

고온분위기에서 열응력을 받는 부재의 수명예측에 관한 연구

김성철*, 하영민*

A study of life predictions on very high temperature thermal stress

Sung-Chung Kim*, Young-Min Ha*

Abstract

The paper attempts to estimate the incubation time of a cavity in the interface between a power law creep particle and an elastic matrix subjected to a uniaxial stress. Since the power law creep particle is time dependent, the stresses in the interface relax. The volume free energy associated with Helmholtz free energy includes strain energies caused by applied stress and dislocations piled up in interface(DPI). The energy due to DPI is found by modifying the results of Dundurs and Mura[4]. The volume free energies caused by both applied stress and DPI are a function of the cavity size(r) and elapsed time(t) and arise from stress relaxation in the interface.

Critical radius r^* and incubation time t^* to maximise Helmholtz free energy is found in present analysis. Also, kinetics of cavity formation are investigated using the results obtained by Riedel[7]. The incubation time is defined in the analysis as the time required to satisfy both the thermodynamic and kinetic conditions.

Through the analysis it is found that 1) strain energy caused by the applied stress does not contribute significantly to the thermodynamic and kinetic conditions of a cavity formation, 2) in order to satisfy both thermodynamic and kinetic conditions, critical radius r^* decreases or holds constant with increase of the time until the kinetic condition(eq. 2.3) is satisfied, there for the cavity may not grow right after it is formed, as postulated by Harris[15], and Ishida and Mclean[16], 3) the effects of strain rate exponent (m), material constant σ_0 , volume fraction of the particle to matrix(f) and particle size on the incubation time are estimated using material constants of the copper as matrix.

Keywords : Thermal stress analysis(열응력 해석), Stress analysis(응력해석)

* 충북대학교 공과대학 기계공학과

1. 서론

Gas turbine은 Turbine재료 용융점의 40%이상의 온도에서 운전되므로 재료는 Creeping하며 Turbine은 주위 온도분포와 기계적 경계조건으로 인하여 기계적 응력과 열응력을 동시에 생성한다. Turbine의 응력해석은 Creeping하는 재료의 응력해석 방법을 이용하여야 하며, 응력해석의 결과는 Turbine의 설계 뿐만 아니라 Turbine의 수명평가에도 중요하다. 고온하에서 Turbine의 파손기구(Failure mechanism)는 주로 공동 형성과 성장의 두 기구가 지배하고 있으며 이들에 관한 연구를 통하여 열응력상태하에서의 수명예측도 가능할 것이다.

본 연구에서는 크게 두가지로 나누어 연구를 하였다. (1) 지수법칙 크리프 입자와 탄성기지가 단축응력을 받을 때의 응력해석, (2) 응력이완을 고려한 공동형성에 요구되는 시간등을 구하는데 목적이 있다.

지수법칙 크리프(Power law creep) 입자가 탄성기지에 포함되어 있는 복합재료에 단일축 외력이 작용할 때의 응력해석을 하였으며 응력해석의 결과를 이용하여 입자/기지 계면에서의 성질을 규명하였으며, 원자 확산기구와 크리프에 의한 변형과정은 완전히 분리시켰으며 주어진 외력과 응력집중에서 크리핑하는 이자/전위 상호작용력을 구하였다. 아울러 입자/기지 계면에서 응력이 이완되었을 때 CRSS와 전위의 상승에 관련된 응력을 구하였다. Model에 관한 응력해석과 외력 및 응력집중 등 전위와 입자의 상호작용을 Peach-Koeller 식을 이용하였다. 따라서 복합 고온재료가 단일축 응력이 작용되었을 때 Fiber와 혹은 입자의 경계면에서의 응력 및 분포를 탄성기지와 입자 혹은 Fiber 내부에 대하여 해석하였다.

또한, Creep에 의한 재료의 파손은 ①공동의 형성 ②공동성장 ③연결 ④Crack의 전파 ⑤최종파손 순으로 일어나는데 이들 단계는 완전히 구별된 것이 아니라 그들은 상호관계를 갖거나 혹은 동시에 일어난다. 입자 계면에 형성되는 공동의 크기는 입자의 크기에 비하여 매우 적다고 가정하였으며, 전위 축적으로 인한 Eenergy를 무시한 공동형성⁽¹⁾과 입자/기지 계면에서의 공동형성의 Kinetics²를 나누어 해석하였으며 결국 앞에서의 응력해석 결과를 이용하여 엔진의 수명 평가를 하였다.

2. 크리프 입자 혹은 섬유와 탄성기지 계면의 공동형성시간

2.1 개요

크리프 입자와 전위 경계면에서 생기는 공동현상을 생각하여, Helmholtz 자유에너지(ΔG)에 포함되어 있는 체적에너지(Volume energy)는 계면에서의 응력집중에 의하여 생기는 국부에너지(Local strain energy), 재료의 불연속으로 인한 에너지의 변화, 계면에서 전위 축적으로 인한 에너지 변화의 총화가 체적에너지 변화가 된다. 많은 연구자^{(3),(4)}의 체적 자유에너지는 시간의 변화에 따라 불변이라 생각하고 있다. 이유는 계면에서 응력이 이완되기 때문이다. 즉 여기에 공동반경(r)과 경과 시간(t)의 두 개의 독립변수가 있다. ΔG 를 극대화하는 r 과 t 를 에너지 방정식으로부터 구하여야 한다. 여기에 요구되는 시간(Incubation time)은 Riedel⁽⁷⁾에 의한 Kinetics의 식으로부터 구하였다. 현해석을 통하여 열역학 조건이 계면에서 만족하여 공동이 형성된다 하더라도 Kinetics가 느려서 공동형성 직후 공동은 성장할 수 없다는 결과를 보였다. 임계반경(Critical radius)은 Kinetics 조건을 만족할 때까지 다시 감소하거나 혹은 같은 임계반경을 유지한다는 결과를 말하였다. 이럴 경우 시간에 무관한 반면 a_2 는 시간의 함수이다. a_2 가 시간의 함수인 이유는 Creep 입자에 기인한 것이며 A의 시간에 대한 독립함수인 원인은 입자와 기지가 탄성체이기 때문이다. 입자 근방에서 Pile up된 응력의 크기는 Dundurs와 Mura⁽⁴⁾가 찾은 입자/전위 상호 작용력의 식에서 Burger's vector 대신 Helmholtz 에너지는 시간에 따라 감소하며 에너지 감소의 방향으로 어떤 과정이 진행된다는 열역학적 원리를 위반하지 않으며 Kinetics의 조건도 동시에 만족시킨다. 이러한 결과는⁽⁵⁾ 혹은⁽⁶⁾에 의한 결과 즉 공동형성 직후 원자 확산에 의하여 공동의 크기는 줄어들 것(Sintering)이라는 결과와 동일하다.

2.2. Model 해석

지수법칙 크리프입자가 탄성기지에 포함되어 있는 복합재료에 인장응력이 작용할 때 입자/입자 계면에서 응력집중과 응력이완이 앞절에서 관찰되었다. 이 응력이완은 세 개의 기구로 형성된다. 1)확산, 2)크리프, 3)두기구의 조합에 의한다. 현 해석에서는 확산에 의한 응력이완은 무시하였다. Vacancy source와 Sink를 설정하기 위하여입자계면(Grain boundary)의 입자(Grain)에 대한 체적비는 매우적으므로 입자(Particle)는 입자계면(Grain boundary)에 위치하며 입자계면의 존재로 인한 응력변화

는 근사적으로 무시할 수 있다.

현재의 해석에서 또 다른 가정은 입자계면(Particle/matrix interface)에 형성되는 공동의 크기는 입자(Particle)의 크기에 비하여 매우 적다고 생각하였다. 첫째 해석은 전위 축적으로 dislcs Strain energy에서 제거하였고 둘째 해석은 재료 불연속으로 인한 Strain 에너지를 무시하고 해석하였다.

만일 공동형성은 과정이 표면확산(Surface diffusion)에 의존한다면 공동형성에 관한 Riedel⁽⁷⁾의 식은

$$\frac{d\rho}{dt} = \frac{\pi\sigma_\infty\delta D_b(\rho_m - \rho)}{\Omega^{1/3}(3\pi KTF_v\gamma)^{1/2}} \left(\frac{k+1}{4} + \psi_0 C^2 \right) \quad (2.1)$$

$$\text{EXP} \left\{ \frac{-4\gamma^3 F_v}{\sigma_\infty^2 \left(\frac{k+1}{4} + \psi_0 C^2 \right)^2 KT} \right\}$$

ρ_m : 계면에서 최대 Vacancy가 부착할수 있는 밀도

K : Boltzman constant

T : 온도(Kelvin)

Ω : 원자의 체적

δ : 계면두께

D_b : 계면확산계수

식(2.1)의 C는 시간의 함수이므로 수치계산법을 사용하지 않으면 적분 불가능하다. 식(2.1)을 시간 t에 대하여 적분하여 근사치를 구하면

$$\rho - \rho_m \sim 1 - \int_0^t G \left(\frac{k+1}{4} + \psi_0 C^2 \right) \text{EXP} \left[- \frac{4\gamma F_v}{\sigma_\infty^2 KT \left(\frac{k+1}{4} + \psi_0 C^2 \right)^2} \right] dt \sim 0 \quad (2.2)$$

여기서, $G = \frac{\pi\sigma_\infty\delta D_b}{\Omega^{1/3}(3\pi KTF_v\gamma)^{1/2}}$

만일 공동형성의 속도를 생각하지 않고 열역학에 의하여 유도한 결과식을 만족하는 C=0를 식(2.2)에 대입하면

$$\rho - \rho_m \sim 1 - \int_0^t G \left(\frac{k+1}{4} \right) \text{EXP} \left[- \frac{4\gamma F_v}{\sigma_\infty^2 KT \left(\frac{k+1}{4} \right)^2} \right] dt \sim 0$$

$$t_i \sim \frac{\Omega^{1/3}(3\pi KTF_v\gamma)^{1/2}}{\pi\sigma_\infty\delta D_b} \frac{4}{k+1} \text{EXP} \left[- \frac{4\gamma F_v}{\sigma_\infty^2 KT \left(\frac{k+1}{4} \right)^2} \right] \quad (2.3)$$

식 (2.3)에서 t_i 는 근사적으로 공동형성까지 요구되는 시간이다. 보통재료에 대하여 식(2.3)을 사용하여 구한 t_i 는 많은 시간을 요한다. 이것은 물론 비현실적인 숫자이다. 고로 Kinetics만의 해로서는 공동형성을 규면함에 있어 불충분하다. 열역학과 Kinetics를 동시에 생각하여야 할 것이다. C는 Fig 1.에 C와 Γ_0 의 관계를 주어진다.

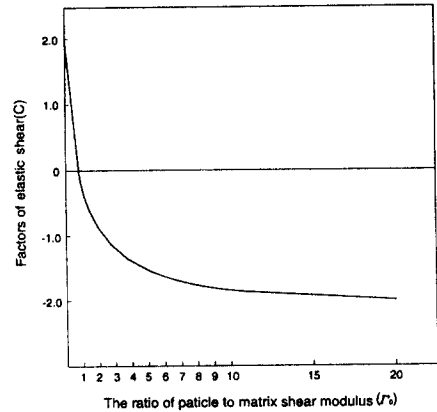


Fig 1. Factor of slastic shear as a function of Γ_0

만일 $\Gamma_0 \rightarrow \infty (t=0)$ 면 $C = -(1+k^2)/2 = -2.225$,

$\Gamma_0 \rightarrow 0 (t=\infty)$ 면 $C = 2.0$,

만일 $C=0$ 이면 $\Gamma_0 = 0.7495 ((\nu = 0.35(Cu))$ 가 되며 ΔG 는 $C=0$ 에서 최대가 된다.

식(2.1)의 수치적분이 부록 A에 주어진 구리(Cu)의 성질을 사용하여 수치계산이 한 예로서 계산되었다. 정의된 C 혹은 $\Gamma_0 = \phi/t^m$ (ϕ 에 정의됨과 같이 시간 t의 함으로 표시된다.

여러 σ_0/σ_∞ 및 ψ_0 에 대하여 식(2.2)을 만족하는 t가 수치계산에 의하여 구하여 졌고 그 결과가 Fig 2, 3, 4에 도시되었다.

Fig 2.는 온도와 Creep할 입자 특성에 대한 공동형성 시간을 나타내고 있으며 Fig3은 $\psi_0 = 40, 70, \sigma_\infty = 50$ MPa, $m=1$ 에서의 여러 가지 $\sigma_0/\sigma_\infty = 120, \psi_0 = 70, \sigma_\infty = \text{MPa}$ 에서의 여러 가지 변형속도 지수(m)와 온도에 대한 공동형성시간을 나타낸다.

Cu의 성질은 정확히 기존 문헌으로부터 알 수 있다. 식 (2.1)에 Turbine Rotor 혹은 어느 재료의 성질을 대

입하여도 식(2.2)로부터 t_i 를 계산할 수 있다.

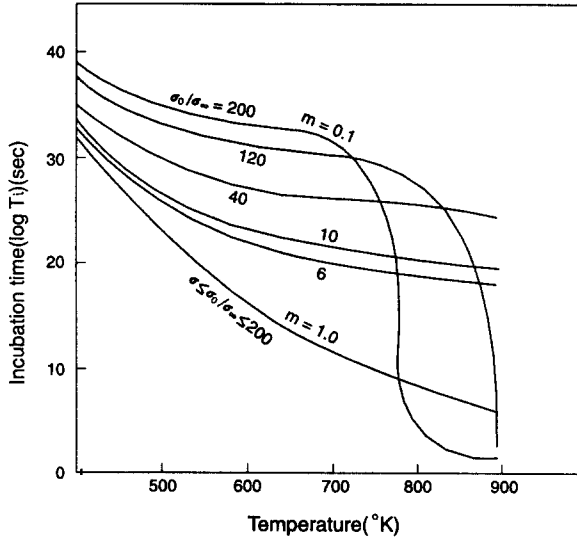


Fig. 2 Incubation Time for Various Temperature and Creeping Particle Property

$$\sigma_0 (\bar{\sigma} = \sigma_0, \bar{\sigma}^m = m \cdot 0.1) \text{ at } \sigma_{\infty} = 500\text{MPa}, \psi_0 = 40$$

3. 수치해석법에 의한 수명평가

3.1 수치결과 및 고찰

Riedel^[7]은 지수법칙 Creep하는 기지와 탄성입자의 계면에서 탄성응력 특이성(Elastic stress singularity)의 이완 시간을 계산하였다. 그 결과식은

$$t_p = [n + 1]EB\sigma_p^{n-1} \quad (2.4)$$

여기서 σ_p 는 입자의 평균응력이며 $\sigma_p = \tau_b(\lambda/p)^2$ 로 주어진다. λ 는 직경 p 의 입방형 입자와 입자의 거리이다. τ_b 는 Remote stress에 의한 3결정입계(Triple grain boundary)와 다른 3결정입계를 연결하는 Shear crack에 작용하는 전단응력(Fig. 5^[7])이다. 식(2.4)를 다시 쓰면

$$t = (2)^n(1\sqrt{3})^{1+n} \left(\frac{\sigma_{\infty}}{2\mu}\right) \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{\infty}}\right)^n \frac{1 + \alpha_2 k}{(1 - \alpha_2)^n} \quad (2.5a)$$

$$t_p = \frac{1}{(n+1)(1+\nu)} \left(\frac{\sigma_{\infty}}{2\mu}\right) \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{\infty}}\right)^n \left(\frac{p}{\lambda}\right)^{2n-2} \quad (2.5b)$$

만일 이완 시간이 0에 접근하면 식(2.5b)는 $\lambda \rightarrow \infty$ 를 의미하며 $\alpha_2 \rightarrow -1/k$ 을 의미한다. 만일 식(2.5b)에서 $t_p \rightarrow \infty$ 면 $\lambda \rightarrow 0$ 을 말하며 식(2.5a)에서는 $\alpha_2 \rightarrow 1$ 을 의미한다. 더욱이 $n=1$ 이면 이완시간은 Remote stress $\tau_b(\sigma_{\infty})$ 나 σ_{∞} 에 관계가 없다.

그러므로 식(2.5b)는 무한히 큰 탄성기지내에 원통형 입자가 포함되어 있는 Model로부터 해석된 결과 일치라도 α_2 는 p/λ 와 관계가 있다고 추측된다.

만일 식(2.2)이 $t^* = \varphi^n \left(\frac{1+k^2}{2}\right)^{n/2}$ 까지 적분한다면 적분값은 1.0과 비교하여 매우 적으며 공동형성의 Kinetics는 t^* 에 대하여 증가하지 않는다.

식(2.2)의 수치적분에서 동(Cu)의 성질(부록 A)을 이용하였다. 동(Cu)은 실제 Turbine rotor disc의 재료는 아니다. Cr-Ni 혹은 Ti합금 같은 물리적/기계적 상수를 알면 식(2.2)를 사용하여 공동형성 시간을 구할 수 있다. 상세한 동(Cu)의 물성치는^[8]에서 얻었다. 식(2.2)을 만족하는 t^* 는 수치적분을 사용하여 구하여졌다. 수치계산에서 $\psi_0 = 40$ 및 70을 고려하였다. 따라서 $\Gamma_0 = \varphi/t^*$ 이 주어지며 식(2.2)을 만족하는 여러 σ_0/σ_{∞} 와 ψ_0 에 대하여 계산하였다. 공동형성시간은 Fig. 2.2에 보이며 이것은 여러 온도 σ_0/σ_{∞} 에 대하여 $\psi_0 = 40$ 및 $\sigma_{\infty} = 50\text{MPa}$, $m = 0.1$ (Strain rate exponent)일 때의 경우이다.

Fig. 2.2는 $m=1.0$ 일 때를 또한 포함시켰다. 공동형성시간은 σ_0/σ_{∞} 의 증가에 따라 증가하나 큰 σ_0/σ_{∞} 에 대하여는 형성시간이 불안정하다. 예를 들면 형성시간은 $\sigma_0/\sigma_{\infty} = 200$ 이며 7000K일 때 급격히 감소하며 $\sigma_0/\sigma_{\infty} = 120$ 일 때는 8000K 이상일 경우 t_i 는 급격히 감소한다. 그러나 σ_0/σ_{∞} 가 40, 10, 6일 경우 t_i 의 불안정성은 나타나지 않았다. 또 공동형성이 존재하지 않는 온도가 존재한다(1년 이내). 예를 들면 온도가 7800K이고 $\sigma_0/\sigma_{\infty} = 200$ 이면 공동은 1년 이내에 형성되지 않는다.

$\psi_0 = 70$ 및 40, $\sigma_{\infty} = 50\text{MPa}$, $m = 0.1$ 일 때 여러 σ_0/σ_{∞} 값에 대하여 공동형성시간이 Fig. 2.3에 보인다. Fig. 2.3에서도 어떤 σ_0/σ_{∞} 값에 대하여 공동형성시간이 불안정하게 보인다. 만일 8000K에서 $\sigma_0/\sigma_{\infty} = 120$ 을 초과하면 공동형성시간은 급격히 감소하나 8000K이하에서는 불안정(Instability)한 형상을 볼 수 없다. 만일 ψ_0

=70에서 40으로 감소하면 공동형성시간은 현저히 증가한다. 만일 입자 크기가 적으며 또 입자와 기지체적비가 많으며 작용한 응력이 기지전단 계수에 비하여 적으면

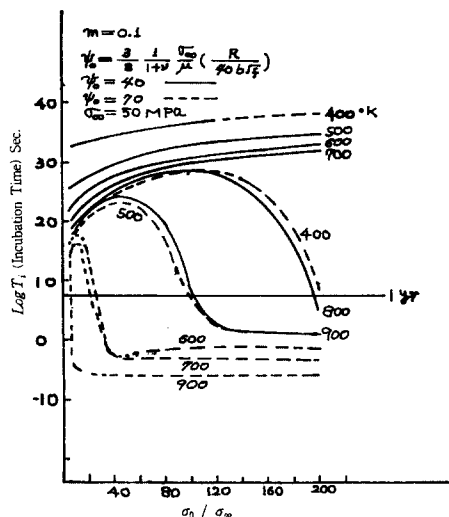


Fig. 3 Incubation Time for Various σ_0/σ_∞ and Temperature at ψ_0 ($\bar{\sigma} = \sigma_0, \bar{\sigma}^m, m = 0.1$) at $\sigma_{INF} = 500\text{MPa}$, $\psi_0 = 40$

ψ_0 는 감소되며 따라서 공동형성시간을 증가시킬 수 있다. $\psi_0 = 70$ 및 $\sigma_0/\sigma_\infty = 120$ 및 고정된 온도에서 Strain rate hardening exponent (m)와 공동형성의 관계가 Fig. 2.4에 보인다. Fig 4에서 보이는 것과 같이 m 에 대한 공동형성시간의 변화는 결정적인 경향(Deterministic behavior)을 보이는 반면 고온에서 m 의 변화에 대한 t_i 의 변화는 저온범위에서 $m = 0.1 \sim 0.5$ 일 때 결정적인 경향(Deterministic behavior)을 나타내고 있지 않다. 그러나 m 의 변화에 대한 t_i 의 변화는 현저하게 볼 수 없다. Fig 4에서 $T = 5000\text{K}$ 에서의 결과는 $T = 9000\text{K}$ 에서의 결과와 동일하게 t_i 는 $m > 0.4$ 일 때 어떤 변화도 볼 수 없다. $\psi_0 = 40$ 에 대한 t_i 는 현 보고서에 보이지 않으나 m 의 변화에 대한 t_i 의 변화는 $m = 0.4$ 까지 m 의 증가에 따라 t_i 는 감소함을 보인다. 그리고 $m > 0.4$ 면 t_i 는 일정하다. 임계 공동 반경이 감소할 때 혹은 일정할 때 자유에너지가 감소한다는 사실은 예상한 바와 같이 사실이다. C의 값은 Fig 1에 보이는 것과 같이 Γ_0 의 값

소에 따라 다시 증가하며, 이 결과 ΔG 는 감소하게되며, t^* 에 도달하거나 혹은 $C=0$ 에 해당하는 t^* 가 된후 t^* 가 감소하거나 일정한 값을 유지하더라도 열역학 법칙을 위반하지 않으며 공동형성속도가 커질 때 까지 공동형성은 계속된다.

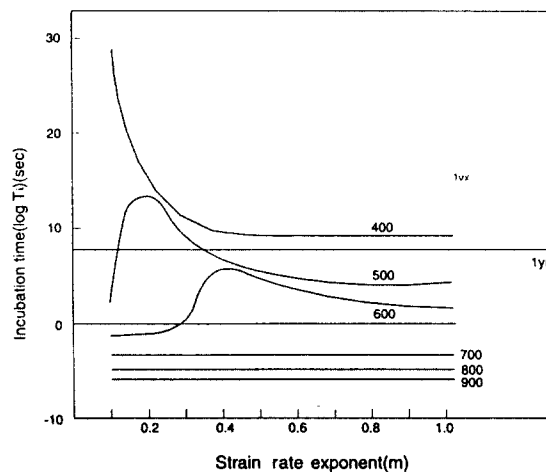


Fig. 4 Incubation Time for Various Strain Rate Hardening Exponents(m) and Temperature(K) at $\sigma_0/\sigma_\infty = 120$, $\psi_0 = 70$ and $\sigma_\infty = 50\text{MPa}$

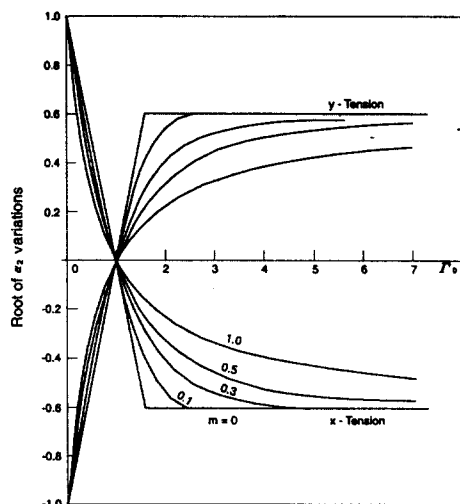


Fig. 5 Variation of α_2 according to various Γ_0 and strain rate hardening exponent(m).

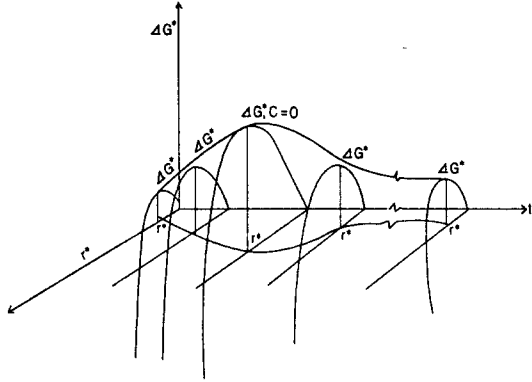


Fig. 6 Variation of according to the cavity nucleation radius(r^*) and the elapsed time(t)

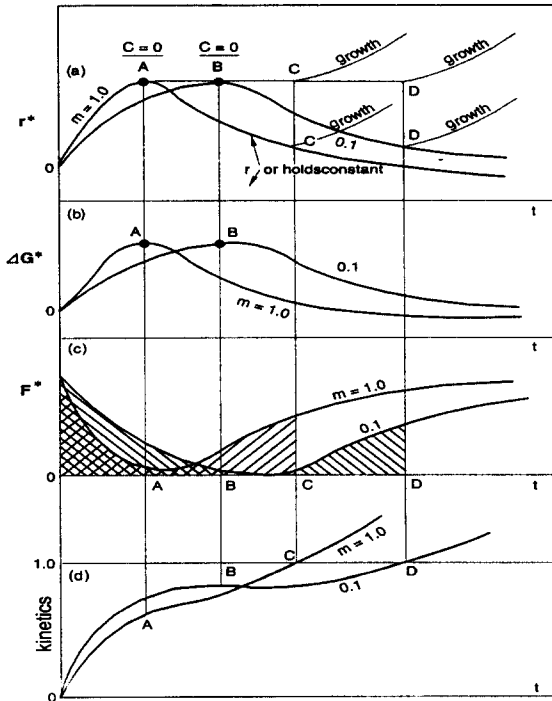


Fig. 7 Results of analysis
 a: critical nucleation radius(r^*) variation vs. elapsed time(t)
 b: critical Helmholtz free energy variation(ΔG^*) vs. elapsed time(t)

c: integrand function variation(F^*) vs. elapsed time
 d: kinetics variation versus elapsed time ($\int_0^t F dt = 1$)

ΔG^* 는 시간이 증가할 때 감소한다. Fig. 6과 7은 몇 개의 양(Quantities)과 시간의 관계를 도시하였다.

Fig 8은 여러 온도에 대하여 Cu속에서 있는 B_2O_3 , Pb 그리고 COO의 계면에서의 공동형성에 요구되는 시간을 구한 결과이다. 예로서 지수법칙의 물성상수를 얻기 위하여 $\sigma_0(\bar{\sigma} = \sigma_0 \bar{\epsilon}^m, \bar{\epsilon} = B \bar{\sigma}^n)$ 는 ⁽⁹⁾에 보이는 Dorn의 식과 ⁽¹⁴⁾ Cu의 물성치를 사용하여 t_i 가 계산되었다. t_i 는 $t_i = \varphi^n / \{2/(1+k^2)\}^{n/2}$ 을 사용하여 계산하였으며, $\{2/(1+k^2)\}^{n/2}$ 는 Cu에 대하여 0.7495 ($\nu = 0.35$)을 사용하였다.

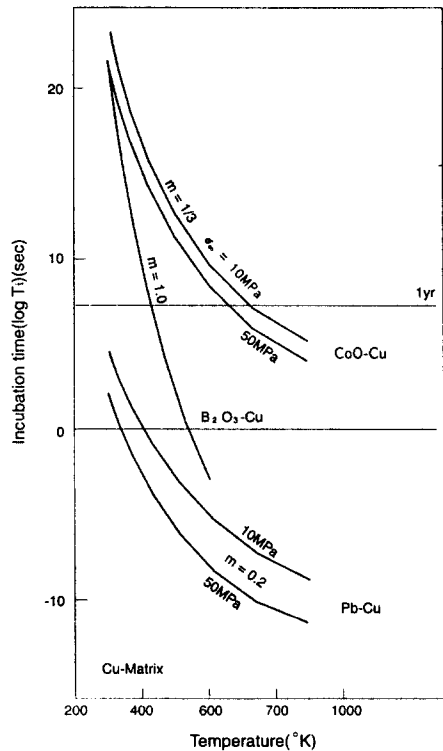


Fig. 8 Incubation time for various Temperature and various creeping particles (B_2O_3 , P_b and C_0O)

3.2 수명평가

이 장에서는 합금이 저수 범칙 입자와 탄성기지로 되어 있는 보합재료가 고온에 노출되어 있을 때의 수명을 예측하는 것을 목적으로 한다. 이에 대한 Mathematical Model은 Fig. 9을 사용하여 설명할 수 있다. 재료의 거시적(acrosopic) Model을 미시적(Microscopic) Model로 축소시켜 설명하여 보자.

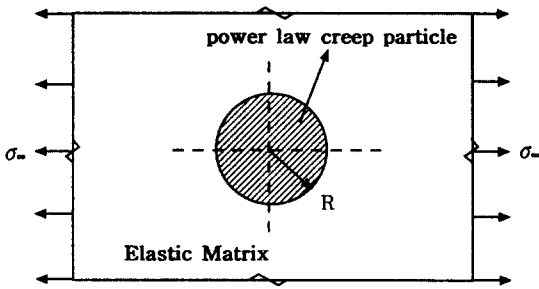


Fig. 9 Model of Stress Analysis

재료의 수명은 Microscopic Model(Fig. 9)에서 한 개의 입자 계면에서 공동이 형성되고 입자/기지 계면이 분리되어 그 공동이 성장하여 그것이 점유하고 있는 Grain size로 성장할 때 요구되는 시간으로 생각할 수 있다. 즉 재료를 형성하고 있는 Microscopic Model은 수 백만개의 Microscopic Model로 형성되어 있으며 상기 공동형성 및 성장의 기구(Mechanism)가 동시에 균일하게 일어난다고 생각하면 거시적 Model을 미시적 Model로 축소시켜 생각할 수 있다.

고온에 노출되어 있는 재료가 현재의 수학적 모델을 만족시키는 재료라 가정하면 재료의 수명은 두 개의 인자로 성립되어 있다. 즉 다음 두가지의 합이 재료의 수명이 된다.

- 1) 공동형성(Cavity Nucleation mechanism)
- 2) 공동성장(Void Growth Mechanism)

재료수명의 일부인 공동형성에 요구되는 시간은 제 3장에 기술된 방법으로 구할 수 있다.

예를 들자면 Fig 10에서 외력이 $\sigma_{\infty} = 50\text{MPa}$ 이며 입자의 물성치 $\sigma_0, \sigma_{\infty} (\bar{\sigma}_0 = \sigma_0 \bar{\epsilon}_m)$ 이 200이고 $m=0.1$ 이며 그 때의 기지의 물성치와 입자와 기지의 체적비 f 및 입자의 크기의 함수로 된 무차원수 $\psi \sim 0.2$ 이라면 온도가 약 800°K 일 때 공동형성 시간은 약 1년이 된다는 결과가 된다. 만일 온도가 900°K 에 동일한 조건하의 재료의

Cavity Nucleation에 요구되는 시간은 수 백초에 지나지 않는다는 것이다.

공동형성이 계면에서 성립되면 이것을 기점으로 하여 공동은 성장한다. 공동이 입자의 크기 R에서 Grain의 크기로 성장할 때까지의 시간은 Needleman과 Rice^[10] 및 Lee 등^[11]에 의하여 규명되었다. Needleman 및 Rice는 구성의 공동이 Grain Boundary에 있을 때 공동이 Grain Boundary의 크기로 성장할 때까지의 시간을 수치 계산을 이용하여 규명하였다. 이러한 경우 Grain과 Grain은 완전 분리 되어 Intergranular파괴의 형상을 볼 수 있다. Lee등은 원통형 입자가 Grain의 크기로 성장할 때의 시간을 해석적인 방법으로 규명하였다.

현재의 보고서에는 분산 입자 합금이 고온에 노출되었을 때 분산 입자/기지 계면에서 공동형성에 요구되는 시간을 구하였다. 공동이 Grain 크기로 성장하는데 요구되는 시간은 Needleman, Rice^[10] 및 Lee등^[11]에 규명되어 있으나 이 결과는 현재 고온재료의 수명평가법의 일체에 지나지 않으며 현재 고온재료의 수명평가법에 대한 연구는 응용역학 및 재료역학에 종사하는 많은 연구자의 목표가 되고 있다. 수명평가에 대한 전산 Program은 식 (2.2)를 수치적분에 의하여 공동형성에 요구되는 시간을 구하였다. 이것에 대한 물성치는 참고문헌[14]에 기술되어 있다.

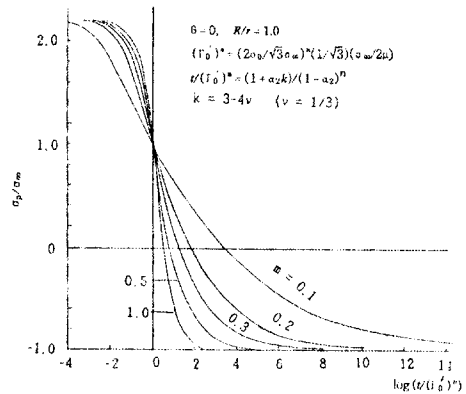


Fig. 10 Hydrostatic Stress Relaxation with Respect to Elapsed Time for Various Strain Rate Exponent(m)(W/O Diffusion)

4. 결론

저수범칙 입자가 탄성기지에 포함되어 있는 복합재료

가 단축응력을 받을 때 입자/기지계면에서 생기는 공동형성에 요구되는 시간을 해석적인 방법을 사용하여 구하였다. Helmholtz 자유에너지는 입자/기지계면에서 응력이 완을 고려한 응력집중에 의한 Energy의 변화, 작용응력에 의한 변화 Energy의 변화, 계면에 축적된 전위에 의한 Energy의 변화를 포함시켰으며 공동형성을 인한 표면 및 계면 Energy의 변화를 모두 포함하였다.

Energy 변화에 대한 이들 항들은 여러 연구자⁽¹²⁾⁽¹³⁾⁽⁸⁾에 의하여 설명되어 있다. 지수법칙 Creep 입자에 의한 계면에서의 응력이완으로서 표시된 Helmholtz 자유에너지 변화는 반지름(r)과 경과시간(t)의 두 개의 독립 변수를 갖는다. ΔG를 극대화시키는 r과 t의 값은 LEE, Y. S⁽¹⁴⁾ 및 Dundurs 및 Mura⁽⁶⁾의 결과를 사용하여 구하였다. 열역학 법칙과 공동형성에 요구되는 속도(Kinetics) 조건을 모두 만족시키는 공동형성에 요구되는 시간을 해석적 방법으로 구하였다.

본 해석을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 공동형성을 위한 가장 열역학적 조건을 만족시키는 α 2의 값은 $\alpha 2=0.2$ 이다. 이 결과는 전위 축적 Energy를 고려하지 않고 체적자유 Energy에 Remote stress에 의한 Strain energy와 Remote stress가 공동체적에 행한 Energy만을 포함시킨 경우이다. 공동형성 속도는 $\alpha 2 \sim 0.2$ 에 해당하는 시간까지의 식(2.2)을 적분한 값을 고려해야 한다. 식(2.2)의 적분은 $\Gamma 0 \sim (0.65 \sim 0.75)$ 에 해당하는 시간까지 계산되었고 그 결과는 식(2.2)의 조건을 만족하지 않음을 알았다. 따라서 Remote stress와 관련된 Strain energy는 공동형성에 영향을 주지 않음을 알 수 있다.
- 2) ΔG가 전위축적으로 인한 Energy를 포함할 때 가장 열역학적 조건을 만족하는 시간은 $C=0$ 이거나 혹은 $\Gamma 0 = \{2/(1+k2)\}^{1/2}$ 일 경우이다. 공동형성(Kinetics of nucleation)이 $\Gamma 0 = \{2/(1+k2)\}^{1/2}$ 에 해당하는 시간까지 식(2.2)를 사용하여 적분하였다. 그 결과 식(2.2)를 만족하지 못하였다. 따라서 열역학적 조건을 만족할지라도 식(2.2)의 Kinetics 조건을 동시에 만족시킬 수 없다. 공동형성은 1년 이내에 기대될 수 없다.
- 3) 항목 1)과 2)는 열역학적 조건을 만족하고 Kinetics 조건을 만족시키지 못한다. ΔG가 감소하는 열역학 조건과 식(2.2)의 Kinetics 조건을 동시에 만족시키기 위하여는 γ^* 가 감소하거나 식(2.2)를 만족할 때까지 γ^* 가 일정치를 t의 증가에 따라 유지하여야 한다. Fig 1에서 보는 것과 같이 t 혹은 $\Gamma 0$ 의 변화에 대한

C의 변화는 열역학 법칙을 위반하지 않는다는 것에 유의하여야 한다. 그러므로 공동형성 직후 바로 성장하지 않으며 이 결론은⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾의 연구자에 의하여 규명된 결과와 일치한다.

- 4) 공동형성으로 인한 재료손상의 최저 온도가 있다.(Fig 2~Fig 4). 즉 공동형성이 불가능한 온도가 있다. 공동형성에 요구되는 시간을 증가시키기 위하여는 적은 입자와 큰 입자/기지의 체적비, 적은 작용응력 그리고 큰 기지의 전단계수가 요구된다. 공동형성시간은 $\sigma 0/\sigma \infty$ 와 온도에 따라 그 시간은 불안정(Instability)을 나타낸다(Fig 2~Fig 4). 적은 Strain rate hardening exponent(m)는 ti를 증가시키나 큰 m에 대하여는 ti가 요구되지 않는다. 공동형성에 요구되는 시간 ti는 국부응력에 의하여 큰 영향을 받으며 Remote stress로 인한 Energysms ti에 영향을 주지 못한다. 국부응력에 첨가하여 ti는 입자크기와 입자/기지 체적비 및 m에 의하여 영향을 받는다.

참고 문헌

1. J.Dundurs and M.Hetenyi, ASME., J.App.Mech., vol.28, p.103, 1961
2. M.Hetenyi and J.Dundurs ASME., J.App.Mech., vol.29, p.362, 1962
3. Ya.E.Geguzin and M.A.Krivoglaz, "Migration of Inclusion in Solids", Consultant Bureau, 1973
4. J.Dundurs and T.Mura, J.Mech.Phys.Solids, vol.12, p.17, 1964.
5. R.C.Koeller and R.Raj, "Diffusional Relaxation of Stress Concentration at Second Phase Particles", Acta Metall, vol.26, p.1551, 1978.
6. T.Mori, M.Okabe and T.Mura, "Diffusional Relaxation of around a Second Phase Particle", Acta Metall., vol.28, p.319, 1980
7. H.Riedel, "Cavity Nucleation at Particles on Slipping Grain Boundaries", Acta Metall., 1984, vol.32, P.313.
8. L.C.Lim, "Cavity Nucleation at High Temperatures Involving Pile-ups of Grain Boundary Dislocations", Acta Metall., 1987, vol.35, NO.7, P.1663.

9. D.Stolovitz, R.Petkovic Luton and M.j.Louton, D.M.Barnett and W.D.Nix, "Diffusionally Modified Dislocation Particle Elastic Interaction", Acta Metall., 1984, vol.32, No.7, P.1079.
10. A.Needleman and H.R.Rice, "Plastic Creep Flow Effects in the Diffusive Cavitation of Grain Boundaries", Acta Metall., 1980, vol.28, 1315
11. Y.S.Lee, T.A.Kozlosky and T.J.Batt, "Effects of Grain Boundary Diffusion and Power Law Creep on Cylindrical cavity Deformation", Acta Metall. Material, 1933, vol.41, No.6, P.1841
12. R.Raj and M.F. Ashby, "Intergranular Fracture at Elevated Temperature", Acta Metall., 1975, vol.23, P.653.
13. R.Raj, "Nucleation of Cavities at Second Phase Particles in Grain Boundaries", Acta Metall., 198, vol.26, P.995.
14. Stress Relaxation in the Interface between Creep Particle and Elastic Matrix Strengthening Mechanism) 국방과학연구소 중간보고서, 1995.
15. J.E.Harris, Trans. Metall. Soc., A.I.M.E., 1959, vol.233, P.1509.
16. Y.Ishida and D.Mclean, Metal Sci. J., 1967, vol.1, P.171.'