육성용접된 Inconel 718 합금의 마찰교반을 이용한 개질처리 효과

송국현[†] · 홍도형 · 양병모*

한국생산기술연구원 비철금속청정기술센터, *(주) 금용기계 기술연구소

Effect of Surface Modification by Friction Stir Process on Overlap Welded Inconel 718 Alloy

Kuk Hyun Song[†], Do Hyeong Hong and Byung Mo Yang*

Korea Institute of Industrial Technology, Gangneung Science Industry Park 106-11 (Daejeon-dong),
Gangneung-si Gangwon-do, Korea

*Keum Yong Machinery Co., LTD, R&D Team, 696-1, Sankyug-dong, Buk-gu, Daegu, Korea

(2013년 8월 2일 접수 : 2013년 8월 27일 최종수정 : 2013년 8월 28일 채택)

Abstract To evaluate the development of the microstructure and mechanical properties on surface modified and post-heat-treated Inconel 718 alloy, this study was carried out. A friction stir process as a surface modification method was employed, and overlap welded Inconel 718 alloy as an experimental material was selected. The friction stir process was carried out at a tool rotation speed of 200 rpm and tool down force of 19.6-39.2 kN; post-heat-treatment with two steps was carried out at 720 °C for 8 h and 620 °C for 6 h in vacuum. To prevent the surface oxidation of the specimen, the method of using argon gas as shielding was utilized during the friction stir process. As a result, applying the friction stir process was effective to develop the grain refinement accompanied by dynamic recrystallization, which resulted in enhanced mechanical properties as compared to the overlap welded material. Furthermore, the post-heat-treatment after the friction stir process accelerated the formation of precipitates, such as gamma prime (γ') and MC carbides, which led to the significant improvement of mechanical properties. Consequently, the microhardness, yield, and tensile strengths of the post-heat-treated material were increased more than 110 %, 124 % and 85 %, respectively, relative to the overlap welded material. This study systematically examined the relationship between precipitates and mechanical properties.

Key words Inconel 718, friction stir process, surface modification, mechanical properties, precipitates.

1. 서 론

Inconel 718은 니켈기초합금(Ni base superalloy) 중 석출강화 효과가 두드러진 합금으로서, 700 °C의 고온에서도 고강도를 유지하며, 부식저항성, 성형성과 용접성이 우수하기 때문에, 가스터빈, 항공우주, 화학 플랜트, 핵 발전 플랜트 분야 등에 이르기까지 다양하게 사용되고 있다.^{1,2)} 이와 같이 우수한 기계적·화학적 특성은 화학 플랜트와 발전 플랜트 분야에 Inconel 718 합금의 적용을 확대시키고 있으며, 점차 그 요구가 늘어나고 있는 추세이다. 한편, 이들 플랜트 산업의 구축이나 유지보수를

위해, 가스텅스텐아크용접(gas tungsten arc welding), 레이저용접(laser welding), 전자빔용접(electron beam welding), 육성용접(overlap welding) 등의 용융용접 프로세스가 도입되고 있으며, 그 중 육성용접의 경우, 가스터빈 분야의 유지보수 프로세스로서 주로 사용되고 있다.³⁻⁶⁾ 그러나 육성용접은 재료의 미세조직 발달을 동반한 기계적 물성의 향상에 제한적인 부분이 있기 때문에, 후속적인 개질처리의 도입이 필요하다. 따라서, 이 연구에서는 표면개질처리로서 톨과 재료간의 회전력과 마찰열을 이용하여 재료의 교반을 유도하는 마찰교반(friction stir) 프로세스를 도입하였다.

[†]Corresponding author

E-Mail : skhyun7@kitech.re.kr (K. H. Song, KITECH)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

니켈기 초합금에서 석출물의 형성은 경도, 강도뿐만 아니라 creep 저항성 등의 기계적 물성의 향상에 중요한 역할을 한다.^{7,8)} 그 중 Inconel 718과 같은 석출강화형 합금은 고온에서 금속간화합물(γ' 과 γ'')과 MC carbides의 형성이 용이하며, 이들은 기계적 성질의 향상에 큰 효과를 나타내는 것으로 보고된 바 있다.⁸⁾ 그러나 아직까지 재료의 개질처리로서, Inconel 718 합금에 대한 마찰교반처리는 보고된 바 없으며, 개질처리 후 후속열처리에 대한 연구결과 또한 보고된 바 없다. 따라서 이 연구에서는 Inconel 718 합금의 표면개질로서 마찰교반처리를 도입하였고, 두 단계로 구성된 후속열처리를 통해 석출물의 형성에 따른 기계적 물성의 전개양상을 평가하였다.

2. 실험 방법

이 연구에 사용된 초기재료는 100 mm(l) × 80 mm(w) × 5 mm(t)의 크기를 갖는 내열강(SCM415)에 2 kW의 YAG-laser를 도입하여 Inconel 718합금을 5 mm(t) 육성한 판재였고, 이에 대한 합금조성을 Table 1에 나타내었다. 육성 후 소재표면을 밀링기로 매끄럽게 연삭하였고, 이 후 연삭된 표면에 대해 Fig. 1에 나타난 바와 같이 마찰교반처리하였다. 마찰교반처리는 톨 회전속도 200 rpm과 이송속도 100 mm/min를 고정한 채 가압하중(19.6-39.2 kN)을 변화하여 적용하였다. 이 때 사용된 톨은 WC-Co 톨로서 쇼울더 직경 15 mm, 프로브 직경 6 mm와 길이 2 mm를 갖고 있었다. 마찰교반처리 시, 피 처리재의 결함발생을 억제하고 안정적인 처리를 위하여, 톨을 이송방향에 대하여 3° 가량 기울인 상태로 유지하였고, 시편표면의 산화를 방지할 목적으로 아르곤 가스를 충분히 흘

Fig. 1. Schematic of friction stir process applied in this study.

려주었다.

마찰교반처리된 Inconel 718 합금의 석출강화 효과를 평가하기 위하여, 시편이 Fig. 2에 나타난 프로세스와 같이 후속열처리 되었다. 이 때, 각각의 열처리 과정에서 형성되는 금속간화합물과 MC carbides의 형성을 극대화하기 위하여, 열처리는 Fig. 2와 같이 720 °C/8h와 620 °C/6h의 두 단계로 구성하여 실시하였고, 이 후 상온까지 로냉하였다. 또한, 모든 과정에서 시편의 산화를 방지할 목적으로, 열처리는 1×10^{-5} torr 이상의 고진공 하에 실시하였다.

초기재료, 마찰교반처리된 재료와 후속열처리된 재료들의 거시조직과 미세조직을 분석하기 위하여 전해연마를 도입하였다. 이를 위해, 시편은 20 mm(l) × 5 mm(w) × 5 mm(t)의 크기로 절단되었고, 사포 #2000을 이용하여 기계적으로 연마하였다. 전해연마를 위해, 과염소산(HClO₄)과 메탄올(CH₃OH)을 1:9 비율로 혼합한 전해액이 500 ml 제조되었고, 이를 이용하여 -40 °C/15 V의 조건 하에 시편을 연마하였다. 연마 후 시편의 거시조직과 미세조직을 광학현미경(Optical Microscopy, OM)과 주사전자현미경(Scanning Electron Microscopy, SEM)으로 관찰하였다.

초기재료, 마찰교반처리된 재료와 후속열처리된 재료들의 결정방위 분석방법으로서 전자후방산란회절(electron back-scattering diffraction, EBSD)법을 도입하였다. 이 또한 OM과 SEM 분석에서 도입했던 바와 같이, 기계적 연마와 전해연마를 통해 시편이 준비되었고, FEG-

Fig. 2. Schematic of post-heat treatment with two steps after friction stir process.

Table 1. Details of chemical composition on Inconel 718 alloy.

Ele.	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	C	Mn	Si	S	Al	Ti
wt.%	52.60	18.60	18.44	3.06	5.30	0.053	0.23	0.06	0.003	0.53	1.01

SEM에 부착된 TSL-OIMTM을 이용하여 마찰교반처리면에 대하여 분석하였다. 또한, 후속열처리 과정에서 형성된 석출물을 관찰하기 위하여, 투과전자현미경(transmission electron microscopy, TEM)을 이용하였다. TEM 분석을 위하여, 시편은 마찰교반처리 방향과 평행하게 절단된 후, 지름 3 mm와 두께 80 μ m를 갖는 disc로 제작되었고, 이 후 과염소산 : 메탄올 = 1 : 9의 부피 비율을 갖는 혼합용액을 이용하여 -40°C 에서 15 V 전압 하에 전해연마 하였다. TEM 분석은 Philips CM-200을 사용하여 가속전압 200 kV의 조건으로 수행하였다.

초기재료, 마찰교반처리된 재료와 후속열처리된 재료들의 기계적 물성을 평가하기 위하여, 경도시험과 인장시험을 도입하였다. 경도 측정을 위하여 시편은 마찰교반처리된 방향과 수직하게 절단되었고, 기계적 연마와 전해연마를 통하여 시편표면의 경면을 얻은 후 경도를 측정하였다. 이에 사용된 장비는 비커스 미소경도기 FM 7465였으며, 측정은 다이아몬드 압입자를 9.8 N의 하중으로 15초간 압입하는 방식으로 수행하였다. 측정값의 통계적인 신뢰성을 향상시키기 위하여 각 시편당 12회씩 측정하여 최대값과 최소값을 제외한 나머지 10개의 평균값을 대표 경도값으로 채택하였다. 인장시험을 위하여 시편은 표점거리 12 mm, 두께 1 mm의 판상으로 방전가공을 통하여 제작되었으며, 인장시험 시 시편표면의 미세한 크랙 발생을 방지하기 위하여 사포 #2000을 이용하여 시편을 기계적으로 연마하였다. 인장시험은 INSTRON 4481형 기계식 만능재료 시험기를 이용하여 상온에서 변형속도 0.72 mm/min의 조건으로 수행하였고, 각 시편의 인장값은 3회 측정치의 평균값을 취하였다.

3. 결과 및 고찰

내열강에 Inconel 718 합금을 육성용접한 후 마찰교반처리한 소재의 외관을 Fig. 3에 나타내었다. 마찰교반으로 개질처리하기 위하여, 내열강에 Inconel 718 합금을 5 mm 가량 육성하였고, Fig. 3(a)에 나타난 바와 같이 이 소재를 초기재료로 사용하였다. 틀 압입하중 19.6-34.3 kN의 조건은 Fig. 3(b-d)에 나타난 바와 같이, 전진측에 groove 결함이 발생하였고, 이들은 하중의 증가에 의해 점차 그 크기가 감소되는 경향을 보였다. 하중 조건 39.2 kN의 경우 Fig. 3(e)에 나타난 바와 같이 표면에 결함이 없이 건전한 상태를 보였다.

내열강에 육성용접된 소재의 단면 미세조직을 관찰하였고, 그 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 육성용접한 소재는 Fig. 4(a)에 나타난 바와 같이 주조조직을 형성하면서 육성되었고, 내열강과 Inconel 718 간의 계면이 분명하게 형성되어 있었다. 육성의 중첩이 진행됨에 따라 Fig. 4(b)에 나타난 바와 같이 Inconel 718 육성층이 형성되었고, 육성된 부분의 미세조직을 확인한 결과, Fig. 4(c)에 나타난 바와 같이 주조조직이 형성되었다.

육성용접 후 마찰교반처리된 소재의 거시조직과 미세조직을 Fig. 5에 나타내었다. 마찰교반처리된 시편은 Fig. 5(a)에 나타난 바와 같이 교반부에 결함이 없이 양호한 상태를 나타내었으나, band structure가 Fig. 5(b-c)에 나타난 바와 같이 후진측과 중앙부에 형성되었다. 이들은 틀과 재료 간에 높은 마찰로 인해 발생하는 것으로서 이미 다른 연구에서도 보고된 바 있다.^{9,10)} 한편, 교반부와 모재간의 조직변화를 살펴보면, Fig. 5(b-d)에 나타난 바와 같이, 교반부의 결정립들이 주조조직이 아닌 미세한

Fig. 3. Top views of friction stir processed Inconel 718 alloy after overlap welding. (a) initial, (b) 19.6 kN, (c) 29.4 kN, (d) 34.3 kN and (e) 39.2 kN. The dotted lines indicate the defects occurred during friction stir process.

Fig. 4. Optical micrographs of overlap welded material. (a) interface between Inconel 718 and heat-resistant steel, (b) overlap layer of Inconel 718 and (c) magnified overlap welded zone.

Fig. 5. Cross sectional macro- and microstructures of friction stir processed Inconel 718 alloy after overlap welding; Macrostructure: (a) Microstructures: (b) retreating side, (c) center and (d) advancing side of stir zone. Ret., SZ, Adv. and BM in this figures indicate retreating side, stir zone, advancing side and base material, respectively.

Fig. 6. SEM microstructures of friction stir processed Inconel 718 alloy. (a) cross-sectioned macrostructure of friction stir zone, and (b) retreating side and (c) advancing side of stir zone. Ret. and Adv. in this figure indicate retreating side and advancing side, respectively.

결정립들이 분포하는 것으로 확인되었다.

육성용접 후 마찰교반처리된 소재의 SEM 분석결과를 Fig. 6에 나타내었다. 앞서 기술한 것과 마찬가지로 거

시조직은 Fig. 6(a)에 나타난 바와 같이, 결함이 없이 양호한 특성을 나타내었다. 또한 교반부는 Fig. 6(b-c)에 나타난 바와 같이, 2-5 μm 크기의 등축정들이 분포하고 있

Fig. 7. (a-b) SEM microstructures of the stir zone observed at post-heat-treated Inconel 718 alloy after FSP. (b) is significantly magnified microstructure relative to (a).

Fig. 8. Grain boundary maps acquired by EBSD analysis of (a) overlap welded material, and (b) friction stir processed and (c) post-heat-treated materials.

있고, 1-2 μm 크기의 MC carbides(그림에서 화살표)가 비교적 균일하게 분포되어 있었다. 그러나 교반부의 전진측과 후진측 간의 미세조직 차이는 없는 것으로 확인되었다.

마찰교반처리 후 후속열처리된 소재의 미세조직을 Fig. 7에 나타내었다. 720 $^{\circ}\text{C}$ 에서 8시간과 620 $^{\circ}\text{C}$ 에서 6시간

후속열처리한 시편은, Fig. 7(a-b)에 나타난 바와 같이, 교반부의 결정립이 10-30 μm 정도의 크기를 갖고 있는 것으로 확인됨으로써, 마찰교반처리된 소재보다 4배 정도의 결정립성장 효과를 나타내었다. 두 단계의 과정에서 열처리된 소재 역시, Fig. 8에 나타난 바와 같이, 1 μm 미만의 MC carbides(그림에서 화살표)가 분포되어 있는

Fig. 9. Grain misorientation angle distributions obtained by EBSD analysis of (a) overlap welded material, and (b) friction stir processed and (c) post-heat-treated materials.

Fig. 10. Vickers microhardness distributions of friction stir processed Inconel 718 alloy. (a) Cross sectional and (b) perpendicular distributions of the specimen.

것으로 확인되었다.

초기재료, 마찰교반처리된 재료와 후속열처리된 재료들의 EBSD 분석결과를 Fig. 8에 나타내었다. 초기재료는 Fig. 8(a)의 orientation image map 결과를 통해 알 수 있듯이, 주조조직으로서 수백 μm 크기의 결정립들이 분포하고 있었다. 마찰교반처리된 재료의 교반부는 Fig. 8(b)에 나타난 바와 같이, 2-7 μm 정도 크기의 결정립들로 분포됨으로써 초기재료에 비해 현저히 결정립이 미세화되었고, 평균결정립 크기는 4.2 μm 로 나타났다. 또한, 등축의 결정립들로 구성된 것을 통해 마찰교반처리 과정 중 동적재결정이 유발되었음을 알 수 있다. 한편, 두 단계의 후속열처리된 소재의 교반부는 Fig. 8(c)에 나타난 바

와 같이, 10-60 μm 크기의 결정립들로 구성되어 있었고, 평균결정립 크기는 22 μm 로 마찰교반된 소재에 비해 현저하게 결정립이 성장된 것을 알 수 있다.

초기재료, 마찰교반처리된 재료와 후속열처리된 재료들의 입계어긋남각 분포를 그림9에 나타내었다. 초기모재는 Fig. 9(a)에 나타난 바와 같이, 저각각입계(low angle grain boundary)가 30 % 가량 차지하였는데, 이들은 육성 용접 과정 중 급냉으로 인한 격자의 뒤틀림 현상에 기인한다. 마찰교반된 재료와 후속열처리된 재료의 경우, 각각 Fig. 9(b)와 (c)에 나타난 바와 같이, 두 소재 모두 고각각입계(high angle grain boundary)가 90 % 이상을 차지하였고, 특히 그 중 60도 분포가 가장 높은 비율을 차

지하였다. 이들은 fcc 금속들 중 적층결함에너지(stacking fault energy, SFE)가 낮은 재료들에서 주로 형성되는 어닐링 쌍정립계(annealing twin boundary)로 확인되었다.

마찰교반처리된 소재의 비커스 경도분포를 Fig. 10에 나타내었다. 초기 마찰교반처리된 소재는 Fig. 10(a)에 나타난 바와 같이 모재에서 220-250 Hv 정도의 경도분포를 갖고 있었으나, 교반부는 모재보다 20 % 이상 향상된 260-300 Hv 정도의 경도값을 갖는 것으로 확인되었다. 또한 시편의 top side에서 bottom side까지 경도분포를 측정한 결과, Fig. 10(b)에 나타난 바와 같이, bottom side로 갈수록 경도값이 점차 증가하였다. 이 때 경도분포는 280 Hv에서 335 Hv까지 분포됨을 알 수 있었다. 720 °C에서 8시간과 620 °C에서 6시간으로 구성된 후속열처리를 하였고, 이에 대한 경도분포 결과를 Fig. 11에 나타내었다. 두 단계의 열처리를 통해 모재부는 Fig. 11(a)에 나타난 바와 같이, 405-415 Hv까지 증가되었고, 교반부는 470-490 Hv까지 증가하였다. 이 또한 top side보다 bottom side의 경도분포가 Fig. 11(b)에 나타난 바와 같이 높게 나타남으로써, 경도값이 bottom side에서 490 Hv까지 증가됨을 알 수 있었다.

Fig. 12. Results of tensile test of overlap welded material, and friction stir processed and post-heat-treated materials.

Fig. 11. Vickers microhardness distributions of friction stir processed and post-heat-treated Inconel 718 alloys. (a) Cross-sectional and (b) perpendicular distributions of the specimen.

육성용접된 재료, 마찰교반처리된 재료와 후속열처리된 재료들의 인장시험 결과를 Fig. 12에 나타내었다. 육성용접된 재료의 항복강도와 인장강도는 각각 376 MPa와 621 MPa를 나타내었고, 연신율은 23 %로 나타났다. 마찰교반처리한 소재는 항복강도와 인장강도가 각각 476 MPa와 734 MPa를 나타냄으로써, 육성용접된 재료보다 각각 26 % (항복강도)와 18 % (인장강도) 가량 증가되었으나 연신율은 18 %로 감소되었다. 후속열처리의 적용은 큰 강도의 향상을 초래하였고, 그 결과 항복강도와 인장강도가 각각 843 MPa와 1,151 MPa까지 증가되었다. 그러나 연신율은 5.3 %로서 현저히 감소된 양상을 나타내었다.

후속열처리된 소재의 TEM 분석결과를 Fig. 13에 나타내었다. 교반부에 대하여 분석한 결과 그림에 나타난 바와 같이, 결정립에 10-200 nm 정도의 크기를 갖는 석출물들(그림에서 화살표)이 형성된 것을 확인할 수 있었는데, 이들은 diffraction pattern에 나타난 바와 같이, γ' (분석영역 1)과 delta-phase(분석영역 2)로 확인되었다. 그 중 γ' 은 Fig. 13(b)에 나타난 바와 같이 10 nm 크기의 아주 미세한 입자들로 분포되어 있었다.

마찰교반처리의 적용은 교반부의 결정립 미세화를 초래하였다. 초기 모재는 250 μm 정도의 평균결정립 크기를 갖고 있었으나, 교반부의 결정립은 Fig. 6과 8에 나타난 바와 같이 4.2 μm 로 모재에 비해 현저히 미세화되었다. 이와 같은 교반부의 결정립 미세화는 동적재결정(dynamic recrystallization)으로 설명될 수 있다. 일반적으로, 마찰교반처리는 금속의 소성유동에 의해 이루어지는 프로세스이기 때문에, 처리 시 많은 축적에너지를 동반할 수 있고, 처리온도가 대략 0.5 T_m 정도이기 때문에, 재결정이 일어나기에 충분한 열에너지를 갖고 있다.¹¹⁾ 즉, 마찰교반처리 시 결정립계와 결정립 내부에 많은 전위밀도를 갖게 됨으로써, 재결정 핵생성이 더욱 용이해지기 때문에 결정립 미세화에 효과적이라 할 수 있다.

뿐만 아니라, 이 연구에서 사용된 Inconel 718 합금은

Fig. 13. (a) Bright field and (b) dark field images acquired by TEM analysis on the stir zone of the friction stir processed and post-heat-treated Inconel 718 alloy. SADP in this figure indicates selected area diffraction pattern.

중간의 적층결함에너지($< 100 \text{ mJ/m}^2$)를 갖는 재료이다.^{12,13)} 일반적으로, 적층결함에너지가 높은 재료들은 동적회복(dynamic recovery)이 잘 일어나기 때문에 전위의 재배열이 쉽게 유도되지만, 적층결함에너지가 낮은 재료는 동적회복에 의한 전위의 재배열이 어렵다.^{12,13)} 그러므로 동시 다발적인 재결정 핵생성에 더욱 유리한 조건, 즉, 동적재결정이 잘 일어나는 특성을 갖고 있다. 따라서 Inconel 718 합금에 대한 마찰교반처리의 적용은 재료적인 측면이나 프로세스적인 측면에서 결정립 미세화에 큰 효과를 얻을 수 있다고 할 수 있다.

마찰교반처리의 적용을 통한 교반부의 결정립 미세화는 기계적 물성의 향상에 효과적이었다. 그 결과 교반부의 경도분포가 Fig. 10에 도시된 바와 같이 모재보다 20% 이상 높은 값을 나타냄으로써, 모재보다 현저히 증가된 양상을 나타내었다. 이와 같은 기계적 물성의 향상은, 전술한 바와 같이, 결정립 미세화로 설명될 수 있다. 일반적으로, 재료의 기계적 물성은 결정립 크기와 직접적인 관계가 있다.¹⁴⁾ 이 연구에서 관찰된 결과에 의하면, 마

찰교반처리 과정 중 틀과 재료간에 발생하는 열로 인하여 재료는, EBSD 분석결과(Fig. 9) 모든 조건에서 90% 이상 고각각 입계들로 구성되었음을 확인하였다. 따라서, 동적재결정이 양호하게 발생했음을 알 수 있으며, 이를 통해 기계적 물성의 향상은 전위밀도의 영향이 아닌 결정립 미세화에 기인하였음을 알 수 있다.

Inconel 718 합금은 후속열처리 과정 중 석출물 형성이 우수한 금속이기 때문에, 이를 통해 경도, 강도 등의 기계적 물성의 향상을 기대할 수 있다.¹⁾ 마찰교반처리 후 720 °C와 650 °C에서 각각 8시간과 6시간 동안 후속열처리를 수행한 결과, γ' 와 delta-phase의 석출물이 형성되었고, 이들의 형성으로 인해 경도(Fig. 11)와 강도(Fig. 12)가 초기재료와 마찰교반처리된 소재에 비해 크게 증가되었다. 이와 같이 후속열처리로 인해 마찰교반처리된 소재보다 결정립 크기가 크게 성장했음에도 불구하고, 기계적 물성치가 현저하게 증가한 것은 Fig. 13에 나타난 바와 같이 석출물의 형성에 기인한다고 할 수 있다. 한편, 육성용접한 소재는 육성 시 가스발생과 급속냉각으로 인한 결함이나 격자의 뒤틀림 현상, 농도의 불균질화 등의 문제가 나타나기 때문에, 육성 후 별다른 처리 없이 후속열처리가 수행되면 금속간화합물의 형성에 제한적인 요소로 작용할 수 있다. 따라서 육성된 소재에 대하여, 마찰교반처리의 도입은 육성층의 결함 감소와 균질한 미세조직분포를 형성시킴으로써, 후속열처리 시 금속간화합물의 형성촉진을 유발할 수 있다.

4. 결 론

육성용접된 Inconel 718 합금에 대하여 마찰교반처리와 후속열처리를 수행한 결과 다음과 같은 결론을 도출하였다.

- 1) 재료의 개질처리로서 마찰교반의 적용은 큰 변형량과 마찰열의 동반으로 동적재결정을 효과적으로 유도하였고, 이를 통해 교반부의 평균결정립 크기가 초기재료보다 현저히 미세화되었다.
- 2) 마찰교반처리를 통한 평균결정립의 미세화는 경도의 향상을 초래하였다. 초기 모재보다 경도가 20% 향상되었는데, 이들은 결정립 미세화에 기인한다.
- 3) 마찰교반처리 후 적용된 후속열처리는 석출물 형성을 촉진하였고, 이들의 형성은 교반부의 경도와 강도 등의 기계적 물성을 초기 모재보다 각각 80%와 70% 이상 증가시키는 결과를 초래하였다.
- 4) 육성용접된 재료에 대하여, 표면개질처리로서 마찰교반처리의 도입은 미세조직제어에 기초한 기계적 물성의 향상에 효과적이다.

감사의 글

본 연구는 중소기업청 글로벌 강소기업 육성과제 ‘고성능 선박엔진용 밸브 스피들 제작을 위한 마찰교반공정 표면개질처리기술 개발’의 재원에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

References

1. E. A. Loria, J. Met., **40**, 36 (1988).
2. C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel, Superalloys II, Wiley-Interscience, New York (1987).
3. J. K. Hong, J. H. Park, N. K. Park, I. S. Eom, M. B. Kim and C. Y. Kang, J. Mater. Process. Tech., **201**, 515 (2008).
4. S. Gobbi, L. Zhang, J. Norris, K. H. Richter and J. H. Loreau, J. Mater. Process. Tech., **56**, 333 (1996).
5. C. A. Huang, T. H. Wang, C. H. Lee and W. C. Han, Mater. Sci. Eng. A, **398**, 275 (2005).
6. J. Cao, F. C. Liu, X. Lin, C. P. Huang, J. Chen and W. D. Huang, Opt. Eng., **45**, 228 (2013).
7. G. Appa Rao, M. Kumar, M. Srinivas and D. S. Sarma, Mater. Sci. Eng. A, **355**, 114 (2003).
8. J. He, G. Han, S. Fukuyama and K. Yokogawa, Acta Mater., **46**, 215 (1998).
9. K. H. Song, H. Fujii and K. Nakata, Mater. Des., **30**, 3972 (2009).
10. K. H. Song and K. Nakata, Mater. Des., **31**, 2942 (2010).
11. K. H. Song and K. Nakata, Kor. J. Mater. Res., 21(7), **410** (2007).
12. J. M. Howe, Interfaces in Materials, Wiley-Interscience, New York (1997).
13. F. J. Humphreys and M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 2nd ed., Elsevier, (2004).
14. R. E. Reed-Hill and R. Abbaschian, Physical Metallurgy Principles, 3rd ed., PWS, Boston (1994).