

## 오스텝퍼링한 구상흑연주철(ADI)의 드릴 가공시 경도 및 현미경조직변화에 관한 연구

조 규 재 \*, 장 우 양\*, 심 재 기\*, 홍 성 오\*\*, 김 선 진\*\*

A study on the Mechanical characteristics of austempered ductile  
cast iron to hardness and texture variation in drilling

Gyu-Jae Cho\*, Woo-Yang Jang\*, Jae-Ki Sim\*, Sung-Oh Hong\*\*, Sun-Jin Kim\*\*,

### Abstract

This paper was carried out to know the influence of advanced austempered ductile cast iron (ADI) on the tool life and mechanical properties of drilling machinability. For manufactured method of ADI, the spheroidal graphite cast iron were austenized at 900°C for 1 hour and then austempered for 2 hour at 370°C in the salt bath. And interrelationship has been investigated between tool life and mechanical characteristics of specimen material on drilling condition when the ordinary and step-feed drilling are carried out to drill holes of specimens. Tensile strength and hardness of ADI decrease and elongation of ADI increases with the increase austempered temperature. It is known that about 2 times of tool life in the case of step-feed decreases compared with ordinary feed due to the high hardness of ADI and hardness ascribed to the fact that retained austenite became to martensite state due to cutting heat in drilling. Under the constant feed rate 0.1mm/rev relation between hardness and length of end tip after drilling can be formularized to  $Hv=788.46L^{-0.096}$  for the cutting speed 6.1m/min.

keywords : ADI(오스텝퍼링한 구상흑연주철), Retained austenite(잔류 오스테나이트), Step-feed(단계이송), Austempered temperature(오스텝퍼링 온도).

\* 조선대학교

\*\* 조선대학교 대학원

## 1. 서론

최근, 유용한 신 소재로 많은 관심을 보이고 있는 오스텨퍼링한 구상흑연주철 (Austempered ductile cast iron, ADI)은 기지조직을 베이나이트(Bainite)화 하여 일반구상흑연주철보다 연성과 인성의 감소 없이 강도를 2 배 이상으로 증가시킬 수 있으며, 또한 일반적으로 치수 변화가 적고, 오스텨퍼링 조건을 변화시킴에 따라 높은 경도, 내마멸성 및 인성이 우수한 성질로 변화시킬 수 있으며, 구조용 합금강과 ADI가 같은 인장강도를 가질 경우 구조용 합금강을 대체할 수 있는 재료로 알려져 있기 때문에 자동차, 선박부품 및 각종 기계부품에 적용시키기 위한 연구가 진행되고 있다.<sup>(1~5)</sup>

그러나 ADI의 오스텨퍼링에 의한 베이나이트화에 있어서 변태조건의 변화에 따라 기계적 성질이 변화되고 잔류 오스테나이트의 마르텐사이트화에 기인하는 가공 변질층에 의하여 절삭성이 나쁘기 때문에 단조강등과 같은 타 재료로 대체 가능성이 높음에도 불구하고 그 적용정도가 아직 미흡한 실정이다.

ADI에 대한 최근의 연구로서 Dodd<sup>(1)</sup>는 ADI의 편석에 대한 원인규명을, Rundman<sup>(6)</sup> 과 Vogit<sup>(3)</sup>는 베이나이트 변태시 열처리 조건에 따른 기계적 성질, 조직 및 표면 분석등에 대하여 藤田<sup>(7)</sup>, 小川<sup>(8)</sup> 등은 ADI의 흑연입자수의 영향에 따른 절삭성에 대한 연구가 행하여지고 있으나, ADI재료의 절삭특성에 미치는 절삭저항의 변화에 따른 공구의 마멸 및 공구수명 그리고 ADI재료의 기계적 성질 및 특성예측에 대한 연구는 아직 미흡한 상태이다.

따라서 본 연구에서는 재료의 성분이 다른 드릴을 이용하여 ADI재료를 보통 이송절삭과 단계 이송절삭에 의한 드릴 가공시 절삭력 변화에 따른 공구수명 예측과, 드릴 가공시 ADI재료의 가공경화에 따른 기계적 특성변화에 대하여 고찰을 하고자 한다.

## 2. 이론적 배경

### 2.1 오스텨퍼링한 구상흑연주철의 베이나이트 변태과정

#### 2.1.1 오스테나이트 변태

구상흑연주철이 강과 다른 점은 오스테나이트 온도와 주요 원소인 Si양이 기지조직의 탄소량을 결정하게 된다. 오스테나이트 온도가 높을수록 또한 Si양이 적을수록 오스테나이트층의 탄소의 최대 고용량은 증가한다. 오스테나

이트화는 2 단계의 변태과정을 거쳐 평형상태에 도달한다. 제 1단계는 구상흑연주철조직(페라이트와 퍼얼라이트)이 오스테나이트로 변태하고, 제 2단계는 오스테나이트의 탄소량이 최대 고용한도에 이르기까지 상승하고 확산에 의하여 균일화하는 과정이다. 이 두 과정의 변태속도는 오스테나이트의 온도가 높으면 증가하게 되며 이 과정에서 미치는 초기조직의 영향은 매우 중요하다.

#### 2.1.2 베이나이트 변태

구상흑연주철은 2~3%의 Si를 함유하고 있기 때문에 ADI의 베이나이트 변태는 구조강의 변태와 매우 유사하다. ADI에서도 Si가 탄화물(Fe<sub>3</sub>C)의 생성을 억제하기 때문에 베이나이트 변태는 오스테나이트 결정입계로부터 오스테나이트 결정입내로 일정한 방향성을 가지고 직선적으로 베이나이트 페라이트( $\alpha_B$ )군을 이루며 성장한다. 베이나이트 조직은 오스텨퍼링 온도에 따라 상부 베이나이트와 하부 베이나이트로 구분된다. 상부 베이나이트는 (330℃ 이상) 오스테나이트 결정입계로부터 페라이트( $\alpha$ ) 핵이 생성하여 일정한 방향으로 라스(lath)상으로 성장함에 따라, 길이가 짧은 탄화물이 오스테나이트( $\gamma$ )와 페라이트 계면에 석출되어 비교적 조대한 깃털 상으로 나타나 는 조직이다.

베이나이트 페라이트 라스 주변의 오스테나이트는 탄화물을 석출시킴으로써 탄소 농도가 감소하게 되어 베이나이트 페라이트로 계속 변태한다. 베이나이트 페라이트가 성장함에 따라 베이나이트 페라이트 라스와 라스사이의 오스테나이트내로 탄소가 확산되어 오스테나이트는 탄소를 최대 2.0%정도까지 고용한 고탄소 오스테나이트<sup>(6)</sup>로 안정화된다. 고탄소 오스테나이트는 냉각되어도 다른 상으로 변태하지 않으므로 오스텨퍼링한 후 잔류오스테나이트( $\gamma_R$ )로 남게되어 ADI의 인성을 증가시키는데 기여한다. 만일 오스텨퍼링한 시간이 충분치 못하여 베이나이트 페라이트로 변태하지 않는 오스테나이트는 고용탄소량이 적을 경우, 상온 냉각에서  $\alpha$ -martensite (BCC) 및  $\beta$ -martensite(BCT)로 변태하여 경화된다. 그러나 오스텨퍼링한 시간이 경과함에 따라 상부 베이나이트를 형성한 조직은 베이나이트 페라이트 라스사이의 간격이 비교적 넓고 또한 활발한 탄소확산에 의하여 고탄소 오스테나이트 양이 증가하므로 잔류 오스테나이트 생성량도 증가한다.

하부 베이나이트는(330℃ 이하) 오스테나이트 결정입계로부터 상부 베이나이트에서 보다 많은 페라이트 핵이 생성되며 침상(針狀:acicular)의 얇은 판상으로 성장함에

따라 오스테나이트로부터 미세한 탄화물이 오스테나이트와 페라이트의 계면에서 석출되고, 페라이트 판상의 성장으로 오스테나이트와 페라이트 계면이 진전되어 탄화물을 페라이트 판상 내부로 흡수하여 형성된 조직이다. 낮은 온도에서는 탄소의 확산이 느리므로 오스테나이트와 페라이트의 계면에서의 반복된 탄화물의 석출로 인하여 페라이트 판상이 빠르게 성장한다.

하부 베이나이트 조직에서는 고탄소 오스테나이트의 탄소용도가 상부 베이나이트에서 보다 적고 불안정한 상태를 유지하며, 베이나이트 라스사이의 간격도 적은 관계로 잔류 오스테나이트량이 감소된다. 즉, 오스테퍼링온도가 450℃에서 250℃로 강화함에 따라 잔류오스테나이트량은 감소한다. 또한 오스테퍼링 온도가 불충분할 경우에도 미변태된 오스테나이트가 냉각도중에 마르텐사이트로 변태되므로<sup>(3)</sup> 잔류 오스테나이트량이 감소한다. 보통 탄소강에서는 베이나이트 반응과정이 매우 짧은 시간에 완료되지만 구상흑연주철에서 베이나이트 변태는 오스테퍼링 온도에서 오스테퍼링의 유지시간에 따라 아래와 같이 2단계 반응이 일어난다.<sup>(3,9)</sup>

- 1단계 : Martensite + Austenite →  
 Bainitic ferrite ( $\alpha_B$ ) + enriched austenite ( $\gamma_{HC}$ )  
 2단계 : enriched austenite ( $\gamma_{HC}$ ) → Ferrite +  
 Carbide ( $Fe_3C$ )

### 3. 실험 장치 및 방법

#### 3.1. 실험장치 및 실험방법

본 실험에 사용한 실험장치의 개요도를 Fig. 1에 나타내었다. 본 연구에서의 절삭실험은 수직형 머시닝센터(회전기계, VERTMAC-650)를 이용하였고 드릴홀더(drill holder)는 드릴을 완전히 고정시키기 위하여 대한중석의 BT50-CTR32-105콜렛 홀더(collet holder)인 강력형 스프링 콜렛(Spring collet)를 사용하였다. 드릴 가공시 토크(Torque)와 스러스트(Thrust)는 압전형 공구동력계(Swiss Kistler社, 5011)를 사용하여 측정하였으며, 공구동력계로 부터의 미세한 전압을 안정적으로 증폭하기 위하여 차지 앰프라이어(Charge Amplifier, Kistler, 5011)를 사용하였다.

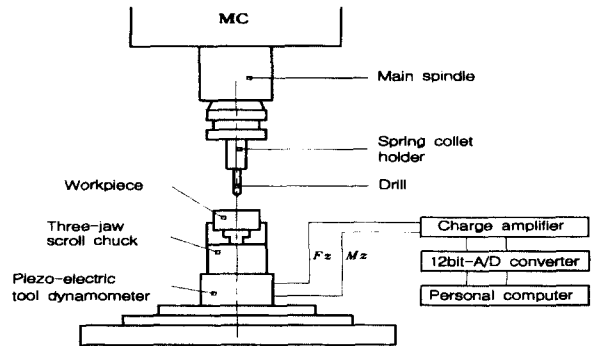


Fig.1 Schematic diagram of experimental apparatus

데이터 처리는 개인용 컴퓨터에서 해석할 수 있도록 증폭된 아날로그 신호를 아날로그 디지털 변환기(analog-digital converter, Metrabyte DAS-16)를 이용하여 디지털화 하였고, 컴퓨터에 전송된 신호는 절삭력 소프트웨어를 이용하여 분석하였다.

실험에 사용한 드릴은 Gühring사의 고속도강(HSS)과 코발트 코팅 고속도강(HSS+Co)드릴을 사용하였으며, 형상은  $\varnothing 6 \times 70 \times 102$ mm의 스트레이트 샹크드릴(straight shank drill)로서 선단각 130°, 여유각 11° 및 비틀림각 38°이다.

절삭실험은 가공시편의 구멍과 구멍사이의 최소거리가 먼저 뚫은 구멍의 영향을 받지 않도록 5mm이상 되도록 하여 시험편에 12개의 구멍을 뚫었다. 구멍깊이는 직경의 3배인 15mm로 일정하게 하였으며, 비관통 가공을 하였다. 드릴을 콜렛 홀더로 체결시킬 때의 체결력은 본 실험을 하는 범위 내에서는 드릴이 정확히 이송되도록 충분한 힘으로 체결하였다. 절삭속도는 6.1, 7.8 및 10.3m/min으로, 이송속도는 각 절삭속도에서 0.05, 0.08, 0.1, 및 0.15mm/rev로 변화시켰으며 건식 절삭 실험을 하였다.

본 연구의 절삭실험에서 공구수명을 예측하기 위하여 소음계(GA 204)를 이용하였으며, 공작기계 소음검사규정(KSB4010)에 의하여 측정점 높이는 바닥 면에서 1.2m로 하였고, 수평위치는 공작기계의 표면에서 1m로 하였다. 측정위치는 공작기계의 앞면, 뒷면, 양측면의 4개소에서 행하였다. 75dB-100dB(무부하 상태 70dB)정도 범위를 정상가공 상태로 하고 105dB이상일 때 공구가 마멸에 의해 파손된 것으로 판정하여 공구를 교환하였다.

드릴의 마멸량은 구멍을 2~5개 가공한 후 공구현미경(Mitsutoyo, TM101)을 이용하여 측정하였다. 또한 경도 측정은 드릴가공 후 시험편을 절단하여 마이크로 비커스 경도계(Shimadzu, No 3341)를 사용하여 측정하였다.

시험편의 기지조직 및 공구 표면형상의 측정은 주사전자현미경(JEOL, JMS-840A)으로 관찰하였다. 그리고 기지조직내 베이나이트의 체적분율의 측정은 X-선 회절기(Rigaku geigerflex D/max-B)를 이용하였다.

토오크의 보정은 인디케이터 플랫트형(indicator flat type) 토오크 렌치(torque wrench, Kanon, 450K)를 사용하였고 스러스트의 보정은 로드셀(load cell)과 동적 스트레인 메타를 사용하여 측정하였다.

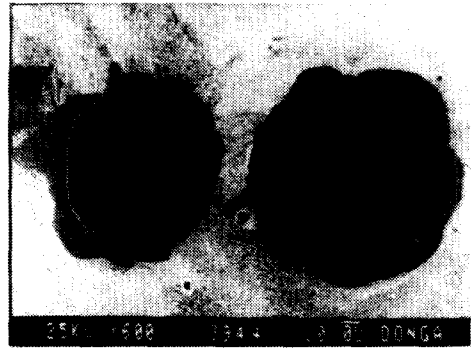
### 3.2. 시험편 제작 및 열처리

시험편으로 이용한 환봉시료는 일반 구상흑연주철 용탕에 Fe-99.9% Ni, Fe-60% Mo, 및 99% Cu를 첨가하여 용해한 후 충분한 압탕이 있는 생사형 주형에 주입하여 제작하였다.

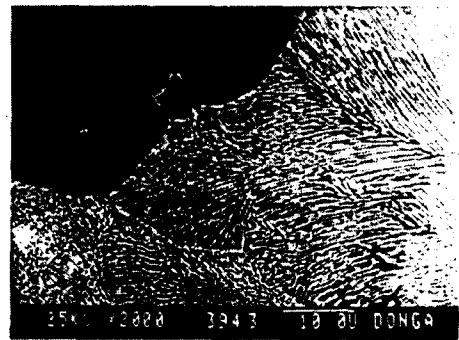
Fig. 2에는 일반 구상흑연주철의 주조상태의 현미경조직을 나타내었다. 대부분의 흑연은 구상의 형태로 존재하고, 기지조직은 흑연입자 주위에 페라이트가 형성되어 있고 흑연입자와 떨어진 부위에서는 미세한 퍼얼라이트와 탄화물 입자가 존재하는 불즈 아이(bull's eye)조직을 나타내고 있다. 구상흑연주철의 오스템퍼링 처리는 일반적으로 오스테나이트화 하기 위한 가열온도 범위로 850~950°C가 적당하다고 알려져 있다.<sup>(10,11)</sup> 따라서 오스테나이트 중의 탄소량이 균일하게 될 때까지 장시간을 요하는 낮은 오스테나이트 온도와 오스테나이트 결정립이 조대화하게 되어 기계적 성질을 저하시키는 높은 오스테나이트 온도를 피하여 900°C로 유지된 염욕로에서 1시간 동안 오스테나이트화 하였다. 열처리에 사용한 염은 고온의 오스테나이트 처리를 위해 55% NaCl-45% KCl의 중성염을, 저온 구역에서는 55.2% KNO<sub>3</sub> - 44.8% NaNO<sub>3</sub>의 저용점염을 사용하였다. 일반적으로 오스템퍼링 온도(290~450°C)가 변화하면 인장강도, 연신을 및 경도가 변화하게 된다.

피삭재로는 구상흑연주철(GCD600)과 오스템퍼링한 구상흑연주철(ADI)환봉을 사용하였으며, 피삭재의 화학적 성분 및 기계적 성질은 Table 1 및 Table 2와 같다. 시험편의 크기는 시험편을 척(chuck)에 고정시켰을 때 편심을 제거하기 위하여 피삭재가  $\varnothing 60 \times 30$ mm이 되도록

외피가공 후 양단을 가공하였다.



(a) As cast



(b) Detail of (a)

Fig. 2 S.E.M of GCD600

Table 1 Chemical composition of ADI (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Ni	Mg
3.52	2.77	0.25	0.03	0.02	0.38	0.23	1.39	0.05

Table 2 Mechanical properties and volume fraction of ADI

Heat treatment	900°C×1hr → 370°C×2hr W. Q.		
Volume fraction	Martensite (2.4)%	Bainite (78.6)%	Retained austenite (19)%
Tensile strength (Kg/mm <sup>2</sup> )	125		
Elongation(%)	4.8		
Hardness(Hv)	408		

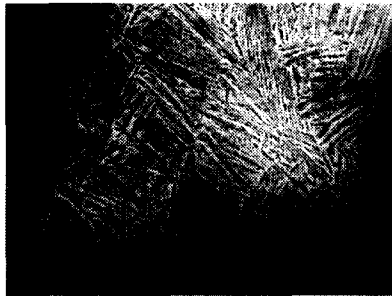
## 4. 실험결과 및 고찰

### 4.1 ADI의 조직변화

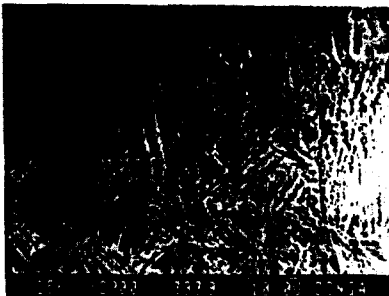
오스테퍼링온도 변화에 따른 강도개선을 위한 최적조건을 찾기 위하여 290℃~450℃에서 열처리한 ADI의 현미경 조직사진을 Fig. 3에 나타냈다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 오스테퍼링 온도가 290℃인 경우 기지조직은 전부분에 걸쳐 미세한 침상의 하부 베이나이트로 구성되어 있고 소량의 잔류 오스테나이트가 존재한다. 오스테퍼링 온도 370℃인 경우 미세한 침상의 하부 베이나이트와 조대한 침상 및 판상의 베이나이트가 형성되어 있으며 기지조직내의 잔류 오스테나이트량도 증가되었다.

410℃와 450℃인 경우는 오스테퍼링 온도의 상승과 더불어 판상의 상부 베이나이트 형태를 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 오스테퍼링 온도의 변화에 따라 현미경조직은 미세한 침상과 조대한 침상 및 판상의 베이나이트로 성장하는 경향을 나타내고 있음을 알 수 있다.

Table 3은 오스테퍼링 온도와 각각 유지시간에 따른 인장강도, 연신율 및 경도의 변화를 나타낸 것으로, 오스테퍼링 온도가 290℃일 때 인장강도와 경도는 최대치를, 연신율은 최소치를 나타내고있다.



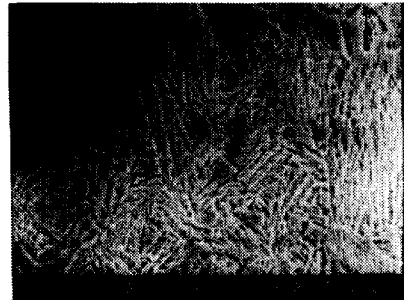
(a) 290℃



(b) 370℃



(c) 410℃



(d) 450℃

Fig. 3 S.E.M of ADI for 1 hr

Table 3. Mechanical properties of ADI

Material	Heat treatment (Austempering)	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Hardness (Hv)
Austempered ductile cast Iron	290℃×1hr W.Q	145	1.7	498
	370℃×1hr W.Q	125	4.9	384
Iron	410℃×1hr W.Q	75	2.3	325
	450℃×1hr W.Q	69	2.0	310
	370℃×2hr W.Q	125	4.8	408

이는 Fig 3에서 처럼 기지조직이 강도와 경도가 높은 침상의 하부 베이나이트이고 잔류 오스테나이트량이 적기 때문이라 생각된다. (b)370℃인 경우 미세한 침상의 하부 베이나이트와 조대한 침상 및 판상 상부베이나이트가 형성되고 잔류 오스테나이트량이 증가됨에 따라 370℃부근에서 인장강도와 경도는 대체로 일정치를 유지하며 연신율은 극대치를 나타내고 있다. 그리고 (c)410℃와 (d)450℃온도로 상승됨에 따라 현미경 조직은 조대한 판상의 상부 베이나

이트로 성장됨을 알수 있다.

따라서 변태온도의 상승으로 인하여 미세한 침상의 하부 베이나이트가 조대한 침상 및 판상의 베이나이트로 성장하여 370℃부근이 하부 베이나이트에서 상부 베이나이트로 천이하는 온도구역으로서 다상혼합조직이 흑연주위에 분포되어 있고, 잔류 오스테나이트량이 극대가 됨에 따라 흑연 주위가 강인화 되어지기 때문이라 생각된다.

본 실험에서는 열처리 조건을 370℃×2hr W.Q.으로한 시험편을 택하였다.

#### 4.2 ADI 드릴가공시 경도변화

판재의 드릴 가공시 구멍깊이가 깊어짐에 따라 절삭저항이 증가 할 뿐만 아니라 마찰열의 발생저항이 증가하여 공구수명이 감소하게 된다. 또한 드릴링 머신도 과다한 절삭 저항을 받기 때문에 정밀도의 저하를 초래할 수 있다. 따라서 일정한 깊이의 구멍을 가공하고자 할 때 한번의 절삭이송 행정으로 구멍가공을 완료하는 것이 아니고 일정깊이를 몇 등분으로 균등 분할하여 순차적으로 구멍가공 하는 것을 단계이송이라 한다.

본 실험에서는 일반 이송절삭과 단계 이송절삭에 따른 절삭저항의 변화를 검토하였다.

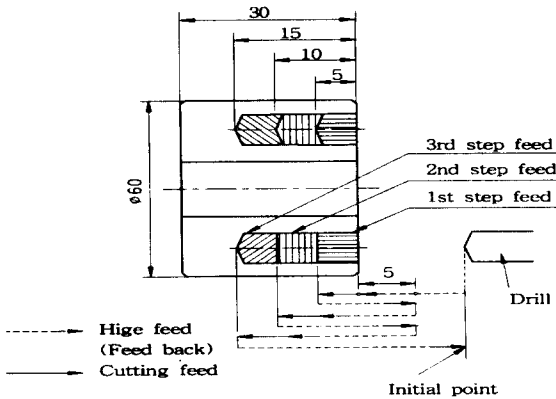


Fig. 4 Processing of 3 step feed drilling

단계 이송절삭의 경우는 피삭재의 구멍깊이가 15mm이기 때문에 5mm씩을 한 구간으로 하여 3단계 이송가공을 하였으며, 이때의 3단계 이송가공 공정을 Fig.4에 나타내었다. 공구는 기계 좌표계 원점에서 위치결정을 한 후 직선보간을 하며, 공구인선이 피삭재와 5mm의 거리가 되

면 절삭이송을 하도록 하였다. 일정깊이까지 드릴 가공한 후 드릴이 후퇴할 경우에는 가공시간을 단축하기 위하여 급속이송을 행하였다.

일반 이송절삭과 단계 이송절삭 중 ADI재와 GCD600재의 드릴 가공시 절삭이송 방법에 따른 장단점을 비교하기 위하여 절삭속도 6.1m/min, 이송량 0.1mm/rev으로 일정하게 하고, 코발트 함유 고속도강 드릴을 사용하여 ADI와 GCD600을 단계 이송절삭과 일반 이송절삭을 하였을 때 가공구멍 수에 따른 스러스트의 변화를 Fig.5에 나타내었다. GCD600의 경우는 단계 이송절삭과 일반 이송절삭 모두 본 실험범위내에서 절삭저항의 변화는 거의 없었다. 그러나 ADI의 경우는 일반 이송절삭의 경우는 73회째 이상의 가공구멍 수부터 절삭력이 증가되었으나, 단계 이송절삭에서는 33회째 가공구멍에서 부터 절삭력이 급격히 상승하여 가공이 불가능한 상태로 되었다. 大久保修<sup>(12)</sup>에 의하면 일반 이송절삭과 비교하여 단계 이송절삭에 의해서도 이송량의 변화에 따른 스러스트는 명확한 차이는 보이지 않으나 연강을 사용하여 단계 이송절삭시 일반 이송절삭때 보다 공구수명은 3배정도 연장시킬 수 있다고 하였으나 미소경(0.2mm)을 사용한 가공조건 및 피삭재가 본 실험의 재료 및 가공조건이 다르기 때문에 본 실험의 결과와 비교하기는 힘들 것으로 생각된다.

따라서 이상과 같이 ADI를 단계 이송 절삭한 경우 33회째의 구멍가공에서 급격한 절삭력이 증가하여 가공이 불가능한 원인을 조사하기 위하여 구멍 가공 시험편을 고속 다이아몬드 회전커터기로 절단하여 시험편의 팁 선단부의 경도를 조사하여보았다.

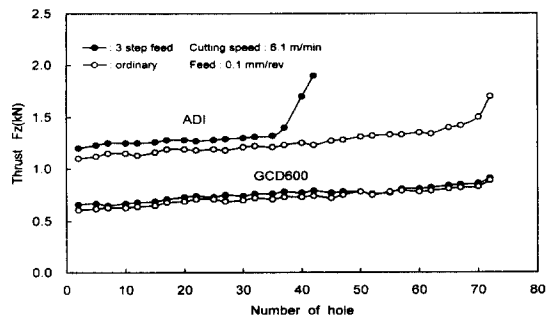


Fig. 5 Variation in thrust with number of hole for GCD600 and ADI

Fig.6은 Fig.5와 동일한 절삭조건에서 ADI와

GCD600의 구멍가공 후 시험편을 절단하여 그 시험편의 가공 끝부분의 팁 선단 부로부터 비커스 경도(Hv)분포를 측정하여 나타낸 것이다.

그림에서 ADI의 경우는 구멍가공 전과 가공 후의 경도 분포값을 같이 표현하였다.

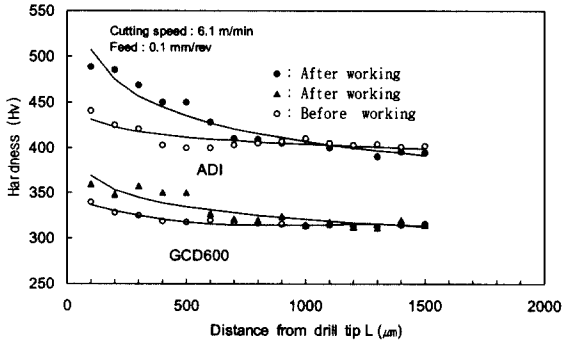


Fig.6 Relation between distance from drill tip and hardness for ADI and GCD600

Fig.6에서 GCD600의 경우에는 역시 가공 끝부분의 팁 선단부로부터 500 $\mu$ m 부근까지는 350~360Hv의 값을 가지지만, 그 이후 깊이에서는 거의 변화가 없이 일정한 경도값을 가진다는 것을 볼 수 있다. 그리고 GCD600의 경우에는 절삭온도에 의한 가공경화의 현상으로 팁 선단부의 경도가 약간 증가됨을 볼 수 있다. 그러나 ADI의 경우 가공 끝부분의 팁 선단부에서부터 500 $\mu$ m 부근까지는 450~500Hv 정도의 매우 큰 경도값을 나타내며, 그 이후부터는 거의 변화정도가 적다는 것을 볼 수 있다. 그리고 시험편의 가공 끝 부분의 팁 선단부로부터 깊이와 경도분포와의 관계를 알기 위하여 이를 최소자승법으로 수식화하여 표현하면, ADI의 경우는 식 (1)과 같이 나타낼 수 있다.

$$Hv = 788.46L^{-0.096} \quad (1)$$

여기서 L은 시험편의 가공 끝부분의 팁 선단부로부터의 거리이다.

그리고 GCD600의 경우는 식 (2)와 같이 나타낼 수 있다.

$$Hv = 488.07L^{-0.061} \quad (2)$$

또한, 절단시험편의 팁선단부 ADI의 조직상태를 관찰하기 위하여 현미경 조직사진을 Fig. 7에 나타내었다. Fig. 8은 Fig. 7의 우측 다이아몬드 혼적부근을 750배로 확대한 현미경 조직사진이다. Fig. 7.8에서와 같이 구상 형태의 흑연입자주위에 기지조직인 베이나이트 조직과 마르텐사이트 조직 및 잔류오스테나이트 조직으로 분포되어 있음을 볼 수 있다. 이는 드릴절삭가공시 절삭력 및 마모에 있어 영향을 준다.<sup>(7)</sup> Fig. 7의 중간부분에 있는 다이아몬드 혼적부근의 마르텐사이트부는 오스테퍼처리시 생성된 마르텐사이트 조직으로 사료되고, 우측 다이아몬드 혼적부근의 잔류 오스테나이트부근에 세로방향으로 발달되어있는 마르텐사이트 조직부는 절삭가공시 절삭온도에 의하여 ADI의 잔류 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하여 경화되었기 때문이라 생각된다.

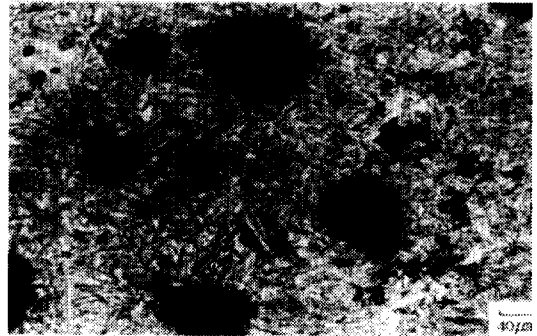


Fig. 7 Micrographs of drill tip for ADI



Fig. 8 Micrographs of ADI

이상의 결과로부터 단계 이송절삭의 경우 절삭저항의

증가와 더불어 공구마멸량 역시 증가하여 가공가능 구멍수가 감소하게 된다고 생각되며, 공구와 피삭재 사이의 보다 정밀한 고정방법의 개선 및 가공구멍의 깊이에 따른 단계의 회수, 드릴을 후퇴시키는 위치 등 연구과제가 많으며, ADI가공용 드릴인선과 오스템퍼링 열처리 온도 및 시간과 조건의 개선 등 제반문제에 대하여 지속적인 연구가 진행되어야 한다고 생각된다.

## 5.결 론

본 연구에서는 신소재로 알려진 ADI재의 드릴 가공시 기계적 특성을 알아보기 위하여 재질성분이 다른 드릴을 이용하여 일반 및 단계이송절삭 드릴 가공시 절삭력 변화에 따른 공구수명 및 시편재료의 기계적 특성을 실험적으로 규명하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. ADI의 오스템퍼링 온도 370℃ 부근에서 인장강도와 경도는 일정치를 유지하며 연신율이 극대치를 나타냈다. 이는 기지조직이 변태온도 상승으로 인하여 조대한 침상 및 판상의 베이나이트로 성장하여 베이나이트 천이온도구역에서 잔류 오스테나이트량이 극대로 됨에 따라 흑연주위가 강인화 되어지기 때문이라 생각된다.
2. ADI의 단계 이송절삭시 공구수명은 보통 이송절삭시보다 공구수명이 약 2배정도 짧아짐을 알 수 있다. 이는 ADI의 열처리시 높은 표면경도와 구멍가공시 발생하는 열에 의해 잔류 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하여 경화되었기 때문이라 생각된다.
3. 본 연구의 범위에서는 이송량 0.1mm/rev로 일정하게 하였을 때, 절삭속도 6.1m/min의 경우에서 경도와 가공 끝부분의 팁 선단부로 부터 길이와  $Hv = 788.46L^{-0.096}$ 의 관계식이 성립된다.

## 후 기

본 논문은 1996년도 조선대학교 학술 연구비 지원을 받아 연구되었음.

## 참 고 문 헌

1. John Dodd, "High strength high ductility ductile irons", *Modern casting* 68, 5, pp.60-66, 1978
2. S. M. Shah and J. D. verhoeven, "Erosion Behavior of High Silicon Bainitic Structures", *Wear*, 113, pp.267~278, 1986
3. R. C. Voigt and R. Loper, JR., "Austempered Ductile Iron - Process Control and Quality Assurance", *J. Heat Treating*, Vol. 3, No. 4, pp.291~309, 1984
4. 박 홍식, "오스템퍼링한 低合金球狀黑鉛鑄鐵의 機械的性質 및 磨滅特性에 관한 研究", 漢陽大學校 大學院 博士學位論文, 1989
5. 전 언찬, 조 규재, "ADI재료의 드릴가공시 가공조건에 따른 절삭특성에 관한 연구", *한국정밀공학회지*, 제 13권, 제 7호, pp.36-44, 1996
6. T. N. Rouns and K. B. Rundman, "On the structure and properties of austempered ductile cast iron", *Trans. AFS*, 91, pp.815-840, 1984
7. 藤田武男, 關谷克彦, 北川亮三, 小池範法, 大城桂作, "ADI의 드릴被削性(第1報), 熱處理および切削條件の影響", *日本精密工學會秋季學術大會論文集*, pp.361~362, 1993
8. 小川 誠, 新井 實, 白神哲夫, "ADI의 드릴加工", *日本精密工學會秋季學術大會論文集*, pp.371~372, 1993
9. Rechar B. Gundlach and Jay F. Janowak, "Austempered Ductile Iron Combines Strength with Toughness and Ductility", *Metal Progress*, pp.19~26, 1985
10. H. Jansen, "Meehanite - ADI", 53rd International Meehanite Conference, Report No. E1437, pp.1~12, 1988
11. M. Johansson, "Austenitic - Bainitic Ductile Iron", *Trans. AFS*, 85, pp.117~122, 1977
12. 大久保修, 清水哲, "微小經 ドリルの折損原因の究明と折損豫知に関する研究", *日本機械學會論文集 (C編)*, 51卷, 471號, pp.43-59, 1985