

~~~~~  
**論 文**  
 ~~~~~

## AISI E 52100 鋼의 機械的 性質에 미치는 炭化物 크기의 影響

최기윤\* · 김봉원\* · 남태운\*\* · 이병권\*\*\*

\*중소기업 진흥공단

\*\*한양대학교 금속재료공학과

\*\*\*중앙집업 훈련원

### The Effect of Carbide Size on the Mechanical Properties of AISI E 52100 Steel

K.R.Cho\*, B.W.Kim\*, T.W.Nam\*\*, B.K. Lee\*\*\*

\*Small & Medium Industry Promotion Corporation

\*\*Dept. of Metallurgy & Materials Science

\*\*\*C.V.T.I.

#### ABSTRACT

A study has been investigated on the effect of mechanical properties (tension strength, rotary bending fatigue strength, wear resistance, hardness) according to the carbide particle size variation by the treatment of 1) quenching tempering, and 2) quenching, subzero treatment and tempering.

The material used in this investigation was a typical bearing steel, high C high Cr, AISI E 52100. The result obtained in this study were as follows :

- (1) Finer the carbide particle size increasing the hardness and retained austenite in same quenching condition.
- (2) Finer the carbide particle size reduced the tension and rotary bending fatigue which were resulted from austenite grain growth and carbide precipitation on grain boundry that induced by carbide refine heat treatment.
- (3) Finer the carbide partical size increasing the wear resistance which were resulted by uniform distribution of carbide and increased hardness induced by microstructural uniform hardenability of matrix.
- (4) When the carbide particles were refinded, subzero treatment is effective only wear resistance and hardness.

#### 1. 서 론

AISI E 52100 강은 1% C, 1.5% Cr강으로 우수한 내마모성, 구름접촉피로에 대한 높은 저항성을 갖고 있어서 베어링과 공구용재료로 널리 사용되고 있는데 가공성 때문에 통상 구상화어닐링한 상태에서 절삭가공후 연화처리를 하게 되는데 일반적으로 845℃에서 oil

Quenching한 후 150℃부근에서 템퍼링하여 HRC 60-63 정도로 사용한다<sup>1)</sup>.

이때의 현미경조직은 잔류오스테나이트를 일부 함유한 마르텐사이트 기지내에 미용해탄화물이 잔류하는 상태가 되는데 이 잔류탄화물의 미세화와 분포의 균일화가 이 재료의 疲勞強度의 향상에 기여한다는 사실은 이미 잘 알려져 온 사실로<sup>2,7)</sup> 이 탄화물의 미세화와 분포의 균일

화에 대한 방법 역시 여러 사람들이 다양한 방법을 제시하고 있다<sup>2,3,4,5,6,7)</sup>.

이들 방법중 특히 흥미로운 것은 Stickel<sup>7)</sup>이 발표한 항온열처리법에 의한 탄화물의 초미세(Submicron)화로 E 52100 강의 구상화어닐링材를 세멘타이트가 오스테나이트에 완전히 고용될 수 있는 온도인 1040°C로 가열한 후 650°C~400°C 사이의 염욕에 항온유지시켜 퍼얼라이트 및 바이나이트를 얻은 후 이를 재퀸칭시켜 마르텐사이트와 잔류오스테나이트( $\gamma_R$ )를 기지조직으로 하는 초미세탄화물의 분포를 얻는 것이다.

Stickel은 탄화물을 미세화한 시료와 미세화 처리하지 않은 시료를 일반적인 퀸칭조건에서 열처리한 후 잔류오스테나이트의 함량을 비롯한 조직의 변화 및 경도 등을 검토하였는데 pretreatment에 의해 탄화물이 미세화된 시료의 퀸칭후 경도가 일반 소재를 사용한 시료에서 얻어진 것보다 높았으며 보다 균일하고 미세한 탄화물 분포 및 보다 많은 잔류오스테나이트가 얻어졌다고 보고하였다.

Stickel의 연구에서는 주로 탄화물의 미세화 방법과 그 과정에서 조직변화에 관해 고찰하였으나 본 연구에서는 Stickel의 탄화물 미세화 방법에 따라 AISI E 52100 강을 열처리하여 미세화 이후의 퀸칭결과에 따른 기계적 성질의 변화를 상용 일반소재의 퀸칭결과와 인장강도, 疲勞강도, 경도, 내마모성 등을 대상으로 금속조직학적 관계에서 비교, 검토하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에 사용된 시편은 POSCO제의 구상화어닐링한 15φ 코일재에서 채취하였고, 성분분석은 Table 1과 같다.

시편은 Fig.1과 같이 인장, 疲勞, 마모시험용 시편 등으로 구분하여 가공했으며 기계가공성(族削中의

bending 등)과 열처리 과정에서 질량효과를 감안하여 치수를 선정하였다.

시편 사이의 치수 변화를 줄이기 위해 인장 및 疲勞 시험용 시편의 경우는 CNC Lath가공을 했고, 시편표면의 조도와 예비열처리시 발생한 탈탄층을 제거하기 위해 항온 열처리후 (탄화물 미세화후) Emery paper No. 200, 400, 600, 800 순으로 연마하였다.

열처리 cycle은 Fig.2와 같다. 열처리는 세 그룹으로 나누어 실시하였으며 A그룹은 구상화어닐링한 시편을 탄화물의 미세화처리를 하지 않고 바로 850°C에서 30분 유지후 50°C oil에 퀸칭하고 175°C에서 1시간 템퍼링한 열처리이며 subzero 처리의 효과를 검토하기위해 퀸칭한 시편을 100°C에서 30분 유지후 -195°C에서 1시간 subzero 처리한 후 역시 175°C에서 1시간 템퍼링 하였다.

B그룹은 구상화어닐링한 시편을 1040°C에서 30분, 650°C에서 30분 유지하여 탄화물의 미세화처리와 기지조직을 퍼얼라이트 하였으며, 그 후 퀸칭과 템퍼링, subzero 처리는 A그룹과 같은 방법으로 행하였다.

C그룹은 구상화어닐링한 시편을 1040°C에서 30분, 425°C에서 1시간 유지하여 탄화물의 미세화처리와 기지조직을 바이나이트화 하였고, 그후 열처리는 A, B그룹과 동일한 열처리를 행하였다.

인장시험은 시편을 Fig.1(A)와 같이 KSD 0801 14A 호에 따라 5mm/min의 인장속도로 상온 인장시험 하였는데 높은 경도에 기인하는 낮은 변형률과 Notch sensitivity 때문에 伸率 및 0.2% offset의 항복강도는 구할 수 없었다.

疲勞시험은 ASTM E 466-76 tangentially blending fillet 시편규격에 따라 Fig.1(B)와 같은 시편을 Rotary bending fatigue M/C에서 Load 10 Kg으로 파단시점까지의 회전수를 측정 하였다. 마모시험은 시편을 Fig.1(C)와 같이 가공하여 OGOSHI식 신속마모시험기를 이용하여 실시했다. 이때 마모대용재는 SKD 11과 SKH 9를 각각 HRC 62, HRC로 열처리하여 사용했는데 시험조건은 다음과 같다.

### 磨耗試驗 條件

- 마모거리 : 600 mm
- 최종하중 : 12.6 Kg
- 마모속도 : 4.39 m/sec
- Spindle oil lubrication

Table 1. Chemical composition of sample.

C	1.058	Cr	1.468	W	0.038
Si	0.201	Mo	0.018	Ti	0.0038
Mn	0.408	Ni	0.027	Sn	0.005
P	0.017	Cu	0.035	Al	0.015
S	0.014	V	0.008	O	11.5 ppm

e. 온도 : 상온

경도는 시편 당 3 point를 측정하여 평균치를 구하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 조직관찰

Fig.2와 같은 열처리 Cycle별 현미경조직은 Photo.1, 2, 3과 같다. Photo.1은 열처리 그룹별 Matrix 변화를 나타내고, Photo.2는 열처리 그룹별 퀴칭후의 결정입도를 보여주며, Photo.3은 퀴칭후 및 subzero 처리후의 열처리 그룹별 잔류오스테나이트( $\gamma_R$ ) 변화량을 보여준다.

Photo.1에서 원재료의 구상탄화물 크기는 대략  $0.1 \mu\text{m}$ - $0.6 \mu\text{m}$  사이에 분포하며 평균크기는  $0.3 \mu\text{m}$  정도로 판단된다.

그룹B( $650^\circ\text{C}$  항온처리)의 조직은 결정입계가 부드럽게

다각형화된 퍼얼라이트상을 나타내고 있으며 C그룹( $420^\circ\text{C}$  항온처리)의 조직은 결정입이 예각화되어 있는 등 하부 바이나이트 조직의 특징을 잘 나타내고 있다".

퀴칭, 템퍼링 및 subzero 처리후 템퍼링한 시편의 조직은 원재료를 직접 퀴칭한 경우 상당량의 탄화물(사진 상 구형의 백색부분)과 미세한 마르텐사이트(회색의 바늘상), 약간의 트루스타이트(탄화물 주위의 검정색 부분)와 잔류오스테나이트(사진 바탕의 백색부분)를 확인할 수 있었다.

예비처리로 항온처리한 것의 경우(B, C그룹)모두 1차 탄화물은 확인되지 않으며 상대적으로 다량의 잔류오스테나이트( $\gamma_R$ ) 속에 큰 마르텐사이트 plate가 분포함을 알 수 있다.

Photo.2에 의하면 앞에서 마르텐사이트 plate가 크다고 언급한 사실에 일치하게 B, C그룹 시편의 오스테나이트결정입이 A그룹에 비해 상당히 큰것을 확인할 수 있으며 Photo.3은 A, B, C그룹의 subzero 처리 전후

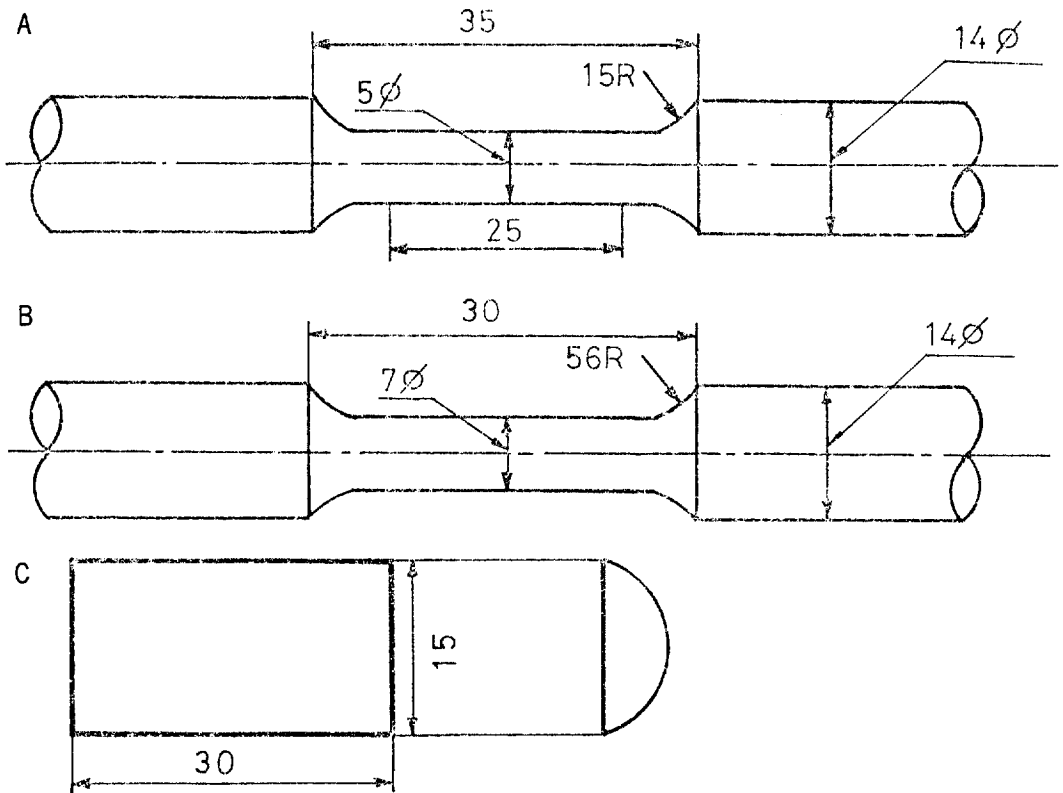


Fig.1. Specimen of mechanical test. (A) tensile test (B) rotary bending fatigue test (C) wear test

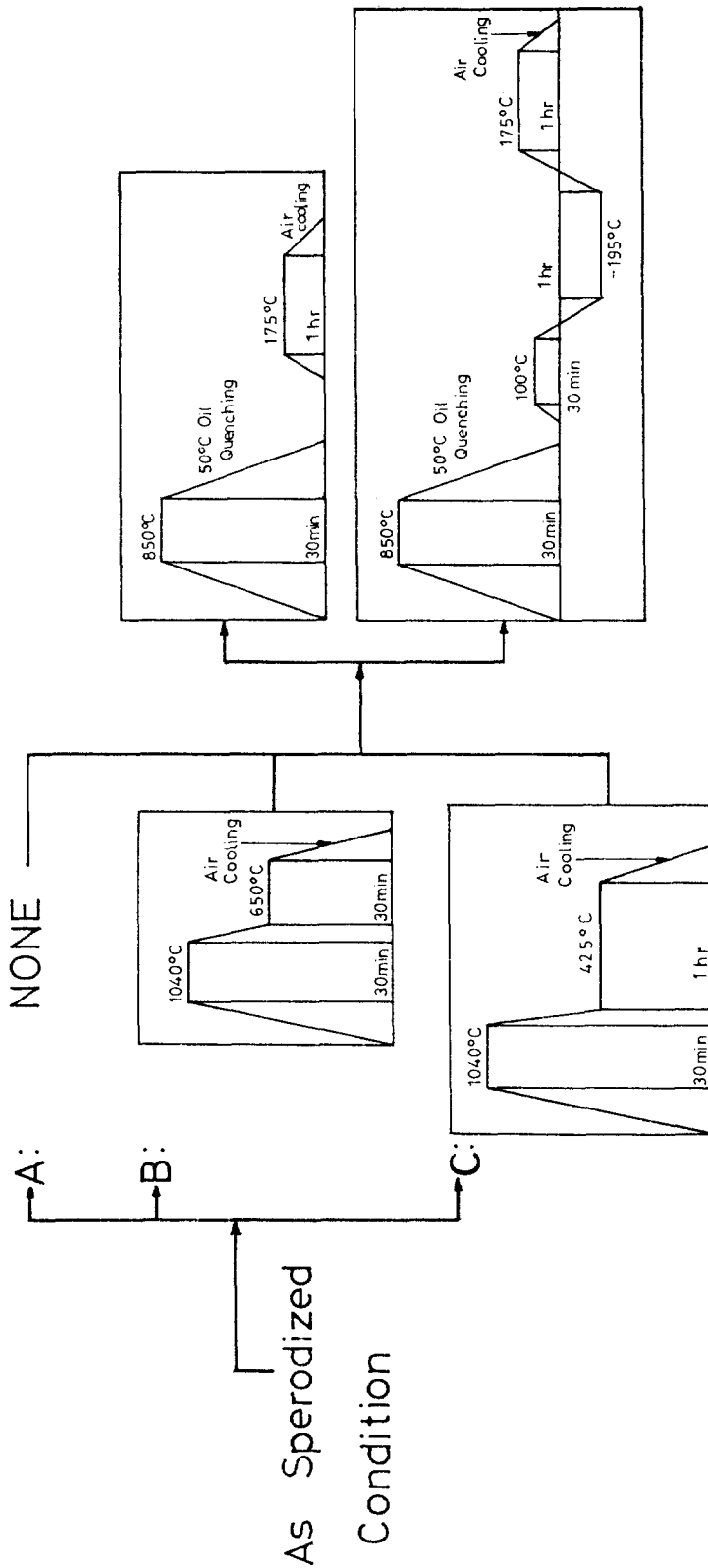
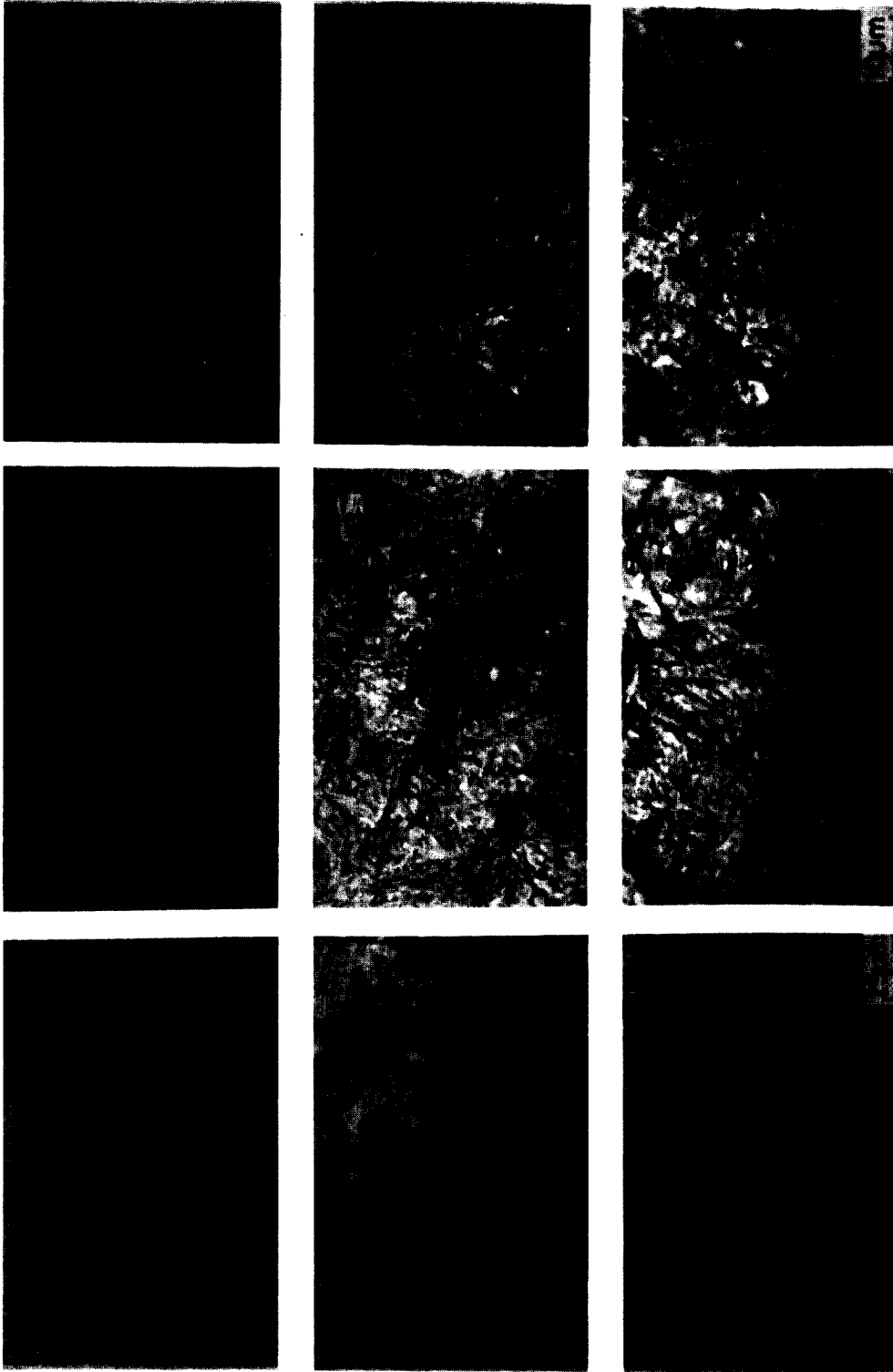


Fig. 2. Heat treatment cycle.



Q+subzero+T

Q+T

Pre-heat treatment

Photo. 1. Microstructure change according to heat treatment cycle.

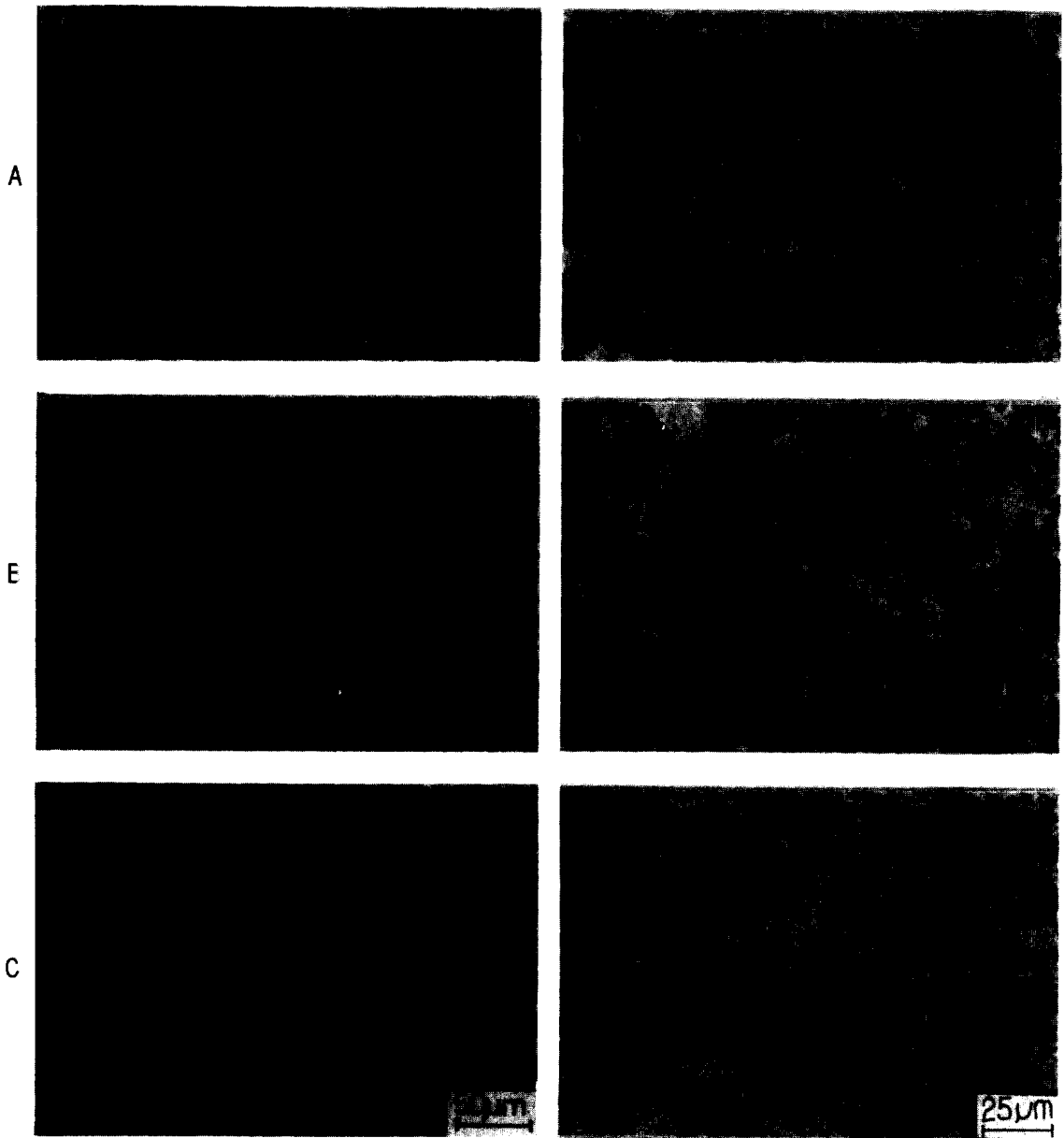


Photo.2. Grain size change according to heat treatment cycle. (A : 7.8, B : 5.7, C : 5.7)

r6/AISI E 52100강의 기계적 성질에 미치는 탄화물 크기의 영향

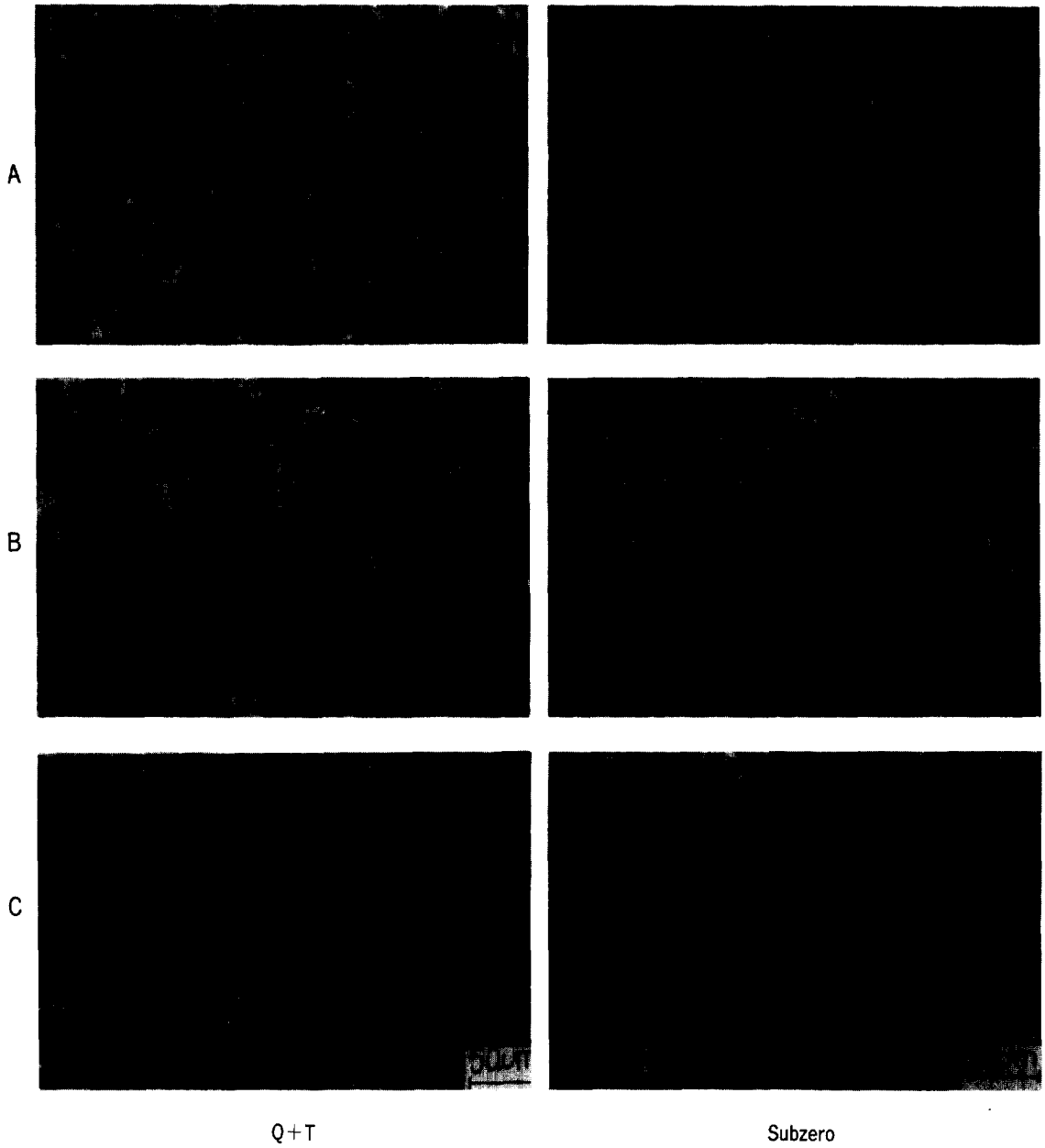


Photo.3. Retained austenite change according to carbide refining and subzero treatment.

의 잔류오스테나이트량의 변화를 나타내고 있는데 검게 나타나는 부분이 마르텐사이트, 밝은 부분이 잔류오스테나이트로 image analyzer를 이용하여 개략적으로 정량분석한 결과는 Table 2와 같다.

Photo.1, 2, 3 및 Table 2의 실험 결과와 관련하여 Stickel<sup>7)</sup>은 그의 연구에서 미세화처리하지 않은 재료의 경우 Cr이 부화되어 있는 탄화물들 중 퀴칭 가열시 먼저 Matrix 중에 고용하게 되는 것은 grain boundry 주위에 존재하는 것들이 되기때문에 조직내에 국부적으로 Cr농도의 gradient를 만들게 되고 이로 인해 국부적인 Ms 점온도의 항하와 더불어 퀴칭 효과의 차이를 야기시켜 불균일한 열처리조직이 얻어지게 되나 탄화물이 미세화된 경우에는 결정립 내외에 Cr 탄화물의 분포편차가 존재하지않고 퍼얼라이트나 바이나이트 상태의 탄화물자체가 미세하기 때문에 오스테나이트 Matrix로의 탄소의 고용속도가 840°C에서 15초 정도에 오스테나이트가 C로 포화되는 빠른 속도이므로 미시적인 퀴칭효과 차이가 발생하지 않기 때문이라고 설명하고 있다.

또한 Stickel의 연구에서 언급되고 있지 않으나 탄화물이 미세화된 시편 퀴칭조직의 마르텐사이트 plate가

크다는 점, 즉 오스테나이트 결정입이 큰 이유는 탄화물의 미세화 목적의 항온열처리의 오스테나이트 Matrix 내에 탄화물을 완전히 고용 시키기 위해 선택했던 고온(1040°C) Austenitizing에 기인했던 것으로 추정된다.

미세화된 시편의 퀴칭조직이 보다 많은 잔류오스테나이트를 함유한 것에 대한 이유 역시 명확히 설명되고 있지는 않으나(단지 오스테나이트의 고용이 빨라서 Ms 점이 낮아진 이유라고 설명) 이것 역시 결정입성장에 기인한 추가적인 hardenability 향상에 기인된 것으로 추정된다.

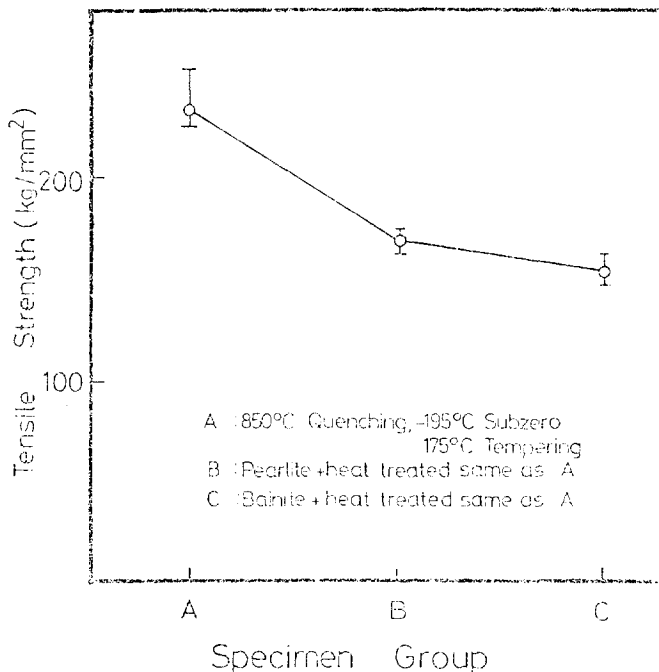
### 3.2 인장시험

인장시험 결과 평균인장치는 Fig.3 과 같으며, 여기에

**Table 2.** The retained austenite after hardening and subzero treatment.

	After Quenching	After Subzero
A Group	3.6	1.3
B Group	11.0	4.2
C Group	11.3	4.5

(Area %)



**Fig.3.** Tensile strength according to heat treatment cycle.



서 알 수 있는 바와 같이 사용재료를 열처리한 것이 가장 낮은 값을 나타내고 있다. 그 이유는 Photo.2에서 알 수 있는 바와 같이 탄화물이 미세화된 것의 경우 탄화물의 미세화를 위한 예비열처리의 높은 Austenitizing 온도에 기인한 결정입의 성장, Photo.4의 탄화물의 미세화시료의 SEM 사진에서 관찰되는 결정입계의 탄화물 분출 등에 의한 재료의 취화가 그 원인이라고 추정된다. 이와 관련하여 Grange<sup>8,9,10</sup> 등은 초미세결정입은 강도와 인성을 증가시킨다고 하였다.

### 3.3 Rotary bending fatigue

疲労시험 결과 열처리 Group별 평균疲労 수명은 Fig.4와 같은데 높은 정도에 기인한 Notch Sensitivity로 subzero 처리한 시편은 초기의 하중 부가시 모두 破斷되어 시험치를 구하지 못했으나 퀴칭, 템퍼링한 시편에서 얻어진 시험결과만을 보아도 疲労시험 역시 전반

적으로 인장시험과 마찬가지로 탄화물이 미세화된 것의 수명이 일반 소재의 것에 비해 상당히 짧은 것을 확인할 수 있다.

Photo.5에 의하면 A그룹은 파단면 대부분이 Dimple pattern, B그룹은 50% 정도, C그룹은 전체가 intergranular로 疲労시험 결과와 破斷의 경향이 잘 일치하고 있다. 이는 인장시험의 경우와 마찬가지로 거대 결정입과 결정입계 탄화물석출에 기인한 것으로 판단된다.

Stickel<sup>11</sup>은 미세한 결정입은 접촉疲労강도에 대단히 우수한 특성을 나타낸다고 하였으며 또한 Mo등의 첨가 원소가 많이 포함되어 있으면 탄화물의 미세화열처리 과정에서 결정입계에 석출된 탄화물이 후속되는 재퀴칭 가열 과정에서 기지에 재용해 되지 않고 잔류할 수 있다고 하였는데<sup>7</sup> 본 실험에 사용된 시료의 화학성분중 Mo의 함량이 Stickel의 0.01%에 비해 0.018%로 다소 높다는 점에서 본 연구에서의 이러한 현상을 추정할 수

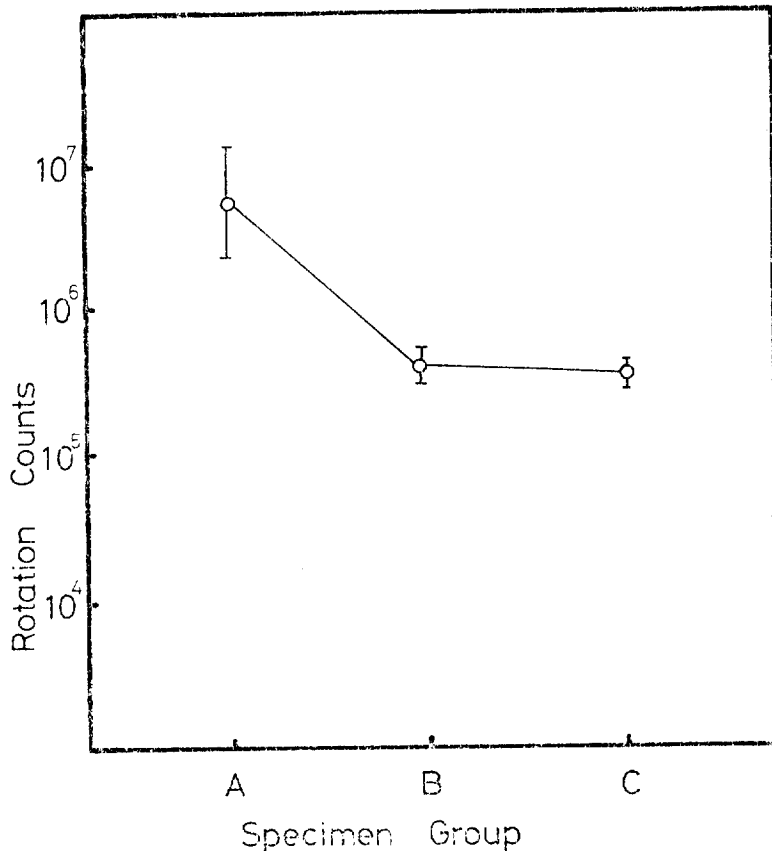
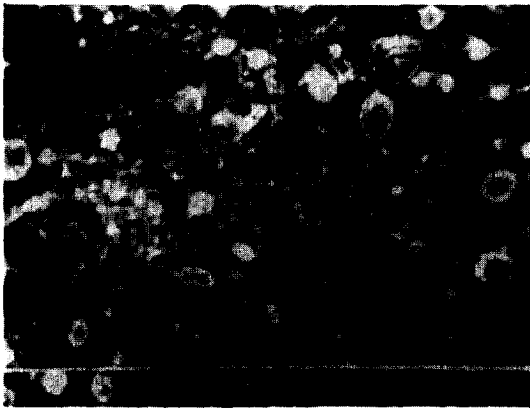
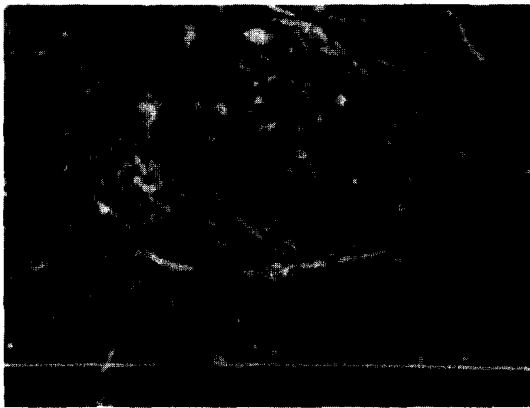
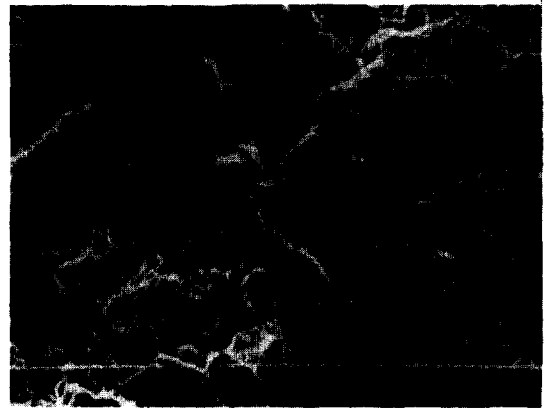


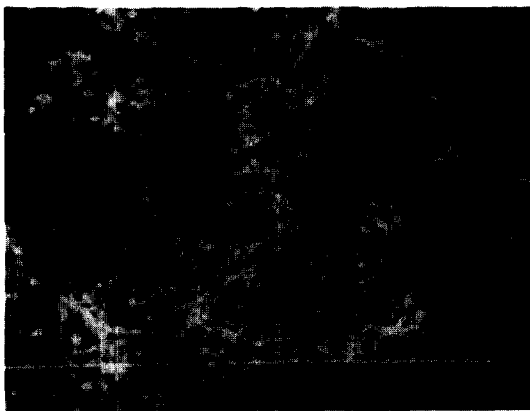
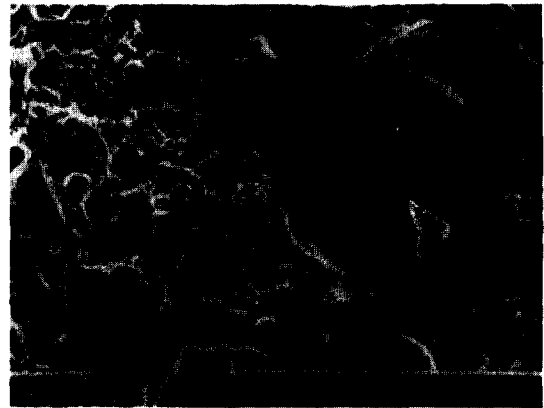
Fig.4. Fatigue life according to heat treatment cycle.



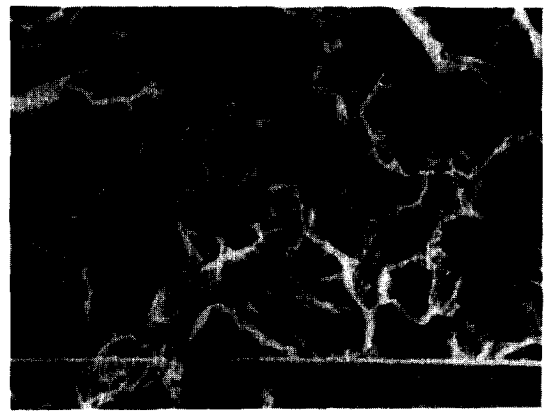
A



B



C



X 5000(by SEM)

X 500(by SEM)

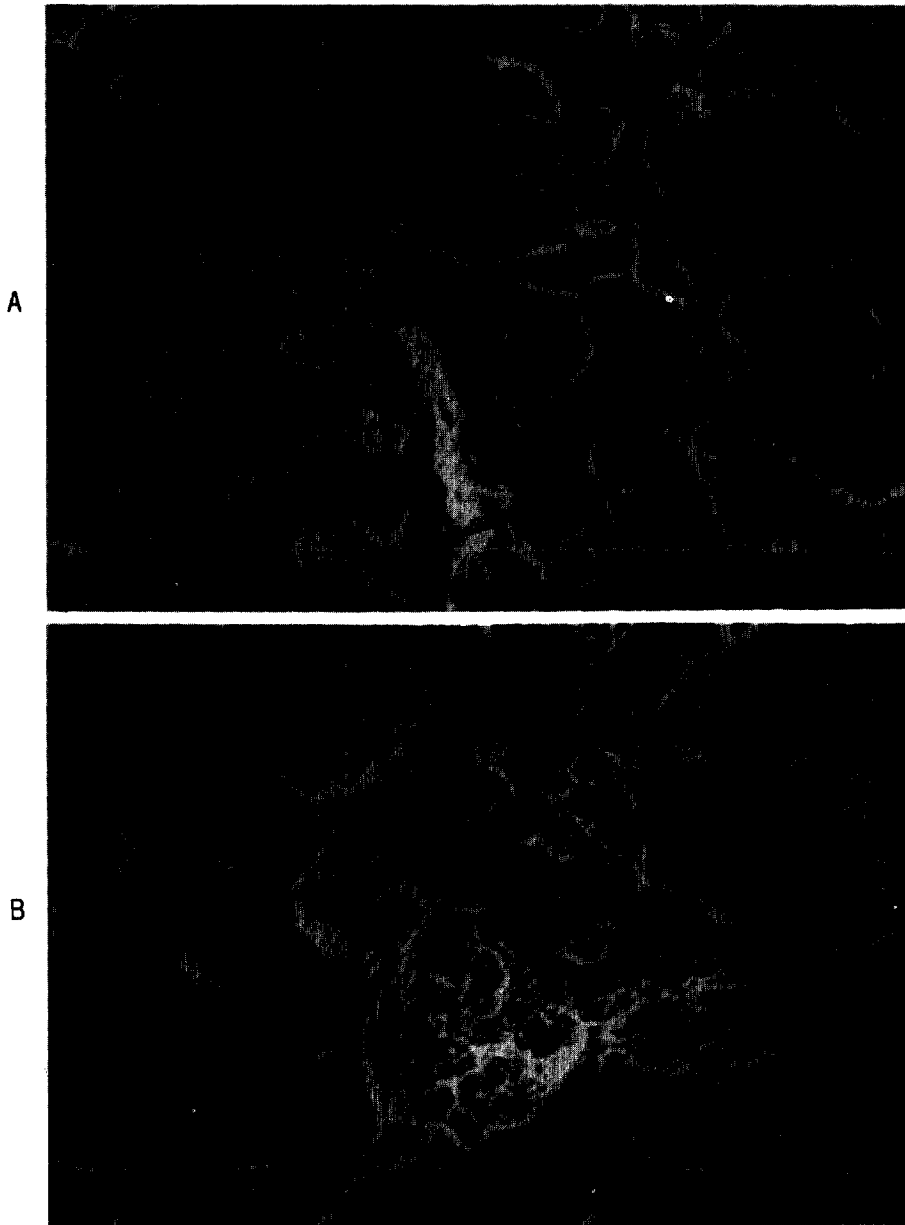
**Photo.4.** Carbide size according to heat treatment cycle.

**Photo.5.** Fracture surface according to heat treatment cycle.

있다.

한편 Photo.5, 6의 주사전자현미경사진에서 볼 수 있는 바와 같이 crack이 탄화물 자체가 아닌 결정입계와 탄화물 주위에서 발생하여 전개하고 있다는 점에서 볼 때 인장, 疲勞에 있어서는 미세한 탄화물이 이들 강

도에 직접 영향을 미치는 것이 아니라 탄화물의 미세화 과정에서 종속적으로 수반되는 Matrix의 결정입계 탄화물 등이 영향을 미치는 것으로 추정할 수 있다. Monma<sup>2)</sup>도 역시 crack이 탄화물자체가 아닌 탄화물이 집적된 주변에서 발생하여 전개한다는 사실을 확인하고



Specimen group C

Photo.6. SEM morphology of crack propagation path. (A :  $\times 750$ , B :  $\times 1000$ )

있다.

### 3.4 마모시험

마모시험 결과는 Fig.5 와 같다. 탄화물이 미세화된 경우에 전반적으로 상당히 낮은 마모율을 보이고 있는데 그 이유는 조직관찰에서 이미 언급한 바와 같이 미세탄화물의 균일한 분포, 탄화물 미세화에 의한 재가열 퀴칭시의 Matrix내의 균일한 합금원소의 고용, 결정입의 성장등에 의해서 결과적인 hardenability의 향상이 일어나므로써 시료 전면에 걸친 퀴칭성 향상과 아울러 내마모성의 향상이 이루어진 것으로 추정된다.

그러나, 한편으로 Monma<sup>2)</sup>는 탄화물이 미세하면 경도는 상승하나 내마모성은 감소한다고 실험 결과를 발표하였는데 본 연구 결과와 서로 다른 경향을 나타내고 있다. 그이유는 본 연구에서 사용한 시료의 경우 탄화물의 크기가 탄화물 미세화하지 않은 것이  $0.3\mu\text{m}$ , 미세화된 경우  $0.1\mu\text{m}$  이하였고 최종 퀴칭조건을 동일하게 하였음에 반해 Monma는 조대한 것은  $1.4\mu\text{m}$ , 미세한

것을  $0.56\mu\text{m}$ 로 선택 하였으며 Martensite 조직의 탄소량이 일정하게 되도록 퀴칭하였기 때문으로 사려된다.

또한 subzero 처리에 의해 내마모성이 향상되는 것을 확인할 수 있는데, 이는 subzero 처리에 의한 경도상승에 기인한 것으로 추정되며 내마모성에 있어서 경도의 관련성을 의미한다고 판단된다.

### 3.5 경도

경도시험의 결과는 Fig.6 과 같이 탄화물의 미세화에 의한 효과가 여러 연구 결과<sup>2,12)</sup>에서 처럼 큰 차이를 나타내지는 않았으나 약간의 경도상승과 아울러 동일시편 내에서의 측정점 사이에 거의 편차를 나타내지 않는 등 균일한 경도분포를 보였다.

이는 현미경조직의 관찰에서 언급한 바와 같이 탄화물 미세화에 의한 hardenability의 미시적 균일화에 기인한 것으로 판단되며 subzero처리에 의해서는 최고 HRC 66 이 얻어지는 등 탄화물 미세화 효과가 뚜렷해지는 것을 알 수 있다.

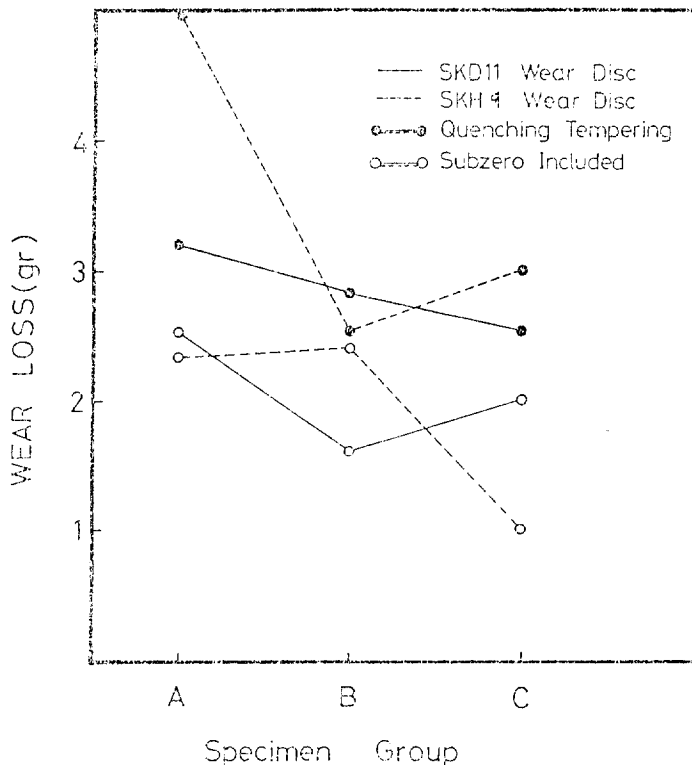


Fig. 5. Wear loss according to heat treatment cycle.

4. 결 론

- 1) 탄화물이 미세하면 동일 퀴칭조건에서 경도가 상승하고 잔류오스테나이트가 증가한다.
- 2) 탄화물이 미세하면 인장강도, 疲勞강도, (rotary bending)는 감소하는데 탄화물 미세화열처리에 의한 오스테나이트의 결정입성장과 결정입계 탄화물석출에 기인한다.
- 3) 탄화물이 미세하면 내마모성이 증가하는데 미세한 탄화물의 균일화에 따른 경도상승에 기인한다.
- 4) 탄화물이 미세화된 경우에 subzero 처리는 내마모성과 경도에만 유효하게 작용한다.

5. 참고문헌

1. Heat Treater's Guide : P.M Unterweiser, H.E Boyer, and J.J Kubbs, eds., ASM(1982)
2. 門間改三, 丸田良平 山本俊郎, 門惠洋 : 일본금속학회지 제 32 권 (1986) 1198-1204
3. Raymond A. Grange : US Patent 3,337,376

(9167.8.22)

4. Richard L.Faunce and william M. Justusson : US Patent 3,395,711 (1971.7.27)
5. J.Beswick : Metallurgical transaction A volume 15 A (February 1984) 299-306
6. T.R.Mcnelley, M.R. Edwards, A. Doig, D.H. Boone, and C.W. Schultz : Metallurgical transactions A volume 14 A July (1983) 1427-1433
7. C.A. Stickels : Metallurgical transactions A volume 5 April (1974) 865-874
8. R.A.Grange : Metallurgical transaction volume 2 January (1971) 65-78
9. R.A.Grange : Transaction ASM, volume 59 (1966) 26
10. J.M.Wallbridge and J.Gordon parr : J Iron steel inst Vo 1. 245(1967) 750
11. C.A.Stickels : WEAR, 98(1984) 199-210
12. 과학기술처 : 파손방지 측정기술 개발(KSRI -89-83-IR)P 61-92

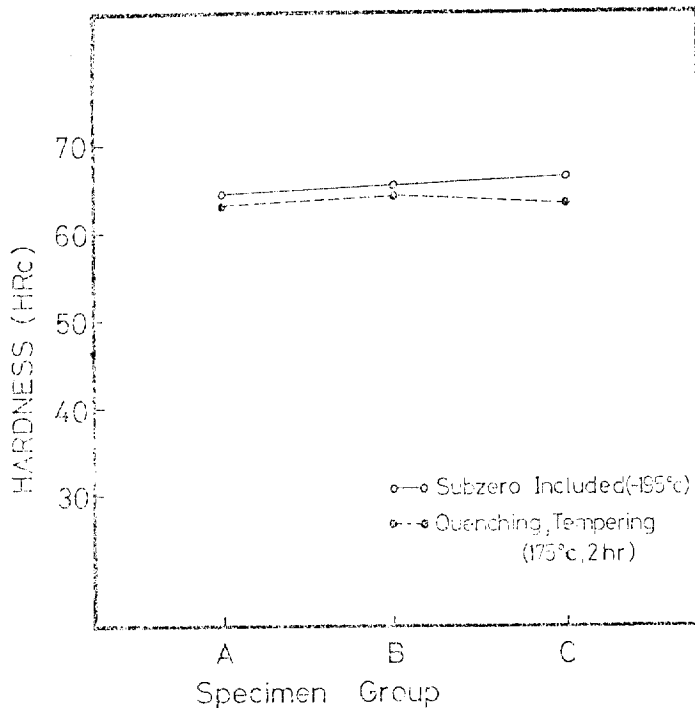


Fig. 6. Hardness according to heat treatment cycle.