

증기발생기 전열관용 인코넬 690합금의 미세조직과 변형특성 : (I) 탄화물 석출거동

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 : (I) Precipitation Behavior of Carbides

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, Taejon 303-701, Korea

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

Abstract The effects of thermal treatment on the microstructure evolution of Inconel 690 alloy were investigated. The carbides were precipitated mainly at grain boundaries by thermal treatment at 720°C. The intergranular carbides were identified as $M_{23}C_6$ type and have cube-to-cube orientation relationship with the matrix. The size and shape of intergranular carbides were sensitively dependent on the thermal treatment time at 720°C. The average length and thickness of intergranular carbides increased with increasing thermal treatment time. The intergranular carbides showed inhomogeneous distribution after thermal treatment for 1hr, and were changed into semicontinuous after thermal treatment for 10hrs. The average distance between intergranular carbides showed the minimum value after thermal treatment for 10hrs due to the change of carbides from semicontinuous into discontinuous morphologies. The morphology of intergranular carbides did not affect the mechanical properties, such as yield strength, ultimate tensile strength and elongation. The solid solution temperature of intergranular carbides was measured as 1120-1140°C. The intergranular carbides hindered the grain growth during thermal treatment below the solution treatment temperature due to the Zener dragging of grain boundaries. (Received October 29, 1998)

Key words : Inconel 690 alloy, Intergranular carbide, Mill annealing, Thermal treatment, Mechanical property, Precipitation.

1. 서 론

인코넬 690합금은 주 합금원소가 Ni-Cr-Fe인 오스트나이 트계 고용체 합금으로 고온에서 안정하고, 성형성, 내부식성 및 고온 기계적 특성이 우수하기 때문에 화학용기, 열처리장치, 항공기의 엔진 및 구조재료에 사용되며, 특히 우수한 내식성으로 원자력발전소의 증기발생기 전열관 재료로 사용되고 있다.^{1,2)} 60년대 이후 증기발생기 전열관 재료로서 주로 사용되던 인코넬 600합금은 SCC(Stress Corrosion Cracking)와 같은 부식특성에 민감한 것으로 알려져 있다.³⁻⁵⁾ 따라서 인코넬 600합금의 대체재료로서 Cr 함유량을 2배 정도로 증가시켜 IGSCC(Intergranular Stress Corrosion Cracking), SCC의 저항성을 향상시킨 인코넬 690합금이 개발되었으며, 최근 사용이 증가되고 있다.⁶⁾

인코넬 690합금은 IGSCC의 저항성을 향상시키기 위하여 용체화 온도 이하의 온도에서 열처리(Thermal Treatment)를 하게 되는데 이 열처리에 의해 고용되어 있던 탄소는 치환

형 합금원소와 결합하여 탄화물을 형성하게 된다.⁷⁻⁹⁾ 또한 열처리 온도 및 시간을 조절함으로써 입계에 반연속적인 탄화물을 얻을 수 있는데 이러한 반연속적인 입계 탄화물이 입계 균열 저항성을 향상시키는 것으로 보고되고 있다.^{7,10)} 그 원인에 대한 것은 정확하게 규명되지 않고 있으나 입계 주변에 Cr의 함량이 감소됨으로써 상대적으로 증가된 Ni에 의해 용력부식 균열 저항성을 향상시킨다는 이론¹¹⁾과 입계 탄화물이 전위 생성을 보다 용이하게 하여 균열전단을 무디게 하고 균열전단의 용력을 완화시킨다는 이론¹²⁾이 있다. 실제 증기발생기 전열관 재료로서 사용되는 인코넬 합금은 입계에 반연속적 또는 연속적인 입계 탄화물이 요구되고 있다.¹³⁾ 따라서 입계의 탄화물을 제어하기 위한 적절한 열처리 온도 및 시간의 선택은 중요하다 할 것이다.

J.J. Kai등¹⁴⁾은 7-24 μ m의 결정립 크기를 갖는 인코넬 690 시편을 대상으로 하여 열처리 시간과 온도의 증가에 따라 반연속적인 입계 탄화물이 불연속적인 탄화물로 성장한다고 보고하였으며 T.M. Angeliu등¹⁵⁾은 평균 100 μ m이상의 조대한 결정립 크기를 갖는 시편을 대상으로 고용된 탄소가 많을수록

불연속적인 입계 탄화물이 발생한다고 보고하였다. 그러나 증기발생기 전열관용 인코넬 합금은 평균 32 μm 이상의 결정립 크기가 요구되고 있어 이러한 수준의 결정립 크기를 가지는 시편의 석출현상에 대한 연구가 필요하다¹⁶⁾. 또한 J.J. Kai¹⁴⁾와 T.M. Angelis¹⁵⁾에 의한 연구에서는 용체화 처리를 통해 탄화물을 기지내에 완전히 용해시킨 상태에서 열처리를 실시하였다. 그러나 실제 원자력 발전소에 적용되는 전열관은 mill annealed(MA)조건에서 열처리가 실시된다. 따라서 MA중 냉각시에 석출되는 탄화물이 열처리에 의해 변화되는 입계 탄화물의 분포에 미치는 영향에 대한 분석이 요구된다. 국내에서는 Inconel 690합금의 결정립계의 종류에 따른 선택적 석출현상¹⁷⁾ 및 결정립계 형상조절¹⁸⁾에 대한 연구가 진행되었으나 열처리 시간에 따른 탄화물의 석출 형태 및 분포에 대한 연구는 아직 진행된 바 없다.

따라서 본 연구에서는 입계 탄화물의 형상을 제어하는 열처리 방안을 제시하기 위하여 증기발생기 전열관용 인코넬 690 합금을 대상으로 초기조직을 MA 상태와 용체화 상태로 변화시켜 초기 탄화물의 석출거동을 분석하였다. 결정립 크기는 기계적 특성에 큰 영향을 미치기 때문에 증기발생기 전열관용 인코넬 합금의 요구수준을 만족시키기 위해 평균 32 μm 이상으로 조절하였다. 또한 인코넬 690합금의 열처리 시간을 1시간에서 100시간까지 변화시켜 열처리 시간이 증가함에 따른 탄화물의 석출 현상을 분석하였으며 탄화물의 형상 변화가 기계적 특성에 미치는 영향 및 입계 탄화물 용해온도와 결정립성장 온도와의 상관관계를 조사하였다.

2. 실험 방법

본 실험은 창원특수강(주)에서 제조한 증기발생기 전열관용 인코넬 690합금을 대상으로 하였으며 그 조성은 표 1에 나타내었다. 인코넬 690합금은 진공유도용해를 이용하여 ingot를 제조한 후 단조과정을 거쳐 1120 $^{\circ}\text{C}$ 에서 열간 압출을 실시하였다. 압출재를 73.1%의 냉간 가공율로 1차 냉간 가공(cold pilgering)을 한 후 1차 냉간 가공된 소재를 1120 $^{\circ}\text{C}$ 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 $^{\circ}\text{C}$ 에서 최종 어닐링(mill annealing, MA)을 실시하였다.

본 실험에서는 초기 조직에 따른 탄화물 석출거동의 차이를 비교하기 위하여 인코넬 690합금 MA상태의 시편을 720 $^{\circ}\text{C}$ 에서 0.2, 0.5, 1시간 동안 진공분위기에서 열처리를 실시하였으며, 냉간 가공(cold pilgering)상태의 시편을 1120 $^{\circ}\text{C}$ 에서

20분 동안 용체화 처리(solid solution treatment, ST)한 후 급냉시킨 시편을 720 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도에서 0.2, 0.5, 1시간 동안 진공 분위기에서 열처리를 실시한 후 미세조직을 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 분석하였다. 또한 탄화물 용해온도 이하의 온도에서 열처리에 따른 탄화물 석출 거동을 분석하기 위하여 인코넬 690합금을 대상으로 720 $^{\circ}\text{C}$ 에서 1시간에서 100시간동안 진공 분위기에서 열처리를 실시하여 열처리 시간에 따른 미세조직을 광학현미경과 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 분석하였다.

탄화물의 분포를 관찰하기 위한 탄화물에 침은 $\text{H}_3\text{PO}_4(40\text{ml}) + \text{H}_2\text{O}(10\text{ml})$ 의 용액에서 4V로 4, 5초간 전해에칭 하였으며 결정립 크기 측정을 위한 결정립계 에칭은 $\text{CH}_3\text{OH}(42.5\text{ml}) + \text{HNO}_3(2.5\text{ml})$ 의 용액에서 6V로 30초간 전해에칭을 이용하였다. 또한 TEM시편은 10% $\text{HClO}_4 + 90\%\text{CH}_3\text{OH}$ 의 용액에서 100mA의 조건에서 전해연마 한 후 Philips CM20 투과전자현미경을 이용하여 200keV의 가속 전압하에서 관찰하여 명시야상(BFI)과 회절패턴(DP)을 얻었고, 탄화물의 성분분석은 STEM의 Energy Dispersive Spectrometer(EDS)를 이용하여 분석하였다.

열처리에 의해 결정립이 성장하는 온도와 입계 탄화물 용해 온도를 측정하기 위해 800 $^{\circ}\text{C}$ ~1120 $^{\circ}\text{C}$ 사이의 온도에서 10시간 동안 열처리를 실시한 후 광학현미경으로 입계 탄화물이 용해되는 온도와 결정립 성장이 이루어지는 온도를 측정하였다. 또한 열처리에 의한 탄화물 생성 및 성장이 기계적 특성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 1시간에서 100시간동안 열처리된 시편을 대상으로 Instron 4206을 이용하여 초기 변형률 속도 10⁻³/s의 속도로 일정 cross-head speed 조건에서 상온 인장 시험을 실시하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

초기조직을 MA상태와 용체화 상태로 분류하여 초기조직에 따른 석출거동의 차이를 비교하기 위하여 인코넬 690합금의 냉간가공 상태의 시편을 1120 $^{\circ}\text{C}$ 에서 20분간 용체화 처리 한 후 급냉에 의해 기지와 입계에 탄화물이 존재하지 않는 용체화 된 상태의 시편과 서냉에 의해 입계 탄화물이 존재하는 MA상태의 시편을 0.2시간에서 1시간 동안 720 $^{\circ}\text{C}$ 에서 열처리를 실시하였다. 그림 1은 인코넬 690합금의 MA 상태와 용체화 상태의 미세조직을 보여주고 있다. MA상태의 시편의 경우는 용해온도 이상에서 열처리를 실시하지만 그림 2에서 볼 수 있듯이 1분에 약 100 $^{\circ}\text{C}$ 의 속도로 냉각을 실시하게 되며 냉각시에 입계에 부분적으로 0.2 μm 이하의 탄화물이 석출되게

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

된다. 용체화 상태의 시편은 탄소의 용해은도이상에서 충분한 열처리로 인해 입계와 입내에 탄화물이 관찰되지 않는다.

MA 상태와 용체화 상태의 두 시편을 대상으로 720°C에서 열처리를 실시하게 되면 우선적으로 입계에 탄화물이 석출된다. 입계에 관찰되는 탄화물을 EDS와 회절패턴을 분석해 본 결과 그림 3에서 볼 수 있듯이 기지와 같은 FCC 구조를 가지는 $M_{23}C_6$ 의 형태의 탄화물임을 확인할 수 있었다. 여기에서 M은 합금원소로 첨가된 Cr, Fe, Ti과 같은 치환형 합금원소를

말하며 그림 3(a)의 EDS분석 결과에서 나타나듯이 Cr이 대부분을 차지하고 있다. 기지와 석출물은 $\langle 100 \rangle_{\text{matrix}} // \langle 100 \rangle_{\text{carbide}}$, $\langle 100 \rangle_{\text{matrix}} // \langle 100 \rangle_{\text{carbide}}$ 의 방위관계를 가지는 것으로 분석되었다.

열처리 시간이 증가함에 따라 입계 탄화물의 형상 및 분포가 변화되는 석출거동을 그림 4에 나타내었다. 그림 4에서 볼 수 있듯이 MA 열처리에 의해 입계에 탄화물이 존재했던 시편은 0.2시간의 열처리 후 입계에 부분적으로 반연속적인 탄화물이 나타나기 시작했으며 용체화 후 급냉한 시편은 0.5시간의 열처리 후 입계에 부분적으로 반연속적인 탄화물이 나타났다. 이것은 MA 조건에서 냉각시 석출된 입계 탄화물이 존재하기 때문이며 입계에 반연속적인 탄화물을 얻기 위해서는 MA상

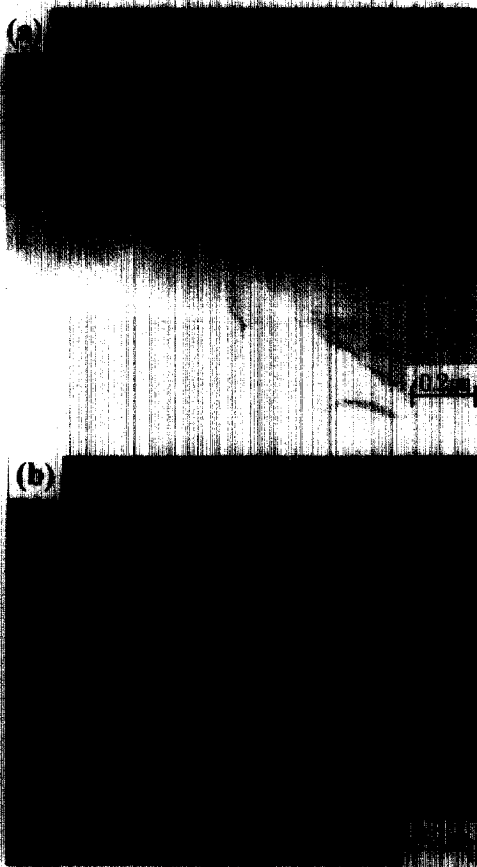


Fig. 1. The observed transmission electron micrographs of (a) mill annealed and (b) solution treated Inconel 690 alloy.

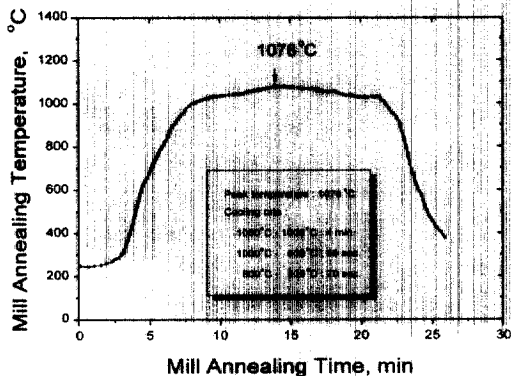


Fig. 2. The temperature profile of Inconel 690 alloy tubes during mill annealing treatment.

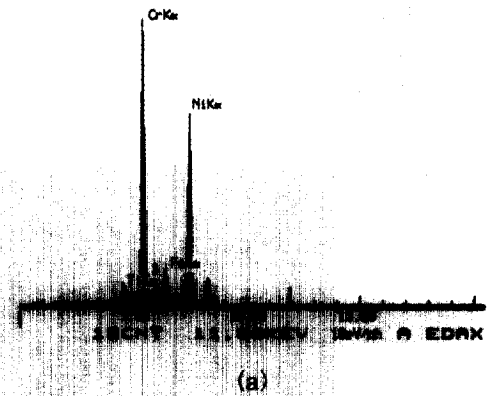


Fig. 3. The analyses of intergranular carbides in Inconel 690 alloy by (a) energy dispersive spectrometer(EDS) and (b) selected area diffraction pattern(SADP) with zone axis parallel to $\langle 110 \rangle$.

태에서 0.2시간 이상, 용체화 상태에서는 0.5시간 이상의 열처리가 요구된다. 그러나 1시간 이하의 열처리로는 입계에 부분적으로 탄화물이 존재하며 입계 전체에 걸쳐 반연속적인 탄화물을 얻기 위해서는 1시간 이상의 열처리가 필요하다.

1시간 이상의 열처리에 의한 입계 탄화물의 형상의 변화를 관찰하기 위하여 MA상태의 시편을 100시간까지 열처리를 실시하였다. 탄화물 에칭을 실시한 후 미세조직을 관찰한 결과 그림 5에서 볼 수 있듯이 1시간 이상의 열처리에서 입계 전체에 걸쳐 탄화물이 석출되고 있는 것을 관찰할 수 있다. 탄화물의 크기 및 형상의 변화를 관찰하기 위하여 투과 전자 현미경에 의해 열처리 시간에 따른 미세조직을 관찰하였다. 그림 6에서 볼 수 있듯이 1시간의 열처리에서 미세하게 연속적 또는 반연속적으로 존재하거나 작은 탄화물이 불연속적으로 존재하는 불균일한 분포를 이루고 있다. 열처리 시간이 증가함에 따라 탄화물은 성장하여 반연속적인 분포를 보이고 있으며 24시간의 열처리에서는 탄화물의 계면에너지를 감소시키

기 위해 탄화물의 조대화(coarsening)가 일어나 불연속인 분포를 이루고 있다. 100시간의 열처리에서는 탄화물의 성장이 더욱 이루어져 조대한 불연속적인 탄화물이 분포하고 있음을 관찰할 수 있다.

열처리 시간에 따른 탄화물 분포의 변화를 정량적으로 표시하기 위하여 탄화물의 길이, 두께, 탄화물 사이의 거리를 평균적으로 나타내어 그림 7에 제시하였다. 1시간의 열처리에서의 탄화물의 평균 길이는 $0.29\mu\text{m}$ 이며 평균두께는 $0.092\mu\text{m}$ 이다. 열처리 시간이 증가함에 따라 탄화물의 성장이 이루어져 탄화물의 길이와 두께는 점점 증가하여 10시간의 열처리에서 탄화물의 평균 길이는 $0.46\mu\text{m}$, 평균 두께는 $0.18\mu\text{m}$ 까지 증가하며 100시간의 열처리에서는 탄화물의 평균 길이 $0.58\mu\text{m}$, 평균 두께 $0.193\mu\text{m}$ 까지 증가한다. 탄화물 사이의 간격을 측정 한 결과 1시간 열처리로 평균 $0.064\mu\text{m}$ 에서 10시간의 열처리로 평균 $0.024\mu\text{m}$ 까지 탄화물의 성장으로 탄화물 사이의 간격이 감소하다가 24시간 열처리에서 탄화물 사이의 간격이 평

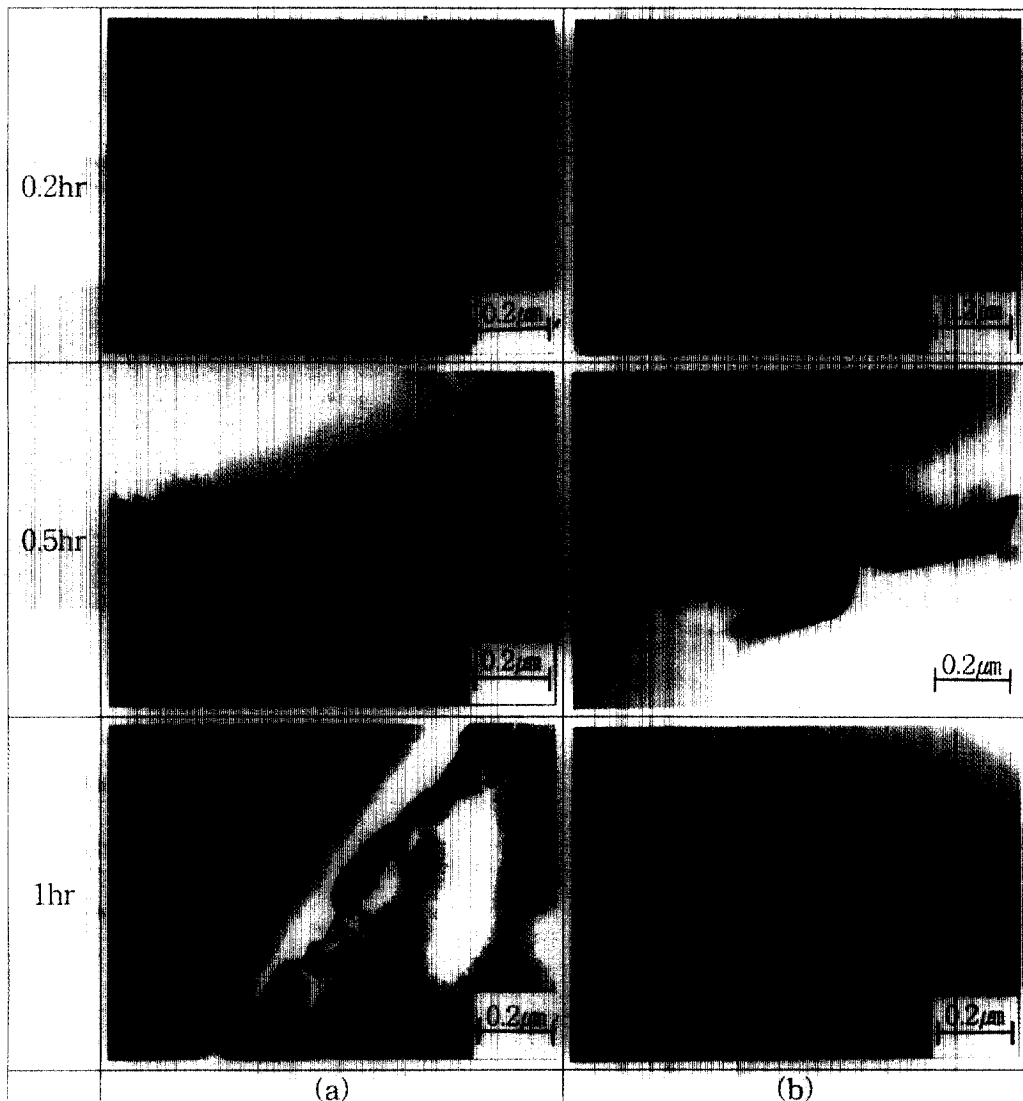


Fig. 4. The TEM micrographs showing the morphologies of intergranular carbides in Inconel 690 alloy with varying the time after (a) solution treatment (b) mill annealing.

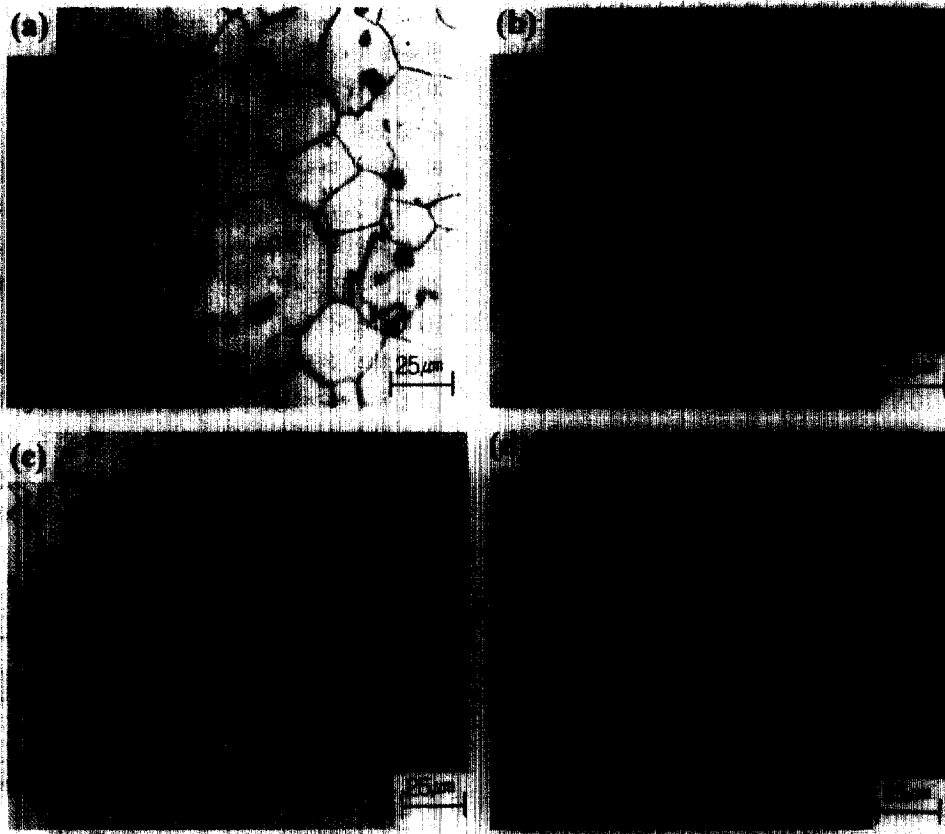


Fig. 5. The optical micrographs showing the morphologies of the intergranular carbides during thermal treatment at 720°C in Inconel 690 alloy. (a) 1hr (b) 10hr (c) 24hr and (d) 100hr.

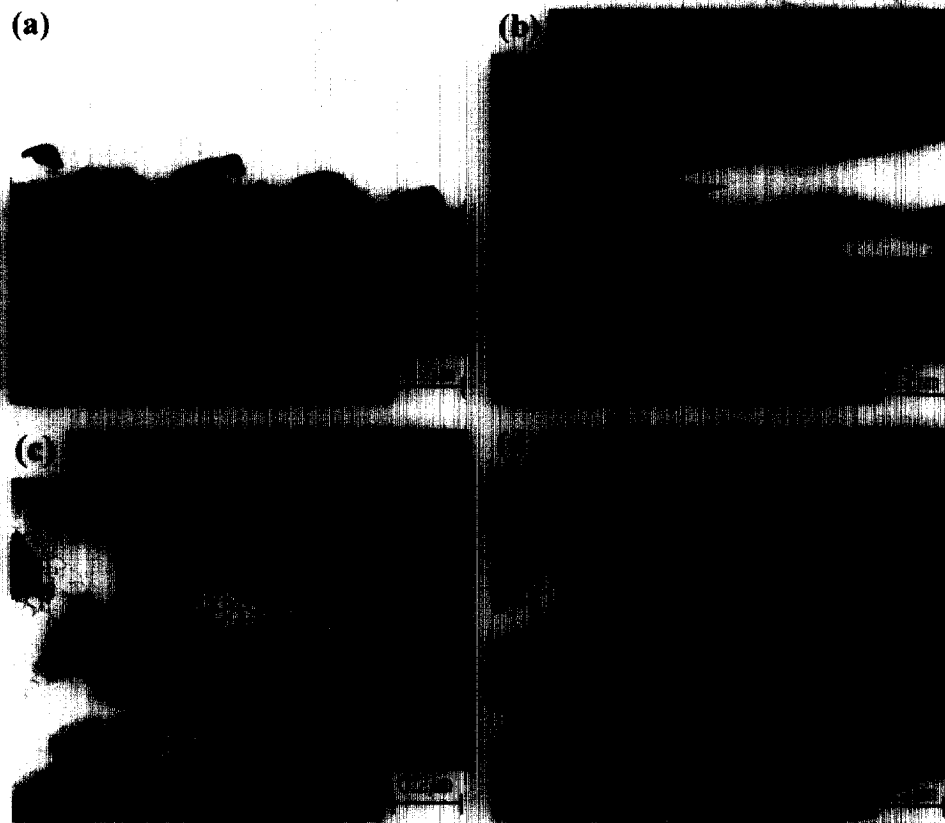
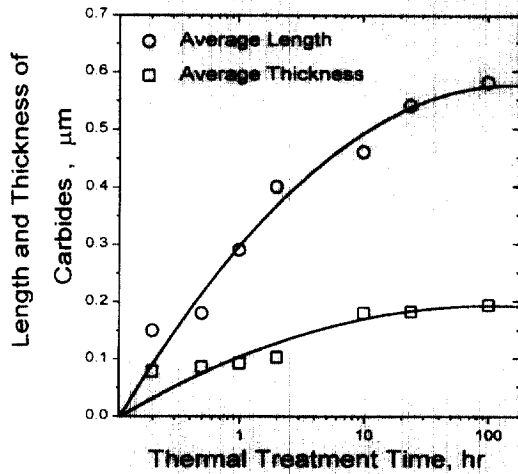


Fig. 6. The TEM micrographs showing the morphologies of intergranular carbides during thermal treatment at 720°C in Inconel 690 alloy. (a) 1hr (b) 10hr (c) 24hr and (d) 100hr.

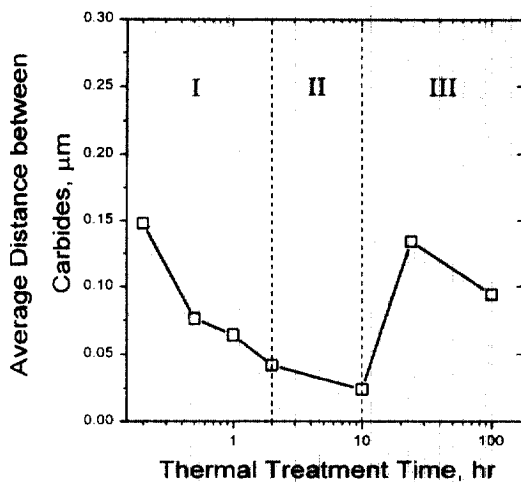
균 0.134 μm 까지 증가하는 것으로 관찰되었다. 이것은 탄화물의 분포가 반연속적인 분포에서 조대화가 일어나 불연속적인 분포로 변화되기 때문이다. 불연속적인 탄화물은 열처리 시간이 더욱 증가함에 따라 다시 탄화물의 크기가 증가하게 되어 탄화물 사이의 간격은 100시간의 열처리에서 평균 0.094 μm 까지 다시 감소하는 것으로 관찰되었다. 그림 8에서 불균일한 탄화물의 분포를 보이는 열처리 시간 영역을 I, 반연속적인 탄화물 분포를 보이는 영역을 II, 불연속적인 분포를 보이는 영역을 III으로 나타내었다. 따라서 증기발생기 전열관의 요구 조건인 연속 또는 반연속적인 입계 탄화물을 얻기 위해서는 II영역인 2시간-10시간 구간에서 열처리를 실시하여야 한다.

이러한 탄화물 분포 및 형태의 변화가 기계적 특성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 인코넬 690 MA상태를 1시간에서 100시간동안 열처리한 시편을 대상으로 10^5r 의 변형을 속도로 상온 인장 시험을 실시하였다. 그림 8에서 보는 것처럼

인장 시험결과 항복강도 및 최대인장강도가 열처리 시간의 변화에 따라 큰 차이가 없는 것으로 나타났다. 열처리 시간에 따른 결정립의 크기를 조사한 결과 그림 5와 그림 9에서 볼 수 있듯이 결정립 크기의 변화가 없는 것으로 나타났다. 열처리 시간에 따라 결정립크기의 변화가 없는 것은 입계 석출물에 의한 Zener drag효과에 의한 것으로 분석된다. 이러한 효과를 확인하기 위하여 800 $^{\circ}\text{C}$ 에서 1120 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 20 $^{\circ}\text{C}$ 간격으로 10시간 동안 열처리를 실시한 결과 1020-1040 $^{\circ}\text{C}$ 에서 입계 탄화물이 용해되는 것으로 관찰되었다. 또한 열처리 온도증가에 따른 결정립 크기를 조사한 결과 그림 10에서 볼 수 있듯이 탄화물 용해온도 이상에서 급격하게 결정립 성장이 이루어지고 있음을 관찰할 수 있었다. 이상에서 열처리로 인한 입계 탄화물의 용해온도와 결정립 성장온도는 일치되며 입계 탄화물이 결정립 성장을 억제시키는 것으로 분석된다.



(a)



(b)

Fig. 7. The quantitative analysis on the morphology of the intergranular carbides in Inconel 690 alloy. (a) The variation of average length and thickness and (b) average distance between intergranular carbides of Inconel 690 alloy during the thermal treatment at 720 $^{\circ}\text{C}$.

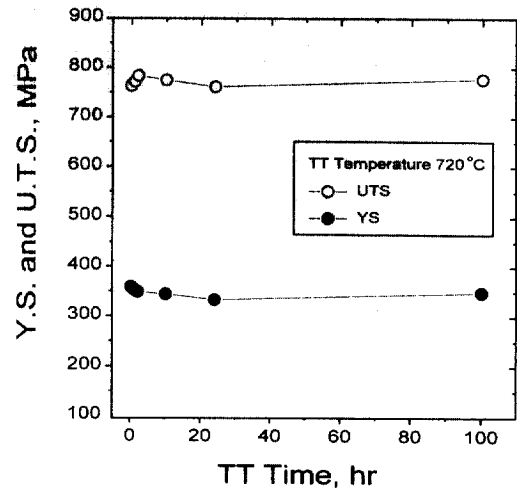


Fig. 8. The variation of yield strength and ultimate tensile strength of Inconel 690 alloys with the thermal treatment time at 720 $^{\circ}\text{C}$.

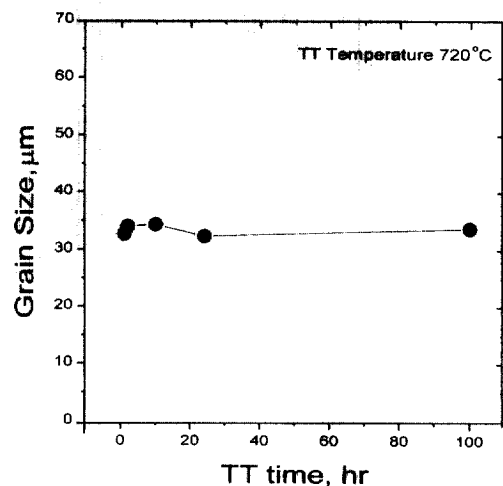


Fig. 9. The variation of grain size of Inconel 690 alloys with the thermal treatment time at 720 $^{\circ}\text{C}$.

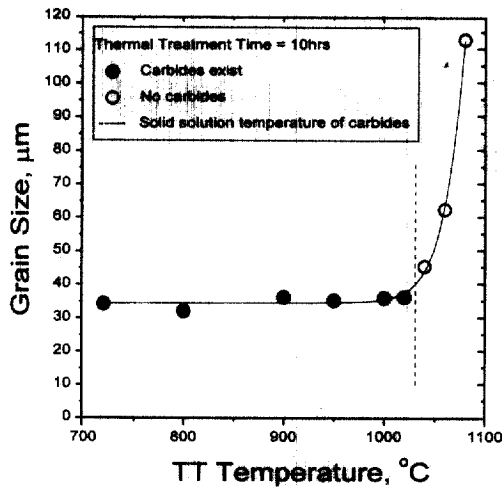


Fig. 10. The variation of grain size of Inconel 690 alloys with the thermal treatment temperature. The thermal treatment time was fixed as 10 hours at each temperature.

4. 결 론

인코넬 690합금의 탄화물 석출현상을 분석하기 위하여 탄소함량이 0.019%인 인코넬 690합금을 대상으로 720°C에서 열처리 시 탄화물의 석출 거동을 조사하였으며 다음 결론을 얻었다.

1) 720°C에서 열처리 시 FCC 구조를 갖는 Cr이 90%이상 함유된 $M_{23}C_6$ 형 탄화물이 입계에 석출되는 것이 확인되었으며, 탄화물과 기지사이에는 $\{100\}_{matrix} // \{100\}_{carbide}$, $\langle 100 \rangle_{matrix} // \langle 100 \rangle_{carbide}$ 의 방위관계를 가지는 것으로 분석되었다.

2) 열처리 시간에 따른 입계 탄화물 형상 및 분포를 비교 관찰한 결과 초기 입계 탄화물이 존재하는 MA상태의 경우 입계에 반연속적인 입계 탄화물은 0.2시간 이상의 열처리에서 나타나며 초기 입계 탄화물이 존재하지 않는 용체화 상태의 경우 0.5시간 이상의 열처리에서 나타난다. 석출 초기에는 반연속적 또는 불연속적인 형태의 입계 탄화물이 관찰되었으며 2시간 이후에는 입계 탄화물의 길이 및 두께가 성장하여 반연속적인 형태로 바뀌었으며, 24시간 이후에는 석출물의 조대화가 일어나 불연속적인 탄화물 분포를 보였다.

3) 열처리 시간이 1시간에서 100시간까지 증가함에 따라 입계 탄화물의 평균 길이는 0.29μm에서 0.58μm까지 증가하

며, 평균두께는 0.092μm에서 0.193μm까지 증가하였다. 탄화물의 평균간격은 열처리 시간 10시간까지 감소하다가 10시간에서 24시간사이에서 증가한 후 24시간 이후 다시 감소하였다. 이 결과는 초기 10시간까지는 입계 탄화물의 성장이 일어나며, 이후에 약 24시간까지 입계 탄화물의 분포가 반연속적 분포에서 불연속적으로 분포되고 24시간 이후에는 다시 탄화물의 성장이 일어나기 때문으로 해석된다.

4) 800°C에서 1120°C의 온도범위에서 20°C간격으로 10시간 동안 열처리를 실시한 결과 입계 탄화물은 1020-1040°C의 구간에서 용해되었으며 입계 탄화물 용해온도 이상에서 결정립의 성장이 급격하게 일어나는 것이 확인되었다. 그 이유는 입계 탄화물이 존재하는 경우 Zener drag효과에 의해 결정립 성장이 억제되기 때문이다.

REFERENCES

1. W.F. Smith : Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill, U.S.A. (1981) 466
2. "Corrosion of Nickel Base Alloys", Metals Handbook, 9th Ed., ASM International, U.S.A. (1987) 641
3. R.A. Page, A. Mcminn : Metall. Trans. A., 17A (1986) 877
4. M.A. Cordori : Proceedings of Materials Workshops for the Power Industry, (1983) 93
5. W.Y. Maeng and T.W. Nam : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 35 (1997) 1019
6. Nuclear Eng. International, Nov. (1994) 22
7. G.P. Airey : Corrosion, 36 (1980) 9
8. Ph. Berge, J. R. Donati, B. Prieux and D.Villard : Corrosion, 33 (1977) 425
9. J.R. Crum : Corrosion, 38 (1982) 40
10. S.M. Payne and P. McIntyre : Corrosion, 44 (1987) 314
11. R.M. Latanision : proc., conf. on Corrosion of Nickel-Base Alloys, October, 1984, Cincinnati, Ohio, ASM.
12. S.M. Bruemmer, L.A. Charlot, C.H. Henager : Corrosion, 44 (1988) 782
13. J.L. Buret, D. Vuillaume : Technical report k.2/02 Rev. 00, PWRSG Tubing in Alloy 690 (1988)
14. J.J. Kai, G.P. Yu, C.H. Tsai, M.N. Liu, S.C. Yao : Metall. Trans. A., 20A (1989) 2057
15. Thomas M. Angeliu, Gary S. Was : Metall. Trans. A., 21A (1990) 2097
16. Combustion Eng. Specification No. : 00000-MCM-063, Revision 02
17. Y.B. Lee, J.S. Jang, D.H. Lee, D.Y. Lee and I.H. Kuk : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 35 (1997) 935
18. J.K. Lee, J.S. Jang, D.H. Kim, C.K. Rhee and I.H. Kuk : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 998