

냉간금형강의 미세조직과 기계적 특성: STD11과 8%Cr 강의 비교

김호영*** · 강전연**† · 손동민*** · 이대수*** · 이태호** · 정우창**** · 조경목*†
*부산대학교 재료공학과, **한국기계연구원 부설 재료연구소
포스코특수강, *대구가톨릭대학교 기계자동차공학부

Microstructures and Mechanical Properties of Cold-Work Tool Steels: A Comparison of 8%Cr Steel with STD11

Hoyoung Kim***, Jun-Yun Kang**†, Dongmin Son***, Dae Soo Lee***,
Tae-Ho Lee**, Woo Chang Jeong****, Kyung-Mox Cho*†

*Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

**Korea Institute of Materials Science, 797 Changwon-daero,
Seongsan-gu, Changwon, Gyeongnam 642-831, Korea

***POSCO Specialty Steel, 147 Jeokhyeon-ro, Seongsan-gu, Changwon, Gyeongnam 642-370, Korea

****School of Mechanical and Automotive Engineering, Catholic University of Daegu,
Gyeongsan, Gyeongbuk 712-702, Korea

Abstract A comparative study was performed on the microstructures and the mechanical properties of STD11 and 8Cr steel. The specimens were quenched from 1030°C and tempered at 240°C and 520°C. Vickers hardness, impact toughness and tensile tests were conducted at various tempering temperatures. Microstructural characterization to measure grain size, volume fraction of retained austenite and distribution of carbides was carried out by using SEM, EBSD, TEM and X-ray diffraction techniques. Due to finer M_7C_3 carbides dispersed, 8Cr steel showed larger impact toughness and plasticity than STD11 irrespective of the tempering temperature. While 8Cr steel had lower hardness in as-quenched state and after tempering at 240°C owing to smaller carbide content and more retained austenite, it was harder after tempering at 520°C due to larger precipitation hardening from finer $M_{23}C_6$.

(Received August 25, 2014; Revised September 12, 2014; Accepted September 18, 2014)

Key words : Cold-work tool steel, 8Cr steel, STD11, Microstructure, Mechanical property

1. 서 론

다양한 금속 부품의 성형 공정에서 상온에서의 프레스성형(press forming)이나 절삭 공정이 높은 비중을 차지하고 있으며, 따라서 여기에 사용되는 냉간금형 및 공구용 소재가 제조업 전반의 경쟁력에 미치는 영향은 매우 크다고 볼 수 있다. 냉간금형이나 공구 소재로는 주로 높은 C와 Cr을 함유하는 합금공구강(high-chromium high-carbon alloy tool steel)을 많이 사용하며, 이 중 가장 대표적인 강종으로 STD11을 들 수 있다[1]. STD11은 KS 규격상의 표기이며[2], JIS[3] 및 ASTM[4] 에서는 이에

상응하는 강종을 각각 SKD11 및 D2로 표기하고 있다. 냉간금형 및 공구용 범용소재로서 해당 강종은 높은 C 및 Cr 함유량에 기인하여 일반적인 담금질 및 뜨임 (quenching and tempering, 이하 QT) 열처리 후 마르텐사이트(martensite) 기지에 다량의 경질 탄화물(carbide)이 분산된 형태의 미세조직을 가지며, 따라서 매우 높은 경도와 우수한 내마모성을 보인다[1]. 그러나 한편으로 응고 중 지나치게 조대한 탄화물이 정출하여 인성 및 피로 저항성 수준이 매우 낮다는 문제점도 가진다[5-9]. 취성(brittleness)이 강한 조대 정출 탄화물은 주된 균열 발생처로 작용하여, 인성과 피로 한도를 제한하는 주요한 인자

†Corresponding author. E-mail : firice@kims.re.kr, chokm@pusan.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

로 알려져 있다[5-9].

냉간 성형은 자동차의 차체 성형에서도 큰 비중을 차지하고 있다. 최근 차체 경량화를 통한 연비향상의 방안으로서 고강도강판의 적용량이 증가하는 추세에 있으며[10], 이에 냉간금형 소재의 적용 방식에도 변화의 움직임이 보이고 있다[11]. 피성형체인 강판의 강도 상승은 금형의 접촉면에 보다 높은 하중을 부과한다. 이때 기존의 금형 소재를 사용할 경우, 조기 균열과 마모에 기인한 금형 수명 저하를 가져온다[12]. 이 경우 금형의 파손 정도에 따라서 보수 및 교체 공정이 추가되며, 그에 소요되는 비용의 손실뿐 아니라 시간의 손실에 기인한 납기 지연과 성형품의 품질 저하 등이 발생하게 된다. 따라서 피성형체의 강도 향상에 대응하여 금형 소재의 성능 향상 역시 동반되어야 하며, 최근 다양한 신규 금형 소재가 개발 및 적용되고 있다.

신규 냉간 금형소재로서 근래에 소개되고 있는 강종들의 상당수는 8Cr 강종에 기반하는 것들이다. 이들은 기존 범용체인 STD11의 단점인 인성에 대한 보완이 두드러진 강종으로[7-9], STD11이 대략적으로 각각 1.5% 및 12% 수준의 C와 Cr을 함유하는데 비하여, 8Cr 강종에서는 각각 1% 및 8% 수준으로 그 첨가량을 제한하였다. 따라서 후자에서는 정출 탄화물의 분율 및 크기가 감소함으로써 보다 우수한 인성과 피로저항성을 확보하게 되어[5-9], 반복된 하중에서 금형의 치핑(chipping) 및 균열(crack) 저항성이 증가하고, 결국 금형 수명의 증가가 기대된다. 한편, 낮은 C와 Cr함량은 전반적인 경도의 감소를 야기할 수 있으며, 이에 대한 보완으로서 V[7-9] 혹은 Mo와 W의[5-6, 9] 첨가량을 증가시킨다. 이들 원소는 주로 뜨임 열처리 중 미세한 탄화물의 석출을 제어하여, 연화저항성(tempering resistance) 확보에 기여하며, 이를 통해 QT 열처리 후 오히려 STD11보다 우수한 경도와 항복강도(yield strength)를 확보하는 것으로 알려져 있다[5, 6].

이상에서 설명한 STD11 및 8Cr 강의 특성에 대

한 연구 결과를 일부 찾아볼 수 있으나[5-9], 구성상에 대한 정보를 비롯한 상세한 미세조직 상 특징의 분석 사례는 제한되어 있는 실정이다. 이에 본 논문에서는 이상에서 설명한 STD11 및 8Cr 강의 미세조직 상 특징에 대한 상세한 비교 분석을 수행하였다. 또한 이 두 강종의 기초 기계적 물성을 비교 평가하며, 관찰된 미세조직 차이에 기반하여 물성 차이의 원인을 규명하였다.

2. 실험 방법

2.1 시험편 제작

본 연구에서 사용한 STD11과 8Cr 강의 화학조성을 Table 1에서 확인할 수 있다. 해당 소재는 진공 유도용해(vacuum induction melting, VIM)를 이용하여 30 kg 주괴(ingot)를 제작하였으며, 1140°C에서 2시간동안 균질화 열처리 후 단면이 50 mm × 50 mm인 사각봉 형태로 단조 가공하였다. 870°C에서 4시간 동안 유지후 -30°C/hr 속도로 서냉(slow cooling)하여 구상화 열처리(spheroidizing annealing)하였고, 이로부터 미세조직 관찰 및 충격 시험을 위한 12 mm × 12 mm × 60 mm의 소형 사각봉형 시험편과 인장시험을 위한 직경 22 mm 길이 86 mm의 환봉형 시험편을 가공하였다. 이때 두 종류의 시험편의 길이 방향은 단조 후 소재의 길이 방향과 일치되게 하였다. 시험편들은 1030°C에서 30분간 오스테나이트화 열처리(austenitization) 후 상온까지 공냉(air cooling)하고, 240°C 혹은 520°C에서 2시간 동안 유지 후 공냉하는 뜨임 열처리(tempering)를 2회 반복하는 형태로 담금질 및 뜨임 열처리(quenching and tempering, QT)를 시행해 주었다. 이후 시험편 표면에 생성된 최대 0.5 mm 두께의 탈탄(decarburization) 층을 제거함과 동시에 Fig. 1에 나타낸 충격시험과 인장시험을 위한 최종 시험편의 형태로 가공하였다.

Table 1. Chemical composition of STD11 and 8Cr steel

(wt%)

Alloy	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V
STD11	1.55	0.26	0.30	11.36	0.81	-	0.20
8Cr steel	1.00	0.98	0.55	8.36	0.97	0.40	-

2.2 미세조직 분석과 기계적 물성 평가

경도 측정에는 비커스(Vickers) 경도를 이용하였고, 이때의 하중은 10 kg이었다. Fig. 1에 나타난 C-노치(C-notch) 시험편[13]에 대한 상온 샤르피 충격 시험(Charpy impact test)을 통해 충격인성을 평가하였다. 인장시험에는 Instron 5882 시험기를 이용하였으며, 0.2 mm/min의 속도로 실시 하였다. 인장파면을 포함한 미세조직 관찰에는 전계방사(field emission)형 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)인 JEOL사의 JSM-7001F 기종을 사용하였다. 일반적인 미세조직 관찰 시험편은 표면 연마 후 Vilella 용액(0.6 g picric acid + 3 mL HCl + 97 mL ethanol)에 10~20초 간 담그어 에칭(etching) 하였다. 오스테나이트화 열처리 직후의 초기 오스테나이트(prior austenite) 결정립 크기는 담금질 직후 시험편의 2000배율 SEM 사진 상에서 linear intercept method[14]로 측정하였다. 잔류 오스테나이트 분율을 측정하기 위하여 Rigaku 사의 D/Max-2500 X-선 회절(X-ray diffraction, XRD) 장치를 사용하였으며, Cu K α X-선을 이용하여 2 θ = 35 - 100°의 범위에서 회절 강도를 기록하고(0-2 θ scan), 다음의 수식을 통해 잔류 오스테나이트의 부피분율(V_γ)을 평가하였다[15].

$$V_\gamma = \frac{\frac{I_{\gamma(200)} + I_{\gamma(220)} + I_{\gamma(311)}}{3}}{\frac{I_{\alpha(200)} + I_{\alpha(211)}}{2} + \frac{I_{\gamma(200)} + I_{\gamma(220)} + I_{\gamma(311)}}{3}}$$

여기서 α 는 기지상인 마르텐사이트, γ 는 잔류 오스테나이트 상을 나타내며, 이들을 뒤따르는 괄호 안의 숫자는 각 해당 상의 결정면 지수를, 그리고 I 는 해당 상의 해당 결정면에서의 회절에 기인한 피크(peak)의 적분강도(integrated intensity)를 나타낸다. 위에서 측정한 잔류 오스테나이트 분율을 확인하기 위해 EBSD(electron backscatter diffraction)를 사용 하였으며, EBSD 측정에는 Oxford Instruments 사의 NordlysNano Camera와 AZTEC 소프트웨어를 사용하였다.

매우 미세한 석출물의 관찰과 분석을 위해 전계방사형 투과전자현미경(transmission electron microscope, TEM)인 JEOL사의 JEM-2100F 기종 TEM을 활용하였다. 이때 연마된 시험편 표면을 Nital 용

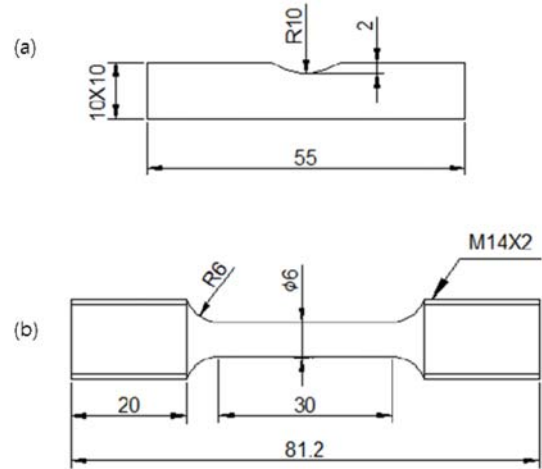


Fig. 1. Shape and size of used specimens: (a) C-notched Charpy impact specimen and (b) tensile specimen(All dimensions in millimeters.).

액(3 ml nitric acid + 97 ml ethanol)으로 1-50초 간 에칭하고, 해당 표면으로부터 탄소막추출법(carbon replica)을 이용하여 추출한 미세 석출물에 대해서만 제한적으로 관찰을 행하였고, 가속전압은 200 kV 였다.

이미지 분석 소프트웨어(image analyzer)인 ImageJ를 이용한 SEM 및 TEM 상 미세조직 사진의 분석을 통해, 다양한 크기의 탄화물 크기 분포를 정량적으로 평가하였다. SEM의 500, 5000 배율에서 각각 7장의 미세조직 사진 중 탄화물 영역만을 투명 필름에 복제하여 분석하였고, 매우 미세한 탄화물의 경우는 30만 배율의 TEM 사진 20장을 이용하여 분석하였다. 여기서 TEM 사진은 주사투과전자현미경(scanning transmission electron microscope, STEM) 모드의 암시야상(dark field image) 사진을 이용하였다. 탄화물 크기 분포 분석은 미세한 탄화물이 다량 석출하는 520°C 뜨임 열처리 시험편에 대해서만 수행하였다. 이는 SEM에서 분석 가능한 비교적 조대한 탄화물은 대부분 뜨임 열처리 이전에 형성되고, 본 연구에서의 뜨임 열처리 조건에 대해서는 안정하여, 그 크기 분포가 뜨임 열처리 여부에 크게 의존하지 않기 때문이다. 또 한편으로, 뜨임 열처리 중의 미세한 탄화물 석출은 고온(500°C 부근) 영역에서 두드러지며, 이때 STD11과 8Cr 강의 물성 차이에 크게 영향을 주기 때문이다.

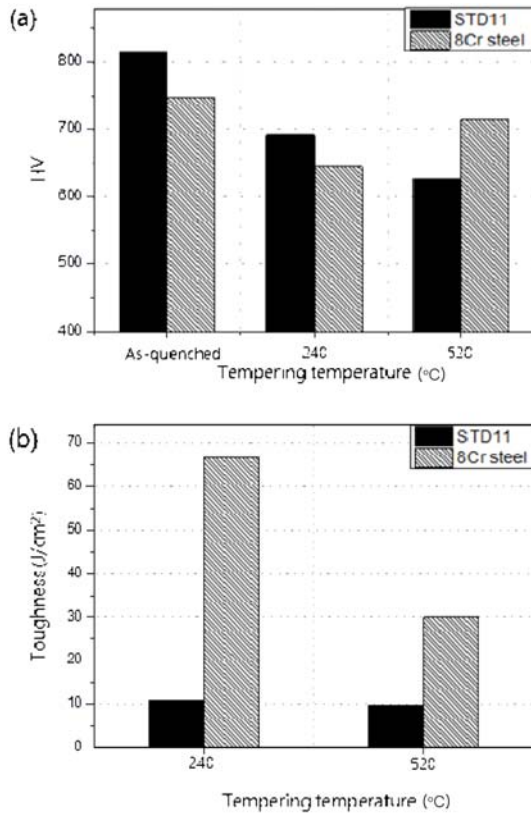


Fig. 2. Mechanical properties of STD11 and 8Cr steel: (a) Vickers hardness and (b) impact toughness as a function of tempering temperature.

3. 결과 및 고찰

3.1 기계적 물성의 비교

뜨임 열처리 온도에 따른 STD11과 8Cr 강의 경도와 충격인성을 각각 Fig. 2(a)와 (b)에 나타내었다. 뜨임 열처리 전후의 경도 비교를 위해 담금질 직후의 경도값이 Fig. 2(a)에 추가로 표시되었다. STD11은 8Cr 강에 비해서 담금질 직후 및 저온(240°C) 뜨임 열처리 후의 경도값이 높은 반면, 전반적으로 뜨임 중의 경도 감소 폭이 큰 것을 볼 수 있고, 결국 고온(520°C) 뜨임 열처리에서 8Cr 강이 STD11에 비해 높은 경도를 가지게 된다. Fig. 2(b)에서 충격인성은 뜨임 열처리 온도와 상관 없이 8Cr 강이 훨씬 우수한 것을 볼 수 있으며, 경도에 비해 두 강종 간의 격차가 매우 크고, 특히 저온 뜨임 열처리에서 그 차이가 두드러지는 것을 볼 수 있다.

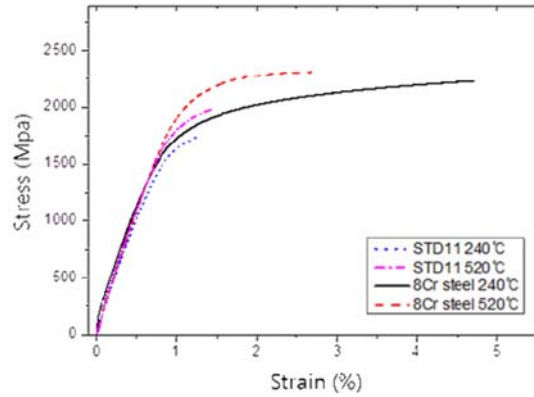


Fig. 3. Tensile stress-strain curves of STD11 and 8Cr steel with respect to tempering temperature.

Fig. 3은 두 강종의 뜨임 열처리 온도에 따른 대표적인 인장 응력-변형을 곡선(stress-strain curve)을 나타내며, Table 2에는 평균적인 인장 특성을 정리하였다. Fig. 3에서 볼 수 있듯, 인장 시 두 강종은 일반적인 연성(ductile) 소재에서 볼 수 있는 균일연신(uniform elongation) 한계점에서의 최대 하중, 즉 인장강도에 도달하기 전에 파단이 일어나는 것을 볼 수 있다. 뜨임 열처리 온도에 상관없이 8Cr 강은 STD11에 비해 높은 항복강도를 가질 뿐 아니라, 보다 긴 소성 변형 및 그에 의한 가공 경화로 파단에 이르기까지의 연신율과 응력 값이 높다. 두 강종 모두 고온 뜨임 열처리에서 항복 강도 및 최대 응력 값이 보다 높고, STD11의 경우는 큰 차이를 보이지 않으나 8Cr 강에서는 저온 열처리 시의 연신율이 보다 크다.

3.2 미세조직의 비교

Fig. 4는 Table 1에 제시된 조성을 바탕으로 STD11 및 8Cr 강의 온도에 따른 평형상분율을 ThermoCalc 소프트웨어를 이용하여 계산한 결과이며, 해당 계산에는 철강 소재에 최적화된 TCFE 7 데이터베이스를 활용하였다. Fig. 4(a)에서 볼 수 있듯, STD11은 높은 C와 Cr 함량에 기인하여 응고시 액상으로부터 오스테나이트가 형성된 후 액상 구간이 완전히 종료되기 직전 M_7C_3 탄화물이 액상으로부터 정출되는 것을 볼 수 있다. 반면 Fig. 4(b)의 8Cr 강의 경우에는 응고시 액상 구간이 완전히 종료 후, M_7C_3 탄화물이 오스테나이트 기지에서 석출

되는 것으로 보인다. 하지만 실제 응고 시의 비평형 반응과 편석 등에 기인하여 두 강종 모두에서 액상

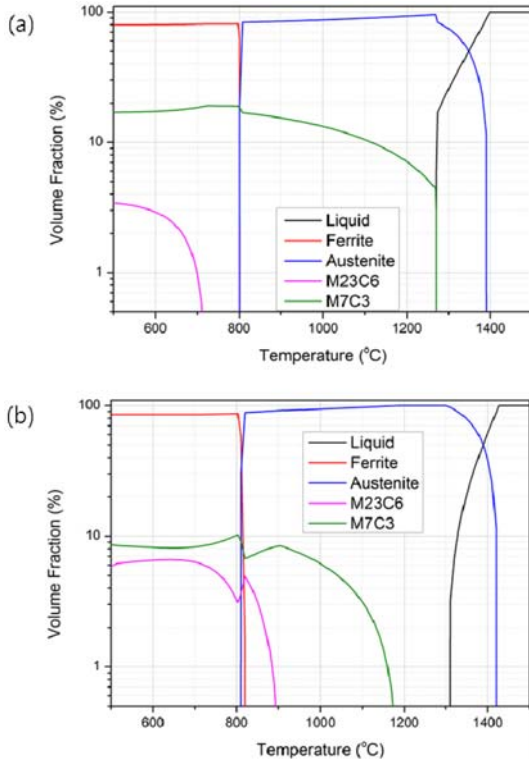


Fig. 4. Equilibrium phase fraction calculated by ThermoCalc software: (a) STD11 and (b) 8Cr steel.

구간이 연장되고 다량의 정출 탄화물이 발생될 것으로 생각된다. 900°C 이하에서 $M_{23}C_6$ 탄화물의 석출이 예측되며 8Cr 강에서 해당 탄화물이 보다 고온에서부터 보다 많은 양을 석출하는 것으로 예측된다. 하지만 M_7C_3 탄화물을 포함한 전체 탄화물의 양은 8Cr 강보다 STD11이 많음을 예측할 수 있다.

Fig. 5는 STD11과 8Cr 강의 담금질 직후 미세조직이다. STD11의 초기 오스테나이트 결정립 크기는 9.31 μm 이며 8Cr 강의 초기 오스테나이트 결정립 크기는 9.68 μm 로 큰 차이를 보이지 않았다. STD11, 8Cr 강 모두 조대한 비정형의 정출 탄화물과 1 μm 이하의 미세한 구형의 탄화물이 관찰 되었으며 이러한 탄화물들의 크기는 8Cr 강에서 STD11보다 미세하였다. 뜨임 열처리 이전에 생성된 이들 탄화물은 고온에서 정출 혹은 석출된 M_7C_3 에 해당하며[16], 이들의 크기와 분율의 정량 분석 결과를 Table 3에 나타내었다. 500배율에서는 조대한 비정형의 정출 탄화물, 5000배율에서는 미세한 구형의 탄화물에 대한 분석 결과이다. 전체적인 M_7C_3 의 양은 앞서 평형상 분율과 다소 차이가 있으나, 8Cr 강이 STD11보다 탄화물의 양이 적은 경향은 일치하였다. 500배율과 5000배율에서 탄화물의 평균 크기는 8Cr 강이 STD11에 비해 미세하였다. 최대 탄화물의 크기는 500배율에서 8Cr 강이 5.49 μm 로 STD11의 18.53

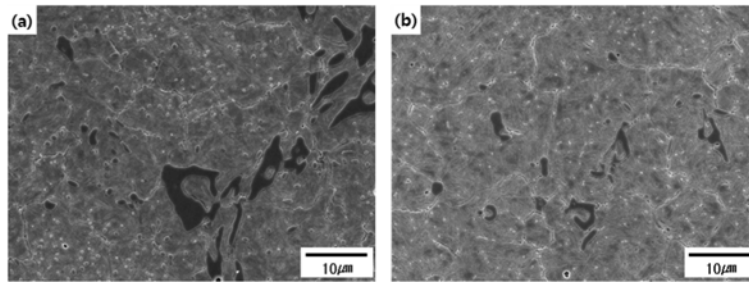


Fig. 5. As-quenched microstructure of: (a) STD11 and (b) 8Cr steel.

Table 2. Tensile properties of STD11 and 8Cr steel

Alloy	Tempering temperature (°C)	Yield stress (MPa)	Ultimate stress (MPa)	Elongation (%)
STD	240	1580	1785	1.43
	520	1801	1993	1.54
8Cr steel	240	1637	2229	4.58
	520	1936	2321	2.74

Table 3. Characteristics of carbide size distribution according to SEM magnification

Alloy	Magnification	Carbide fraction (%)	Average carbide size (mm)	Maximum carbide size (mm)
STD11	× 500	6.59	2.61	18.53
	× 5000	6.49	0.529	1.29
8Cr steel	× 500	1.48	1.85	5.49
	× 5000	4.10	0.400	1.09

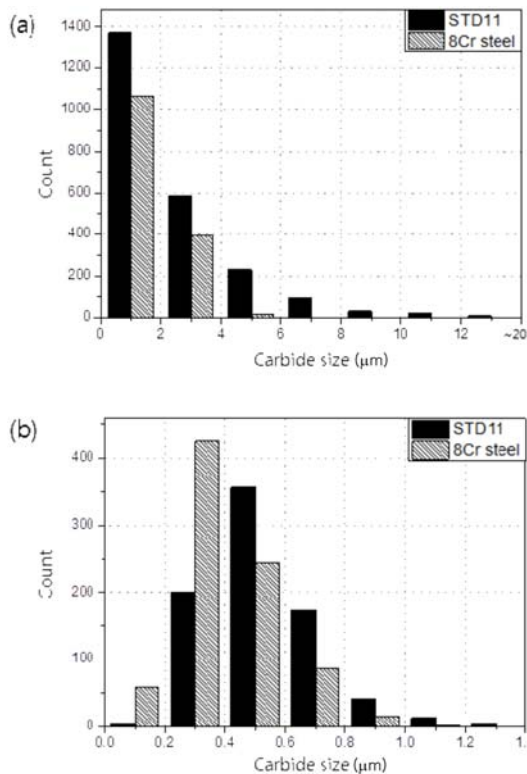


Fig. 6. Distributions of carbide size at: (a) × 500 and (b) × 5000.

μm에 비하여 훨씬 미세하였고 5000배율에서는 큰 차이를 보이지 않았다. Fig. 6는 각 배율에서 분석된 탄화물의 크기 분포를 보다 상세히 나타낸다. 500배율에서의 분석 결과인 Fig. 6(a)에서, 분석된 크기 범위 전체에서 8Cr 강 중의 탄화물의 수는 적었으며 STD11은 6 μm 이상의 조대한 탄화물도 분포하고 있음을 알 수 있다. 5000배율에서의 결과인 Fig. 6(b)에서 8Cr 강 중의 미세한 구형 탄화물들이 STD11보다 더 작은 크기로 분포하는 것을 볼 수 있다.

마르텐사이트에 비해 연질의 구성상인 오스테나이

Table 4. Volume fractions of retained austenite according to tempering temperature measured by XRD

Alloy	Tempering temperature (°C)	Retained austenite fraction (%)
STD11	240	13.06
	520	1.39
8Cr steel	240	25.39
	520	0.74

트는 담금질 및 뜨임 후 일정 수준 잔류하여 경도와 금형의 마모 저항성을 약화시킬 수 있다. 또한 불안정한 잔류 오스테나이트는 금형의 가동 중 마르텐사이트로 변태하여 치수 변형과 균열 생성 등의 문제를 유발할 수 있다. Table 4에는 XRD로 측정된 잔류 오스테나이트의 양을 나타내었다. 240°C 뜨임 열처리 시 잔류 오스테나이트의 양은 STD11에서 13.06%, 8Cr 강에서는 25.39%였으며, 520°C 뜨임 열처리 시에는 각각 1.39, 0.74%로 두 강종 모두 잔류 오스테나이트가 거의 분해된 것을 알 수 있었다. 하지만 XRD 측정 결과에서는 Table 3에 나타난 많은 양의 M₇C₃ 탄화물은 고려되어 지지 않았으며 이를 보정하기 위해 EBSD를 이용하여 상분율을 측정하였다(Fig. 7). EBSD 측정결과, XRD 측정결과와 비슷한 경향을 보였으며 520°C 뜨임 열처리 후에는 오스테나이트가 거의 분해된 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 8은 고배율에서 미세조직을 관찰한 SEM 사진이다. Fig. 8(a), (b)는 STD11과 8Cr강의 담금질 직후 미세조직이며 Fig. 8(c), (d)는 240°C에서 뜨임 열처리한 미세조직이고 Fig. 8(e), (f)는 520°C에서 뜨임 열처리한 미세조직이다. 뜨임 열처리한 시험편의 미세조직에서는, 담금질한 시험편의 미세조직에서 거의 관찰되지 않는 미세한 석출물들이 관찰되었으며, 이것은 뜨임 열처리 시 석출된 2차 석출

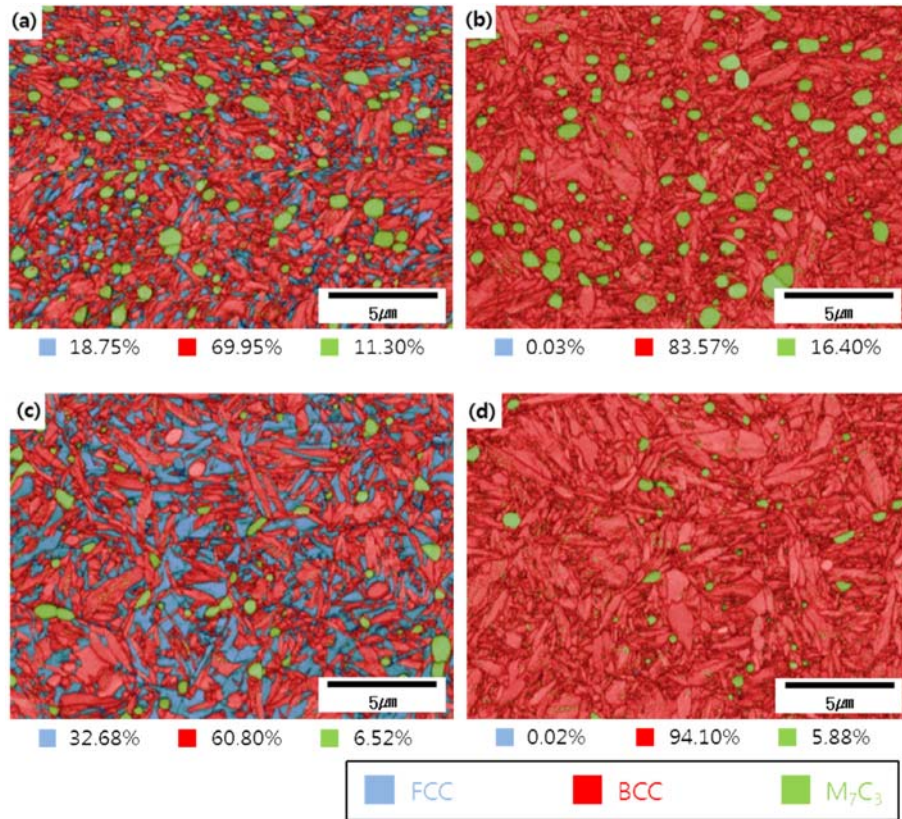


Fig. 7. EBSD phase maps and phase volume fraction: STD11 (a) tempered at 240°C, (b) tempered at 520°C; 8Cr steel (c) tempered at 240°C, (d) tempered at 520°C.

탄화물에 해당한다. 1030°C에서 오스테나이트화 열처리 시 M_7C_3 탄화물의 일부가 용해되어 탄소가 기지에 고용 되고 담금질로 과포화된 탄소가 뜨임 열처리 시 탄화물로 석출된 것으로 보인다[17].

STD11과 8Cr 강의 520°C 뜨임 열처리 시험편에서 2차 석출탄화물은 TEM 관찰 시 대부분 100 nm 이하의 미세한 크기로 존재 하였으며, 일부는 10 nm 미만의 극히 미세한 크기로도 발견되었다. Fig. 9에 나타난 일부 2차 석출 탄화물들은 제한시야 전자회절패턴(selected area diffraction pattern, SADP)을 통해 $M_{23}C_6$ 에 해당함을 확인하였다. 해당 탄화물들의 크기 분포 분석을 위해 촬영한 STEM DFI 중 일부를 Fig. 10에 나타내었고, Table 5에 이들의 평균 크기와 최대 크기, Fig. 11에 그 분포도를 나타내었다. 탄화물의 평균 크기와 최대 크기는 8Cr 강에서 약 14 nm와 67 nm로 STD11의 경우에서보다 절반 수준으로 작았으며, 전반적으로 작은 크

Table 5. Characteristics of carbide size distribution in the specimens tempered at 520°C via TEM

Alloy	Average carbide size (nm)	Maximum carbide size (nm)
STD11	29	112
8Cr steel	14	67

기 범위에 집중되어 분포함을 볼 수 있다.

3.3 기계적 특성과 미세조직의 상관관계

Fig. 2(b)에서 8Cr 강은 뜨임 열처리 온도에 상관 없이 STD11보다 훨씬 우수한 충격인성을 가지며, 또한 Fig. 3와 Table 2에서 볼 수 있듯, 소성변형 한계, 즉 연신율이 높은 것을 확인할 수 있다. Fig. 12는 520°C에서 뜨임한 인장 시험편의 파면을 관찰한 것이다. Fig. 12(a), (b)에서 볼 수 있듯, STD11 및 8Cr 강 모두 표면에서 파괴가 시작한 것을 알

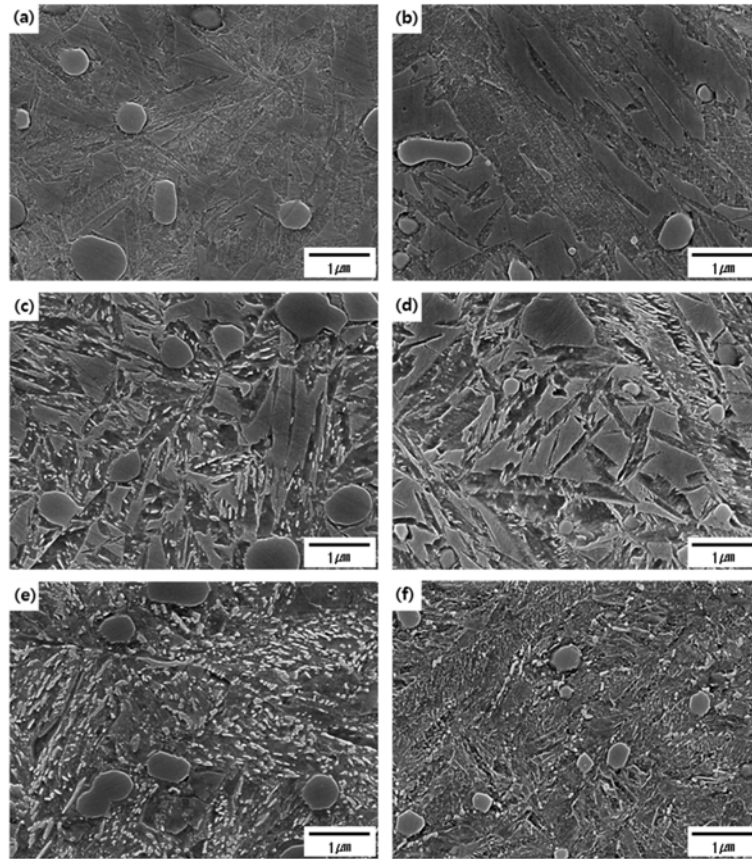


Fig. 8. Evolution of microstructure: as-quenched (a) STD11, (b) 8Cr steel; after tempering at 240°C (c) STD11, (d) 8Cr steel; after tempering at 520°C (e) STD11, (f) 8Cr steel.

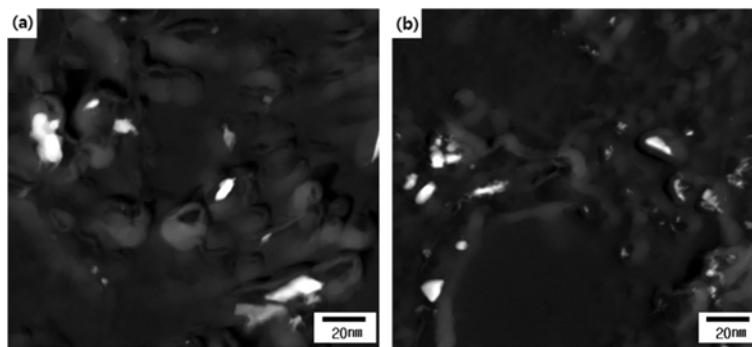


Fig. 9. Distribution of secondary carbides (STEM DF image) in the specimens tempered at 520°C: (a) STD11 and (b) 8Cr steel.

수 있었으며 표면의 파괴 기점으로부터 방사형으로 파괴가 진행된 것으로 보였다. 파괴 기점을 확대 (Fig. 12(c), (d))하여 관찰한 결과, 두 강종 모두 표면의 파괴 기점에서 조대한 탄화물이 발견되었다.

Picas[18]는 응력을 가했을 때 탄화물에서 먼저 균열이 생성되고 응력이 증가함에 따라서 균열이 기지로 전파하여 파괴가 일어나는 것을 관찰하였다. 본 연구에서 파괴 시작점에 탄화물이 발견된 것을 통해

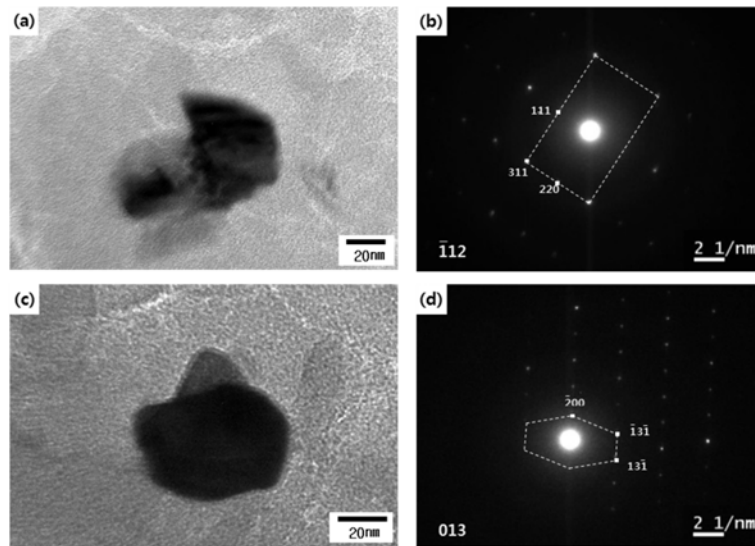


Fig. 10. Transmission electron micrograph of specimens tempered at 520°C: (a) BF and (b) SADP of a secondary carbide in STD11, (c) BF and (d) SADP of a secondary carbide in 8Cr steel.

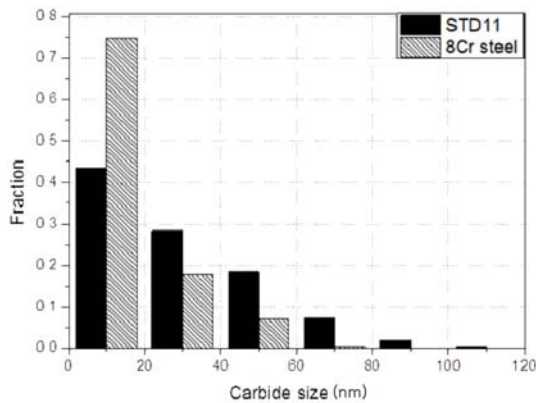


Fig. 11. Size distributions of secondary carbides in STD11 and 8Cr steel tempered at 520°C.

탄화물이 파괴의 시작점으로 작용함을 재차 확인할 수 있었다. 또한 Martinez-Gonzalez 등[7, 19]은 AE(Acoustic Emission)을 통해 탄화물이 더 미세한 금형강은 더 높은 응력 하에서 탄화물에 균열이 생기는 것을 확인하였다. 따라서 Fig 12(c), (d)에서 볼 수 있듯, 8Cr 강 of 파괴 시작점에서 탄화물의 크기가 STD11보다 작으므로 보다 높은 하중에서 탄화물의 균열이 시작되어 파단에 이르고, 결국 인장 시험에서의 한계 응력과 연신율이 보다 높은 것으로 판단할 수 있다. Table 3와 Fig. 6에서 볼 수 있듯, 8Cr 강 중의 탄화물이 전반적으로 미세하므로, 인장

연신율과 한계 응력뿐 아니라, Fig. 2(b)에서 볼 수 있듯, 충격인성 역시 우수하다. 두 강종 모두 240°C 뜨임 열처리 시 연신율 및 충격인성이 보다 높은 것을 볼 수 있으며, 이는 Table 4와 Fig. 7에서 볼 수 있듯, 해당 조건에서 연질의 오스테나이트가 보다 많이 잔류하기 때문이다. 특히 240°C 뜨임 열처리 시 8Cr 강에서 STD11에 비해 훨씬 많은 양의 오스테나이트가 잔류하기에, 미세한 탄화물 분포에 더하여 충격인성 및 연신율의 격차를 증가시키는 요인이 된다.

Fig. 2(a)에서 뜨임 열처리에 의한 경도 감소가 두 강종에서 공통적으로 관찰됨을 확인하였다. 이는 마르텐사이트 중에 존재하는 전위(dislocation)의 재배열과 소멸, 고용 탄소의 편석과 석출에 의한 고용강화효과의 감소 등에 기인한다[20]. 담금질 직후와 240°C 뜨임 열처리에서 STD11의 경도가 8Cr 강보다 높은 것을 볼 수 있다. 이는 STD11에서, Table 3 및 Fig. 6에 나타난 탄화물의 분율이 8Cr 강보다 많고, 잔류 오스테나이트 분율이 낮기 때문이다. 520°C 뜨임 열처리에서 STD11의 경도는 240°C 뜨임 열처리에 비해 감소한 반면 8Cr 강은 증가하였다. 520°C 뜨임 열처리에서는 거의 모든 잔류 오스테나이트가 분해 되고, Fig. 8(e), (f) 및 Fig. 10에서 관찰된 $M_{23}C_6$ 의 석출에 의한 2차경화

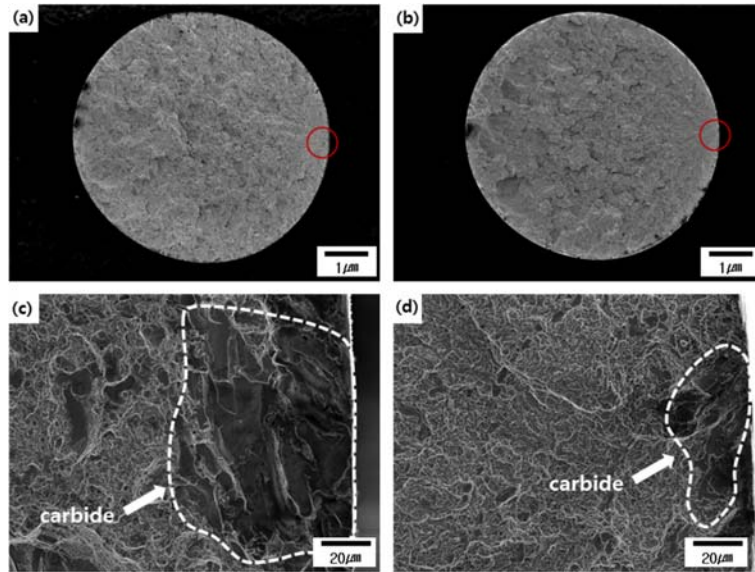


Fig. 12. Fracture surfaces of tensile specimens after tempering at 520°C: (a) STD11 (the circle denotes initiation site of fracture), (b) 8Cr steel, (c) initiation site of fracture in STD11, (d) initiation site of fracture in 8Cr steel.

(secondary hardening)로 기인하여 8Cr 강에서는 240°C에서 뜨임 열처리한 경우에 비해 경도가 증가하며, 반면 STD11에서는 오스테나이트 분해와 $M_{23}C_6$ 석출에 의한 강화 효과에 비해 마르텐사이트 기지의 연화 효과가 보다 크기에 경도가 감소한 것으로 판단할 수 있다. 이는 8Cr 강에 보다 많이 첨가된 Mo와 W이 Fig. 4에서 볼 수 있듯, $M_{23}C_6$ 의 석출을 조장함과 동시에, Table 5와 Fig. 11에서 확인할 수 있는 석출물의 조대화 지연과 같은 연화지연 효과를 가지기 때문으로 보인다[21].

Table 2에서 두 강종 모두 520°C 뜨임 열처리 시 높은 항복강도를 가지며, 특히, 8Cr 강이 STD11에 보다 더 높은 항복강도를 가진 것을 확인할 수 있다. 이는 앞서 언급하였듯, 8Cr 강에서 $M_{23}C_6$ 의 석출이 조장되고 조대화 지연에 의한 것으로 생각된다. 또한 240°C 뜨임 열처리에서 두 강종이 비슷한 항복강도를 보이지만 520°C에서는 분해된 잔류 오스테나이트의 양이 8Cr 강에서 STD11에 비해 12%정도 더 많아 항복강도가 더 높은 것으로 보인다.

잔류 오스테나이트는 위에서 살펴본 바와 같이 잔류 시에는 연질의 구성상으로서, 냉각중 분해될 경우에는 마르텐사이트와 탄화물로 분해되어 경도, 강도 및 충격인성 모두에 영향을 준다. 520°C에서 뜨임

후에는 두 강종 모두에서 오스테나이트가 거의 분해되는 것으로 보이나, 240°C에서 뜨임 후에는 잔류량에 많은 차이를 보인다. 8Cr 강에서 잔류 오스테나이트 분율이 높은 것은 Table 1에서 볼 수 있듯, 다량으로 첨가된 Si이 담금질 직후 잔류하는 오스테나이트 및 마르텐사이트 기지 중의 탄소가 탄화물을 형성하는 것을 억제하고, 해당 탄소가 잔류 오스테나이트로 분배되게 하여 그 안정도를 높이기 때문이다 [22, 23]. 또한 8Cr 강 중에 보다 많이 첨가된 Mn의 오스테나이트 안정화 효과에도 영향을 받는 것으로 판단된다.

4. 결 론

대표적인 냉간금형강인 STD11과 8Cr 강의 미세조직과 기계적 특성을 비교하였으며 그 결과는 다음과 같다.

1. STD11은 8Cr 강에 비해서 담금질 직후 및 저온 뜨임 열처리 후의 경도값이 높은 반면, 고온 뜨임 열처리에서는 8Cr 강이 STD11에 비해 높은 경도를 가진다. 충격인성은 뜨임 열처리 온도에 상관없이 8Cr 강이 STD11에 비해 월등히 높았다.

2. 뜨임 온도에 상관없이 인장시험 시 항복강도와

파단에 이르기까지의 한계응력 및 연신율은 8Cr강이 STD11보다 높았다.

3. 두 강종 모두에서 조대한 비정형의 정출된 M_7C_3 탄화물과 미세한 구형의 M_7C_3 탄화물이 관찰되었다. 8Cr 강에서는 이들의 분율과 크기가 STD11에 비해 작았으며 이로 인하여 충격인성과 인장 연신율이 STD11 보다 높았다.

4. 두 강종 모두에서 저온 뜨임 열처리 시 분해되지 않은 잔류 오스테나이트가 관찰 되었으며 고온 뜨임 열처리 시에는 거의 분해되었다. 따라서 고온 뜨임 열처리 후에는 저온 뜨임보다 잔류 오스테나이트 감소 및 $M_{23}C_6$ 탄화물의 석출로 충격인성과 연신율은 감소하고 경도와 항복 및 인장강도는 증가하였다.

5. 고온 뜨임 열처리 후 두 강종 모두에서 100 nm 이하의 $M_{23}C_6$ 탄화물이 관찰 되었다. Mo와 W 함량의 증가로 8Cr 강에서 해당 탄화물의 석출이 증가하는 한편, 그 크기가 STD11에 비해 미세하여 고온 뜨임 열처리 후 8Cr 강의 경도 및 항복강도가 STD11에 비해 높았다.

감사의 글

본 논문은 산업통상자원부의 산업핵심기술개발사업 중 “1GPa급 초고장력 강판 프레스 성형용 장수명 냉간 금형 소재 제조기술 개발” 과제의 지원 하에 작성하였다.

References

1. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 7-14.
2. KS D 3753 : 지식경제부 기술표준원 (2008).
3. JIS G 4404 : Japanese Standards Association (2006).
4. ASTM A 681-08 : ASTM International (2008).
5. K. Fukaura, H. Sunada, Y. Yokoyama, K. Teramoto, D. Yokoi and N. Tsujii : Tetsu-to-Hagan, **84** (1998) 72-77.
6. K. Fukaura, Y. Yokoyama, D. Yokoi, N. Tsujii and K. Ono : Metall. Mater. Trans. A, **35A** (2004) 1289-1300.
7. E. Martinez-Gonzalez, I. Picas, D. Casellas and J. Romeu : J. Acoustic Emission, **28** (2010) 163-169.
8. I. Picas, R. Hernandez, D. Casellas and I. Valls : in Proc. IDDRG Int. Conf. Bilbao, Spain, 5-8 June (2011).
9. F. Arieta, E. B. M. Netto, A. Reguly, W. K. Pannes, U. Beutler, F. Van Soest and C. Ernst : ASTM Special Technical Publication, 1532 STP (2012) 129-145.
10. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Ver. 4.1, WorldAutoSteel, 2011, <http://www.worldautosteel.org>
11. J. P. McGulre : Advanced Stamping for High Strength Steels, in Great Designs in Steel Seminar, 2012, <http://www.autosteel.org>
12. E. Billur : Stamping Journal Jan/Feb (2010) 8-9.
13. KS D ISO 148-1, 지식경제부 기술표준원 (2007).
14. KS D 0205, 지식경제부 기술표준원 (2002).
15. ASTM E975, ASTM international (2013).
16. J. Y. Kang, Y. U. Heo, H. Kim, D. W. Suh, D. Son, D. H. Lee and T. H. Lee : Mater. Sci. Eng. A, **614** (2014) 36-44.
17. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 209-215.
18. I. Picas, N. Cuadrado, D. Casellas, A. Goetz and L. Llanes : Procedia Engineering, **2** (2010) 1777-1785.
19. K. Fukaura and K. Ono : J. Acoustic Emission, **19** (2001) 91-99.
20. H. K. D. H Bhadeshia and R. W. K. Honeycombe : Steels: Microstructure and Properties, 3rd ed, Elsevier (2006) 183-189.
21. B. H. Jung and Y. S. Ahn : J. Kor. Inst. Met. & Mater, **36** (1988) 1763-1770.
22. W. S. Owen : Trans. ASM, **46** (1954) 812-829.
23. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 166.