

論文

연소기 헤드용 스테인리스강의 저온 변형 거동

이금오*, 류철성*, 최환석*

Low-Temperature Deformation Behavior of a Stainless Steel for the Thrust Chamber Mixing Head

Keum-Oh Lee*, Chul-Sung Ryu* and Hwan-Seok Choi*

ABSTRACT

The predictions of the material behavior for the structural stability of thrust chamber mixing head at very-low temperatures are very important since the head is highly pressurized by the liquid oxygen with very-low temperatures and experiences impact load by the thrust of combustion chamber. The constitutive equation to express tensile deformation behavior of the material at very-low temperature to predict deformation behavior of the mixing head is formulated by composition of thermal component and athermal component based on dislocation energy barrier model suggested by Kocks. Also, increase of thermal stress components by the increase of obstacles at low temperatures is formulated to the equation similar with Ramberg-Osgood equation. The suggested model predicted well the material's behavior at the wide temperature ranges from very-low temperature to ambient temperature.

초 록

연소기 헤드부는 극저온 유체인 액체산소가 고압으로 작동하고, 동시에 연소기의 추력으로 인한 하중을 받기 때문에, 극저온에서의 헤드의 구조 안정성 해석을 위한 재료의 변형 거동 예측은 매우 중요하다. 헤드부의 변형 거동을 예측하기 위해 재료의 저온에서의 인장 변형 거동을 묘사할 수 있는 구성 방정식을 Kocks의 전위 에너지 장벽 모델을 바탕으로 열적 요소와 비열적 요소의 결합으로 구성하였으며, 극저온에서 장애물들의 증가로 인한 응력의 열적 요소의 증가를 묘사하기 위해서, 장애물로 인해 발생하는 응력 요소를 Ramberg-Osgood 형태의 식으로 구성하였다. 본 모델은 극저온과 상온의 넓은 온도 영역에서 재료의 변형 거동을 잘 예측하였다.

Key Words : Energy barrier model(에너지 장벽 모델), Flow stress(유동 응력), Low temperature(저온), Combustion chamber(연소기), Stainless steel(스테인리스강)

1. 서 론

고추력과 낮은 무게의 액체 로켓 엔진은 우주 발사체 개발에 있어서 필수적인 요소이다. 높은

연소 압력을 얻기 위해서 대부분의 액체 로켓 엔진은 연료와 산화제를 가압시킬 수 있는 터보펌프 방식의 엔진을 사용한다[1]. 가스발생기에서 발생하는 고온 고압의 가스는 터보펌프를 구동시키며, 터보펌프는 연소기와 가스발생기에 연료와 산화제를 가압하여 공급한다. 연소기의 헤드부에 공급되는 연료와 산화제는 분사기를 통해 분무되어 챔버부에서 연소되고, 발생하는 추력은 연소

† 2009년 7월 27일 접수 ~ 2009년 10월 27일 심사완료

* 정희원, 한국항공우주연구원 발사체연구본부

교신저자, E-mail : kol@kari.re.kr

대전시 유성구 어은동 45번지

기 헤드부의 김벌(gimbal) 지지부에 전달된다. 이 과정에서 연소기와 가스발생기, 터보펌프는 액체 산소에 의한 극저온(-183°C) 상태뿐만 아니라 연소가스에 의하여 고온의 환경에 노출된다[2-4].

액체로켓 연소기는 크게 헤드부와 챔버부로 구분할 수 있으며, 연소기 헤드부는 추력전달 방식, 산화제 공급 배관 위치, 그리고 점화기 위치 등을 고려해서 설계해야 하며, 무게를 절감할 수 있는 방법 역시 고려해야 한다. 국내에서 개발하는 연소기 헤드부는 무게를 감소시키기 위해서 내압에 구조적으로 가장 안전한 구형의 돔 형태로 설계하였다. 연소기가 작동을 시작하면 액체 산소가 중앙의 산화제 공급배관을 통하여 고압으로 공급되고 인젝터(injector)를 통하여 연소실에 분사된다. 이 때 액체산소는 극저온 상태이기 때문에 연소기 헤드부 돔 구조물은 극저온 상태에서 작동한다.

본 연구에서는 연소기 헤드부 돔 구조물 등에 사용되는 재료 316L 스테인리스강의 저온에서의 하중 및 변형을 해석을 위해 시험을 통해 데이터 베이스를 구축하였으며, Kocks등[5]의 물리학적 이론에 기초한 전위 구성방정식을 통해 재료 모델을 구성하여, 저온 하중 해석에 사용할 수 있게 하였다.



그림 1. 챔버를 이용한 저온 인장 시험 장비

II. 재료 및 시험 방법

2.1 시험 재료

연소기 헤드부에 사용된 재료는 316L 스테인리스강이다. 316L 스테인리스강은 오스테나이트 스테인리스강으로, 높은 내식성과 내구성, 연성 조건을 갖추고 있어 고온 환경이나 저온의 환경에 많이 사용된다. 316L 스테인리스강은 다음과 같은 화학 구성을 가지고 있다 - C: 0.025, Si: 0.59, Mn: 1.07, P: 0.027, S: 0.003, Ni: 10.19, Cr: 16.79, Mo: 2.04, N: 0.033, Co: 0.17, Cu: 0.19, Fe: balance.

시편은 모두 dog-bone 타입으로 제작되었으며, ASTM E606-92를 따라서 직경 6.25mm, 측정 길이(gage length) 32mm의 시편으로 제작되었다. 그립부는 일반 나사식으로 제작되었다.

2.2 시험 방법

재료의 시험은 Instron사의 시험기(그림 1, Instron 4206)를 사용하여 1mm/min의 속도로 상온 인장 시험 및 극저온 인장시험을 수행하였으며, 저온 환경을 유지하기 위해서 액체 질소를 사용하였다. -150°C의 온도까지는 그림 1과 그림 2에서 나타난 챔버(chamber, Instron SFL



그림 2. 저온 챔버 내부의 형상과 변위계(extensometer)의 부착



그림 3. 액체 질소를 이용한 -196°C 인장시험

Bristol 3119-407-222)를 사용하여 온도를 제어하였으며, 극저온의 온도 효과를 위해서 그림 3에서 나타난 것과 같은 액체질소를 그대로 사용하여 -196°C 의 온도 환경을 형성하여 인장 시험을 수행하였다. 재료의 변형률을 측정하기 위해서 그림 2와 같은 변위계(extensometer, Instron 2630-030)를 사용하였으며, 변위계의 안정성을 위해서 -100°C 의 온도까지 변위계를 사용하였고, 그보다 낮은 온도에서는 변위계를 사용하지 않고 시험을 수행하였다. 변위계의 유무의 차이를 측정하기 위해 -100°C 에서는 변위계가 있는 시험과 없는 시험 둘 다를 수행하였으며, 저온에서는 변위계의 안전을 위해 10%의 변형률까지만 인장 시험을 수행하였다.

III. 시험 결과

3.1 인장 시험 결과

그림 4는 316L 스테인리스강의 응력-변형률 곡선을 나타낸다. 그림에서 온도가 낮아질수록 응력이 증가하는 일반적인 경향을 보이며, 변형률이 증가할수록 가공 경화가 진행되는 것들을 관찰할 수 있다. 316L 스테인리스강의 경우 -100°C 이하의 극저온에서의 인장 시험을 수행하였을 때, 변위계를 사용하지 못하고 시험을 수행하였기 때문에 그림부에 위치한 LVDT로 변형률을 측정하였다. 그림 4에서 나타난 바와 같이 초기에 하중이 시편에 가해질 때, 탄성 영역에서 나사로 만들어진 그림부가 하중을 나누어서 받기 때문에 초기 하중 영역의 변형률이 실제 시편의 중심부가 받는 영역보다 더 넓어지게 되어 측정되는 탄성 계수 자체도 매우 낮은 값을 갖게 되

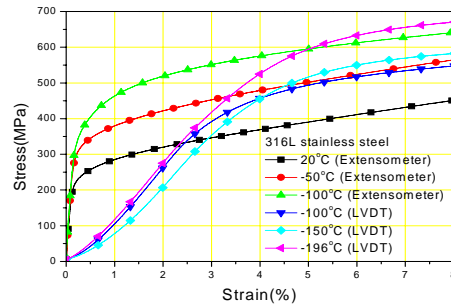


그림 4. 316L 스테인리스강의 인장 변형 거동

고, 선형으로 하중이 증가하는 부위(탄성영역 측정)도 매우 짧게 측정된다.

3.2 변형률 측정 방법에 따른 결과 비교

구조물이 저온에서 하중을 받을 때, 구조물의 정확한 거동을 알기 위해서는 재료가 각각의 온도에서 소성 변형률이 일어났을 때의 경화되는 응력값을 명확히 알아야 온도가 변화하면서 하중이 가해질 때의 재료의 거동을 예측할 수 있다. 재료의 소성 변형이 일어났을 때의 변형률은 전체 변형률에서 탄성 변형으로 발생하였을 때의 변형률을 가지고 측정한다. 즉, 이것은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\begin{aligned}\epsilon_{\text{plastic}} &= \epsilon_{\text{total}} - \epsilon_{\text{elastic}} \\ &= \epsilon_{\text{total}} - \frac{\sigma}{E}\end{aligned}\quad (1)$$

여기에서, $\epsilon_{\text{elastic}}$, $\epsilon_{\text{plastic}}$, ϵ_{total} 은 각각 탄성 변형률, 소성 변형률, 총 변형률이며, E 는 탄성 계수이다. 따라서, 전위(dislocation)의 이동과 적층(pile-up) 등에 의해서 발생하는 응력인 유동 응력(flow stress)은 각각의 소성 변형률에서 발생하는 응력으로 측정될 수 있다. 즉, 0.2% 유동 응력은 0.2% 오프셋 항복강도(offset yield strength)와 일치하는 값을 갖는다. 표 1은 316L 스테인리스강의 유동 응력을 나타내고 있다. LVDT로 측정된 유동 응력(-196°C ~ -100°C)은 탄성 영역에서 측정되는 직선부위를 오프셋(offset)하여 측정하였기 때문에, 변형률 자체가 정확하지 않아, 실제 변위계로 측정된 값보다는 정확도가 떨어진다. 표 1에서 -100°C 에서 LVDT로 측정된 유동 응력과 변위계로 측정된 유동 응력을 비교하면 다음과 같다. 약 0.2%의 유동 응력은 각각 389MPa, 387MPa으로 거의 같은 값을 갖는다.

표 1. 316L 스테인리스강의 온도별 유동응력

측정 방법	시험 온도 (°C)	유동 응력(flow stress)				
		0.1% (MPa)	0.2% (MPa)	0.4% (MPa)	0.8% (MPa)	1.6% (MPa)
LVDT	-196	400	448	510	572.3	624.6
		410.1	456	514.2	574.5	624.5
	-150	378.2	413	458.1	503.3	544.8
		393.8	430	472.2	515.9	550.1
	-100	363.8	389	420.2	456.2	494
		358.6	387	423.8	467.4	514
Extensometer	-50	311.3	330	351.9	379.5	415.2
	20	223.5	240.1	258.7	282.3	312.7
		227.7	246.7	266.5	290.4	320.1

그리고 약간 낮은 0.1%에서의 유동 응력은 LVDT값이 약간 과대 측정되었으며, 0.2%보다 큰 변형률에서의 유동 응력은 실제 측정값보다 약간 과소 측정된다. 그러나 그 차이는 1.6%의 소성 변형률에서 20MPa(514-494MPa) 정도로 약 4%의 차이를 가지고 있기 때문에 실제로 극저온에서 LVDT로 측정된 유동 응력을 사용하더라도 연소기 헤드부와 같은 적은 소성 변형률만 발생하도록 설계한 구조물에서는 그 정확도에 큰 차이가 없는 것으로 여겨진다.

IV. 구성 방정식 모델링

4.1 유동 응력(flow stress)의 구성

연소기 헤드부에서의 온도 변화와 압력 및 연소로 인한 하중 증가에 따른 재료의 변형 거동을 예측하기 위해서 적절한 구성 방정식모델을 찾는 것이 필요하다. Kocks 등[5]이 제시한 전위 에너지 장벽 모델에 근거하고, 시험 결과를 통해서 물리적인 것에 기반을 둔 모델이 Nemat-Nasser와 Issac[6]과 Nemat-Nasser와 Guo[7]에 의해서 개발되었다. 하지만, 대부분 상온에서 고온의 영역의 재료 거동에 많이 국한되어 있으며 저온에서의 재료의 거동을 관찰한 것은 그렇게 많지 않다. 본 연구에서는 Nemat-Nasser와 다른 연구자들이 제안한 구성 방정식을 바탕으로 스테인리스강의 재료 모델을 구성하였다.

확산과 크리프가 중요하지 않는 범위 내에서 재료의 변형은 전위의 움직임에 의해 영향을 받는다. 많은 재료에 대해서 이것은 유동 응력

(flow stress)으로 가정할 수 있으며, 이것은 두 개의 응력항으로 구성되어 있다. 하나는 Peierls stress가 포함된 열적으로 활성화된 전위의 영향으로 나타난 것이며, 이것은 공격자점(vacancy)등으로 대표되는 점 결함(point defect)으로 나타난 것이다. 또 하나는 변형 미끄럼 면, 합금 원소와 고용 원자(침입형 또는 치환형)등을 통과하는 전위의 영향이다. 첫 번째 항을 τ^* 라고 표시하기로 하면, 다른 항은 비열적 요소(athermal component)인 τ_a 라고 나타낼 수 있으며, 이것은 넓은 범위에서 전위에 미치는 영향들, 또는 결정 입계(grain boundary)에서 미치는 영향들을 나타낸다. 316L 스테인리스강은 저온에서 동적 변형 시효(dynamic strain aging), 취화(embrittlement), 크리프(creep) 등이 발생하지 않기 때문에, 다음과 같이 열적 요소와 비열적 요소의 합으로 표현할 수 있다. 따라서, 다음과 같은 형태로 유동 응력을 구성할 수 있다.

$$\tau = \tau^* + \tau_a \tag{2}$$

4.2 비열적 응력(athermal stress) 요소

비열적 요소인 τ_a 의 경우, 변형 응력은 변형률 속도 $\dot{\gamma}$ 에 독립적이다. τ_a 의 온도에 대한 영향은 오직 탄성 계수, 특별히 전단 탄성 계수 $\mu(T)$ 에만 의존하게 된다. τ_a 는 재료의 전위 밀도, 결정의 크기, 점 결점이나 다른 고용 원자들과 같은 재료의 미시 구조에 영향을 받는다. 선형 탄성론에 근거할 때, τ_a 는 $\mu(T)$ 에 비례하게 된다. 따라서,

$$\tau_a = f(\rho, d_G, \dots)\mu(T)/\mu_0 \tag{3}$$

로 나타낼 수 있으며, 여기서 ρ 는 평균 전위 밀도, d_G 는 평균 결정 크기이며, 다른 영향들로서는 다른 불순물 입자들에 의한 영향을 생각해 볼 수 있다. μ_0 는 전단 탄성 계수의 기준 값이다. 대부분의 경우에 있어서 변형률 γ 는 단순히 증가하며, 힘의 진로를 결정하게 된다. Nemat-Nasser와 Guo[7]는 이러한 파라미터를 전위 밀도의 변화와 평균 입계 크기, 다른 파라미터들을 표현하는 힘 파라미터(load parameter)로 나타내었다. 이것은 Ramberg-Osgood 식과 같은 지수형 방정식으로 근사화 시킬 수 있다.

$$\tau_a = \tau_a^0 \gamma^n \tag{4}$$

여기에서 τ_a^0 와 n 은 자유 파라미터(free parameter)로서 시험을 통해서 결정할 수 있다. 일반적으로 유효 소성 변형률인 γ 나 어떤 소성 변형률 요소가 미세구조를 일반적으로 표현하지 못하기 때문에 γ 는 단순히 힘 파라미터로 사용될 수 밖에 없다. 식 (4)에서 비열응력에 구성 방정식 파라미터를 나타내고자 할 때, 온도에 따른 변형응력의 변화를 그림 4와 5와 같이 관찰할 수 있다. Nemat-Nasser와 Issac[6]은 어떠한 온도에서는 온도에 관계없이 유동 응력이 독립적으로 되는 임계 온도가 있는데, $10^{-3}/s$ 의 변형률 속도에서는 430K이며, $5000/s$ 에서는 1000K으로 관찰하였다. 본 연구에서는 평균 변형률 속도 $10^{-3}/s$ 에서, 임계 온도는 316L 스테인리스강에서 400K으로 가정하였다. 따라서 파라미터 τ_a^0 와 n 은 표 2와 같이 계산된다.

4.3 열적 응력(thermal stress) 요소

Kocks 등[5]은 전위가 어느 방향으로 분해 전단 응력(resolved shear stress) τ^* 를 받으면서 미끄러지는 운동을 할 때, Gibbs 자유 에너지의 차이인 ΔG 와 τ^* 의 관계에 대해서 제안하였다. 여기에서 전위 선(line)은 단위 길이당 τ^*b 의 힘을 받게 된다. 또한 방해물(obstacle)이 이와 같은 전위선에 위치해 있는 간격을 l 이라고 가정하면, 방해물당 선에 가해 주어야 하는 전방 힘은 τ^*bl 이다. 장벽(barrier)를 넘기 위해서는 활성화되는 Gibbs 자유 에너지가 필요하다. 온도 T 에서 열적 변동에 의해 발생하는 에너지 ΔG 는 전위에 마주치는 장벽이 발생할 확률로서 표현될 수 있다. 따라서,

$$\Delta G = G_0 [1 - (\tau^*/\hat{\tau})^p]^q \tag{5}$$

$$G_0 = \hat{\tau}bl = \hat{\tau}V^* \tag{6}$$

여기에서 $0 < p \leq 1$ 이고, $1 \leq q \leq 2$ 이며, 이것은 짧은 범위의 장벽의 형태를 정의내리고 있다. $\hat{\tau}$ 는 장벽을 전위가 열적 활성화의 도움 없이 넘을 수 있는 전단 응력을 가리킨다. 즉 이것은 0K에서의 열적 응력이다. G_0 는 전위가 열적 활성화에 의해서 장애물을 극복할 수 있도록 필요한 자유 에너지이다. b 는 Burgers vector의 크기이며, λ 는 평균 유효 장애물 폭이다. 또한 V^* 는 활성화 부피(activation volume)이다.

소성 변형률 속도는 $\dot{\gamma} = b\rho_m \bar{v} = \bar{b}\rho_m \dot{f}_0 \exp(-\Delta G/kT)$ 로 정의되며, 여기에서 \bar{v}

는 전위가 장애물을 극복할 때 시도하는 주파수 f_0 에서의 평균 속도를 의미하며, k 는 볼츠만 상수(Boltzmann constant)를 의미한다. 식 (5)와(6)에서,

$$\tau^* = \hat{\tau} \left[1 - \left(\frac{kT}{G_0} \ln \frac{\dot{\gamma}}{\gamma_r} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (T \leq T_c) \tag{7}$$

$$T_c = \left(- \frac{k}{G_0} \ln \frac{\dot{\gamma}}{\gamma_r} \right)^{-1} \tag{8}$$

식 (7)에서 파라미터 p 와 q 는 각각 전위의 움직임에 대해서 짧은 범위의 에너지 장벽의 프로파일을 가리킨다. Ono[8]와 Kocks 등[5]은 $p=2/3$, $q=2$ 를 많은 금속에 대해서 제안하였다. Nemat-Nasser 등[6,7]은 이 상수에 대해서 많은 금속이 만족하고 있음을 보였다.

정확한 모델을 완성하기 위해서는 고온에서 시험한 인장 데이터도 필요하다. 하지만 본 연구에서는 저온 상태에서의 거동만이 해석에 중요하기 때문에 고온 데이터는 다른 연구자의 연구 데이터를 참조하였다[9,10].

고온의 재료 거동도 해석에 포함시키기 위해 Hong과 Lee[9,10]의 17% 냉간 가공된 316L 스테인리스강의 데이터를 참조하였다. 표 2는 17% 냉간 가공된 316L 스테인리스강의 유동 응력을 나타내고 있다. 이 데이터를 현재 냉간 가공되지 않은 316L 스테인리스강에 적용하기 위해서 두 재료 간의 상온에서의 유동 응력을 비교해서 냉간 가공으로 인한 응력의 평균적인 증가 차이만

표 2. 17% 냉간 가공된 316L 스테인리스강의 온도별 유동 응력

시험 온도 (°C)	유동 응력(flow stress)				
	0.1% (MPa)	0.2% (MPa)	0.4% (MPa)	0.8% (MPa)	1.6% (MPa)
20	432	494	546	575	593
200	375	427	469	496	512
300	378	410	453	476	491
400	368	400	432	454	473
450	368	397	422	439	459
500	360	386	409	425	444
550	346	370	393	410	428
600	325	349	370	389	403
650	296	317	333	350	369
700	269	290	308	321	334

큼 빠져 입력하였다. 그림 5에서는 연소기 헤드용 316L 스테인리스강과 문헌의 데이터에서 보정한 316L 스테인리스강의 유동 응력을 나타내었다. 각각 저온과 고온의 온도 분포에서 유동 응력을 나타내고 있다. 온도가 높아질수록 저온에서 급격하게 유동 응력이 낮아지다가 500K 이상에서 완만해 지는 것들을 알 수 있다. 그리고 700K 이상에서는 다시 응력이 낮아지는 것들이 관찰된다. 이것은 온도에 따른 동적 변형 시효(dynamic strain aging)나 공공의 이동에 따른 전위의 상승(climb) 효과로 인하여 온도에 따라 응력의 변화가 관찰된다[9,10].

그림 6은 400K의 온도를 기준으로 유동 응력의 비열적 요소를 제외한 데이터를 나타내고 있다. 고온에서는 0.2% 유동 응력에서 1.6%의 유동 응력의 열적 요소가 거의 같아서 점들이 일치하는 것들을 관찰할 수 있다. 하지만, 저온에서는 저온으로 갈수록 열적인 요소에 약간의 변형률에 의존하는 요소들이 존재하는 것들이 나타난다.

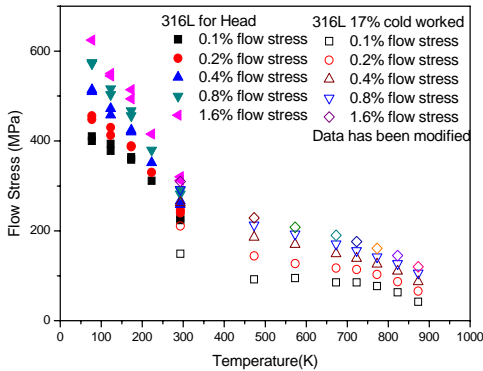


그림 5. 온도에 따른 316L 스테인리스강의 유동응력의 변화

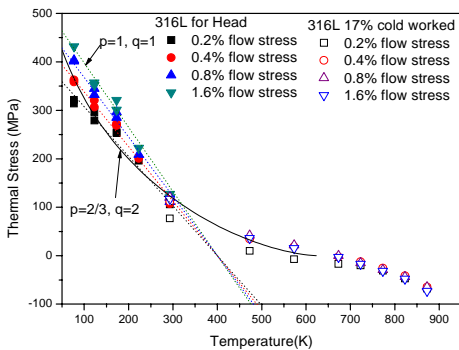


그림 6. 온도에 따른 유동 응력의 열적 요소의 변화

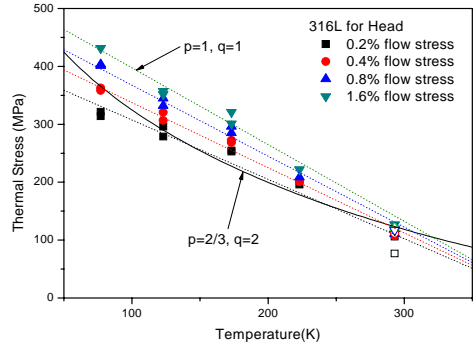


그림 7. 316L 스테인리스강의 온도에 따른 유동 응력의 열적 요소의 변화

그림 7은 그림 6에서 저온 부분을 확대한 것을 나타내고 있다. 온도가 극저온에 이르렀을 때 변형률이 증가하면서 유동 응력의 열적 요소 부분도 증가하는 것들을 발견할 수 있다. 이는 재료의 온도가 낮아질수록 숲 전위(forest dislocation)의 밀도가 높아지고, 공격자점(vacancy)이나 장애물(obstacle)들의 움직임이 둔해져서 전위를 방해하는 인자의 밀도가 높아지게 되고, 따라서 전위의 에너지 G_0 가 상수가 아닌 변형률에 따라서 증가하게 된다. 따라서 $\hat{\tau}$ 은 변형률의 함수로 나타낼 수 있으며 이것은 식 (4)와 같은 형태의 식으로 표현할 수 있다.

$$\hat{\tau} = \hat{\tau}_0 \gamma^{n'} \quad (9)$$

식 (4)와 마찬가지로, $\hat{\tau}_0$ 과 n' 은 자유 파라미터(free parameter)로서 시험 데이터를 통해서 결정할 수 있다.

따라서, 식 (7)~(9)의 결과로서 316L 스테인리스강의 저온 변형 거동은 다음과 같은 구성방정식으로 표현할 수 있다.

$$\tau^* = \hat{\tau}_0 \gamma^{n'} \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (T \leq T_c) \quad (10)$$

표 3. 제안된 모델의 재료 상수

Athermal Component		Thermal Component	
τ_a^0 (MPa)	398.1	$\hat{\tau}_0$ (MPa)	885.1
n	0.175	n'	0.123
		p	1
		q	1
		T_c (K)	400

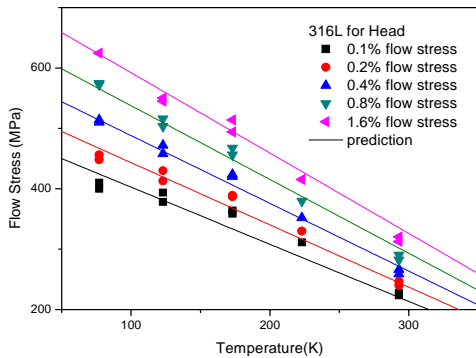


그림 8. 316L 스테인리스강의 유동 응력과 모델에 의해 예측된 유동응력-온도 곡선

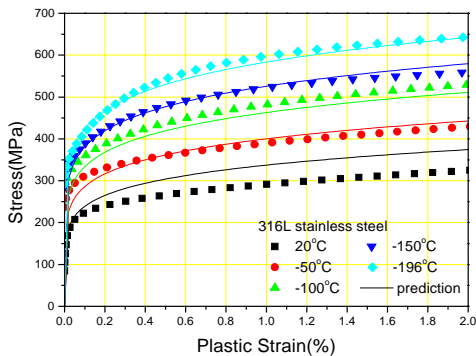


그림 9. 제안된 모델을 사용한 인장 곡선의 예측

위에서 언급한 이론 및 실험의 결과, 연소기 헤드로 사용되는 316L 스테인리스강의 열적 응력 요소와 비열적 응력 요소의 재료 상수는 표 3에 정리되어 있다. 316L 스테인리스강은 그림 6, 그림 7과 같이 저온에서 온도에 따라 열적 응력 요소가 선형의 관계를 갖고 있었기 때문에, p 와 q 값은 1을 사용하였다. 표 3의 재료 상수를 가지고 316L 스테인리스강의 재료 변형 거동을 그림 8과 그림 9와 같이 예측하였다. 그림 8은 유동 응력의 온도에 따른 변화를 나타내주고 있으며, 그림 9는 소성 변형률-응력 곡선에서 316L 스테인리스강의 인장 거동을 예측한 그림이다. 그림 8에서 0.1, 0.2, 0.4, 0.8, 1.6%에서 측정된 유동 응력과 모델에 의해 예측된 유동 응력은 평균적으로 9.4%의 차이로 잘 예측하는 것을 관찰할 수 있었으며, 그림 9에서는 상온을 제외한 다른 모든 구간에서 8% 이하의 에러율로서 넓은 범위내의 저온에서 유동 곡선이 잘 예측되는 것을 관찰할

수 있었다. 상온에서는 에러율의 최대값이 약 21~25% 정도로서 약간 큰 에러의 차이를 보였다. 이와 같이 본 논문에서 제안한 구성 방정식은 저온에서 재료의 거동을 잘 예측하고 있었으며, T_c 의 온도 이하에서는 외삽(extrapolation)도 가능한 것으로 여겨진다.

III. 결 론

극저온 환경에 놓여있는 연소기 헤드부의 변형 거동을 예측하기 위해 재료의 저온에서의 인장 변형 거동을 묘사할 수 있는 구성 방정식을 Kocks의 재료 모델을 근거로 열적 요소와 비열적 요소로 나누어 구성하였다. 극저온에서 장애물들의 증가로 인한 유동 응력의 열적 요소의 응력 증가를 묘사하기 위해서, 장애물로 인해 발생하는 응력 요소를 Ramberg-Osgood 형태의 식으로 치환하였다. 제안한 모델은 316L 스테인리스강의 극저온과 상온의 넓은 온도 영역에서 재료의 변형 거동을 잘 예측하는 것으로 나타났다.

후 기

본 연구는 교육과학기술부 특장연구개발사업인 "소형위성 발사체(KSLV-I) 개발사업"의 연구 결과 중 일부입니다.

참고문헌

- 1) Lee, K.O., Bae, K.H. and Lee, S.B., "Comparison of Prediction Methods for Low-Cycle Fatigue of HIP Superalloys at Elevated Temperatures for Turbopump Reliability", Material Science and Engineering A., 2009, Article in Press.
- 2) 류철성, 최환석, 이동주, "액체로켓 연소기 재생냉각 챔버 구조설계", 한국항공우주학회지, 33권 12호, 2005, pp. 109~116.
- 3) 류철성, 안규복, 서성현, 최환석, "75톤 가스 발생기 헤드부의 구조설계", 한국항공우주학회 추계 학술 발표회, 라마다 플라자 호텔, 제주, 2008, pp. 359~362.
- 4) 류철성, 김홍집, 최환석, "재생냉각형 가스 발생기 챔버 구조해석", 대한기계학회논문집 A, 31권 10호, 2007, pp. 1046~1052.
- 5) Kocks, U.F., Argon, A.S. and Ashby, M.F. "Thermodynamics and kinetics of slip", Prog. Mater. Sci., Vol. 19, 1975, pp. 1~271.

6) Nemat-Nasser, S. and Isaacs, J.B. "Direct measurement of isothermal flow stress of metals at elevated temperatures and high strain rates with application to Ta and Ta-W alloys", *Acta mater.*, Vol. 45(3), 1997, pp. 907~919.

7) Nemat-Nasser, S. and Guo, W-G. "Thermomechanical response of DH-36 structural steel over a wide range of strain rates and temperatures", *Mechanics of materials*, Vol. 35, 2003, pp. 1023~1047.

8) Ono, K. "Temperature dependence of

dispersed barrier hardening", *J. Appl. Phys.* Vol. 39, 1968, pp. 1803~1806.

9) Hong, S.G. and Lee, S.B., "Dynamic strain aging under tensile and LCF loading conditions, and their comparison in cold worked 316L stainless steel", *J. of Nuclear Mater.*, Vol. 328, 2004, pp. 232~242.

10) Hong, S.G. and Lee, S.B., "Mechanism of dynamic strain aging and characterization of its effect on the low-cycle fatigue behavior in type 316L stainless steel", *J. of Nuclear Mater.*, Vol. 340, 2005, pp. 307~314.