오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강의 인장 및 충격 특성에 미치는 냉간 가공의 영향

이승용 · 이상인 · 황병철[†]
서울과학기술대학교 신소재공학과

Effect of Cold Working on Tensile and Charpy Impact Properties of a High-Nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N Austenitic Steel

S-Y. Lee, S-I. Lee, B. Hwang[†]

Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology,
Seoul 139-743, Korea

Abstract High-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-N austenitic steels with higher yield strength have been recently developed and used for generator retaining rings because they have non-magnetic, high strength, high ductility, and good corrosion resistance. In the present study, a high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel was fabricated and then tensile and Charpy impact tests were conducted on them in order to investigate the effect of cold working on the mechanical properties. Although the yield and tensile strengths usually increased with cold working, the ductility and impact toughness significantly decreased after cold working. On the other hand, the high-nitrogen austenitic steel exhibited a ductile-brittle transition due to unusual brittle fracture at low temperatures despite having a face-centered cubic structure. The ductile-brittle transition temperature obtained from Charpy impact tests could be remarkably increased by 60°C after 20% cold working because of the enhanced cleavage-like brittle fracture.

(Received February 27, 2014; Revised March 5, 2014; Accepted March 12, 2014)

Keywords : Austenitic steel, High-nitrogen, Strength, Impact toughness, Cold working

1. 서 론

오스테나이트계 고질소강(high-nitrogen austenitic steel)은 대기압 하에서 고용한계 이상의 질소(0.4 wt. % 이상)를 함유한 강으로 내식성이 우수하고, 질소 함량의 증가나 냉간 가공(cold working)에 의해 항복 강도가 크게 증가하며, 강도 증가에 따른 연성이나 인성의 저하가 크지 않아 다양한 산업 분야의 구조용 재료로 많은 관심을 받고 있다[1-4]. 특히 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-N 고질소강은 발전기 내에서 빠른 속도로 회전하는 축을 고정하기 위한 리테이닝 링(retaining ring, 이하 RR) 소재로 널리 사용되고 있다[5-7]. 이는 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-N 고질소강이 고강도와 함께 고연성, 높은 충격인성, 비자성 등의 다양한 물성을 동시에 만

족시키기 때문이다. 최근 발전기의 용량이 커짐에 따라 RR 소재에 요구되는 강도는 점점 더 높아지는 추세에 있다.

일반적으로 높은 강도의 RR 소재의 강도를 제조하기 위해서는 높은 질소 함량과 많은 냉간 가공량이 요구된다. 질소 함량이 높을수록 강도가 증가되긴 하지만, 연성취성 전이 온도(ductile-brittle transition temperature, 이하 DBTT)가 높아져 상온에서 취성 파괴가 일어날 수 있으며, 질소를 주입하는 공정 상에 어려움이 많다. 따라서 실제로 RR 소재의 강도를 증가시키는 방법으로 냉간 확관(cold expansion)에 의한 가공 경화 효과를 적극적으로 활용하고 있다[6, 7]. 그러나 냉간 가공에 의한 강도 증가의 경우에도 DBTT의 증가에 따른 취성 파괴나 충격인성의 급격한 저하 등이 일어날 수 있기 때문에 이에

[†]Corresponding author. E-mail : bhwang@seoultech.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

대한 면밀한 검토가 필요한 실정이다. 이는 오스테나이트계 고질소강의 경우 면심입방정(face-centered cubic, 이하 FCC) 구조를 가짐에도 불구하고 다른 FCC 금속과 달리 저온에서 취성 파괴가 종종 일어나기 때문이다[8-13]. 따라서 본 연구에서는 발전기용 오스테나이트계 고질소강을 제조한 후 냉간 압연을 실시하여 강도와 충격 인성에 미치는 냉간 가공의 영향을 조사 하고, 시험 온도에 따른 충격 시험을 통해 오스테나이트계 고질소강의 연성-취성 전이 거동을 살펴 보고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 발전기용 오스테나이트계 고질소강의 제조를 위해 Thermo-Calc. 소프트웨어에 의한 열역학 계산을 통해 온도에 따른 상 안정성을 예측하고, 이를 열간 압연 및 용체화 처리 조건의 설정에 이용하였다(Fig. 1(a)). 본 연구에서 사용된 고질소강의 화학조성은 Fe-18Mn-18Cr-0.61N로 General Electric(GE) 규격에서 제시된 발전기용 RR 소재의 화학조성 범위를 잘 만족하였다[6, 7] (Table 1). 여기서 Mn 함량이 Cr 함량보다 높은 이유는 안정한

오스테나이트 조직을 얻음으로써 냉간 가공에 의한 변형 유기 마르텐사이트 변태를 억제하기 위해서이다. 이를 위해 먼저 가압 진공유도용해로를 이용하여 100 kg의 잉곳을 제조한 후 열간 단조하고, 1,150°C의 아르곤 가스 분위기에서 5시간 유지한 후 수냉하였다. 용체화 처리 후 각 시편들은 HCl 30 ml + HNO₃ 20 ml + Ethanol 50 ml 용액으로 에칭하고, 광학현미경으로 미세조직을 관찰하였다. 미세조직 분석 결과 결정립 크기는 50~80 μm 정도이며, 결정립 내부에는 어닐링 쌍정이 잘 발달되어 완전히 재결정된 오스테나이트 단상 조직이 형성됨을 확인할 수 있었다(Fig. 1(b)).

한편 실제 RR 소재의 제조 공정에서 수반되는 냉간 확관과 응력완화(stress relieving) 처리가 인장 및 충격 특성에 미치는 영향을 알아보기 위하여 용체화 처리된 고질소강을 10~60%의 두께 감소율로 냉간 압연하고, 이들 중 일부는 50°C/hr로 승온하고, 500°C에서 5시간 유지한 후 노랭하는 응력완화 처리를 실시하였다. 인장 시험은 압연 방향으로 ASTM E8 표준 시험법에 따라 sub-size의 판상 시편(표점 거리 25.4 mm, 직경 6.25 mm)으로 가공한 후 10톤 용량의 Instron 시험기를 이용하여 2 mm/min의

Table 1. Chemical composition of a high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel for generator retaining ring [6, 7] (wt. %)

	C	Si	Mn	Cr	P	S	V	N
GE specification	~ 0.10	0.22 ~ 0.60	17.5 ~ 20.0	17.5 ~ 20.0	~ 0.060	~ 0.015	—	0.45 ~ 0.80
Fe-18Mn-18Cr-0.61N	0.049	0.28	18.95	17.65	0.020	0.004	0.18	0.61

Fig. 1. (a) Equilibrium phase diagram and (b) optical micrograph of a high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel after solution treatment.

속도로 실시하였다. 충격 시험은 ASTM E23 시험법에 따라 T-L(transverse-longitudinal) 방향으로 $10 \times 10 \times 55$ mm의 표준 사파 충격(Charpy impact) 시편으로 가공한 후 $-196 \sim +100^\circ\text{C}$ 의 온도 범위에서 실시하였다. 저온인성을 평가하기 위한 DBTT는 hyperbolic tangent fitting을 통해 상부 흡수에너지(USE, upper-shelf energy)와 하부 흡수에너지의 평균에 해당하는 에너지를 가지는 온도로 결정하였다.

3. 결과 및 고찰

냉간 압연과 응력완화 처리에 따른 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강의 광학현미경 미세조직 사진을 Fig. 2에 나타내었다. 20%의 냉간 가공 시 일부 결정립 내에는 슬립 밴드들이 형성되며, 40% 이상의 냉간 가공 시 연신된 오스테나이트 결정립과 함께 변형 쌍정(deformation twin)이 나타나기 시작한다. 냉간 가공량이 많아질수록 오스테나이트 결정립은 심하게 연신되며, 슬립 밴드의 양이 증가되어 서로 교차되거나 변형 쌍정이 더욱 잘 발달한다. 냉간 압연 후 응력완화 처리된 소재의 미세조직을 살펴 보면, 응력완화 처리 되지 않은 소재와 같이 냉간 가공량이 증가할수록 결정립이 연신되고, 슬립 밴드와 변형 쌍정의 양이 증가되는 동일한 양

상을 나타내며, 응력완화 처리에 따른 미세조직의 차이는 뚜렷하게 관찰되지 않았다.

오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강의 인장 특성에 미치는 냉간 가공과 응력완화 처리의 영향을 Table 2에 나타내었다. 냉간 가공량이 많아질수록 항복 및 인장 강도는 대체로 증가되지만, 연신율은 감소하는 경향을 나타낸다. 40% 냉간 가공된 시편의 경우 응력완화 처리 후 항복 및 인장 강도는 다소 증가하지만, 연신율은 감소하였다. 일반적으로 오스테나이트계 고질소강은 열처리에 의해 강화되기 어렵기 때문에 냉간 가공이 강도를 증가시키는 효과적인 방법으로 이용되고 있다. STS 304, 310, 316과 같은 상용 오스테나이트계 스테인리스강의 경우 냉간 가공량이 많을수록 강도는 증가하지만, 1,300 MPa 정도에서 최대치를 나타낸다[14]. 반면 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-N 고질소강의 경우 질소 함량에 따라 차이는 있지만, 냉간 가공에 의해 최대 2,000 MPa 이상까지 강도가 증가되는 것으로 알려져 있다[14]. 이는 오스테나이트계 고질소강의 경우 질소 첨가가 결정립계 강화에 효과적으로 작용하며, 질소가 냉간 가공에 의해 형성된 전위나 변형 쌍정의 강화 기구에 기여하기 때문으로 생각된다. 일반적으로 오스테나이트계 강에서 결정립계 강화는 페라이트계 강에 비해 효과적이지 않지만, 질소가 첨가

Fig. 2. Optical micrographs of high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel specimens (a)-(c) before stress relieving and (d)-(f) after stress relieving: after (a) and (d) 20% cold working, (b) and (e) 40% cold working, and (c) and (f) 60% cold working.

Table 2. Tensile properties of high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel specimens after cold working and stress relieving

	Yield strength (MPa)		Tensile strength (MPa)		Elongation (%)	
	Before stress relieving	After stress relieving	Before stress relieving	After stress relieving	Before stress relieving	After stress relieving
Solution-treated	463	–	813	–	59.5	–
40% cold working	1249	1313	1370	1416	15.7	9.8
50% cold working	1208	–	1446	–	13.9	–
60% cold working	1426	–	1552	–	9.7	–

Table 3. Room temperature Charpy absorbed energy (J/cm^2) of high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel specimens after cold working and stress relieving

	Solution-treated	Amount of cold working					
		10%	20%	30%	40%	50%	60%
Before stress relieving	198	90	45	31	25	21	16
After stress relieving	–	69	34	23	50	45	38

Fig. 3. SEM fractographs of Charpy impact specimens fractured at room temperature after (a) and (b) 20% cold working, and (c) and (d) 50% cold working; (a) and (c) before stress relieving and (b) and (d) after stress relieving.

된 오스테나이트계 고질소강의 결정립계 강화 효과는 질소 함량에 비례하여 증가되는 것으로 보고되어 있다[1, 2].

오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강의 상온 충격인성에 미치는 냉간 압연과 응력완화 처리의 영향을 Table 3에 나타내었다. 냉간 가공 이전 고질소강의 충격에너지는 약 160 J이지만, 10% 냉간 가공 시 약 70 J 정도로 크게 낮아지고, 이후 냉간 가공량이 많아질수록 충격에너지는 서서히 감소한다.

응력완화 처리 후 충격에너지는 냉간 가공량이 증가할수록 감소하다가 40% 냉간 가공 이후 증가하는데 이는 응력완화 처리 중에 질소가 냉간 가공에 의해 형성된 전위 등을 고착하여 충격에너지를 좀 더 증가시키는 변형시효의 영향으로 생각되지만, 이에 대한 명확한 원인에 대해서는 추가적인 연구가 필요하다. 한편 냉간 가공량 및 응력완화 처리에 따른 충격 시험의 SEM 파면 사진을 보면(Fig. 3), 대부분 덩플 형태의 연성 파괴를 나타낸다. 냉간 가공량이

많은 시편에서 나타나는 덩플들의 크기는 냉간 가공량이 작은 시편에 비해 상대적으로 작은 편이며, 응력완화 처리에 따른 파면의 변화는 거의 관찰하기 어려웠다. 이는 냉간 가공량이 커질수록 슬립 밴드나 변형 쌍정 등이 많이 나타나 공동들이 형성될 수 있는 생성처가 증가하기 때문에 연성 파괴를 일으키는 공동들이 쉽게 형성되어 충격에너지가 감소되는 것으로 볼 수 있다.

Fig. 4에 시험 온도에 따른 충격 시편의 흡수 에너지를 나타내었다. 일반적인 FCC 구조의 금속들과 달리 오스테나이트계 고질소강은 FCC 구조를 가짐에도 불구하고, 시험 온도가 낮아짐에 따라 흡수 에너지가 감소하는 연성-취성 전이 거동을 나타내었다. 20% 냉간 가공 시 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강의 DBTT는 냉간 가공 이전에 비해 60°C 이상 증가되었다. 이는 RR 소재의 경우 냉간 확관 시 DBTT 증가에 의해 상온에서 취성 파괴가

Fig. 4. Charpy absorbed energy plotted as a function of test temperature for high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel specimens after 20% cold working and stress relieving.

일어나기 쉽고, 그로 인해 충격인성이 낮아질 수 있음을 의미한다. 이러한 오스테나이트계 고질소강의 연성-취성 전이 거동은 질소 첨가에 의해 야기되는 저온 취성 파괴와 관계되어 있는 것으로 알려져 있다. 이러한 취성 파괴 현상과 기구에 대해서는 Defilippi가 처음으로 deformation faulting을 그 원인으로 언급한 후 Tobler과 Meyn, Tomota 등 많은 연구자들이 슬립 밴드, 쌍정 층상(twin lamella)의 파괴, 강한 평면 소성유동, 변형 쌍정의 교차, ϵ -마르텐사이트의 형성 등의 다양한 기구를 제시하였다[8-12].

한편 상온(+20°C)과 -120°C, -196°C에서 충격 시험으로 파괴된 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 상온에서는 미소공동의 형성과 합체에 의해 작고 큰 덩플들이 복합적으로 형성된 연성파괴를 나타내었다. 상당량의 소성 변형으로 인해 최대 덩플들의 크기는 오스테나이트 결정립 크기에 가까우며, 큰 덩플 벽에는 슬립면의 변위에 의해 생겨난 잔물결들이 존재한다. 일부 영역에서는 오스테나이트 결정립계나 쌍정 경계에서 생성된 공동들에 의해 미세한 덩플들이 나타나기도 한다. 한편 -120°C에서 파괴된 시편들을 보면, 연성 파괴에 의한 덩플들과 함께 평평한 면들이 많이 관찰된다. 또한 -196°C에서는 대부분 평평한 면들이 나타나는 데, 이들은 벽개면에서 전형적으로 관찰되는 river pattern이나 tongue 등은 거의 나타나지 않고, 일반적인 벽개 파괴와 유사한 입내(transgranular) 형태의 cleavage-like 파괴를 나타낸다. 평평한 facet들 위에는 직선들이 서로 60° 방향으로 평행하게 배열된 모습들이 관찰되는데, 이들은 슬립밴드, 변형쌍정, ϵ -마르텐사이트 등으로 알려져 있다[10, 12].

Fig. 5. SEM fractographs of Charpy impact specimens fractured at (a) room temperature, (b) -120°C, and (c) -196°C for high-nitrogen Fe-18Mn-18Cr-0.61N austenitic steel specimens.

4. 결 론

본 연구에서는 발전기용 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강을 제조하고, 인장 및 충격 특성에 미치는 냉간 가공의 영향을 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다. 오스테나이트계 고질소강의 항복 및 인장 강도는 냉간 가공량이 많아질수록 증가하지만 연신율은 감소하였으며, 상온 충격에너지는 10% 냉간 가공 시 급격히 감소한 다음 냉간 가공량에 따라 서서히 감소하였다. 한편 오스테나이트계 Fe-18Mn-18Cr-0.61N 고질소강은 FCC 구조를 가짐에도 불구하고, 저온에서의 cleavage-like fracture에 의해 연성취성 천이 거동이 나타나며, 냉간 가공에 의해 DBTT가 더욱 증가될 수 있었다. 따라서 발전기용 오스테나이트계 고질소강이 냉간 가공이나 응력 완화 처리 이후에도 상온에서 우수한 인장 및 충격 특성을 갖기 위해서는 이들의 연성취성 천이 거동과 DBTT에 미치는 영향 인자에 대한 보다 체계적인 연구가 필요할 것으로 생각된다.

후 기

이 연구는 서울과학기술대학교 교내 학술연구비의 일부 지원으로 수행되었습니다.

References

1. P. J. Uggowitzer and M. Harzenmoser : in Proc. Conf. High Nitrogen Steels (Lille, France, 1988), eds. J. Foct, A. Hendry (The Institute of Metals, London, 1989) p. 174.
2. V. G. Gavriljuk and H. Berns : High Nitrogen Steels, Springer, Berlin (1999).
3. M. O. Speidel, C. Kowanda, and M. Diener : HNS 2003 (High Nitrogen Steels), Schaffhausen, Switzerland, Institute of Metallurgy, ETH, Zurich (2003).
4. N. Akdut, B. C. De Cooman, J. Foct, Proc. 7th Int. Conf. High Nitrogen Steels, GRIPS media, Ostend, Belgium (2004).
5. K. Orita, Y. Ikeda, T. Iwadata and J. Ishizaka : ISIJ Int., **30** (1990) 587.
6. Material Specification B50A743, General Electric Power Generation Engineering, Schenectady, NY (1981).
7. Process Specification P14A-AL-0201, General Electric Power Generation Engineering, Schenectady, NY (1987).
8. R. W. Hertzberg : Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 4th ed., John Wiley & Sons, Inc., 1996.
9. J. D. Defilippi, K. G. Brickner and E. M. Gilbert : Trans. Metall. Soc. AIME, **245** (1969) 2141.
10. R. L. Tobler and D. Meyn : Metall. Trans., **19A** (1988) 1626.
11. P. Müllner, C. Solenthaler, P. J. Uggowitzer and M. O. Speidel : Acta Metall. Mater., **42** (1994) 2211.
12. Y. Tomota, Y. Xia and K. Inoue : Acta Mater., **46** (1998) 1577.
13. B. Hwang, T. -H. Lee, S. -J. Park, C. -S. Oh and S. -J. Kim : Mater. Sci. Eng., **A137** (1991) 141.
14. L. P. Karjalainen, T. Taulavuori, M. Sellman and A. Kyröläinen : Steel Res. Int., **79** (2008) 404.
1. P. J. Uggowitzer and M. Harzenmoser : in Proc. Conf. High Nitrogen Steels (Lille, France, 1988),