

고온피로와 크리이프 변형의 특성과 상호작용에 관한 최근의 연구경향

南壽祐·洪鎮完

<한국과학기술원 재료공학과>

1. 서 론

국산 원자력발전소 건설이 계획되고 있고 현재로서는 한국중공업 등의 국내산업체에서 일부의 설비를 제작하고 있는 실정인 바, 국내에서 이들 재료의 안정성 확립과 수명의 정확한 예측 및 특성에 맞는 재료개발이 시급하다 하겠다. 이에 고온, 고압 또는 고응력하에서 사용되는 재료들이 사용도중 손상을 당하여 기능이 약화되거나 종국에 가서는 파괴되는 원인, 과정 또는 그 대책에 관하여 고찰하여 봄으로서 이 분야의 중요성을 환기 시키고자 한다.

구조물 또는 부품들이 사용조건에 따라 일반적으로 정적 또는 동적하중을 독립적으로 받으면서 사용되고 있지만은 대부분의 경우 정도의 차이는 있으나 정적과 동적하중이 동시에 작용되는 조건하에서 사용되고 있는 실정이다. 이렇게 고온에서 정하중과 동하중이 동시에 또는 반복적으로 작용되는 경우 크리이프(creep) 변형에 의한 재료의 손상과 피로에 의한 균열의 생성 및 전파가 재료의 조기파단을 초래하게 된다. 특히 고온에서의 크리이프와 피로의 경우 재료의 손상이 사용분위기에 크게 영향을 받아서 표면 및 내부산화 또는 수소에 의한 취화현상에 의하여 재료의 강도가 크게 감소됨에 따른 파단응력의 저하로 쉽게 파괴된다. 즉, 고온에서의 재료손상은 크리이프 피로 분위기(creep-fatigue-enviro-

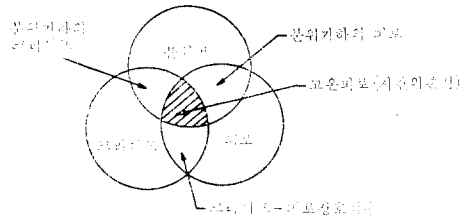


그림 1 크리이프, 피로 그리고 분위기 상호작용의 개략도

ment)의 상호작용을 고려하여야 한다. 이들의 상관관계를 그림 1에 도시하였다. 이러한 복잡한 현상을 잘 이해하기 위하여 크리이프와 피로에 의한 손상을 따로 따로 설명한 후에 그들의 상호작용에 대하여 최종적으로 검토하여 보고자 한다.

2. 크리이프 변형의 특성과 변형기구

크리이프 변형은 비교적 고온에서 일정하중 또는 일정 응력하에서 시간에 따라 재료가 소성변형되는 현상으로 공업적인 실용조건인 경우 대부분 하중이 일정한 상태이므로 이러한 특징을 이해하기 위하여 실험적으로 시편에 일정한 하중을 유지시킨 후 파단되는데 요하는 시간(rupture time, t_r)과 파단시까지의 크리이프된 변형량(rupture strain, ϵ_r)을 측정하고 또 최저 크리

이프 변형속도($\dot{\epsilon}_{min}$)를 측정하여 재료의 유효수명 및 사용조건에 맞는 설계 허용 하중을 알 수 있다.

크리이프 변형은 높은 온도구간에서 특히 관심의 대상이 되며 이는 원자들의 활발한 열진동에 의해 쉬워진 확산에 의한 것으로 알려지고 있다. 즉, 기계적으로 가해진 응력의 도움을 받아서 국부적으로 원자들의 확산이동이 방향성을 갖게 되면서 원자들의 순수한 확산과 전위의 상승(climb)을 도와 주어서 회복이 조장되어 시간이 지남에 따라 변형이 계속되는 현상을 크리이프라 하며 이것을 요약하면 “thermally activated time dependent plastic deformation”이라고 할 수 있다.

일정하중 또는 일정응력하에서의 크리이프 시험결과를 그림 2에 보이듯이 크리이프 변형량을 시간에 대하여 도시하는 것이 첫번째 자료분석이라 해도 과언이 아니다. 실험온도, 재료의 가공, 경력 또는 재료의 조직적 특성에 따라서 크리이프 곡선의 모양이 다를 수 있으나 그림에서 볼 수 있듯이 저온에서는 크리이프 변형량이 무시가능할 수 있으나 고온이 되면 괄목할 변형량이 발생한다.

곡선 (1)은 정상적인 크리이프 곡선으로 변형 초기에는 시간에 따라 변형속도가 느려지다가 I 차 크리이프 또는 I 단계) 어느 시간후에는 변형속도가 일정해진다(정상 크리이프 또는 II 단계). 계속하여 변형이 진행되면 변형속도가 점진

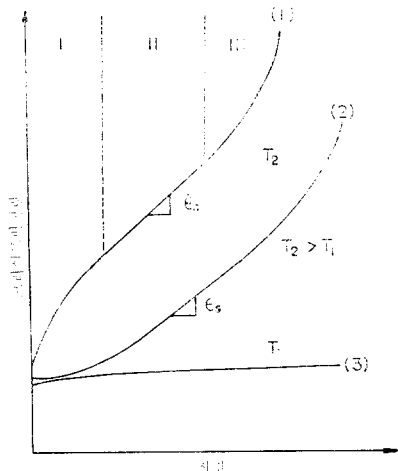
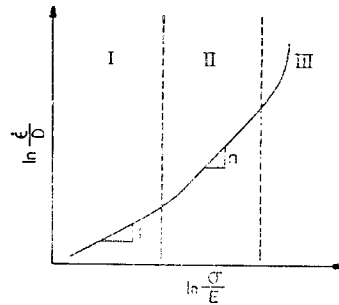


그림 2 전형적인 크리이프 곡선들

적으로 빨라지는 구간(3차 크리이프 또는 III 단계)에 도달되며 결국은 파단된다. 이러한 크리이프 거동은 일반적으로 완전 소둔된 금속재료의 경우 잘 발생된다. 곡선 (2)는 변형초기에 시간에 따라 변형속도가 점진적으로 빨라지다가 정상상태에 달한후 (1)의 경우와 같이 결국 변형속도가 빨라진 후에 파단에 이른다. 곡선 (2)와 같은 크리이프 거동을 나타내는 재료는 냉간가공되어서 이동이 억제된 상태의 전위가 고온에서 크리이프 변형됨에 따라 회복에 의하여 점진적으로 이동이 쉬워지기 때문이다⁽¹⁾. 또는 변형이 전위의 활주(glide)에 의하여 지배되는 경우에도 이와 유사한 형태의 크리이프 곡선이 얻어진다⁽²⁾.

크리이프 변형이 원자들의 열적인 진동의 도움으로 진행될 수 있는 특성을 감안하면 변형속도가 Arrhenius type의 식으로 표시되어야 할 것이며, $0.4 \sim 0.5 T_m$ 이상의 고온에서의 크리이프 변형의 활성화 에너지는 자기확산의 활성화 에너지와 같음⁽³⁾이 잘 알려지고 있는 사실로부터 고온 크리이프는 전위의 상승이동이 그 속도를



$$\dot{\epsilon} = K \cdot \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n \cdot \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)$$

I : $T > 0.8 T_m$, 응력에 의한 확산

$$n=1, Q_c=Q_{SD}$$

II : $T \geq 0.5 T_m$, 전위상승

$$n=5, Q_c=Q_{SD}$$

전위활주

$$n=3, Q_c < Q_{SD}$$

$$\dot{\epsilon} = K \cdot \exp\left(-\frac{\beta Q}{E}\right) \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

III : $T < 0.4 T_m$, 전위교차

$$Q_c \ll Q_{SD}$$

그림 3 크리이프 변형속도의 응력 의존성

울속한다고 생각되어진다.

재료가 크리이프 변형되는 정도와 양상이 각기 다른 것은 그 재료의 특성에 따라서 원자들의 이동 거동이 다를 수 있음을 암시하고 있다. 크리이프 변형에 대한 이론적 연구결과를 그림 3에 간단히 도시하였다. 확산 크리이프란 $0.8T_m$ 이상의 높은 온도조건하에서 응력이 원자들의 확산을 유도 하므로서 변형이 발생하는 것을 말하며 Nabarro⁽⁴⁾, Herring⁽⁵⁾ 그리고 Coble⁽⁶⁾에 의하여 제안된 후로 많은 연구가 진행된 결과 실험적으로도 그 타당성이 증명되었다. 확산 크리이프란 약 $0.4 \sim 0.7T_m$ 의 온도 범위에서 전위들은 활주 뿐만 아니라 상승도 할 수 있기 때문에 변형이 진행됨에 따라 집적(pileup)되거나 얽힌(tangle) 전위들이 점진적으로 회복되어서 정상상태에 달하는 변형을 말하며 온도 및 응력조건에 따라서 활주 또는 상승중 어느 것이 더 변형을 주도 하는가에 따라서 변형기구를 구분할 수 있다⁽⁷⁾.

이러한 이론적 또는 실험적 사실로부터 크리이프 변형의 저항이 큰 초합금이 개발될 수 있었고 지금도 위의 이론적 개념을 토대로 하여 더 좋은 합금개발에 많은 노력이 경주되고 있는 것을 감안할 때 크리이프 변형의 이론적 연구는 그 중요성이 실로 막대하다 하겠다.

3. 크리이프 파단

실용합금이 고온에서 크리이프되어 파단되는 경우, 취성파괴가 일어나는 것이 보통이다(high temperature brittle fracture). 파단면을 관찰하면 대부분 입계파단이 발생되며 그 파단의 원인은 입계에 생성된 공동(空洞: cavity)이 성장하였기 때문으로 판단된다.

지금까지 제시된 대표적인 공동의 생성기구는 가해진 인장응력하에서 vacancy clustering 형성에 의한 기구, 입계활주에 의한 기구, 입계나 second phase particle 등에 전위집적에 의한 기구 등을 들 수 있다.

Vacancy clustering 형성에 의한 기구란 재료에 가해진 인장응력에 의하여 vacancy가 입계나 입계내의 particle 등에 집적되어 공동을 형성한다는 설명이며 Greenwood⁽⁸⁾, Balluffi Seigle⁽⁹⁾, Machlin⁽¹⁰⁾ 그리고 Raj⁽¹¹⁾ 등에 의하여 제안되었다.

입계활주에 의한 기구는 고온 크리이프시 입계활주에 의하여 입계의 triple point나 입계의 ledge 부근에 응력이 집중되어 공동이 형성된다는 이론으로서 Intrater와 Machlin⁽¹²⁾, Watanabe⁽¹³⁾는 입계에 생성된 공동수는 입계활주량에 비례한다고 하였다.

전위집적에 의한 기구는 소성변형시 입계나 second phase particle에 전위가 집적되어 응력집중을 일으켜 공동을 형성한다는 이론으로서 Smith와 Barnby⁽¹⁴⁾, Fleck⁽¹⁵⁾ 그리고 Dyson 등에 의하여 제안되었다.

이상과 같은 공동형성기구에 의하여 공동이 생성되며 크리이프 변형량에 따라 공동수가 증가한다고 보고 되었다⁽¹⁶⁾.

생성된 공동이 성장하는 기구에 대한 현재까지 제시된 대표적인 이론으로는 vacancy 확산에 의한 성장, 변형에 의하여 가속화된 확산에 의한 성장, 변형에 의한 공동성장 등을 들 수 있다.

Vacancy 확산에 의한 성장기구에 대하여 Greenwood⁽⁸⁾와, Balluffi와 Seigle⁽⁹⁾이 공동의 성장이 cavitation site로의 vacancy 확산에 의하여 일어나며 vacancy 확산의 구동력을 열역학적으로 제시하였다. 그후 Hull과 Rimmer에 의하여 처음으로 원자들의 입계확산에 의한 공동의 성장에 관한 관계식이 제시되었으며 Speight와 Beere⁽⁷⁾, Raj⁽¹¹⁾ 그리고 Chung⁽¹⁸⁾에 의하여 보정되었다.

변형에 의해 가속화된 확산에 의한 성장기구란 결정립은 전위 크리이프에 의하여 변형을 받고 있어 입계주위에 균일하게 vacancy가 생성되기 보다 공동주위에 좀더 많이 vacancy가 생성되어 공동성장을 가속화시킨다는 것으로 Beere와 Speight⁽¹⁷⁾, 그리고 Edward와 Ashby⁽¹⁹⁾에

의하여 제시되었다.

변형에 의한 공동성장기구는 재료에 가해진 응력이 큰 경우 재료의 변형속도가 커 크리이프 시 공동성장이 기지금속의 소성변형에 의하여 진행된다는 이론으로서 Beere 와 Speight⁽¹⁷⁾ 그리고 Hancock⁽²⁰⁾ 등에 의하여 제시되었다.

4. 피로의 특성

금속은 파단응력보다 작은 힘일지라도 반복적으로 여러번 작용하면 그 작은 힘에 의하여도 파단이 될 수 있다는 중요한 사실이 금속재료의 피로 현상에 의한 결과인 것을 알고 있다. 이제 이러한 금속재료의 피로 현상과 이 현상의 발생원인 등에 대하여 고찰하여 보고자 한다.

피로시험 결과를 통하여 얻을 수 있는 가장 고전적이고 중요한 자료는 “피로한도(endurance limit 또는 fatigue strength)”가 있는데 이것은 소위 “ $s-N$ 곡선” 또는 “ $\epsilon-N$ 곡선”으로부터 얻어진다. $s-N$ 곡선은 응력범위 ($\Delta\sigma$)를 주어진 값으로 일정하게 유지시킨 상태에서 피로시험하여 시험편이 피로 파괴 될 때 까지의 사이클수를 도시한 것이고 $\epsilon-N$ 곡선은 변형률 범위 ($\Delta\epsilon$)를 주어진 값으로 일정하게 유지시킨 상태에서 파괴되는 사이클수를 도시한 것이다.

피로 변형량과 수명과의 관계를 고찰하여 보면 그림 4에서 알 수 있듯이 2개의 직선중의 하나는 탄성 변형이고 다른 하나는 소성 변형에 관

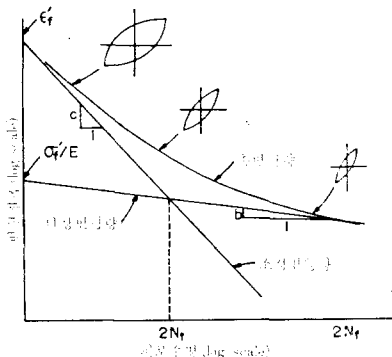


그림 4 피로 변형량과 수명과의 관계 개략도

한 직선이다. 그림의 $2N_f$ 보다도 작은 피로수명을 갖게 되는 피로의 경우 소성변형량이 탄성변형량보다 월등히 많아서 재료의 피로수명이 그 재료의 소성변형 발생능력을 탈해주는 연성과 크게 관계가 있다. 그러나 $2N_f$ 보다 긴 수명의 경우는 위의 설명과 반대되는 것으로 탄성 변형량이 훨씬 커서 재료의 강도가 클수록 피로수명이 길어지는 것을 보여주고 있다. 여기서 이상적인 재료는 강도도 높고 반면에 연성도 큰 것이겠으나 실제의 금속은 강도가 크면 연성이 감소하고 그 반대로 연성이 크면 강도가 작아서 특정의 재료가 위의 두가지 피로조건에 동시에 만족되게 사용할 수는 없는 것이다.

재료의 연성이 중요하게 되는 저주파 피로는 저온에서 보다는 고온에서 사용되는 구조물의 경우에 더 심각한 현상이므로 이 LCF에 의한 파단은 핵 발전체통의 압력용기, 증기터빈 또는 발전 및 동력발생 기계류의 설계에 심각하게 고려되어야 할 것이다.

피로파괴는 균열의 생성과 성장에 의하여 발생하는 것이 실험적으로 잘 알려져 있으며 이에 따라 균열의 생성과 성장에 관하여 검토한다.

피로 균열의 생성은 표면에 위치한 결정 입내에서는 전위의 이동에 따른 소성변형의 제약이 내부의 결정입보다는 월등히 작기 때문에 반복 변형 동안에 생성된 전위의 substructure들이 표면까지 나오게 되어 요철부 즉 균열을 생성하게 된다. 이들 전위들의 밀집된 구조를 “persistent slip band (PSB)”라고 하며 stacking fault energy 값이 큰 금속이나 합금의 경우 그 형성이 용이하다. 표면의 요철 이외의 크랙생성의 장소는 결정입계 또는 쌍정입계도 될 수 있는데 일반적으로는 전위가 많이 집적된 곳이 균열의 생성장소가 되는 것으로 관찰되고 있다. 그리고 결정 내부의 pore, carbide와 같은 석출물 또는 개재물의 경계가 내부의 균열생성의 장소가 되기도 한다⁽²¹⁾. 이들 경계면은 응력집중효과 또는 전위의 집적현상등으로 균열의 생성이 용이하게 된다.

피로 균열의 성장에 대하여는 피로균열의 길이와 피로변형에서의 응력이 특정의 범위내에서

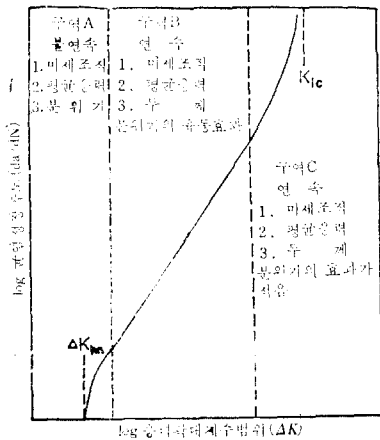


그림 5 피로 균열 성장곡선의 개략도

변화하는 특징을 고려하여 “stress intensity factor range” ($\Delta K = A\Delta\sigma\sqrt{a}$)를 정의하여 이 값에 따른 균열의 성장속도를 연구하고 있다. 이에 대한 도식적인 그림이 그림 5에 나타나 있다.

구역 B의 균열의 성장속도식은 Paris가 제안하였는데 다음과 같다.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^n$$

대부분의 금속 또는 합금의 경우 지수 n 값이 보통 3~4이고 최소의 값은 그보다 적지않은 것이 실험적으로 확인되고 있으며 고강도강 또는 취성이 높은 재료의 경우 n 값이 4보다 월등히 높은 값을 갖는 것도 관찰된다⁽²²⁾. 상수 C 는 그 재료의 $1/E$ 값에 대략적으로 비례하는 것이 실험적으로 관찰되었다⁽²³⁾.

고온에서는 공기중의 산소에 의한 산화가 균열의 생성과 성장을 촉진시키는 것으로 알려지고 있다.

5. 크리이프와 피로의 상호작용

크리이프는 정적인 하중하에서의 변형이므로 피로 변형이 발생할 수는 없겠으나 피로가 진행되는 동안에는 응력이 반복적으로 작용되는 속도가 느릴수록 또 최대응력이 유지되는 시간이 길수록 크리이프 변형도 동시에 발생되는 것이 극

히 자연스런 현상이다. 이러한 경우는 피로와 크리이프가 상호 상승작용하여 재료내부에서의 손상발생과 성장의 거동이 순수한 피로 변형하에서의 경우와는 다를 수 있을 것이다. 이러한 경우 우리는 크리이프와 피로가 상호작용을 한다고 말한다.

일반적으로 온도, frequency, cycle shape, 응력, 변형진폭에 따라서의 공동 크리이프 손상(cavitation creep damage)이 피로수명을 단축시키며 파단양상이 입체파피로 일어난다고 보고하고 있다.

복합적인 크리이프-피로 손상하에서의 재료의 수명에 대하여 American code 1592에서는 크리이프 손상과 피로 손상이 독립적으로 작용한다는 가정하에서

$$\frac{t}{t_f} + \frac{N}{N_f} = 1$$

의 식을 제시하였으나 실제의 경우 상호작용이 있어 실제의 피로 수명이 예상된 N_f 값보다는 작다고 보고되고 있다. 따라서 크리이프-피로간의 상호작용을 고려하여 주어야 한다.

Majumdar와 Maiya⁽²³⁾는 인장에서의 hold time이 주어질 경우 파단까지의 반복변형수 N_f 값이 감소하며 파단양상이 입내파피에서 입체파피로 입체의 공동 생성과 성장에 의하여 바뀐다고 하였다. Swindmann⁽²⁴⁾은 인코넬의 경우 hold time이 0.5분에서 30분으로 하였을 때 Coffin 식 ($\Delta\epsilon_p N_f^\alpha = \text{const}$)의 α 값이 0.82에서 0.75로 감소하였음을 보고 하였다. Edmunds와 White⁽²⁵⁾는 $2\frac{1}{4}\text{CrMo}$ 강에서 hold time의 효과가 strain amplitude가 작을수록 크다고 하였으며 파단양상이 입내파피에서 입체파피로 바뀐다고 하였다. 그러면 고온에서의 크리이프-피로 수명에 영향을 미치는 인자에 대하여 고찰하여 보자.

5.1. Frequency, 온도의 효과

Coffin-Manson⁽²⁶⁾ 식 ($\Delta\epsilon_p N_f^\alpha = \text{const}$)은 $0.3 T_M$ 이하의 온도에서의 저주파 피로거동에 대하여 잘 만족하고 있다. 그러나 $0.3 T_M$ 이상의 온도에서는 피로수명을 Coffin-Manson 식으로 예측하기

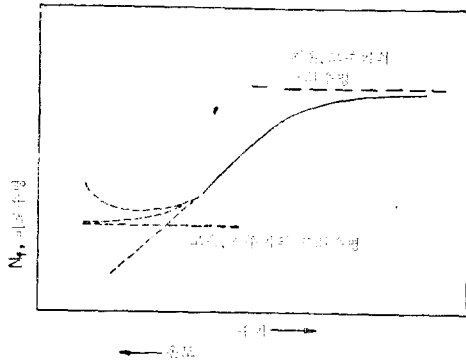


그림 6 피로수명과 주기, 온도와의 관계 개략도

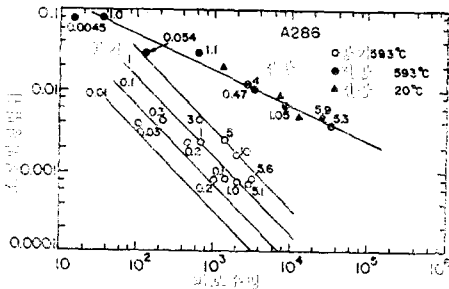


그림 7 주기변화에 따른 A286 강의 피로 수명의 변화

곤란 하여진다. 이는 고온에서의 크리프 효과가 야기되어 피로 수명을 단축 시키기 때문이다. 이와 같은 경향에 대하여 그림 6, 7에 도시하였다.

Coffin 은 크리프 효과를 고려하기 위하여 시간적인 개념을 보완하여 frequency modified Coffin-Manson 의 관계식 $(N_f \nu)^k \Delta \epsilon_p = \text{const}$ 을 제시하였다.

5.2. Hold time 의 효과

인장변형에서 hold time 이 가하여 지면 피로 수명의 감소가 야기되며 파단이 입내파피에서 입계파피로 일어난다⁽²⁷⁾ 이는 공동 크리프손상이 중요한 원인이라 받아들여지고 있다. 이에 대하여 linear summation rule 이 제시된바 있으나 크리프와 피로손상의 interaction 때문에 linear summation rule 에 의한 예측치와 실험치가 차이가 있음이 보고되고 있으며 이를 그림 8에 도

기호	크리프 응력	하중순서
●	255MPa	크리프+피로
△	220MPa	피로+크리프
○	255MPa	피로+크리프
□	285MPa	피로+크리프

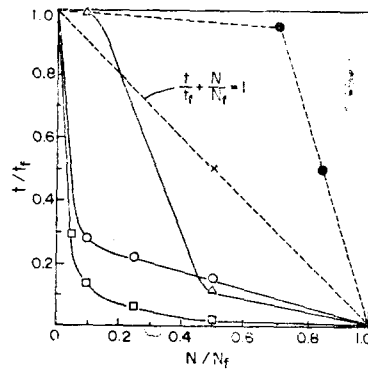


그림 8 피로 손상(N/N_f)과 크리프 손상(t/t_f)의 관계

시하였다.

이에 Wood⁽²⁸⁾는 hold time 의 효과를 fractional damage 의 개념을 도입하여 피로수명 관계식을 제시 하였으며 Edmunds 와 White⁽²⁹⁾는 hold time 시 load relaxation data 를 이용하여 피로수명을 예측하였다.

5.3. Wave shape 의 효과

같은 주파수로 그림 9와 같이 wave shape를 달리하여 피로시험할 경우 slow-fast 경우의 피로 수명이 현저히 감소하며 입계에 썩기형 공동의 생성과 성장에 의하여 파단이 입계파피로 일어난다고 보고되고 있다. 이에 대하여 Baik 과 Raj⁽²⁹⁾는 썩기형 공동의 생성과 성장으로부터 피로수명을 예측하였다.

Manson⁽³⁰⁾은 소성변형과 크리프 관점에서 strain range 를 분할하여 Coffin 식에 적용시켜 피로수명을 예측하는 strain range partitioning 방법을 제시하였다.

그러나 이들의 시도는 대부분 현상학적이며 미시적 기구에 기초를 두지 않고 있으며 피로크랙과 크리프 공동간의 interaction 을 고려하지 않았다.

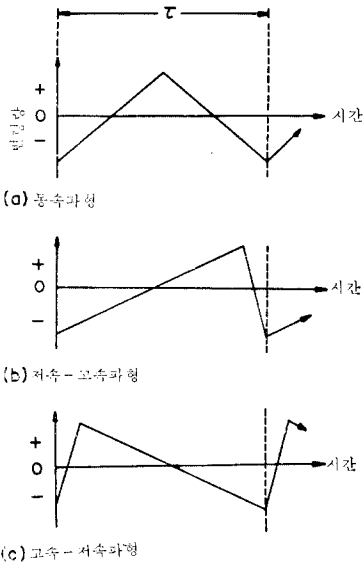


그림 9 변형속도가 다른 wave shape 의 모양

이와같은 점을 보완하기 위하여 본 연구실에서는 최대응력이 지연되는 조건하에서 피로 변형되는 경우 피로에 의한 균열과 크리이프에 의한 동공이 생성되고 점진적으로 성장하여 임계조건에 이르면 불안정한 균열의 전파가 시작되고 재료의 피로수명이 다하게 되는데 이경우 수명을 예측하는 모델을 제시하였다.

6. 결 론

고온에서 사용되는 금속재료의 변형과 손상에 관한 현상을 설명하기 위하여 크리이프 변형과 피로 변형의 특성 및 이론을 간단히 고찰하였고 크리이프와 피로가 상호작용하는 경우의 변형특성과 이론적 모델을 검토하였다.

크리이프와 피로 그리고 분위기와와의 상호작용에 관한 내용을 간단히 정리하면 다음과 같다.

(1) 고온피로 변형동안에 발생하는 크리이프 변형은 피로수명을 감소시킨다.

(2) Creep-Fatigue-Environment 상호작용에 대한 만족할 만한 이해가 아직 미흡한 실정이다.

(3) 이 분야의 연구는 학문적인 관점에서나 공업적인 측면에서나 모두 대단히 중요하다.

(4) 균열의 생성과 성장기구의 독립적인 이해가 가능한 연구가 수행되어야 한다.

(5) 현재 국내에서 많은 원자력 발전소를 건설중이고 또 공업적으로도 고온조업의 필요성이 증대되고 있는 시점에서 우리나라에서도 위 분야의 연구가 활성화 되어야 하겠다.

참 고 문 헌

- (1) T.H. Hazlett and R.D. Hansen, Trans ASM, 47, p.508(1955).
- (2) E.F. Adkins, C.T. Sims and R.I. Jaffee, Trans AIME, 215(1959), 344.
- (3) F. Garofalo : Fundamentals of Creep and Creep Repture in Metals, McMillan
- (4) F.R.N. Nabarro : Report on conference on Strength of Solids, Phys. Soc. of London p.75(1948).
- (5) C. Hering : J. Appl. Phys. 21 (1950), 437.
- (6) R.L. Coble : J.Appl. Phys. 34(1963), 1679.
- (7) N.J. Frost and M.F. Ashby : Div. Eng. Appl. Sci. Haward University. Internal Report (1973).
- (8) J.N. Greenwood, D.R. Miller and J.W. Suiter; Acta. Met. 2(1954)250.
- (9) R.W. Balluffi and L.L. Seigle : Acta. Met. 3(1959)170.
- (10) E.S. Machlin : Trans. Met. Soc. A.I. M.E. 206(1956) 106.
- (11) R. Raj : Acta Met. 26(1972)887.
- (12) J. Intrater and E.S. Machlin; Acta Met 7 (1959) 140.
- (13) Watanabe; Met. Trans A 9A(1978).
- (14) E.Smith and J.T. Barnby; Metals, Sci. J. 1(1967) 1.
- (15) R.G. Fleck, D.M.R. Taplin and C.J. Beevers; Acta Met 23(1975)415.

(274페이지에 계속)

(3) 고온파괴의 기구

크리프 파단면의 특징은 I.G.파괴이며, 이것은 입계에 있어 空洞(void)이 발생하여, 成長·승體(growth·coalescence)함에 의하여 생기고 空洞이 새기와 같은 W형과 둥근형인 r형으로 분류된다. W형은 주로 高應力에서 생기며 입계슬립의 결과 그림 90 과 같이 입계의 三重點(triple point) 등에서 생긴 應力集中에 의하여 형성되는 것이다.

또 r형은 입계슬립에 의하여 입계상의 析出粒子, 개재물등의 위치에 그림 91 과 같이 미소 공동(micro void)이 형성되고, 이것에 원자공동이 흡수되어 성장하는 것이라고 생각된다. W형 공동에 의하여 파괴된 파면은 그림 88(a)와 같이 입계면상에 취성적인 I.G.파면으로 대단히 요철이 심하고, 그림 88(b)와 같이 I.G. 三重點의 W형 공동도 관찰할 수 있다.

r형 空洞에 의한 파면은 그림 92 와 같이 입

계에 덩풀이 있는 파면으로 W형의 경우보다 요철이 심하지 않다. 고온피로에서도 줄무늬인 스트라이에이션파면과 입계파면은 각각의 조건에 의하여 생긴다.

5. 후 기

“破面解析과 그 應用”이란 제목하의 4 회에 걸친 강좌는 破面解析에 필요한 아주 기본적인 사항에 관하여 敍述하였다. 이것은 다음과 같은 의미에 있어서 필요할 것 같다. 즉 파괴로 인한 인명 및 재산피해를 막고 高價인 기기를 경제적으로 설치·운영하기 위해서 문제시된 조건의 파괴는 파괴역학적인 취급에 의하여 定性的인 해석과 定量的인 데이터를 얻어 보다 體系化된 部材의 선택, 검사, 보수 및 전진성 평가에 사용되어야 할 것이다.



(261페이지에서 계속)

- (16) D. Lonsdale and P.E.J. Flewitt; Met. Sci. & Eng. 39(1979)217.
- (17) W. Beere and M.V. Speight : Met. Sci. 12 (1978) 593.
- (18) T.J. Chung, K.I. Kagawa, J.R. Rice and L.B. Sills; Acta Met. 27(1979) 265.
- (19) G.H. Edward and M.T. Ashby; Acta Met. 27(1979) 1505.
- (20) J.W. Hancock; Met. Sci. 10(1976)319.
- (21) M.Gell and G.R. Leverant; ASTM STP 520 p. 37 (1972).
- (22) B. Tomkins; Fatigue “Introduction and Phenomenology in Creep and Fatigue in High Temperature Alloy” p. 90 (1981).
- (23) S. Majumdar and P.S. Maiya; Can. Met. Q. Vol. 18, p. 57 (1979).
- (24) R.W. Swindmann; Report ORNL-3250 (1962)
- (25) H.G. Edmunds and D.J. White; J. of Mech. Eng. Sci., 8(1966)310.
- (26) L.F. Coffin; Fracture Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture(1969).
- (27) D. Sidey; Fracture Vol. 2 ICF 4(1977).
- (28) D.S. Wood; Welding J. 45(1966) 92.
- (29) S. Baik and R. Raj; Met. Trans., 13A (1982) 1215.
- (30) S.S. Manson; Fatigue at elevated temperature STP 520(1973)275.

