SUH660합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 2차 시효 열처리의 영향

김도훈¹·이유환²·김정환^{1,*}

¹국립한밭대학교 신소재공학과

²태양금속공업(주) 소재연구실

Effect of Second Aging Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of SUH660 Alloy

Do-Hoon Kim¹, You-Hwan Lee², and Jeoung Han Kim^{1,*}

¹Department of Advanced Materials Engineering, Hanbat National University, Daejeon 34158, Republic of Korea

²Advanced Materials R&D Department, Taeyang Metal Industrial Co., Ltd., Ansan 15428, Republic of Korea

Abstract: SUH660 is a precipitation hardening stainless steel which has high strength at moderately high temperature. In this study, the effect of a secondary aging-treatment after the standard 720 °C heat-treatment was investigated. The Rockwell C hardness test with detailed TEM observations was performed to study the steel's hardening mechanism. The additional secondary aging treatment noticeably increased hardness and tensile strength. In particular, a secondary aging treatment at 630 °C for 24 hrs resulted in the maximum hardness of 35.5 HRC, which is higher than the hardness of a standard heat-treated sample by around 4 HRC. A transmission electron microscopy study revealed the size distribution of γ' and η precipitates after standard aging treatment. In contrast, the η precipitate was not observed after the 630 °C secondary aging-treatment. Contrary to expectation, the γ'' precipitate was not observed regardless of aging-treatment. The mechanism of the hardening process is discussed.

(Received March 14, 2016; Accepted May 10, 2016)

Keywords: SUH660, superalloy, precipitation hardening, aging treatment, hardness

1. 서 론

SUH660합금은 1940년대 말에 개발된 철계 초내열합금으로 여타 니켈 또는 코발트계의 초내열합금에 비하여 가격이 저렴하여 1980년대에는 초내열재료 중 그 사용량이 가장 많았고 현재에도 매우 높은 수요를 지니고 있다 [1-4]. SUH660합금은 고온 구조용 재료로 내식성이 뛰어나고 고온에서의 강도가 높은 장점을 가지고 있다. 뿐만 아니라, 가공성과 용접성이 우수해 항공기, 자동차 엔진 및 배기시스템용 고강도 내열 소재 소재로 널리 응용되고 있다 [5-7]. 최근 들어 산업과 기술의 발달로 더욱 우수한 기계적 성질이 요구되고 있으나 현재 상용화되어 있는 SUH660합금은 니켈계 초내열 합금대비 제품의 고온 특성이 비교적 낮다는 문제가 있다 [8,9].

따라서 SUH660합금의 고온특성을 보다 향상시키기 위한 합금설계, 미세조직제어, 열처리 조건 변화 등에 관한 연구가 활발히 진행되어왔다 [10-13].

일반적으로 SUH660합금의 석출경화 열처리는 900 °C에서 2 시간 용체화 후 720 °C에서 16 시간 시효처리를 하는 경로를 따른다. 이러한 열처리는 주 강화상인 γ' -Ni₃(Al,Ti)이 10 nm 이하의 크기로 미세하게 석출되면서 오스테나이트 기지와 정합관계를 유지하도록 유도하는 것이 특징이다 [13]. 한편, SUH660합금에서는 M₂₃C₆ 탄화물과 η 상 (hcp Ni₃Ti)들도 관찰이 되고 있다 [7,14]. 특히, η 상은 700-850 °C의 온도구간에서 장시간 노출 시 γ' 강화상을 소비하면서 Widmanstätten 또는 Cellular형태로 석출되기 때문에 강도와 연신율을 저하한다고 알려졌다 [7]. 노병섭 등은 η 상이 결정립계면에서 공동(cavitation) 발생을 촉진해 650 °C 저주기 피로수명 특성을 악화시킨다고 보고하였다 [3]. 또한, Savoie 등은 SUH660합금을 비교적 짧은 시간 (5 시간) 동안 720 °C에 노출을 시켜도

*Corresponding Author: Jeoung Han Kim

[Tel: +82-42-821-1240, E-mail: jh.kim@hanbat.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. The composition of the SUH660 alloy used in the experiment.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	Ti	V	Fe
0.047	0.53	0.72	26.35	15.14	0.94	0.20	0.18	1.78	0.10	Bal.

η 상이 결정립계면에 석출되기 시작한다고 보고하였다. 반면, Seifollahi 등은 720 °C 이하에서는 η 상 형성이 나타나지 않는다는 상이한 결과를 제시하였다 [11]. 한편, IN718과 MAR-M247과 같은 니켈기 초내열 합금은 1차 시효 후 2차 시효를 통해 더 미세한 석출상을 형성시켜 고온강도 및 크리프 특성을 향상시키고 있다 [15,16]. 이는 주로 규칙구조를 가지는 bct γ'' -Ni₃Nb 상의 석출 또는 더 미세한 γ' 의 석출에 기인한다. 특히, γ'' 상은 γ 기지와 정합관계를 이루면서 ~2.9% 정도의 높은 변형을 계면에서 발생시켜 매우 높은 강도 향상을 일으킨다. 반면, SUH660은 오랜 개발 역사에도 불구하고 2차 시효 열처리 효과에 관한 연구가 진행된 바가 없다. 그 이유는 합금원소 중 γ' 상을 형성시킬 수 있는 Nb가 포함되어 있지 않았고 시효온도에 γ' 의 미세화 정도에 대한 연구도 미비하였기 때문이다. 그러나 근래 들어 Nb가 소량 (0.2~0.4 wt%) 첨가된 SUH660합금들이 개발되었는데 이는 Nb의 첨가가 γ' 석출상의 부피 분율을 증가시키고 안정성을 향상시키기 때문이다 [2,3]. 따라서 기존 일반적인 SUH660합금 대비 우수한 인장강도, 크리프 강도, 피로파괴 저항성을 보이는 것으로 보고되고 있다. 그러나 현재까지 γ'' 상 또는 추가적인 γ' 의 석출을 유도할 수 있는 2차 시효 열처리에 관한 연구는 전 세계적으로 수행된 적이 없다. 본 연구에서는 여러 열처리 조건에서 석출 경화 시험을 수행하였고 이를 SEM, XRD, TEM 분석 및 경도 및 인장시험 등을 통해 분석하였다. 이를 통해 SUH660합금의 기계적 성질을 향상시킬 수 있는 최적화 열처리 조건을 찾아보았고 그 결과에 대하여 고찰하였다.

2. 실험방법

실험에 사용된 SUH660합금은 일본 DAIDO사에서 제조되었으며 화학조성은 표 1과 같다. 시험에 사용된 시료는 직경 15 mm 길이 40 mm 수준의 실린더 형상으로 가공되었다. 용체화 처리는 900 °C에서 2 시간 수행 후 수냉을 통해 이루어졌다. 열처리 시에는 산화효과를 방지하기 위해 표면에 SiO₂막을 형성시켰고 추가적으로 타이타늄 호일을 감싸도록 하였다. 용체화 처리된 시료들을 이용해 720 °C, 630 °C에서 1차 또는 2차 시효 열처리를 수행하였다. 1-32 시간 동안 시효 처리된 시편들은 공냉을 통해 냉각되었다.

시효 처리된 시편들은 합금의 경도를 측정하기 위하여 경도 측정에 적당한 크기로 기계가공 되었다. 기계가공 중 가공 경화가 발생한 부분은 기계적 연마를 통해서 제거하였다. 준비된 시편들을 이용해 ASTM E 18-02규격에 준해 로크웰 경도시험(C scale)을 수행하였다. 로크웰 경도시험기 측정 과정에서 오차 값을 최대한으로 줄이기 위해서 표준 시험편을 이용하여 로크웰 경도기의 수치를 정밀하게 보정하였다. 또한 인장특성 측정을 위해 시편을 ASTM-E8규격에 맞게 가공한 후 INSTRON-8802 장비를 이용하여 10⁻³s⁻¹의 속도로 인장하였다.

시효 열처리에 따른 미세조직 변화를 광학 현미경, 주사전자현미경(SEM, Scanning electron microscope), 투과전자현미경(TEM, Transmission electron microscopy)을 이용하여 관찰하였다. 광학 및 SEM용 시편은 미세연마 후 H₂O 30 mL, HCl 40 mL, ethanol 25 mL, CuCl 5 g의 용액을 이용하여 에칭되었다. TEM 시편은 jet-polishing을 통해 준비되었으며 JEM-2100F장비로 관찰되었다. 한편, 시효처리 전·후의 회절 패턴 분석을 위해 XRD(X-ray diffractometer) 시험을 수행하였다. XRD시험은 Rigaku D/Max-2500VL/PC 장비를 활용하

Fig. 1. As-received microstructure of SUH660 alloys; (a) optical image and (b) SEM image. Arrows indicates carbides initially formed.

Fig. 2. SEX-EDX spectra on the carbides. Positions ① and ② indicate the locations of carbides shown in Fig. 1b

Fig. 3. Hardness curves as a function of aging time with different temperatures. Solid solution treatment was initially conducted at 900 °C for 2 hrs.

였으며 40 kV와 200 mA 조건의 Cu-K α 선을 이용하였다.

3. 실험결과

3.1 초기 미세조직

그림 1은 초기 미세조직의 광학(OM) 및 SEM 현미경 사진이다. 평균 결정립 크기는 20 μm 수준이었으며 OM, SEM 모두 쌍정 조직의 분율은 매우 낮았다. γ' 상의 크기는 너무 작아 OM, SEM으로는 확인되지 못했다. 대신, 많은 수의 검은 입자들이 입내와 입계에서 관찰이 되었다. 이 검은 입자들은 Ti와 Nb가 과잉된 탄화물들로 나타났다(그림 2). (Ti, Nb)C 탄화물들의 크기는 1-5 μm 수준으로 매우 조대하였다. 이러한 (Ti, Nb)C 탄화물들의 석출은 기지내에 Ti의 함량을 떨어트려 γ' 상 ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$)의 형성을 억제하기 때문에 강도 하락

을 유발할 것으로 추측된다. 실제로 (Ti, Nb)C 탄화물 주변의 Ti함량은 ~0.4 at% 수준으로 이 본 합금의 평균 Ti 함량인 1.8%와 비교해 상대적으로 낮은 값이었다.

3.2 시효처리에 따른 기계적 특성의 변화

용체화 처리 직후의 SUH660 시료의 경도는 6.8 HRC 정도로 매우 낮은 값을 보여주었다. 이는 내부의 주 강화상인 γ' 상이 기지에 모두 고용되었기 때문이다. 시효 열처리에 따른 정도 변화를 살펴보기 위해 630, 680, 700, 720, 740 °C에서 시효처리를 수행하였다. 그림 3은 시효 열처리 시간에 따른 소재의 정도 변화를 보여주고 있다. 모든 실험온도에서 처음 4 시간 동안 급격한 정도의 상승이 나타났다. 그 후에는 정도 상승률이 둔화되다가 시효시간이 16 시간 경과된 후 거의 최고 정도 값을 보였다. 630 °C의 경우를 제외하고는 30 시간 후 정도는 16 시간의 경우와 비슷하거나 소폭 감소된 값을 보였다. SUH660합금의 표준 열처리 시간이 16 시간인 것을 감안하면 30시간의 과시효는 γ' 상의 조대화와 그에 따른 비정 합성을 유발시켜 정도를 저하시킨 것으로 추측할 수 있다. 그림 5의 결과는 SUH660 소재의 최고 강도가 기존 문헌에서 보고된 바와 같이 720 °C에서 16 시간 시효처리 된 조건에서 얻어진다는 것을 확인시켜 준다. 그러나 얻어진 최고 정도 값은 31.6 HRC 수준으로 일반적인 경우보다 1~2 HRC 정도 소폭 낮았다. 이는 조대한 (Ti, Nb)C 탄화물의 생성과 그에 따른 γ' 상의 분율 저하가 원인으로 추측된다.

한편, 2차 시효 열처리 효과를 알아보기 위해 720 °C에서 16 시간 시효 된 시료들을 이용해 다시 시효 열처리 수행하였

Fig. 4. Hardness curves as a function of time with different 2nd aging temperatures. Before 2nd aging treatment, all the double aged specimens were primarily aged at 720 °C for 16hrs and then air cooled.

Fig. 5. Room temperature tensile stress-strain curves obtained at an initial strain rate of 10^{-3} s^{-1} .

다. 그림 4는 630, 650, 670, 720 °C에서 2차 시효 된 소재들의 시간에 따른 경도 값의 변화를 보여주고 있다. 모든 2차시효 처리에서 분명한 경도의 향상이 나타나고 있음을 확인할 수 있었다. 특히, 630 °C에서 2차시효 처리된 경우 24 시간 후 35.5 HRC의 최고 경도가 얻어졌다. 1차 시효만 이루어진 경우와 비교하면 약 4HRC의 차이가 발생한 것으로 조직 내부에 어떤 미세조직적 변화가 나타났음을 시사하는 결과이다. 이러한 미세조직 변화가 γ' 에 기인한 것인지 또는 γ'' 상에 의한 것인지는 아직 분명하지 않다. 추가적인 확인을 위해 720 °C에서 1차 시효 한 시편을 다시 동일한 온도인 720 °C에서 시효처리 해 보았다. 그림 3과 그림 4의 720 °C 시효처리 결과를 비교해보면 동일한 온도임에도 32 시간 연속으로 시효 처리된 경우보다 한번 냉각 후 재시효된 경우가 더 높은 경도를 보였다. 이는 냉각과 승온 과정 중 거치게 되는 저온 영역에서 어떤 미세조직적 변화가 발생하였음을 시사한다.

그림 5는 용체화처리만 된 소재, 1차시효 처리만 된 소재, 그리고 2차시효까지 수행된 소재의 인장시험 결과이다. 2차 시효 소재의 경우 경도 실험에서와 유사하게 1차시효 소재보다 더 높은 인장강도가 얻어졌다. 이 경우 강도의 증가에도 불구하고 연성의 저하는 거의 발생하지 않았다. 따라서 '720 °C + 630 °C' 시효 열처리는 본 소재의 기계적 특성 향상에 매우 적합한 열처리 방안을 확인할 수 있었다.

3.3 시효처리 후 미세조직 관찰

그림 6은 용체화 처리 후 720 °C에서 16 시간 시효 처리된 시편의 TEM 조직 사진이다. 오스테나이트 기지의 초내열 합금에서 자주 관찰되는 직선적인 결정립계면 형태가 많이 관찰되었다. 수 nm 크기의 검은 입자들이 관찰되었으나 명시야 (bright field mode), 암시야 (bright field mode) 상에서 모두 뚜

Fig. 6. TEM photos of specimen aged at 720 °C for 16 h after solution treatment. Insets in (a) and (b) are selected area diffraction patterns indicating γ' and η precipitation in γ matrix, respectively ($B = [001]_{\gamma}$).

Fig. 7. TEM photos of specimen aged at 630°C for 24h after 720°C aging. Inset in (a) is a selected area diffraction pattern indicating γ' precipitation in γ matrix ($B = [001]\gamma$).

렷한 이미지가 얻어지지 못했다. 그러나 회절패턴을 분석해보면 γ 기지에 γ' 상이 석출된 것을 확인할 수 있었다 (그림 6a). 한편, 그림 6b는 720°C에서 16 시간 시효 처리된 시편의 또 다른 TEM 사진으로 결정립 계면에서부터 성장한 셀룰러 형태의 η 상 모습을 보여주고 있다. 본 η 상은 초내열합금에서 자주 관찰되는 상으로서 Ni_3Ti 의 조성비를 가지고 있었다. 그림 6b의 SADP(selected area diffraction pattern)는 $\langle 011 \rangle \gamma // \langle 1120 \rangle \eta$ 관계를 가지는 η 상의 존재를 확인시켜 주고 있다. 그림 7은 720°C에서 16 시간 시효 처리된 시편을 630°C에서 다시 2차 시효 하였을 때 TEM 미세조직을 보여주고 있다. 기지내에 검은 석출상들이 다수 보이는데 회절패턴을 통해 분석해보면 그림 6에서 관찰된 것과 같은 γ' 석출상인 것을 알 수 있었다. 2차 시효 전과 후를 비교하면 γ' 상의 크기와 분율이 다소 증가한 것으로 보이지만 정량적인 분석은 TEM 이미징의 어려움으로 시도할 수 없었다. 한편, 결정립계면 근처에서는 구형 또는 디스크 형태의 석출물들이 다수 관찰되었다 (그림 7b). 유사한 형상의 석출물이 1차 시효 조직에서도 관찰되었기 때문에 2차 시효 도중에 새롭게 석출된 것으로는 생각되지 않는다. 반면, 1차 시효 조직에서 관찰되었던 η 상은 2차 시효 조직에서 관찰되지 못했다. 그리고 1차 시효 및 2차 시효 시편 모두에서 γ'' 상은 관찰되지 못했다.

4. 고 찰

본 연구에서는 720°C에서 1차 시효만 수행한 경우와 추가적인 2차 시효를 수행한 경우 기계적 특성과 미세조직이 어떻게 변하는지 비교해 보았다. 1차 시효에서는 용체화 처리 직후 720°C 시효처리가 경도 향상에 가장 적합한 온도인 것으로 나타났다. 반면, 630°C 시효처리 된 시료는 경우 30 시간 후에도 경도가 18 HRC 수준으로 매우 낮았다. 이는 기타 소

재와 비교해서 크게 낮은 수준으로 일반적인 γ' 상 석출 목적으로는 630°C가 매우 낮은 온도인 것을 확인시켜 주는 결과이다 [6]. 그럼에도 불구하고 1차 시효 후 630°C 2차 시효가 추가되면 1차 시효 대비 훨씬 높은 경도 및 강도특성이 얻어졌다. 일반적으로 저온 시효는 매우 장시간 수행해야 유의미한 강도 향상이 얻어지는데 본 연구에서는 비교적 짧은 시간인 16-24 시간 만에 높은 강도 향상을 얻은 것이 매우 특이하다. 또한, 720°C 1차 시효 소재와 '720°C 1차 + 720°C 2차' 시료를 비교하면 720°C에서 유지시간은 32 시간으로 동일함에도 불구하고 '720°C 1차 + 720°C 2차' 시료가 소폭 경도가 높았다. 이것은 2차 시효를 위한 승온 및 냉각단계에서 저온 영역을 통과할 때 활발한 강도 강화요인이 발생하였다는 반증이다. Whitmore 등은 718Plus 합금에서 시효 후 공냉 도중 1-2 nm 크기의 γ' 상이 수 분만에 석출되어 강도 향상에 도움을 준다고 보고하였다 [17]. 본 SUH660합금에서도 이와 유사한 현상이 발생하였을 것으로 추측되나 석출상의 크기가 너무 작아 일반적인 TEM 분석기법으로는 관찰할 수 없었다.

SUH660합금의 주 강화상인 γ' 상은 870°C 이상에서는 기지에 고용되어 나타나지 않으며, 900°C 이상에서는 η 상이 용해되어 존재할 수 없다고 알려졌다 [11]. 용체화 처리 후 720°C에서 시효처리를 하게 되면 γ' 상이 주로 생성되지만 20 시간 이상 장시간 유지하게 되면 η 상 및 기타 석출물도 형성되기 시작한다 [13]. 따라서 저온 시효를 하게 되면 γ' 상의 형성에 악영향을 미치는 η 상의 형성을 피할 수 있을 것으로 판단된다. 그림 3b와 같이 720°C 1차 시효를 수행한 소재의 경우 η 상이 발견되었으나 630°C 2차 시효 소재의 경우에는 η 상이 발견되지 않았다. 그러나 η 상은 저온에서도 비교적 안정적이기 [18] 때문에 630°C 2차 시효 도중 분해되었거나 다른 상으로 변태를 하였다고 보기는 어렵다. 가능한 원인은 TEM 관찰 영역이 상대적으로 제한되어 있기 때문으

Fig. 8. XRD diffraction patterns of samples after aging treatment. Diffraction peaks at around 74.6° are thought to be from (040) plane of Ni_2Si . However, the presence of Ni_2Si is not confirmed by TEM.

로 보다 넓은 영역을 관찰하게 되면 2차 시효 소재에서도 η 상이 관찰될 수 있을 것으로 예상된다. 다만, 본 결과는 2차 시효 도중 추가적인 $\gamma' \rightarrow \eta$ 변태는 없거나 매우 적었음을 보여준다. 720°C 에서 16 시간 이상 시효처리 하는 경우와 비교하면 630°C 2차 시효는 η 상의 형성을 억제하면서 추가로 석출될 수 있는 매우 미세한 γ' 상의 형성에 도움을 주었을 것으로 판단된다.

Nb가 첨가된 SUH660합금에서 발생이 가능한 γ'' (Ni_3Nb) 상의 형성은 TEM 분석을 통해서도 확인할 수 없었다. γ'' 상의 형성 여부는 X-ray 회절 분석으로도 확실한 구별이 어려운데 이는 L_{12} 구조의 γ' 상과 D_{022} 구조의 γ'' 상 회절피크가 기지상인 γ 의 것과 매우 유사하기 때문이다 [15]. γ'' 의 주 피크는 2θ 값이 42.92° , 50.36° , 73.13° 일 때 나타나는데 앞의 2개는 γ' 상의 주 피크 위치와 거의 일치한다. 반면, 73.13° 의 피크만이 γ 기지상과 구별이 가능하였다. 그림 8은 여러 열처리 조건에 따른 XRD 회절 분석 결과인데 4가지 시료 모두에서 73.13° 회절 피크는 나타나지 않았다. 그러나 이 결과만으로는 γ'' 이 석출되지 않았다고 확실히 결론짓기는 어렵다. 이는 SUH660의 Nb함량이 0.2% 수준으로 718에 비해 크게 낮아서 γ'' 이 형성되었더라도 전체 부피 분율이 매우 낮을 가능성이 있기 때문이다. 5% 미만의 낮은 부피 분율을 가지는 석출상의 경우는 XRD로는 검출이 어렵기 때문에 향후 추가적인 분석을 수행해야 할 것으로 보인다.

718초내열합금 등에서 통상적으로 적용되던 2차 시효 효과는 SUH660에서는 기존 논문에서 보고되지 않았던 것으로 본 연구를 통해 정도와 강도 향상 효과가 발견되었다. 향후 고온 크리프와 파괴인성 측면에서 2차 시효 효과를 심층적으로 연구하고자 한다.

5. 결 론

본 연구에서는 SUH660 초내열 합금의 정도 및 강도에 미치는 2차시효 열처리 효과를 발견하였고 다음과 같은 결과를 도출하였다.

1. SUH660 합금을 여러 시효처리 온도 (680°C , 700°C , 720°C , 740°C)에서 1차 시효 처리한 결과 $720^\circ\text{C}/16$ 시간 조건에서 가장 높은 정도 값을 얻을 수 있었다.
2. $720^\circ\text{C}/16$ 시간 조건에서 1차 시효 수행한 소재를 다시 2차 시효처리 수행한 결과 $630^\circ\text{C}/24$ 시간 조건에서 35.5 HRC의 최고 정도를 얻을 수 있었다. 720°C 에서 2차 시효처리 한 경우에도 $720^\circ\text{C}/32$ 시간 1차 시효처리 대비 소폭의 정도 향상이 관찰되었다.
3. 630°C 2차 시효는 η 상의 형성을 막는 동시에 미세한 γ' 상의 추가석출에 도움을 준 것으로 판단된다.
4. TEM과 XRD 분석결과에서 γ'' (Ni_3Nb)상의 형성은 2차시효 후에도 발견되지 않았다.

감사의 글

이 논문은 2015년도 정부(미래창조과학부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 기초연구사업임 (2015R1C1A1A02036622).

REFERENCES

1. M. T. Miglin and H. A. Domian, *J. Mater. Eng.* **9**, 113 (1987).
2. B. S. Rho and S. W. Nam, *Mater. Sci. Eng. A* **291**, 54

- (2000).
3. B. S. Rho, S. W. Nam, and X. Xie, *J. Mater. Sci.* **7**, 203 (2002).
 4. L. P. Karjalainen, T. Taulavuori, M. Sellman, and a Kyröläinen, *Steel Res. Int.* **79**, 404 (2008).
 5. K. J. Ducki, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.* **31**, 226 (2008).
 6. K. J. Ducki, *Achieves Mater. Sci. Eng.* **28**, 203 (2007).
 7. H. De Cicco, M. I. Luppó, L. M. Gribaudo, and J. Ovejero-García, *Mater. Charact.* **52**, 85 (2004).
 8. S. W. Nam, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 833 (2015).
 9. Y. Yuan, Z. H. Zhong, Z. S. Yu, H. F. Yin, Y. Y. Dang, X. B. Zhao, Z. Yang, J. T. Lu, J. B. Yan, and Y. Gu, *Met. Mater. Int.* **21**, 659 (2015).
 10. X. Li, J. Zhang, L. Rong, and Y. Li, *Mater. Sci. Eng. A* **488**, 547 (2008).
 11. M. Seifollahi, S. H. Razavi, S. Kheirandish, and S. M. Abbasi, *J. Mater. Eng. Perform.* **22**, 3063 (2013).
 12. R. E. Schramm and R. P. Reed, *Metall. Trans. A* **6**, 1345 (1975).
 13. M. Savoie, C. Esnouf, L. Fournier, and D. Delafosse, *J. Nucl. Mater.* **360**, 222 (2007).
 14. A. W. Thompson and J. A. Brooks, *Metall. Trans. A* **6**, 1431 (1975).
 15. N. Ergin, O. Ozdemir, S. Demirkiran, S. Sen, and U. Sen, *Acta Phys. Pol. A* **127**, 1100 (2015).
 16. R. Baldan, R. L. P. Rocha, R. B. Tomasiello, C. A. Nunes, A. M. Silva Costa, M. J. R. Barboza, G. C. Coelho, and R. Rosenthal, *J. Mater. Eng. Perform.* **22**, 2574 (2013).
 17. L. Whitmore, H. Leitner, E. Povoden-Karadeniz, R. Radis, and M. Stockinger, *Mater. Sci. Eng. A* **534**, 413 (2012).
 18. M. J. Donachie, *Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition*, 2nd ed. (ASM International, Materials Park, OH 44073-0002, 2002).