

해상풍력발전용 타워플랜지 소재의 잉고트 파쇄공정설계

유가영^{1,2} · 강남현² · 김정환¹ · 홍재근¹ · 이종수³ · 이진모⁴ · 김남용⁴ · 염종택[#]

Ingot-Breakdown Design of Tower Flange Material for Offshore Wind Turbine

G. Y. Yoo, N. H. Kang, J. H. Kim, J. K. Hong, C. S. Lee, J. M. Lee, N. Y. Kim, J. T. Yeom

(Received July 18, 2012 / Revised September 24, 2012 / Accepted September 28, 2012)

Abstract

The ingot-breakdown scheme of a tower flange material (low-alloy steel) for offshore wind turbine was investigated using finite element (FE) simulations and experimental analyses. Based on compression test results of the low-alloy steel, a deformation processing map was generated using the superposition approach between the dynamic materials model (DMM) and Ziegler's instability criterion. The deformation processing map allowed determination of the optimum process conditions for the tower flange material. Within the FE simulations of the ingot breakdown process, the Cockcroft-Latham criterion, which considers ductile fracture, was used to predict the possibility of forming defects during the hot working process. In general, the critical value for the ductile fracture of steel is 0.74. During the ingot-breakdown under optimum process conditions, the actual tower flange forgings exhibited a relatively uniform shape without any forming defects.

Key Words : Ingot-breakdown Process, Tower Flange, Offshore Wind Turbine, Finite Element(FE) Simulation, Low-alloy Steel, Deformation Processing Map

1. 서론

풍력발전은 지구 온난화, 그린 에너지, 저탄소 녹색성장과 밀접한 관계를 가지는 중요한 신재생 에너지원으로 인식되고 있다. 이러한 이유로 최근 세계적인 풍력발전기의 시장이 점차 확대되고 있으며, 풍광이 좋은 극한환경(해양 및 극저온)으로의 설치와 함께 용량이 증가하고 있는 추세이다. 이에 따라 풍력발전기 제작 비용의 약 20%를 차지하는 타워 체결 부품에 대한 고인성 고강도가 요구되고 있으며, 이는 상대적으로 소재의 단조성

및 성형성을 저하시키기 때문에 이에 대한 금속학적 연구가 우선적으로 요구된다[1]. 금속학적 연구의 일환으로 해상용 플랜지 제품 소재의 고인성, 고강도 steel의 성형결합 및 조직제어를 통한 잉고트 파쇄공정 및 열간 성형 공정(단조, 피어싱 및 링 압연공정 등) 최적화 설계는 불량률 최소화, 플랜지 품질의 안정성 확보, 가격 경쟁력 증대, 생산성 향상 등의 측면에서 반드시 제품의 생산 및 제조에 앞서 선행되어야 한다.

또한, 유한요소해석의 신뢰성 확보를 위해서는 변형속도, 온도, 변형량에 따른 정확한 재료의 유

1. 재료연구소, 타이타늄연구소

2. 부산대학교 재료공학과

3. 포항공과대학 신소재공학과

4. ㈜태웅, 기술연구소

교신저자: 재료연구소, E-mail: yjt96@kims.re.kr

동응력 데이터를 얻어야 함과 동시에 재료의 고온 변형거동을 이해하는 것이 선행되어야 한다[2]. 재료의 유동응력을 얻기 위해서 현재 가장 많이 활용되고 있는 방법은 ThermoMaster-Z 또는 Gleeble 등과 같은 소형 열간 가공 재현 시뮬레이터를 이용한 열간 성형성 시험을 통해 유한요소 해석에 활용할 유동응력곡선을 도출하는 것이다. 이는 이러한 실험을 통해 변형속도, 변형량, 변형온도 등을 변수로 하여 재료의 변형 거동을 이해하기가 용이하기 때문이다.

본 연구에서는 해상용 풍력발전기 타워플랜지 소재에 대한 고온 압축시험을 통해 고온 변형 거동을 이해하고자 하였다. 또한, 잉고트 파쇄공정에 앞서 변형공정 지도를 바탕으로 한 최적공정설계 조건 도출과 유한요소해석을 수행하였으며, 이를 토대로한 실제 플랜지 소재에 대한 잉고트 파쇄공정을 통해 본 공정설계의 신뢰성을 입증하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 개량 S420NL 원소재

본 연구에서 해상풍력용 타워플랜지로 사용된 소재는 기존 구조용강인 S420NL 소재를 개량한 저합금강을 사용하였다.

Fig. 1 은 개량 S420NL 소재의 잉고트 형상 사진과 함께 미세조직 관찰 부위를 나타내고 있으며, 이 부위에서의 미세조직은 Fig.2에 나타내었다.

전체적으로 페라이트(ferrite, 흰색) + 펄라이트(pearlite, 검은색) 조직이 관찰되고 있음을 확인할 수 있으며, 냉각속도 차이로 인하여 내부로 갈수록 조직이 조대화되고 있는 경향을 보인다.

2.2 실험 조건

본 소재의 온도, 변형속도 등의 공정변수에 따른 고온 변형거동을 분석하고, 최적 성형조건을 도출하기 위해 Gleeble3800 장비를 이용하여 고온 압축시험을 수행하였다. 시편은 지름 $\phi 10\text{mm}$, 높이 15mm 의 원통형 시편을 사용하였고, 시편과 닿는 부분은 마찰과 열손실을 최소화하기 위하여 홀더와 시편 사이에 탄탈륨 호일을 넣고 시험하였다. 고온 압축 후 조직 관찰 부위는 중심으로부터 2/3 떨어진 지점을 관찰하였으며, 이는 FEM 해석에서 시험조건에 대한 평균 변형량에 해당하는 지점이다[3].

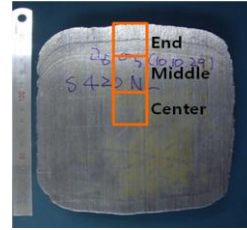


Fig. 1 Ingot of tower flange material for offshore wind turbine

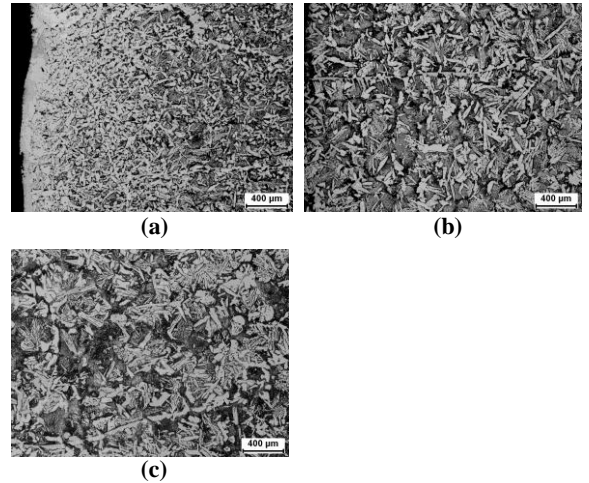


Fig. 2 As-received microstructure of tower flange material, (a)end (b)middle and (c)center

한편, 고온 압축시험은 시험온도 $900\sim 1250^\circ\text{C}$ 구간에서 50°C 간격으로, 변형속도 $0.001\sim 10/\text{s}$ 구간에서 $10/\text{s}$ 간격으로 압하율 50%까지 수행하였다.

이러한 방법에 의해 얻어진 압축 시험 후의 조직관찰 및 유동응력 곡선을 이용하여 고온 변형 거동에 대한 이해와 함께 변형공정지도를 작성하였다. 또한 여기서 도출한 최적성형조건을 바탕으로 유한요소 해석을 수행하여 해상풍력용 타워플랜지 소재의 잉고트 파쇄공정을 설계하였다.

3. 연구 결과

3.1 플랜지 소재의 고온성형성 평가

Fig. 3은 고온 압축실험 후 얻어진 변형률-응력 곡선을 보여주고 있다. 변형속도가 빠른 $10/\text{s}$ 조건을 제외하고 각 온도에서 얻어진 변형률-응력 곡선에서 가공연화 현상을 관찰할 수 있으며, 주어진 온도에서 변형속도에 따라 가공연화 폭이 다

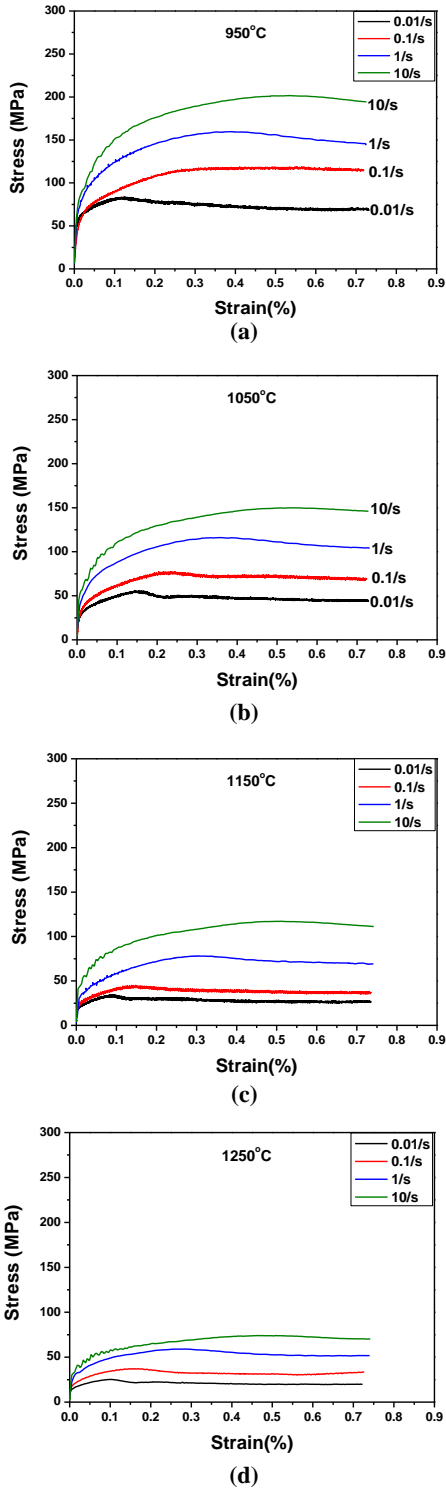


Fig. 3 Stress-strain curves obtained from compression tests at various test conditions

르게 관찰되고 있음을 알 수 있다. 또한, 대부분의 유동응력곡선은 변형률 0.5% 이상에서 안정상태(steady state)의 거동을 보여주고 있다.

이 때, 최대응력 후 유동응력이 감소되는 가공연화 현상은 균열, 전단밴드 등의 성형결함 발생을 제외하고는 대부분 동적 재결정에 기인한 것으로, 조직 관찰을 통해 이를 검증하고자 하였다.

타워플랜지 소재의 초기 성형조건을 도출하기 위해서 압축시험 결과를 바탕으로 동적 재료 모델[4]과 소성불안정 인자에 의한 변형공정지도 (processing map)를 작성하였다. 여기서, 재료의 소성 변형에 대한 에너지 분산 효과를 정량적으로 분석하기 위한 방법으로 식(1)에 제시된 에너지 분산효율(η)을 활용하였다.

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (1)$$

이러한 에너지 분산효율(η)은 가공소재의 에너지 분산 특성을 선형 분산자의 총 에너지에 대해서 재료의 미시구조적 변화를 효과적으로 기술하는데 사용될 뿐만 아니라 안정 및 불안정 영역을 묘사하는 데에도 사용될 수 있다[5]. 즉, 안정한 재료유동에 대한 한가지 기준으로 변형속도민감도(m)의 범위는 다음과 같이 정의 될 수 있다.

$$0 < m \leq 1 \quad (2)$$

그러나, 동적재료모델의 안정기준은 균열 등과 같은 거시적 결함은 예측할 수 있으나, 전단밴드, 내부 가공형성 등과 같은 미시적 결함을 예측하기에는 상당히 어려운 예측방법이다.

Ziegler[6]는 고온 변형 동안에 유동 불안정구간을 정의하기 위한 Continuum criterion 으로 소성 불안정 인자(ζ)를 제안하였으며, $\zeta(\dot{\epsilon})$ 이 음의 값을 가질 때 소성불안정구간으로 정의하였다.

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (3)$$

본 연구에서는 이러한 소성불안정인자를 저합금강의 고온 변형 안정구간을 평가하는데 활용하였다. Fig. 4는 저합금강의 변형율이 0.7% 인 조건에서 변형속도와 온도에 따른 에너지 분산효율(η)과 소성불안정구간을 나타낸 변형공정지도 (processing map)를 나타낸 것이고, Fig. 5는 변형공정지도에서 표시한 특정영역의 조직사진을 보여주고 있다.

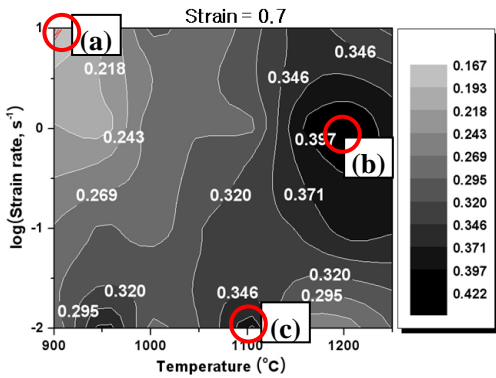
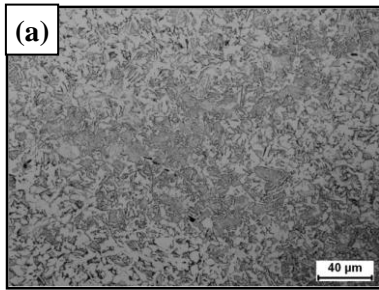
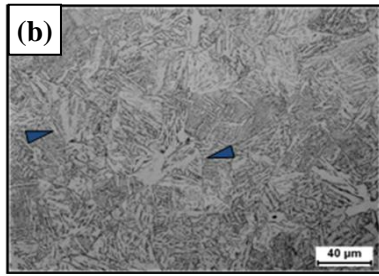


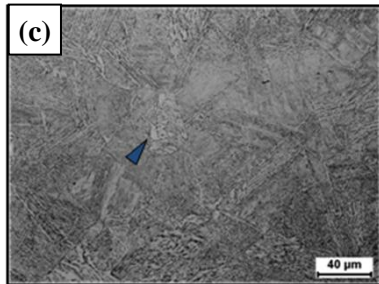
Fig. 4 Hot deformation processing map of tower flange material ($\epsilon = 0.7$)



(a)



(b)



(c)

Fig. 5 Microstructures of tower flange material ($\epsilon = 0.7\%$)

Fig. 4의 변형공정 지도에서 변형속도가 감소하고 온도가 증가함에 따라 에너지 분산효율이 증가되고 있고, 1180-1230°C, 1/s에서 가장 높은 분산효율을 나타내고 있음을 확인할 수 있다. 가장 높은 분산효율에서의 조직사진인 Fig. 5(b)를 살펴보면 부분적으로 재결정이 일어났음을 확인할 수 있다(화살표 표시).

한편, 900°C의 높은 변형속도(10/s)에서 성형불안정 구간이 관찰되며, 변형공정지도에서 (a)영역이 이에 해당된다. 이러한 소성 불안정 구간에서의 소성변형은 최종제품에 전단변형밴드, 내부 및 표면균열 등과 같은 변형결함에 발생될 가능성이 있음을 나타내는 것이다. Fig. 5(a)의 미세조직 관찰 결과 전단밴드나 내부 균열은 보이지 않았으나, 불균일 조직분포를 확인할 수 있다. 이는 900°C에서 빠른 변형속도 구간(10/s이상)을 제외한 영역에서 잉고트 파쇄공정이 진행된다면 큰 문제없이 성형이 가능하다는 것을 나타내는 결과이다.

이러한 변형공정지도 분석결과에서 풍력발전용 플랜지 소재 잉고트 파쇄공정은 온도 구간 1180-1230°C, 변형속도 1/s가 가장 적합한 것으로 판단되며, 이는 유압프레스를 이용하여 비교적 빠른 속도로 변형하는 것에 해당한다.

3.2 잉고트 파쇄공정 해석

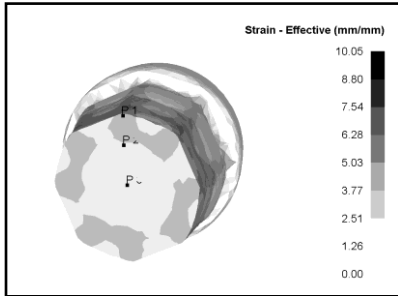
앞의 연구에서 얻어진 변형공정지도상의 최적 조건을 바탕으로 DEMFORM-2D/3D 프로그램을 활용하여 잉고트 파쇄공정에 대한 유한요소해석을 수행하였고, 변형과정에서 발생하는 손상의 정도를 계산하기 위해서 수정Cockcroft-Latham 기준이 활용되었다.

$$D_{crit} = \int_0^{\bar{\epsilon}} f\left(\frac{\sigma_{max}}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\epsilon} \quad (4)$$

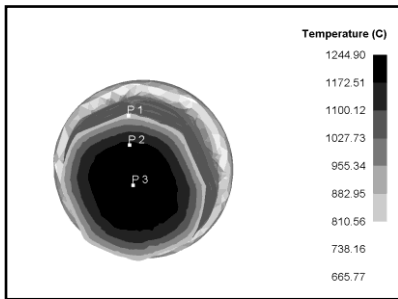
여기서, σ_{max} 는 최대 주응력이며, $\bar{\sigma}$ 는 유효응력, $\bar{\epsilon}$ 는 유효변형량, $\bar{\epsilon}_f$ 는 유효 파괴변형량을 나타낸다. 일반적인 철계 합금에 대한 상온 D_{crit} 은 약 0.74 정도로 보고[7]하고 있다. 일반적으로 온도가 증가함에 따라 재료의 파괴 변형량이 증가하게 되며, 이로인해 온도가 증가할수록 D_{crit} 가 증가하게 된다. 따라서 철계합금의 상온 D_{crit} 값을 고온에 적용하는 것은 다소 소재의 결함발생을 과대평가할 가능성이 있으나, 본 연구에서는 좀더 엄격한 성형결함기준을 적용하기 위해서 철계합

Table 1 FE-Simulation conditions of tower flange material for ingot break-down process

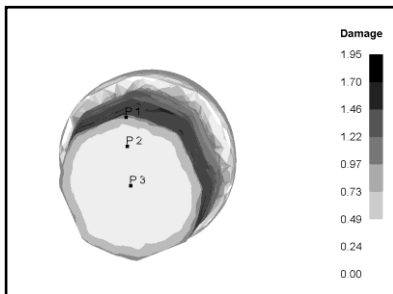
Process parameter	Value
Temp. of die	200 °C
Top die speed	3mm/sec
Friction factor(m)	0.5
Coefficient of heat transfer	11 N/sec/mm/C



(a)



(b)

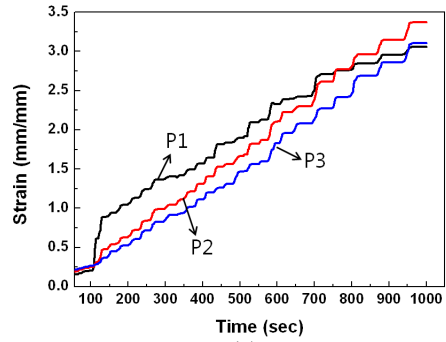


(c)

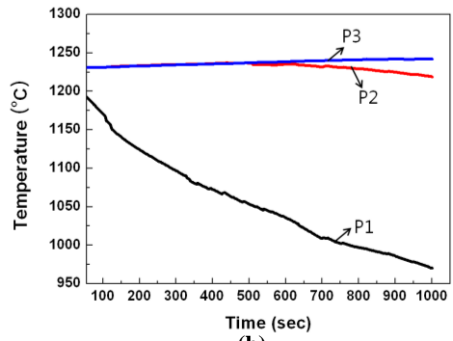
Fig. 6 FE-simulation results for ingot break-down processing obtained from the final stage ; (a) strain (b)temperature (c)damage contours

금의 상온 D_{crit} 를 고온 잉고트 파쇄공정에 대한 성형결함발생 기준치로 활용하고자 하였다.

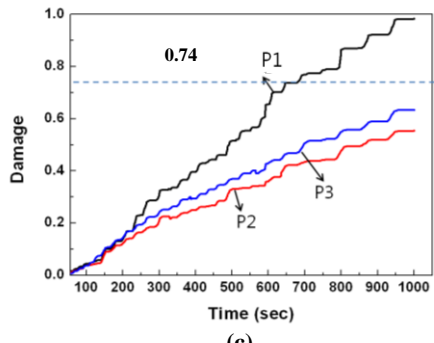
온도조건은 Fig. 3의 변형공정지도에서 얻어진



(a)



(b)



(c)

Fig. 7 Variation of the FE-results with time during the ingot-breakdown process ; (a) strain (b)temperature (c)damage

최적 고온변형 안정구간인 1230°C로 설정하고, 실제 잉고트 파쇄공정과 매우 유사하게 해석하였고, 그 외의 공정조건들은 Table 1에 정리하였다.

Fig. 6은 코깅 공정의 최종단계의 유한요소해석의 결과로 내부 단면의 변형량과 온도 그리고 damage의 분포를 보여주고 있으며, Fig. 7는 코깅공정 동안의 시간에 따른 그래프를 나타낸 것이다. 먼저, 변형량 분포에 따른 변형량 변화 그래프에서

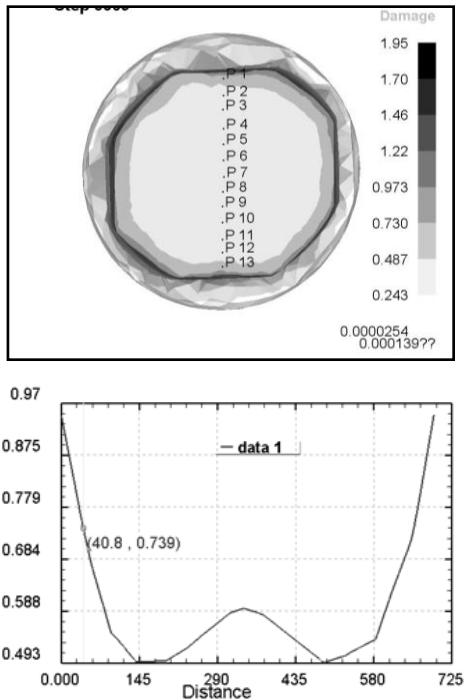


Fig. 8 FE-simulation results of damage distribution with specimen depth

알 수 있는 바와 같이 코킹공정이 진행됨에 따라 균열변형에 의해 성형이 진행되는 것을 관찰 할 수 있으며, 중간부에 비해 표면부가 다소 높은 분포를 보이고 있다.

한편, 온도의 경우 Die와 접촉하여 열손실이 많은 표면부의 온도 변화가 가장 크게 나타나고 있음을 확인 할 수 있다. 또한, 내부의 온도는 시간에 따라 증가되고 있음을 알 수 있는데 이는 내부의 변형열 발생에 의한 온도 상승에 기인한 것이다.

Damage의 변화를 살펴보면 변형속도가 빠른 표면부가 내부의 Damage 값보다 큰 폭으로 증가되고 있음을 확인 할 수 있다. 이는 Die 와의 접촉에 의해 표면부에서의 온도하강으로 인한 유동응력의 증가와 내부에서 변형열 발생에 의한 온도 상승으로 유동응력의 감소 등이 내외부 유동응력의 차이를 심화시킨 것이 주요한 원인인 것으로 판단된다.

또한, Fig. 7(c)를 살펴보면 소재의 중심부(P3)가 중간지점(P2)보다 손상 정도가 더 높게 나타나는 데 이는 소재 내부의 응력집중에 의한 손상의 증

가로 판단된다. 한편, 앞에서 언급한 바와 같이 일반적인 철계합금에 대한 가정된 손상기준 D_{crit} 0.74 정도와 비교해보면 시간에 따른 Damage의 그래프에서 알 수 있는 바와 같이 표면부의 손상은 약 650초 후부터 그 기준을 넘어 최종단계에서 거의 1에 가까운 값을 나타내었고, Fig. 8에 나타낸 그래프에서 알 수 있듯이 D_{crit} 가 0.74 이상으로 나타나는 표면부의 깊이를 측정해본 결과 약 40.8mm정도로 나타났다. 이러한 결과는 결국 이 부위에서 접힘(fold)이나 균열 등의 결함이 발생할 수 있는 가능성이 높다는 것을 의미한다. 그러나 본 연구에서 적용한 $D_{crit} = 0.74$ 의 경우 상온에서의 기준으로 실제 성형온도 구간에서의 D_{crit} 값은 이 값보다 높을 것으로 판단되며, 이는 40.8mm의 결함발생 가능성 영역이 다소 과대 평가되었음을 짐작하게 한다. 실제 잉고트 파쇄공정후 빌렛 제조시 표면부의 가공은 필수적으로 요구되는 공정으로, 본 연구에서 발생된 표면 결함부의 경우 가공으로 제거 될 수 있는 정도로 판단된다. 또한, 내부와 중간지점의 D_{crit} 값이 모두 0.74 이하로 나타나고 있어 일부 가공으로 제거될 표면부를 제외하면 결함이 없는 건전한 빌렛을 얻을 수 있는 것으로 해석되었다.

3.3 타워플랜지 소재의 빌렛 제조

해상풍력 발전용 플랜지 소재의 변형공정지도와 잉고트 파쇄공정 해석 결과를 토대로 한 공정 조건에 따라 실제 소재의 빌렛 제조공정이 수행되었으며, 제조된 빌렛에 대한 조직분석과 함께 성형품의 건전성 여부가 평가되었다. 실제 공정은 유압프레스를 활용하여 초기 가열온도 1230℃에서 잉고트 파쇄공정을 수행하였다.

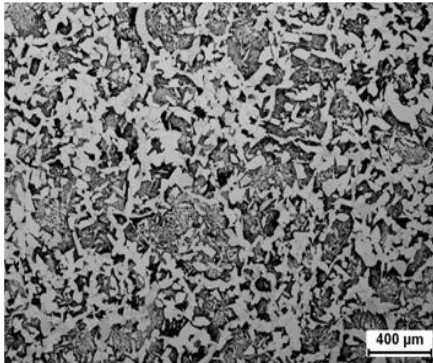
Fig. 9는 타워플랜지 소재 빌렛의 외관 형상을 나타낸 것으로, 해석결과와 같이 일부 표면에 미세 크랙이 발생되었음을 알 수 있으나, 해석결과와 같이 일반적인 표면 가공으로 제거할 수 있는 정도인 것으로 관찰되었다.

Fig. 10 은 타워플랜지 소재 빌렛의 미세조직 사진을 나타낸 것이다. 내부에는 균열 등의 결함이 관찰되지 않았으며, 조직이 전반적으로 균일한 페라이트(ferrite, 흰색)와 펄라이트(pearlite, 검은색)로 이루어져 있음을 관찰 할 수 있다.

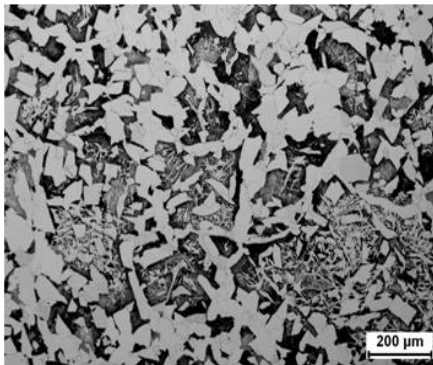
이상의 결과를 통해 본 연구에서 제안한 잉고트 파쇄공정 설계의 방법론이 비교적 대형 잉고트에 잘 적용될 수 있음을 확인 할 수 있었다.



Fig. 9 Shape of ingot breakdown processed billet



(a)



(b)

Fig.10 Microstructures of ingot breakdown processed billet, (a)x50 (b)x100

4. 결론

본 연구에서는 해상용 풍력발전기 타워플랜지 소재에 대한 잉고트 파쇄공정에 앞서 유한요소해석과 변형공정지도를 바탕으로 한 공정설계를 수

행하고 다음과 같은 결과를 얻었다.

(1) 플랜지 소재의 변형공정지도(processing map)에서, 소성불안정 구간은 900℃이하의 온도, 변형속도가 빠른 조건(>10/s)에서 형성되었고, 1180-1230℃ 1/s에서 가장 높은 분산효율을 나타내었다.

(2) 변형공정지도상의 에너지 분산효율이 가장 높은 구간을 바탕으로 유한요소해석을 수행한 결과 표면부에서 가장 높은 손상을 확인 할 수 있으며, 이는 표면부의 빠른 냉각속도에 기인한 유동응력의 증가와 내부에서 변형열 발생에 의한 온도상승으로 유동응력의 감소 등이 내외부 유동응력의 차이를 심화시킨 것이 원인이라 판단되었다.

(3) 실제 플랜지 소재의 빌렛을 제조하여 외관 검사와 미세 조직사진을 분석한 결과 균일한 페라이트(ferrite) + 펄라이트(pearlite) 조직을 관찰 할 수 있었고, 해석결과와 같이 가공될 일부 표면을 제외하고 균열 등 결함이 없는 건전한 성형품을 얻을 수 있었다.

후 기

본 연구는 신·재생에너지 핵심기술개발사업 및 동남광역경제권 선도산업육성사업(R0001206)의 일환으로 수행되었으며, 연구비 지원에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] L. Germanisher, 2003, Rules and regulations, IV - Non-marine, Part 1 -Wind Energy, Regulation for the certification of the Wind Energy Conversion Systems, Germanischer Lloyd, Hamburg, Chapter 1-11.
- [2] S. H. Cho, S. I. Kim, Y. C. Yoo, 1998, The EF Fects of Deformation Variables on Hot Workability of Austenitic Stainless Steel, Met. Mater. Int., Vol. 4, No. 4, pp. 732~736.
- [3] E. J. Jung, J. T. Yeom, J. H. Kim, D. G. Lee , N. K. Park, C. S. Lee, 2006, Evaluation of High Temperature Workability of A350 LF2 using the Deformation Processing Map, Trans. Mater. Process., Vol.15, No.4, pp. 333~339.
- [4] Y. V. R. K. Prasad, T. Seshacharyulu, 1998, Modelling of Hot Deformation for Microstructural Control, Int. Mater. Rev., Vol. 43, No. 6, pp. 243~258.

- [5] C. I. Garcia, G. D. Wang, D. E. Camus, E. A. Loria, A. J. EdArdo, 1994, Hot Deformation Behavior of Superalloy 718, The Minerals, metals & Materials Society, TMS, USA, pp. 293~302.
- [6] H. Ziegler, 1963, Progress in Solid Mechanics, John Wiley and Sons. New York, NY, Vol. 4, p. 93.
- [7] F. Ozturk, D. Lee, 2004, Analysis of Forming Limits Using Ductile Fracture Criteria, J. Mater. Process. Technol., Vol. 147, No. 3, pp. 397~404.
- [8] J. T. Yeom, Y. S. Na, 2002, Assessment of Hot Deformation and Grain Size Distribution in a Udimet 720Li Pancake, Trans. Mater. Process., Vol. 11, No. 6, pp. 538~546.
- [9] J. T. Yeom, N. K. Park, C. S. Lee, 2004, Manufacturing Technology of High-Quality Superalloy Alloy 718 Billet, Trans. Mater. Process., Vol. 13, No. 8, pp. 653~662.
- [10] J. Y. An, Y. J. Kwon, D. L. Lee, S. I. Kim, Y. C. Yoo, 2005, Modeling of Flow Stress and Micro-Structural Variations in Strain Induced Dynamic Transformation of Low Carbon Steel by Hot Torsion Deformation, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 43, No. 11, pp. 740~743.
- [11] N. K. Park, J. T. Yeom, Y. S. Na, 2002, Characterization of Deformation Stability in Hot Forging of Conventional Ti-6Al-4V Using Processing Maps, J. Mater. Process. Technol., Vol. 130-131, pp. 540~545.
- [12] D. H. Kim, H. M. Kim, N. K. Park, 1992, Deformation Behavior of Superalloy 718 under Compression Load, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 30, No. 11, pp. 1393~1400.