

## 고성능 냉간금형강의 미세조직과 기계적 특성: 레데부라이트(ledeburitic) 및 매트릭스(matrix)형 강종의 비교

강전연\*<sup>†</sup> · 김호영\* · 손동민\*\* · 이재진\*\*\* · 윤효윤\*\*\* · 이태호\* · 박순근\*\*  
\*한국기계연구원 부설 재료연구소, \*\*세이창원특수강, \*\*\*신화

### Microstructures and Mechanical Characteristics of Advanced Cold-Work Tool Steels: Ledeburitic vs. Matrix-type Alloy

Jun-Yun Kang\*<sup>†</sup>, Hoyoung Kim\*, Dongmin Son\*\*, Jae-Jin Lee\*\*\*, Hyo Yun Yun\*\*\*,  
Tae-Ho Lee\*, Soon Keun Park\*\*

\*Korea Institute of Materials Science, 797 Changwon-daero, Seongsan-gu, Changwon,  
51508 Gyeongnam, Rep. Korea

\*\*SeAH CSS, 147 Jeokhyeon-ro, Seongsan-gu, Changwon, 51708 Gyeongnam, Rep. Korea

\*\*\*Shinhwa, 28 Seongseogongdanbuk-ro 5-gil, Dalseo-gu, 42710 Daegu, Rep. Korea

**Abstract** Two types of advanced cold-work tool steels were characterized and compared. A higher-alloyed ledeburitic steel with primary carbides (denoted as 9Cr) and a lower-alloyed steel without primary carbides (5Cr) were fabricated by vacuum induction melting and subsequent hot forging. They were spheroidizing-annealed at 870°C, quenched at 1030°C and tempered at 180 or 520°C. Their machinability after annealing and hardness, impact toughness, wear resistance after tempering were compared and interpreted in association with their characteristic microstructures. After annealing, 5Cr showed higher resistance to machining due to higher ductility and toughness in spite of lower strength and smaller carbide volume. Owing to smaller carbide volume fraction and the absence of coarse primary carbides, 5Cr showed even better impact toughness although the hardness was lower. The improved toughness of 5Cr resulted in excellent wear resistance, while smaller volume fraction of retained austenite also contributed to it.

(Received May 15, 2015; Revised May 20, 2015; Accepted May 28, 2015)

**Key words** : Cold-work tool steel, Carbide, Microstructure, Hardness, Toughness, Wear resistance, Machinability

## 1. 서 론

금형 및 공구용 합금강은 플라스틱, 금속 등의 다양한 소재를 원하는 부품 형상으로 성형하기 위한 금형 및 공구를 구성하는 특수강 소재이다. 이들은 일반적으로 피성형재와 높은 응력하에서 반복적으로 접촉하며, 따라서 높은 수준의 내마모성이 일차적으로 요구된다.

합금공구강은 그 용도 및 사용 온도 등에 따라서 열간과 냉간공구강, 고속도공구강 및 플라스틱사출용 공구강 등으로 다양하게 분류된다[1]. 이 중 냉간공구강을 대표하는 강종은 STD11(JIS-SKD11, AISI-

D2)[2-4]으로 냉간성형용 금형에 일반적으로 사용되는 범용 소재이다. 각각 1.5% 및 12% 수준의 높은 C와 Cr 함량은 담금질(quenching)과 뜨임(tempering)으로 구성된 경화(hardening)열처리 후 경질의 템퍼드마르텐사이트(tempered martensite) 기지 조직을 제공하며, 여기에 다량의 경질 탄화물을 분포시켜 높은 수준의 내마모성을 부여한다[5-6].

근래에 차체 부품 성형을 중심으로 피성형재의 강도가 상승하는 추세에 있다. 차체 부품의 경우 경량화를 통한 연비향상과 오염 물질 배출량 감소를 위해 AHSS(advanced high-strength steel)[7]로 대표되는 고강도 강판의 성형 사례가 증가하는 추세이며,

<sup>†</sup>Corresponding author. E-mail : firice@kims.re.kr

따라서 기존에 냉간금형 및 공구용 범용 소재로 사용해온 STD11의 경우, 가혹해진 가동 조건으로 그 수명이 감소하는 문제점이 보고되고 있다[8-10]. 이에 보다 우수한 성능의 냉간금형강들이 개발되어왔으며[10-14], 근래에 STD11의 대체 소재로서 금형 소재 시장에 소개되고 있다.

본 논문은 최근 냉간금형강 시장에 도입되고 있는 대표적인 고성능 냉간금형강의 기계적 특성과 미세조직 상 특징에 대한 정보 제공을 목적으로 한다. 대상 강종은 STD11의 대표적인 개량 소재로 알려진 8%Cr강[10-14]에 기반한 합금과 매트릭스형 강종으로 알려진 합금으로, 이들은 최근의 고성능 냉간금형강에 있어서 가장 대표적인 두 가지 유형에 해당한다. 전자는 STD11과 같이 높은 C 및 Cr 함량에 기인하여 오스테나이트(austenite)와 탄화물의 공정(eutectic) 조직인 레테부라이트(ledeburite)에서 유래한 조대한 일차탄화물(primary carbide)을 미세조직 중에 포함하는 강종(ledeburitic alloy)인 반면, 후자는 상대적으로 낮은 C와 Cr 함량으로 일차탄화물이 거의 존재하지 않는 강종(matrix-type alloy)이다. 본 논문에서는 이 두 강종의 대표적인 기계적 특성으로서, 금형 제작을 위한 절삭 가공의 용이함을 의미하는 가공성(machinability)과 경화열처리 후 기초 물성인 경도와 충격인성, 그리고 가장 핵심적인 성능지표인 내마모성을 상호 비교하고, 두 강종의 차이를 각각의 특징적인 미세조직과 관련하여 설명하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험재 특징과 제조 공정

본 연구에 사용한 냉간금형강의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 각각의 시험재는 그 Cr 함량을 따라서 이후 9Cr, 5Cr로 지칭한다. 전술한 바와 같이 9Cr은 STD11의 개량형 강종 중 대세를 이루는 8%Cr강에 기반한 강종이다. 8%Cr강종들은 대체로 STD11과 같이 레테부라이트형 합금에 해당하나,

STD11에 비해 낮은 C 및 Cr 함량으로 사용 중 일차적인 균열(crack) 발생처인 조대한 일차탄화물이 감소하고, 대신 Mo 함량 증가를 통해 뜨임열처리 중의 연화저항성(tempering resistance)을 향상시켜 STD11보다 우수한 성능을 확보한 강종이다[10-14]. 여기서 일차탄화물이란 강재의 주조 중 형성된 탄화물을 의미하며, 특히 레테부라이트 중의 탄화물과 같이 정출된 일부 조대한 탄화물은 구상화 및 경화열처리와 같은 후속 열처리에서도 기지 중에 용해되지 않고 잔류하는 경우가 많다. 5Cr은 매트릭스하이스(matrix high-speed steel의 일본식 약어)로도 통칭하는 일부 고속도공구강의 한 종류이며, 일반적인 고속도공구강과 비교해 C와 Cr 함량은 유사한 범위에 있으나, Mo 및 W 함량은 매우 낮은 수준이다[15]. 해당 강종은 8%Cr강종에 비해서도 더욱 낮은 C 및 Cr 함량으로, 조대한 일차탄화물이 거의 잔류하지 않음으로써 미세조직의 저배율 관찰 시 사실상 기지(matrix) 조직만이 관찰된다. 일반적으로 해당 강종의 조성은 STD11 혹은 8%Cr강종에서 일차탄화물을 제외한 기지 영역의 조성에 근접하며, 따라서 합금 원소의 저감에 의한 경화능(hardenability) 감소의 우려가 크지 않고, 일차탄화물의 제거로 인하여 훨씬 우수한 인성을 가질 것으로 예상할 수 있다.

시험재는 진공유도용해(vacuum induction melting, VIM)를 이용하여 30 kg 중량의 주편(cast ingot)으로 제작하였다. 이후 이들을 열간 단조를 통해 단면이 50 mm × 50 mm인 사각봉 형태로 가공하였다. 이때 열간 가공 전의 균질화 열처리 온도와 유지 시간은 각각 1140°C, 2시간이었다. 단조한 시험재들을 870°C로 재가열하여 4시간 유지한 후, 30°C/hr 속도로 서냉하는 구상화열처리(spheroidizing annealing)를 수행하였고, 이로부터 미세조직 관찰 및 다양한 기계적 특성 평가를 위한 소형 시험편들을 가공하였다. 경화열처리에는 상용 진공열처리로를 활용하였고, 이 때 담금질 중의 오스테나이트화(austenitization) 열처리 온도는 1030°C였고, 뜨임

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

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	P	S
9Cr	1.00	0.69	0.36	9.04	2.54	0.01	0.21	0.001	0.001
5Cr	0.69	0.19	0.41	5.24	2.46	0.52	0.22	0.002	0.001

열처리는 180 혹은 520°C에서 2회 반복 수행하였다 (double tempering).

### 2.2 기계적 물성의 평가

구상화열처리 후의 소재 중에서 100 mm × 200 mm × 10 mm의 판상 시험편과 표준 인장 시험편 [10, 16]을 채취하고, 각각에 대해 가공성과 인장 특성을 평가하였다. 각 시험편의 길이 방향은 단조 시의 연신 방향과 일치되게 가공하였다. 가공성은 금형 소재 뿐 아니라 사용 공구의 형태나 재질에 따라 서로 변화한다. 따라서 금형 소재별로 최적의 절삭 공구 선택을 위해서는 다양한 공구에 대해 개별 평가할 필요가 있다. 이를 위해, 국내 금형 제조 현장의 요구를 반영하여, 금형 가공에 통상적으로 많이 활용하는 5 종류의 절삭 공구를 사용한 조건에서, 절삭 시 동력계에 가해지는 하중을 측정하여 가공성을 평가하였다. Fig. 1에 해당 공구들을 제시하였고, Table 2에 그들의 특징과 용도를 간략하게 정리하였다. 공구 a와 b는 일차적으로 금형의 전체적인 윤곽을 가공(황삭, rough machining)한 이후 정밀한 추가 가공(정삭, fine machining) 시 주로 사용하는 공구로써 Fig. 1에서 볼 수 있듯 안정적이고 정밀한 가공을 위한 일체형 공구이다. 공구 c-e는 주로 황삭을 위한 공구로 많이 사용되며, 많은 가공량을 고려한 교체용 공구날에 해당한다.

경화열처리 후 경도와 충격인성의 평가에는 10 mm × 10 mm × 55 mm의 직육면체 시험편을 활용하였고, 내마모성의 평가에는 25 mm × 50 mm × 10 mm의 직육면체 시험편을 사용하였다. 각 시험편의 길이 방향은 역시 단조 시의 연신 방향과 일치되게 하였다. 경도는 전자의 10 mm × 10 mm 단면 중심부에서 Rockwell C-scale로 측정하였다. 충격인성은 Charpy 충격 시험[17]을 통해 평가하였으나, 이 경우 냉간금형 소재의 일반적으로 낮은 충격인성을 고려하여 노치(notch)를 가공하지 않은 상태에서 시험을 진행하였다. 내마모성은 plate-on-disk 형 마모시험기(Ogoshi wear testing machine)[18]를 활용하였고, 시험 후 마모에 의해 손실된 시험편 중량의 역수로써 평가하였다. 이때 초경 소재의 디스크(disk)를 시험편에 접촉, 회전시켰으며, 최대 접촉 하중은 111.8 N, 미끄럼거리(sliding distance)는 200 m, 선속도는 1.58 m/s였다.

### 2.3 미세조직의 관찰 및 분석

미세조직 관찰을 위해 연마된 시험재 표면을 Vilella 용액(0.6 g picric acid + 3 mL HCL + 97 mL ethanol)에 10-20초 간 침지하여 에칭(etching)하고, 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)을 사용하여 관찰하였다. 뜨임열처리 후의 잔류 오스테나이트 부피 분율을 ASTM E975[19]에 따라

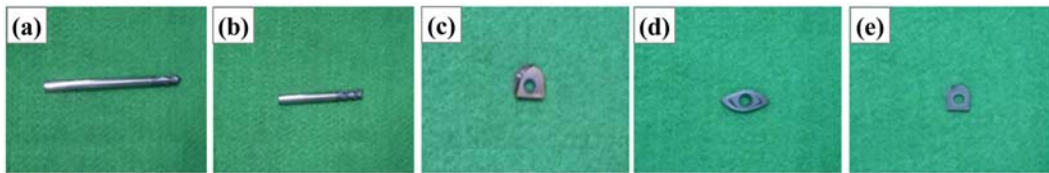


Fig. 1. Cutting tools for machinability test: (a) ball end mill for round surface, (b) flat end mill for flat surface, (c) YG-1 ball insert, (d) Hitachi ball insert, (e) Walter ball insert (YG-1, Hitachi and Walter represent the tool makers).

Table 2. General description on the cutting tools in Fig. 1

Designation	Material	Purpose		Cutting mass	Contact area
a	TiAlN on WC-Co	Fine machining	General shapes	Small	Small
b			Trimming die outline / Flat surface		Large
c	TiSiN on WC-Co	Rough machining	General shapes	Large	Large
d					
e					

서 X-선 회절을 이용해 측정하였다. 이때 측정된  $\theta$ -2 $\theta$  스캔(scan)의 회절 강도 프로파일(profile) 상에서 마르텐사이트 (200) 및 (211), 오스테나이트 (200), (220) 및 (311) 피크(peak)의 적분강도(integrated intensity)를 이용해 잔류 오스테나이트 부피 분율을 산출하였다.

### 3. 결 과

#### 3.1 시험재의 기계적 특성

상기 시험재들의 구상화열처리 후 가공성 평가 결과 Fig. 2에 나타내었다. 사용한 공구의 형태와 재질 차이에 기인하여 공구에 부과되는 하중의 크기가 변하는 것을 볼 수 있으나, 모든 경우에 5Cr이 낮은 합금 함량에도 불구하고 절삭 가공 저항성이 9Cr에 비해 높은 것을 볼 수 있다. Fig. 3는 9Cr과

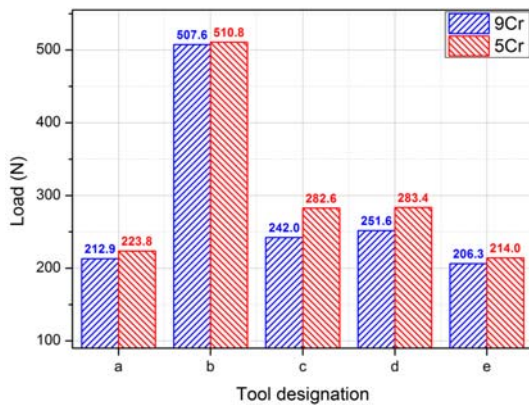


Fig. 2. Load imposed on the tool dynamometer during the machinability test of the spheroidizing annealed specimens (The tool designation is referred to Fig. 1).

5Cr의 구상화열처리 후 인장곡선(tensile flow curve)에 해당하며, 주요 인장 특성을 Table 3에 정리하였다. 9Cr이 5Cr에 비해 전반적인 강도가 높은 반면, 5Cr은 보다 우수한 연신율을 보인다. 또한 해당 변형 조건에서 대상 소재의 인성(toughness)을 의미하는 에너지 흡수량(인장곡선 하부 면적)이 많은 것을 볼 수 있다.

Table 4에서 두 강종의 경화열처리 후 기계적 특성을 비교할 수 있다. 5Cr 강종은 저온(180°C) 및 고온(520°C) 뜨임열처리에서 경도가 9Cr에 비해 모두 낮은 반면 충격인성은 매우 높은 것을 확인할 수 있다. 5Cr의 낮은 합금 함량은 탄화물 분율 감소로 인하여 오스테나이트화 열처리 중 오스테나이트 결정립 성장을 충분히 억제시키지 못할 수 있고, 또한 다소의 경화능 저하로 마르텐사이트 변태 개시온도( $M_s$ )를 상승시킴으로써 마르텐사이트 하부 조직을 전반적으로 조대화시킬 가능성도 가진다. 5Cr이 가

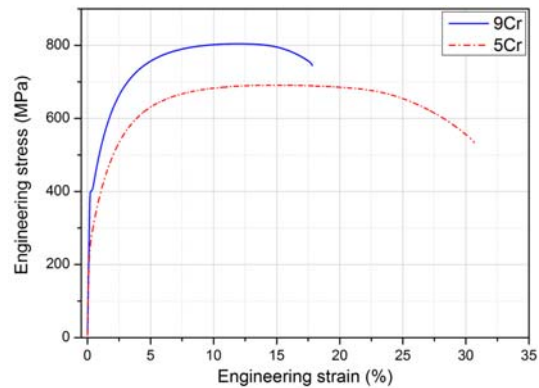


Fig. 3. Tensile stress-strain curves of the spheroidizing annealed specimens.

Table 3. Tensile properties after spheroidizing annealing

	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Absorbed energy (MPa·%)
9Cr	404.4	801.0	19.03	14117
5Cr	283.6	693.7	28.91	18387

Table 4. Mechanical properties after hardening

Tempering temperature (°C)	Hardness (HRC)		Impact toughness (J/cm <sup>2</sup> )		Wear resistance (g <sup>-1</sup> )	
	180	520	180	520	180	520
9Cr	61.8	63.0	61.5	38.8	8.66	45.25
5Cr	61.5	61.5	178.3	144.5	20.92	45.05

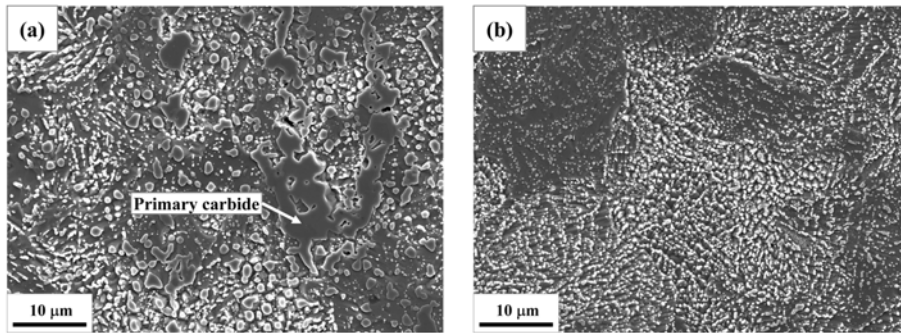


Fig. 4. Microstructures after spheroidizing annealing: (a) 9Cr, (b) 5Cr.

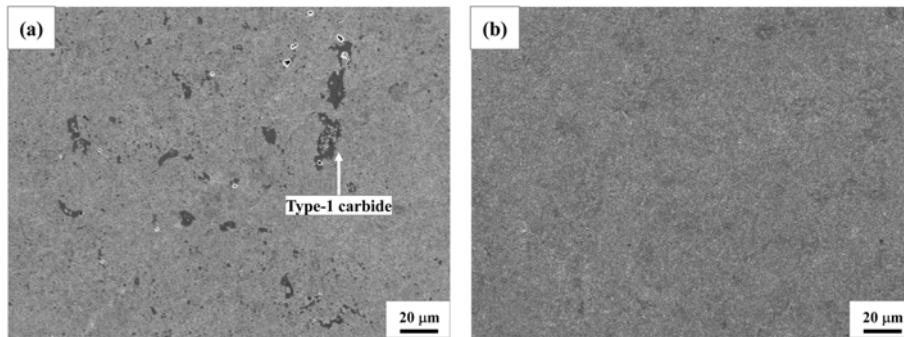


Fig. 5. Microstructures after high-temperature tempering (observations at low magnification): (a) 9Cr, (b) 5Cr.

지는 이러한 충격인성 저하 요인을 고려했을 때, 일차탄화물의 저감이 갖는 충격인성 향상 효과는 매우 큰 것을 알 수 있다. 내마모성은 고온 뜨임열처리 후에는 양자가 유사한 수준으로 평가되나, 저온 뜨임열처리 후에는 5Cr이 훨씬 우수한 것으로 평가되었다.

### 3.2 시험재의 미세조직

Fig. 4는 두 강종의 구상화열처리 후 미세조직을 나타낸다. 9Cr은 높은 C 및 Cr 함량에 기인하여, Fig. 4(a)에 표시한 바와 같이, 매우 조대한 일차탄화물이 관찰된다. 반면 Fig. 4(b)에서 볼 수 있듯, 5Cr 중에는 조대한 일차탄화물은 관찰되지 않고, 대부분 구상화열처리 중 석출된 미세한 탄화물[20]만이 다수 관찰된다. Fig. 5는 경화열처리 후, 일차탄화물(primary carbide)이 중심이 된 조대한 탄화물의 분포를 확인하기 위하여 저배율에서 미세조직을 관찰한 결과이다. 구상화열처리 후의 경우에서와 같이, 9Cr은 상당 수의 조대한 비정형 탄화물(이하 type-1 탄화물)을 포함하는 반면, 5Cr에서는 이와 유사한 형

태의 탄화물을 거의 관찰할 수가 없다. Fig. 6에서 고배율 관찰을 통해 보다 자세한 기지 조직의 형상과 미세한 탄화물의 분포를 관찰할 수 있다. 9Cr에서는 Fig. 5(a)에서 관찰되는 type-1 탄화물 외에도 상대적으로 구상화(spheroidization)가 잘 되어 있는 비교적 미세한(직경 0.1-2 μm) 탄화물(이하 type-2 탄화물)과 고온 뜨임열처리 중 생성되는 매우 미세한(직경 < 0.1 μm) 탄화물(이하 type-3 탄화물)의 일부를 관찰할 수 있다. 비록 type-1 탄화물이 관찰되지 않으나 5Cr에도 type-2 및 type-3 탄화물이 관찰되는 것을 확인할 수 있다. Type-2 탄화물이 주로 구오스테나이트(prior austenite) 입계를 따라 분포하는 경향이 있는 반면, Type-3 탄화물은 마르텐사이트(martensite)의 하부조직계면(sub-boundary)을 따라서도 다수 분포하는 것을 관찰할 수 있었으며, 이는 두 종류의 탄화물이 생성되는 온도 구간의 차이에 기인한다. Type-2 탄화물의 경우 기존의 일차탄화물 중 일부가 구상화되거나, 고온의 오스테나이트 영역에서 석출한 것인 반면, Type-3 탄화물은 뜨임

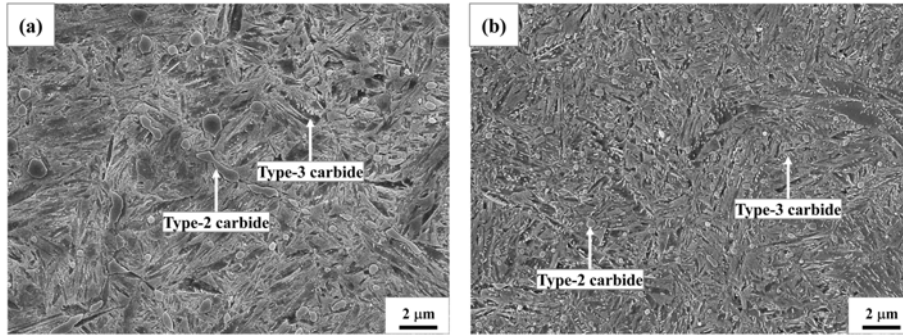


Fig. 6. Microstructures after high-temperature tempering (observations at high magnification): (a) 9Cr, (b) 5Cr.

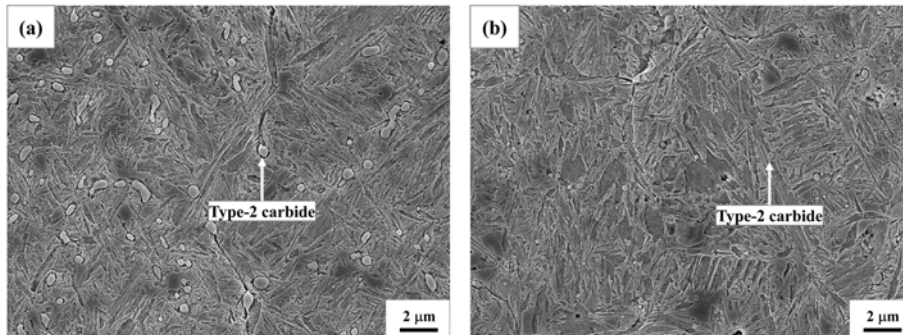


Fig. 7. Microstructures after low-temperature tempering: (a) 9Cr, (b) 5Cr.

열처리 중 마르텐사이트 혹은 잔류 오스테나이트로부터 배출되는 C가 Fe, Cr, Mo, V 등과 결합하여 석출한다[20-22]. Fig. 6에서 Type-2 탄화물의 경우도 5Cr에서 상대적으로 소량 분포하며, 그 크기도 작은 것을 확인할 수 있다. 반면 Type-3 탄화물은 5Cr에서 보다 많이 관찰된다. Fig. 7에서 저온 뜨임 열처리 후에는 두 합금 모두에서 Type-3 탄화물이 거의 관찰되지 않는 것을 볼 수 있다. 이처럼 낮은 뜨임 열처리 온도에서는 탄화물의 석출 반응이 활발하지 않고, 따라서 SEM 상에서 관찰 가능한 크기로 성장하는 Type-3 탄화물이 극히 제한되기 때문으로 볼 수 있다. 일반적으로 저온 뜨임열처리 후에는 다양한 비평형탄화물(transition carbide)이 매우 미세하게 석출하는 것으로 알려져 있다[21, 23].

Table 5는 두 합금 중의 잔류 오스테나이트 부피 분율을 나타낸다. 저온 뜨임열처리 후에 두 합금은 모두 20% 이상의 오스테나이트가 잔류하며, 고온 뜨임열처리 중에는 이들이 베이나이트(bainite) 혹은 마르텐사이트와 탄화물로 분해[19-20]가 진행되는 것

Table 5. Volume fraction of retained austenite after tempering (%)

Tempering temperature (°C)	180	520
9Cr	26.46	14.51
5Cr	20.14	4.1

을 알 수 있다.

#### 4. 고 찰

이상의 결과로부터 9Cr과 5Cr의 기계적 특성 차이의 원인을 각 합금의 특징적 미세조직을 고려하여 해석할 수 있다. Fig. 8은 Thermo-Calc 소프트웨어 [24]를 이용해 계산한 온도별 평형 상분율을 나타낸다. 그리고 Fig. 9은 Fig. 8의 결과에서 탄화물의 상분율만을 선택적으로 나타낸 결과이다. 해당 결과의 계산에는 TCFE7 데이터베이스[25]를 활용하였다. 9Cr은 높은 C 및 Cr 함량에 기인하여 모든 온도 범위에서 5Cr 보다 높은 탄화물 분율을 가지는 것

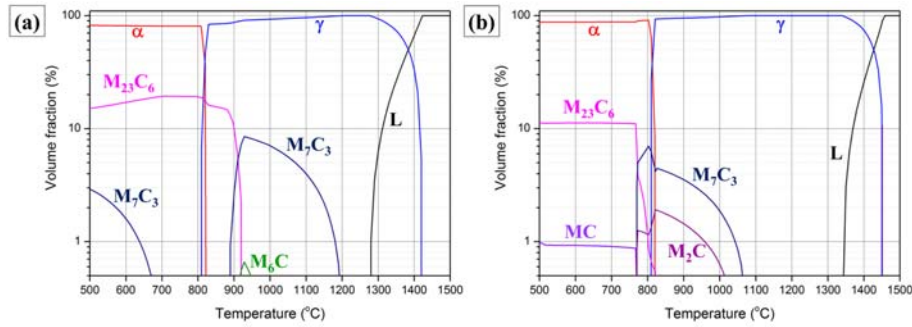


Fig. 8. Volume fractions of equilibrium phases according to temperature: (a) 9Cr, (b) 5Cr (L: liquid, a: ferrite, g: austenite).

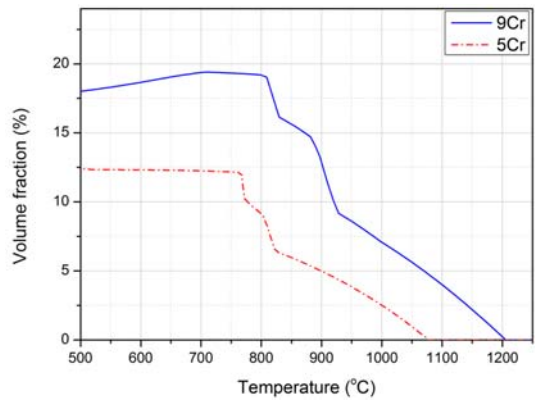


Fig. 9. Equilibrium volume fraction of total carbides according to temperature (This corresponds to the summation for all the carbides at each temperature in Fig. 8).

으로 예상할 수 있다. Fig. 4-7에서 실제로 9Cr 중 에 보다 조대한 type-1과 type-2 탄화물이 보다 많이 관찰된다. 이들 중 특히 type-1 탄화물의 존재는 연성과 인성을 저하하는 주된 원인으로[10-14, 26-27], 9Cr이 구상화열처리 후의 인장 연신율과 흡수 에너지, 경화열처리 후의 충격인성이 낮은 원인으로 작용함을 알 수 있다. 높은 탄화물의 상분율은 9Cr의 구상화열처리 후 강도와 경화열처리 후 강도가 보다 높은 이유이기도 하다.

Table 4에서 9Cr은 저온 뜨임열처리한 경우보다 고온 뜨임열처리한 경우 보다 높은 경도를 보이며, 이는 높은 C, Cr, Mo 등의 함량에 기인한 이차경화(secondary hardening)에 의한 것임을 알 수 있다. 이차경화 중 해당 원소들은 미세한 탄화물을 석출시켜 고온 뜨임열처리 중의 기지 연화(softening)를 억제한다[21-22]. 실제 고온 뜨임열처리 후의 미

세조직을 나타내는 Fig. 6에서 저온 뜨임열처리 후 미세조직에 해당하는 Fig. 7에 비해 두 강종 모두에서 미세한 Type-3 탄화물이 보다 빈번하게 관찰된다. 9Cr과 유사한 Mo, W 함량을 지니지만 C와 Cr 함량이 낮은 5Cr은 보다 다량으로 첨가된 V이 이차경화를 보충해주며, 따라서 고온 뜨임열처리 후에도 저온 뜨임열처리 한 경우와 동등한 수준의 경도를 유지하는 것으로 보인다. 한편, 9Cr에 보다 다량으로 첨가된 Si은 고용강화에 의한 기지의 경도 확보에 기여하는 한 편[28], 뜨임 열처리 중 마르텐사이트 하부 조직(sub-structure) 계면에 편석되어 전위 이동과 소멸에 의한 회복(recovery) 반응을 지연시키고[29-30], Type-3 탄화물의 조대화를 지연시켜[31-32] 연화저항성 확보에 기여하는[32-33] 것으로 알려져 있다. Fig. 6에서 볼 수 있듯, 5Cr에서 Type-3 탄화물이 보다 빈번히 발견되는 것을 볼 수 있으며, 이는 Si이 보다 다량으로 첨가된 9Cr에서 상대적으로 Type-3 탄화물의 성장이 억제되기 때문으로 판단된다. 결과적으로 Si의 첨가는 9Cr의 보다 높은 경도에 기여하는 것으로 볼 수 있다.

보다 높은 경도와 다량의 탄화물에도 불구하고 저온 뜨임열처리 후 9Cr의 내마모성이 5Cr에 비해 낮은 것은 내마모성이 단순히 경도와 탄화물 함량에만 의존하는 것이 아님을 이야기 한다. 적어도 본 연구에서 사용한 plate-on-disk 마모 조건에서는 소재의 인성 역시 내마모성에 상당한 기여를 하는 것으로 볼 수 있다. 5Cr 중의 미세화된 탄화물은 마찰 중 조대한 탄화물의 균열로부터 시작되는 소재의 탈락을 방지한다. 또한 기지 자체의 높은 인성은 마찰부에서 과도한 소성 변형에 기인한 소재의 탈락을

자연시킴으로써 5Cr의 우수한 내마모성에 기여하게 된다. 후자의 기구(mechanism)는 9Cr에 비해 높은 5Cr의 가공저항성을 설명하는데도 적용될 수 있다. Fig. 3과 Table 3에서 5Cr은 연성 및 인성 (에너지 흡수량) 모두 9Cr에 비해 우수하며, 따라서 절삭 공구와의 마찰에 의한 소재의 탈락이 9Cr에 비해 지연되는 것으로 볼 수 있다.

9Cr은 고온 뜨임열처리 후 경도의 증가와 함께 내마모성이 5Cr과 유사한 수준으로 증가한다. 이는 결국 이차경화에 의한 기지의 강화가 내마모성에 기여하는 것으로 판단할 수 있다. 그러나 상대적으로 이차경화 효과가 작은 5Cr의 경우 저온 및 고온 뜨임열처리 후 경도가 동일한 수준임에도 내마모성에는 큰 차이가 있는 것을 확인할 수 있다. 이는 Table 5에서 확인할 수 있는 미세조직 중 잔류 오스테나이트 함량 차이로부터 해석할 수 있다. 접촉 하중과 마찰에 의한 응력은 잔류 오스테나이트를 마르텐사이트로 변태(transformation)시킬 수 있으며[12], 마르텐사이트 변태가 야기하는 응력과 변형이 균열을 발생시켜[34] 마찰에 의한 소재 탈락을 가속화시킬 수 있다. 따라서 두 합금 모두에서 고온 뜨임열처리 후 내마모성이 증가하는 것은 이차경화에 의한 기지의 강화에 더하여, 잔류 오스테나이트가 베이나이트 혹은 마르텐사이트와 탄화물로 분해된 효과에 기인한 바가 큰 것으로 볼 수 있다. 5Cr에 비해 9Cr은 저온 및 고온 뜨임열처리 조건 모두에서 보다 많은 잔류 오스테나이트가 존재하는 것을 볼 수 있으며, 이는 보다 높은 Si 함량에 기인한 것으로 판단된다. Si은 열역학적으로는 페라이트 안정원소에 해당하나[35], 담금질 중의 오스테나이트 분해를 지연시키는 한편, 뜨임열처리 중 오스테나이트로의 탄소 분배(partitioning)를 조장하여 오히려 오스테나이트 안정화 효과를 가진다[31, 36-37].

## 5. 결 론

두 가지 고성능 냉간금형강의 절삭가공성과 경도, 충격인성 및 내마모성을 비교하였고, 미세조직 상 특징으로부터 그 차이를 해석하였다.

1. 5Cr은 상대적으로 낮은 합금 함량과 조대한 일차탄화물의 부재에도 불구하고 9Cr에 비해 구상화열처리

후 높은 가공저항성을 보였다. 5Cr이 9Cr에 비해 낮은 강도를 가졌으나, 우수한 연성과 인성이 절삭 중의 소재 탈락을 지연시키는 것으로 볼 수 있었다.

2. 경화열처리 후 5Cr은 9Cr에 비해 낮은 경도를 가지나, 충격인성은 매우 우수하였다. 5Cr 중에 관찰되는 탄화물의 양과 크기는 모두 9Cr에 비해 작으며, 이는 낮은 강도와 경도의 원인이 되지만, 충격인성을 크게 향상 시켰다.

3. 낮은 경도와 탄화물 함량에도 불구하고 5Cr은 9Cr에 비해 저온 뜨임열처리 후에는 훨씬 우수한 내마모성을 보였으며, 고온 뜨임열처리 후에는 유사한 수준의 내마모성을 보였다. 5Cr의 높은 수준의 연성과 인성이 마찰에 의한 소재 탈락을 억제하는 것으로 볼 수 있었고, 보다 낮은 잔류 오스테나이트 함량 역시 내마모성 개선에 기여하는 것으로 볼 수 있었다. 9Cr은 높은 이차경화 효과로 고온 뜨임열처리 후에는 5Cr과 유사한 수준의 내마모성을 보였다.

## References

1. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 7-28.
2. KS D 3753 : 지식경제부 기술표준원 (2008).
3. JIS G 4404 : Japanese Standards Association (2006).
4. ASTM A 681-08 : ASTM International (2008).
5. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 203-217.
6. 홍기정, 송진화, 정인상 : 열처리공학회지, **24** (2011) 262-270.
7. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Ver. 4.1, WorldAutoSteel, 2011, <http://www.worldautosteel.org>
8. J. P. McGulre : Advanced Stamping for High Strength Steels, in Great Designs in Steel Seminar, 2012, <http://www.autosteel.org>
9. E. Billur : Stamping Journal Jan/Feb (2010) 8-9.
10. 김호영, 강전연, 손동민, 이대수, 이태호, 정우창, 조경목 : 열처리공학회지, **27** (2014) 242-252.
11. K. Fukaura, H. Sunada, Y. Yokoyama, K. Teramoto, D. Yokoi and N. Tsujii : Tetsu-to-Hagané, **84** (1998) 72-77.
12. K. Fukaura, Y. Yokoyama, D. Yokoi, N. Tsujii and K. Ono : Metall. Mater. Trans. A, **35A** (2004) 1289-1300.
13. F. Arieta, E. B. M. netto, A. Reguly, W. K. Pannes,



- U. Beutler, F. van Soest and C. Ernst : J. ASTM Int., **8** (2011) 129-145.
14. J. -Y. Kang, Y. -U. Heo, H. Kim, D. -W. Suh, D. Son, D. H. Lee and T. -H. Lee : Mater. Sci. Eng. A, **A614** (2014) 36-44.
15. Uddeholm Caldie : <http://www.uddeholm.com>
16. ASTM E 8 : ASTM International (2013).
17. ASTM E 23-02 : ASTM International (2002).
18. G. Xu, M. Kutsuna, Z. Liu and K. Yamada : Surface & Coatings Technology, **201** (2006) 1138-1144.
19. ASTM E975, ASTM international (2013).
20. H. Kim, J. -Y. Kang, D. Son, T. -H. Lee, K. -M. Cho : Mater. Characterization, **107** (2015) 376-385.
21. G. Roberts, G. Krauss and R. Kennedy : Tool Steels, 5th ed, ASM International, Materials Park, OH (1998) 97-104.
22. W. C. Leslie : The Physical Metallurgy of Steels, International student edition, McGraw-Hill Kogakusha, Tokyo, Japan (1982) 368-372.
23. V. G. Gavriljuk, V. A. Sirosh, YU. N. Petrov, A. I. Tyshchenko, W. Theisen, A. Kortmann : Metall. Mater. Trans. A, **45A** (2014) 2453-2465.
24. J. O. Anderson, T. Helander, L. Hoglund, P. F. Shi, B. Sundman : Calphad, **26** (2002) 273-312.
25. Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7, 2012.
26. I. Picas, N. Cuadrado, D. Casellas, A. Goetz, L. Llanes : Procedia Engineering, **2** (2010) 1777-1785.
27. E. Martinez-Gonzalez, I. Picas, D. Casellas, J. Romeu : J. Acoustic Emission, **28** (2010) 163-169.
28. W. C. Leslie : The Physical Metallurgy of Steels, International student edition, McGraw-Hill Kogakusha, Tokyo, Japan (1982) 115-120.
29. J. -H. Kang, B. Hosseinkhani, C. A. Williams, M. P. Moody, P. A. J. Bagot, P. E. J. Rivera-Díaz-del-Castillo : Scr. Mater., **69** (2013) 630-633.
30. B. Kim, E. Boucard, T. Sourmail, D. San Martín, N. Gey, P. E. J. Rivera-Díaz-del-Castillo : Acta Mater., **68** (2014) 169-178.
31. Q. Zhou, X. Wu, N. Min : Met. Mater. Int., **17** (2011) 547-552.
32. F. Pan, P. Ding, S. Zhou, M. Kang, D. V. Edmonds : Acta Mater., **45** (1997) 4703-4712.
33. W. M. Garrison, Jr. : ISIJ Int., **46** (2006) 782-784.
34. H. N. Han, C.-S. Oh, G. Kim, O. Kwon : Mater. Sci. Eng. A, **499** (2009) 462-468.
35. H. K. D. H. Bhadeshia, R. W. K. Honeycombe : Steels Microstructure and Properties, 3rd ed, Elsevier, Oxford, UK (2006) 71-93.
36. L. Wang, Q. Cai, H. Wu, W. Yu : Int. J. Minerals, Metall. Mater., **18** (2011) 543-550.
37. G. R. Speich, A. J. Schwoeble, G. P. Huffman : Metall. Trans. A, **14A** (1983) 1079-1087.