

냉간금형 인서트(insert)용 주강의 미세조직

강전연*[†] · 박준영* · 김호영** · 김병환*

*한국기계연구원 부설 재료연구소, **주식회사 센트랄, 재료연구팀

Microstructure of Tool Steel Castings for Cold-Work Die Inserts

Jun-Yun Kang*[†], Jun-Young Park*, Hoyoung Kim**, Byunghwan Kim*

*Korea Institute of Materials Science, 797 Changwon-daero, Seongsan-gu, Changwon,
51508 Gyeongnam, Republic of Korea

**Materials Research Team, Central Corporation, 551 Gongdan-ro, Seongsan-gu, Changwon,
51557 Gyeongnam, Republic of Korea

Abstract The microstructure of a high-carbon and high-chromium cast steel (HK700) for cold-work die inserts was analyzed by advanced scanning electron microscopy. A continuous network of primary M_7C_3 carbide was developed among austenitic matrix after casting. A small amount of M_2C was added to the carbide network owing to the enrichment of Mo and W during the solidification. After quenching in which the austenitization was performed at 1030°C and double tempering at 520°C, the network structure of M_7C_3 was preserved while most of the matrix was transformed to martensite because of additional carbide precipitation. The M_2C in the as-cast microstructure was also transformed to M_6C due to its instability. The continuous network of coarse carbides owing to the absence of hot-working had little influence on the hardness after quenching and tempering, whereas it resulted in severe brittleness upon flexural loading.

(Received July 28, 2017; Revised August 7, 2017; Accepted August 16, 2017)

Key words : Cold-work tool steel, Cast steel, Microstructure, Carbide, Mechanical property

1. 서 론

금형은 대량 생산 체제의 제조업에서 필수적인 요소로서, 금형의 제작 기술과 성능은 그를 활용하는 산업 분야 전반의 생산성과 신뢰성에 큰 영향을 미칠 수 밖에 없다. 금형의 핵심 부위인 인서트(insert)는 피성형재(work-material)와 접촉함으로써 높은 응력과 온도 등에 직접 노출된다. 따라서 인서트에는 다른 부위에 비해 우수한 내구성을 가지는 소재를 활용하며, 금형의 용도에 따라서 달라지기는 하나, 일반적으로 다양한 합금공구강(alloy tool steel)을 활용해준다.

대부분의 경우 인서트용 합금공구강은 압연 혹은 단조재(wrought alloy, 이하 단련재)를 활용한다. 이들은 다양한 치수의 판상(plate) 혹은 봉상(bar)으로 압연 혹은 단조하고, 구상화열처리(spheroidization

annealing)된 상태로 공급된다[1-2]. 이후 인서트의 대략적인 형태로 1차 절삭가공(rough milling, 황삭)을 거친 후, 담금질(quenching)과 뜨임(tempering)으로 구성된 경화열처리(hardening)를 통해 요구되는 물성을 갖추게 되며, 설계 상의 최종 치수로 2차 절삭가공(fine milling, 정삭)을 거친 후 인서트로서 완성된다[3]. 일반적으로 대량 생산되는 단련재의 형상과 크기는 제한적일 수 밖에는 없으며, 따라서 상기의 황삭 과정에서 상당량의 가공 손실을 감수해야 한다. 또한 구상화열처리를 통한 연화(softening) 과정을 거침에도 불구하고 대부분의 합금공구강은 난삭재로 분류할 수 있으며, 따라서 그들의 절삭가공에는 많은 시간과 비용이 발생하고, 이는 금형 가격의 상승과 납기 지연 등을 초래한다.

단련재의 황삭 과정에서 발생하는 필요 이상의 원소재, 비용 및 시간 손실을 줄이기 위해 대략적인

[†]Corresponding author. E-mail : firice@kims.re.kr

인서트 형상을 주조로부터 형성하기도 한다[4]. 이 경우 황삭 공정이 거의 생략될 뿐만 아니라 원소재의 형상이나 크기에 거의 제약이 없어지므로 금형의 대형화와 일체화 등에 있어서도 장점을 가진다. 또한 압연과 단조 등을 거치지 않으므로 동일한 화학조성을 가지는 경우 원소재의 제조 비용 및 공급 가격 또한 낮아지는 것이 자명하다. 그러나 일반적으로 동일 조성에서, 주조재는 공공(cavity)이나 조대한 개재물 등의 결함을 보다 높은 빈도로 포함하며, 전반적으로 조대한 미세조직과 편석 등으로 말미암아 단련재에 비해 특히 장기적인 내구성에서 약점을 가진다고 간주할 수 있다. 따라서 주강의 활용은 금형 제작 과정에서 얻을 수 있는 많은 이점에도 불구하고 피성형재의 종류, 금형 중의 적용 부위, 예상되는 사용량 및 성형품에 요구되는 품질 등을 고려하여 그 활용 여부를 신중히 선택할 필요가 있다.

한편으로 최근 제조업의 패러다임(paradigm)이 차츰 수요자 맞춤형의 다품종 소량 생산으로 전환되어 감에 따라서 기존의 대량·장기 생산(large-production-run) 체제에서 요구되던 금형의 장기 내구성에 대한 요구 수준이 일부 완화될 가능성이 제기되며, 오히려 잦은 설계 변경과 신속한 납기 대응 등의 장점이 부각되어 금형 인서트에 주강의 활용 범위를 확대할 수 있는 환경이 조성되고 있다[4].

현재 냉간금형 인서트에 활용 가능한 주조재는 기존의 단련재에 대한 표준 조성[5]을 공유하고 있는 수준에 불과하고, 주조에 적합한 전용 합금계의 개발[6-10] 및 활용 사례는 매우 제한적이다. 현 시점에서 냉간금형 인서트에 적용되는 대표적인 주조용 합금으로서 HK700[10]이 존재하며, 이는 냉간금형 인서트 용의 범용 단련재인 STD11[11] (AISI-D2 [12], JIS-SKD11[13], DIN-1.2379[14]에 해당)의 합금계를 소폭 수정한 것이다. 이는 금형 제작의 효율성 향상을 위해 일부 인서트에 단독 혹은 STD11과 복합 형태로 활용되고 있으며, 따라서 냉간금형 인서트의 주요 소재 중 하나로서 인식되고 있다. 그러나

해당 합금의 물성에 중요한 영향을 미치는, 주조재로서 가지는 미세조직 상의 특징에 대한 연구 자료는 찾아보기 힘든 실정이다. 이에 본 연구에서는 HK700의 주조 상태 및 경화열처리 후의 주요한 미세조직 특징을 분석하고, 그 발달 기구를 해석함으로써 해당 합금의 제조 및 활용을 위한 기초 자료를 제공하고자 한다.

2. 실험방법

HK700의 직경 36 mm, 길이 100 mm의 원통형 주괴(cast ingot)를 진공유도용해(vacuum induction melting, VIM)로부터 제작하였다. Table 1에는 발광분석법(optical emission spectroscopy)을 이용해 분석한 해당 시험재의 화학조성을 상용의 STD11과 비교하여 제시하였다. 인서트로써 피성형재와의 접촉 부분이 주조재의 표면 부근에 국한되는 점과 상기 시험재의 작은 크기에 기인한 빠른 응고 및 냉각 속도 등을 고려하여, 주괴 표면으로부터 5 mm 간격을 두고 미세조직 관찰 및 물성 평가를 위한 시험편을 채취하였다. 일부 시험편에 대해서는 경화열처리로서 담금질과 뜨임(quenching and tempering, 이하 QT)을 행해 주었고, 이 때 담금질은 1030°C에서 30분간 유지(austenitization) 후 상온까지 공냉(air cooling)함으로써, 뜨임은 520°C에서 2시간 유지 후 상온까지 공냉하는 과정을 2회 반복(double tempering)함으로써 수행하였다. QT 후 일부 시험편에 대해서 경도(Rockwell C-scale)[15]와 4점굽힘 시험(4-point bending test)[16-17]에서의 한계 응력 및 변위를 측정하였고, 각각 5회 및 3회 시험에서의 평균을 구하여 Table 1에 표기된 화학조성을 가지는 STD11의 경우와 비교하였다.

주조 직후, 그리고 경화열처리 후의 미세조직을 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)과 이에 부착된 에너지분산분광(energy dispersive spectroscopy, EDS) 장치, 후방산란전자회절(electron

Table 1. Chemical compositions of test alloys (wt.%)

Alloy	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W
HK700	1.52	0.50	0.36	11.31	1.01	0.15	0.48
STD11	1.55	0.26	0.30	11.36	0.81	0.20	-

Table 2. Information of the candidate phases for phase identification

Phase	Characteristic elements	Crystal axis system	Space group	Lattice parameter	Reference
Austenite	-	Cubic	Fm $\bar{3}$ m	a=3.6599	[26]
BCC steel ¹	-	Cubic	Im $\bar{3}$ m	a=2.866	[27]
MC	C, V	Cubic	Fm3m	a=4.300	[28]
M ₂ C	C, Mo, W	Orthorhombic	Pbcn	a=4.724 b=6.004 c=5.199	[29]
M ₆ C	C, Mo, W	Cubic	Fd $\bar{3}$ m	a=11.260	[30]
M ₇ C ₃	C, Cr	Orthorhombic	Pnma	a=4.526 b=7.011 c=12.143	[31]

¹BCC steel includes all the possible products of austenite decomposition such as ferrite, bainite and martensite.

backscatter diffraction, EBSD) 장치 등을 이용해 분석하였다. 이 과정에서는 냉간금형강의 인성, 연성 및 피로 강도 등에 가장 크게 영향을 주는 것으로 알려진 조대한 1차탄화물(primary carbide)[18-23]에 초점을 두고, EBSD 및 EDS를 동시 활용한 상분석(phase analysis)을 수행하였으며, 이에는 기존에 일부 철강 소재 중의 산화물[24] 및 탄화물[25]의 규명을 위해 활용한 방식을 적용하였다. 구체적으로는 기지(matrix) 및 개별 탄화물에서 고해상도(1344 × 1024 픽셀)의 EBSD패턴(EBSD pattern, 이하 EBSP)과 EDS 스펙트럼(spectrum)을 동시에 얻고, 후자에서 얻은 대략적인 화학조성으로부터 해당 분석 영역에 대한 후보상(candidate phase)들을 추려낸 후, 이들의 이론적인 EBSP를 실제 측정된 EBSP와 비교함으로써 분석 영역의 상을 규명하였다. 상기 과정에서 활용된 다수의 후보상 중 실제 관찰된 기지 및 탄화물의 규명에 유효했던 것들의 조성 및 결정학적인 특징을 Table 2에 정리하였다.

EBS mapping(mapping)을 통해 QT 후 잔류 오스테나이트 분율을 얻을 수 있으나 국부적인 측정 영역에 의한 통계적 신뢰성의 한계를 가지므로, 이의 보완을 위해 X선 회절을 이용한 잔류 오스테나이트 분율 측정을 추가하였다[32-33]. 이 때 집합조직(texture)의 영향을 배제하기 위해 실험적으로 얻은 하기의 수식 (1)을 따라서 잔류 오스테나이트 분율을 계산하였다[33].

$$V_A = \frac{1.4(I_{A(220)} + I_{A(311)})}{2I_{M(211)} + 1.4(I_{A(220)} + I_{A(311)})} \quad (1)$$

여기서, V_A , I , A , M 및 괄호안의 지수(indices)는 각각 잔류 오스테나이트의 부피 분율, X선 피크(peak)의 적분강도(integrated intensity), 오스테나이트 및 마르텐사이트, 그리고 회절면의 지수를 나타낸다.

3. 결 과

3.1 주조 후의 미세조직

주조 후 생성되는 특징적인 수지상(dendritic) 혹은 세포상(cellular) 조직을 Fig. 1에서 확인할 수 있다. Fig. 1(a)에서는 연속적인 망상(network)의 탄화물이 기지 영역을 분할하는 것을 볼 수 있고, 1(b)에서는 해당 탄화물이 많은 부분에서 연속적으로 기지와 교차하는 형태를 보이고 있다.

주조 후 미세조직의 구성상(constituent phase)에 대한 정보를 Fig. 2와 Table 3에서 나타난 EBSD 및 EDS 분석의 대표적 결과로부터 확인할 수 있다. Fig. 2의 후방산란전자(backscattered electron)를 활용한 미세조직 관찰로부터 크게 두 종류의 탄화물을 확인할 수 있다. 망상 탄화물의 대다수를 차지하며 상대적으로 조대하고 어두운 색상의 탄화물은 D1 및 D2 영역에서의 EBSP 및 EDS 분석으로부터 Fe, Cr 등이 주요 구성 원소인 M₇C₃임을 확인할 수 있었다. M₇C₃에 비해 상대적으로 작은 크기로 소량 존재하지만, 중원소를 다량 포함함으로써 뚜렷하게 밝은 색상을 보이는 탄화물은 B1 영역에 대한 분석 결과로부터 Mo 및 W 함량이 높은 M₂C임을 확인할 수 있었다. 한편 기지 영역인 M1은

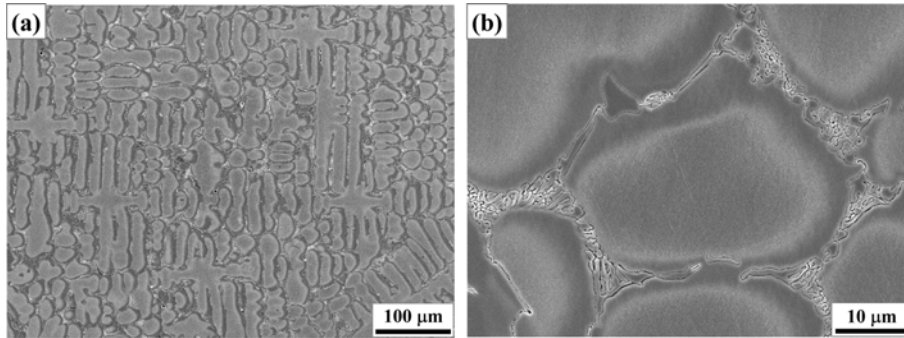


Fig. 1. Secondary electron (SE) images of as-cast microstructure at (a) a low and (b) a high magnification.

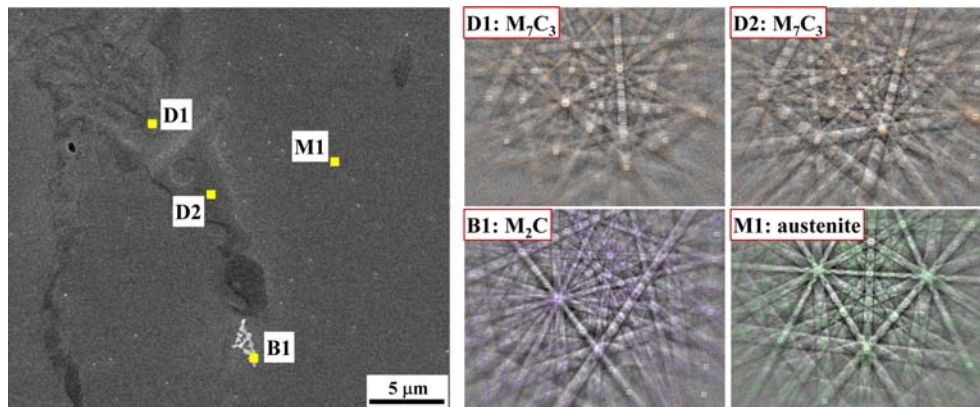


Fig. 2. Constituent phases in the as-cast microstructure and their indexed EBSPs (Note the compositions by EDS in Table 2. The micrograph is a backscattered electron (BSE) image in compositional contrast mode. Identified phases are presented on the EBSPs).

Table 3. Chemical compositions of the marked points in Fig. 2 analyzed by EDS (wt.%, Fe: balance)

Point	C	Si	V	Cr	Mo	W	Phase
D1	12.87	–	1.18	41.09	2.82	1.16	M_7C_3
D2	12.67	–	1.32	41.35	4.02	1.53	M_7C_3
B1	8.82	–	–	11.29	19.63	9.05	M_2C
M1	3.82	0.54	–	9.07	0.49	–	Austenite

Table 1에 표기된 합금의 전체적인 조성과의 비교 시 함량이 특별히 증가한 합금원소가 없는 것으로 볼 수 있으며, EBSP에서 확인되는 면심입방(face-centered cube, 이하 FCC) 구조로부터 오스테나이트(austenite)임을 확인할 수 있다. Fig. 3는 이상의 구성상 분석 결과를 반영한 EBSD 맵핑 결과의 일부인 상분포도(phase map)를 나타낸다. 탄화물의 망이 대부분 M_7C_3 로 구성되어 있으며, 여기에 일부 M_2C 가 혼합된 것을 확인할 수 있다. 또한 기지상의 대부분이 오스테나이트임을 알 수 있고, 매우 미세한

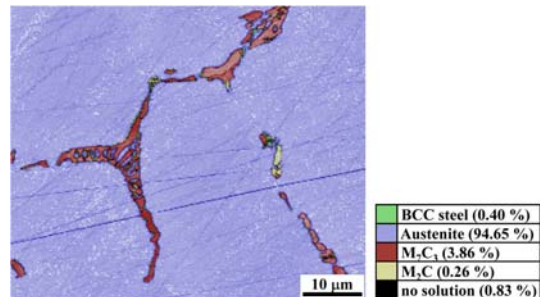


Fig. 3. EBSD phase map of the as-cast microstructure (BCC steel includes all possible austenite decomposition products such as ferrite, bainite and martensite).

영역에서 국부적으로 체심입방(body-centered cubic, 이하 BCC) 혹은 체심정방(body-centered tetragonal, 이하 BCT) 구조의 오스테나이트 분해상(austenite decomposition product)의 존재를 확인할 수 있다. 냉각 속도에 따라서 페라이트(ferrite), 베이나이트(bainite), 마르텐사이트(martensite) 등이 가능한 이들의 BCC 혹은 BCT 구조 간의 차이를 EBSD 상에서 구분하는 것은 매우 힘들며[34], 따라서 이들을 상호 구분하지 않고 BCC 구조의 철강(BCC steel)으로서 오스테나이트와 구분하였다. 그러나 Table 1에서 볼 수 있듯, STD11과 거의 유사한 HK700의 화학 조성과 STD11의 매우 우수한 경화능(hardenability)[2], 시험재의 작은 크기 등을 고려했을 때 해당 오스테나이트 분해상은 마르텐사이트일 가능성이 높다고 볼 수 있다.

3.2 QT 후의 미세조직과 물성

QT 후 미세조직의 관찰에서는, Fig. 4(a)에서 볼 수 있듯, QT 후에도 Fig. 1(a)에서 관찰되는 주조 조직의 대략적인 특징이 상당 부분 유지되는 것을 알 수 있다. 즉, 주조 후의 망상 탄화물 조직이 QT 중의 고온(1030°C) 열처리에서도 상당히 안정함을 볼 수 있는 한편, Fig. 4(b)에서는 기지 영역에 QT 과정에서의 추가적인 탄화물 석출로 미세조직 상의 상당한 변화가 발생함을 알 수 있다.

QT 후 미세조직의 분석을 상기와 같은 방법으로 수행하였으며, 그 대표적인 결과를 Fig. 5와 Table 4에서 확인할 수 있다. Fig. 5에서 여전히 망상 탄화물을 다수의 어둡고 조대한 것과 소수의 밝고 미세한 것으로 분류할 수 있으며, D3와 D4에 해당하는 전자는 주조 조직 중의 것과 같은 Fe 및 Cr을 주요 구성 원소로 하는 M_7C_3 였다. 그러나 B2에 해당

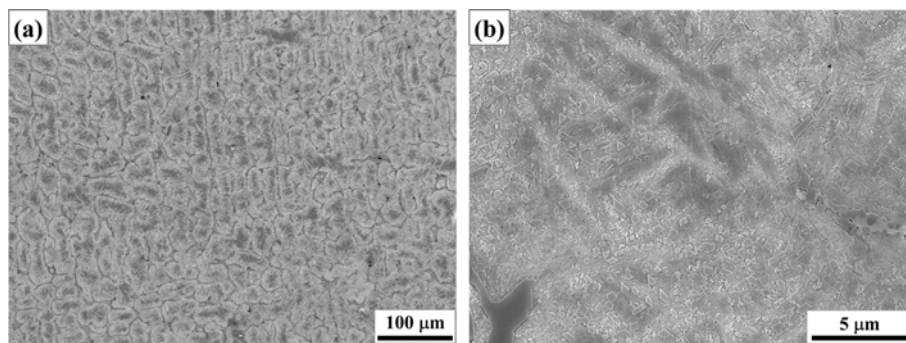


Fig. 4. SE images of the microstructure after quenching and tempering (QT) at (a) a low and (b) a high magnification.

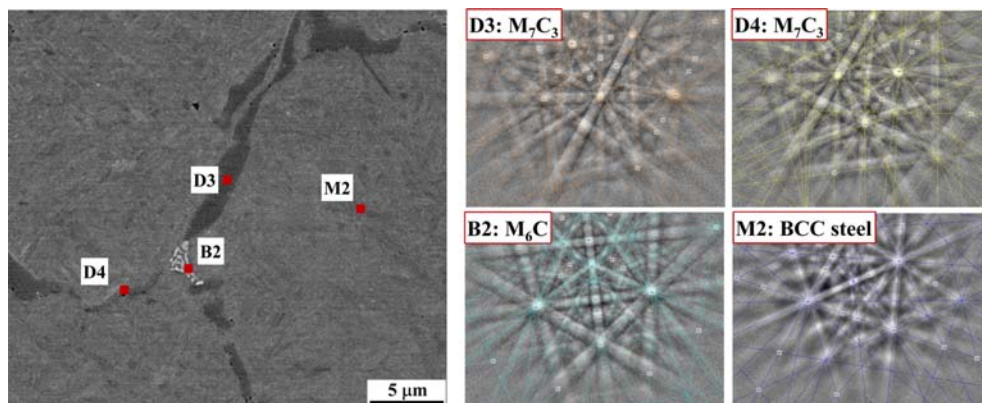


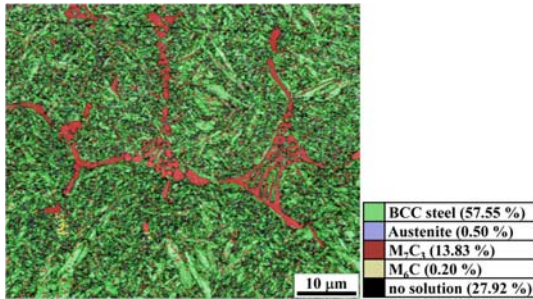
Fig. 5. Constituent phases and their indexed EBSDs of the microstructure after QT (Note the compositions by EDS in Table 4). The micrograph is a BSE image in compositional contrast mode. Identified phases are presented on the EBSDs).

Table 4. Chemical compositions of the marked points in Fig. 5 analyzed by EDS (wt.%, Fe: balance)

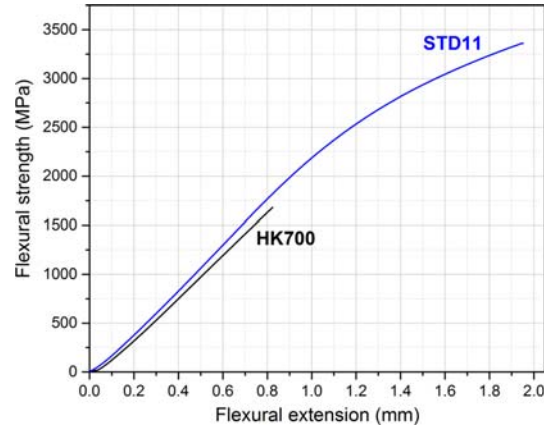
Point	C	Si	V	Cr	Mo	W	Phase
D3	10.77	-	0.85	42.45	2.83	1.05	M_7C_3
D4	10.95	-	0.80	36.67	7.03	2.82	M_7C_3
B2	5.12	1.08	-	5.72	31.25	18.53	M_6C
M2	2.85	0.43	-	7.78	-	-	BCC steel

Table 5. Mechanical properties of the alloys after QT

Alloy	Hardness (HRC)	Flexural strength (MPa)	Extension at failure (mm)
STD11	60.0	3396	1.88
HK700	62.7	1633	0.80

**Fig. 6.** EBSD phase map of the microstructure after QT.

하는 후지는 주조 후 미세조직 중의 M_2C 와 같이 Mo, W 함량이 높은 공통점을 가지지만, EBSP의 분석으로부터 입방정의 M_6C 로 확인되었다. 또한 기지 영역인 M2는 주조재 중의 M1과 조성 상의 차이는 크지 않으나 BCC 혹은 BCT 구조로 변화한 것을 알 수 있으며, 따라서 QT를 통해 기지의 주 구성상이 마르텐사이트로 변화하였음을 확인할 수 있다. Fig. 6는 이상의 구성상 분석 결과를 토대로 얻은 상분포도이며, 대부분의 망상 탄화물이 여전히 M_7C_3 로 유지되며, Fig. 1(b), Fig. 3에서 볼 수 있는 탄화물과 기지의 교차 구조 역시 남아있음을 볼 수 있다. 그러나 주조 조직 중의 M_2C 대신 M_6C 가 존재하며, 기지 영역 내에 비교적 미세한 M_7C_3 가 다수 분포하는 것도 확인할 수 있다. 또한 대부분의 기지 영역이 마르텐사이트로 변태됨으로써, 1% 미만의 오스테나이트가 잔류하는 것을 확인할 수 있다. XRD를 통한 추가적인 잔류 오스테나이트 분율의 측정 결과는 3.36%로 측정 방법에 따른 상세한 수치의 차이는 있으나, 주조 조직의 대부분을 구성하던

**Fig. 7.** Representative flow curves of the 4-point flexural tests.

오스테나이트가 거의 마르텐사이트로 변태했음을 확인해주고 있다.

Table 5에는 경도 및 굽힘 시험 중의 최대 응력과 변위의 평균치를 STD11과 비교하여 나타내었으며, Fig. 7에는 각 합금의 굽힘 시험 중 가장 평균에 가까운 거동을 보이는 경우의 응력-변위 곡선을 나타내었다. HK700은 매우 높은 경도를 가지는 반면, 굽힘 중의 최대 응력 및 변위가 STD11의 50% 이하로 현저히 떨어지는 경향을 보인다. Fig. 7은 STD11이 작지만 어느 정도의 소성 변형 구간을 가지는 반면, HK700은 초기 직선 구간인 탄성 영역 내에서 파단이 발생함을 보여 준다.

4. 고 찰

본 연구에서의 주조나 담금질 공정 등과 같이 합

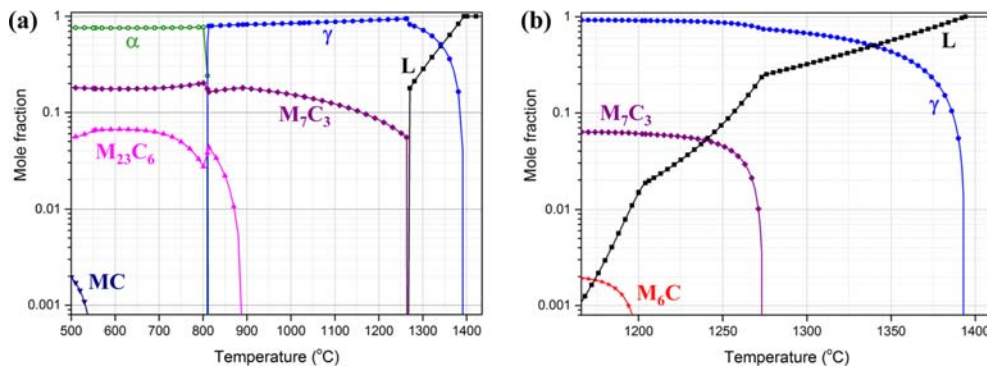


Fig. 8. Predicted phase equilibria: (a) the fractions of equilibrium phases according to temperature (global equilibrium) (b) the phase fractions during solidification by Scheil-Gulliver method (local equilibrium) (α ferrite, γ austenite, L: liquid).

금을 고온 영역에서 유지 후 냉각하는 과정에서는 대상 합금이 열역학적 평형 상태를 유지하는 일은 드물다고 볼 수 있다. 따라서 대부분의 경우 냉각 후의 미세조직은 대상 합금의 냉각 중이나 냉각 후의 평형 상태를 반영하지는 못한다. 그러나 이러한 경우에도 평형 상태도는 다양한 가공 및 열처리 공정에서 미세조직의 발달 방향을 제시해주며, 따라서 실제 미세조직 발달의 양상을 예측 및 해석하는 일에 유용한 정보를 제공한다. Fig. 8은 Thermo-calc 소프트웨어[35]와 그에 내장된 TCFE7 데이터베이스[36]를 활용해 Table 1에 나타난 HK700의 조성으로부터 얻은 상평형(phase equilibrium) 계산 결과를 나타낸다. Fig. 8(a)는 HK700의 온도별 평형 상분율에 해당하고, (b)는 평형 상태도를 이용해서 응고 중 발달하는 구성상과 그 분율을 예측하는 Scheil-Gulliver 응고 모사의 결과이다[37-38]. 전자는 시험편의 전체 영역에 걸쳐서 Table 1의 조성이 균질하게 유지된다는 가정하의 전평형(global equilibrium)에 대한 예측 결과이고, 후자에서는 응고 계면에서의 국지적인 상평형(local equilibrium)을 가정함으로써 응고 중 온도 저하와 계면의 진행에 따른 응고상의 종류와 조성을 예측할 수 있으며, 따라서 응고 중 합금 원소의 분배(partitioning)에 의한 편석과 그에 의한 상구성(phase constitution) 변화를 보여줄 수 있다[37-39].

Fig. 8(a)에서 오스테나이트에 의한 응고가 대부분 완료되는 시점에 M_7C_3 의 정출이 개시되어 부분적으로 두 상의 공정(eutectic) 조직(ledeburite, 이하 레데부라이트)이 나타남을 예상할 수 있으며, QT 중의

고온(1030°C)에서는 오스테나이트와 M_7C_3 가, 저온(520°C)에서는 페라이트와 M_7C_3 , $M_{23}C_6$, 그리고 미량의 MC가 안정함을 예상할 수 있다. 한편 Fig. 8(b)는 응고 중의 상구성을 보다 상세히 보여주며, (a)에서 예상되는 레데부라이트의 생성 과정이 보다 잘 나타난다. 이들로부터 Fig. 1-6에 걸쳐 관찰되는 탄화물의 망은 대체로 오스테나이트 초정(primary solid)을 둘러싸고 있는, 합금 원소가 농화된 액상에서 유래한 오스테나이트와 M_7C_3 의 공정 조직임을 알 수 있다. 또한 Fig. 8(b)에서는 응고 중 액상로의 합금 원소 농화(enrichment)로 Fig. 8(a)에 비해 보다 저온까지 응고가 진행되는 것도 확인할 수 있으며, 특히 액상 중 Mo의 농축에 의해서 (a)의 전평형 상황에서는 예측되지 않는 M_6C 의 발생이 가능성도 볼 수 있다. 해당 응고 모사는 온도에 따른 상평형 변화만을 고려한 것으로, 온도 및 합금 원소의 종류에 따른 확산 속도 차이는 고려하지 않았다. 이로 인하여 응고 속도에 따른 상구성의 변화를 제대로 나타내 줄 수 없는 한계를 가지며, 사용한 데이터베이스가 해당 조성 및 온도 영역에서의 정확한 상평형을 반영하지 못할 가능성 또한 존재하므로, 앞서 언급한 바와 같이, 실제 미세조직을 정확히 예측하는 데에는 한계를 가진다. 따라서 Fig. 2-3 등을 통해 그 존재를 확인한, 주조 조직 중 M_2C 의 존재를 예측하지는 못하지만, 응고 중 Mo의 농축에 의해 전평형에서는 예측되지 않는 추가 탄화물의 발생을 보여준다는 점에서 충분한 의미를 가진다. 비록 합금 조성에 적지 않은 차이가 있으나 STD11이나 HK700과 거의 유사한 상구성을 보이는 레데부라이

트계(ledeburitic) 냉간금형강에 대한 기존 연구[25]에서도 주조 중 Mo의 농축에 의해 M_6C 의 발생이 예측되며, 실제로 주조 후, 그리고 열간 가공을 위한 재가열 과정에 이르기까지 M_2C 가 발견됨을 확인할 수 있다.

Fig. 8(a)에서 M_7C_3 는 응고 후 전체 온도 영역에서 안정하며, 온도가 낮아질수록 분율이 증가함을 볼 수 있다. 따라서 응고 중 생성된 M_7C_3 는 QT 중 1030°C 에서의 고온 유지에도 Fig. 4(a)에서와 같이 안정적으로 유지됨을 알 수 있고, 오히려 상평형에 따른 분율 증가의 결과로서 Fig. 4(b) 및 6에서 확인할 수 있는 바와 같이 비교적 미세한 M_7C_3 의 추가 석출이 발생함을 알 수 있다. 한편 Fig. 5-6에서 주조 조직 중의 M_2C 대신 발견되는 M_6C 는 고온 열처리에 의한 균질화(homogenization)가 진행되는 과정에서, Fig. 8(a)의 선평형에 따른다면 불안정한, 초기의 M_2C 가 분해되는 과정의 중간 산물로서 생각할 수 있다. 동일한 현상을 일부 냉간금형강에 대한 기존 연구 결과에서도 찾아볼 수 있다[25]. 단련재에서와 같이 여러 단계의 고온 열처리를 거칠 경우, M_2C 뿐 아니라 M_6C 역시 장기적으로는 전체적인 조성과 조직의 균질화 및 Fig. 8(a)의 상평형을 따라서 소멸할 것을 예상할 수 있다. Fig. 4(b)에서 볼 수 있는 QT 후 추가 석출한 미세 탄화물들은 직경 $1\text{-}2\ \mu\text{m}$ 수준의 비교적 조대한 것과, 수 십 nm 수준의 매우 미세한 것으로 분류할 수 있다. 전자는 1030°C 의 고온 유지 중 추가 석출된 M_7C_3 임을 앞서 확인하였고, 후자는 대부분이 520°C 에서의 뜨임 열처리 중 발생한 $M_{23}C_6$ 에 해당함을 예상할 수 있다. 또한 Fig. 8(a)의 상평형에 따른다면 V을 주요 구성 원소로 하는 소량의 MC가 혼재할 수 있음도 예상해 볼 수 있다. 그러나 HK700과 유사한 조성을 가지는 STD11 [23] 및 일부 냉간금형강[23, 25]에 대한 기존 연구 결과에서, 뜨임 중 석출하는 미세한 석출물들이 $M_{23}C_6$ 임을 확인할 수 있으나, Table 1에서 볼 수 있는 수준의 V 함량에서 미세한 MC 탄화물의 석출을 확인한 사례는 없었다. QT 중의 추가 석출은 기지 중의 C를 포함한 합금 원소 농도 저하에 의한 오스테나이트 분해를 촉진하며, 따라서 Fig. 3에서와 같이 주조 직후에 생성된 오스테나이트 기지가 QT 후에는 대부분 마

르텐사이트로 변화하는 것을 Fig. 6에서 확인할 수 있다. 본 연구에서와 같이 소형 주괴를 활용함으로써 응고 및 냉각 속도가 빠른 경우에는 충분한 석출이 일어나지 않음으로써, 주조 후 상온에서도 대부분의 기지 영역이 오스테나이트로 유지되는 것을 관찰할 수 있었다. 그러나 주괴의 크기가 증가하여 응고 및 냉각 속도가 저하되는 경우에는 기지 영역이 오스테나이트와 그 다양한 분해상의 복합 조직으로 구성되며, 냉각 속도가 느릴수록 후자의 분율이 증가할 것을 예상할 수 있다.

Table 5 및 Fig. 7에서 볼 수 있는 HK700의 물성은 매우 높은 경도와 극히 낮은 연성으로 요약할 수 있다. 단련재인 STD11 보다 오히려 높은 경도는, Table 1에서 볼 수 있듯, 이차경화(secondary hardening)에 효과적인 Si, Mo, W 함량의 증가가 원인으로 판단된다. 따라서 주조 조직이 가지는 결정립이나 강화상의 조대화 등에 따른 경도 저하의 가능성은 크지 않은 것으로 판단된다. 한편 냉간금형강에 대한 기존의 연구 사례[18-23]들은 주조에서 유래한 조대한 1차탄화물(primary carbide)들이 1차적인 균열의 생성원인을 입증해 주고 있다. 동일한 크기와 분율의 1차탄화물을 포함하더라도 이들이 Fig. 1(a)와 4(a)에서 보이는 바와 같이 연속적으로 이어진 망상 구조를 형성하는 경우(HK700), 개별 입자가 기지로 인하여 고립되는 형태의 단속적 분포(STD11)에 비해서 균열 진전에 대한 저항성이 낮을 수 밖에는 없을 것이며, 결과적으로 Fig. 7에서 볼 수 있는 극단적으로 낮은 연성을 야기하는 것으로 판단된다. 또한 경도 향상에 기여한 이차경화의 강화가 기지의 취화(embrittlement)를 초래하는 부분 역시 이에 기여하는 것으로 볼 수 있다. 비록 본 연구에서 두드러지게 관찰되지는 않았으나, 주조 조직 특유의 미세한 기공과 같은 결함 역시 극단적으로 낮은 연성의 주요한 원인으로 판단된다. 이는 간접적이거나 Fig. 7의 유동곡선(flow curve)에서 탄성 영역에 해당하는 초기 직선 구간의 기울기가 HK700에서 보다 낮은 점으로부터 추정할 수 있다. 미세조직 중 다수의 기공을 포함하는 다공질 금속의 탄성 계수는 기공율(porosity)에 따라서 단조 감소하는 것으로 알려져 있다[40-41].

5. 결 론

본 연구에서는 냉간금형 인서트로 활용되는 대표적 인 합금공구주강인 HK700의 미세조직의 발달 거동을 주조 후 및 QT 후로 구분하여 분석하였고, 이를 상평형 및 QT 후의 물성 등과 관련하여 해석하였다.

1. 해당 합금은 주조 중 초정 오스테나이트 영역을 둘러싸는 형태의(오스테나이트+ M_7C_3) 레테부라이트가 생성됨으로써 결과적으로 오스테나이트 기지에 연속적인 망상 탄화물이 분포하는 형태의 미세조직을 나타내었다.

2. 상기의 망상 탄화물 구조는 QT 후에도 M_7C_3 의 고온 안정성에 기인하여 원형에 가까운 형태를 유지하였으나, 초기의 오스테나이트 기지는 추가적인 석출에 기인한 경화능 저하로 대부분 마르텐사이트로 변태하였다.

3. 응고 중 액상으로의 Mo 농화에 기인하여, M_2C 가 초기 망상 탄화물의 일부를 구성하였으며, 이들은 QT 과정에서의 균질화 및 상평형에 기인하여 M_6C 로 변태하였다.

4. 열간 가공 공정의 부재로 인한 조대하고 연속적인 망상 탄화물이 HK700의 경도 확보에 큰 어려움을 야기하지는 않으나, 연성에는 매우 부정적인 영향을 미치는 것으로 판단할 수 있었다.

감사의 글

본 논문은 재료연구소 주요사업 PNK5350의 지원 하에 수행되었습니다.

References

1. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 29-43.
2. SeAH Changwon Integrated Special Steel : Tool & Mold Steel, http://www.seahss.co.kr/common/download.jsp?nb_sral_atc_info=1264
3. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 67-107.
4. A. Johansson : Uddeholm Cast Tool Steels, <http://extra.ivf.se/verktyg/download/Cast%20Tool%20Steels%20Uddeholm.pdf>
5. ASTM A 597 : ASTM International (2014)
6. Daido steel : patent JP 1996-137419
7. Daido steel : patent US 09/048301
8. Daido steel : patent JP 1998-260784
9. Hyundai motors-K. P. C. : patent KR 2001-0029963
10. Hyundai motors-K. P. C. : patent KR 2001-0029962
11. KS D 3753 : Korean Agency for Technology and Standards (2008)
12. ASTM A 681 : ASTM International (2008)
13. JIS G 4404 : Japanese Standard Association (2015)
14. DIN EN ISO 4957 : Deutsches Institut für Normung e. V. (2001)
15. ASTM E 18 : ASTM International (2015)
16. ASTM C1161 : ASTM International (2013)
17. KS L 1591 : Korean Agency for Technology and Standards (2013)
18. K. Fukaura, H. Sunada, Y. Yokoyama, K. Teramoto, D. Yokoi and N. Tsujii : Tetsu-to-Hagané, **84** (1998) 72-77.
19. K. Fukaura, Y. Yokoyama, D. Yokoi, N. Tsujii and K. Ono : Metall. Mater. Trans. A, **35A** (2004) 1289-1300.
20. I. Picas, N. Cuadrado, D. Casellas, A. Goetz and L. Llanes : Procedia Eng., **2** (2010) 1777-1785.
21. E. Martinez-Gonzalez, I. Picas, D. Casellas and J. Romeu : J. Acoustic Emission, **28** (2010) 163-169.
22. 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.
23. H. Kim, J.-Y. Kang, D. Son, D. S. Lee, T.-H. Lee, W. C. Jeong and K.-M. Cho : J. of the Korean Society for Heat Treatment, **27** (2014) 242-252.
24. J.-Y. Kang, H.-Y. Ha, M.-H. Jang, J. Moon, D.-W. Suh and T.-H. Lee : Scr. Mater., **102** (2015) 63-66.
25. H. Kim, J.-Y. Kang, D. Son, T.-H. Lee and K.-M. Cho : Mater. Charact., **107** (2015) 376-385.
26. P. M. Giles, M. H. Longenbach and A. R. Marder : J. Appl. Phys., **42** (1971) 4290-4295.
27. R. Kholhaas, P. Donner, N. Schmitz-Pranghe and Z. Angew : Phys., **23** (1967) 245-249.
28. K. Becker and F. Ebert : Z. Phys., **31** (1925) 268-272.
29. E. Parthe : Acta Crystallogr., **16** (1963) 202-205.
30. K. Kuo : Acta Metall., **1** (1953) 301-304.
31. J. P. Morniroli and M. Gantois : J. Appl. Crystallogr., **16** (1983) 1-10.
32. ASTM E 975 : ASTM International (2008).
33. C. F. Jatczak : SAE Technical Paper Series 800426 (1980).
34. J.-Y. Kang, D. H. Kim, S.-I. Baik, T.-H. Ahn, Y.-W. Kim, H. N. Han, K. H. Oh, H.-C. Lee and S. H. Han :

- ISIJ Int., **51** (2011) 130-136.
35. J. O. Anderson, T. Helander, L. Höglund, P. F. Shi and B. Sundman : Calphad, **26** (2002) 273-312.
36. Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7 (2012)
37. G. H. Gulliver : J. Inst. Met., **9** (1913) 120-157.
38. E. Scheil : Z. Metallkd., **34** (1942) 70-72.
39. Å. Jansson and B. Sundman : Ph.D. thesis, KTH, Stockholm (1997).
40. M. Kashiwara, H. Yonetani, T. Kobi, S. K. Hyun, S. Suzuki and H. Nakajima : Mater. Sci. Eng. A., **524** (2009) 112-118.
41. S. Federico : Int. J. Mech. Sci., **52** (2010) 175-182.