

## 질소와 탄소가 복합 첨가된 두 오스테나이트계 Fe-18Cr-10Mn 합금의 연성 취성 천이 거동

이승용 · 김보영 · 황병철<sup>†</sup>  
서울과학기술대학교 신소재공학과

### Ductile-to-Brittle Transition Behavior of Two Austenitic Fe-18Cr-10Mn Alloys with the Combined Addition of Nitrogen and Carbon

S-Y. Lee, B-Y. Kim, B. Hwang<sup>†</sup>

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

**Abstract** The ductile-to-brittle transition behavior of two austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys with the combined addition of nitrogen and carbon was investigated in this study. The alloys exhibited a ductile-to-brittle transition behavior because of unusual brittle fracture at low temperatures unlike conventional austenitic alloys. The alloy with higher carbon content had higher yield and tensile strengths than that with lower carbon content due to the solid solution strengthening effect resulting from carbon addition. However, the increase in carbon content promoted the occurrence of intergranular fracture, and thus deteriorated the impact toughness. In order to develop successfully the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys with the excellent combination of strength and toughness in the future, therefore, more systematic studies are required to find the appropriate amount and ratio of nitrogen and carbon.

(Received December 11, 2014; Revised December 19, 2014; Accepted December 24, 2014)

**Key words** : Ductile-to-brittle transition, Low-temperature brittle fracture, Austenitic alloys, Carbon, Impact toughness

### 1. 서 론

최근 고강도와 함께 내부식성, 내마모성 등의 다양한 특성을 얻기 위하여 질소와 함께 탄소를 의도적으로 복합 첨가한 오스테나이트계 Fe-Cr-Mn 합금에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다[1-8]. 이들 오스테나이트계 합금에서 질소와 탄소의 복합 첨가는 오스테나이트 상을 효과적으로 안정화시키고, 각 침입형 원소들의 용해도를 증가시키기 때문에 가압 공정을 거치지 않고도 안정된 오스테나이트 기지 조직을 확보할 수 있는 장점이 있다. 또한 이들은 첨가되는 두 침입형 원소의 함량이나 비에 따라 강도, 연성, 내식성, 저온인성, 내마모성 등 다양한 물성을 크게 향상시킬 수 있는 것으로 알려져 있다[4-8]. 따라서 질소와 탄소가 복합 첨가된 오스테나이트계 Fe-Cr-Mn 합금은 높은 함량의 질소를 포함한 오스테나이트

계 고질소강(high-nitrogen steel)을 대체할 수 있는 새로운 합금 소재로 큰 주목을 받고 있다.

Gavrijuk의 연구결과에 따르면[5, 6], 오스테나이트계 Fe-Cr-Mn 합금에서 질소와 탄소의 복합 첨가는 질소나 탄소의 단독 첨가에 비해 자유전자의 농도를 크게 높여 원자 간의 금속성 결합을 증가시킴으로써 연성과 인성을 향상시키는 것으로 보고되고 있다. 또한 자유전자의 농도 증가는 치환형 용질 원자의 분포를 보다 균일하게 하고, 단범위 규칙(short range ordering)을 야기시켜 오스테나이트 상의 열역학적 안정도를 증가시키는 것으로 알려져 있다.

한편 오스테나이트계 Fe-Cr-Mn 고질소강은 면심입방정(face-centered cubic, FCC) 구조를 가짐에도 불구하고, 저온에서 일어나는 취성 파괴로 인해 연성-취성 천이(ductile-to-brittle transition) 거동이 나타나 이에 대한 많은 연구가 진행되었다[9-14]. 그러나

<sup>†</sup>Corresponding author. E-mail : bhwang@seoultech.ac.kr  
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

질소와 탄소가 복합 첨가된 오스테나이트계 Fe-Cr-Mn 합금의 저온 취성 파괴나 연성-취성 전이 거동에 대한 연구는 현재 매우 부족한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 질소와 탄소가 복합 첨가된 두 오스테나이트계 Fe-Cr-Mn 합금을 제조한 후 시험 온도에 따른 충격 시험을 실시하고, 흡수 에너지와 파면 조사를 통해 이들 합금의 저온 파괴 형태와 연성-취성 전이 거동을 고찰해 보고자 하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 재료는 질소와 탄소가 복합 첨가된 2 종류의 Fe-18Cr-10Mn 합금이며, 이들의 자세한 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 두 합금의 화학조성을 비교해 보면, 질소 함량은 0.40 wt% 정도로 같고, B 합금은 A 합금에 비해 탄소 함량이 0.2 wt% 더 높다. 이들은 대기압 하에서 진공 유도 용해로를 이용하여 제조한 후 12 mm 두께의 판재로 열간 압연하였다. 압연 후 결정립 크기가 같고, 균일한 오스테나이트 단상 조직을 얻기 위하여 Fig. 1의 열역학 계산 결과를 토대로 적절한 온도를 설정한 후 1,200~1,250°C 온도에서 30분간 용체화 처리(solution treatment)하였다. 이들 시편들의 미세

조직은 HCl 30 ml + HNO<sub>3</sub> 20 ml + Ethanol 50 ml 용액으로 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다. 미세조직 분석 결과(Fig. 2) A 합금과 B 합금의 결정립 크기는 각각 66 μm와 67 μm로 거의 같으며, 결정립 내부에는 어닐링 쌍정(annealing twin)이 잘 발달된 완전한 오스테나이트 단상 조직이 형성되었다.

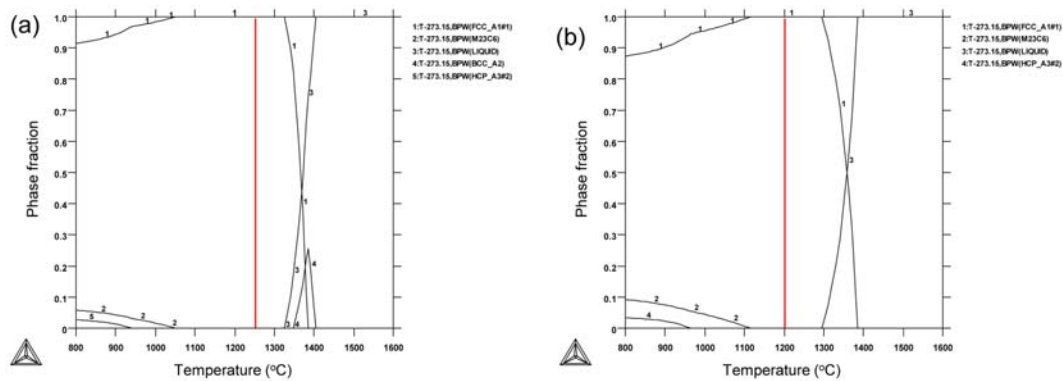
인장 시험은 ASTM E8 표준 시험법에 따라 판재 압연 방향의 수직 방향으로 sub-size 봉상 시편(표점거리: 25.4 mm, 직경: 6.3 mm)을 가공한 후 10톤 용량의 만능 시험기를 이용하여 5 mm/min의 crosshead 속도로 상온에서 실시하였다. 또한 충격 시험은 ASTM E23 시험법에 따라 10 × 10 × 55 mm의 표준 샤르피 충격(Charpy impact) 시편으로 가공한 후 -196 ~ +100°C의 온도 범위에서 실시하였다. 충격 시험 후 -196°C, -60°C, +20°C(상온)에서 파괴된 시편의 파면을 주사전자 현미경(scanning electron microscopy, SEM)으로 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

상온 인장 시험 결과(Table 2) B 합금의 항복 강도와 인장 강도는 A 합금보다 모두 높지만, 연신을

**Table 1.** Chemical composition, annealing temperature and grain size of the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys investigated in this study

Designation	Chemical composition (wt. %)					Annealing temperature (°C)	Grain size (μm)
	Cr	Mn	N	C	Fe		
Alloy A	18.2	10.3	0.39	0.39	balance	1,250	66
Alloy B	18.5	10.2	0.43	0.58	balance	1,200	67



**Fig. 1.** Equilibrium phase diagram of the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys; (a) Alloy A and (b) Alloy B.

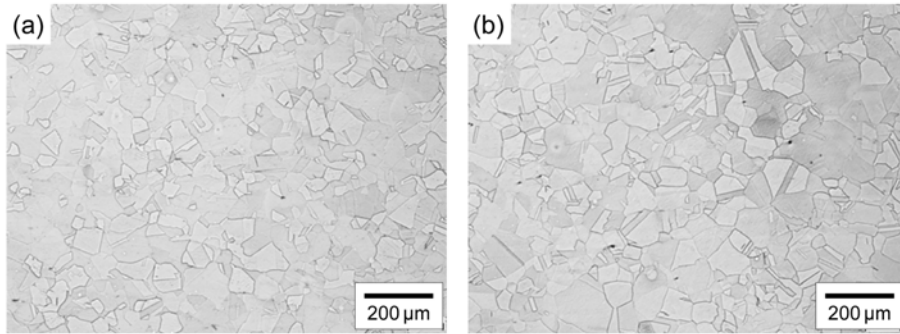


Fig. 2. Optical micrograph of the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys; (a) Alloy A and (b) Alloy B.

Table 2. Room temperature tensile properties of the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys investigated in this study

Designation	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Alloy A	467	851	60.6
Alloy B	542	914	59.8

은 큰 차이가 없었다. 탄소 함량이 0.2 wt% 더 많은 B 합금의 항복 강도가 A 합금보다 75 MPa 정도 더 높게 나타나는 것은 오스테나이트계 합금의 항복 강도에 대한 아래 식과 잘 일치한다[9].

단,  $d$ 는 결정립 크기.

$$\text{Yield Strength (MPa)} = 63.5 + 496N + 356.5C + 20.1Si + 3.7Cr + 14.6Mo + 18.6V + 4.5W + 40.3Nb + 26.3Ti + 12.7Al + 2.5d + 7.1d^{-1/2} \text{ (in wt\%)}$$

따라서 B 합금의 항복 강도가 A 합금보다 높은 원인은 침입형으로 고용된 탄소의 고용강화 효과로 생각할 수 있다.

시험 온도에 따른 두 합금의 충격 에너지와 파단된 충격 시편의 사진을 Fig. 3과 Fig. 4에 각각 나타내었다. 두 합금은 모두 FCC 구조를 가짐에도 불구하고, 일반적인 FCC 구조의 금속들과 달리 상부 흡수에너지 영역(upper-shelf energy region)은 없지만, 시험 온도가 낮아짐에 따라 충격 에너지가 서서히 감소하는 연성-취성 전이 거동을 나타내었다. 이는 질소와 탄소가 복합 첨가된 오스테나이트계 합금의 경우 낮은 온도에서는 에너지의 흡수가 거의 없는 취성 파괴가 일어날 수 있음을 의미한다. 이러한 현상은 오스테나이트계 고질소강에서도 자주 나타나는데, 이들의 취성 파괴 기구에 대해서는 Defilippi가 처음으로 보고한 이후 많은 연구자들에

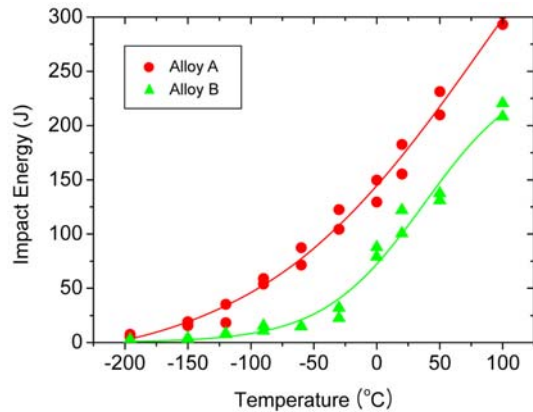


Fig. 3. Charpy impact energy plotted as a function of test temperature for the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys after solution treatment; (a) Alloy A and (b) Alloy B.

의해 슬립 밴드(slip band), 쌍정 층상(twin lamella)의 파괴, 강한 평면 소성유동(intense plastic flow), 변형 쌍정(deformation twin)의 교차,  $\epsilon$ -마르텐사이트(martensite)의 형성 등 다양한 기구들이 제시되고 있다[10-14].

충격 에너지를 살펴보면(Fig. 3), A 합금은  $-196^\circ\text{C}$ 에서 충격 에너지가 20 J 이하로 매우 낮지만, 이후 온도가 높아짐에 따라 충격 에너지가 크게 증가하기 시작한다. 반면 B 합금은  $-60^\circ\text{C}$ 까지도 충격 에너지가 20 J 이하로 매우 낮으며,  $-30^\circ\text{C}$ 에서부터 충격 에너지가 증가되기 시작하여 상온에서 100 J

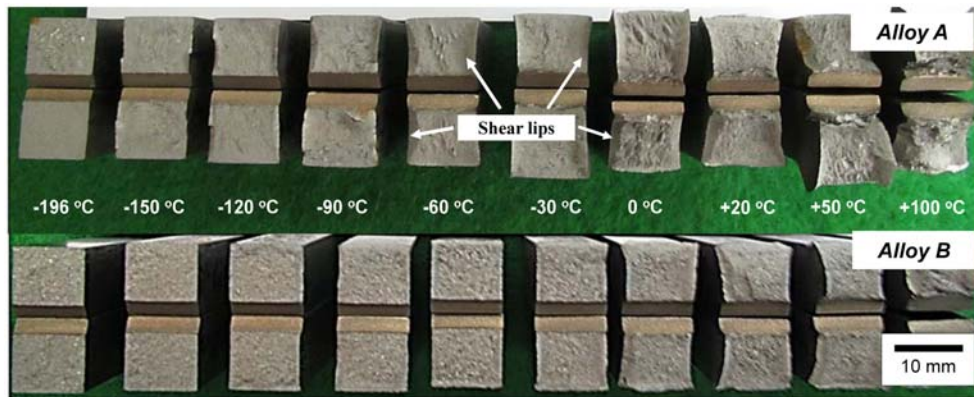


Fig. 4. Overall fracture appearances of the Charpy impact specimens fractured at various temperatures for the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys after solution treatment; (a) Alloy A and (b) Alloy B.

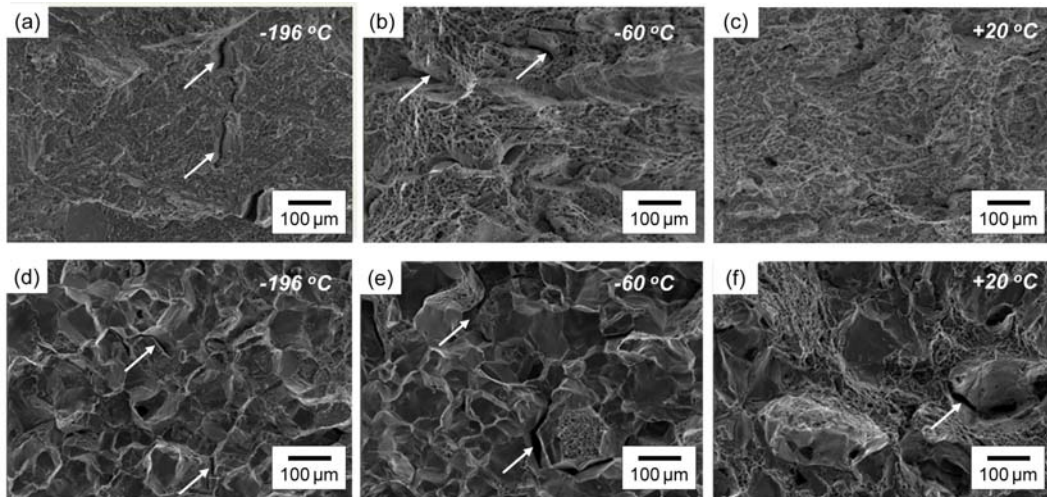


Fig. 5. SEM fractographs of the Charpy impact specimens for the austenitic Fe-18Cr-10Mn alloys fractured at  $-196^{\circ}\text{C}$ ,  $-60^{\circ}\text{C}$ , and  $+20^{\circ}\text{C}$  (room temperature); (a)-(c) Alloy A and (d)-(e) Alloy B. White arrows indicate intergranular cracking.

이상을 나타낸다. 따라서 두 합금의 충격 에너지 차이는  $-150^{\circ}\text{C}$ 에서부터 큰 차이를 나타내기 시작하여  $-90^{\circ}\text{C}$  이상의 온도에서 50 J 이상으로 거의 일정한 차이를 나타낸다. 이는 A 합금이 B 합금 보다 항복 강도는 상대적으로 낮지만, 충격 인성은 보다 우수함을 나타낸다.

한편 A 합금의 파면 양상을 보면(Fig. 4),  $-196^{\circ}\text{C}$ 의 낮은 온도에서는 시편의 변형이 거의 없지만,  $-150^{\circ}\text{C}$ 에서부터 shear lip이 일부 나타나기 시작하여 온도가 높아짐에 따라 shearing 영역이 보다 넓어진다[15, 16]. B 합금은 A 합금 보다 높은 온도에서 shear lip이 나타나기 시작한다. 저온에서 파괴

된 시편들을 관찰해 보면, A 합금의 파면은 다소 어둡게 나타나는 반면, B 합금의 파면은 다소 뾰족이는 모습을 보인다. 상온 이상에서는 두 합금의 시편들 모두 소성 변형이 매우 큰 연성 파괴를 나타낸다.

두 합금에 대하여  $-196^{\circ}\text{C}$ ,  $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $+20^{\circ}\text{C}$ (상온)에서 충격 시험으로 파괴된 시편들의 SEM 파면 사진을 Fig. 5에 나타내었다. 상온에서는 두 합금 모두 미세 공동(microvoid)의 형성과 합체에 의해 크고 작은 덩플들(dimples)이 복합적으로 형성되는 섬유상 형태(fibrous)의 전형적인 연성 파괴를 나타내었다. 또한 상당량의 소성 변형으로 인해 덩플들이 많이 연신되어 있으며, 오스테나이트 결정립계 이외

에 어닐링 쌍정의 경계에서도 공동들이 형성되어 미세한 덩플들이 많이 나타난다. 또한 B 합금에서는 오스테나이트 결정립 크기에 가까운 큰 덩플들과 함께 균열들이 일부 형성되어 있으며, 큰 덩플들 벽면에서는 슬립면의 변위에 의해 생겨난 잔물결들이 일부 관찰된다.

또한 A 합금의 경우 시험 온도가 낮아짐에 따라 균열들이 나타나기 시작한다. 저온에서의 파면을 살펴보면,  $-60^{\circ}\text{C}$ 의 시편에서는 미세한 덩플들이 여전히 많이 형성되어 있지만,  $-196^{\circ}\text{C}$ 에서는 덩플들이 거의 나타나지 않는 취성 파괴를 나타낸다. 실제로  $-196^{\circ}\text{C}$ 에서는 평평한 면들이 많이 나타나는데, 이들 면에서는 전형적인 취성 파괴 벽개면에서 주로 관찰되는 river pattern이나 tongue 등이 거의 나타나지 않고, 벽개 파괴와 유사한 입내(transgranular) 형태의 유사벽개(cleavage-like) 파괴를 나타낸다[10-16]. 또한 B 합금은  $-60^{\circ}\text{C}$ 와  $-196^{\circ}\text{C}$ 에서 모두 약간의 덩플들이 존재하긴 하지만, 대부분 입계 형태(intergranular)의 취성 파괴를 나타낸다.

이러한 파면 조사를 통해서 A 합금과 B 합금은 모두 시험 온도가 낮아짐에 충격 에너지가 낮아지고, B 합금이 A 합금보다 충격 에너지가 상대적으로 낮은 원인을 알 수 있다. 최근 Hwang 등[8]은 2차 이온 질량 분석기(secondary ion mass spectroscopy, SIMS) 분석을 통해 오스테나이트계 고질소강에서 탄소의 과잉 첨가 시 오스테나이트계 결정립계에 탄소가 편석되어 입계 형태의 취성 파괴를 일으키는 것으로 보고한 바 있다. 본 연구에서도 B 합금의 경우 A 합금과 달리 C/N 비가 1.35로 탄소 함량이 질소 함량에 비해 상대적으로 높기 때문에 입계 형태의 취성 파괴가 쉽게 일어나 충격 인성이 저하되는 것으로 생각할 수 있다. 이를 통해 질소와 탄소가 복합 첨가된 오스테나이트계 합금에서 탄소 함량의 증가는 강도를 증가시키긴 하지만, 충격 인성에 부정적인 영향을 미칠 수 있기 때문에 질소와 탄소의 함량이 인장 및 충격 특성에 미치는 영향에 대한 추가적인 연구가 필요할 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 제조된 질소와 탄소가 복합 첨가된

두 오스테나이트계 Fe-18Cr-10Mn 합금은 저온에서 발생된 취성 파괴로 인해 모두 연성-취성 전이 거동을 나타내었다. 두 합금 중에서 질소 함량에 비해 탄소 함량이 상대적으로 많은 B 합금은 저온에서 입계 형태의 취성 파괴를 일으켜 상대적으로 낮은 충격 에너지를 나타내었다. 질소와 탄소가 복합 첨가된 오스테나이트계 Fe-18Cr-10Mn 합금에서 탄소 함량의 증가는 항복 강도를 높일 수는 있지만, 일정량 이상의 탄소 첨가는 결정립계로 쉽게 편석됨으로써 충격 인성을 크게 저하시킬 수 있다. 따라서 인장 및 충격 특성이 동시에 우수한 오스테나이트계 합금을 제조하기 위해서는 저온 취성 파괴와 연성-취성 전이 거동에 미치는 질소와 탄소의 영향에 대한 보다 체계적인 연구가 필요할 것으로 생각된다.

#### 후 기

이 연구는 서울과학기술대학교 교내연구비의 지원으로 수행되었습니다.

#### References

1. N. Akdut, B. C. De Cooman and H. S. Kim : Proceedings of 1st Int. Conf. Interstitially Alloyed Steels (IAS 2008), Pohang, Korea (2008).
2. T-H. Lee, E. Shin, C-S. Oh, H-Y. Ha and S-J. Kim : Acta Mater., **58** (2010) 3173.
3. L. Mujica, S. Weber and W. Theisen : In Proceedings of 1st International Conference on High Manganese Steels (HMnS 2011), ed. Y-K. Lee (Yonsei University, Seoul, Korea, 2011) p. B-20.
4. F. Schmalt, H. Berns and V. G. Gavriljuk : In Proc. 7th Int. Conf. High Nitrogen Steels (GRIPS media GmbH, Ostend, Belgium, Sept. 2004) p. 437.
5. V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina and H. Berns : Acta Mater., **56** (2008) 5071.
6. V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina and H. Berns : Mater. Sci. Eng., A, **481-482** (2008) 707.
7. H-Y. Ha, T-H. Lee, C-S. Oh and S-J. Kim : Scr. Mater., **61** (2009) 121.
8. B. Hwang, T-H. Lee and S-J. Kim : Phil. Mag. Lett., **92** (2012) 93.
9. V. G. Gavriljuk and H. Berns : High Nitrogen Steels, Springer, Berlin (1999).
10. J. D. Defilippi, K. G. Brickner and E. M. Gilbert : Trans. Metall. Soc. AIME, **245** (1969) 2141.

11. R. L. Tobler and D. Meyn : Metall. Trans., **19A** (1988) 1626.
12. P. Müllner, C. Solenthaler, P. J. Uggowitzer and M. O. Speidel : Acta Metall. Mater., **42** (1994) 2211.
13. Y. Tomota, Y. Xia and K. Inoue : Acta Mater., **46** (1998) 1577.
14. B. Hwang, T-H. Lee, S-J. Park, C-S. Oh and S-J. Kim : Mater. Sci. Eng., A, **528** (2011) 7257.
15. G. E. Dieter : Mechanical Metallurgy, 3rd ed., McGraw-Hill, Inc., (1988).
16. R. W. Hertzberg : Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 4th ed., John Wiley & Sons, Inc., (1996).