

論 文

INCONEL 718 초내열 합금의 열처리에 따른 미세조직 변화

최중환·이기룡·조창용·김인배
부산대학교 공과대학 금속공학과

Effect of Heat Treatment on the Microstructures of Inconel 718 Superalloy

J.H. Choi, K.R. Lee, C.Y. Jo and I.B. Kim

Department of Metallurgical Engineering, Pusan National University

ABSTRACT

Microstructural evolution of wrought Inconel 718 superalloy with different heat treatment conditions was studied. Heat treatment was performed via conventional (CHT), modified (MHT), Merrick (MeHT) and modified Merrick (MMeHT) methods. The size of γ' and γ'' precipitates which are principal strengthening phases in Inconel 718 superalloy increase in order of CHT, MHT, MeHT. For the case of MMeHT, a coexistence of fine γ'' precipitate and very coarse particles due to excess growth of γ'' , which is called bimodal distribution, was observed. CHT gave the finest grain size. (Ti, Nb)C carbide and needle-like δ phase were formed together at grain boundaries for CHT, and were formed both inside and at boundaries of grains for MHT, MeHT and MMeHT. Morphology of partially serrated grain boundaries was developed in all heat treatment conditions except CHT.

1. 서 론

Ni 기 초내열합금의 하나인 Inconel 718 은 약 30 년전 Eiselstein 에¹⁾ 의해 개발되었으며, 650°C 까지의 크리이프, 저주기 피로저항성, 응력파단 특성 및 고온안정성이 우수하여 제트 엔진의 turbine disk 재 뿐만 아니라 engine frames, casings, exhaust nozzles, shafts, seals, spacers, compressor blades and vanes, fasteners 등으로 사용된다^{2,3)}.

Inconel 718 은 또 고온강도와 우수한 내식성이 요구되는 핵 발전소의 bolts, springs, guide tube pins, fasteners 및 기타 구조물로서 290-315°C 의 중간온도 범위에서도 사용되며⁴⁾, 저온에서의 연성 및 파괴특성이 우수하여 rocket motor casing 이나 초전도 구조재 등의

저온 구조물로서 -253°C 까지 사용됨으로써 액체수소 온도인 -253°C 에서 650°C 의 넓은 온도범위에 걸쳐서 사용된다^{5,6)}.

Inconel 718 은 내식성 뿐만 아니라 수소취성 저항성, 응력부식 저항성 등이 좋고 열처리에 의해서 여러수준의 강도값을 가질 수 있어 석유나 가스산업용 장치의 구조물 등으로 사용되고⁶⁻⁹⁾, Fe 량이 많아서 가공성이 우수하고 원가가 저렴하며, 시효에 따른 주강화 석출물인 γ'' 의 석출이 느려 용접 열영향부의 strain-age cracking 이 감소됨으로써 용접성이 좋은 등의 장점도 있어¹⁰⁻¹²⁾ 우주항공산업, 원자력산업, 석유화학공업 등 그 사용 용도가 매우 다양하고 수요도 많아 현재 초내열합금 생산량의 약 35%를 점유하고 있다¹³⁾.

Inconel 718 의 강화원은 DO₂₂ BCT 구조의 정합규칙

상으로서 disc 형태로 석출하는 γ'' (Ni₃Nb)과 10-20% 정도의 강도 기여효과를 갖는 L1₂ FCC 구조의 정합규칙상인 구형의 γ' (Ni₃(Al, Ti))이므로^{11,14-18,21,24} 이들 석출물이 FCC γ 기지와 coherency strain을 발생시키는데 이러한 coherency strain이 전위의 입자로의 penetration을 방해하고 ordered structure를 전위가 지나감으로써 생기는 역위상경계(APB, antiphase boundary)에 의해서 강화된다.

이와 같은 석출물에 의한 강화 이외에도 Cr, Mo 등의 고용체 강화 및 탄화물의 형성에 의한 강화와, γ'' 과 같은 Ni₃Nb의 조성이나 orthorhombic 구조를 갖는 부정합 안정상인 δ 의 형상이나 양이 강도특성에 영향을 미치고, 결정입계에서의 입자의 분포상태, 결정입계의 형상, 결정립의 크기 등의 미세조직이 특성에 복합적으로 영향을 미친다^{14,19-26}.

본 연구에서는 VIM과 ESR에 의하여 국내에서 제조된 wrought Inconel 718 초내열합금을 시료로 하여 conventional 열처리(ASTM A637), Idaho-national engineering laboratory에서 개발된 modified 열처리²⁷, Merrick 열처리¹⁹, modified Merrick 열처리^{28,29} 등의 열처리에 따른 결정입도, δ 상, 탄화물 γ' 과 γ'' 석출물, 결정입계 형상 등의 미세조직 변화를 조사 검토하였다.

2. 실험 방법

2.1. 시료

본 연구에 사용한 시료는 국내 소재 전문업체에서 VIM(vacuum induction melting)과 ESR(electro slag remelting)으로 용해한후 1100-1160°C의 범위로 유지하여 열간단조를 거쳐 958°C에서 1시간 열처리한후 공냉한 wrought Inconel 718을 사용하였으며, 그 화학 조성은 Table 1과 같다.

2.2 열처리

열처리에 따른 Inconel 718 소재의 조직변화를 조사하기 위해 Fig.1과 같은 4종류의 열처리 즉 conventional

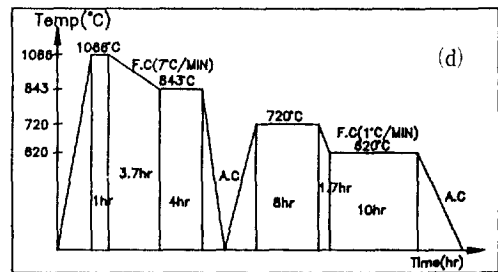
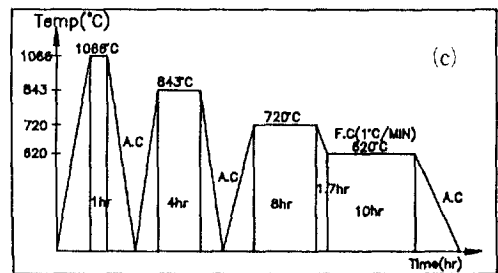
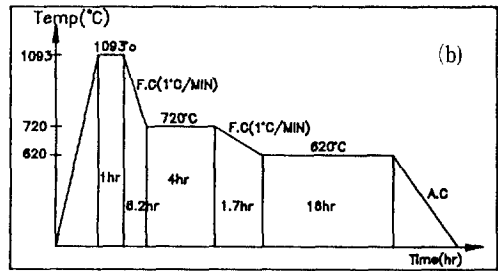
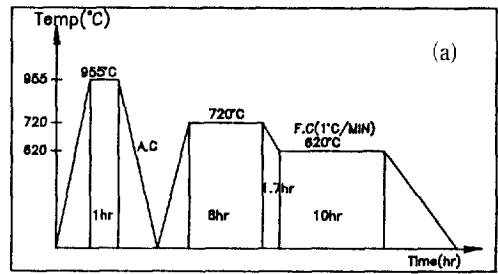


Fig. 1. Heat treatment cycles

- (a) Conventional heat treatment (CHT)
- (b) Modified heat treatment (MHT)
- (c) Merrick heat treatment (MeHT)
- (d) Modified Merrick heat treatment (MMeHT).

Table 1. Chemical Composition of Specimen.

Element	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Nb+Ta	B	Al
Chemical Composition (wt%)	0.05	0.41	0.17	0.002	52.12	18.86	3.02	Bal	0.04	0.05	5.11	0.005	0.57

열처리(이하 CHT 라함), modified 열처리(이하 MHT 라함), Merrick 열처리(이하 MeHT 라함), modified Merrick 열처리(이하 MMeHT 라함)을 Ar 가스분위기 하에서 수행하였다.

2.3. 미세조직 관찰

Fig.1 과 같은 열처리를 한 시편의 열처리 조건에 의한 미세조직 변화는 광학현미경, 주사식전자현미경 및 투과식전자현미경을 사용하여 관찰하였으며, 광학현미경 조직 및 주사식전자현미경 조직 관찰을 위한 부식액으로 Kalling's reagent (5g CuCl_2 + 100 ml HCl + 100 ml ethanol)를 약 100°C로 가열하여 사용하였으며, 투과식 전자현미경 관찰을 위한 jet polishing 은 ethanol 70%, glyceline 10%, 과염소산 20%를 사용하여 전류 120 mA 로 상온에서 수행하였다.

3. 연구결과 및 고찰

3.1. 열처리에 따른 결정입도의 변화

Photo 1 은 본 연구에서 채택한 열처리 즉 CHT, MHT, MeHT, 및 MMeHT 열처리후의 광학현미경 조직으로서 용체화 처리온도가 δ 상의 고용온도인 1037°C³⁰⁾ 이상의 열처리 조건인 MHT, MeHT, MMeHT 의 경우와 δ 상의 고용온도 이하인 CHT 의 경우로 구분되어 결정입도의 차이를 보임을 알 수 있다.

이러한 결과는 본 연구에서 사용한 소재는 VIM 에 의한 용해와 ESR 에 의한 재용해후 열간단조를 행한 것으로서 재결정온도 이상으로 가열 유지하면 어느정도 재결정현상이 발생될 것을 고려할 때 용체화 처리온도가 비교적 낮은 CHT 의 경우 결정입계에 존재하는 δ 상이 용해되지 않아 δ 상이 재결정시의 결정입계 이동을 방해함으로써 비교적 작은 결정립을 갖는 조직이 얻어진 반면에, δ 상의 고용온도 이상에서 용체화 처리한 MHT, MeHT, MMeHT 의 경우 δ 상이 기지내에 용해되어 재결정시 결정입계 이동에 대한 δ 상의 영향이 없기 때문

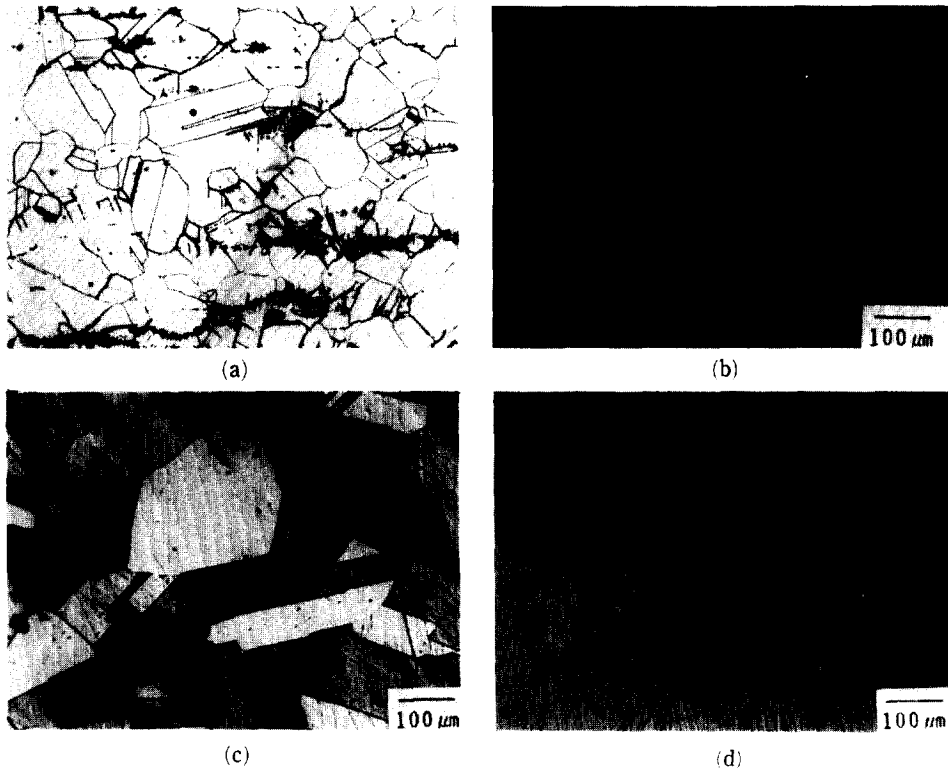


Photo 1. Optical micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by (a) CHT, (b) MHT, (c) MeHT and (d) MMeHT, which show the variations of grain size and distribution of δ phase.

에 CHT의 경우보다 상대적으로 큰 결정립을 갖는 조직이 얻어진 것으로 생각된다.

결정립도에 관한 열처리의 영향을 좀더 자세히 고찰하기 위해 용체화 처리온도가 1093°C로 가장 높은 MHT의 경우와 1066°C인 MeHT 및 MMeHT의 경우를 비교해 보면 MHT의 경우는 비교적 균일한 결정립도를 보이는 반면에 MeHT와 MMeHT의 경우는 큰 결정립과 작은 결정립이 혼재하고 있음을 알 수 있다. 이러한 결과는 모든 시편의 열처리 조건이 같다고 했을 때 용체화 처리온도가 가장 높은 MHT의 경우에는 결정립 성장이 모든 결정립에서 충분히 진행되어 균일한 결정립도를 나타내는 반면, 용체화 처리온도가 상대적으로 낮은 MeHT 및 MMeHT의 경우에는 일부 결정립은 재결정의 진행으로 성장하고 일부는 성장하지 못하였기 때문이라고 생각된다. 다시 말하면 재결정에 영향을 미치는 가공도, 가공전 결정립도, 열처리 온도 등의 인자들³¹⁾ 열처리 온도의 영향이 나타난 결과라 볼 수 있다.

한편 FCC 구조를 갖는 소재의 특징중의 하나인 소성 변형후 어닐링시 형성되는 소둔쌍정 즉, 변형중 형성된 쌍정핵이 어닐링시에 성장함으로써 형성되는 비교적 넓은 straight side를 갖는 소둔쌍정은 MHT에서 가장 많이 관찰되고 MeHT와 MMeHT에서는 일부 관찰되며 CHT에서는 그 정도가 훨씬 적은 것으로 보아 MHT에서는 상대적으로 충분한 재결정이 일어났음을 알 수 있다.

3.2. 열처리에 따른 δ 상의 변화

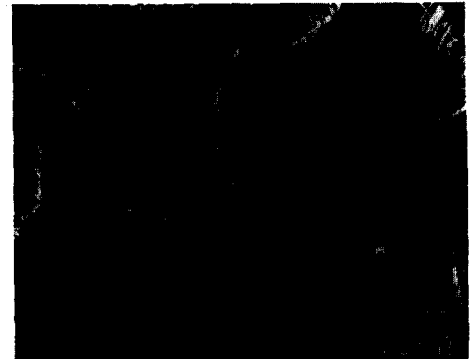
δ 상은 γ'' 상과 같은 Ni₃Nb의 조성이나 orthorhombic 구조를 갖는 부정합안정상으로서 응고과정중 Nb이 많은 영역에서 형성되거나 단조과정에서 형성된다³²⁾. δ 상은 이와 같은 제조공정 과정에서 형성되는 것 이외에도 고온노출시에 결정입계나 NbC 탄화물부에서 핵생성되어 γ'' 을 잠식함으로써 성장하기도 하고 열처리 과정에서도 형성된다^{28,33)}. 이러한 δ 상의 형성은 650°C에서 980°C의 온도범위에서 형성되며, 700°C 이하에서는 아주 느리나 840°C 이상에서는 활발하며 에너지적으로 불안정한 결정입계에서 우선 석출하여 결정입내로 성장한다^{28,31)}.

열처리전의 δ 량이 너무 많으면 δ 형성에 의한 Nb의 잠식으로 인하여 이후열처리과정에서 형성되는 Inconel 718 합금의 주 강화상인 γ'' 상의 양이 상대적으로 적어

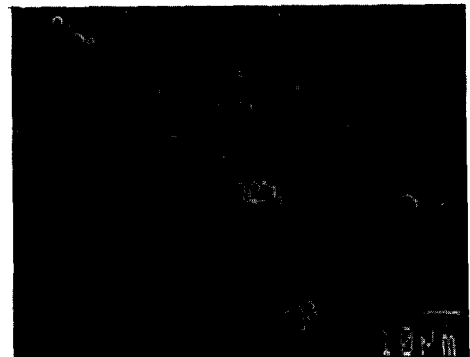
지게 되어 강도를 떨어뜨리고 특히 크리이프 성질이 저하하게 된다³⁰⁾. 반면에 열처리 이전의 δ 량이 너무 적으면 δ 의 결정입계 pinning 효과가 적어져 결정립 성장을 제어하지 못해 결정립의 크기가 커져 일정온도 이하에서의 결정립 미세화에 의한 강도향상을 기할 수 없다. 따라서 열처리 이전에 형성되는 δ 상은 적당량이어야 한다.

Photo 1의 고찰에서 언급한 바와 같이 δ 상의 고용온도 이상에서 용체화 처리한 MHT, MeHT, MMeHT의 경우, 광학현미경 조직상에는 δ 상이 관찰되지 않으나 δ 고용온도 이하에서 용체화 처리한 CHT에서는 국부적인 δ 상의 존재가 관찰되었다.

Photo 2의 δ 상을 좀더 자세히 관찰한 것으로서 CHT의 경우 결정입계를 따라 침상의 형태로 석출되어 결정입내의 특정방위로 성장함으로써 Widmanstätten 조직형태로 석출되어 있으며 이들 δ 상은 응고과정중에 결정입계나 수지상간에 정출하는 MC 형태의 탄화물과 같은 영



(a)



(b)

Photo 2. SEM micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by (a) CHT and (b) MHT.

역에서 형성되어 있는 것으로 보아 Photo 2(a)의 δ 상은 소재의 제조과정중에 형성된 것으로 생각된다. 한편 δ 상의 고용온도 이상에서 용체화 처리한 MHT의 경우에는 δ 상의 고용에 의하여 CHT의 경우와 같은 δ 상은 관찰되지 않고 열처리 과정에서 재석출된 미세한 δ 상이 결정입계나 쌍정경계를 따라 분포되어 있음을 관찰할 수 있다.

Photo 3은 MeHT와 MMeHT의 경우 SEM 조직사진으로서 MHT에서는 없었던 843°C로 시효처리함으로써 δ 상의 형성이 조장되어 MHT의 경우보다 많은 δ 상이 결정입계 특히, 결정입계 3중점부에 석출되었음을 알 수 있으며, 용체화 처리후 상온까지 공냉한후 843°C로 재가열하여 시효처리한 MeHT의 경우는 상온까지의 공냉에 따른 석출핵의 수가 많아져 석출 δ 상의 크기가 거의 유사하고 미세한 반면에, 용체화 처리후 7°C/min의 속도로 843°C까지 노냉하여 843°C 시효처리한 MMeHT의 경우는 서냉에 따른 과냉도가 작아 석출핵

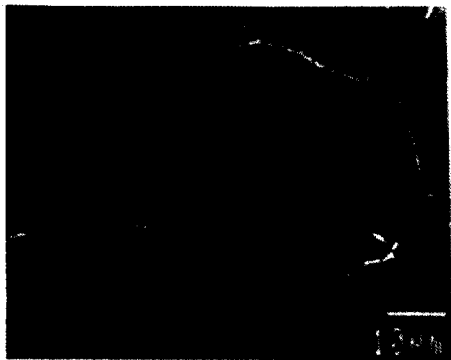
의 수는 상대적으로 적으나 석출핵의 성장속도가 커져 부분적으로 크게 성장한 δ 상과 미세한 석출상이 혼합되어 결정입계부에 석출되어 있음을 알 수 있다.

3.3. 열처리에 따른 탄화물의 분포

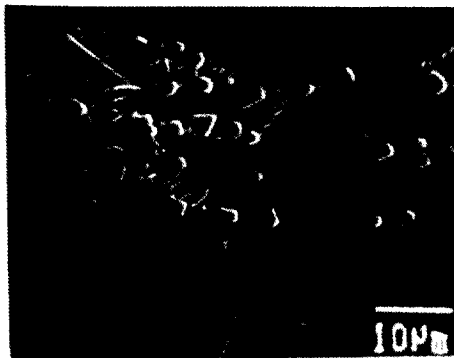
Inconel 718 합금에서 형성될 수 있는 탄화물에는 용해후 응고과정중 응고말기에 정출되는 M_6C 형태의 탄화물과 사용중 또는 열처리 과정에서 형성될 수 있는 M_6C 형태의 것을 고려할 수 있다. M_6C 형태의 탄화물은 Si 함량이 많거나 용체화 처리온도가 1200°C 이상인 경우에 나타날 수 있는 것으로서 개발초기에는 발견되었으나, 진공용해 등으로 합금원소의 조절이 용이해진 최근에는 성분에 의한 M_6C 탄화물은 거의 발견되지 않고 용체화 처리온도도 1200°C를 넘지 않으므로 본 연구 합금에서 관찰되는 탄화물은 MC 형태의 탄화물로 알려져 있다²⁾.

Fig.2는 본 연구 합금에서 관찰되는 탄화물에 의한 EDX 분석결과로서 형성된 탄화물은 MC 형태의 (Ti, Nb)C 탄화물임을 확인할 수 있었다. Photo 4는 각 열처리에 따른 탄화물의 분포를 관찰한 것으로서 CHT의 경우 침상의 δ 상과 함께 주로 결정입계부에 존재하고 δ 상의 고용온도 이상에서 용체화 처리한 열처리의 경우에는 δ 상의 고용으로 δ 상에 의한 결정입계 고착현상이 일어나지 못하고 재결정으로 인한 결정입계의 이동이 일어남으로써 결정입내에도 탄화물이 존재하는 것을 관찰할 수 있다.

3.4. 열처리에 따른 석출물의 거동



(a)



(b)

Photo 3. SEM micrographs of Inconel 718 heat treated by (a) MeHT and (b) MMeHT.

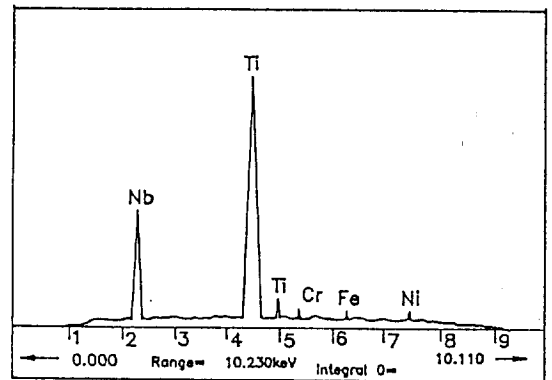
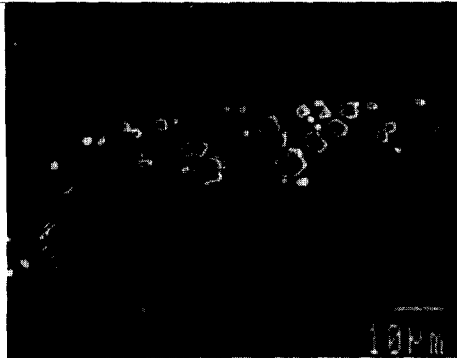


Fig.2. EDX analysis result of MC carbides precipitated in Inconel 718 superalloy.



(a)



(b)

Photo 4. SEM micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by (a) CHT and (b) MMeHT.

Inconel 718은 용체화 처리한 후 시효처리를 하면 이 합금의 주 강화원인인 γ'' 과 γ' 이 석출한다. Ni_3Nb 의 조성을 갖는 γ'' 상은 DO_{22} BCT 구조의 정합규칙상으로서 disc 형태로 석출하고^{14,21,24)}, $Ni_3(Al, Ti)$ 의 조성을 갖는 γ' 상은 $L1_2$ FCC 정합규칙상으로서 구형으로 석출하는데²¹⁾, 이들 석출물이 FCC γ 기지와 coherency strain을 발생시키며 이러한 coherency strain이 전위의 입자로의 penetration을 방해하고 ordered structure를 전위가 지나감으로써 생기는 역위상경계에 의해서 강화된다.

Photo 5는 CHT, MHT 및 MeHT 열처리한 경우 TEM 조직사진으로서 disc 형태의 γ'' 상을 잘 관찰할수 있으며 그 크기는 CHT의 경우가 가장 미세하고 MeHT의 경우가 가장 커서 석출물의 크기는 CHT, MHT, MeHT의 순으로 증가되었음을 알 수 있다. 이러한 결과는 CHT의 경우 용체화 처리후 과포화된 고용체를 상온까지 공냉시킴에 따라 석출핵의 수가 많고



(a)



(b)



(c)

Photo 5. TEM micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by (a) CHT, (b) MHT and (c) MeHT.

비교적 낮은 온도에서 시효처리를 함에 따라 핵성장 속도가 늦어 미세한 석출물이 형성된 것이고, 용체화 처리후 720°C의 1차 시효온도까지 노냉시킨 MHT의 경우 노냉에 따른 석출핵의 수가 상대적으로 적기 때문에 CHT의 경우보다 큰 석출물이 형성된 것으로 생각된다. 한편 용체화 처리후 과포화 고용체를 공냉시킨 다음 843°C로 재가열하여 4시간 시효한후 다시 공냉시킨 다음 720°C 및 621°C의 온도에서 시효처리한 MeHT의

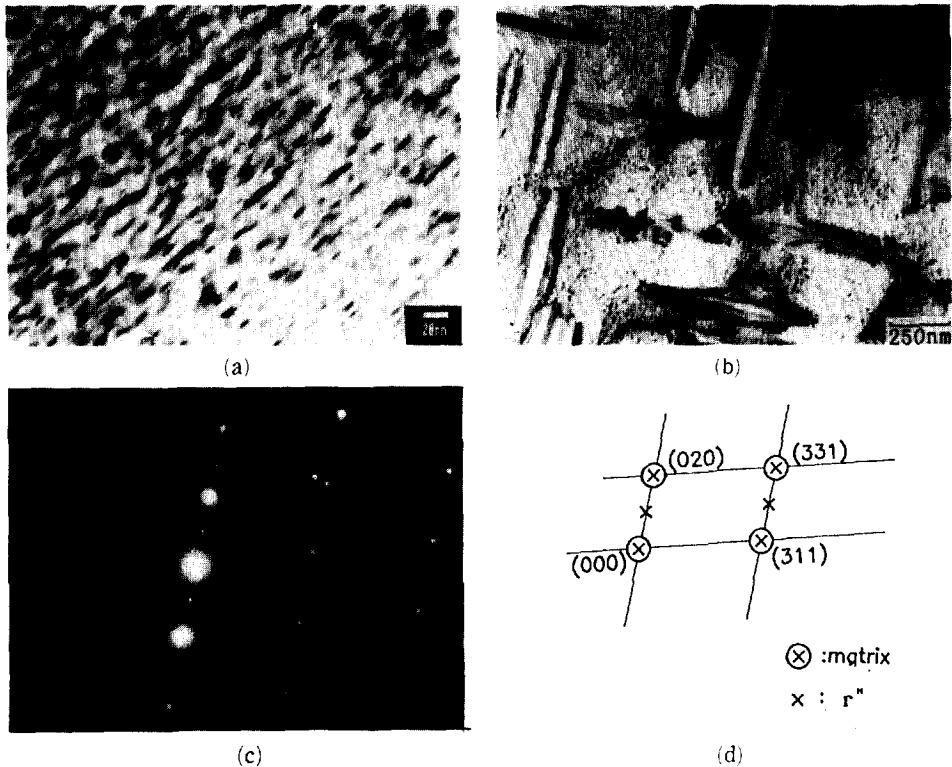


Photo 6. TEM micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by MMeHT.

- (a) fine precipitates
 (b) bright field image of large precipitates
 (c) SADP of precipitate and (d) Indices of SADP.

경우는 1차 시효온도가 843°C로 비교적 높기 때문에 1차 시효시에 형성된 석출물의 성장이 진행되어 MHT의 경우보다 조대한 석출물이 형성되고 2, 3차 시효시에 석출된 미세한 석출물도 부분적으로 관찰되었다. Photo 6은 MMeHT의 경우 TEM 조직사진으로서 MeHT와 각 단계의 시효처리 온도는 동일하지만, 용체화 처리후 1차 시효온도인 843°C까지 서냉(7°C/min)시킨 MMeHT의 경우에는 서냉과정중에 핵생성된 일부 석출물이 이후의 시효처리 과정에서 크게 성장하여 부분적으로 극히 조대한 석출물이 미세석출물과 혼재하고 있는 석출물의 2중 분포(bimodal distribution)를 형성하는 것으로 관찰되었으며, 석출물의 SADP 분석결과 γ'' 상으로 확인되었다.

3.5. 열처리에 따른 결정입계 형상의 변화

열처리에 따른 결정입계 형상의 변화를 조사한 결과

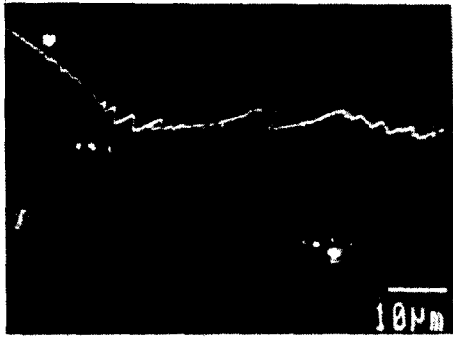
용체화 처리온도가 δ 상의 고용온도 이하인 CHT의 경우를 제외하고, 용체화 처리온도가 δ 상의 고용온도 이상인 MHT, MeHT 및 MMeHT의 경우에는 부분적으로 결정입계의 serration 현상이 관찰되었다. 따라서 결정입계의 serration 현상은 용체화 처리온도와 관련된 것으로 생각되며, Photo 7은 MHT의 경우 관찰된 serrated 결정립의 형상을 나타낸 것으로서 serrated 입계부에 δ 상으로 생각되는 상이 입계의 serration 방위와 동일한 방위로 존재하는 것을 볼 수 있다.

이와 같은 결정입계의 부분적인 형상변화는 MeHT와 MMeHT에서도 관찰되었으나 용체화 처리온도에서 1차 시효온도까지 7°C/min로 서냉시킨 MHT와 MMeHT의 경우가 보다 선명한 serration 현상을 나타내었다.

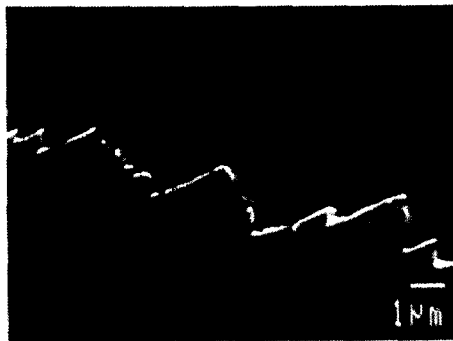
serrated 결정립 부위에 미세한 δ 상이 존재하고 δ 상 고용온도 이상에서 용체화 처리한 경우에 결정립의



(a)



(b)



(c)

Photo 7. SEM micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by MHT showing the serrated grain boundary morphology. (b) and (c) is same area but (c) is higher magnification.

serration 현상이 나타난 것으로 보아 용체화 처리 이후에 형성된 미세 δ 상이 열처리 과정에서의 결정립의 성장을 방해하여 serrated 결정입계가 형성되는 것으로 생각된다.

결정입계 serration 은 스테인레스강에서도 나타나는데 스테인레스강에서의 결정입계 serration³⁴⁾은 Fig.3에서

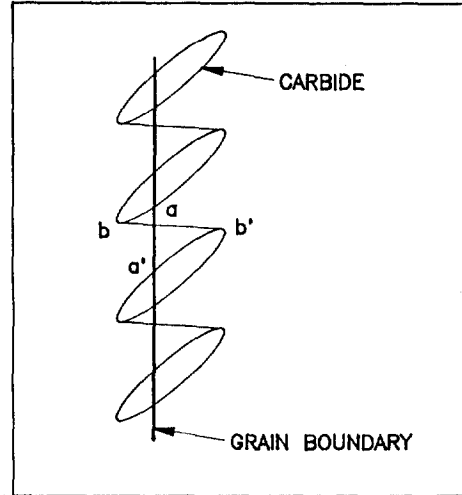
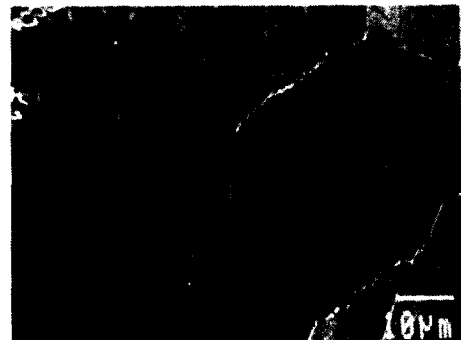


Fig. 3. A model for serrated grain boundary formation for stainless steel³⁴⁾.



(a)



(b)

Photo 8. SEM micrographs of Inconel 718 superalloy heat treated by (a) MeHT and (b) MMeHT showing the serrated grain boundary morphology.

보는 바와 같이 결정입계에 어떤 일정한 방위를 갖는 탄화물로 인하여 에너지적으로 안정된 즉 결정입계 면적을 줄이기 위해(Fig.3에서 원래의 a-a' 길이 결정입계가 b-b'로 됨에 따라 면적이 감소) serration이 발생한다는 기구와 관련하여 본 연구시료의 경우 열처리에 의해 형성된 미세한 δ 상이 스테인레스강에서의 탄화물의 역할을 함으로써 serrated 결정입계가 형성되는 것으로 생각된다. 이와 같은 결정입계의 serration은 결정입계 미끄러짐을 방해함으로써 stress-rupture 특성을 향상시키거나 650°C notch rupture ductility의 증가를 가져온다¹⁹⁾. Photo 8은 MeHT와 MMeHT의 경우 serrated 결정입계 형상을 보여준 것이다.

4. 결 론

VIM과 ESR에 의하여 국내에서 제조된 wrought Inconel 718 초내열합금을 시료로 하여 conventional 열처리(CHO), modified 열처리(MHT), Merrick 열처리(MeHT) 및 modified Merrick 열처리(MMeHT) 등의 열처리에 따른 미세조직의 변화를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Inconel 초내열합금의 주강화원인 γ' 과 γ'' 석출물의 크기는 CHO, MHT, MeHT의 순으로 증가되었으며, MMeHT의 경우는 매우 조대한 석출물과 미세한 석출물이 공존하는 2중 분포를 나타내었다.

2) 결정립의 크기는 용체화 처리온도가 δ 상의 고용온도 이하인 CHO의 경우가 가장 미세하였다.

3) CHO의 경우 δ 상은 탄화물과 함께 결정입계 주위에 침상의 형태로 높은 밀도로 석출 분포되었으며 MHT, MeHT, MMeHT의 경우는 용체화 처리에 의해 고용되었던 δ 상이 이후의 열처리 과정에서 입계 또는 쌍정입계에 미세하게 재석출되었다.

4) 탄화물은 (Ti, Nb)C이었으며 CHO의 경우는 주로 결정입계부에 분포되었으나 MHT, MeHT, MMeHT의 경우는 결정입계 뿐만 아니라 결정입내에도 존재하였다.

5) CHO를 제외한 MHT, MeHT, MMeHT의 경우 부분적으로 결정입계의 serration 현상이 나타났다.

「후 기」

본 연구는 1990년 학술진흥재단의 지방대육성 학술연

구 조성비에 의하여 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

5. 참 고 문 헌

1. H.L. Eiselstein, ASTM STP 369 (1965), 65.
2. J.F. Barker, D.D. Krueger and D.R. Chang : Thermomechanical Processing of Inconel 718 and Its Effect on Properties in "Advanced High-temperature Alloys", ed. by S.M. Allen et. al. ASM (1985), 125.
3. J.F. Barker, Superalloy 718-Metallurgy and Applications, TMS, Warrendale, Pennsylvania (Proceedings Form International Symposium on Alloy 718, Pittsburgh, Pennsylvania), (1989), 269.
4. W.L. Kimmerle, M.T. Miglin and J.L. Nelson, in Reference No.3, 417.
5. L.A. James, in Reference No.3, 499.
6. T.A. Roach, in Reference No.3, 381.
7. J. Kolts, in Reference No.3, 329.
8. O.A. Onyewuony, in Reference No.3, 345.
9. S. Widge, W.P. Rehrer and J.F. Radavich, in Reference No.3, 363.
10. W.J. Mills, in Reference No.3, 517.
11. H.J. Wagner and A.M. Hall, "Physical Metallurgy of Alloy 718" Defence Metal Information Center Report 217, Battelle Memorial Institute, Columbia, June 1 (1965).
12. W.J. Mills, Effect of Heat Treated on the Tensile and Fracture Toughness Behavior of Alloy 718 Weldment (1984).
13. E.A. Loria, *J. of Metals*, July (1988), 36.
14. J.M. Oblak, D.F. Paulonis and D.S. Duvall, *J. of Metals*, October (1969), 34.
15. J.M. Oblak, D.S. Duvall and D.F. Paulonis, *Metall Trans.*, 5 (1974), 143.
16. M.C. Chaturvedi and Ya-fang-Han, *Metals Sci.* 17 (1983), 145.
17. J.F. Radavich, in Reference No.3, 229.
18. H.L. Eiselstein, "Metallurgy of Columbium-Handled Ni-Cr-Fe Alloy", American Society for

- Testing and Material, Special Technical Publication No.369, Advances in the Technology of Stainless Steels and Related Alloys, Philadelphia, April (1965).
19. H.F. Merrick, *Met. Trans.*, 7A (1976), 506.
 20. N.A. Wilkinson, in Reference No.3, 119.
 21. D.F. Paulonis et al., *Trans.*, ASM 62 (1969), 611.
 22. J.W. Brooks and P.J. Bridges "Superalloy 1988" ed. by S. Reichman et al., The Metallurgical Society (1988), 33.
 23. H. Sundararajan et al, *Acta Metall.*, 36(4) (1988).
 24. P.S. Kotval, *Trans.*, AIME, vol.242, No.8 (1968), 1764.
 25. I. Kirman and D.H. Warrington, *Metall. Trans.* vol.1 No.10 (1970), 2667.
 26. V. Ramaswamy et al., *J. Less-common Metals* 27 (1971), 17.
 27. W.J. Mills, *J. Eng. Met. and Tech.*, ASME 102 (1980), 118.
 28. R. Thamburaj, A.K. Koul, W. Wallace, T. Terada and M.C. de Malherbe, The Influence of Microstructure upon the Creep and Fatigue Crack Growth Behaviour in Inconel 718, Proc. Conf. "Time-dependent Fracture", 11th Canadian Fracture Conference, Ottawa, Canada, June 1984, Ed. A.S.Krausz, Martinus Nijhoff Publishers, 245.
 29. R.Thamburaj, T. Teradn, A.K. Koul, W. Wallace and M.C. deMalherbe, Proc. Int. Conf. on Creep, Tokyo, Japan, April 1986, Eds. D.Woodford et al. ASME/JSME, 275.
 30. A.K. Koul, P. Au, N. Bellinger, R.Thomburaj, W. Wallace and J.P. Immarigeon, Development of A Damage Tolerant Microstructure for Inconel 718 Turbine Disc Material, Proc. 6th Int. Symp. on Superalloys, Seven Springs, PA, Sept. 1988, Superalloy 88 Book, Eds. D.N. Duhl et al, 3.
 31. N.A. Wilkinson, Forging of 718- The Improtance of T.M.P., Superalloy 718, Metallurgy and Applications Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals and Materials Society, 1989, 119.
 32. J.F. Radavich, *J of Metals*, July 1988, 42.
 33. S.K. Hwang, H.N. Lee and B.H. Yoon, *Metall. Trans.* 20A (1989), 2793.
 34. A.K. Koul and G.H. Gessinger, on the Mechanism of Serrated Grain Boundary Formation in Ni-Based Superalloys, *Acta. Met.*, 31(7), (1983), 1061.