

히핑처리된 분말 고속도공구강의 미세조직에 관한 연구

이언식 · 정재영 · 박우진 · 안상호
포항산업과학연구원 소재연구부문

Microstructures of Hot Isostatic Pressed High Speed Steels

Eon-Sik Lee, Jae-Young Jung, Woo-Jin Park, and Sangho Ahn
Advanced Materials Division, Research Institute of Industrial Science and
Technology, Pohang 790-600, Korea
(Received November 11, 1996)

ABSTRACT High speed steels with commercial compositions of 10V, Rex20, Rex25, T15, and ASP30 were gas-atomized and then consolidated by hot isostatic pressing (HIPping). The microstructures of gas-atomized powder, as-HIPped billet, and heat-treated billet have been characterized using optical microscope, scanning electron microscope and X-ray diffractometer. In the gas-atomized powders, the solidification structures of 10V and Rex25 alloys show that primary MC carbides embedded within the fine equiaxed dendrites, whereas those of Rex20, T15 and ASP30 alloys exhibited eutectic MC and/or M_6C carbides in the interdendritic region. The trace and dendritic morphologies of gas-atomized powder have been retained in as-HIPped billets. The microstructures of as-HIPped billets have been observed to consist of ferrite, M_6C and MC carbides in other alloys with the exception of 10V alloy, which consists of ferrite and MC carbides. The hardness of heat-treated billet makes a favorable comparison with that of as-HIPped billet. This seems mainly to be due to the strengthening by the precipitation of secondary carbides and the change of matrix phase from α -ferrite to martensite.

1. 서 론

고속도강은 일반 공구강에 비해 연화나 파괴에 저항하는 특성이 우수하기 때문에 절삭 공구 재료로서 널리 사용되고 있다. 고속도강의 우수한 고온경도는 절단시에 발생하는 고열에서 입자 조대화에 저항하는 경하고 안정한 탄화물이 존재하기 때문이다. 그러므로 탄화물의 균일한 크기와 분포는 절삭공구의 특성을 최적화하기 위하여 필수적이다. 또한 최근에는 고 Cr계 주철을 사용하는 기존의 열간 압연볼도 점차 우수한 특성을 갖는 고속도강 주조재로 대체되고 있는 추세이다.^{1,2)}

그러나 고속도강 주조재는 조대한 탄화물의 형성과 편석으로 인한 탄화물 불균일한 분포등과 같은 원인으로 물성저하는 물론이고 제품의 신뢰성을 감소시킨다. 반면에 분말야금법은 주조재에서 발생하는 탄화물의 매크로 편석을 제거할 수 있을 뿐만 아니라 미세하고 균일한 미세조직을 형성시킬 수 있다는 장점이

있다. 분말야금법에 의해 제조된 고속도강은 주조재에 비해 연삭성, 인성과 경화능이 우수하고 합금 첨가량과 공구수명을 증가시킬 수 있다는 이점이 있다. 이러한 장점들로 인하여, 분말야금법에 의한 고속도강 제조는 상당한 상업성을 갖는 것으로 평가되고 있다.^{3,4)}

그러므로 본 연구에서는 가스분무에 의해 상업용 고속도공구강 분말을 제조하고 그 분말을 Hot Isostatic Pressing (이하 히핑으로 표기) 처리하여 빌렛을 제조하였다. 히핑처리된 고속도강의 미세조직을 이해하기 위하여, 가스분무된 분말, 히핑처리된 빌렛과 열처리된 합금의 기지조직과 탄화물 종류 및 분포를 조사하고 분석하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 5종의 대표적인 상업용 고속도강 분말을 이용하여 히핑 공정에 의해 빌렛을 제조하였다. 기존 상업용 고속도강의 조성 규격에 준하여 제조된

Table 1. Analyzed chemical compositions of five commercial high speed steels.

Alloy	C	Cr	Mo	W	V	Co	S	Fe
10V	2.36	5.50	1.28	-	9.60	-	0.061	bal.
Rex20	1.28	3.70	9.80	6.06	2.22	-	0.02	bal.
Rex25	1.77	4.05	6.36	11.93	4.80	-	0.02	bal.
T15	1.46	4.11	-	11.98	4.81	4.98	0.09	bal.
ASP30	1.22	4.19	4.80	6.37	3.03	8.56	0.02	bal.

Table 2. The operating conditions of gas atomization used in this study.

Alloy	Pouring temperature (°C)	Gas pressure (bar)	Gas/metal ratio (m ³ /kg)	Atomization time (min)	Particle mean size (µm)
10V	1640	8.3	2.2	4.2	150
Rex20	1630	8.3	2.2	4.4	142
Rex25	1620	9.0	2.3	4.1	130
T15	1620	9.0	2.7	5.0	108
ASP30	1620	9.0	3.2	5.5	93

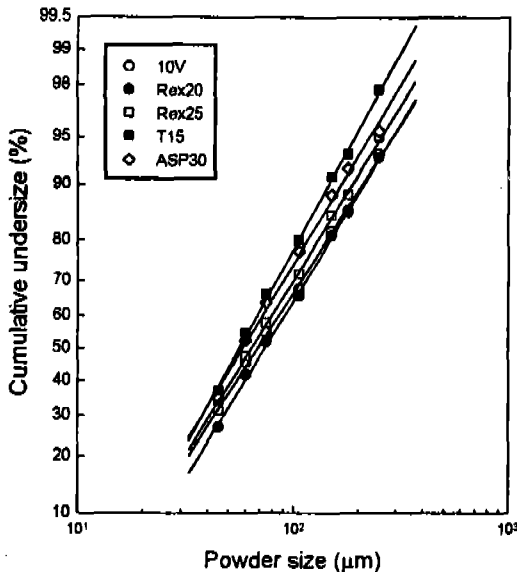


Fig. 1. Variation of cumulative undersize percent as a function of gas-atomized powder size.

고속도강의 화학성분은 표 1에 요약하여 나타내었다. 또한 각 고속도강에 대한 가스분무된 분말의 입도 분포는 그림 1에 나타내었다. 합금 분말은 본 연구원에서 보유한 30 kg 용량의 가스분무장치를 이용하여 제조되었으며, 조업 조건은 표 2에 나타내었다.

히핑처리된 빌렛은 영국의 SMP사에 의해 직경 11 cm, 높이 30 cm의 원통 형태로 제조되었다. 가스분무된 분말은 입도 조절을 하지 않은 상태로 빌렛 제조에 사용되었으며, 히핑 작업은 1120°C에서 104

MPa로 가압하여 4 시간 동안 유지하였다.

히핑 처리된 빌렛의 오스테나이트 처리는 1180°C 또는 1220°C에서 5 분 동안 유지한 후에 수냉하였다. 템퍼링 처리는 540-580°C 온도영역에서 1 시간 동안 유지한 후에 수냉하는 것을 3 회 반복하였다. 템퍼링 처리의 반복은 잔류 오스테나이트를 최대한 감소시키기 위한 것이다.

미세조직은 5% Nital로 에칭한 후에, 광학 및 주사전자 현미경을 이용하여 관찰하였다. 구성상의 분석은 X선 회절기를 이용하여 관찰하였고 각 구성상의 격자상수는 Cohen 법에 의해 결정되었다. 경도값은 Rockwell 경도기를 이용하여 C-scale에서 각각 5-10 회씩 측정하여 평균하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 가스분무된 분말의 미세조직

그림 2는 가스분무된 분말의 표면 및 단면을 보여 주는 미세조직 사진이다. 가스분무된 분말의 형상은 주로 구형이며, 용고 전후에 액적(droplet)간의 충돌에 의해 형성된 작은 입자들이 위성형태로 부착되어 있다(그림 2a).⁷⁾ 본 실험에 사용된 분말의 평균 크기는 표 2에 나타낸 것과 같이 약 100-150 µm이지만, 각 분말의 크기는 30-300 µm으로 매우 다양하게 분포하고 있다. 분말 크기의 차이는 냉각속도 차이를 유발하여 분말의 미세조직을 변화시키는 것으로 알려져 있다.⁷⁾ 그러므로 분말의 미세조직 관찰은 주로

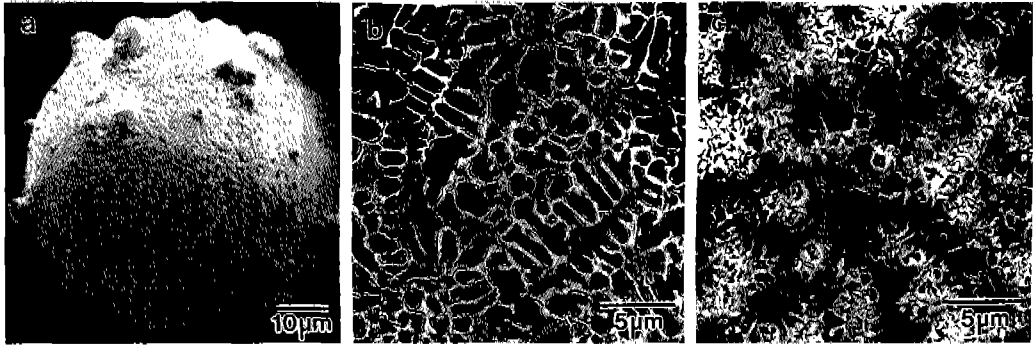


Fig. 2. Scanning electron micrographs illustrating the free surface(a) and the cross-section(b, c) of gas-atomized powders: (a) ASP30; (b) T15; (c) 10V.

평균입도에 해당되는 분말을 이용하여 응고조직에 미치는 분말 크기 (냉각속도)의 영향을 배제하였다.

가스분무된 분말의 미세조직은 크게 두가지 형태로 관찰되었다. 하나는 초정으로 금속 수지상이 정출하는 형태와 다른 하나는 탄화물이 초정으로 정출하는 응고조직이다. 전자에 속하는 합금분말은 T15, Rex 20, ASP30이며, 후자에는 10V, Rex25 합금분말이 해당된다. 이 결과는 10V, Rex25 합금의 탄소 함량이 1.77-2.36%로 T15, Rex20, ASP30 합금의 탄소 함량 (1.22-1.46%)에 비해 높기 때문으로 판단된다. 그러므로 탄소함량이 상대적으로 낮은 T15, Rex20, ASP30 합금에서는 초정으로 금속 수지상이 형성되고 수지상 간 영역에서는 공정반응에 의해 형성된 MC 및 M_2C 탄화물이 주로 존재한다(그림 2b). 반면에 10V, Rex25 합금에서는 응고시에 초정으로 MC 탄화물이 정출하여 금속 수지상의 핵생성 site로 작용하는 것으로 판단된다. 이러한 추론은 MC 탄화물이 금속 수지상 내부에 존재하는 합금의 응고조직은 수지상을 등축화될 뿐만 아니라 그 크기도 현저하게 미세화되기 때문이다(그림 2c). Rex25 합금 분말의 응고조직은 10V과 거의 유사하지만 상대적으로 초정 MC 탄화물 분율이 적고 주로 공정 탄화물이 잘 발달해 있다.

가스분무된 분말의 기지조직과 탄화물은 주로 X선 회절을 이용하여 관찰하였으며, 그 결과를 표 3에 요약하였다. 가스분무된 10V, T15와 ASP30 합금 분말의 탄화물은 주로 MC 탄화물로 구성되어 있다(그림 3, 표 3). 그러나 Rex20 합금분말에서는 M_2C 탄화물이 주로 관찰되고 Rex25 합금분말의 탄화물은 MC와 함께 소량의 M_2C 로 구성된다(그림 3, 표 3). 일반적으로 Mo, W, V은 MC 또는 M_2C 탄화물을 형

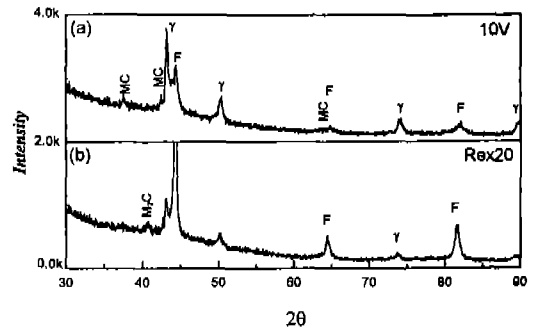


Fig. 3. X-ray diffraction patterns illustrating the structures of matrix and carbide phases in gas-atomized powders: (a) 10V; (b) Rex20.

성시키는 합금원소이다. M_2C 탄화물을 구성하는 주요 금속 원소는 Fe, Mo과 W이다. MC 탄화물에서는 M site를 V이 차지한다. 반면에 M_2C_6 탄화물은 Cr, Fe, Mo과 W을 주로 함유하고 있다. 열적으로 불안정한 M_2C 탄화물에서는 M_2C 와 비슷하게 Mo, W, Cr과 Fe가 주로 존재한다.⁸⁻¹⁰⁾ 그리고 탄화물을 형성하는 경향은 일반적으로 $Cr < Mo < V$ 의 순서로 주어진다. 그러므로 Rex20과 Rex25 합금 분말은 다른 합금 들과는 달리 M_2C 탄화물을 안정화시키는 W과 Mo 함량이 높기 때문에, 상당량의 M_2C 탄화물이 공존하는 것으로 판단된다. 그리고 MC를 안정화시키는 V 함량이 낮은 Rex20에서는 MC 탄화물의 분율이 적고 M_2C 탄화물이 지배적으로 관찰된다.

한편으로 가스분무된 T15와 ASP30 분말의 기지조직은 상당량의 잔류 오스테나이트를 갖고 있다(표 3). 이 결과는 오스테나이트를 안정화시키는 Co의 역할에 의한 것으로 판단된다. 반면에 10V 합금에서는

Table 3. The structure and lattice parameters of matrix and carbide phases in as-atomized powders, which were determined by the X-ray diffraction experiments.

Alloy	Matrix	Carbide*	Lattice parameter (Å)		
			Ferrite	Austenite	MC
10V	A+F	MC	2.853 ₁	3.612 ₁	MC
Rex20	F(+A)	M ₂ C(+MC)	2.890 ₁	3.623 ₁	-
Rex25	F(+A)	M ₂ C(+MC)	2.868 ₁	3.629 ₁	-
T15	F+A		2.897 ₁	3.627 ₁	4.077 ₁
ASP30	F+A		2.875 ₁	3.602 ₁	-

* Minor secondary eutectic carbides were not found due to their smaller amounts in these X-ray diffraction patterns. F: ferrite or martensite; A: austenite.

높은 탄소 함량으로 인하여 상당량의 오스테나이트 존재하는 것으로 판단된다. 또한 가스분무된 분말의 기지조직에서, α-페라이트 또는 마르텐사이트의 존재가 분말 크기에 의존⁷⁾하므로 분말 크기에 무관하게 시료를 채취한 본 실험에서는 그 구분이 거의 불가능하다.

3.2 히핑처리된 빌렛의 미세조직

가스분무된 분말의 미세조직은 분말의 크기에 따라 응고속도가 달라지므로 탄화물의 분율이나 화학성분에 영향을 미치는 것으로 보고하고 있다.⁷⁾ 그러나 히핑처리된 빌렛의 미세조직은 분말 크기에 크게 의존하지 않는 것으로 알려져 있다.⁷⁾ 그러므로 본 연구에서는 크기별로 채취하지 않은 가스분무된 상태의 분말을 이용하여 히핑처리하였다. 그림 4는 가스분무된 합금 분말을 이용하여 히핑처리한 빌렛을 저배율에서 관찰한 매크로조직과 미세조직을 나타낸 것이다. 히핑처리된 빌렛에서, 소량의 미세한 기공뿐만 아니라 가스분무된 합금 분말의 윤곽(prior powder boundary)이 관찰된다(그림 4a, 4b). T15, ASP30과 Rex20 빌렛의 미세조직은 분말 내부의 응고조직이 완전히 파괴되지 않은 상태로 잔류하고 있음을 관찰할 수 있다(그림 4c). 반면에 10V와 Rex25 빌렛에서는 분말 내부의 응고조직이 완전히 파괴된 것처럼 나타난다(그림 4d). 그러나 히핑처리된 빌렛의 매크로조직으로 판단해 볼 때, 현재의 히핑 조건은 빌렛의 불균일성을 완전히 제거하지 못하는 것으로 판단된다(그림 4a, 4b). 그러므로 10V와 Rex25 빌렛에서, 분말 내부조직의 균일화는 주로 등축상의 미세한 응고조직에 기인하는 것으로 판단된다.

히핑처리된 빌렛의 탄화물은 주로 M₂C와 MC로 이루어져 있지만, 10V 합금은 MC 탄화물이 지배적

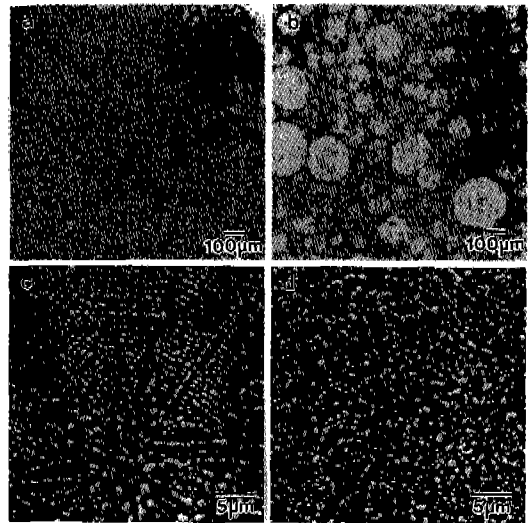


Fig. 4. Optical(a, b) and scanning electron(c, d) micrographs illustrating the microstructures of as-HIPped billets: (a, c) Rex 20; (b, d) Rex25. MC and M₂C carbides appear gray and white respectively.

으로 존재한다(그림 5, 표 4). 이 결과는 탄화물 형성에 미치는 W, Mo, V과 같은 합금원소의 효과에 의한 것으로 판단된다. 10V 합금은 소량의 Mo(~1.3%)이 합금원소로 첨가되지만, MC 탄화물을 안정화시키는 V(~10%)을 다량 함유하고 있어서 주로 MC 탄화물이 응고조직에서 지배적으로 생성된다(그림 3). 이러한 MC 탄화물은 안정한 화합물로서 열처리 중에 다른 탄화물로 천이하지 않는 것으로 알려져 있다. 반면에 준 안정상인 M₂C 탄화물은 고온에서 불안정하여 MC와 M₂C 탄화물로 분해되는 것으로 알려져 있다.¹¹⁾ 그러므로 응고 중에 생성된 Rex20 합금의 M₂C 공정 탄화물은 히핑처리 시에 대부분 MC와 M₂C 탄화물로 천이하게 된다. 한편 가스분무

Table 4. The structure and lattice parameters of matrix and carbide phases in as-HIPped billets, which were determined by the X-ray diffraction experiments.

Alloy	Matrix	Carbide*	Lattice parameter (Å)		
			Ferrite	M ₆ C	MC
10V	α	MC	2.845 ₁	-	4.127 ₁
Rex20	α	M ₆ C+MC	2.834 ₁	11.057 ₁	4.134 ₁
Rex25	α	M ₆ C+MC	2.867 ₂	11.010 ₁	4.077 ₂
T15	α	M ₆ C+MC	2.838 ₁	11.038 ₁	4.075 ₁
ASP30	α	M ₆ C+MC	2.873 ₁	11.151 ₁	4.197 ₂

*Secondary carbides (e.g. M₂₃C₆, M₇C₃, and M₃C) were not found due to their smaller amounts.

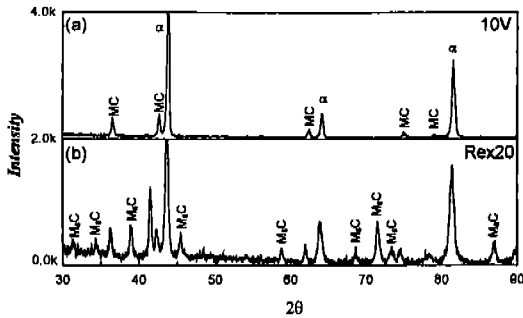


Fig. 5. X-ray diffraction patterns illustrating the structure of matrix and carbide phases in as-HIPped billets: (a) 10V; (b) Rex20.

된 분말에서 MC 탄화물이 주로 관찰되는 T15, ASP 30과 Rex25 합금의 M₆C 탄화물은 냉각중에 주로 과포화된 금속 수지상으로부터 석출되는 것으로 판단된다.

또한 히핑처리된 빌렛의 탄화물의 분포는 합금 분말의 응고조직이 등축상으로 발달된 10V와 Rex25 합금 빌렛(그림 4d)에서는 전체적으로 균일하지만, 금속 수지상이 잘 발달된 T15, ASP30과 Rex20 빌렛에서는 prior powder boundary (PPB)를 따라 조대한 탄화물들이 편재되어 있는 경향이 있다(그림 4c, 그림 6a).

한편 히핑처리된 빌렛의 기지조직은 합금 종류에 무관하게 α-페라이트로 존재한다(그림 5). 마르텐사이트와 α-페라이트의 구별은 X선 회절패턴의 피크(peak)가 넓으나 좁으나에 의해 결정하였다.⁷⁾ 이 결과는 히핑처리가 주로 오스테나이트 영역에서 이루어지고, 냉각패턴은 다른 공정(가스분무, 열처리)과는 달리 공냉되므로 다소 느리게 소재가 냉각되기 때문이다. 그러므로 고온의 오스테나이트는 냉각중에 마르텐사이트가 아닌 α-페라이트 (또는 펄라이트)로 변

태할 기회가 충분하다.

3.3 열처리 조직

그림 6은 히핑처리된 T15 합금빌렛의 미세조직과 빌렛을 오스테나이트징→급냉→템퍼링의 순서로 열처리한 미세조직을 비교한 것이다. 열처리된 빌렛의 미세조직은 PPB가 대부분 제거될 뿐만 아니라 수지상의 흔적도 거의 존재하지 않았다. 그러나 열처리된 빌렛에서는 PPB를 따라 존재하는 일련의 검은 입자를 보다 선명하게 관찰할 수 있다(그림 6b). 히핑처리된 빌렛에서 균일한 탄화물 분포를 갖는 10V 합금에서도 이러한 입자들이 PPB를 따라 관찰된다(그림 7a). EDS를 이용하여 화학성분을 조사한 결과, 이러한 입자들은 Mn과 S를 다량 함유하는 불순물 입자로 밝혀졌다(그림 7b). 일반적으로 MnS 입자들은 강의 연성과 인성을 크게 감소시키는 주요 불순물로 잘 알려져 있다. 그러므로 이러한 입자들은 기공들과 함께 PPB의 강도를 저하시켜 기계적 특성에 나쁜 영향을 미치리라 판단된다. 또한 빌렛 내부에 존재하는 Mn계 황화물의 상대적인 양은 다음과 같이 주어진다.

$$10V > T15 >> ASP30 > Rex25 > Rex20$$

이 결과는 본 연구에 사용된 합금의 S 함량(표 1)과 잘 일치하며 보다 우수한 물성을 갖는 히핑처리된 빌렛을 제조하기 위해서는 원재료의 불순물 함량을 제어하는 것이 중요하다. 실제로 10V와 T15 합금에서는 굽힘 강도의 편차가 상당히 심하고 파단면에서 분말 계면을 따라 파괴되는 분말 분리 현상이 관찰된다.

열처리한 빌렛의 주된 탄화물의 종류는 히핑처리된 빌렛과 큰 차이를 보이지 않는다(그림 8). 그러나 PPB 근처에 존재하는 조대한 탄화물은 대부분 제거되

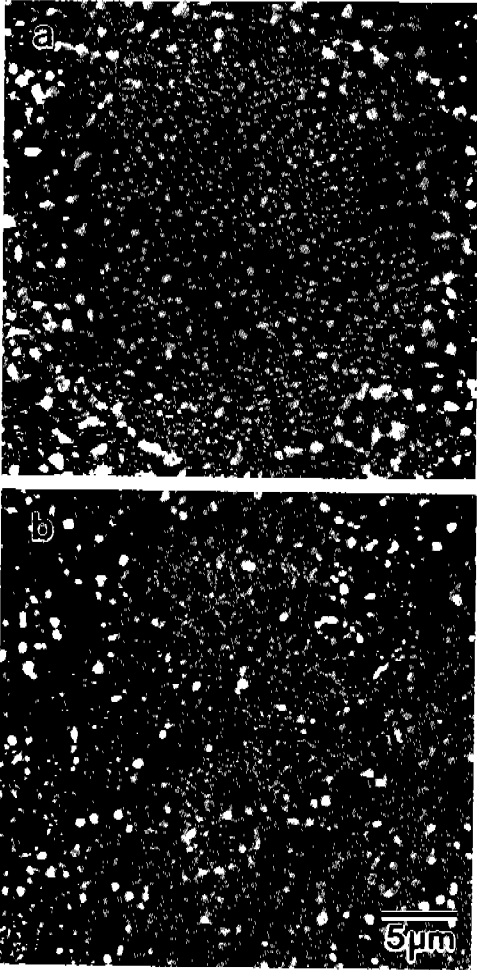


Fig. 6. Scanning electron micrographs showing as-HIPped(a) and austenized and tempered(b) microstructures of the T15 high speed steel. Note the array of dark particles along the pre-powder interface in (b).

고 균일한 탄화물 분포를 나타낸다(그림 6). 앞서의 연구결과에서, M_6C 탄화물의 재용 속도는 오스테나이트 정 처리시에 MC에 비해 매우 빠른 것으로 알려져 있다.¹²⁾ 그러므로 재용해 속도가 빠른 M_6C 탄화물은 오스테나이트 정 처리시에 우선적으로 재용되었다가 템퍼링 처리시에 재석출되어 균일한 탄화물 분포를 보이는 것으로 판단된다. 이러한 결과로부터, 히핑처리된 빌렛의 PPB에 형성된 조대한 탄화물은 대부분이 M_6C 탄화물로 이루어져 있음을 알 수 있다. 한편 열처리된 빌렛의 기지조직은 히핑처리된 빌렛과는 달리 모두 마르텐사이트로 존재한다(그림 8, 표 5).

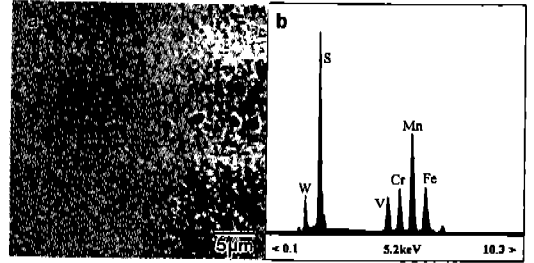


Fig. 7. Scanning electron micrograph(a) showing the array of dark particles along the pre-powder interface in the heat-treated 10V high speed steel. (b) is an EDS spectrum from dark particles showing the incorporation of Mn and S in them.

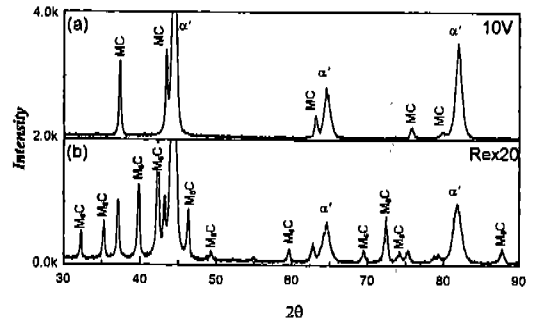


Fig. 8. X-ray diffraction patterns illustrating the structures of matrix and carbide phases in heat-treated billets: (a) 10V; (b) Rex20.

3.4 경도

히핑처리된 Rex20과 Rex25 합금의 경도는 28~53HRC로서 T15, ASP30, 10V 합금의 28-35HRC에 비해 두배 정도 높게 측정되었다(그림 9). 반면에 열처리된 빌렛의 경도는 합금 종류에 따라 다소 차이가 있지만, 모든 합금이 높은 경도치를 보이고 있다(그림 10). 특히 히핑처리된 빌렛에서 경도가 낮은 T15, ASP30, 10V 합금 빌렛은 거의 두배정도 증가한 경도치를 나타낸다.

비록 합금조성에 따라 기지의 경도가 다소 차이가 있을 수 있지만, 히핑처리된 합금빌렛의 기지조직은 α -페라이트로 동일하기 때문에 큰 경도차이를 유발하기 어렵다(그림 5). 그러므로, 합금 종류에 따른 경도의 현저한 차이는 주로 탄화물 분율과 관련이 있는 것으로 판단된다. 이러한 추측은 히핑처리된 Rex25와 T15 합금 빌렛의 MC(Rex25:13%, T15:15%)와 M_6C (Rex25:27%, T15:17%) 탄화물 분율을 측정한 앞서의 연구결과에서 입증된다.^{7,12-14)} 그러므로 이 결과

Table 5. The structure and lattice parameters of matrix and carbide phases in the austenized(1180°C) and tempered(560°C) billets, which were determined by the X-ray diffraction experiments.

Alloy	Matrix	Carbide*	Lattice parameter (Å)		
			Ferrite	M ₂ C	MC
10V	α'	MC	2.866,	-	4.263,
Rex20	α'	M ₂ C+MC	2.880,	11.115,	4.163,
Rex25	α'	M ₂ C+MC	2.878,	11.098,	4.176,
T15	α'	M ₂ C+MC	2.858,	11.058,	4.169,
ASP30	α'	M ₂ C+MC	2.870,	11.086,	4.180,

*Secondary carbides (c.g. M₂₃C₆, M₇C₃, and M₃C) were not found due to their smaller amounts.

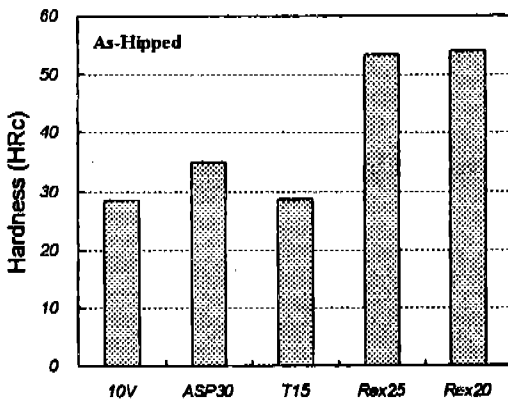


Fig. 9. Hardness of as-HIPped billets of five commercial high speed steels.

는 히핑상태에서 Rex25 합금이 T15 합금에 비해 (W+2Mo) 함량이 높아 탄화물 생성량이 많기 때문에 경도가 향상되는 것으로 판단된다. 또한 이 결과는 열처리후의 경도치(그림 10)와 비교할 때, 공냉시 Rex25 합금의 탄화물 생성속도가 T15 합금보다 빠르다는 것을 보여주는 결과이다.

한편 열처리된 빌렛의 경도는 히핑처리된 빌렛의 경도에 비해 크게 증가한다(그림 9, 10). 히핑처리된 빌렛의 열처리는 오스테나이트 영역에서 유지한 후에 수냉하기 때문에, 고온의 오스테나이트는 냉각중에 페라이트(또는 펄라이트)의 핵생성과 성장을 억제할 수 있어 마르텐사이트로 대부분 변태한다(그림 8). 일반적으로 마르텐사이트 조직의 경도는 페라이트 조직에 비해 매우 높다. 그러므로 이 결과는 오스테나이트에 의한 기지조직의 변화가 열처리된 합금 빌렛의 경도에 미치는 주요 원인임을 보여주는 좋은 예이다. 또한 템퍼링 처리는 미세 탄화물의 석출에 의한 이차 경화를 유발하므로 경도 증가에 기여하게 된다.

주어진 오스테나이트 온도에서, 열처리된 빌렛은

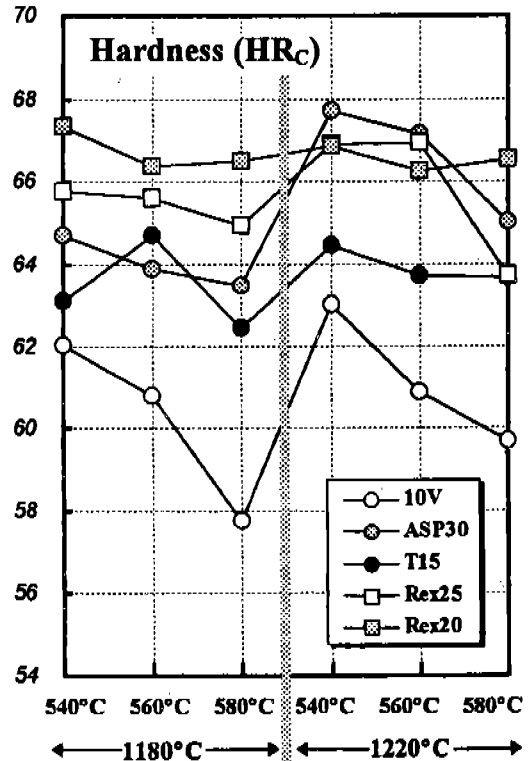


Fig. 10. Variation of hardness as a function of austenizing and tempering temperature in various high speed steels.

템퍼링 온도가 증가함에 따라 경도는 다소 감소하는 경향이 있다(그림 10). 템퍼링 온도의 증가에 따른 경도 저하는 주로 탄화물의 과시효에 기인한다. 일반적으로 고강도 강에서는 2차 M₂C 탄화물을 안정화시키는 원소를 첨가함으로써 M₂C가 M₂₃C₆ 탄화물로의 천이를 억제하여 템퍼링 저항성을 향상시키고 있다. MC 또는 M₂C 탄화물은 과시효 조건에서 M₂C, M₆C와 M₂₃C₆로 천이한다고 보고하고 있다.¹⁵⁾ 또한 Co의 첨가

는 이차 탄화물을 미세화될 뿐만 아니라 과시효를 억제하는 것으로 보고하고 있다.¹⁵⁾ 그러므로 Mo 함량이 낮고 W와 Co가 거의 첨가되지 않은 10V 합금의 경도는 오스테나이트 온도에서 거의 무관하게 템퍼링 온도가 증가함에 따라 다른 합금에 비해 크게 감소하는 경향이 있다. 반면에 다른 합금의 경도는 오스테나이트 온도가 1180℃인 경우에는 템퍼링 온도가 증가함에 따라 다소 감소하지만 거의 일정한 값을 나타낸다(그림 10). 이 결과는 Rex20과 Rex25 합금은 Mo, W 함량이 매우 높고, T15와 ASP30 합금은 템퍼링 저항성이 우수한 Co의 역할에 의한 것으로 판단된다.

그러나 오스테나이트 온도가 1220℃인 경우에는 Rex25와 ASP30합금의 경도가 580℃의 템퍼링 처리시에 다소 큰 정도 감소를 보인다. 이 결과에 대한 정확한 이유는 현재 이해되지 않지만 합금 종류에 따라 오스테나이트 온도가 템퍼링 저항성에 영향을 미치는 것으로 판단된다. 또한 이 경우는 오스테나이트 온도가 1180℃인 경우보다 상당한 정도 증가를 보이는 합금 빌렛에 해당하는 것이다. 이 결과는 합금의 조성에 따라 탄화물 형성원소(즉 페라이트 안정화 원소)를 충분히 과포화시킬 수 있는 최적의 오스테나이트 온도가 다르기 때문으로 판단된다. 그러므로 최적의 경도를 얻기 위해서는 합금 조성에 따라 경도에 미치는 오스테나이트 온도의 영향을 고려하는 것이 바람직하다.

4. 결 론

본 연구에서는 5종의 상업용 고속도강을 이용하여 가스분무된 분말, 히핑처리된 빌렛과 열처리된 합금의 기지조직과 탄화물 종류 및 분포를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

가스분무된 분말에서, 응고조직은 초정 MC에 의해 미세한 등축상의 수지상을 갖는 과공정 10V와 Rex25 합금과 초정으로 금속 수지상이 정출하는 아공정 T15, ASP30과 Rex20 합금으로 대별되었다.

히핑처리된 빌렛은 대부분 M₆C와 MC로 구성되어 있지만 10V 합금의 경우에는 MC 탄화물이 지배적으로 관찰되었다. 히핑처리된 합금의 기지조직은 주로 α-페라이트로 구성되어 있었다. 또한 히핑처리된 빌렛의 마크로 조직에서는 여전히 가스분무된 분말의 윤곽이 관찰되었다. 그러나 분말 내부의 미세조직과

PPB에서의 탄화물 분포는 가스분무된 분말의 응고조직에 크게 의존하였다. 또한 MnS와 같은 불순물 입자와 소량의 기공들은 주로 PPB를 따라 존재하였다.

열처리된 합금 빌렛에서, 탄화물의 종류는 열처리에 의해 거의 변하지 않으나 기지는 주로 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있다. 열처리된 빌렛의 미세조직은 균일한 탄화물 분포와 함께 가스분무된 분말의 응고조직이 대부분 파괴되었다. 그러나 PPB를 따라 존재하는 MnS와 같은 불순물 입자는 여전히 제거되지 않는 것으로 관찰되었다.

히핑처리된 빌렛에서, 정도의 현저한 차이는 주로 합금 종류에 따른 탄화물 분포의 차이 때문으로 판단된다. 반면에 열처리된 빌렛의 정도 증가는 주로 미세 탄화물에 의한 이차경화와 마르텐사이트 기지조직의 형성에 의한 것으로 판단된다.

참 고 문 헌

1. J. C. Werquin and J. C. Cailand: *Roll for the Metal Working Industries*, R. B. Corbett (Ed.), Iron and Steel Society (1990) 55.
2. W. M. Betts and H. L. Baxter: *Roll for the Metal Working Industries*, R. B. Corbett (Ed.), Iron and Steel Society (1990) 23.
3. E. J. Dulis: *Powder Metallurgy for High Performance Applications*, J. J. Burke and V. Weiss (Eds.), Syracuse Univ. Press, Syracuse, NY, (1972) 317.
4. K. Zander: *Int'l Powder Metall.*, 2 (1970) 129.
5. H. F. Fischmeister: *Rev. Mater. Sci.*, 5 (1975) 151.
6. H. Takigawa, H. Manto, N. Kawai, and K. Homma: *Powder Metall.*, 24 (1981) 196.
7. A. S. Fareed, A. Lawley, and M. J. Koczak: *Int'l J. Powder Metall.*, 26 (1990) 351.
8. M. R. Ghomaschi and C. M. Sellars: *Metals Sci.*, 18 (1984) 44.
9. H. Fredriksson and M. Nica: *Scand. J. Metall.*, 8 (1979) 243.
10. F. Kayer and M. Cohen: *Metal Prog.*, 61 (1952) 79.
11. H. Fredriksson, M. Hillert, and M. Nica: *Scand. J. Metall.*, 8 (1979) 115.
12. K. S. Kumar, A. Lawley, and M. J. Koczak: *Metall. Trans.*, 22A (1991) 2747.
13. K. S. Kumar, A. Lawley, and M. J. Koczak: *Metall. Trans.*, 22A (1991) 2733.
14. A. S. Fareed, A. Lawley, and M. J. Koczak: *Int'l J. Powder Metall.* 26 (1990) 367.
15. W. Rong, H. O. Andren, H. Wiesell, and G. L. Dunlop: *Acta Metall. Mater.*, 40 (1992) 1727.