조건에서의 파괴인성 측정 조건을 만족시키기 못하였으므로 K_{IC} 의 유효한 값은 얻을 수 없었다. 본 연구에서보다 두꺼운 시편으로 K_{IC} 값을 측정하는 것은 실용적이지 못하다.

(4) 12Cr 강의 탄화물 조대화에 의한 열화를 전기화학적 분극법으로 평가하기 위해 5 wt.% 아세트산 수용액을 전해액으로 사용함이 타당함을 보였다. 또한 이를 이용하여 예측한 분극곡선의 ΔI_p 파라미터는 강도 및 인성의 열화 정도를 평가하는데 적절한 인자이며, 열화시간에 따라 로그 함수의 형태로 증가함을 알 수 있었다.

(5) 전기화학적 특성치인 ΔI_p 파라미터는 열화 정도에 따른 경도값이나 $\Delta FATT$ 값의 변화와 상관관계를 가짐을 보였으며, 이로부터 ΔI_p 의 측정만으로 재질 열화도를 비파괴적으로 예측하는 것이 가능함을 보였다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 특정기초연구(과제번호 RO1-2005-000-10621-0, 2005) 지원으로 수행되었습니다. 본 연구에 도움을 주신 한전기공의 김승태 박사님께 감사드립니다.

참고문헌

- (1) Yoon, K. B., 1995, "Remaining Life Assessment of High Temperature Steam Piping," *International Journal of Korea Welding Society*, Vol. 13, No. 2, pp. 12~24.
- (2) Ha, J. S. et al., 1998, "A Study on the Life Extension Technology in the Fossil Power Plants," *KEPRI Technical Report*, TM.97 GS06.M1998.793
- (3) Shoji, T., Takahashi, H., 1986, "Non-Destructive Evaluation of Materials Degradation During Service Operation by Means of Electro-Chemical Method," *Rep. Res. Inst. Strength & Fracture of Materials*, Tohoku Univ., Vol. 19, pp. 23~40.
- (4) Watanabe, Y., 1991, "A Study on the Non-destructive Evaluation of Material Degradation During Service Operation by Means of Electro-chemical Method", *PhD Thesis*, Tohoku University.
- (5) Seo, H. U., 1999, "A Study on Electrochemical Evaluation Method of Toughness Degradation for 12%Cr Steel," *MS Thesis*, School of Mechanical Engineering, Chung Ang University.
- (6) Itoho, G. et al., 1992, "A Stainless Steel Yearbook," *Sehwa*, A Korean Version of Japanese.
- (7) Smith, W. F., 1993, "Structure and Properties of Engineering Alloys," McGraw Hill, 2nd Edition.
- (8) Jeong, H. D., Kweon, Y. G., 1992, "Degradation Degree Evaluation of Heat Resisting Steel by Electrochemical Technique," *Trans. of the KSME(A)* Vol. 16, No. 3, pp. 598~607.
- (9) Kwon, J. D., Moon, Y. B. and Kim, S. T., 1998, "A Study on the Application of Electrochemical Method for Degradation Evaluation," *Trans. of the KSME(A)* Vol. 22, No. 1, pp. 44~51.
- (10) Yoon, K. B., Yoon, S. H., Kim, S. T., Suh,

- C. M. and Nahm, S. H., 1994, "Evaluation of J_{IC} and T_{mat} of Aged 1Cr-1Mo-0.25V Steel at Elevated Temperature," *Trans. of the KSME(A)*, Vol. 18, No. 11, pp. 2860~2870.
- (11) Abdel-Latif. A. M, Corbett. S. M., Sidey. D. and Taplin D. M. R., 1981, "Effect of Microstructural Degradation on Creep Life Prediction of 2-1/4Cr-1Mo Steel," *Fifth Canadian Conference on Fracture*, pp. 1613~1620.
- (12) Abdel-Latif. A. M, Corbett. S. M., Taplin D. M. R., 1982, "Analysis of Carbides Formed During Accelerated Aging of 2.25Cr-1Mo Steel," *Metal Science*, Vol. 16, pp. 90~96.
- (13) John, N. et al., 1989, "Metals Handbook: Metallography and Microstructures," ASM International, 9th Edition, Vol. 9.
- (14) Kim, Hong Deuk, 1993, "Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 12% Cr Steel," *PhD Thesis*, Department of Nuclear & Quantum Engineering, KAIST.
- (15) Oldfield, W., 1975, "Curve Fitting Impact Test Data: A Statistical Procedure," *ASTM Standardization News*, pp. 24~29.
- (16) Matusita, T., Shoji, T. and Saito, Y., 1990, "Nondestructive Evaluation of Material Degradation for Austenitic Stainless Steel by Means of Electro-Chemical Method," *JSME*, Vol. 39, No. 446, pp. 1596~1601.
- (17) Nahm, S. H., Park, C. H. and Kim, A. K., 1999, "Toughness Degradation Evaluation of 1Cr-1Mo-0.25V Steel Using Miniatured Charpy Impact Specimen," *Trans. of the KSME(A)* Vol. 23, No. 12, pp. 2303~2308.
- (18) Donald, E. M., John, G. M. and Kim, W., 2005, "An Introduction to the Development and Use of the Master Curve Method," ASTM International, ASTM Stock No. MNL52