

Research Paper

DOI: <http://dx.doi.org/10.6108/KSPE.2016.20.5.051>

STS 321 스테인리스강의 고온 변형 거동

이금오^{a,*} · 유철성^a · 허성찬^a · 최환석^a

High-Temperature Deformation Behavior of a STS 321 Stainless Steel

Keumoh Lee^{a,*} · Chulsung Ryu^a · Seongchan Heo^a · Hwanseok Choi^a

^aCombustion Chamber Team, Rocket Engine Development Office, Korea Aerospace Research Institute, Korea

*Corresponding author. E-mail: kol@kari.re.kr

ABSTRACT

STS 321 stainless steel is generally used for a material of high-temperature and high-pressure system including liquid rocket engine. The constitutive equation for flow stress has been suggested using thermal stress component and athermal stress component based on Kocks dislocation barrier model to predict 321 stainless steel's deformation behavior at elevated temperature. The suggested model predicted well the material deformation behaviors of 321 stainless steel at the wide temperature range from room temperature to 500°C.

초 록

STS 321 스테인리스강은 액체 로켓 엔진을 비롯한 고온 고압의 시스템의 재료로서 많이 사용된다. 321 스테인리스강의 고온에서의 변형 거동을 예측하기 위해 Kocks의 전위 장벽 모델을 근거로 유동 응력에 대한 구성 방정식을 열적 응력 요소와 비열적 응력 요소를 사용하여 제안하였다. 제안한 모델은 321 스테인리스강의 상온부터 500°C의 넓은 온도 영역에서 재료의 변형 거동들을 잘 예측하였다.

Key Words: Energy Barrier Model(에너지 장벽 모델), Flow Stress(유동 응력), High Temperature(고온), Combustion Chamber(연소기), Stainless Steel(스테인리스강)

1. 서 론

높은 추력과 낮은 무게의 액체 로켓 엔진의 개발은 성능 높은 발사체를 개발하는데 있어서 필수적인 요소이다[1]. 가스발생기와 터보펌프 방식을 사용한 액체 로켓 엔진은 가스발생기에서 발생하는 고온 고압의 가스로 터보펌프의 터빈을 구동시킨다. 터보펌프에서 공급된 연료와 산화제는 연소기 챔버부에서 고온 고압의 가스

Received 20 December 2015 / Revised 9 September 2016 / Accepted 13 September 2016
Copyright © The Korean Society of Propulsion Engineers
pISSN 1226-6027 / eISSN 2288-4548

[이 논문은 한국추진공학회 2015년도 추계학술대회(2015. 11. 25-27, 경주 현대호텔) 발표논문을 심사하여 수정·보완한 것임.]

Table 1. Chemical composition of high temperature stainless steels, wt%(standard).

Type	C, max	Si, max	Mn, max	P, max	S, max	Ni	Cr	N, max	Others
321	0.08	1.00	2.00	0.045	0.03	9.0-12.0	17.0-19.0	0.10	Ti; 5×%(C+N) min, 0.7% max
316L	0.03	1.00	2.00	0.045	0.03	10.0-14.0	16.0-18.0	-	Mo; 2.00-3.00%
347	0.08	1.00	2.00	0.045	0.03	9.0-13.0	17.0-19.0	-	Nb, 10×%C min

로 연소하면서 연소기는 극저온 산화제에 의한 극저온의 온도와 연소가스에 의하여 고온의 환경에 동시에 노출된다. 따라서 엔진을 구성하는 대표적인 서브시스템인 연소기[2], 터보펌프[3], 가스발생기[4]는 모두 극저온 환경과 고온의 환경 상태에서 가압환경에 놓이게 된다. 고온에서도 그 기계적 강도가 매우 높아 많이 사용되는 니켈 기반의 초합금(Ni-based superalloy)들도 액체 로켓 엔진에 많이 사용되지만[1], 가공상의 어려움과 높은 가격, 용접성, 열처리 문제 등으로 인하여 오스테나이트 계열의 스테인리스강(austenitic stainless steel)도 많이 사용된다.

STS 321 오스테나이트 스테인리스강은 316L, 347, 348 오스테나이트 스테인리스강들과 함께 액체로켓 연소기나 가스발생기 내피, 원자력 발전소의 고온 배관, 고온 압력용기(pressure vessel)들[5], 디젤엔진의 고온 배기 시스템[6] 등에 사용되는 스테인리스강이다. 321 스테인리스강은 Table 1과 같은 화학조성을 가지고 있으며, 316L 스테인리스강이 몰리브덴(Mo), 347 스테인리스강이 니오븀(Nb)을 함유한 것과 비교하여 티타늄(Ti)을 일부 함유하고 있다. 이로 인해 321 스테인리스강은 티타늄의 첨가에 의하여 크롬 카바이드의 형성을 억제하고 안정적인 성질을 가지게 된다. 321 스테인리스강은 304와 304L 스테인리스강에 비해 고온에서 입내부식 환경이 높은 환경 가운데 노출될 때 높은 크리프 저항성을 가지고 있다. 일반적으로 304, 304L 스테인리스강이 426℃ 정도의 환경까지 사용할 수 있는 반면에, 321 스테인리스강은 427℃에서 816℃의 크롬 카바이드(chromium carbide)의 석출로 인해 발생하는 입내 부식(intergranular corrosion) 저항성이 매우 좋아 최대 816℃까지 사용 가능하다[5].

오스테나이트계 스테인리스강에 대한 고온 변형 거동에 대하여 다양한 연구자들이 분석을 수행하였다[7-10]. Poliak과 Jonas[7]는 321 스테인리스강의 고온 유동 선도(flow curve)에서 동적 재결정(dynamic recrystallization)이 발생하여 응력의 피크점이 발생한다고 하였으며, Samantaray 등[8,9]은 Zerilli-Armstrong 모델을 수정하여 고온에서 오스테나이트 스테인리스강의 압축 거동을 설명하였다. Gupta 등[10]은 316 스테인리스강의 고온 변형 거동에 대해 Artificial Neural Network 모델을 제안하였다. 304나 316 스테인리스강에 비해 321 스테인리스강의 고온 변형에 대한 연구는 많이 이루어지지 않았다.

본 연구에서는 STS 321 스테인리스강의 고온에서의 하중 및 변형을 해석을 위해 인장 시험을 통해 온도에 따른 유동 응력에 대한 데이터 베이스를 구축하였으며, Kocks등[11]의 물리학적 이론에 기초한 전위 구성 방정식(dislocation based constitutive equation)을 통해 재료 모델을 구성하여, 고온 열적-기계적 하중 및 변형을 해석에 사용할 수 있게 하였다.

2. 재료 및 시험 방법

2.1 시험 재료

본 시험에서 사용한 STS 321 스테인리스강은 연소기 확대노즐부나 가스발생기 내피의 소재로 사용할 수 있는지 확인을 위하여 직경이 100 mm 정도의 환봉형 재료에서 축방향으로 와이어 절단(wire cutting)된 소재이다. 시편은 모두 dog-bone 타입으로 제작된 풀림처리된(annealed) 스테인리스강이며, ASTM E606-92를



Fig. 1 Hydraulic high temperature tensile test system (MTS).



Fig. 2 High temperature chamber and extensometer of tensile test system.

따라서 직경 6.25 mm, 측정 길이(gage length) 32 mm의 시편으로 제작되었다. 그립부는 일반 나사식으로 제작되었다.

2.2 시험 방법

재료의 시험은 MTS사의 시험기(Fig. 1)를 사용하여 1 mm/min의 속도로 상온 인장 시험 및 고온 인장시험을 수행하였으며, 고온 환경을 유지하기 위해서 Fig. 1과 같은 소형 챔버를 사용하였다. 시험이 끝난 후 파괴된 인장 시편의 모습 Fig. 2에 나타나 있다. Fig. 2에서 또한 볼 수 있는바와 같이 온도 제어를 위해서 열전대(thermocouple)를 시편에 점용접(spot welding)하여 사용하였으며, 시험시간동안 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 내외로 온도 제어를 수행하였다. 재료의 인장시험 동안의 변형률을 측정하기 위해서 고온용 신장계(extensometer)를 사용하였다. 상온에서 700°C 까지의 온도에서 고온 인장시험을 수행하였으며, 각각의 온도에서 시험 시편을 3개씩 사용하여 시험을 수행하였다.

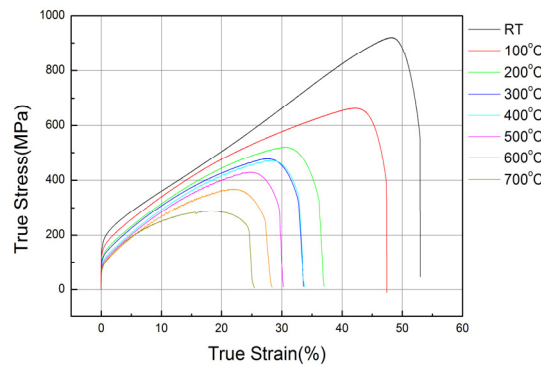


Fig. 3 True stress-strain curves of STS 321 stainless steel at various temperatures.

3. 시험 결과

3.1 인장 시험 결과

Fig. 3은 321 스테인리스강의 응력-변형률 곡선을 나타낸다(각 온도 당 3개의 시편 중 중간곡선). 그림에서 온도가 높아질수록 응력이 감소하

는 일반적인 경향을 보이며, 변형률이 증가할수록 가공 경화(work hardening)가 급격하게 진행되는 것들을 관찰할 수 있다. 온도가 증가할수록 항복응력이 줄어드는 것들을 관찰할 수 있으며, 인장강도(ultimate tensile strength)와 연신을 또한 온도가 높아지면서 감소하는 경향을 보이는 것들을 알 수 있다. 신장계로 측정된 연신율은 상온에서 평균 53.9%, 700°C의 고온에서 25.1% 정도로 일반적인 강에 비해 매우 높은 편이며, 항복강도는 상온에서 평균 168.6 MPa, 700°C의 고온에서 86.9 MPa 정도로 상온의 항복강도는 일반적인 강에 비해 매우 낮으나 700°C의 고온에서 항복강도는 상온의 절반정도에 해당하는 값으로서 그리 낮은 수준은 아님을 확인할 수 있다. 상온에서 항복강도는 168.6 MPa인데 반해 상온 진 인장강도(true ultimate tensile strength)는 평균 927.4 MPa로서 거의 6배의 가공 경화가 발생하는 것들을 알 수 있다.

3.2 세레이션 항복

Fig. 4는 Fig. 3의 그래프를 6%의 변형률 내에서 확대한 것이다. 상온에서 고온으로 갈수록 응력은 감소하고 있는 경향들을 발견할 수 있다. 다만, 700°C에서의 응력이 600°C에서의 응력보다 약간 높은 경향성을 가지고 있는 것들을 알 수 있다. 이는 거시적인 소성 응력을 미시적으로 표현한 유동 응력의 변화에서도 발견할 수 있는데 (Fig. 5, Table 2), 600°C에서의 유동 응력은 1.6% 내에서 700°C에서의 유동응력보다 낮은 것을 알 수 있으며, 700°C, 0.1%의 유동 응력인 79.2 MPa은 500°C에서의 유동 응력 77.3 MPa보다 오히려 높은 것들도 발견할 수 있다. 또한 600°C와 700°C에서는 세레이션(serration)이 관찰된다(Fig. 4). 세레이션은 하중의 반복적이고 시스템적인 떨림으로서 소성 변형동안의 응력-변형률 선도에서 하중이 갑자기 떨어지는 현상을 말한다[12]. 오스테나이트계 스테인리스강에서는 세레이션 항복은 용질 원자와 이동 전위간의 상호 작용에 의한 동적 변형 시효(dynamic strain aging)에 의하여 발생하는 것으로 널리 인정되고 있다 [13]. 316 스테인리스강에서 동적 변형 시효를

발생시키는 원소에 대한 Mannan 등[14]의 연구 결과에 의하면, 350°C 이하의 저온에서는 침입형 원소(탄소 및 질소)의 확산 속도가 빠르기 때문에 전위와 분위기를 형성하여 전위를 고착하기 쉽고, 고온이 되면 전위 주위의 원소들이 확산되어 나가기 때문에 그 영향이 급격히 감소하게 된다. 대신에 고온(400 ~ 650°C)에서는 변형에 의해서 형성된 공공(vacancy)이 크롬의 확산을 도와주기 때문에 공공과 치환된 크롬이 전위 주위에 분위기를 형성하여 전위를 고착시키고 이로 인해서 동적 변형 시효가 일어난다고 하였다.

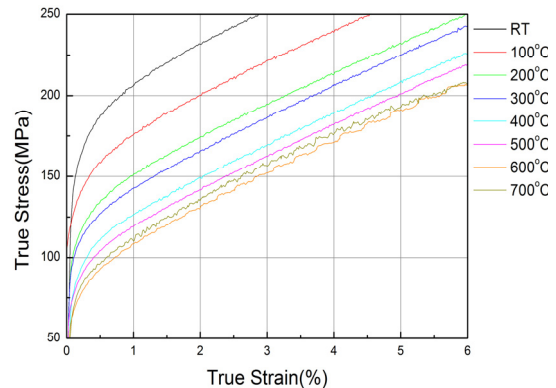


Fig. 4 Striations observed on STS 321 stainless steel at 600 and 700°C.

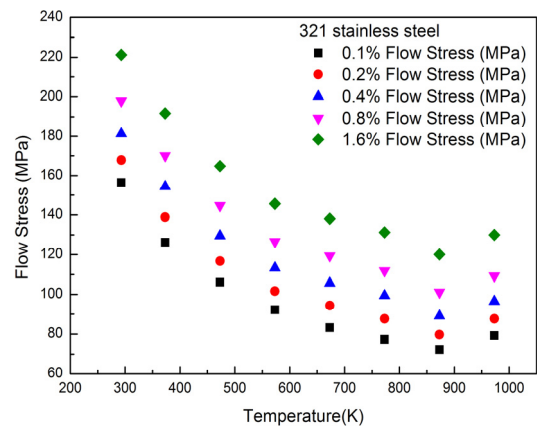


Fig. 5 Variations of flow stress of 321 stainless steel with temperature.

Table 2. Flow stresses of 321 stainless steel with temperature.

Temperature (°C)	Flow Stress				
	0.1% (MPa)	0.2% (MPa)	0.4% (MPa)	0.8% (MPa)	1.6% (MPa)
20	156	168	181	198	221
100	126	139	154	170	192
200	106	117	130	145	165
300	92.2	102	113	127	146
400	83.2	94.4	106	119	138
500	77.3	87.7	99.4	112	131
600	72.3	79.7	89.1	101	120
700	79.2	87.6	96.5	109	130

STS 321 스테인리스강에서 주로 발생한 세레이션은 316L 스테인리스강에서 발생하는 세레이션[15, 16]과 비슷한 범위 (550 ~ 700°C)에서 발생하였으며, 치환된 크롬 원자의 확산에 의하여 동적 변형 시효가 발생한 것으로 사료된다.

4. 구성 방정식 모델링

4.1 유동 응력(flow stress)의 구성

연소기나 가스발생기와 같이 고온에서 온도 변화와 압력 및 연소로 인한 하중 증가에 따른 재료의 변형 거동을 예측하기 위해서 적절한 구성 방정식 모델을 찾는 것이 필요하다. 전위 에너지 장벽 모델(dislocation energy barrier model)을 Kocks 등[11]이 처음 제시한 이래, 시험 결과를 통해서 물리적인 것에 기반을 둔 모델들이 Nemat-Nasser 연구팀[17,18]에 의해서 개발되었다. 본 연구에서는 Nemat-Nasser와 다른 연구자들이 제안한 구성 방정식을 바탕으로 321 스테인리스강의 재료 모델을 구성하였다.

확산과 크리프가 중요하지 않는 범위 내에서 재료의 변형은 전위의 움직임에 의해 대부분의 영향을 받는다. 많은 재료에 대해서 이것은 소성 변형을 일으키는 유동 응력(flow stress)으로 가정할 수 있으며, 이것은 두 개의 응력 항으로 구성되어 있다고 가정한다. 하나는 Peierls stress가

포함된 열적으로 활성화된 전위의 영향으로 나타난 것이며, 이것은 공공(vacancy)등으로 대표되는 점 결함(point defect)으로 인해 발생한 것이다. 또 하나는 변형 미끄럼 면(deformation slip plane), 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 영향으로 나타난다. 321 스테인리스강은 고온에서 동적 변형 시효(dynamic strain aging), 크리프(creep) 등이 발생하지만, 이 요소들을 제외하면, 다음과 같이 열적 요소와 비열적 요소의 합으로 표현할 수 있다. 따라서, Eq. 1과 같은 형태로 유동 응력을 구성할 수 있다.

$$\tau = \tau^* + \tau_a \quad (1)$$

4.2 비열적 응력(athermal stress) 요소

비열적 응력 요소인 τ_a 의 경우, 변형 응력은 변형률 속도 $\dot{\gamma}$ 에 대해서 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,

$$\tau_a = f(\rho, d_G, \dots)\mu(T)/\mu_0 \quad (2)$$

로 나타낼 수 있으며, 여기서 ρ 는 평균 전위 밀도, d_G 는 평균 결정 크기이며, 다른 영향들로서는 다른 불순물 입자들에 의한 영향을 생각할 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[18]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.

$$\tau_a = \tau_a^0 \gamma^n \quad (3)$$

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. Nemat-Nasser와 Issac[17]은 어떠한 온도에서는 온도에 관계없이 유동 응력이 독립적으로 되는 임계 온도가 있는데, Ta-W 합금의 실험에서 10^{-3} /s의 변형률 속도에서는 430 K이며, 5000 /s에서는 1000 K으로 관찰하였다. 본 연구에서는 많은 변형률 속도의 실험을 할 수 없었기 때문에, 현재 321 스테인리스강의 시험 결과가 있는 평균 변형률 속도 10^{-3} /s에서 임계 온도를 세레이션이 발생되기 이전의 시점인 773 K으로 가정하였다. 773 K의 유동 응력을 비열적 응력 요소로 놓았을 때, 온도에 따른 변형응력의 변화를 log-log 선도에서 Fig. 6과 같이 선형 그래프로서 관찰할 수 있다. 따라서 Fig. 6을 통해 파라미터 τ_a^0 와 n 은 Table 3과 같이 계산된다.

4.3 열적 응력(thermal stress) 요소

Kocks 등[11]은 전위가 어떤 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 장애물(obstacle)이 이와 같은 전위선에 위치해 있는 간격을 l 이라고 가정하면, 장애물 당 전위 선에 가해 주어야 하는 전방 힘은 τ^*bl 이다. 장벽(barrier)을 넘기 위해서는 활성화 Gibbs 자유 에너지가 필요하다. 온도 T 에서 열적 변동에 의해 발생하는 에너지 ΔG 는 전위에 마주치는 장벽이 발생할 확률로서 표현될 수 있다. 따라서,

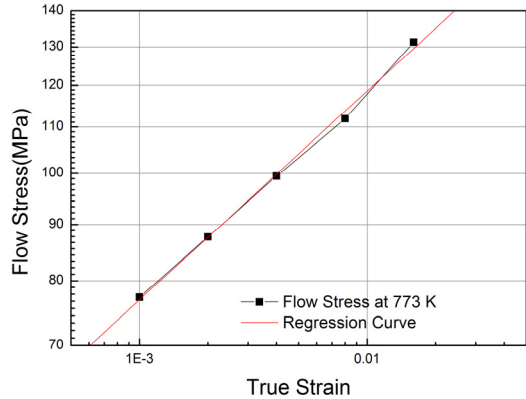


Fig. 6 Linear Regression log-log scale of true strain and flow stress at 773 K.

Table 3. Material constants of suggested model.

Athermal Component		Thermal Component	
τ_a^0 (MPa)	281.8	$\hat{\tau}_0$ (MPa)	297.8
n	0.188	n'	0.0519
		p	1/2
		q	1
		T_c (K)	773

$$\Delta G = G_0 [1 - (\tau^*/\hat{\tau})^p]^q \quad (4)$$

$$G_0 = \hat{\tau} b \lambda l = \hat{\tau} V^* \quad (5)$$

여기에서 $0 < p \leq 1$ 이고, $1 \leq q \leq 2$ 이며, 이것은 짧은 범위의 장벽의 형태를 정의하고 있다. $\hat{\tau}$ 는 장벽을 전위가 열적 활성화의 도움 없이 넘을 수 있는 전단 응력인 0 K에서의 열적 응력을 가리킨다. 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 $\dot{\gamma} = b \rho_m \bar{v} = b \rho_m f_0 \exp(-\Delta G/kT)$ 로 정의되며, 여기에서 \bar{v} 는 전위가 장애물을 극복할 때 시도하는 주파수 f_0 에서의 평균 속도를 의미하며, k 는 볼

츠만 상수(Boltzmann constant)를 의미한다. Eq. 4와 5에서, 다음과 같은 식이 유도된다.

$$\tau^* = \hat{\tau} \left[1 - \left(\frac{kT}{G_0} \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_r} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (T \leq T_c) \quad (6)$$

$$T_c = \left(-\frac{k}{G_0} \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_r} \right)^{-1} \quad (7)$$

Eq. 6에서 파라미터 p와 q는 각각 전위의 움직임에 대해서 짧은 범위의 에너지 장벽의 윤곽(profile)을 나타낸다. Ono[19]와 Kocks 등[11]은 p=2/3, q=2를 많은 금속에 대해서 제안하였고, Nemat-Nasser 등[17, 18]은 이 상수에 대해서 많은 금속이 만족하고 있음을 보였다.

Fig. 7은 유동 응력에서 비열적 응력 요소를 제거한 열적 응력 요소의 온도에 따른 변화를 나타내고 있다. 473 K에서 773 K에 이르는 고온에서는 0.1% 유동 응력에서 1.6%의 유동 응력까지의 열적 요소가 거의 같아서 점들이 일치하는 것들을 관찰할 수 있다. 하지만, 고온에서는 저온으로 갈수록 열적인 요소에 약간의 변형률에 의존적 요소들이 존재하는 것들이 나타나며, 상온에서 그 차이가 가장 커지는 것으로 나타났다.

이는 재료의 온도가 낮아질수록 숲 전위(forest dislocation)의 밀도는 높아지며, 공공(vacancy)이나 장애물(obstacle)들의 움직임이 둔해져서 전위를 방해하는 인자의 밀도도 또한 높아지게 되고, 따라서 전위의 에너지 G_0 가 상수가 아닌 변형률에 따라서 증가하게 된다. 따라서 $\hat{\tau}$ 은 변형률의 함수로 나타낼 수 있으며 이것은 Eq. 8과 같은 형태의 식으로 표현할 수 있다.

$$\hat{\tau} = \hat{\tau}_0 \gamma^{n'} \quad (8)$$

Eq. 3와 마찬가지로, $\hat{\tau}_0$ 와 n' 은 자유 파라미터(free parameter)로서 시험 데이터를 통해서 결정할 수 있다.

따라서, Eqs. 6-8의 결과로서 321 스테인리스

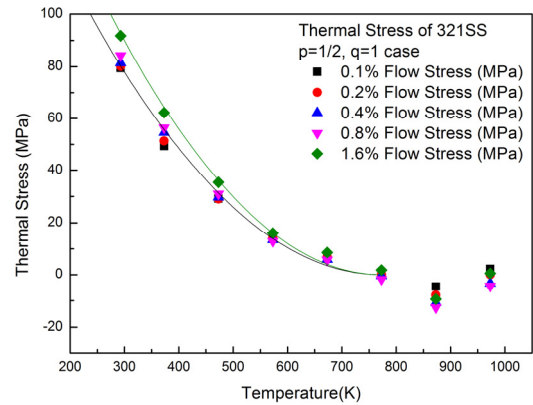


Fig. 7 Variations of thermal component of flow stress of 321 stainless steel.

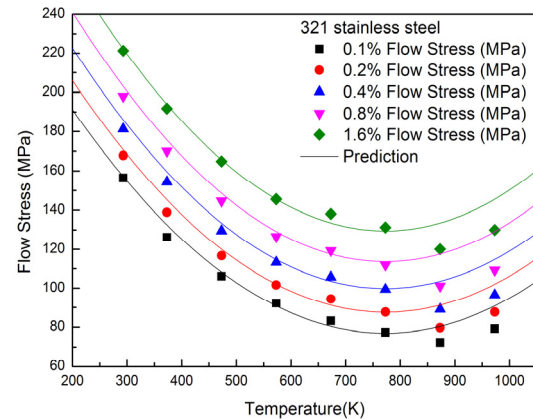


Fig. 8 Prediction of flow stress of 321 stainless steel by the Kock's model.

강의 고온 변형 거동은 다음과 같은 구성 방정식으로 표현할 수 있다.

$$\tau^* = \hat{\tau}_0 \gamma^{n'} \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (T \leq T_c) \quad (9)$$

위에서 언급한 이론 및 실험의 결과, 321 스테인리스강의 열적 응력 요소와 비열적 응력 요소의 재료 상수는 Table 3에 정리되어 있다. 321 스테인리스강은 Fig. 7과 같이 고온에서 온도에 따라 열적 응력 요소가 비선형의 관계를 갖고 있었으며, 가장 적합한 회귀선(regression line)을 찾은 결과, p와 q값은 각각 1/2와 1로 결정하였

다. Table 3의 재료 상수를 가지고 321 스테인리스강의 재료 변형 거동을 유동 응력의 변화를 Fig. 8과 같이 예측하였다.

Fig. 8에서 0.1, 0.2, 0.4, 0.8, 1.6%에서 각각 측정한 유동응력과 모델에 의해 예측된 유동응력은 상온에서 773 K에 이르기까지는 평균 오차 1.98%로 잘 예측하는 것을 관찰할 수 있었으며, 873 K과 973 K에서는 평균 오차가 15.0%로서 크게 벌어지는 것들을 계산을 통해 확인할 수 있었다. 이와 같이 본 논문에서 제안한 구성 방정식은 고온에서 재료의 거동을 잘 예측하고 있었으며, T_c 의 온도 이하에서는 내삽(interpolation) 또는 외삽(extrapolation)도 가능한 것으로 여겨진다. 극저온의 데이터가 포함되었을 경우 더 정밀한 모델 구성이 가능했을 것이며, 873 K 이상에서의 고온에서의 변형 거동을 예측하기 위해 동적 변형 시효의 영향과 크리프의 영향을 구성방정식에 포함시킨다면 보다 정밀하게 고온에서의 소성변형을 예측할 수 있을 것으로 예상된다.

5. 결 론

고온/고압 환경에서 사용을 많이 하는 STS 321 스테인리스강의 고온 변형 거동을 분석하기 위해서 상온에서 700℃까지 인장시험을 수행하였다. 시험 결과 600-700℃ 구간에서 세레이션 항복이 발생하였다. 변형 거동을 예측하기 위해 재료의 고온에서 변형 거동을 묘사할 수 있는 구성 방정식을 Kocks의 재료 모델을 근거로 열적 요소와 비열적 요소로 나누어 구성하였다. 낮은 온도 영역에서 장애물들의 증가로 인한 유동 응력의 열적 요소의 응력 증가를 묘사하기 위해서, 장애물로 인해 발생하는 응력 요소를 Ramberg-Osgood 형태의 식으로 치환하였다. 제안한 모델은 321 스테인리스강의 상온부터 500℃의 넓은 온도 영역에서 재료의 변형 거동을 잘 예측하는 것으로 나타났다. 600℃ 이상에서 나타났던 동적 변형 시효에 의한 영향과 크리프에 대한 영향을 구성 방정식에 포함한다면, 보다

더 정밀한 예측이 가능할 것으로 예상된다.

후 기

본 연구는 “소형위성발사체개발사업”과 “한국형발사체개발사업”으로 수행되었습니다.

References

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*, Vol. 519, pp. 112-120, 2009.
2. Ryu, C.S., Choi, H.S. and Lee, D.J., “Structure Design of Regenerative Cooling Chamber of Liquid Rocket Thrust Chamber,” *Journal of the Korean Society of Aeronautical and Space Science*, Vol. 33, No. 12, pp. 109-116, 2005.
3. Lee, K.O., Bae, K.H., Lee, S.B. and Ryu, C.S., “Comparison of LCF prediction Method of HIP Superalloys for Turbopump Reliability,” *Proceedings of the Korean Society for Aeronautical and Space Sciences Fall Annual Conference*, Jeju, Korea, pp. 367-370, Nov. 2008.
4. Ryu, C.S., Kim, H.J. and Choi, H.S., “Structural Analysis of Gas Generator Regenerative Cooling Chamber,” *Transactions of the Korean Society of Mechanical Engineering A*, Vol. 31, No. 10, pp. 1046-1052, 2007.
5. Sandmeyer Steel Data, <http://www.sandmeyersteel.com/images/321-347-Spec-Sheet.pdf>
6. AK Steel Data, http://www.aksteel.com/pdf/markets_prod

- ucts/stainless/austenitic/321_data_sheet.pdf.
7. Poliak, E.I. and Jonas, J.J. "Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation," *ISIJ International*, Vol. 43, No. 5, pp. 684-691, 2003.
 8. Samantaray, D., Mandal, S., Borah, U., Bhaduri, A.K. and Sivaprasad, P.V., "A Thermo-viscoplastic Constitutive Model to Predict Elevated-temperature Flow Behavior in a Titanium-modified Austenitic Stainless Steel," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 526, pp. 1-6, 2009.
 9. Samantaray, D., Mandal, S., Bhaduri, A.K., Venugopal, S. and Sivaprasad, P.V., "Analysis and Mathematical Modelling of Elevated Temperature Flow Behavior of Austenitic Stainless Steels," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 1937-1943, 2011.
 10. Gupta, A.K., Anirudh, V.K. and Singh, S.K., "Constitutive Models to Predict Flow Stress in Austenitic Stainless Steel 316 at Elevated Temperatures," *Materials and Design*, Vol. 43, pp. 410-418, 2013.
 11. Kocks, U.F., Argon, A.S. and Ashby, M.F., "Thermodynamics and Kinetics of Slip," *Progress Materials Science*, Vol. 19, pp. 1-271, 1975.
 12. Guo, W.G. and Nemat-Nasser, S., "Flow Stress of Nitronic-50 Stainless Steel over a Wide Range of Strain Rates and Temperatures," *Mechanics of Materials*, Vol. 38, No. 11, pp. 1090-1103, 2006.
 13. Rodriguez, P. "Serrated Plastic Flow," *Bulletin of Materials Science*, Vol. 6, No. 4, pp. 653-663, 1984.
 14. Mannan, S. L., Samuel, K. G. and Rodriguez, P., "Dynamic Strain Ageing in Type 316 Stainless Steel," *Transaction of Indian Institute of Metals*, Vol. 36, pp. 313-320, 1983.
 15. 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 Materials*, Vol. 328, pp. 232-242, 2004.
 16. 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 Materials*, Vol. 340, pp. 307-314, 2005.
 17. 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 Materialia*, Vol. 45, No. 3, pp. 907-919, 1997.
 18. 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, pp. 1023-1047, 2003.
 19. Ono, K., "Temperature Dependence of Dispersed Barrier Hardening," *J. Appl. Phys.* Vol. 39, pp. 1803-1806, 1968.