



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

1GPa급 Q&P 강의 신장플랜지성에 미치는
천공 방법의 영향

Effect of piercing methods on stretch-flangeability
of 1GPa grade quenching & partitioning steel

울산대학교 대학원

첨단소재공학과

김태우

1GPa급 Q&P 강의 신장플랜지성에 미치는
천공 방법의 영향

지도교수 이정구

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함

2022년 2월


울산대학교 대학원


첨단소재공학과

김태우

김태우의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 신 상 용 (인) 

심사위원 권 용 재 (인) 

심사위원 이 정 구 (인) 

울 산 대 학 교 대 학 원

2022년 02월

감사의 글

연구실 생활 4년 동안 세심한 지도와 아낌없는 사랑을 베풀어 주신 이정구 지도교수님께 진심으로 감사드리며, 또한 본 논문이 좋은 결실을 맺을 수 있도록 많은 관심과 애정을 표현해 주신 권용재 교수님, 신상용 교수님께 고개 숙여 감사드립니다.

학부연구생 시절 연구실의 모든 실무교육을 맡아준 서원석, 이건희, 이현욱 선배님들께도 감사드립니다. 그리고 짧게 만났지만 지금까지 멀리서 격려해주고 계시는 한종민, 김지윤, 양시훈, 강명보, 이상훈, 이춘호, 최영식 현중 2기 형들에게도 감사하다는 말을 전합니다. 석사학위과정 중 많은 격려와 조언을 해준 권대현, 엄해원, 김준일, 이훈, 황원구, 백종희, 박수영 선배님들께도 감사드리며, 뒤에서 응원해준 수짱이와 승엽이, 종혁이, 허니주니, 민구형, 기웅이형, 정수형, 재영이에게 고맙다는 말을 전합니다. 또한 어려울 때 서로 힘이 되어준 동기 범수형과 승훈이에게 더 큰 감사를 드립니다.

지난 학창시절동안 든든한 지원군이 되어준 진기형과 상철이, 경훈이, 태현이, 동현이, 첨단소재공학부 14학번 친구들에게도 고맙다는 말을 전하며, 그 외에 많은 분들에게 감사의 뜻을 다 전하지 못하는 것을 안타까운 심정으로 그 고마움을 대신하고자 합니다.

오늘이 있기까지 헌신적인 사랑으로 모자란 아들인 저를 아끼고 걱정하시면서도 저를 믿어 주신 아버님과 어머님께 진심으로 고개숙여 감사드리며, 부모님 사랑합니다. 그리고 늘 저를 걱정하며 철없는 동생을 믿어주고 사랑해준 누나와, 국내 최고 일기관사이신 자형, 그리고 사랑하는 조카 연우에게 고맙다는 말과 함께 사랑한다는 말을 전합니다.

본 논문을 쓰기위해 정말 많은 분들께 많은 도움을 받았습니다. 그 덕분에 대학원 생활을 잘 마무리할 수 있었습니다. 항상 지금처럼 꾸준히 노력하는 모습으로, 앞으로의 제 삶을 이어가겠습니다.

마지막으로 다시 한번 지난 4년 동안 지도해주신 이정구 지도교수님께 감사드립니다.

국문 요약

세계적인 환경규제와 각 국가별 연비규제로 인한 자동차의 경량화 요구가 꾸준히 증가하고 있다. 자동차의 경량화를 위해 경량 소재의 적용뿐만 아니라 자동차용 철강소재의 고강도를 통한 경량화가 활발히 진행 중이다. 그 중에서도 Q&P 강은 Quenching and partitioning 공정을 적용하여 높은 항복강도와 우수한 인성을 가져 차세대 자동차용 고강도 강재로 주목받고 있다. 하지만 Q&P 강의 고강도가 진행됨에 따라 낮은 신장플랜지성에 의한 가공 균열 문제점이 보고되면서 성형성을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있다. 지금까지의 선행 연구에서는 Q&P 강의 신장플랜지성(stretch-flangeability)은 Retained austenite의 안정성에 영향을 받는다고 보고되었지만 최근에는 다상 복합조직의 미세조직학적 영향이 더 크다는 보고도 되고 있다. 이에 미세조직학적 변화에 영향을 주는 근본적인 원인에 대한 의견이 분분한 상태이며 체계적인 연구가 부족한 상태이다.

따라서 본 연구에서는 신장플랜지성에 미치는 미세조직의 영향을 명확하게 알아보기 위하여 구멍 확장시험(hole expansion test)을 진행하고 미세조직 정량화를 통해 변형거동과 파괴거동의 차이를 분석하여 결과적으로 신장플랜지성에 미치는 미세조직의 영향에 대하여 규명하고자 하였다. 그리고 구멍 확장시험을 하기 위하여 천공할 때 일반적으로 punching하여 구멍을 뚫게 되면 재료의 구멍 가장자리 부에는 큰 변형이 가해지게 된다. 반대로 wire cutting하여 구멍을 뚫게 되면 거의 변형을 주지 않아 천공 방법을 달리하여 구멍 가장자리 부에 인가하는 변형 정도에 따른 미세조직 변화를 비교하였다.

Punching한 경우 가공 초기에 이미 공칭 변형을 20% 이상을 받아 Retained austenite 대부분이 Martensite로 변태하고 Ferrite로의 변형 집중을 많이 받은 것을 확인할 수 있었다. 또한 구멍 가장자리에서 공극과 균열 등 결함을 다수 관찰하였다. 따라서 구멍 확장시험을 진행할 때 변형이 집중되어 취약해진 Ferrite를 따라 균열이 급격하게 전파되어 낮은

HER을 가진다. 하지만 wire cutting한 경우 변형을 거의 받지 않은 상태이므로 구멍 가장 자리에서 변형 유기 변태와 공극 및 균열이 관찰되지 않았다. 또한 Ferrite 뿐만 아니라 Bainite와 Tempered martensite에서 함께 변형이 일어나고 구멍 확장 중 가공경화가 일어나면서 Retained austenite는 변형 유기 변태한다. 따라서 비교적 전체적으로 균일하게 변형이 일어나 균열의 blunting이 일어나며 높은 균열 저항성을 보여 높은 HER을 가질 수 있었다.

목차

1	서론.....	11
1.1	연구배경.....	11
1.2	연구목적.....	12
2	이론적 배경.....	14
2.1	Quenching and partitioning steel.....	14
2.1.1	자동차용 강판.....	14
2.1.2	Quenching and partitioning steel의 특징.....	14
2.1.3	제조공정.....	16
2.1.4	변태유기소성(Transformation induced plasticity: TRIP).....	18
2.1.5	Retained austenite 안정성.....	21
2.2	구멍 확장 비.....	23
2.3	구멍 확장 비에 영향을 미치는 인자.....	25
3	실험 방법.....	27
3.1	실험 재료.....	27
3.2	천공 방법.....	27
3.3	미세조직 관찰.....	29
3.4	경도 시험.....	29
3.5	구멍 확장시험 (Hole expansion test: HET).....	31
3.5.1	구멍 확장시험.....	31
3.5.2	구멍 확장 모사 시험.....	31
3.5.3	구멍 확장시험 이후 두께방향 관찰.....	31
3.6	인장 시험.....	33

3.6.1	Stepwise 인장 시험.....	33
3.6.2	In-situ 인장 시험.....	33
4	실험 결과.....	35
4.1	미세조직 분석.....	35
4.2	구멍 확장시험.....	39
4.3	천공 이후 구멍 가장자리 관찰.....	42
4.4	경도 분석.....	45
4.4.1	비커스 경도 시험.....	46
4.4.1.1	가장자리에 미치는 변형 정도 (구멍 확장 이전).....	46
4.4.1.2	가장자리에 미치는 변형 정도 (구멍 확장 이후).....	48
4.4.2	나노 압입 시험.....	50
4.5	인장 시험.....	52
4.5.1	Stepwise 인장 시험.....	52
4.5.2	In-situ 인장 시험.....	54
5	고찰.....	56
5.1	변형 거동.....	56
5.2	파괴거동.....	61
6	결론.....	67
7	참고문헌.....	68

List of Figures

Figure 1-1 Lightweight materials market size across industries, by product in 2010 and 2030	13
Figure 2-1 Summary of tensile strength and tensile elongation data for various classes of conventional and advanced high strength sheet steels[2].....	15
Figure 2-2 Car body construction and high-strength steel content[1].....	15
Figure 2-3 Schematic thermal cycle of the combined intercritical annealing + Q&P process[4]	17
Figure 2-4 Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation from austenite	19
Figure 2-5 (a), (b) microstructure of the QP-I sample; (c), (d) microstructure of the QP-A sample[3].....	20
Figure 2-6 (a) Carbon content of Retained austenite transformed at each strain region and (b) SEM micrograph illustrating partial transformation of lath-shaped austenite.....	22
Figure 2-7 Formability in press forming of sheet steels.....	24
Figure 2-8 Fracture on flange after stretch bending	24
Figure 2-9 Various punch geometry for hole expansion test	26
Figure 2-10 Schematic diagram of deformation and necking in (a) uniaxial tensile test: diffuse neck followed by the localized neck, and (b) hole expansion test: no diffuse neck, only localize neck &/ crack propagation	26
Figure 3-1 Schematic illustration of (a) punching, and (b) wire cutting	28
Figure 3-2 Vickers hardness test location for piercing edge.....	30
Figure 3-3 Nanoindentation test.....	30
Figure 3-4 Hole expansion simulation test.....	32
Figure 3-5 Specimens for notched In-situ tensile test	34
Figure 4-1 Microstructure images of Q&P steel	37
Figure 4-2 Volume fraction and grain size of Q&P steel.....	38
Figure 4-3 Load-Displacement curves for simulated hole expansion test.....	40
Figure 4-4 Schematic illustration for deformation of wire cut piercing edge	40
Figure 4-5 SEM images for thickness direction after hole expansion test	41
Figure 4-6 SEM image for defect observation after punching (a) cross section, (b) defects on edge, (c) defects on inner	43
Figure 4-7 SEM image for defect observation after wire cutting (a) cross section, (b) defects on edge, (c) defects on inner	44
Figure 4-8 Location for Vickers hardness test.....	45

Figure 4-9 Vickers hardness distribution from hole edge before expansion	47
Figure 4-10 Vickers hardness distribution from hole edge after expansion	49
Figure 4-11 Load-depth curves of Q&P steels after nano indentation test.....	51
Figure 4-12 Engineering strain – Vickers hardness curve and Volume fraction of Retained austenite.....	53
Figure 4-13 Engineering strain – volume fraction of Retained austenite.....	53
Figure 4-14 Specimen for In-situ tensile test and Displacement-Force curve.....	55
Figure 5-1 Difference of Retained austenite size and volume fraction between 0, 20% strain.....	59
Figure 5-2 Correlation between deformation behavior and Retained austenite during tensile test...	60
Figure 5-3 Displacement-Force curve and SEM images for microstructure during tensile test	64
Figure 5-4 During the HET simulation: (a) the strain and (b) stress triaxiality trend in the hole-edge region according to HERs for CR IF steel[30].....	65
Figure 5-5 Summary for the effect of piercing methods on 1GPa grade Q&P steels on stretch-flangeability.....	66

List of Table

Table 4-1 Nanoindentation hardness for each phase	51
---	----

1 서론

1.1 연구배경

세계적인 환경규제와 각 국가별 연비규제 등의 외부 요인에 의해 자동차의 경량화 요구가 꾸준히 증가하고 있다. 이에 자동차의 경량화를 위해 경량 소재의 적용이 활발하며, 특히 자동차용 철강소재의 고강도를 통한 경량화가 주목받고 있다. 일반적으로 초고강도 강재는 다른 강재보다 높은 강도와 비교적 높은 연신율을 가지는 장점이 있어서 높은 강도와 우수한 성형성을 요구하는 자동차 차체에 많이 적용되고 있다[5]. 자동차 차체는 충돌 시 변형을 통해 에너지를 흡수하여 탑승자를 보호하는 주요 부품이기 때문에 높은 강도를 요구한다. 따라서 현재까지 초고강도 강재의 연구 목표는 대부분 항복강도, 최대인장강도, 연신율 등의 일반적인 기계적 성질에 집중하고 있다. 하지만 차체에 적용하기 위해서는 성형성이 확보되어야 하는데, 신장플랜지성(stretch-flangeability)과 같은 냉간 프레스 성형 특성을 확보하는 것이 매우 중요하다. 균일 연신을 넘어 극한 변형을 수용할 수 있는 수준을 정의하는 신장플랜지성은 가공 시 가공 균열 등의 결함으로 인해 열위해되는 것으로 알려져 있다. 따라서 차체에 적용되는 초고강도 강재의 경우 높은 연신율과 더불어 우수한 신장플랜지성을 가져야 한다. 일반적으로 구멍 확장비(hole expansion ratio, HER)은 신장플랜지성을 가장 잘 나타내는 지표로써 알려져 있다[6-8].

자동차 산업계에서는 이상조직(dual phase, DP)강[9]이나 변태유기소성강(transformation induced plasticity, TRIP)강[10]만큼 고강도 대비 기계적 성질이 우수하면서도 원가경쟁력도 갖춘 Quenching and partitioning(Q&P)강[11]이 3세대 초고강도 강종으로 개발되고 있다. Q&P강은 C-Si-Mn과 C-Si-Mn-Al계 조성의 강재를 Q&P 열처리하여 제조한 강재를 말하며 높은 항복강도와 우수한 인성을 가져 차세대 초고강도 강재로 주목받고 있다. 하지만 Q&P강을 포함한 자동차용 강재의 고강도화가 진행됨에 따라 낮은 신장플랜지성에 의한

가공 균열 문제점이 보고되면서 성형성을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있다[12-14].

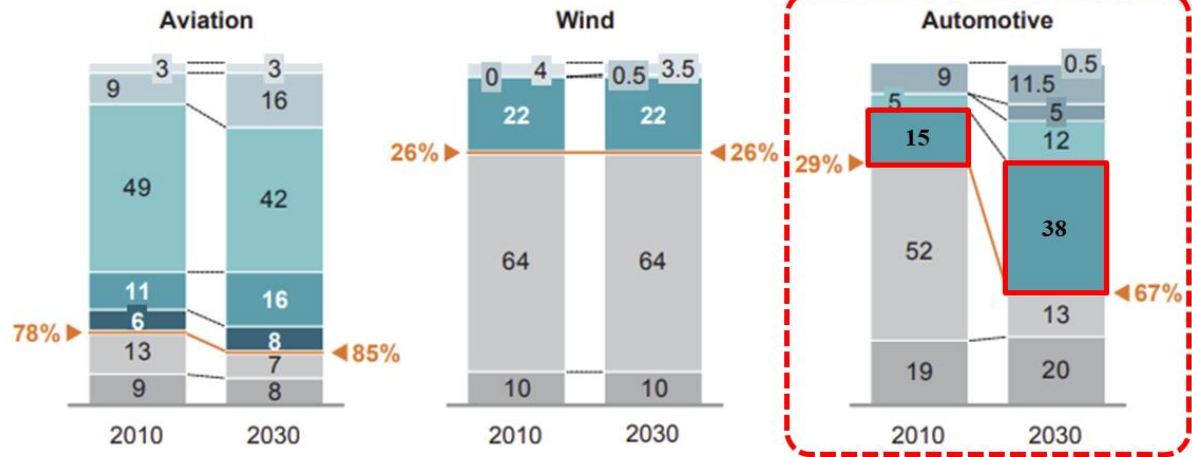
1.2 연구목적

본 연구에서는 이상영역 어닐링(intercritical annealing)한 Q&P강판을 이용하여 구멍 확장시험을 진행하였다. 그리고 구멍 가장자리 주변에 변형과 결함 등의 미세조직학적 차이를 가질 수 있도록 천공 방법을 두 가지로 구분했으며, 미세조직에 따른 변형거동과 균열개시 및 균열전파 거동의 차이를 분석하고자 하였다. 결과적으로 1GPa급 Q&P 강판에 있어서 신장플랜지성을 결정하는 주요 인자에 대하여 고찰하였고, 천공 방법과의 상관관계를 제시하는 것을 목표로 하였다.

Material split
Percent

xx% ▶ Lightweight share¹

- Glass fiber
- Carbon fiber
- Plastics
- Magnesium
- Aluminum
- HSS²
- Other light metals
- Steel (< 550 MPa)
- Other nonlightweight³



1 HSS, aluminum, magnesium, plastics (beyond current use), glass/carbon fiber
 2 High-strength steel (> 550 MPa)
 3 Mainly other metals, glass, fluids, interior parts for automotive, etc.

Figure 1-1 Lightweight materials market size across industries, by product in 2010 and 2030

2 이론적 배경

2.1 Quenching and partitioning steel

2.1.1 자동차용 강판

최근 환경규제와 안전성 요구 등으로 자동차 경량화의 필요성이 부각되고 있어 세계적으로 차체 경량화를 위한 철강소재의 고강도화가 활발하게 진행되고 있다. 일반적으로 강판의 고강도화는 Ferrite와 같은 연질 상(Soft phase)과 Martensite와 같은 경질 상(Hard phase)을 복합적으로 구성함으로써 가능해지는데, 특히 변태조직 제어를 통해 냉각 중 생성되는 Bainite와 Martensite, 그리고 Retained austenite의 분율 및 분포를 제어하여 강도를 증가시키는 방법도 있다. 현재 연구되고 있는 많은 초고강도 강재 중 Quenching and partitioning(Q&P)강은 다상 복합조직으로 이루어진 강재로, 소재의 강도 증가와 함께 인성을 향상시키고자 했다.

2.1.2 Quenching and partitioning steel의 특징

Q&P 강은 자동차용 3세대 초고강도 강재로 J.G. Speer[11]에 의해 제안되었고, Martensite와 Retained austenite 혼합조직을 가지고 있다. 다양한 초고강도 강재 중 Q&P 강은 Martensite의 높은 강도와 Retained austenite의 연신율을 함께 가질 수 있어 우수한 기계적 성질을 가진다[3]. 특히, Retained austenite가 변형을 받으면 경질의 Martensite로 변태 하면서 강도와 연신율을 증가시키는 변태유기소성의 특성을 가지고 있어[13, 15] 상대적으로 낮은 항복비(Yield ratio)와 높은 변형경화능을 가진다. 이러한 기계적 성질을 통해 높은 가공경화율을 가질 수 있고, 충돌 시 큰 에너지를 흡수할 수 있어 자동차용 초고강도 강종으로 주목받고 있다.

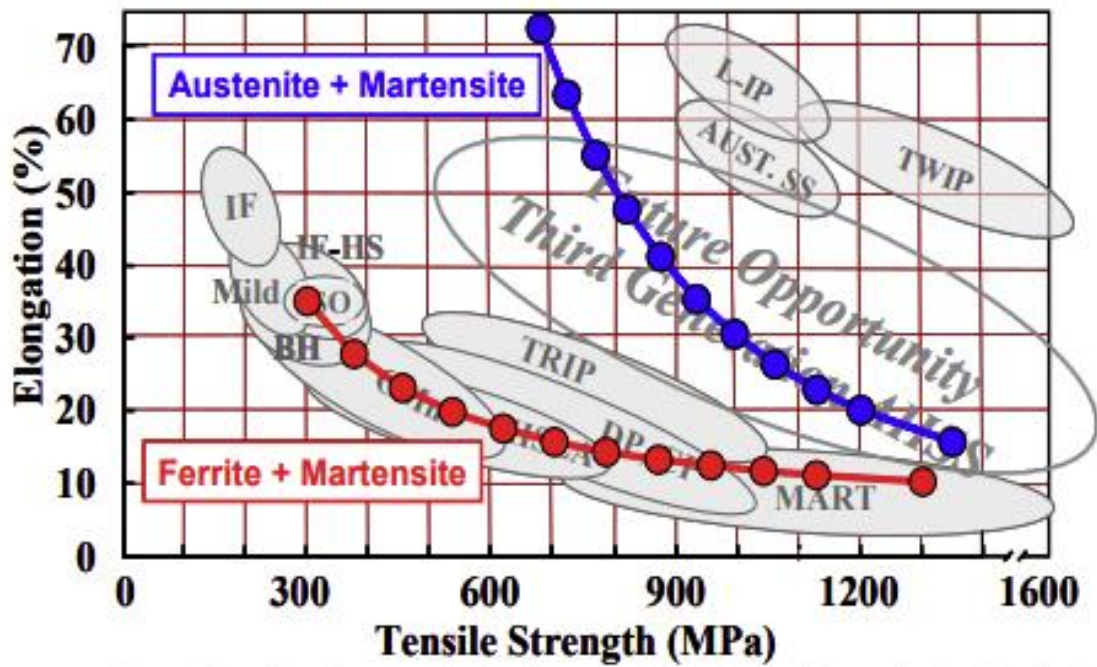


Figure 2-1 Summary of tensile strength and tensile elongation data for various classes of conventional and advanced high strength sheet steels[2]

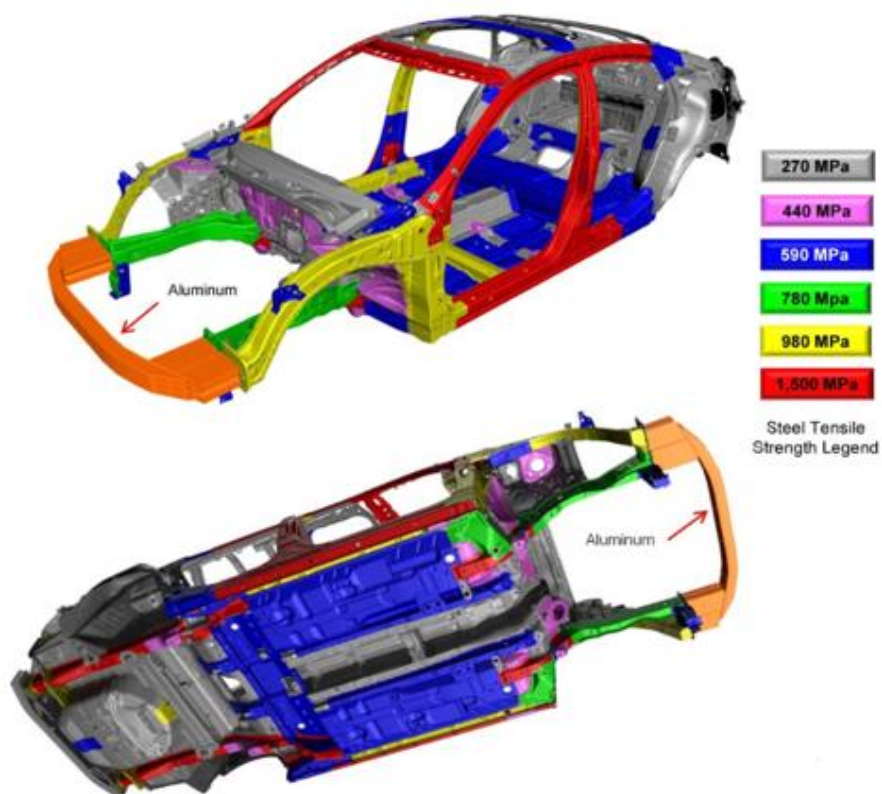


Figure 2-2 Car body construction and high-strength steel content[1]

2.1.3 제조공정

Q&P 강을 제조하는 열처리 방법은 단상영역 어닐링(annealing) 또는 이상영역 어닐링 (intercritical annealing)을 마치고 Ms와 Mf 중간 온도로 냉각하고, 해당 온도보다 조금 높은 온도로 partitioning 후에 급냉하는 열처리한다[11]. 첫 번째로, 어닐링 구간은 적절한 오스테나이트화(austenitizing) 온도를 유지하는 것이 중요하다. Austenitizing 온도가 너무 높다면 모상 Austenite 결정립이 조대화 되어 최종 열처리 이후 재료의 기계적 성질에 좋지 않은 영향을 줄 수 있으며[16], 반대로 Austenitizing 온도가 너무 낮다면 기지의 탄소량이 불균일해지고 충분한 Austenitizing 이 일어나지 않을 수 있기 때문이다. 두 번째로, Ms와 Mf 중간 온도로 냉각하는 구간은 Martensite와 Austenite의 분율을 정한다. 이때, 냉각 온도가 높다면 Martensite분율이 너무 적어 partitioning에 필요한 탄소량이 적어서 Austenite를 충분히 안정화시킬 탄소가 충분하지 않아 Q&P 효과를 얻을 수 없다. 반대로 냉각 온도가 낮다면 Austenite 분율이 너무 적어 Q&P 효과를 충분히 얻을 수 없다. 마지막으로 partitioning 구간은 Retained austenite를 확보하기 위해 Martensite에서 방출된 탄소가 Austenite로 이동한다. 이때, Austenite의 탄소량이 높아지게 되는데, 여기에서 탄소는 대표적인 Austenite 안정화 원소이므로 재료의 Ms 온도를 낮추게 된다. 따라서, Austenite가 상온까지 잔류 키는 것이 Q&P 열처리의 핵심이라고 할 수 있다.

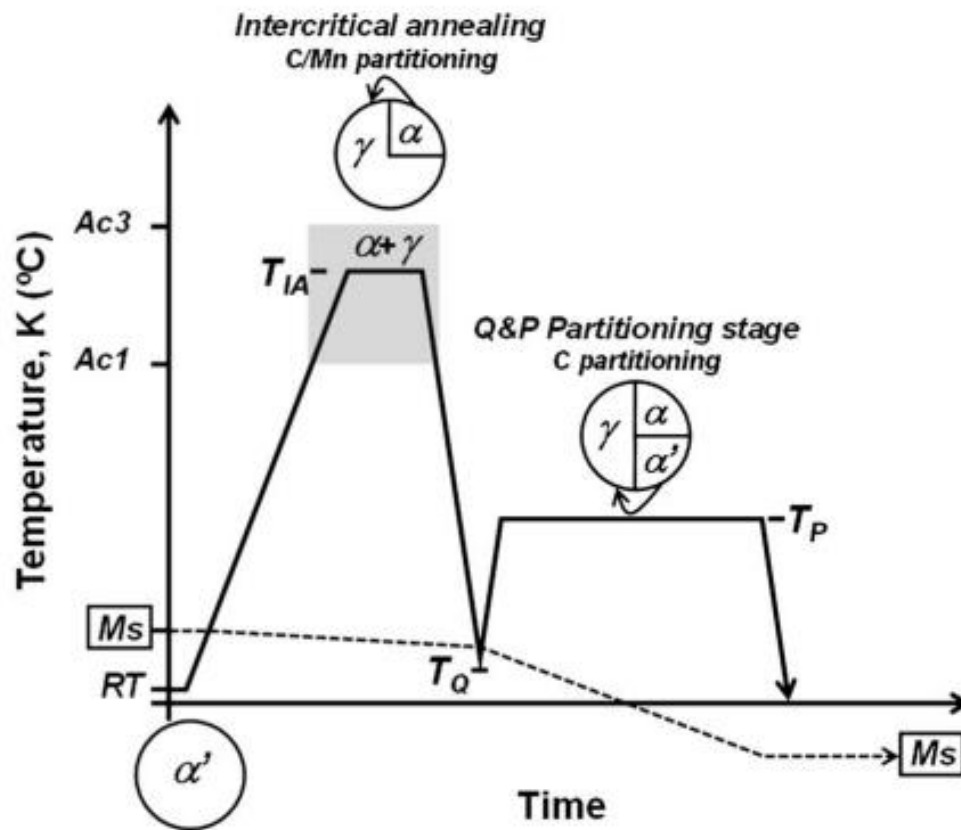


Figure 2-3 Schematic thermal cycle of the combined intercritical annealing + Q&P process[4]

2.1.4 변태유기소성(Transformation induced plasticity: TRIP)

이와 같이 항복강도가 증가하는 이유는 변태유기소성(TRIP) 현상에 기인한다. TRIP 현상은 외부로부터 기계적 구동력이 부가되면서 Retained austenite가 Martensite로 상변태하는 것을 말한다. Figure 2-4에 Austenite와 Martensite의 온도에 따른 자유에너지 변화를 도식적으로 나타내었다. T_0 보다 높은 온도에서는 Austenite가 안정하지만, 확산을 억제하기 위하여 빠르게 냉각하면 T_0 이하에서는 Martensite의 자유에너지가 Austenite의 자유에너지보다 낮게 되어 결국 Martensite가 안정하게 된다. 여기서 Austenite의 자유에너지와 Martensite의 자유에너지의 차이가 Martensite 변태를 일으키기 위한 구동력이 되고 AB 또는 CD에 해당하는 구간을 말한다. 만약 T_1 에서 Martensite가 열역학적으로 안정하지만, 외부로부터 응력을 가하여 AB와 같은 크기의 구동력이 작용한다면 Martensite 변태가 일어나게 된다. 이것을 기계적 구동력(mechanical driving force)라고 한다. 특히, 소성변형에 의해 재료 내부의 새로운 장소에서 핵생성이 일어나 변태되면 변형 유기 변태(strain-induced transformation)라 한다. 상온에서 존재하는 Retained austenite가 TRIP 현상에 의해 Martensite로 변태되면, 다른 강화법과 다르게 연성을 유지하면서 강도를 향상할 수 있다는 특징이 있기 때문에 고강도와 고연성을 필요로 하는 자동차업계를 중심으로 주목받고 있다[17].

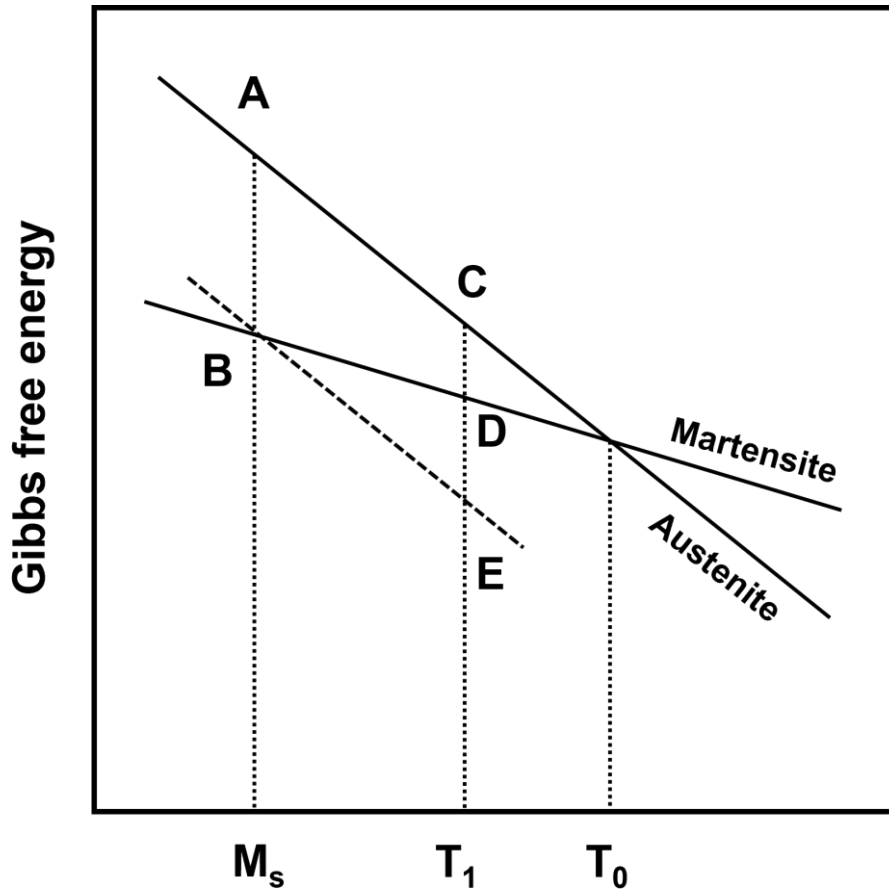


Figure 2-4 Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation from austenite

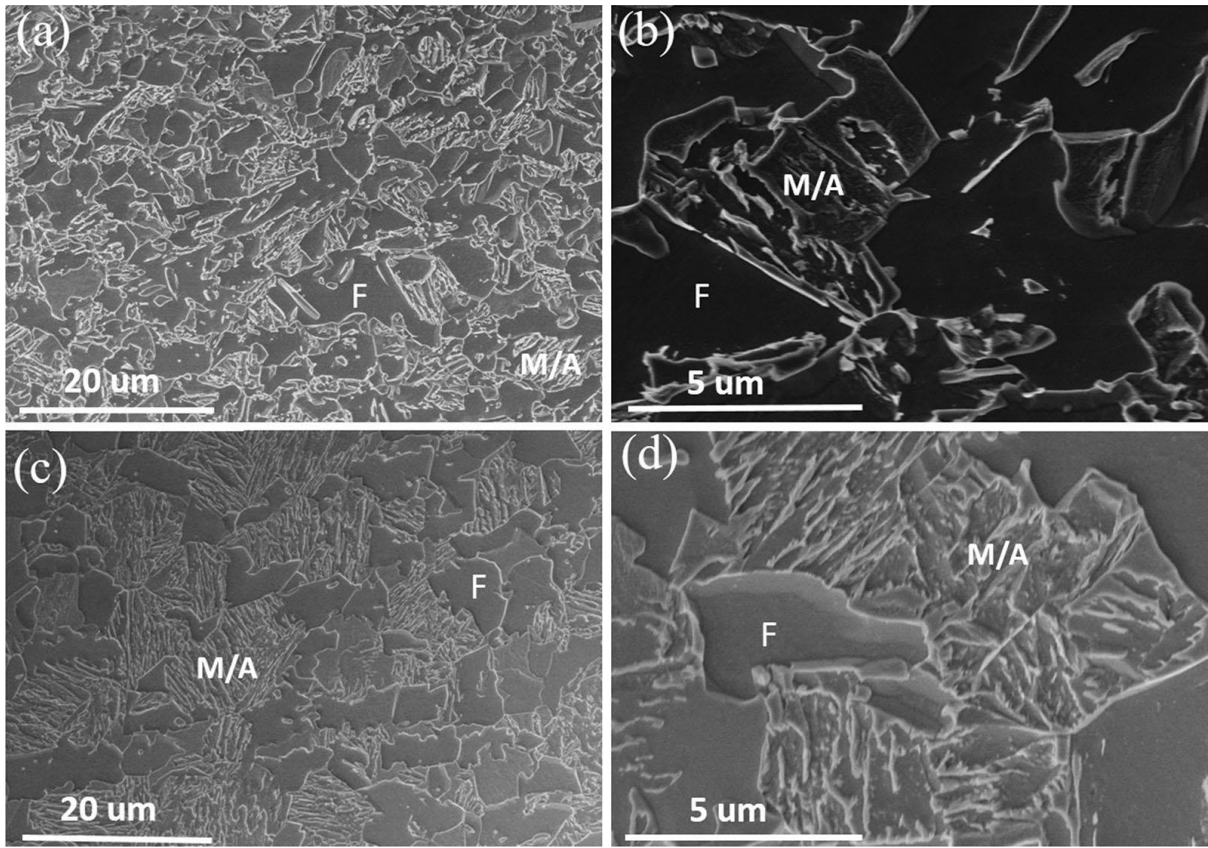


Figure 2-5 (a), (b) microstructure of the QP-I sample; (c), (d) microstructure of the QP-A sample[3]

2.1.5 Retained austenite 안정성

Retained austenite가 변형 중 변형유기상을 생성하면서 연성향상에 기여한다는 연구가 많이 보고되었지만, 최근에는 Retained austenite 미세조직학적 연구가 활발히 진행되면서 Retained austenite의 부피 분율과 크기와 분포[18-20] 등에 따라서 안정도에 기여하는 정도가 달라지는 것으로 보고되고 있다. Murásky[20]는 TRIP이 발생하는 복합조직 강재에서 Retained austenite의 분율뿐만 아니라, Ferrite로 이루어진 기지조직 주변에 크기와 분포, 그리고 형상을 포함한 Retained austenite의 미세조직학적 인자가 Retained austenite의 안정성을 결정짓는다고 설명하고 있다. 그리고 Matsuda[19]는 복합조직 강재에서 TRIP이 발생할 때 Retained austenite의 형상이 상대적으로 lath 할수록 탄소 고용도가 높으면서 동시에 가공경화율이 크며 결론적으로 blocky Retained austenite보다 안정적이라고 설명하고 있다. 특히, Wang[3]은 이상영역에서 열처리한 Q&P강에서 평균 탄소 농도가 높고 Retained austenite 주변에 Martensite의 분율이 클수록 Retained austenite의 안정성을 향상시킨다고 보고하였다. 하지만 Retained austenite가 지나치게 안정하면 변형 중 변태가 일어나지 못하여 강도와 연성 향상에 기여하지 못하며, 반대로 너무 불안정하면 변형초기에 거의 모든 Retained austenite가 Martensite로 변태하기 때문에 이상조직강과 유사한 기계적 성질을 나타내어 강도는 증가하지만 연성은 오히려 떨어진다. 따라서 적당한 안정도를 갖는 Retained austenite가 연성과 강도 향상에 효과적으로 기여한다고 보고되고 있다[17].

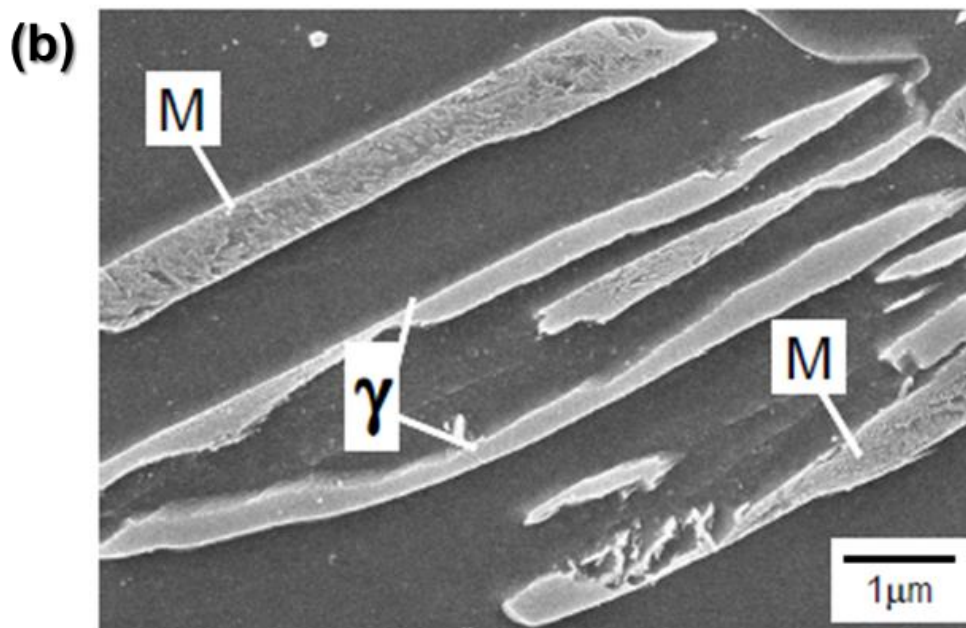
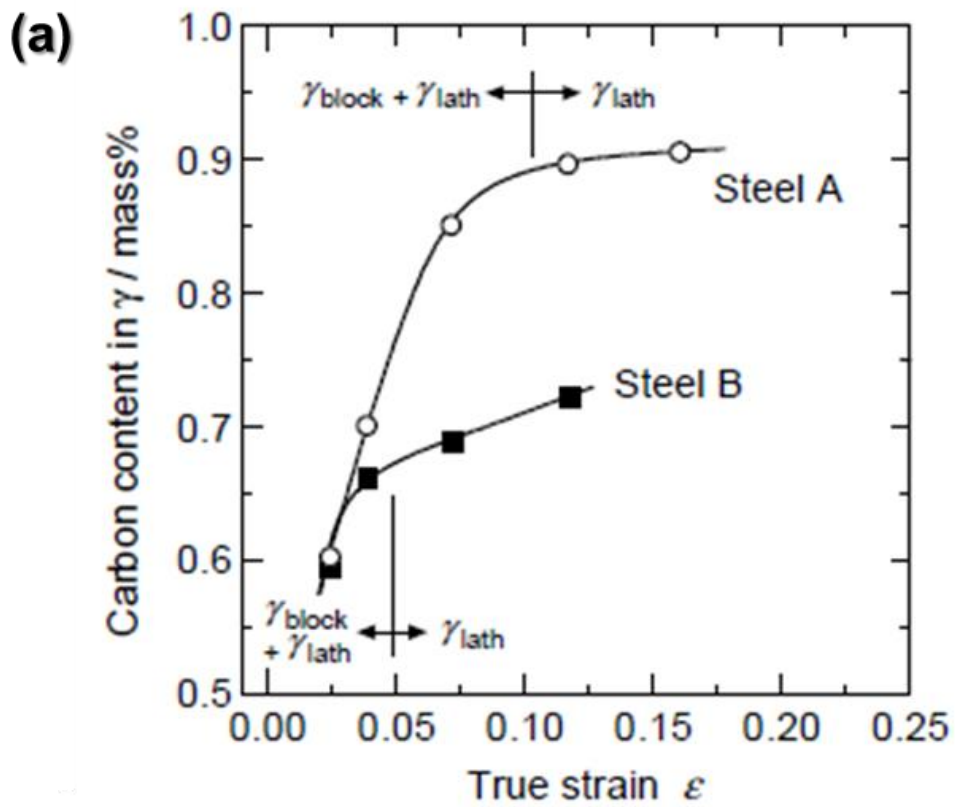


Figure 2-6 (a) Carbon content of Retained austenite transformed at each strain region and (b) SEM micrograph illustrating partial transformation of lath-shaped austenite

2.2 구멍 확장 비

일반적으로 자동차용 강판은 가공 시 가공균열이 발생하지 않는 등 충분한 성형성을 가져야 한다. 일반적으로 상온에서 냉각 프레스 성형을 하게 되고, 성형 방법에 따라 딥 드로잉(deep drawing), 벤딩(bending), 스트레칭(stretching), 신장플랜징(stretch flanging)로 구분한다[8]. 그 중에서 신장 플랜징은 판재를 절단할 때 형성되는 플랜지(flange) 또는 가장자리(edge)에서 낮은 성형성을 가지는 판재의 경우 가공 균열과 파단이 발생한다. 이때 하는 실험을 구멍 확장시험(hole expansion test) 이라 하고, 시험에서 나타난 결과는 구멍 확장비라고 한다.

$$\text{HER}(\%) = \frac{D-D_0}{D_0} \times 100$$

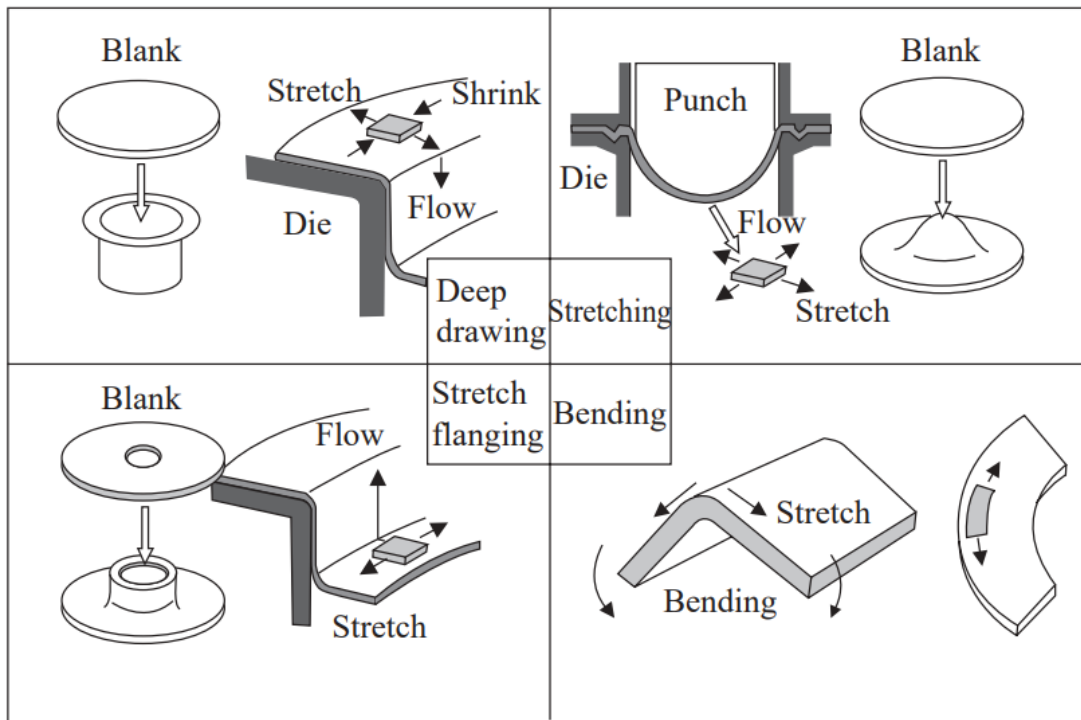


Figure 2-7 Formability in press forming of sheet steels

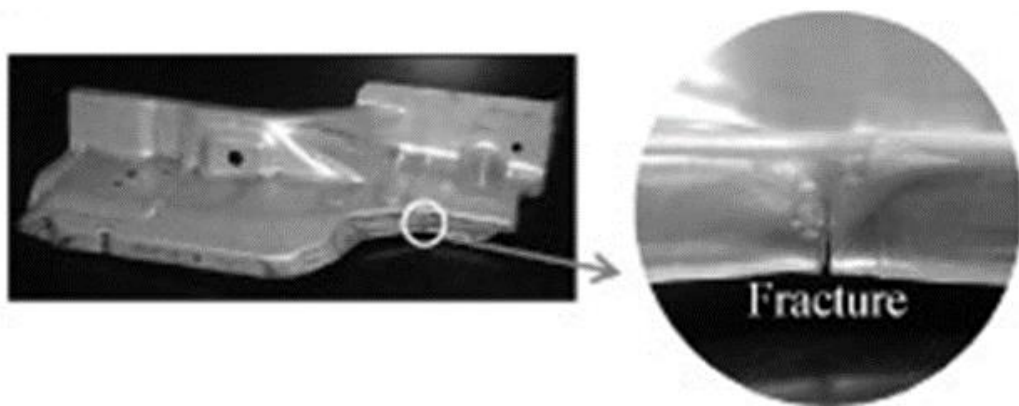


Figure 2-8 Fracture on flange after stretch bending

2.3 구멍 확장 비에 영향을 미치는 인자

구멍 확장시험 시 구멍 가장자리는 일축 인장 응력을 받게 되면서 구멍은 확장되고 구멍 주변의 미세조직이 변형되거나 또는 결함이 발생하면서 관통 균열 발생 시점으로부터 시험을 종료한다. 구멍 확장 비(Hole expansion ratio: HER)은 공구 형상, 천공 방법, 기계적 성질, 그리고 미세조직에 따라 다양하게 나타난다고 보고되고 있다. 공구 형상은 ISO16630에서 제시하고 있는 것처럼 원뿔형, 반구형, 그리고 평면형 등이 있다. 공구의 형상에 따라 구멍 가장자리에 인가하는 변형이 달라지므로 HER에 영향을 주는 주요 인자라고 할 수 있으나, 실제로 가장 많이 사용하고 있는 공구 형상은 60° 원뿔형이다. 따라서 본 연구에서는 주요한 변수로써 고려하지 않았다. 기계적 성질과 미세조직은 HER에 직접적인 영향을 주면서 동시에 상호 관계가 밀접하여 기계적 성질과 미세조직에 따른 HER 상관관계에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 많은 경우 인장강도, 항복강도와 HER은 비례하다고 보고되어 왔지만, 최근에는 미세조직이 다양해지면서 신장플랜지성과 기계적 성질과의 상관관계를 더 이상 단순하게 설명하기 어려워졌다는 연구결과가 보고되고 있다. 따라서 본 연구에서는 신장플랜지성에 영향을 미치는 근본적인원인을 규명하기 위하여 천공 방법에 따라 변화하는 미세조직학적 인자에 집중하였고, 결론적으로 천공 방법이 신장플랜지성에 미치는 영향을 규명하고자 한다.

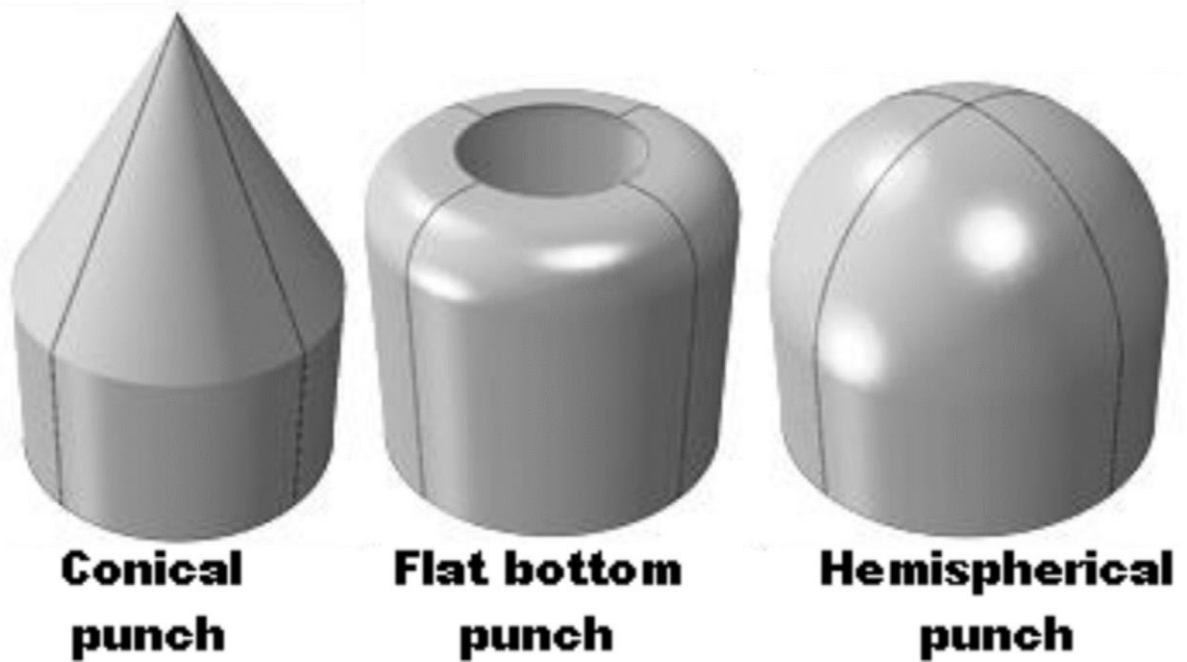


Figure 2-9 Various punch geometry for hole expansion test

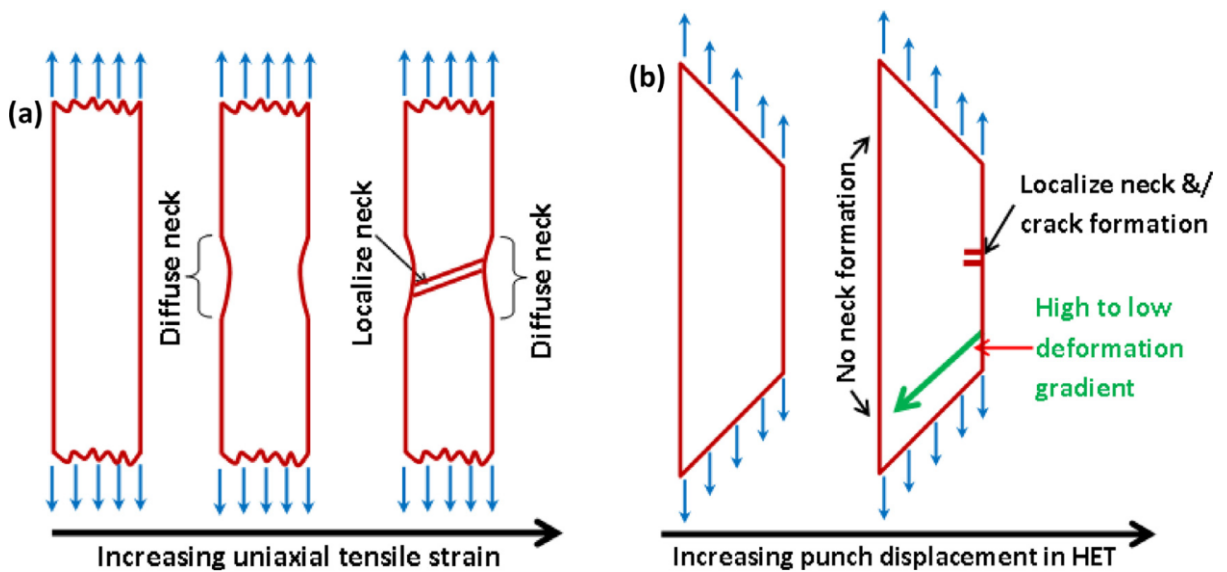


Figure 2-10 Schematic diagram of deformation and necking in (a) uniaxial tensile test: diffuse neck followed by the localized neck, and (b) hole expansion test: no diffuse neck, only localize neck &/ crack propagation

3 실험 방법

3.1 실험 재료

본 연구에서는 인장강도가 약 1GPa급인 강재를 사용하였다. 또한 일반적인 변태유기소성 (TRIP) 강재의 화학적 조성을 가지며, 이상영역 열처리를 포함하는 Q&P 공정을 거쳐 제조하였다. 이번 연구는 현대제철(주)에서 강재를 제공해주어 진행되었다.

3.2 천공 방법

구멍 확장시험을 진행하기 위하여 천공하는 방법을 두 가지로 구분하였다. 일반적으로는 프레스 전단가공하여 절단 판금 가공을 하는데, 전단기(shearing machine)나 금형(die)으로 재료의 파단 강도 이상의 압력을 가하여 잘라내는 방식을 말하며, 펀치(punch) 공구로 펀칭(punching)한다. 생산성이 좋고 가공 후 스크랩(scrap)의 재생으로 재료의 손실이 적어 대량생산을 하는 산업에서 많이 사용하고 있지만, 가공 시 재료에 가해지는 응력이 매우 높고 요철이 심한 파단면이 발생한다는 단점이 있다. 반면, 와이어 커팅 방전가공(wire EDM)은 대조적으로 기계적인 응력을 가하지 않고 가공이 가능하다. 이와 같은 이유로 구멍을 만들 때 재료에 가해지는 응력이 높은 펀칭과 외부 응력이 거의 없는 와이어 커팅으로 구분하였다. 그리고 펀칭한 판재에서 채취한 시험편은 W 시험편, 와이어 커팅으로 가공한 판재에서 채취한 시험편은 W 시험편이라 명명하였다. Figure 3-1를 통하여 각 시험편은 가공 방법에 따라 절단면의 형상이 다름을 확인할 수 있다. 특히 punching을 통해 piercing을 하게 되면 구멍 가장자리 부분이 크게 변형이 일어나게 되며, 파단이 일어난 부분에 Burr가 형성되게 된다. 본 연구에서는 이 변형부를 Shear zone, 마지막에 파단이 일어난 Burr까지 형성되어 있는 영역을 Fracture zone으로 명명하였다.

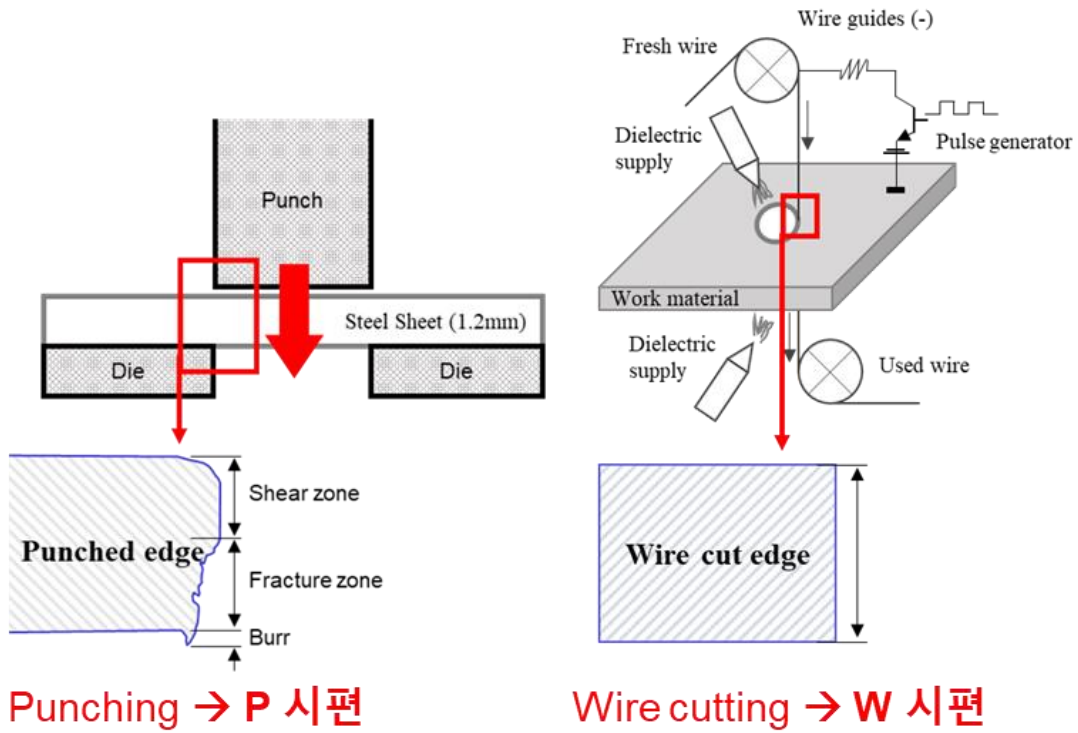


Figure 3-1 Schematic illustration of (a) punching, and (b) wire cutting

3.3 미세조직 관찰

본 연구에서 사용된 강재의 LS방향에 대한 미세조직을 관찰하기 위하여 시험편을 연마하고, 4% Nital 용액(Ethanol 96% + Nitric acid 4%)와 LePera 용액(Na₂S₂O₅ 1% in distilled H₂O + Picric acid 4% in ethanol)으로 에칭한 후 광학현미경(Optical microscopy: OM)과 주사전자현미경(Scanning electron microscopy: SEM)을 통해 미세조직을 관찰하였다. 또한 Image analysis를 통하여 상분율을 정량화 하였다. 그리고 Retained austenite의 경우 더 정확한 결정립 크기와 부피 분율 정량화를 위하여 X선 회절 분석(X-ray diffraction: XRD)과 후방산란전자 회절패턴 분석(Electron back-scattered diffraction: EBSD)을 진행하였다.

3.4 경도 시험

시험편의 경도를 측정하기 위하여 하중 0.3kgf으로 Vickers hardness를 측정하였다. 경도 시험을 측정할 때의 하중은 강재에 포함된 모든 미세조직을 골고루 포함할 수 있도록 충분히 큰 압입자를 가지는지 확인하였고, 시험 시 변형의 영향을 받지 않도록 압입자 크기의 2배 이상의 일정한 간격을 주고 측정하였다. 또한 구멍을 만들고 난 후 가장자리의 가공경화 정도를 알아보기 위하여 가장자리 부를 따라 경도를 측정하였다. Figure 3-2를 통해 piercing 가장자리 부의 경도 측정에 대한 모식도를 나타내었다. 또한 UNIST(Ulsan National Institute of Science and Technology: 울산과학기술원)에서 나노 압입 시험(nanoindentation)을 실시하여 Retained austenite를 포함한 각 상에 대한 경도를 측정하였다.

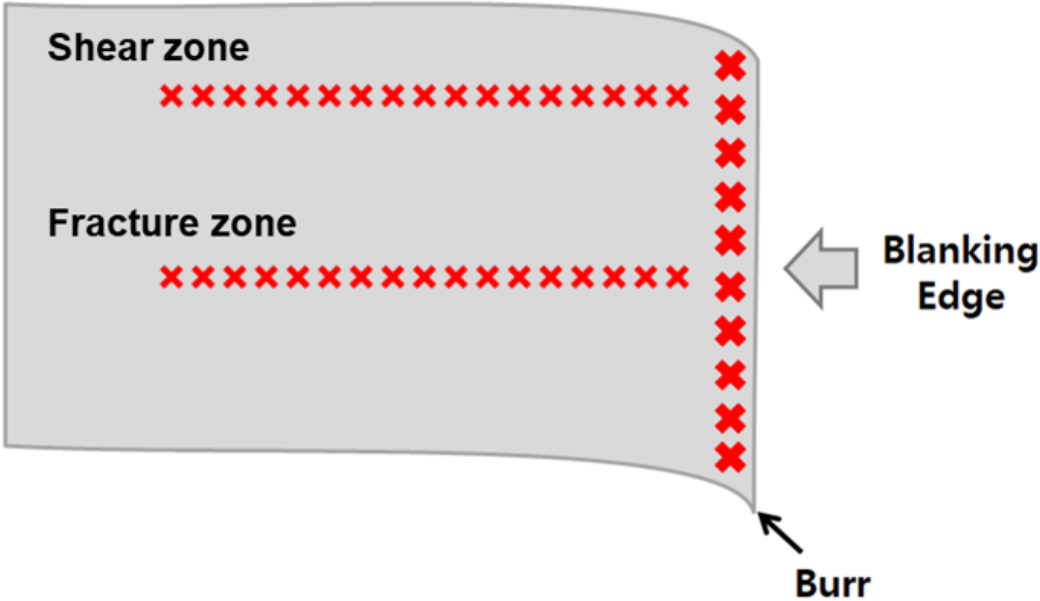


Figure 3-2 Vickers hardness test location for piercing edge

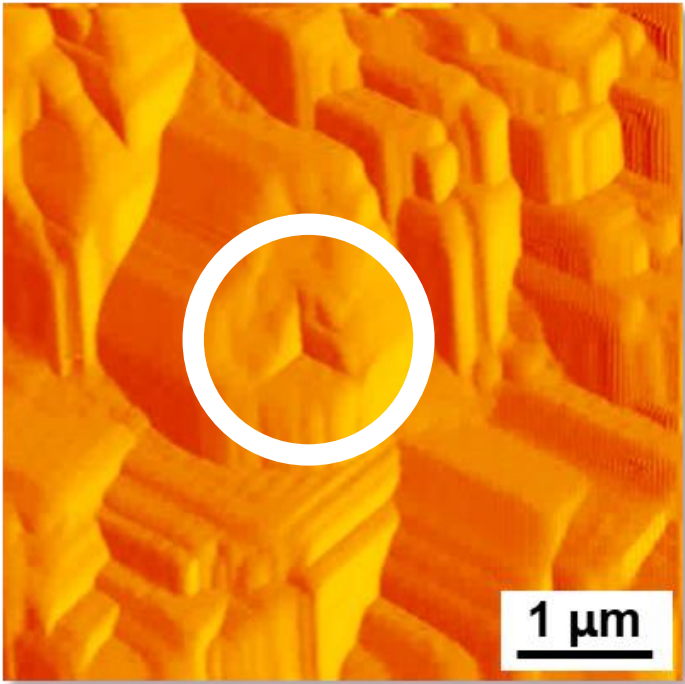


Figure 3-3 Nanoindentation test

3.5 구멍 확장시험 (Hole expansion test: HET)

3.5.1 구멍 확장시험

구멍 확장시험은 ISO16630에 따라 실시하는데, 일반적으로 다이(die)와 원추형 펀치 (conical punch)를 장착하여 Burr 방향은 아래로 하고, 펀치 원추각도(θ)는 60° 로 하여 구멍 확장시험시 펀치 공구 하강 속도는 10mm/min으로 시험을 수행한다. HER은 초기 구멍의 두께 방향으로 관통균열이 생기는 순간을 측정한다.

3.5.2 구멍 확장 모사 시험

만능 시험기를 통해 구멍 확장시험을 모사하였고, 구멍 확장비에 대한 영향을 찾기 위하여 Q&P 강종을 펀칭(W 시편)과 와이어커팅(W 시편)으로 제작하였다. 그리고 W 시편과 W 시편에 대하여 구멍 확장시험을 2회 이상 실시하여 평균값으로 HER을 측정하였다. 구멍 확장시험에서 구멍의 처음 직경은 10mm Φ 로 하고 판재 시험편 크기는 가로 세로 각각 100mm로 하였다. 구멍 확장시험 모사 시험을 진행하여 구멍 확장시험 시 발생하는 하중과 변위를 측정하며 시험을 진행했다. 또한 각 시험편에 대하여 일정 응력마다 정지하며 Macroscopy를 통해 두께방향으로의 사진을 얻으며 시험을 진행하였다.

3.5.3 구멍 확장시험 이후 두께방향 관찰

구멍 확장시험 시 균열의 형성과 전파거동을 거시적으로 관찰하기 위하여 구멍 확장시험 후 두께방향의 파면 관찰을 Macroscopy와 주사전자현미경을 통해 관찰하였다.

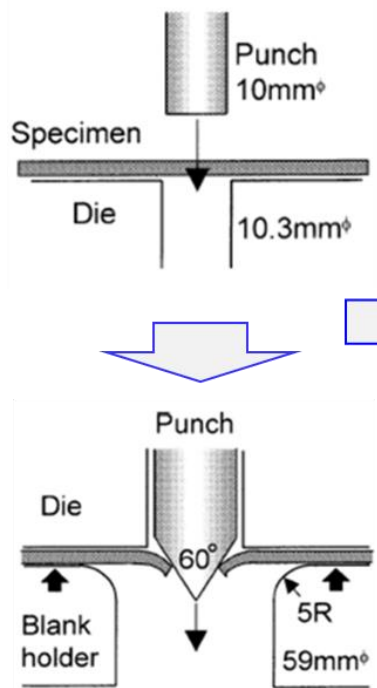


Figure 3-4 Hole expansion simulation test

3.6 인장 시험

3.6.1 Stepwise 인장 시험

Q&P 강에 대한 변형 거동을 살펴보기 위하여 stepwise 인장시험을 실시하였다. Stepwise 인장시험의 시험편의 KS B 0801 규격에서 5호 시험편 규격을 따라 제작하였고, gauge는 폭*길이*두께 길이가 각각 25mm*50mm*1.2mm이다.

또한 시험을 진행하며 Retained austenite의 변화를 확인하기 위해 인장 시험편의 중심부에서 시험편을 채취하고 연마하여 4% Nital 용액으로 에칭한 후 시험을 진행하였다. 또한 시험 후 공칭변형율에 따른 Retained austenite의 분율을 구하기 위해 XRD와 EBSD phase mapping을 진행하였다.

3.6.2 In-situ 인장 시험

Q&P 강에 대한 균열 전파 거동을 자세히 살펴보기 위하여 In-situ 인장시험을 실시하고 Figure 3-5와 같이 시험편을 준비하였다. 시험편에는 와이어 커팅 방전가공으로 정밀한 U 노치를 만든 후 인장시험을 실시하였다. 또한 시험을 진행하며 균열의 생성과 전파 거동을 면밀히 관찰하기 위하여 시험 진행 전 시험편을 연마하고 4% Nital 용액으로 에칭한 후 시험을 진행하였다. 그리고 시험을 진행하는 동안 일정 변위마다 멈추어 SEM을 통해 균열을 관찰하며 진행하였다.

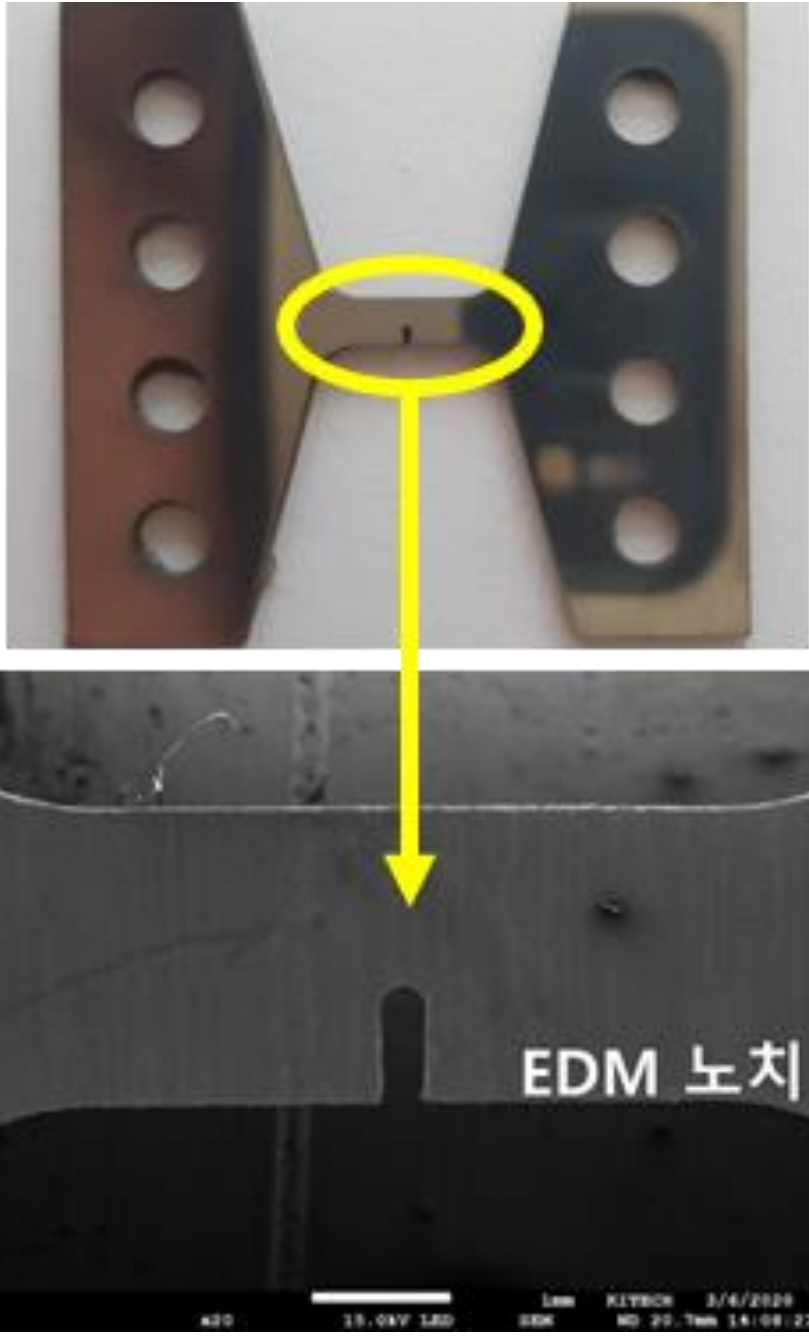


Figure 3-5 Specimens for notched In-situ tensile test

4 실험 결과

4.1 미세조직 분석

Figure 4-1를 통해 Q&P 강에 대한 미세조직을 나타내었다. 미세조직을 관찰하기 위하여 시험편을 LS방향으로 채취하여 연마한 후 에칭 용액을 달리하여 Ferrite와 Retained austenite + Fresh martensite, 그리고 Tempered martensite + Bainite를 구분하였다. 4% Nital 용액으로 에칭을 실시하여 Ferrite와 Tempered martensite + Bainite를 관찰할 수 있었고, LePera 용액으로 Retained austenite + Fresh martensite를 구분하였다. 우선 OM을 이용하여 관찰한 결과를 Figure 4-1 상단에 나타내었다. Ferrite와 Tempered martensite + Bainite, 그리고 Retained austenite + Fresh martensite로 이루어진 다상 복합조직을 가지고 있다. Nital 용액으로 에칭한 결과를 살펴보면 Ferrite 기지와 Tempered martensite + Bainite로 구성된 band structure가 관찰되었다. 압연된 미세조직의 결정입계로부터 Q&P 공정을 통해 Tempered martensite + Bainite 조직이 나타난 것으로 판단하였다. 그리고 Retained austenite와 Fresh martensite는 Lepera 용액으로 에칭한 결과를 통해 관찰하였는데, Pashangeh에 따르면 LePera 에칭을 할 때 다상 복합조직강에서 Ferrite는 dark blue with brown color이고 Retained austenite + Fresh martensite는 bright blue color으로 관찰된다[21].

이러한 미세조직을 좀 더 면밀히 관찰하기 위하여 SEM을 촬영하였고, Figure 4-1에 같이 나타내었다. SEM을 통해 Q&P 강의 미세조직을 관찰하고 결정립 크기(grain size)와 분율(volume fraction)을 정량화하여 Figure 4-2에 나타내었다. Ferrite 분율이 약 39%, Tempered martensite + Bainite 분율이 34%로 비교적 높으며 Fresh martensite 분율이 약 14%, Retained austenite 분율이 약 13%로 비교적 낮았다. Retained austenite의 분율은 XRD 를 통해 정량화하였다[22]. 또한 Ferrite와 Tempered martensite의 경우 대략 $2\mu\text{m}$ 이상의 큰 크기의 결정립 크기를 확인할 수 있었고 Retained austenite + Fresh martensite의 경우 대략 $1\mu\text{m}$ 미만의

작은 크기의 결정립 크기를 확인할 수 있었다. 특히 EBSD phase map을 통해 Retained austenite의 정량화를 하였고 결정립 크기가 약 0.24 μm 임을 확인할 수 있었다.

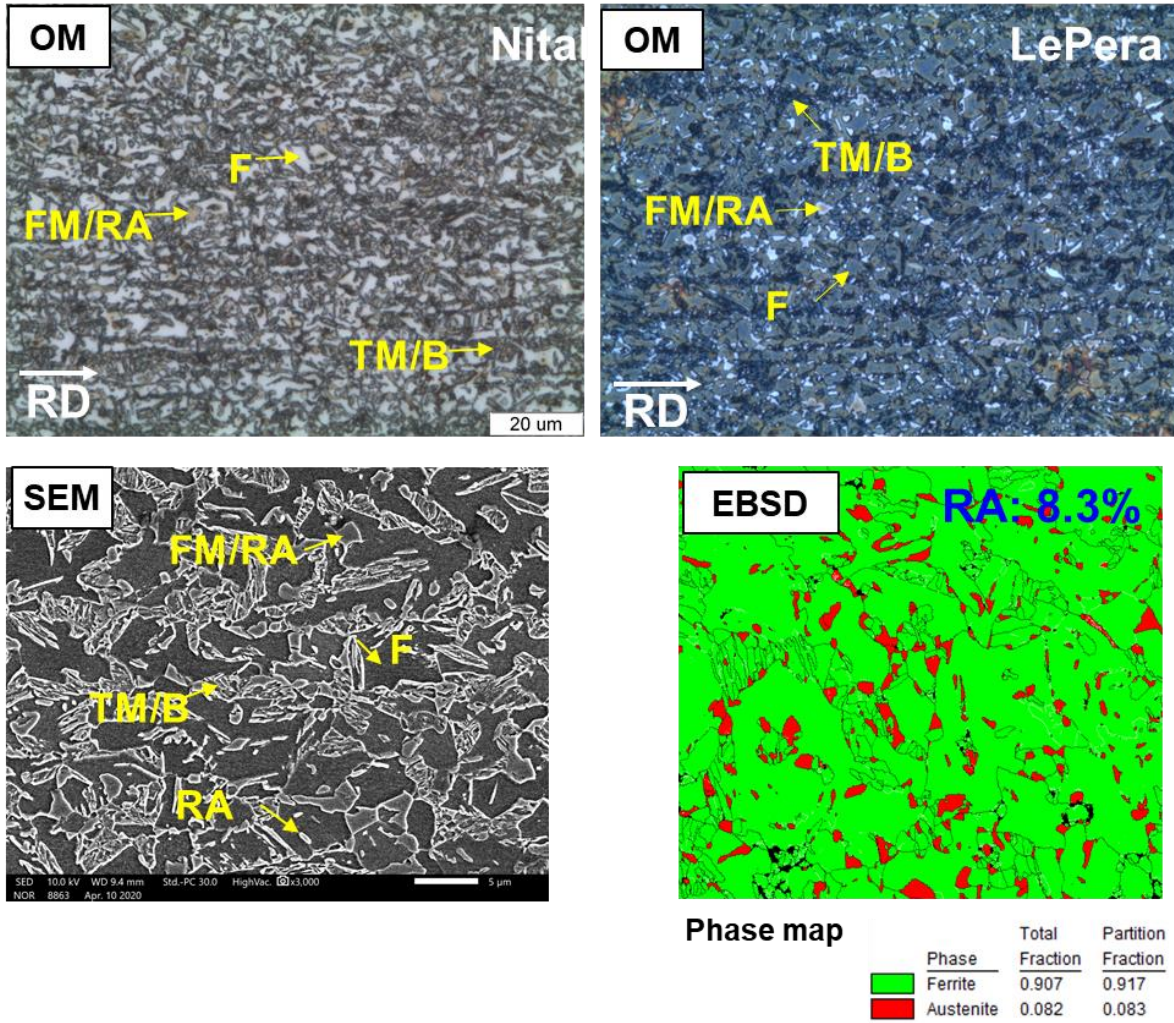


Figure 4-1 Microstructure images of Q&P steel

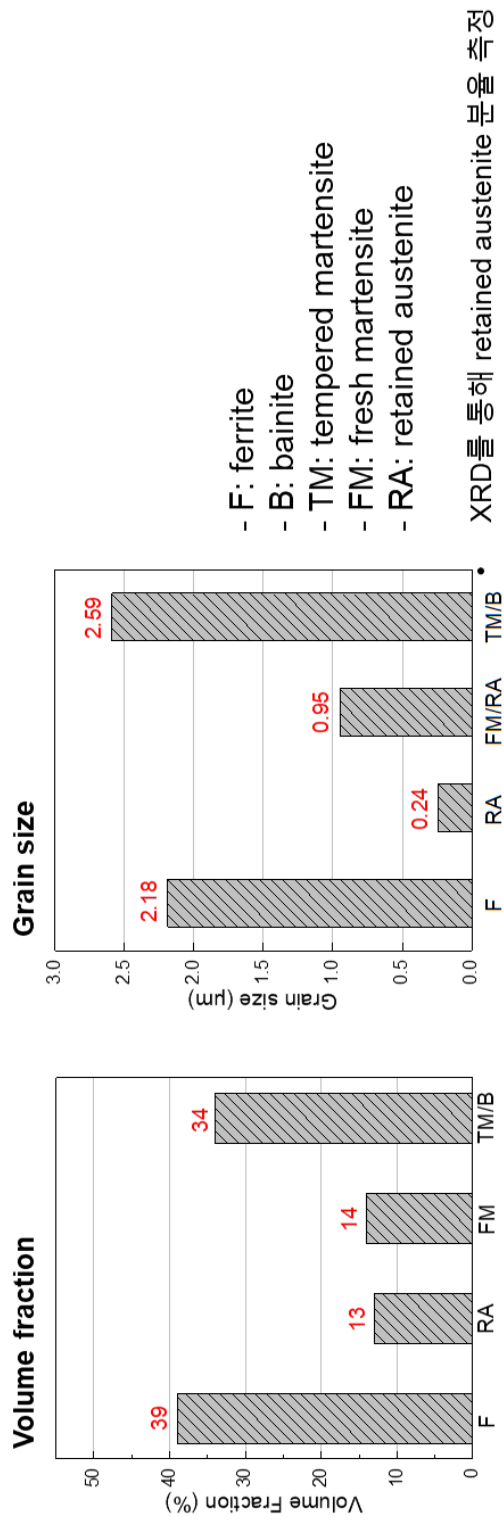


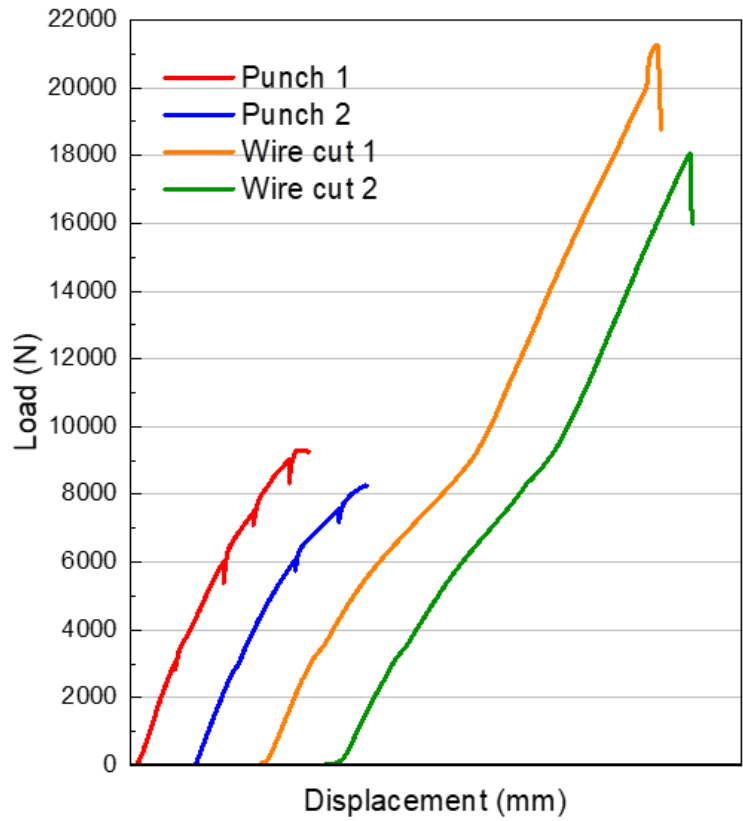
Figure 4-2 Volume fraction and grain size of Q&P steel

4.2 구멍 확장시험

구멍 확장시험을 모사하기 위해 ISO16630에 맞추어 시험을 진행하였고, Figure 4-3를 통해 P 시편과 W 시편에 대하여 구멍 확장시험을 한 결과를 나타내었다. P 시편은 W 시편에 비해 현저하게 낮은 HER을 가지는 것을 확인할 수 있었다. 그리고 P 시편과 W 시편 모두 응력이 증가함에 따라 구멍 주위에 곧바로 직접적으로 변형이 일어나는 것이 아니라 시험편이 펀치 공구에 눌리기 시작하면서 전체적으로 변형이 진행되는 것을 관찰할 수 있었다. 이후 응력을 조금 더 가하면 P 시편은 균열이 빠르게 전파되면서 관통균열이 발생하게 되고 비교적 낮은 HER 18%를 가지게 된다. 반면 W 시편은 대략 8000N 이상의 응력 수준을 받고 난 이후부터 구멍 주변에서 서서히 변형을 하다가 20000N 이상의 응력 수준이 되어야 관통균열이 발생하는 것을 확인할 수 있었다. 즉 균열 개시는 구멍 가장자리에 직접적인 변형이 일어날 때 발생하지만, 균열 전파의 차이에 의해서 서로 다른 균열 저항성을 보인다는 것을 확인할 수 있었다.

또한 Figure 4-5에 구멍 확장시험을 진행한 이후 SEM을 통해 두께방향으로의 관찰을 실시한 결과를 나타내었다. P 시편의 경우 큰 관통균열과 주변에 작은 균열들이 많이 형성된 것을 관찰할 수 있다. 그리고 잔 균열들은 Burr가 존재하는 Fracture zone의 끝부분에서 발생한 것을 확인할 수 있었다. 따라서 끝부분에서 발생한 균열이 구멍 확장시험이 진행됨에 따라 Shear zone으로 진행하여 관통되었다고 판단한다. 또한 punching을 하면서 두께방향으로 Fracture zone에 심한 요철을 형성하게 되는데 이것을 Damage zone이라고 한다. 이와는 대조적으로, W 시편의 경우 큰 관통균열 하나가 형성된 것을 관찰할 수 있다. 또한 Shear zone이나 Fracture zone 또는 Damage zone이 형성되지 않아 균열 전파에 대한 저항성이 P 시편에 비해 상대적으로 균일하며 균열 저항성이 좋다는 것을 거시적으로 판단할 수 있었다.

$$\text{Hole expansion ratio (\%)} = \frac{d-d_0}{d_0} \times 100$$



	P 시편	W 시편
Avg. HER(%)	18	58

Figure 4-3 Load-Displacement curves for simulated hole expansion test

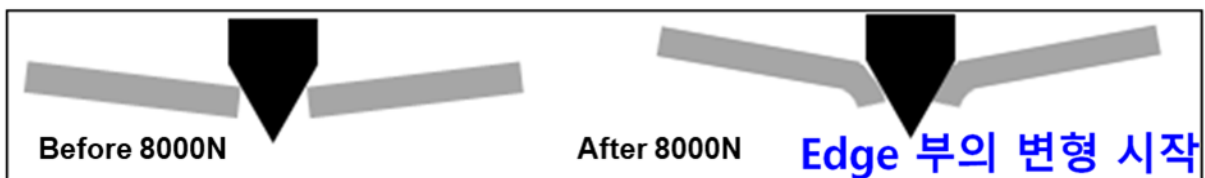


Figure 4-4 Schematic illustration for deformation of wire cut piercing edge

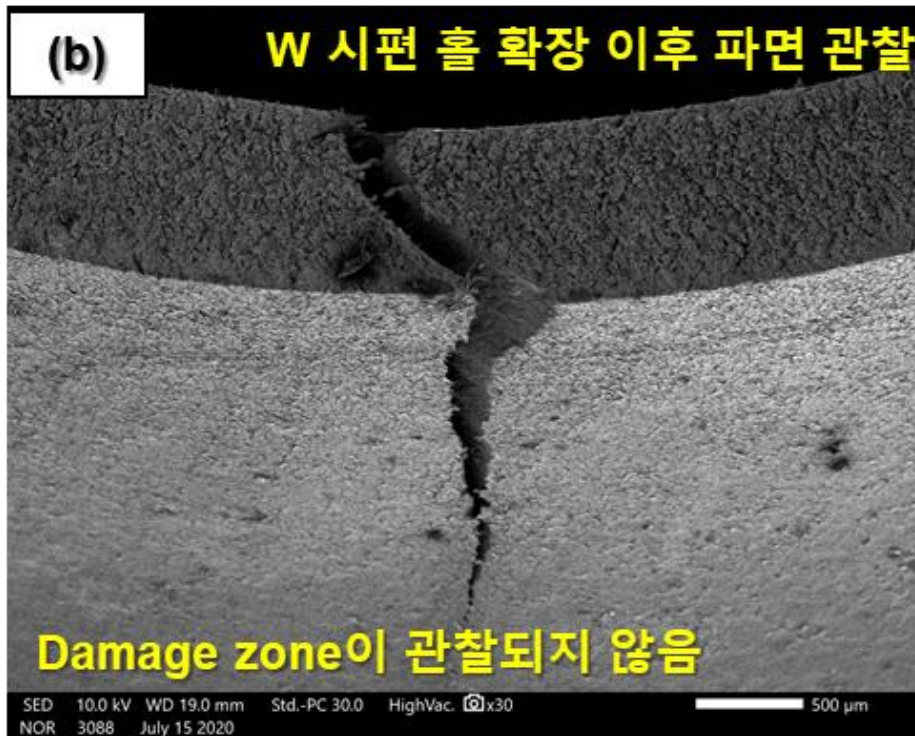
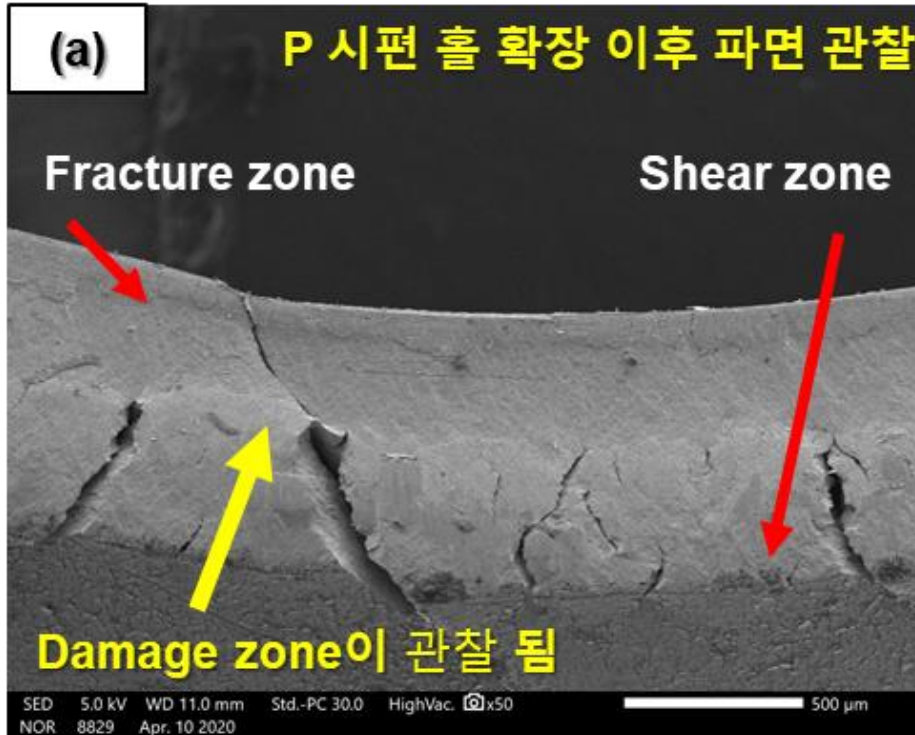


Figure 4-5 SEM images for thickness direction after hole expansion test

4.3 천공 이후 구멍 가장자리 관찰

Figure 4-6와 Figure 4-7을 통해 천공 방법을 구분하여 구멍 가장자리의 파단면을 나타내었다. Figure 4-6은 punching을 통해 천공한 시험편의 파단면을 보여주고 있다. OM image에서는 Shear zone과 Fracture zone, 그리고 Burr가 관찰되고 Shear zone의 길이는 대략 150 μm , 그리고 Fracture zone은 대략 1000 μm 으로 관찰하였다. SEM image에서는 구멍 가장자리 주변에서 5000 배율에서 다수의 공극과 미소 균열을 관찰하였다. 그리고 Figure 4-7은 wire cutting을 통해 천공한 시험편의 파단면을 보여주고 있다. P 시편과는 다르게 구멍 가장자리의 파단면 형상은 상대적으로 매끄럽고 Damage zone이 관찰되지 않는다. SEM image에서도 공극과 미소균열이 거의 관찰되지 않는다.

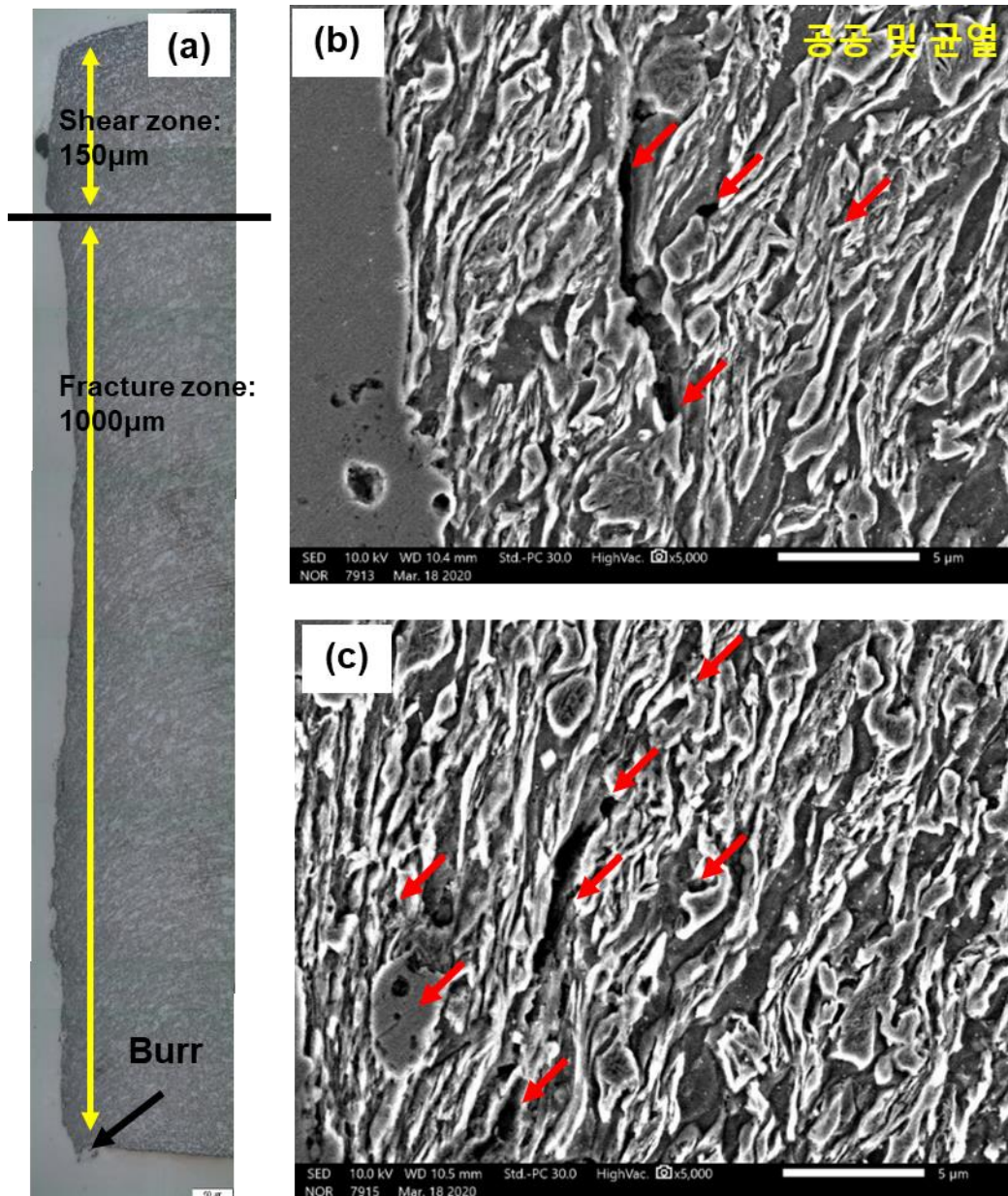


Figure 4-6 SEM image for defect observation after punching (a) cross section, (b) defects on edge, (c) defects on inner

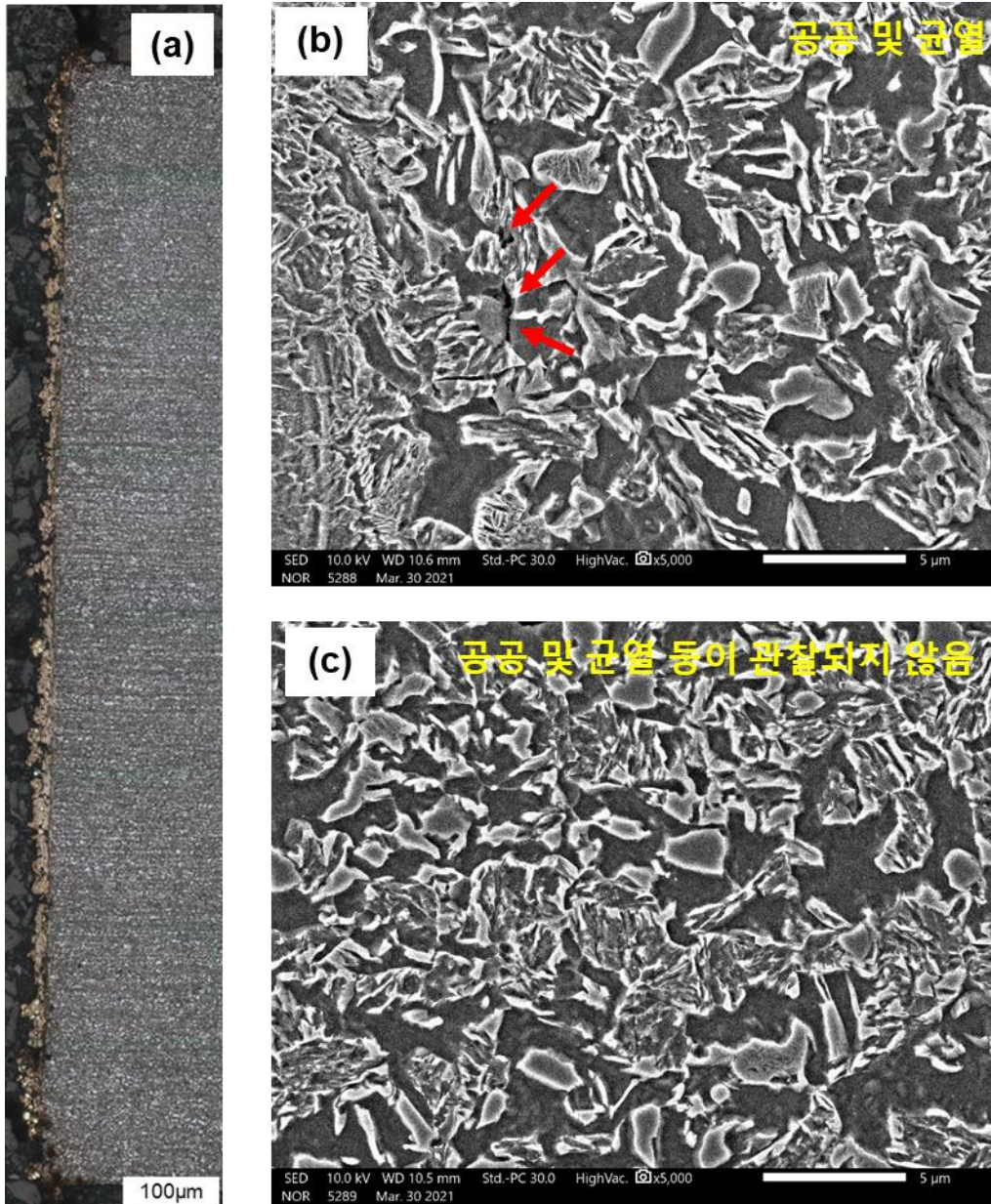


Figure 4-7 SEM image for defect observation after wire cutting (a) cross section, (b) defects on edge, (c) defects on inner

4.4 경도 분석

앞선 구멍 확장시험의 결과가 천공 방법에 따라 극명한 차이를 보인다는 것을 확인하였고, 이에 대한 미세조직학적 원인을 밝히고자 추가 실험을 진행하였다. 비커스 경도 시험은 재료의 표면에서 국부 영역에 대한 소성변형의 저항성을 보여주는데, 가공경화가 일어날수록 전위 집적에 의해 보다 높은 경도를 가진다는 사실을 전제로 P 시편과 W 시편의 구멍 가장자리 영역의 경도 분포를 확인하였다. 아래의 Figure 4-8는 구멍 가장자리 영역에서 경도분포를 보기 위하여 비커스 경도 시험을 실시한 위치를 보여주고 있다.

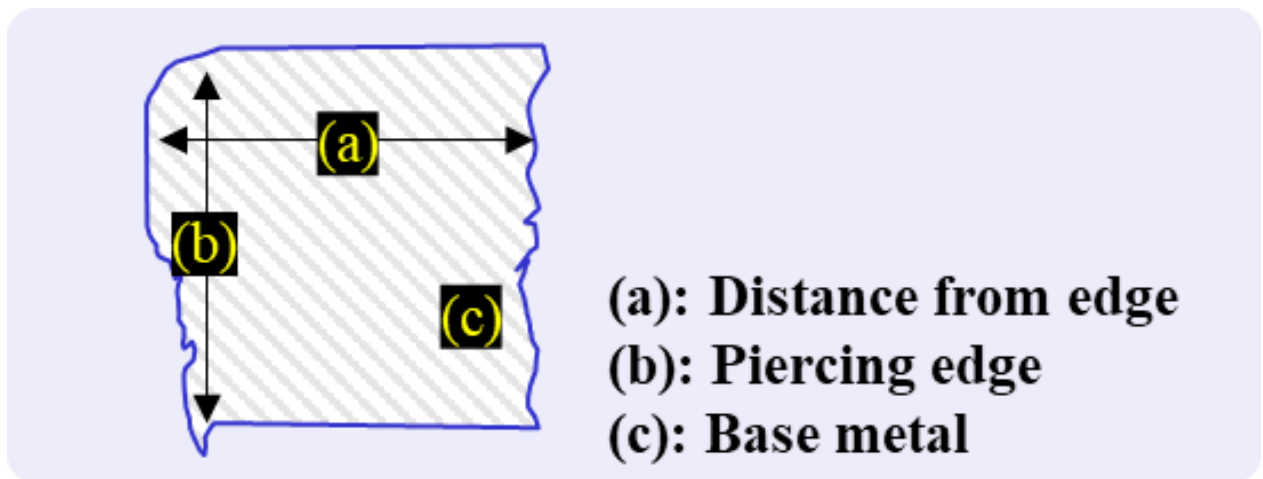


Figure 4-8 Location for Vickers hardness test

4.4.1 비커스 경도 시험

4.4.1.1 가장자리에 미치는 변형 정도 (구멍 확장 이전)

Figure 4-9를 통해 P 시편과 W 시편에 대한 구멍 가장자리로부터 모재 내부 방향으로 실시한 비커스 경도 시험 결과를 나타내었다. 천공을 하고나서 파단면을 같이 보여주고 있으며 경도 시험은 Figure 4-8 (a)를 참고하여 경도 변화를 분석하였다. 또한 Figure 4-8 (b)와 (c)는 각각 천공 가장자리에 근접한 파단면 끝부분과 모재영역이다. P 시편은 모재 평균 경도(316 HV, 0.3kg)에 비해 상당히 많은 양의 변형을 받아 구멍 가장자리 주변의 평균 경도는 446 HV, 0.3kg이었다. 이를 통해 가공경화가 발생하여 전위 집적에 의해 경도가 대폭 증가했다는 것을 알 수 있었다. 반면 W 시편은 모재 평균 경도(316 HV, 0.3kg)과 Figure 4-8 (a) 방향으로의 경도 분포가 대부분 유사한 수준이라는 사실을 확인하였다. 이를 통해 천공 방법이 다르다면 전단 방식에 따라 재료에 미치는 변형 정도가 다르기 때문에 최종적으로 구멍 확장시험 전, 즉 가공 이전 재료에 인가되는 변형량 또는 가공경화가 현저히 다르다는 것을 확인할 수 있었다.

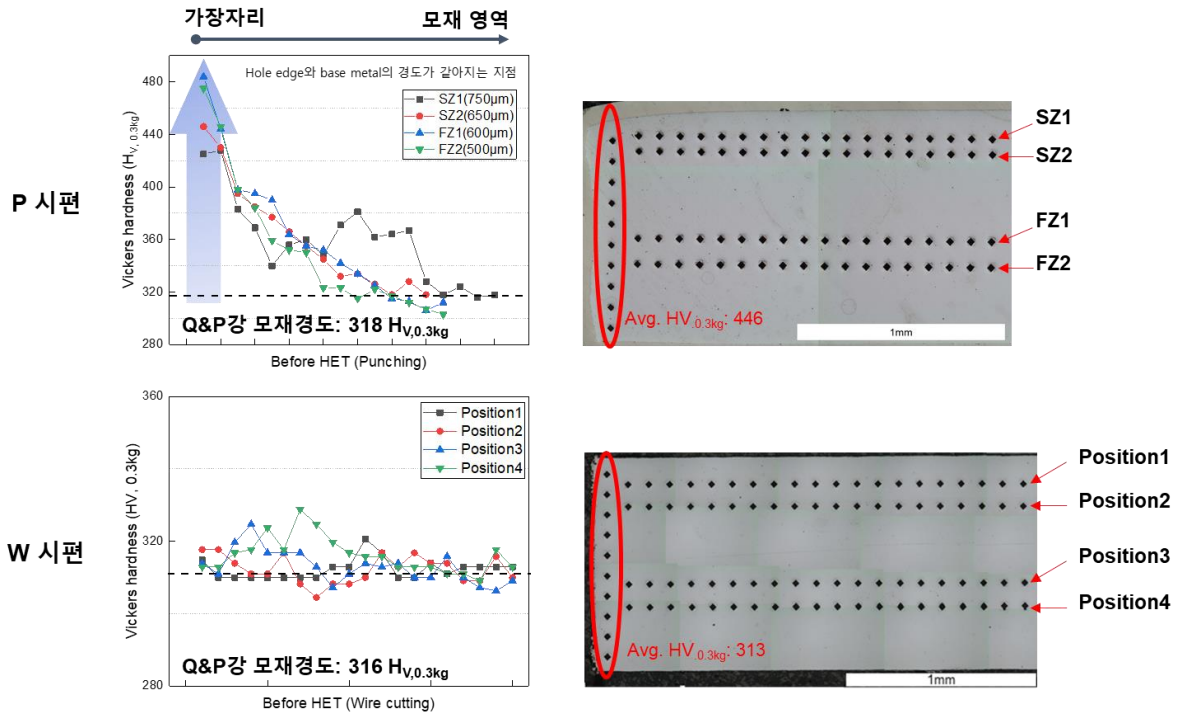


Figure 4-9 Vickers hardness distribution from hole edge before expansion

4.4.1.2 가장자리에 미치는 변형 정도 (구멍 확장 이후)

Figure 4-10를 통해 P 시편과 W 시편에 대한 구멍 가장자리로부터 모재 내부 방향으로 실시한 비커스 경도 시험 결과를 나타내었다. 서로 다른 천공 방법을 가지는 Q&P 강재를 구멍 확장 시험한 이후의 파단면에서 시험편을 채취해 경도 변화를 분석하였다. 시험 방식은 4.4.1.1절과 Figure 4-9에서 설명한 것과 동일하다. 그리고 Figure 4-10에서 Distance from piercing edge-Vickers hardness 선도는 구멍 확장 시험 이전의 평균 경도 분포를 같이 삽입하여 표시했다. P 시편은 구멍 확장 시험 이전과 이후의 경도 분포가 유사하다. 마찬가지로 대략 $450 \text{ H}_{\text{V}, 0.3\text{kg}}$ 수준으로 높은 경도를 가지며, 내부 중심으로 8mm 이상 떨어진 지점에서부터 평균 모재 경도와 동일한 수준의 $318 \text{ H}_{\text{V}, 0.3\text{kg}}$ 를 가지는 것을 확인할 수 있었다. 반면 W 시편은 구멍 확장 이전과 이후의 경도 분포 변화 양상이 극명한 차이를 보여주고 있다. 구멍 확장 이후 경도 분포는 $420 \text{ H}_{\text{V}, 0.3\text{kg}}$ 수준으로부터 점진적으로 감소하면서 6mm 이상 떨어진 지점에서부터 평균 모재 경도와 동일한 수준의 $318 \text{ H}_{\text{V}, 0.3\text{kg}}$ 를 가지는 것을 확인할 수 있다. 그리고 구멍 확장 이전의 경도 분포와 비교하면 구멍 가장자리 주변의 경도 차이가 $100 \text{ H}_{\text{V}, 0.3\text{kg}}$ 이상 나타나며 점진적으로 폭이 감소하는 것을 확인할 수 있다. Figure 4-10에서 붉은색 화살표가 나타내고 있는 폭이 Wire cutting을 하고 나서 구멍 확장 시험을, 즉 가공을 하면서 변형이나 가공경화가 일어날 수 있는 능력을 의미한다고 판단한다. 한편 P 시편과 W 시편에서 구멍 가장자리의 경도 최대값이 불일치하고, 이것은 단순히 구멍 확장 시험 이력을 제외한 다른 인자가 복합적으로 작용했을 것이라고 판단하였다.

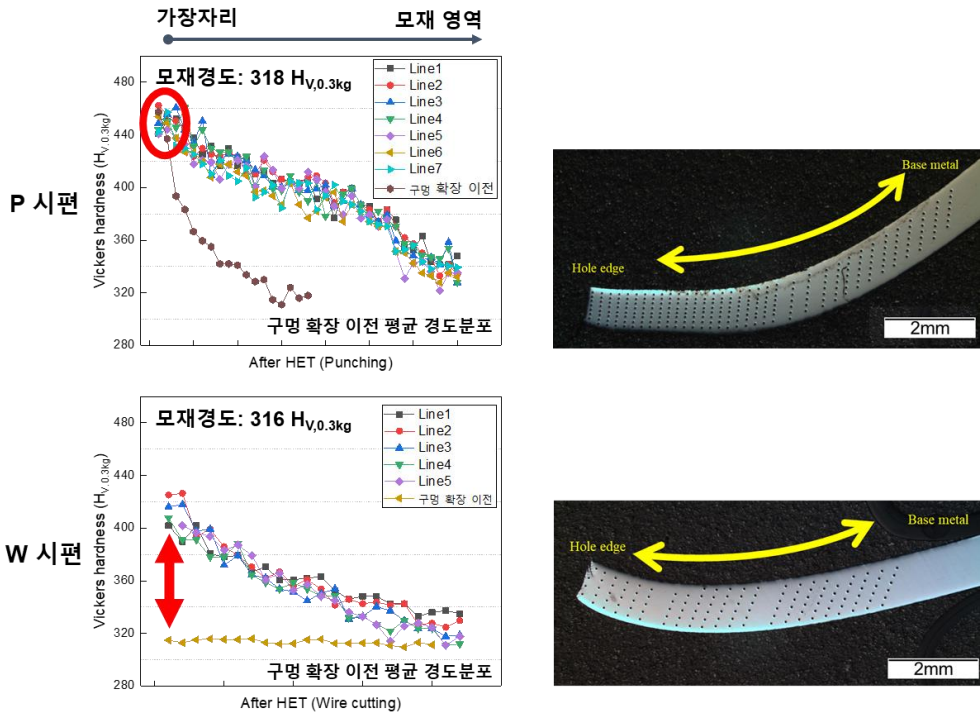


Figure 4-10 Vickers hardness distribution from hole edge after expansion

4.4.2 나노 압입 시험

Figure 4-11를 통해 Q&P강의 나노 압입 시험 결과를 나타내었다. 나노 압입 시험을 통해 각 Phase에 대한 경도를 측정된 결과를 아래의 Table 4-1에 나타내었다. 나노 압입 시험은 UNIST의 도움으로 진행되었다. Ferrite는 비교적 높은 경도를 나타내는 것을 확인할 수 있었다. 하지만 Retained austenite + Fresh martensite는 넓은 범위의 나노 경도 값을 가지는 것을 확인할 수 있으며, 특히 Retained austenite의 변형 유기 변태에 의한 pop-in 현상이 관찰되지 않았다. 이를 통해 Ferrite 내부에 전위량 또는 탄소 농도가 높고, Retained austenite의 안정성이 매우 높다고 판단할 수 있다.

Table 4-1 Nanoindentation hardness for each phase

Q&P	Nanoindentation hardness (GPa)		
	Ferrite	Tempered Martensite + Bainite	Retained austenite + Fresh martensite
	4.34 (±0.33)	5.03 (±0.39)	5.80~10.2

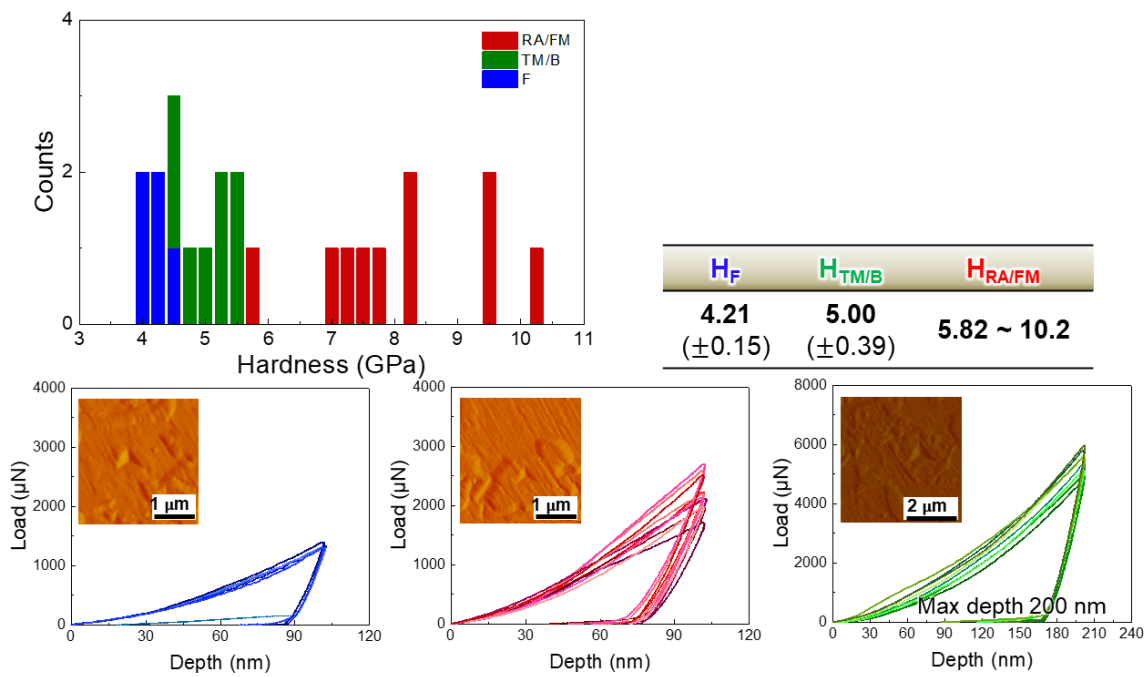


Figure 4-11 Load-depth curves of Q&P steels after nano indentation test

4.5 인장 시험

4.5.1 Stepwise 인장 시험

Figure 4-12를 통해 stepwise 인장 시험 후 공칭 변형율에 따른 Retained austenite 분율의 변화와 평균 경도를 나타내었다. Stepwise 인장시험은 KS B 0801의 5호 시험편 규격을 따라 6장을 따로 준비하여 각각 0%, 5%, 10%, 15%, 20%, 그리고 파단강도 이상의 공칭 변형율을 인가하였다. 그리고 인장 시험편의 중심부에서 10mm*10mm*1.2mm 크기의 시험편을 준비해 각 변형량에 대한 각각의 미세조직을 분석하였다. 우선 Retained austenite의 부피 분율을 정확하게 측정하기 위하여 EBSD와 XRD 분석을 진행하였고 공칭 변형율에 따른 Retained austenite 부피분율 변화가 비슷하지만 각 변형율에서의 분율 값은 큰 차이를 가진다. 따라서 본 연구에서는 EBSD의 공간 분해능(Spatial resolution)의 한계를 보정하기 위해 XRD 결과 값을 토대로 ASTM E975-13을 참고해 계산하였다. 하지만 Retained austenite의 형상을 정확하게 분석하기 위해 EBSD phase map을 활용하였다. 변형량에 따른 평균 경도는 Figure 4-12에 나타내었고, 변형량에 따른 Retained austenite분율 변화는 EBSD phase map과 XRD를 통해 구했고 Figure 4-13에 나타내었다. 변형량이 증가할수록 평균 비커스 경도 값은 증가하는 동시에 Retained austenite 분율이 감소하게 된다. 이것은 TRIP이 발생하며 Retained austenite가 Martensite으로 변형 유기 변태하기 때문이다. 그리고 일정한 변형량을 인가하더라도 변태 하지 않고 잔류하는 Austenite는 평균 크기가 매우 작다는 것을 확인하였다.

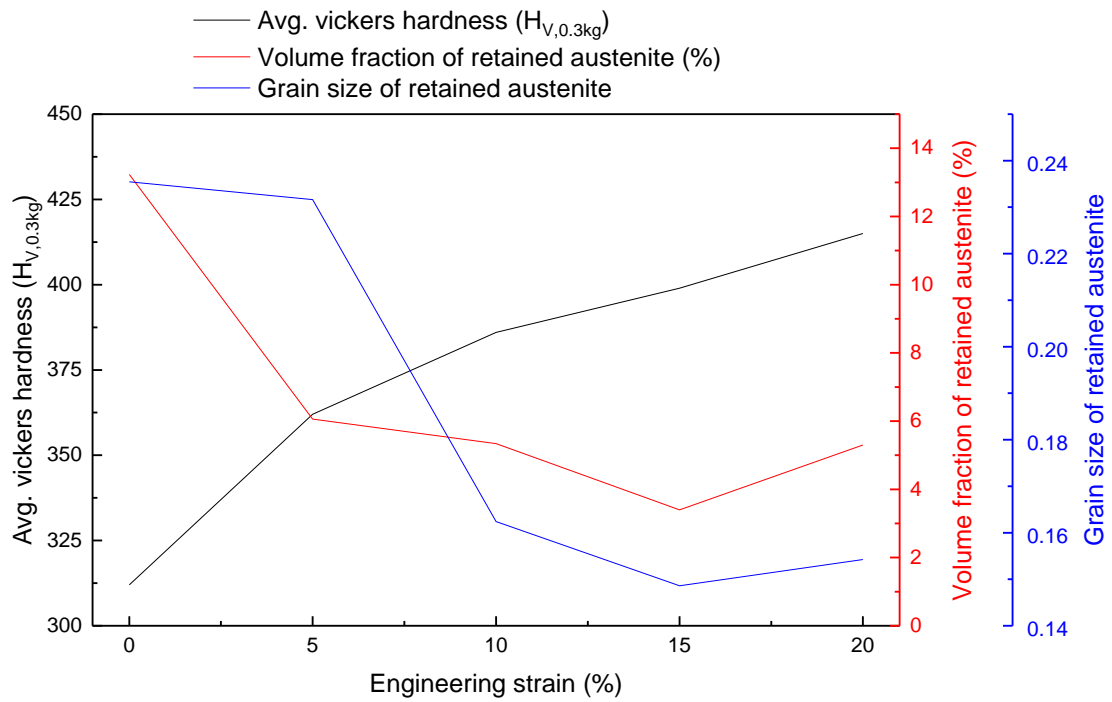


Figure 4-12 Engineering strain – Vickers hardness curve and Volume fraction of Retained austenite

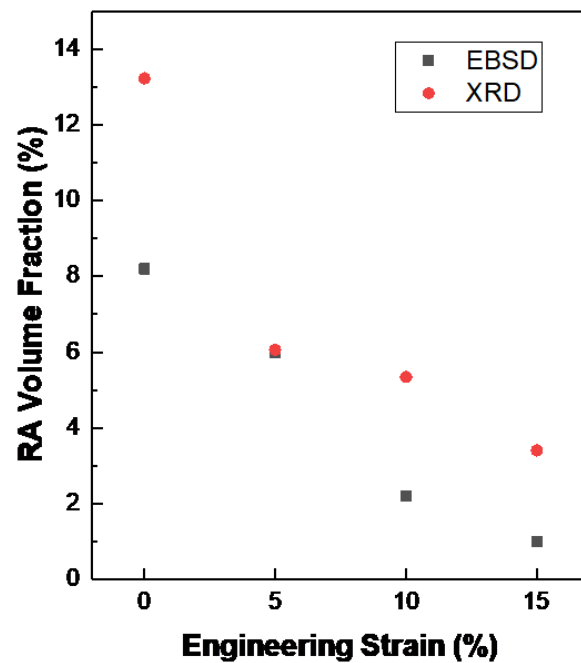


Figure 4-13 Engineering strain – volume fraction of Retained austenite

4.5.2 In-situ 인장 시험

Figure 4-14를 통해 In-situ 인장시험에 사용한 시험편과 그 결과를 나타내었다. In-situ 인장 시험을 실시하여 얻은 Force-Displacement 그래프를 함께 나타내었다. 균열 개시 후 균열 전파 거동을 좀 더 면밀히 살펴보기 위하여 In-situ인장시험을 하는 도중 displacement에 따라 시험을 중지하고 SEM을 통해 균열의 전파를 확인하며 시험을 진행하였다. Figure 4-14의 Force-Displacement 선도에서 Displacement 0mm부터 대략 0.6mm까지 구간에 대한 선도는 변형 거동과 균열 개시가 된 직후를 나타내고 있으며, Displacement 0.6mm 이후의 선도는 균열 전파를 포함한 파괴거동을 나타내고 있다. 또한 Displacement 0.6mm까지의 구간에 대한 Force-Displacement 기울기는 비교적 완만하고, Displacement 0.6mm 이후의 Force-Displacement 기울기는 비교적 가파르기 때문에 변형을 포함한 파괴 거동은 상대적으로 느린 속도로 진행되지만 균열 개시 이후 파괴 거동은 빠르게 진행된다는 사실을 확인할 수 있었다.

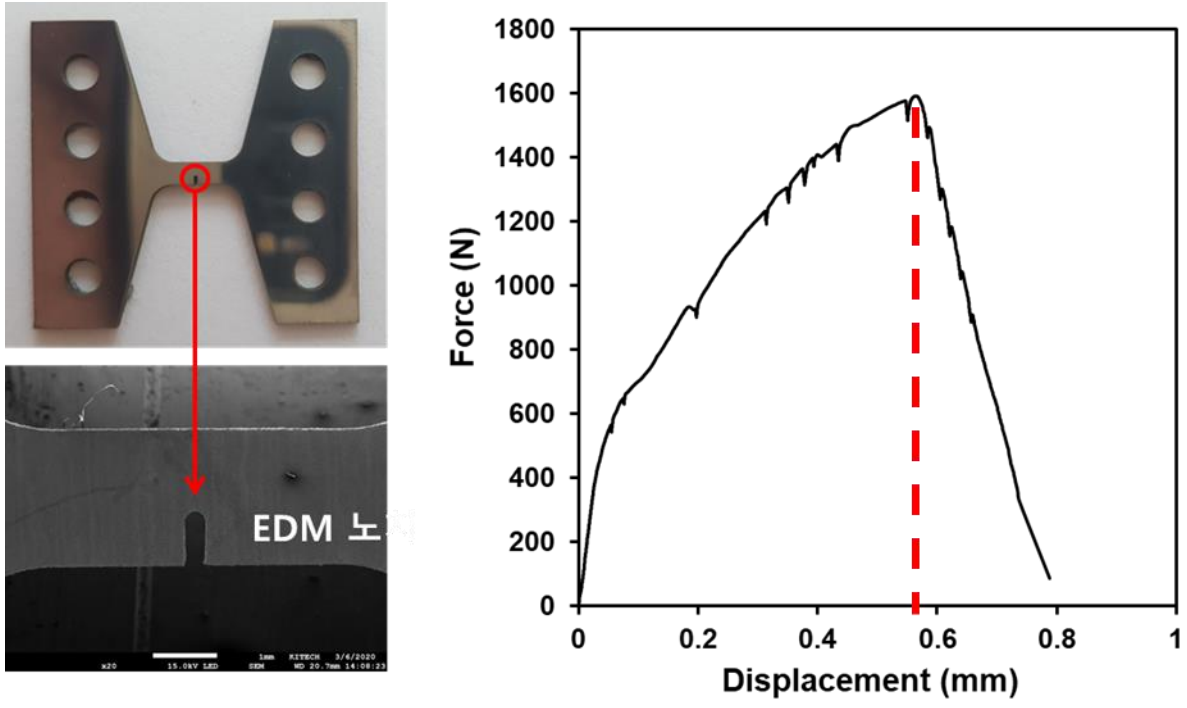


Figure 4-14 Specimen for In-situ tensile test and Displacement-Force curve

5 고찰

5.1 변형 거동

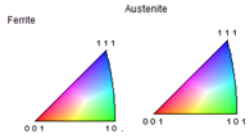
본 연구에서는 서로 다른 천공 방법을 가지는 Q&P 강종에 대하여 구멍 확장시험을 진행하여 HER을 측정하였다. Punching을 한 P 시편의 HER이 Wire cutting을 한 W 시편의 HER에 비해 현저하게 낮은 값을 나타내는 것을 확인하였다. 이를 분석하기 위하여 구멍 확장시험 모사시험을 진행하였다. Figure 4-1를 통해 Q&P 강 소재의 미세조직을 확인하였고 Ferrite와 Retained austenite, 그리고 Tempered martensite 및 Bainite, 그리고 Fresh martensite가 band structure를 이루고 있는 형상을 확인하였다. 하지만 앞선 Figure 4-6, Figure 4-7을 통해 두 시험편의 극명하게 다른 형상의 천공 가장자리의 표면부와 파단면을 확인하였다. 이렇게 동일한 소재를 가지지만 천공 방법 차이로 인하여 균열 개시가 발생하는 응력 수준이 다르고 결과적으로 HER 값이 다른 이유는 구멍 가장자리 부근의 파단면 경도 분포를 통해 알 수 있었다. 특히 Figure 4-9를 통해 P 시편의 경우 가장자리 부근에 변형이 집중되어 균열이 개시되기 직전 수준의 응력을 받았다는 것을 확인하였다. 하지만 W 시편의 경우 변형을 거의 받지 않아 소재와 동일한 수준의 경도를 가지고 있는 것을 확인하였다. Figure 4-10을 통해 천공을 위해 punching을 하게 되면 변형에 의해 가공경화가 일어나기 때문에 구멍 가장자리 주변에서 경도가 크게 증가한 것을 확인할 수 있었다. 또한 이러한 경도의 증가는 구멍 확장시험을 진행하더라도 더 이상 크게 증가하지 않는 것을 알 수 있다. 이를 통해 천공 방법에 따라 punching을 하게 되면 천공 만으로도 직접적인 변형이 일어나 구멍 가장자리 주변은 이미 파단이 일어나기까지 충분한 변형을 대부분 받은 것이다. 반면 wire cutting을 하게 되면 구멍 가장자리 주변은 소재와 동일한 수준의 경도를 가지기 때문에 천공을 하면서 재료에 직접적인 변형을 거의 주지 않았다는 것을 확인할 수 있었다. 결국 균열이 개시되기 전에 충분히 변형할 능력

이 남아있다고 판단된다. 이러한 연구 결과는 기존의 선행 연구들이 punching을 통해 천공을 하게 되면 wire cutting을 통해 천공을 하는 경우보다 더 낮은 HER을 가진다는 보고와 일치하는 결과를 나타내고 있다[23-26]. 하지만 기존의 연구 결과들은 punching을 하면 형성되는 공극에 의하여 HER이 저하된다는 보고가 많이 되어 왔다. 그러나 이번 연구를 통해 천공 방법에 따라 구멍 가장자리에 형성된 공극이 균열 개시점으로 작용할 수 있다는 선행 연구들과 다르게 punching을 하게 되면 구멍 가장자리 주변에 이미 파단이 일어날 만큼의 충분한 가공경화가 되고, 이후 구멍 확장시험을 진행할 때 구멍 가장자리 주변으로 직접적인 변형이 일어나면 순식간에 균열 개시가 일어난다는 결과를 얻을 수 있었다. 더 나아가 본 연구에서는 천공방법이 Q&P강의 미세조직학적 인자에 미치는 영향을 관찰하여 변형거동을 확인하고자 하였다. 이를 면밀히 관찰하기 위해 stepwise 인장시험을 실시하고 경도시험과 EBSD phase map을 비교하였다. Figure 5-1은 공칭 변형율 0%와 20%일 때 각각에 대한 EBSD phase map을 보여주고 있다. 극단적인 예시를 비교하고 있지만 Retained austenite의 크기를 비교하면 변형을 받지 않은 모재 상태에 비해 20% 공칭 변형을 받은 경우 작은 크기의 Retained austenite만 잔류하고 있음을 확인할 수 있다. 또한 Figure 5-1에서 보여주고 있는 Number fraction-Grain size는 공칭 변형율이 증가할수록 Retained austenite의 평균 결정립 크기 변화를 통계적으로 보여주고 있다. 이전에 phase map 결과와 함께 통계 결과를 살펴보면 Retained austenite는 변형을 받으며 점진적으로 변형 유기 변태하고 상대적으로 큰 크기의 잔류오스테나이트가 우선적으로 변태된다는 것을 확인할 수 있다. Figure 5-2는 stepwise 인장시험 결과를 기반으로 실제 punching으로 천공한 시편의 파단면에서 측정된 경도 값을 비교하여 변형거동을 확인하고자 하였다. Figure 5-2의 EBSD phase map은 Figure 5-1의 통계 결과의 raw data가 되며 미세조직을 관찰해보면 blocky 형상을 가지거나 상대적으로 조대한 Retained austenite가 우선적으로 변태되어 lath 형상을 가지거나 작은 크기의 결정립만 잔류하고 있다는 것을 확인할 수 있었다.

그리고 최종적으로 20%의 변형율을 받게 되면 대부분 Martensite로 변태되어 EBSD phase map에서 zero solution으로 관찰되고 평균 경도가 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 또한 Retained austenite는 0.15 μ m 크기의 미세한 크기를 가지며 2% 미만의 분율이 잔류한다는 것을 확인하였다.

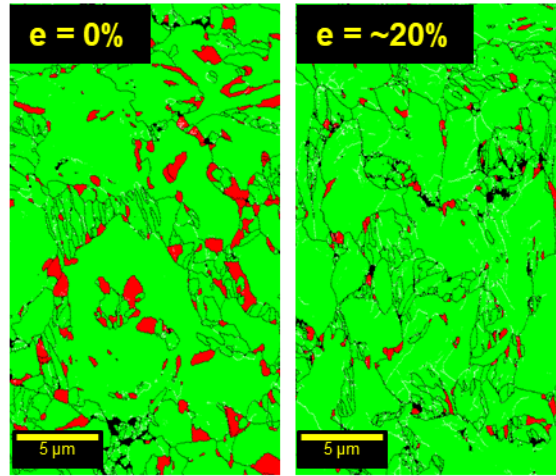
한편 Figure 4-10에서 P 시편에 대한 구멍 가장자리 부 최대 경도 값이 W 시편에 대한 경도 값보다 상대적으로 더 높았다. 이는 천공 방법에 따라 구멍 가장자리의 경도 최대 값이 불일치하고, 이것은 단순히 구멍 확장 시험 이력을 제외한 다른 인자가 복합적으로 작용했을 것이라고 판단하였다. 이에 대한 원인으로는 punching으로 천공을 하기 위하여 strain rate를 높이고 파단 강도 이상의 응력을 짧은 시간 동안 인가하여 구멍을 만들었기 때문이라고 판단하였다. Strain rate가 빠를수록 가공경화율이 증가하기 때문이다[27, 28]. 따라서 결론적으로 Figure 4-11에서 보여주고 있는 Q&P 강재의 나노 압입 시험 결과를 보면 Load-Depth 선도에서 Retained austenite의 TRIP에 기인하는 pop-in 현상이 나타나지 않았지만 Figure 4-10에서 보여주고 있는 P 시편에 대한 구멍 가장자리의 경도 최대 값이 상대적으로 높은 이유는 Figure 5-2 Strain 20%에서 보여주고 있는 잔류하고 있는 미세한 Retained austenite 마저 전부 변형 유기 변태 되어 TRIP에 의해 경도 값이 소폭 증가했다고 판단하고 있다. 결국 punching으로 천공하게 되면 단순히 공극과 미소 균열의 형성, 그리고 주변 조직의 가공경화 뿐만 아니라 strain rate effect에 기인하는 work hardening effect까지 다양한 미세조직학적 인자들이 신장플랜지성에 영향을 주고 있다는 사실을 확인하였다.

X4000
 28*25 μm 영역 측정
 Step size: 0.05 μm
 C.I.>0.1



● Ferrite
 ● Austenite

↑ TD
 → RD



EBSD 측정 면적: 28 μm x25 μm (4000배)
 Step size: 0.05 μm

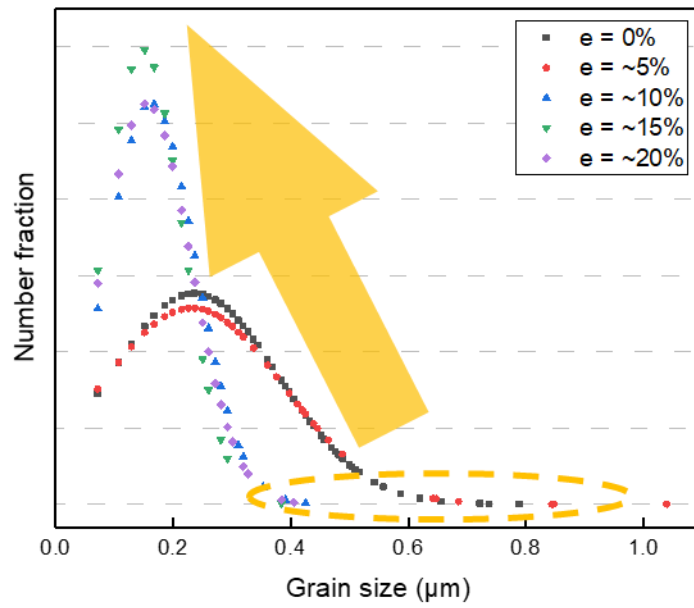


Figure 5-1 Difference of Retained austenite size and volume fraction between 0, 20% strain

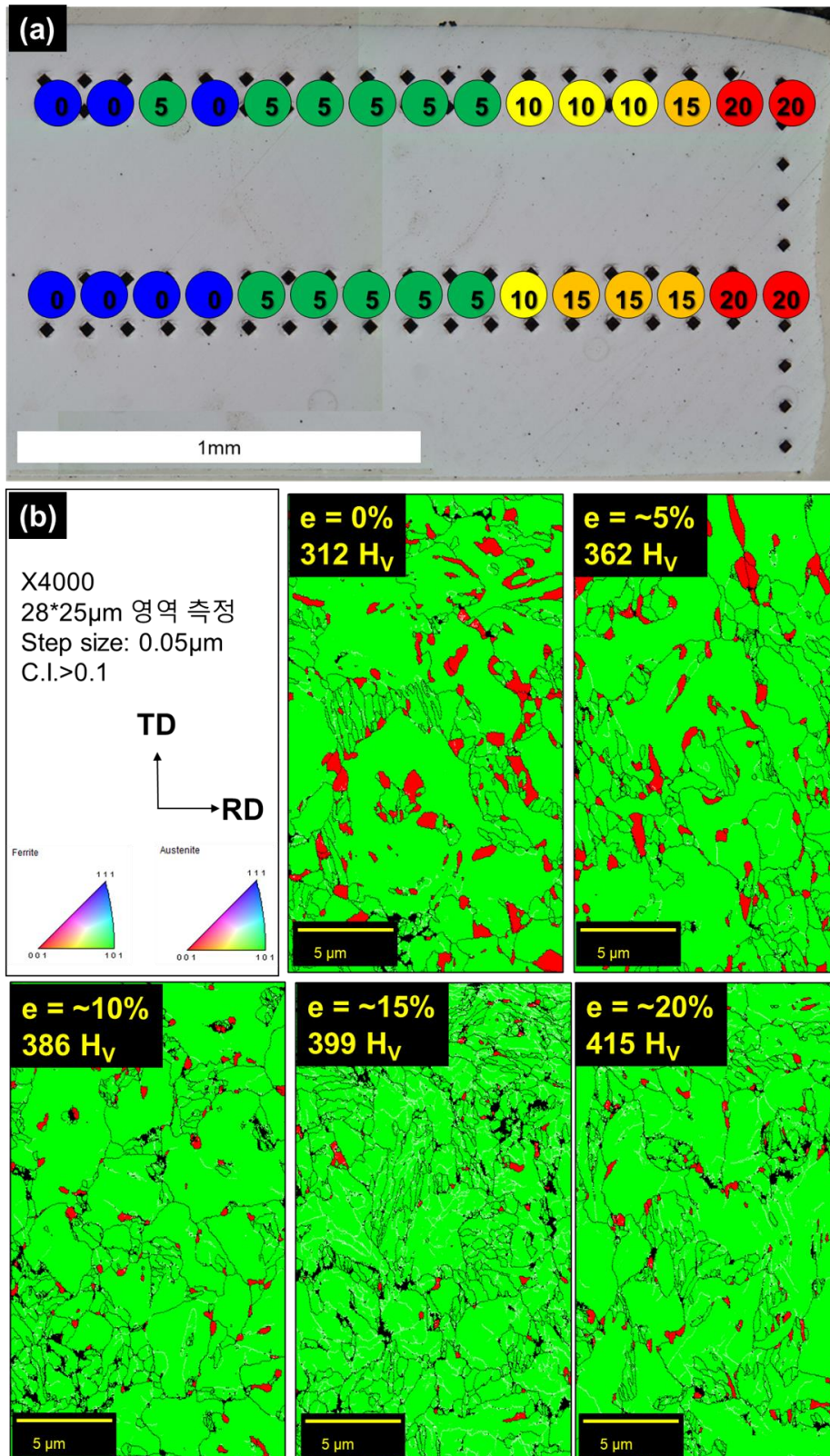


Figure 5-2 Correlation between deformation behavior and Retained austenite during tensile test

5.2 파괴거동

현재 많은 선행연구들을 통해 Q&P 강의 변형에 따른 파괴에 대한 보고가 되어 왔다. Q&P 강의 경우 다상 복합조직을 이루고 있어 상간 경도차가 적고 Ferrite의 우수한 연성과 Retained austenite의 인성, 그리고 Martensite와 Bainite를 포함한 높은 경도를 가지는 저온 변태 조직의 항복강도의 조합으로 우수한 가공경화율을 가지며 이상조직(DP)강과 비교하여 성형성과 충격 인성, 그리고 파괴에 대한 높은 저항성을 견비하고 있다고 보고되고 있다. 특히 Retained austenite는 TRIP을 일으키면서 외부로부터 에너지를 흡수하는 장점이 있기 때문에 어느 하나의 상 또는 조직으로 변형이 집중되지 않아 인성이 우수하다고 여겨지고 있다. 하지만 이번 연구 결과에서는 천공 방법을 달리하여 HER을 비교하였을 때 P 시편은 이미 균열 개시 수준의 변형을 받아 균열 전파의 단계에서 구멍 확장 시험, 즉 가공이 시작되었다. 그리고 W 시편은 앞서 설명한 바와 같이 Retained austenite의 변형이 충분히 일어난 이후 균열이 개시되어 전파되는 파괴 거동을 보이고 있었다. 또한 천공 이후 구멍 가장자리 주변의 미세조직은 punching으로 천공을 하게 되면 다수의 결함을 가지고 있고 공칭 변형을 20% 이상의 변형이 인가된 상태이며 동시에 천공을 하면서 punching speed로 인한 strain rate의 증가로 work hardening effect를 받음으로써 다수의 결함을 가지고 있는 DP강의 미세조직을 가진다는 것을 확인하였다. 따라서 punching을 하게 되면 DP강의 파괴 거동과 유사하기 때문에 Ferrite에서 변형 집중적으로 일어나고 Ferrite 입내 파괴와 더불어 주변 미세조직에 존재하는 계면분리가 결합하면서 균열이 성장하는 파괴 거동을 따른다[29]. 그러나 wire cutting을 하게 되면 Q&P강의 미세조직을 보존하고 있기 때문에 어느 하나의 상 또는 조직에 변형이 집중되지 않고 충분한 변형과 가공경화가 진행된 이후에 균열 개시와 전파가 일어난다. 이것은 Q&P강의 일축 인장시험과 파괴거동이 유사하다고 할 수 있다.

본 연구에서는 천공 방법에 따라 미세조직의 변형 거동을 앞서 살펴보았기 때문에 추가적인 파괴거동을 면밀히 살펴보기 위하여 In-situ 인장시험을 실시하였다. Figure 5-3을 통해 In-situ 인장시험을 하여 Force-Displacement 선도와 파면의 미세조직을 확인하였다. Force-Displacement 선도는 10번까지 변형과 가공경화를 수반하고 있으며 10번부터 기울기가 가파른 구간을 균열이 개시된 직후부터 균열이 전파하는 파괴거동 구간이라고 할 수 있다. 또한 각 구간에서 대표적인 미세조직을 보여주기 위해 6, 8, 10번에서 Ferrite와 주변의 다른 조직이 함께 변형하고 전위에 의한 가공경화가 일어나고 있는 것을 확인할 수 있다. 12번은 10번 이후로 파단이 급격히 발생하는 구간에서 계면 분리와 균열 성장이 결합하고 있는 순간을 보여주고 있다. Figure 5-3에서 보여주고 있는 결과는 P 시편의 경우 천공 직후 강재는 이미 균열이 개시된 상태이며 Force-Displacement 선도의 10번 부근에 해당한다는 것과, W 시편의 경우 천공 직후 강재는 여전히 변형과 가공경화를 충분히 일으킬 수 있으며 Force-Displacement 선도의 시점 부근에 해당한다는 사실을 확인할 수 있었다. 결론적으로 P 시편의 경우 변형을 받게 되면 Ferrite 주변에 존재하는 Retained austenite는 TRIP을 일으키지 않고 Martensite와 Bainite는 변형이 거의 일어나지 않으며 Ferrite에 변형이 집중된 것을 쉽게 확인할 수 있다. 또한 이후 균열이 전파할 때 변형이 집중되어 취약해진 Ferrite를 따라 균열이 급격하게 전파하는 것을 관찰할 수 있었다. 하지만 W 시편은 Martensite와 Bainite가 Ferrite와 함께 변형한다는 것과 동시에 Retained austenite의 TRIP이 효과적으로 일어난다는 것을 확인할 수 있었다. 따라서 이후 균열이 전파할 때 역시 Ferrite를 따라 균열이 전파하는 것이 아니라 구성하고 있는 미세조직 전체에 걸쳐 균열이 전파되어 높은 균열 저항성을 나타내고 있다.

결과적으로 낮은 HER을 가지는 P 시편과 상대적으로 높은 HER을 가지는 W 시편은 공통적으로 구멍 확장시험 시 구멍 가장자리가 변형되기 시작하면 균열개시가 시작된다.

특히 P 시편은 초기에 천공을 하면서 20% 이상 공칭 변형을 받은 상태로서 충분한 변형이 일어나 가공경화가 완료된 반면, W 시편은 천공을 하더라도 변형을 거의 받지 않은 상태이므로 변형을 충분히 받을 수 있는 상태에서 구멍 확장시험, 즉 가공이 시작된다. 또한 Figure 4-9를 통해 알 수 있듯이 P 시편은 구멍 가장자리 주변은 가공경화가 되어있을 뿐만 아니라 Damage zone과 Burr가 존재하고 W 시편은 가공경화가 거의 되어 있지 않을 뿐만 아니라 Damage zone과 Burr가 관찰되지 않았다. 게다가 Figure 5-4를 통해 알 수 있듯이 형상학적으로 응력을 가장 많이 받는 취약한 부분이기 때문에 균열의 개시점으로 작용한다[30]. 이후 구멍 확장시험을 진행하면 균열이 전파할 때 변형이 집중되어 취약해진 Ferrite를 따라 균열이 급격하게 전파하는 것을 확인할 수 있었다. 하지만 W 시편은 Martensite와 Bainite가 Ferrite와 함께 변형한다는 것과 동시에 Retained austenite의 TRIP이 효과적으로 일어날 수 있기 때문에 구멍 확장시험이 진행되는 동안 균열이 전파할 때 Ferrite를 따라 균열이 전파하는 것이 아니라 구성하고 있는 미세조직 전체에 걸쳐 균열이 전파되어 높은 균열 저항성을 나타내고 있다.

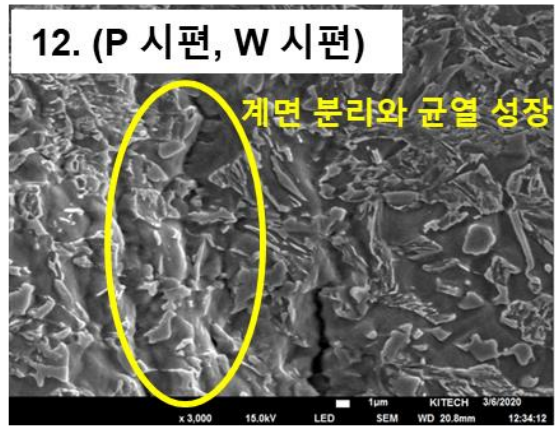
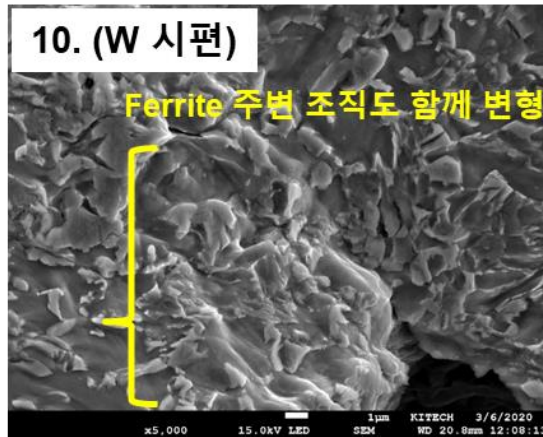
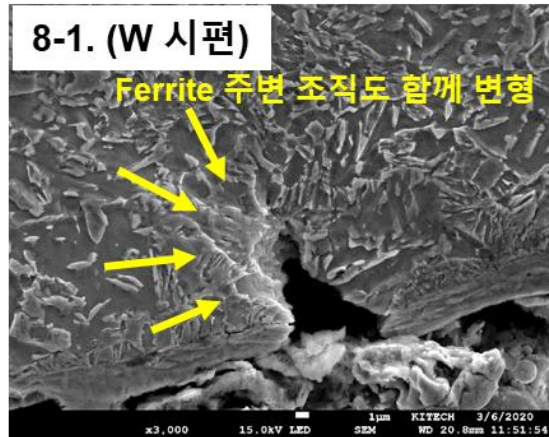
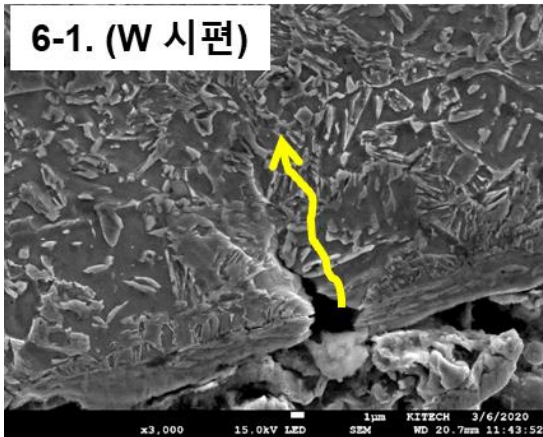
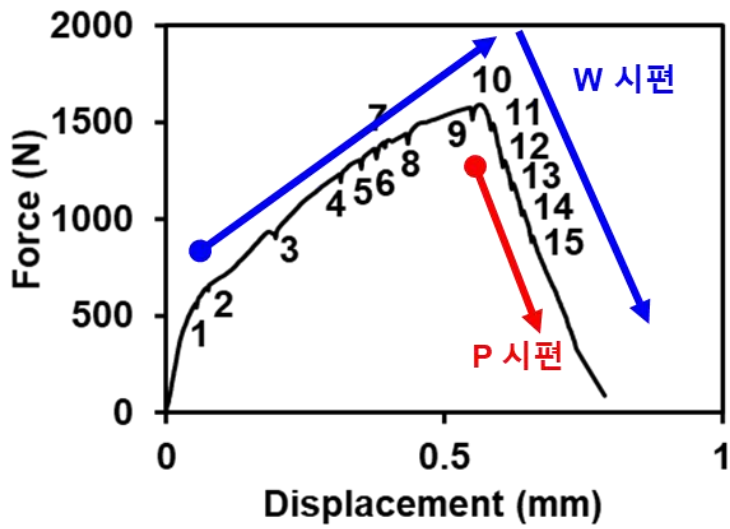


Figure 5-3 Displacement-Force curve and SEM images for microstructure during tensile test

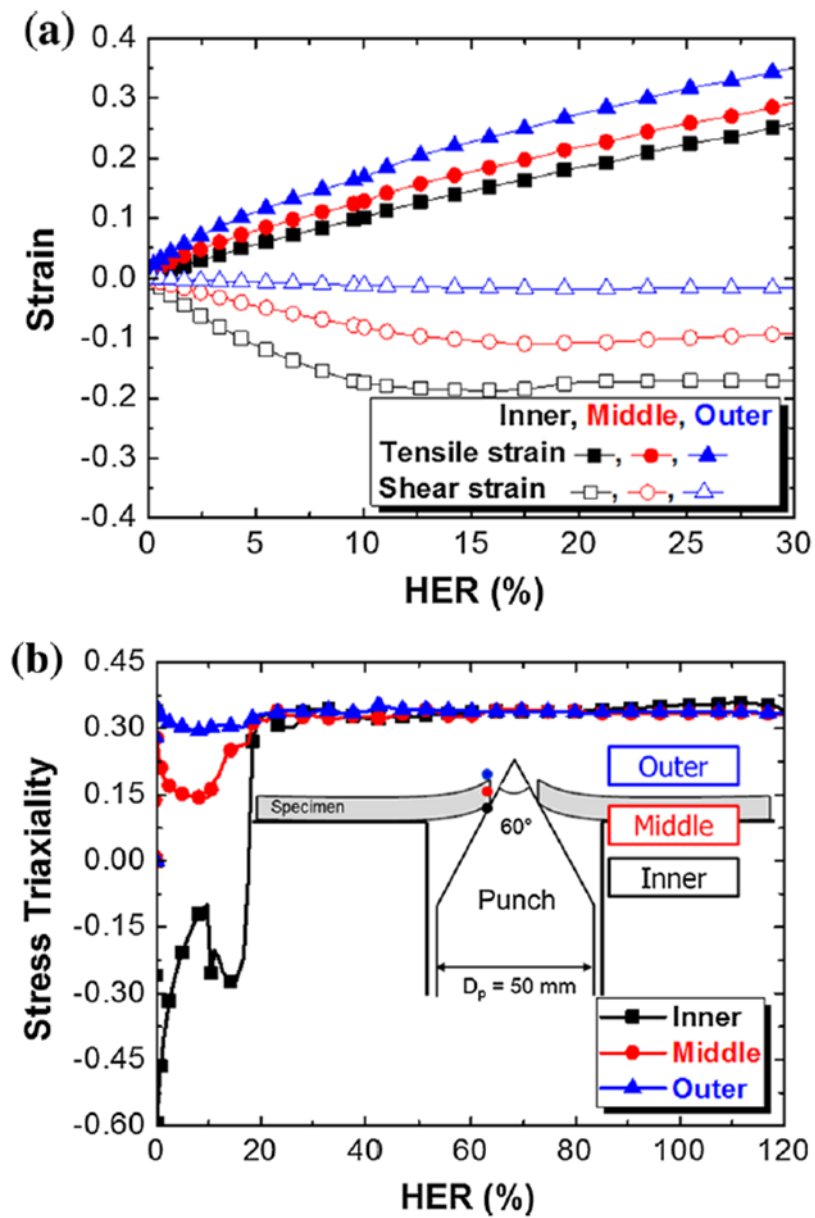


Figure 5-4 During the HET simulation: (a) the strain and (b) stress triaxiality trend in the hole-edge region according to HERs for CR IF steel[30]

❖ **Punching**

Punching시
공칭 변형율
20% 이상을 받음

* 균열 전파



- 1) 구멍 가장자리 주변에 미소 균열 및 공극을 형성
→ 구멍 확장 초기에 균열 발생
- 2) Punching에 의해 잔류오스테나이트는 이미
마르텐사이트로 대부분이 변태 됨
∴ 구멍 확장 시 미세조직은 연한 페라이트 상과
경한 마르텐사이트 상으로 남게 됨
- 3) 가공 경화된 페라이트를 통하여 빠르게 균열 진행



낮은
HER (18%)

❖ **Wire cutting**

구멍 가장자리 부는
변형이 거의 없음

* 변형 → 균열 전파



- 1) 구멍 확장에 따라 가공 경화가 일어나면서
잔류오스테나이트는 마르텐사이트로 변태
- 2) 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트는
페라이트와 함께 변형
- 3) 상대적으로 많은 변형 후에 균열 생성 및 전파



높은
HER (58%)

Figure 5-5 Summary for effect of piercing methods on Q&P steel on stretch-flangeability

6 결론

서로 다른 천공 방법을 가지는 Q&P 강종에 대하여 미세조직학적 인자가 신장플랜지성에 미치는 영향을 살펴보기 위하여 연구를 진행하였다. 균열의 진행 거동을 면밀히 살펴보기 위하여 구멍 확장시험과 In-situ 인장시험을 실시하였다. 또한 미세조직학적 인자의 변형거동을 면밀히 살펴보기 위하여 stepwise 인장시험을 실시하였다. 그 결과 미세조직학적 차이가 신장플랜지성에 미치는 영향에 대한 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Punching 가공 초기에 공칭 변형을 20% 이상을 받은 상태에서 변형 (성형 공정)이 일어난다.
2. 구멍 가장자리에 공극과 균열 등 결함이 관찰되며 구멍 확장 초기에 균열이 발생한다. 또한 Retained austenite 는 천공 과정에서 이미 대부분 Martensite 로 변태한다. 따라서 구멍 확장 시 미세조직은 Ferrite (연한 상)과 Martensite (경한 상)으로 구성되며, 가공경화 된 Ferrite 를 통하여 빠르게 균열이 진행된다.
3. Punching 시 급격한 균열 전파를 수반하여 낮은 HER(18%)를 가진다.
4. Wire cutting 가공하면 구멍 가장자리 부분은 변형이 거의 일어나지 않는다.
5. 구멍 확장 중 가공경화가 일어나면서 Retained austenite 는 Martensite 로 변태한다. 또한 Tempered martensite 와 Bainite 는 Ferrite 와 함께 변형한다. 따라서 상대적으로 많은 변형을 수반하고 난 이후 균열 전파가 일어난다.
6. Wire cutting 시 변형을 수반하고 나서 균열 전파가 서서히 일어나기 때문에 상대적으로 높은 HER(58%)를 가진다.

7 참고문헌

1. Honda, Body repair information, in Honda. 2019.
2. Matlock, D. and J.G. Speer. Design considerations for the next generation of advanced high strength sheet steels. in Proceedings of the 3rd International Conference on Structural Steels. 2006. Seoul, South Korea, Korean Institute of Metals and Materials.
3. Wang, X., et al., Benefits of Intercritical Annealing in Quenching and Partitioning Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018. 49(5): p. 1460-1464.
4. De Cooman, B.C., et al., Combined Intercritical Annealing and Q&P Processing of Medium Mn Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017. 48(1): p. 39-45.
5. Andreas Tschiesner, R.H., Nicolai Müller, Wolff van Sintern, Anne Starke, Lightweight, heavy impact, in McKinsey&Company. 2012.
6. Hasegawa, K., et al., Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets. ISIJ international, 2004. 44(3): p. 603-609.
7. Takahashi, M., Development of high strength steels for automobiles. Shinnittetsu Giho, 2003: p. 2-6.
8. Billur, E. and T. Altan, Challenges in forming advanced high strength steels. Proceedings of New Developments in Sheet Metal Forming, 2012: p. 285-304.
9. Pierman, A.-P., et al., The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels. Acta Materialia, 2014. 73: p. 298-311.
10. Timokhina, I., P. Hodgson, and E. Pereloma, Effect of microstructure on the stability of Retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. 35(8): p. 2331-2341.
11. Speer, J., et al., Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. Acta materialia, 2003. 51(9): p. 2611-2622.
12. Demeri, M.Y., The formability of a dual phase steel. Metallurgical Transactions A, 1981. 12(7): p. 1187-1196.

13. Lee, C.G., et al., 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*, 2004. 371(1-2): p. 16-23.
14. Madrid, M., et al., Hole expansion ratio in intercritically annealed QP 980/1180 steel grades as a function of testing condition. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018. 418: p. 012083.
15. Krizan, D. and B. De Cooman, Mechanical Properties of TRIP Steel Microalloyed with Ti. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014. 45.
16. Kim, J.H., et al., Effect of Prior Austenite Grain Size on Hole Expansion Ratio of Quenching and Partitioning Processed Medium-Mn Steel. *JOM*, 2019. 71(4): p. 1366-1374.
17. 손동민, TRIP강의 기계적 특성에 미치는 잔류오스테나이트 안정도의 영향. 2007, 한국해양대학교 대학원: 부산.
18. Chiang, J., et al., Effect of microstructure on Retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2011. 528(13): p. 4516-4521.
19. Matsuda, H., et al., Effect of Retained Austenite Stability on Mechanical Properties of 590MPa Grade TRIP Sheet Steels. *Materials Science Forum*, 2010. 638-642: p. 3374-3379.
20. Muránsky, O., et al., Investigation of Retained austenite stability in Mn-Si TRIP steel in tensile deformation condition. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2005. 14.
21. Pashangeh, S., et al., Detection and Estimation of Retained Austenite in a High Strength Si-Bearing Bainite-Martensite-Retained Austenite Micro-Composite Steel after Quenching and Bainitic Holding (Q&B). *Metals*, 2019. 9(5): p. 492.
22. Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation.
23. Yoon, J.I., et al., Correlation between fracture toughness and stretch-flangeability of advanced high strength steels. *Materials Letters*, 2016. 180: p. 322-326.
24. Levy, B.S. and C.J. Van Tyne, Review of the Shearing Process for Sheet Steels and

Its Effect on Sheared-Edge Stretching. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012. 21(7): p. 1205-1213.

25. Mukherjee, M., S. Tiwari, and B. Bhattacharya, Evaluation of factors affecting the edge formability of two hot rolled multiphase steels. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2018. 25(2): p. 199-215.

26. Wu, X., H. Bahmanpour, and K. Schmid, Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012. 212(6): p. 1209-1224.

27. Liang, Z.Y., et al., Strain rate sensitivity and evolution of dislocations and twins in a twinning-induced plasticity steel. *Acta Materialia*, 2015. 88: p. 170-179.

28. Fan, H., et al., Strain rate dependency of dislocation plasticity. *Nature Communications*, 2021. 12(1).

29. 이건희, 980MPa급 자동차용 냉연강판의 Hole expansion ratio에 미치는 미세조직의 영향. 2020, 울산대학교 대학원: 울산.

30. Yoon, J.I., et al., Key factors of stretch-flangeability of sheet materials. *Journal of Materials Science*, 2017. 52(13): p. 7808-7823.

영문요약

The demand for the weight reduction of automobiles is steadily increasing, due to global environmental regulations and fuel economy regulations. To reduce the weight of automobiles, various high-strength steels have been actively developed, in addition to the lightweight materials such as Al and Mg alloys. Among them, quenching and partitioning (Q&P) steel is attracting large attention as a next-generation high-strength steel for automobiles, due to its characteristic mechanical properties. Although Q&P steel has such an excellent combination of high strength and large elongation, the stretch-flangeability estimated as hole expansion ratio (HER) is frequently a critical property to avoid fractures in actual parts. It is generally known that the stretch-flangeability of Q&P steel is largely affected by the stability of retained austenite, but recently, it has also been reported that the effect of characteristic multiphase microstructures is more significant.

In this study, the effects of the microstructure on the stretch-flangeability of 980 MPa grade Q&P steel were principally investigated. A hole expansion test was conducted with a focus on the deformation and fracture behaviors of the steel. For preparing pre-holes, two piercing methods of punching and wire cutting are applied, in order to examine the effects of plastic deformation applied before hole expanding. By punching, large plastic deformation is applied to the hole edge of the steel, while the steel is hardly deformed by wire cutting. When the pre-hole was prepared by punching, most of the retained austenite was transformed into martensite and the plastic deformation was considerably concentrated on ferrite. In addition, a number of defects such as voids and small cracks were observed at the edge of the hole. Accordingly, during subsequent hole expanding, the crack propagated rapidly along the weakened ferrite area connecting the defects with little plastic deformation. As a result, a low HER was obtained. In the case of wire cutting, on the other hand, retained austenite was wholly preserved without plastic deformation and any defects such as voids and cracks were not observed at the edge of the hole. During subsequent hole expanding, considerable plastic deformation occurred not only in ferrite but also in bainite and tempered martensite. At the same time, retained austenite was gradually transformed to martensite, which caused work hardening of the steel. Therefore, the considerable plastic deformation occurred uniformly during hole expanding, and crack initiation and propagation were considerably sluggish. Consequently, a much higher HER was obtained.