[논문] 열처리공학회지, 제29권 제4호(2016)
J. of the Korean Society for Heat Treatment.
http://dx.doi.org/10.12656/jksht.2016.29.4.176

알루미늄과 탄소 함량에 따른 Fe-23Mn계 고망간강의 열간 압연 시 발생하는 균열 현상 분석

임현석 · 이승완 · 황병철†
서울과학기술대학교 신소재공학과

Analysis of Cracking Phenomenon Occurring During Hot Rolling of Fe-23Mn High-manganese Steels with Different Aluminium and Carbon Contents

Hyeon-Seok Lim, Seung-Wan Lee, Byoungchul Hwang†
Department of Materials Science and Engineering,
Seoul National University of Science and Technology, Seoul 139-743, Korea

Abstract In this study, a microstructural investigation was conducted on the cracking phenonmenon occurring during hot rolling of Fe-23Mn high-manganese steels with different aluminium and carbon contents. Particular emphasis was placed on the phase stability of austenite and ferrite dependent on the chemical composition. An increase in the aluminum content promoted the formation of ferrite band structures which were easily deformed or cracked. In the steels containing high carbon contents of 0.4 wt.% or higher, on the other hand, the volume fraction and thickness of ferrite bands decreased and thus the cracking frequency was significantly reduced. Based on these findings, it is said that the microstructural evolution occurring during hot rolling of high-manganese steels with different aluminium and carbon contents plays an important role in the cracking phenomenon. To prevent the cracking, therefore, the formation of second phases such as ferrite should be minimized during the hot rolling by the appropriate control of the chemical composition and process parameters

(Received May 23, 2016; Revised May 30, 2016; Accepted July 3, 2016)

Key words : *High-manganese steel, Hot rolling, Cracking phenomenon, Aluminium, Carbon*

1. 서 론

최근 수송 기기 전반에 사용되는 소재부품의 경량화 요구로 인해 높은 함량의 알루미늄(Al)을 함유한 저비중 고망간강(low-density high-manganese steel) 소재가 주목 받고 있다. 이들 소재는 기존의 강재보다 비중이 5%~10% 정도 낮으면서도 강도와 연성의 조합이 우수한 것으로 알려져 있다[1-3, 5]. 이들은 일반적으로 10% 이상의 망간(Mn)에 Al이나 규소(Si)와 같은 경량원소를 추가적으로 첨가하여 TRIP(transformation-induced plasticity)이나 TWIP (twinining-induced plasticity) 현상에 의한 우수한 기계적 성질을 나타낸다[1-5].

그러나 이들 고망간강 소재를 제조하기 위한 주조나 압연과 같은 실제 생산 공정에서는 다양한 원인에 의한 균열들이 자주 발생하여 실수율이 크게 낮아지는 문제점이 있다. 일반적으로 강재를 만드는 주조 및 열간 압연 공정에서는 다양한 합금 원소의 첨가로 인해 예기치 못한 상(phase)이나 미세조직의 변화가 일어나며, 주조 직후 압연 과정에서는 급격한 온도 변화에 의한 열응력과 압연롤에 의한 기계적인 응력이 발생하여 압연재의 내부와 표면에 예상치 못한 결함이 발생할 수 있다[6, 7]. 실제로 고망간강 소재의 표면에 균열이 발생할 경우 측면 손질(side trimming)을 하거나 균열 생성 부위를 전폭 절단과 용접으로 제거, 또는 압연 전에 슬래브 스카핑(slab scarfing)을 실시하여 결함 문제를 완화시킬 수 있으나 이를 해결하기 위한 보다 근본적인 이해가 필요

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

Table 1. Chemical composition of the hot-rolled steel specimens investigated in this study (wt.%)

Specimen	Designation	Fe	Mn	Al	C
A	Low Al – Low C	Bal.	21.23	3.97	0.22
B	High Al – Low C	Bal.	21.79	5.36	0.24
C	High Al – High C	Bal.	21.19	5.31	0.41

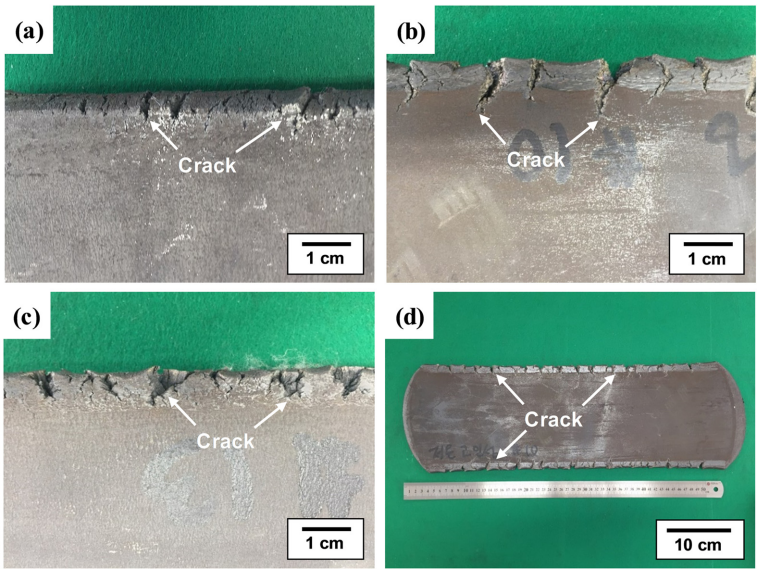

Fig. 1. Photographs showing typical cracks formed on the hot-rolled plate surface of high-manganese (a) steel A, (b) steel B, and (c) and (d) steel C specimens.

한 실정이다[8].

본 연구에서는 Fe-23Mn계 고망간강의 압연 이후 판재의 측면에서 주로 발생하는 균열에 주목하여 Al과 탄소(C) 함량에 따른 열간 압연 균열을 분석하였다. 이를 위하여 화학 조성에 따른 판재의 균열 부위를 미세조직적으로 분석하고, 균열 발생 기구와 원인을 규명함으로써 향후 고망간강 판재의 균열 발생을 방지 또는 억제할 수 있는 합금 설계 및 공정상의 대안을 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 합금은 Al과 C 함량이 다른 Fe-23Mn 고망간강으로 Table 1에 그 화학조성을 나타내었다. 시편 A는 Al과 C 함량이 모두 낮으며, 시편 B는 Al 함량이 높고 C 함량이 낮은 반면, 시편 C는 Al와 C 함량이 모두 높은 고망간강 소재이다. 먼저 위 조성의 합금을 30 kg 단위로 진공용해한 후 1,200°C에서 오스테나이트화 처리하고, 900°C 이상에서 15 mm로 열간 압연하였다.

열간 압연한 판재들은 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 측면부에 크고 작은 균열들이 모두 발생하였다. 합금 조성에 따른 균열의 발생 정도를 관찰하기 위해 압연재의 측면부에서 발생한 균열의 평균 크기(average crack size)를 측정하였다. 균열이 발생한 압연재 측면부의 미세조직은 균열이 발생된 부위를 압연 방향에 평행하게 절단하여 시편을 채취한 후 절단면을 관찰하였다.

그리고 미세조직 내 형성된 상을 확인하기 위하여 X-선 회절분석기(Model: DE/D8 Advance, Bruker, Germany)를 이용하여 각각의 피크에 따른 상을 확인하였다. 또한 Thermo-Calc Software(Stockholm, Sweden) 열역학 계산 프로그램을 이용하여 TCFE7 (TCS Steels/Fe-Alloys Database, Version 7.0) 데이터베이스로 주어진 시편의 합금 성분으로 온도와 C 함량에 따른 열역학적 평형 상태도를 계산하였다.

한편 판재에서 균열이 발생하지 않은 중앙부에서 시편을 채취하고, 압연 방향(longitudinal direction)으로 표점거리 25 mm, 폭 6 mm, 두께 2 mm의 판상 형태의 인장 시험편으로 가공한 후 10톤 용량의 만능 시험기(Model: 8516, Instron Co., USA)를 사용하여 10^{-3} s^{-1}의 변형률 속도로 상온에서 인장 시험하였다. 이를 통해 각 시편의 인장 특성과 판재에서 발생되는 균열 현상의 상관관계를 이해하고자 하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

본 연구에서 제조된 판재의 측면부에서 주로 발생된 균열들의 크기를 정량적으로 분석한 결과를 Fig. 2에 나타내었다. 시편 A는 미세한 균열들이 주로 형성된 반면, 시편 B와 시편 C는 상대적으로 조대한 균열들이 많이 발생하였다. 본 연구에서는 Al 함량에 따라 두 그룹으로 분류하여 이러한 균열 현상을 설명하였다. Al 함량이 높은 시편 B와 시편 C는 Al 함량이 낮은 시편 A보다 상대적으로 큰 균열들이 발생하였는데, 이는 Al 함량이 압연 판재의 균열 형성에 영향을 주는 것을 의미한다. 한편 C 함량이 낮은 시편 B에 존재하는 균열은 그 크기가 시편 C에 비해 더 큰 데, 이는 C 함량이 균열의 크기에 영향을 미치는 것으로 생각된다.

본 연구에서 제조된 시편들의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 Fig. 3에 나타내었다. 이들 시편 중 Al 함량이 상대적으로 낮은 시편 A는 오스테나이트 단상의 미세조직을 나타내었다. 이는 Fig. 4의 X-선 회절 분석 결과를 통해 오스테나이트 상 단일의 회절 패턴이 나타난 것으로 확인할 수 있다. 그러나 시편 B와 시편 C의 경우는 오스테나이트 상 이외에 제 2상이 X-선 회절 분석 결과에서 관찰되었다. 균열이 가장 크게 발생한 시편 B에서 이러한 제 2상들은 압연 방향을 따라 밴드 형태로 뚜렷하게 나타났고, 시편 C에서는 제 2상이 비교적 작은 밴드 형태로 일부 관찰되었다. X-선 회절 분석 결과 시편 B와 시편 C에서 오스테나이트 상 이외에 나타난 제

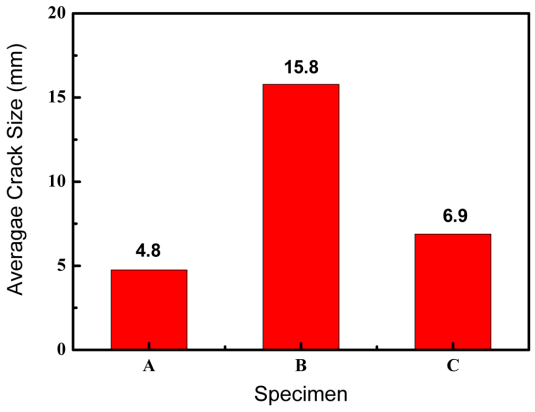

Fig. 2. Average size of small side cracks formed on the plate surface.

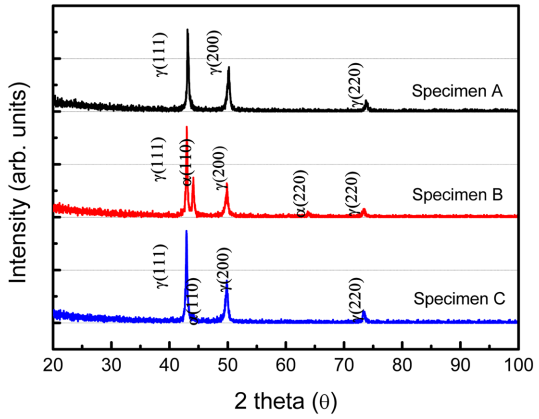

Fig. 4. X-ray diffraction analysis results of the high-manganes steel specimens.

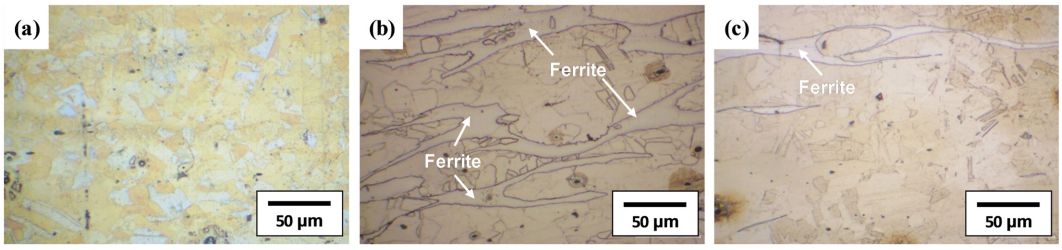

Fig. 3. Optical micrographs of the high-manganese (a) steel A, (b) steel B and (c) steel C specimens. Nital etched.

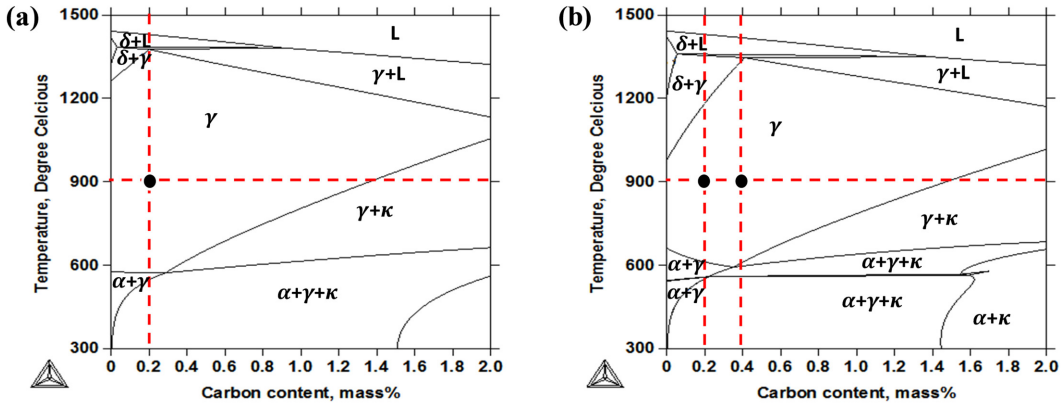

Fig. 5. Calculated phase diagrams for (a) Fe-23Mn-3.5Al and (b) Fe-23Mn-5.0Al alloy systems.

2상은 페라이트 상으로 확인되었다. 이때 오스테나이트 상과 페라이트 상의 회절패턴이 기존 문헌상의 peak 보다 약간 왼쪽으로 이동되어 있는데, 이는 합금 원소의 첨가로 인한 고용 효과로 격자상수가 증가하고 Bragg's law에서의 θ값이 감소하기 때문으로 알려져 있다[10]. 이상으로부터 본 연구에서 제조된 판재들은 Al 함량에 따라 서로 다른 미세조직을 갖는 것으로 잘 확인되었다.

또한 합금 조성에 따른 이들 상의 안정도(stability)을 확인하기 위해 Thermo-Calc.를 이용하여 계산된 상태도를 Fig. 5에 나타내었다. Al을 3.5 wt.% 첨가한 시편의 상태도를 살펴 보면(Fig. 5(a)), 본 연구에서 제조된 성분과 온도 조건에서는 오스테나이트 단상이 존재한다. 또한 Al 을 5.0 wt.% 첨가한 시편에 해당되는 상태도를 살펴 보면(Fig. 5(b)), 0.2~0.4 wt.%의 C 함량 영역에서는 페라이트의 평형상 영역이 크게 확장된 것을 알 수 있다. 이는 Al이 페라이트 안정화 원소로 작용하여 페라이트의 상안정도를 높여주기 때문이다[11]. 이를 통해 Al 함량이 높은 합금일수록 더 많은 페라이트 밴드가 형성될 수 있음을 알 수 있다.

한편 C 함량이 다른 시편 B와 시편 C를 비교하였을 때 C 함량이 증가함에 따라 미세조직 내 페라이트 밴드의 크기와 양이 감소하는데 이는 C가 오스테나이트 안정화 원소로 페라이트 생성을 억제하고 오스테나이트의 안정도를 높여 주기 때문이다[11]. 이로 인해 시편 C는 페라이트 분율이 감소됨으로써 시편 B에 비해 균열 형성이 크게 억제되었다(Fig. 2). 따라서 판재에서 균열이 발생되지 않도록 미세조직 내 원하는 평형상을 얻기 위해서는 Al과 C 함량의 적절한 조합이 필요하며, 열간 압연 전후 유지 및 냉각 온도를 세심하게 조절할 필요가 있다.

실제로 본 연구에서 제조된 시편들의 미세조직 형성 과정을 비교해 보면 Al 함량이 낮은 시편 A의 경우 가공온도 전 구간에서 오스테나이트 단상이 유지되어 열간 압연 종료 이후에도 그 상이 유지되었다. 그러나 Al 함량이 높은 시편 B와 시편 C의 경우는 가공온도 구간 내에 페라이트 상의 안정도가 높아져 페라이트와 오스테나이트의 두 상이 모두 존재할 수 있어 열간 압연 시 페라이트가 연신되어 밴드 구조로 나타난다[9]. 따라서 이러한 미세조직의 형성 과정은 압연 강재의 균열 형성에 중요한 영향을 주는 것으로 생각할 수 있다[12].

본 연구에서 오스테나이트 단상만 존재하는 시편 A는 균열의 크기가 작은 반면, 페라이트와 오스테나이트 두 상이 존재하는 시편 B와 시편 C는 비교적 큰 균열을 나타내는데, 이는 압연 시 및 냉각 과정에서 오스테나이트에서 페라이트로의 상변태 시 부피 변화로 인해 페라이트 내부 또는 오스테나이트/페라이트 계면에 응력이 집중되어 공동이나 균열이 쉽게 형성될 수 있기 때문이다[8, 13-18].

이상과 같이 본 연구에서는 고망간강에서 열간 압연시 발생한 측면부 균열의 원인을 미세조직학적으로 조사하여 첨가된 Al 및 C 함량이 균열의 발생에 큰 영향을 미친다는 것을 알 수 있었다. 이러한 결과로부터 측면 균열을 방지하기 위해서는 압연 및 냉각

과정에서도 오스테나이트 온도 범위에서 공정이 수행될 수 있도록 공정 온도의 제어가 필요하고, 첨가되는 원소의 함량에 유의하여 페라이트 등의 제 2상으로 인한 응력 집중이 발생하지 않도록 조절하는 등의 개선방안이 요구된다. 따라서 본 연구 결과는 조성에 따른 합금의 설계 및 공정 제어를 통한 균열 형성을 방지하는 중요한 예시로 사용될 수 있을 것으로 기대된다. 그러나 이는 다양한 변수가 존재하는 실제 공정에서의 공정 조건 중의 일부일 뿐이며, 균열이 판재의 측면부에 주로 집중되어 있음을 생각해 볼 때 보다 근본적인 균열 발생의 원인과 분석이 필요하다. 향후 이러한 미세조직적 인자와 더불어 탄화물이나 산화물 등의 제 2상이 공정 과정에서의 판재 위치에 따른 응력의 집중도와 균열 발생에 미치는 원인을 보다 명확하게 규명하기 위해서는 압연 공정과 미세조직 내 응력분포에 대한 전산모사 등의 추가적인 연구가 필요할 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 Fe-23Mn계 고망간강에서 압연 후 판재에서 발생되는 균열의 형성 원인을 미세조직적 관점에서 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다. 페라이트 안정화 원소인 Al 함량이 높은 시편들은 오스테나이트 기지 내에 제 2상인 페라이트 밴드가 주로 형성되어 있어 판재의 측면부에서 균열 발생이 크게 나타난다. 이러한 페라이트의 생성은 열간 압연 전후 온도 구간에서 발생하였으며, 이들 페라이트의 존재로 인하여 페라이트 내부 또는 오스테나이트와 페라이트 계면 간에 응력이 집중됨으로써 공동이나 균열이 보다 쉽게 형성된다. 한편 높은 Al 함량을 갖는 고망간강 시편이더라도 오스테나이트 안정화 원소인 C 함량이 높을 경우 페라이트 분율이 감소하여 균열 발생이 크게 억제될 수 있었다. 이를 통해 Fe-23Mn계 고망간강에서는 첨가된 합금 원소의 함량에 따른 미세조직의 형성이 열간 압연 시 발생하는 판재의 균열 형성이 중요한 원인으로 작용함을 알 수 있었다.

후 기

이 연구는 서울과학기술대학교 교내연구비의 지원으로 수행되었습니다.

References

1. B. C. De Cooman, J. Kim and K.G. Chin : High Mn TWIP steels for automotive applications, in: M. Chiaberge (Ed.), New Trends and Developments in Automotive System Engineering, InTech, (2011) pp. 101.
2. G. Frommeyer and U. Brüx : Steel Res. Int. **77** (2006) 627.
3. Y. Sutou, N. Kamiya, R. Umino, I. Ohnuma and K. Ishida : ISIJ Int. **50** (2010) 893.
4. H. -J. Kim, G. A. Keoleian and S. J. Skerlos : J. Ind. Ecol. **15** (2011) 64.
5. G. Frommeyer, U. Brüx and P. Neumann : ISIJ Int. **43** (2003) 438.
6. B. Mintz, S. Yue and J. J. Jonas : Int. Mater. Rev. **36** (1991) 187.
7. C. Nagasaki and J. Kihara : ISIJ Int. **37** (1997) 523.
8. B. Hwang, H. S. Lee, Y. G. Kim, S. H. Lee and D. S. Lee : Korean Inst. Metals. **402** (2005) 561.
9. S. S. Sohn, B. J. Lee, S. H. Lee and J. H. Kwak : Met. Mater. Int, **21** (2015) 43.
10. S. Y. Han, S. Y. Shin, S. H. Lee, N. J. Kim, J. H. Kwak and K. G. Chin : Korea Inst. Metals. **48** (2010) 377.
11. K. G. Chin, H. J. Lee, J. H. Kwak, J. Y. Kang and B. J. Lee : J. Alloys Compd. **505** (2010) 217.
12. A. Iza-Mendia, A. Piriol-Juez, J. J. Urcola and I. Gutiérrez : Metall Mater. Trans. A **29A** (1998) 2975.
13. E. Tschegg, H. O. K. Kirchner and M. Kocak : Acta Metall. Mater. **38** (1990) 469.
14. D. Phelan and R. Deppenaar : ISIJ Int. **44** (2004) 414.
15. Y. U. Heo, Y. -Y. Song, S. -J. Park, H. K. D. H. Bhadeshia and D. -W. Suh : Metall Mater. Trans. A **43A** (2012) 1731.
16. S. S Sohn, B. -J. Lee, S. Lee and J. -H. Kwak : Acta Mater. **61** (2013) 5626.
17. S. -K. Shin, S. -J. Park and K. M. Cho : J. Korean Society for Heat Treatment **26** (2013) 306.
18. S. S. Sohn, H. Song, J. G. Kim, J. -H. Kwak, H. S. Kim and S. Lee : Metall Mater. Trans. A **47A** (2016) 706.