

## 論 文

0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 析出硬化形熱間工具鋼の  
靱性におよぼすミクロ組織の影響

奥 野 利 夫\*

The Effect of Microstructure on the Toughness of the 0.2C-3Cr-  
W-Mo-V-Co Precipitation Hardening Hot Work Alloy Tool Steel

Toshio OKUNO

## Synopsis:

The effect of bainite structure on the toughness of the 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co steel was investigated. The results obtained are as follows:

(1) The granular upper bainite structure, which was obtained by quenching at a rate of the half temperature time of 60 min provided the following superior as well as inferior aspects compared to the martensite structure tempered at 400°C. (i) Inferior aspects are lower plane strain fracture toughness and higher transition temperature in charpy impact testing. (ii) Superior aspects are lower fatigue crack propagation rate, higher upper shelf energy in charpy impact testing, and higher uniform elongation in tensile testing.

(2) Microstructural factors dominant to the above behavior on the toughness of bainite could be summarized as follows. (i) Larger width of granular bainite grain and larger size of microstructural unit relevant to the effective grain size increase the cleavage fracture sensitivity. (ii) Excessively stable retained austenite located both along grain boundaries and in grains improves the toughness. (iii) Suppressed precipitation of  $M_3C$  carbide improves the toughness.

(3) When this bainite structure was tempered at higher temperatures of 550 to 650°C, this structure showed the lower toughness than the martensite structure because of reasons of higher distribution density of fine MC and  $M_2C$  carbide precipitates, etc.

## 1. 緒 言

低C析出硬化形熱間工具鋼は熱間プレス鍛造型用鋼として広く使用されている。本鋼はベイナイト組織鋼で、焼入後 400°C 付近の低温焼もどしで Hb 388~401 の硬さとなり、型彫加工後使用される。使用中の昇温により型表面のみ析出硬化し、軟らかい芯部との組み合わせにより熱間金型としての用途に耐える。

熱間鍛造用金型は表面部の損耗あるいはクラックの内部への進展により寿命に達する<sup>1)</sup>が、前者の表面損耗に対しては高温強度が、後者のクラックの内部への進展に対しては芯部の靱性が重要である。本系鋼の特性解明はかなり進んでいるが、ベイナイト組織そのものとこれら特性との関係についての検討は十分とは言えない。以上の観点より、先にベイナイト組織と高温強度特性についての検討結果を報告した<sup>2)</sup>。本報では同じく 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 鋼について、ベイナイト組織と靱性との関係を検討した結果を報告する。

従来、ベイナイト組織と靱性との関係については、構造用合金鋼に関して多くの研究があり、組織の分類<sup>3)</sup>、衝撃試験における遷移温度による評価とへき開型破壊の破面単位に対応する有効結晶粒<sup>4)</sup>、炭化物分布<sup>5)6)</sup>、さらに基地の本質的な延性<sup>7)</sup>など関係因子の整理が行われており、高温域で生成した上部ベイナイトに対するマルテンサイト、低温域で生成したベイナイトの優位性が示されている<sup>8)9)</sup>。

一般に熱間鍛造用金型の割れは、(I)初期クラックの発生、(II)繰り返し応力下でのクラックの進展、(III)クラックがある限界深さに達した段階での大割れの3段階に分けられる<sup>1)</sup>。本研究では上記(II)、(III)の段階を対象とし、(II)については疲労クラック進展特性試験、(III)については破壊靱性試験による評価を行い、また衝撃遷移特性、引張試験における延性による評価を併用し、ベイナイト組織と靱性との関係を、とくに急冷によつて得たマルテンサイト組織の場合と対比しつつ検討した。

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 9 月 1 日受付 (Received Sept. 1, 1981)

\* 日立金属(株)安来工場冶金研究所 (Metallurgical Research Laboratory, Yasugi Works, Hitachi Metals Ltd., 2107-2 Yasugi-cho Yasugi 692)

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%).

C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co
0.22	0.47	0.73	0.85	2.75	0.65	1.87	0.40	1.05

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料

試料は 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 鋼で、化学組成を Table 1 に示す。素材断面寸法は 300 mm × 300 mm で、弧光式電気炉で溶製し、鍛錬成形比 6 以上に熱間成形し、850°C で焼なまし処理した。各試験片の採取位置は中心と隅角との中間位置で、鍛伸方向に試験片を採取後、熱処理を実施した。

### 2.2 実験方法

#### 2.2.1 実験項目

(1) 980°C × 30 min オーステナイト化後の焼入冷却速度とベイナイト組織、残留オーステナイトと平面歪み破壊靱性値 (以下破壊靱性値)  $K_{IC}$  の挙動を調査した。(2) オーステナイト化温度、サブゼロ処理と破壊靱性値  $K_{IC}$  の挙動を調査し、結晶粒度、残留炭化物、残留オーステナイト等の影響を調べた。(3) 半冷時間 60 min の焼入冷却の場合のベイナイト組織について、400°C 焼もどしにおける疲労クラック進展特性、衝撃遷移特性、700°C までの各焼もどし温度および試験温度と引張性質、シャルピー衝撃値の挙動を調査した。(4) 上記機械的性質の調査と併せて、電顕による組織、破面の観察を行った。残留炭化物分布状況は映像分析計により、残留オーステナイト量は X 線法により測定した。

#### 2.2.2 試験片、試験方法

(1) 破壊靱性試験 : ASTM E 399 Compact tension 試験片 ( $W=30.0$  mm) を用いた。(2) 疲労クラック進展特性試験, (a) 切り欠き疲労クラック進展性試験 ; 破壊靱性試験片と同一仕様の試験片を用い、同様に予備クラックを入れたのち、550 kg $\geq$ 20 kg, 5 cycle/s の繰り返し引張荷重を与え、繰り返し回数に対するクラックの

深さを調査し、進展性を評価した。(b) 小野式回転曲げ疲労試験 ; 平行部径 10.0 mm の平滑試験片を用い、S-N 曲線を求めた。回転速度は 3 000 rpm である。

(3) 衝撃遷移特性試験 ; 2 mm 深さ V ノッチシャルピー試験片を用い、20~300°C で試験を行い、破面、エネルギー遷移挙動を調査した。(4) 引張試験 ; 常温、高温とも平行部径 6.35 mm の試験片を用い、破断までの全伸び算出は標点距離 25.4 mm によつた。また、加工硬化性大小の目安として最大荷重に達するまでの伸び (均一伸び<sup>8)</sup>) を測定した。この場合の標点距離は 35.0 mm である。

## 3. 実験結果

### 3.1 焼入冷却速度とベイナイト組織挙動

980°C × 30 min オーステナイト化後、油冷、半冷時間 30 min, 60 min で連続冷却した場合の二段レプリカ電顕像を Photo. 1 に示す。本鋼はベイナイト化傾向が強く、油冷ではマルテンサイト + 若干の下部ベイナイト (ベイナイト粒内に炭化物の析出をともなう) であるが、空冷ではベイニティックフェライト型のラス状上部ベイナイト (ラス境界に炭化物の析出をともなわない、B-I 型に相当<sup>9)</sup>) となる。半冷時間 10~15 min 以上の実用焼入冷却速度では、B-I 型ではあるが、ラス幅は増大し、塊状傾向<sup>9)</sup> を呈し、粒界、粒内に片状の未変態残留オーステナイトないしこれの低温での変態生成物の分布を伴う。半冷時間 10~60 min で大きな差異はみられない。残留オーステナイト定量の結果は、油冷 : 4.4%, 半冷時間 60 min : 15.5%, 透過電顕観察より、マルテンサイトの平均ラス幅は 0.25  $\mu$  で小さく、半冷時間 60 min の上部ベイナイト粒の平均幅は 1.0  $\mu$  である。油冷および半冷時間 60 min の場合の光学顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。油冷によるマルテンサイトの場合のほぼ平行にならんだラスの束の大きさに対し、半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイトの場合の同一方向

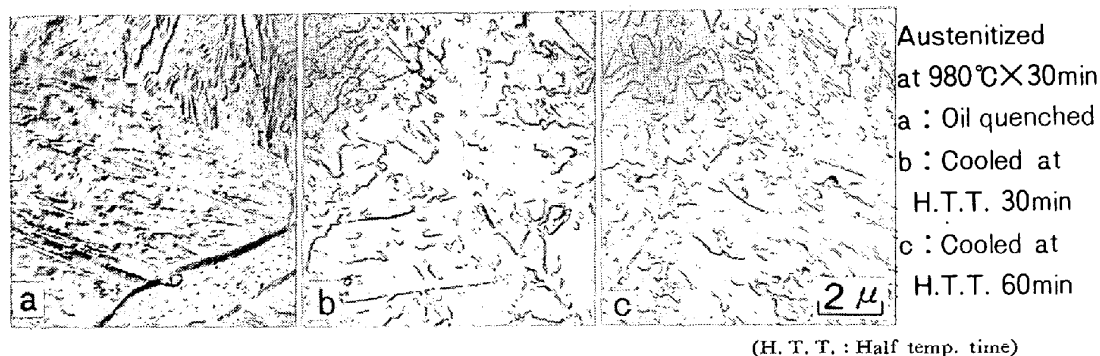
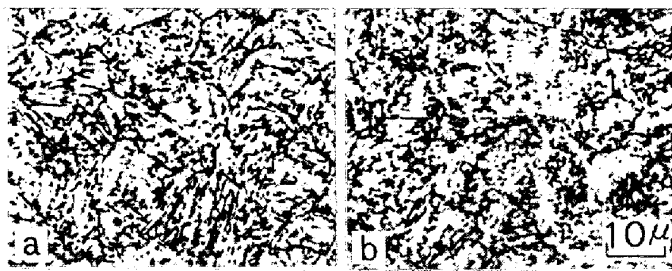
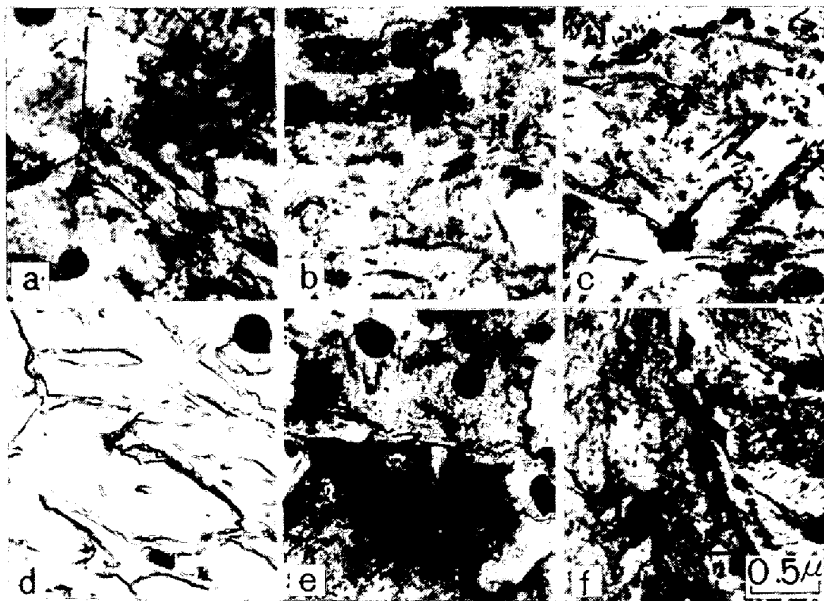


Photo. 1. Electron replicated micrographs of specimen transformed during oil quenching and continuous cooling at the rate of the half temp. time being 30 min and 60 min.



Austenitized  
at 980°C×30min  
a : Oil quenched  
b : Cooled at  
H.T.T. 60min  
(H.T.T. : Half  
temp. time)

Photo. 2. Optical micrographs of specimen transformed during oil quenching and continuous cooling at the rate of the half temp. time being 60 min.



Austenitized at  
980°C×30min  
a~c : Oil quenched  
a : ⊕400°C  
b : ⊕575°C  
c : ⊕650°C×2h  
d~f : Cooled at  
H.T.T. 60min  
d : ⊕400°C  
e : ⊕575°C  
f : ⊕650°C×2h  
(H.T.T. : Half temp.  
time)  
(⊕ : Tempering)

Photo. 3. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimen after oil quenching and continuous cooling at the rate of the half temp. time being 60 min.

にならんだベイナイト粒の束の大きさは明らかに大きい。へき開型破壊における破面単位に相当する有効結晶粒は、上記束、バンドルに相当またはこれに含まれる Co-variant パケットの大きさに対応するとされており<sup>4)</sup>、上部ベイナイトの方が有効結晶粒径に対応する組織単位が大きいと判断される。

### 3.2 焼もどし温度と炭化物の析出、凝集挙動

油冷によるマルテンサイト主体の組織、半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイト組織の各試料を 400, 575, 650°C に各 2 h 焼もどした場合の挙動を抽出レプリカ電頭組織により観察した結果を Photo. 3 に示す。詳細は既報<sup>2)</sup> のとおりであるが、(a) 400°C 焼もどしでは、マルテンサイト<sup>†</sup> の場合、粒界、ラス境界を主体に棒状あるいは密集棒状の  $M_3C$  およびその前段階の炭化物が生成しているのに対し、上部ベイナイト<sup>†2)</sup> の場合炭

化物の析出を生じない。(b) 析出硬化段階の 575°C 焼もどしでは、全面に強化に寄与する微細な特殊炭化物の雲状 (Cloud-like<sup>10)</sup> の析出分布がみられるが、マルテンサイトの場合  $M_3C$  の残存がみとめられ、微細炭化物の分布密度は上部ベイナイトの方が大きい。(c) 凝集段階の 650°C 焼もどしでは、マルテンサイトの場合  $M_3C$  自体の粒状化、 $M_3C \rightarrow M_7C_3$  in situ 変態による粒状  $M_7C_3$  の生成、密に分布するラス境界を主体に  $M_6C$  の析出、凝集が進み、強化に寄与する微細な析出炭化物  $MC$ ,  $M_2C$  の分布密度は明らかに減少している。上部ベイナイトの場合  $M_3C$  の析出がなく、 $M_3C \rightarrow M_7C_3$  in situ 変態を生ぜず、また、 $M_6C$  析出、凝集の核となる上部ベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトのそれより格段に少なく、 $M_6C$  の析出、凝集が遅れ、微細炭化物の分布密度は相対的に大きい。逆に、粒界への優先析出傾向は相対的に大きい。

### 3.3 破壊靱性値 $K_{IC}$ の挙動

980°C×30 min オーステナイト化後の焼入冷却速度と

† 油冷によるマルテンサイト処理

†2 半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイト処理の意味であるが、簡略化のため、それぞれマルテンサイト、上部ベイナイトと表示した。以下同様に表示を行った。

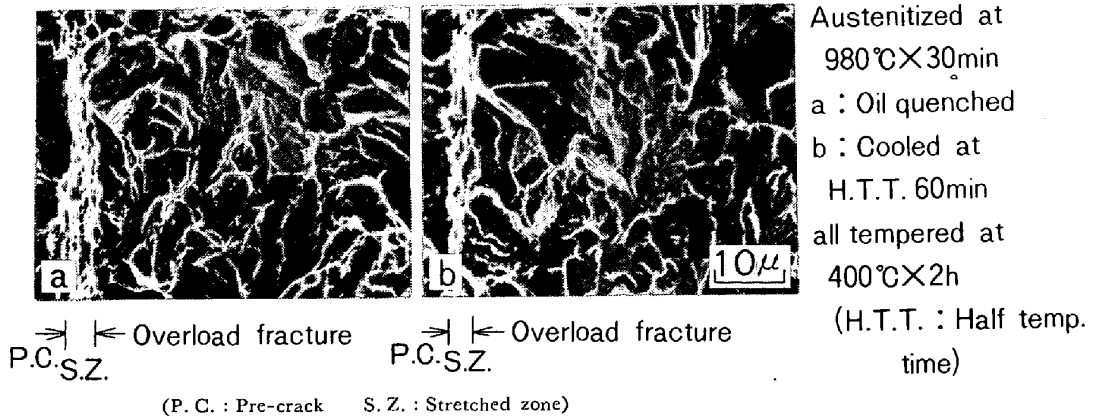


Photo. 4. Scanning electron micrographs of fractured surfaces adjacent to fatigue pre-cracks of specimens after plane strain fracture toughness testing.

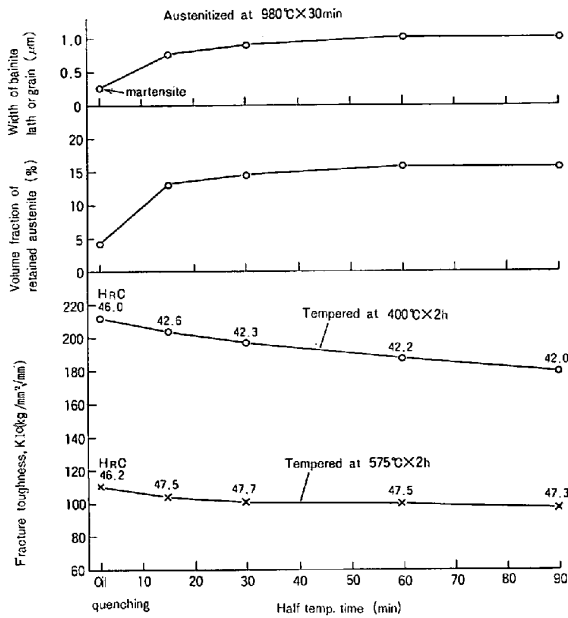


Fig. 1. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on plane strain fracture toughness,  $K_{IC}$ , volume fraction of retained austenite and width of bainite lath or grain.

$K_{IC}$  の関係を Fig. 1 に示す。残留オーステナイト量およびマルテンサイトのラスおよびベイナイト粒の平均幅を併記した。400°C 焼もどしの場合  $K_{IC}$  は油冷によるマルテンサイトがもっとも高く、冷却速度の減少にしたがつて低くなる。また、予備疲労クラック部との境界部を含めた破面の走査顕像を Photo. 4 に示す。ストレッチゾーン幅<sup>11)12)</sup>は  $K_{IC}$  の高い油冷によるマルテンサイトの方が半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイトよりも大きい。へき開型の不安定破壊部の破面単位は上部ベイナイトの方が大きく、前記マイクロ組織の挙動と対応しており、また微細な起伏が少ない。575°C 焼もどしの場合、全般的に値が低くなるが、マルテンサイトの方が相対的に  $K_{IC}$  は高い。Fig. 2 にオーステナイト化

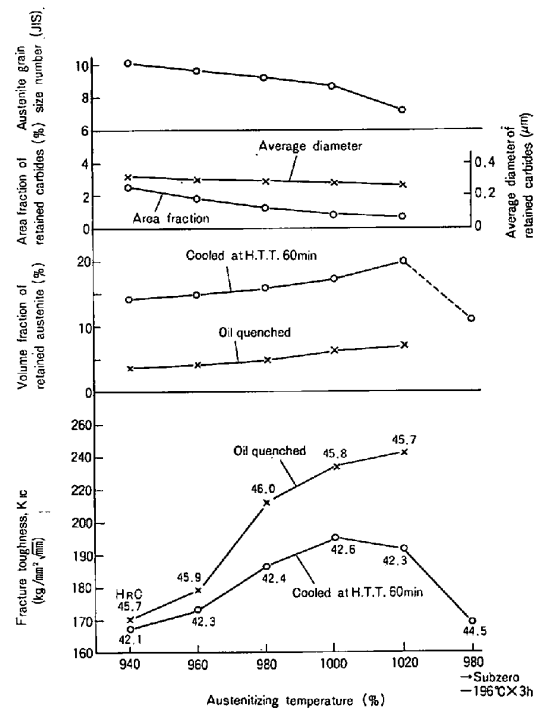


Fig. 2. Effect of austenitizing temperature and subzero treatment on plane strain fracture toughness,  $K_{IC}$ .

温度およびサブゼロ処理 (-196°C x 3 h) による  $K_{IC}$  の挙動を示す。オーステナイト化温度の上昇とともに結晶粒径、残留オーステナイト量の増大、残留炭化物面積率の減少をまねき、上部ベイナイトでは 1000°C 焼入で  $K_{IC}$  は最大を示し、一方マルテンサイトでは温度の上昇とともに増加を続ける。サブゼロ処理により残留オーステナイトの減少 (15.5→10.5%) と硬さの上昇をまねき、 $K_{IC}$  は明らかに減少する。

### 3.4 疲労クラックの進展特性

#### (1) 切り欠き疲労クラック進展性試験結果

油冷および半冷時間 60 min で焼入後、400°C x 2 h 焼もどし処理した試料についての試験結果を Fig. 3 に

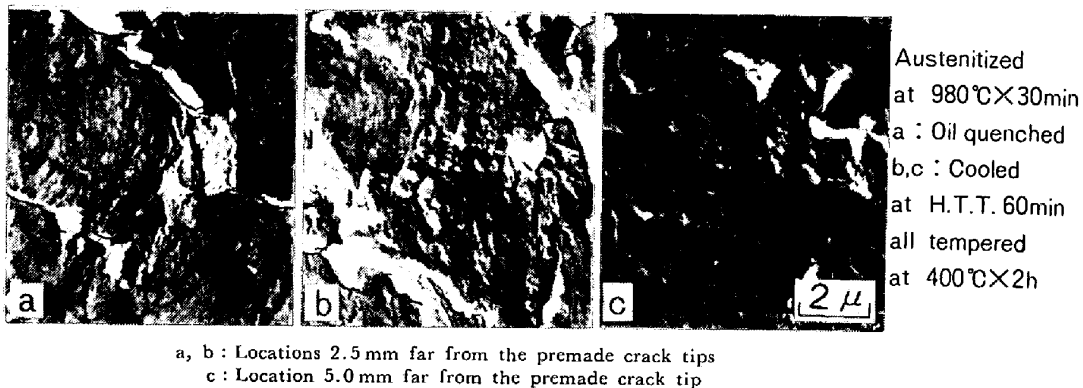


Photo. 5. Electron replicated micrographs of fractured surfaces of specimens after fatigue crack propagation testing.

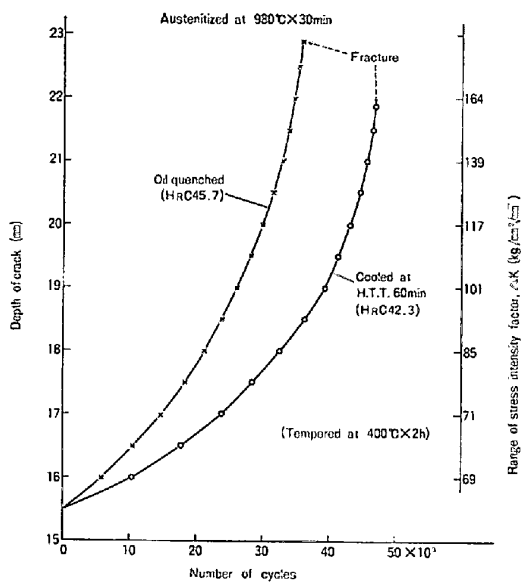


Fig. 3. Results of fatigue crack propagation test.

示す。クラック深さの増大 ( $\Delta K_{II}$ ) の増大) とともにクラックの進展速度は増加しているが、半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイトの方が全体としての進展速度は小さい。このため、へき開型破壊に移行する限界のクラック深さは  $K_{IC}$  の低い上部ベイナイトの方が浅いが、総繰返し回数は上部ベイナイトの方が大きい。Photo. 5 に疲労クラック 2.5 mm, 5.0 mm 進展部の破面像を示す。疲労破面特有のストライエーションがみとめられ、その間隔はクラックの深さの増大とともに増加しており、Fig. 3 から求められるクラックの進展速度とほぼ対応している。

(2) 小野式回転曲げ疲労試験結果

試験結果を Fig. 4 に示す。平滑試験片による本結果でも、破壊に至るまでの繰返し回数は上部ベイナイトの方が大きい。この場合も、破面観察より、上部ベイナイトの方がへき開型破壊に至るまでの疲労クラック進展深さそのものは浅いことが確認された。

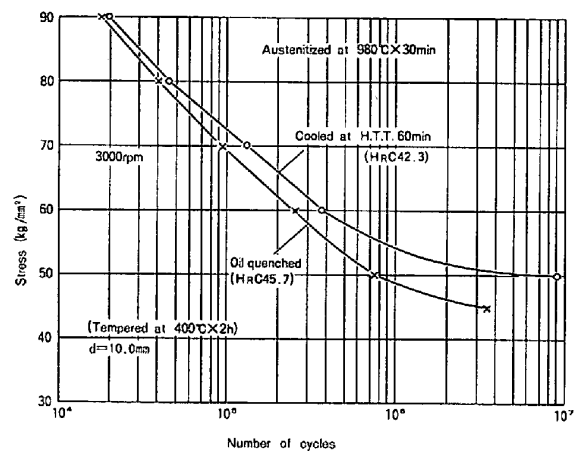


Fig. 4. Results of rotating beam fatigue test.

3.5 引張性質、衝撃値

3.5.1 焼もどし温度と引張性質、衝撃値の挙動

Fig. 5 に焼もどし温度と引張性質および衝撃値の挙動を示す。550°C 以下では半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイトの方が比例限、耐力は低いが全伸びは大きく、一方 550~600°C 焼もどしでは比例限、耐力は極大を示し、マルテンサイトと同等となるが全伸びは減少し、両者はほぼ同一となる。600°C を越えると上部ベイナイトの方が強度は高く、逆に全伸びは小さくなる。加工硬化性大小の目安としての均一伸びは 600°C 以下で上部ベイナイトの方が大きく、これは比例限に対する引張強さの上昇の程度がマルテンサイトよりも大きいことに対応しており、最大引張強さは上部ベイナイトの方が高い。衝撃値については、微細な特殊炭化物の析出が開始する 500°C 以上で減少するが、上部ベイナイトの方が減少の程度が大きく、焼もどし温度の上昇とともに回復も高温側にずれる。すなわち、上部ベイナイトの場合、比例限、耐力の挙動とは逆に微細な特殊炭化物の析出が進まない低い焼もどし温度域での延性はまさっており、逆に析出の進む高い焼もどし温度域での延性は相対

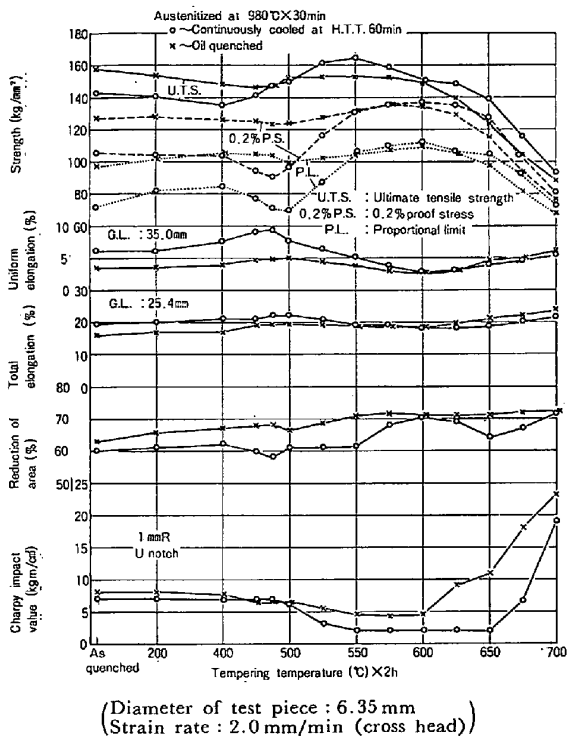


Fig. 5. Effect of tempering temperature on tensile mechanical properties and Charpy impact value.

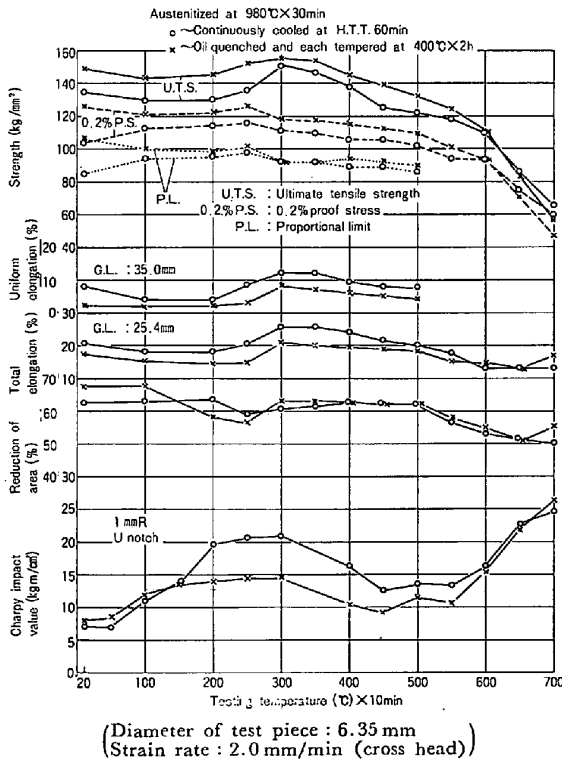


Fig. 6. Effect of testing temperature on tensile mechanical properties and Charpy impact value.

的に低く、衝撃値も明らかに低くなる。

3.5.2 試験温度と引張性質、衝撃値の挙動

Fig. 6 に焼入れ-400°C 焼もどし後の試験温度と引張性質、衝撃値の関係を示す。全伸びは 550~650°C 以下

で強度とは逆に上部ベイナイトの方が高く、かつ 300~350°C で全伸び、均一伸びとも最大を示すが、増加の程度は上部ベイナイトの方が大きい。同時に引張強さも最大を示すが、増大の程度は均一伸びの挙動と対応して上部ベイナイトの方が大きく、マルテンサイトの場合の引張強さに接近している。

一方、Uノッチ衝撃値は常温では上部ベイナイトの方がやや低く、また、両組織の場合とも 250~300°C で最大を示し、その値は上部ベイナイトの方が明らかに高い。

3.5.3 衝撃遷移特性

Vノッチシャルピー試験片による 20~300°C の衝撃値を Fig. 7 に示す。また、破面の走査電顕像を Photo. 6 に示す。50% 脆性破面遷移温度は油冷によるマルテンサイトでは 100~150°C、半冷時間 60 min の冷却による上部ベイナイトでは 150~200°C であり、マルテンサイトの方が低温側にあるが、上部 Shelf エネルギー値は上部ベイナイトの方が高い。衝撃値が最大を示す 250~300°C をはじめ、150~200°C 以上の延性破面域における破面形態は、マルテンサイトの場合極微のディンプルの密集部が混在するのに対し、上部ベイナイトの方がディンプルの大きさが一様で、その径が大きい。

4. 考 察

半冷時間 60 min など実用焼入冷却条件で得られる上部ベイナイトの特徴は、(1) 焼入組織に関しては塊状化、有効結晶粒径に対応する組織単位の増大、Cを濃化した多量(約 15%)の残留オーステナイトの生成<sup>2)13)14)</sup>、(2) 焼もどしにおいては M<sub>3</sub>C の析出がなく、M<sub>3</sub>C→M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> in situ 変態が抑制され、この結果、マルテンサ

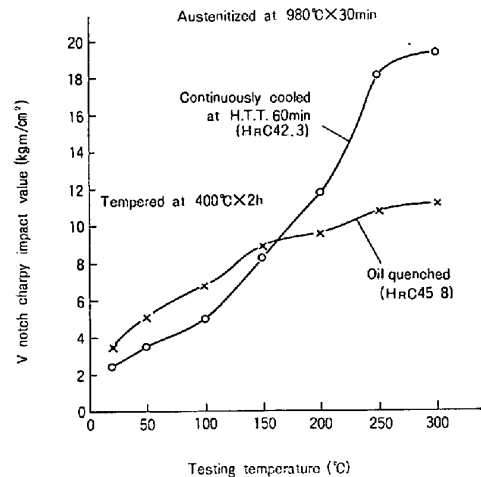
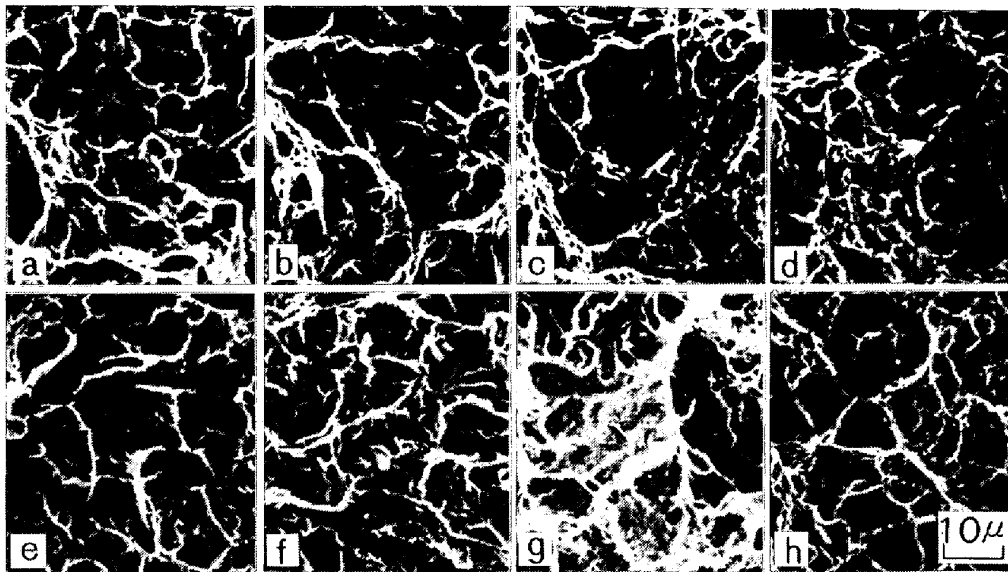


Fig. 7. Effect of testing temperature on V notch Charpy impact value.



Austenitized at 900-C×30 min  
 a ~ d : Oil quenched  
 e ~ h : Continuously cooled at H. T. T. 60 min and all tempered at 400°C×2 h  
 Testing temperature :  
 a, c; 20°C b, f; 100°C c, g; 150°C e, h; 200°C

Photo. 6. Scanning electron micrographs of fractured surfaces of v notch charpy impact specimens after testing at various temperature.

イトに対比して MC,  $M_2C$  等強化に寄与する微細炭化物の析出量の増大と均一分布, 凝集抵抗の増大が得られること, (3)凝集段階の析出炭化物,  $M_6C$  等の析出位置については, 粒界析出傾向が相対的に大きいこと, などである。これらの組織挙動が靱性, 延性に与える影響について考察を行った。

(1) 破壊靱性値  $K_{IC}$  は, 塊状上部ベイナイト化により, 硬さ, 耐力の低下にもかかわらず, マルテンサイトよりも低値を示すが, これはへき開型不安定破壊に先立つストレッチゾーンの幅など破面観察からも裏付けられた。上部ベイナイトの場合, 焼入温度の上昇による  $K_{IC}$  の増大は残留炭化物の減少の影響を含むと考えられるが, 残留オーステナイト量の一層の増加もその原因と考えられ, サブゼロ処理による  $K_{IC}$  の減少はこれを裏付けている。

なお, マルテンサイトの場合, 焼入温度の上昇による結晶粒径の増大, また, 残留オーステナイトの増加は少量であることなどにもかかわらず,  $K_{IC}$  は顕著に増大を続ける結果を得たが, 別途実施したシャルピー衝撃試験では, マルテンサイト, 上部ベイナイトとも 980~1000°C で衝撃値は最大を示した。高温からのマルテンサイト焼入れによる  $K_{IC}$  の増大と, シャルピー衝撃値の低下については, R. O. RICHIE<sup>16)</sup> らが 4340 鋼について, クラックあるいはノッチ先端の塑性域の大きさと結晶粒の大きさとの関係で説明を試みている。その他高温から

のマルテンサイト焼入れによる  $K_{IC}$  の増大については, G. Y. LAI<sup>16)</sup> ら, D. WEBSTER<sup>17)</sup>, 武井, 中佐<sup>18)</sup> の報告があり, マルテンサイト境界のフィルム状残留オーステナイト<sup>16)</sup>, 残留オーステナイト量の増大<sup>17)18)</sup> の面より説明が試みられているが, これらの点については別途検討したい。

本鋼の場合, 塊状上部ベイナイト化により総合効果として  $K_{IC}$  は減少するが, これにとまらぬ多量の残留オーステナイトによる改善効果を含んでいる点が注目される。

つぎに, 析出硬化域の 575°C 焼もどしの場合も上部ベイナイトの方が  $K_{IC}$  の値は低いが, これは塊状化, 有効結晶粒径に対応する組織単位の増大など, 前記要因ならびに微細析出炭化物の分布密度が大きいことが原因と考えられる。

(2) 疲労クラック進展特性に関し, (a) 切り欠き疲労クラック進展試験結果では, Photo. 5 にみられるようにストライエーション間隔はマルテンサイト幅相当で, 上部ベイナイト粒幅やこれにとまらぬ片状残留オーステナイトの平均寸法よりも小さい。上部ベイナイトの方がクラック進展速度が小さい点について破面断面のミクロ観察により組織との関連性を検討したが, 明確な対応性を見出すには至らなかった。

一方, (b) 平滑試験片による回転曲げ疲労試験結果においても, 上部ベイナイトの方が破断寿命が大きく, 耐

久限も高い結果を得た。A. S. TETELMAN<sup>19)</sup>は、平滑試験片による高サイクル疲労（たとえば  $10^5$  サイクル）の場合、疲労寿命に占めるクラック発生段階の割合が大きく、低サイクル疲労ではクラック進展段階が寿命の大部分を占めると指摘している。(a)の切り欠き疲労クラック進展性試験の結果を併慮して、本試験の場合、発生、進展にわたって上部ベイナイトの方が繰り返し回数が大きかつたと推察される。

疲労寿命におよぼす残留オーステナイトの影響についての検討例としては、軸受鋼の転動疲労に関し、数%の残留オーステナイトの含有で最大寿命を与えるとの矢島、宮崎、杉山、寺島らの報告<sup>20)</sup>があり、硬球走行面上で、加工作用による残留オーステナイト→マルテンサイト変態にもとづく高い硬さが効果的に働いたと推定されている。また、H. E. FRANKEL<sup>21)</sup>らは、本鋼よりも高い硬さレベルでの4340鋼や軸受鋼の回転曲げ疲労試験に関し、残留オーステナイトは疲労寿命を低下させると報告しているが、その原因を繰り返し応力下での試験片表面部での残留オーステナイト→マルテンサイト変態に起因するマイクロクラックの発生により、クラック発生までの繰り返し回数を低下させるためと推定しており、上記に関連する加工硬化そのものが疲労強度を低下させるとの立場はとっていない。一方、A. S. TETELMAN<sup>19)</sup>らは、加工硬化は負荷時のクラックをはやく鈍化させ、1サイクルあたりの進展速度を小さくすると指摘している。本実験においては、(a)、(b)の場合とも疲労破面上の残留オーステナイトはX線法による測定の結果、マルテンサイト、上部ベイナイトの場合とも検出されず、クラック進展の段階で分解していることがみとめられた。この場合、Cを濃化した残留オーステナイトを多く伴っていた上部ベイナイトの方がより大きな加工硬化を生じたものと推察され、これによる進展速度の低減作用が考えられる。また、疲労クラックの進展速度に影響する因子として、開口時のクラック先端部に生じた引張りの塑性歪みに起因するクラックの閉口現象<sup>11)22)</sup> (crack closure) が報告されており、これは強度の低い方がいちじるしく、有効応力拡大係数をより減少させ、疲労強度を高める効果をもたらすとされている。本実験結果に関し、上部ベイナイトの方が明らかに耐力が低いが、これがクラックの閉口現象を相対的に大きくしたことが考えられる。

一般的に同系統の材料では、最初期、最終期を除き、疲労クラックの進展速度  $dl/dN$  は  $\Delta K$  に対しては同一の挙動を示すと報告されており<sup>11)23)24)</sup>、組織の影響もあると一部指摘されている<sup>25)</sup>。本研究結果では、上部ベ

イナイトの方が疲労クラック進展速度が小さい結果を得ており、その原因をマイクロ組織のみから明確に裏付けることはできなかつたが、上記加工硬化、クラックの閉口現象等を通じて、クラック先端のすべり変形挙動に影響し、総合効果として1サイクルごとのクラック進展距離が相対的に小さくなつたと推察される。

(3) Vノッチシャルピー試験結果に関し、50%脆性破面遷移温度以上の温度域において、吸収エネルギーは上部ベイナイトの方が高く、ディンプルの形態に差がみられたが、ディンプル形態と靱性との関係については、たとえばD. WEBSTER<sup>17)</sup>は0.16C-14Cr-Mo-V-Coマルテンサイト鋼について、焼入温度の低下は $K_{IC}$ の減少をまねき、破面上の細かいディンプルが増加することを報告しており、また、荒木、中島、辛、佐川<sup>6)26)</sup>らは、強靱鋼の衝撃遷移曲線の上部Shelfエネルギー値に関し、析出物の減少によりディンプルの大きさの増加とエネルギー値の増大をみとめている。小寺沢<sup>11)</sup>、寺崎<sup>27)</sup>も同様の指摘を行つている。本実験結果では、マルテンサイトの場合、400°C焼もどしにおいて、粒界、ラス境界に $M_3C$ の析出を生じており、これが結果的に、延性破面温度域においてディンプルの不均一な発生と発達をまねき、吸収エネルギーを相対的に低くするよう作用したと考えられる。一方、上部ベイナイトの場合、 $M_3C$ の析出がなく、均一なディンプル生成をまねき、残留オーステナイト量が多く、耐力も低いことによつてディンプルの十分な発達をもたらし、吸収エネルギーをマルテンサイトのそれよりも高くしたものと考えられる。

なお、Uノッチシャルピー衝撃値に関し、析出硬化温度575°Cでの焼もどしにおける衝撃値がマルテンサイトのそれより低い原因は $K_{IC}$ におけると同様と考えられる。

650°C焼もどしでマルテンサイトの場合の衝撃値の回復が進んでいるのに対し、上部ベイナイトの場合のそれが遅れているのは、微細析出炭化物の分布密度が依然大きいことおよび $M_6C$ 等の粒界への優先析出傾向が大きいことによると思われる。

(4) 静的引張試験における延性におよぼす焼もどし温度の影響に関しては、均一伸びは600°C以下で上部ベイナイトの方が高いが、これはCを濃化した残留オーステナイトの存在による加工硬化性の増大によるものと考えられる。均一伸びは475°C付近で最大となり、500°C以上で減少するが、これは既報<sup>2)</sup>の通り特殊炭化物の整合析出による加工硬化性の減少<sup>28)</sup>に対応するものと思われる。

また、試験温度300~350°Cでの上部ベイナイトの均



伸びの顕著な増大は、既報<sup>2)</sup>の通り恒温ベイナイト変態のノーズ温度に相当し、引張変形中における残留オーステナイト→ベイナイト変態の生起による加工硬化性の増大に対応するものであり、引張強さの顕著な増大をまねいている。なお、上部ベイナイト化と上記静的引張試験における延性値の挙動は、 $K_{IC}$  値や衝撃試験における遷移挙動など、破壊形態のことなる特性とは直接的な対応は示さない。

## 5. 結 言

0.2 C-3 Cr-W-Mo-V-Co 析出硬化形熱間工具鋼について、ベイナイト組織の挙動と、これが靱性におよぼす影響をマルテンサイト組織と対比して検討し、以下の結果を得た。

1) 半冷時間 10 min 以上の実用焼入冷却速度で、15% 前後の残留オーステナイトを伴ったベイニティックフェライト型の塊状上部ベイナイト組織 (B-I 型) となる。

2) このベイナイトは標準の 400°C 焼もどしにおいて、マルテンサイトに対比して、

(i) 平面歪破壊靱性値  $K_{IC}$  は低く、衝撃破面遷移温度は高く、へき開型破壊への感受性は大きい、疲労クラック進展速度は小さい。

(ii) 衝撃遷移曲線における上部 Shelf エネルギー値は高い。

(iii) 静的引張試験における延性、とくに均一伸びが大きい。

3) 上記機械的性質を支配するミクロ組織的因子は、

(i) マルテンサイトラス幅に対するベイナイト粒幅の増大、有効結晶粒径に対応する組織単位の増大によるへき開型破壊感受性の増大

(ii) 粒界、粒内への多量の安定な残留オーステナイトの生成分布

(iii) 400°C 焼もどしで、粒界、粒内への  $M_3C$  炭化物の析出を生じないこと、に集約される。(i)の靱性低減効果と(ii)、(iii)の改善効果、これに関連して耐力低下による改善効果等の総合効果として上記靱性挙動を示す、との判断を行った。

4) 特殊炭化物の析出と凝集のすすむ、たとえば 550~650°C 焼もどしにおいて、強度とは逆に平面歪み破壊靱性値  $K_{IC}$ 、衝撃値や静的引張試験における伸びはマルテンサイトよりも低い。この原因は残留オーステナイトの分解、強化に寄与する微細析出炭化物の分布密度と凝集抵抗が大きく、かつ凝集段階において、 $M_6C$  等の粒界への優先析出傾向が強いことなどによるとの判断を行

った。

以上、熱間金型材料用として、本鋼の実用焼入冷却速度で得られる上部ベイナイトは靱性面で安定なオーステナイトとの共存が重要で、このため 400°C 前後の低温焼もどしが適当である。マルテンサイトに対して高温強度がすぐれていることは既報<sup>2)</sup>のとおりで、適切な予熱の採用により、マルテンサイトよりもすぐれた高温強度とマルテンサイトに準ずる靱性を兼備させ得ることを明確にできた。

おわりに、本論文の発表を許可された日立金属(株)、鈴木楨一専務取締役安来工場長、御指導いただいた朝位義照副工場長、冶金研究所長清永欣吾博士、実験に協力された冶金研究所瀬崎博史氏ほか各位に対し謝意を表します。

## 文 献

- 1) 奥野利夫: 第 73 回塑性加工シンポジウム予稿 (1980. 11) p. 13
- 2) 奥野利夫: 鉄と鋼, 68 (1982) 2, p. 315
- 3) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: Toward Improved Ductility and Toughness (Kyoto, Oct. 25, 26, 1971), p. 83
- 4) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義宏: Toward Improved Ductility and Toughness (Kyoto, Oct. 25, 26, 1971), p. 45
- 5) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 60 (1974) 10, p. 1483
- 6) 中島宏興, 荒木 透: 鉄と鋼, 58 (1972) 14, p. 1993
- 7) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 61 (1975) 13, p. 2839
- 8) 荒木 透: 鉄鋼材料学 (1970), p. 96 [丸善]
- 9) L. J. HABRAKEN and M. ECONOMOPOULOS: Transformation And Hardenability In Steels (Michigan, Feb. 27, 28, 1967), p. 69
- 10) E. SMITH, and J. NUTTING: JISI, (1957) 12, p. 134
- 11) 小寺沢良一: 日本金属学会会報, 14 (1975) 12, p. 899
- 12) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 64 (1978) 7, p. 1047
- 13) G. J. P. BUCHI, J. B. R. PAGE, and M. P. SIDELY: JISI (1965) 3, p. 291
- 14) R. LE HOULLIER, G. BÉGIN, and A. DUBÉ: Met. Trans., 2 (1971) 9, p. 2645
- 15) R. O. RICHIE, B. FRANCIS, and W. SERVER: Met. Trans., 7A (1976) 7, p. 831
- 16) L. Y. LAI, W. E. WOOD, R. A. CLARK, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: Met. Trans., 5 (1974) 7, p. 1663
- 17) D. WEBSTER: Trans. ASM, 61 (1968), p. 816
- 18) 武井英雄, 中佐啓治郎: 日本金属学会誌, 35 (1971) 11, p. 1067
- 19) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr. (宮本 博訳): Fracture of structural materials (構造材料の強度と破壊 2), p. 3 (1970) [培風館]

- 20) 矢島悦次郎, 宮崎 亨, 杉山敏彦, 寺島博夫: 日本金属学会誌, 36 (1972) 7, p. 711
- 21) H. E. FRANKEL, J. A. BENNETT, and W. A. PENNINGTON: Trans. ASM, 52 (1960), p. 257
- 22) J. WEERTMAN: Fatigue and Microstructure (1978), p. 303 [ASM]
- 23) 角田方衛, 内山 郁: 鉄と鋼, 63 (1977) 10, p. 80
- 24) 中沢 一, 小林英雄: 日本機械学会誌, 75 (1972) 642, p. 120
- 25) 荒木 透, 石 滋宣, 佐川竜平: 鉄と鋼, 57 (1971) 3, p. 2042
- 26) 荒木 透, 辛 孜教, 佐川竜平: 鉄と鋼, 61 (1975) 7, p. 972
- 27) 寺崎富久長: 塑性と加工, 13, (1972. 2) 133, p. 139
- 28) 幸田成康: 格子欠陥と金属の機械的性質 (合金の析出硬化) (1967), p. 252 [丸善]

## コ ラ ム

### 壬戌 (みずのえいぬ)

今年(1972)は壬戌の年、戌年ということで、正月早々から多種多様な犬がテレビの画面に登場し主人公ぶりを発揮した。犬と鉄鋼とはせいぜい首輪に関係するくらいのもので思っていたが、某大企業の社長さんの年頭の挨拶文を読んで、まんざら無関係というわけでもないのかと思つた。曰く、“戌という字は「茂」および「鉞」(まさかり)につながり、繁茂したものを削りとることを意味します。すなわち不要な枝葉を切り捨て、余分、過剰な事象に大鉞をふるうことが必要であるということであり、今年(1972)は繁を捨て簡をとる年であります”。さすがに経営者だけあつて、うまく戌年を経営方針に結びつけておられる。昨年末、大いにマスコミを賑わしているのが行政改革であつて、臨時行政調査会の報告書も近いうちに発表されることであり、この方は戌年にふさわしい年であつて欲しいと思う。

技術開発ということになると、何が枝葉であるかを見極めることは難しい。まずもつて大いに繁茂させ、澤山の枝葉のうちから将来幹となる芽を見付け出し育

てなければならぬ。鉄鋼製錬の分野では、目下、溶銑予備処理、複合吹錬、2次精錬などについて澤山の枝が繁茂しつつある状況なので戌年を迎えるのは幾分先になるかも知れない。

標題から外れそうなので辞書を引いた。漢和辞典によると「戌」は古くは「戊」(エツ, まさかり)と全く同じ字であつて12支の11番目に使われ、その音が転ずるとともに字形も変わったとある。いわゆる10干(甲乙丙…), 12支(子丑寅…)は中国古代の殷の時代に60の周期で「日」を数えるのに使われたそうで壬戌は59日目に相当する(第1日目が甲子、第60日目が癸亥)。後代になつて、12支に動物があてられ「年」あるいは「月」を呼ぶのに使われるようになったそう。すると戌の先祖は「まさかり」、そのまた先祖は鉄ということになるか? なお、10干のうちの「壬」は糸巻きの象形で、5行説の発生に伴つて「水」にあてられるようになったそう。壬は妊に通ずるとあり、へつらうという意味もあるらしい。戌にへつらう人もあるような気がするが、10干の方はほとんど使われていない。(九州大学工学部 川合保治)