

분말 고속도공구강의 기계적 특성에 미치는 열처리 영향

김용진 · 배종수 · 정형식 · 홍명신* · 고경현* · 안재환*
한국기계연구원 재료공정연구부, *이주대학교 기계 및 산업공학부

Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of P/M High Speed Steel

Yong-Jin Kim, Jong-Soo Bae, Hyungsik Chung, Myung-Sin Hong*,
Kyung-Hyun Ko* and Jae-Whan Ahn*
Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam-Dong, Changwon,
Kyungnam 641-010, Korea,
*School of Mechanical and Industrial Eng. Ajou University,
5 Wonchon-Dong, Suwon, Kyunggi 441-380, Korea

(Received September 22, 1997)

ABSTRACT A P/M high speed steel of ASP 30 grade was austenitized, gas quenched and tempered at various conditions. The mechanical properties such as hardness, bend strength and fracture toughness were evaluated after heat treatment. The microstructure and the type and volume fraction of carbides were analyzed by an optical microscope, image analyzer and XRD. The primary carbides after the heat treatment were MC and M_6C type. The volume of the total carbide varied from 10 to 15% depending on the austenitizing and tempering temperature. The tempering temperature for maximum hardness was at around 520°C. But the maximum bend strength was obtained at about 550°C. The fracture toughness was largely affected by the presence of retained austenite after gas quenching and secondary hardening during tempering.

1. 서 론

고속도공구강은 높은 경도와 우수한 인성 및 내마모성에 의해 각종 절삭공구, 롤, 금형 등의 소재로 널리 사용되어지고 있다.¹⁾ 1970년대부터 고속도공구강 제조에 분말야금공정을 도입함으로써 기존 고속도공구강이 가지는 기계적 특성의 한계점을 극복할 수 있었다.²⁻⁴⁾ 특히 분말 고속도공구강은 제조공정상 미세, 균일한 조직과 탄화물이 형성되고 필요에 따라서 고합금화가 가능하기 때문에 우수한 내마모성과 인성, 고온특성을 가진다.

대부분의 공구강은 공구 및 금형으로 가공 후 기계적 특성을 부여하기 위해 열처리를 한다. 열처리 공정은 크게 오스테나이트화(Austenitizing), 소입(Quenching) 및 소려(Tempering)의 세 단계로 구분되어지

며 각각의 조건에 따라 최종 기계적 특성이 다양하게 변한다. 특히 고속도공구강은 다른 종류의 공구강에 비해 열처리 조건이 매우 까다롭고, 열처리에 따라 기계적 특성이 매우 민감하게 변한다.⁵⁾ 따라서 기존 고속도공구강에서는 합금의 종류에 따른 적정 열처리 조건을 선정하기 위해 많은 연구가 진행되었고, 이러한 연구를 기초로 대부분의 고속도공구강은 합금 종류에 따라 적절한 열처리 조건이 제시되고 있다.^{5,6)} 한편 분말 고속도공구강은 용해주조법에 의해 제조된 고속도공구강(Wrought High Speed Steel)과는 달리 탄화물 크기 및 결정립이 매우 미세하기 때문에 기존의 열처리조건과는 차이가 있다. 그래서 분말 고속도공구강의 최종 기계적 특성을 극대화시키기 위해서는 새로운 열처리 조건을 선정해야 되며 지금까지 대부분의 열처리가 분말 고속도공구강 제조회사

에서 제시하는 단편적인 조건에 의존하여 열처리를 하여 왔다. 따라서 분말 고속도공구강의 적정 열처리 조건 조사를 위해서는 보다 체계적인 연구가 요구되고, 지금까지 고속도공구강 열처리는 대부분이 염욕로를 사용하였지만 염의 환경오염문제로 인해 점차 진공 소입로 등으로 대체되는 추세이기 때문에 이에 대한 열처리 연구도 함께 수행되어야 할 필요가 있다.

본 연구는 분말 고속도공구강의 적정 열처리 조건을 확보하기 위한 기초 연구로 진공 소입로를 사용하여 오스테나이트화 온도와 소려온도가 기계적 특성에 미치는 영향을 살펴보고, 이를 체계적으로 분석하고자 하는 목적에서 수행되었다.

2. 실험방법

사용된 분말 고속도공구강은 스웨덴 아삽사의 ASP30봉재(Φ10×L100 mm)이며 그 화학성분은 표 1과 같다. 시편의 열처리 과정은 진공 소입로를 이용하여 500℃, 800℃ 및 1050℃에서 각각 10분간 예열 처리한 후 오스테나이트화 온도를 1150, 1170℃ 및 1180℃로 변화시켜 각각의 온도에서 5분간 유지하였다. 유지 후 소입은 질소가스를 사용하여 4 bar의 압력(냉각속도: 평균 230℃/min.)으로 행하였으며 소려는 유동상로를 이용하여 오스테나이트화 온도가 1150, 1180℃인 시편은 550℃에서, 1170℃인 시료는 소려 온도 영향을 알기 위해 480, 520, 550, 580℃에서 각각 1시간씩 3회 실시하였다.

열처리 후 경도는 Rockwell경도기를 이용하여 C-Scale에서 하중 150 kgf로 각 5회 이상 측정하여 평균하였으며 결정입도는 ASTM E112-90방법(선분법)으로 측정하였다. 굽힘시험용 시편은 두께 5 mm, 폭 5 mm, 길이 40 mm로 열처리 전에 가공하여 위에 언급한 각각의 조건으로 열처리 한 후, 표면을 연마하였다. 굽힘시험은 한 개의 열처리 조건당 5개의 시편을 만능시험기(Instron Model 4206)에서 Cross Head Speed 0.5 mm/min로 3점굽힘(MPIF standard 41)을 하였다. 인성 평가를 위한 시편은 ASTM규격에 의거하여 두께 4

mm, 폭 10~12 mm인 CT시편을 제작하였으며, 노치(Notch)의 모양과 방향은 chevron 형태와 압연의 수평 방향(L) 및 수직방향(T) 두 방향으로 가공하였다.⁹⁾ 예균열(Precrack)은 Erikson에 의해 개발된 장비를 사용하여 질량 38 g의 추를 높이 50 cm~100 cm 범위에서 자유낙하하여 노치에 삽입된 켈기에 충격을 가하여 만들었다.⁷⁾ 이때 균열의 연속적인 전파를 제어하기 위해 두 개의 핀을 사용하여 25 kg/cm²의 압축하중을 시편의 양 측면에 가하였다. 예균열의 길이는 그림 1과 같이 두께(B) 방향으로 4등분하는 3개의 선상에서의 값 a₁, a₂, a₃를 측정된 후 (1) 식으로 계산하였고, 인성 시험은 H10 KM Housfield Test장비를 사용하여 Cross Head Speed 1 mm/min로 행하였다. 측정된 파괴하중과 광학 현미경을 통해 6배 이상으로 확대하여 예균열 길이를 측정하여 (2) 및 (3)의 산출식으로 파괴인성값을 계산하였다.

$$a = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3} \quad (1)$$

0.45 ≤ a/w ≤ 0.55 이내의 경우에는

$$K_{IC} = \frac{P}{B \cdot W^{1/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2)$$

0.3 ≤ a/w ≤ 0.8 이내의 경우에는

$$K_{IC} = \frac{P(W+a)}{2B(W-a)^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3)$$

여기서 P는 파괴하중, W는 시편의 폭, B는 시편의

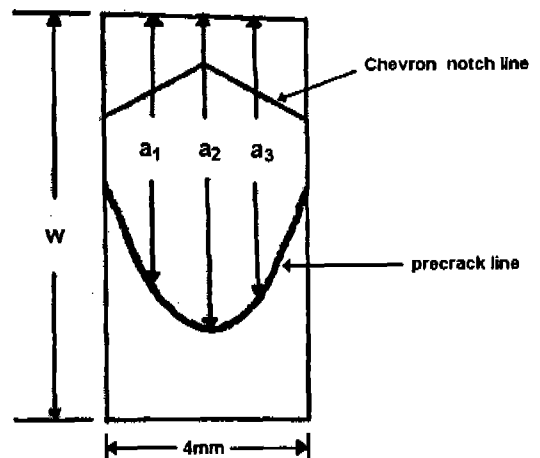


Fig. 1. Determination method of precrack depth.

Table 1. Chemical composition of ASP30 P/M high speed steel wt%

C	Cr	W	Mo	V	Co	Fe
1.27	4.20	6.40	5.00	3.10	8.50	Bal.

두께, a는 예균열 길이를 각각 나타낸다.⁸⁾
 시편의 미세조직 관찰을 위해 각 시편을 표면 연마 후 2%~4% 나이탈(Nital)로 에칭하여 광학 현미경을 사용하여 관찰하였다. 또한 주사전자현미경을 사용하여 파괴된 시편의 파단면 관찰을 통하여 파괴의 형태를 관찰하였다. 열처리시 생성상과 잔류 오스테나이트 양을 측정하기 위해 X선 회절분석을 하였으며 상 분석기(Leica사의 Quantimet 500+)를 사용하여 탄화물량을 측정하였다.⁹⁾

3. 결과 및 고찰

3.1. 조직 및 상분석

그림 2는 오스테나이트화 온도 1150(그림 2-a), 1170(그림 2-b) 및 1180°C(그림 2-c)에서 5분간 유지 후 소입한 시편의 조직을 나타낸 것이다. 미세한 탄화물이 조직 전체에 고르게 분포되어 있음을 알 수 있고 탄화물의 크기는 그림 2-d에서 나타난 바와 같이 지름 2 μm이하였으며 결정입내에는 미세한 탄화물이, 입계에는 비교적 조대한 탄화물이 존재하였다. 오스테

나이트화 온도에 따라 조직상의 차이는 크게 나타나지 않았다. 사진에서 원형모양의 소형기공은 연마 및 에칭시 탄화물이 제거된 자리로 추정된다.

그림 3은 1170°C에서 오스테나이트화한 후 소입, 소려한 시편의 소려온도에 따른 X선 회절모양을 나타낸다. 소입 후에는 기지가 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트로 구성되어 있으며, 형성된 탄화물은 MC와 M₆C형 탄화물로 나타났다. 여기서 MC형 탄화물은 모재에 함유되어 있는 V에 의해 생성되는 V과 C 성분위주의 복합탄화물이며 M₆C형 탄화물은 W, Mo 및 C을 주성분으로 구성되는 탄화물이다.¹⁰⁾ 또한 X선 회절 결과를 이용해 측정한 잔류 오스테나이트량은 약 7.6%이었다. 소려온도 480°C까지는 잔류 오스테나이트가 완전히 소멸되지 않은 것으로 X선 회절 결과 나타났으며, 이때의 잔류 오스테나이트량은 약 3.9%로 측정되었다. 소려온도 520°C에서는 잔류 오스테나이트가 완전한 소멸되어 기지는 마르텐사이트화하였다. 한편 소려온도 520°C이상에서는 X선 회절 상으로는 큰 변화가 없고, 소려시 경도상승 원인 중의 하나로 보고되고 있는 2차탄화물의 생성에 대

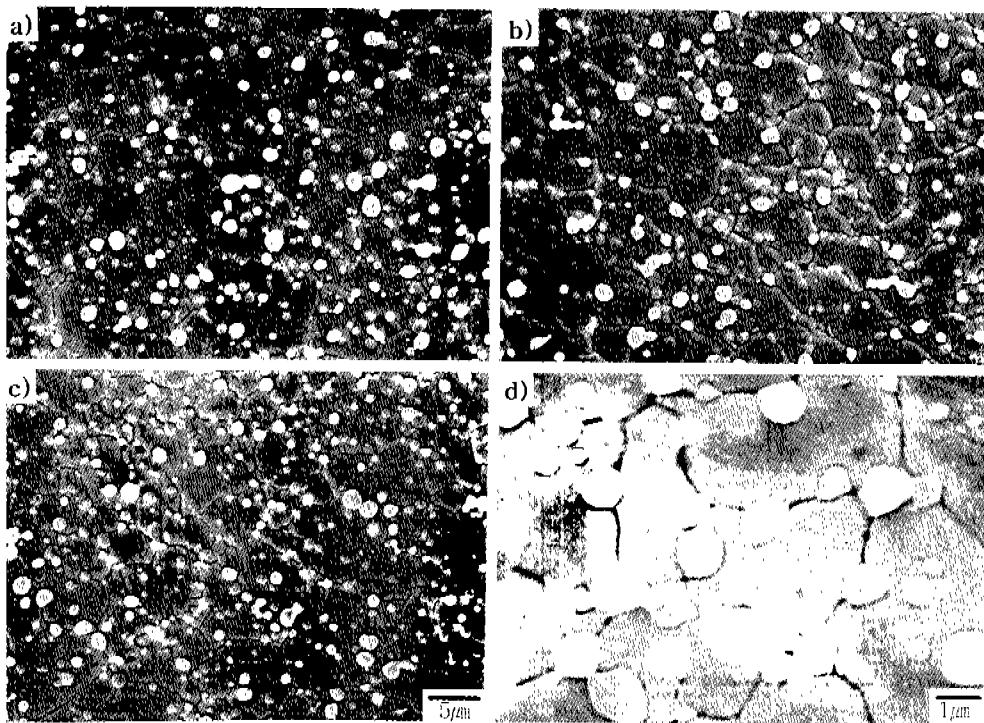


Fig. 2. Scanning electron micrographs of austenitized at various temperatures and gas quenched specimens: a) 1150 °C, b) 1170 °C, c) 1180 °C and d) high magnification of b).

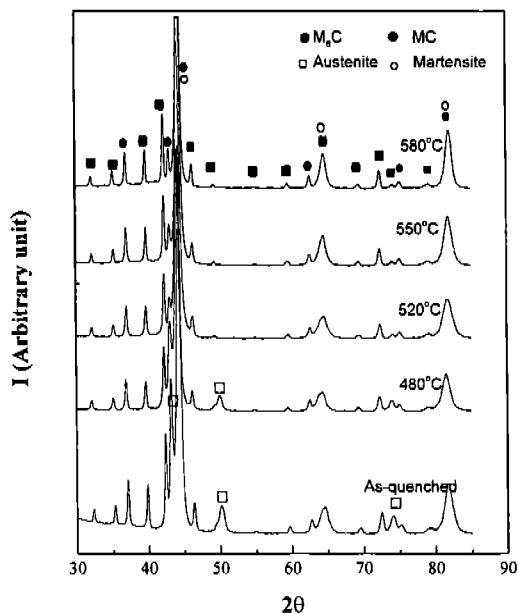


Fig. 3. X-ray diffraction patterns of austenitized/gas quenched/tempered specimens with tempering temperature.

한 정보는 X선 회절에 의해서는 얻을 수 없었다. 이는 2차탄화물의 생성량이 작고, 매우 미세하기 때문이다.¹¹⁾

그림 4는 각 온도에서 오스테나이트화한 후 소입 및 550°C에서 소려한 시편의 탄화물 양을 나타내며, 그림 5는 1170°C에서 오스테나이트화한 후 각 소려 온도에 따른 탄화물 양을 나타낸다. 그림 4에서 오스테나이트화 온도가 증가할수록 최종 잔존하는 탄화물 양은 감소하며, 그림 5에서는 소려온도 480°C까지

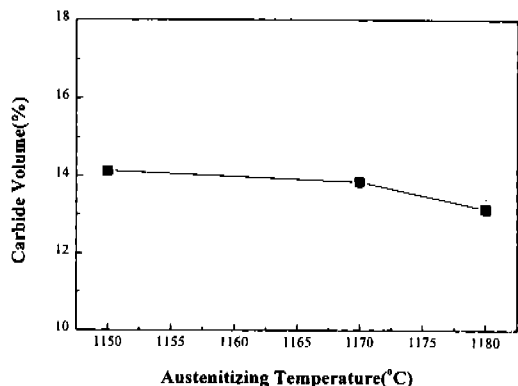


Fig. 4. Variation of total carbide volume percentage with austenitizing temperature.

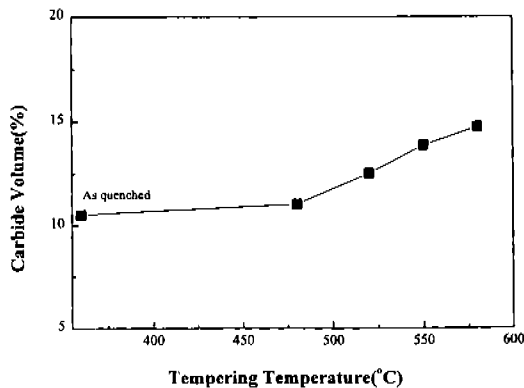


Fig. 5. Variation of total carbide volume percentage with tempering temperature.

탄화물 양이 변화하지 않지만 그 이상의 소려온도에서는 소려온도가 증가할수록 탄화물 양이 약간씩 증가하고 있음을 알 수 있다. 오스테나이트화 온도 증가에 따른 탄화물 양의 감소는 오스테나이트화 온도에서 탄화물이 기지상에 재고용되기 때문이다.¹⁰⁾ M_6C 형 탄화물은 약 1000°C이상에서 재고용이 시작되며, MC형 탄화물은 이보다 높은 약 1100°C이상에서 재고용되기 시작하기 때문에, 본 연구에서 실험한 오스테나이트화 온도는 MC 및 M_6C 형 탄화물이 재고용되는 온도이다.¹²⁾ 따라서 재 고용되는 탄화물 양은 오스테나이트화 온도가 높을 수록 증가되며 이에 따라 소입, 소려 후 잔존하는 탄화물 양은 적어진다. 소려온도에 따른 탄화물 양의 증가는 오스테나이트화 시에 고용되었던 탄화물의 재석출에 의한 것으로 판단된다. 그러나 소려온도 480°C이하에서는 낮은 온도로 인해 재 석출이 지연되며, 그 이상의 온도에서는 재 석출이 활발하게 일어난다고 판단할 수 있다. 재석출된 탄화물은 1차 탄화물과 유사한 M_6C 형과 MC형 혹은 M_2C 형의 2차 탄화물, 고온 측에서는 $M_{23}C_6$ 형이 나타난다고 보고되고 있다.^{10,11)}

3.2. 경도

그림 6은 1150, 1170 및 1180°C온도에서 오스테나이트화한 후 소입한 시편과 소입 후 550°C에서 1시간씩 3회 소려한 시편의 경도변화를 나타낸다. 소입 후의 경도는 오스테나이트화 온도가 높을수록 증가하며 550°C에서 소려한 시편의 경도는 소입경도와 거의 같게 나타났다. 오스테나이트화 온도가 높아짐

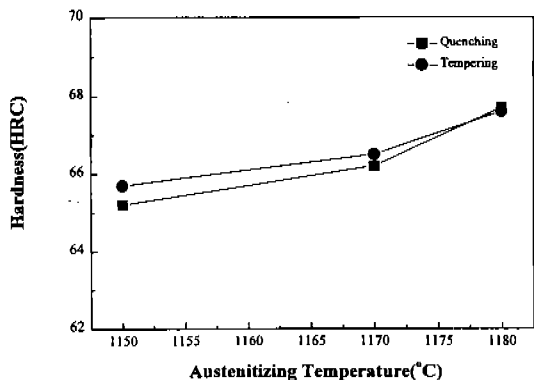


Fig. 6. Variation of hardness with austenitizing temperature.

에 따라 소입 경도가 증가하는 것은 고속도공구강 제조과정 중에 이미 형성된 MC 및 M₆C 등의 1차 탄화물이 오스테나이트화 도중 부분적으로 기지에 고용되어 기지 탄소량이 증가하는 것과, 소려시 기지내에 과고용된 탄소와 탄화물 형성원소에 의해 2차탄화물이 석출되는 것에 의한 것으로 보고되고 있다.⁵⁾

그림 7은 1170°C에서 오스테나이트화한 후 소입한 ASP30강을 상온에서 580°C까지의 여러 온도에서 3회 소려시킨 후의 경도변화를 나타낸다. 소입 후 HRC 66.5였던 경도는 소려온도 400°C이상에서 점차 증가하여 520°C에서 최고경도인 HRC 68.4를 나타내고 그 이상에서는 다시 감소한다. 이와 같은 경도증가 및 감소는 소려과정에서 일어나는 내부응력의 감소와 오스테나이트화에 의해 기지에 고용되었던 탄소와 탄화물 형성원소가 탄화물로 석출하여 경화되는 복합적인 작용으로 해석할 수 있다. 즉 400°C까지는

마르텐사이트 격자로부터의 탄소가 확산하고 내부응력의 완화는 진행이 되지만 확산된 탄소에 의해서 MC나 M₂C상으로 추정되는 2차 탄화물의 형성은 미미하거나 그 크기가 작아서 경도에 거의 영향을 주지 않았다고 생각할 수 있다.¹¹⁾ 소려온도 400°C이상에서는 M₂C, MC형태의 2차 탄화물이 석출되어 성장하기 시작하며, 잔류 오스테나이트의 마르텐사이트변태에 의해 다시 경도 증가가 일어난다. 이러한 경도 증가는 소려온도 520°C에서 최고 경도를 나타내며 그 이상의 온도에서는 2차탄화물의 계속적인 성장 및 마르텐사이트가 부분적으로 트루스타이트(Troostite) 혹은 솔바이트(Sorbite)로 변태하기 때문에 다시 감소되어진다. 잔류 오스테나이트의 마르텐사이트변태에 의한 경도 증가는 그림 3의 X-선 회절 결과와도 잘 일치함을 알 수 있다.

3.3. 굽힘강도 및 파괴인성

그림 8은 오스테나이트화 온도에 따른 굽힘강도를 나타낸다. 소입 후의 굽힘강도는 3.5-4.5 GPa의 범위로 나타났으며 오스테나이트화 온도가 1170°C인 시편이 가장 높은 굽힘강도를 나타내고 그 이상의 온도에서는 다시 감소되어진다. 소려 후에는 굽힘강도가 소려 전에 비해 약 30%증가된 4.7-5.7 GPa범위로 나타났다. 소려에 따른 굽힘강도 증가는 앞서 언급된 잔류응력의 제거와 마르텐사이트 분해에 의한 연화 현상에 의한 것으로 판단되며 오스테나이트화 온도 1170°C에서 굽힘강도가 가장 높은 값을 나타냈다.

그림 9는 오스테나이트화 온도 1170°C에서 소입 후, 각각의 소려온도에 따른 굽힘강도를 나타내고 있

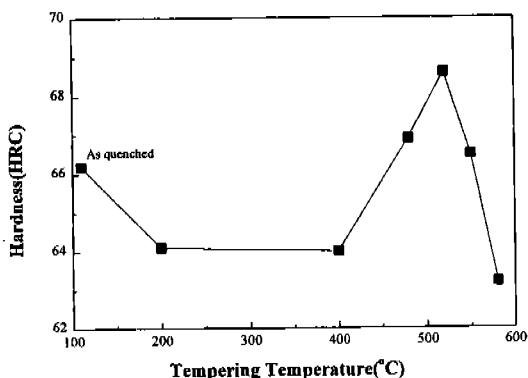


Fig. 7. Variation of hardness with tempering temperature.

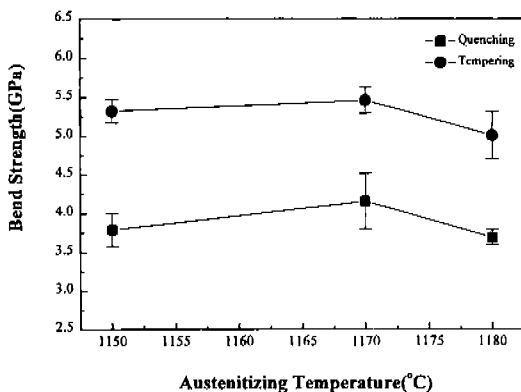


Fig. 8. Variation of bend strength with austenitizing temperature.

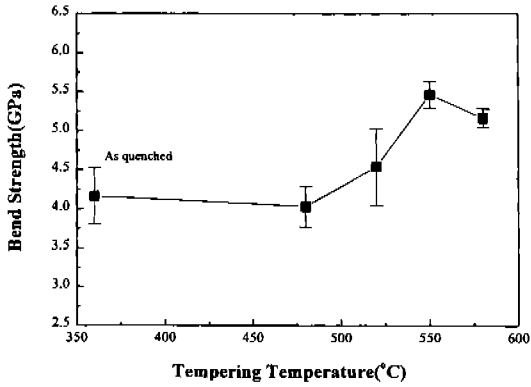


Fig. 9. Variation of bend strength with tempering temperature.

다. 소입된 상태에서는 상대적으로 낮은 굽힘강도를 가지며 소려온도 480°C에서는 굽힘강도가 소입한 지 편에 비해 약간 낮아진다. 소려 후 경도가 최고 값을 보이는 520°C에서 굽힘강도가 소려온도 480°C보다는 증가하였지만 편차의 폭이 매우 크고, 550°C에서 최고 굽힘강도값을 나타낸 후 다시 감소한다. 굽힘강도의 편차는 소려온도 550°C 및 580°C에서 가장 낮았다. 그림 7의 소려온도에 따른 경도결과에서 소려온도 480°C에서의 경도값이 HRC 67, 소려온도 550°C에서의 경도값이 HRC 66.5로 거의 유사한 경도값을 가지지만 굽힘강도는 소려온도 550°C의 경우가 35%이상 높은 증가를 나타냈다. 이는 열처리 후 시편의 굽힘강도를 증가시키기 위해서는 최고 경도값

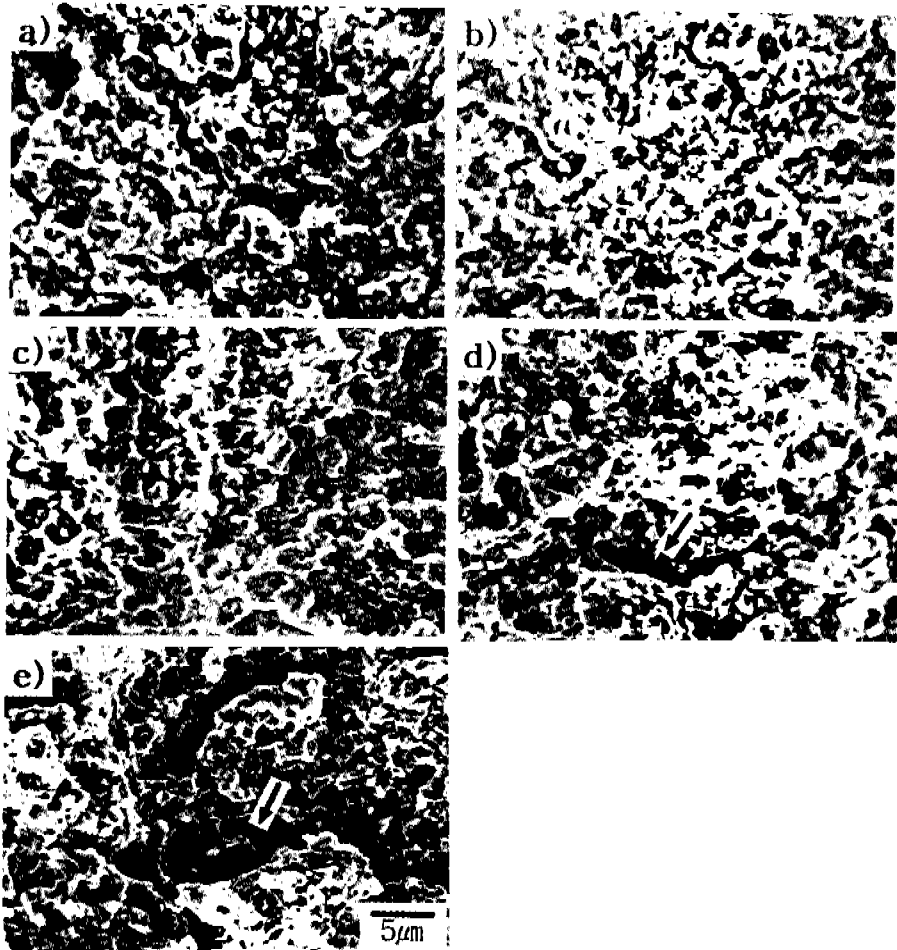


Fig. 10. Fractographs of tempered specimens with tempering temperature: a) as quenched, b) 480 °C, c) 520 °C, d) 550 °C and e) 580 °C.

이상의 과소려온도에서 소려하는 것이 바람직함을 알 수 있다. 그러나 너무 과다하게 소려온도를 증가시키면 탄화물의 성장과 기지의 연화에 의해 굽힘강도와 경도 모두가 감소하는 경향을 나타냈다.

그림 10은 오스테나이트화 온도 1170°C에서 소입 후, 소려온도에 따른 굽힘시험 후의 파면을 나타낸 것으로 소려온도에 상관없이 준 벽개파단(quasi-cleavage fracture)이 발생하였다. 그러나 소려온도 550, 580°C에서는 상대적으로 파면이 요철을 많이 가지고 있으며, 균열 생성점(→)에서는 입계면을 따라 균열이 생성되어 있음을 알 수 있다. 이는 다른 소려온도에 비해 상대적으로 균열의 생성에 대한 저항성이 높다는 것을 의미하며 이 결과는 그림 9의 굽힘시험 결과와 일치하고 있다.

그림 11은 오스테나이트화 온도에 따른 소입 및 550°C에서 소려 후의 파괴인성(KIC) 변화를 나타내고 있다. 일반적으로 고속도공구강의 파괴인성과 경도는 반비례하는 것으로 알려져 있다. 그러나 1170°C에서 오스테나이트화 후 소입된 시편이 경도 증가에도 불구하고 파괴인성은 증가하고 있음을 알 수 있다. A. R. Jonson 등에 의하면 오스테나이트화 후 소입시 생기는 내부응력의 증가는 마르텐사이트 기지를 경화시키는 효과를 가지지만, 이 과정에서 마르텐사이트 기지 사이에 분포하는 유연한 상인 잔류 오스테나이트가 생성될 경우 고속도공구강과 같은 고경도 재료의 주요파괴 형태인 준 벽계파괴의 진행이 다소 억제되는 것으로 알려져 있다.¹³⁾ 따라서 내부응력과 잔류오스테나이트의 존재는 파괴인성과 같은 기계적 물성에 대하여 서로 상반된 효과를 가진다. 반면에

경도는 주로 내부응력에 의하여 영향을 받는 것으로 생각할 수 있으므로 파괴인성은 두 요인 사이의 평형에 의하여 결정될 것이다. 소입된 시편의 X-선 회절 분석에 의하면 오스테나이트화 온도 1150°C, 1170°C 및 1180°C에서 소입된 시편은 각각 0%, 7.6% 및 8.5%의 잔류 오스테나이트를 함유하고 있음을 알 수 있었다. 이 결과에 의하면 오스테나이트화 온도 1150과 1170°C사이에서는 잔류 오스테나이트 양의 증가가 많은데 비해 1170 및 1180°C사이의 잔류 오스테나이트 양의 변화는 상대적으로 적은 것을 알 수 있다. 따라서 오스테나이트화 온도 1170°C에서는 잔류 오스테나이트의 생성에 의해 경도의 증가에도 불구하고 파괴인성이 증가하였으며 1180°C 열처리에서는 잔류 오스테나이트 양의 상대적 변화가 비교적 작고 1170°C에 비해 경도가 증가되었으므로 파괴인성이 다시 저하한다. 그러나 소려한 후에는 잔류 오스테나이트의 소멸에 의해 파괴인성은 감소되어짐을 알 수 있다.

그림 12는 오스테나이트화 온도 1170°C에서 소입 후 소려온도를 변화시켰을 때 파괴인성의 변화를 나타내었다. 그림 7의 경도결과와 비교하면 파괴인성값은 2차경화가 발생됨으로서 급격한 감소를 보이고 2차 경화가 최대가 되는 소려온도인 520°C이상에서는 다시 증가함을 보여주고 있다. 이 결과로서 파괴인성은 2차 경화와 매우 밀접한 관계를 가지고 있는 것으로 판단할 수 있다. 2차 경화현상이 최대인 온도에서는 생성된 탄화물이 기지 내에 고르고 미세하게 분포되어 있기 때문에 파괴인성값이 감소되며, 그 이상의 온도에서는 탄화물의 성장과 마르텐사이트 연

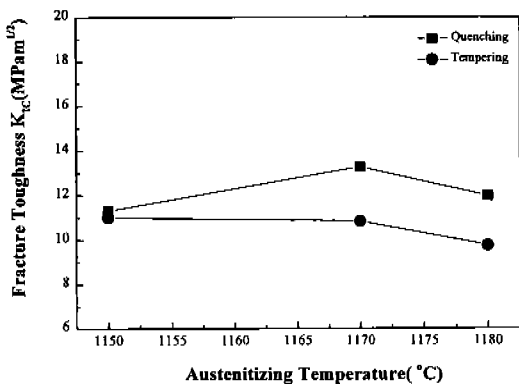


Fig. 11. Variation of fracture toughness with austenitizing temperature.

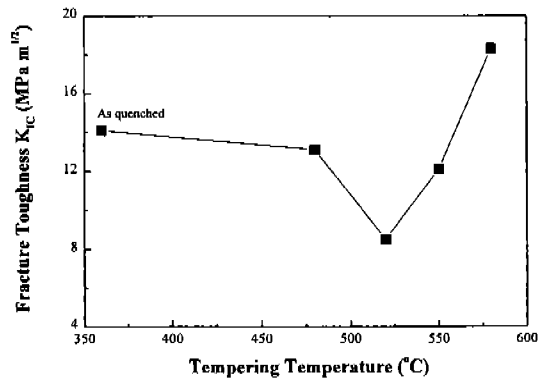


Fig. 12. Variation of fracture toughness with tempering temperature.

화현상이 발생하며 파괴인성값은 다시 증가한다.¹³⁾ 그러나 소입시편과 480℃, 550℃에서 소려한 시편들은 모두 비슷한 경도와 파괴인성을 나타내고 있다. 다만 관찰된 약간의 파괴인성값에서의 차이는 잔류 오스테나이트가 변수로서 작용하는 미소한 차이 때문으로 판단된다.

4. 결 론

분말 고속도공구강인 ASP30을 사용하여 열처리에 따른 기계적 특성을 연구한 결과, 열처리 후의 주 탄화물은 MC와 M₆C형이었으며, 탄화물의 양은 오스테나이트화 온도가 낮을수록, 소려온도가 높을수록 증가하였다. 소려 시 2차 경화현상은 소려온도 약 400℃ 이상 나타나기 시작하여 520℃에서 최고 경도 값을 나타내고 그 이상의 온도에서는 다시 감소하였다. 반면에 굽힘강도는 소려온도 480℃이상에서 증가하며, 최고 경화온도보다 약 30℃높은 550℃에서 최고 강도를 나타낸 후 감소하였다. 파괴인성은 소입 후 잔류 오스테나이트가 생성되므로서 증가하였지만 소려 후 잔류 오스테나이트가 소멸됨에 따라 다시 감소하였다. 한편 소려 후의 파괴인성은 2차경화 정도에 반비례하게 나타나 2차경화가 파괴인성의 변화에 큰 영향을 미친다는 것을 알 수 있었다. 한편 본 연구에서 굽힘강도와 파괴인성, 경도를 고려한 ASP30 분말 고속도공구강의 적정 열처리 조건은 오스테나이트화

온도 1170℃, 소려온도 550℃부근으로 나타났다.

감사의 글

본 연구는 과기처의 선도기술개발사업으로 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J. R. Davis: *ASM Specialty Handbook, Tool Materials*, ASM, Metals Park, Ohio (1995) 10.
2. Erchard Klar: *Metals Handbook, 9th Ed.*, Vol 7, ASM, Metals Park, Ohio (1984) 784.
3. R. J. Causton and J. J. Dunkly: *Powder Metallurgy for Full Density Products*, MPIF, New Jersey (1987) 53.
4. P. R. Brawn: *Powder Metallurgy- an Overview*, The Institute of Metal, London (1991) 296.
5. 大和久重雄: *ハイスの熱處理ノト*, 日刊新聞社, 東京 (1993) 40.
6. H. Chandler: *Heat Treater's Guide*, ASM, Metals Park, Ohio (1995) 505.
7. K. Eriksson: *Scand. J. Metall.*, **4** (1975) 182.
8. W. K. Wilson: *Eng. Fracture Mech.* **4** (1972) 277.
9. J. Durmin and K. A. Ridal: *JISI*, **206** (1968) 60.
10. G. A. Roberts and R. A. Cray: *Tool Steels, 4th Ed.*, ASM, Metals Park, Ohio (1980) 627.
11. S. Kara z and H. O. Andren: *Z. Metallkd.*, **83** (1992) 386.
12. F. Kayser and M. Cohen: *Metal Progress*, **61** (1952) 79.
13. A. R. Johnson: *Metal Trans. A*, **8A** (1977) 891.