

고온 피로 파괴

李 相 祿

한국기계연구소 응용역학실



● 1953년 12월 19일생
● 고온에서의 재료특성을 전공 하였으며, 고온 피로, 소성가공, 이론 및 실험응력 해석 등에 관심을 가지고 있다.

1. 배경

항공기 엔진, 발전 설비, 원자로 등과 같이 고온에서 작동하는 구조물 및 부품은 피로 파괴, 크립 파괴 또는 복합된 크립-피로(creep fatigue) 파괴에 대비하여 설계될 것이 요구된다. 관련 소재를 살펴보면 항공기 엔진에 많이 사용되는 nickel-based superalloy로부터, land-based turbine rotor 등에 사용되는 low alloy ferritic steel 등으로 다양하다. 이외에도 austenitic stainless steel (Type 300 series)이 원자로에 많이 쓰이고 있다. 따라서 이러한 여러 가지 재료에 대한 고온 피로와 복합된 크립 파괴에 대하여 많은 연구가 진행되어 왔고, 앞으로는 보다 안전한 설계를 위하여 계속될 전망이다. 이를 위하여 수행되는 실험으로는 크게 두 가지를 들 수 있다.

첫째는 피로 파괴 또는 복합 크립파괴에 대한 endurance data를 얻기 위해 수행되는 것으로서, smooth specimen을 사용하여 예상되는 응력-변형 양상을 시뮬레이션하는 가운데 파괴에 이를 때까지 실험을 수행한다. 이렇게 하여 얻은 자료는 실제 설계에 있어서 중요한 바탕을 이룬다. 플랜트 설계의 경우 수명은 통상 20년에서 30년 정도인 것을 생각할 때, 이를 실험실에서 완전하게 시뮬레이션한다는 것은 거의 불가능하다. 실험실에서 수행하는 실험은 사이클 시간을 줄여서 수행하거나 또는

cycle strain range를 증가시켜 수행되고 있다. 따라서 이와 같이 수집된 실험 자료를 실제 설계에 적용하기 위해서는 extrapolation이 불가피하다. 이를 위해 많은 extrapolation 기법이 개발되어 있는데, 일부는 semi-empirical 성격을 띠고, 나머지는 파괴진행 모드를 고려하여 개발되었다.

두번째로 들 수 있는 실험은 주어진 cycle pattern에 대한 failure mechanism을 규명하는데 주목적이 있다. 여기에서는 균열(crack) 또는 공동(cavity)의 생성 성장에 관심이 주어진다. 이러한 실험자료와 endurance test에 사용된 smooth specimen에 대한 파단면의 fractography 해석 결과는 고온에서 작동하는 구조물 또는 부품의 설계에 있어서 중요한 비중을 차지하고 있다.

2. 기계 시험법

최근의 전자 산업의 발달과 servo-controlled machine의 발달에 힘입어 아주 복잡한 변형 이력(uniaxial)도 쉽게 실험실에서 구현할 수 있게 되었다.

고온피로 시험은 구조물 또는 부품의 실제 운전상황을 시뮬레이션하기 위한 목적으로 주로 변형을 제어한다. 이는 인장 시험에서는 displacement 또는 변형속도를 조정하면서 이루어지고, 크립 시험에서는 주로 하중 또는 응력을 제어하는 것과 대조적이다. 이 때 실험은

도는 보통 실제운전 상황에서 얻을 수 있는 최고 온도에서 주로 행해진다. 그림 1(a)에 보통의 피로 시험에 많이 사용되는 strain-time waveform과 그에 대응하는 hysteresis loop을 수록하였다. 그림 1(a)에서 보는 것처럼 인장 및 압축시 변형 속도가 같음을 알 수 있는데, 이를 balanced cycle이라 보통 칭한다. 그림 1(b)와 그림 1(c)에 크립-피로 시험에 많이 사용되는 unbalanced waveform을 수록하였다. 그림 1(b)는 slow-fast cycle로 많이 알려져 있는 것으로서 인장시의 변형속도가 압축시의 변형속도보다 작은 것을 알 수 있다. 그림 1(c)는 복잡한 크립-피로 해석에 가장 널리 사용되는 테스트 프로그램으로서 일정한 변형에 도달한 후 hold time을 준 것을 특징으로 들 수 있다. 구역 5-1과 구역 3-4는 각각 탄소성 변형을 나타내고, 구역 1-2에서는 stress relaxation이 일어나면서, 탄성변형이 크립 변형으로 전환되고 있다. Goodall 등은 스테인리스강의 경우 600°C에서 100분의 hold time 동안 20MPa의

stress drop이 유발되었고, 이에 상응하여 0.015%의 크립 변형이 유발됨을 보고하였다⁽¹⁾. 구역 2-3과 4-5는 elastic unloading에 해당한다. 그림 1(d)는 Manson⁽²⁾에 의해 제안된 것으로서, 그림 1(c)에서와 마찬가지로 3-4와 5-1은 strain controlled된 상태에서의 탄소성 변형을 일으킨다. 점 1에 다다르면 control parameter는 변형에서 하중으로 바뀌고 점 2에 이를 때까지 크립 변형을 유발시킨다. 크립 변형 후 제어 파라미터는 다시 변형으로 바뀌고 2-3구역에서 걸쳐 elastic unloading을 거친다.

대부분의 재료 실험에서 얻는 총 변형은 통상 0.3-2.0% 정도이다. 그림 1에서 볼 수 있는 바와 같이 변형 제어시 보통 인장 변형과 압축 변형의 크기가 같도록 유지하므로, 사용하는 장비와 시편은 1% 정도의 압축 변형을 받았을 때 buckling이 일어나지 않도록 유의해야 한다. 변형 제어시 요구되는 strain sensitivity는 보통 10^{-5} 이상 요구되며, hold time은 100-1000분 정도까지가 요구되고 있다.

실험자료는 주로 strain-endurance 그림으로 표시하는데, 변형은 총변형, 탄성변형, 소성변형 모두를 사용하고 있다. 그림 2에 전형적 strain-endurance curve를 수록하였다. 통상 10^4 사이클 이하의 영역을 high strain fatigue (HSF) 또는 low stress fatigue라 칭하고 10^4 사이클 이상에 대해서는 low stress fatigue 또는 high cycle fatigue로 구분된다. 총변형은 소성변형과 탄성변형의 합으로 표시되고, 소성 변형과 탄성변형 각각에 대해 Coffin-Manson

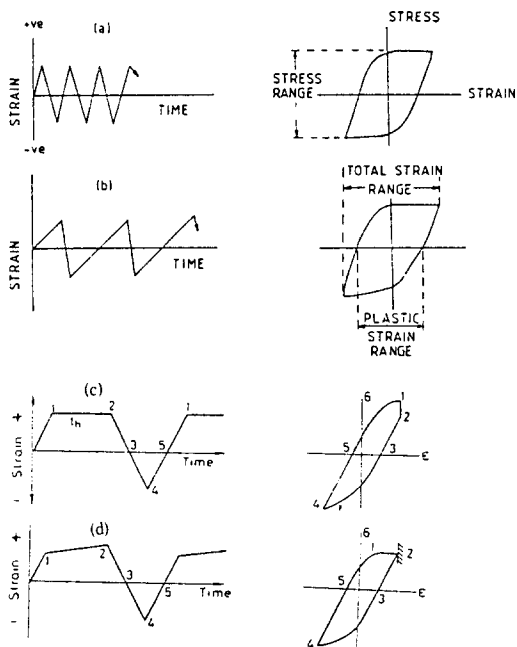


그림 1 피로 시험에 널리 사용되는 사이클 종류

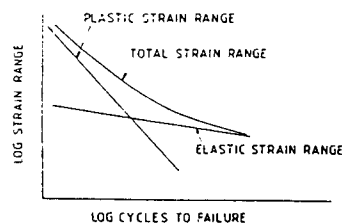


그림 2 변형구역과 endurance 사이의 관계

rule과 Basquin's law를 많이 적용한다. 즉

$$N_f \Delta \epsilon_p^\alpha = C \quad (1)$$

$$N_f \Delta \epsilon_e^{\alpha_1} = C_1 \quad (2)$$

식 (1), (2)에서 $\Delta \epsilon_p$ 와 $\Delta \epsilon_e$ 는 각각 소성변형 구역과 탄성변형구역을, N_f 는 파괴에 이를 때까지의 사이클수, 그리고 α , α_1 , C , C_1 은 재료 상수이다.

3. 크립에 의한 파괴

크립 현상은 일반적으로 용융점을 $T_m^\circ K$ 라 할 때 일반 금속재료의 경우 $0.3-0.4T_m$ 이상에서 일어난다. 그림 3에 전형적인 크립 커브를 수록하였다. 크립 커브는 크게 primary 크립, steady-state 크립, tertiary 크립으로 나눌 수 있다. Primary 크립은 보통 짧은 시간에 걸쳐 이루어지고 변형속도가 시간이 지남에 따라 감소함을 알 수 있다. Primary 크립이 지난후 변형속도는 점차 일정하게 유지되어 steady-state에 이른다. 대부분의 변형이 steady-state에 기인하는 것으로서, 공학자의 관심도 이 분야에 집중되고 있다. 일반적으로 steady-state creep rate($\dot{\epsilon}_{ss}$)과 외부에서 가한 응력과의 관계식은, 낮은 응력을 제외하고는, power-law 크립이라 하여 아래와 같은 식으로 주어진다.

$$\dot{\epsilon}_{ss} = B\sigma^n \quad (3)$$

식 (3)에서 B 와 n 은 재료상수이다. 그림 4는 식 (3)을 그래프로 표시한 것으로서, power-law 크립의 경우 n 은 3-8 정도임을 알 수 있다.

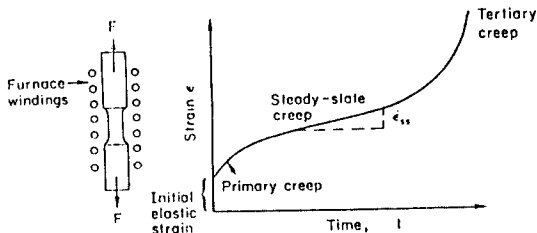


그림 3 전형적 크립곡선

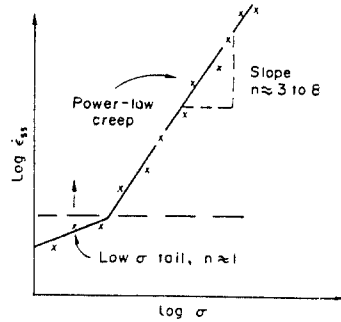


그림 4 정상 상태에서의 크립 율과 응력과의 관계

고온에서 크립 및 피로에 의하여 파단된 면을 전자주사 현미경을 이용하여 관찰하면 grain boundary를 따라 심한 cavitation 현상이 일어남을 알 수 있다⁽³⁾. 입계 cavitation은 r-type과 w-type으로 크게 나눌 수 있다. r-type 캐비티는 둥근 모양의 분리된 캐비티로서, 이들의 생성 장소는 입계의 석출물과 같은 장애물을 중심으로 형성된다. w-type 캐비티는 wedge 형태로서 입계의 triple point에서 형성된다. 그림 5에 w-type과 r-type 캐비티를 도시하였으며, r-type은 낮은 응력, 낮은 변형속도, 고온에서 형성되고, w-type은 높은 응력, 빠른 변형속도, 중간 온도 구간에서 지배적인 것으로 알려져 있다⁽⁴⁾.

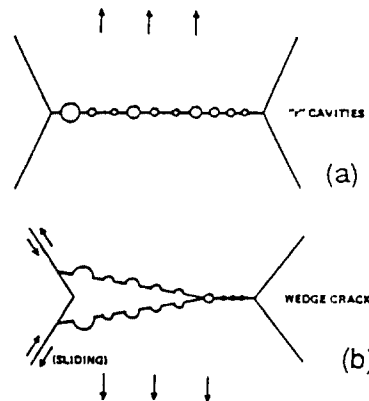


그림 5 r-type 및 w-type 균열

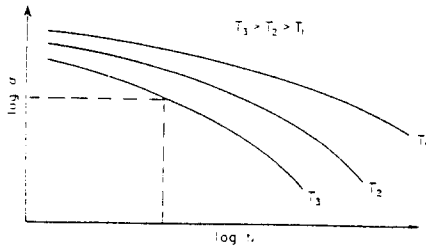


그림 6 Creep-rupture 곡선

고온피로시 인장에서 hold time을 주는 경우, 입계에 캐비티가 형성되고 성장하여 파단 양상이 입내 파괴에서 입계 파괴로 바뀌는 것으로 알려져 있다⁽⁵⁻⁸⁾. 대부분의 경우 입계파단면에서 심한 cavitation이 관찰되고 있으며, hold time으로 인한 피로 수명의 감소는 입계에서의 cavitation 형성 및 성장에 의한 것으로 일반적으로 인식하고 있다.

크립 손상으로 인한 수명 관계는 그림 6에 표시한 바와 같이, 주로 creep-rupture diagram으로 많이 표시한다. 즉, 일정한 온도에서 외부 응력의 크기를 변화시킬 때 rupture time이 변하는 것을 알 수 있다. 이와 대조적으로 일정한 응력하에서 온도가 바뀌는 경우에 대해서는 Larson-Miller parameter가 일정하다는 가정하에 다음 식을 많이 이용한다.

$$T(c + \log t_f) = \text{const.} \quad (4)$$

식(4)에서 좌편의 항이 Larson-Miller parameter이고, T 는 온도, t_f 는 rupture time, c 는 재료상수이다.

4. 피로 파손의 메카니즘

Balanced 사이클하에서의 피로 파손 형태를 살펴보면, 일차적으로 균열이 형성 (initiation) 된 후 성장 (growth) 하여 파괴에 이른다. 일반적으로 균열은 free surface에서 형성되어 그림 7에서 표시된 것처럼 3단계로 진행된다. Stage I은 자유 표면에서 형성된 균열이 slip plane에 평행한 방향으로 균열이 진전된다(그림 7의 하단 참조). Stage II에서는 외부에서

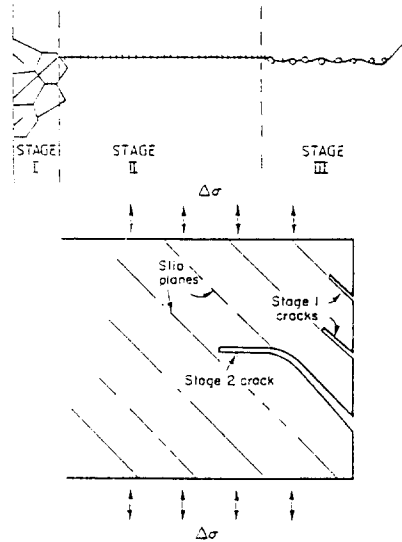


그림 7 피로로 인한 균열의 전파 양상

가한 응력에 수직인 방향으로 균열이 성장한 후, 최종 파손(stage III)에 이른다.

각 stage에 의한 파손면의 상대적 비율은 외부에서 가한 strain level에 따라 크게 변하는데, high strain level의 경우 거의 대부분의 파손이 stage II에 기인하는 반면, low strain level의 경우 stage I의 영향이 커지기 시작한다. 상온에서의 Ni과 400°, 625°C에서의 type 316 스테인레스강에 대하여, stage I과 stage II에 기인하는 피로 파손면의 상대적 크기를 그림 8에 도시하였다.

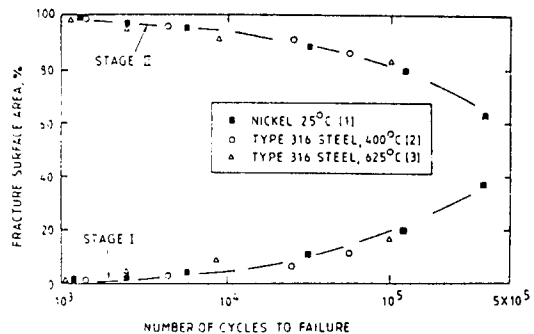


그림 8 Stage I 및 stage II에 의한 피로 파손면 비교

균열형성에 영향을 미치는 인자들로서 온도와 변형속도 등을 들 수 있다. 일반적으로 온도를 올리는 경우, 입계 강도의 저하와 산화율(rate of oxidation)의 가속화를 통해 균열 형성을 가속화시키는 것으로 알려져 있다. 특히 크립 변형이 유발되는 온도 범위에서는, 입계에 형성되는 캐비티의 영향으로 입계 강도가 매트릭스에서 보다 현저히 감소된다고 한다. 이는 온도가 올라갈수록 또한 온도가 일정한 경우 변형속도가 낮을수록 현저히 나타난다. 예를 들면 austenitic 스테인레스 강의 경우 400°C에서 균열이 입내에서 형성되다가, type 304와 type 347의 경우 각각 650°C와 816°C에서 입계에서 형성된다고 보고 되었다⁽⁹⁾. 이외에도 20Cr-25Ni-N6 스테인레스 강, Nimonic 90, magnesium aluminum 합금, nickel-based superalloy Mar M-200에서도 똑같은 현상이 관찰되었다^(10~13). Type 316 스테인레스 강의 경우 625°C에서 변형속도를 $10^{-3}/\text{sec}$ 에서 $10^{-6}/\text{sec}$ 로 바꾸었을 때 균열형성이 입내에서 입계 형성으로 바뀐다고 보고되었다⁽¹¹⁾.

5. 공업재료에 있어서의 크립-피로 상호작용

Balanced 사이클을 이용한 피로시험에 hold time을 도입하는 경우 두 가지 큰 차이점을 들 수 있다. 첫째는 hold time이 길어질수록 피로수명은 현저히 감소한다는 점이고, 둘째는 이러한 피로수명의 감소는 입내 파괴에서 입계 파괴로 전환되는 데 기인한다는 점이다. 이러한 현상을 통상 크립-피로 파손이라 칭하고 있다.

이 분야에 관한 연구는 주로 원자로 산업 분야에 많이 사용되어 온 austenitic 스테인레스 강을 중심으로 활발히 진행되어 왔다. 예를 들면 type 304^(9,14), type 316^(15,16) 스테인레스 강을 위시하여 Incoloy 800⁽¹⁷⁾ 등을 들 수 있다. 이 외에도 발전 설비 분야에 많이 사용되는 ferritic steel, 예를 들면 1Cr-Mo-V 강⁽¹⁸⁾과

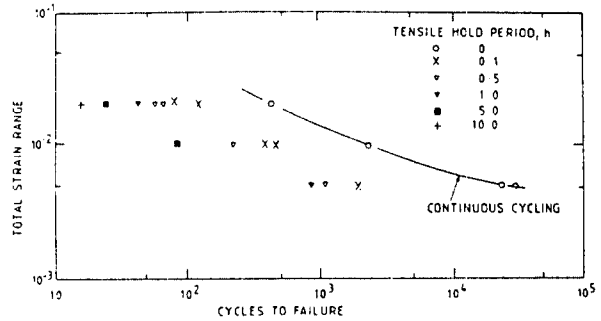


그림 9 Hold time이 피로 파손에 미치는 영향 (Type 316 stainless steel)

0.5Cr-Mo-V 강⁽¹⁹⁾ 등에 대해서도 많은 연구가 행해졌다. 그림 9에 590°C에서의 type 316 스테인레스 강에 대해 hold time이 피로 수명에 미치는 영향을 수록하였다. 그림 9에서 볼 수 있는 바와 같이 피로 수명은 약 35배 정도까지 차이를 보이고 있다.

이와 같은 크립-피로 효과는 시험에 사용된 hold time을 갖는 stress-strain pattern을 살펴보면 쉽게 이해 할 수 있다. 즉 그림 1(c)에서 보는 바와 같이 변형사이클 중에서 인장과 압축 방향의 변형 제어는 balanced 사이클(그림 1(a))에서와 비슷한 양상을 보이고 있다. 보통 인장 및 압축 방향의 변형속도는 $10^{-3}/\text{sec}$ 정도이다. Tensile hold time 동안 stress relaxation이 일어나고, 이로 인하여 피로 사이클에서 발생한 인장 변형 외에 응력 relaxation으로 인한 인장 변형이 추가된다. Hold time 동안 늘어나는 인장 변형은 stress relaxation으로 인한 stress drop을 탄성계수로 나누면 된다. 이는 통상 0.1% per 사이클보다 작지만, 그림 9에서 보는 바와 같이 피로 수명에 미치는 영향은 아주 크게 나타난다. 그 이유는 크립-피로 파괴에서는 두 가지의 서로 다른 파괴 형태, 즉 external surface phenomenon인 피로 현상과 본질적으로 internal fracture process인 크립 변형이 동시에 복합적으로 작용하는데 기인한다. 따라서 인장 크립 변형이 포함될 소지가 있는 피로시험의 경우 파

피 형태는 크게 3가지로 분류할 수 있다. 첫째로 입계에서의 cavitation 정도가 미미한 경우 fatigue failure로 나타날 것이다. 둘째로 표면에서 형성된 피로크랙과 소재 내부에서 형성되는 cavitation이 상호 작용하는 경우에는 크립-피로 현상으로 나타난다. 마지막으로 표면에서의 균열형성과 성장 속도에 비해 내부에서의 cavitation 진전 속도가 훨씬 빠른 경우에는 크립 파괴를 나타낸다.

6. 크립-피로 수명 예측

많은 경우의 복합적인 크립-피로 설계에 있어서 가장 중요한 점은 균열개시를 방지하는 데 있다. 이러한 관점에서 때로는 균열개시를 실제 육안으로 균열의 존재를 확인할 수 있는 단계 정도로 정의하기로 한다. 즉 시편이나 혹은 부품의 표면에 약 1mm 정도까지의 균열이 존재하는 경우까지를 의미한다. 왜냐하면 실제 균열개시 후 파괴에 이르기까지의 수명은 균열개시 이전까지의 수명에 비해 미미하기 때문이다⁽¹⁹⁾. 따라서 설계 목적으로의 균열개시까지의 피로 수명 예측이 일차적 관심의 대상이 되어 왔고, 균열개시 후의 crack propagation은 이차적 관심의 대상이었다. 여기에서는 최근에 널리 쓰이고 있는 다음과 같은 3가지 수명 예측법에 대해 각각의 특성을 살펴보기로 한다.

- (1) Damage Summation Method(DSM)
- (2) Strain Range Partitioning Method(SRPM)
- (3) Frequency Separation Method(FSM)

6.1 Damage Summation Method(DSM)

위의 세 가지 방법 중에서 가장 단순하고 또한 널리 사용되는 방법으로서, ASME B & PV Code Case N-47에 적용되는 방법이기도 하다. 이 방법은 사이클에 의한 피로 손상과 hold time에 의한 크립 손상이 복합적으로 작용할 때 각 재료에 대하여 그들 사이의 상호작용을 그림 10에서 보인 것과 같은 그림으로 표

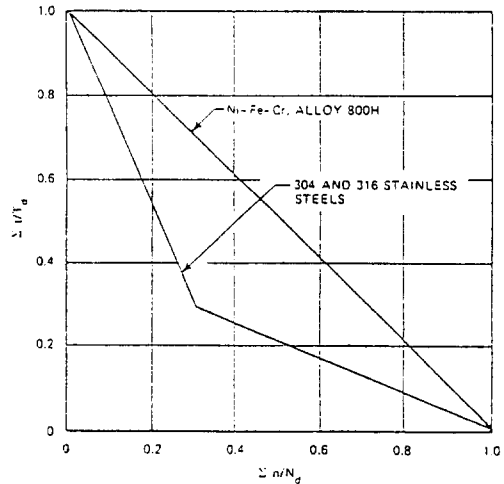


그림 10 ASME PV 코드에 사용되는 크립-피로 손상예측법

시할 수 있다는 가정에서 출발하여 다음과 같은 식이 제안되었다.

$$\sum_{i=1}^n \frac{t_i}{t_{Ri}} + \sum_{j=1}^m \frac{N_j}{N_{fj}} < D \quad (5)$$

식 (5)의 첫째 항은 Robinson의 법칙으로서 n 번의 hold time(t_i) 동안 축적된 총 크립 손상을 의미한다. 이때 t_{Ri} 는 i 번째의 응력만이 작용할 때의 creep rupture time을 의미한다. Miner의 법칙으로 불리우는 식 (5)의 둘째항은 m 번의 응력사이클(N_j) 동안 축적된 총 피로 손상을 나타낸다. 이때 N_{fj} 는 j 번째의 사이클만 작용하는 경우에서의 파괴에 이르기까지의 사이클수이다. 식 (5)에서 n 과 m 의 값은 서로 다를 수 있으며, D 는 재료상수로서 1보다 작거나 같다.

그림 10에서 횡축은 순수한 피로 손상을 나타내고, 마찬가지로 종축은 순수한 크립 손상을 표시한다. 순수한 피로 또는 순수한 크립 손상만이 작용하는 경우(즉 그림 10에서 횡축과 종축에 해당함) D 의 값이 1에 도달하면 파괴가 일어난다고 본다.

크립 손상과 피로 손상이 동시에 복합적으로 작용하는 경우에는 그들의 합이 임계치 D 에

도달하면 파괴가 일어난다고 한다. 이 때 D 의 값은 각 재료에 따라 다르다. 따라서 어떤 재료에 대해서 크립 손상과 피로 손상의 합이 그림 10에 표시한 곡선 밑에 존재하면 그 재료는 안전하다고 판정되는 반면에, 그 합이 곡선의 상부에 존재하면, 그 재료는 파괴에 이른다고 판정된다. 그림 10에서 alloy 800H에 대한 곡선은 D 값이 1인 경우로서, linear interaction curve라 불리운다. 즉 크립 손상과 피로 손상이 서로 독립적으로 작용하고 있다는 것을 의미한다. Type 304 및 type 316 스테인레스 강에 대한 곡선은 nonlinear interaction 곡선으로서, 크립 손상과 피로 손상이 상호 작용하여 D 값이 1보다 작은 값에서 파괴에 이르게 된다. 참고로 damage summation method에 적용된 가정을 살펴보면 다음과 같다.

첫째로, 응력 및 strain history를 고려하는데 있어서 시간과 변형구역을 주요 variable로 사용한 점을 들 수 있다. 즉 변형곡선의 형상, 변형속도의 변화(slow-fast 또는 fast-slow 등) 및 순서 등은 고려되지 않고 있다.

둘째로, creep rupture time과 파괴에 이르기까지의 허용 사이클수의 계산에 있어서 변형구역과 응력의 effective value를 사용한다.

셋째로, 응력을 고려하는데 있어서 인장 응력과 압축 응력을 똑같이 취급한다.

넷째로, mean strain이 일정하다는 가정을 이용하였다. 즉 ratchetting 현상은 고려할 수 없다.

6.2 Strain Range Partitioning Method (SRPM)

Manson 등⁽²⁰⁾이 제안한 방법으로, 응력변형 사이클을 여러 구간으로 분리하고, 각 구간에서 발생하는 손상을 구하여 합산한다. Damage Summation Method(DSM)에서는 총 변형구역만 이용하는 반면에, SRPM 방법에서는 총 변형구역을 다시 인장 변형과 압축 변형, 소성 변형과 크립 변형 등으로 세분한다. 왜냐하면 이들 각 성분이 파손에 미치는 효과

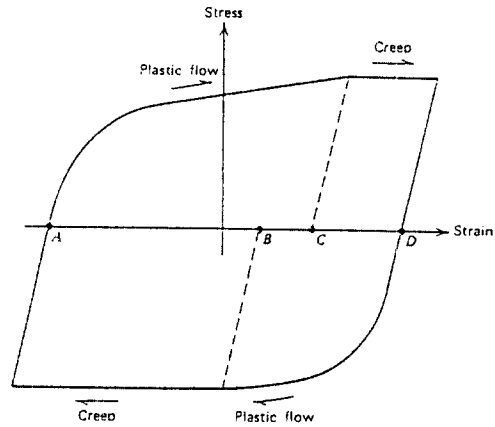


그림 11 전형적인 hysteresis loop

가 각각 다르다는 관점에서 출발하였기 때문이다. 그림 11에 표시한 전형적인 hysteresis loop에 대해 자세히 알아보기로 한다. 여기에서 hysteresis loop은 폐쇄적이고 반복적이며, total inelastic strain range는 일정하다고(즉 ratchetting은 고려되지 않음) 가정한다.

그림 11에 표시한 일반적인 hysteresis loop을 살펴보면, 먼저 인장방향의 소성변형(AC)이 발생된 후 일정한 응력하에서의 크립변형(CD)이 뒤따랐다. 계속하여 압축 방향의 소성 변형(DB)과 압축 방향의 크립 변형(BA)가 뒤 따른다. 여기에서 두 개의 소성 변형(AC와 DB)과 두 개의 크립 변형(CD와 BA)에 있어서 반드시 그 크기가 같을 필요는 없다. 그렇지만 hysteresis loop이 폐쇄적이라는 가정을 사용하였으므로 인장 방향의 변형(AD)은 압축 방향의 변형(DA)과 반드시 같아야 한다.

이제 총 변형구역은 다음과 같이 세분할 수 있다.

- (1) $\Delta \epsilon_{pp}$: Completely reversed plasticity
- (2) $\Delta \epsilon_{cc}$: Completely reversed creep
- (3) $\Delta \epsilon_{pc}$: Tensile plasticity reversed by compressive creep
- (4) $\Delta \epsilon_{cp}$: Tensile creep reversed by compressive plasticity

위에서 사용한 첨자 c 는 크립을, p 는 소성을

의미한다. 첫번째 첨자는 사이클의 인장 부분에서 가해진 변형을, 그리고 두번째 첨자는 압축부분에서 가해진 변형을 나타낸다. 따라서 $\Delta\epsilon_{pc}$ 의 경우 인장에서는 소성변형을 그리고 뒤따르는 압축에서는 크립변형을 받음을 의미한다. 그림 11의 경우 $\Delta\epsilon_{pp}$ 는 2개의 plastic components(AC와 DB) 중에서 작은 값으로 정의된다. 즉 $\Delta\epsilon_{pp}$ 는 DB이다. 마찬가지로 방법으로 $\Delta\epsilon_{cc}$ 는 2개의 creep component(CD와 BA) 중에서 작은 값으로 정의되고, 이 경우에는 CD이다. 또한 그림 11에서 알 수 있는 것은 2개의 plastic components의 차이와 2개의 creep components의 차이가 같다는 점이다. 즉 $AC-DB=BA-CD$ 이다.

이들 차이를 $\Delta\epsilon_{pc}$ 또는 $\Delta\epsilon_{cp}$ 로 정의하는데, 인장 방향의 소성변형이 압축방향의 소성변형보다 큰 경우에 그 차이를 $\Delta\epsilon_{pc}$ 로 정의하고, 그 반대의 경우에 대하여 $\Delta\epsilon_{cp}$ 로 정의한다. 그림 11의 경우 $\Delta\epsilon_{pc}$ 가 정의되고 $\Delta\epsilon_{cp}$ 는 적용되지 않는다. 그림 11에서 알 수 있는 바와 같이 $\Delta\epsilon_{pc}$ 와 $\Delta\epsilon_{cp}$ 는 한 hysteresis내에 공존할 수 없다. 먼저 completely reversed plastic strain range $\Delta\epsilon_{pp}$ 는 크립 변형이 크지 않은 온도에서의 low cycle fatigue 해석의 근본을 이루고, 또한 크립이 유발될 수 있는 고온에서의 high cycle fatigue 해석에도 유용하게 사용되는 component이다. Mixed strain range인 $\Delta\epsilon_{pc}$ 와 $\Delta\epsilon_{cp}$ 는 열응력 문제 해석에 유용하게 쓰인다. $\Delta\epsilon_{pc}$ 는 압축에서 hold time을 갖는 unbalanced cycle에, $\Delta\epsilon_{cp}$ 는 인장에서 hold time을 갖는 unbalanced cycle에 특히 유용하게 적용할 수 있다. $\Delta\epsilon_{cc}$ 는 cyclic creep rupture test와 고온에서 저주기의 reversed loading 피로시험에서 유발된다. 이와같은 방법으로 세분된 각 변형구역에 대하여 Coffin-Manson rule을 적용하여 각 변형구역에 의한 손상을 다음과 같은 식으로 구할 수 있다.

$$\Delta\epsilon_{ij} (N_{ij})^{\alpha_{ij}} = c \quad (6)$$

이식에서 c 와 α_{ij} 는 재료 상수이다. 그림 12에

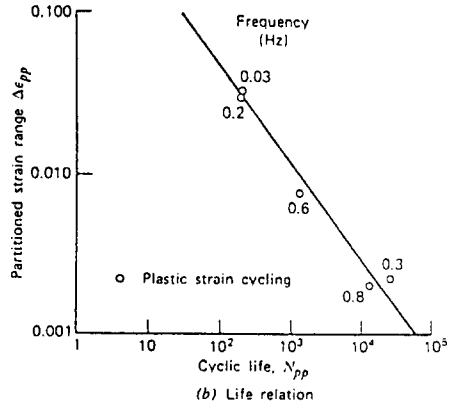
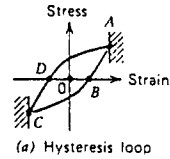


그림 12 N_{pp} 와 $\Delta\epsilon_{pp}$ 사이의 관계

$\Delta\epsilon_{pp}$ 만 작용하는 경우에 대해서 파괴에 이를 때까지의 사이클수 N_{pp} 를 구하는 방법을 첨부하였다. 고온에서 N_{pp} 를 구하는 경우 피로시험 수행시 고사이클이어야 한다. 왜냐하면 저사이클인 경우 사이클이 진행되는 동안 사이클 변형이 유발될 시간이 내재되어 있기 때문이다. 그림 12는 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 강⁽⁶⁾에 대한 것으로서, 이 경우 $\Delta\epsilon_{pp}$ 는 BD에 해당한다. 그림 12의 실험 자료를 커브피팅하면 다음과 같은 관계식을 얻는다.

$$N_{pp}^{0.60} \Delta\epsilon_{pp} = 0.74 \quad (7)$$

$\Delta\epsilon_{pc}$ 로 인한 수명(N_{pc})를 결정하기 위해서 사용되는 실험 방법은 크게 2가지를 들 수 있다. 2가지 모두 크립변형이 생기는 높은 온도 범위에서 행해진다. 그 첫째는 인장 방향의 변형을 빠르게 진행시킨 후 압축 방향의 일정한 변형에서 응력을 일정하게 유지하여 크립 변형을 유발시키는 방법이다(그림 13(a) 참조).

그림 13(a)에서 보는 바와 같이 인장 방향의 소성변형은 EB이고, 압축 방향의 소성변형은 FB, 압축에서의 크립변형은 EF이다. 따라서

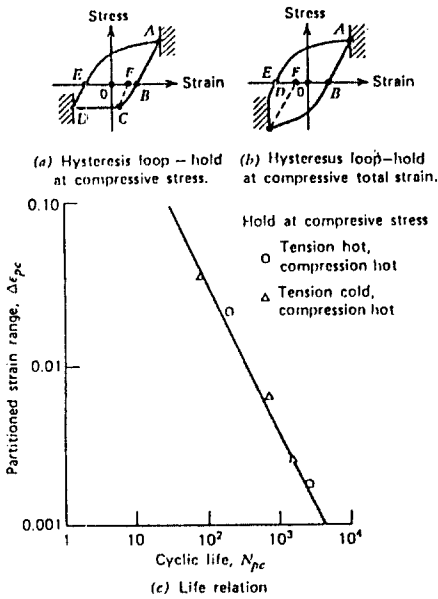


그림 13 N_{pc} 와 $\Delta\epsilon_{pc}$ 사이의 관계

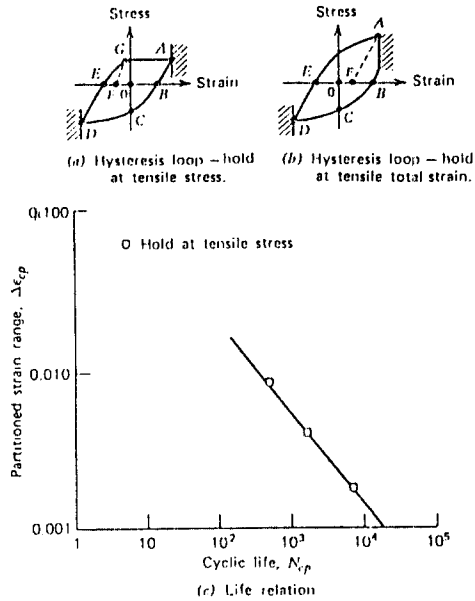


그림 14 N_{cp} 와 $\Delta\epsilon_{cp}$ 사이의 관계

이 경우에 대해서는 $\Delta\epsilon_{pp}$ 는 FB로 표시되고 $\Delta\epsilon_{pc}$ 는 EF이다. 두번째 실험은 인장방향과 압축방향의 변형을 빠르게 진행시킨 후 압축방향의 peak strain에서 hold time을 주는 방법으로서 이에 대한 hysteresis loop을 그림 13(b)에서 볼 수 있다. 앞에서와 마찬가지로 $\Delta\epsilon_{pp}$ 는 FB, $\Delta\epsilon_{pc}$ 는 EF로 주어진다. 두 가지 실험방법에서 보는 바와 같이 이들 실험에서는 $\Delta\epsilon_{pp}$ 와 $\Delta\epsilon_{pc}$ 가 공존한다.

$\Delta\epsilon_{pp}$ 와 $\Delta\epsilon_{pc}$ 에 대하여 파괴에 이를 때까지의 cycle수를 각각 N_{pp} , N_{pc} 라 하고, linear summation method를 도입하면 아래와 같은 식으로 표시할 수 있다.

$$\frac{N}{N_{pp}} + \frac{N}{N_{pc}} = 1 \quad (8)$$

식 (8)에서 N 은 $\Delta\epsilon_{pp}$ 와 $\Delta\epsilon_{pc}$ 가 공존하는 경우에 대한 수명을 나타낸다. 실험으로부터 $\Delta\epsilon_{pp}$, $\Delta\epsilon_{pc}$ 및 N 을 구하고, 식 (7)로부터 N_{pp} 를 계산할 수 있으므로, 식 (8)에서 N_{pc} 를 구할 수 있다. 이러한 방식으로 계산한 N_{pc} 와 실험에서 구한 $\Delta\epsilon_{pc}$ 를 도표로 표시한 것이 그

림 13(c)이고, 이것을 커브피팅하여 다음과 같은 식을 구할 수 있다.

$$N_{pc}^{0.91} \Delta\epsilon_{pc} = 2.15 \quad (9)$$

$\Delta\epsilon_{cp}$ 로 인한 피로수명 (N_{cp})도 위에서와 같은 방법으로 그림 14에서와 같이 구할 수 있으며, 관련된 Coffin-Manson rule은 다음과 같이 구해진다.

$$N_{cp}^{0.60} \Delta\epsilon_{cp} = 0.32 \quad (10)$$

마지막으로 $\Delta\epsilon_{cc}$ 에 의한 N_{cc} 를 구하기 위해 수행하는 실험으로 2가지를 생각할 수 있다. 첫째는 cyclic creep rupture 실험으로서, 매 사이클당 일정한 인장 및 압축 변형후에 응력을 일정하게 유지하면서 크립변형을 유발시킨다(그림 15(a) 참조). 또 한 가지 방법은 strain cycling test로서, 매 사이클당 일정한 인장 및 압축 변형에 도달한 후 hold time을 주는 경우이다(그림 15(b) 참조). 두 가지 모든 경우에 있어서 각각 $\Delta\epsilon_{pp}$, $\Delta\epsilon_{pc}$ (또는 $\Delta\epsilon_{cp}$), $\Delta\epsilon_{cc}$ 가 모두 공존한다. 이들 모두에 대하여 linear damage summation을 사용하면

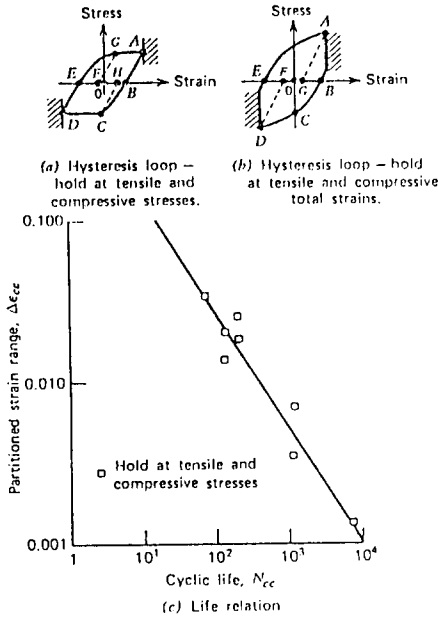


그림 15 N_{cc} 와 $\Delta\epsilon_{cc}$ 사이의 관계

$$\frac{N}{N_{pp}} + \frac{N}{N_{pc}} + \frac{N}{N_{cc}} = 1 \quad (11)$$

혹은

$$\frac{N}{N_{pp}} + \frac{N}{N_{cp}} + \frac{N}{N_{cc}} = 1 \quad (11)$$

앞에서와 같은 방법으로 N_{cc} 는 그림 15(c)에서와 같이 컵피팅하여 다음과 같은 식을 구할 수 있다.

$$N_{cc}^{0.72} \Delta\epsilon_{cc} = 0.76$$

종합하면 식 (11)을 이용하여, $\Delta\epsilon_{pp}$, $\Delta\epsilon_{pc}$ (또는 $\Delta\epsilon_{cp}$), $\Delta\epsilon_{cc}$ 가 모두 공존하는 경우에 대하여, 파괴에 이르기까지의 사이클수 N 을 예측할 수 있다.

Manson⁽²¹⁾은 $\Delta\epsilon_{pp}$, $\Delta\epsilon_{pc}$, $\Delta\epsilon_{cc}$ 가 서로 상호 작용하는 경우에 대하여 식 (11)을 다음과 같은 방법으로 확대 적용할 것을 제안하였다. Total inelastic strain range를 $\Delta\epsilon_i$ 라 할 때 $\Delta\epsilon_{pp}$, $\Delta\epsilon_{pc}$ (혹은 $\Delta\epsilon_{cp}$), $\Delta\epsilon_{cc}$ 의 $\Delta\epsilon_i$ 에 대한 비율을 다음과 같이 표시된다.

$$F_{pp} = \frac{\Delta\epsilon_{pp}}{\Delta\epsilon_i} \quad F_{cp} = \frac{\Delta\epsilon_{cp}}{\Delta\epsilon_i} \quad (12)$$

$$F_{cc} = \frac{\Delta\epsilon_{cc}}{\Delta\epsilon_i} \quad F_{pc} = \frac{\Delta\epsilon_{pc}}{\Delta\epsilon_i}$$

식 (12)를 도입하여 Manson은 다음과 같은 interaction damage rule을 이용하여 $\Delta\epsilon_{pp}$, $\Delta\epsilon_{pc}$, $\Delta\epsilon_{cc}$ 가 모두 존재할 때의 예상되는 사이클수 N_f 를 구하였다.

$$\frac{1}{N_f} = \frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{F_{pc}}{N_{pc}} + \frac{F_{cc}}{N_{cc}} \quad (13)$$

이상과 같이 살펴본 SRPM의 장점은 주어진 사이클 내에 발생하는 여러가지 종류의 변형 각각에 대한 damage를 구할 수 있다는 점이다. 특히 DSM을 사용할 때와는 달리 압축 변형의 영향을 고려할 수 있는 장점이 있다. 그렇지만 실제 적용하는 과정에서의 어려운 점은 구조물내의 관심있는 부분의 모든 점에 대한 hysteresis loop을 알아야 한다는 점이다. 이것은 DSM을 사용하는 경우 모든 점에서의 유효 응력과 유효 변형구역을 구하는 것보다 훨씬 많은 시간과 노력을 요구하고 있다. 또한 총 변형 구역을 분할하는 경우에 실제 실험에 있어서 그림 11에서 처럼 그 구분이 뚜렷하게 나타나지 않은 점을 들 수 있다. 왜냐하면 많은 경우에 있어서 크립 변형과 소성변형이 동시에 이루어지기 때문이다.

6.3 Frequency Separation Method(FSM)

앞에서 언급한 바와 같이 고온에서의 피로 시험, 고 주파수 사이클인 경우에는 크립 손상이 개입되지 않지만, 저 주파수 사이클인 경우에는 소성변형 외에도 크립변형이 유발된다. Coffin⁽²²⁾이 이러한 주파수의 영향을 고려할 목적으로 제안한 방법이 FSM이다. FSM은 Eckel⁽²³⁾이 제안한 다음 식으로부터 출발한다.

$$\nu^k t_f = \text{constant} = f(\Delta\epsilon_p) \quad (14)$$

식 (14)에서 ν 는 주파수, t_f 는 파괴에 이를 때까지의 시간, K 는 온도에 따라 변하는 재료 상수이다. 식 (14)의 왼쪽항은 다음과 같이 표시할 수 있다.

$$\nu^k t_f = \nu^k \frac{N_f}{\nu} = N_f \nu^{k-1} \quad (15)$$

식 (15)의 오른쪽 항은 통상 frequency modified

fatigue life라 불리운다. Coffin은 이와 같은 frequency modified fatigue life를 원래의 Coffin-Manson식에 N_f 대신 대입하여 다음과 같은 식을 제안하였다⁽²²⁾.

$$(N_f \nu^{k-1})^B \Delta \epsilon_p = C_1 \quad (16)$$

식 (16)으로부터 $k=1$ 인 경우는 원래의 Coffin-Manson rule로 복귀함을 알 수 있다.

또한 hysteresis loop의 형상을 고려할 목적으로, Coffin 등은 다음과 같이 제안하였다⁽²⁴⁾. 그림 16에 balanced cycle과 unbalanced cycle을 도시하고, 각각 그에 대응하는 hysteresis loop을 포함시켰다. Balanced cycle의 경우(그림 16(a)) hysteresis loop은 균형을 이루고 있다. Slow-fast cycle(그림 16(b))의 경우, slow strain rate의 마지막 근처에서 creep damage가 생김을 볼 수 있는데, 이로 인하여 hysteresis loop에 불균형을 초래하게 된다. 마찬가지로 방법으로 fast-slow cycle의 경우에는 불균형이 생긴다. 즉 인장과 압축시 가해주는 strain rate의 크기가 hysteresis loop의 형상을 좌우하므로, 이 영향을 고려하기 위해 Coffin

은 식 (16)으로부터 다음과 같은 식을 유도하였다.

$$N_f = \left(\frac{C}{\Delta \epsilon_p} \right)^{1/B} \nu^{1-k} \quad (17)$$

여기에서 ν 는 총 주파수로서 tension-going frequency (ν_t)와 compression-going frequency (ν_c)와 다음과 같은 관계를 갖는다.

$$\frac{1}{\nu} = \frac{1}{\nu_t} + \frac{1}{\nu_c} \quad (18)$$

6.4 수명 예측법의 비교평가

6.3절에서 살펴본 여러 가지 수명 예측법의 결과와 실험 자료의 비교 평가가 Leven⁽²⁵⁾에 의해 행해졌다. 실험은 1%Cr-Mo-V 로터강에 대해서 538°C에서 이루어졌으며, 변형제어와 동시에 hold time을 주었다. 실험자료와 DSM, SRPM, FSM에 의한 예측치를 그림 17에 수록하였다. Leven의 해석 결과를 참조할 때 우열을 가릴 수 없을 정도로 3가지 방법 모두가 실험 결과와 잘 일치하였다. 수명 예측치는 실제 수명과 비교했을 때 2배 이내의 범위에서 잘 일치함을 그림으로부터 읽을 수 있다.

Ellis 등⁽²⁶⁾은 2¼%Cr-Mo강에 대하여 hold time을 갖는 피로시험을 행하고 (427°C-593°C), DSM와 SRPM을 이용하여 수명을 예측한 결과를 실험자료와 비교하였다(그림 18 참조). 두 가지 수명 예측법이 모두 실험 결과와의 3배 이내의 오차 범위내에서 잘 일치함을 볼 수 있다.

그림 19에 hold time이 긴 경우에(16시간) 대한 각 수명 예측법의 결과치와 실험치와의 비교를 수록하였다⁽²⁰⁾. 그림에서 볼 수 있는 바와 같이 hold time이 긴 경우에는 DSM이 FSM이나 SRPM보다 실험결과에 더 가까운 근사치를 제공하고 있음을 알 수 있다. 이는 DSM을 살펴볼 때 크립 파손을 다루는 항이 직접적으로 영향을 미칠 수 있도록 되어 있기 때문이다. 따라서 실제 크립-피로 문제 해결에 있어서 크립의 영향이 상대적으로 큰 것으로 사료되는 경우에는 수명 예측법으로 DSM을

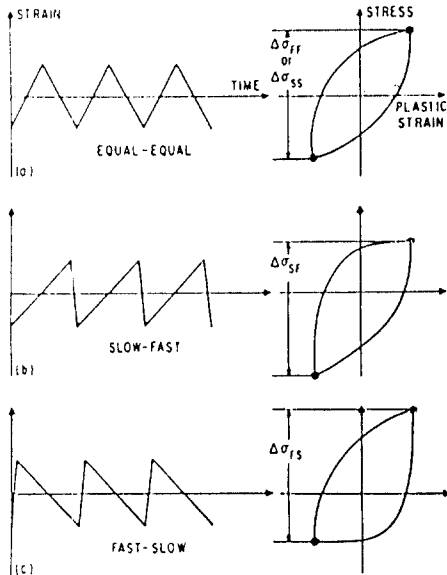


그림 16 변형사이클과 그에 대응한 hysteresis loop

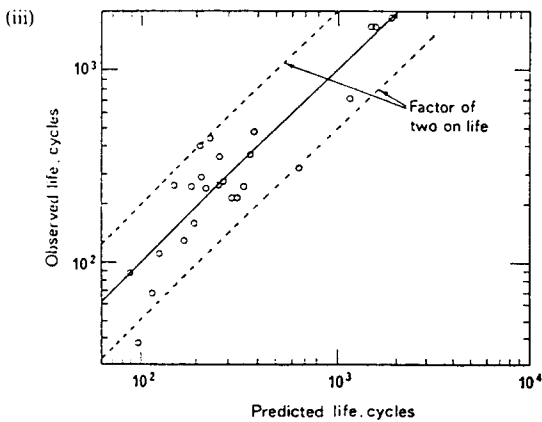
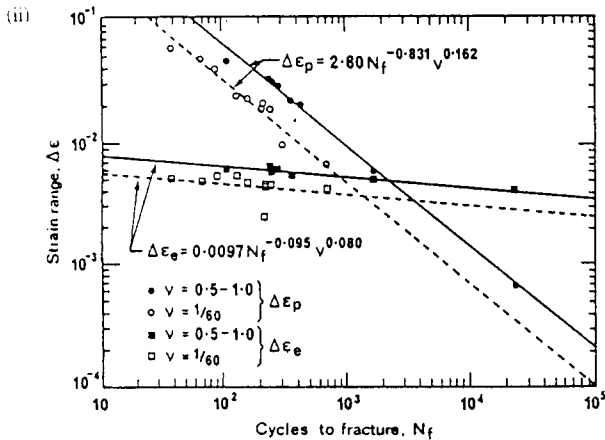
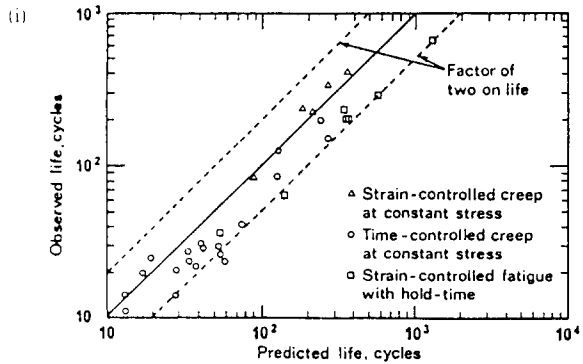


그림 17 실험 결과와 수명 예측과의 비교
(i) DSM (ii) FSM (iii) SRPM

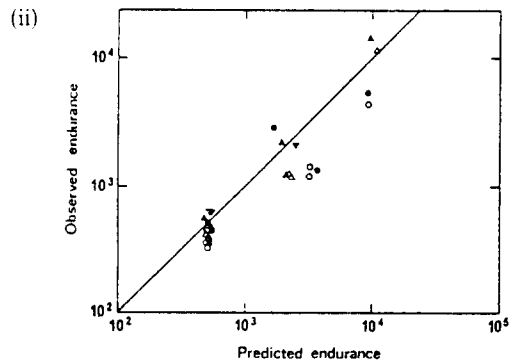
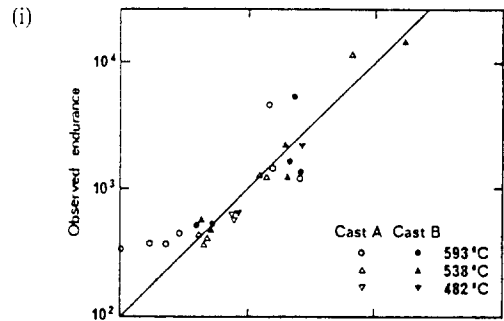


그림 18 DSM(i) 및 SRPM(ii)에 의한 수명예측과 실험결과와의 비교

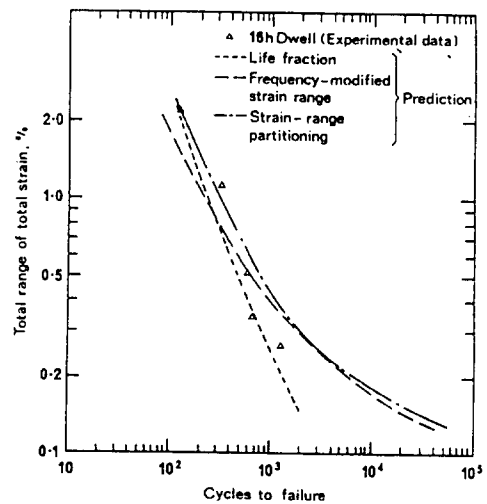


그림 19 16시간의 hold time을 갖는 경우에 대한 실험 결과와 수명 예측과의 비교

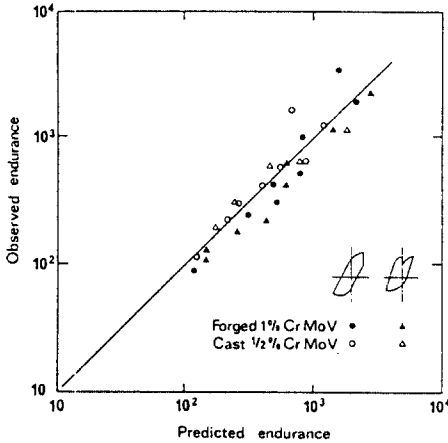


그림 20 DSM에 의한 수명 예측과 실험 결과와의 비교

다른 방법보다 우선적으로 적용할 것을 권장한다. 그림 20⁽²⁷⁾은 Cr-Mo-V강에 대해서 16시간의 hold time을 준 경우에 대한 실험결과와 DSM예측치를 비교한 것인데 실험치와 잘 일치하고 있음을 읽을 수 있다.

이상의 비교평가를 종합하면, 일반적으로 다음과 같은 조건하에서, 위의 3가지 수명 예측법은 실험결과와 비교했을 때 좋은 결과를 얻을 수 있다.

- (1) Hysteresis loop이 단순한 경우
- (2) Cyclic softening 또는 cyclic hardening 효과가 적은 경우
- (3) 크립 파손이 크게 영향을 미치지 않은 경우

세 가지 방법 중에서 설계 코드나 법칙 등에 많이 채용되는 방법으로 DSM을 들 수 있는데 (ASME코드에서 처럼) 다음의 이유에서이다. 첫째, 이 방법이 광범위한 범위에 걸쳐 적용이 용이하고, 둘째, 관련된 실험이 다른 수명 예측법과 비교했을 때 비교적 간단하다는 점을 들 수 있다. 즉 creep rupture test와 endurance fatigue test결과만 주어지면 된다. 따라서 DSM에 관련된 많은 자료를 손쉽게 구할 수 있는 이점이 있다.

7. 고온 피로에 있어서의 균열 진전

고온에서 사용되는 재료의 거동 해석에 있어서 고려되어야 할 중요한 인자들로써 크립 효과, 열 시효 효과, thermo-mechanical 효과 및 주위 환경 등의 영향을 들 수 있다. 이들의 영향 규명을 위해 산업계에서 많이 쓰이는 low alloy steel, 스테인레스강 및 superalloy 등을 중심으로 상당한 연구가 진행되었다.

본 장에서는 우선 파괴역학 이론으로부터 유도되는 응력 세기계수(stress intensity factor), 소성역 크기(plastic zone size), 균열 선단의 개구변위(CTOD) 등에 대해 간단히 알아보기로 한다. 이를 바탕으로 고온에서의 균열 진전 규명에 사용할 목적으로 제시된 그들의 수정된 형태의 파라미터와 최근에 제안된 비선형 파라미터에 대해서 살펴보고자 한다.

7.1 Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM)

LEFM의 기본적인 파라미터인 응력세기계수 K_I 는 균열 선단의 국부 응력 분포를 고려한 Griffith 이론으로부터, monotonic loading의 경우, 다음과 같은 식으로 표시된다.

$$K_I = \sigma\sqrt{2\pi r} \tag{19}$$

윗식에서 r 은 균열 선단으로부터의 거리를 의미한다. K_I 를 이용하여 소성역 크기 r_p 와 균열 선단의 개구변위(CTOD)는 각각 아래와 같이 구해진다.

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \tag{20}$$

$$CTOD = \beta \frac{K_I^2}{E\sigma_y} \tag{21}$$

식 (21)에서 β 는 상수로서, 평면변형의 경우 Rice⁽²⁸⁾가 제안한 0.44의 값이 널리 이용되고 있다.

7.2 수정된 선형 파라미터

Cyclic loading의 경우, 외부에서 가한 최대 하중이 K_{Ic} (monotonic loading의 경우 파괴시

응력세기계수)를 유발하는 하중보다 작아도 균열 진전이 가능하다. 따라서 cyclic loading에서의 균열 진전을 해석에 있어서 의미를 갖는 것은 응력세기계수범위(range of stress intensity factor) ΔK 이다. ΔK 는 아래의 식으로 표시되는 응력세기계수 K 로부터 구할 수 있다.

$$K = \sigma\sqrt{a} \cdot f(a/w) \quad (22)$$

윗식에서 $f(a/w)$ 는 시편의 기하학적 형상에 따라 달라지며, compliance함수라 불리운다. 식 (22)를 이용하여 ΔK 를 구하면

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (23)$$

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{a} \cdot \left[f\left(\frac{a}{w}\right) \right]$$

식 (23)에서 K_{\max} 과 K_{\min} 은 opening mode에서의 응력세기계수로서, 각각 피로 주기 동안 얻어지는 최고 및 최소 응력에 대한 값이다. 이때 최소 응력이 압축 방향으로 작용하면, 통상 0으로 계산된다. 윗 식으로부터 $\Delta\sigma$ 가 일정한 경우 ΔK 는 균열길이(a)가 증가함에 따라 값이 증가함을 알 수 있다.

많은 실험 연구를 통하여 사이클당 균열 진전율과 ΔK 사이의 관계식으로 Paris law라 불리우는 다음과 같은 경험식이 널리 사용되고 있다.

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (24)$$

윗식에서 C 와 m 은 재료 상수이다.

그림 21⁽²⁹⁾은 Type 316 스테인리스 강에 대한 온도 변화에 따른 균열진전율과 ΔK 사이의 관계를 보여주고 있다. 22°C-615°C에 걸쳐 수행된 실험 결과를 살펴보면, ΔK 의 값이 낮은 경우, 615°C에서의 균열 진전율이 이 22°C에서의 균열 진전율과 비교했을 때 최고 30배 정도 크음을 알 수 있다. 이와 같은 현상은 Hastalloy X(nickel base superalloy)⁽³⁰⁾, Multimet(iron base superalloy)⁽³⁰⁾, Haynes alloy 188(cobalt base superalloy)⁽³¹⁾ 등에서도 관찰되었다. ΔK 와 함께 고온 피로에서의 균열 진전율 해석에 있어서 유용한 파라미터로서

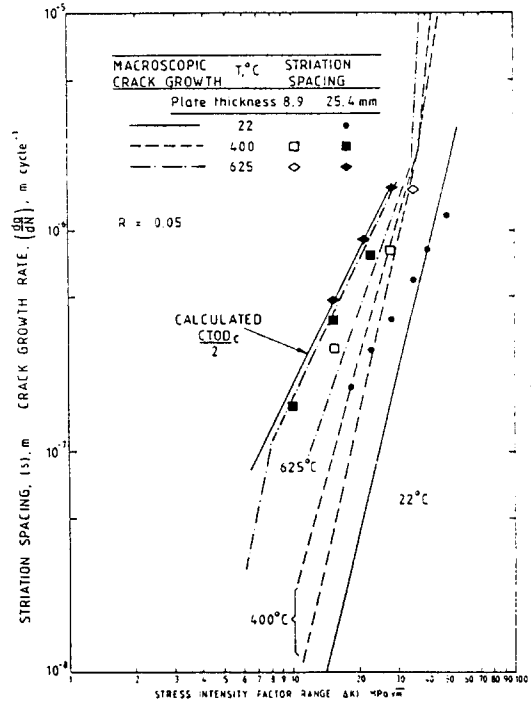


그림 21 Type 316 스테인리스 강에 있어서의 온도 변화에 따른 균열 진전율(1Hz)

reversed 소성역 크기 Δr_y 와 사이클 CTOD (CTOD_c)를 들 수 있는데, 이들은 각각 monotonic loading의 경우 도입되었던 소성역 크기 r_y 와 균열 선단 개구변위에 상응하는 파라미터들로서, 다음과 같은 식이 많이 이용된다⁽²⁷⁾.

$$\Delta r_y = \frac{K_I^2}{2\pi(2\sigma_y)^2} \approx \frac{K_I^2}{8\pi\sigma_y^2} \quad (25)$$

$$CTOD_c = 0.44 \frac{K_{I\max}^2}{2\sigma_y E} \quad (26)$$

식 (26)에서 상수 0.44는 앞에서 언급한 바 있는 β 값이다.

7.3 비선형 파라미터

고온에서의 균열 진전 해석에 종래 사용되던 선형 탄성 이론의 한계로 인하여, 그 대응책의 일환으로 비선형 파라미터들이 제안되었다. 고온에서의 크립 효과의 개입, 고온에 따른 재질

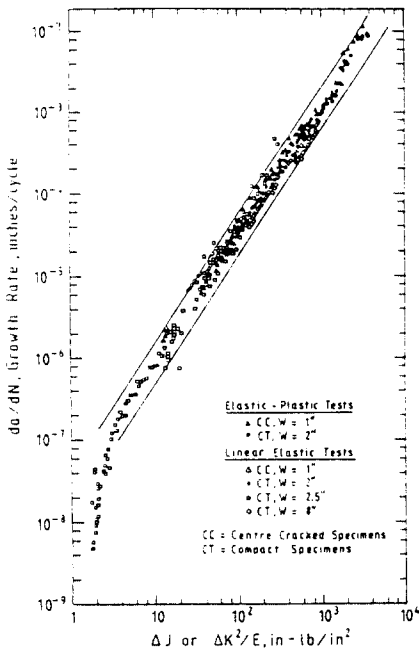


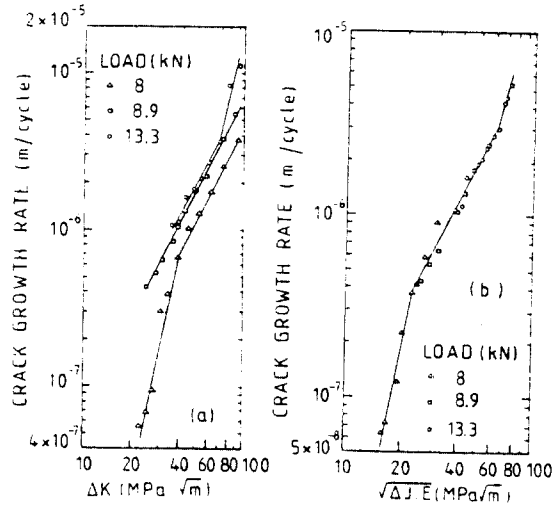
그림 22 A533B 강에 대한 균열 진전율과 ΔJ 사이의 상관관계

의 항복응력 감소 등이 복합적으로 영향을 미치므로, 균열 진전 해석에 있어서 비선형 파라미터의 도입은 당연하다 하겠다. 이러한 배경하에서 Rice⁽³²⁾는 비선형 재료에 대하여 균열 선단에서의 에너지를 구할 목적으로, 파괴역학에서의 응력세기계수 K 에 상응하는 파라미터로 path-independent한 J 적분을 제안하였다.

J 적분은 주어진 변위 δ_0 에 대하여 하중-변위 곡선으로부터 계산할 수 있다. 즉 미소량의 균열 진전 da 에 따른 포텐셜 에너지의 차이 dU 로부터 다음과 같은 식으로 계산된다.

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right) \Big|_{\delta_0} \quad (27)$$

윗식에서 B 는 시편의 두께를 나타낸다. 그렇지만 피로조건 하에서의 균열 진전 해석에 사용되는 파라미터는 J 적분 그 자체가 아니고, cyclic loading 동안 발생한 J 적분의 차이 즉, ΔJ 이다. 이것은 앞에서의 ΔK 의 경우에서와 마찬가지로이다.



(a) ΔK 를 이용한 경우 (b) ΔJ 를 이용한 경우

그림 23 Type 316 스테인레스 강(593°C)에 대한 균열 진전율

Dowling⁽³³⁾은 A533B강에 대해 균열 진전율과 ΔJ 사이의 상관관계를 그림 22에서와 같이 구하였다. 상온에서 시편의 크기와 형상을 바꿔가면서 실험을 수행한 결과 ΔJ 가 시편의 기하학적 형상에 관계없이 균열 진전율을 잘 묘사하고 있음을 밝혔다.

상온에서 ΔJ 의 도입이 성공적으로 입증된 후 고온에서의 균열 진전해석에도 많이 시도되었다. 예를 들면 Sadananda⁽³⁴⁾ 등은 Type 316 스테인레스 강을 이용하여 593°C에서 하중을 변화시키면서 실험을 수행하였다. 그들은 ΔK 와 ΔJ 를 이용하여 균열 진전율을 구한 결과를 그림 23(a)와 그림 23(b)와 같이 표시하였다. ΔK 를 사용한 경우(그림 23(a) 참조), 하중의 크기에 따라 균열 진전율이 서로 다른 곡선으로 표시됨을 관찰할 수 있다. 반면 ΔJ 를 도입한 경우(그림 23(b) 참조), 하중의 크기와 무관하게 균열 진전율을 곡선 하나로 표현할 수 있는 이점을 보여주고 있다.

이외에도 탄소성 파괴역학 이론을 정상상태의 크립 영역으로 확대 적용할 목적으로 제안된 비선형 파라미터로 선적분 C^* 를 들 수 있

다⁽³⁵⁻³⁷⁾. C^* 는 고온에서 크립 변형으로 인한 균열 주위에서의 응력 이완 현상을 고려하기 위하여 도입되었으며, 에너지율(energy rate)을 이용하여 아래와 같이 정의된다.

$$C^* = -\frac{du^*}{da} \quad (28)$$

윗식에서 u^* 는 주어진 하중하에서의 단위 두께당 에너지율을 나타낸다. Goldman과 Hutchinson⁽³⁸⁾은 C^* 는 정상상태의 크립이 진행되는 균열 선단에서의 응력과 변형도율(strain rate)을 구하는데 크게 기여한다고 보고한 바 있다.

이상 균열 진전 해석에 사용되는 여러 가지 선형 및 비선형 파라미터에 관하여 살펴보았다. 비선형 파라미터의 경우 그 도입의 필요성은 절실하게 요구되지만, 현재까지 제안된 파라미터들에 따르는 많은 제약들을 감안하면, 앞으로 보다 많은 연구가 요구되는 분야이다.

참 고 문 헌

- (1) Goodall I.W., Hales R., and Walters D.J., 1980, Proc. IUTAM Symp., Creep in structures, Leicester, eds A.R.S. Ponter and D.R. Hayhurst, 103-27.
- (2) Manson S.S., 1977, ORNL-5073, 245-7.
- (3) Perry A.J., 1974, J. Mat. Sci., V9, 1016.
- (4) Fields A.J., Weerasooviya T., and Ashby M.F., 1980, Met. Trans., V11A, 333.
- (5) Majumdar S. and Maiya P.S., 1979, Mech. Beha. of Mat. Sci., V2.
- (6) Majumdar S. and Maiya P.S., 1980, J. Eng. Mat. and Tech., V102.
- (7) Majumdar S. and Maiya P.S., 1979, V18.
- (8) Majumdar S. and Maiya P.S., 1977, V8A.
- (9) Conway J.B., Stentz R.H., and Berling J.T., 1975, Fatigue Tensile and Relaxation of Stain Less Steels.
- (10) Wareing J., Tomkins B., and Sumner G., 1973, Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, 123.
- (11) Tomkins B. and Wareing J., 1977, Metal. Sci., 11, 414.
- (12) Becker P.C. and Nutting J., 1967, Thermal and High Strain Fatigue, London, Metals and Metallurgy Trust, Mono 32, 100.
- (13) Gell M. and Leverant G., 1973, ASTM STP 520, 37.
- (14) Maiya P., 1981, Mat. Sci. Eng., 47, 13.
- (15) Wareing J., 1977, Metal. Trans. A, 8, 711.
- (16) Brinkman C.R., Korth G.E., and Hobbins R. R., 1972, Nucl. Tech., 16, 299.
- (17) Jaske C.E., Mindlin H., and Perrin J.S., 1972, Report No. BMI 1921, Battelle Columbus Lab.
- (18) Ellison E.G. and Patterson J., 1976, Proc. Inst. Mech. Engrs, 190, 321.
- (19) Batte A.D., Murphy M.C., and Stringer M. B., 1978, Metal. Tech., 5, 405-13.
- (20) Manson S.S., Halford G.R., and Hirshberg M.H., 1971, Design for Elevated Temperature Environment, ASME, 12~28.
- (21) Manson S.S., 1973, Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, 744-78.
- (22) Coffin L.F. Jr., 1974, I. Mech. Engrs. Proceedings, 108, 109~127.
- (23) Eckel J.F., 1951, Proceeding ASTM, 51, 745-756.
- (24) Coffin L.F., Manson S.S., Carden A.E., and Severud L.K., Jan. 1971, ORNL-5073.
- (25) Leven M.M., 1973, ASME J. Exp. Mech., 13, 353-72.
- (26) Ellis J.R., Jakub M.T., Jaske C.E., and Utah D.A., 1975, Structural Steel for Service at Elevated Temperatures in Nuclear Power Generation, ed. Schaeffer A.O., New York, ASME, 213-46.
- (27) Skelton R.P. ed., 1983, Fatigue at High Temperature, 382.
- (28) Rice, J.R., Crack Tip Plasticity and Frac-

- ture Initiation Criteria, Proc. 3rd. Int. Conf. Fracture 1973, Munich, Part 2, I -441.
- (29) Lloyd, G.J. and Walks, J.D., 1979, Section Thickness Effects and the Temperature Dependence of Fatigue Crack Growth in the Type 316 Steel, UKAEA Report R335(R).
- (30) Joblonski, D.A., Carisella, J.V. and Pelloux, R.M., 1977, Fatigue Crack Propagation at Elevated Temperature in Solid Solution Strengthened Superalloys, Met. Trans A, 8, 1893-900.
- (31) Ohmura, T., Pelloux, R.M. and Grant, J., 1973, High Temperature Fatigue Crack Growth in a Cobalt Base Superalloy, Eng. Fracture Mech., 5, 909-22.
- (32) Rice, J.R., 1968, A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentrations by Notches and Cracks, J. Appl. Mech., 35, 379-86.
- (33) Dowling, N. E., 1976, Geometry Effects and the J-Integral Approach to Elastic-Plastic Fatigue Crack Growth, Cracks and Fracture, ASTM STP 601, Philadelphia, ASTM, pp. 19-32.
- (34) Sadananda, K. and Shahinian, P., 1979, Application of J-Integral Parameter to High Temperature Fatigue Crack Growth in Cold Worked Type 316 Stainless Steel, Int. J. Fracture, 15, R81-4.
- (35) Landes, J.D. and Begley, J.A., 1976, A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth, Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, Philadelphia, ASTM, pp. 1281-348.
- (36) Nikbin, K.M., Webster, G.A. and Turner, C. E., 1976, Relevance of Nonlinear Fracture Mechanics to Creep Cracking, Cracks and Fracture, ASTM STP 601, Philadelphia, ASTM, pp. 47-62.
- (37) Ellison, E.G. and Harper, M.P., 1978, Creep Behaviour of Components Containing Cracks a Critical Review, J. Strain Anal., 13, 38-51.
- (38) Goldman, N.L. and Hutchinson, J.W., 1975, Fully Plastic Crack Problems: The Centre-Cracked Strip Under Plane Strain, Int. J. Sol. Structures, 11, 575-91.

