



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사학위논문

790MPa급 변태유기소성강의
신장플랜지성에 미치는 Al 및 Nb의
영향

Effect of aluminium and niobium on
stretch-flangeability of 790MPa grade
transformation induced plasticity steel

울산대학교 대학원

첨단소재공학과

박승훈

790MPa급 변태유기소성강의
신장플랜지성에 미치는 Al 및 Nb의
영향

지도교수 이정구

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함


2022년 02월


울산대학교 대학원


첨단소재공학과

박승훈

박승훈의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 신 상 용 (인) 

심사위원 권 용 재 (인) 

심사위원 이 정 구 

울 산 대 학 교 대 학 원

2022년 02월

감사의 글

2 년간의 대학원 생활을 마무리하며, 졸업논문의 감사의 글을 쓰게 되는 날이 오니 감회가 새롭습니다. 1 년의 학부연구생 생활과, 2 년간의 석사과정을 통해 많은 인연과 실력을 쌓을 수 있었던 시간이었고, 제게 많은 도움을 주셨던 분들께 감사의 글을 남기고자 합니다.

먼저 실험 지도와 졸업논문을 완성하기까지 아낌없는 지도를 통해 연구자의 참된 길을 가르쳐 주신 이정구 지도교수님과 권용재 교수님 그리고 신상용 교수님께 감사 인사를 드립니다.

처음 연구실에 들어와서 연구실 생활 및 장비교육에 많은 도움을 준 건희형, 원석이형, 현욱이형에게 감사드립니다. 그리고 본격적으로 실험을 진행할 때 많은 조언과 격려를 주었던 종희형, 대현이형, 훈이형, 해원이형, 준일이형, 원구형, 수영이형에게 감사드리며 뒤에서 묵묵히 응원해 주었던 승엽이, 민구형, 기웅이형, 종혁이, 재영이, 영철이에게도 감사드립니다. 또한 힘들 때 힘이 되어준 태우, 범수형, 상철이, 현철이에게도 감사드립니다.

마지막으로 지금까지 달려올 수 있도록 믿음과 사랑을 가지고 지켜봐주신 아버지, 어머니, 동생에게 정말 감사드린다는 말을 전하고 싶습니다.

이렇게 많은 분들의 도움과 응원으로 대학원 생활을 잘 마무리 할 수 있었습니다. 이제 대학원 생활이 끝나고 사회로 나가기 직전에 있습니다. 제가 대학원에서 배울 수 있었던 경험은 앞으로 제가 나아가는 데 가장 큰 힘과 원동력이 될 것임을 믿어 의심치 않습니다.

국문 요약

최근 자동차 산업에서는 탄소배출 감축을 통한 환경 보호와 연비 향상을 위하여 차체에 사용되는 철강소재의 경량화에 대한 연구가 지속적으로 이루어지고 있다. 이에 따라 자동차용 냉연강판의 박육화와 고강도화가 지속되고 있으며, 그에 따라 고강도강의 사용량이 증가하고 있다. 그 중 변태유기소성강은 다른 고강도 강재보다 높은 연신율을 나타내어 냉간 프레스 공법이 적용되는 부품에 널리 사용되고 있다. 하지만 합금원소 첨가를 통한 변태유기소성강의 고강도화가 진행됨에 따라 낮은 성형성에 의해 재료 가장자리 부분에서 균열이 생성되고 전파되는 문제가 보고되고 있어 성형성을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있다. 현재 선행 연구들에 따르면 변태유기소성강의 HER(Hole expansion ratio) 특성은 일반적으로 retained austenite 의 안정도, 결정립 크기, morphology 에 의해 영향을 받는다고 알려져 있지만, 결과의 단순 비교에 그치고 있는 실정이다. 또한, 변태유기소성강의 합금원소에 따른 미세조직학적 변화에 의한 홀 확장성의 변화에 대한 내용은 보고되고 있지만, 미세조직의 변화로 인해 발생하는 파괴 거동의 변화에 대한 분석과 홀 확장성의 변화에 대한 상관관계 분석이 부족한 실정이기에 이에 대한 연구가 필요하다.

따라서 본 연구의 목표는 HER 에 미치는 합금원소의 영향을 알아보기 위해 790MPa 급 변태유기소성강의 합금원소(Al, Nb)를 변화시켜, 이에 따른 미세조직 변화가 홀 확장성에 미치는 영향에 대하여 고찰하는 것이다. S steel, SA steel, SAN steel 의 서로 다른 합금원소 함량을 가지는 세 강재를 이용하여 실험을 진행하였다. 세 강재 모두 Ferrite, Martensite, Bainite, Retained austenite 로 이루어진 조직을 가지고 있었다. 하지만 S steel 의 경우 비교적 높은 Martensite 분율과 결정립 크기를 가지고 있었고, SA steel 의 경우 S

steel 보다 낮은 Martensite 분율과 작은 결정립 크기를 보였고, SAN steel 의 경우 Nb 로 인해 Ferrite 를 비롯한 모든 상이 미세화 된 것을 확인할 수 있었다. 이러한 합금원소 차이에 의한 미세조직의 변화에 의해 서로 다른 균열 전파 거동을 나타내는 것을 확인할 수 있었다.

Hole expansion test 중 조대한 Martensite 를 가진 S steel 의 경우, Punching 중 Ferrite-Martensite 계면에 더 많은 변형이 발생하게 되고 계면 부위에 조대한 공극이 발생하게 되고, 그 숫자도 많았다. 따라서 조대한 공극을 따라 균열이 급격하게 전파되어 직선적인 균열전파경로와 낮은 HER 을 나타낸 반면, SA steel 의 경우 S steel 보다 미세한 Martensite 로 인해 Ferrite-Martensite 계면에 가해지는 변형이 적어 상대적으로 크기가 작은 공극이 생성되었고, 이로 인해 좀 더 구불구불한 균열전파경로를 보였으며 HER 이 상승하였다. SAN steel 의 경우 Nb 에 의해 모든 상의 조직이 미세화되었고, 이로 인해 계면에 집적되는 변형이 적어 공극의 크기와 숫자 모두 작았다. 따라서 균열 전파가 가장 구불구불하게 발생하여 가장 높은 HER 을 가졌다.

목차

1	서론.....	1 2
2	이론적 배경.....	1 4
2.1	자동차용 강판.....	1 4
2.2	변태유기소성강.....	1 6
2.3	변태유기소성.....	1 7
2.4	합금원소의 영향.....	1 9
2.5	변태유기소성강의 제조 공정.....	2 1
2.6	Stretch-flangeability.....	2 4
2.7	Hole expansion ratio.....	2 5
3	실험 방법.....	2 6
3.1	실험 재료.....	2 6
3.2	미세조직 분석.....	2 6
3.3	경도 분석.....	2 7
3.4	Step wise strain tensile test.....	2 8
3.5	상변태 온도 측정.....	2 8
3.6	Hole expansion test.....	2 9
3.7	In-situ tensile test.....	3 2
4	실험 결과.....	3 3
4.1	미세조직.....	3 3
4.2	기계적 성질.....	3 8
4.3	Retained austenite 안정도.....	4 0
4.4	Hole expansion test 결과.....	4 3
4.6	In-situ tensile test 결과.....	4 6
5	고찰.....	5 0

5.1 Si 을 Al 으로 대체 시 영향	5 0
5.2 Nb 첨가 영향	5 4
5.3 Punching.....	5 5
5.4 Crack initiation	6 4
5.5 Crack propagation.....	6 6
5.6 Hole expansion ratio 에 영향을 미치는 인자.....	7 1
6 결론.....	7 3
7 참고문헌.....	7 4

List of Figures

2. 이론적 배경

Figure 2-1 Material usage distribution in US.....	1 5
Figure 2-2 High strength steel market size. TRIP steel is Blue.....	1 5
Figure 2-3 Schematic picture showing advanced high strength steels compared to low strength steels and traditional HS steels.....	1 6
Figure 2-4 Schematic graph of Gibbs free energy about martensite and austenite at same chemical composition.....	1 8
Figure 2-5 Schematic image of heat treatment of TRIP steel.....	2 3
Figure 2-6 Cracks produced in cold formed AHSS automotive parts.....	2 5

3. 실험 방법

Figure 3-1 Image of TI950.	2 7
Figure 3-2 Hole expansion imitation test machine.....	3 0
Figure 3-3 Schematic image of piercing edge after punching.....	3 1
Figure 3-4 Schematic image of punch and hole expansion test.....	3 1
Figure 3-5 Image of in-situ tensile test specimen.	3 2

4. 실험 결과

Figure 4-1 Optical and Scanning electron microscopy of investigated steels. (F is ferrite, B is bainite, and M/RA is martensite/retained austenite.	3 5
Figure 4-2 Standard normal distribution of grain size (a), (c) is a standard normal distribution of the grain sizes of retained austenite, and (b), (d) is a standard deviation of grain sizes of retained austenite and martensite.....	3 7

Figure 4-3 Vickers hardness of investigated steels.....	3 8
Figure 4-4 Result of nano indentation (a) is number of count each phase, (b) is the values of each phases.....	3 9
Figure 4-5 Volume fraction of retained austenite at different engineering strains.	4 1
Figure 4-6 Nano indentation load-displacement curve of retained austenite in S steel, SA steel, and SAN steel. Pointing location is pop-in occurred.....	4 2
Figure 4-7 Load-displacement curve of hole expansion imitation test.....	4 4
Figure 4-8 Macroscopy image of thickness direction for each load level.	4 5
5. 고찰	
Figure 5-1 Temperature-time curve of A1 and A3 temperature.....	5 2
Figure 5-2 CCT curve of 1% Si steel and 1% Al steel.	5 3
Figure 5-3 Fracture plane of punched hole edge.....	5 8
Figure 5-4 Number fraction of void sizes at punched hole edge.....	5 9
Figure 5-5 Number of voids per unit area and size of voids after punching.....	6 0
Figure 5-6 Kernel average misorientation angle map at 20% strain of investigated steels.....	6 1
Figure 5-7 Number fraction of kernel average misorientation angle at 20% strain of investigated steels (More than 3°).....	6 2
Figure 5-8 Correlation between grain size-kernel average misorientation angle, kernel average misorientation angle-size of micro voids, size of micro void-hole expansion ratio.....	6 3
Figure 5-9 Average hardness at punched hole edge.....	6 5

Figure 5-10 Force-Displacement curve from in-situ tensile test.....	6 7
Figure 5-11 Correlation between hole expansion ratio and slope coefficient from force-displacement curve.....	6 8
Figure 5-12 Crack propagation path of in-situ tensile test specimens.....	6 9
Figure 5-13 Crack propagation path of hole expansion test specimens.....	7 0
Figure 5-14 Schematic illustration of crack propagation during hole expansion test.	7 2

List of Tables

4. 실험 결과

Table 4-1 Grain size of investigated steels.....	3 6
Table 4-2 Volume fraction of investigated steels.....	3 6
Table 5-1 Phase transformation temperatures of investigated steels.....	5 1

1 서론

최근 자동차 산업에서는 탄소배출 감축을 통한 환경 보호와 연비 향상을 위하여 차체에 사용되는 철강소재의 경량화에 대한 연구가 지속적으로 이루어지고 있다. 이에 따라 자동차용 냉연강판의 박육화와 고강도화가 지속되고 있으며, 그에 따라 DP (Dual phase)강, HSLA (High strength low alloy) 강, 변태유기소성(Transformation induced plasticity, TRIP)강 같은 초고강도강(Advance high strength steel, AHSS)의 사용량이 증가하고 있다.

그 중에서도 변태유기소성강은 변태유기소성에 의해 동일 강도를 가지는 다른 고강도 강재보다 높은 연신율을 나타내어 냉간 프레스 공법이 적용되는 부품에 널리 사용되고 있다. 일반적인 상용 변태유기소성강은 C-Mn-Si 계 가 사용되고 있다. C 과 Mn 은 Austenite 안정화 원소로 작용하여 Retained austenite 의 형성에 중요한 역할을 한다. Si 의 경우 Ferrite 에 고용강화 효과와 Austenite 내의 탄소농도를 증가시키지만 자동차용 냉연강판에 가장 중요한 특성 중 하나인 아연도금특성을 저하시킨다는 문제점이 있다. 따라서 Si 대신 고용강화 효과를 나타내면서 아연도금특성을 저하시키지 않는 Al 로 대체하고, 결정립 미세화제인 Nb 를 첨가하는 방향으로 합금개발이 이루어지고 있다. 하지만 합금원소 첨가에 의한 변태유기소성강의 고강도화가 진행됨에 따라 재료 가장자리 부분에서 응력 집중이 일어나 균열이 생성되고 전파되는 문제가 보고되고 있어 성형성을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있다. 따라서 차체에 쓰이는 초고강도 강재의 경우 우수한 Stretch flangeability 를 가져야 한다. 일반적으로 Stretch flangeability 는 고강도강의 냉간 프레스 공법 적용에 있어 가장 중요한 물성으로 알려져 있으며, Hole expansion ratio 는 Stretch flangeability 를 가장 잘 나타내는 지표이다.

현재 선행 연구들에 따르면 변태유기소성강의 Hole expansion ratio 는 일반적으로 Retained austenite 의 안정도, 결정립 크기, Morphology 에 따라 다른 Hole expansion ratio 를 나타낸다고 알려져 있지만, 결과의 단순 비교에 그치고 있는 실정이다. 또한, 변태유기소성강의 합금원소에 따른 미세조직학적 변화에 의한 홀 확장성의 변화에 대한 내용은 보고되고 있지만, 미세조직의 변화로 인해 발생하는 파괴 거동의 변화에 대한 분석과 홀 확장성의 변화에 대한 상관관계 분석이 부족한 실정이기에 이에 대한 연구가 필요하다.

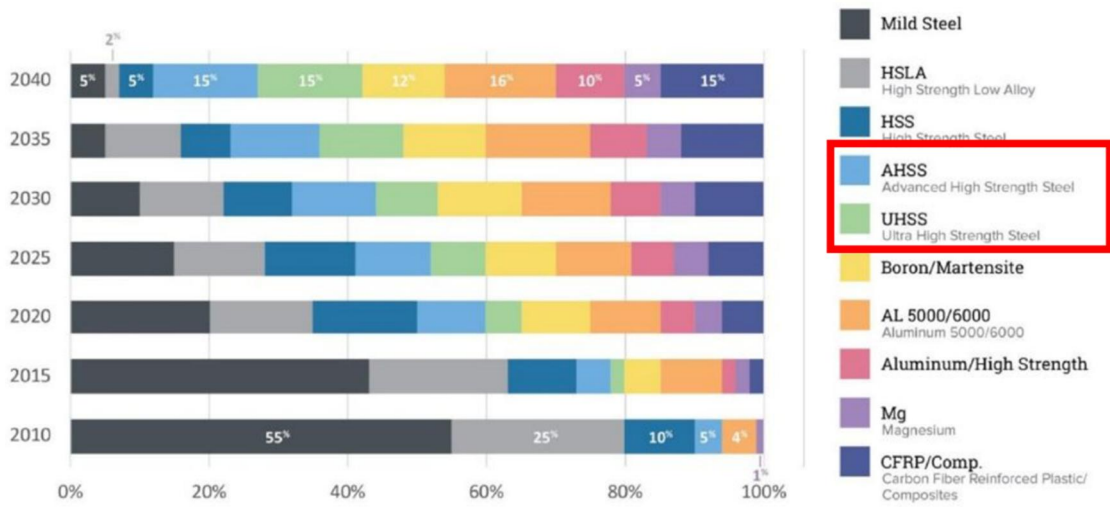
본 연구는 790MPa 급 변태유기소성강의 합금원소(Al, Nb)를 변화시켜, 이에 따른 미세조직 변화가 Stretch flangeability 에 미치는 영향을 미세조직 분석과 Retained austenite 안정성과 균열 개시, 전파거동 분석을 통하여 밝히는 것이 본 연구의 목표이다.

2 이론적 배경

2.1 자동차용 강판

최근 자동차 산업에서는 탄소 배출 저감과 연비 향상의 요구뿐만 아니라 승객 보호를 위해 자동차 판재의 고강도화와 경량화가 주요 이슈로 떠오르고 있다. 따라서 자동차의 주요 소재인 철강소재 중 외부 차체에 사용되는 자동차용 강판의 고강도화와 경량화를 위한 연구가 지속되고 있으며, Figure 2-1 에서 볼 수 있는 것과 같이 고강도강의 사용량이 꾸준히 증가하고 있다.

이에 따라 자동차용 냉연강판의 박육화와 고강도화가 지속되고 있으며, 이상조직강(DP steel), 고강도 저합금강 (HSLA steel), 변태유기소성강 (TRIP steel)같은 초고강도강 (advance high strength steel, AHSS)의 사용량이 증가하고 있으며, 특히 Figure 2-2 에서 보는 것과 같이 변태유기소성강의 사용량이 증가하고 있다.



Source: CAR Research

Figure 2-1 Material usage distribution in US, 2017(Car white paper predicts future of body materials).

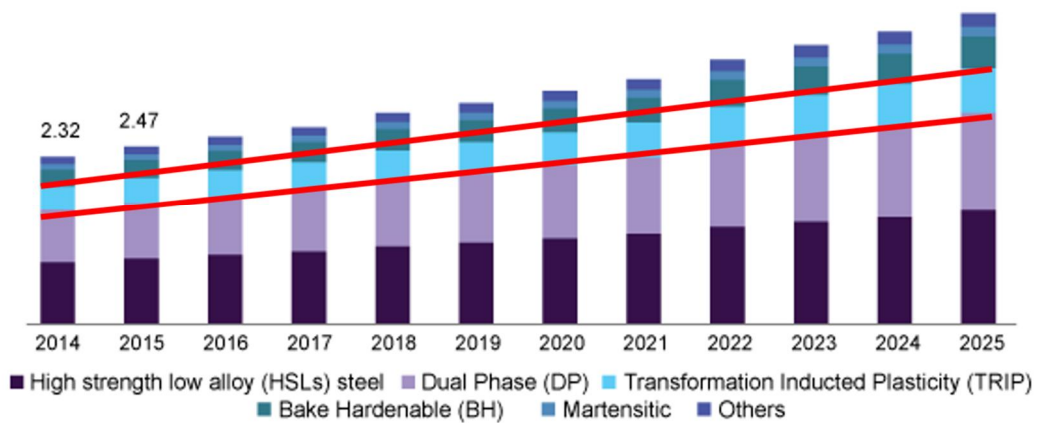


Figure 2-2 High strength steel market size. TRIP steel is Blue, 2018(High strength steel market size).

2.2 변태유기소성강

1967년 Zackay등[1]에 의해 개발되었으며 일반적으로 C-Mn-Si계 변태유기소성강이 사용된다. 개발 초기의 변태유기소성강은 Retained austenite를 얻기 위해 C의 함량을 0.2wt% ~ 0.4wt% 정도 함유하였으나, 현재는 용접성과 아연도금 특성 향상을 위해 C의 함량을 줄이고 Si을 Al으로 대체하고 있다. 미세조직의 경우 Ferrite, Bainite, Martensite, Retained austenite로 이루어져 있다.

일반적으로 재료를 강화시키면 연성이 저하된다. 하지만 변태유기소성강은 변태유기소성이라는 특별한 메커니즘으로 인해 Retained austenite가 외부 응력을 받았을 때 Martensite로 변태되어 Figure 2-3에서 볼 수 있는 것과 같이 동일 강도를 가지는 다른 강재보다 높은 연신율을 나타내어 고강도, 고 연성 강판을 필요로 하는 자동차 산업에서 주목받고 있다.

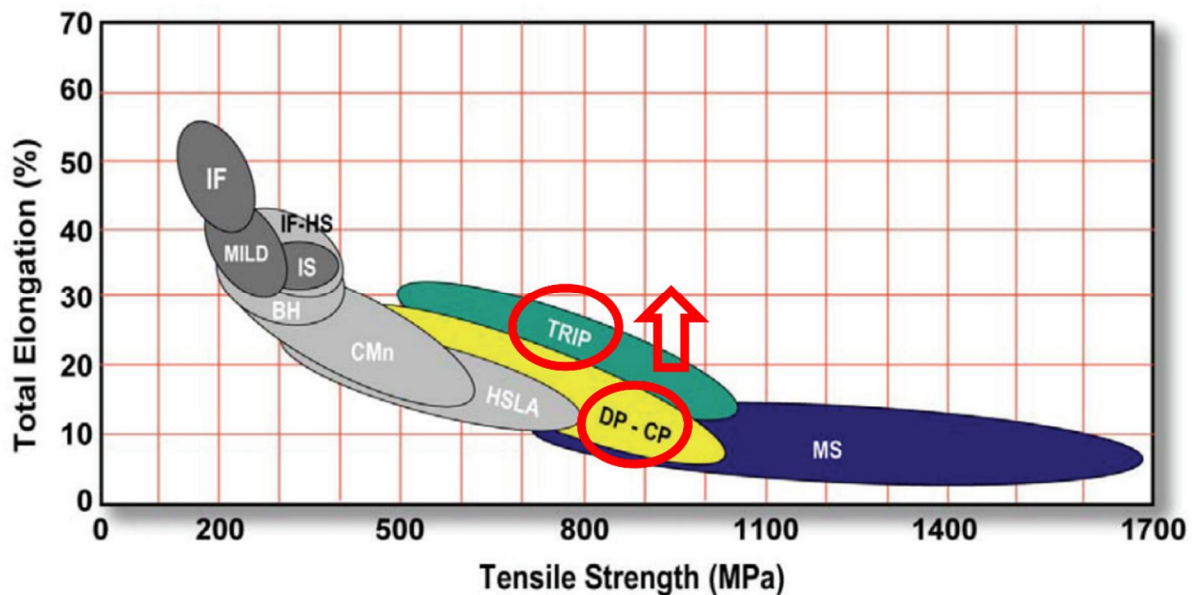


Figure 2-3 Schematic picture showing advanced high strength steels compared to low strength steels and traditional HS steels.

2.3 변태유기소성

변태유기소성강이 높은 연신율을 가지는 이유는 변태유기소성이라는 특별한 메커니즘 때문이다.[2]

Figure 2-4에 동일한 화학조성을 가지는 Martensite와 Austenite의 온도에 따른 깃스 자유 에너지의 변화를 도식적으로 나타내었다. 그림을 보면 알 수 있듯이 T_0 이상의 온도에서는 Austenite가 안정한 것을 알 수 있다. T_0 이하의 온도에서는 Martensite의 깃스 자유 에너지가 낮은 것을 보아 Martensite가 안정한 것을 알 수 있다. 여기서 Austenite의 깃스 자유 에너지와 Martensite의 깃스 자유 에너지의 차이는 Martensite 변태를 일으키기 위한 구동력이 된다. 하지만 일반적으로 알고 있듯이 Martensite는 M_s 이하의 온도까지 급냉할 때 생성되는데, 이는 격자 변형이나 체적 변형에 의해 활성화 에너지 장벽이 존재하여 더 큰 구동력을 필요로 하기 때문이다.

M_s 온도에서 Martensite 변태가 일어나기 위해서는 AB에 해당하는 구동력이 작용하여야 한다. 따라서 $AB=CD+DE$ 일 때 T_1 에서 Martensite 변태를 발생시키기 위해서는 과냉에 의한 구동력에 해당하는 CD에 DE에 해당하는 기계적 구동력을 가하면 AB와 같은 크기의 구동력이 발생하여 Retained austenite가 Martensite로 변태된다. 따라서 변태유기소성이란 $M_s \sim M_d$ 온도에서 Martensite 변태가 발생하면서 매우 큰 연성을 나타내는 현상을 나타낸다. 이 때 M_d 온도란, 특정 온도 이상에서 응력을 가해도 Martensite 변태가 발생하지 않게 되는 온도를 뜻한다.

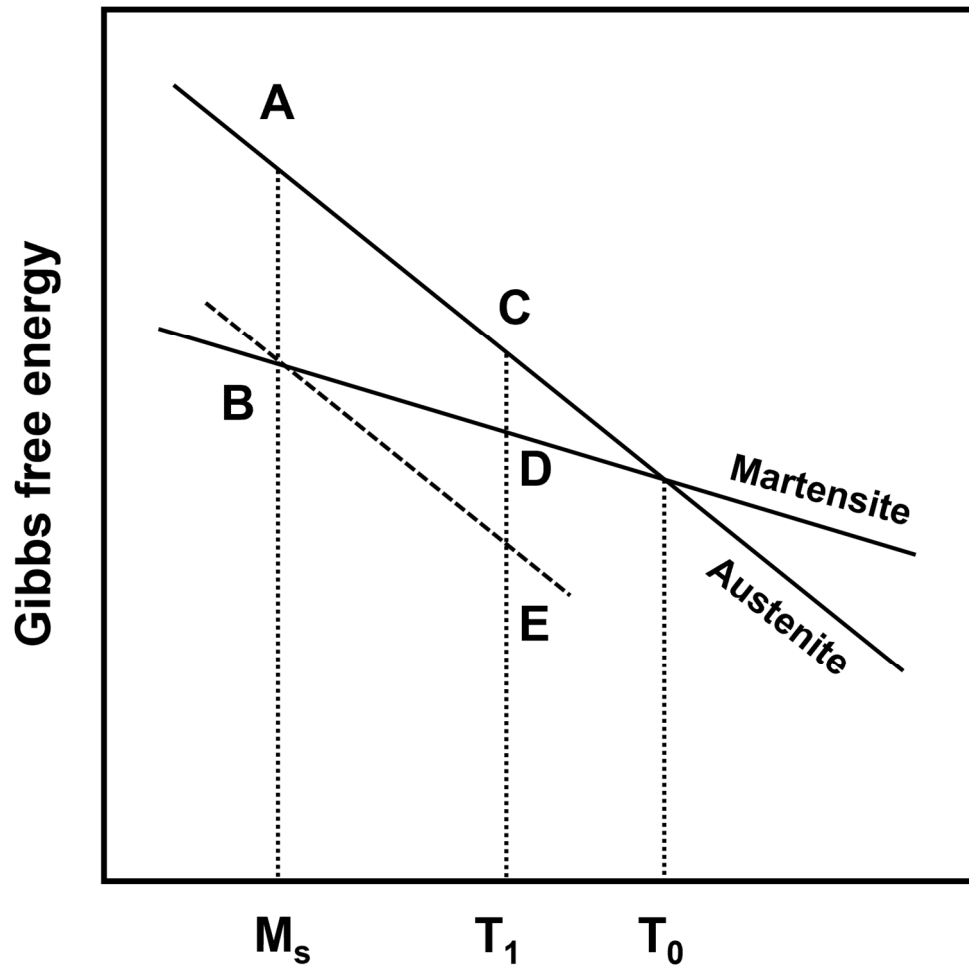


Figure 2-4 Schematic graph of Gibbs free energy about martensite and austenite at same chemical composition.

2.4 합금원소의 영향

① C의 영향

C는 Austenite안정화 원소로써 최종 미세조직의 Retained austenite의 형성과 안정도에 가장 중요한 역할을 한다. 하지만 C의 함량이 너무 높게 되면 용접성이 저하되므로 C의 함량을 낮게 하는 대신 다른 Austenite 안정화 원소의 첨가와 열처리 조건을 최적화하는 방향으로 연구가 이루어지고 있다.

② Mn의 영향

Mn또한 Austenite 안정화 원소로써 상태도 상의 Austenite 영역을 확장 시킬 뿐만 아니라 A_{c1} , A_{c3} , M_s 온도를 감소 시키며, 1% Mn이 첨가될수록 M_s 가 30°C 감소한다는 연구 결과가 있다.[3] Mn함량이 증가할수록 Retained austenite의 부피 분율이 증가하고, 기계적 성질이 증가할 뿐만 아니라[4] 고용강화 효과를 나타낸다. 일반적인 C-Mn-Si 변태유기소성강에서 Mn의 함량은 0.2wt% ~ 2.5wt%가 첨가되지만[5], 2.5wt% 이상 첨가될 경우 밴드 조직을 형성시킬 뿐만 아니라 과도하게 안정화된 Retained austenite을 생성시킨다.[6] 반면, 너무 소량이 첨가되었을 시, Retained austenite의 부피분율이 감소되고 안정도가 감소하여 Martensite 변태량이 저하되어 인장강도가 감소한다.

③ Si의 영향

Si는 Retained austenite의 생성을 위해 핵심 요소 중 하나이다. Ferrite 내에 고용됨으로써 Ferrite 강화에 기여할 뿐만 아니라 Austenite의 탄소 고용도를 증가시킨다.[7] 또한 Bainite 생성 온도부근에서 열처리 시 Cementite가 석출되는 것을 억제하여 Austenite 내의 C농도를 증가시켜 Retained austenite의 안정도 증가 및 부피분율에 기여한다.[8-10] 하지만 Si의 함량이 높을 경우 열간압연 도중에 견고한 산화물이 생성되어[11] Pickling

공정 중에 제거하기 어렵고, 표면 젖음성(Wettability)을 저하시켜 아연도금 표면 품질을 악화[12-14] 시키기 때문에 자동차용 강판의 사용에 제약이 따른다.

④ Al의 영향

아연도금 특성을 저하시키는 Si의 특성으로 인해 Si를 Al으로 일부 혹은 완전히 대체하는 방법이 연구되고 있다.[14-16] Al은 Si과 유사하게 Cementite 석출을 억제하여 Retained austenite의 안정성을 높인다.[7] 또한 Si에 비해 더 좋은 표면 품질을 나타내기 때문에 젖음성이 향상되어 아연도금 품질에 영향을 끼치지 않는다. [6, 17]

⑤ Nb의 영향

Niobium의 가장 큰 효과는 결정립미세화이다. Nb가 결정립의 성장을 방해하기 때문에 결정립미세화와 고용강화로 강도 개선의 효과가 있다. 또한 외부 응력을 받았을 때 변태 유기소성을 방해하여 Retained austenite의 안정성을 증가시킨다.[18]

2.5 변태유기소성강의 제조 공정

변태유기소성강의 열처리의 모식도를 Figure 2-5에 나타내었다. 먼저 Intercritical annealing을 진행한 후 Pearlite의 생성을 억제하기 위해 Austempering 온도까지 급속히 냉각한다. Austempering 중 Austenite 내로 Austenite 안정화 원소의 농축이 발생하여 M_s 가 감소하게 되어 상온까지 Retained austenite가 존재하게 된다. 따라서 최종 미세조직은 Ferrite, Bainite, Martensite, Retained austenite로 이루어져 있다.

변태유기소성강의 열처리 순서는 크게 Intercritical annealing, Austempering으로 나눌 수 있다.

① Intercritical annealing

냉간압연판재를 이상영역 온도로 가열한 후 Annealing하면 Ferrite와 Austenite의 이상조직이 되며, 이때의 Ferrite와 Austenite의 비율은 Intercritical annealing 온도와 합금원소에 따른 A_1 온도와 A_3 온도에 의해 결정되어진다.[19, 20] 여러 연구자들에 따르면 적절한 Intercritical annealing 온도는 Ferrite와 Austenite의 부피 분율이 50:50이 되는 온도에서 진행할 때 가장 좋은 강도와 연성의 조합을 보인다고 한다.[14, 21, 22]

Intercritical annealing온도가 증가함에 따라 이상영역에서의 Austenite 분율이 증가하게 되고 이에 따라 한 Austenite 결정립에 함유되어 있는 C등의 합금원소의 농도가 낮아져 Austempering 온도까지 냉각 시 다량의 Ferrite가 생성되어 높은 Retained austenite 부피분율을 얻을 수 없다.[23] 반면 Intercritical annealing온도가 낮을 경우 충분한 Retained austenite의 형성이 불가능 할 뿐만 아니라 최종 미세조직의 Retained austenite의 안정도가 너무 높아져 외부 응력이 가해져도 Martensite 변태가 발생하지 않아 연성향상에 영향을 끼치지 않는다.[24]

② Austempering

Intercritical annealing 후 Austempering 온도까지 급속히 냉각한 후에 일정시간 유지하여 여러 합금원소들의 확산을 통해 Retained austenite 의 분율과 안정성을 확보하는 열처리로서, Retained austenite 의 분율과 안정성은 Austempering 온도와 시간에 큰 영향을 받는다.

Austempering 온도가 낮을 경우 냉각과정에서 Martensite 가 생성될 뿐만 아니라 Austenite 내로 충분한 확산이 발생하지 않아 Retained austenite 의 분율이 감소되게 된다. 반면에 지나치게 높을 시 Retained austenite 내의 C 함량이 감소하여 안정성이 감소한다.[25]

Austempering 처리를 단시간 진행했을 경우, Austenite 로 농축되는 용질원자가 적어져서 상온까지 냉각 시 Retained austenite 의 안정도가 감소하여 외부 응력을 받았을 때 낮은 응력 수준에서 Martensite 로 변해하기 때문에 연성향상의 기여가 감소한다. 또한 M_s 온도의 상승[25]으로 Martensite 가 더 많이 생성된다. 반면, 장시간 처리 시 Bainite 의 다량 변태와 Cementite 의 석출[26]로 인해 C 함량이 감소하여 충분한 Retained austenite 를 얻을 수 없어, 적절한 시간과 온도에서 열처리 하는 것이 중요하다.

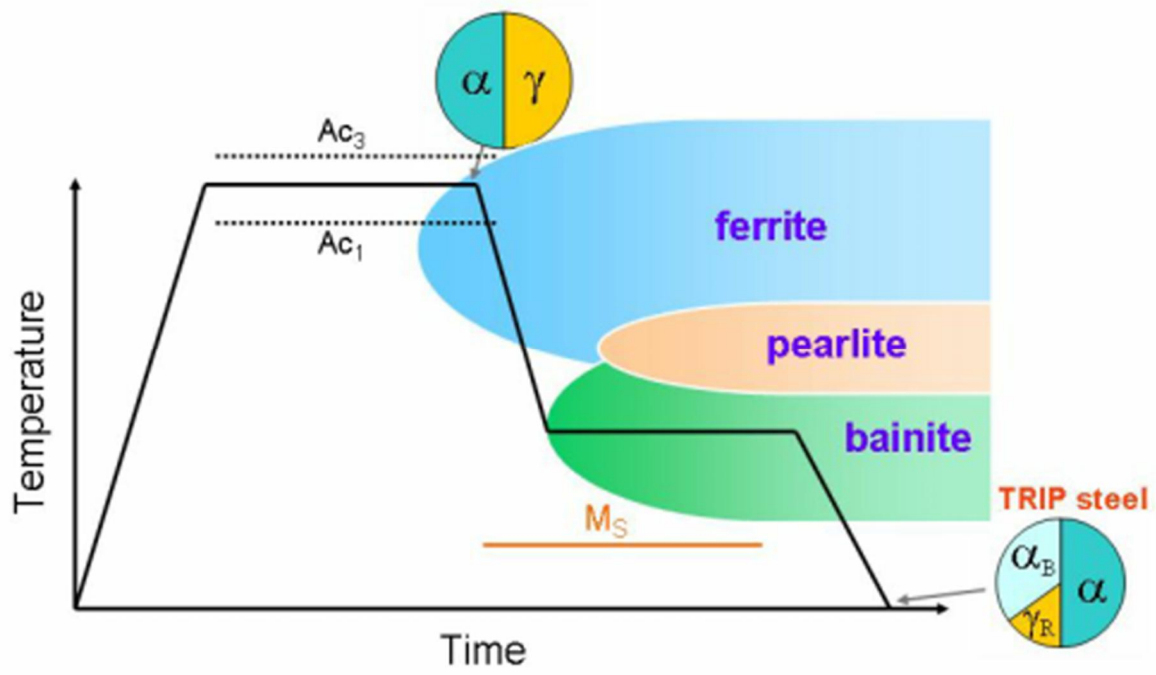


Figure 2-5 Schematic image of heat treatment of TRIP steel.

2.6 Stretch-flangeability

일반적으로 자동차용 냉연강판으로 부품을 제작 시 대부분 프레스 공정을 이용하는데, 이 공정은 재료에 국부적으로 큰 변형을 가하기 때문에 제품 가공 시 판재의 가장자리 부근에서 응력집중이 발생하여 균열이 생성되고, 공정이 진행되며 균열이 전파되는 문제점이 발생하고 있다. 이러한 결함은 제품의 생산과 품질에 영향을 끼친다. 따라서 자동차용 냉연강판에 요구되는 기계적 특성의 경우, 높은 강도와 더불어 높은 연신율과 우수한 성형성을 가져야 한다.

동일 강도의 다른 강재보다 높은 연신율을 가지는 변태유기소성강의 경우, 2.3 절에서 언급한 것과 같이 여러 합금원소가 첨가되고, 이에 따라 강의 고강도화가 지속됨에 따라 Figure 2-6과 같이 재료 가장자리 부근에서 균열이 생성되고 전파되는 문제점이 보고되고 있어[27, 28], 변태유기소성강의 성형성을 향상시키기 위한 연구의 중요성이 커지고 있다.

프레스 성형에서의 성형 모드는 Deep drawing, bending, stretching, Stretch flanging으로 구분할 수 있다.[29] 따라서 자동차용 판재를 가공 시 다양한 성형 모드 중 하나인 Stretch-flanging에 대한 평가가 중요해지고 있으며, 이에 따라 다양한 성형성을 나타내는 지표 중 나인 Stretch-flangeability에 대한 연구가 중요해지고 있다. Stretch-flangeability란 변형을 받았을 때, 판재 가장자리 부분의 파괴에 저항하는 능력을 나타내어 고강도강의 냉간 프레스 공법 적용에 있어 가장 중요한 물성이며, Hole expansion ratio(HER)는 Stretch-flangeability를 가장 잘 나타내는 지표로 알려져 있다.

2.7 Hole expansion ratio

Hole expansion ratio는 Hole expansion test로 측정하며, Hole expansion test는 판재에 Punching, Wire-EDM cutting, Milling 등의 다양한 piercing 방법을 통해 판재 중앙에 10mm 직경의 구멍을 뚫은 후 60°의 원주각을 가지는 원뿔형 펀치, 반구형 펀치 등을 이용하여 구멍을 확장시킨다. 구멍이 확장되면서, 구멍의 가장자리 부분에서 판재 두께 방향으로의 파괴가 발생하면 시험을 종료하고, 시험 종료시의 구멍의 직경과, 초기 직경의 비율을 계산하여 Hole expansion ratio를 측정하게 된다. 이 때의 식은 다음과 같다.

$$HER(\%) = \frac{D_f - D_0}{D_0}$$

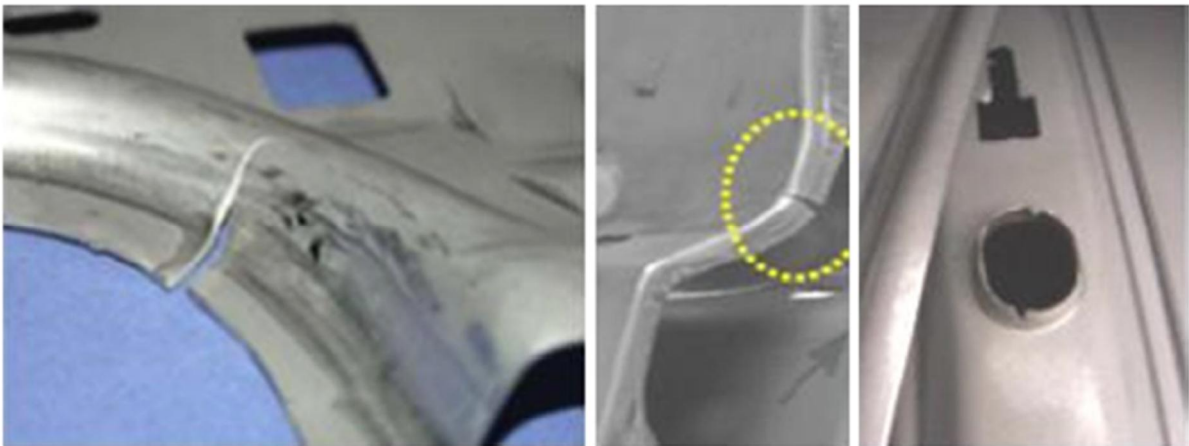


Figure 2-6 Cracks produced in cold formed AHSS automotive parts

3 실험 방법

3.1 실험 재료

본 연구에서 사용된 TRIP강의 경우 인장강도가 약 790MPa급인 서로 다른 합금원소 함량을 가진 세가지 강재를 사용하였다. Si만 첨가된 시편을 기준시편으로 하고, 합금원소의 앞글자를 따서 S steel로 명명하였다. Si함량을 줄이고 Al를 첨가한 강재를 SA steel, SA steel에 Nb를 첨가한 시편을 SAN steel로 명명하였다.

또한 이번 연구에서 사용된 TRIP강의 경우 현대제철(주)에서 강재를 제공받아 실험을 진행하였다.

3.2 미세조직 분석

본 연구에서 사용된 3가지 강재의 LS방향에 대한 미세조직의 관찰을 위해 600WC - 800WC - 1000WC - 1500WC - 2000WC 사포로 폴리싱 후 3 μ m diamond suspension - 1 μ m diamond suspension 순으로 폴리싱을 진행한 후 3% nital 용액에 5초간 에칭 후 광학현미경(OLYMPUS BX51M)과 주사전자현미경(JEOL JSM-IT200)을 통해 미세조직을 분석하였다. 또한 각 강재에 대한 미세조직을 Image analysis를 통해 상분율을 정량화 하였고, 각 상의 결정립 크기를 측정하였다.

3.3 경도 분석

세 가지 강재의 경도를 측정하기 위하여 Vickers hardness를 측정하였다. 시험 하중의 경우, Ferrite, Bainite, Retained austenite, Martensite 등의 조직을 전부 포함할 수 있는 충분히 큰 압입자를 가지는 하중인 300gf로 실험을 진행하였고, 압입자와 압입자간의 간섭을 최소화하기 위해 압입자간 1mm의 간격을 두고 측정하였다.

또한 UNIST(울산과학기술원: Ulsan National Institute of Science and Technology)를 통하여 각 상에 대한 나노 경도를 nanointender (Hysitron, TI950, Figure 3-1)를 통하여 측정하였다. 실험 조건의 경우 최대 100 μ m까지 압입을 진행하였고, 압흔간 거리는 최소 3 μ m이상 거리를 두어 실험을 진행하였다.

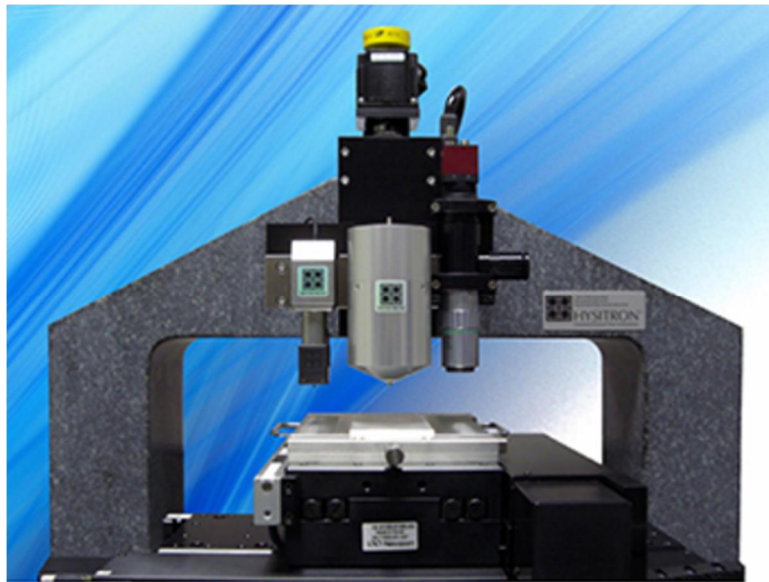


Figure 3-1 Image of TI950.

3.4 Step wise strain tensile test

세 강재의 retained austenite 의 안정도의 비교를 위해 strain(5%, 10%, 15%, 20%)을 조절하여 0.5mm/min 의 속도로 인장시험(MDTI, MINOS-100)을 진행하였다. 인장시험 진행 후 인장시편의 gage length 의 중간 부분을 절단하여 1 μ m diamond suspension 을 사용하여 폴리싱 후 전해연마기 (Struers LectroPol-5)를 사용하여 A2 용액, -10°C에서 15V 40s 조건으로 전해연마 하였다. 그 후 XRD(Rigaku D Max2500)를 이용하여 각 strain 에서의 retained austenite 분율을 측정하였다.

3.5 상변태 온도 측정

각 강재의 상변태 온도(A_1 , A_3)와 특정 온도에서 Austenite의 부피분율을 측정하기 위하여 ThermoCalc를 사용하였으며, B_s , M_s 온도를 측정하기 위해서 Map_steel_MUCG83 software를 사용하였다.

3.6 Hole expansion test

S steel, SA steel, SAN steel에 대하여 각각 4회씩 Hole expansion imitation test를 진행하였으며, 평균값으로 Hole expansion ratio를 측정하였다. Figure 3-2과 같이 만능재료시험기 (MDTI, MINOS-100)를 이용하여 실험을 진행하였다. 또한 실험 진행 중 각 시편에 대하여 일정 Load값에서 실험을 중지시킨 후 Macroscopy를 사용하여 두께 방향을 관찰하며 실험을 진행하였다.

Piercing을 하는 방법으로 Punching을 실시하였다. Punching으로 Piercing을 진행하면, 구멍 가장자리 부분에서 큰 변형이 일어나게 된다. 본 연구에서는 Punching 후 구멍 가장자리 부분을 Shear zone, Fracture zone, Burr zone으로 명명하였고, Punching 후 시편의 단면을 Figure 3-3에 나타내었다. Hole expansion ratio를 측정하기 위하여 실시한 Hole expansion test의 모식도를 Figure 3-4에 나타내었다. 먼저, 7mm*7mm 판재를 die에 단단히 고정한 다음 (a)와 같이 10mm 직경을 가지는 punch를 통해 시편에 구멍을 생성시킨다. 이후 60°의 원주각을 가지는 punch를 이용하여 구멍 가장자리에서 관통균열이 생기는 시점에서 실험을 중지하였고, Hole expansion ratio측정은 다음 식을 사용하였다.

$$HER(\%) = \frac{D_f - D_0}{D_0}$$

이 때 D_f 는 관통균열 발생 시 구멍의 직경이며, D_0 는 처음 구멍의 직경이다.



Figure 3-2 Hole expansion imitation test machine.

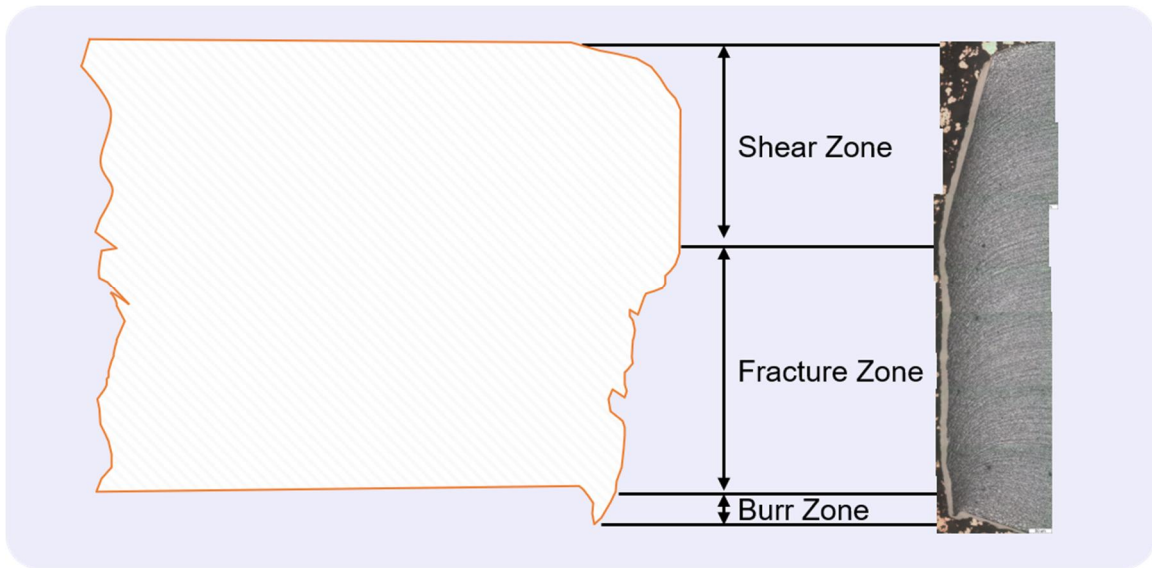


Figure 3-3 Schematic image of piercing edge after punching.

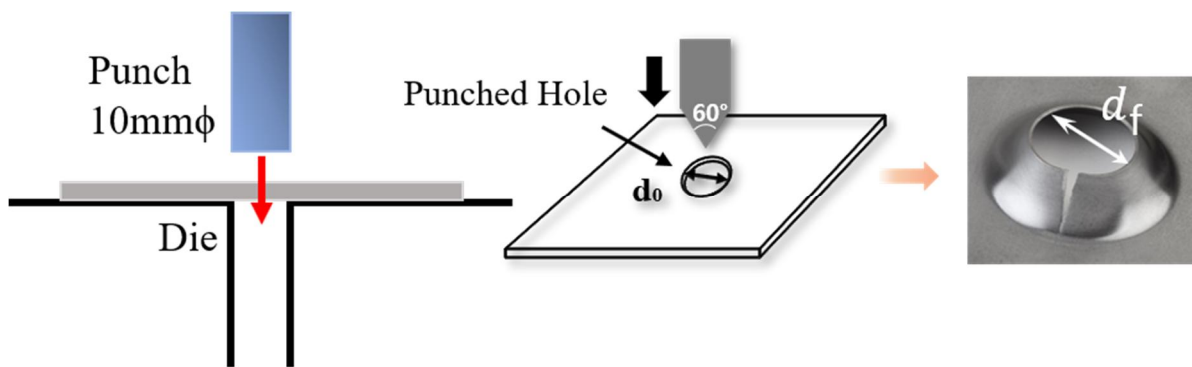


Figure 3-4 Schematic image of punch and hole expansion test

3.7 In-situ tensile test

각 강재의 Hole expansion test 도중 균열 전파 거동을 좀 더 면밀히 관찰하기 위하여 in-situ tensile test 를 진행하였다. In-situ tensile test 시편 형상은 Figure 3-5 과 같으며 시편의 Gage length 중앙에 EDM 을 사용하여 노치를 만들었다. 인장시험을 진행하기 전, 균열의 생성과 전파 거동의 관찰을 위해 시험 진행 전 시편을 폴리싱하고 3% Nital 용액으로 에칭한 후 SEM 으로 관찰하며 시험을 진행하였다.

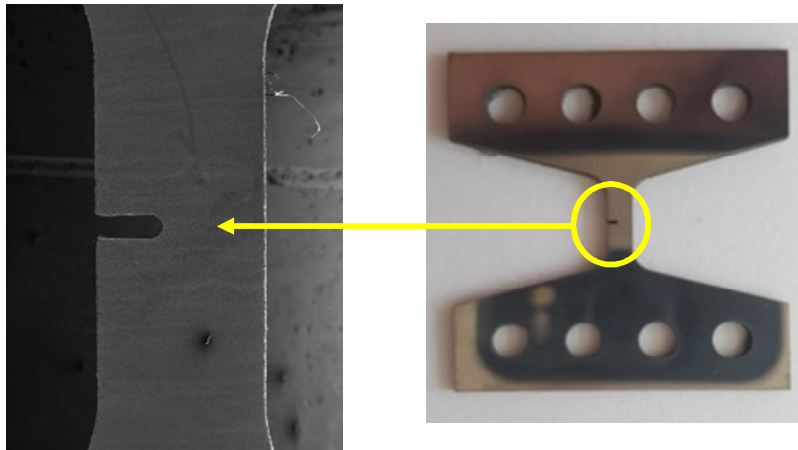


Figure 3-5 Image of in-situ tensile test specimen.

4 실험 결과

4.1 미세조직

Figure 4-1 에 각 강재에 대한 광학현미경(OM)과 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 미세조직을 나타내었다. S steel, SA steel, SAN steel 모두 Ferrite(F), Retained austenite(RA), Martensite(M)으로 이루어져 있었으며 Bainite(B)의 경우 극소량만 발견 되었다. SA steel의 경우에는 압연방향(Rolling direction)으로 band structure 가 발달되어 있는 것을 알 수 있는 반면 S steel 과 SAN steel 의 경우 이러한 band structure 이 관찰되지 않았다. 또한 그림에서 볼 수 있는 것과 같이 SAN steel 의 경우 Nb 첨가로 인하여 S steel, SA steel 보다 미세한 조직을 가지는 것을 알 수 있다.

Table 4-1 은 광학현미경 사진을 바탕으로 얻어진 각 강재에 대한 상분율을 나타내었다. Retained austenite 의 분율은 XRD 로 측정하였다. Table 4-2 에서 보는 것과 같이 S steel 의 경우 Ferrite 가 69% 로 가장 많은 분율을 차지하고 있음을 알 수 있으며, Bainite 는 2%, Retained austenite 는 10%, Martensite 는 19% 로 관찰되었다. 이와 비교하여 SA steel 의 경우에는 Ferrite 의 분율은 73% 로 소폭 증가한 것을 알 수 있으며, Bainite 와 Retained austenite 는 각각 2%, 10% 로 동일한 분율을 보였고, Martensite 의 경우 15%로 줄어든 것을 알 수 있다. SAN steel 의 경우 Ferrite 가 73% 로 SA steel 과 동일한 분율을 보였으며, Bainite 의 경우 3%, Retained austenite 의 경우 11% 로 SA steel 보다 약간 높은 분율을 보였고, Martensite 의 경우 13% 로 SA steel 보다 약간 낮은 분율을 보였다.

Table 4-2 에 세 강재의 Ferrite 결정립 크기를 나타내었다. Table 4-2 를 보면 알 수 있듯이, S steel 의 경우 5.64 μm 의 Ferrite 결정립 크기를 보였으며, SA steel 의 경우 6.15 μm 를 보였으며, SAN steel 의 경우 3.64 μm 로 가장 작은 크기를 보였다.

Figure 4-2 은 각 강재에 대한 결정립 크기 분포도를 나타내었다. a)와 (c)의 경우 retained austenite 의 결정립 크기를 나타낸 분포도이고, (b)와 (d)의 경우 retained austenite 와 martensite 를 같이 측정한 결정립 크기 분포도이다. Figure 4-3 의 (a)와 (c)를 보았을 때, S steel 의 Retained austenite 의 결정립 크기는 $0.63\mu\text{m}$ 로, $0.72\mu\text{m}$ 의 결정립 크기를 보인 SA steel 과 큰 차이를 보이지 않았다. 하지만 Nb 를 첨가한 SAN steel 의 경우 $0.53\mu\text{m}$ 의 결정립 크기를 보여 Nb 첨가에 의해 Retained austenite 의 결정립 크기가 감소하는 것을 알 수 있다. (b)와 (d)를 보면 알 수 있듯이, Martensite 와 Retained austenite 를 같이 측정했을 때의 결정립 크기의 경우 S steel 은 $1.23\mu\text{m}$ 이며, SA steel 은 $0.84\mu\text{m}$ 를 보였다. 이를 통해 Si 를 Al 로 치환했을 때 Martensite 결정립 크기가 감소한 것을 알 수 있다. SAN steel 의 경우 $0.76\mu\text{m}$ 를 보여, S steel 보다 미세한 Martensite 를 나타내는 것을 알 수 있다.

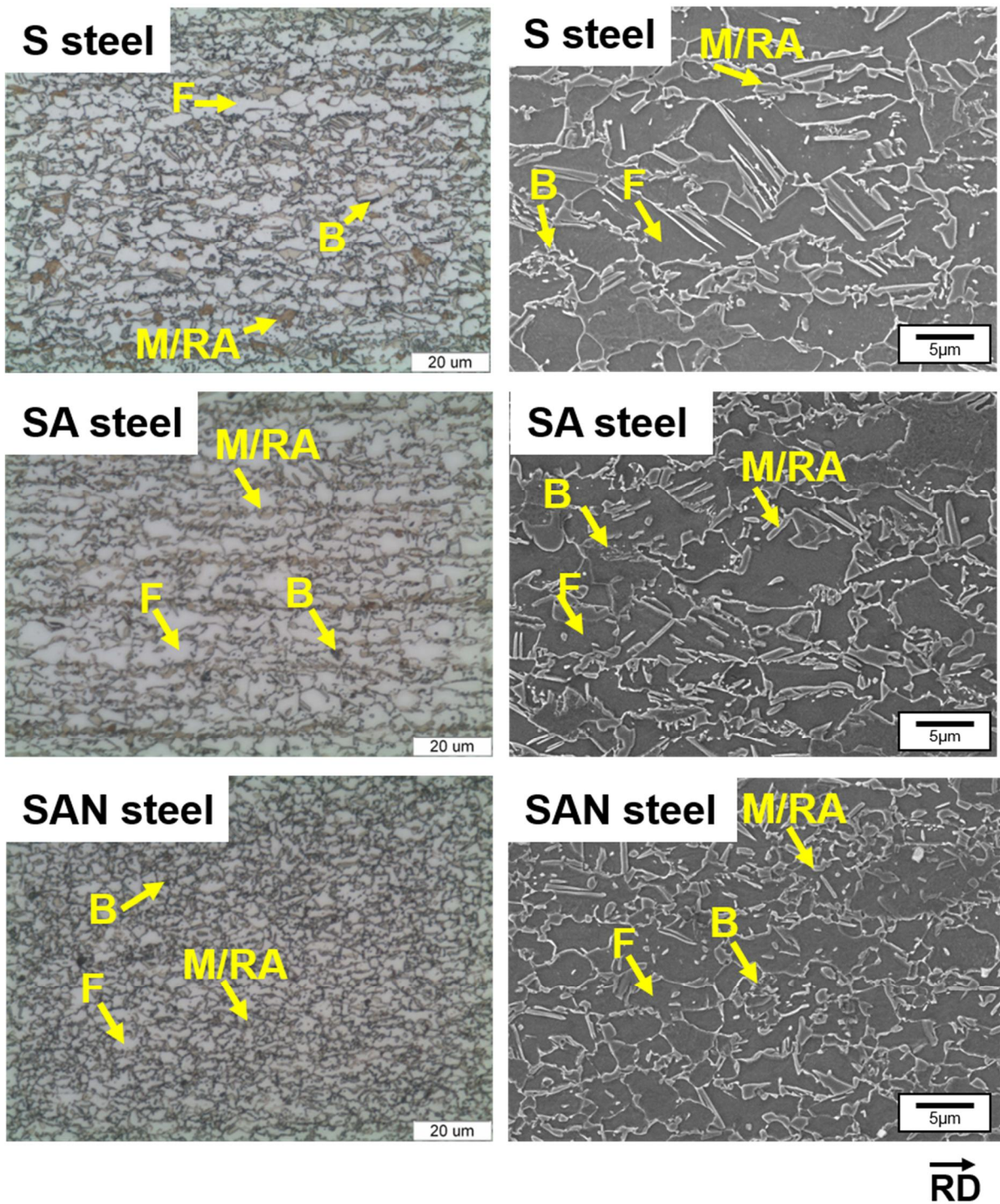


Figure 4-1 Optical and Scanning electron microscopy of investigated steels. (F is ferrite, B is bainite, and M/RA is martensite/retained austenite).

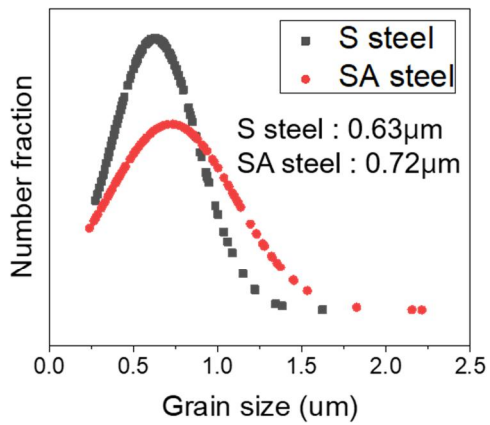
Table 4-1 Volume fraction of investigated steels.

	Unit : %			
Steel	Ferrite	Bainite	Martensite	Retained austenite
S steel	69	2	19	10
SA steel	73	2	15	10
SAN steel	73	3	13	11

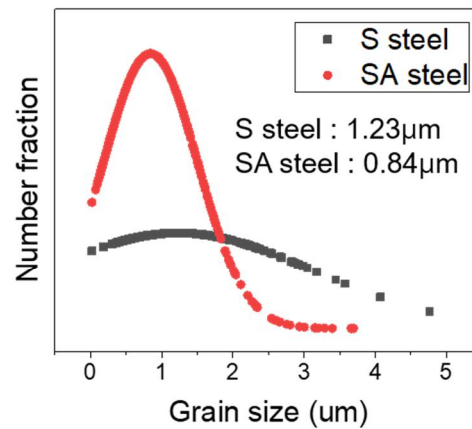
Table 4-2 Grain size of investigated steels.

	Unit : μm
Steel	GS of ferrite
S steel	5.64
SA steel	6.15
SAN steel	3.64

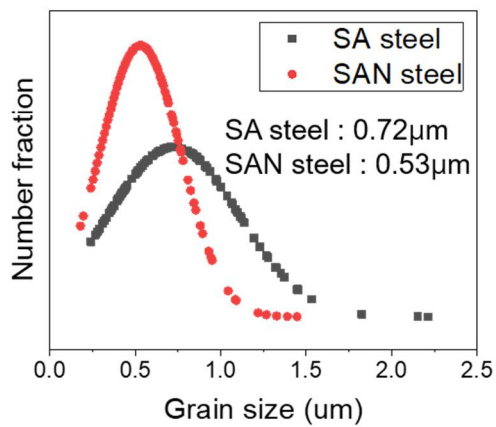
(a) Grain size of RA



(b) Grain size of RA/M



(c) Grain size of RA



(d) Grain size of RA/M

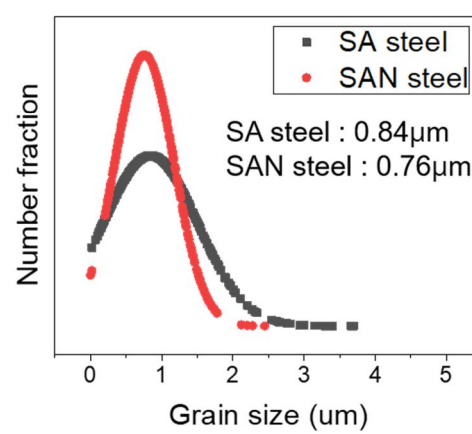


Figure 4-2 Standard normal distribution of grain size (a), (c) is a standard normal distribution of the grain sizes of retained austenite, and (b), (d) is a standard deviation of grain sizes of retained austenite and martensite.

4.2 기계적 성질

Figure 4-3에 세 강재의 비커스 경도를 나타내었다. 경도 측정 결과 S steel은 227.8Hv, SA steel은 214.4Hv, SAN steel의 경우 226.3Hv를 나타내어 SA steel이 가장 낮은 경도를 보였으며, S steel과 SAN steel의 경우 거의 비슷한 경도를 보였다. 이렇게 다른 경도값을 보인 이유는 S steel의 경우 SA steel 보다 높은 Si함량에 의한 고용강화 효과로 인해 SA steel보다 높은 경도를 나타낸 것이고, SAN steel의 경우 Nb에 의한 결정립 미세화 효과로 인해 높은 경도를 나타내었다.

Figure 4-4에 S steel, SA steel, SAN steel에 대한 나노인덴테이션 결과를 나타내었다. S steel, SA steel, SAN steel 순서로 나타낸 Ferrite의 나노경도의 경우 3.28, 2.75, 2.77로 S steel의 나노경도가 가장 높았다. Retained austenite의 경우 4.87, 3.54, 3.53으로 S steel의 나노경도가 가장 높았으며, Fresh martensite의 경우 7.02, 8.59, 8.45로 S steel의 나노경도가 가장 낮았다.

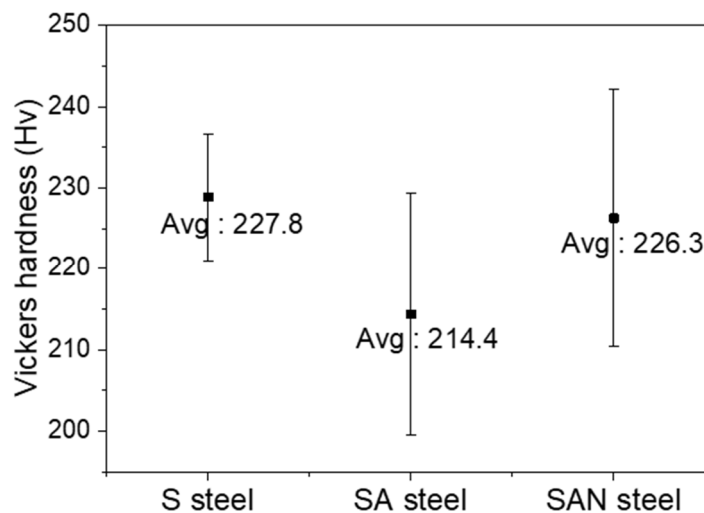


Figure 4-3 Vickers hardness of investigated steels.

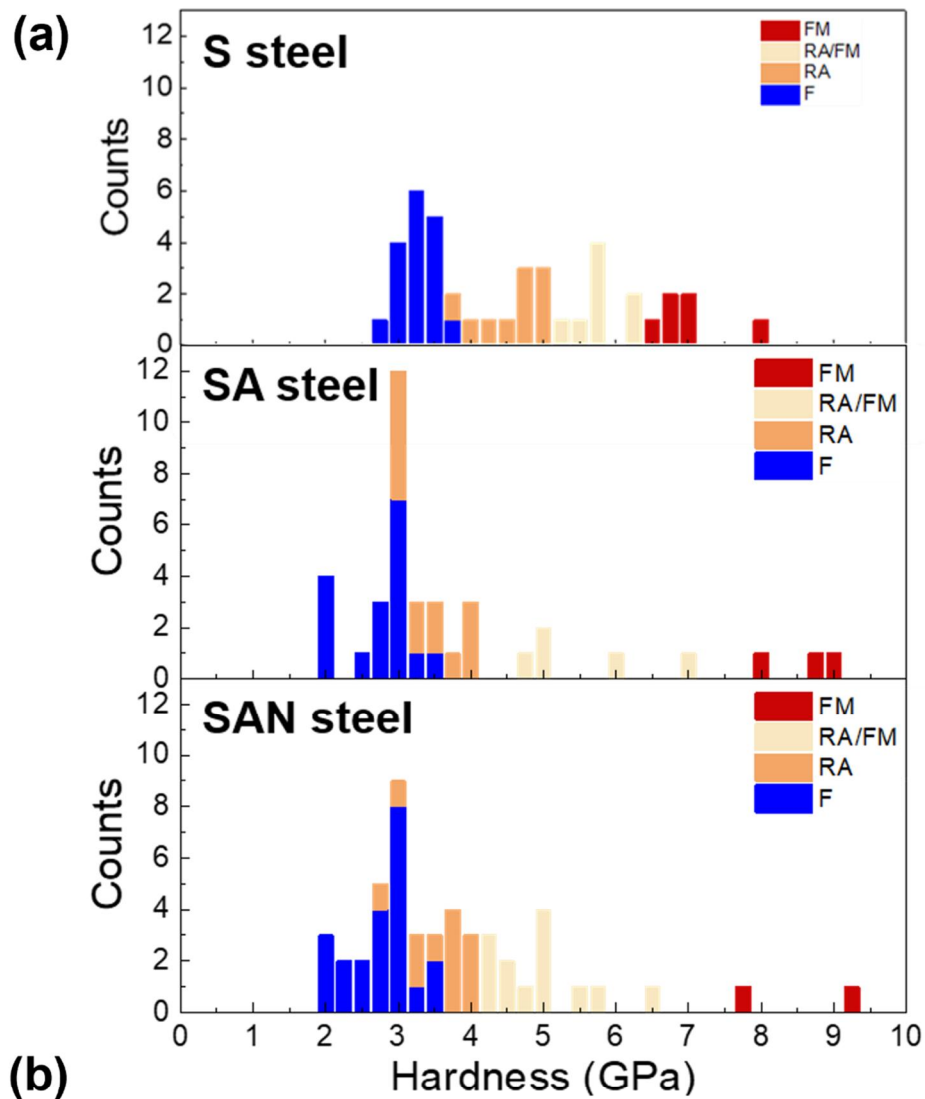


Figure 4-4 Result of nano indentation (a) is number of count each phase, (b) is the values of each phases.

4.3 Retained austenite 안정도

Figure 4-5에 세 강재의 Retained austenite의 안정도를 알아보기 위해 각 Strain에 따른 Retained austenite 분율을 나타내었다. S steel의 경우 Strain이 증가함에 따라 10.40%, 3.01%, 2.15%, 0.99%, 1.06%로 감소하였으며, SA steel의 경우 10.44%, 5.13%, 3.20%, 2.00%, 2.10%였으며, SAN steel의 경우 11.00%, 5.68%, 4.51%, 3.11%, 2.36%로 감소하였다. 세 강재 모두 0%에서 5%로 Strain이 증가할 때 가장 급격한 Retained austenite의 감소를 보였으며, 세 강재 중 감소폭이 가장 작은 SAN steel이 가장 안정도가 좋았으며, 가장 급격한 감소를 보인 S steel이 가장 낮은 안정도를 보였다.

또한 Nano indentation의 Pop-in현상의 관찰을 통해 세 강재의 Retained austenite 안정도를 측정하였다. Pop-in현상은 Retained austenite에 압입을 하였을 때, Martensite 변태가 발생하면서 체적이 급격히 변화하여 그래프 상으로 보았을 때 끊어진 것처럼 보이는데, 이 현상을 Pop-in이라 하고, 이 현상을 통해 Retained austenite가 Martensite로 변태한 것을 알 수 있다.[30]

Figure 4-6에 세 강재의 결과를 나타내었다. S steel의 경우 50nm 압입 시 pop-in이 관찰되었고, SA steel과 SAN steel의 경우 각각 56nm, 59nm를 나타내어 SAN steel의 안정도가 가장 높은 것을 한 번 더 확인 할 수 있다. 또한, 100um까지 압입 시 가장 큰 Load값을 가지는 SAN steel이 나머지 두 강재보다 Retained austenite내 더 높은 탄소함량을 가지는 것을 유추할 수 있다.

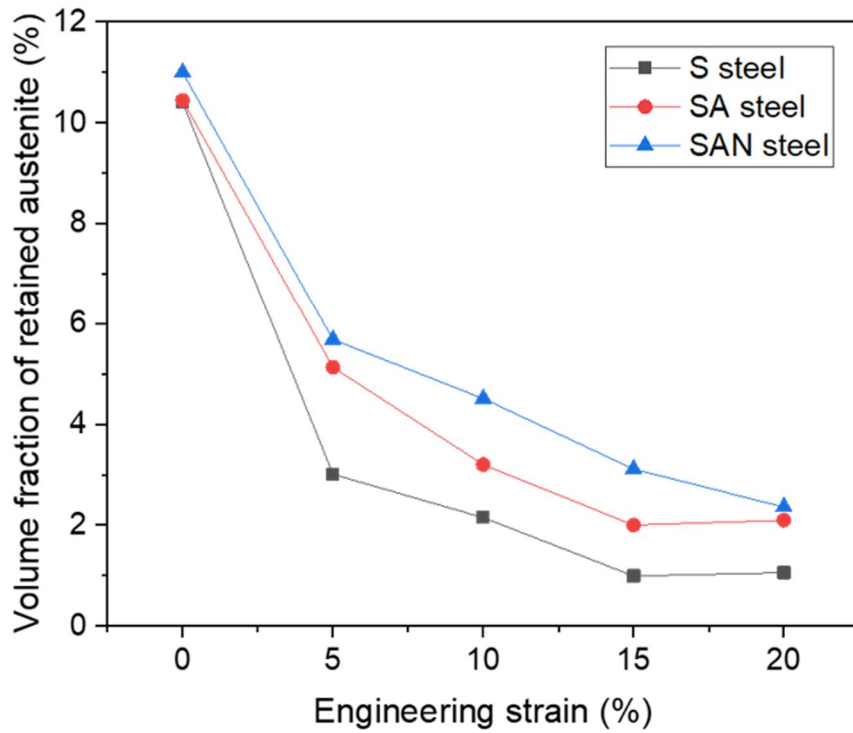


Figure 4-5 Volume fraction of retained austenite at different engineering strains.

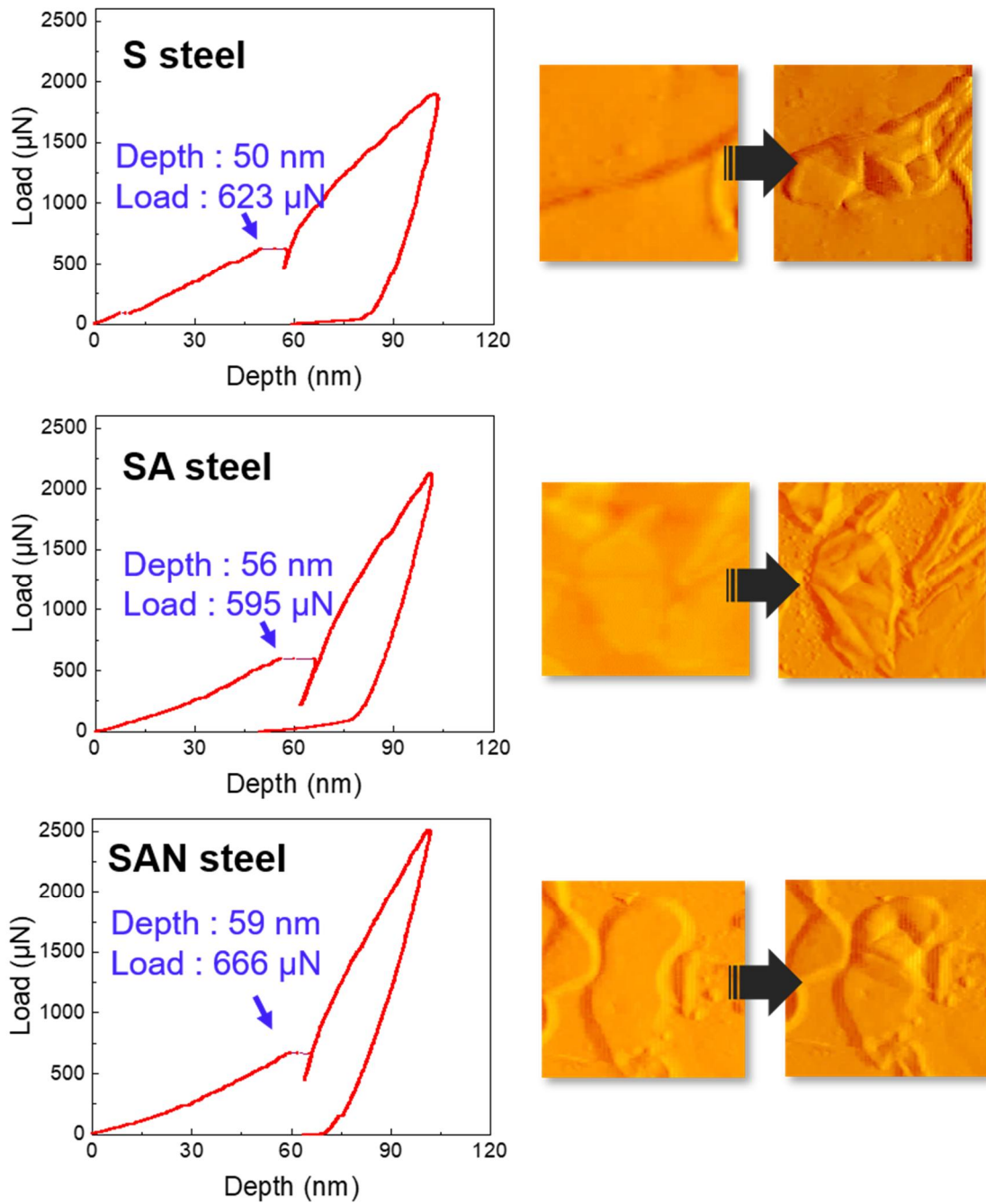


Figure 4-6 Nano indentation load-displacement curve of retained austenite in S steel, SA steel, and SAN steel. Pointing location is pop-in occurred.

4.4 Hole expansion test 결과

Hole expansion test 결과 S steel의 경우 16.6%를 나타내었고, SA steel과 SAN steel의 경우 각각 21.0%, 25.2%를 나타내어 S steel이 SA steel과 SAN steel에 비해서 현저하게 낮은 HER을 가지는 것을 확인할 수 있었다. Figure 4-7은 만능시험기로 진행한 Hole expansion test 모사 시험을 통해 얻은 Displacement – Load 그래프이며, Figure 4-8는 균열 발생과 전파 시점을 정확히 파악하기 위해 각 load 수준에 따라 시험을 멈춘 후 시편의 두께방향을 저배율 광학현미경으로 관찰한 사진이다. 그림을 보면 알 수 있듯이 2500N까지 실험을 진행하고 관찰을 하였을 때, 미세 균열이 발생하지 않았다. 5000N에 도달했을 때 세 강재 모두 변형을 가장 많이 받는 부분인 burr zone에서 균열이 발생하는 것을 관찰할 수 있었다. 따라서 상대적으로 낮은 Hole expansion ratio를 가지는 S steel과 상대적으로 높은 Hole expansion ratio를 가지는 SA steel과 SAN steel 모두 균열이 형성되는 시점은 비슷했다. SA steel의 경우 6000N에서 관통균열이 발생하였고, 6500N에서는 S steel에서 관통균열이 발생하였고, SAN steel의 경우 7000N 정도에서 관통 균열이 발생하였다. 이러한 실험 결과를 통해 균열 생성은 비슷한 응력 수준에서 시작되지만 서로 다른 균열전파 속도에 의해 서로 다른 hole expansion ratio를 나타내는 것을 확인할 수 있다.

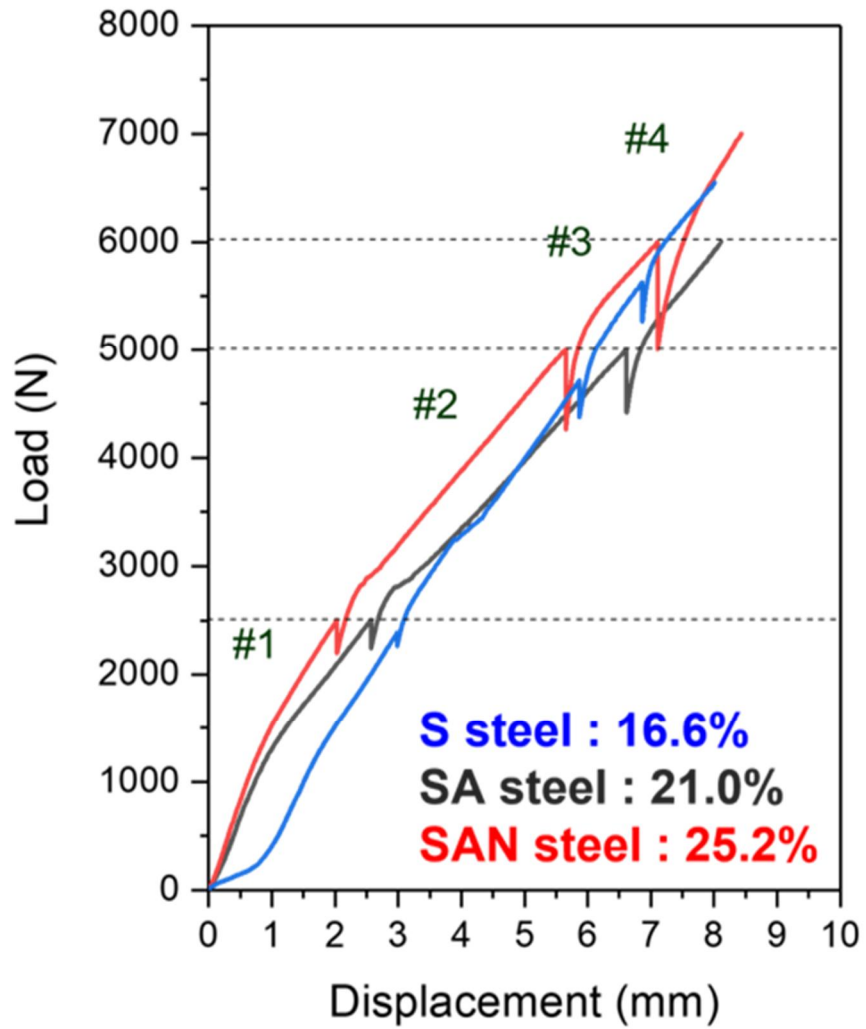


Figure 4-7 Load-displacement curve of hole expansion imitation test.

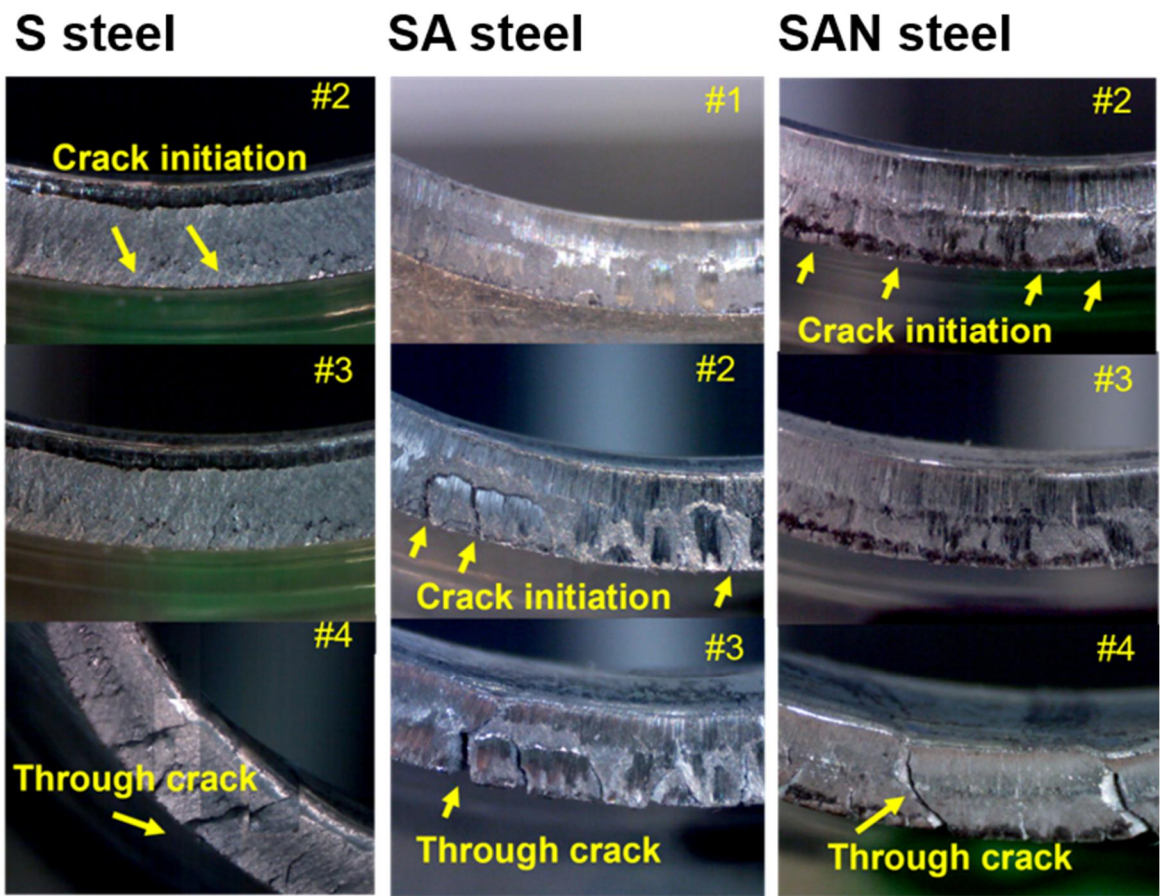


Figure 4-8 Macroscopy image of thickness direction for each load level.

4.6 In-situ tensile test 결과

세 강재의 균열이 어떤 경로를 통해 전파되는지 관찰하기 위하여 in-situ tensile test를 실시하였다. In-situ tensile test를 진행하는 도중, 그리고 Displacement에 따라 시험을 잠시 중단하고 SEM 관찰을 진행하였다. Figure 4-9는 S steel의 In-situ tensile test 실험 결과이다. S steel의 경우 (a)와 (b)처럼 균열이 생성되고 전파됨에 따라 (c)에서 볼 수 있는 것과 같이 균열 전방에 존재하는 Martensite에서 미세 균열이 생성되어 있는 것을 확인할 수 있었다. 또한 (d)를 보면 알 수 있듯이 주 균열 전방 모재 부분에 조대한 공극이 생성되어, 주 균열 전방에 존재하는 공극을 따라 급격한 균열 전파가 발생하여 최대 Force에 도달한 후 가장 가장 빠른 균열 전파 속도를 보였다.

SA steel의 경우 Figure 4-10에서 볼 수 있는 것과 같이 균열 전방에 존재하는 Martensite에서 미세 균열을 관찰할 수 없었고 S steel과 마찬가지로 주 균열이 전파됨에 따라 주 균열 전방 모재 부분에서 미세 공극이 생성되지만, S steel보다는 숫자가 적고 미세한 공극이 생성됨을 확인할 수 있었다. 따라서 SA steel 또한 주 균열 전방에 존재하는 미세 공극을 따라 균열 전파가 발생하지만 그 크기가 작아 S steel보다 느린 균열 전파 속도를 보인 것이다.

SAN steel 의 경우 가장 완만한 기울기를 보여 균열전파 저항성이 가장 클 것이라는 것을 유추할 수 있다. Figure 4-11 에서 볼 수 있는 것과 같이 SAN steel 에서는 S steel, SA steel 과는 다르게 주 균열 전방 모재에서 미세 공극을 관찰할 수 없었다. 따라서 가장 느린 균열 전파 속도를 보였다.

Figure 4-12는 In-situ tensile test 후 시편의 주 균열 주변의 모재를 SEM으로 관찰한 결과이다. 그림을 보면 알 수 있듯이 S steel의 Martensite의 경우 조대하면서 뭉쳐있는 경우가 많았고, 이러한 부분에서 굉장히 많은 미세 공극과 균열이 생성되어 있는 것을

확인할 수 있다. 이러한 이유로 S steel은 주 균열 전방의 미세 공극과 합쳐지면서 급격한 파괴가 일어났다는 것을 확인할 수 있다.

SA steel의 경우 In-situ tensile test와 마찬가지로 모재 부분에 미세 공극이 생성되어 있지만 그 크기나 숫자가 S steel에 비해 적은 것을 확인할 수 있다. SAN steel의 경우 미세 공극이 거의 관찰되지 않았다.

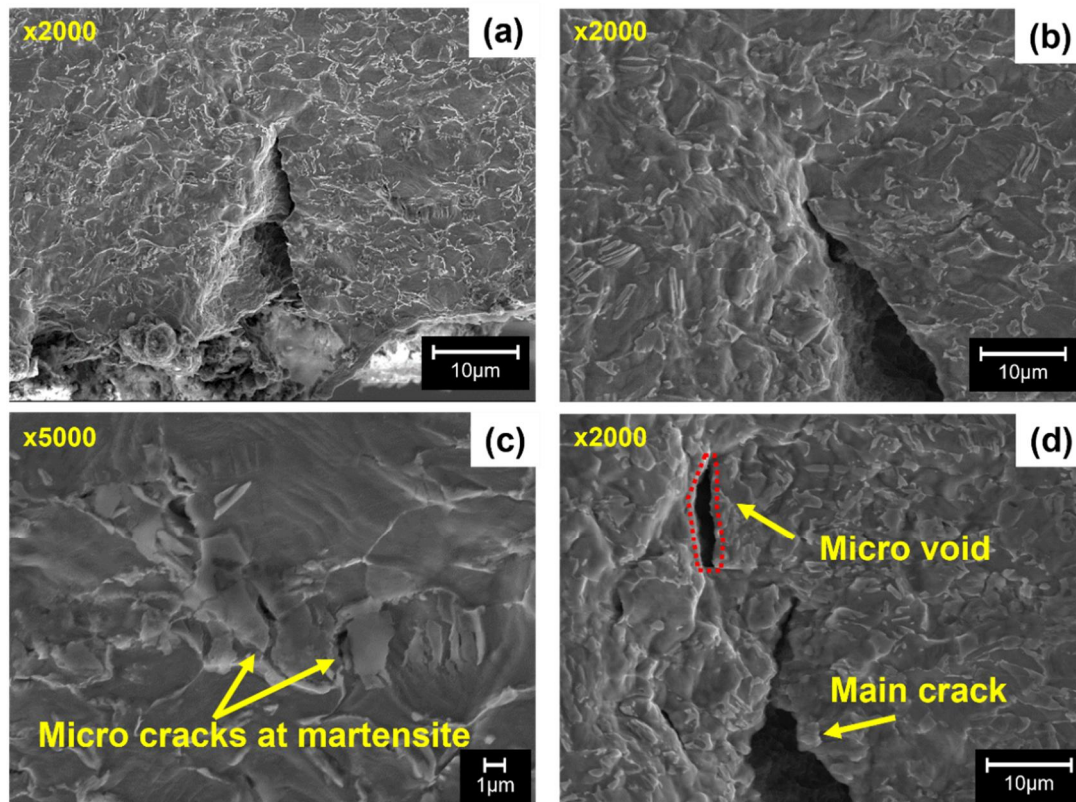


Figure 4-9 In-situ tensile test result showing crack propagation behavior of S steel.

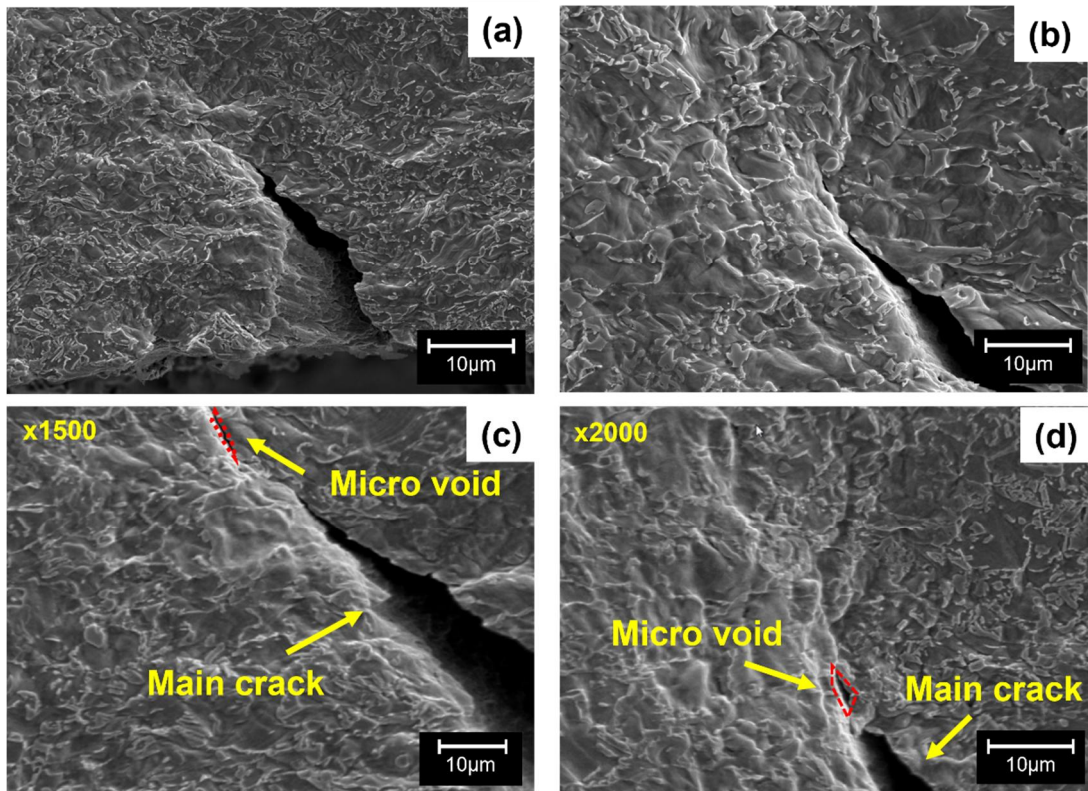


Figure 4-10 In-situ tensile test result showing crack propagation behavior of SA steel.

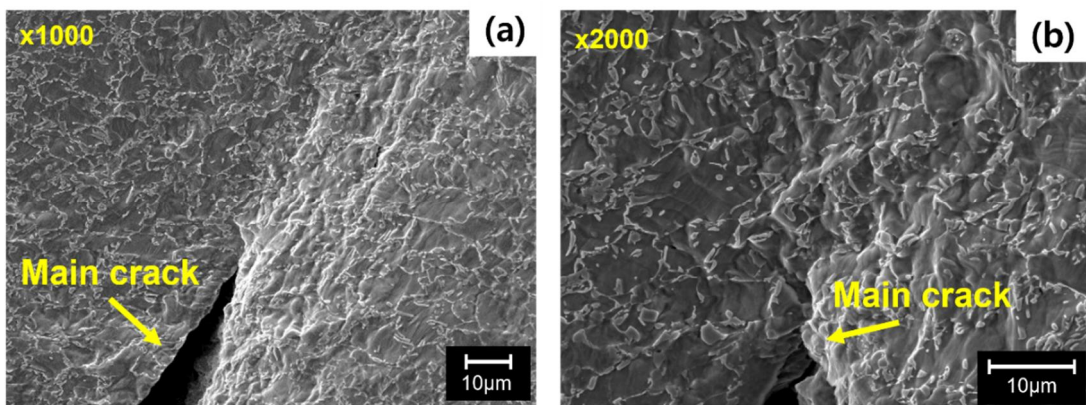


Figure 4-11 In-situ tensile test result showing crack propagation behavior of SAN steel.

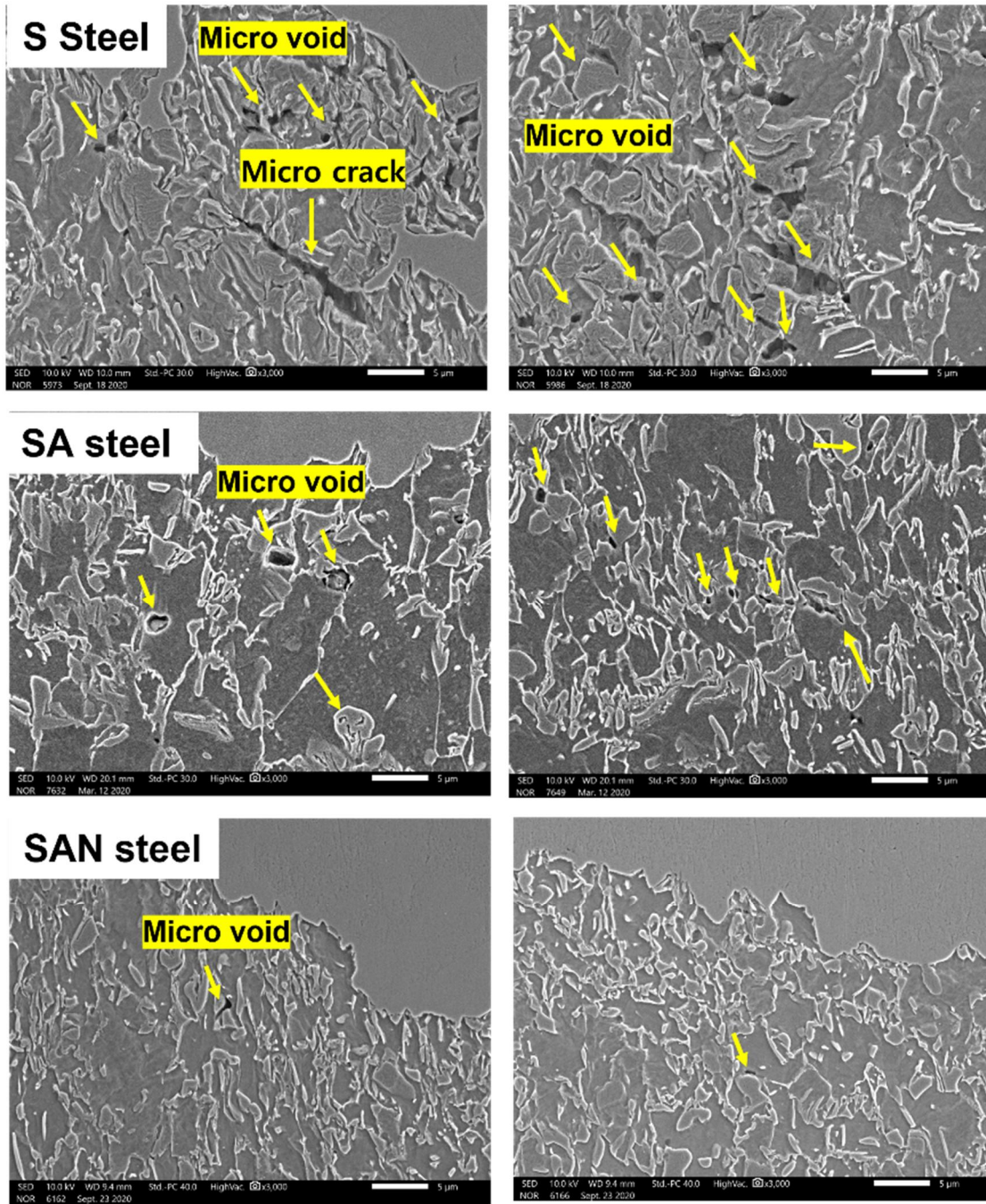


Figure 4-12 Fracture plane of in-situ tensile test specimen.

5 고찰

5.1 Si을 Al으로 대체 시 영향

본 연구에서는 서로 다른 조성을 가지는 세 가지 강재에 대하여 Hole expansion test를 진행하여 Hole expansion ratio를 평가하였다. 많은 선행 연구에 따르면 Ferrite와 Martensite의 상간 경도비가 낮을수록 높은 Hole expansion ratio를 나타낸다고 한다.[31, 32] 선행 연구를 바탕으로 생각해 보았을 때, 가장 낮은 상간 경도비를 가지는 S steel이 가장 높은 Hole expansion ratio를 보일 것으로 예상되었지만, 가장 낮은 값을 보였다. 따라서 본 연구에서는 Ferrite와 Martensite의 상간 경도비가 주된 영향이 아닌 합금원소에 의한 미세조직의 차이로 인해 이러한 결과가 발생했다는 것을 알 수 있다.

미세조직의 변화 이유를 고찰하기 위해 세 강재의 상변태 온도를 계산하였다. 계산 결과를 Table 5-1에 나타내었다. Table을 보면 알 수 있듯이, Si를 Al로 대체했을 때 A_3 온도가 S steel의 850°C에서 SA steel의 902°C로 상승하였고, 이러한 결과는 기존 선행 연구에서 Si 함량을 낮추고, Al를 첨가하면 A_3 온도가 높아진다는 보고와 일치하는 결과를 나타내고 있다.[33, 34] B_s 와 M_s 온도 또한 563°C에서 581°C로, 421°C에서 439°C로 상승한 것을 알 수 있다.

Figure 5-1에 각 강재의 A_1 , A_3 온도를 도식적으로 나타내었다. 그래프를 보면 알 수 있듯이 S steel의 A_3 온도인 850 °C 직하인 840°C에서 Intercritical annealing이 진행된다. 따라서 S steel의 경우 SA steel보다 상대적으로 낮은 A_3 온도로 인해 SA steel의 Austenite보다 조대한 크기를 가질 것임을 알 수 있다.[35, 36] 또한 S steel의 경우 상대적으로 낮은 A_3 온도로 인해 S steel과 SA steel 각각 87%, 63%의 Austenite 분율을 가져, S steel이 24% 정도 높았다. 두 강재의 합금원소의 함량이 서로 같기 때문에 S steel의 하나의 Austenite 결정립 내에 함유된 합금원소의 함량이 상대적으로 SA steel보다 적을 것임을

판단할 수 있다.[37]

Figure 5-2의 (a)는 1.5%Mn-1%Si가 첨가 철 합금의 CCT 곡선이며, (b)는 1.5%Mn-1%Al 첨가된 철 합금의 CCT 곡선이다. Figure 5-2의 (b)에서 볼 수 있는 것과 같이 CCT 곡선이 왼쪽으로 이동한 것을 알 수 있다.[38] 즉, S steel의 B_s 온도가 SA steel에 비해 낮고 CCT곡선이 상대적으로 오른쪽에 위치하기 때문에 동일한 Austempering 온도와 시간에서 확산이 느리게, 적은 양이 확산하게 되고, Austenite 내로의 C의 농축이 감소하게 되어 Austenite의 안정도가 감소하게 된다. 이로 인해 최종 미세조직에서 높은 Martensite 부피 분율을 가질 뿐만 아니라 상대적으로 낮은 C함량으로 인한 낮은 Retained austenite의 안정도와 낮은 Martensite 나노 경도를 가짐을 알 수 있었다.

따라서 Si를 Al로 대체하면, Martensite의 결정립 크기와 분율이 감소하며, 좀 더 높은 Retained austenite 안정성을 가진다는 것을 알 수 있다.

Table 5-1 Phase transformation temperatures of investigated steels.

Unit : °C			
°C	S steel	SA steel	SAN steel
A_1	702	706	705
A_3	850	902	900
B_s	563	581	581
M_s	421	439	439

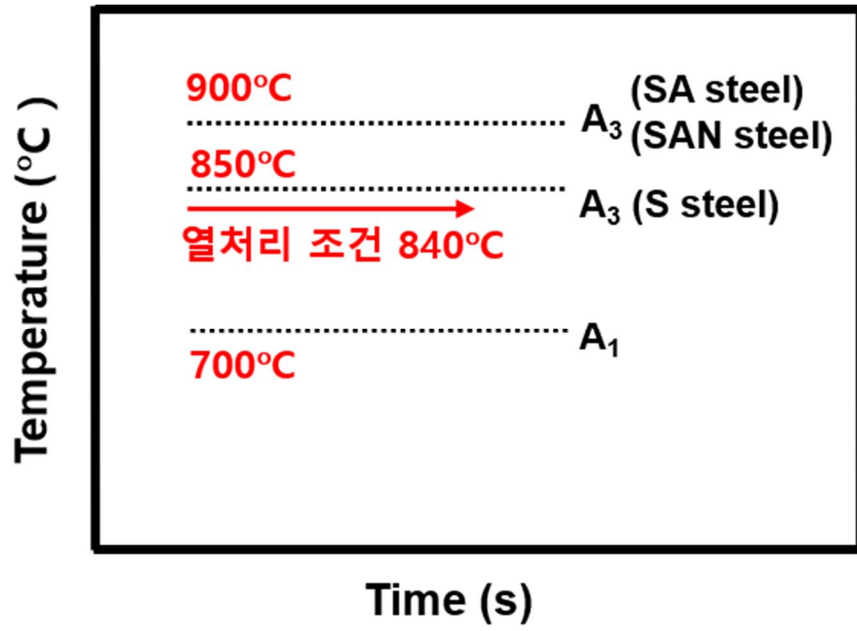


Figure 5-1 Temperature-time curve of A1 and A3 temperature.

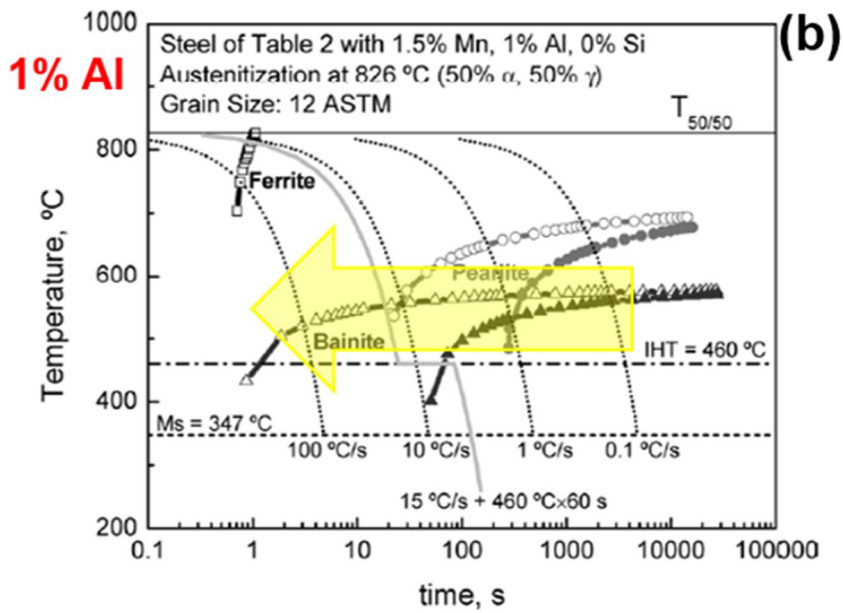
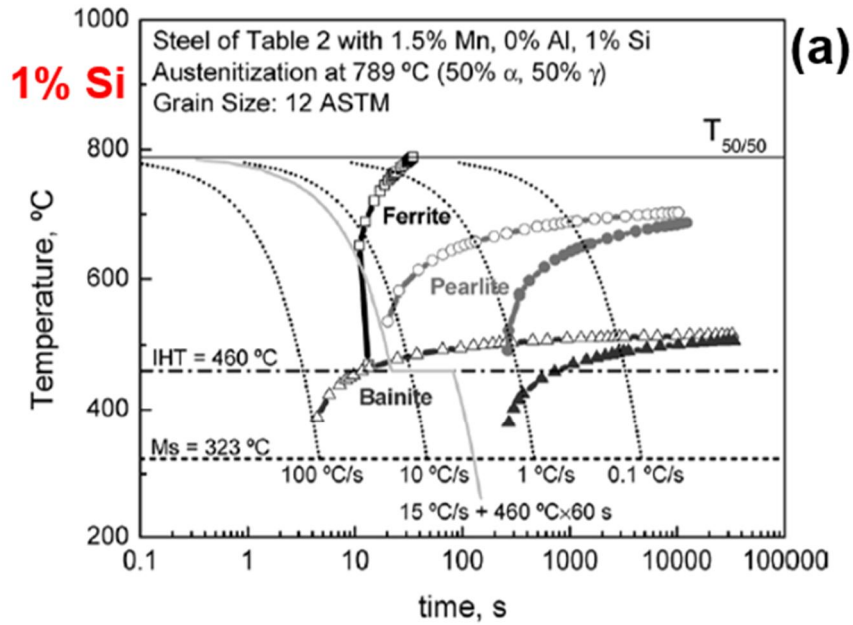


Figure 5-2 CCT curve of 1% Si steel and 1% Al steel.

5.2 Nb 첨가 영향

Table 5-1를 보면 알 수 있듯이, SAN steel의 A_1 온도는 705°C 이고, A_3 온도는 900°C , B_s 온도는 581°C , M_s 온도 439°C 로 SA steel과 거의 같았다. 강에 Nb가 첨가되면, pinning으로 인해 Intercritical annealing 동안 Austenite의 결정립 성장을 억제하여[18] 최종 조직의 Retained austenite를 미세화 시키기 때문에 미세한 Retained austenite와 더불어 높은 안정성을 나타내었다. 연구결과에 따르면, 더 미세한 Retained austenite일수록 안정도가 높은 이유는 Martensite의 핵생성에 필요한 핵생성 site가 적어 변태에 필요한 구동력이 더 크기 때문이다.[39] Ferrite 또한 동일한 이유로 성장이 억제되어 나머지 두 강재보다 미세한 결정립 크기를 보이는 것을 알 수 있다.

5.3 Punching

본 연구에서는 Hole expansion test 시 구멍을 만드는 많은 방법[40] 중 Punching 이라는 공정을 이용하였다. Punching 공정은 Piercing 중 판재에 가장 큰 손상을 입히는 구멍 생성 방법으로 알려져 있다.[41]

Figure 5-3 은 Punching 후 구멍 가장자리의 Fracture zone 의 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다. Figure 5-3 에서 볼 수 있는 것과 같이 Punching 후 시편의 Fracture zone 에 빨간색 화살표로 표시한 많은 미세 공극들이 생성되어 있는 것을 확인할 수 있다.

Figure 5-4 에 Fracture zone 에 생성된 미세 공극들을 정량화한 그래프를 나타내었다. Figure 5-4 를 보면 알 수 있듯이, S steel 의 경우 최대 33 μ m 정도의 미세 공극이 생성되었으며, SA steel, SAN steel 보다 확연히 그 크기가 조대하다는 것을 알 수 있으며, Figure 5-5 에서 볼 수 있는 것과 같이 미세 공극의 숫자도 단위면적당 709 개로 많았다. 반면에 SA steel 의 경우 S steel 과 비슷한 단위면적당 미세 공극 갯수를 보였지만, S steel 보다 작은 미세 공극을 가졌다. SAN steel 의 경우 SA steel 보다 미세한 공극 크기를 가졌으며, 개수 또한 S steel 과 SA steel 보다 월등히 적었다. 또한 단위면적당 미세 공극의 숫자가 감소할수록 Punching 후 작은 공극이 생성된 것을 확인할 수 있다.

이를 고찰하기 위해 S steel, SA steel, SAN steel 의 Step wise strain tensile test 에 사용된 인장 시편 중 20% Strain 을 가한 시편의 중앙 부분을 절단한 뒤 전해 연마하여 Kernel average misorientation 분석을 진행 후 측정된 angle 값을 정량화 하였고, 결과를 Figure 5-6 과 Figure 5-7 에 나타내었다. 선행 연구에 따르면 Ferrite 와 Martensite 로 이루어진 조직에 변형을 가하면 Ferrite 와 Martensite 계면에서 높은 변형을 보인다고 한다[42]. Figure 5-6 을 보면 알 수 있듯이 초록색으로 나타난 변형이 높은 부분이 Zero

solution 으로 나타난 Martensite 주위에서 대부분 발생한 것을 알 수 있으며, 이를 통해 대부분의 변형은 Ferrite-Martensite 계면에서 발생한다는 것을 확인할 수 있다. Figure 5-7 은 3° 이상을 나타내는 Kernel average misorientation angle 의 분포도를 나타내었다. Figure 5-7 을 보면 알 수 있듯이 S steel 의 경우 SA steel 보다 3° 이상의 Misorientation angle 이 더 많이 관찰되었고, 높은 Misorientation angle 에서 좀 더 많은 Count 를 보였다. SAN steel 의 경우 3°~4° 사이의 Count 는 거의 비슷한 양상을 보였지만, SA steel 에 비해 4° 이상의 Misorientation angle 의 숫자가 적었다. 따라서 Ferrite-Martensite 결정립계에 부과되는 변형은 S steel 이 가장 컸고, SAN steel 이 가장 적은 것을 알 수 있다.

Figure 5-8 에 이러한 상관관계를 정리하였다. Figure 5-8 을 보면 알 수 있듯이, Martensite 의 결정립 크기가 감소할수록 Kernel average misorientation angle 이 감소하는 것을 알 수 있다. 그리고 이러한 Kernel average misorientation angle 이 감소함에 따라 미세 공극의 크기가 감소하며, 이러한 미세 공극의 크기가 감소함에 따라서 Hole expansion ratio 는 증가하는 것을 알 수 있다. 따라서 변태유기소성강 판재에 Punching 을 하였을 경우, 변태유기소성강을 구성하고 있는 여러 상들 중, 상대적으로 경도가 낮은 Ferrite 에 변형이 집중되면서 Ferrite 와 Retained austenite 가 비교적 큰 변형을 받게 된다. 이렇게 변형을 받게 되면, Retained austenite 가 Martensite 로 변태되고, Ferrite 에 변형이 집중되어 전위가 Ferrite 에서 우선적으로 생성되고, 변형량이 증가함에 따라 전위가 Ferrite 와 Martensite 계면으로 이동하고, pile-up 되어 미세 공극을 형성하게 된다.[43] 이 때, Martensite 결정립 크기가 조대할수록, Ferrite 와 Martensite 결정립계에 더 많은 변형이 부과된다.[42] 따라서 Martensite 의 결정립 크기가 나머지 두 강재보다 조대한 S steel 이 가장 조대한 공극을 가지는 것을 확인할 수 있으며, 미세한 Ferrite 와 Martensite 결정립을 가져 Ferrite-Martensite 계면에 가장 적은 변형이 가해진

SAN steel 가장 작은 미세 공극 크기와 숫자를 보인 것이다. 그리고, 이러한 공극의 크기가 감소할수록 Hole expansion ratio 는 증가하는 것을 알 수 있다.

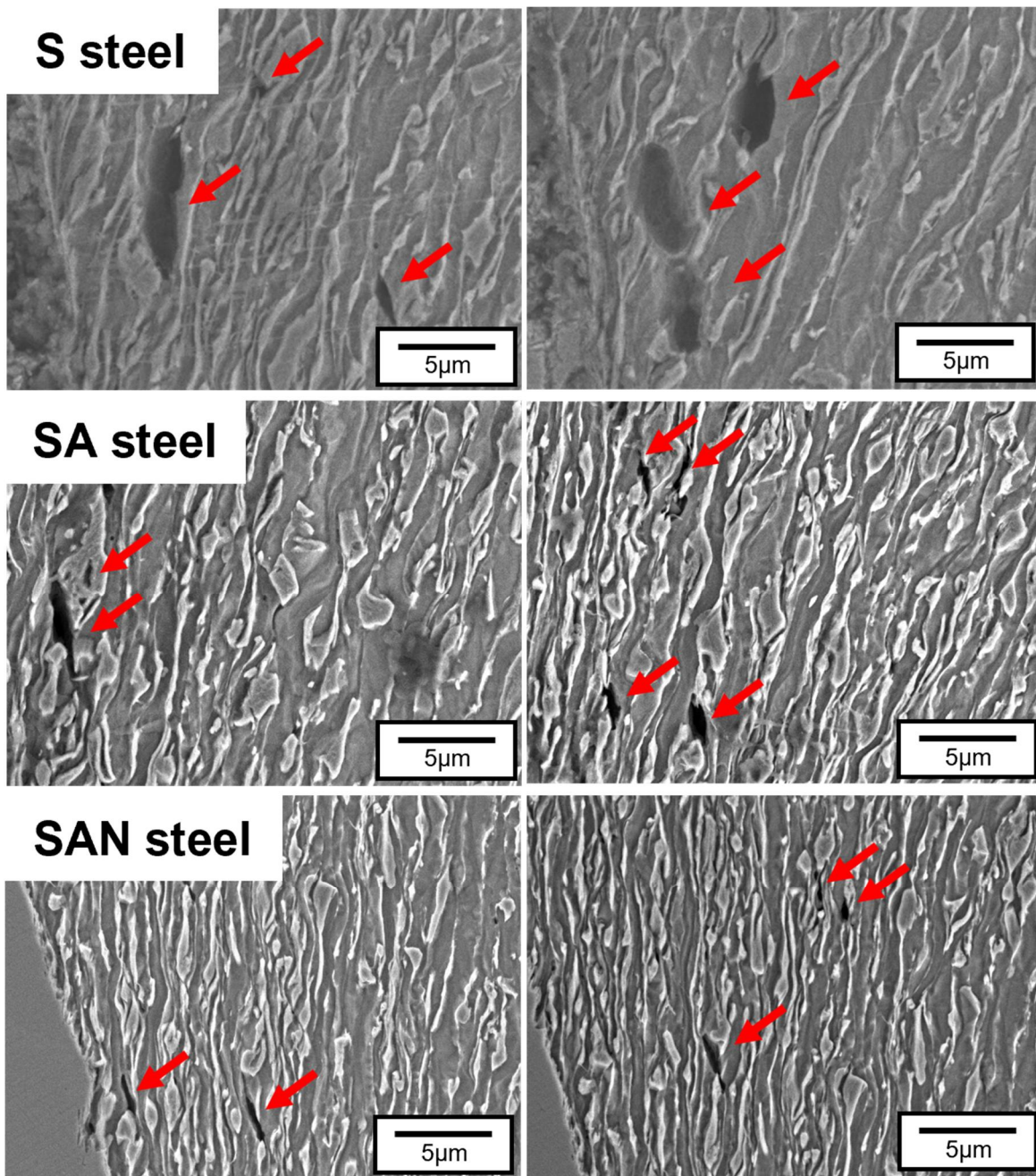


Figure 5-3 Fracture plane of punched hole edge.

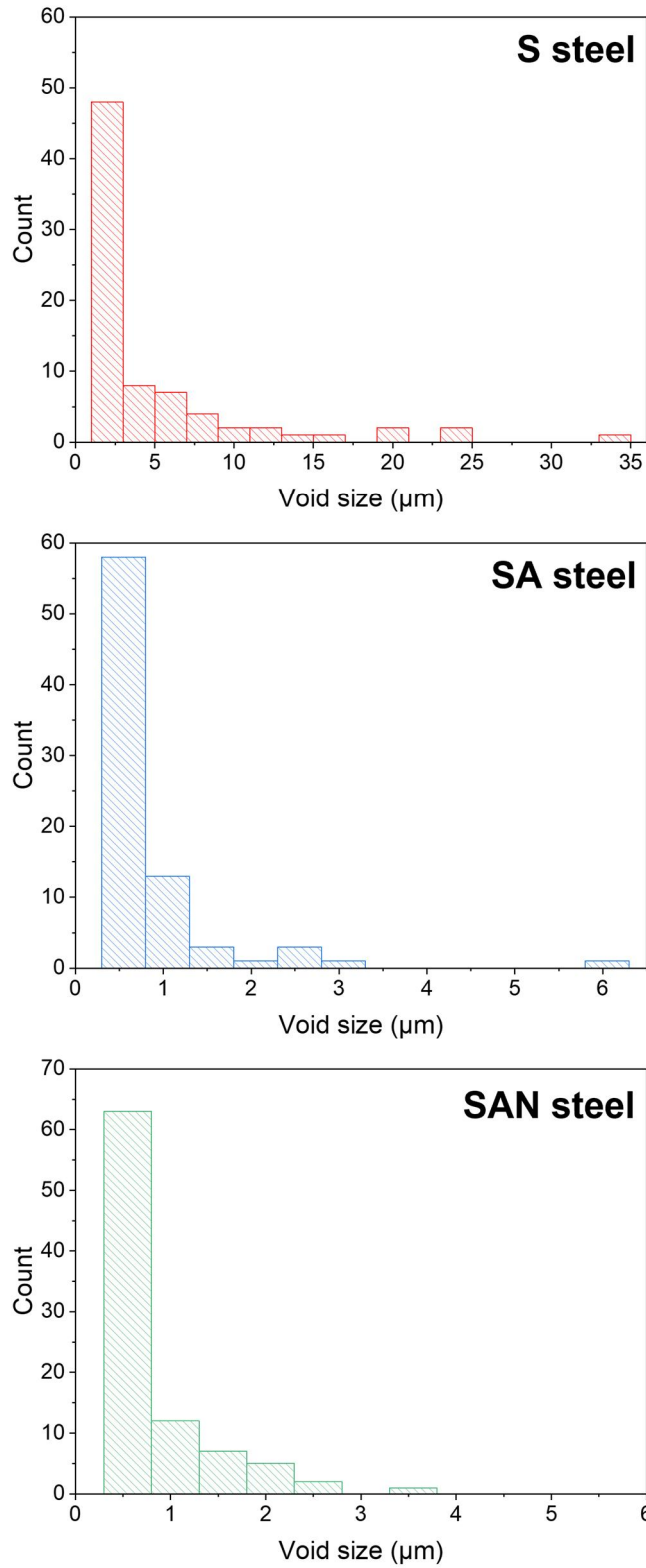


Figure 5-4 Number fraction of void sizes at punched hole edge.

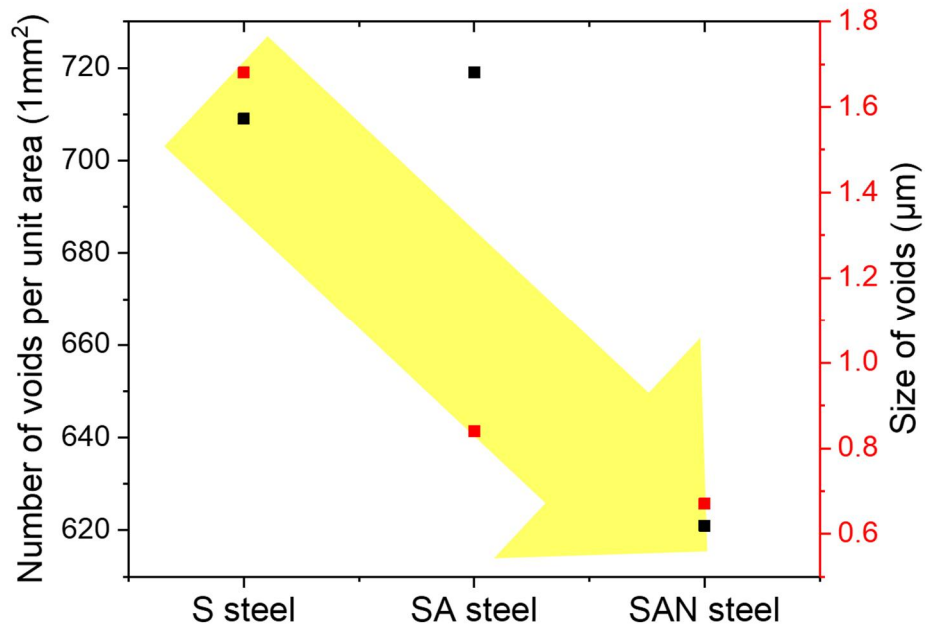


Figure 5-5 Number of voids per unit area and size of voids after punching.

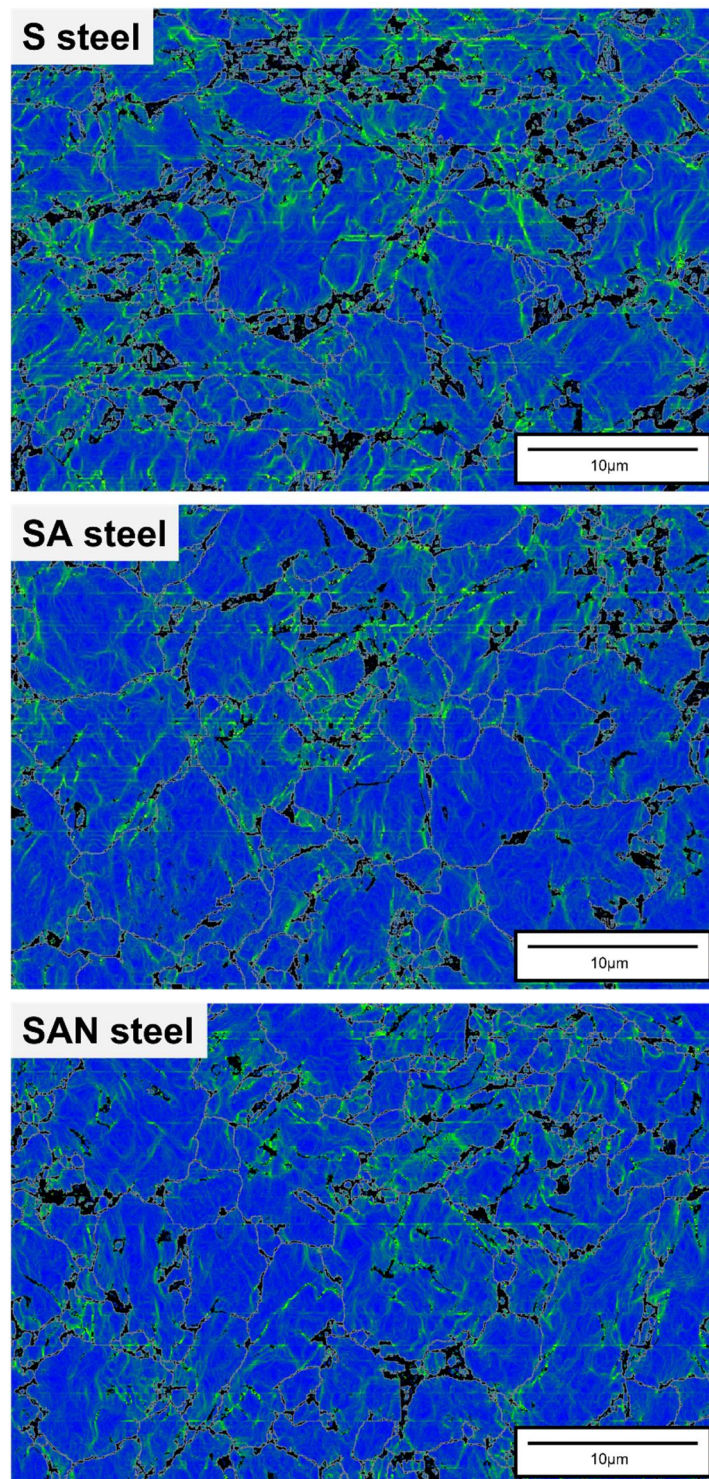


Figure 5-6 Kernel average misorientation angle map at 20% strain of investigated steels

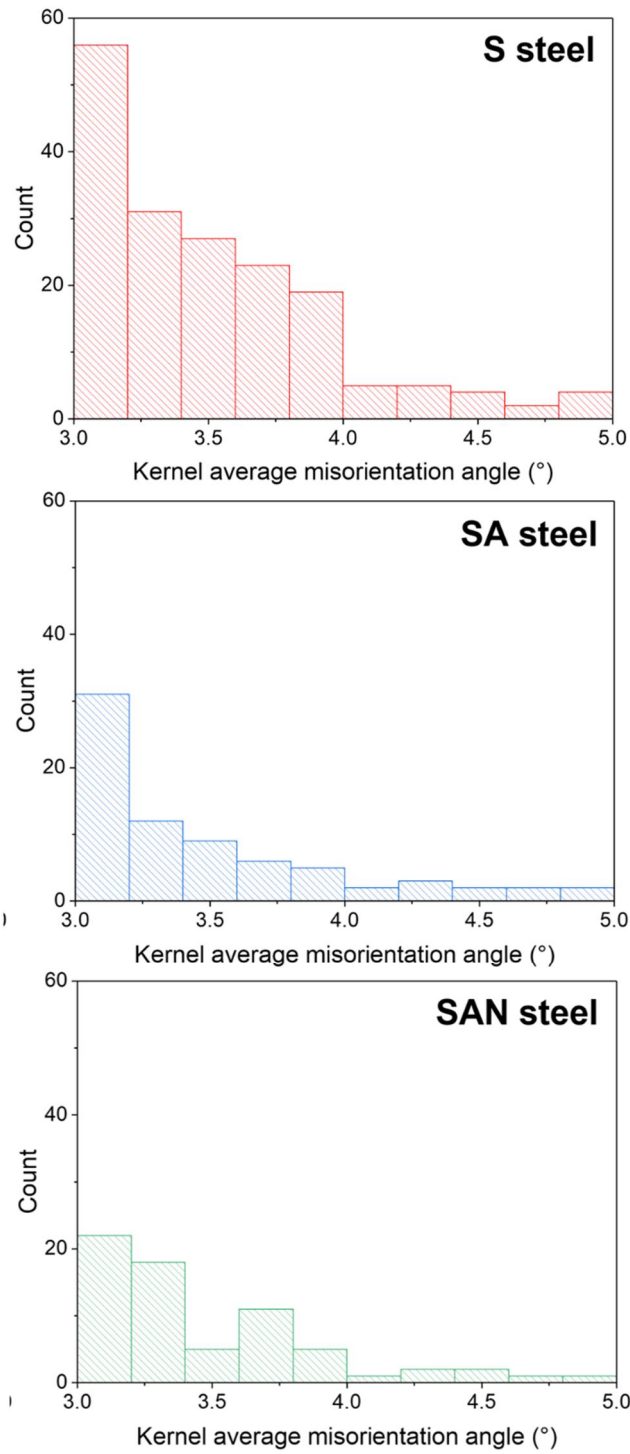


Figure 5-7 Number fraction of kernel average misorientation angle at 20% strain of investigated steels (More than 3°).

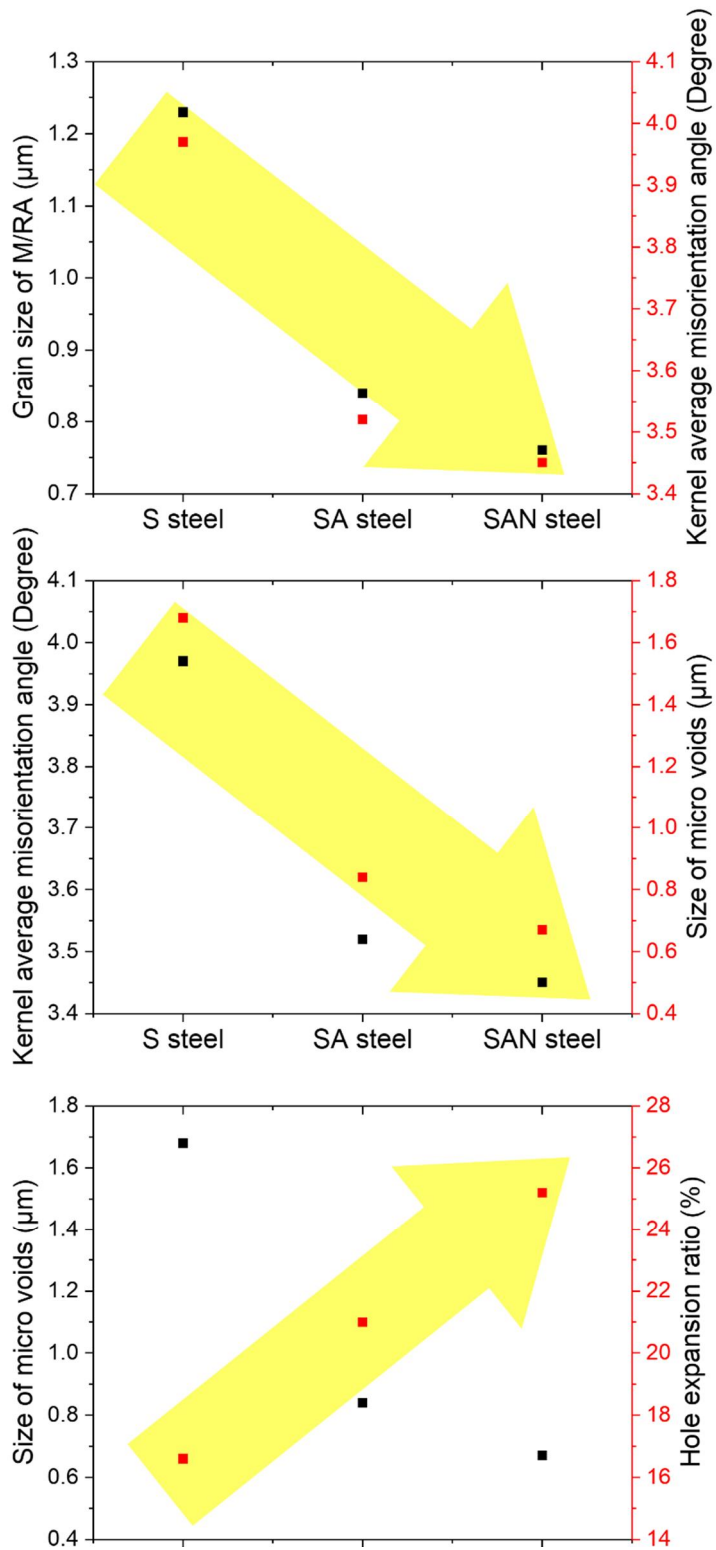


Figure 5-8 Correlation between grain size-kernel average misorientation angle, kernel average misorientation angle-size of micro voids, size of micro void-hole expansion ratio.

5.4 Crack initiation

앞서 진행한 Hole expansion test 를 통해 세 강재 모두 비슷한 응력 수준에서 균열 개시가 시작되는 것을 확인하였다. 서로 다른 미세조직으로 인해 서로 다른 미세 공극의 크기와 숫자를 가짐에도 불구하고 동일한 응력 수준에서 균열이 생성되는 이유를 확인하기 위해 구멍 가장자리 부분의 경도를 측정하였다. Figure 5-9 는 Punching 후의 경도와 Hole expansion test 를 진행한 후의 경도를 나타낸 그래프이다. Figure 4-3 과 Figure 5-9 를 비교하면 알 수 있듯이 Punching 을 진행하게 되면 소성변형이 발생하고, 가공경화에 의해 구멍 가장자리 부분의 경도가 증가하는 것을 확인할 수 있다.[44] 또한 Punching 후의 경도와 Hole expansion test 를 완료한 후의 경도와 비교할 경우 거의 동일한 경도를 보이는 것을 알 수 있는데, 이는 Punching 만 진행하여도, 판재에는 파괴에 준하는 변형이 가해졌다는 것을 나타낸다.

이를 통해 Figure 4-5 에서 볼 수 있는 것과 같이, 20% strain 을 주었을 때 1%~2% 정도의 Retained austenite 밖에 남아있지 않기 때문에 Punching 후 구멍 가장자리 부분에 존재하는 Retained austenite 의 분율은 이보다 더 적을 것이라고 판단되고[45], 따라서 Punching 을 통해 Piercing 하였을 경우 Hole expansion ratio 와 Retained austenite 는 연관이 적을 것으로 생각된다.

즉, Punching 을 하게 되면 hole expansion test 시 변형이 발생하는 구멍 가장자리 부분은 파단 직전까지의 가공경화가 발생하게 되고, Hole expansion test 가 진행됨에 따라서 S steel, SA steel, SAN steel 세 강재 모두 동일한 5000N 정도의 응력 수준이 되면 힘을 가장 많이 받는 외경[46] 부분인 burr zone 에서부터 균열이 생성되어 동일한 응력 수준에서 균열이 생성되는 것을 알 수 있다.

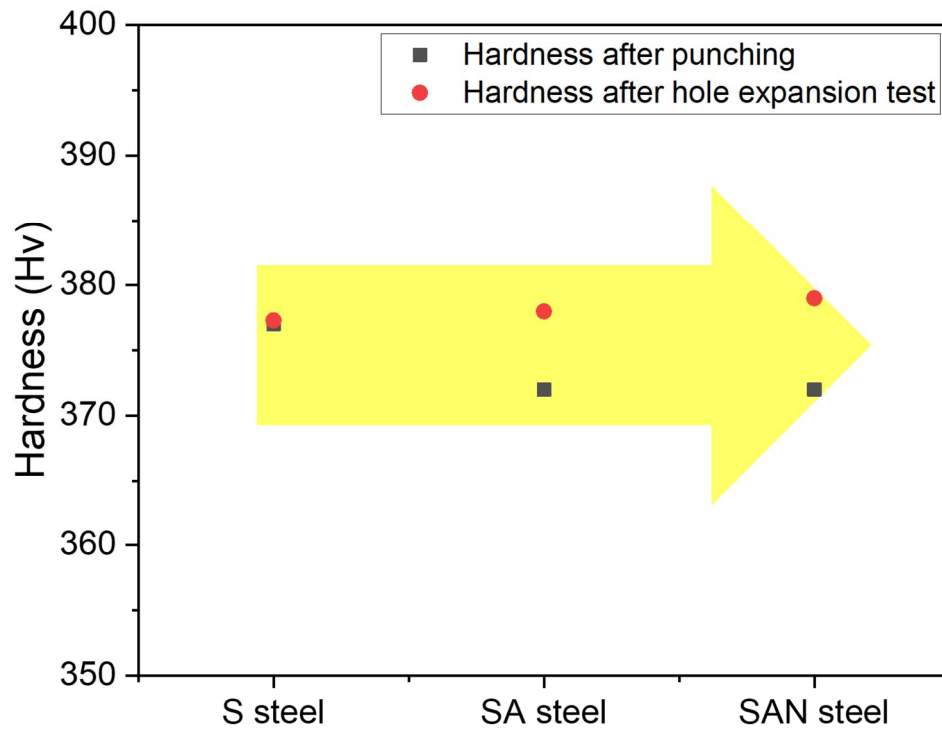


Figure 5-9 Average hardness at punched hole edge.

5.5 Crack propagation

본 연구를 통해 서로 다른 미세조직을 가지는 세 강재가 동일한 응력 수준에서 균열이 생성되지만 서로 다른 Hole expansion ratio 를 가지는 것을 확인할 수 있었다. Figure 4-8 에서 확인하였듯이, 2500N 에서 균열이 개시되었지만 S steel 의 경우 Figure 4-10 에서 확인했던 것처럼 균열이 급격하게 전파하여 관통균열이 발생하여 가장 낮은 Hole expansion ratio 를 가지게 되고, SA steel 과 SAN steel 의 경우 S steel 보다 느린 균열전파로 인해 비교적 높은 Hole expansion ratio 를 가지는 것을 확인할 수 있다.

결과적으로 이러한 차이를 보이는 이유는 균열개시 이후 균열전파 거동의 차이에 의한 것으로 판단할 수 있다. Punching 을 하게 되면, 구멍 가장자리 부분의 경우 파괴 직전까지의 응력을 받게 되고, 이로 인해 Martensite 에 인접한 Ferrite 계면에서 전위가 집적되게 되고 이로 인해 미세 공극이 생성되는 것을 확인할 수 있었다. 이러한 미세 공극의 크기는 가장 조대한 Martensite 결정립으로 인해 가장 높은 변형을 보인 S steel 이 가장 조대한 크기를 보였고, SAN steel 이 가장 적고 그 숫자도 적은 것을 확인하였다.

이를 통해 균열전파 속도가 중요한 인자인 것을 알 수 있다. 따라서 균열전파 속도를 정량적으로 비교하기 위해 Figure 5-10 에 나타낸 In-situ tensile test 실험을 통해 얻을 수 있었던 Force-Displacement 그래프를 활용하여 균열전파 속도를 비교하였다. 이 그래프에서 집중해야 될 부분은 최대 Force 값 도달 직후의 기울기이다. 이 기울기가 급격하다는 것은 그만큼 균열전파 속도가 빠르다는 것이고, 완만하다는 것은 균열전파 속도가 느리다는 것을 나타낸다. 따라서 기울기와 Hole expansion ratio 의 상관관계를 비교한 그래프를 Figure 5-11 에 나타내었다. 그래프를 보면 알 수 있듯이, 기울기가 완만할수록 Hole expansion ratio 가 증가하는 것을 알 수 있고, 이를 통해 SAN steel 의 Hole expansion ratio 가 높은 이유는 느린 균열전파 속도 때문이라는 것을 알 수 있다.

따라서 S steel의 경우 균열 전파 시 조대한 미세 공극을 따라 급격한 파괴가 발생하여 Figure 5-12 과 Figure 5-13 에서 볼 수 있듯이 직선적이고 급격한 균열전파를 보인 것을 확인할 수 있다. 하지만 SA steel 의 경우 S steel 과 미세 공극의 숫자는 비슷했지만 그 크기가 작기 때문에 균열이 전파하면서 Martensite 등의 경질상의 방해를 받아 좀 더 구불구불하게 균열이 전파되어 S steel 에 비해 비교적 느린 균열 전파가 발생하였다. SAN steel 의 경우 전체적으로 조직이 미세할 뿐만 아니라 SA steel 보다 미세 공극의 크기가 작고, 그 숫자도 적기 때문에 가장 느린 균열 전파가 일어나 가장 높은 Hole expansion ratio 를 보인 것이다.

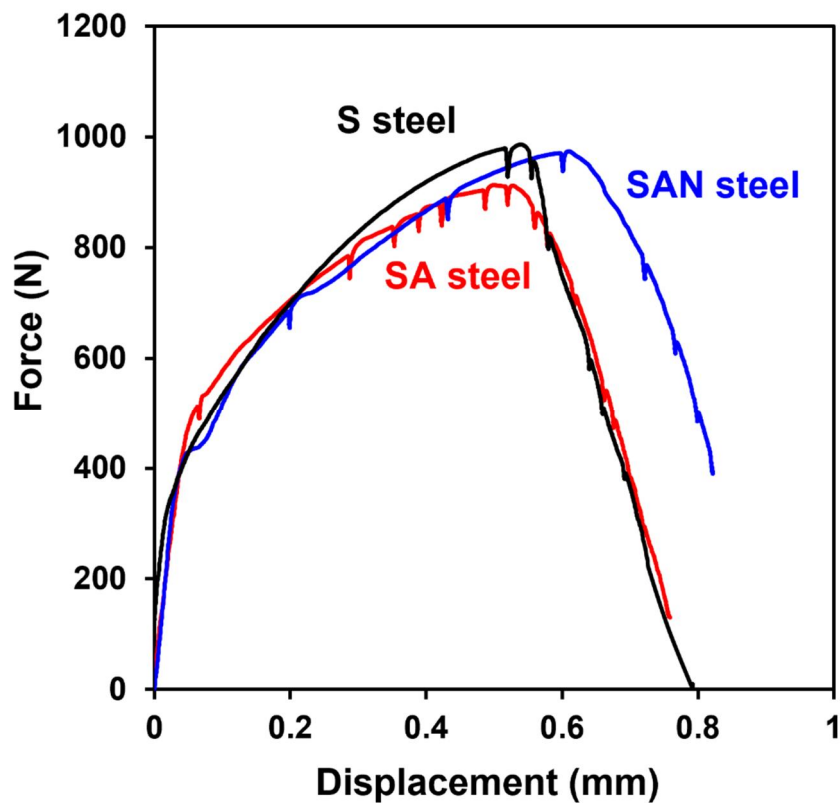


Figure 5-10 Force-Displacement curve from in-situ tensile test.

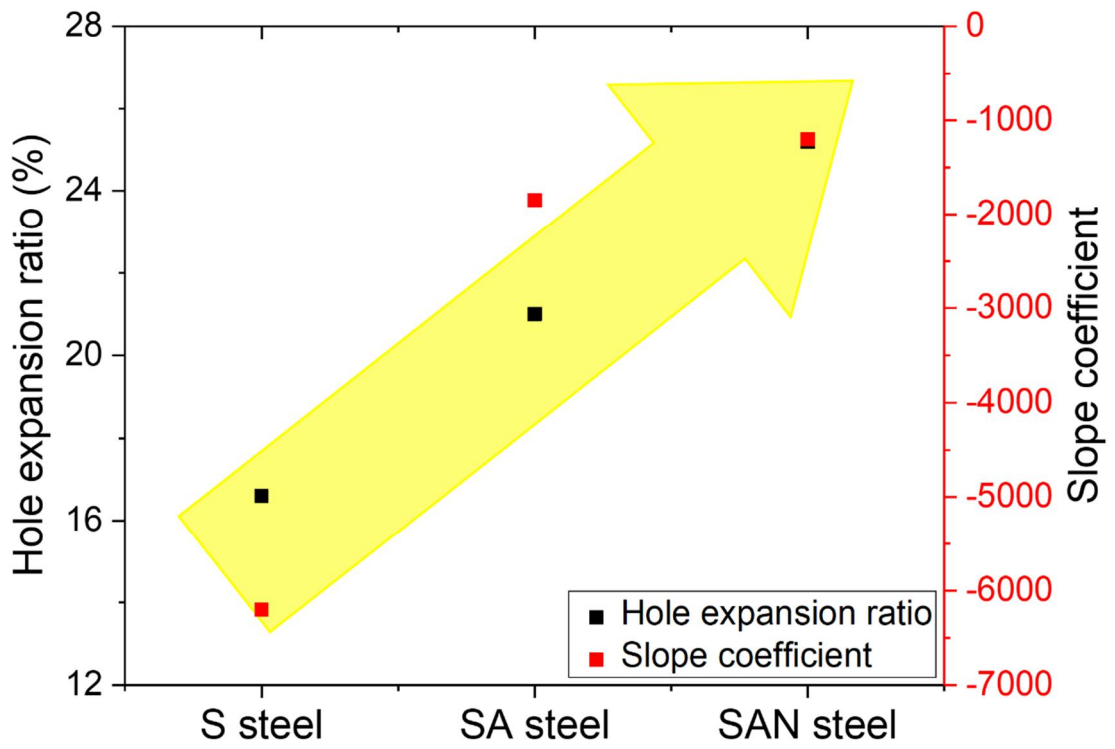


Figure 5-11 Correlation between hole expansion ratio and slope coefficient from force-displacement curve.

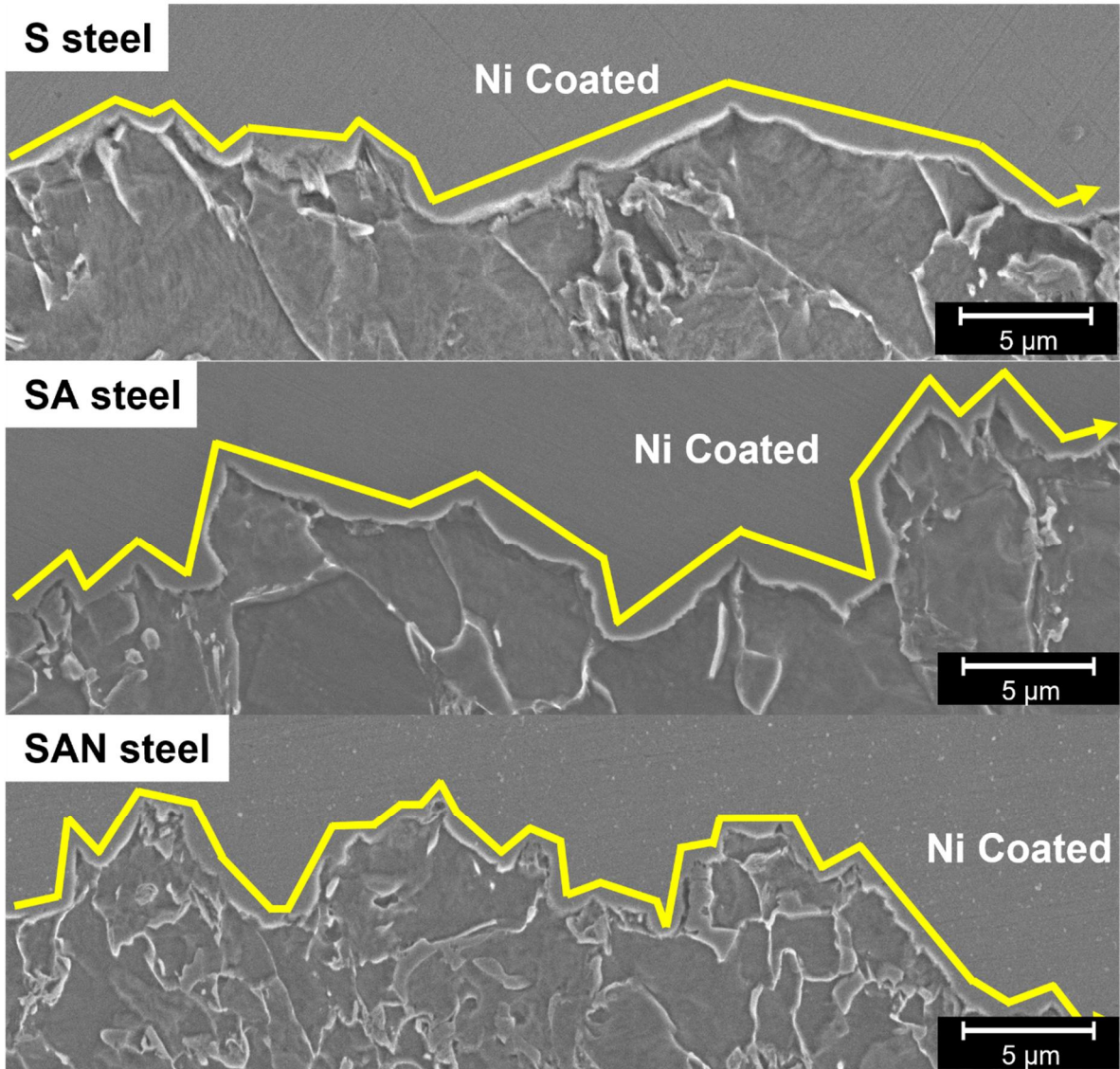


Figure 5-12 Crack propagation path of in-situ tensile test specimens.

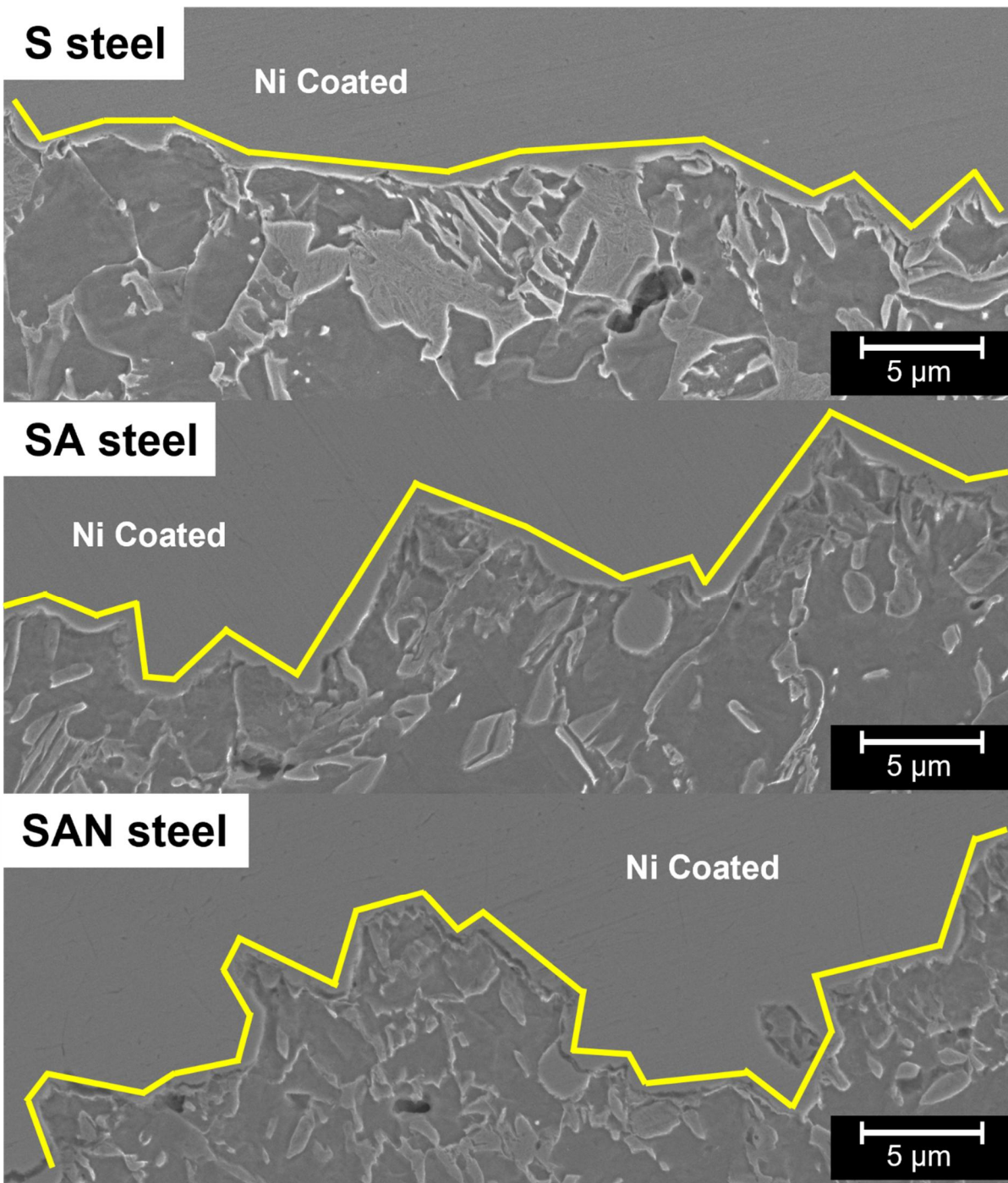


Figure 5-13 Crack propagation path of hole expansion test specimens.

5.6 균열전파 경로와 Hole expansion ratio간의 상관관계

본 연구를 통해 S steel, SA steel, SAN steel의 균열 개시는 5000N의 동일한 수준에서 발생하지만 서로 다른 균열 전파 거동으로 인해 다른 Hole expansion ratio를 가지는 것을 확인하였다. 본 연구에서 Hole expansion ratio에 가장 큰 영향을 미치는 인자는 Martensite 결정립 크기였다. 균열전파 모식도를 Figure 5-14에 나타내었다. S steel의 경우 높은 Si 함량으로 인해 A_3 온도가 낮아져 Intercritical annealing 온도에서 Austenite의 결정립 크기가 나머지 두 강재보다 조대하였고, 이로 인해 최종 미세조직에서 조대한 Martensite를 나타내었다. 그리고 이러한 Martensite는 Punching시 Ferrite-Martensite 계면에 좀 더 높은 변형이 가해져 조대한 공극이 생성되었고, Hole expansion test를 진행하며 이러한 공극을 따라 급격한 파괴가 발생하여 직선적인 균열전파가 발생했고, 이로 인해 가장 낮은 Hole expansion ratio를 보였다. SA steel의 경우 S steel에 비해 상대적으로 미세한 Martensite로 인해 크기가 작은 공극이 생성되고, 이로 인해 균열전파가 좀 더 꺾여진 것을 Figure 5-12와 Figure 5-13을 통해 확인할 수 있었다. SAN steel의 경우 Nb로 인해 미세화된 조직으로 인해 구성상의 결정립 크기가 감소하여 Ferrite-Martensite계면에 적은 양의 변형이 가해졌고, 이로 인해 공극의 숫자나 크기가 가장 작아 구불구불한 균열전파를 보인 것이다. 따라서 Hole expansion ratio의 향상을 위해서는 미세한 Martensite와 더불어 Nb와 같은 결정립미세화 원소의 첨가를 통해 조직을 미세화하는게 중요하다.

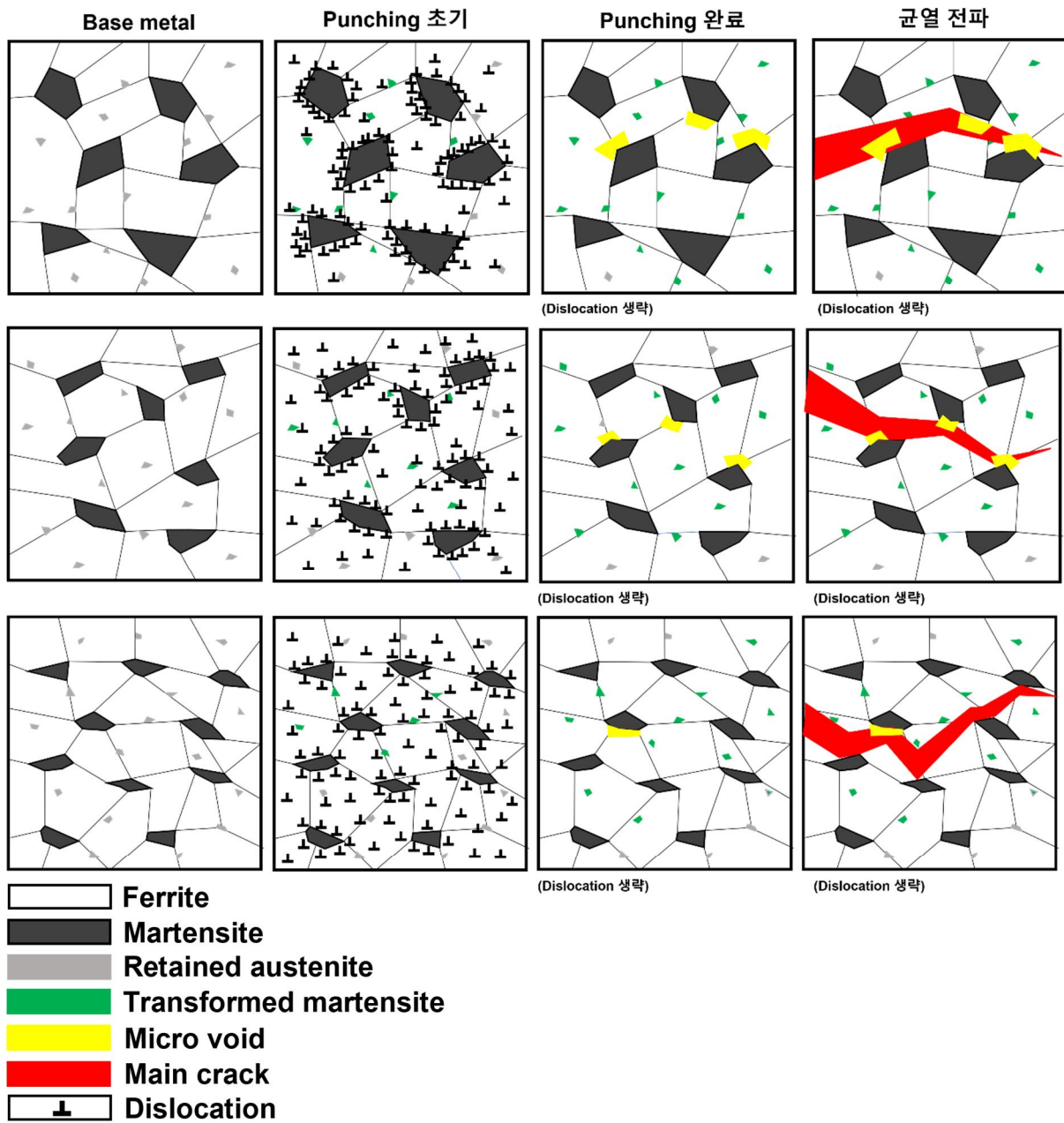


Figure 5-14 Schematic illustration of crack propagation during hole expansion test.

6 결론

서로 다른 합금원소를 가지는 세 강재에 대하여 합금원소에 따른 미세조직 변화와, 미세조직 변화로 인한 파괴 거동 변화의 고찰을 통해 합금원소와 Hole expansion ratio 의 상관관계에 대해 조사했다

1. S steel, SA steel, SAN steel 은 서로 다른 미세조직을 보였다. 세 강재 모두 Ferrite, 소량의 Bainite, Retained austenite, Martensite 로 이루어져 있다. 세 강재은 서로 다른 상분율과 결정립 크기를 나타내었다. S steel 의 경우 조대한 Martensite 를 보였으며, SAN steel 의 경우 미세한 Ferrite 와 Martensite 결정립을 보였다.
2. Punching 을 하게 되면 구멍 가장자리 부분에는 파괴에 준하는 변형이 가해지게 되고, S steel 의 조대한 Martensite 로 인해 Ferrite-Martensite 계면에 가해지는 변형이 증가해 가장 조대한 공극이 생성되었으며, 그 개수도 가장 많았다. 반면 SA steel 의 경우 상대적으로 미세한 Martensite 로 인해 계면에 가해지는 변형이 적어 상대적으로 미세한 공극이 생성되었고, Nb 로 인해 결정립이 미세화된 SAN steel 의 경우 가장 미세하고 적은 숫자의 공극이 생성되었다.
3. Hole expansion test 를 하게 되면, 세 강재 모두 동일한 응력에서 균열이 생성되게 되고, 가장 조대하고 많은 개수의 공극을 가진 S steel 이 직선적인 균열전파가 발생하여 16.6%를 나타내었고, 상대적으로 미세한 공극을 가진 SA steel 의 경우 21.0%, 가장 미세하며 적은 개수의 공극을 가진 SAN steel 이 25.5%로 가장 높은 Hole expansion ratio 를 나타내었다.
4. 따라서 본 연구에서 Hole expansion ratio 에 가장 큰 영향을 미치는 인자는 Martensite 결정립 크기이며, Hole expansion ratio 의 향상을 위해서는 Martensite 를 미세화하기 위한 적절한 열처리와 합금원소 함량 조절이 필요하다.

7 참고문헌

- [1] V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Busch, The enhancement of ductility in high-strength steels, *ASM Trans Quart* 60(2) (1967) 252-259.
- [2] H.K. Bhadeshia, High performance bainitic steels, *Materials Science Forum*, Trans Tech Publ, 2005, pp. 63-74.
- [3] T. Hsu, X. Zuyao, Martensitic transformation in Fe-Mn-Si based alloys, *Materials Science and Engineering: A* 273 (1999) 494-497.
- [4] Z. Li, H. Ding, R. Misra, Z. Cai, Deformation behavior in cold-rolled medium-manganese TRIP steel and effect of pre-strain on the Lüders bands, *Materials Science and Engineering: A* 679 (2017) 230-239.
- [5] O. Matsumura, Y. Sakuma, H. Takechi, Retained austenite in 0.4 C-Si-1.2 Mn steel sheet intercritically heated and austempered, *ISIJ international* 32(9) (1992) 1014-1020.
- [6] B. De Cooman, Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite, *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 8(3-4) (2004) 285-303.
- [7] A.Z. Hanzaki, P. Hodgson, S. Yue, Retained austenite characteristics in thermomechanically processed Si-Mn transformation-induced plasticity steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 28(11) (1997) 2405-2414.
- [8] T. Bhattacharyya, S.B. Singh, S. Das, A. Haldar, D. Bhattacharjee, Development and characterisation of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel, *Materials Science and Engineering: A* 528(6) (2011) 2394-2400.
- [9] A. Grajcar, Determination of the stability of retained austenite in TRIP-aided bainitic steel, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 20(1-2) (2007) 111-114.
- [10] J. PJ, E. Girault, A. Mertens, B. Verlinden, J. Van Humbeeck, F. Delannay, The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels, *ISIJ international* 41(9) (2001) 1068-1074.
- [11] Z. Tang, H. Ding, H. Ding, X. Li, Effects of Niobium Addition on Microstructures and Formability in Si-Al-Mn TRIP Cold-rolled Steels, *steel research international* 81(9) (2010) 792-796.
- [12] E. Bellhouse, J. McDermid, Selective oxidation and reactive wetting during galvanizing of a CMnAl TRIP-assisted steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 42(9) (2011) 2753-2768.
- [13] W. Ding, P. Hedström, Y. Li, Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Al-P hot dip galvanizing TRIP steel, *Materials Science and Engineering: A* 674 (2016) 151-157.
- [14] M. De Meyer, D. Vanderschueren, D.C. BC, The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels, *ISIJ international* 39(8) (1999) 813-822.

- [15] N. Saeidi, M. Raeissi, H. Vaghei, M. Abdar, Extraordinary strength and ductility obtained in transformation-induced plasticity steel by slightly modifying its chemical composition, *Materials Science and Engineering: A* 702 (2017) 225-231.
- [16] E. Jimenez-Melero, N. Van Dijk, L. Zhao, J. Sietsma, S. Offerman, J. Wright, S. Van der Zwaag, The effect of aluminium and phosphorus on the stability of individual austenite grains in TRIP steels, *Acta Materialia* 57(2) (2009) 533-543.
- [17] N. Imai, G. Omatsu, K. Kinoshige, Effect of alloying element and microstructure on mechanical properties of low-alloy TRIP steels, *Zairyo to Purosesu*(Current Advances in Materials and Processes)(Japan) 8(3) (1995) 572-575.
- [18] K. Hulka, The role of niobium in cold rolled TRIP steel, *Materials Science Forum*, Trans Tech Publ, 2005, pp. 91-102.
- [19] E. De Moor, D.K. Matlock, J.G. Speer, M.J. Merwin, Austenite stabilization through manganese enrichment, *Scripta Materialia* 64(2) (2011) 185-188.
- [20] S. Lee, B.C. De Cooman, On the selection of the optimal intercritical annealing temperature for medium Mn TRIP steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 44(11) (2013) 5018-5024.
- [21] A.K. Srivastava, G. Jha, N. Gope, S. Singh, Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cold rolled C–Mn–Si TRIP-aided steel, *Materials Characterization* 57(2) (2006) 127-135.
- [22] A. El-Sherbiny, M.K. El-Fawkhry, A.Y. Shash, T. El-Hossany, Replacement of silicon by aluminum with the aid of vanadium for galvanized TRIP steel, *Journal of Materials Research and Technology* 9(3) (2020) 3578-3589.
- [23] C.G. Lee, S.-J. Kim, T.-H. Lee, S. Lee, Effects of volume fraction and stability of retained austenite on formability in a 0.1 C–1.5 Si–1.5 Mn–0.5 Cu TRIP-aided cold-rolled steel sheet, *Materials Science and Engineering: A* 371(1-2) (2004) 16-23.
- [24] Z. Xie, Y. Ren, W. Zhou, J. Yang, C. Shang, R. Misra, Stability of retained austenite in multi-phase microstructure during austempering and its effect on the ductility of a low carbon steel, *Materials Science and Engineering: A* 603 (2014) 69-75.
- [25] J. Zhao, B. Lv, F. Zhang, Z. Yang, L. Qian, C. Chen, X. Long, Effects of austempering temperature on bainitic microstructure and mechanical properties of a high-C high-Si steel, *Materials Science and Engineering: A* 742 (2019) 179-189.
- [26] L. Zhuang, W. Di, L. Jianxun, Effects of austempering on the mechanical properties of the hot rolled Si– Mn TRIP steels, *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* 21(3) (2006) 21-25.
- [27] D. Casellas, A. Lara, D. Frómeta, D. Gutiérrez, S. Molas, L. Pérez, J. Rehr, C. Suppan, *Fracture*

toughness to understand stretch-flangeability and edge cracking resistance in AHSS, *Metallurgical and Materials Transactions A* 48(1) (2017) 86-94.

[28] N. Pathak, C. Butcher, M. Worswick, Assessment of the critical parameters influencing the edge stretchability of advanced high-strength steel sheet, *Journal of Materials Engineering and Performance* 25(11) (2016) 4919-4932.

[29] M. Takahashi, Development of high strength steels for automobiles, *Shinnittetsu Giho* (2003) 2-6.

[30] X. Qiao, L. Han, W. Zhang, J. Gu, Nano-indentation investigation on the mechanical stability of individual austenite in high-carbon steel, *Materials Characterization* 110 (2015) 86-93.

[31] J.I. Yoon, J. Jung, H.H. Lee, J.Y. Kim, H.S. Kim, Relationships between stretch-flangeability and microstructure-mechanical properties in ultra-high-strength dual-phase steels, *Metals and Materials International* 25(5) (2019) 1161-1169.

[32] L. Pan, J. Xiong, Z. Zuo, W. Tan, J. Wang, W. Yu, Study of the stretch-flangeability improvement of dual phase steel, *Procedia Manufacturing* 50 (2020) 761-764.

[33] A. Nouri, H. Saghafian, S. Kheirandish, Effects of silicon content and intercritical annealing on manganese partitioning in dual phase steels, *Journal of Iron and Steel Research, International* 17(5) (2010) 44-50.

[34] H. Farahani, W. Xu, S. Van der Zwaag, Prediction and validation of the austenite phase fraction upon intercritical annealing of medium Mn steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 46(11) (2015) 4978-4985.

[35] Y. Ma, W. Song, S. Zhou, A. Schwedt, W. Bleck, Influence of intercritical annealing temperature on microstructure and mechanical properties of a cold-rolled medium-Mn steel, *Metals* 8(5) (2018) 357.

[36] S. Lee, B.C. De Cooman, Effect of the intercritical annealing temperature on the mechanical properties of 10 pct Mn multi-phase steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 45(11) (2014) 5009-5016.

[37] T. Jiang, H. Liu, J. Sun, S. Guo, Y. Liu, Effect of austenite grain size on transformation of nanobainite and its mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A* 666 (2016) 207-213.

[38] M. Gomez, C.I. Garcia, D.M. Haezebrouck, A.J. Deardo, Design of composition in (Al/Si)-alloyed TRIP steels, *ISIJ international* 49(2) (2009) 302-311.

[39] I. Timokhina, P. Hodgson, E. Pereloma, Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 35(8) (2004) 2331-2341.

- [40] B.M. Hance, R.J. Comstock, D.K. Scherrer, The influence of edge preparation method on the hole expansion performance of automotive sheet steels, SAE Technical Paper, 2013.
- [41] P. Kadarno, K.-I. Mori, Y. Abe, T. Abe, Punching process including thickening of hole edge for improvement of fatigue strength of ultra-high strength steel sheet, *Manufacturing Review* 1 (2014) 4.
- [42] K. Park, M. Nishiyama, N. Nakada, T. Tsuchiyama, S. Takaki, Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel, *Materials Science and Engineering: A* 604 (2014) 135-141.
- [43] J. Kadkhodapour, A. Butz, S.Z. Rad, Mechanisms of void formation during tensile testing in a commercial, dual-phase steel, *Acta Materialia* 59(7) (2011) 2575-2588.
- [44] A. Kajjalainen, V. Kesti, R. Vierelä, M. Ylitolva, D. Porter, J. Kömi, The effect of microstructure on the sheared edge quality and hole expansion ratio of hot-rolled 700 MPa steel, *Journal of Physics: Conference Series*, IOP Publishing, 2017, p. 012103.
- [45] K.-i. Sugimoto, K. Nakano, S.-M. Song, T. Kashima, Retained austenite characteristics and stretch-flangeability of high-strength low-alloy TRIP type bainitic sheet steels, *ISIJ international* 42(4) (2002) 450-455.
- [46] J.I. Yoon, J. Jung, J.G. Kim, S.S. Sohn, S. Lee, H.S. Kim, Key factors of stretch-flangeability of sheet materials, *Journal of Materials Science* 52(13) (2017) 7808-7823.

영문 요약

Recently, various advanced high-strength steels are used for the weight reduction in the automobile industry. Among them, transformation induced plasticity (TRIP) steel has received great attention due to its excellent combination of high strength, superior ductility, and good crashworthiness. Although TRIP steel has an excellent stretch-formability and good deep drawability, its stretch-flangeability estimated as hole expansion ratio (HER) is frequently a critical property to avoid fractures in actual parts forming. It is reported that cracks are readily generated and propagated at the edges of the TRIP steel sheets during cold-pressing due to the low stretch-flangeability. It is also known that the stretch-flangeability of TRIP steel is generally affected by several microstructural factors including grain size of the constituent phases and stability of retained austenite. Nevertheless, the effects of alloying elements on the stretch-flangeability of TRIP steel are not clear, and there have been little investigations on this point.

In this study, the effects of the alloying elements (Al, Nb) on the stretch-flangeability of the 790 MPa grade TRIP steel were principally investigated. Three steels were prepared; S steel with Mn and Si, SA steel in which a part of Si was substituted by Al, and SAN steel additionally containing a small amount of Nb. Although the three steels commonly consisted of ferrite, martensite, bainite, and retained austenite, S steel had a higher fraction of martensite compared with SA and SAN steels. The size of martensite was also coarser in S steel. In SAN steel, it was clearly confirmed that the microstructure was considerably refined by Nb addition. Due to these microstructural variations, hole expansion behaviors were significantly different in the three steels. In the case of S steel, plastic deformation was largely concentrated at the ferrite-martensite interface during punching, which

produced a number of coarse voids. During subsequent hole expanding, cracks were rapidly propagated along the existing coarse voids, thereby resulting in the lowest HER. In SA steel, on the other hand, less plastic deformation was applied to the ferrite-martensite interface due to the fine martensite structure and crack propagation path was more winding during hole expanding. As a result, enhanced HER could be obtained. In the case of SAN steel, all constituent phases were considerably refined by Nb addition. Accordingly, the plastic deformation accumulated at the ferrite-martensite interface was the smallest and the crack propagation was considerably sluggish during hole expanding. Consequently, SAN steel showed the highest HER. It is also deduced that the high stability of retained austenite contributed to the enhanced HER of SAN steel.