

고온 재질 열화도를 반영한 CrMoV 터빈로터의 재료 위험도 및 잔여수명 평가

마영화[†] · 이진상 · 윤기봉

중앙대학교 기계공학부

(2006. 5. 22. 접수 / 2006. 8. 2. 채택)

Assessment of Material Risk and Residual Life of CrMoV Turbine Rotor Considering High Temperature Material Degradation

Young Wha Ma[†] · Jin Sang Lee · Kee Bong Yoon

Department of Mechanical Engineering, Chung Ang University

(Received May 22, 2006 / Accepted August 2, 2006)

Abstract : Material degradation should be considered to assess integrity and residual life of high temperature equipments. However, the property data reflecting degradation are not sufficient for practical use. In this study measuring properties for 1Cr-1Mo-0.25V forging steel generally used for turbine rotor was carried out. Degradation was simulated by isothermal ageing, heat treatment and variation of microstructure was observed. Mechanical properties such as tensile strength, impact energy, hardness and fracture toughness were measured. Assuming a semi-elliptical surface crack at the bore hole in a turbine rotor, material risk was estimated by using the aged material property data obtained in this study. Safety margin was decreased and life of the rotor was exhausted. This procedure can be used in assessing the residual life of a turbine rotor due to material degradation.

Key Words : material degradation, DBTT, fracture toughness, ageing, CrMoV steel

1. 서 론

고온 설비요소의 재질열화(material degradation)는 사용이력, 부하조건, 고온 및 부식 환경 등의 복합적인 요인으로 인하여 발생한다. 재질 열화에 따른 금속학적 변화는 미량의 불순물 편석, 금속간 화합물의 석출, 탄화물의 조대화 등을 들 수 있다. 이러한 금속학적 변화들은 재료를 연화(softening) 또는 취화(embrittlement) 시킴으로써 제작 당시에 재료가 갖고 있던 강도 및 파괴인성 값 등의 기계적 물성 값을 감소시킨다¹⁻³⁾. 기계적 물성 값들의 감소는 결국 설비요소의 잔여수명 단축, 안전성 및 구조건전성(structural integrity) 문제를 야기 시킨다.

고온 설비요소에 사용되는 Cr-Mo 계의 강은 제조과정에서는 템퍼 취화에 대한 감수성이 비교적 적으나 장시간 사용에 따른 취화가 문제시 된다^{1,2)}. 템

퍼 취화가 발생하는 원인은 강의 오스테나이트 입계에서의 미량 원소(tramp element; P, Sn, Sb, As)의 편석이다. 편석의 정도가 심할수록 입계는 취약해지게 되며, 이러한 경우에는 재료의 결정 입계를 따라서 파단면이 형성되는 입계 파괴(intergranular fracture)가 발생한다¹⁾. 예를 들면, Cr-Mo계 강인 터빈로터 강의 경우 고온에서 장시간 사용하게 되므로 이러한 템퍼 취화가 발생하여 저온에서 가동 중에 취성 파괴를 수반하며 갑작스런 파괴가 발생한다²⁾. 고온설비요소의 갑작스런 파괴를 방지하기 위해서는 제조 당시의 재료물성 값이 아닌 열화된 재료의 물성을 사용하여 수명을 평가하여야 한다. 하지만, 사용 중인 설비요소에서 표준형 시험편을 채취하여 열화된 재료물성을 측정하는 것은 현실적으로 어려움이 있다. 비파괴적 평가 기법들이 이러한 열화도를 간접적으로 평가하기 위해 개발·연구 되고 있다^{4,5)}. 하지만 고온 설비요소의 열화된 재질의 기계적 물성 값들이 충분히 제공되고 있지 않아 정확한 수명평

[†] To whom correspondence should be addressed.
roadpilot@wm.cau.ac.kr

가에 어려움이 있다. 따라서 설비요소의 열화 정도에 상응하는 모의 열화재의 제작 및 실험을 통해 고온 설비요소의 구조건전성 및 수명평가에 활용할 수 있는 열화재의 물성 데이터 확보가 필요하다.

본 논문에서는 재질열화 요인 중 고온에 의한 강도 및 인성 저하를 주 연구 대상으로 하였다. 연구를 위해 터빈로터용 재료로 많이 사용되고 있는 1Cr-1Mo-0.25V 단조강에 대해 여러 단계의 열화 정도가 다른 열화재를 제작하였다. 제작된 열화재에 대해 사르피 충격시험, 인장시험, 파괴인성시험, 경도측정 및 미세조직 관찰 등을 수행하였다. 또한, 실험결과 얻어진 기계적 물성값을 사용하여 실제 터빈로터에 결함이 존재하는 경우에 대해 재료의 인성열화에 따른 잔여수명 감소에 대한 사례해석을 수행하였다.

2. 시험재 및 실험방법

2.1. 시험재 및 시편 가공

본 연구에 사용된 재료는 터빈 로터용 저합금강인 1Cr-1Mo-0.25V 단조강이다. 제작된 재료의 화학 성분을 Table 1에 나타내었다. 연구 재료에 대해 고온에서 연화에 의한 강도열화(strength degradation)와 텀퍼취화에 의한 인성열화(toughness degradation)를 모사하기 위해 등온노화 열처리(isothermal ageing heat treatment) 방법을 사용하였다. 등온노화 열처리 방법은 실기의 사용 온도보다 높은 일정한 온도에서 장시간 재료를 노출시킴으로써 합금성분의 확산(diffusion)에 의한 석출물 형성의 가속화를 유도하여 강도 및 인성 열화를 가속시키는 방법이다^{1,3,6,7}. 이 열처리 방법을 사용하여 증기터빈의 사용온도(538℃)보다 높은 온도인 630℃에서 6단계의 열화 정도가 다른 재료를 준비하였다. 모사 열화재 제작을 위한 열화 조건을 Table 2에 정리하였다. 이때 가속열화 조건은 확산이론에 근거한 다음 식 (1)에 의하여 가속열화 열처리 재료의 실제 사용온도에서의 사용시간을 모사하였다⁷.

$$t_2 = t_1 \exp \left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) \right] \quad (1)$$

여기서, t_1 은 실제 사용시간, t_2 는 가속열화 열처리 시간, T_1 은 사용온도, T_2 는 가속열화 열처리 온도, Q 는 활성화 에너지로 122853 J, R 은 기체상수이며 8.31432J/mol · K이다.

Table 1. Chemical composition of a CrMoV forging steel(ASM 470 Class 8) (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.30	0.18	0.76	0.004	0.006	0.48	1.19	1.20	0.25

Table 2. Isothermal ageing heat treatment

Simulated service time(t_1)		Ageing time(t_2)	
Hours	Years	Calculated Ageing time(h)	Actual Ageing time(h)
0.0	0	0.0	0
8760.0	1	158.7	158
27593.7	3	500.0	506
43800.0	5	793.7	793
61320.0	7	1111.1	1111
87600.0	10	1587.3	1587

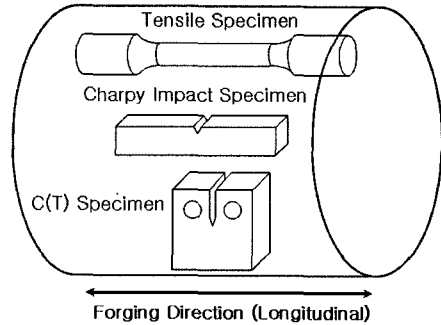


Fig. 1. Direction of specimen extraction from a CrMoV forging steel bar.

고온설비요소의 수명을 평가할 때는 재료의 가장 취약한 방향의 기계적 물성 값을 사용한다. CrMoV 단조강에서 가장 취약한 방향은 원주방향이다. 하지만 본 논문의 목적이 수명평가에 재질 열화 정도를 반영하는 방법에 대한 연구이기 때문에 원주방향 대신 길이방향 실험을 수행하여도 재질 열화 정도를 평가하는 데는 차이가 없다고 가정하였다. 이는 단조 후 열처리를 수행하면 재료가 등방성화 되어 모든 방향의 물성차이가 크지 않기 때문이다. 시험편 가공 방향을 Fig. 1에 나타내었다.

2.2. 미세조직 관찰

모사 열화재에 대해 재질 열화 상태가 다른 각각의 경우에 대해서 광학 현미경을 이용하여 금속조직을 관찰하였다. 시험편은 조직 관찰을 위해 금속 표면을 #1200까지 습식 연마한 후, #6μm, #1μm의 순서로 다이아몬드 연마제를 사용하여 연마하였다. 연마된 시험편을 3% 나이탈 (알콜 97%, 질산 3%)을

사용하여 5~10초 정도 부식시킨 후 금속 조직을 관찰하였다.

2.3. 경도측정

가속 열화재에 대한 재질의 열화 정도를 평가하기 위하여 로크웰 경도를 측정하였다. 로크웰 경도 측정은 Rockwell Type Hardness Tester(Time Group Inc.의 TH300 모델)를 사용하여 수행하였다. 경도 측정 시편은 측정오차를 최소화하기 위해 1 μ m의 표면 연마용 알루미늄 분말을 사용하여 경면 연마하였다. 측정 하중은 150kgf, 하중 유지시간은 4초로 하였으며, 5개소를 측정하여 평균값을 사용하였다.

2.4. 인장 시험

인장시험은 30kN 용량의 MTS Sintech 5/G 소형 재료시험기를 사용하였다. 시험 조건은 ASTM E8M에 준하여 변위제어 방식으로 수행하였다. 시험중 변형률을 측정하기 위해 시험편의 측정부위에 게이지를 장착하였다. 측정된 응력과 변형률 데이터는 PC에 자동 저장하였다. 탄성계수 및 항복강도를 측정하기 위해 3% 변형률까지는 0.5mm/min 속도로 시험하였고, 이후에는 2mm/min 속도로 실험하여 인장강도를 측정하였다. 시험은 열화 정도가 다른 시험편들에 대해 동일한 조건으로 2개씩 수행하였다.

2.5. 충격 시험

열화 정도가 다른 단계별 모사 열화재에 대해 각각 12~13개의 충격 시험편을 제작한 후 샤르피 충격 시험을 수행하였다. 충격시험은 ASTM E23에 준하여 수행하였다. 시험편은 55 \times 10 \times 10mm 크기의 표준 시험편을 사용하였다. 시험온도 범위는 -197~220 $^{\circ}$ C이었다. 상온을 기준으로 저온 충격시험은 메탄올과 액체 질소(-197 $^{\circ}$ C)를 용매로 사용하였고, 고온 충격시험은 Shin-Etsu Silicone을 용매로 사용하였으며, High Temperature Bath.(NESLAB Instruments 사의 EX-250 모델) 가열기로 가열하였다. 실험 온도는 Digital Thermometer(Testo GmbH 사의 Testo 720모델)를 사용하여 측정하였다.

2.6. 파괴인성 시험

샤르피 충격 시험 결과를 재료의 인성 열화도와 비교하기 위하여 열화 정도가 각각 다른 모사 열화재에 대해서 상온에서 파괴인성 시험을 수행하였다. 시험은 MTS 250kN용량의 만능재료시험기를 사용

하여 ASTM E1820-01 및 ASTM E390에 준하여 수행하였다. 시험편의 크기는 확보된 재료의 양이 충분하지 않아 소형 C(T) 시편(두께 t=12.7mm, 폭 W=25.4mm)을 사용하였다. 피로예비균열은 최종 균열 길이에 대한 K값이 20MPa \cdot m^{1/2}가 되도록 K값 제어 방식으로 생성하였다. 파괴인성 시험은 열화정도가 다른 각각의 시험편에 대해 400N/sec의 속도로 1개씩 수행하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1. 미세조직 관찰 및 경도측정 결과

모사 열화시킨 1Cr-1Mo-0.25V 단조강에 대해 열화시간에 따른 금속조직의 변화를 관찰하였다. 관찰 결과를 Fig. 2와 Fig. 3에 나타내었다. 원재에 대한 조직 관찰 결과인 Fig. 2(a)로부터 CrMoV 단조강은 펄라이트(pearlite)와 페라이트(ferrite) 조직이 재료의 길이방향과 평행하게 층상구조를 이루고 있음이 관찰되었다. 이 구조 형태는 열화가 진행됨에 따라서도 그대로 유지되고 있음을 Fig. 2(b)를 통해 확인할 수 있다. 단, 펄라이트 조직은 Fig. 3에 보인바와

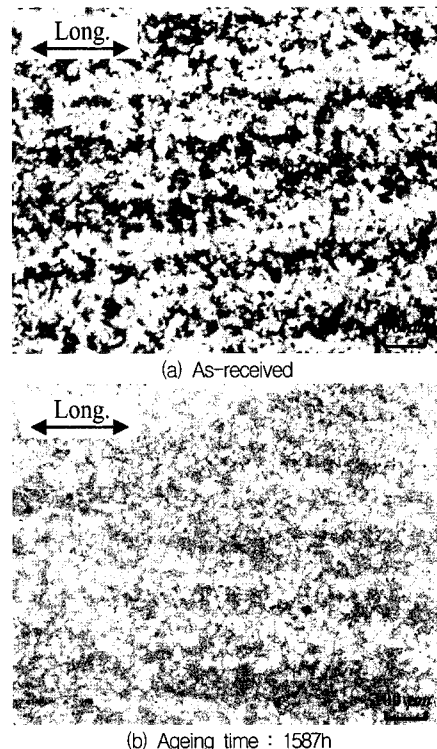


Fig. 2. Microstructure of CrMoV forging steel.

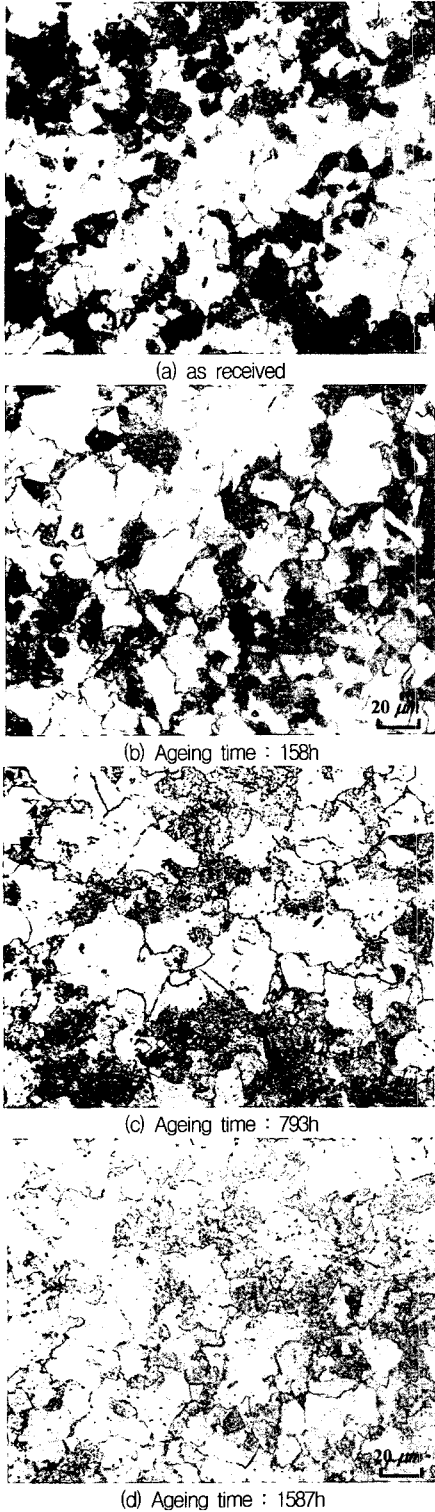


Fig. 3. Variation of microstructure for CrMoV forging steel as aged time.

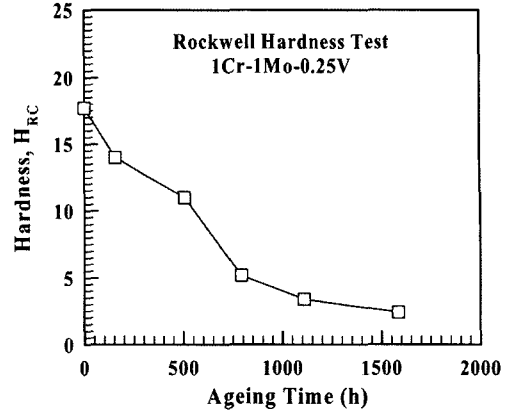


Fig. 4. Results of hardness measurement for CrMoV forging steel.

같이 열화가 진행됨에 따라 시멘타이트(cementite, Fe₃C)상의 탄소가 확산되어 페라이트화 되었다. 이는 재료의 강도 저하의 원인이 된다. 이와 같이 광학현미경을 이용한 미세조직 구조의 관찰 결과로는 열화 정도를 정성적으로 설명하는 것만이 가능하다.

단계별로 가속열화 시킨 1Cr-1Mo-0.25V 단조강에 대한 경도측정 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 경도값은 열화시간이 증가함에 따라 감소하는 경향을 보였다. 이는 재료가 고온에서 장시간 노출되어 펄라이트 조직이 페라이트화 되었기 때문이다. 경도값 저하 현상은 3.2절에서 논의될 인장강도 값의 감소 경향과 일치한다.

3.2. 인장시험 결과

열화 정도가 다른 1Cr-1Mo-0.25V 단조강의 상온 인장시험 결과를 Table 3에 정리하였고, 공칭응력-공칭변형을 곡선 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 열화 시간에 따른 항복강도 및 인장강도 값의 변화는 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 6에서 강도 값들은 열화시간이 증가함에 따라 점차 감소하는 경향을 보였다. 하

Table 3. Results of tensile test for CrMoV forging steel

Spec ID	Service time (h)	Ageing time (h)	R.A (%)	Elong. (%)	E (GPa)	σ_{ys} (MPa)		σ_{UTS} (MPa)
						Upper	Lower	
AR	0	0	54.5	22.6	207	435	432	760
Y1	8760	158	65.2	23.5	205	464	462	690
Y3	27594	506	64.9	25.3	210	439	431	642
Y5	43800	793	64.5	27.5	208	423	412	616
Y7	61320	1111	63.1	26.4	205	412	400	595
Y10	87600	1587	63.2	26.0	213	412	393	583

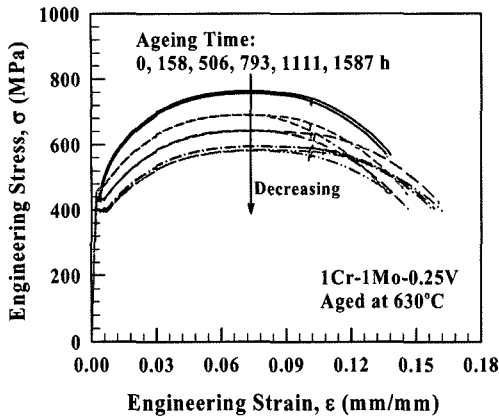


Fig. 5. Engineering stress-engineering strain curves of CrMoV forging steel.

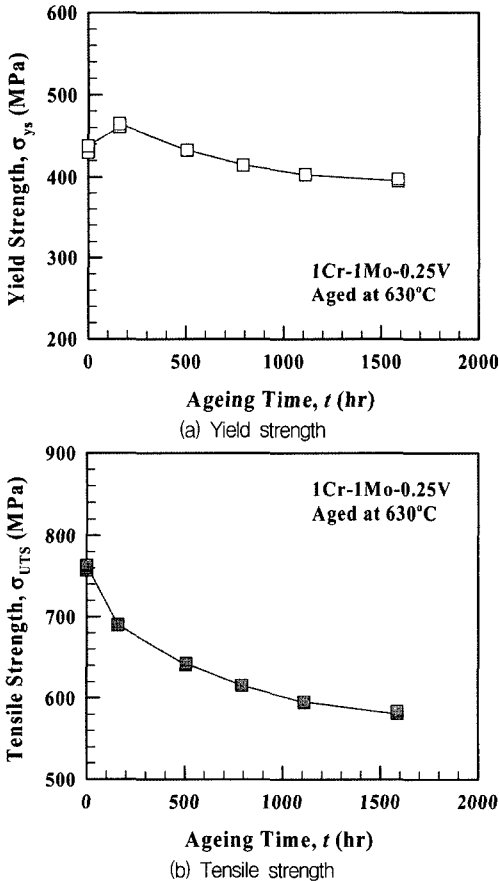


Fig. 6. Strength variations of CrMoV forging steel with ageing time.

지만, Fig. 6(a)에 나타난 항복강도의 경우 158시간 (538°C에서 1년 동안 사용한 경우의 모사 열화시간)

열화재의 항복강도 값이 원재보다 높았다. 이는 열화시간에 따른 석출물의 변화와 관계가 있다. 즉, 열화 초기에 고용되어 있던 크롬(Chromium, Cr) 등이 미세하게 석출되어 작은 석출물의 숫자가 증가하기 때문에 항복강도 값이 일시적으로 증가하게 된다^{8,9)}. 이 미세 석출물들은 열화가 진행됨에 따라 합해지면서 개별 석출물들이 커지고 그 숫자는 감소하므로 강도값이 감소하게 된다⁹⁾. 즉, 초기에는 전위의 활주를 발생시키는데 방해가 되는 작은 석출물 때문에 항복강도가 증가할 수 있지만 이후 석출물 사이의 간격은 증가하기 때문에 항복강도 값이 감소하게 된다. 이와는 달리 인장강도의 경우 이러한 초기 강도 상승이 관찰되지 않으며 이 결과는 경도시험 결과와 일치한다. 즉, 초기 매우 작은 크기의 미세 석출물은 초기 전위 이동은 방해하지만 전위 파일업(dislocation pile-up)에는 영향을 미치지 못한다고 볼 수 있다. 또한, 열화 단계별 인장강도와 경도 값의 변화 경향이 일치하므로 경도측정에 의해서 인장강도 열화의 측정이 가능하다.

3.3. 충격시험 결과

재질 열화가 발생하면 연취성전이온도(ductile-brittle transition temperature, DBTT)가 상승하기 때문에 충격시험에 의한 CVN(Charpy V-notch) 에너지의 전이곡선은 열화된 재질의 경우 신재에 비해 온도축상에서 우측으로 이동하게 된다. 측정된 충격 흡수 에너지인 CVN 충격값은 아래 식에 보인 바와 같이 4-parameter model로 가정한 쌍곡선 정접 함수(hyperbolic tangent function)를 사용하여 회귀분석을 수행함으로써 얻을 수 있다¹⁰⁾.

$$CVN = A + B \tanh\left(\frac{T - T_0}{C}\right) \quad (2)$$

여기서, A, B, T_0, C 는 회귀 상수(fitting constants)이며, DBTT는 T_0 에 의해 정의된다. 본 연구 대상 재료인 1Cr-1Mo-0.25V 단조강의 충격시험 결과를 Table 4에 정리하였고 시험온도의 변화에 따른 충격흡수 에너지의 관계에 대해 식 (2)를 사용한 회귀분석 결과 곡선을 Fig. 7에 나타내었다. 시험결과 가속 열화재의 상부 에너지 값이 원재의 상부 에너지 값 보다 높게 나타났다. 이는 연화에 따른 연신율의 증가 때문이다. 식 (2)를 사용하여 얻은 회귀분석 결과 곡선인 Fig. 7로부터 얻은 DBTT의 열화시간에 따

른 변화 양상을 Fig. 8에 나타내었다. Fig. 8의 결과로부터 506시간(538℃에서 3년 동안 사용한 경우를 모사한열화시간) 이후에는 DBTT가 더 이상 상승하지 않고 오히려 떨어지는 경향을 보이고 있다. 측정 오차를 고려하면 열화시간이 506시간 이후에는 DBTT가 더 이상 상승하지 않는 것으로 볼 수 있다. 이는 터빈 로터강의 경우 538℃에서 사용시간이 40,000

시간(630℃에서 약 750시간 동안 가속 열화시킨 조건에 해당) 이상에서는 사용시간이 증가하여도 재질의 인성열화가 더 이상 크게 발생하지 않는다는 이전 연구 결과^{3,4)}와 일치한다. 따라서 CrMoV 강으로 제작된 고온 로터의 경우 약 40,000시간 정도 사용 이후의 인성을 최저 파괴인성으로 간주할 수 있을 것이다.

Table 4. Results of Charpy impact test for CrMoV forging steel

Spec. ID	Ageing time (h)	Upper shelf energy (kgf · m)	Upper shelf energy (kgf · m)	DBTT (kgf · m)
AR	0	9.39	0.14	81.0
Y1	158	13.38	0.62	101.9
Y3	506	13.78	0.10	110.4
Y5	793	13.67	0.13	103.2
Y7	1111	12.96	0.19	101.1
Y10	1587	13.03	0.29	106.0

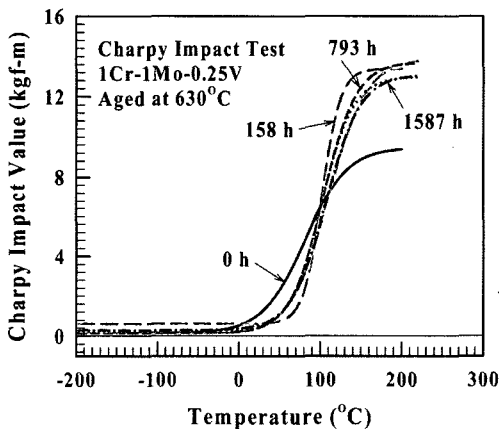


Fig. 7. Results of Charpy impact test of CrMoV forging steel.

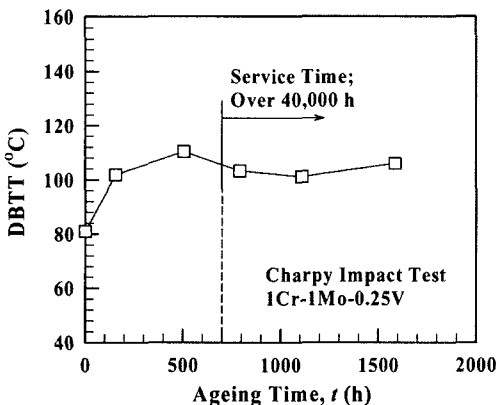


Fig. 8. Variation of DBTT of CrMoV forging steel.

3.4. 파괴인성시험 결과

파괴인성시험 결과를 Table 5에 정리하였다. Table 5의 결과 값들에 대해 ASTM E1820-01 및 ASTM E390에서 규정한 파괴인성, K_{IC}의 만족 조건을 확인해 본 결과 P_{max}/P_Q ≤ 1.1조건을 모두 만족하지 못하였으며, 시험편 두께(B)와 균열길이(a)에 대한 만족 조건인 B, a > 2.5(K_{IC}/σ_{ys})²도 만족하지 못하였다. 따라서 측정된 K_Q값은 파괴인성 값인 K_{IC}로서 유효성을 갖지 못한다. 만일 본 연구 재료를 사용하여 파괴인성 값인 K_{IC}값을 얻기 위해서는 현재 시험편 크기보다 4배 큰 시편 즉, 두께(B)가 50.8mm이고 폭이 101.6mm인 표준형 2T C(T) 시험편을 사용하여야 한다.

본 연구 재료와 같이 파괴인성 값을 실측하기 어려운 경우 충격실험 결과 얻은 DBTT로부터 파괴인성 값을 간접적으로 예측할 수 있다^{4,11,12)}. DBTT와 파괴인성과의 관계식을 식 (3)에 나타내었다¹²⁾.

$$K_{IC} = \frac{6600}{60 - (T - DBTT)} \quad (3)$$

단, K_{IC}의 단위는 MPa · m^{1/2}이고, 사용온도 T와 DBTT는 °C이다. 식 (3)을 사용하여 DBTT가 81°C인 원재에 대해 온도별 파괴인성 값을 예측하였다. 예측 결과를 Fig. 9에 나타내었다. 또한, Schwant 등¹¹⁾의 실험 결과 데이터의 분산범위를 적용하여 함께

Table 5. Results of fracture toughness test for CrMoV forgineg steel

Spec. ID	Ageing time (h)	Crack length (mm)	Thickness (mm)	P _{max} (kN)	P _Q (kN)	K _Q (MPa · m ^{1/2})
AR	0	12.36	11.99	13.6	11.4	55.80
Y1	158	13.09	12.73	11.8	10.6	54.22
Y3	506	12.46	12.73	13.4	10.6	50.00
Y5	793	12.78	12.74	12.3	10.0	49.03
Y7	1111	13.00	12.74	11.8	9.6	48.24
Y10	1587	12.40	12.74	11.8	10.3	48.45

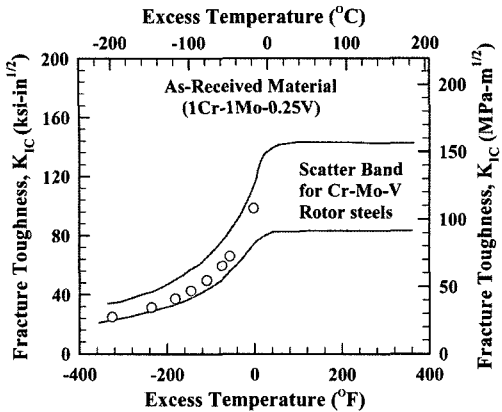


Fig. 9. Prediction and verification of fracture toughness values for CrMoV forging steels.

나타내었다. 이때 x-축 항목인 초과온도(excess temperature)는 $T-DBTT$ 이고, 온도, T ,는 -500°C 부터 80°C 사이에서 임의로 정하였다. Fig. 9의 결과로부터 예측된 파괴인성 값은 분산 범위 곡선 내에 분포하였다. 따라서 예측한 파괴인성 값에 신뢰성을 부여할 수 있다. 이에 3.5절에서 열화도(열화재의 DBTT값)를 고려하여 식 (3)을 사용해서 예측한 파괴인성 값에도 신뢰성을 부여할 수 있다.

3.5. 인성 열화를 고려한 터빈로터의 잔여수명 평가

본 논문의 연구대상 재료인 1Cr-1Mo-0.25V강의 위험도 평가를 수행하였다. 대상은 250MW급 화력 발전소 증기터빈로터이다. 터빈로터의 경우 갑작스런 파손에 의한 대형사고의 예방을 위해서는 로터 재료의 파괴인성 평가와 존재 가능성 있는 결함의 크기에 대한 평가가 필요하다. 또한, 가동 년 수가 증가함에 따라 재질 열화로 인한 파괴인성 저하 정도를 반영하여 로터 재료의 위험도를 평가하여야 한다.

로터가 후속부이고 균열은 로터의 중심공(bore hole) 부근에서 주로 발생하는 것으로 보고되고 있으므로 평면변형을 조건의 선형탄성 파괴역학을 적용할 수 있다²⁾. 또한, 터빈로터의 가동 중 최대 응력은 냉간 기동(cold start)시 100°C 근처에서 발생하며 그 값은 250MPa 정도이다²⁾. 이때 최대 주응력은 원주응력(hoop stress)으로 보고되고 있다¹³⁾. 따라서 터빈로터에 발생하는 균열이 Fig. 10에 보인바와 같이 최대 주응력이 작용하는 방향에 수직으로 존재하며, 형상이 반타원 표면균열이라고 가정하면, 응력확대 계수는 식 (4)에 의해 계산할 수 있다^{2,14)}.

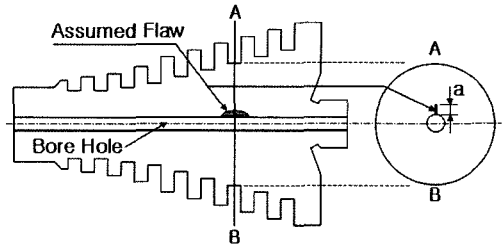


Fig. 10. Schematic of the turbine rotor showing the size and location of assumed crack.

$$K_{app} = 2.24 \times \sigma \sqrt{\frac{a}{\pi}} \quad (4)$$

여기서, a 는 균열 크기 (mm), σ 는 균열면과 수직하 응력(N/mm^2)이다. 따라서 로터에 발생한 균열의 안전성 판단 기준이 되는 허용 가능한 최대 균열크기 즉, 임계균열 크기(critical crack size)는 다음 식에 의해 결정할 수 있다.

$$a_c = \pi \left(\frac{K_{IC}}{2.24\sigma} \right)^2 \quad (5)$$

연구 재료인 1Cr-1Mo-0.25V강에 대해서 위에 기술한 식 (3)~(5)를 사용하여 위험도를 평가하였다. 먼저 터빈로터에서 발생하는 최대응력은 냉간 기동시 100°C 정도 부근에서 발생하므로 식 (3)의 사용 온도, T 를 100°C 로 가정할 수 있다. 또한, 1Cr-1Mo-0.25V강 원재의 DBTT가 81°C 이므로 이때 K_{IC} 를 계산해 보면 $K_{IC} = 161 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 이다. 임계균열 크기는 250MW급 화력발전소 증기터빈로터의 최대응력이 250MPa이므로 식 (5)로부터 약 260mm임을 알 수 있다. 하지만 임계균열 크기에 대한 설계시 안전계수(safety factor)를 2.0으로 하여 재계산하면, 임계균열 크기는 65mm가 된다. 구체적인 위험도 평가에 관한 사례해석을 위해 Fig. 10에 보인 터빈로터 중심공 표면에 발생한 반타원 표면균열 크기, a 가 임계균열 크기보다 작은 40mm라고 가정하자. 이때 K 값은 식 (4)로부터 $K_{app} = 63 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 이 얻어진다. 이 값은 원재의 파괴인성 값에 대해서는 2.6의 안전율($=K_{IC}/K_{app}$)을 갖고 있다. 하지만, DBTT가 더 이상 증가하지 않는 시점인 506시간의 DBTT($=110^{\circ}\text{C}$)로부터 예측된 파괴인성 값, $K_{IC} = 94 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 에 대해서는 안전율이 1.49이다. 따라서 40mm 크기로 가정된 균열의 K 값은 일반적인 터빈로터의 안전성 평가 기준인 안전율 1.5보다 낮으므로 수명 종료로 볼

수 있다. 즉, 가정된 균열 크기가 임계균열 크기보다는 작지만 실제 고온 재질열화로 인하여 안전율이 낮아져 설비요소의 수명이 종료됨을 알 수 있다.

여기서 터빈로터에 대한 수명 종료 안전율인 1.5는 절대적인 기준 값이 아니며 설비를 운영하는 각 플랜트 별로 수명평가를 시행하는 주체가 달라 정할 수 있다. 본 논문에서 가정한 1.5라는 값은 ASME Code에서 제시하고 있는 평가 기준을 고려하여 저자가 정의한 수명 종료 기준이다. 왜냐하면 터빈로터의 경우 고온·고압(538°C, 200기압) 조건에서 운전되므로 안전율 1.5는 사용하기에는 위험한 상태이기 때문이다.

4. 결론

본 논문에서는 고온 설비요소의 건전성 평가 및 잔여수명 예측에 열화도를 반영하기 위한 기계적 물성 측정에 관한 연구를 수행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 터빈로터용 CrMoV 단조강에 대해 등온노화 열처리 방법을 이용하여 모의 열화재를 제작하였다. 열화재 제작 온도는 630°C이었다.
- 2) 금속 조직의 관찰로 모의 열화재에 대한 열화의 여부를 정성적으로 확인 할 수 있었다.
- 3) CrMoV 단조강의 경우 재질의 열화가 진행됨에 따라 연취성전이온도가 증가하다가 506시간(538°C에서 3년 동안 사용한 경우를 모사한 열화 시간) 이후에는 감소하는 경향을 보였다. 측정 오차를 고려하면 506시간을 지나면 더 이상의 급격한 열화는 진행되지 않음을 알 수 있다. 반면 인장강도 및 경도값은 506시간 이후에도 계속해서 감소하였다. 단, 항복강도의 경우 열화 초기에는 석출물의 영향에 의해 강도값이 원재보다 높았다. 이는 초기의 미세 석출물의 일시적 증가 때문이다.
- 4) 실험 결과 얻은 재료의 열화물성 데이터를 이용하여 터빈로터 중심공에 반타원 표면균열을 가정하여 사례해석을 수행한 결과 균열 크기가 임계균열 크기보다는 작지만 실제 고온 재질열화로 인하여 안전율이 낮아져 설비요소의 수명이 종료됨을 확인하였다. 이는 재질 열화도를 반영한 로터의 잔여수명 평가 절차로 활용될 수 있다.

감사의 글 : 본 연구는 전력기반기금 지원에 의

하여 한전 전력연구원주관으로 수행중인 전력산업연구개발사업 과제(R-2004-0-014, “점소성 해석기술을 적용한 기력터빈 수명예측 시스템 개발”)의 위탁연구비로 수행되었습니다. 이의 지원에 감사드립니다.

참고문헌

- 1) 윤기봉, “터빈 잔여수명 평가에 고온 재질 열화도를 반영하는 방법에 대한 연구,” 한전 전력연구원 보고서, R-2004-0-014, 2006.
- 2) 윤기봉, “국내 화력발전설비 수명해석 연구,” CAU-RIPE-YKB-9601, 1996.
- 3) 남승훈, 박종화, 김엄기, “소형 샤르피 충격시험편을 이용한 1Cr-1Mo-0.25V강의 인성 열화도 평가,” 대한기계학회논문집 A권, 제23권, 제12호, pp. 2303~2308, 1999.
- 4) R. Viswanathan and S. Gehl, “A Method for Estimation of the Fracture Toughness of Cr-Mo-V Rotor Steel Based on composition,” Journal of Engineering Material and Technology, Vol. 113, pp. 263~270, 1991.
- 5) 남승훈, 유광민, 김엄기, “전기비저항을 이용한 1Cr-1Mo-0.25V강의 인성열화도 평가,” 비파괴검사학회지, Vol. 18, No. 1, pp. 10~16, 1998.
- 6) 윤기봉, 윤석호, 김승태, 서창민, 남승훈, “시효열화시킨 1Cr-1Mo-0.25V 강 고온에서의 JIC 및 Tmat의 평가,” 대한기계학회논문집, 제18권, 제11호, pp. 2860~2870, 1994.
- 7) A. M. Abdel-Latif, J. M. Corbett, D. Sidey and D. M. R. Taplin, “Effects of Microstructural Degradation on Creep Life Prediction of 2.25Cr-1Mo Steel,” Proceedings of 5th International Conference on Fracture(ICF5), Cannes, France, Vol. 4, pp. 1613~1620, 1981.
- 8) N. Gope, A. Chatterjee, T. Mukherjee, and D. S. Sarma, “Metallurgical and Materials,” Transactions 24A, 315, 1993.
- 9) J. W. Byeon and S. I. Kwun, “Magnetic Nondestructive Evaluation of Thermally Degraded 2.25Cr-1Mo Steel,” Materials Letters, Vol. 58, pp. 94~98, 2003.
- 10) William Oldfield, “Fitting Curves to Toughness Data,” Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 7, No. 6, pp. 326~333, 1979.
- 11) R. C. Schwant and D. P. Timo, “Life Assessment

- and Improvement of Turbogenerator Rotors for Fossil Plants,” New York, Pergamon Press, pp. 325 ~ 340, 1985.
- 12) G. T. Jones, “The Relationship between Fracture Toughness and Fracture Appearance Transition Temperature for Ferritic Materials,” Proc. Institute of Mechanical Engineers, Vol. 186, pp. 31 ~ 32, 1972.
- 13) 이진상, 백운봉, 윤기봉, “소형 기력발전용 터빈 로터의 수명평가를 위한 열응력 해석,” 한국에너지공학회지, 제9권, 제3호, pp. 184 ~ 191, 2000.
- 14) Ashok Saxena, “Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers,” CRC Press, pp. 448 ~ 458, 1998.