980 MPa급 이상조직강의 신장 플랜지성에 미치는 템퍼링의 영향

이건희¹ · 백종희¹ · 송은지² · 나선희³ · 박봉준³ · 김주영² · 권용재¹ · 신상용¹ · 이정구^{1†}

¹울산대학교 첨단소재공학부, ²울산과학기술원 신소재공학부, ³현대제철 R&D Center

Effect of Tempering on Stretch-Flangeability of 980 MPa Grade Dual-Phase Steel

Gun-Hee Lee¹, Jong-Hee Baek¹, Eunji Song², Seon-Hyeong Na³, Bongjune Park³,
Ju-Young Kim², Yongjai Kwon¹, Sang Yong Shin¹ and Jung Gu Lee^{1†}

¹School of Materials Science and Engineering, University of Ulsan, Ulsan 44776, Republic of Korea

²School of Materials Science and Engineering, UNIST (Ulsan National Institute of Science and Technology), Ulsan 44919, Republic of Korea

³Technical Research Center, Hyundai Steel Company, Dangjin 31719, Republic of Korea

(Received March 15, 2020 : Revised May 12, 2020 : Accepted May 13, 2020)

Abstract In this study, the effect of tempering on the stretch-flangeability is investigated in 980 MPa grade dual-phase steel consisting of ferrite and martensite phases. During tempering at 300 °C, the strength of ferrite increases due to the pinning of dislocations by carbon atoms released from martensite, while martensite is softened as a consequence of a reduction in its carbon super-saturation. This strength variation results in a considerable increase in yield strength of the steel, without loss of tensile strength. The hole expansion test shows that steel tempered for 20 min (T20 steel) exhibits a higher hole expansion ratio than that of steel without tempering (T0 steel). In T0 steel, severe plastic localization in ferrite causes easy pore formation at the ferrite-martensite interface and subsequent brittle crack propagation through the highly deformed ferrite area during hole expansion testing; this propagation is mainly attributed to the large difference in hardness between ferrite and martensite. When the difference in hardness is not so large (T20 steel), on the other hand, tempered martensite can be considerably deformed together with ferrite, thereby delaying pore formation and hindering crack propagation by crack blunting. Eventually, these different deformation and fracture behaviors contribute to the superior stretch-flangeability of T20 steel.

Key words dual-phase steel, tempering, stretch-flangeability, hole expansion ratio.

1. 서 론

최근 들어 자동차 산업에서는 환경보호와 연비향상을 위하여 차체 경량화에 대한 연구가 지속적으로 이루어지고 있다. 이에 따라 자동차용 철강소재의 고강도화가 가속화되고 있으며 그에 따라 초고강도강(AHSS, advanced high strength steel)의 적용 비율이 점차 높아지고 있다.^{1,2)} 이와 같은 초고강도강은 인장강도 및 연

신율을 동시에 개선하는 방향으로 개발되어 왔으며, 이 상조직강(DP, dual-phase steel), 복합조직강(CP, complex phase steel), 변태유기소성강(TRIP, transformation induced plasticity steel) 등이 개발되어 양산되고 있다.³⁾

이러한 다양한 종류의 초고강도 강재 중 DP강은 연질 상인 페라이트(ferrite)와 경질상인 마르텐사이트(martensite)로 이루어진 미세조직으로 인하여 높은 강도와 우수한 연신율을 동시에 나타낸다.⁴⁾ 또한 연속 항복거동, 높은

[†]Corresponding author

E-Mail : jglee88@ulsan.ac.kr (J. G. Lee, Univ. of Ulsan)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

가공경화지수 및 낮은 항복비(yield ratio; 항복강도/인장강도 비) 등의 특징을 나타내어 자동차용 강판으로 널리 적용되고 있다.⁵⁾ 이러한 DP강 역시 최근의 요구에 따라 점차 고강도화 되어 가고 있으며, 최근에는 980MPa 이상의 인장강도를 가지는 DP강에 대한 연구가 활발하게 이루어 지고 있다.⁶⁾ 하지만 DP강의 고강도화에 따라 연성 뿐만 아니라, 냉간 프레스 성형 부품으로의 적용성 확보를 위한 굽힘성(bendability), 딥드로잉성(deep-drawability) 및 신장 플랜지성(stretch-frangeability) 등의 다양한 성형성이 요구되고 있다.⁷⁾ 특히 냉간 프레스 성형을 이용하여 부품으로 적용하는 경우 여러가지 성형 특성 중 신장 플랜지성의 확보가 매우 중요한 것으로 알려져 있다.⁸⁾

DP강의 신장 플랜지성을 결정하는 주요 인자는 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도차로 알려져 있으며, 변형을 받을 경우 연질상인 페라이트에 변형이 집중되게 되고, 이때 생성되는 전위가 페라이트와 마르텐사이트의 계면에 집적되어 가공 생성과 균열의 전파를 일으키게 되는 것으로 보고되고 있다.^{5,6)} 이러한 DP강의 신장 플랜지성을 증가시키기 위해서는 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도차를 감소시켜야 하는데, 마르텐사이트를 베이나이트(bainite)로 변화시켜 저온상의 강도를 감소시키는 방안과 석출 등을 통하여 페라이트의 경도를 증가시키는 방안 등이 제안되었다.^{7,8)}

선행 연구들에 따르면 DP강의 기계적 특성은 템퍼링(tempering)을 통하여 개선이 가능하다고 알려져 있다.⁹⁾ DP강의 경우 비교적 낮은 온도에서 템퍼링을 할 경우에는 기계적 특성에 큰 영향을 미치지 않지만 템퍼링 온도가 올라감에 따라서 항복강도는 증가하나 인장강도는 유지되는 온도구간이 나타난다고 보고되고 있다.¹⁰⁾ 이러한 현상은 템퍼링에 의해 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도차가 감소하여 발생하는 것으로 해석되고 있으며, 이러한 템퍼링에 따른 물성 변화를 고려하면 템퍼링을 통한 DP강의 신장 플랜지성 향상 방안을 검토해 볼 수 있다. 이 경우 적절한 템퍼링 조건을 적용한다면 강재의 화학성분 조절없이 인장강도는 그대로 유지하면서 DP강의 신장 플랜지성은 효과적으로 향상될 것으로 예상된다.¹¹⁾

이러한 점을 바탕으로 본 연구에서는 템퍼링을 통한 초고강도 DP강의 신장 플랜지성 변화 거동을 알아보고자 980 MPa급 DP강의 템퍼링 조건에 따른 미세조직 변화를 살펴보고, 그에 따른 상간 경도차이와 신장 플랜지성과의 상관관계를 면밀히 분석하였다. 또한 980 MPa급 DP강에 있어서 신장 플랜지성을 결정하는 주요 인자에 대해 고찰하고 인장물성과의 연관성에 대해 살펴 보았다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용된 DP강의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 45 mm 두께의 잉곳을 1,250 °C에서 2시간동안 재가열 한 후 3.2 mm까지 열간 압연을 수행하였다. 열간 압연은 총 7 패스로 진행되었으며, 900 °C에서 열간 압연을 종료하였다. 열간 압연 후 550 °C의 노내에서 2시간 동안 등온 유지 후 상온까지 냉각하였다. 이후 시편은 8패스로 열간 압연 두께의 50 %로 냉간 압연을 수행하였으며, 냉간 압연 시편에 대하여 소둔 열처리 모사시험을 진행하였다. 820 °C에서 80초 동안 유지한 후 5.3 °C/s의 냉각속도로 45초간, 10.7 °C/s의 냉각속도로 24초간 냉각하였다. 이 후 요구되는 미세조직을 얻기 위하여 320 °C의 온도에서 250초간 유지한 후 상온으로 공냉하였다. 이렇게 제조된 DP강판에 대하여 300 °C에서 각각 10분, 20분, 30분간 템퍼링을 실시하여 템퍼링에 따른 미세조직 및 기계적 성질의 변화를 살펴보고자 하였다. 이 후부터 템퍼링을 하지 않은 시편을 T0 시편, 10분, 20분 및 30분간 템퍼링 한 시편을 각각 T10, T20 및 T30 시편이라 부르도록 하였다.

미세조직을 확인하기 위해 3 % 나이트탈(Nital) 용액으로 에칭 후 광학현미경(OM, optical microscope)과 주사전자현미경(SEM, scanning electron microscope)으로 관찰하였으며, 템퍼링 후의 DP강의 기계적 특성을 분석하기 위하여 나노인덴테이션(nanoindentation) 실험과 인장실험을 실시하였다. 나노인덴테이션 실험을 위한 시편은 10 % 과염소산(perchloric acid)과 90 % 아세트산(acetic acid)의 혼합용액을 이용하여 전해 연마하여 준비하였다. 각 시편에 대하여 100회의 나노인덴테이션을 수행하였으며 G200 나노인덴터 장비의 Berkovich 인덴터를 이용하여 실험을 수행하였다. 인장실험은 ASTM E8m-08 규격에 따라 수행하였으며 초점거리 25 mm, 폭 6 mm 및 1.6 mm의 두께를 가진 시편을 사용하여 0.5 mm/min의 크로스헤드 이동속도로 실험을 수행하였다. 시편의 신장 플랜지성을 정량적으로 나타내는 지표인 hole expansion ratio (HER)를 측정하기 위하여 홀확장 실험(hole expansion test)을 실시하였으며 Fig. 1에 홀확장 실험의 진행 방법을 도식화하였다. 먼저 wire cutting 방법을 이용하여 10 mm의 직경을 가지는 구멍을 뚫은 후, 60°의 원주각을 가지는 펀치를 이용하여 홀확장 실험을 진행하였다. 실험은 시편의 두께방향으로 관통균열이 발생하면 멈추었고, HER 값은 아래의 식을 이용하여 계산되었다.⁷⁾

Table 1. Chemical composition of DP steel (wt%).

C	Si	Mn	Al	Cr	Mo
0.07 ~ 15	1.0 ~ 1.5	2.0 ~ 2.5	0.04	0.4	0.05

Fig. 1. Schematic illustration of hole expansion test.

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

이 때 D_f 는 관통균열이 발생한 이후의 구멍 직경이며, D_0 는 초기 구멍의 직경이다. 홀확장 실험 중에 하중-편치이송거리(force-displacement) 곡선을 얻어 시편의 변형 및 파괴 거동을 살펴보고자 하였다.

3. 결 과

3.1 미세조직

Fig. 2는 각각 템퍼링을 하지 않은 시편과 300 °C에서 10분, 20분 및 30분간 템퍼링한 시편을 주사전자현미경으로 관찰한 미세조직 사진을 보여주고 있다. T0 시편의 미세조직을 통해 강재가 페라이트와 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite)로 이루어진 전형적인 DP강의 미세조직을 나타내고 있는 것을 확인할 수 있다. 마르텐사이트와 템퍼드 마르텐사이트는 형상학적으로 구분하였으며, 템퍼드 마르텐사이트의 경우 템퍼링에 의하여 내부의 래스(lath) 사이에 탄화물이 석출

되게 되어 이를 바탕으로 두 상을 구분하였다. T0 시편의 상 분율은 페라이트가 37 %, 마르텐사이트가 30 %, 템퍼드 마르텐사이트는 33 %로 측정되었으며 이후 템퍼링을 진행함에 따라 Fig. 2(e)에서 보는 것과 같이 템퍼드 마르텐사이트의 분율이 점점 더 높아지고, 30분간 템퍼링을 진행하였을 경우(T30 시편)에는 대부분의 마르텐사이트가 템퍼링되어 약 60 %의 템퍼드 마르텐사이트의 분율을 보이는 것을 확인할 수 있었다. 또한 이러한 상 분율을 분석해 보았을 때 20분간 템퍼링을 진행하였을 때와 30분간 템퍼링을 진행하였을 때 미세조직에서 큰 차이가 없는 것을 통해 20분간 템퍼링을 진행하게 되면 대부분의 마르텐사이트가 템퍼링 된다는 것을 확인할 수 있다.

3.2 기계적 특성

Fig. 3은 각각 T0 시편과 300 °C에서 20분간 템퍼링한 T20 시편에 대하여 나노인덴테이션을 실시한 실험 결과를 나타내고 있다. T0 시편에 대한 실험 결과를 보면 2 GPa의 낮은 경도로부터 10 GPa의 높은 경도까지 전체적으로 넓은 나노경도 분포를 보여주고 있으며, 이러한 결과를 통해 비교적 낮은 경도를 가지는 페라이트와 비교적 높은 경도를 가지는 마르텐사이트 사이의 상간 경도 차이가 크게 나타나는 것을 확인할 수 있다. 이 경우 페라이트와 마르텐사이트 이외에 템퍼드 마르텐사이트가 33 % 존재하기 때문에 전체적으로 넓게 퍼져 있는 나노경도 분포를 보여주고 있으며, Fig. 4와 같이 주사전자현미경으로 관찰한 미세조직과의 비교 분

Fig. 2. (a)-(d) SEM images according to tempering time; (a) T0, (b) T10, (c) T20, and (d) T30 steels and (e) measured volume fraction of tempered martensite (F: ferrite, M: martensite, TM: tempered martensite).

Fig. 3. Hardness distribution measured by nanoindentation; (a) T0 and (b) T20 steels.

Fig. 4. SEM image showing the nanoindentation for ferrite.

석을 통하여 각 상의 나노경도는 대략 페라이트 2.8 GPa, 템퍼드 마르텐사이트 4.9 GPa 및 마르텐사이트 8.2 GPa로 측정되었다. 이에 비하여 T20 시편의 경우에는 나노경도 값이 T0 시편과 비교하여 좁은 영역(3~8 GPa)에 분포되어 있으며, 이를 통해 템퍼링에 의하여 상간 경도차이가 많이 줄어든 것을 확인할 수 있다(페라이트 4.1 GPa, 템퍼드 마르텐사이트 5.9 GPa). 이러한 나노인덴테이션 결과를 고려하면 템퍼링을 진행하게 됨에 따라 페라이트의 경도는 어느 정도 증가하게 되고 마르텐사이트는 Fig. 2와 같이 템퍼링되어 경도가 감소된다는 것을 유추할 수 있다.

Fig. 5는 T0 시편과 템퍼링을 진행한 시편들(T10, T20 및 T30)의 인장물성의 변화를 나타내고 있다. 템퍼링 시간이 증가함에 따라 항복강도는 증가하는 경향을 보였지만 최대 인장강도는 비슷한 수준을 유지하는 것을 확인할 수 있다. 그러나 20분 이상 템퍼링을 진행한 경우에는 그 인장물성이 크게 변하지 않는다는 것

Fig. 5. Variation of tensile properties according to tempering time (YS: yield strength, UTS: ultimate tensile strength).

을 확인할 수 있다. 일반적으로 DP강처럼 비교적 경도가 낮은 상(페라이트)과 비교적 경도가 높은 상(마르텐사이트)이 함께 존재하고 있는 경우에는 항복강도는 낮은 경도를 가지는 상에 의해, 최대 인장강도는 구성상의 전체적인 물성을 따르게 된다고 알려져 있다.^{1,12)} Fig. 3에서 예상할 수 있는 것과 같이 본 연구의 DP강의 경우에는 템퍼링을 진행함에 따라 페라이트의 경도는 증가하는 것을 알 수 있으며 반대로 최대 경도 값은 낮아지기 때문에 전체 경도 값의 평균값은 크게 변화하지 않는 것을 확인할 수 있다. 이러한 결과를 Fig. 5의 인장물성과 관련지어 생각해 보면 본 연구의 DP강의 경우에는 항복강도는 페라이트의 변형에 의존하기 때문에 템퍼링을 진행함에 따라 증가하는 것을 예상할 수 있으며 이에 반해 최대 인장강도는 크게 변화하지 않는 것을 확인할 수 있다.

3.3 신장 플랜지성

Fig. 6는 T0 시편 및 T20 시편에 대한 홀확장 실험

Fig. 6. Appearance of T0 and T20 steels after hole expansion test.

후의 시편 모습을 보여주고 있다. 그림에서 보는 것과 같이 T20 시편이 시편의 두께방향으로 관통균열이 발생하기 전까지 더 넓게 확장된 것을 확인할 수 있다. 이로써 T20 시편이 T0 시편과 비교하여 더 높은 HER 값을 나타내는 것을 알 수 있으며 두 시편의 HER은 각각 50%와 70%로 측정되었다. 이와 같이 적절한 템퍼링을 적용한 T20 시편이 템퍼링을 적용하지 않은 T0 시편보다 우수한 신장 플랜지성을 나타내는 것을 확인할 수 있다.

4. 고 찰

4.1 템퍼링에 따른 미세조직과 기계적 특성 변화

이전의 연구에 따르면 페라이트와 마르텐사이트가 함께 존재하는 DP강의 경우 적절한 온도에서 템퍼링을 진행하게 되면 최대 인장강도는 감소하지 않고 항복강도

만 증가시킬 수 있다는 결과가 보고되고 있다.^{10,13)} 이러한 템퍼링의 영향은 템퍼링의 온도와 시간에 모두 영향을 받는다. 일반적으로 이러한 템퍼링 온도와 시간의 영향은 Hollomon-Jaffe 식을 이용하여 해석되어 왔다.¹³⁾ Hollomon-Jaffe 식은

$$HJP = T(\log(t) + C)$$

의 식으로 주어지며 이 때 HJP는 Hollomon-Jaffe parameter이며 T는 템퍼링 온도, t는 템퍼링 시간, C는 재료 상수이다. 위의 Hollomon-Jaffe 식과 같이 DP강의 기계적 특성은 템퍼링 온도와 시간이 증가함에 따라서 계속해서 변화하게 된다.

Fig. 7은 HJP의 증가에 따른 항복강도와 최대 인장강도, 미세조직의 변화에 대한 모식도를 보여주고 있다. 온도가 낮고 시간이 짧은 초기 단계에서는 마르텐사이트에서의 탄소 이동이 거의 일어나지 않아 미세조직의 변화도 거의 일어나지 않고, 이 단계에서는 기계적 물성 역시 크게 변하지 않는다. 하지만 템퍼링 온도와 시간이 점차 증가하게 되면 마르텐사이트 내부에 과포화되어 있던 탄소가 탄화물을 형성하거나 주위의 페라이트 영역으로 이동하게 된다. 이에 따라 마르텐사이트는 템퍼링되게 되며, 동시에 항복강도는 증가하는 현상이 일어난다. 페라이트와 마르텐사이트를 가지는 DP강에서 이러한 항복강도의 증가가 일어나는 현상은 템퍼링 시 마르텐사이트의 탄소가 확산하여 나타나는 현상으로 설명할 수 있다.^{10,13)} DP강은 소둔 온도에서 냉각할 때 오스테나이트(austenite)가 마르텐사이트로 변태가 일어나며, 이 때 부피의 차이에 의해 응력장이 생기게 되고, 그

Fig. 7. Schematic illustration of strength variations during tempering of DP steel (YS: yield strength, UTS: ultimate tensile strength).

에 의해 마르텐사이트 주위의 페라이트에 전위가 형성되게 된다. 이러한 전위를 GND (geometrically necessary dislocation)라고 한다.¹⁴⁾ 이후 템퍼링을 진행하게 되면 마르텐사이트에서 확산된 탄소 원자가 이러한 전위와 결합하게 되고, 전위의 이동을 방해하는 고착(pinning) 현상이 일어나 페라이트의 강도가 증가하게 되는 것이다.^{10,13)} 이러한 페라이트의 강도 증가에 의해 DP강의 항복강도는 증가하게 되며, 동시에 마르텐사이트의 템퍼링으로 인한 강도 감소를 상쇄하여 최대 인장강도는 감소하지 않고 유지될 수 있는 것이다. 문헌상에서는 DP강의 템퍼링에 의한 150~200 MPa의 항복강도 증가가 보고되고 있으나^{10,13)} 본 연구에서는 초기에 이미 33%의 템퍼드 마르텐사이트가 존재하고 있었기 때문에 Fig. 5와 같이 대략 125 MPa의 항복강도 증가를 얻을 수 있었다. 그러나 대부분의 마르텐사이트가 템퍼링되게 되면 이러한 현상은 더 이상 일어나지 않게 되며, 템퍼링 온도와 시간을 더 증가시킬 경우 일반적인 강에서 나타내는 것과 마찬가지로 DP강에서도 항복강도와 최대 인장강도는 감소하며 연신율은 증가하는 특성이 나타나게 된다.¹¹⁾

4.2 신장 플랜지성

현재까지 DP강에 관하여 템퍼링에 의한 기계적 물성 변화에 대한 연구는 많이 진행되어 왔으나 템퍼링에 의한 성형성, 특히 신장 플랜지성의 변화에 대한 연구는 부족한 상태이다. 일반적으로 DP강의 신장 플랜지성은 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도 차이를 줄임으로써 향상시킬 수 있다고 알려져 있다.^{7,8)} 또한 DP강의 상간

경도 차이는 항복강도와 최대 인장강도의 비인 항복비를 통해서도 간접적으로 확인할 수 있다. DP강의 항복강도는 비교적 낮은 경도를 가지는 페라이트에 의존적이고 최대 인장강도는 구성상 전체의 경도에 의해 결정되기 때문에 비슷한 수준의 최대 인장강도를 가지는 DP강에 대해서는 항복강도가 높을수록, 즉 항복비가 높을수록 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도 차이가 작은 것으로 생각할 수 있다. 이러한 DP강에서의 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도 차이는 DP강이 다른 강재에 비해 독특한 변형특성을 나타나게 한다. DP강이 응력을 받게 되면 비교적 항복강도가 낮은, 즉 변형이 일어나기 쉬운 페라이트에서 먼저 소성변형이 일어나게 되며 페라이트에 변형집중이 발생하게 된다.^{12,15)} 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도 차이가 크게 되면 페라이트가 소성변형이 일어나는 응력수준에서는 경도가 높은 마르텐사이트는 여전히 탄성변형 영역에 있기 때문에 소성변형이 일어나지 않게 되고, 이러한 페라이트로의 변형집중이 심화될수록 페라이트와 페라이트-마르텐사이트 계면에 전위가 쌓이게 된다. 이러한 전위의 집적은 결과적으로 페라이트-마르텐사이트 계면에 미세공극을 형성하게 된다.^{7,16)}

이와 같은 DP강의 변형특성은 신장 플랜지성에도 영향을 미치게 된다. Fig. 6를 통해 확인할 수 있는 것처럼 템퍼링을 진행하지 않은 T0 시편의 경우보다 300 °C에서 20분간 템퍼링을 진행한 T20 시편의 경우가 더 높은 HER을 나타내는 것을 알 수 있다. 서로 다른 HER을 가지는 이유는 앞에서 설명한 상간 경도 차이로 설명할 수 있다. Fig. 8에 나타낸 것과 같이 홀확장 실험

Fig. 8. Schematic illustration of deformation and fracture behaviors during hole expansion test for T0 and T20 steels (D: dislocation, F: ferrite, M: martensite, TM: tempered martensite).

초기에는 T0 시편과 T20 시편 모두 상대적으로 경도가 낮은 페라이트에 변형이 집중되게 되며 이에 따라 페라이트는 가공경화되어 경도가 높아지게 된다. 이러한 상황에서 원래 페라이트와 마르텐사이트의 상간 정도 차이가 큰 T0 시편의 경우에는 페라이트가 가공경화 되더라도 마르텐사이트는 여전히 탄성영역에 있게 되므로 변형이 페라이트에 계속적으로 집중되게 된다.¹²⁾ 따라서 페라이트-마르텐사이트 계면에 많은 전위가 집적되게 되고 이로 인해 미세공극이 쉽게 생성되게 된다. 이 미세공극은 이후 균열로 성장하여 파괴의 시작점으로 작용하게 된다. 이에 반해 Fig. 3과 같이 템퍼링에 의해 상간 정도 차이가 작아진 T20 시편의 경우에는 변형 거동이 달라지게 된다. 앞에서 살펴본 것과 같이 T20 시편의 페라이트는 템퍼링에 의해 T0 시편보다 높은 경도를 가지고 있으며, 반면에 대부분의 마르텐사이트는 템퍼링되어

Fig. 9. Force-displacement curves during hole expansion test for T0 and T20 steels.

T0 시편보다 낮은 경도를 나타내고 있다. 이 경우 홀확장을 진행하게 되면 초기 페라이트로의 변형집중으로 인하여 페라이트가 가공경화 되게 되고 상대적으로 상간 정도차이가 작기 때문에 가공경화된 페라이트의 경도는 템퍼드 마르텐사이트의 경도와 비슷한 수준으로 높아질 수 있다. 이렇게 되면 Fig. 8에 나타난 것과 같이 페라이트 뿐만아니라 템퍼드 마르텐사이트에서도 같이 변형이 일어날 수 있게 되며 이로 인하여 페라이트로의 변형 집중은 크게 낮아지게 된다.¹²⁾ 따라서 페라이트-마르텐사이트 계면에서의 전위 집적 및 미세공극 생성이 억제되며 이로 인하여 파괴의 시작이 T0 시편에 비해 늦춰지게 된다.¹⁶⁾ 이러한 결과를 Fig. 9의 홀확장 실험 중의 하중-편치이송거리 곡선에서 확인할 수 있다. 그림에서 보는 것과 같이 T20 시편의 경우가 T0 시편에 비해 보다 높은 하중까지 균열의 생성없이 홀확장이 일어나는 것을 확인할 수 있다.

위와 같은 DP강의 변형거동은 홀확장 중의 미세공극/균열 생성 뿐만아니라 균열의 전파 거동에도 영향을 미치게 된다. Fig. 8에 나타난 것과 같이 T0 시편의 경우에는 홀확장이 진행됨에 따라 페라이트에 변형이 극심하게 집중되게 되고 미세공극 및 균열이 생성될 시점에는 페라이트는 이미 파괴가 일어날 정도로 아주 많은 변형을 받게 된다. 따라서 균열이 생성되게 되면 심한 가공경화로 인하여 취약해진 페라이트를 따라 찢어지듯이 균열이 아주 급격하게 진행하게 된다.¹²⁾ 이러한 이유로 인하여 Fig. 10(a)에서 보는 것과 같이 T0 시편의 경우에는 균열이 페라이트-마르텐사이트 계면 뿐 아니라 페라이트를 관통하여 아주 날카롭게 진행하는 것을 확인할 수 있다. 이에 비하여 T20 시편의 경우에는 Fig. 8에 나타난 것과 같이 홀확장이 진행됨에 따라 페라이트와 더불어 템퍼드 마르텐사이트에서도 변형이 같이 일어나기 때문에 균열이 생성되더라도 일반적인 연성 재료에서와 같이 비교적 느린 균열 전파 거동을 나타내게 된

Fig. 10. OM images showing crack propagation behaviors; (a) T0 and (b) T20 steels.

다.¹²⁾ 이 경우 Fig. 10(b)에서와 같이 균열 선단에서 벌 어짐(*blunting*) 현상을 관찰할 수 있으며, 이러한 균열의 형상을 통해서 템퍼링을 진행한 T20 시편이 T0 시편보다 상대적으로 높은 균열 전파 저항성을 나타낸다는 것을 알 수 있다. 또한 균열이 페라이트 뿐만 아니라 템 퍼드 마르텐사이트를 통해서도 전파하기 때문에 두 상 의 계면이 균열 전파 경로를 바꾸는 역할을 하여 Fig. 8 및 Fig. 10에서 보는 것과 같이 zig-zag 형태의 균열 전파 거동을 보이게 된다.

이와 같이 템퍼링을 통하여 페라이트와 마르텐사이트 의 상간 경도 차이가 줄어든 T20 시편의 경우에는 홀 확장 시에 발생하는 변형 거동의 차이에 의해서 미세공 극 및 균열의 생성이 늦춰질 뿐 아니라 균열이 생성되더라도 균열 전파 속도가 느려지게 된다. 따라서 T20 시 편에 홀확장 파괴 저항성이 상대적으로 높아지게 되며 결과적으로 T20 시편이 T0 시편에 비하여 높은 신장 플 랜지성을 나타내게 된다(Fig. 6).

5. 결 론

본 연구에서는 980 MPa급 DP강을 300°C에서 각각 10분, 20분 및 30분 동안 템퍼링하여 그에 따른 미세조 직과 기계적 특성을 분석하였으며 이를 바탕으로 템퍼 링에 따른 DP강의 신장 플랜지성의 변화에 대하여 고 찰하였다.

1) 980 MPa급 DP강을 300 °C에서 템퍼링하여 최대 인 장강도는 유지하면서 항복강도는 증가시킬 수 있었다. 이 러한 현상은 템퍼링에 의해 마르텐사이트로부터 확산된 탄소가 계면부의 전위를 고착시켜 페라이트의 항복강도 가 증가하였기 때문이다.

2) 나노인덴테이션 시험을 통하여 템퍼링 시 페라이트 의 경도는 증가하고 마르텐사이트의 경도는 감소하는 것 을 확인하였으며 이로 인하여 상간 경도차가 감소하는 것 을 알 수 있었다.

3) 300 °C에서 20분간 템퍼링 한 T20 시편의 경우 템 퍼링을 하지 않은 T0 시편보다 높은 HER 값을 나타내 었다. 이는 페라이트와 마르텐사이트의 상간 경도차가 감 소함에 따라 홀확장 시 페라이트로의 변형 집중이 크게 낮아져 미세공극 및 균열의 생성이 지연되었기 때문이 었다. 또한 T20 시편의 경우 페라이트와 더불어 템퍼드 마르텐사이트도 같이 변형을 할 수 있기 때문에 홀확장 중에 균열이 발생하더라도 균열 선단에서 벌어짐 현상

등이 발생하여 균열의 전파 속도가 상대적으로 느리다 는 것을 예상할 수 있었다. 이러한 이유로 인하여 템퍼 링을 적용한 T20 시편이 템퍼링을 적용하지 않은 T0 시 편에 비해 우수한 신장 플랜지성을 나타내었다.

Acknowledgement

This research was financially supported by the R&D Program of the Hyundai NGV Company, Republic of Korea.

References

1. M. D. Taylor, K. S. Choi, X. Sun, D. K. Matlock, C. E. Packard, L. Xu and F. Barlat, *Mater. Sci. Eng., A*, **597**, 431 (2014).
2. K. Mori, Y. Abe and Y. Suzui, *J. Mater. Process. Tech.*, **210**, 653 (2010).
3. J. I. Yoon, J. Jung, S.-H. Joo, T. J. Song, K.-G. Chin, M. H. Seo, S.-J. Kim, S. Lee and H. S. Kim, *Mater. Lett.*, **280**, 322 (2016).
4. N. J. Kim and G. Thomas, *Metall. Trans. A*, **12A**, 483 (1981).
5. Z. K. Teng and X. M. Chen, *Mater. Sci. Eng., A*, **618**, 645 (2014).
6. S.-H. Choi, E.-Y. Kim, W. Woo, S. H. Han and J. H. Kwak, *Int. J. Plast.*, **45**, 85 (2013).
7. K. Hasegawa, K. Kawamura, T. Urabe and Y. Hosoya, *ISIJ International*, **44**, 603 (2004).
8. J. Lee, S.-J. Lee and B. C. De Cooman, *Mater. Sci. Eng., A*, **536**, 231 (2012).
9. S. S. M. Tavares, P. D. Pedroza, J. R. Teodosio and T. Gurova, *Scr. Mater.*, **40**, 887 (1999).
10. D. Ji, M. Zhang, D. Zhu, S. Luo and L. Li, *Mater. Sci. Eng., A*, **708**, 129 (2017).
11. X. Fang, Z. Fan, B. Ralph, P. Evans and R. Underhill, *J. Mater. Process. Tech.*, **132**, 215 (2003).
12. J. Kang, Y. Ososkov, J. D. Embury and D. S. Wilkinson, *Scr. Mater.*, **56**, 999 (2007).
13. A. Kamp, S. Celotto and D. N. Hanlon, *Mater. Sci. Eng., A*, **538**, 35 (2012).
14. J. Kadkhodapour, S. Schmauder, D. Raabe, S. Ziaei-Rad, U. Weber and M. Calcagnotto, *Acta Mater.*, **59**, 4387 (2011).
15. M. Calcagnotto, Y. Adachi, D. Ponge and D. Raabe, *Acta Mater.*, **59**, 658 (2011).
16. K. Park, M. Nishiyama, N. Nakada, T. Tsuchiyama and S. Takaki, *Mater. Sci. Eng., A*, **604**, 135 (2014).

<저자소개>

이건희

울산대학교 첨단소재공학부 학생
현) 고려아연(주) 기술연구소 사원

백종희

울산대학교 첨단소재공학부 학생

송은지

울산과학기술원 신소재공학부 학생

나선형

현대제철 R&D Center 책임연구원

박봉준

현대제철 R&D Center 책임연구원

김주영

울산과학기술원 신소재공학부 교수

권용재

울산대학교 첨단소재공학부 교수

신상용

울산대학교 첨단소재공학부 교수

이정구

울산대학교 첨단소재공학부 교수