

0.27% C-1.5% Mn-1.0% Cr 강의 미세조직과 기계적성질에 미치는 Si의 영향

정 우 창[†]

대구가톨릭대학교 기계자동차공학부

Effect of Si on Mechanical Properties and Microstructure in 0.27% C-1.5% Mn-1.0% Cr Steel

Woo Chang Jeong[†]

School of Mechanical and Automotive Engineering, Catholic University of Daegu,
13-13 Hayangro, Hayang-eup, Gyeongsan-si, Gyeongbuk 38430 Korea

Abstract The variation in microstructure and mechanical properties during heat treatment was examined in a series of 0.27% C-1.5% Mn-1.0% Cr steels with silicon contents in the range of 0 to 1.0 wt%. It was found that addition of 0.5%~1.0% silicon increased both tensile strength and impact toughness through solid solution strengthening and microstructural refinement. 0.27% C-1.0% Si-1.5% Mn-1.0% Cr steel showed tensile strength of 1,700 MPa in the as-quenched condition and the steel revealed a full martensitic structure even after air cooling from 900°C to room temperature, showing air hardening characteristics. Tempering at 150°C which corresponds to the typical paint-baking temperature after painting of body in white, slightly decreased the tensile strength and increased elongation, but substantially increased the impact toughness compared to the as-quenched steel.

(Received April 10, 2017; Revised April 21, 2017; Accepted April 27, 2017)

Key words : Ultra-high strength steel, Hot stamping, Microstructure, Mechanical property, Electron backscatter pattern

1. 서 론

일반적으로 재료의 강도가 높아지면 성형성은 저하한다. 그 해결책의 하나로 최근에 차체 부품에 많이 적용되고 있는 핫스탬핑(Hot Stamping) 기술이 있다. 이 기술은 핫 프레스 포밍(Hot Press Forming), 프레스 하드닝(Press Hardening), 프레스 퀘칭(Press Quenching), 다이 퀘칭(Die Quenching) 등 다양한 이름으로 불리어지고 있으며, 고온 성형과 담금질이 동시에 이루어지는 기술이다. 상온 프레스 성형이나 롤 포밍(Roll Forming)은 자동차 범퍼보강재와 도아보강재, Pillar, Sill Side 경우 성형성의 한계 때문에 인장강도의 상한이 주로 980~1180 MPa급에 그치고 있으나, 핫스탬핑 부품은 강도를 높일 수 있어 차체 부품의 두께를 줄여도 동일한 특

성을 유지할 수 있어 경량화 효과가 우수하다.

핫스탬핑은 B, Mn, Cr 등을 첨가하여 경화능(Hardenability)을 향상시킨 강재를 변형 저항이 작은 오스테나이트 영역의 고온에서 프레스 금형에 의해 원하는 모양으로 열간성형을 한 후 급속하게 냉각하여 성형성과 강도를 동시에 확보하는 기술이다. 900°C 이상의 오스테나이트 영역에서 가열된 강판 내부에 냉각수가 흐르는 프레스 금형에서 성형하면 복잡한 모양의 부품성형이 가능하고 또 제품의 온도가 상온으로 떨어질 때 까지 상부금형과 하부금형 사이에서 냉각되기 때문에 급속냉각에 의해 마르텐사이트 조직이 얻어져 높은 강도를 얻게 된다. 핫스탬핑 부품은 인장강도가 1470 MPa 급이 주류를 이루고 있으나 최근 들어 경량화 효과를 높이기 위해 더 높은 강도의 핫스탬핑 부품을 개발하고 있다[1-5].

[†]Corresponding author. E-mail : wcjeong@cu.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

포스코는 2014년 파리 모터쇼와 2015년 서울 모터쇼에 출품된 르노자동차 컨셉트카인 이오랩(EOLAB)의 사이드실(Side Sill)에 인장강도 2000 MPa 급 핫스탬핑강을 적용한 바 있다[6]. 핫스탬핑 후 인장강도는 탄소에 의해 가장 큰 영향을 받지만, 기계적성질은 탄소 외에 Cr, Si 등에 의해서도 영향을 받는다.

0.27% C-1.0% Si-1.5% Mn강에서 미세조직과 기계적성질에 미치는 Cr의 영향에 대한 연구[7]에 이어 본 연구에서는 0.27% C-1.5% Mn-1.0% Cr강에서 미세조직과 기계적성질에 미치는 Si의 영향을 연구하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 3개 강종의 합금성분을 Table 1에 나타내었다. 0.27% C-1.5% Mn-1.5% Cr-0.04% Ti-0.05% Nb-0.003% B-0.01% N을 기본 성분계로 Si 양을 0%, 0.5% 및 1.0%로 변화시켜 Si가 기계적성질과 미세조직에 미치는 영향을 조사하였다.

모든 시료강은 고주파 유도로에서 진공용해하였다. 용해, 주조된 강괴는 1200°C의 오스테나이트 단상 영역에서 열처리한 후 두께 3.25 mm로 열간압연을 실시하였으며 열간압연 마무리온도는 900°C이었다. 열간압연이 끝난 강관은 680°C까지 공기 중에서 냉각시켰으며, 680°C로 유지된 로에 장입하여 1시간 동안 유지시킨 후 로에서 냉각하여 공장 제조시의 열연판 코일링(Coiling) 공정을 재현하였다.

가열 및 냉각 시 상변태 특성을 조사하기 위해 열연판을 10 mm × 10 mm × 3.25 mm로 잘라 염욕로(Salt Bath)에서 다양한 열처리 시험을 실시하였다. 퀴칭(Quenching)은 열처리업체의 양산에 사용하는 연속로 형태의 로를 사용하였으며, 침탄이나 탈탄이 되지 않도록 탄소 포텐셜(CP)을 0.27로 제어하였으며, 냉각에는 60°C의 오일을 사용하였다. 템퍼링

(Tempering) 역시 열처리업체의 양산 템퍼링 로를 이용하였으며, 템퍼링 온도에 따른 미세조직과 재질 변화를 조사하기 위해 퀴칭온도는 900°C로 고정하고, 템퍼링온도를 150°C~450°C로 변화시켰다.

열처리 후 인장시험과 충격시험을 실시하기 위해 인장시편(KS13B)과 충격시편(KS B 0809)으로 미리 가공하여 열처리하였다[8]. 인장시편은 장축이 압연 직각 방향과 일치되게 가공하였다. 경도는 하중 1 kg에서 비커스경도(Hv)로 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1에 0% Si강, 0.5% Si강, 1.0% Si강의 열연판 미세조직과 하중 1 kg으로 측정된 비커스 경도를 함께 나타내었다. 위 사진은 광학현미경 조직사진이고, 아래 사진은 SEM 조직사진이다.

Si가 첨가되지 않은 강 of 열연판의 경도는 179 Hv를 나타내었으나 0.5% Si강과 1.0% Si강은 각각 198과 219의 경도를 나타내어 Si의 경화효과가 큼을 알 수 있다. 미세조직은 Si 양에 관계없이 페라이트, 퍼얼라이트, 구상화 시멘타이트로 구성되어 있는데 Si양이 증가하면 퍼얼라이트가 미세하게 되고 퍼얼라이트 간 간격과 퍼얼라이트의 시멘타이트 층 간 간격이 좁아지는 것을 알 수 있다. Si양 증가에 따른 미세조직 미세화는 Si의 고용경화 효과와 더불어 Si 증가에 따른 경도증가의 원인이 된 것으로 판단된다.

본 연구에 사용된 3개 강종에 대해 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역, 오스테나이트 단상영역에 해당되는 온도를 조사하기 위해 가열온도를 800°C, 850°C, 900°C로 변화시켜 10분간 가열 한 후 20°C의 오일에서 급속하게 냉각하였다. 가열 후 20°C의 오일에 냉각하면 가열 직후 존재한 오스테나이트가 모두 마르텐사이트로 변태되기 때문에 가열 직후 존재하는 상의 종류를 알 수 있게 된다. 시편은 10 mm × 10 mm × 3.25 mm 크기로 절단된 열연판이

Table 1. Chemical composition of the steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	Nb	B	N
S1	0.27	0	1.50	0.010	0.002	0.02	1.0	0.04	0.05	0.0029	0.0107
S2	0.27	0.5	1.50	0.011	0.003	0.02	1.0	0.04	0.05	0.0030	0.0105
S3	0.27	1.0	1.50	0.010	0.003	0.02	1.0	0.04	0.05	0.0030	0.0105

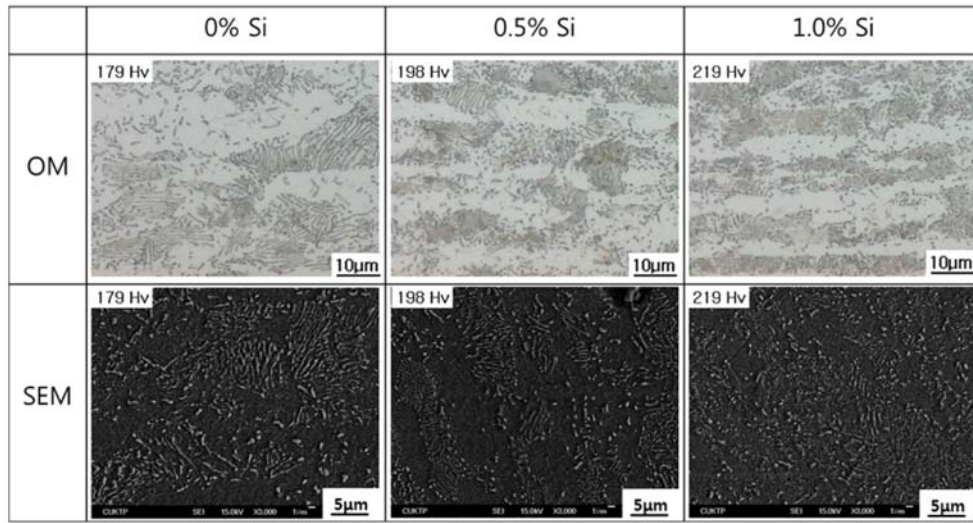


Fig. 1. Optical and scanning electron micrographs showing the effect of the silicon content on the microstructure and vickers hardness of hot-rolled steels.

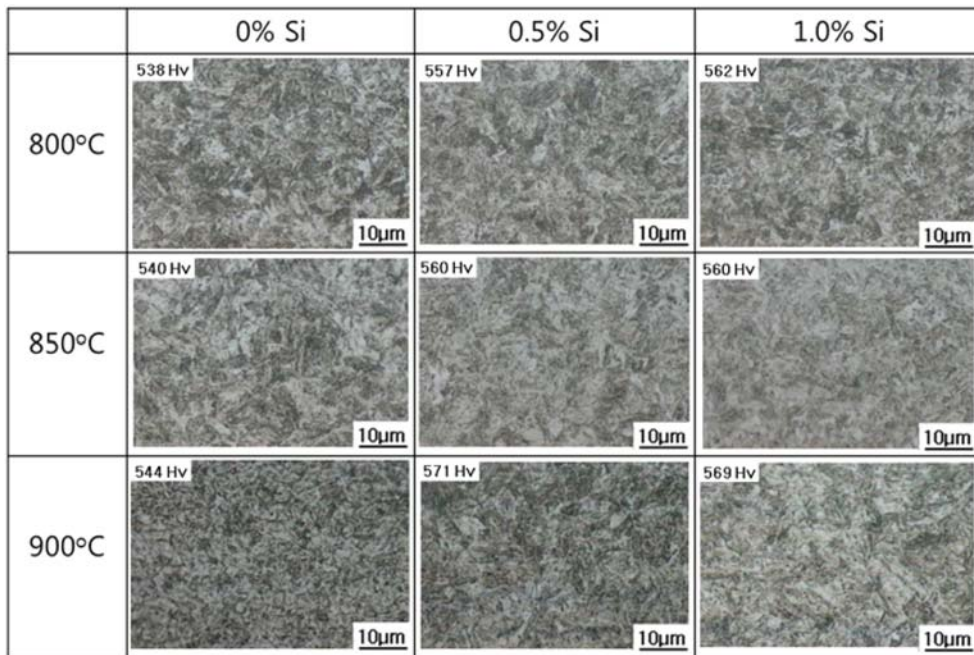


Fig. 2. Optical micrographs showing the effects of the heating temperature and silicon content on the microstructure and vickers hardness in the as-quenched steels just after heating at 800°C~900°C for 10 minutes.

였으며 염욕(Salt Bath)로에서 열처리시험을 실시하였다.

Fig. 2는 800°C, 850°C 및 900°C에서 10분간 가열한 후 20°C 오일에 급속 냉각한 강의 미세조직과

경도에 미치는 Si의 영향을 나타낸 것이다. Si양과 온도에 관계 없이 미세조직은 마르텐사이트 조직을 나타내었으며, 본 연구에서 사용한 800°C~900°C가 모두 오스테나이트 단상에 해당됨을 알 수 있다. Si

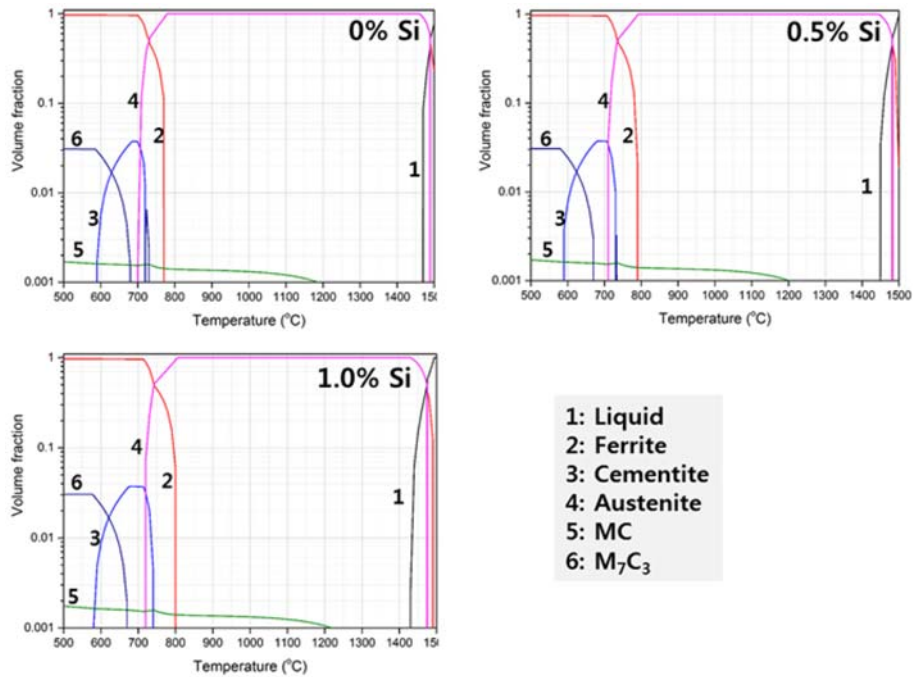


Fig. 3. Equilibrium microstructure constituents predicted by the Thermo-Calc software for the three Si steels.

는 페라이트 안정화 원소이기 때문에 Andrews 방정식[9]에 따르면 1.0% Si 첨가로 AC_3 온도가 44.7°C 증가시키지만 탄소함량이 0.27%로 높고 오스테나이트 안정화원소인 Mn이 1.5% 첨가된 것에 의해 상대적으로 저온인 800°C가 오스테나이트 영역으로 된 것으로 판단 된다. 핫스탬핑 가열온도가 낮으면 에너지 절약 측면에서 유리하므로 본 연구에 사용된 S1, S2, S3 강은 모두 현재 주로 사용되고 있는 가열온도 900°C 보다 낮은 800°C에서 가열이 가능함을 알 수 있다.

Fig. 3에 Si양에 따른 Thermo-Calc 상태도 계산 결과를 나타내었다. 0% Si강, 0.5% Si강, 1.0% Si강의 A_3 변태 온도는 각각 779°C, 792°C, 805°C를 나타내어 Si양이 증가하면 A_3 변태온도가 다소 증가함을 알 수 있다. Si양에 관계없이 MC 형태의 탄화물이 미량 존재하지만 800~900°C 온도에서 대부분 오스테나이트로 구성되어 있었다.

0.5% Si강과 1.0% Si강은 가열온도에 관계없이 거의 동일한 경도를 나타내어 0.5% 이상에서는 Si의 경화효과가 없었다. 그러나 Si를 첨가하지 않은 S1 강은 0.5~1.0% Si강에 비해 비커스 경도가

20~25 정도 낮아 Si를 첨가하면 경도가 약간 상승하는 것을 알 수 있다.

가열시간에 따른 상변태 특성을 조사하기 위해 열연판을 10 mm × 10 mm × 3.25 mm로 잘라 염욕에서 열처리시험을 실시하였으며, 가열온도는 핫스탬핑 가열온도로 많이 적용되는 온도인 900°C로 고정하였다. 가열시간은 900°C로 유지된 염욕에 장입하는 순간부터 측정된 시간이다. Fig. 4는 900°C에서 가열시간을 60초에서 600초까지 변화시켜 가열시간에 따른 미세조직과 비커스경도 변화를 나타내낸 것이다. 본 연구에서는 60초의 가열시간에서도 100% 마르텐사이트(가열온도에서는 오스테나이트)가 형성됨을 알 수 있는데 이것은 본 연구에 사용된 시편 크기가 작은 것에 기인한 것으로 판단된다. 가열시간을 600초 까지 증가시켜도 경도변화는 거의 없는 것으로 확인되었다.

핫스탬핑 공정은 약 900°C의 오스테나이트 영역에서 5~6분 정도 가열한 후 프레스로 옮겨 성형과 급속냉각을 동시에 진행하는 공정이다. 가열로에서 나와 성형이 시작될 때까지 공기 중에서 냉각하는 공정을 재현하기 위해 900°C에서 10분간 가열 한

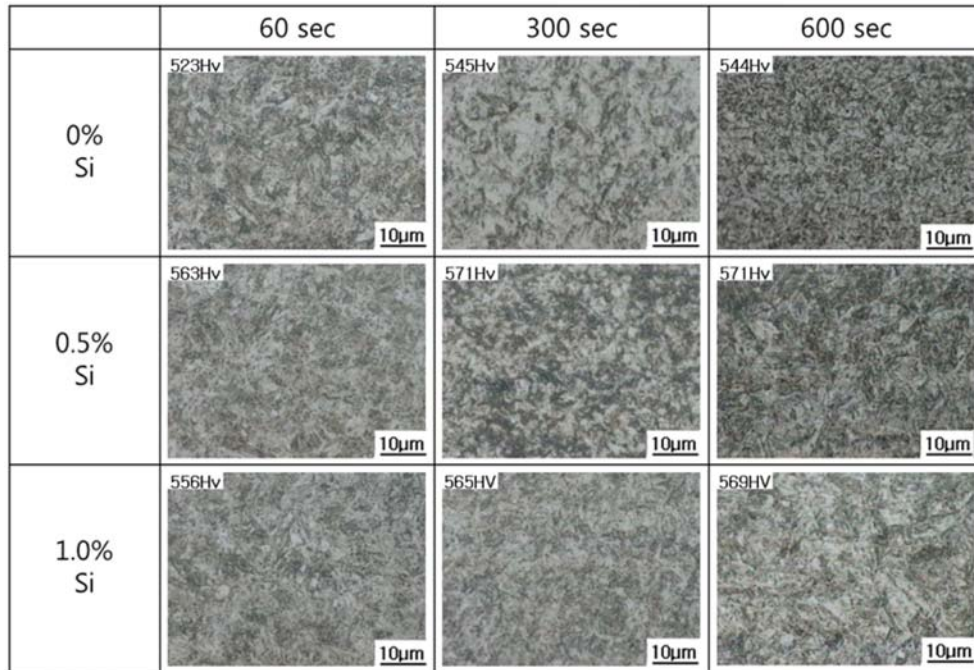


Fig. 4. Optical micrographs showing the effects of the heating time and silicon content on the microstructure and vickers hardness in the as- quenched steels just after heating at 900°C for 60 to 600 seconds.

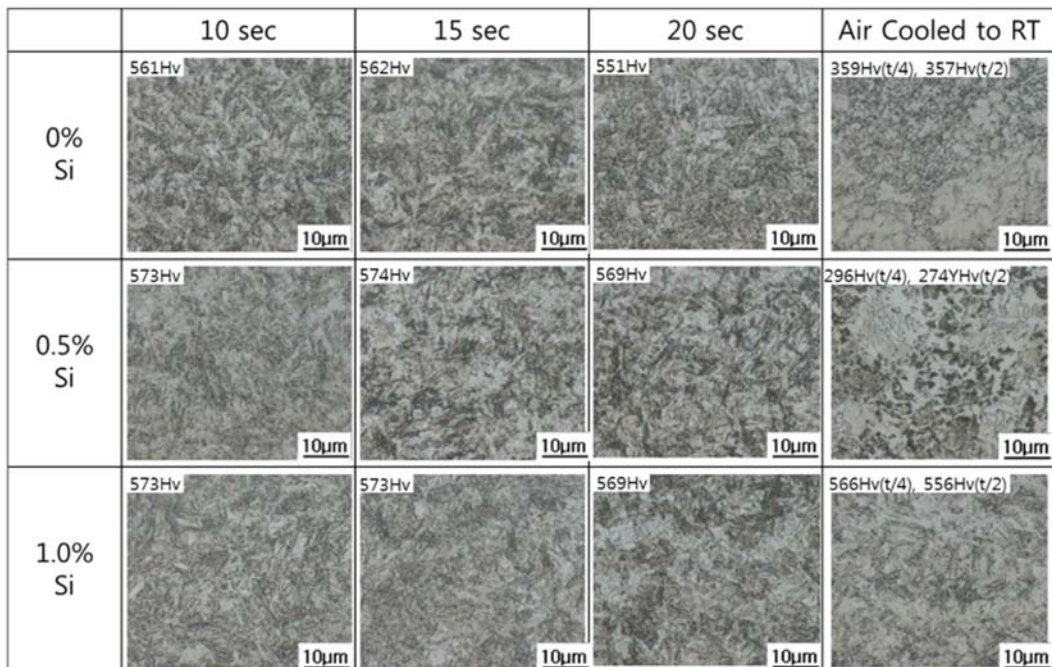


Fig. 5. Optical micrographs showing the effects of the air cooling time and silicon content on the microstructure and vickers hardness. The heat treatment consisted of heating at 900°C for 10 minutes, air cooled for 10 to 20 seconds, followed by rapid cooling. For comparison, a specimen was air cooled to room temperature without rapid cooling.

후 공기 중에서 10~20초 간 공냉하다가 20°C 오일에 급냉하였으며, 일부 시편은 상온까지 공냉시켰다. Fig. 5는 0% Si강, 0.5% Si강, 1.0% Si강에 대해 냉각조건에 따른 두께 중심부의 미세조직과 경도변화를 나타낸 것이다.

900°C에서 10분간 가열 한 후 공기 중에서 10~20초 동안 공냉하다가 20°C 오일에 급냉한 강은 Si양에 관계없이 모두 마르텐사이트 조직을 나타내어, 10~20초 동안 공기 중에서 냉각하는 동안 페라이트나 퍼얼라이트 및 베이나이트가 생성되지 않았음을 보여주었다.

비교를 위해 900°C의 염욕에서 10분간 가열 한 후 상온까지 공기 중에서 냉각시킨 강의 미세조직과 경도에 대한 합금원소의 영향을 조사하였다. 공기 중에서 냉각하는 동안 표면탈탄이 발생하므로 비커스경도는 t/4 부분과 t/2 부분에 대해 측정하였으며 미세조직은 두께 중심부에서 관찰하였다. Si가 첨가되지 않은 S1강에서 t/4 부분과 t/2에서 측정된 경도는 359와 357, 0.5% Si강의 t/4 부분과 t/2 부분에서 측정된 경도는 각각 296, 274를 나타내었다. 이 결과로부터 Si양이 적으면 공기 중에서 냉각하는 동안 t/4 부분과 t/2 부분 모두 베이나이트 변태가 진행되었음을 예측할 수 있다. 반면 1.0% Si강은 t/4 부분과 t/2 부분에서 측정된 경도가 각각 566과 556을 나타내어 공기 중에서 냉각하더라도 마르텐사이트 조직으로 대부분 변태가 되었음을 보여주었다. t/4 부분과 t/2 부분에서 각각 측정된 경도 차이는 경화능(Hardenability)과 상관성이 있으나, 1.0% Si강은

거의 동일한 경도를 나타내어 경화능이 우수한 소재임을 알 수 있다.

0.27% C-1.0% Si-1.5% Mn강에서 미세조직과 기계적성질에 미치는 Cr의 영향에 대한 연구[7]를 보면 상온까지 공기 중에서 냉각하는 경우 0% Cr강의 t/4 부분과 t/2 부분에 대해 측정된 비커스 경도는 각각 480과 416로 10~20초 동안 공랭한 후 20°C 오일에 냉각한 강의 경도 543~560에 비해 낮아졌다. 0.5% Cr강의 t/4 부분과 t/2 부분의 경도는 각각 525와 485로 10~20초 동안 공랭한 후 20°C 오일에 냉각한 강의 경도 539~564에 비해 경도 감소폭이 감소되었다. 한편 1.0% Cr강의 t/4 부분과 t/2 부분의 경도는 각각 566와 556으로 10~20초 동안 공랭한 후 20°C 오일에 냉각한 강의 경도 569~579에 비해 경도 감소폭은 현저히 감소되어 Cr이 경화능을 향상시키는 원소임을 확인할 수 있었다.

이상의 결과로부터 Cr과 Si의 첨가효과를 비교해 보면 Cr이 경화능에 좋은 원소이지만 1.0%의 Cr이 첨가되더라도 Si양이 적으면 공기 중에서 냉각할 때 베이나이트로의 변태가 일어나기 때문에 경화능 향상에는 Si과 Cr의 복합 첨가가 효과가 있음을 알 수 있다. 1.0% Si강은 상온까지 공랭해도 표면과 중심부 모두 마르텐사이트 조직을 나타내어 Air Hardening [10]을 해도 비커스 경도 556~566의 초고장력강을 제조할 수 있을 것으로 판단된다. Air Hardening 강[9]은 Salzgitte에서 개발한 것으로 합금설계를 최적화 하면 오스테나이트 영역에서 가열

Table 2. Tensile properties of as-quenched and tempered steels

Tensile Properties	Si Content	As-Quenched	Tempering Temperature (°C)			
			150	250	350	450
Tensile Strength (MPa)	0%	1,603	1,584	1,466	1,355	1,130
	0.5%	1,683	1,640	1,528	1,416	1,166
	1.0%	1,705	1,674	1,608	1,522	1,252
Yield Strength (MPa)	0%	1,131	1,213	1,274	1,259	1,100
	0.5%	1,190	1,250	1,297	1,263	1,129
	1.0%	1,236	1,289	1,373	1,339	1,185
Elongation (%)	0%	5.8	7.4	7.2	5.9	7.3
	0.5%	7.7	8.3	8.0	7.3	8.0
	1.0%	8.2	8.6	6.6	6.8	7.7

한 후 2~5°C/s 의 느린 속도로 공랭해도 비커스 경도 310~350을 얻을 수 있다는 개념의 강으로 Mercedes W204의 프런트 크레이들(Cradle)에 실제 적용된 바 있다. 본 연구에서 얻어진 결과는 Salzgitter의 Air Hardening 강보다 인장강도가 약 800 MPa 높은 Air Hardening 강을 제조할 수 있는 합금성분계에 해당되어 양산화 연구를 통해 자동차 경량화에 크게 기여할 수 있을 것으로 판단된다.

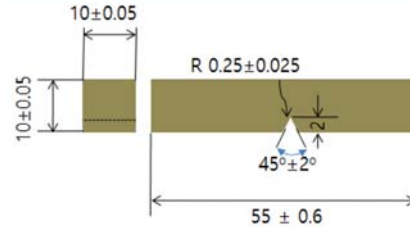
퀀칭후 템퍼링온도에 따른 미세조직과 기계적성질 변화를 조사하였다. 퀀칭온도는 900°C로 고정하였으며, 템퍼링온도는 150°C~450°C로 변화시켰다. Table 2에 퀀칭 및 템퍼링 후 측정된 인장성질을 나타내었다.

As-Quenched 강의 인장강도는 1,603~1,705 MPa의 범위를 나타내었으며, 0.5% Si 첨가로 인장강도는 80 MPa 증가하였으나, 1.0% Si 첨가강은 0.5% Si 첨가강에 비해 인장강도가 22 MPa 증가하여 증가폭이 감소하였다. 템퍼링온도가 증가하면 인장강도가 감소하였다. 150°C 템퍼링재에서 인장강도 감소는 19~43 MPa 정도로 작았으나 250°C 이상으로 증가하면 인장강도가 큰 폭으로 감소하였다. 150°C 템퍼링은 핫스탬핑한 소재를 따로 템퍼링하지는 않으나 차체를 도장 후 건조하는 과정에 적용되는 온도인 130~180°C와 비슷한 온도로서 도장 후 건조과정에서의 기계적성질 변화를 예측하기 위한 목적으로 실시되었다. 250~450°C 템퍼링은 핫스탬핑 제품에 적용되는 공정과는 상관이 없으나 후술하는 인장성질과 충격특성의 상관성을 연구하기 위한 목적으로 실시되었다.

한편 As-Quenched 강의 연신율은 5.8~8.2%의 범위를 나타내었으나 150°C에서 템퍼링하면 0.4~1.6% 증가하였다. 그러나 템퍼링온도를 250°C 이상으로 증가시키면 연신율이 감소하다가 350°C에서 최소를 나타낸 후 450°C에서 다시 증가하였다. 250~350°C에서 미량이지만 연신율의 저하가 일어나는 것은 TME(Tempered Martensite Embrittlement)와 관계가 있는 것으로 판단된다.

핫스탬핑 부품은 우수한 충격흡수특성을 요구한다. 충격흡수특성을 확인하기 위해 As-Quenched재와 150°C~450°C 템퍼링재를 대상으로 충격시험을 실시하였다. 충격시험의 경우 KS규격(KS B 0809)에 따

Charpy V-notch impact test specimen (KS B 0809)



Charpy V-notch impact test specimen in this study

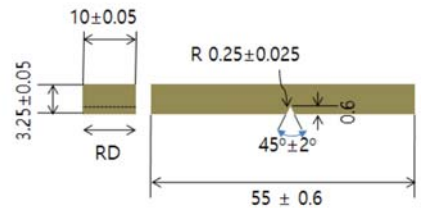


Fig. 6. Comparison in specimens dimension for Charpy V-notch impact test between KS Standard and this study.

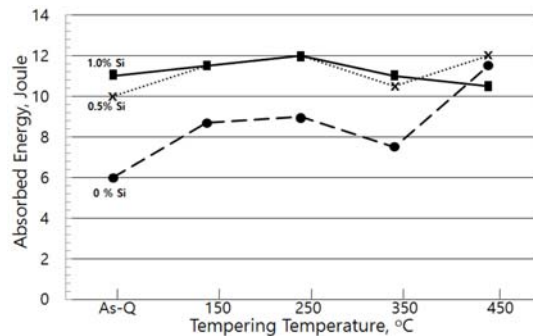


Fig. 7. Effects of the tempering temperature and silicon content on the absorbed energy in Charpy V-notch impact test.

르면 시편 폭이 10 mm가 되지 않는 경우 Subsize (7.5 mm, 5 mm, 2.5 mm) 사용이 가능 하지만 시편 두께는 10 mm가 되어야 한다고 되어 있다. 그러나 본 연구에서는 두께가 3.25 mm에 불과하여 노치 깊이를 0.6 mm로 하여 충격치를 비교할 수 있도록 하였다. 따라서 본 연구에서 실시한 충격시험편은 KS규격에서 요구하는 시편의 두께 및 Notch 깊이에 비해 약 30% 수준으로 얇은 상태로 가공되었다. Fig. 6에 본 연구에 사용된 충격시험편의 형상을 도시하였다.

Fig. 7은 Si양과 템퍼링온도에 따른 충격흡수에너지 변화를 도시한 것이다. As-Quenched재와 150°C~

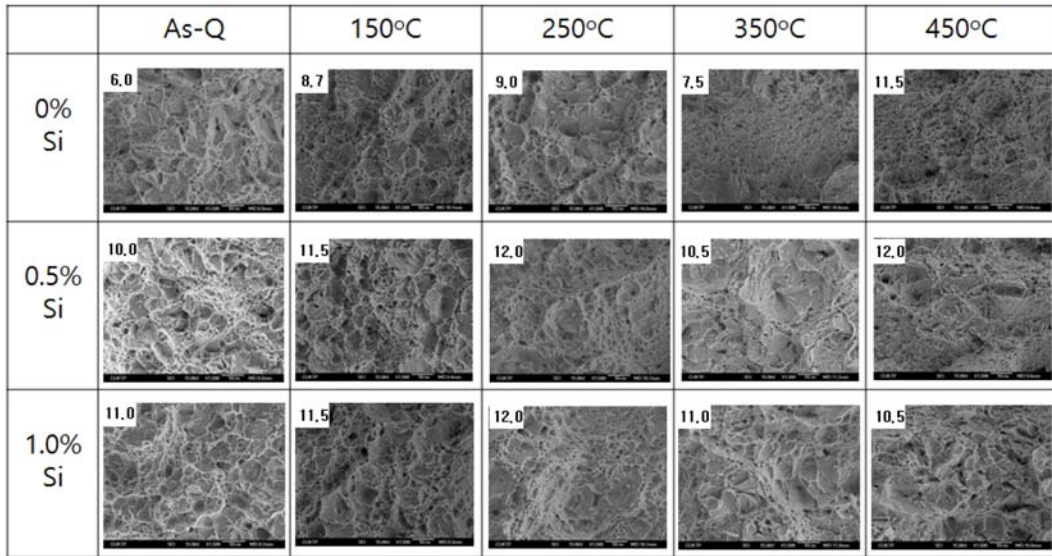


Fig. 8. Variations in SEM fractographs with the tempering temperature and silicon content.

450°C 템퍼링재를 대상으로 충격시험을 실시하였으나 최대 충격흡수에너지는 12 Joule로서 최저값인 6.0 Joule과의 차이가 6.0 Joule을 나타내었다. 150°C~450°C의 템퍼링 온도에 걸쳐서 0.5% Si강과 1.0% Si강은 비슷한 충격흡수энер지를 나타내었으나, 0% Si강은 다소 낮은 충격인성을 나타내었다. 350°C 근처에서 충격흡수에너지가 다소 낮아지는 경향을 보이는데 이것은 Table 2에서 설명하였듯이 TME와 관계가 있는 것으로 판단된다. 본 연구에 사용된 충격시험편의 두께와 노치깊이가 KS규격과 차이가 있는 것이 충격 흡수에너지에 어떤 영향을 미쳤는지에 대한 연구가 좀 더 필요하다고 판단된다.

150°C 템퍼링재는 Si양에 관계없이 As-Quenched 재에 비해 충격흡수에너지가 미량 증가하였다. 전술한 바와 같이 150°C 템퍼링재는 As-Quenched재에 비해 인장강도가 19~43 MPa 정도 감소하였으나 연신율이 0.4~1.6% 증가한 것과 관계가 있는 것으로 판단된다. 일반적으로 핫스탬핑강은 핫스탬핑 후 별도의 템퍼링을 실시하지 않는다. 자동차 차체는 조립된 BIW(Body In White)를 도장 후 130~180°C에서 건조를 하게 되는데 이 과정이 150°C 템퍼링 과정에 해당된다고 볼 수 있기 때문이다. 이 결과로부터 핫스탬핑 강은 도장 후 건조과정을 거치면서 150°C 템퍼링 효과에 의해 핫스탬핑 직후에 비교하

면 인장강도는 다소 낮아지지만 항복강도가 상승하고 연신율이 증가하며 충격인성도 증가하는 효과가 있는 것으로 확인되었다.

충격시험편의 파단면을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. Si양과 템퍼링온도에 관계없이 파단면은 모두 Dimple 형태의 양상을 보여주었다. 그러나 상대적으로 충격인성이 낮은 파면에는 작은 Dimple과 큰 Dimple, 그리고 Quasi-cleavage가 혼재되어 있는 반면 충격인성이 높아지면서 작은 Dimple의 양이 증가하는 것이 관찰되었다.

가열 후 오스테나이트 결정립 크기가 증가하면 급냉 후 마르텐사이트 Packet Size가 증가하고 Hall-Petch Equation에 의해 강도는 감소하게 된다[12]. Fig. 9에 Si양에 따른 S1, S2, S3강의 Band Contrast(BC) Image와 Inverse Pole Figure(IPF)를 각각 나타내었다. EBSD(Electron Backscatter Diffraction) 결과로 마르텐사이트 Packet과 Prior 오스테나이트 Grain을 관찰하는 것이 용이하지는 않았다. 0.5% Si 첨가는 미세조직을 다소 미세화시켰으나 1.0% Si를 첨가해도 미세화 효과가 현저하지는 않았다. 이 결과 Si는 고용경화 효과와 함께 조직 미세화 효과를 통해 퀴칭 및 템퍼링 후 강도를 증가시키는 것으로 판단된다.

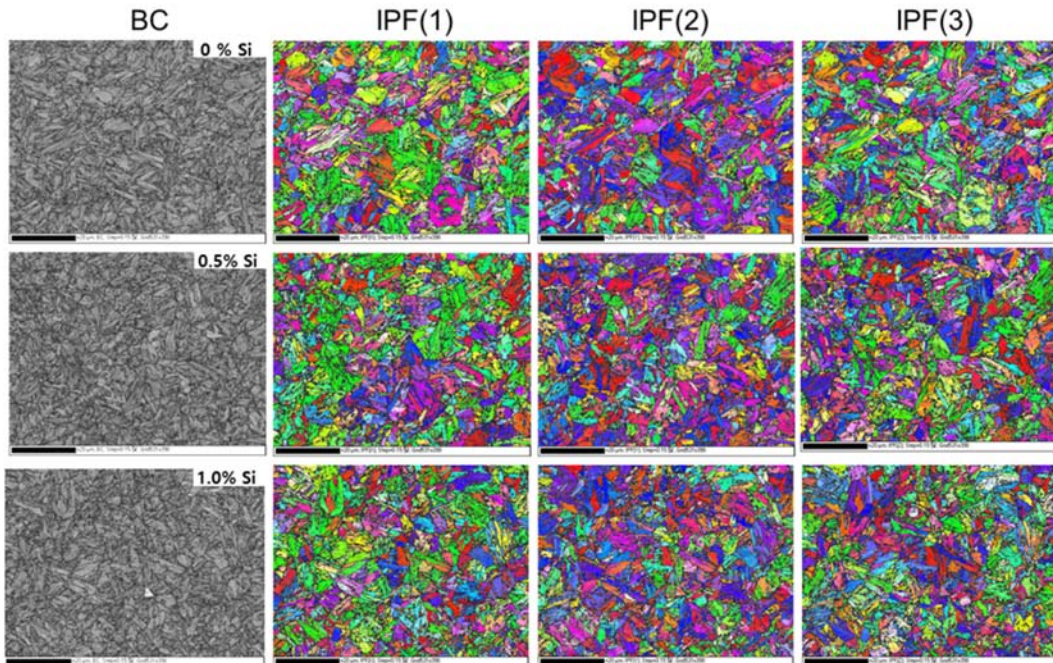


Fig. 9. Effects of the silicon content on the EBSD band contrast (BC) images and inverse pole figures (IPF).

4. 결 론

본 연구에서는 0.27% C-1.0% Mn-1.0% Cr강에서 미세조직과 기계적성질에 미치는 Si의 영향을 연구하여 아래와 같은 결과를 얻었다.

1. 0.27% C-1.0% Si-1.5% Mn강을 기본조성으로 Si양을 0~1.0% 변화시킨 결과 As-Quenched 채에서 0.5%~1.0% Si 첨가는 인장강도를 80~100 MPa 증가시켰으며, 1.0% Si 강에서 1705 MPa의 인장강도를 얻을 수 있었다.

2. Si 첨가는 고용경화효과와 함께 가열되는 동안 오스테나이트 결정립 성장을 억제하기 때문에 냉각 후 미세조직을 미세화시켜 강도를 증가시켰다.

3. 0.5%~1.0% Si 첨가는 Si가 첨가되지 않은 강에 비해 충격인성을 As-Quenched 강에서 75%, 150°C 템퍼링강에서 32% 각각 증가시켰다.

4. 1.0% Si강은 경화능이 우수하여 상온까지 공냉해도 100% 마르텐사이트 조직을 나타내었으며, 인장강도 1700 MPa 급 Air Hardening 강의 합금성분 계로 추천된다.

5. As-Quenched 강을 150°C에서 템퍼링하면 인

장강도가 19~43 MPa 정도 감소하고 연신율은 0.4~1.6% 증가하였으며, 항복강도가 증가하고 충격인성도 약간 증가하였다. 따라서 핫스탬핑강은 차체도장 후 건조하는 공정에 의해 저온 템퍼링 효과를 얻을 수 있다.

감사의 글

이 논문은 2015년도 대구가톨릭대학교 교내연구비 지원으로 수행되었습니다.

References

1. J. Lee, Y. Cho and S. Choo : 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, M. Oldenburg, B. Prakash, and K.Steinhoff, eds., Lulea, Sweden, (2013) 547.
2. A. Tokizawa, K. Tamamoto, Y. Takemoto and T. Senuma : 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, M. Oldenburg, B. Prakash, and K.Steinhoff, eds., Lulea, Sweden (2013) 473.
3. G. Badinier, J. D. Mithieux, P. O. Santacreu and J. M.

- Herbelin : 5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, K.Steinhoff, M. Oldenburg, and B. Prakash, eds., Toronto, Ont., Canada (2015) 715.
4. Q. Han, W. Bi, X. Jin, L. Wang, X. Xiong, J. Wang and P. Belanger : 5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, K.Steinhoff, M. Oldenburg, and B. Prakash, eds., Toronto, Ont., Canada (2015) 381.
 5. H. L. Yi, P. J. Du and B. G. Wang : 5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, K.Steinhoff, M. Oldenburg, and B. Prakash, eds., Toronto, Ont., Canada (2015) 725.
 6. www.global-autonews.com (2014).
 7. W. C. Jeong : J. Kor. Soc. for Heat Treatment, **29** (2016) 181.
 8. Korean Standards Handbook, KS 13B and KS B 0809.
 9. G. Krauss : Steels Processing, Structure, and Performance, ASM International, Materials Park, Ohio (2004) 26.
 10. Salzgitter-Flachstahl Material Data Sheet, Air-Hardening Steels, in Hot- and Cold Rolled State, 3.15-3 (2006).
 11. T. E. Swarr and G. Krauss : Met. Trans A, **7A** (1976) 41.
 12. G. Krauss, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, Materials Park, Ohio (1989) 150.