

증기발생기 전열관용 인코넬 690합금의 미세조직과 변형특성 ; (II) 동적변형시효 현상

安英哲 · 金熙榮 · 洪淳亨 · 韓正浩* · 金正秀* · 鞠溢鉉*

한국과학기술원 재료공학과

*한국원자력연구소 원자력재료기술개발팀

Microstructure and Deformation Characteristics of Inconel 690 Alloy for Steam Generator Tubes ; (II) Dynamic Strain Aging Behavior

Young Cheol Ahn, Hee Young Kim, Soon Hyung Hong, Jung Ho Han*, Joung Soo Kim* and Il-Hiun Kuk*

Department of Materials Science and Engineering, KAIST, Taejeon 303-701, Korea

*Nuclear Materials Technology Development Team, Korea Atomic Energy Research Institute, Taejeon 305-600, Korea

Abstract The dynamic strain aging behavior during tensile tests of Inconel 690 alloy has been investigated in temperature ranged 25-700°C under strain rate ranged 10^{-5} - 10^{-3} s⁻¹. Characteristic serrations in stress-strain curves were observed in temperature between 200 and 600°C, and negative strain rate sensitivities were observed in temperature between 300 and 500°C. Four different types of serrations, identified as A1, A2, B, C type serrations, were observed depending on the temperature, strain rate and strain. A1 type serration, a periodic rise and drop of stress with small amplitude, was observed in temperature ranged 200-245°C. A2 type serration, a rise of stress followed by a drop of stress, was observed at a higher temperature ranged 245-400°C. B type serration, a successive oscillation of stress, was observed in temperature ranged 245-500°C. C type serration, characterized as abrupt irregular stress drops, was observed at 600°C. The activation energies for the onset of serration were calculated as 122, 72 and 132kJ/mol for A1, A2 and B type serration, respectively, from the analysis of the critical strains for the onset of serrations. The rate controlling mechanism for dynamic strain aging is suggested as the migration of substitutional atoms for A1 type serration, the carbon diffusion through dislocation core for A2 type serration and the carbon diffusion through lattice for B type serration.

(Received October 29, 1998)

Key words : Inconel 690 alloy, Dynamic strain aging, Serration, Strain rate sensitivity, Activation energy, Critical strain.

1. 서 론

증기발생기 전열관 재료로서 사용되는 인코넬 600합금은 Ni-Cr-Fe를 주성분으로 하고 있다. 증기발생기는 수천 개의 전열관이 U-bend 구조로 구성되어 전열관 안쪽으로는 원자로에서 가열된 1차측 냉각재가 흐르고 바깥쪽으로는 터빈과 복수기를 통과한 2차측 물이 1차측의 열을 받아서 고온 고압 증기로 발생되는 원리로 가동되고 있다. 일반적인 증기발생기의 설계수명이 40년이므로 장시간동안 가동되기 위해서는 전열관의 부식이 억제되어야 한다. 그러나 실제로 인코넬 600 전열관에 응력부식균열(Stress Corrosion Cracking, SCC), 공식(pitting), 입계응력부식균열(Intergranular Stress Corrosion Cracking, IGSCC)등 다양한 부식손상이 유발되어 증기발생기 전열관의 부식은 효율적인 원자력 발전 가동과 수명관리에 큰 위협 요인이 되고 있다. 최근 대체 재료로서 Cr함량을 2배정도 증가시켜 부식특성을 향상시킨 인코넬

690합금의 사용이 증가되고 있다.

이러한 증기발생기 전열관 재료로서 사용되는 인코넬 합금에서 변형 중에 응력-변형을 곡선에 serration이 발생하는 동적변형시효 현상이 입계응력부식균열이 발생하는 300°C 근처에서 나타나는 것으로 보고되었다^{1,2)}. 따라서 동적변형시효 현상과 응력부식균열과는 상당히 밀접한 관련을 갖는 것으로 판단된다. 이러한 동적변형시효 현상은 기지내의 용질원자와 전위와의 상호작용에 의해 발생하는 것으로 강도와 연신율 등의 기계적 특성에 큰 영향을 미치게 된다³⁻⁵⁾. 특히 최근의 연구결과에 따르면 동적변형시효 현상이 기계적 성질 뿐만 아니라 응력부식균열 저항성등의 부식특성과 밀접한 관련이 있다고 보고되고 있다⁶⁾. 그러나 전열관용 인코넬 합금의 동적변형시효 현상에 대한 연구는 국내 뿐만 아니라 국외에서도 그 기구 및 현상에 대한 이해가 부족한 상태이다.

동적변형시효 현상의 해석에 관한 연구는 1923년 A. Portevin과 F. Le Chatelier⁷⁾에 의해 처음 발표된 이후에 많은 연구가 이루어졌으며 1950년대에 Cottrell⁸⁾에 의해 처음

으로 이론적인 해석이 이루어진 이후 P. G. McCormick⁹⁾, A. W. Sleeswyk¹⁰⁾, A. Van den Beukel¹¹⁾ 등에 의해 여러 모델이 제시되었다. Ni계 합금에서의 동적변형시효현상은 Ni-C¹²⁾, Ni-H¹³⁾, 인코넬 600¹⁴⁻¹⁶⁾, 인코넬 625¹⁸⁾, 인코넬 X750¹⁴⁾ 등의 합금에서 보고되었다. 순수한 Ni에 침입형 원소가 들어간 Ni-C, Ni-H 합금에서는 많은 연구가 이루어져 그 기구와 변형특성이 해석되었다. 그러나 인코넬 690합금의 경우에는 고용강화 합금으로 치환형 원소로는 Cr, Fe, Ti등이 있고, 침입형 원소로는 C, N등이 있어 동적변형시효 현상의 정확한 기구를 설명하지 못하고 있다. 특히 인코넬 690합금에서의 동적변형시효 현상이 나타나는 온도구간은 원자력발전소 가동온도 범위를 포함하므로 이 온도 영역에서의 변형특성을 이해하는 것이 매우 중요하다.

본 연구에서는 인코넬 690합금을 대상으로 상온-700℃의 온도범위와 10⁻⁵-10⁻¹의 변형률속도 범위에서 인장시험을 실시하여 동적변형시효 현상이 일어나는 온도범위와 변형률속도 범위를 조사하였다. 또한 여러 가지 형태의 특징적인 serration이 일어나는데 필요한 임계변형률을 측정하였으며 serration에 필요한 활성화에너지 값을 구하여 동적변형시효 현상의 기구를 규명하였다.

2. 실험 방법

본 실험은 창원특수강(주)에서 제조한 중기발생기 전열관용 인코넬 690합금을 대상으로 하였으며 그 조성은 표 1에 나타내었다. 인코넬 690합금은 진공유도용해를 이용하여 ingot를 제조한 후 단조과정을 거쳐 1120℃에서 열간 압출을 실시하였다. 압출재를 73.1%의 냉간 가공율로 1차 냉간 가공(cold pilgering)을 한 후 1차 냉간 가공된 소재를 1120℃의 온도에서 중간 어닐링을 실시한 다음 가공율 74.3%로 2차 냉간 가공을 실시하여 지름 19.05mm, 두께 1.06mm의 tube를 제조하였다. 2차 냉간 가공된 tube를 약 1120℃에서 최종 어닐링(mill annealing, MA)을 실시한 다음 720℃에서 10시간 동안 진공분위기에서 열처리(thermal treatment, TT)를 실시하였다.

인코넬 690합금의 동적변형시효 현상을 분석하기 위하여 상온에서 700℃의 온도범위에서 Instron 4206을 이용하여 10⁻⁵-10⁻³s⁻¹의 변형률속도 범위에서 일정 cross-head speed 조건으로 인장시험을 실시하였다. 응력-변형률 곡선에서 serration이 시작되는 임계 변형률을 측정하여 serration이 일어나는데 필요한 활성화에너지를 구함으로써 serration이 발생하는 기구를 분석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

그림 1은 온도와 변형률 속도에 따른 인코넬 690합금의 응력-변형률 곡선을 나타낸 것이다. 그림 1(a)는 초기 변형률 속도 10⁻⁴ s⁻¹에서 200℃에서 600℃까지의 온도범위에서 응력-변형률 곡선에 serration이 발생하는 것을 보여주고 있으며 그림 1(b)는 300℃에서 변형률 속도가 증가할수록 응력이 감소하는 것을 보여주고 있다. 그림 2에서 볼 수 있듯이 인코넬 690합금에서 나타나는 serration을 온도 및 변형률속도에 따라 네 가지 다른 형태(A1, A2, B, C)¹⁷⁾로 분류하였다. 응

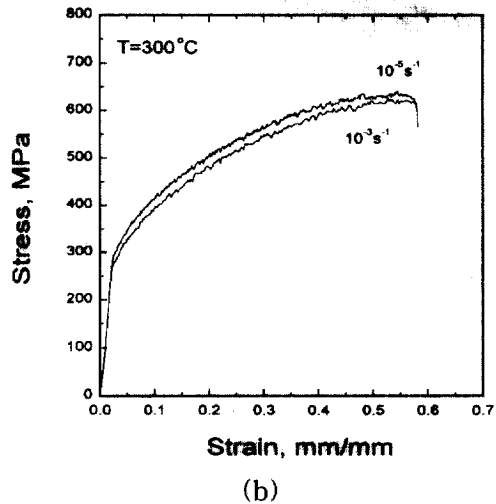
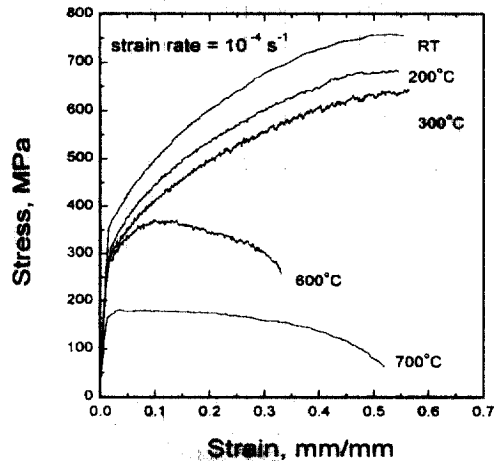


Fig. 1. The stress-strain curves obtained from tensile tests of Inconel 690 alloy. (a) The stress-strain curves at various temperatures and a fixed strain rate of 10⁻⁴ s⁻¹. (b) The stress-strain curves at various initial strain rate at a fixed temperature of 300℃.

Table 1. Chemical compositions of the Inconel 690 alloy(wt%).

	Ni	Cr	Fe	Si	Cu	Mn	S	C	Ti	P	O	N
Inconel 690	Bal	29.20	8.68	0.05	0.01	0.25	0.001	0.019	0.23	0.004	24ppm	144ppm

력-변형률 곡선에서 응력이 증가 후 감소하는 주기적인 serration을 A serration, 응력의 연속적인 진동을 나타내는 serration을 B serration, 응력의 순간적인 감소를 나타내는 serration을 C serration, 불규칙한 응력의 변화를 E serration으로 구분하였다. A serration은 200-245℃와 245-400℃의 범위에서 주기와 진폭이 서로 다른 두 가지 형태의 serration으로 세분할 수 있었으며 각각 A1과 A2로 표시하였다. A1 serration은 장 주기를 가지고 있으며 작은 진폭으로 응력이 아래로 떨어지는 특징을 보였으며, A2 serration 또한 장 주기를 가지며 A1 serration보다 큰 진폭으로 응력이 증가하다가 순간적인 감소를 나타내는 특징을 나타내었다. 특히 응력의 serration의 진폭이 가장 큰 것은 B serration으로 400-500℃에서 최대 15MPa 정도를 나타내었다.

응력-변형률 곡선에 나타나는 serration은 전위와 용질원자의 상호작용에 의한 것으로 용질원자의 확산을 지배하는 온도와 전위의 이동속도를 지배하는 변형률 속도와 밀접한 관계를 가지고 있기 때문에 serration이 나타나는 온도 구간과 변형률 속도 구간이 존재하게 된다. Serration이 나타나는 온도 구간과 변형률 속도 구간을 조사하기 위하여 상온에서 700℃

의 온도 범위와 10^{-5} - 10^{-3} s⁻¹의 변형률 속도 범위에서 인장시험을 실시한 결과 그림 3에서 볼 수 있듯이 200-600℃의 온도 범위에서 serration은 나타나며 A1 serration의 경우 200-245℃, A2 serration의 경우 245-400℃, B serration의 경우 245-500℃의 온도 범위에서 나타난다. 특히 245-400℃ 온도 범위에서는 A2 serration과 B serration이 동시에 나타난다. 600℃에서는 어느 변형률 이상에서 C serration이 나타난다.

동적변형시효 현상이 기계적 특성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 온도와 변형률속도에 따른 유동 응력을 비교하였다. 그림 4(a)는 온도에 따른 항복강도 및 최대 인장강도의 변화를 일정한 변형률 속도에 대해 나타내었다. 또한 그림 4(b)는 $dn/d\ln\dot{\epsilon}$ 로 정의되는 변형률속도 민감도 값을 나타내었다. 변형률속도 민감도는 serration이 활발한 300℃-500℃의 온도 범위에서 음의 값을 나타내었다. 이러한 음의 변형률속도 민감도는 변형률속도가 느릴수록 응력이 증가하는 것으로 동적변형시효 현상이 발생하는 영역에서 변형률속도가 느릴수록 용질원자가 전위로의 확산이 용이하게 이루어져 용

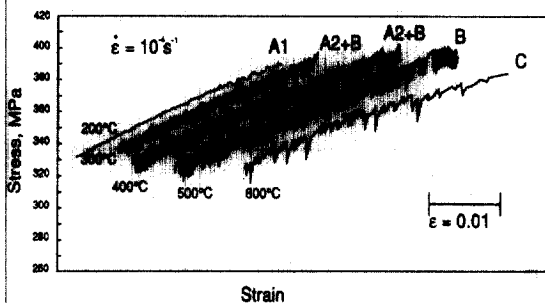


Fig. 2. Various types of serrated flow in stress-strain curves of Inconel 690 alloy observed during tensile tests at a strain rate of 10^{-4} s⁻¹ and various temperatures.

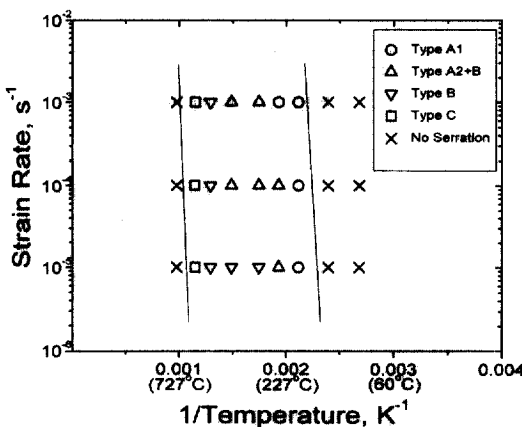


Fig. 3. The measured temperature range showing various types of serrations in stress-strain curves of Inconel 690 alloy at different strain rates.

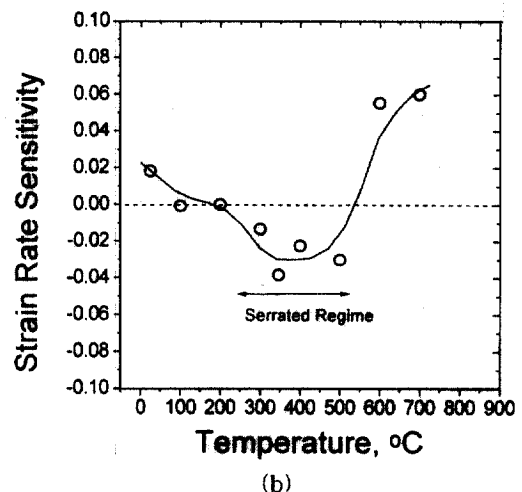
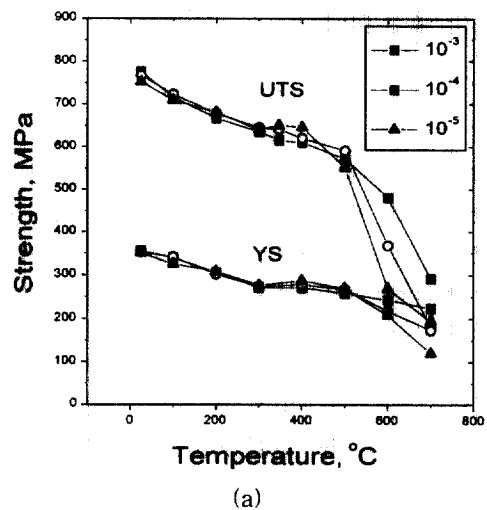


Fig. 4. The variation of (a) yield strength and ultimate tensile strength (b) strain rate sensitivity of Inconel 690 alloy with temperature.

질원자가 전위를 쉽게 고착하기 때문에 해석된다. 특히 음의 변형률속도 민감도를 나타내는 영역은 B serration의 영역과 거의 일치하며, serration의 진폭도 B serration이 가장 크기 때문에 B serration이 기계적 특성에 가장 큰 영향을 주는 것으로 판단된다.

각 serration에 의한 동적변형시효 현상을 해석하기 위하여 각 serration이 발생하는 임계 변형률을 측정하였다. 일반적으로 serration이 발생하는 임계 변형률과 온도 및 변형률속도의 관계식은 A. W. Sleswyk⁽¹⁰⁾과 A. Van den Beukel⁽¹¹⁾의 모델에 따라 아래와 같이 해석된다.

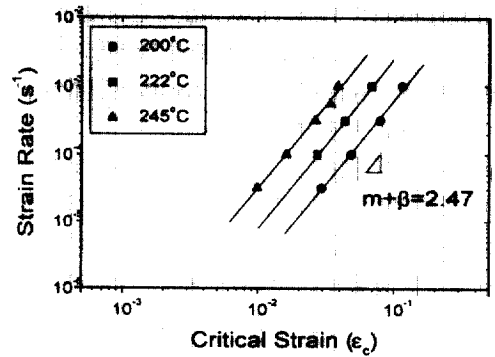
$$\epsilon_c^{m+\beta} = K\dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (1)$$

이때, ϵ_c 는 serration이 발생하는 임계 변형률, K 는 상수, Q 는 serration의 활성화 에너지를 나타내고, m 과 β 는 변형률에 따른 공공과 전위밀도의 변화를 나타내는 지수, 즉 다음과 같은 $C_p \propto \epsilon^m$, $\rho_m \propto \dot{\epsilon}^\beta$ 관계를 가지고 있다. 여기에서 ρ_m 은 유동전위밀도이고 C_p 는 공공의 농도이다. Serration의 활성화 에너지는 세 가지 방법으로 구할 수 있다. 첫째로 식(1)에서 일정한 변형률속도에서 $\log \epsilon_c$ 와 $1/T$ 의 기울기로 구할 수 있다. 두 번째로 일정한 임계 변형률에서 $\log \dot{\epsilon}$ 와 $1/T$ 의 곡선의 기울기로 구하는 방법이 있다. 온도 변화에 따른 변형률 속도의 변화는 직선 관계를 가지고 있으며 이 직선의 기울기로부터 활성화 에너지를 구할 수 있다. 세 번째로 식(2)로 표시되는 McCormick의 모델⁽⁹⁾을 이용하여 활성화에너지 값을 구할 수 있다.

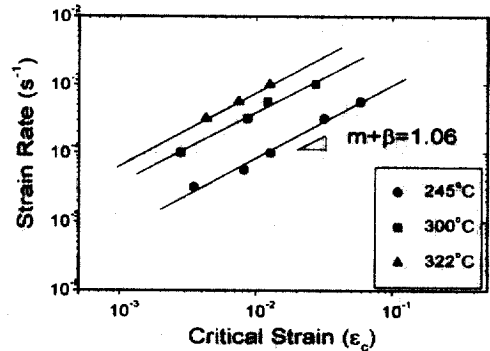
$$\frac{\epsilon_c^{m+\beta}}{T} = \left(\frac{C_1}{\phi C_0}\right)^{3/2} \frac{\dot{\epsilon} k b \exp(Q/kT)}{L N U_m D_0} \quad (2)$$

이 때 C_0 는 기지 내에 있는 초기 용질원자의 농도이며, C_1 은 전위에 존재하는 용질원자의 농도이다. L 은 전위 이동을 방해하는 장애물 사이의 거리이며, U_m 은 용질원자와 전위 사이에 작용하는 최대 상호작용에너지이다. D_0 는 진동수 인자이고 b 는 버거스 벡터, N 과 ϕ 는 상수이다. 여기에서 활성화 에너지는 $\log(\epsilon_c^{m+\beta}/T)$ 와 $1/T$ 의 관계에서 직선의 기울기로 구할 수 있다.

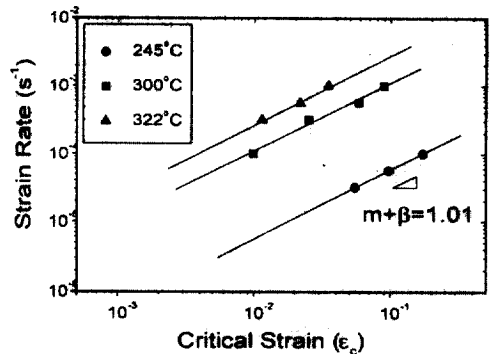
그림 5에서 볼 수 있듯이 변형률 속도의 변화에 따른 serration이 시작되는 임계 변형률을 측정하였다. 온도와 변형률 속도가 변화함에 따라 A1, A2, B serration 각각에 대한 임계 변형률 ϵ_c 가 변화되며 지수 $m + \beta$ 값은 식(1)에서 일정한 온도에서 $\log \dot{\epsilon}$ 와 $\log \epsilon_c$ 의 기울기로 구하였다. 앞에서 언급하였듯이 m 값은 변형률에 따른 공공 농도의 변화 정도를 나타내는 지수로서 치환형 합금원소의 확산속도에 영향을 미치지만 침입형 합금원소의 확산속도에는 영향을 미치지 않는다. 그러나 β 값은 변형률에 따른 전위밀도의 변화 정도를 나타내는 지수이므로 합금원소의 종류에 관계없다. 따라서 침입형 합금원소에 의한 동적변형시효 현상의 경우는 β 값만이 임계 변형률



(a)



(b)



(c)

Fig. 5. The variation of critical strain for onset of serration in stress-strain curve of Inconel 690 alloy with strain rate. (a) A1 type serration, (b) A2 type serration, (c) B type serration.

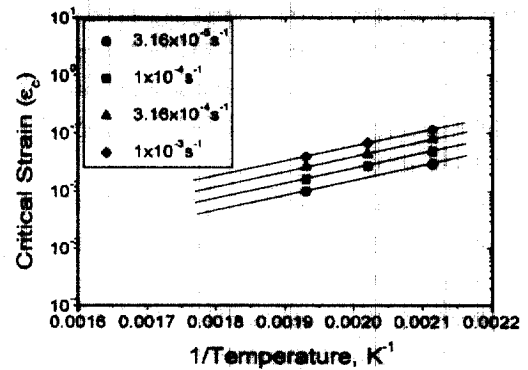
에 영향을 주며 치환형 합금원소에 의한 동적변형시효 현상의 경우는 m, β 값 모두 임계 변형률에 영향을 주기 때문에 치환형 합금원소에 의한 동적변형시효 현상의 경우가 $m + \beta$ 값이 크게 나타난다. 일반적으로 침입형 합금원소에 의한 동적변형시효 현상의 경우는 $m + \beta$ 값이 0.5-1의 범위이고, 치환형 합금원소에 의한 동적변형시효 현상의 경우는 $m + \beta$ 값이 2-3의 범위인 것으로 발표되고 있다^(12,16-22). 지금까지 연구결과를 살펴보면 $m + \beta$ 값이 Ni-C⁽¹²⁾에서는 0.63, Fe-C⁽¹⁶⁾에서는 0.72, Au-Cu⁽¹⁹⁾에서는 2.4, Cu-Zn⁽²⁰⁾에서는 2-3, Al-Mg-Zn⁽²¹⁾에서는 3.33으로 나타났다. 표 2에서 볼 수 있듯이 본 실험에서는 A1 serration에 대한 $m + \beta$ 값은 2.47로 계산되었

으며, A2 serration은 1.06, B serration은 1.01로 각각 계산되었다. 따라서 A1 serration은 치환형 합금원소에 의한 것으로 판단되며, A2 serration과 B serration은 침입형 합금원소에 의한 것으로 판단된다.

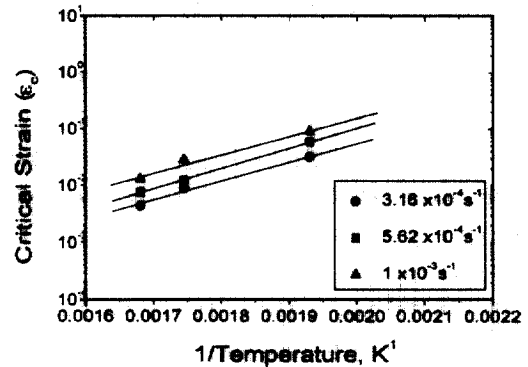
serration이 일어나는데 필요한 활성화 에너지 값은 위에서 설명한 세 가지 방법을 이용하여 계산하였다. 그림 6은 일정한 변형률 속도에서 $\log \epsilon_c$ 와 $1/T$ 의 관계를 나타내고 있으며 그림 7은 일정한 임계 변형률에서 $\log \epsilon_c$ 와 $1/T$ 의 관계를 보여 주고 있다. 그림 8은 식(2)로 표시되는 McCormick의 모델⁹⁾을 이용하여 나타낸 $\log(\epsilon_c^{m+\beta}/T)$ 와 $1/T$ 의 관계를 나타내고 있다. 이러한 세 가지 관계에서 나타나는 직선의 기울기를 평균하여 serration이 일어나기 위해 필요한 활성화 에너지 값을 구하였다.

표 2에서 볼 수 있듯이 A1 serration의 $m + \beta$ 값은 2.47로 측정되었으며 활성화 에너지는 122kJ/mol로 Ni에서의 공공의 확산에 필요한 활성화 에너지인 106kJ/mol과 비교하여 볼 때 A1 serration은 치환형 합금 원소의 이동에 의해 지배되는 것으로 판단된다. Ni에서 공공의 확산에 필요한 활성화 에너지는 자기확산에너지인 280kJ/mol²³⁾에서 공공 형성에 필요한 활성화에너지인 174kJ/mol²⁴⁾의 차이로 계산하였다. 인코넬 합금의 주요 치환형 합금 원소는 표 1에서 나타낸바와 같이 Cr, Fe, Ti, Mn등이 있는데, Cr과 Fe는 기지 원소인 Ni과 원자반경이 유사하고, Ti의 원자반경은 Ni보다 18%가 크고, Mn은 약 10%가 적다. 따라서, 원자의 크기에 따른 고용강화 효과를 고려한다면 원자 반경의 차이가 가장 큰 Ti가 전위와의 상호작용이 가장 클 것으로 판단된다.

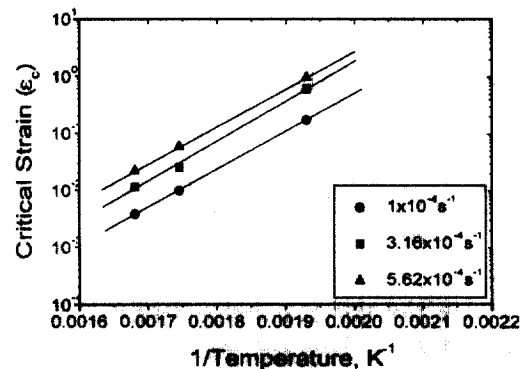
A2 serration은 앞에서 언급하였듯이 $m + \beta$ 값이 1.06로 측정되어 침입형 원소에 의한 것으로 판단된다. 인코넬 합금에서의 침입형 원소는 대부분 탄소이므로 A2 serration은 탄소와 전위와의 상호작용 때문으로 해석된다. A2 serration의 활성화 에너지는 72kJ/mol로 측정되어 Ni에서 탄소의 격자 확산의 활성화 에너지인 139kJ/mol²⁵⁾의 0.5배로 나타났다. 일반적으로 FCC 금속에서 전위를 통한 확산의 활성화 에너지는 격자 확산의 활성화 에너지의 0.5-0.65배로 발표되고 있다²⁶⁾. 또한 Nakada와 Keh¹²⁾에 의해 보고된 Ni-C에서 serration을 일어나기 위한 활성화 에너지 값인 63kJ/mol과 유사하다. 따라서 A2 serration은 침입형 원소인 탄소의 전



(a)



(b)

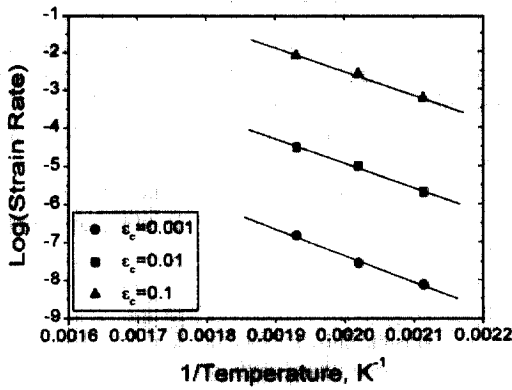


(c)

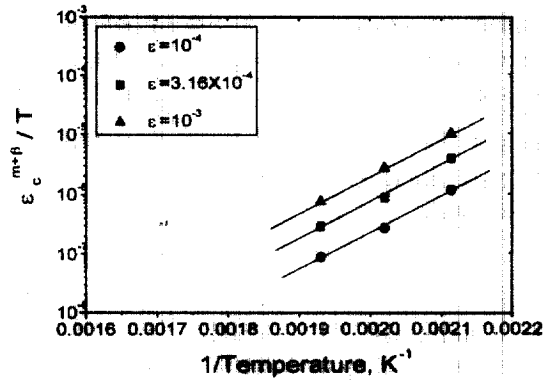
Fig. 6. The variation of critical strain for onset of serration in stress-strain curve of Inconel 690 alloy with temperature. (a) A1 type serration, (b) A2 type serration, (c) B type serration.

Table 2. The activation energies for onset of serration in Inconel 690 alloy calculated by three different methods.

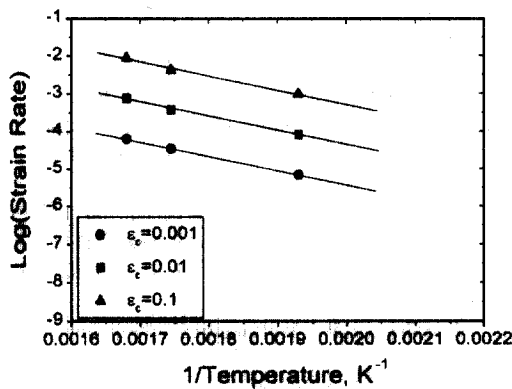
	Activation Energy for Onset of Serration, kJ/mol		
	A1 type serration	A2 type serration	B type serration
From $\log \epsilon_c$ vs $1/T$ plot	122	69	131
From $\log \dot{\epsilon}$ vs $1/T$ plot	126	73	129
From $\log(\epsilon_c^{m+\beta}/T)$ vs $1/T$ plot	118	74	135
Average Q	122	72	132
Average $m + \beta$	2.47	1.06	1.01



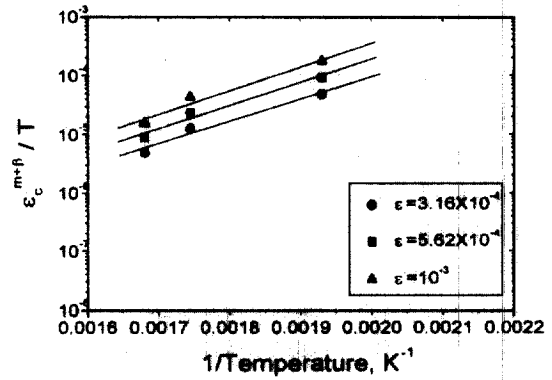
(a)



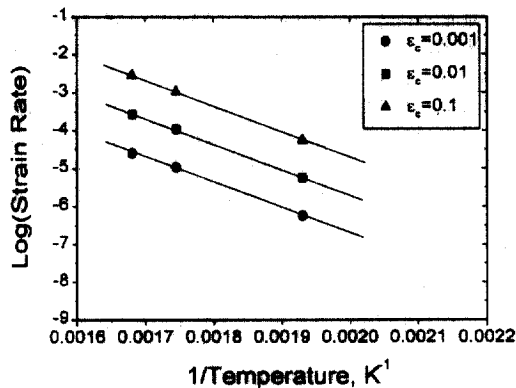
(a)



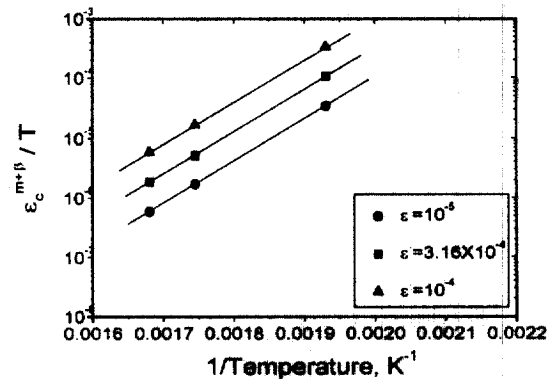
(b)



(b)



(c)



(c)

Fig. 7. The variation of strain rate corresponding to fixed value of critical strains in Figure 5 with temperature. (a) A1 type serration, (b) A2 type serration, (c) B type serration.

Fig. 8. The variation of $\log(\epsilon_c^{m+\beta}/T)$ measured from the stress-strain curve of Inconel 690 alloy with temperature. (a) A1 type serration, (b) A2 type serration, (c) B type serration.

위를 통한 확산에 의해 지배되는 것으로 해석된다.

B serration은 $m + \beta$ 값이 1.01로 측정되어 A2 serration과 마찬가지로 침입형 원소인 탄소에 의한 것으로 판단되며 B serration의 활성화 에너지는 132 kJ/mol 로 탄소의 격자확산 활성화 에너지인 139 kJ/mol ²⁶⁾과 비슷한 것으로 나타났다. 따라서 인코넬 690합금에서 B serration은 탄소의 격자확산에 의해 지배되는 것으로 해석된다.

4. 결 론

인코넬 690합금을 대상으로 상온-700℃의 온도범위와 $10^{-3} \sim 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 의 변형률 속도범위에서 인장시험하여 동적변형 시효 현상을 조사하였으며 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 인코넬 690합금의 응력-변형률 곡선에서 온도 및 변형률 속도의 범위에 따라 네 가지 다른 형태의 serration이 관찰

되었다. 작은 진폭으로 응력 강하가 장주기로 나타나는 serration을 A1 serration, 보다 큰 진폭으로 응력 강하가 장주기로 나타나는 serration을 A2 serration, 반복적인 응력의 상승과 강하가 단주기로 가장 활발하게 나타나는 serration을 B serration, 응력의 강하가 불규칙적인 주기로 나타나는 serration을 C serration으로 분류하였다.

2) 응력-변형률 곡선에서 serration은 200-600°C의 온도 범위와 10^{-3} - 10^{-5} s⁻¹의 변형률 속도 범위에서 나타나며 A1 serration의 경우 200-245°C, A2 serration의 경우 245-400°C, B serration의 경우 245-500°C의 온도 범위에서 나타난다. 500°C 이상에서는 어느 변형률 이상에서 C serration이 나타난다. B serration이 활발하게 나타나는 300-500°C의 온도 범위에서 변형률 속도 민감도는 음의 값을 나타내었다.

3) 각 serration에서 변형률 속도 및 변형 온도에 따른 임계 변형률의 변화로부터 변형률 지수 $m + \beta$ 값과 활성화 에너지를 측정하였다. A1 serration의 $m + \beta$ 값은 2.47로 측정되었으며 활성화 에너지는 122kJ/mol로 Ni에서의 공공의 확산에 필요한 활성화 에너지인 106kJ/mol과 비교하여 볼 때 치환형 합금 원소의 이동에 지배되는 것으로 판단된다. A2 serration의 $m + \beta$ 값은 1.06로 측정되었으며 활성화 에너지는 72kJ/mol로 측정되어 탄소가 전위를 통한 확산에 의해 지배되는 것으로 해석된다. B serration의 $m + \beta$ 값은 1.01로 측정되었으며 활성화 에너지는 132kJ/mol로 탄소의 격자확산 활성화 에너지인 139kJ/mol과 비슷한 것으로 나타났다. 따라서 B serration은 탄소의 격자확산에 의해 지배되는 것으로 해석된다.

REFERENCES

1. S. H. Hong, H. Y. Kim, J. S. Jang and I. H. Kuk : Proceeding of the 8th International Symposium on Superalloy, Eds. R. D. Kissinger et al., TMS (1996) 401
2. J. M. Boursier, D. Desjardins and F. Vaillant : Corrosion Sci. 37 (1995) 493
3. A. Van den Beukel : Phys. stat. sol (a) 30 (1975) 197
4. J. M. Robinson and M. P. Shaw : Int. Mater. Rev. 39 (1994) 113
5. R. Kishore, R. N. Singh, T. K. Sinha : J. Mater. Sci. 32 (1997) 437
6. J. D. Atkinson, Zhi-jun Zhao and Jian Yu : ASTM Special Tech. Publication 1298 (1997) 199
7. A. Portevin and F. le Chatelier : Compt. Rendus, 176 (1923) 507
8. A. H. Cottrell : Phil. Mag., 44 (1953) 829
9. P. G. McCormick : Acta Metall., 20 (1972) 351
10. A. W. Sleeswyk : Acta Metall., 6 (1958) 598
11. A. van den Beukel, Acta Metall., 28 (1980) 965
12. Y. Nakada and A. S. Keh : Acta Metall., 18 (1970) 437
13. A. Kimura and H. K. Birnbaum : Acta Metall. Mater., 38 (1990) 1343
14. R. W. Hayes and W. C. Hayes : Acta Metall., 30 (1982) 1295
15. R. A. Mulford and V. F. Kochs : Acta Metall., 27 (1979) 1125
16. U. F. Kocks, R. E. Cook and R. A. Mulford : Acta Metall., 33 (1985) 623
17. B. J. Brindley and P. J. Worthington : Metall. Rev. 145 (1970) 101
18. P. G. McCormick : Acta Metall., 21 (1973) 873-878
19. A. Wijler, M. M. A. Vrijhoef and A. Van den Beukel : Acta Metall., 22 (1974) 13
20. D. Munz and E. Macherauch : Z. Metallk., 57 (1966) 552
21. K. Mukherjee, C. D'Antonio, R. Maciag and G. Fisher : J. Appl. Phys., 39 (1968) 5434
22. I. S. Kim and M. C. Chaturvedi : Trans. JIM, 28 (1987) 205
23. A. M. Brown and M.F. Ashby : Acta Metall., 28 (1980) 1085
24. J. Friedel : Dislocations, Pergamon, Oxford (1964) 102
25. C. M. Smithells : Metals Reference Book, 4th ed., vol. 2, Plenum Press, (1967) 649
26. D. D. Pruthi, M. S. Anand and R. P. Agrawala : J. Nucl. Mater., 64 (1977) 206