

12Cr강 저압부 증기터빈 블레이드의 공식 성장예측

강필근·송 건**·이원식**·변재원·권숙인·전채홍***·김승태***·박기성***
고려대학교 공과대학 재료금속공학부, *수원과학대학 금형설계과,
고려대학교 공학기술연구소, *한전기공(주)

Prediction of Pit Growth on 12Cr Steel LP Steam Turbine Blade

P. G. Kang, K. Song*, Wonsik Lee**, J. W. Byeon,
S. I. Kwun, C. H. Jeon***, S. T. Kim***, K. S. Park***

Division of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul, 136-701

**Department of Mold and Die Design, Suwon Science College, Kyungki-Do, 445-960*

***Research Institute of Engineering and Technology, Korea University, Seoul, 136-701*

****Korea Plant Service & Engineering Co., LTD, Kyungki-Do, 463-480*

Some failures of steam turbine blades are known to stem from corrosion fatigue. Most corrosion fatigue cracks initiate at corrosion pits. This research was intended to predict the corrosion pit growth rate at the operating condition of steam turbine blade by investigating the corrosion pit growth behavior during corrosion fatigue test.

In corrosion fatigue test, under the same applied stress level, smaller artificial corrosion pits grew faster than larger ones.

During corrosion fatigue, the size of corrosion pits(a) in terms of the number of corrosion fatigue cycles(N) could be expressed as $a = K \cdot N^n$, where K is a constant(0.00091), and the exponent n varied with bending stresses. By using this equation, it was possible to estimate the pit growth curve at much lower bending stress under which it is impossible to do experiment within finite period.

Keywords : corrosion fatigue, turbine blade, corrosion pit, bending stress, pit growth.

1. 서 론

증기터빈의 저압부 부품에 있어서는 부식과 침식, 그리고 반복적인 응력에 관계되는 손상이 부품의 수명을 좌우하는 크나큰 요인이 되며, 저압부의 부품의 하나인 LSB(Last Stage Blade)에서 그 문제의 심각성이 보고되어 있다.¹⁾ 이 LSB의 손상은 주로 운전 중 습기가 있는 분위기, 습기 또는 건조

한 분위기로 바뀌는 건습교번 구역(dry-wet transition region, Wilson's line)에서 주로 발생하며, 이는 염분의 집적에 의한 부식과 반복응력에 의한 피로균열의 발생이 복합적으로 작용하는 부식으로 현상^{2,3)}이 지배적인 원인으로 밝혀져 있다. 가동 중인 12Cr강 LSB는 51℃~160℃의 온도범위⁴⁾내에서 원심력에 의한 약 300MPa의 인장응력⁵⁾과 이 인장응력의 10% 미만의 굽힘응력⁶⁾을 경험하게 되

며 공식에 의해 부식피로 손상이 발생하는 부식분 위기에 놓이게 된다.⁵⁾ 이와 같은 조건하에서 12Cr 강의 부식피로균열 발생은 일반적으로 공식의 형성과 공식에서의 균열 생성 및 성장 과정을 거치며 진행된다고 보고⁷⁾되고 있으며, 이렇게 형성된 균열은 빠른 속도로 전파되어 파단에 이르게 된다. 그러므로 LSB의 수명예측을 통한 안전하고 적절한 교체시의 결정을 위해서는 부식과 피로에 의해 발생하는 손상정도의 정량적 평가기술의 확립이 중요한 과제로 대두되고 있다. 그러나, 국내는 물론 외국에서도 이를 체계적이고 종합적으로 평가하는 방법이 폭넓게 연구되지 못하고 있는 실정이다. 이는 LSB에 인가되는 300MPa의 인장응력과 낮은 굽힘응력하에서의 부식피로현상에 관한 데이터를 실험적으로 얻는 것은 현실적으로 많은 시간적 제약이 있기 때문이다.

따라서 본 연구에서는 12Cr강 증기터빈 블레이드의 저압부, 특히 LSB가 가동되는 조건하에서의 부식피로에 의한 수명예측을 위한 연구의 일환으로, 여러 굽힘응력조건에서 공식의 성장거동을 고찰하고 이를 기초로하여 실제 가동 조건과 유사한 응력하에서의 공식 성장곡선을 예측함으로써 LSB의 수명평가를 위한 기초자료를 마련하고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 재료는 12Cr강으로 알려진 AISI 410 스테인리스 강이며, 그 조성은 Table 1에 나타낸 바와 같다. As-received상태의 재료는 열간 가공 후 어닐링된 상태이었기 때문에 이를 실제 발전소에서 사용하는 증기 터빈 블레이드와 동일한 템퍼링 마르텐사이트 조직(HRC 24~32)을 갖도록 하기 위해 950°C에서 30분간 오스테나이트화 처리 후 오일 퀸칭, 다시 660°C에서 1시간 동안 템퍼링한 후 공냉하였다.

부식피로시 공식의 성장거동 및 형상변화에 대한 연구를 위하여 사용 후 교체된 증기터빈 블레이드 표면에서 비교적 크기가 작은 공식의 크기와 형상 및 분포를 조사하였다. 조사방법은 그 부분을 1단계 레플리카법을 이용하여 레플리카 필름을 채취한 후, 채취한 레플리카 필름에 나타난 공식의 크기, 형상과 분포를 광학현미경과 주사현미경을 이용하여 관

찰하였다.

Table 1. Chemical composition of specimen

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
wt%	bal.	0.14	0.39	0.47	0.021	0.004	0.28	11.67	0.09	0.003

관찰된 공식과 크기 및 형상이 유사한 인공 공식을 형성시키기 위하여 먼저 0.3% NaCl 용액을 사용해 분극곡선을 구한 후, 공식의 형성전위 영역에서 공식 형성 실험을 행하였다. 이 실험에서는 용액의 농도, 전압, 시간을 변수로 하여 인공공식을 생성시킨 후 실제 사용재에 존재하는 공식과 인위적으로 형성시킨 공식을 비교하여 최적의 조건이 결정되었다. 이 때 양극분극 시험에서는 상대전극(counter electrode)은 백금선을 사용하였으며 표준전극은 포화 칼로멜 전극(S.C.E. (Saturated Calomel Electrode))을 사용하였다. 주사속도(scanning rate)는 ASTM G108에서 표준 값으로 정한 1.67mV/sec로 실험하였으며, EG & G Model 273A인 potentiostat를 사용하였다.

시간에 따른 공식의 성장에 미치는 부식의 영향을 조사하기 위해 행한 침적실험은 이미 인공적으로 형성된 공식을 이용하여 80°C, 3% NaCl 용액을 사용하였고, 용액의 농도 및 온도가 균일하게 유지 되도록 용액내에 교반기를 설치하였다. 부식피로실험에서는 시편의 중심부에 서로 다른 크기의 인위적인 공식들을 형성시켜 침적실험과 동일한 부식조건 하에서 300MPa의 인장응력을 가하면서 굽힘피로응력이 각각 100MPa, 150MPa, 200MPa가 되도록 7.5Hz의 주기로 4점굽힘 실험을 행하여 공식의 크기에 따른 성장거동을 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 시편의 조직과 기계적 성질

최종 열처리 후의 시편은 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 템퍼링 마르텐사이트조직을 가지며 경도값은 HRC 28이어서 상용재와 동일한 재료가 되었음을 확인하였다. 그리고 이 재료의 항복강도는 755Mpa, 인장강도는 906MPa, 연신율은 28%이었다.

Fig. 1. Microstructure of the material after heat treatment.

3.2 공식의 비교

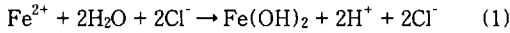
Fig. 2(a)는 사용 후 교체된 증기터빈 블레이드

에서 채취된 1단계 레플리카 필름의 주사전자현미경 사진이며, 이를 통해 크기가 약 수십에서 수백 μm 정도인 공식이 무작위적으로 분포하는 것을 알 수 있었다. 이러한 사용재에 존재하는 공식의 크기와 형상 및 분포를 인공적으로 재현하기 위해 NaCl 용액의 농도, 인가전압, 인가 시간 등을 변화시켜가며 조사해 본 결과 0.3% NaCl, 1V(vs S.C.E.), 17시간의 조건으로 형성시킨 인공 공식들이 사용재에 있는 공식들과 가장 유사하였으며, 그 분포와 형태의 비교를 Fig. 2에 나타내었다. 그리고 이러한 공식들은 사용재에 있는 공식이건 인공적으로 만든 공식이건 모두 반구형임을 확인할 수 있었다(Fig. 2(c)와 (d)).

Fig. 2. Morphologies of replicated corrosion pits. (a) SEM image of corrosion pits in used material and (b) SEM image of artificial corrosion pits (0.3%NaCl 1V(vs S.C.E.) 17h pitting) and (c) Enlarged corrosion pit in used material and (d) Enlarged artificial corrosion pit (0.3%NaCl 1V(vs S.C.E.) 17h pitting).

3.3 침적 시험

Fig. 3은 침적실험시 시간에 따른 공식의 크기 변화를 나타낸 것으로서 공식의 성장속도는 초기 공식의 크기가 작을수록 커지는 경향을 알 수 있다. 염화이온을 함유하는 용액 내에서 스테인리스강의 공식형성 및 성장은 아래와 같은 부식 반응에 의해 발생한다.⁸⁾



위의 반응식에서 Fe^{2+} 는 용액내의 OH^- 와 반응하여 $Fe(OH)_2$ 의 부식생성물을 형성하고, 반응의 진행에 따라 공식 내에 존재하는 HCl의 양이 증가하게 되어, 공식 내 용액의 pH는 낮아지게 된다. 이러한 공식 내의 HCl의 농도는 공식의 크기에 의존하는데, 부식반응이 일어나는 공식의 표면적과 공식 내에 존재하는 용액의 양에 따라 달라지게 된다. 즉 공식의 형상이 반경 r인 반구형이고, 공식의 단위 표면적에서 부식반응에 의해 형성되는 HCl의 양이 단위시간당 ω 로 일정하다고 가정하고, 이 때 단위 시간당 공식의 크기변화는 무시한다. 그러면 공식 내의 용액 중에 증가하는 HCl의 양은 단위시간당 $2\pi r^2 \cdot \omega$ 가 되고 공식 내의 용액의 량은 $2\pi r^3/3$ 이다. 따라서 용액 중의 HCl의 농도증가는 용액 중의 HCl의 증가량을 용액의 체적으로 나누면 되므로 $3\omega/r$ 이 된다. 이는 공식의 크기가 작을수록 공식 내의 용액 중의 HCl의 농도증가는 상대적으로 커지게 되고 따라서 동일시간 침적시 공식의 크기가 작을

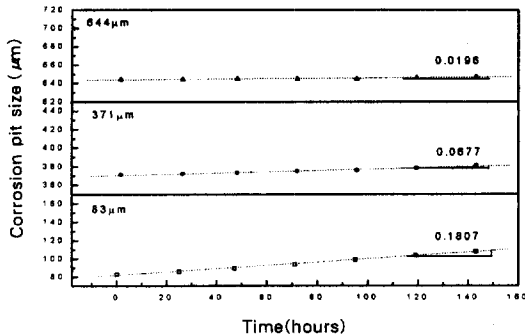


Fig. 3. Changes of corrosion pit sizes with time from given various initial pits in 80°C, 3% NaCl solution.

수록 공식 내의 용액은 더 높은 HCl의 농도와 더 낮은 pH를 갖게 됨을 의미하는 것이다. 또한 공식 내의 용액 내에 Cl^- 가 많아질수록, 즉 Cl^- 의 농도가 클수록 공식 내 부동태 피막의 파괴전위와 재부동태화 전위의 차가 0에 접근하게 되어 부동태 피막의 재형성이 어렵게 되고 그 결과 공식의 성장이 용이하게 된다는 이론에 비추어 설명이 가능하다.⁹⁾ 따라서 이러한 현상에 의해 본 실험에서 인위적으로 형성된 공식들 중 초기 크기가 작은 공식의 성장속도가 초기 크기가 더 큰 공식의 성장속도보다 커지게 되는 것이라 사료된다.

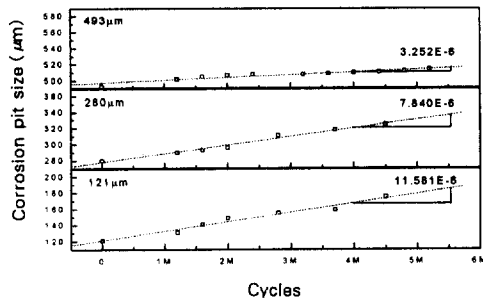
Table 2는 시편에 응력이 인가되지 않는 상태에서 용액에 침적시켜 부식이 진행되는 동안 시간이 지남에 따라 공식들의 형태가 어떻게 변화하는가를 알아보기 위해 형상비(aspect ratio)변화를 조사해 본 결과이다. 표에서 알 수 있듯이 응력이 가해지지 않는 단순한 부식의 경우 공식들의 형상비는 오랜 시간 부식이 되어도 변화하지 않는다는 것을 알 수 있다.

Table 2. Aspect ratio change during emersion test

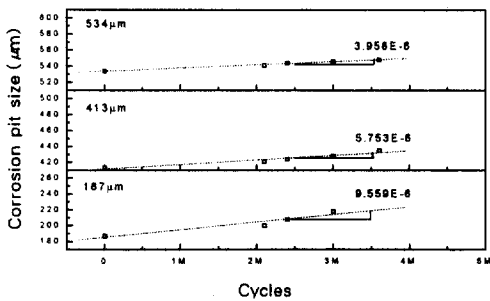
Time(hrs)	Initial pit size(μm)					
	644	459	371	221	181	83
0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
25	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
47	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
71	1.00	1.00	0.99	1.00	1.00	1.00
95	1.00	1.00	0.99	1.00	0.99	1.00
119	1.00	1.00	0.99	1.00	1.00	1.00
143	1.00	0.99	0.99	1.00	0.99	0.99

3.4 부식피로 실험

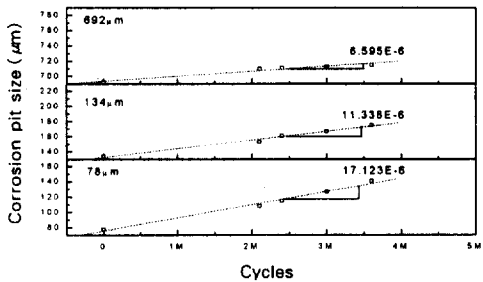
Fig. 4에 300MPa의 인장응력 상태에서 각각 100MPa, 150MPa, 200MPa의 굽힘응력이 반복적으로 가해지는 복합응력 조건에서 인장응력과 수직 방향의 공식 성장거동을 나타내었다. 일반적



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. Changes of corrosion pit sizes with corrosion fatigue cycles. (a) 300MPa tensile stress and 100MPa alternating bending stress were simultaneously applied and (b) 300MPa tensile stress and 150MPa alternating bending stress were simultaneously applied and (c) 300MPa tensile stress and 200MPa alternating bending stress were simultaneously applied.

으로 부식피로시 공식의 성장은 다음과 같은 식을 따른다고 보고¹⁰⁾되고 있다.

$$d_L(t) = C_1 t^\beta \quad (2)$$

여기서 $t = N/f$ 이므로

$$d_L(N) = C_2 N^\beta \quad (3)$$

로 표현할 수 있다. 여기서 d_L 은 공식의 크기, t 는 부식피로 시간, N 은 부식피로횟수(cycle 수), 그리고 f 는 굽힘응력 주기가이며, 공식의 크기와 부식피로 횟수는 멱함수의 관계에 있다. 그런데 일반적으로 멱함수로 표현되는 공식의 성장곡선은 실험적으로 총 부식피로횟수가 $10^8 \sim 10^9$ 회에서 얻어지지만 본 연구에서 실험한 데이터는 각각 다른 크기를 갖는 초기 공식들을 가지고 약 3.5×10^6 회의 부식피로횟수 동안의 성장속도를 측정하였기 때문에 부식피로 횟수가 상대적으로 매우 적다고 생각할 수 있다. 따라서 이처럼 짧은 피로횟수 동안의 공식의 성장은 피로횟수에 직선적으로 비례한다고 가정할 수 있으며, 본 연구에서 얻어진 결과들을 직선식으로 최적화시켰을 때 상관계수(R)가 모두 0.99 이상으로 나온 것으로부터 직선으로 가정하는 것에 대한 타당성을 얻을 수 있었다. 부식피로횟수에 대한 공식 크기의 변화를 직선적으로 나타낸 Fig. 4에서 알 수 있듯이 모든 굽힘응력 조건에서 공식의 성장속도는 초기 공식의 크기가 작을수록 빠름을 알 수 있다. 이는 앞서 고찰한 응력이 가해지지 않은 침적실험 결과와 일치하는 경향이며, 부식피로에서도 크기가 작은 공식의 성장거동에는 부식이 큰 영향을 미침을 의미하는 것이다. 그러나 침적실험에 의한 공식의 성장과 부식피로시의 공식의 성장거동을 비교하면, 부식피로시의 공식들은 더욱 빠르게 성장하며, 또한 굽힘응력의 크기가 클수록 공식들은 보다 빠르게 성장함을 알 수 있다. 이는 가해지는 응력이 부식에 의한 공식의 성장에 영향을 미치고 있음을 나타내는 것이며, 극부적으로 기계적인 변형을 받은 부분에서 부식이 가속된다는 France의 결과¹¹⁾와도 일치하는 내용이다. 재료에 가해지는 응력이 증가할수록 부식이 가속되는 이유는 크게 두 가지로 나누어 생각할 수 있다. 첫 번째 이유는 재료에 응력이 가해지면 응력을 받은 부분은 높은 에너지 상태에 놓이게 되기 때문이다.¹²⁾ 즉, 재료가 높은 에너지 상태에 있는 경우 부식환경에서 부식에 민감하게 반응하므로 주어진 재료에서 높은 응력 영역은 낮

은 응력 영역에 비교하여 양극성(anodic)이 된다.¹²⁾ 그러므로 재료가 응력을 받게되면 응력을 받은 부위는 응력을 받지 않은 부위에 비해 양극상태가 되어 부식성의 환경에서 부식이 가속화되므로, 굽힘응력이 증가함에 따라 공식의 성장속도는 증가하게 된다. 두 번째 이유는 재료에 응력이 가해지면 재료 표면의 전위들이 활성화되기 때문이다. Greene 등¹³⁾은 재료에 가해지는 응력은 재료의 표면에 존재하는 전위들의 활동도를 증가시키고, 활동도가 증가된 전위들은 결합에너지를 낮추기 위해 양극용해(anodic dissolution)의 장소가 되기 때문에 부식이 증가한다고 보고하였다. 따라서 부식피로시 굽힘응력이 증가할수록 응력에 의해 활동도가 증가된 전위들의 수가 증가하여 공식의 성장은 증가하게 된다.

Fig. 5는 여러 가지 초기 크기를 갖는 공식에 대하여 200MPa의 굽힘응력으로 부식피로시험을 하였을 경우 인장축에 평행한 방향의 공식크기 a와 인장축에 수직한 공식크기 c를 구하여, 이들의 크기차이 c-a의 변화를 부식피로 사이클에 대해 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 초기 공식의 크기가

작은 경우 a와 c에 관계없이 빠른 성장을 보이고 있지만, 공식의 크기가 커지면 a의 성장은 둔화되지만 c의 성장은 계속 진행되고 있음을 알 수 있다. 이는 공식의 크기가 클수록 인장응력에 수직한 방향으로 공식의 성장이 우선적으로 일어난다는 것을 의미하며, 이는 부식피로시 공식 주위에 걸리는 응력의 분포와 크기에 그 원인이 있다. Fig. 6은 300MPa의 인장응력과 200MPa의 굽힘응력이 가해질 때 공식 주위의 응력분포를 유한요소법으로 계산한 결과를 보여주고 있다. 이 결과로부터 공식 주위의 시편 표면에서 인장응력방향에 수직한 쪽으로 가장 큰 응력이 작용하고 있음을 알 수 있으며, 동일한 응력상태 하에서는 공식의 크기가 클수록 인장축에 수직한 방향으로의 응력이 커짐을 알 수 있다. 이러한 인장축에 수직한 방향으로 걸리는 큰 응

Cycles

Fig. 5. Comparison of pit growth in both directions parallel(a) and normal(c) to tensile axis. (Applied stress : 300MPa + 200MPa alternating bending stress)

Fig. 6. Stress distribution around a pit analyzed by FEM method. (300MPa tensile stress and 200MPa bending stress are applied) (a) corrosion pit size : 200 μ m and (b) corrosion pit size : 500 μ m.

력은 극부적인 변형을 야기하면서 슬립을 발생시키게 되고, 이 슬립에 의해 부동태피막이 존재하지 않는 순수 금속면을 노출시키는 슬립스텝(slip step)이 형성되면서, 이 때 노출된 순수 금속면의 선택적인 부식을 통해 공식은 우선적으로 성장하게 되는^{10,14-18)} 것으로 사료되며 이에 대한 특징적인 공식의 형상을 Fig. 7에 나타내었다.

Fig. 7. Shape of typical corrosion pit which grows with aspect ratio.

3.5 부식피로 시험시 공식 성장곡선

이상의 결과들을 토대로 인장축 굽힘응력하에서 하나의 작은 공식이 성장하는 과정을 예상할 수 있다. 초기의 작은 공식은 a와 c에 상관없이 공식 전체가 빠른 성장을 하며, 점차 공식이 성장할수록 성장속도는 감소하면서 인장축에 수직한 방향으로의 선택적 부식이 증가한다. 그 후, 공식의 크기가 어느 정도 커지게 되면 인장축 방향으로의 성장은 매우 둔화되고 인장축에 수직한 방향으로의 선택적 부식만이 우선적으로 발생하게 되며, 이러한 c축으로의 우선적인 성장은 블레이드의 수명을 결정하는 균열의 발생에 영향을 줄 것이다. 따라서 본 연구에서는 증기터빈 블레이드의 수명예측을 위한 첫 단계로서, 인장축에 수직한 방향의 공식크기들을 이용하여 가동조건과 유사한 응력에서의 공식 성장곡선을 예상해 보았다. 실험상의 시간적 제약으로 인하여 하나의 공식의 성장거동을 계속하여 관찰할 수 없었으므로 초기 공식 크기가 다른 여러 개의 공식

들을 가지고 부식피로 실험을 한 결과들로부터 다음과 같은 방법으로 공식 성장곡선을 구하였다. 앞서 언급한 바와 같이 각각의 초기 공식이 실험동안 직선적으로 성장한다고 간주하여, 먼저 가장 작은 초기 공식과 그 다음 크기를 갖는 또 다른 공식의 성장거동을 조사한 후 직선으로 가정된 각각의 성장 기울기를 구하고 그들의 기울기에 대한 평균 기울기를 구하여, 가장 작은 초기 공식의 성장거동에 대한 조사가 종료된 후에는 이 공식이 두 번째 공식의 초기 크기가 될 때까지 앞에서 구한 평균 기울기를 따라 성장한다고 가정하였다. 이러한 방법으로 서로 다른 크기를 갖는 초기 공식들의 성장 거동을 모두 연결한 후 이를 곡선으로 최적화하여 100MPa, 150MPa, 200MPa의 굽힘응력에 대해 공식의 성장곡선을 그렸으며 그 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 이때 최적화를 위한 곡선은 여러 연구자들^{10,19,20)}에 의해 보고된 바와 같이 다음과 같은 멱함수를 이용하였다.

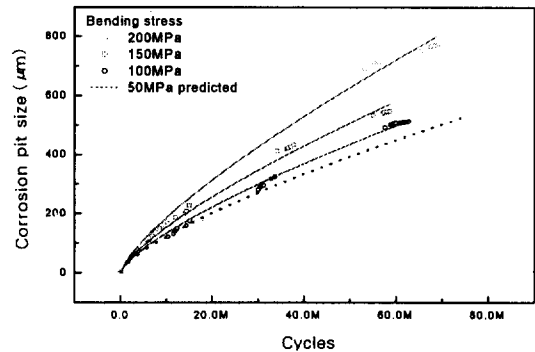


Fig. 8. Change of corrosion pit size with corrosion fatigue cycles under various bending stresses. 50MPa curve is the predicted one.

$$a = K \cdot N^n \quad (4)$$

a : 공식의 크기(μm)

N : 부식피로 사이클(cycles)

K : 상수(constant)

n : 응력에 따라 변하는 지수

본 실험의 결과들을 위 식으로 나타내어 최적화시켰을 때 K 값은 0.00091이었고, n값은 100MPa,

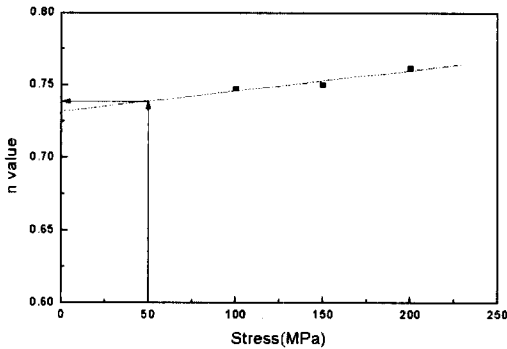


Fig. 9. n values in power law under various bending stresses.

150MPa, 200MPa일 때 각각 0.748, 0.750, 0.762로 나타내었다. 이 결과들을 이용하여 본 연구에서는 실제 가동 조건과 유사한 응력하에서의 공식 성장 거동을 예측하고자 300MPa의 인장응력과 50MPa의 굽힘 피로응력에서의 공식 성장곡선을 다음과 같은 방법으로 구하였다. 각각의 응력에 따른 n값을 Fig. 9에 나타냈는데, n값들의 수가 3개인 관계로 그들의 관계가 직선적으로 구해졌으며, 그 직선을 외삽하여 50MPa에서의 n값을 0.732로 구하였다. 이로부터 실험적으로 구하기가 어려운 50MPa의 굽힘 피로응력하에서의 공식의 성장 예상곡선을 Fig. 8에 점선으로 나타내었다.

4. 결 론

증기터빈 블레이드 재료인 12Cr 강을 응력을 가하지 않은 상태로 80°C, 3%NaCl 용액에 침적시킨 결과와 동일용액 속에서 300MPa의 인장응력과 각각의 100MPa, 150MPa, 200MPa의 굽힘피로응력을 동시에 부과한 부식피로 실험을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 침적실험시 공식의 성장속도는 초기 공식의 크기가 작을수록 증가하였다.
2. 부식피로 시험시 동일 인가 굽힘응력하에서의 공식 성장속도는 초기 공식이 작을수록 증가하였으며, 이는 침적실험의 결과와 일치하였다. 또한 굽힘응력이 커질수록 공식의 성장속도가 증가하였다.
3. 인장응력과 굽힘피로응력을 동시에 인가할 때

공식 주위에 작용하는 응력집중의 크기는 인장방향에 수직인 방향으로 가장 컸으며 공식의 성장은 이 방향으로 우선적으로 일어났다.

4. 부식피로시 굽힘응력에 따른 공식의 성장을 멱함수로 표현하여 가동 응력조건과 유사한 300MPa의 인장응력과 50MPa의 굽힘피로응력하에서의 공식성장곡선을 예측할 수 있었다.

References

1. R. C. Bates, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine-blading Alloys in Operational Environments*, EPRI Final Report, September, (1984) 2-1.
2. T. M. Rust and V. P. Swaminathan, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine Blade Materials*, Workshop Proceedings, Palo Alto, California, 21-24 September, (1981) 3-107.
3. R. Ebara, T. Yamada and H. Kawano, ISIJ International, 30 (1990) 535.
4. Otakar Jonas, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine Blade Materials*, Workshop Proceedings, Palo Alto, California 21-24 September, (1981) 3-35.
5. A. Atrens, M. Muller, H. Meyer, G. Faber and M.O. Speidel, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine Blade Materials*, Workshop Proceedings, Palo Alto, California 21-24 September, (1981) 4-50.
6. R. C. Bates, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine-blading Alloys in Operational Environments*, EPRI Final Report, September, (1984) 3-17.
7. Stig A. O. Andersson, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine Blade Materials*, Workshop Proceedings, Palo Alto, California 21-24 September, (1981) 4-112.
8. D. A. Jones, *Principles and Prevention of Corrosion*, Prentice Hall press, London (1996) 210.
9. H. H. Lu and D.J. Duquette, *Corrosion*, 46

- (1990) 994.
10. M. Mueller, *Metall. Trans. A*, **13A** (1982) 649.
 11. W. D. France, *Corrosion*, **26** (1970) 189.
 12. J. F. Shackelford, *Introduction to Material Science for Engineers, third edition* (1992) 668.
 13. N. D. Greene and G. A. Saltzman, *Corrosion*, **20** (1964) 293.
 14. M. A. Daeubler, G. W. Warren, I. M. Bernstein, and A. W. Thompson, *Metall. Trans. A*, **22A** (1996) 521.
 15. T. Pyle, V. Rollins and D. Howard, *J. Electrochem. Soc.*, **122** (1975) 1445.
 16. C. Patel, T. Pyle and V. Rollins, *Mat. Sci.*, **11** (1977) 185.
 17. T. Nakayama and M. Takano, *Corrosion*, **42** (1986) 10.
 18. Y. R. Qian and J.R. Cahoon, *Corrosion Sci.*, **53** (1997) 129.
 19. G. Butler, P. Stretton and J. G. Beyon, *Br. Corrosion J.*, **7** (1972), 168.
 20. N. D. Tomashov, *Protection of Metals*, **7** (1971), 85.