

SF 590A 대형 단조품의 충격특성에 관한 연구

진상욱¹, 김상식¹, 이영선², 이승욱³, 김남수³

Impact Behavior of Large SF590A Forged Product

Sanguk Jin¹, Sangshik Kim¹, Youngseon Lee², Seunguk Lee³, Namsoo Kim³

Abstract

Impact behavior of large SF590A (Fe-0.65C-1.5Mn-0.035P-0.035S-0.3Cr-0.15Mo-0.4Ni-0.3Cu) forged propeller shaft was studied in this study. Charpy impact specimens were prepared from the forged product with different heat number. The impact value of each specimen with different heat number tends to vary greatly depending on the prior austenite grain size and, less significantly, on the amount of sulfur. The dominant metallurgical factors affecting impact behavior of SF590A forged product are discussed based on fractographic and metallographic observations.

Key Words : Large forging, Impact behavior, propeller shaft, SF 590A

1. 서 론

최근 비약적인 설계 및 시공기술의 발전으로 인하여 대형 기기의 사용이 증대되면서 대형 단조품의 수요가 급격히 증가하고 있으며 이러한 단조품의 품질 및 신뢰성에 관한 요구 또한 매우 높아지고 있다[1]. 특히 국내 조선산업의 초일류화와 더불어 선박용 엔진 등에 소요되는 대형 단조품의 용도가 더욱 다양화 및 고성능화되고 있는 추세에 있다[2]. 그러나 이러한 대형 단조품은 매우 고가인 관계로 이에 대한 금속학적 또는 기계적 거동에 관한 연구가 매우 제한적으로 이루어지고 있다[3].

따라서 본 연구에서는 53톤의 대형 잉곳을 이용하여 제작된 선박용 프로펠러 샤프트 제품의 미세조직 및 충격특성에 관하여 연구하였다. SF590A 중탄소강 잉곳을 자유단조하여 샤프트의 형상을 만들고 열처리 후 잉여부에서 채취한 시편에서 미세조직 관찰과 샤르피 충격 시험을 행하였다. 파단된 시편의 파면은 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였고, 비금속 개재물의 분포를 알기 위해 EDS(Energy dispersive spectrometer) 성분 분석을 행하였다. 이러한 충격시험 결과와 파단면 및 미세조직 관찰을 통하여 대형 단조품의 충격특성을 금속학적으로 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 SF590A 중탄소강 소재로 만든 53톤의 대형 잉곳을 사용하여 선박용 프로펠러 샤프트를 3차에 걸쳐 자유단조하였으며, 표 1에 각 차수별 화학조성을 나타내었다. 표 1에서 보는 바와 같이 황의 함량을 제외하고는 각 차수별 합금원소 함량의 차이는 크지 않은 것을 알 수 있다. 최초 잉곳을 1250°C로 균일하게 가열하여 자유단조를 통해 샤프트의 형상을 만든 후 노멀라이징하고, 590°C에서 2번 템퍼링하였다. 각 차수별 단조품의 미량의 합금원소 변화와 공정변수에 따른 충격특성의 변화를 관찰하기 위하여 샤프트의 플랜저부와 축부위에서 각각 가로방향과 세로방향으로 3개씩의 샤르피 충격시편을 채취하여 ASTM E23에 의거하여 충격시험을 실시하였다[4,5]. 그림 1은 본 연구에서 단조한 단조품의 형상과 충격시험편 채취 위치와 충격시험편 형상을 보여주고 있다.

1. 경상대학교 나노신소재공학과
2. 한국재료연구소 소속
3. 포스코특수강 소속

각 차수별 단조품의 미세조직을 충격시험편 채취부위와 동일한 위치에서 관찰하였으며, 미세조직 관찰을 위해 연마된 시편을 각각 2% 나이탈 용액으로 에칭한 후 금속 현미경을 이용하였다. 충격시험된 시편의 파단면은 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다. 관찰된 조직의 결정립 크기를 정량적으로 나타내기 위하여 선분석법을 이용하여 결정립의 평균을 구한 후 ASTM No.로 나타내었다[6]. 또한 각 차수별 단조품에서 관찰되는 비금속 개재물의 분포를 알기 위해 EDS 성분분석을 하였다.

Table 1 Chemical compositions of SF590A used in the present study (wt%).

| Heat No. | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | Al | Fe |
|----------|-------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|--------|------|
| 1 | 0.428 | 0.258 | 0.978 | 0.0127 | 0.0036 | 0.173 | 0.158 | 0.019 | 0.0043 | Bal. |
| 2 | 0.448 | 0.271 | 0.960 | 0.0091 | 0.0025 | 0.182 | 0.150 | 0.024 | 0.0064 | Bal. |
| 3 | 0.429 | 0.236 | 0.961 | 0.0084 | 0.0087 | 0.177 | 0.143 | 0.015 | 0.0045 | Bal. |

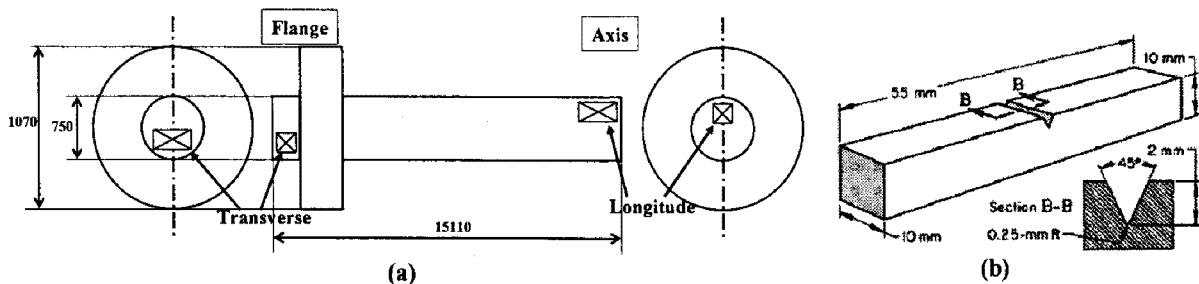


Fig. 1 Schematic diagram for (a) propeller shaft and the location for Charpy impact specimens and (b) the details for the Charpy V-notch impact specimen.

3. 결과 및 고찰

표 2는 각각 -10, 0 그리고 20°C에서 측정된 각 차수별 그리고 각 부위별 시편의 충격특성값을 보여주고 있다. 각 시험온도에서 시편의 충격특성값은 시편의 채취부위 및 차수에 크게 영향을 받는 것을 알 수 있다. 특히 3차 시편이 다른 시편에 비해 낮은 충격특성을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 이러한 시편별 차이를 좀 더 명확히 나타내기 위하여 표 2의 결과 중 플랜지부의 길이방향에서 채취한 시편의 충격시험 결과를 그림 2에 비교하여 보여주고 있다. 본 그림에서 보는 바와 같이 3차 시편의 충격특성이 1차 및 2차 시편에 비해 월등히 떨어지는 것을 명확히 알 수 있다.

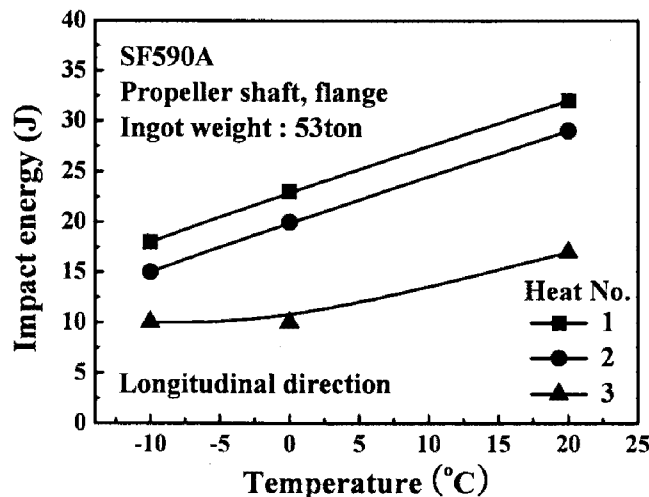


Fig. 2 Impact test results for the specimen prepared from propeller shaft.

Table 2 Impact energy values for forged propeller shaft in this study at different temperature, locations and directions.

| Heat No. | Temp. (°C) | Impact energy (J) | | | |
|----------|------------|-------------------|------------|-----------|------------|
| | | Flange | | Axis | |
| | | Longitude | Transverse | Longitude | Transverse |
| 1 | 20 | 32 | 32 | 29 | 25 |
| | 0 | 23 | 24 | 19 | 16 |
| | -10 | 18 | 18 | 17 | 8 |
| 2 | 20 | 29 | 23 | 8 | 11 |
| | 0 | 20 | 17 | 8 | 7 |
| | -10 | 15 | 11 | 6 | 4 |
| 3 | 20 | 17 | 17 | 20 | 15 |
| | 0 | 10 | 13 | 14 | 11 |
| | -10 | 10 | 14 | 12 | 11 |

이처럼 3차 시편에서 관찰되는 낮은 충격특성값에 대한 원인 분석을 위하여 각 차수별 시편의 미세조직을 그림 3에서 비교하였다. 모든 시편에서 펄라이트 기지에 초기 오스테나이트(prior austenite) 결정립을 따라 흰색의 페라이트가 관찰되고 있다. 그러나 차수에 따라 초기 오스테나이트 결정립의 크기는 큰 차이를 보이고 있다. 예를 들어 1차 시편의 경우 평균 초기 오스테나이트 결정립의 크기는 약 20 μm 내외인데 반해 3차 시편의 경우 약 60 μm 내외로 약 3배의 결정립 크기 차이를 보이고 있다. 이러한 결정립의 크기 변화에 따라 각 시편의 파단면에서도 큰 차이가 관찰되고 있다. 그림 4는 각 시편의 파단면을 주사전자현미경을 이용하여 관찰한 사진을 나타내었다. 모두 시편에서 전형적인 취성파괴 양상인 벽계파면(cleavage facet)이 관찰되고 있으나, 초기 오스테나이트 결정립과 마찬가지로 각 벽계파면의 크기는 매우 현저한 차이를 나타내었다.

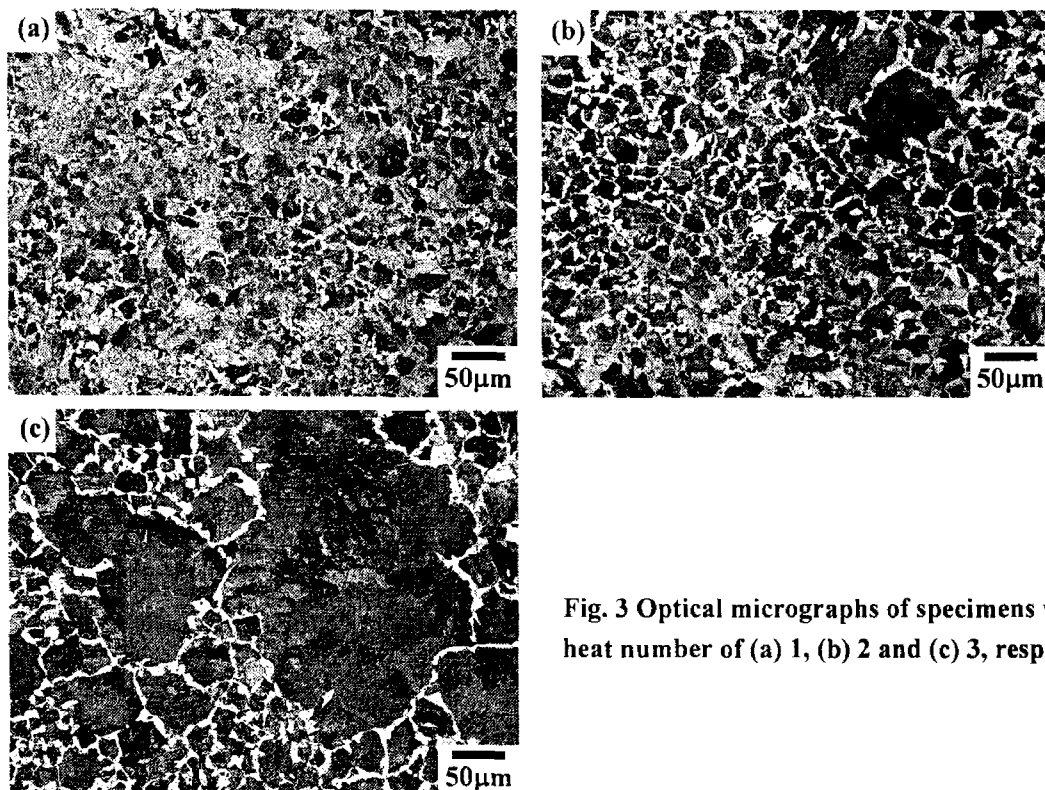


Fig. 3 Optical micrographs of specimens with heat number of (a) 1, (b) 2 and (c) 3, respectively.

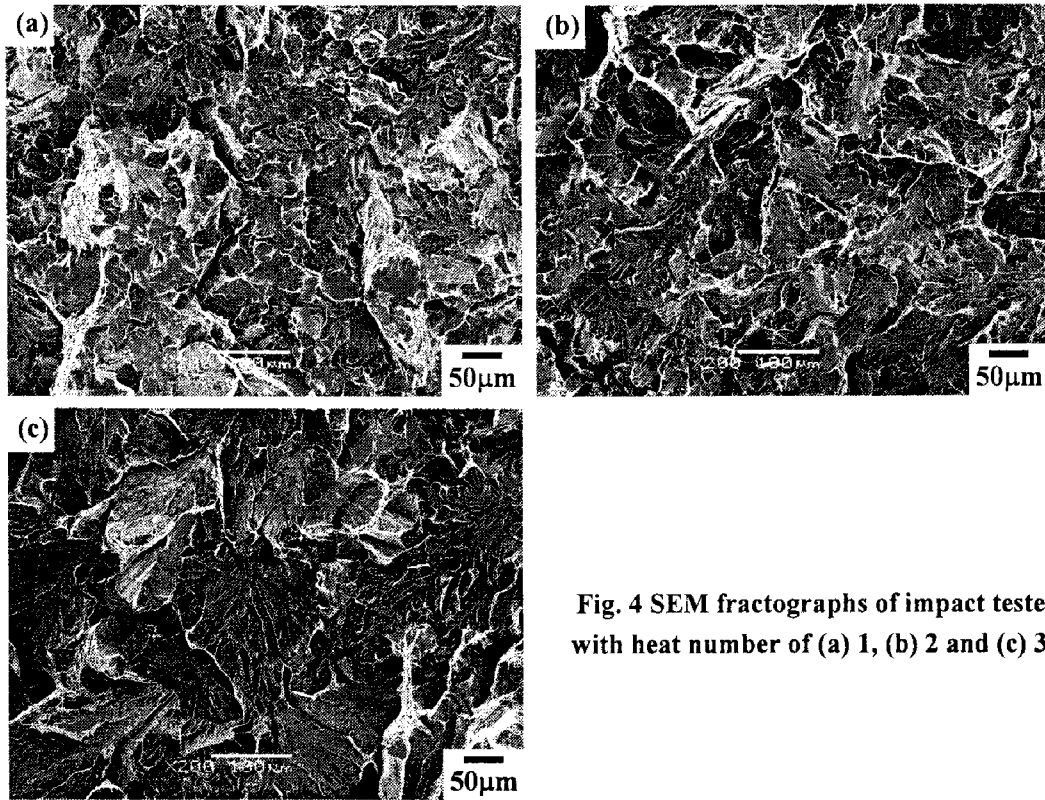


Fig. 4 SEM fractographs of impact tested specimens with heat number of (a) 1, (b) 2 and (c) 3, respectively.

표 3은 미세조직 및 파면관찰을 통해 정량화된 각 시편의 초기 오스테나이트 결정립 크기와 벽계파면 크기 그리고 경도값을 비교하여 나타내었다. 이전의 많은 연구에서 탄소강에서 결정립의 크기가 증가하면 충격특성값이 감소하거나 DBTT (ductile-brittle transition temperature)가 증가한다고 보고하고 있다[7~10]. 본 연구에서도 비록 초기 오스테나이트 결정립 크기의 변화에 따른 경도의 변화는 관찰되지 않았으나 이러한 결정립 크기의 증가가 3차 시편의 충격특성 값 감소에 기여한 것으로 판단된다.

Table 3 Average grain size, cleavage facet and hardness values for the specimen in this study.

| Heat No. | Average grain size (μm) | ASTM grain size No. | Average cleavage facet size (μm) | Hardness (HRB) |
|----------|--------------------------------------|---------------------|---|----------------|
| 1 | 20.8 \pm 1.5 | 8.0 | 19.5 \pm 12.3 | 58.3 |
| 2 | 25.1 \pm 3.1 | 7.5 | 26.9 \pm 17.6 | 56.8 |
| 3 | 62.1 \pm 28.6 | 5.0 | 64.5 \pm 42.1 | 58.0 |

한편 표 1을 통해 본 연구에서 사용된 SF590A 중탄소강의 황의 함량은 전반적으로 낮으나, 상대적으로 1차나 2차 시편에 비해 3차 시편이 약 2배 가량 높은 것을 알 수 있다. 황은 주조 시 Mn과 반응하여 MnS를 형성하게 되고 소성가공 중에 변형에 의해 연신하게 된다[11]. 이러한 MnS는 강의 충격특성을 저하시키는 주된 원인으로 작용하기도 한다[12,13]. 실제로 저탄소강에서 황의 함량이 0.006 wt%에서 0.009 wt%로 증가할 경우 20°C에서 약 40J 정도의 충격에너지가 감소된다고 보고되고 있다[14]. 그림 5는 MnS를 광학현미경으로 관찰한 사진과 이를 EDS를 이용해 분석한 사진을 보여주고 있다. 본 그림을 통해 1차 시편에 비해 3차 시편에서 MnS의 관찰 빈도가 상대적으로 더 높은 것을 알 수 있다. 그러나 그림 4의 각 시편의 파단면 관찰에서 보는 바와 같이 3차 시편에서도 파단면에 MnS가 특별히 많이 관찰되지 않는 것으로 보아 MnS가 주도적으로 3차 시편의 충격특성을 기여한 것으로 판단하기에는 어려움이 있다.

이러한 경향은 실제로 1차 시편에 비해 S의 성분이 낮은 2차 시편의 충격특성 값이 1차 시편에 비해 낮게 측정되는 것으로도 추측해 볼 수 있다.

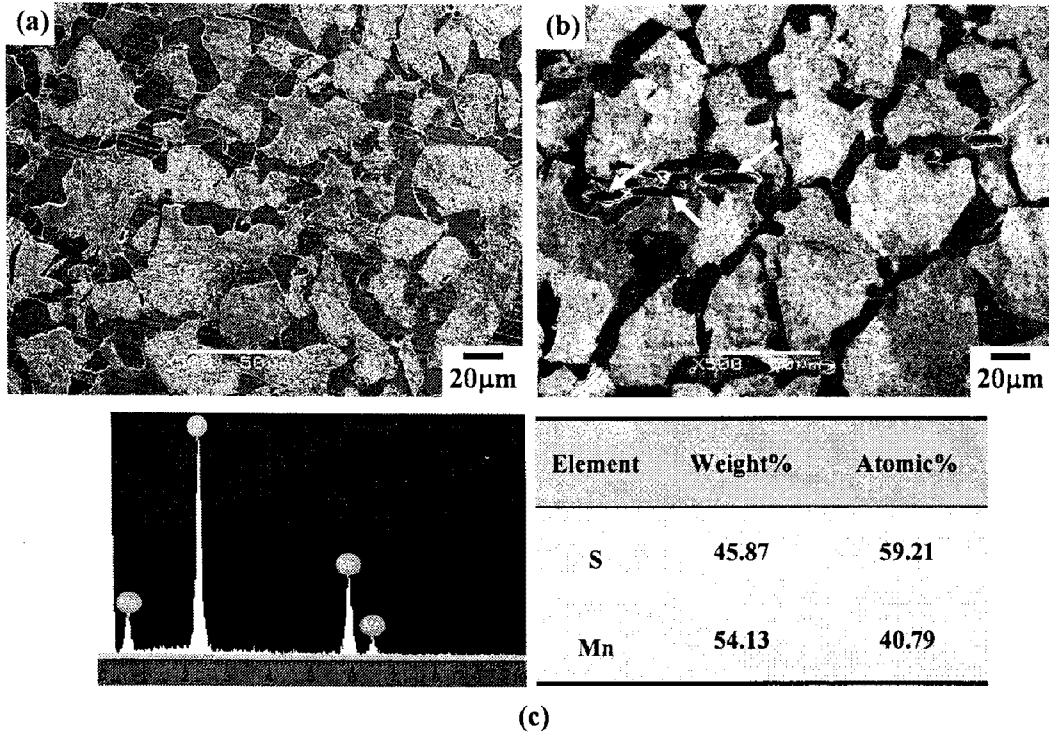


Fig. 5 Optical micrographs of MnS observed for the specimen with heat number of (a) 1 and (b) 3, respectively, and (c) matching EDS analysis result for MnS shown in Figure 5(b).

결론적으로 본 연구에서 SF590A 중탄소강 잉곳으로 제조된 단조품의 충격특성은 초기 오스테나이트 결정립의 크기와 황의 함량에 의해 큰 영향을 받은 것을 알 수 있다. 이러한 최종 단조품의 결정립 크기는 단조 작업 조건 및 이후 열처리 조건에 크게 영향을 받은 것으로 판단되며, 이러한 공정조건의 작은 변화에 따라 경도값은 큰 변화가 없으나 충격특성값은 크게 변할 수 있는 가능성이 있음을 알 수 있었다. 황의 함량 증가 또한 탄소강의 충격특성을 크게 저하시키는 것으로 알려져 있으며 본 연구에서도 황의 함량이 가장 높은 3차 시편의 충격특성 값이 가장 낮게 측정되었다. 그러나 결정립의 변화와 황의 함량 변화가 각각 충격특성에 기여하는 정도를 분석하기 위해서는 차후 더 많은 연구가 있어야 할 것으로 판단된다.

4. 결론

본 연구에서는 본 연구에서 SF590A 중탄소강 잉곳으로 제조된 대형 단조품의 충격특성을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) SF590A 중탄소강 잉곳을 이용하여 제조된 대형 단조품의 충격특성은 초기 오스테나이트 결정립의 크기와 황의 함량에 의해 큰 영향을 받은 것을 알 수 있다.
- (2) 최종 단조품의 결정립 크기는 단조 작업 조건 및 이후 열처리 조건에 크게 영향을 받은 것으로 판단되며, 이러한 공정조건의 작은 변화에 따라 경도값은 큰 변화가 없으나 충격특성값은 크게 변할 수 있는 가능성이 있음을 알 수 있었다.
- (3) 황의 함량이 높은 3차 시편에서 MnS 화합물이 상대적으로 많이 관찰되고 있으나, 이러한 황화물이 충격특성에 미치는 영향에 대한 정량적 분석은 차후 더 많은 연구가 있어야 할 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 산업자원부의 친환경 고정정 잉곳 제조 및 Near net shape 성형 기술 개발사업의 지원으로 수행되었습니다.

참 고 문 헌

- [1] B. S. Jang, Y. S. Suh, E. K. Kim, T. H. Lee, 2007, Automatic FE modeler using stiffener-based mesh generation algorithm for ship structural analysis, *Marine Structures*, Available online 2 April 2008.
- [2] J. S. Tao, G. R. Liu, K. Y. Lam, 2000, Design optimization of marine engine-mount system, *Journal of Sound and Vibration*, Vol. 235, pp. 477~497.
- [3] F. S. Dua, M. T. Wanga, X. T. Lia, 2007, Research on deformation and microstructure evolution during forging of large-scale parts, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 187~188, pp. 591~594.
- [4] ASTM International, 2002, Standard test method for notched bar impact testing of metallic materials, Vol. 03. 01, ASTM E 23.
- [5] H. Kuhn, 2000, Impact toughness testing, *Mechanical testing and evaluation*, ASM Handbook, ASM International, Vol. 8, pp. 596~611.
- [6] ASTM International, 2002, Standard test method for determining average grain size, Vol. 03. 01, ASTM E 112.
- [7] L. Bejar, C. Maldonado, B. Hernandez, 1993, Influence of microstructure on yield ratio of a low carbon HSLA steel, *International symposium on low-carbon steels for the 90's*, The Minerals Metals and Society, pp. 407~412.
- [8] B. Tanguy, J. Besson, R. Piques, A. Pineau, 2005, Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test. Part I: Experimental results, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 72, pp. 49~72.
- [9] X. Z. Zhang, J. F. Knott, 2000, The statistical modeling of brittle fracture in homogeneous and heterogeneous steel microstructures, *Acta Mater.*, Vol. 48, pp. 2135~2146.
- [10] N. J. Petch, 1959, *The ductile-cleavage transition in alpha-iron*, Technology Press, Cambridge, Mass, pp54~67.
- [11] S. B. Hosseini, C. Temmel, B. Karlsson, N. G. Ingesten, 2007, An in-situ scanning electron microscopy study of the bonding between MnS inclusions and the matrix during tensile deformation of hot-rolled steels, *Metal. Mater. Trans. A*, Vol. 38A, pp. 982~989.
- [12] J. L. Lee, Y. T. Pan, 1993, Effect of residual elements on the microstructure and toughness of HAZ in Ti-killed steels, *International symposium on low-carbon steels for the 90's*, The Minerals Metals and Society, pp. 521~529.
- [13] J. D. Verhoeven, 2005, *Metallurgy steel for bladesmiths and others who heat treat and forge steel*, Iowa state university, pp. 50~56.
- [14] J. A. Rineholt, W. J. Harris, 1951, Effect of alloying elements on notch toughness of pearlitic steels, *Transactions of the American Society for Metals*, Vol. 43, pp1175~1214.