



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](#)

공 학 석 사 학 위 논 문

980MPa급 이상조직강의
신장플랜지성에 미치는 P 함량의 영향

Effect of phosphorus content on stretch-
flangeability of 980MPa grade dual phase steel

울 산 대 학 교 대 학 원

첨 단 소 재 공 학 과

김 범 수

980MPa급 이상조직강의
신장플랜지성에 미치는 P 함량의 영향

지도교수 이정구

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함


2022년 02월


울산대학교 대학원


첨단소재공학과

김범수

김범수의 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

2020년 대학원을 진학하고 2021년 마무리를 지으며 지금껏 감사한 이들에게 글을 남깁니다. 지난 과정이 쉽지 않았지만 석사과정 동안 모든일에 자신감을 얻고 마음을 다잡을 수 있는 성장의 계기를 마련할 수 있었습니다. 항상 그 시간을 잊지 않으며 귀중했던 시간으로 기억하겠습니다.

논문을 작성하는데 있어 많은 도움을 주신 사람들이 여럿 있습니다. 타학교에서 건너와 부족한 저에게 격려해주시며 아낌없는 지도로 올바른 길을 나아가도록 도움을 주신 이정구 지도교수님께 정말 감사드립니다. 바쁘신 와중에 저희에게 관심을 한번이라도 더 가지려 맛있는 음식 사주시며 격려해주신 교수님이 자주 생각이 납니다. 저에게 있어 교수님은 2년이라는 석사과정을 거치며 그저 지나가는 사람이 아닌 힘들 때 위로받을 수 있는 고마운 사람이었습니다. 이 자리를 빌어 다시한번 감사의 인사와 존경의 마음을 드리고 싶습니다. 항상 감사드리며 잊지 않겠습니다.

또한, 올해 말 제가 많이 아파 집에서 격리 생활을 이어가는 동안 계속해서 걱정해주시고 제게 관심가져주신 고마운 분이 있습니다. 늘 아낌없는 지원으로 부족함없이 학생들 실험을 진행하도록 관심가져주시며 실험실 인원들과의 화목에 도움을 주시는 신상용 교수님, 언제나 큰 관심을 주시며 아낌없는 조언으로 늘 학생들 잘되길 바라는 마음뿐이신 참된 스승이신 권용재 교수님, 금속방은 언제나 교수님께서 학생들을 위하는 마음으로 교직에 계시기 때문에 학생들은 언제나 앞만을 바라 볼 수 있습니다. 세 분께 늘 감사드리며 살도록 하겠습니다.

그리고 실험실 생활하며 그동안 고마웠던 분들이 빠질 수 없습니다. 작년에 졸업한 종희, 수영, 훈이형, 원구형, 해원이형, 준일이형, 대현이형 보고 싶고 저도 이제 졸업입니다. 언제나 옆에서 든든히 때론 묵묵히 같이 온 태우, 승훈이 고맙습니다. 졸업하고 나서도 늘 잘 되길 바라며 건승을 기원합니다. 마찬가지로 민구, 기웅, 승엽, 재영이도 앞으로 남은 대학원 생활 문제없이 잘 마무리하길 바랍니다. 또한 실험실을 거쳐 새로운 도전을 하는 지원, 동원, 종혁, 영철, 진명이가 사회에서 최선을 다했으면 좋겠습니다. 마지막으로 울산과학기술원의 박성수 교수님과 연구실 학생들에게 감사의 인사를 올립니다.

이 자리에 오기까지 그동안 지나갔던 사람들 모두 각자의 자리에서 힘내왔습니다. 그들이 항상 노력한 만큼 결실을 맺을 수 있기를 기원하겠습니다.

여러분 모두에게 감사드립니다.

국문 요약

최근 자동차 배기가스를 줄이기 위해 연비 규제 및 탑승자 안전을 위한 안전 규제 강화에 대한 요구가 증가하고 있다. 그중에서도 초고강도 강판에 대한 적용이 확대되었으며, 다양한 초고강도 강판 중 DP 강은 강도와 연신율이 높아 우수한 물성을 통해 자동차 소재로 많은 연구가 이루어졌고 이러한 요구가 증가함에 따라 기존의 단순한 형상에서 복잡한 형상으로 초고강도 강판의 사용량이 증가하기 시작했다. 하지만, 냉간 프레스 공정 시 재료에 국부적인 결함이 발생해 이를 개선하기 위해서 신장 플랜지성 (Stretch-flangeability)에 대한 평가가 중요해졌다. 지금까지 많은 연구에서 DP 강의 Stretch-flangeability 는 미세조직에 대한 영향을 받는다고 하며, 이에 영향을 미치는 인자들에 관한 연구는 이루어지고 있지만 아직까지는 많이 부족한 실정이다.

Stretch-flangeability 가 낮을 때 계면에서 분리되어 균열이 커지게 된다. 이는 P 가 Ferrite 입내와 Ferrite - Martensite 계면에 골고루 편석되면서 Stretch-flangeability 를 저하할 가능성이 있기 때문이다. 본 연구에서는 P 함량에 따라 Stretch-flangeability 에 미치는 영향을 명확하게 알아보기 위하여 두께 1.5mm 의 980MPa 급 DP 강판의 신장플랜지성에 미치는 영향에 대해 고찰하고자 DP 강을 제조하였다. P 의 함량에 따른 미세조직 변화를 OM, SEM 으로 분석하였으며 기계적 특성을 평가하기 위해 비커스 경도 시험과 Nano-indentation 을 실시하였다. 그리고 미세조직 내에서 P 편석을 확인하기 위해 Nano-SIMS 를 이용하여 성분분석을 하였다. 또한 Hole expansion test 를 통해 HER 를 측정하고 구멍 확장 이후에 발생하는 파면 및 파단면 주변의 미세조직 변화를 비교하였으며 균열 개시 및 전파를 비교하기 위한 파괴 거동 분석으로 P 함량 변화에 따른 구멍 확장성과의 상관관계를 규명하고 이를 고찰하였다.

목차

국문 요약	5
1. 서론.....	1 1
1.1 연구배경.....	1 1
1.2 연구목적.....	1 4
2. 이론적 배경	1 5
2.1 이상조직강 (Dual phase steel, DP).....	1 5
2.1.1 경량 및 고강도화 되어가는 자동차용 강판	1 5
2.1.2 DP 강 의 특성	1 6
2.1.3 제조 공정	1 9
2.2 구멍확장비 (Hole expansion ratio, HER).....	2 3
2.3 HER 에 영향을 미치는 인자.....	2 6
3. 실험 방법	3 1
3.1 대상 강재.....	3 1
3.2 미세조직 관찰	3 1
3.3 경도 시험.....	3 2
3.4 Mapping	3 3
3.5 Hole expansion test 모사 시험.....	3 3
3.6 Hole expansion test 후 균열 관찰	3 7
3.7 In-situ fracture test.....	3 7
4. 실험 결과	3 9
4.1 미세 조직.....	3 9
4.2 경도 시험.....	4 3
4.3 Nano SIMS 성분 분석	4 6

4.4 Hole expansion test 모사 시험.....	4 8
4.5 구멍 확장 이후 파단면 관찰.....	5 5
4.6 Martensite aspect ratio.....	6 0
4.7 In-situ fracture test.....	6 3
5. 고찰.....	6 9
5.1 Stretch-flangeability 에 영향을 미치는 인자들.....	6 9
5.2 균열 전파 거동.....	7 2
5.3 균열 전파 거동과 Hole expansion ratio 의 상관관계.....	7 5
6. 결론.....	7 6
7. 참고문헌.....	7 7
영문 요약.....	8 0

List of Tables

Table 3 - 1 Chemical composition of dual phase steel.....	3 1
Table 4 - 1 Hole expansion simulation test for stress range.....	4 9

List of figures

Figure 1 - 1	Schematic picture showing mechanical properties of steel.....	1 3
Figure 1 - 2	Schematic picture showing that the use of high-strength steel.....	1 3
Figure 2 - 1	microstructure of dual phase steel (dark: ferrite, white: martensite).....	1 7
Figure 2 - 2	Tensile test results for DP steel.....	1 7
Figure 2 - 3	Schematic view of the car skeleton produced from different DP steel grades of SAAB.	1 8
Figure 2 - 4	Schematic illustration of different heat treatment process (a) Water quenched (WQ), (b) Air quenched (AQ), (c) Step quenched (SQ).....	2 0
Figure 2 - 5	Microstructure of Water quenched.....	2 1
Figure 2 - 6	Microstructure of Air quenched.....	2 1
Figure 2 - 7	Microstructure of Step quenched.....	2 2
Figure 2 - 8	Categories of deformation mode in press forming of sheet steels.....	2 4
Figure 2 - 9	Schematic illustration of Hole expansion test.....	2 5
Figure 2 - 1 0	Formula of Hole expansion test.....	2 5
Figure 2 - 1 1	Relationship between the difference in hardness between ferrite and martensite and the hole expansion ratio.....	2 8
Figure 2 - 1 2	Increase in hardness of constituent phases after HER tests and HER value.....	2 9
Figure 2 - 1 3	Hole expansion ratio of edge conditions.....	3 0
Figure 3 - 1	Nano-indentation test of ferrite.....	3 2
Figure 3 - 2	Hole expansion simulation test.....	3 4
Figure 3 - 3	Punched specimens after hole expansion test.....	3 5

Figure 3 - 4	Wire cut specimens after hole expansion test.....	3 6
Figure 3 - 5	Specimen of In-situ fracture test.	3 8
Figure 4 - 1	Optical microscopy (OM) of steels.	4 0
Figure 4 - 2	Scanning electron microscopy (SEM) of dual phase steels.	4 1
Figure 4 - 3	Volume fraction and Grain size of steels. (Gray: Ferrite, Slash: Tempered martensite, Black: Martensite).	4 2
Figure 4 - 4	Vickers hardness of steels.	4 4
Figure 4 - 5	Nano-indentation of steels.	4 5
Figure 4 - 6	Mapping image of Nano-SIMS (Left: Carbon, Right: phosphorus)	4 7
Figure 4 - 7	The stress range of displacement – force after hole expansion simulation test.	5 0
Figure 4 - 8	Thickness direction of punched specimens after hole expansion simulation test.	5 1
Figure 4 - 9	Results punched specimens of after hole expansion simulation test.	5 2
Figure 4 - 1 0	Displacement – force of hole expansion simulation test (Left: wire, Right: punch)	5 3
Figure 4 - 1 1	Results Wire cut specimens of after hole expansion simulation test.	5 4
Figure 4 - 1 2	Location of the crack after Hole expansion test.....	5 6
Figure 4 - 1 3	Fracture surface observation after Hole expansion test.....	5 6
Figure 4 - 1 4	Crack propagation direction of Punched specimen after hole expansion test.	5 7
Figure 4 - 1 5	Microstructure of Punched specimen around crack after hole expansion test.	5 8
Figure 4 - 1 6	Microstructure of Wire cut specimen around crack after hole expansion test.	5 9
Figure 4 - 1 7	Martensite aspect ratio in cracks before and after hole expansion test.....	6 1
Figure 4 - 1 8	Martensite aspect ratio in cracks before and after hole expansion test.....	6 2
Figure 4 - 1 9	Displacement - Force curve of in-situ fracture test.	6 5

Figure 4 - 2 0	Displacement - Force curve of in-situ fracture test P1.	6 6
Figure 4 - 2 1	Displacement - Force curve of in-situ fracture test P4.	6 6
Figure 4 - 2 2	Crack propagation according to deformation behavior for in-situ fracture test P1... ..	6 7
Figure 4 - 2 3	Crack propagation according to deformation behavior for in-situ fracture test P4... ..	6 8
Figure 5 - 1	Correlation between Punched HER and m/f Hardness ratio.	7 0
Figure 5 - 2	Ferrite deformation and P segregation.	7 1
Figure 5 - 3	Correlation between Punched HER and Slope.	7 3
Figure 5 - 4	Fracture surface after in-situ fracture test.	7 4

1. 서론

1.1 연구배경

최근 들어 자동차 배기가스를 줄여 환경을 보호하기 위해 차량의 경량화 및 연비 향상이 더욱 요구되고 있다. 하지만 자동차 경량화를 위해서 강판의 두께를 감소시키면 안전성이 문제가 되어 이를 해결하기 위해 강판의 두께가 감소 하여도 기존과 같이 차체 강성을 유지하며 충돌 시 탑승자의 안전성을 확보할 필요가 있다. 이러한 환경 및 안전 규제가 강화됨에 따라 가벼우면서 강하고 물성 유지에 유리한 소재가 오랫동안 사용됐으며 대표적으로 규소, 망간 등을 첨가한 강을 열처리해서 기존 고강도 강판보다 우수한 초고강도 강판이 자동차 부품에 널리 적용되고 있다. 최근 초고강도 강판의 사용량이 증가하면서 사이드 도어 빔, 범퍼 보강재 등의 단순한 형상 부품에서 시트 프레임이나 B필러 등 높은 연신율을 필요로 하는 복잡한 형상 부품으로 많이 사용되기 시작했다. 하지만 자동차 강판 성형을 위해 냉간 프레스 공정을 통한 성형 기술 적용 시 재료에 국부적으로 큰 변형이 가해지기 때문에 가장자리 부분에서 응력 집중이 일어나 균열이 생성되고 전파되어 불량률이 높아지는 문제가 발생하고 있다. 이는 낮은 신장플랜지성(Stretch-flangeability)에 의해 초고강도 강판에서 성형 시 자주 발생하는 문제가 원인으로 알려져 있다[1]. 신장플랜지성은 플랜지 성형 시 균열 발생에 대한 저항성을 나타내는 적합성 평가 방법이며 대표적으로 구멍 확장 시험법(Hole expansion test, HET)이 있다. 그중 구멍 확장비(Hole expansion ratio, HER)를 구하여 신장플랜지 성형성을 평가한다[2]. 오늘날까지 강판의 성형 시 발생하는 결함은 HER 향상을 통해 개선할 수 있으며 이를 위한 다양한 연구가 진행되고 있다.

최근 자동차 충돌 시 안정성 확보를 위한 요구 기준이 높아져 980MPa 이상의 인장강도를 가지는 강판을 사용하여 기존보다 HER을 더 높이기 위한 고품질 초고강도 강판의 연

구가 보고되고 있다[3]. 그중에서 이상조직강(Dual phase steel, DP)은 Ferrite와 Martensite의 두 가지 미세조직을 이루며 주로 연한 Ferrite를 통해 높은 연신율과 경한 Martensite를 통해 높은 강도의 특성을 동시에 가지며 이를 통해 연속 항복거동, 높은 인장강도와 가공 경화율 등의 특징을 가지고 있다[4]. 비교적 간단한 미세조직과 우수한 특성을 가진 DP 강을 통해 Stretch-flangeability을 개선하기 위한 연구가 많이 진행되어 왔었다. 그중에서 미세조직을 구성하는 상의 종류, 분율, 결정립 크기 및 분포 그리고 초기 구멍을 제작하는 Piercing 방법과 상간 경도 차이, 합금원소 등 여러가지가 Stretch-flangeability에 영향을 미치는 인자로 알려져 있다[5-9].

흔히 HER이 낮을 때 구멍 확장하는 동안 균열이 상 계면(Phase interfaces)을 따라 전파되는 경향이 있으며 반면에 HER이 높을 때 상(Phase)으로 전파되는 경향이 있다고 보고되고 있다[10]. 하지만 Stretch-flangeability에 영향을 미치는 다양한 인자들 중 주요인자가 무엇인지에 대해 아직까지 의견이 분분한 상황이다. 그중 강재를 제조하는 과정에서 합금원소의 첨가 시 필수불가결하게 존재하며 계면 취화 원소로 잘 알려진 P가 강재에 편석 되어 Stretch-flangeability에 영향을 미쳤을 가능성이 있다. P는 강을 제조할 때 필연적으로 존재하며 Ferrite 안정화 원소로 강재의 강도를 어느 정도 증가시키는 역할을 하지만, 다량 첨가 시 Ferrite의 가공 경화율을 감소시키며 입계에 편석되는 경향이 강해 강재에 악영향을 미친다[11-13]. 이를 통해 P는 함량이 조절되어야 할 원소로 널리 알려져 있다. 하지만 P는 일정 함량 미만을 목표로 제어하는 것이 필수적임에도 불구하고 강을 제조하기 위해 허용되는 범위 내에서 HER에 미치는 영향에 대한 연구가 많이 부족한 실정이다. 특히 최근 고품질 초고강도 강판의 사용량이 증가함에 따라 Stretch-flangeability의 저하를 일으킬 수 있는 P의 입계 함량에 관한 연구가 중요해지고 있으며 고품질 자동차 강판으로 사용하기에 적절한 P 함량의 제시가 필요한 상황이다.

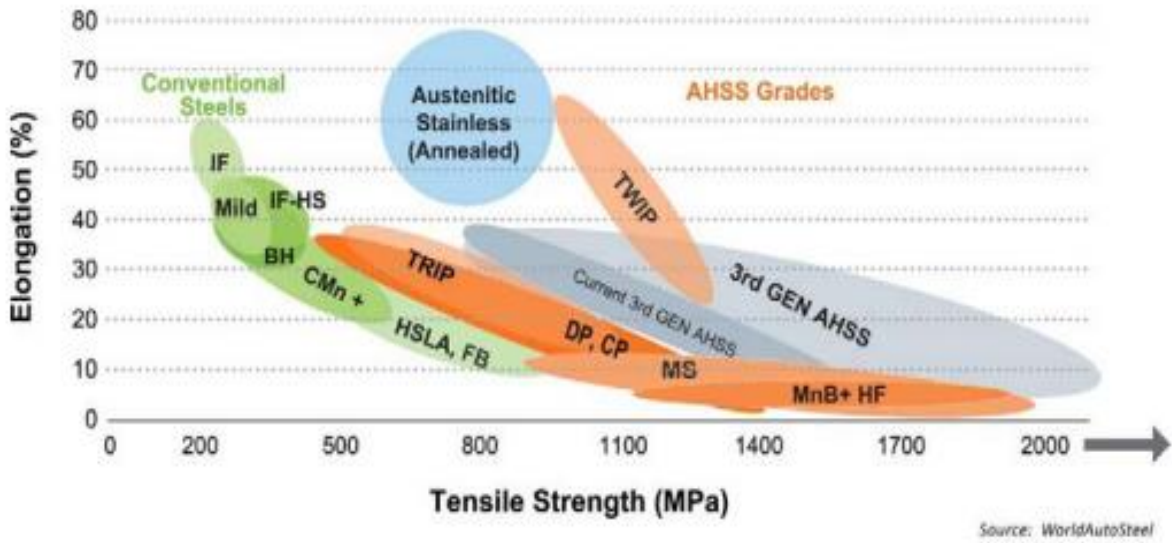


Figure 1 - 1 Schematic picture showing mechanical properties of steel.

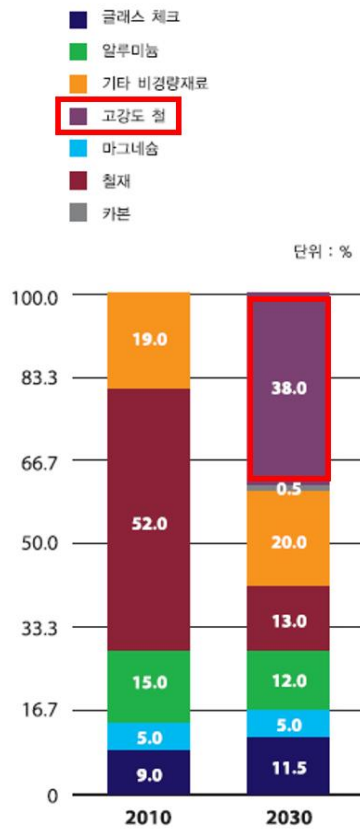


Figure 1 - 2 Schematic picture showing that the use of high-strength steel.

1.2 연구목적

본 연구에서는 우수한 연신율과 강도를 지니는 초고강도 980MPa급의 DP 강에서 계면 취화 원소 P에 따른 기계적 특성 및 각 미세조직에 미치는 영향을 알아보는 것을 목표로 Hole expansion test를 진행하였다. 먼저 Hole expansion test 이후에 발생하는 균열을 통해 P 함량 변화 시 변형 거동 차이와 균열 전파 거동을 비교하고 분석하고자 한다. 이를 통해 P 함량 증가에 따라 Stretch-flangeability에 미치는 미세조직 영향 인자들과 HER 간의 상관관계를 알아보는 것이 목적이다.

2. 이론적 배경

2.1 이상조직강 (Dual phase steel, DP)

2.1.1 경량 및 고강도화 되어가는 자동차용 강판

자동차 연료 소비는 매년 대두되는 이슈로 차량 중량과 큰 연관이 있으며 중량이 무거울수록 연료 소비가 늘어난다. 특히 최근 강화되는 연비규제 때문에 내연기관의 성능 개선이 시급한 상황이다. 하지만 기존 내연기관 기술의 한계가 분명히 있으므로 이를 개선하기 위한 시간과 비용이 매우 필요하여 강화되는 연비규제에 현실적으로 빠르게 대응하기 위한 해결방안이 필요한 시점이다. 현재 구조, 공법, 소재의 변화에 대한 자동차 경량화 방법의 관심이 높아지고 있다. 그중 고가의 알루미늄 (Aluminum), 고분자복합재 (Polymer Composites), 마그네슘 (Magnesium) 등의 소재 변경을 통하여 경량화가 일부 적용되고 있으나 지금까지 자동차 생산에서 가장 많이 쓰이는 소재는 초고강도 강판으로, 기존 소재를 활용하지만 강성이 개선된 980MPa 이상의 초고강도 강판으로의 확대 적용하여 다양한 연구가 활발히 이루어지고 있다. 예를 들어 금속 강판에 900 ~ 950°C의 열을 가하여 상온과는 전혀 다른 오스테나이트 상을 만들고 이를 프레스로 눌러 형태를 만든 뒤 급속 냉각시켜 저온 변태 조직을 만드는 핫 스탬핑 (Hot Stamping: HS) 공법[14]이나 변태 조직을 제어하여 소재 자체의 물성을 증가시킨 뒤 재결정 온도 이하에서 프레스로 눌러 원하는 형상을 만드는 냉간 프레스 등이 있다[15].

2.1.2 DP 강 의 특성

DP 강은 열간 압연 후 상온으로 냉각하는 과정에서 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s)보다 낮은 온도에서 오스테나이트 일부를 Martensite로 변태시켜 오스테나이트로부터 변태된 Martensite와 Ferrite의 이상 조직(Dual phase)으로 구성되어 있다. DP 강은 고강도 저합금강(High Strength Low Alloy, HSLA)으로 연질 상인 Ferrite 기지 내에 경질상인 Martensite로 이루어진 미세조직으로 고강도, 우수한 연신율을 가진다. 이러한 DP 강은 Ferrite와 Martensite의 분율을 조절하여 다양한 기계적 성질을 얻을 수 있다고 알려져 있다[2, 16-18].

DP 강은 Ferrite에 의해 변형 초기에 낮은 항복강도를 나타내며 연속적인 항복 거동과 높은 가공 경화율 등의 기계적 특성을 지닌다. 이러한 특성 때문에 DP 강은 강도와 성형을 동시에 요구하는 자동차 구조용 재료로 사용되어 왔다. DP 강의 특성은 여러 원인에 의해 발생하는데 첫 번째로, 낮은 응력에서 항복이 일어나는 것은 이상 영역에서 냉각 시 오스테나이트의 Martensite 변태에 의해 부피 팽창과 격자의 전단으로 잔류 응력이 생성되고, Martensite 주변의 Ferrite에 높은 전위 밀도가 형성되기 때문이다. 두 번째로, 연속적인 항복 거동이 가능한 것은 앞서 높은 전위 밀도가 분포된 Ferrite 영역이 전체적으로 균일하게 분포되어 있기 때문이다. 세 번째로 높은 가공 경화율을 가지는 것은 항복 이후의 소성변형에 따른 전위의 생성이 급격히 상승하게 되는데, Ferrite/Martensite 사이의 소성변형 차이에 의해 전위가 불규칙하게 분포되어 서로 얽힘으로써 전위의 이동을 제한시켜 변형 저항이 늘어나기 때문이다. 이처럼 DP 강은 높은 가공 경화율을 가졌음에도 항복강도가 낮고, 인장강도가 높은 특성이 있다[19-21].

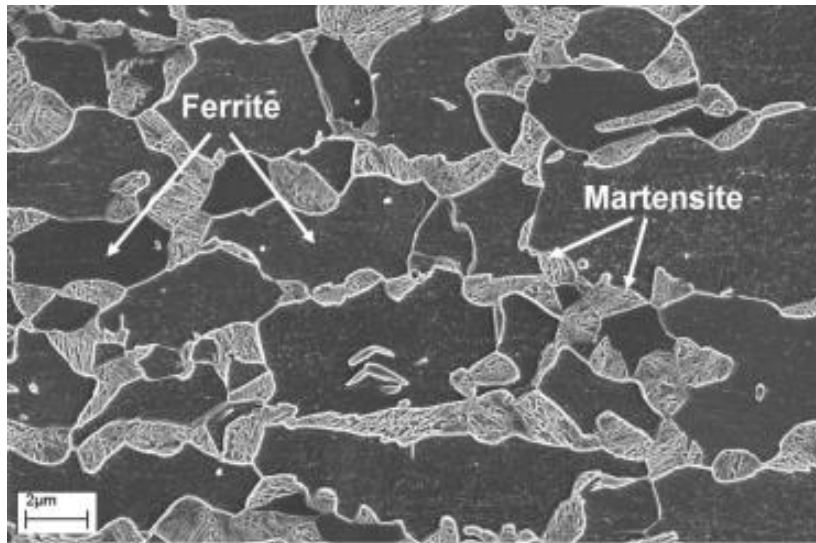


Figure 2 - 1 microstructure of dual phase steel (dark: ferrite, white: martensite).

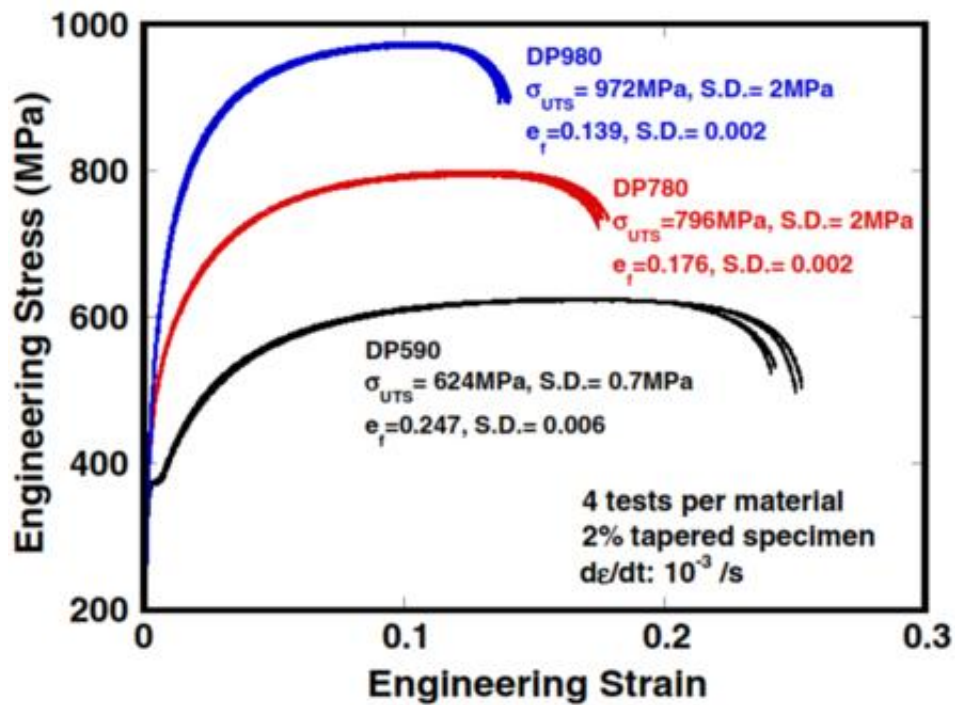


Figure 2 - 2 Tensile test results for DP steel.

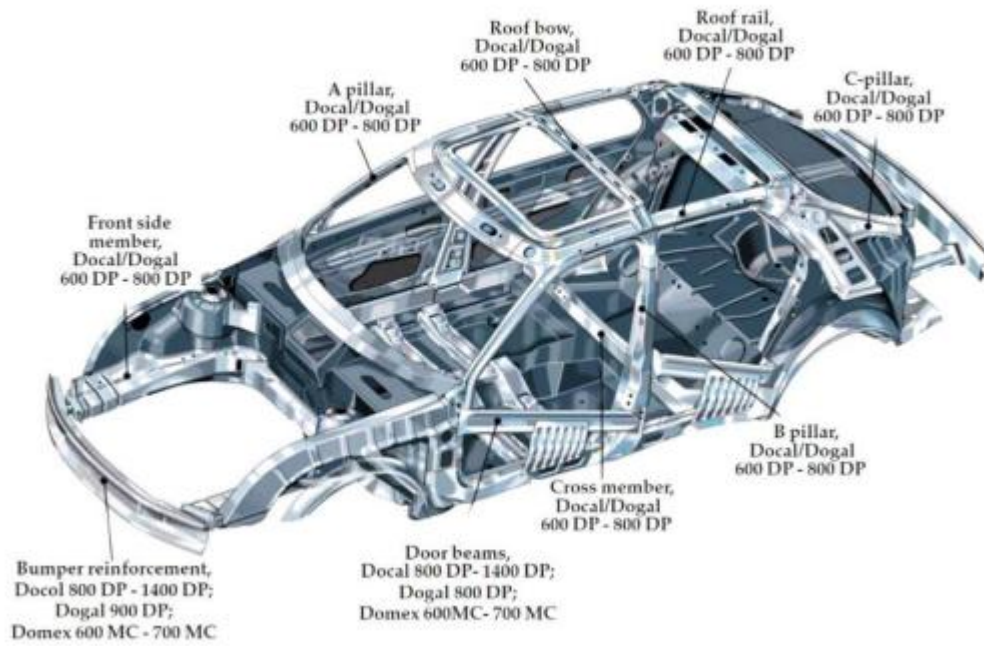


Figure 2 - 3 Schematic view of the car skeleton produced from different DP steel grades of SAAB.

2.1.3 제조 공정

DP 강을 제조하는 열처리 방법은 크게 3가지가 있다. DP 강의 제조는 Figure 2 - 4 그림을 보면 기본적으로 Inter critical annealing을 거치게 되는데, 3가지의 서로 다른 냉각 방법에 따라 Martensite의 구조가 달라질 수 있다[7].

1. Water quenched

γ 단상 영역에서 오스테나이트화 열처리(Austenitizing)를 실시한 후 물에서 담금질(Quenching)을 실시한다. 이때 Full martensite 조직이 형성되며 이후 $\alpha + \gamma$ 영역까지 재가열을 실시하게 된다. 초기 Martensite의 얇은 Lath에서 γ 의 핵 생성이 일어나게 되어 Fibrous martensite가 형성되는데 이는 Figure 2 - 5와 같다.

2. Air quenched

γ 단상영역에서 오스테나이트화 열처리(Austenitizing)를 실시한 후 공기중에서 서서히 담금질(Quenching)을 실시한다. 이때 오스테나이트는 냉각하는 동안 Ferrite는 γ 결정립에서 형성되고 Pearlite는 γ 결정립계에서 핵 생성된다. 이 상태에서 그대로 $\alpha + \gamma$ 영역으로 가열을 한다. 이후 Pearlite는 γ 로 변태된 후, Inter critical annealing과 Water quenching을 통해 Martensite가 형성되는데, 이때 Chained martensite로 관찰되며 Figure 2 - 6와 같다.

3. Step quenched

γ 단상영역에서 오스테나이트화 열처리(Austenitizing)를 실시한 후 $\alpha + \gamma$ 영역까지 냉각을 시키게 되고, $\alpha + \gamma$ 영역에서 일정 시간 유지한 후 쿨칭을 하게 된다. 이때 $\alpha + \gamma$ 까지 냉각하게 되면 γ 의 결정립계에서 α 의 핵 생성이 일어난다. 또한 일정 시간 유지되는 동안 α 가 성장하게 되고, 이후 Water quenching을 할 때 Martensite가 형성된다. 이때 비교적 조대한 Martensite가 형성되게 되며 Figure 2 - 7와 같다.

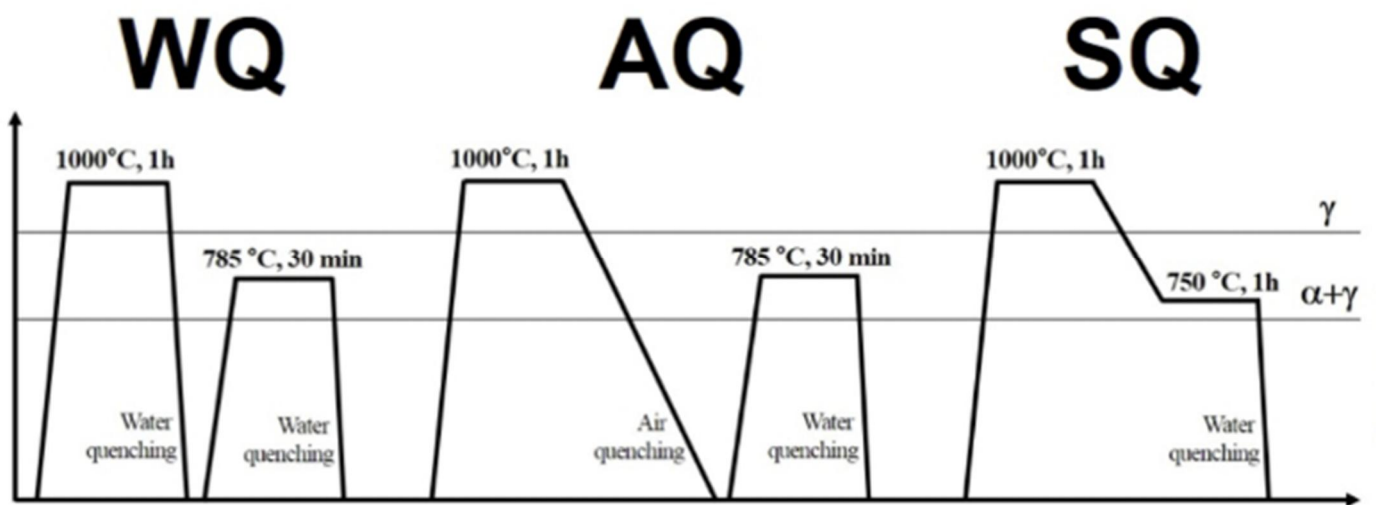


Figure 2 - 4 Schematic illustration of different heat treatment process (a) Water quenched (WQ), (b) Air quenched (AQ), (c) Step quenched (SQ).

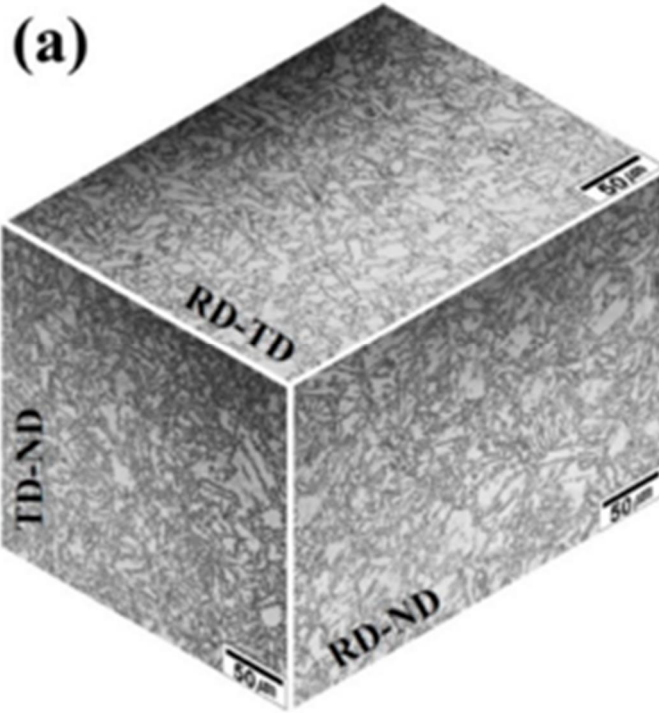


Figure 2 - 5 Microstructure of Water quenched.

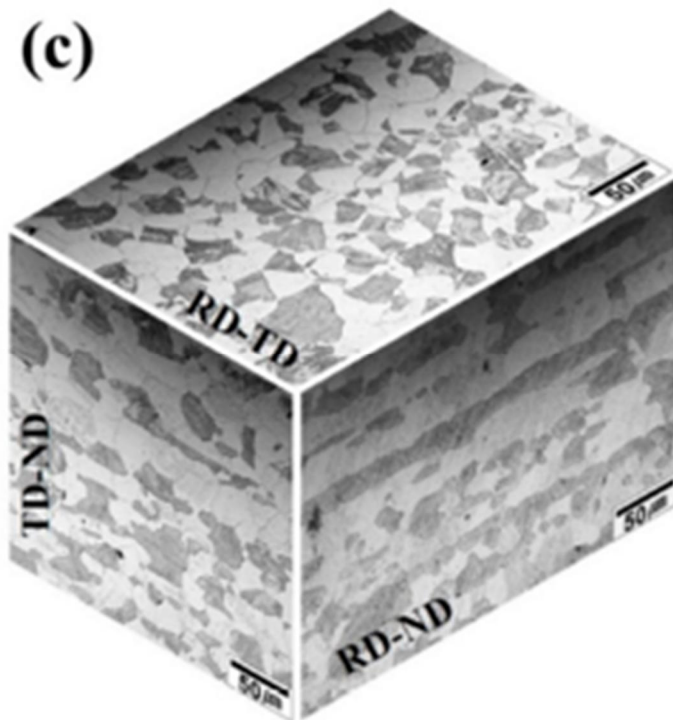


Figure 2 - 6 Microstructure of Air quenched.

(b)

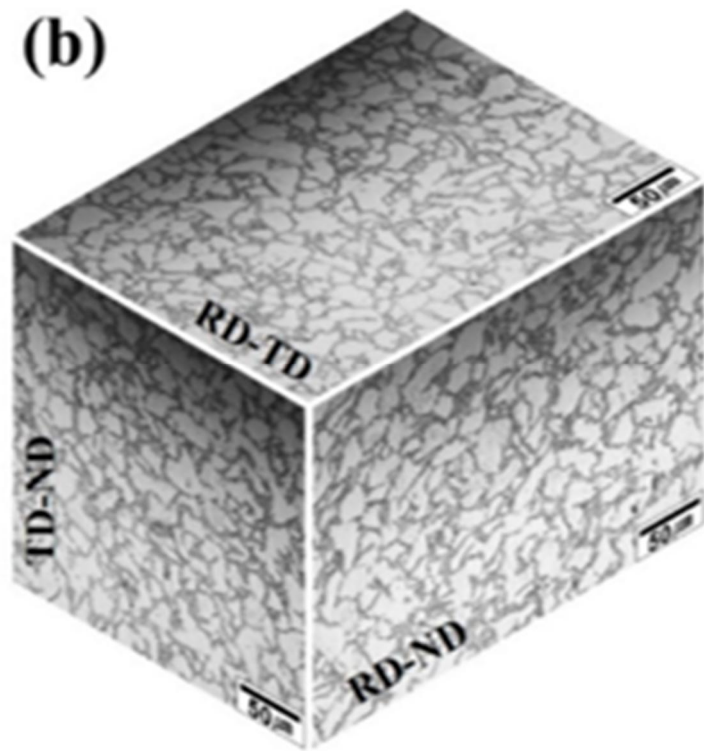


Figure 2 - 7 Microstructure of Step quenched.

2.2 구멍확장비 (Hole expansion ratio, HER)

자동차 산업은 연비와 환경문제로 인해 차체의 경량화 및 차체 강성을 높이기 위해 기존 강판 대비 높은 인장강도를 가지는 초고강도 강판 사용이 증가하고 있다. 그중 프레스 공법은 최적화된 구조를 구현해 소재의 사용을 최소화하는 경량화 방법의 하나이다. 자동차용 부품은 최종 부품으로 프레스 성형되며, 기계적 시험에 의해 얻어지는 강판의 요구 물성은 프레스 성형 모드에 따라 다르다. 일반적으로 성형하는 프레스 모드는 크게 4가지로 구분할 수 있으며 Figure 2 - 8을 보면 Deep drawing, Stretching, Bending, Stretch flanging으로 구분된다[22]. 그중 Stretch flanging 성형은 구멍을 확장하면서 구멍 주위에 플랜지를 만드는 공정이다. 흔히 재료의 성형성을 고려하기 위하여 구멍 확장시험(Hole expansion test, HET)를 통하여 구멍확장비(Hole expansion ratio, HER)를 측정하게 된다. 시험에 사용되는 시편은 두께 1.2~6.0mm, 폭 90mm 이상인 금속 강판을 사용하며 평평하고, Hole 중심이 모서리에서 45mm 이상, 인접한 Hole 중심으로부터 90mm 이상 거리를 유지해야한다. Figure 2 - 9는 HET 시험 방법을 나타냈다. 그림을 보면 시편 중앙에 Punch tool을 사용하여 지름 10mm의 구멍을 가공하는데 이때, 구멍을 가공하기 위한 공정을 천공(Piercing)이라 부르며 종류에 따라 흔히 펀칭(Punching), 드릴링(drilling), 와이어 절삭(Wire cutting) 등이 있으며 다양한 damage가 표면에 누적될 수 있다[23]. 시험법은 첫 번째로 시편을 다이(Die)에 움직이지 않게 고정하고 60° 원추형 Tool을 구멍 안에 밀어 넣으며 팽창시킨다. 두 번째로 시편의 두께면을 따라 구멍 가장자리에 Crack이 관통되면 시험을 종료하고 확장된 구멍의 지름을 측정한다. 초기 구멍을 가공하여 얻은 직경을 d_0 라고 하며, 구멍 확장 이후 팽창된 직경을 d_f 라고 부른다. 세 번째로 Figure 2 - 10의 공식에 따라 이를 대입하면 HER을 측정할 수 있다[24].

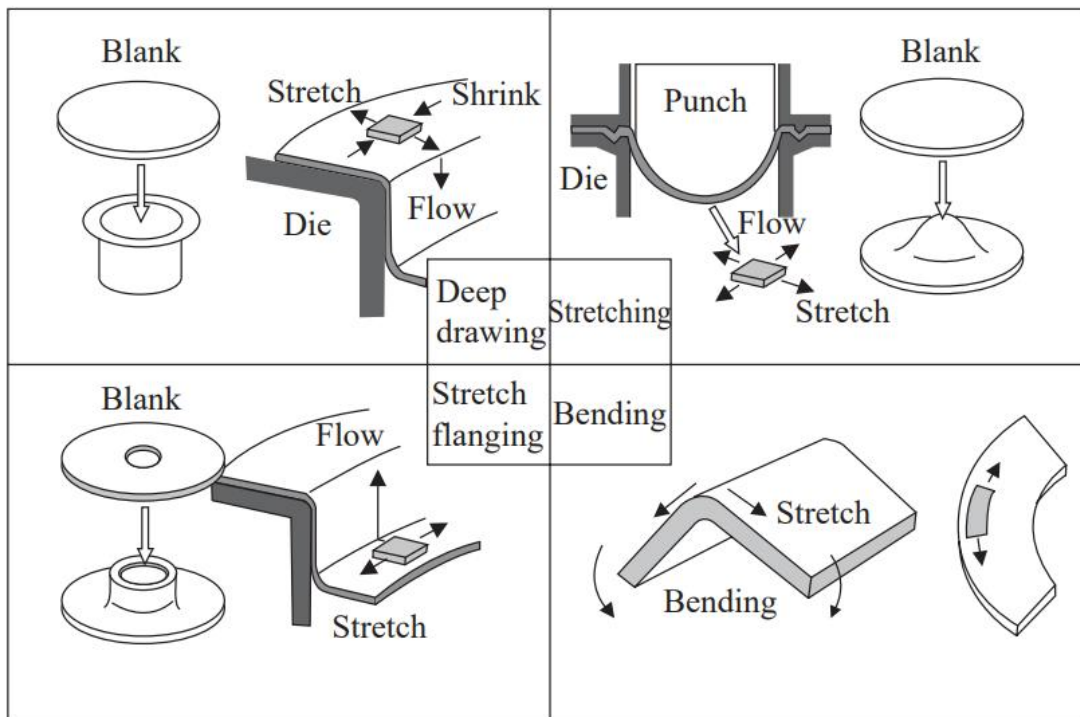


Figure 2 - 8 Categories of deformation mode in press forming of sheet steels

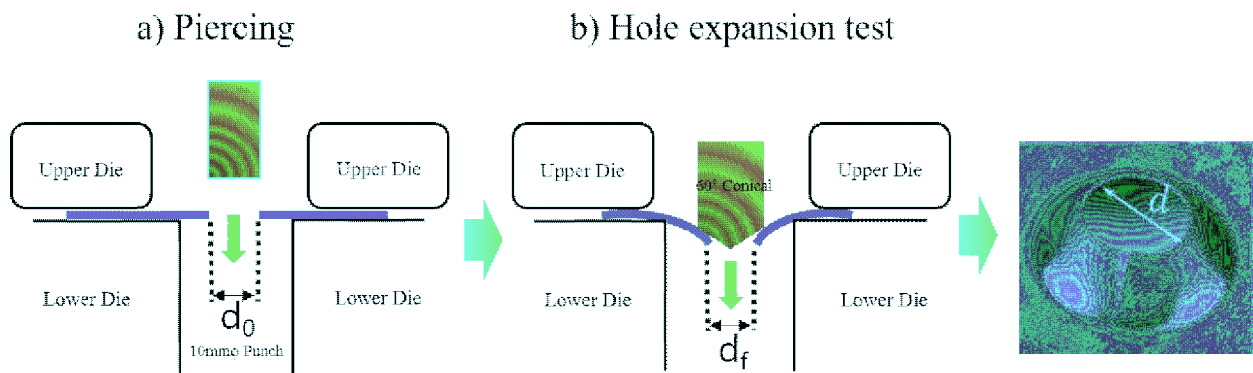


Figure 2 - 9 Schematic illustration of Hole expansion test.

$$\mathbf{HER(\%)} = \frac{d_f - d_0}{d_0} \times 100$$

Figure 2 - 1 0 Formula of Hole expansion test.

2.3 HER에 영향을 미치는 인자

HET 에 의해 측정되는 HER은 Stretch-flangeability를 측정하기 위해 플랜지가 성형되는 공법에 맞추어 사용되는 대표적인 평가법이다. HET 시험 중에 발생하는 Crack은 HER이 낮을 경우, Ferrite - Martensite 계면을 따라 전파되지만 미세 균열은 상을 통해 전파되는 경향이 있다. 이처럼 DP 강의 미세조직에 따라 Stretch-flangeability 큰 영향을 미칠 수 있으며 흔히, Martensite 분율과 같은 미세조직적 특성이 Stretch-flangeability에 영향을 미친다고 알려져 있다[25]. DP 강을 다루는 많은 연구에서 Ferrite와 Martensite의 미세조직 간의 상간 경도 차이가 크며 이는 Stretch-flangeability의 영향을 미치는 주된 인자라고 보고하고 있다[26]. 보고에 따르면 Ferrite와 Martensite의 상대 차가 감소하거나 미세조직의 균질성이 증가할수록 HER은 증가하는 경향이 있다. 또한 Martensite 형상도 성형성에 영향을 미친다고 보고되고 있다[27]. 보고에 따르면 Martensite 분율이 높으면서 Ferrite를 둘러싸고 있는 Martensite network 구조를 가진 강에서는 Martensite가 Ferrite보다 소성변형을 더 많이 받아 파손을 지연시킨다. 이를 통해 Ferrite - Martensite 계면에서 균열 전파를 방지하여 Stretch-flangeability를 향상한다고 보고하고 있다.

또한, HET 시험의 결과는 초기 구멍을 뚫는 과정에서 발생하는 변형의 영향으로 인해 구멍의 표면 상태에 따라 더 낮은 HER을 가진다고 보고되고 있다[28]. 초기 구멍을 제작하는 과정에서 어떻게 구멍을 준비하는지는 HER에 중요한 역할을 한다. 그중에서 Punching, Milling, Wire, EDM, Laser 절단 등과 같이 다양한 구멍 준비 방법이 구멍의 가장 자리에 다양한 수준의 손상이 보고되고 있다[29, 30]. 특히 Punching과 Drilling에 의해 구멍을 준비하는 경우 전단에 의해 재료에 손상이 발생하기 때문에 여러 개의 초기 미세 균열이 발생하며 이는 재료에 상관없이 모두 성형성을 많이 감소시킨다. 전단은 상당한 변형을 통해 미세한 소성 유동과 미세 공극의 결함을 발생시킨다. 따라서 구멍 가장자리에 결함이 미리 존재할 경우 강재에 큰 악영향을 미치게 된다[31]. 즉, 재료 표면에 국부

적인 응력 집중을 유발하며 표면에 미세한 균열을 만들기 쉬워지는데 이를 통해 구멍 확장 중에 균열 전파를 더욱 쉽게 만들고 결국 HER의 저하로 이어진다.

이처럼 DP 강의 Piercing 후 표면 상태, 미세조직의 분율과 형태, 상간경도 차이에 의해 HER에 영향을 미치는 영향 인자들은 많이 보고되고 있다. 하지만 이외에도 Stretch-flangeability 낮을 때 Ferrite – Martensite 계면을 따라 전파되는 문제가 종종 발생하는데 이는 입계 취화 원소 P에 의한 계면 편석 문제로 성형성 저하를 유발할 가능성이 있다. P는 강재에 편석되며 이를 악화시켜 강재를 취화 시킨다고 보고되고 있다[32-34]. P는 제선, 제강 공정 중에 원료, 내화 재료 등을 통하여 강 중에 함유되며, 특수한 경우를 제외하고 0.05 wt. % 이하로 제한된다. 또한 공구강의 경우 0.025 wt. % 이하까지 허용되며 인장강도, 경도를 증가시키지만, 연신율을 감소시키고 상온 이하에서 충격값을 저하한다는 보고가 있다[35].

지금까지 DP 강의 성능을 향상시키기 위한 연구는 많이 진행되어 왔었다. 그럼에도 불구하고 입계 취화 원소 P가 Stretch-flangeability 저하를 일으킨다는 연구는 보고되지 않았다. 특히, 용선 예비처리 과정에서 인이나 황 성분을 선택적으로 제거하는 작업인 탈린과 탈황 작업이 필수적이기 때문에 기업에 있어 비용과 직결되는 문제라 이를 연구할 필요가 있다.

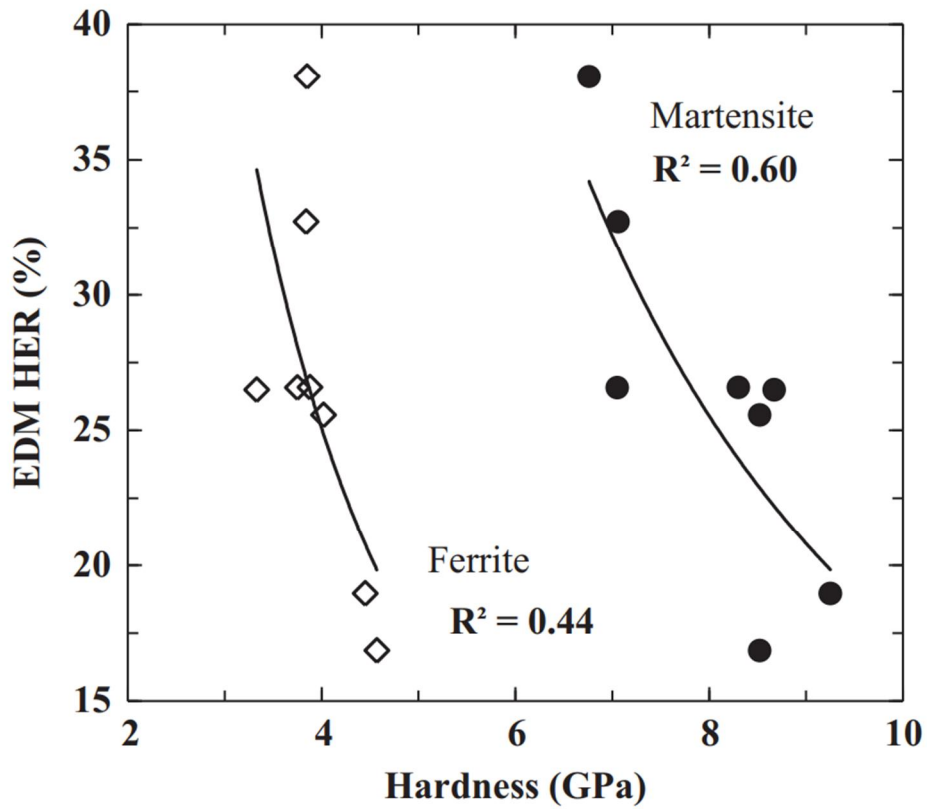


Figure 2 - 1 1 Relationship between the difference in hardness between ferrite and martensite and the hole expansion ratio.

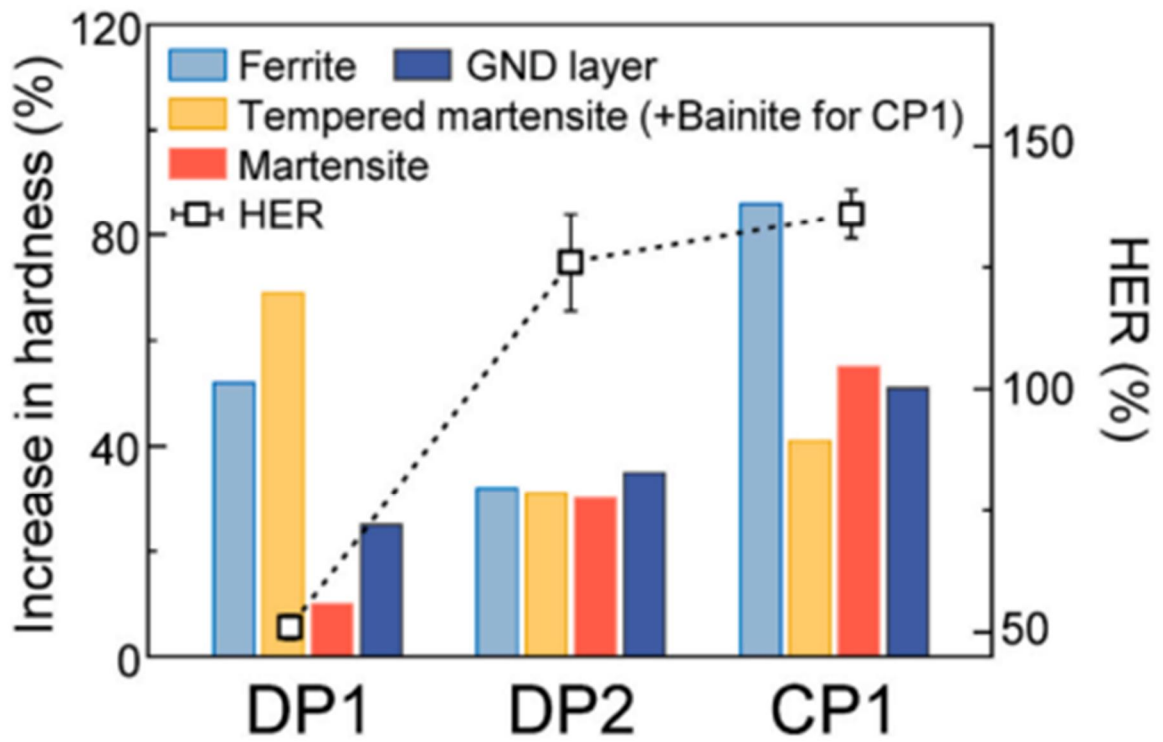
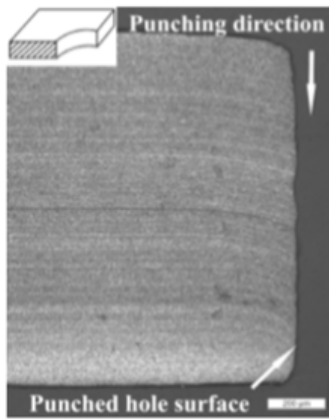
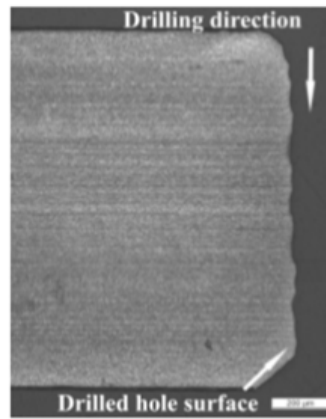


Figure 2 - 1 2 Increase in hardness of constituent phases after HER tests and HER value.

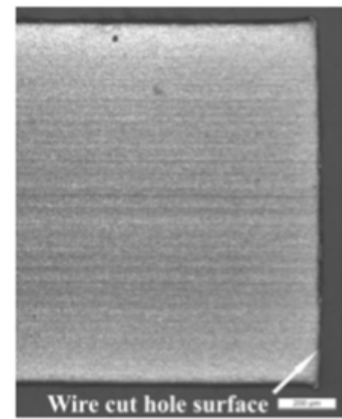
DP800



(a)

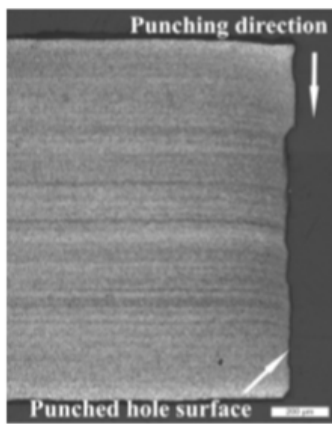


(b)

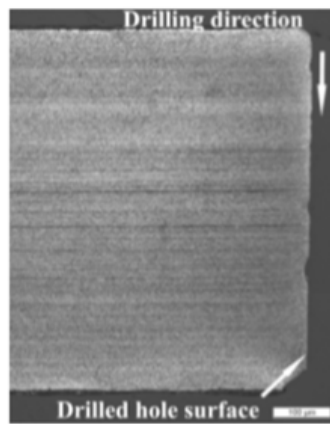


(c)

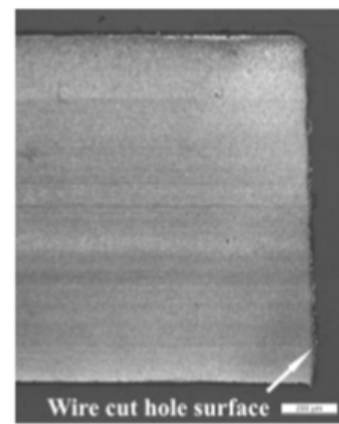
CP800



(a)



(b)



(c)

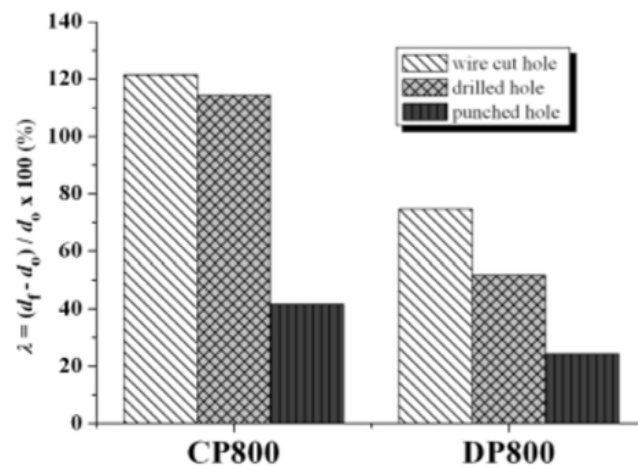


Figure 2 - 1 3 Hole expansion ratio of edge conditions.

3. 실험 방법

3.1 대상 강재

본 연구에서 다룬 강재는 인장강도가 약 980MPa급, 두께 1.5t의 냉연 DP 강판에 P 함량만이 증가함에 따라 미세조직과 HER의 상관관계를 연구하고자 하였다. 강재는 기본 P1에서 P 함량만 변화시킨 4가지 강종으로 구분하였으며, P1에서 P4 순으로 P 함량이 증가한다. 대상 강재는 현대제철(주)에서 강재를 제공하여 이뤄졌으며 P의 함량 정보는 기입하지 않았다.

Table 3-1 Chemical composition of dual phase steel

Chemical composition (wt. %)				
	C	Mn	Si	Cr
P1 steel	< 0.15	< 2.5	< 1.5	< 0.5

3.2 미세조직 관찰

본 연구에서 사용된 4가지 강재의 LS 방향에 대한 미세조직을 관찰하기 위하여 시편을 연마하고, 3% Nital 용액 (Ethanol 97% + Nitric acid 3%) 에칭 후 광학현미경(Optical Microscopy: OM)과 주사전자현미경(Scanning Electron Microscopy: SEM)을 통해 미세조직을 관찰하였다. 또한 각 강재에 대한 미세조직을 Image analysis 통하여 결정립 크기 및 상분율을 정량화하였다.

3.3 경도 시험

각 강재의 경도를 측정하기 위하여 하중 0.3kg으로 Vickers hardness를 측정하였다. 동일한 하중으로 압흔 측정을 하기 위해서 시험 편면을 고르게 연마 후 각 강재의 평균적인 경도를 얻기 위하여 모든 조직을 전부 포함할 수 있도록 충분히 큰 압입자를 가지는지 확인하였고, 시험 시 변형의 영향을 받지 않도록 압입 자국의 대각선 길이에 5배의 간격을 두고 길이 방향으로 측정하였다. 또한 UNIST(울산과학기술원: Ulsan National Institute of Science and Technology)의 도움으로 Nano-indentation을 실시하여 각 상에 대한 경도를 측정하여 평균 상간 경도 차이를 비교하였다. 아래의 Figure 3 - 1에 Ferrite 상의 경도를 측정한 압입자를 나타냈다.

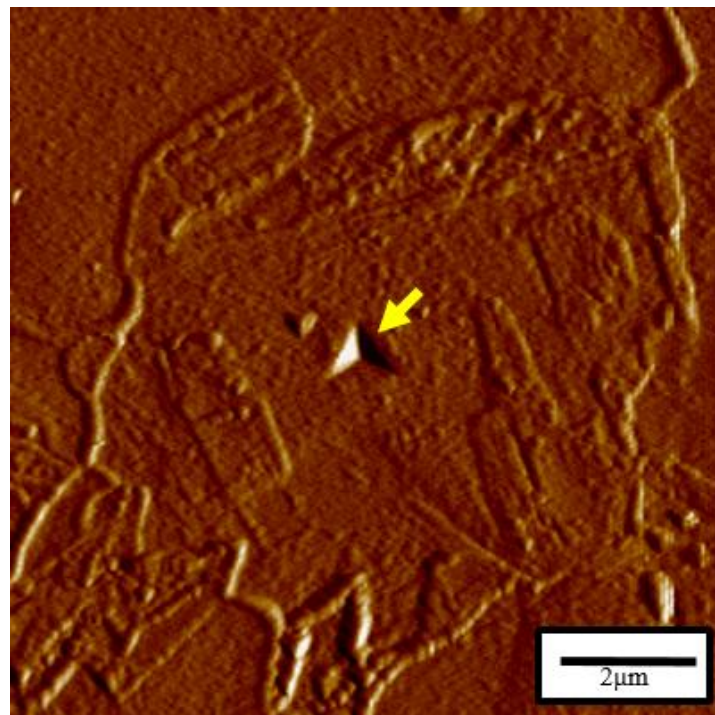


Figure 3 - 1 Nano-indentation test of ferrite.

3.4 Mapping

^{12}C -, ^{31}P -를 검출하기 위해 초미세 이차이온 질량분석기(Nano-SIMS)를 이용하여 SIMS 실험을 수행하였다. 우선 실험은 4가지 강재의 LT 면을 연마하고 3% Nital 용액으로 (Ethanol 97% + Nitric acid 3%) 상을 구분할 수 있게 에칭하고 분석을 진행하였다. 분석 장비는 CAMECA Nano SIMS 50을 사용하였으며 Cs^+ 1차 이온 빔으로 스퍼터링 하여 초점을 맞추기 위해 Impact energy 16keV, Current 0.4pA 분석 조건으로 $(250 \times 250)\mu\text{m}^2$ 의 영역에 걸쳐 스캔한 deep SIMS 측정을 통해 Nitrogen levels를 얻었다. 또한 $\text{NC} 2 + 2$ 차 이온은 지름 $100\mu\text{m}$ 로 제한된 샘플 표면의 원형 영역에서 사용하였으며 Mapping image의 Raster size는 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 에 걸쳐 분석하였다.

3.5 Hole expansion test 모사 시험

모든 강재는 Figure 3 - 2의 만능 시험기를 통해 Hole expansion test 모사 시험을 각각 10회 씩 실시하여 Force와 Displacement를 측정하며 시험을 진행하였다. 시험에 사용한 시편은 $35 \times 70\text{mm}$ 로 정중앙 10mm 구멍이 뚫려 있다. 이는 Punch와 Wire로 각각 Piercing 하여 초기 구멍이 제작된 시편을 사용하였다. 시험은 각 시편에 대하여 일정 응력에 멈추면서 Macro scope를 통해 두께 방향으로의 이미지를 얻으며 초기 균열부터 관통 균열이 발생할 때까지 모사 시험을 진행하였다. 시험은 구멍 확장 후 늘어난 구멍의 두께 방향으로 균열이 관통되면 늘어난 지름을 공식에 대입하여 HER을 나타냈다. 아래의 Figure 3 - 3과 Figure 3 - 4에 각 강종의 HER 후 시편의 두께 면과 HER의 평균값을 나타냈다.



Figure 3 - 2 Hole expansion simulation test.

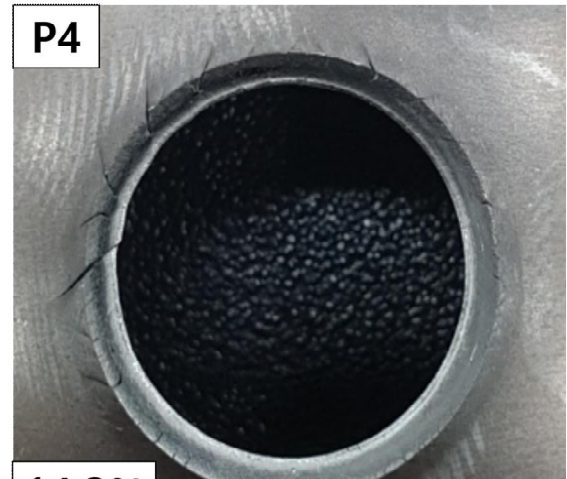
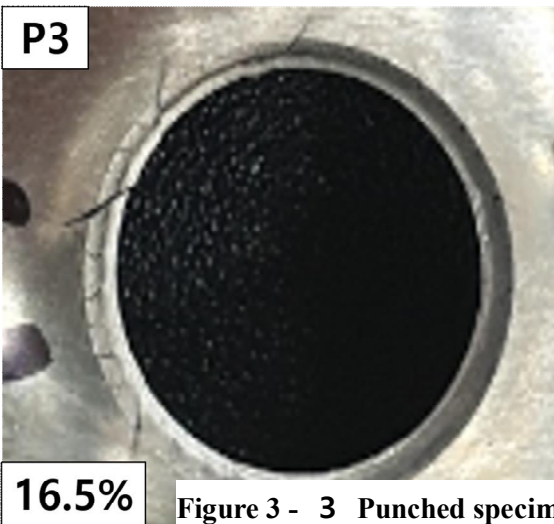
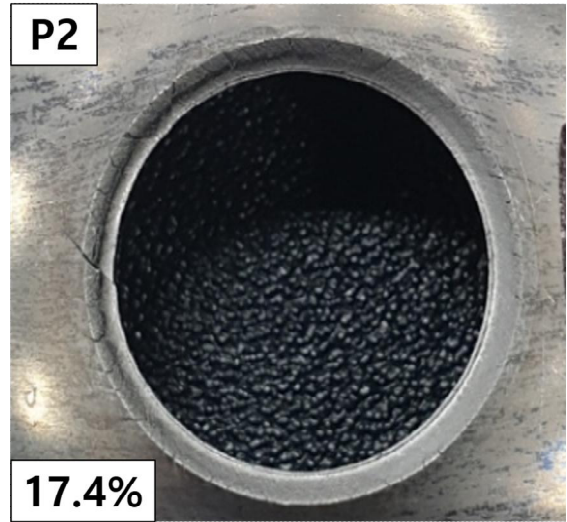
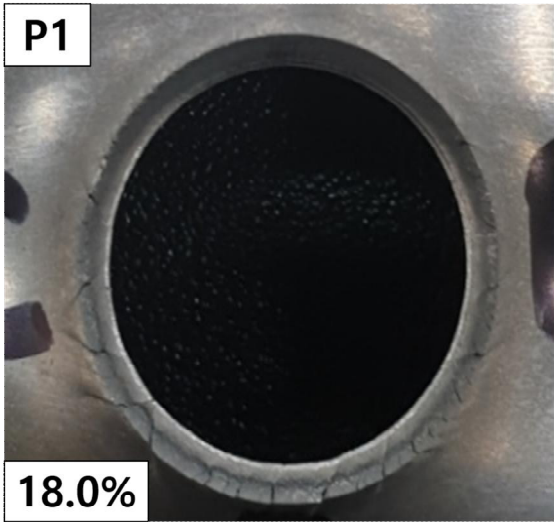


Figure 3 - 3 Punched specimens after hole expansion test.

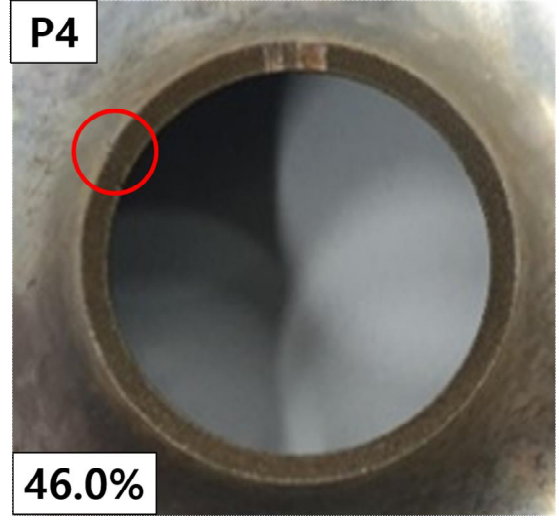
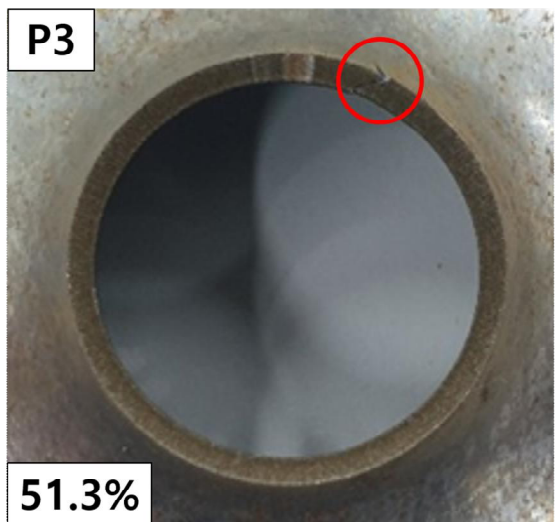
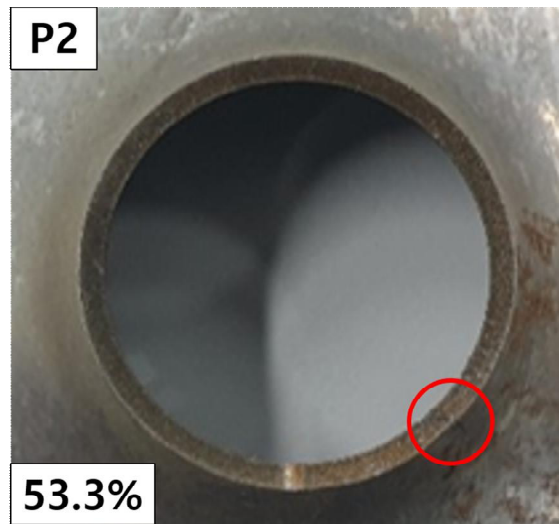
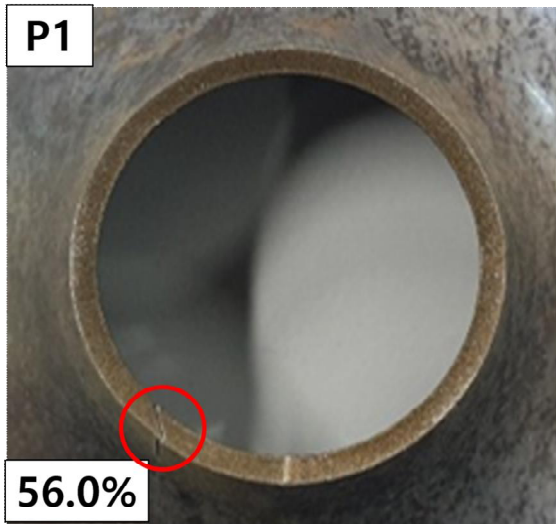


Figure 3 - 4 Wire cut specimens after hole expansion test.

3.6 Hole expansion test 후 균열 관찰

구멍 확장 후 나타난 균열의 전파 거동을 비교하기 위해 RD 방향을 따라 LT 면을 관찰하였다. 구멍 확장 후 나타난 균열을 살펴보며 주변의 미세조직을 관찰하기 위해 시편을 연마하고 3% Nital 용액 (Ethanol 97% + Nitric acid 3%) 에칭 후 주사전자현미경(Scanning Electron Microscopy: SEM)을 이용하여 구멍 확장 후 발생한 균열과 인접한 미세조직을 관찰하였다. 또한 균열에서부터 RD 방향으로 20 μ m 이내의 Martensite 미세조직의 형태를 aspect ratio를 이용해 정량화하였다. 이를 통해 P 함량 증가에 따른 변형 거동을 설명하고 균열 전파 거동 차이를 확인하고자 하였다.

3.7 In-situ fracture test

P 함량 증가에 따른 균열 전파 거동을 명확하게 관찰하고자 In-situ 파괴 시험을 시행하였다. 시험에 사용한 시편은 Figure 3 - 7과 같다. In-situ 파괴 시험은 시편을 연마하고 3% Nital 용액으로 3s 에칭 후 Notch를 화면 중앙에 배치하고 변형 메커니즘을 관찰하기 위해 SEM 비디오를 통해 일정한 응력에 멈추면서 변형 후 일정 응력 이상부터 발생하는 균열 전파 거동의 변화를 관찰하고자 하였다. 또한 Displacement - Force를 측정하며 응력 집중으로 인해 급격한 파단 지점을 관찰하고자 하였다.

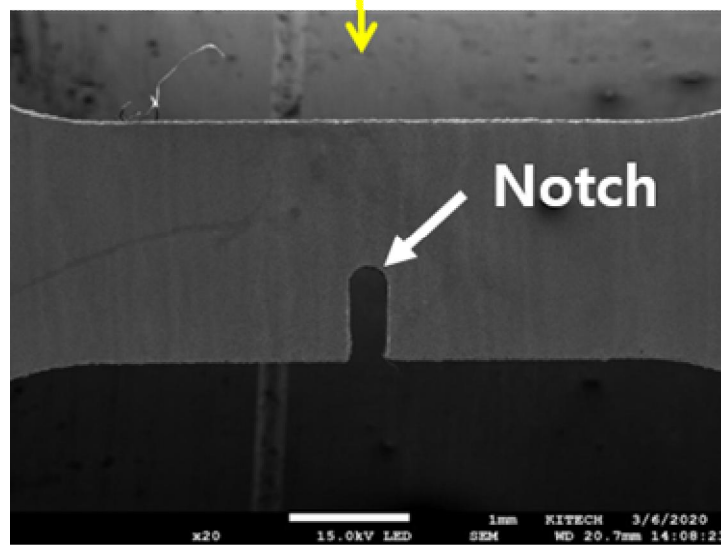
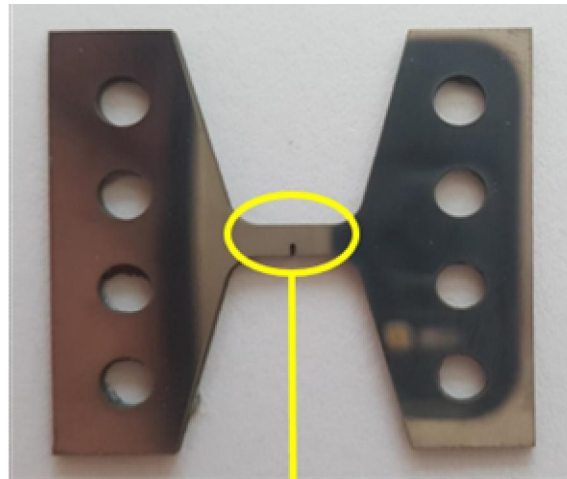


Figure 3 - 5 Specimen of In-situ fracture test.

4. 실험 결과

4.1 미세 조직

본 연구의 대상 강재에 대한 미세조직은 광학현미경(OM)의 그림을 살펴보면 Figure 4 - 1 과 주사전자현미경(SEM)의 Figure 4 - 2를 사용하여 나타냈다. 먼저, 두께 1.5 t의 대상 강재의 평균적인 미세조직을 관찰하기 위해 LS 면의 판재 중앙부를 채취하였다. Figure 4 - 1, 2에서 보는 바와 같이 모든 강재는 압연 방향(RD)으로 Band Structure가 발달하여 있으며 Ferrite (F), Martensite (M), Tempered martensite (TM) 으로 구성된 전형적인 Dual phase조직을 확인할 수 있다. 미세조직의 모양은 Tempered martensite와 Martensite의 경우 모든 강재에서 Polygonal 하며 일부는 Lath 형태로 관찰되었다. Tempered martensite의 경우 좀 더 조대한 형태로 관찰되었지만, P 함량 증가에 따른 모양 변화는 확인할 수 없었다.

Figure 4 - 3은 미세조직 사진을 바탕으로 Image analysis를 통하여 대상 강재에 대한 분율과 결정립 크기를 보여주고 있다. Figure 4 - 3의 Volume fraction (%)에서 보는 것과 같이 P1의 경우에는 Ferrite가 49.4%의 분율을 나타내고 있으며 Tempered martensite가 30.3%, Martensite가 20.3% 포함되어 있다. 반면에 P4의 경우에는 Ferrite가 1.2% 증가하고 Tempered martensite가 0.8%로 증가한 것을 알 수 있으나 Martensite가 2% 감소하였다. 또한 Figure 4 - 3의 Grain size (μm) 에서 보는 바와 같이 P1의 경우에는 Ferrite는 $4.6 \mu\text{m}$ 이며 Tempered martensite가 약 $3.3 \mu\text{m}$ 그리고 Martensite는 약 $2.1 \mu\text{m}$ 포함되어 있다. 반면에 P4의 경우에는 Ferrite가 약 $0.3 \mu\text{m}$ 증가하고 Tempered martensite는 약 $0.1 \mu\text{m}$ 로 감소하며 Martensite는 $0.2 \mu\text{m}$ 도 감소되었다. 하지만 Figure 4 - 3을 보면 모든 강재의 분율과 결정립 크기들은 오차범위 ± 2 이내의 변화를 보인다. 이를 통해 대상 강재에 첨가된 P 함량의 범위로는 모양 및 분율과 결정립 크기에 명확한 변화를 확인할 수 없었다. 결론적으로 본 연구에 제시된 범위 이내의 P 함량만의 증가로는 미치는 영향이 적다고 할 수 있다.

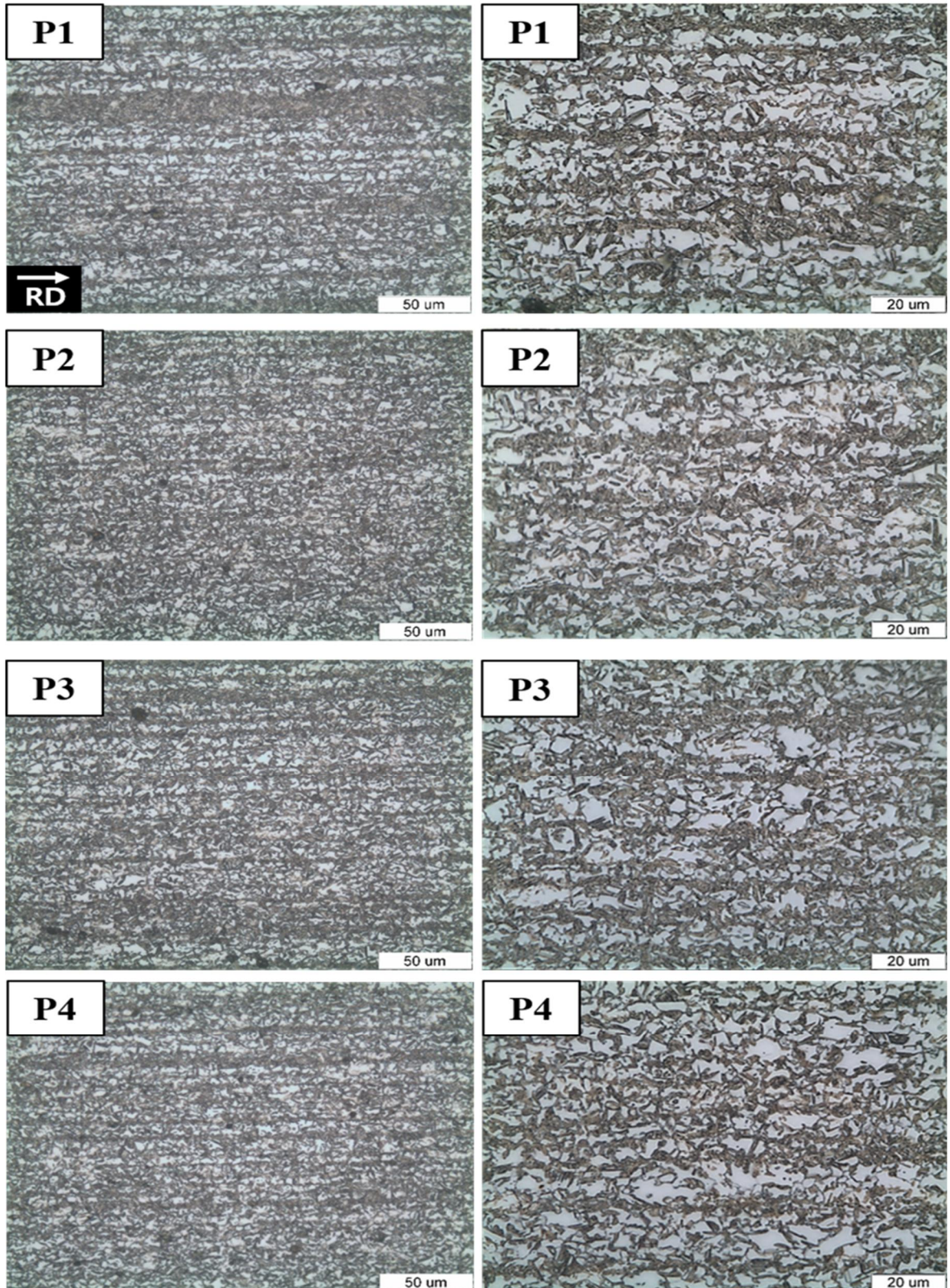


Figure 4 - 1 Optical microscopy (OM) of dual phase steels.

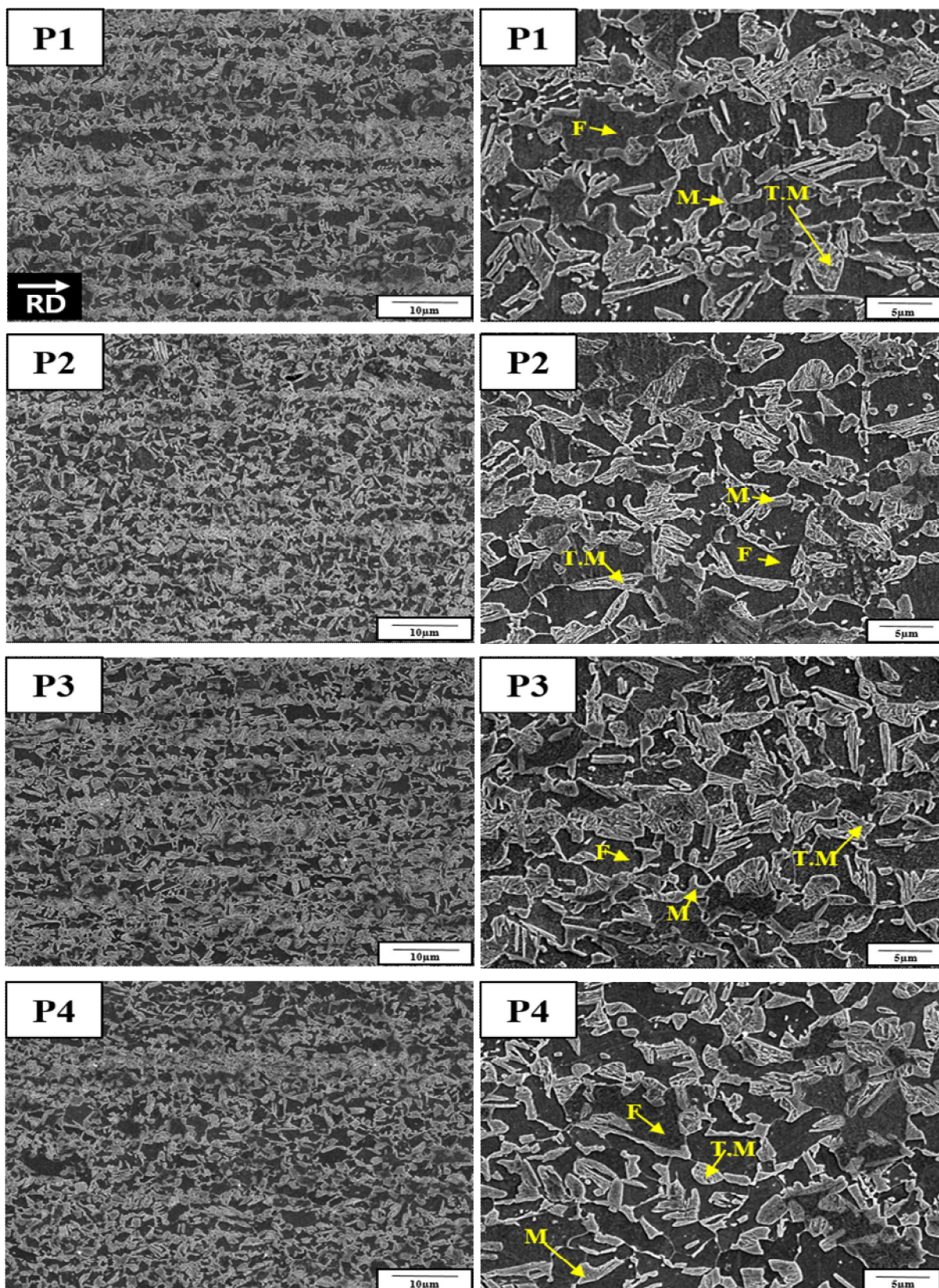


Figure 4 - 2 Scanning electron microscopy (SEM) of dual phase steels.

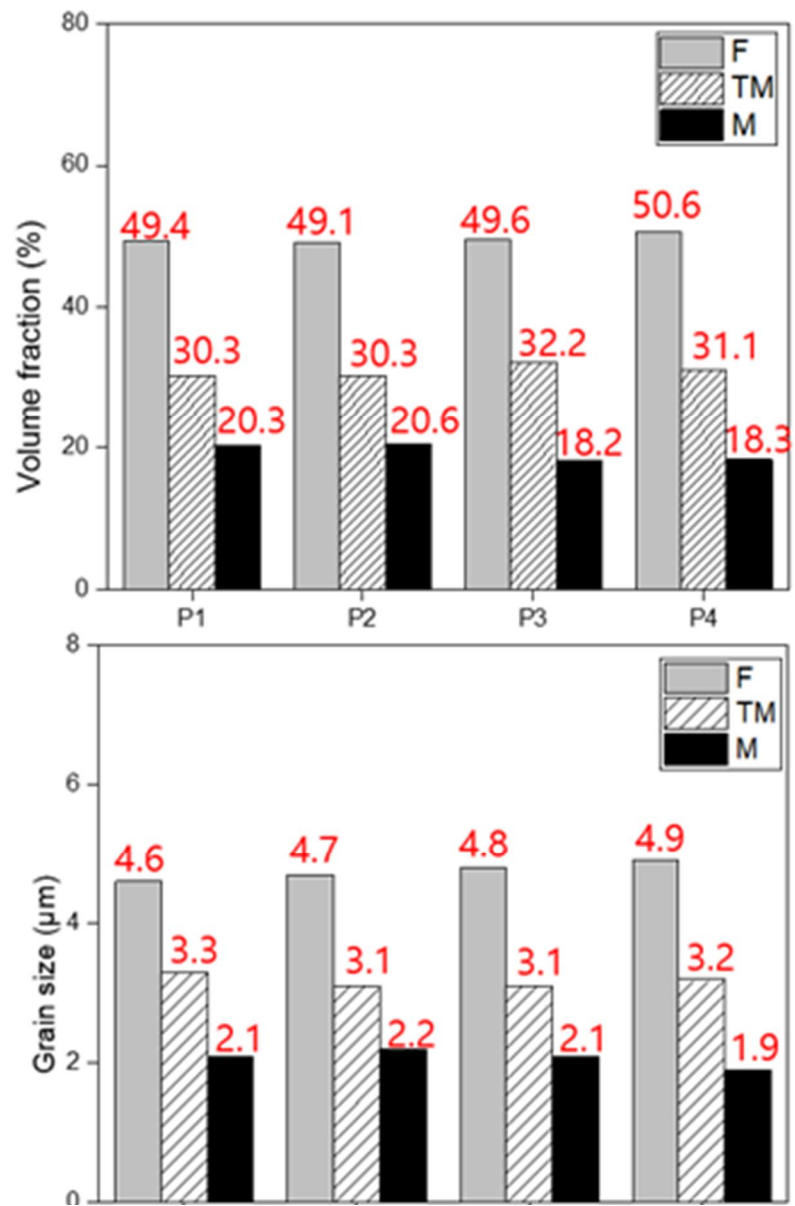


Figure 4 - 3 Volume fraction and Grain size of steels. (Gray: Ferrite, Slash: Tempered martensite, Black: Martensite).

4.2 경도 시험

Figure 4 - 4는 비커스 경도 시험을 통해 얻은 각 강재의 평균 경도이다. 최대한 시험면을 고르게 연마 후 시험 시 변형의 영향을 받지 않도록 간격을 두고 측정하였음에도 불구하고 평균 비커스 경도 측정 결과, P1의 경우 317Hv며, P4의 경우 약 4Hv가 증가하였다. 이를 통해 P 함량 증가에 따른 비커스 경도 변화는 거의 없음을 알 수 있었다.

Figure 4 - 5는 Nano-indentation 경도 시험을 통해 각 Phase에 대한 경도를 측정하여 Ferrite와 Martensite의 경도 차이를 좀 더 명확히 비교하고자 하였다. 시험은 Ferrite, Tempered martensite, Martensite의 각 상을 측정하여 평균값으로 나타나며 P 함량이 가장 적은 P1과 가장 많은 P4만을 진행하였다. 실험 결과, P1의 Ferrite의 경우 3.95이며 P4는 0.31로 경도가 감소하였다. 반면에 Tempered martensite와 Martensite는 P1은 각각 4.55와 7.12이며 P4는 1.09와 0.48로 경도가 증가하였다. 따라서 P 함량 증가에 따라 Ferrite 경도 값 감소 그리고 Martensite 경도 값 증가를 확인할 수 있었다. 이를 통해 Figure 4 - 5에서 보이는 것과 같이 P1보다 P4에서 0.29 더 큰 상간 경도 차이를 가지고 있음을 확인할 수 있었다. 현재까지 DP 강에서 Stretch-flangeability에 주요 영향을 미치는 인자 중 하나인 상간 경도 차에 관한 많은 연구가 이루어져 있다. 이를 근거로 선행 연구된 내용들을 보면 0.29의 차이는 아주 작은 차이이며, 이를 고려하면 P 함량 증가에 따른 상간 경도 차이 변화는 HER에 미치는 영향이 거의 없음을 알 수 있으며 상간 경도 차이가 본 연구에서 주요 영향 인자가 아님을 확인하였다.

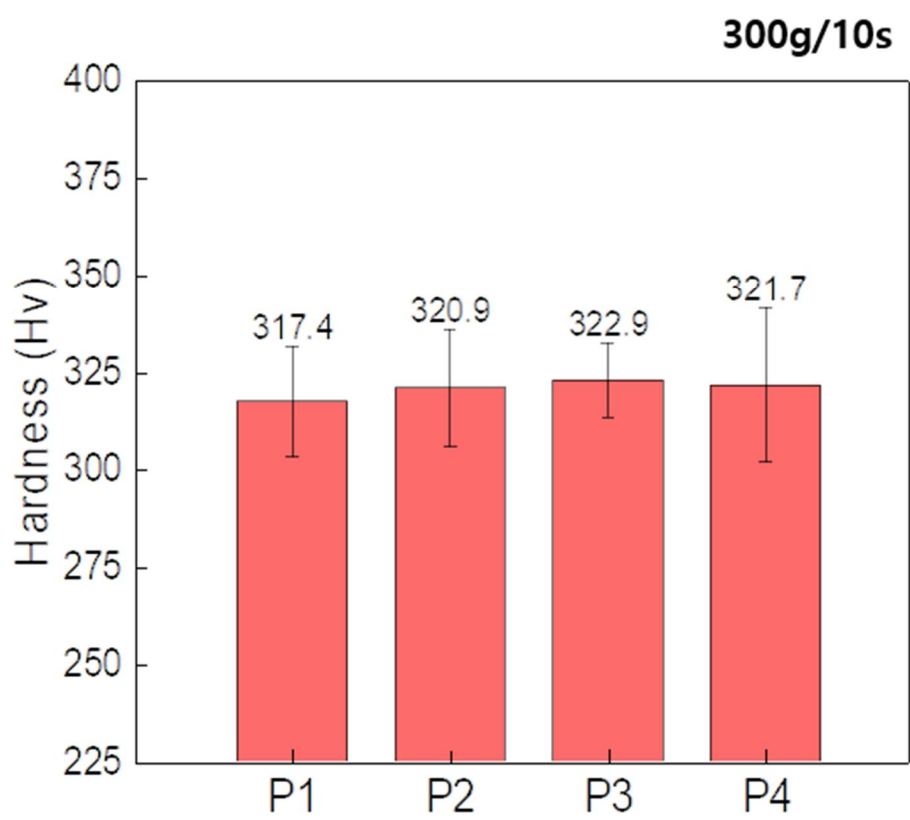
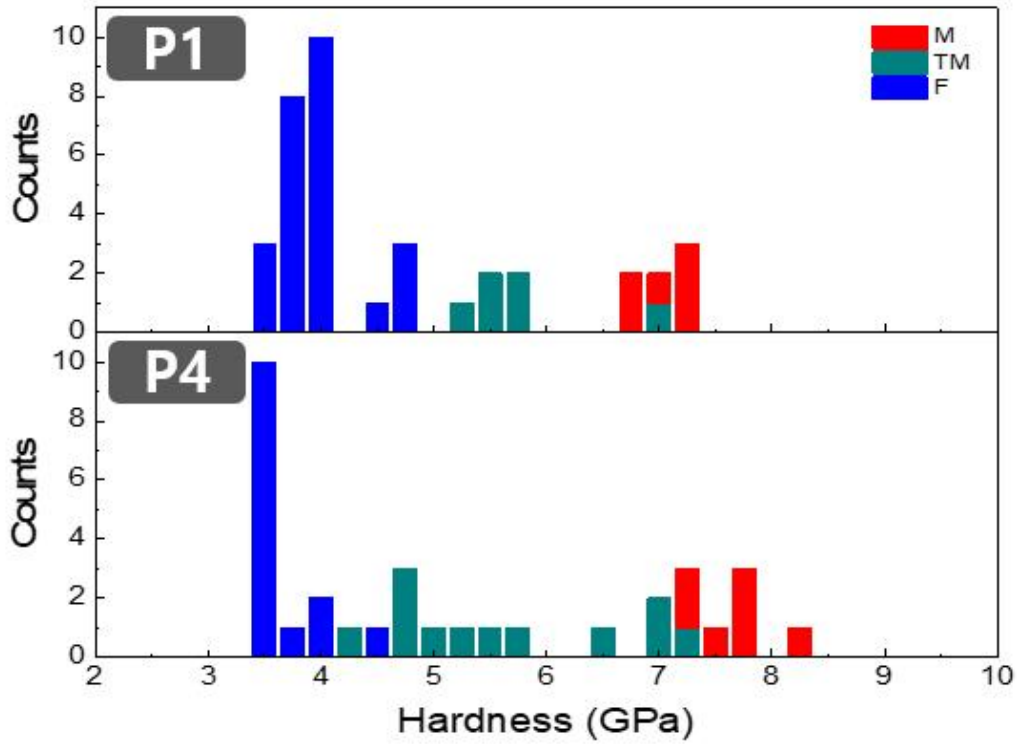


Figure 4 -4 Vickers hardness of steels.



	H_F	H_{TM}	H_M	H_M/H_F
P1	3.95 (±0.32)	4.55 (±0.92)	7.12 (±0.23)	1.80
P4	3.64 (±0.30)	5.64 (±1.03)	7.60 (±0.32)	2.09

Figure 4 - 5 Nano-indentation of steels.

4.3 Nano SIMS 성분 분석

본 연구는 대상 강재 간의 표면에서 스퍼터링 되어 방출되는 이온 입자를 이용하여 이온의 질량 측정을 통해 ppm 단위의 미량의 P 원소가 강재 표면에서의 편석을 확인하기 위해 실험을 진행했다. 그림은 Linear scale image로 방출되는 2차 이온 입자의 counts에 따라 색으로 표현하였다. 그림에서 Scale bar를 보면 Maximum count의 값이 모두 동일하며 붉은 색에 가까울수록 검출된 Ion의 개수가 달라 색의 차이를 비교함으로써 정성적으로 비교할 수 있다.

실험 결과, Figure 4 - 6의 좌측의 그림은 표면에서 ^{12}C 를 검출한 결과이며, 우측의 그림은 표면에서 ^{31}P 를 검출한 결과이다. 4가지 강재 모두 공통적으로 ^{12}C 에서 Counts에 따라 파란색 영역은 Ferrite를 나타낸다. 녹색은 Martensite 혹은 Tempered martensite 형태임을 확인할 수 있었으며 일부 ^{12}C 가 많이 고용되어진 영역은 붉은색으로 상을 구분할 수 있었다. ^{31}P 를 검출한 그림을 보면 ^{31}P 가 시편 전체에 고르게 분포하고 있으며 P1과 P2에서 뚜렷한 편석을 확인할 수 없었지만 P3부터 눈에 띄는 편석을 확인할 수 있었다. 특히, P4에서 일부 C가 높게 검출 되는 형태를 따라 P도 높게 검출되는 영역이 존재하며 대체적으로 시편 전체에 P가 고르게 분포하고 있음을 알 수 있었다.

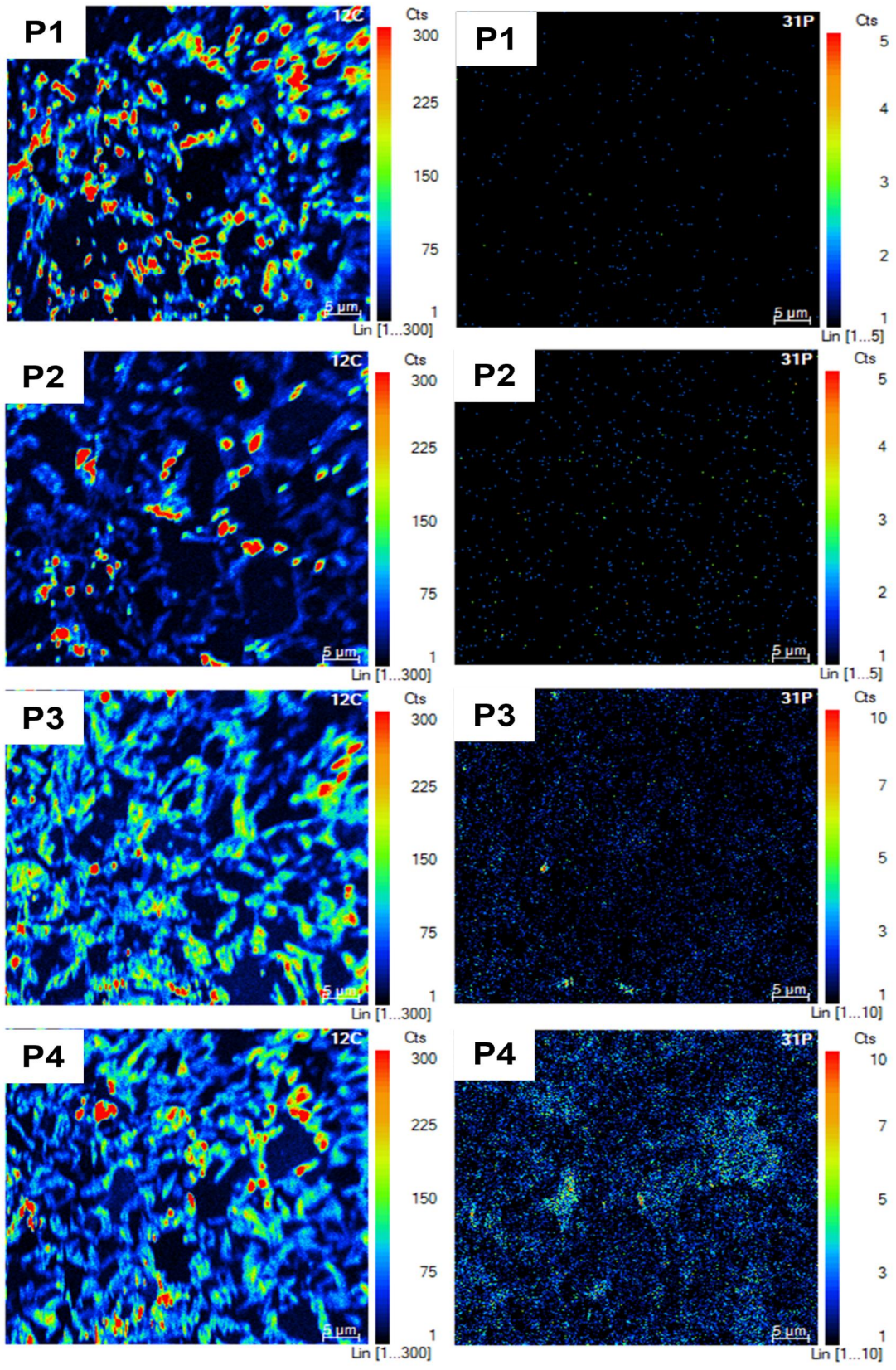


Figure 4 - 6 Mapping image of Nano-SIMS (Left: Carbon, Right: phosphorus)

4.4 Hole expansion test 모사 시험

대상 강재의 균열 개시 및 관통 균열 발생까지의 응력을 비교하기 위해 hole expansion test 모사 시험을 진행하였다. Figure 4 - 7은 초기 구멍 가공을 Punch로 진행한 Displacement - Force 곡선 그래프를 나타냈다. 강재 모두 #1 ~ #5의 일정한 지점에서 시험을 멈추고 두께 면을 관찰 후 관통 균열이 발생할 때까지 진행하였다. 모사 시험을 수행 전에 일반적인 Hole expansion test를 먼저 진행하여 관통 균열이 발생하는 최대 응력을 확인하였다. P1의 경우 대략 12,000N에서 관통 균열이 발생하였으며 이를 토대로 모사 시험을 최대 12,000N에서 관통될 것으로 가정하고 시험을 진행하였다. Table 4 - 1에 #1 ~ #5까지의 응력 값을 나타냈다. 표는 그래프에 지정된 응력 값에 도달하면 시험을 멈추고 Macro scope를 통해 Fracture zone에서 Shear zone까지 두께 방향으로의 균열 여부를 관찰하였다. Figure 4 - 8은 초기 구멍 가공을 Punched 시편의 지정된 응력 값에 도달하면 촬영한 이미지의 두께 면을 나타냈다. #1에서는 5,000N의 응력을 받았음에도 4가지 강재 모두 초기 상태와 비교해서 아무런 변화가 없었다. 이는 원추형 Punch에 시편이 눌리며 힘을 받지만, 구멍의 가장자리 전체에 고르게 힘을 받으며 외관상 변화가 없음을 뜻한다. #2의 7,500N의 응력에서 Fracture zone에서부터 두께 방향으로 Shear zone을 향해 초기 균열이 여럿 발생하기 시작했다. 이를 통해 4가지 강재 모두 비슷한 응력 수준에서 균열이 발생하는 것을 관찰할 수 있었다. 하지만 P4의 경우 #3의 10,000N에서 다른 강재들과는 다르게 가장 먼저 관통 균열이 발생하였다. 반면에 P1은 가장 높은 #5의 12,000N에서 관통 균열이 발생하여 HER은 18.0%이며, P4는 14.7%로 가장 낮은 HER을 나타냈다. 그뿐만 아니라 P2와 P3는 #4의 10,000N에서 관통 균열이 발생한 것으로 보였다.

Figure 4 - 9는 Punched 시편의 Hole expansion test를 일정 응력에 멈추며 파단 되는 지점까지만 시험을 진행하고 늘어난 지름을 공식에 대입해 공식에 따라 나타낸 HER 결과값이다. 시험 결과 약 3.7%의 HER이 감소함을 확인하였다.

Punched를 통해 구멍을 제작한 시편 이외에 구멍 가장자리에 Damage 손상이 적어 파면에 기공과 잔 균열이 적다고 알려진 Wire cut을 추가로 진행하여 HER의 변화를 확인하고자 하였다. Figure 4 – 10의 그림을 보면 Wire cut의 경우 최대 32,000N까지 응력에 도달하는 것을 확인할 수 있다. 즉, 홀 확장 시 구멍 주변에서 가공 경화의 정도가 두 시편 간의 차이가 존재하며 이를 통해 초기 가공 시 받은 변형에 따라 HER 값에 영향을 미칠 수 있음을 알 수 있다. Figure 4 – 11의 그림을 보면 P1의 경우 HER은 56%이고, P4의 경우 HER은 46%를 보이며, Punched에 비해 Wire cut에서 좀 더 명확한 HER 값의 변화를 관찰할 수 있었다. 하지만 초기 구멍을 가공하는 방법에 관계없이 두 시편 간의 P4에서 가장 낮은 HER을 나타냈다. 이로 인해 P 함량 증가에 따른 HER 차이를 비교할 수 있었으며, P1이 균열 발생 시 균열 저항성에 더 우수하며 뿐만 아니라 P3 이상부터 HER이 급격히 감소하기 시작하는 것을 확인하였다.

Table 4-1 Hole expansion simulation test for stress range.

#1	#2	#3	#4	#5
5,000N	~7,500N	~10,000N	~11,000N	~12,000N

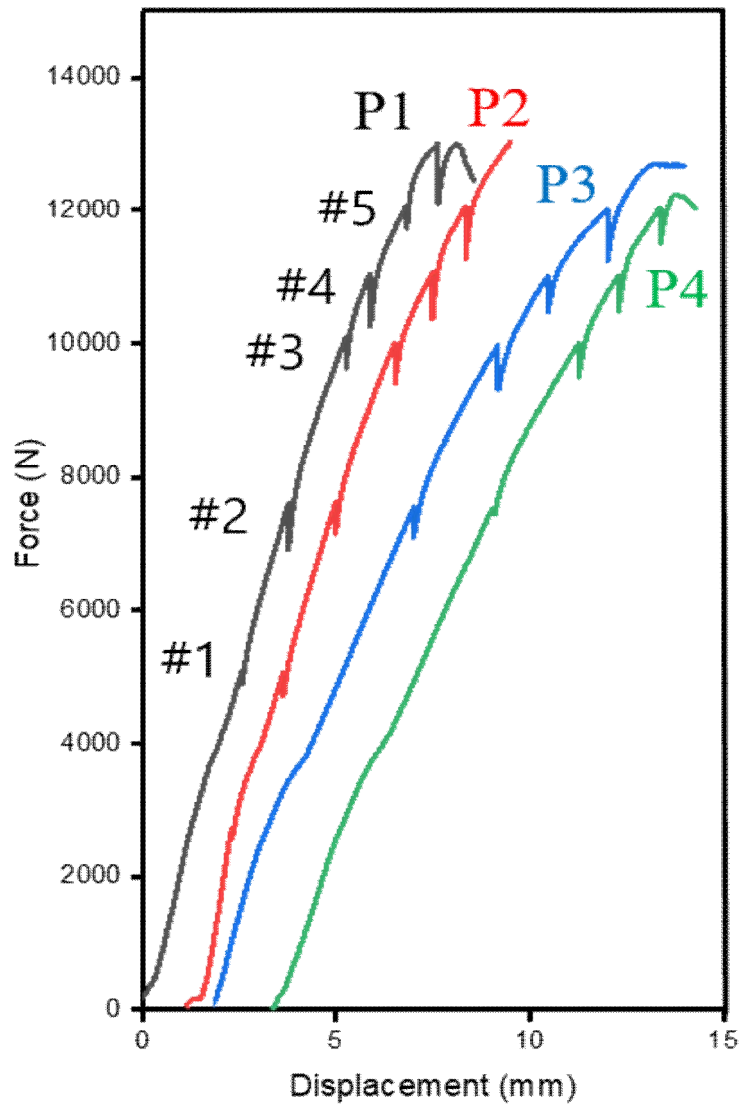


Figure 4 - 7 The stress range of displacement – force after hole expansion simulation test.

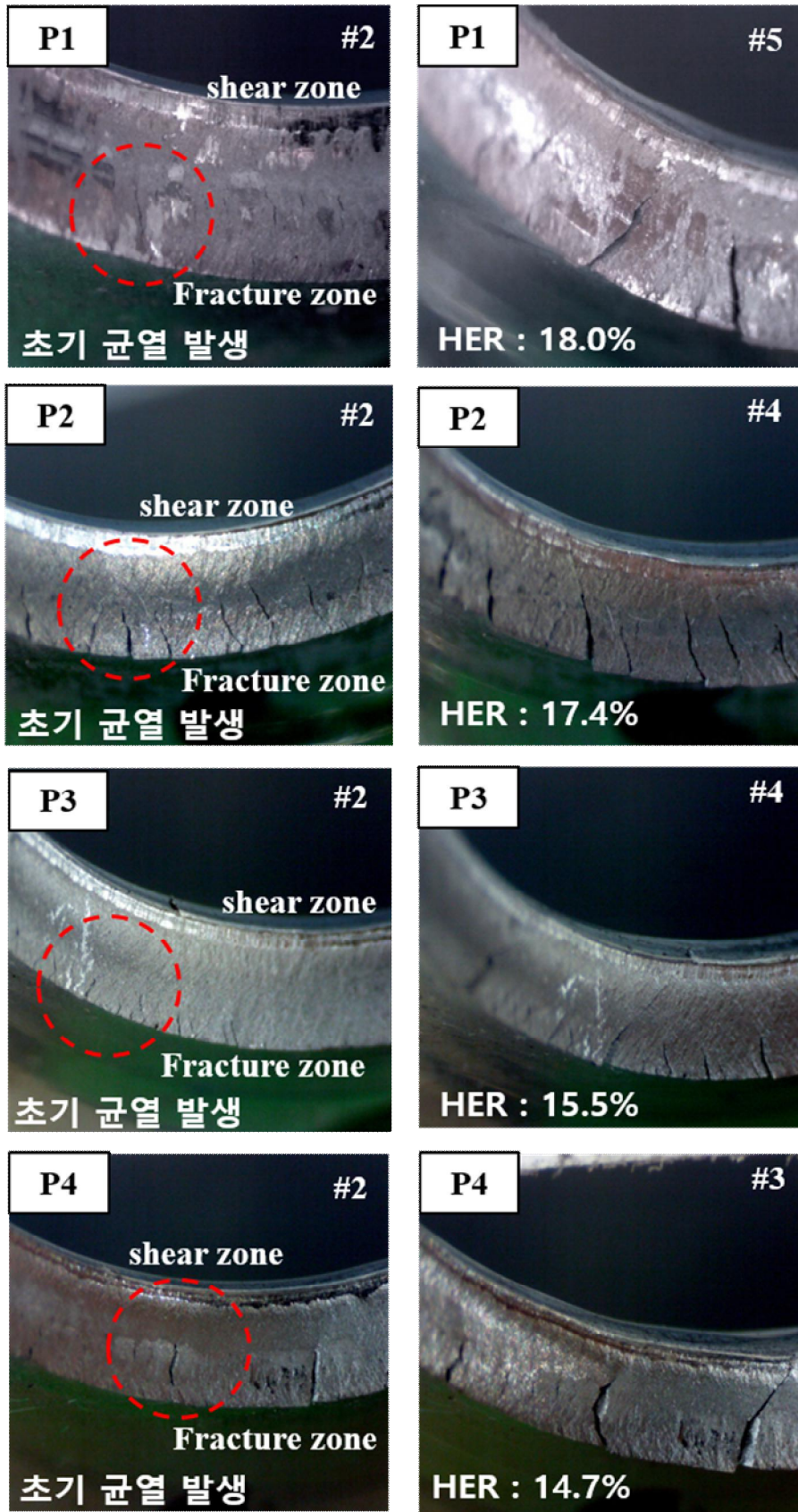


Figure 4 - 8 Thickness direction of punched specimens after hole expansion simulation test.

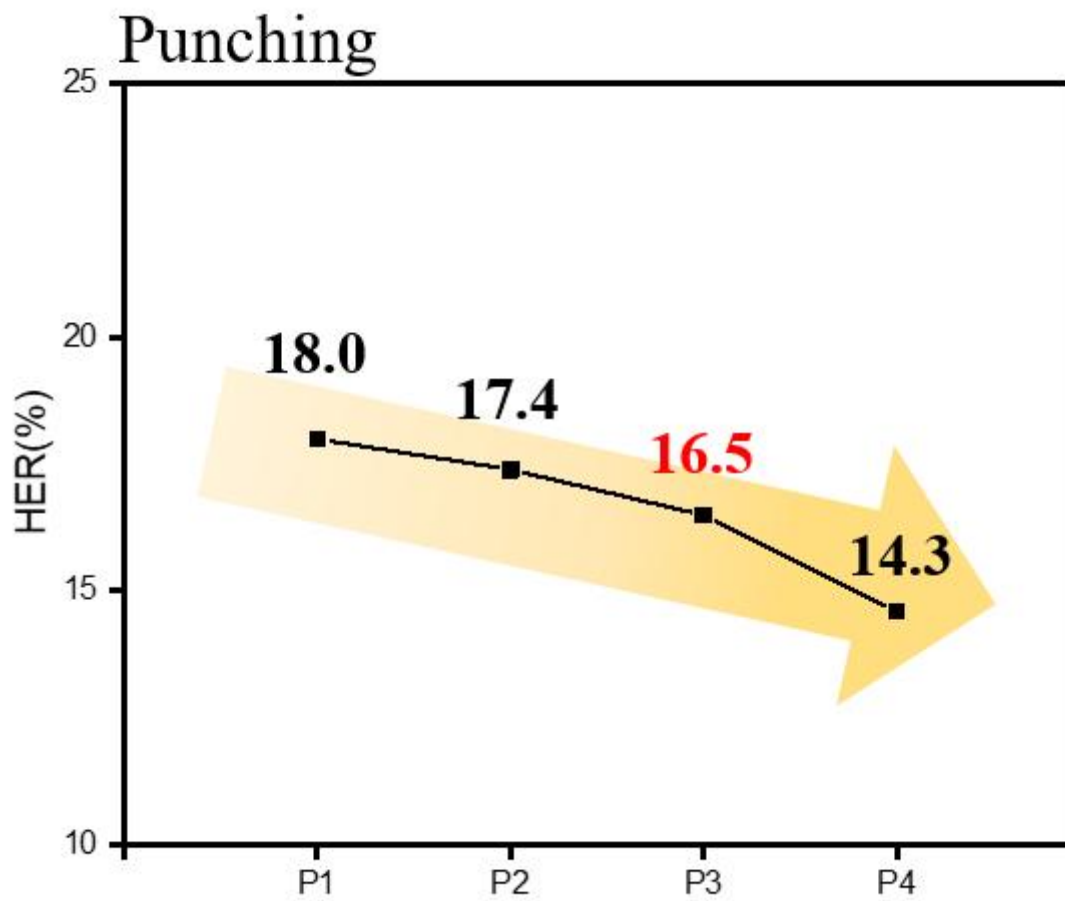


Figure 4 - 9 Results punched specimens of after hole expansion simulation test.

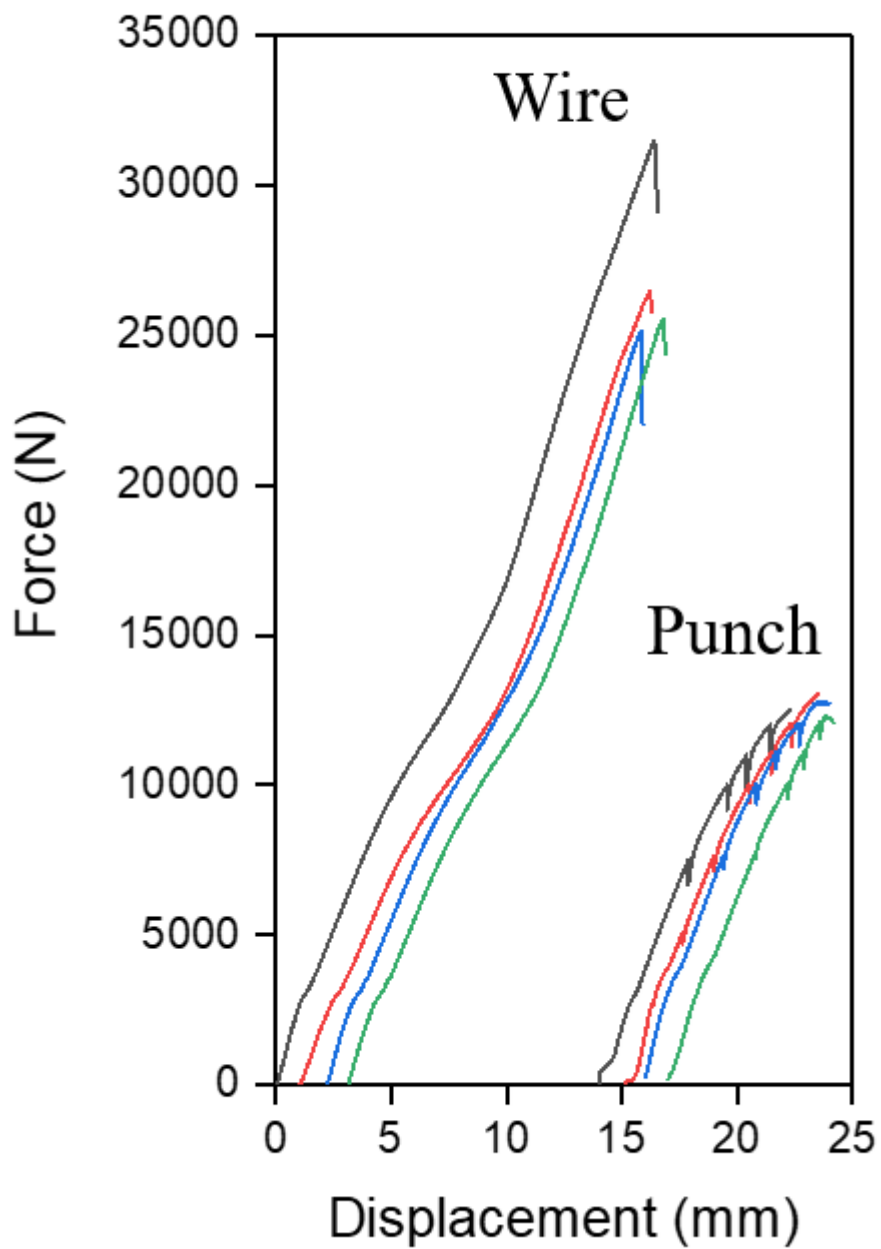


Figure 4 - 1 0 Displacement – force of hole expansion simulation test (Left: wire, Right: punch)

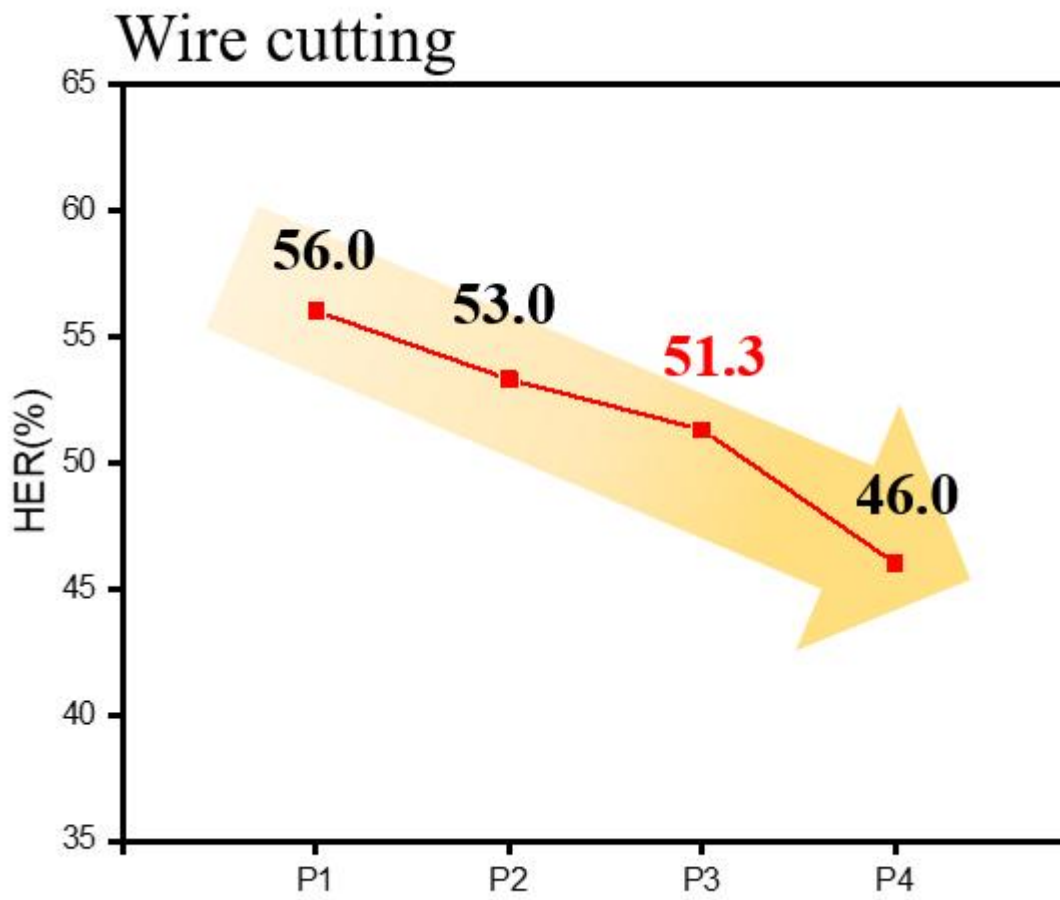


Figure 4 - 1 1 Results Wire cut specimens of after hole expansion simulation test.

4.5 구멍 확장 이후 파단면 관찰

먼저, Hole expansion test 이후 관통 균열이 형성된 판재의 LT면을 채취하여 Ni coating 후 연마를 하고 3% Nital 용액을 이용하여 에칭하여 파단면을 관찰하였다. Figure 4 - 8을 보면 관통 균열이 발생하고 판재의 표면 부로 균열이 길게 전파한다. 이때 표면을 따라 생성된 주 균열(Main crack)을 따라 잔 균열(Micro crack)과 기공(Pore)이 여럿 존재한다. 이를 통해 변형 거동 및 균열이 미세조직을 따라 전파되는 방향을 유추할 수 있다. Figure 4 - 12, 13의 Crack 주변을 따라 미세조직을 살펴보면 P1의 경우 주로 Martensite와 Tempered martensite의 변형이 다수 관찰되었다. 이는 주 균열이 발생하기 이전에 변형을 동반한 응력 집중이 고르게 발생하였으며 균열은 Ferrite, Tempered martensite의 입내를 파괴하며 응력이 해소될 때까지 전파되었음을 알 수 있다. 반면에 P4의 경우 균열 주변에서 미세조직의 변화를 관찰할 순 없었지만 주 균열의 끝단을 따라 살펴보면 Ferrite - Martensite 계면에 가깝게 균열이 전파되어 있었다. 이는 P1에 비해 P4가 상대적으로 주변에서 취약한 영역을 찾아 빠르게 균열이 전파된 것으로 판단되는데 이는 Figure 4 - 14와 Figure 4 - 15를 보면 P1에서 P4로 갈수록 균열 주변에서 미세조직 형태에 확인한 변화를 관찰할 수 있음을 확인할 수 있었다. P1과 P2의 경우 Martensite가 변형되어 Plate에 가까운 형태로 관찰되었으며 특히 P1은 상당량의 소성변형을 동반한 Martensite의 변형이 다수 관찰된다. 반면에 P3와 P4는 구멍 확장하기 이전의 미세조직 모양과 비교해 큰 변화가 없었으며 대부분 구멍 확장 이전의 형태와 비슷하게 관찰되었다. Figure 4 - 16은 Wire cut 시편의 구멍 확장 이후 파단면을 Punched 시편과 동일한 방법으로 미세조직을 관찰한 그림이다. 관찰 결과, Punched와 거의 동일한 미세조직을 관찰 할 수 있었으며 이는 초기 가공 시 받는 변형과 관계없이 균열 전파 거동의 유사점이 있는 것으로 판단된다.

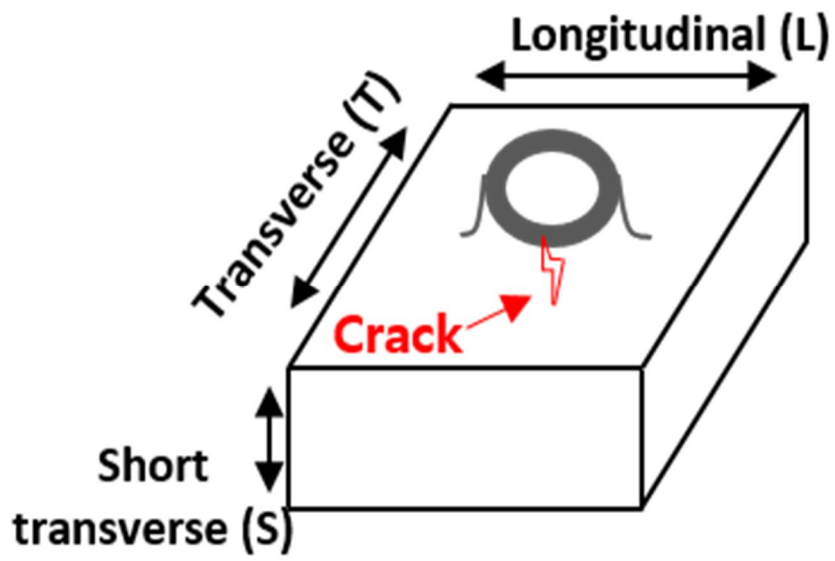


Figure 4 - 1 2 Location of the crack after Hole expansion test.

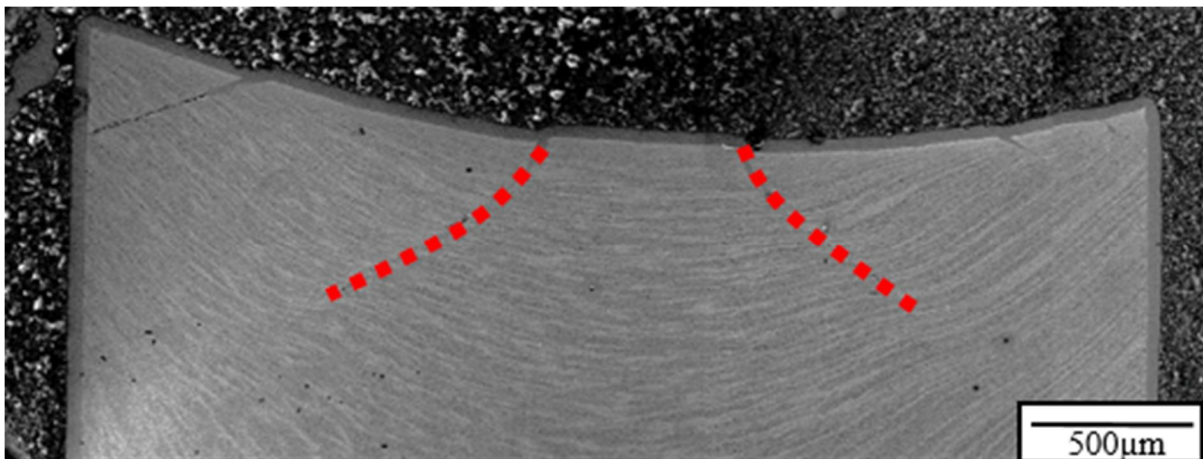


Figure 4 - 1 3 Fracture surface observation after Hole expansion test.

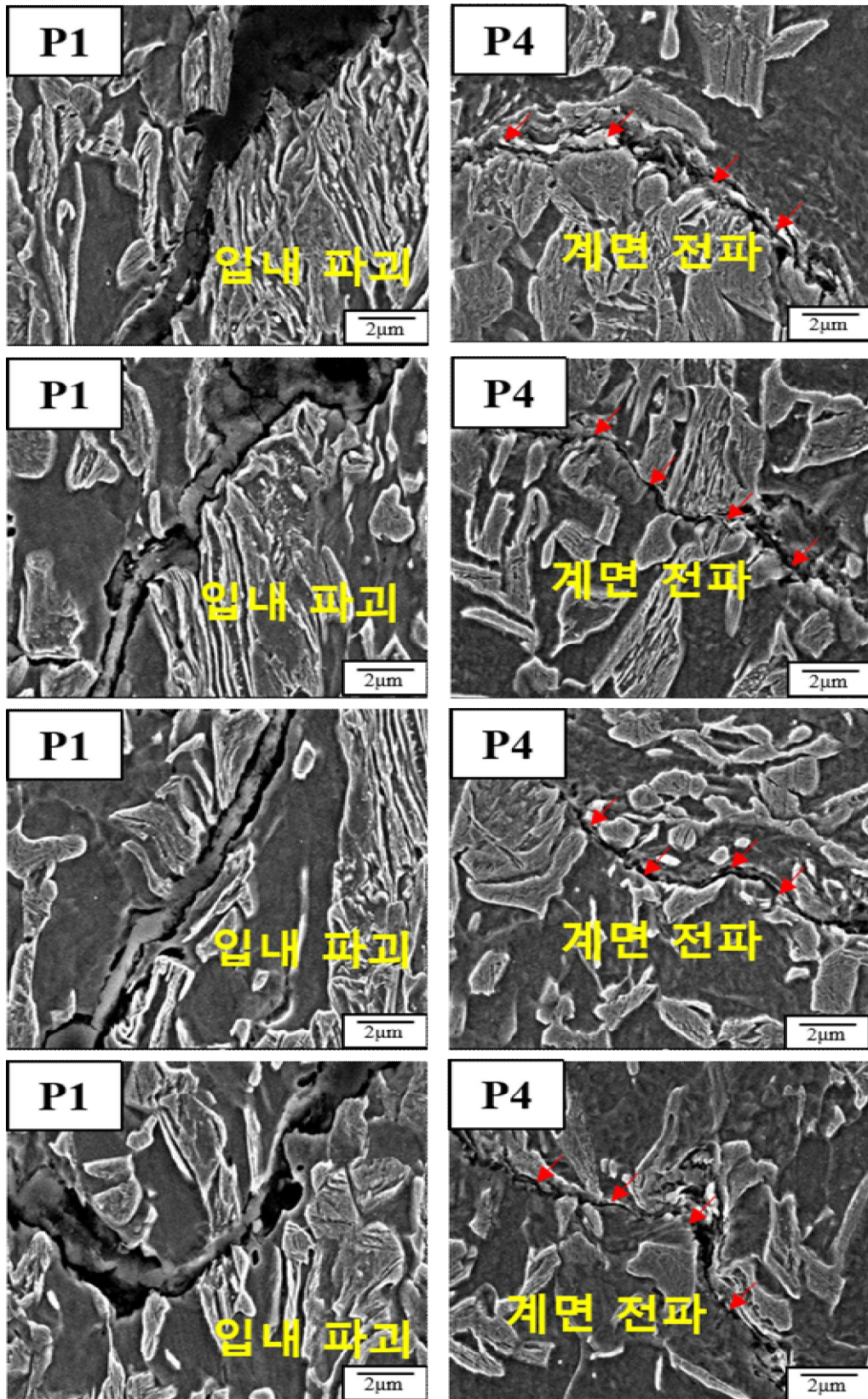


Figure 4 - 1 4 Crack propagation direction of Punched specimen after hole expansion test.

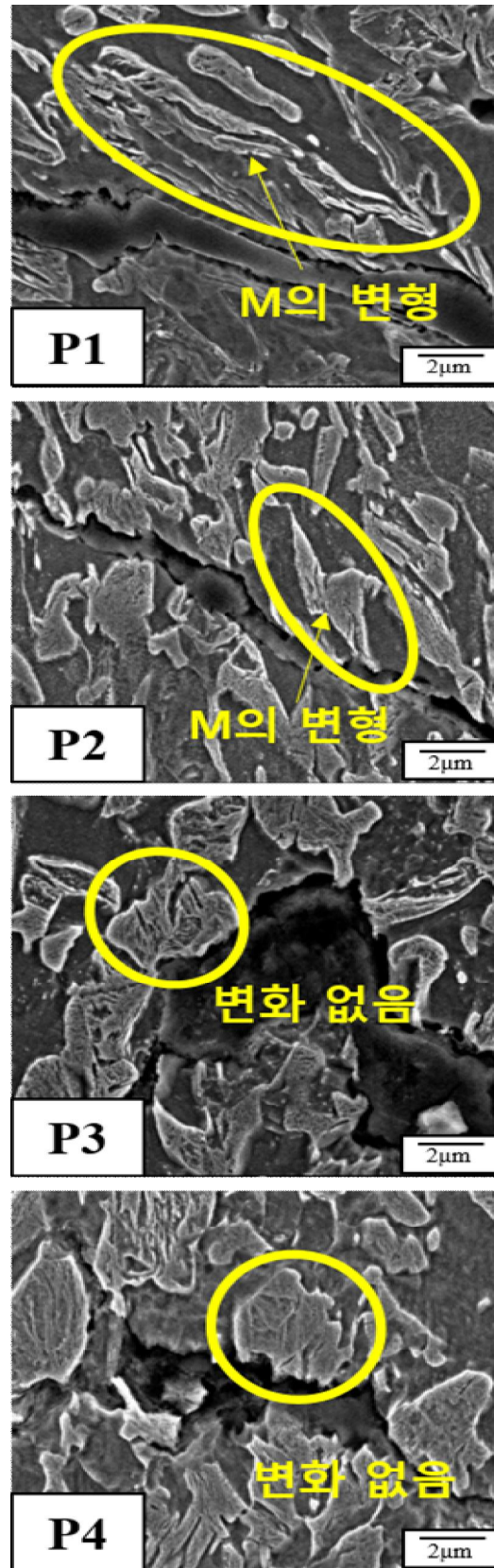


Figure 4 - 1 5 Microstructure of Punched specimen around crack after hole expansion test.

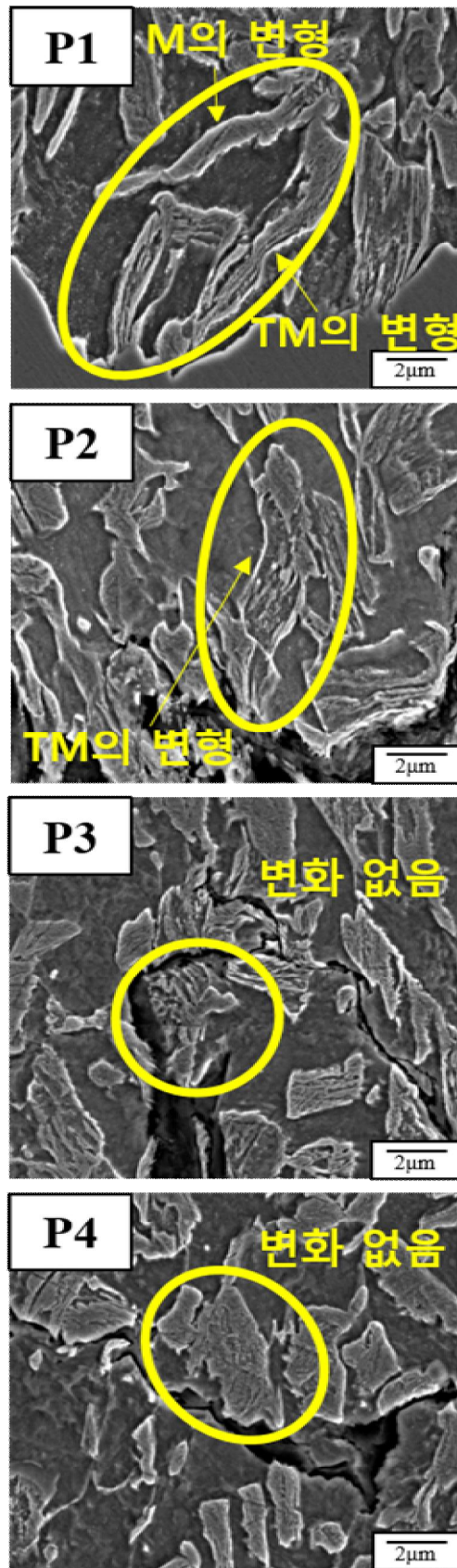


Figure 4 - 1 6 Microstructure of Wire cut specimen around crack after hole expansion test.

4.6 Martensite aspect ratio

Figure 4 – 14, 15, 16 그림을 보면 Hole expansion test 이후 발생한 파단면 주변에서 미세조직의 변화를 관찰하였다. P1과 P4를 보면 알 수 있듯이 균열 주변의 Martensite 형상이 P 함량 증가할수록 Plate에서 Polygonal에 가깝게 관찰된다. Figure 4 – 17을 보면 균열 전파에 따른 Martensite의 종횡비(Aspect ratio)를 정량적으로 나타냈다. 실험 결과, 구멍 확장을 하기 전(Base metal)에 4가지 강종 모두 2.0에 가깝게 Aspect ratio가 일정하였다. 이에 비해 Punch와 Wire 시편 모두 구멍 확장을 하고 나서 Martensite aspect ratio가 많이 증가하였다. 특히, P1의 경우 가장 높은 Aspect ratio를 나타냈으며, 이는 균열전파 방향과 수직하게 연신 된 미세조직에 의해 균열 전파를 효과적으로 저지함으로써 가장 높은 HER을 가진 것으로 판단된다. 반면에 P3, P4는 구멍 확장을 하기 전과 후의 Aspect ratio 값에 큰 차이가 없음을 확인하였다. 또한 Ferrite – Martensite 계면을 따라 균열이 전파한 것으로 보아 상대적으로 다른 영역에 비해 취약한 영역을 따라 연신 되지 못하고 급격하게 균열이 발생한 것으로 확인할 수 있으며 이를 통해 가장 낮은 HER이 나타난 것으로 판단된다. Punch의 경우 P1은 3.1이며 P2는 2.9로 구멍 확장 후 Aspect ratio는 많이 증가하지만, P3와 P4의 경우에는 구멍 확장 전과 비교해 변화가 거의 없었다. 마찬가지로 Wire cut의 경우 P1은 2.6이며 P2는 2.5로 구멍 확장 후 Aspect ratio는 증가하지만, Punch와 동일하게 P3와 P4의 경우에는 변화가 거의 없었다. 이는 P1의 경우 주로 입내 파괴를 하며 균열이 전파되는 반면에 P4의 경우는 Ferrite – Martensite 계면을 따라 균열이 전파된 것으로 관찰된다. 특히 P3부터 Aspect ratio 변화가 거의 없는 것으로 보아 P3의 P 함량부터 편석 현상이 크게 나타나며 균열 전파가 계면에 가깝게 전파되는 것으로 판단된다.

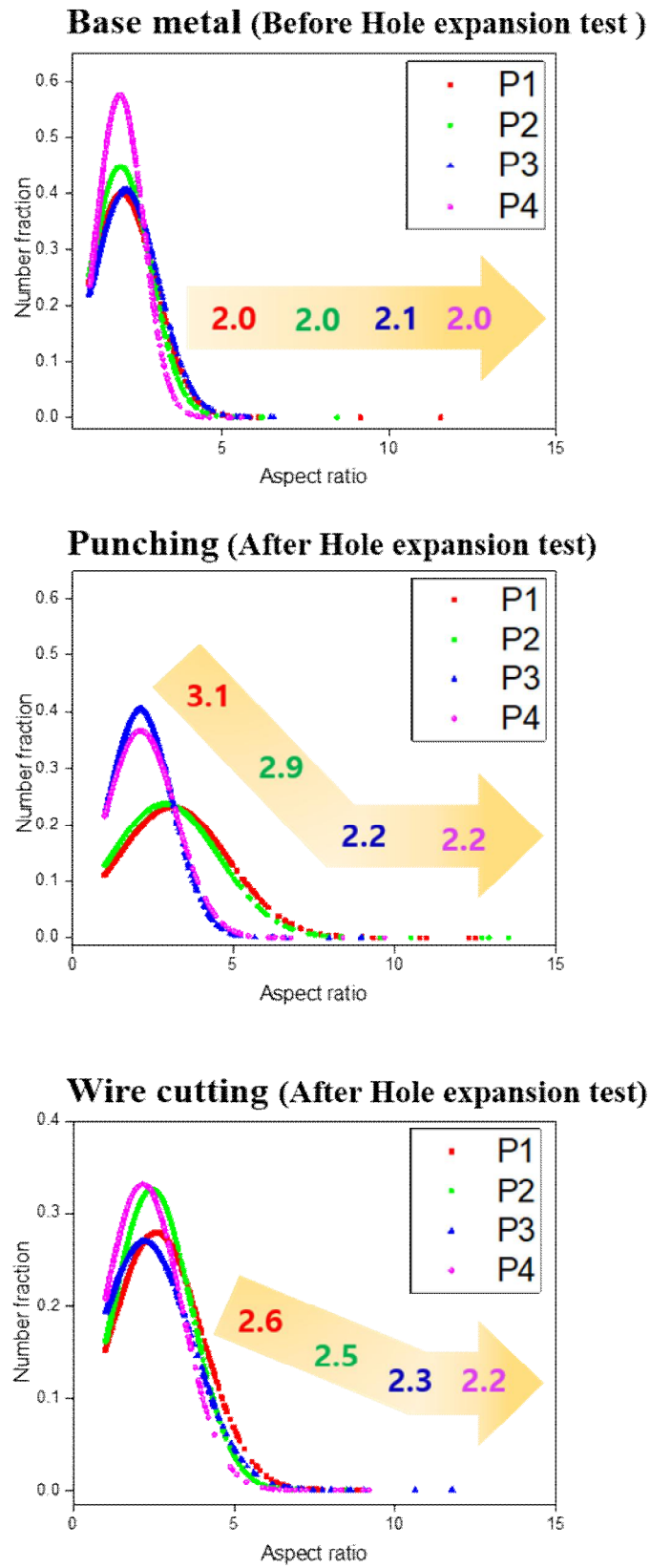
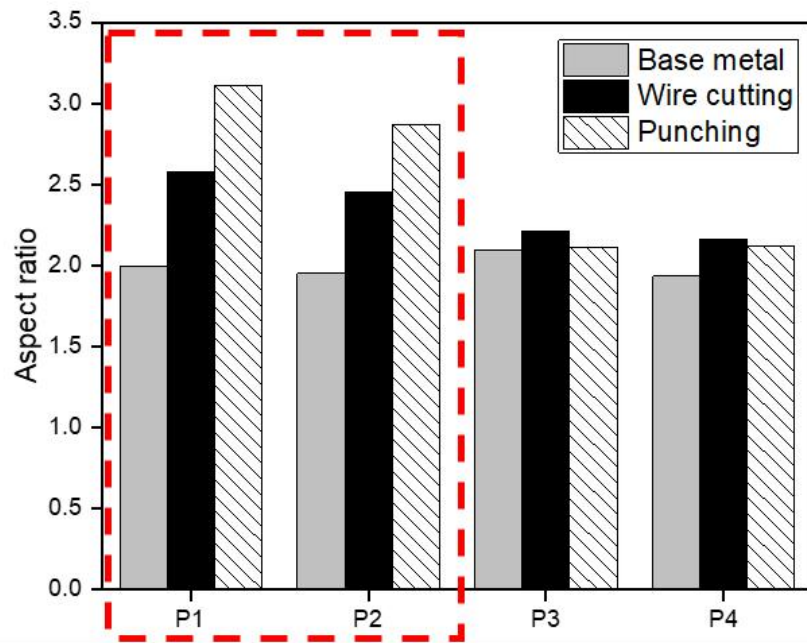


Figure 4 - 1 7 Martensite aspect ratio in cracks before and after hole expansion test.



HER	Wire	56.0	53.3	51.3	46.0
	Punch	18.0	17.4	16.5	14.3

Figure 4 - 1 8 Martensite aspect ratio in cracks before and after hole expansion test.

4.7 In-situ fracture test

P 함량이 가장 적은 P1과 P 함량이 가장 많은 P4를 비교하여 변형 거동 및 균열 전파에 따른 명확한 차이를 확인하고자 In-situ fracture test를 실시하였다. In-situ fracture test를 실시하여 얻은 Displacement - Force 그래프를 Figure 4 - 19에 나타냈다. 그래프를 보면 최대 인장강도 이후부터 파괴까지의 Displacement가 서로 다르다. P1의 Displacement가 더 길게 나타나며 P4의 기울기가 급격하게 감소하였다. 결과적으로 그래프를 보면 파단이 되는 지점에서 기울기가 변화되는 여러 지점이 있지만 결국 모든 지점에서 균열 전파 속도가 서로 상이함을 알 수 있다.

시험은 균열 전파 거동을 좀 더 면밀히 살펴보기 위하여 Displacement - Force에서 지점마다 시험을 잠시 정지하고 균열의 전파 방향을 SEM Video를 통해 확인하며 시험을 진행하였다. Figure 4 - 20, 21는 설정된 구간을 따라 정지시킨 지점을 그래프에 숫자로 표기하여 나타낸 그림이다. 그래프를 보면 P1의 경우 표기된 지점 5에서 파괴가 일어났으며 이후의 균열 전파를 Figure 4 - 22, 23에 나타냈다. 이는 P1의 6 → 7과 7 → 8의 지점 변화를 관찰한 이미지를 나타내며 P1에서 Martensite에서 변형을 받아 길게 연신 되는 것을 관찰할 수 있었다. 또한 변형이 집중된 Ferrite 혹은 Tempered martensite를 통해 입내 파괴를 하며 균열이 전파되는 것을 볼 수 있다. 이는 Notch 부근에 상대적으로 많은 변형이 발생한 뒤 균열이 진행되어 나아가는 것으로 보아 전체적으로 균일한 Strain을 통해 입내를 파괴하며 균열이 전파되었으며 느린 균열 전파 속도를 가지는 것으로 판단된다. 이를 통해 그래프의 기울기가 완만하게 나타난 것으로 판단되며 균열 전파 저항성이 우수하여 높은 HER을 가진 것으로 확인된다. 반면에 P4의 경우 Figure 4 - 23의 4 → 5를 볼 때, 변형 집중 없이 Ferrite - Martensite 계면을 따라 급격하게 균열 전파가 일어나는 것을 확인할 수 있었다. 이는 주 균열 주변에서 잔 균열과 기공이 다수 존재하는 것을 확인하였으며 주위보다 상대적으로 취약한 방향을 향해 균열이 전파되려는 경향이 강하기 때문으로

판단된다. 또한 5→6을 보면 일부는 Ferrite로의 변형이 집중되어 있으나, Martensite는 변형을 받지 않으며 주 균열이 전파되는 것을 관찰할 수 있었다. 즉, 균열이 전파되는 과정에서 균열 선단 Tip과 멀리 떨어진 부분에서 먼저 잔 균열이 발생한 후 균열들이 이어지며 전파 속도가 더욱 급격하고 빠르게 진행되는 것이라 판단된다. 이를 통해 그래프의 기울기가 급격하게 나타난 것으로 판단되며 P의 함량이 높아질수록 입내보다 상대적으로 취약한 계면을 따라 균열이 전파되어 균열 전파 저항성이 낮아 결국 낮은 HER을 가진 것으로 판단된다.

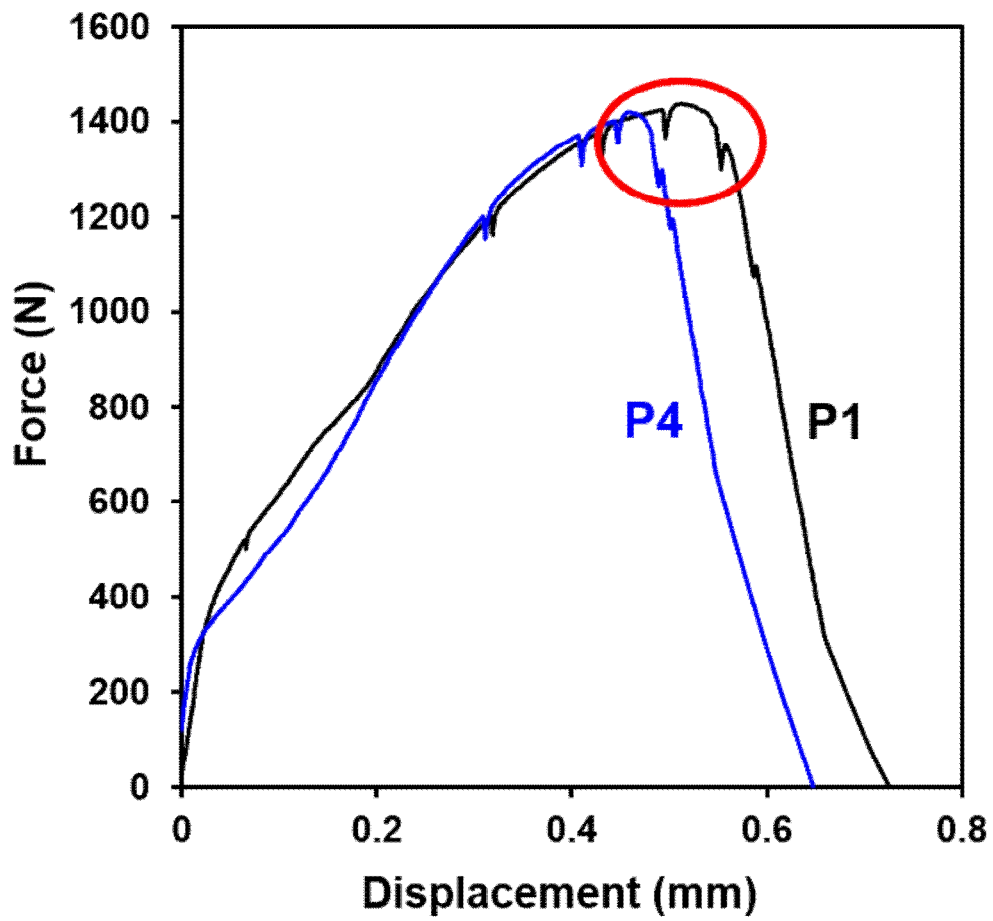


Figure 4 - 1 9 Displacement - Force curve of in-situ fracture test.

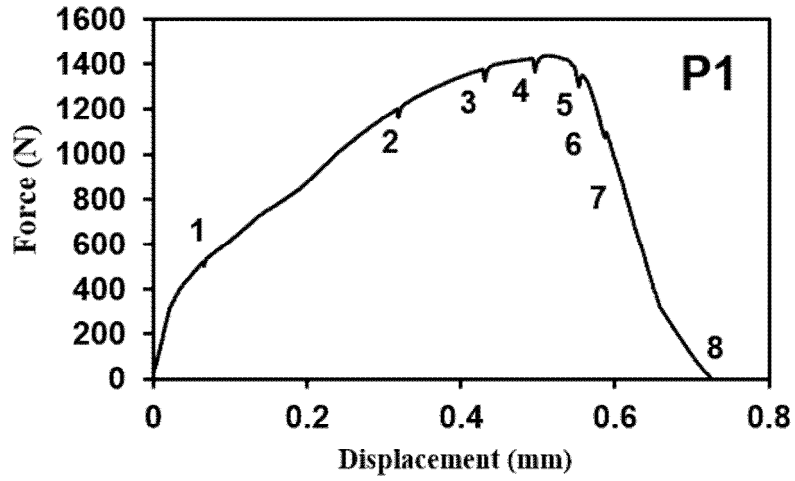


Figure 4 - 2 0 Displacement - Force curve of in-situ fracture test P1.

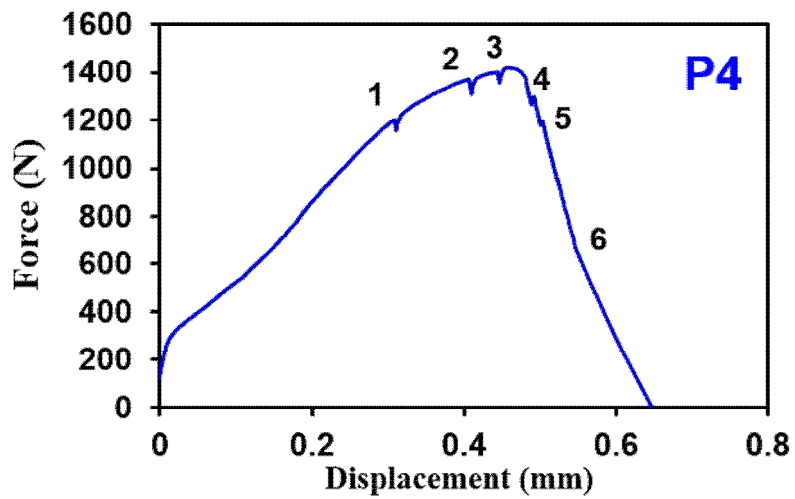


Figure 4 - 2 1 Displacement - Force curve of in-situ fracture test P4.

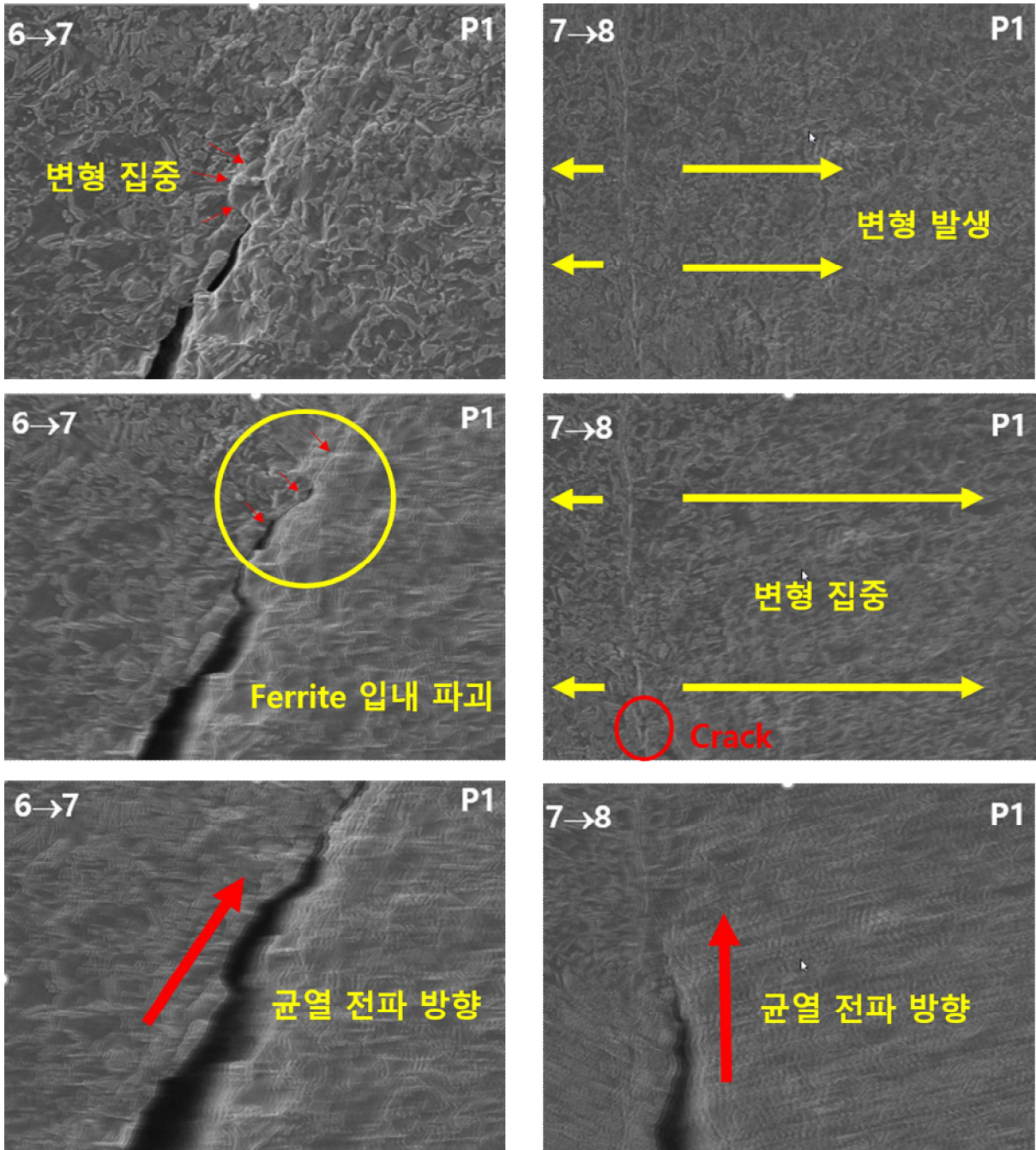


Figure 4 - 2 2 Crack propagation according to deformation behavior for in-situ fracture test
P1.

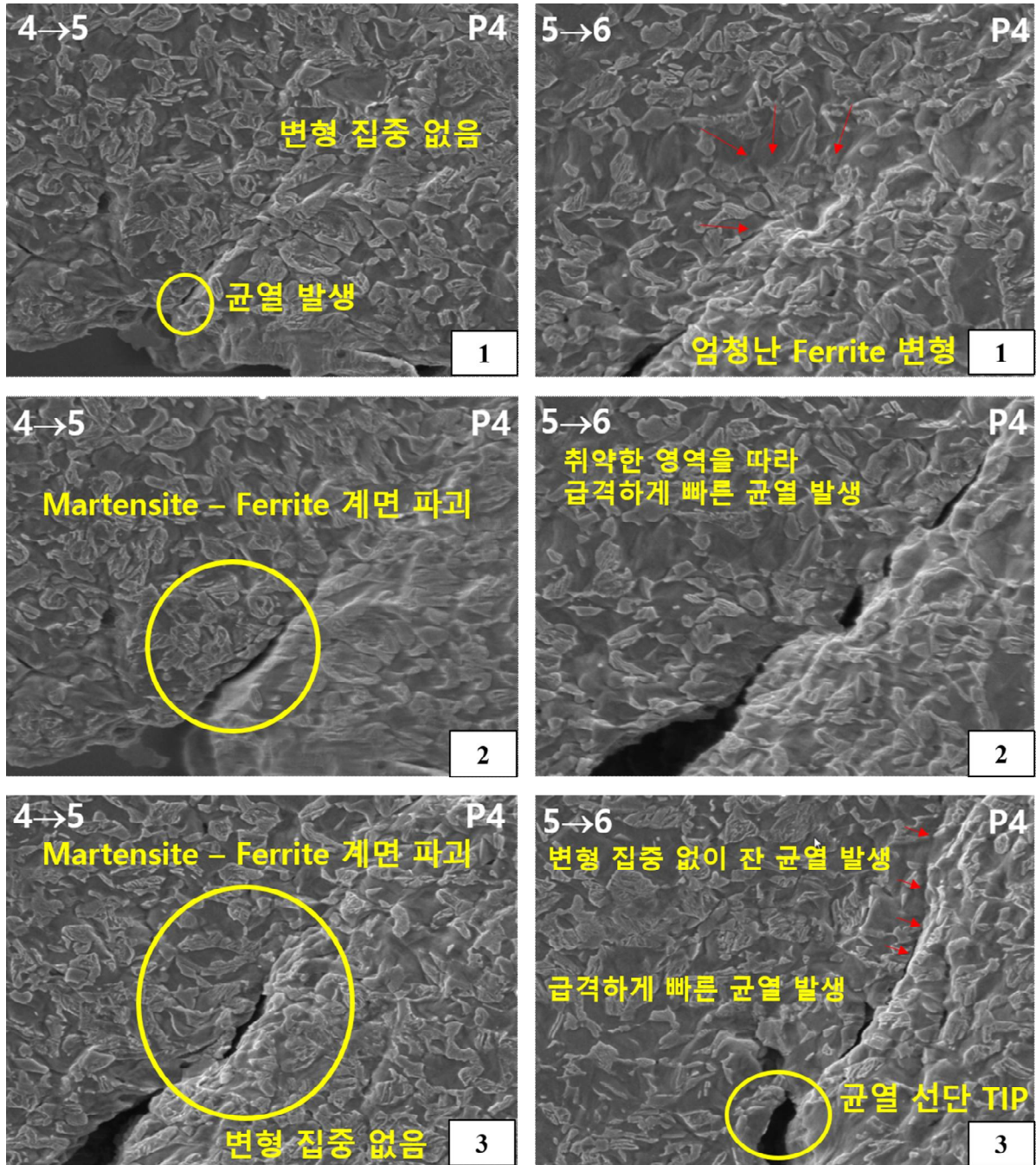


Figure 4 - 2 3 Crack propagation according to deformation behavior for in-situ fracture test

P4.

5. 고찰

5.1 Stretch-flangeability에 영향을 미치는 인자들

본 연구는 동일한 강재에서 P 함량만의 변화를 통해 미세조직의 변화가 HER 감소에 큰 영향을 미쳤을 것이라 예상하고 미세구조적인 특성인 Ferrite, Martensite의 부피 분율 및 형태, 상간 경도 차를 비교하였다. 하지만 Ferrite와 Martensite의 상간 경도가 크게 차이가 나타남에도 불구하고 P1과 P4를 비교하여 P 함량 변화에 따른 상간 경도 차이는 0.29의 차이로 보아 HER에 미치는 영향이 적다고 보였다[36]. Figure 5 - 2는 P4의 In-situ fracture 시험을 통한 균열 전파 이미지와 Nano SIMS Mapping image를 비교하기 위해 나타냈다. 그림을 보면 Notch와 인접한 영역에서 균열이 전파되는 과정에서 Ferrite의 큰 변형이 관찰되었다. 이는 Notch와 같은 불연속부가 있어 균열이 전파되는 초기 단계에는 결정립의 방향에 의해 균열의 전파 방향이 점차 결정면을 따라 진행하지만, P가 편석된 Ferrite 영역을 만나 다시 한번 국부적인 응력집중이 일어나며 균열이 점차 커지기 시작한 것으로 보인다. 이를 통해 본 연구에 제시된 P의 함량 범위에서는 미세구조적인 변화가 HER의 감소에 주된 영향 인자가 아니라 구멍 확장 이후 균열이 전파되는 과정에서 균열이 어떻게 거동하는지가 중요하며 균열 전파 거동을 HER에 영향을 미치는 인자로 고려해야 함을 판단된다.

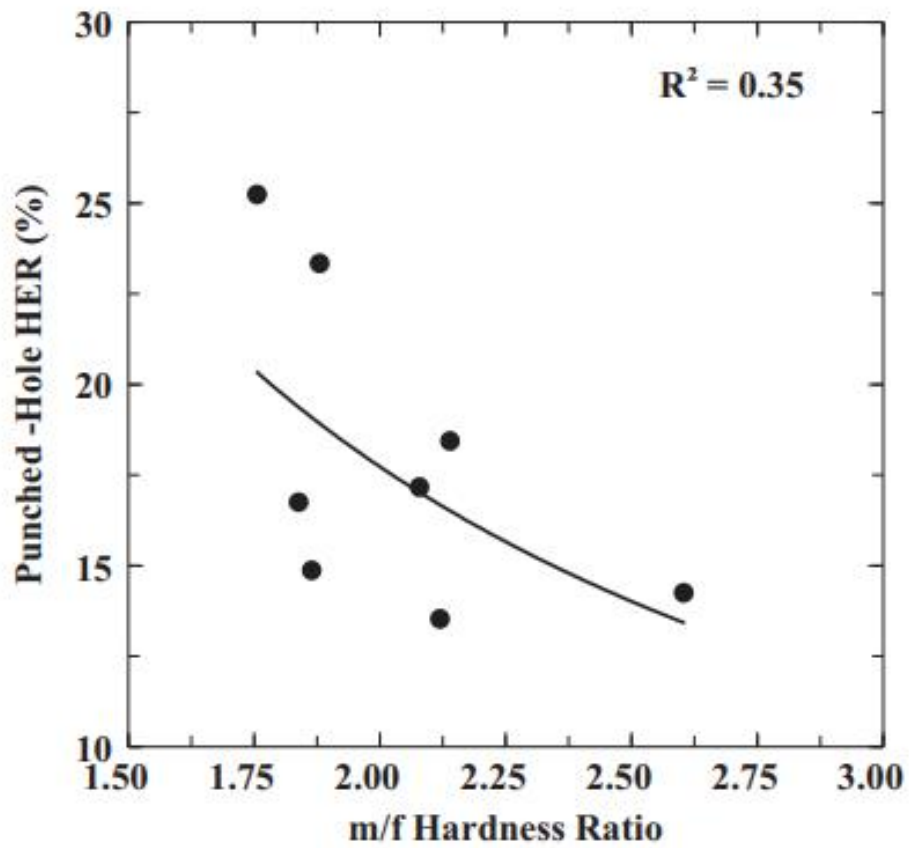


Figure 5 - 1 Correlation between Punched HER and m/f Hardness ratio.

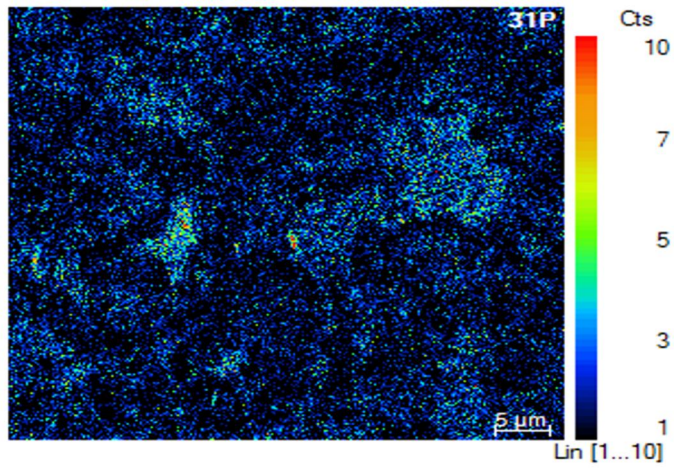
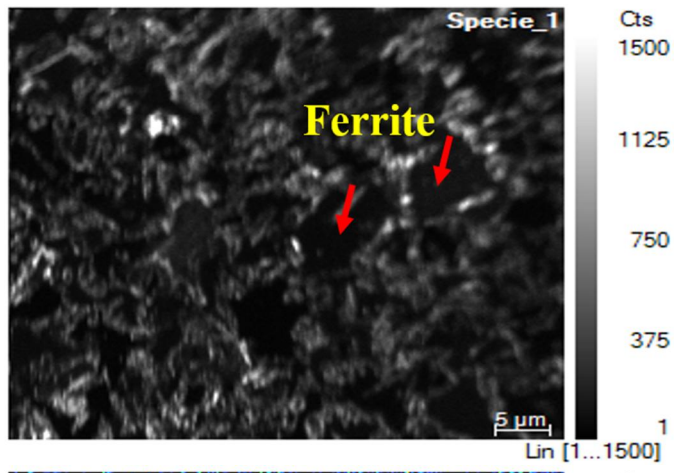
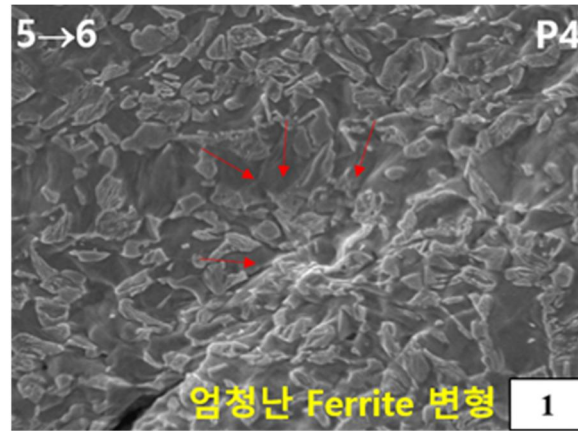


Figure 5 - 2 Ferrite deformation and P segregation.

5.2 균열 전파 거동

Stretch-flangeability에 주요한 영향을 미친다고 알려진 미세조직의 형태, 분율, 결정립 크기, 상간 경도 차이는 본 연구에서는 주요 인자라고 할 순 없었다. 하지만 Hole expansion test 이후의 두께 면과 파단면 관찰을 통해 균열 개시는 비슷한 시점에서 시작되지만, 관통 균열이 발생하는 시점이 다름을 관찰하였다. 이는 모든 대상 강재에서 초기 구멍을 가공 시 받게 되는 응력이 모두 동일하다는 가정하에 일정한 수준의 응력에서 균일한 변형을 받아 초기 균열이 발생하는 것으로 판단된다. P4가 가장 먼저 관통 균열이 발생함을 통해 초기 균열이 나타나기 전까지의 거동은 서로 비슷하였다. 하지만 Figure 5 - 3을 보면 Slope가 급격할수록 HER이 감소하는 것으로 확인했다. 이를 통해 일정 수준의 응력을 버티지 못하고 균열이 발생하게 되면 서로 다른 거동을 가지며 이는 전파되는 균열 속도 차이를 유발한다. 이러한 변형 집중 및 균열 전파 거동 차이는 Figure 5 - 4를 보면 P1의 경우 초기 균열이 전파되며 시편 전체에 고르게 변형이 발생하기 시작하며 점차 Ferrite의 크기가 증가한 것으로 보인다. 또한 파면 주변에서 변형된 Martensite와 Tempered martensite가 다수 관찰되는 것으로 보아 이는 변형을 버티지 못하고 상대적으로 Ferrite 혹은 Tempered martensite 입내에서 파괴가 주로 이어지며 균열이 계속해서 전파한 것으로 보인다. 반면에 P4의 경우 초기 균열이 결정립을 따라 주로 전파되지만 P가 편석된 Ferrite를 따라 균열이 전파되면 응력 집중이 더욱 심해지며 점차 Ferrite의 크기가 감소하기 시작하더니 이내 Ferrite - Martensite 계면을 따라 응력을 해소하며 균열이 전파된다. 또한 P4의 경우 파면에서 멀리 떨어진 영역에서도 공극과 잔 균열이 다수 존재하며 이는 주 균열이 전파되면서 잔 균열이 이어지기 시작하며 처음보다 더욱 더 빠른 속도로 파괴가 진행된 것으로 보인다.

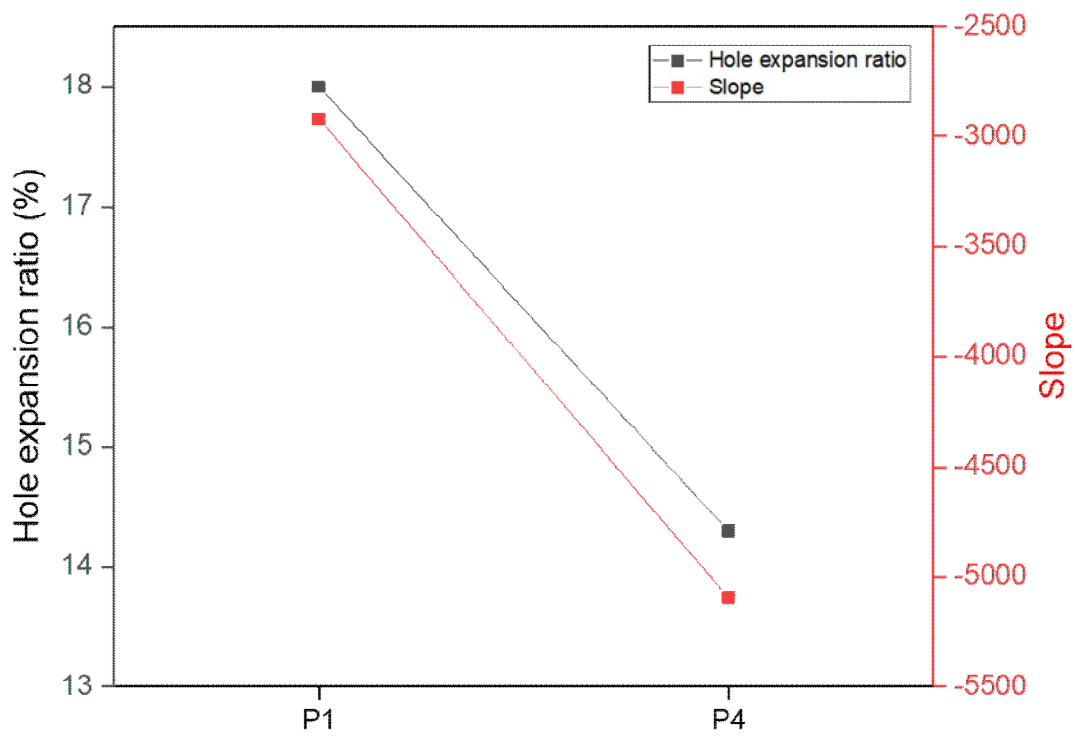


Figure 5 - 3 Correlation between Punched HER and Slope.

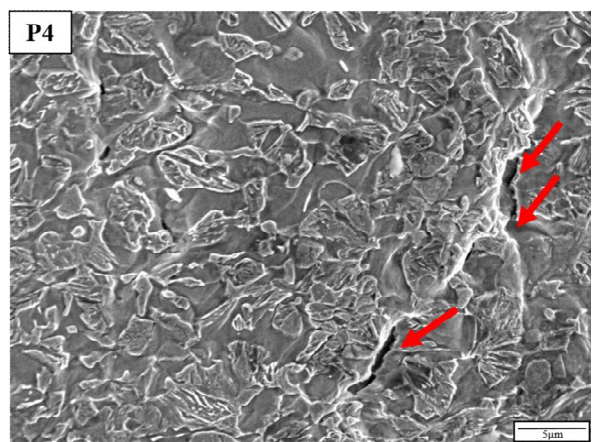
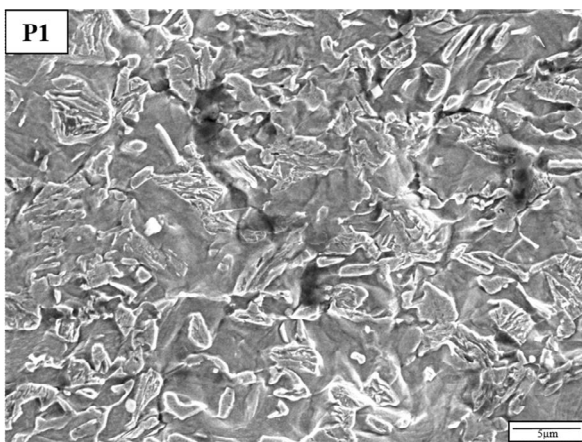
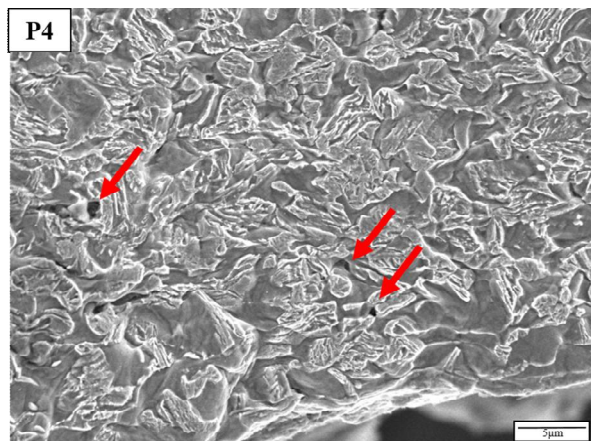
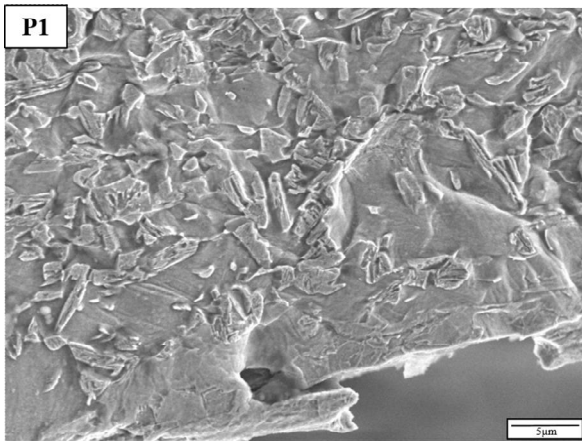
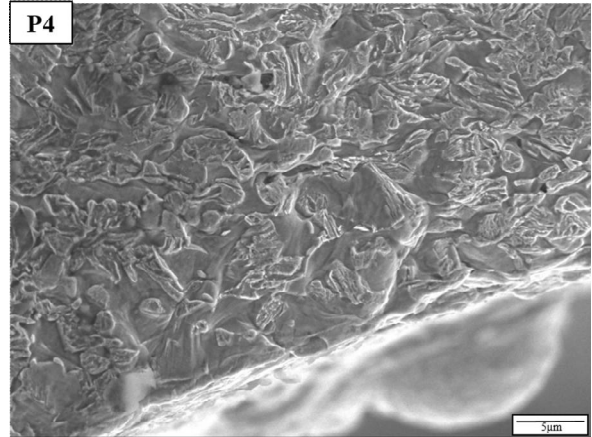
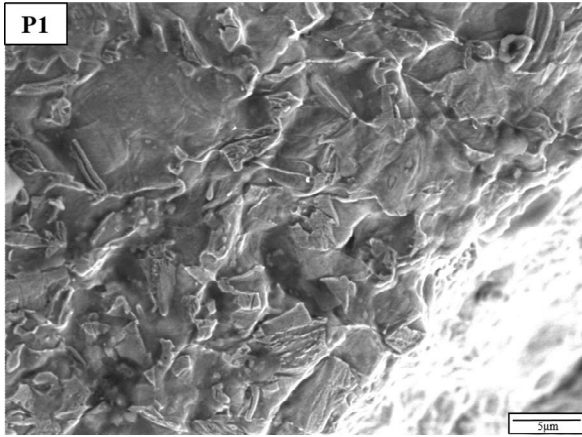


Figure 5 - 4 Fracture surface after in-situ fracture test.

5.3 균열 전파 거동과 Hole expansion ratio의 상관관계

높은 HER을 가지는 P1의 경우 균열 전파 방향에 Martensite, 일부 Tempered martensite가 수직하게 연신 되며 이에 따라 가장 높은 Aspect ratio를 나타냈다. 또한 Notch 부근에서 균열 전파 방향에 수직하게 많은 변형이 발생한 뒤 균열이 커지기 시작했다. 이때 균열 주변에서 조대한 Martensite가 많이 발견되었는데, 조대한 Martensite 근처의 Ferrite는 소성 변형을 억제하므로 가공 경화율이 높아지게 된다. 이에 따라 Tempered martensite 파괴로 인한 균열이 다수 관찰되었다. 이를 통해 P4에 비하여 느린 균열 전파 속도로 균열에 저항하며 전파된다고 판단된다. 반면에 가장 낮은 HER을 가지는 P4의 경우 균열 전파 방향에 미세조직의 변화가 없었으며 가장 낮은 Aspect ratio를 나타냈다. 또한 Notch 부근에서 큰 변형 없이 균열이 급격하게 발생하기 시작하며 Ferrite - Martensite의 계면을 따라 균열이 커지기 시작했다. 이는 변형이 진행되려 할 때 Ferrite에서 응력이 집중되고 강재 전체에 고르게 분포해 있는 P가 상대적으로 더욱 약한 계면을 따라 파괴가 이어지게 되면서 가장 빠른 균열 전파 속도를 가진다고 판단된다. 즉, P4의 균열 전파 거동이 상대적으로 주변부보다 취약한 영역을 찾아 전파하며 급격한 파괴가 진행된다고 판단된다. 이는 균열 선단보다 멀리 떨어진 영역에서도 잔 균열이 종종 발생하는데 균열 선단과 잔 균열이 이어지면서 더욱더 빠르게 균열이 전파되어 구멍 확장 후 직경이 작아지게 되며 결국엔 가장 낮은 HER 값을 가진 것으로 판단된다.

본 연구에서는 DP 강에 미치는 P 함량의 영향을 연구하며 결론적으로 HER의 저하가 예상되는 함량을 확인하는 것이 목적이다. 앞선 여러 실험에서 급격한 HER의 감소, 편석의 확인, P3와 P4의 Martensite aspect ratio 큰 차이가 없는 것을 통해 P3의 P 함량 이상부터 HER 저하에 영향을 미치는 임계 P라고 예상할 수 있다.

6. 결론

서로 다른 P 함량을 가지는 4가지 강재에 대하여 Stretch-flangeability에 주요한 영향 인자들이 HER에 미치는 영향을 살펴보기 위하여 연구를 진행하였다. HER에 영향을 미치는 영향 인자들을 살펴보기 위해 미세조직 관찰과 경도 시험 그리고 Hole expansion test 모사 시험과 In-situ fracture test를 진행하였다. 그 결과 P 함량 차이가 HER에 미치는 영향에 대한 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 모든 강재를 구성하는 미세조직은 Ferrite와 Martensite, Tempered martensite로 이루어진 전형적인 DP(Dual phase) 강으로 이와 동일 하였으며, P 함량 증가에 따른 구성상의 분율 및 결정립 크기, 각 조직의 모양 그리고 상간 경도 차이는 거의 변화가 없었다.

2. Hole expansion test를 진행하기 위하여 Punch와 Wire로 Piercing을 한 강재를 비교해보니 P 함량이 증가함에 따라 모두 HER이 감소하였음을 확인하였다. 또한 Hole expansion test 이후 두께 면을 관찰하며 초기 균열부터 관통 균열까지의 거동을 확인해 본 결과, P1의 P 함량에서 HER이 가장 우수하며, P3의 P 함량부터 HER이 크게 저하됨을 확인하였다.

3. 구멍 확장 이후 파단면 관찰과 In-situ fracture test를 통해 P 함량 증가에 따른 균열 전파 거동에 큰 차이가 있음을 확인하였다. P1의 경우 전체적으로 큰 변형을 동반한 Ferrite 혹은 Tempered martensite 입내 파괴를 관찰하였고, P4의 경우 Ferrite에서 변형집중으로 균열이 커지다가 점차 Ferrite - Martensite 계면을 따라 분리가 일어난 뒤 균열이 빠르게 진행되었다.

4. 따라서 본 연구에서 P 함량 증가는 Ferrite 및 강재 전체에 고른 편석을 유발하며 이로 인한 균열 전파 거동의 차이가 HER에 주로 영향을 미치는 인자라고 판단된다.

7. 참고문헌

- [1] 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.
- [2] X. Chen, H. Jiang, Z. Cui, C. Lian, C. Lu, Hole expansion characteristics of ultra high strength steels, *Procedia Engineering* 81 (2014) 718-723.
- [3] K. Yang, T. Wang, J. Tu, L. Chiang, W. Cheng, C. Huang, The Development of High-Strength Steel of 980MPa Grade with Higher Hole Expansibility, *China Steel Technical Report* (2018) 1-6.
- [4] M. Rashid, Dual phase steels, *Annual Review of Materials Science* 11(1) (1981) 245-266.
- [5] V. Balisetty, U. Chakkingal, S. Venugopal, Evaluation of stretch flangeability of dual-phase steels by hole expansion test, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 114(1) (2021) 205-217.
- [6] A.K. Thakur, R.R. Kumar, G. Bansal, R.K. Verma, S. Tarafder, S. Sivaprasad, G.K. Mandal, Processing-Microstructure-Property Correlation for Producing Stretch-Flangeable Grade Dual-Phase Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance* 30(6) (2021) 4300-4317.
- [7] J.H. Kim, T. Lee, C.S. Lee, Microstructural Influence on Stretch Flangeability of Ferrite–Martensite Dual-Phase Steels, *Crystals* 10(11) (2020) 1022.
- [8] E. Song, G.-H. Lee, H. Jeon, B.J. Park, J.-G. Lee, J.-Y. Kim, Stretch-flangeability correlated with hardness distribution and strain-hardenability of constituent phases in dual-and complex-phase steels, *Materials Science and Engineering: A* 817 (2021) 141353.
- [9] Y. Mehdi, M. Tisza, Formability investigations of advanced high strength steels, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2018, p. 012022.
- [10] K. Hasegawa, K. Kawamura, T. Urabe, Y. Hosoya, Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets, *ISIJ international* 44(3) (2004) 603-609.
- [11] J.-C. Han, J.-B. Seol, M. Jafari, J.-E. Kim, S.-J. Seo, C.-G. Park, Competitive grain boundary segregation of phosphorus and carbon governs delamination crack in a ferritic steel, *Materials Characterization* 145 (2018) 454-460.
- [12] Y. Tanaka, H. Shirasawa, M. Miyahara, Development of TS 980MPa Grade Cold-Rolled, High-Strength Steel Sheet with High Ductility, *SAE Technical Paper*, 1985.
- [13] N. Nakada, M. Fujihara, T. Tsuchiyama, S. Takaki, Effect of phosphorus on Hall-Petch

coefficient in ferritic steel, *ISIJ international* 51(7) (2011) 1169-1173.

- [14] K. Mori, S. Maki, Y. Tanaka, Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets using resistance heating, *CIRP annals* 54(1) (2005) 209-212.
- [15] M. Arruda, T. Melo, F. Costa, D. Santos, Microstructural evolution during continuous annealing of a 980 MPa cold rolled steel grade, *Journal of Physics: Conference Series*, IOP Publishing, 2019, p. 012020.
- [16] C. Peng-Heng, A. Preban, The effect of ferrite grain size and martensite volume fraction on the tensile properties of dual phase steel, *Acta Metallurgica* 33(5) (1985) 897-903.
- [17] J. Zhang, H. Di, Y. Deng, R. Misra, Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel, *Materials Science and Engineering: A* 627 (2015) 230-240.
- [18] N. Fonstein, *Dual-phase steels, Automotive steels*, Elsevier 2017, pp. 169-216.
- [19] H. Mirzadeh, M. Alibeyki, M. Najafi, Unraveling the initial microstructure effects on mechanical properties and work-hardening capacity of dual-phase steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 48(10) (2017) 4565-4573.
- [20] J.H. Sung, J.H. Kim, R. Wagoner, A plastic constitutive equation incorporating strain, strain-rate, and temperature, *International Journal of Plasticity* 26(12) (2010) 1746-1771.
- [21] S.K. Dwivedi, M. Vishwakarma, Effect of hydrogen in advanced high strength steel materials, *international journal of hydrogen energy* 44(51) (2019) 28007-28030.
- [22] M. Takahashi, Development of high strength steels for automobiles, *Shinnittetsu Giho* (2003) 2-6.
- [23] 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.
- [24] M. Dünckelmeyer, A. Karelva, C. Krempaszky, E. Werner, Instrumented hole expansion test, *Proceeding of international doctoral seminar*, 2009, pp. 411-419.
- [25] 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.
- [26] 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.
- [27] O.R. Terrazas, K.O. Findley, C.J. Van Tyne, Influence of martensite morphology on sheared-edge formability of dual-phase steels, *ISIJ International* (2017) ISIJINT-2016-602.

- [28] X. Hu, X. Sun, S.F. Golovashchenko, An integrated finite element-based simulation framework: From hole piercing to hole expansion, *Finite Elements in Analysis and Design* 109 (2016) 1-13.
- [29] C. Kremaszky, P. Larour, J. Freudenthaler, E. Werner, Towards more efficient hole expansion testing, *IDDRG 2014 Conference*, 2014, pp. 204-209.
- [30] A. Karelova, C. Kremaszky, E. Werner, P. Tsipouridis, T. Hebesberger, A. Pichler, Hole Expansion of Dual-phase and Complex-phase AHS Steels-Effect of Edge Conditions, *steel research international* 80(1) (2009) 71-77.
- [31] J.-q. Qian, Y. Yue, Factors influencing dual phase steel flanging limit Punched, *Journal of Iron and Steel Research International* 21(12) (2014) 1124-1128.
- [32] M. Seah, Grain boundary segregation and the Tt dependence of temper brittleness, *Acta metallurgica* 25(3) (1977) 345-357.
- [33] R. Viswanathan, Temper embrittlement in a Ni-Cr steel containing phosphorus as impurity, *Metallurgical Transactions* 2(3) (1971) 809-815.
- [34] H. Bhadeshia, D.-W. Suh, Is low phosphorus content in steel a product requirement?, *Ironmaking & Steelmaking* 42(4) (2015) 259-267.
- [35] R. Grange, C. Hribal, L. Porter, Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels, *Metallurgical Transactions A* 8(11) (1977) 1775-1785.
- [36] M.D. Taylor, K.S. Choi, X. Sun, D.K. Matlock, C. Packard, L. Xu, F. Barlat, Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels, *Materials Science and Engineering: A* 597 (2014) 431-439.

영문 요약

Recently, various ultra-high-strength steel sheets are widely used for the weight reduction in the automobile industry. Among them, ferrite/martensite dual-phase (DP) steels with high tensile strength up to 980 MPa or higher have received great attention because of their characteristic mechanical properties. Although DP steels have such an excellent combination of high strength and large elongation, their stretch-flangeability estimated as hole expansion ratio (HER) is frequently a critical property to avoid fractures in actual parts forming.

Phosphorous (P) is well known to cause the embrittlement of steels when its content is above the appropriate level. In this regard, it can be considered that P may deteriorate the stretch-flangeability of DP steels. In this study, the effects of the P content on the stretch-flangeability of 980MPa grade DP steel were principally investigated. Four steel sheets with different P contents were prepared by the conventional production process. Microstructural variation according to the P content was analyzed by optical microscopy and scanning electron microscopy, and nano-indentation as well as Vickers hardness test was performed to evaluate mechanical properties of the steels. HER was measured through the hole expansion test, and microstructural changes around the fracture surfaces were observed after hole expanding. Subsequently, microscopic deformation and fracture mechanisms were investigated to clarify how the P contents affect the crack propagation during hole expansion test. When the P content exceeded a certain level, the crack propagated rapidly along the ferrite-martensite interface without plastic deformation. This rapid crack propagation behavior caused a low HER. When the P content was relatively low, on the other hand, considerable plastic deformation occurred in both ferrite and tempered

martensite before crack propagation. This deformation behavior delayed the crack propagation during hole expanding, thereby resulting in a relatively high HER.