

© 1984 ISIJ

# 0.2C-3Ni-3Mo 析出硬化型熱間工具鋼の靱性 および高温強度におよぼすマイクロ組織の影響

論文

奥野利夫\*

## The Effect of Microstructure on the Toughness and High-temperature Strength of 0.2C-3Ni-3Mo Precipitation Hardening Hot Work Alloy Tool Steel

Toshio OKUNO

## Synopsis:

The effects of microstructure on toughness and high temperature strength of the 0.2C-3Ni-3Mo steel were investigated.

(1) The granular upper bainite structure, which was obtained by quenching at the rate of the half temperature time of 60 min, provides the following differences in properties compared with the martensite structure.

(a) After tempering at 400°C;

(i) The plane strain fracture toughness was lower but the difference was small. (ii) The fatigue crack propagation rate was smaller. (iii) The uniform elongation in tensile testing was higher.

(b) After tempering at precipitation hardening temperature of 550~600°C, the plane strain fracture toughness and Charpy impact value were lower but the differences were small.

(c) The high - temperature strengths at the temperature higher than 600~650°C were higher.

(2) Followings are microstructural factors relating to the above three behaviors ((a)~(c)), respectively.

(a); (i) Larger effective grain size. (ii) Formation of excessively stable retained austenite located both along grain boundaries and in grains. (iii) Suppressed precipitation of  $M_3C$ .

(b); (i) Not a large increase of tendency of carbide precipitation along the grain boundaries of prior austenite. (ii) Existing of retained austenite to some extent.

(c); Suppressed agglomeration of  $M_2C$  carbides to higher temperature.

(3) This steel is superior in room temperature toughness and inferior in high temperature strength to the 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co steel.

### 1. 緒 言

0.4C-5Cr-W-Mo-V 鋼などマルテンサイト系熱間工具鋼の型材を、焼入れ後 600~650°C 前後の温度で焼もどしして、あらかじめ切削可能な硬さ（一般に HB 401 以下）とし、その後型加工して使用する方式は熱間鍛造用型について従来広く採用されてきたが、近年型寿命の向上を目的として析出硬化型熱間工具鋼の適用が進んできた。本鋼は焼入状態で HB 401 程度以下の硬さの低 C のベイナイト組織とし、析出硬化開始温度以下の 400°C 付近で焼もどし後型加工を行い、使用時の型表面部の高温への昇温を利用して型面に析出硬化を生じさせ、型寿命向上をはかるものである。

従来マルテンサイト系熱間工具鋼の特性におよぼすベイナイト組織生成の影響については研究例があり、靱性低下をもたらすことなどが報告されている<sup>1)~3)</sup>が、低 C

のベイナイト組織を基本とする析出硬化型熱間工具鋼については、ベイナイト組織にもとづく靱性、高温強度の特徴などについての基礎的解明は十分にはなされていない。

析出硬化型熱間工具鋼としては、高温強度が高い特徴を持つ 0.2C-3Cr-Mo(W)-V 系鋼と靱性が高い特徴を持つ 0.2C-3Ni-3Mo 鋼とが現在使用されている<sup>4)~7)</sup>。筆者は先に 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 鋼について、ベイナイト組織と高温強度、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基礎的に検討し、製造、使用上の指針を明らかにしたが<sup>6)7)</sup>、本報では 0.2C-3Ni-3Mo 鋼<sup>4)5)</sup>について、ベイナイト組織と靱性、高温強度の関係を基礎的に検討し、また、0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 鋼（以下 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼）との特性の差異とその原因となる組織因子について検討した結果を報告する。

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表、昭和 58 年 8 月 9 日受付 (Received Aug. 9, 1983)

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

Table 1. Chemical composition (wt%).

C	Si	Mn	Ni	Mo
0.21	0.32	0.71	3.15	3.24

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料

試料は 0.2C-3Ni-3Mo 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、鍛伸方向に平行に採取した。

### 2.2 実験方法

#### 2.2.1 ミクロ組織の観察

1000°C×30 min オーステナイト化後冷却速度を変化させた場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織の面から観察した。つぎに、半冷時間<sup>9)</sup> (以下半冷) 60 min の冷却による上部ベイナイト組織 (以下上部ベイナイト) および油冷によるマルテンサイト組織 (以下マルテンサイト) の各試料を種々の温度 (最高 700°C) で焼もどした場合の炭化物の析出、凝集挙動を抽出レプリカ電顕、X線回折、電子線回折により観察した。また、焼入焼もどしにおける残留オーステナイト量をX線法により測定した。各試験における試験片の寸法は 12 mm×12 mm×6 mm である。

#### 2.2.2 機械的性質の測定

(1) 焼入冷却速度と平面歪み破壊靱性値 (以下破壊靱性値)  $K_{IC}$  の挙動を測定した。(2) 半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイトの場合につき、(a) 700°C までの焼もどしにおける引張性質、シャルピー衝撃値、(b) 700°C までの試験温度における引張性質、シャルピー衝撃値、(c) 疲労クラック進展特性、(d) 高温クリープ破断強度 (700°C, 15 kg/mm<sup>2</sup>) を求めた。

#### 2.2.3 試験方法と試験片の形状、寸法

(1) 破壊靱性試験; ASTM E399 compact tension 試験片 (w=51.0 mm) を用いた。(2) 引張試験; 常温、高温とも平行部径 6.35 mm の試片を用い、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) を測定した。この場合の標点距離は 30.0 mm である。(3) 切り欠き疲労クラック進展性試験; 破壊靱性試験片と同種の試験片 (w=30.0 mm) を用い、同様に予備クラックを入れたのち、550 kg $\times$ 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測定した。(4) 高温クリープ破断試験; 平行部径 10.0 mm, 標点距離 50.0 mm とし、昇温 1.5 h, 均熱 1.0 h 後負荷した。

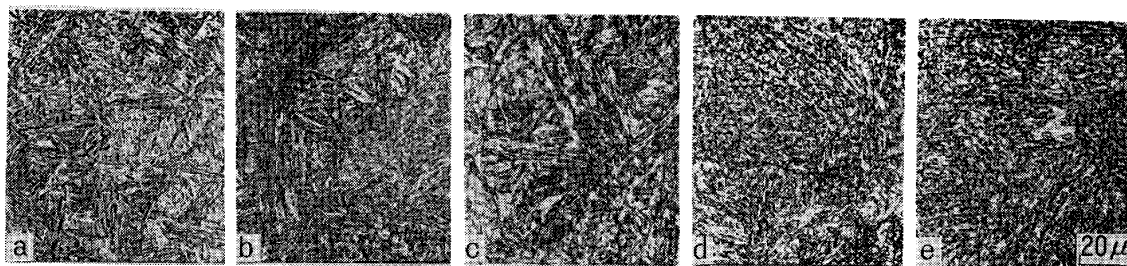
## 3. 実験結果

### 3.1 焼入冷却速度とベイナイト組織挙動

オーステナイト状態から種々の冷却速度で冷却した試料の光学顕微鏡像を Photo. 1 に、二段レプリカ電顕像を Photo. 2 に示す。油冷ではラス状マルテンサイト+少量の下部ベイナイトであるが、半冷 10 min ではマルテンサイトの場合よりも長いラスを持つたベイニティックフェライト型のラス状上部ベイナイト (B-I 型<sup>9)</sup>) を約 30% 生成し、半冷 20 min では上部ベイナイト量は 70% を越えるとともに、ラス幅を増大する。半冷 30 min では試料全面にわたつて幅の広い塊状上部ベイナイト<sup>10)11)</sup> となり、粒内、粒界に片状の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量が増加する。マルテンサイトのラス幅 0.25  $\mu$ m に対し、上部ベイナイト粒幅は半冷 10 min : 0.5  $\mu$ m, 半冷 30 min : 0.9  $\mu$ m, 半冷 60 min : 1.0  $\mu$ m となる。残留オーステナイト量は油冷 : 1.5%, 半冷 30 min : 14.0%, 半冷 60 min : 16.0% である。オーステナイト結晶粒度は JIS No. 6.5 である。

### 3.2 焼もどしにおける炭化物の析出および凝集挙動

半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷



Austenitized at 1000°C×30min a : Oil quenched b : H.T.T. 10min c : H.T.T. 20min d : H.T.T. 30min e : H.T.T. 60min (H.T.T. : Half temp. time)

Photo. 1. Optical micrographs of specimens transformed during continuous cooling at various rates from austenitizing temperature.

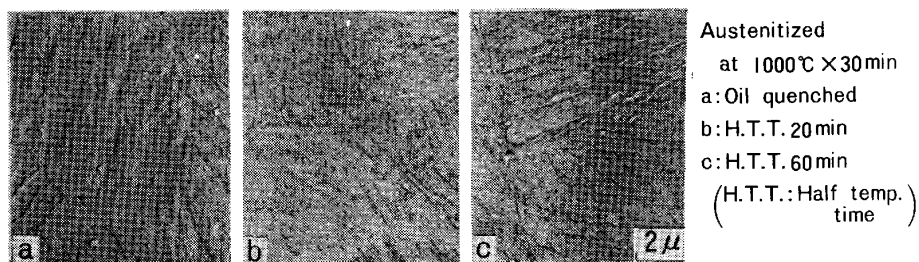


Photo. 2. Electron replicated micrographs of specimens transformed during continuous cooling at various rates from austenitizing temperature.

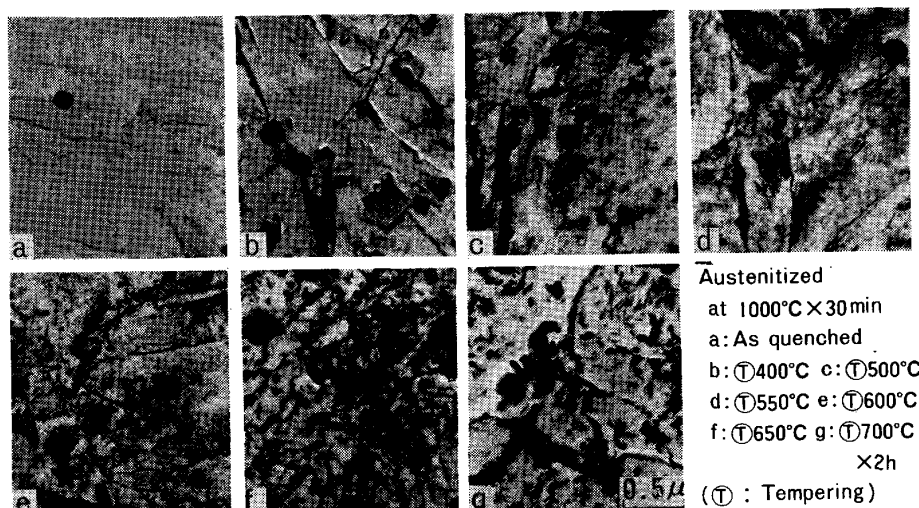


Photo. 3. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimen after oil quenching

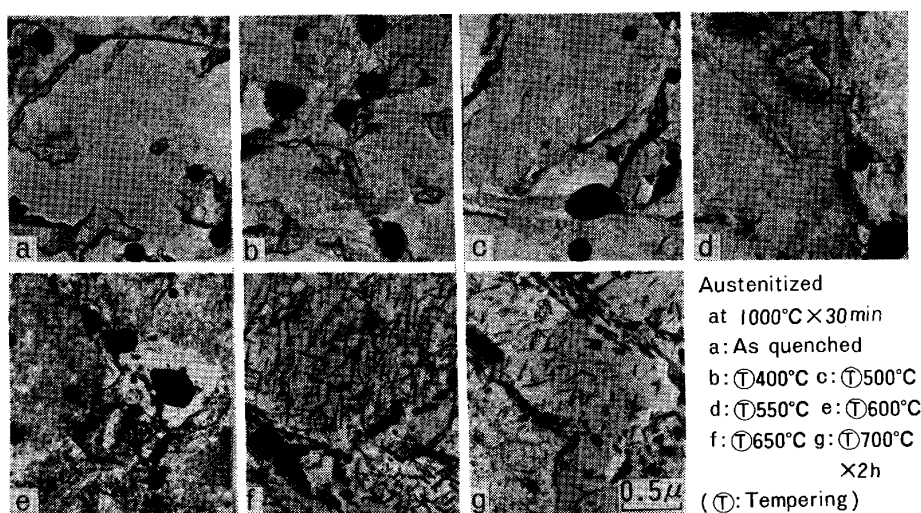


Photo. 4. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimen after continuous cooling at the rate of half temp. time of 60min.

によるマルテンサイト 試料について、400°C と 700°C の間の種々の温度で 2 h 焼もどした場合は抽出レプリカ電頭による組織観察の結果を Photo. 3, 4 に、また、炭化物の X 線および電子線回折による構造同定の結果を Table 2 に示す。マルテンサイト焼もどしの場合、500°C 以下で旧オーステナイト粒界、ラス境界を主体に棒

状の  $M_3C$  が析出するが、500°C を越える温度で  $M_2C$  の生成とともにほとんどが消失し、550°C で基地中への微細な  $M_2C$  の析出が進む。600°C では旧オーステナイト粒界および密に分布するラス境界を主体に  $M_6C$  の析出がみられるが、全体として析出炭化物の分布密度は高く保たれている。650°C では炭化物の凝集が明らかに

Table 2. Results of carbide identifications with X-ray and electron diffraction methods.

	As quenched	Tempering temp. (°C) × 2 h						
		400	500	550	600	650	700	
Oil quenched	X-ray (CoK $\alpha$ )	M <sub>6</sub> C (28)	M <sub>6</sub> C (30)	M <sub>6</sub> C (31)	M <sub>6</sub> C (38)	M <sub>6</sub> C (69)	M <sub>6</sub> C (133) M <sub>2</sub> C (22)	M <sub>6</sub> C (179) M <sub>2</sub> C (21)
	Electron	—	—	(Crowded) rod M <sub>3</sub> C	(Crowded) rod M <sub>3</sub> C (Needle) M <sub>2</sub> C	(Crowded) rod M <sub>3</sub> C (Needle) M <sub>2</sub> C	(Needle) M <sub>2</sub> C	(Needle) M <sub>2</sub> C
H. T. T. 60 min	X-ray (CoK $\alpha$ )	M <sub>6</sub> C (27)	M <sub>6</sub> C (28)	M <sub>6</sub> C (28)	M <sub>6</sub> C (29)	M <sub>6</sub> C (35)	M <sub>6</sub> C (112) M <sub>2</sub> C (33)	M <sub>6</sub> C (132) M <sub>2</sub> C (31)
	Electron	—	—	—	(Cloud-like) M <sub>2</sub> C	(Cloud-like) M <sub>2</sub> C	(Needle) M <sub>2</sub> C	(Needle) M <sub>2</sub> C

Numbers in parentheses show heights of diffraction figures on chart (scale)  
(M<sub>6</sub>C:  $d=2.25 \text{ \AA}$ , M<sub>2</sub>C:  $d=2.60 \text{ \AA}$ ) (H. T. T.: Half temp. time)

進み, 旧オーステナイト粒界, マルテンサイトラス境界を主体に小粒状の M<sub>6</sub>C が生成し, 針状の M<sub>2</sub>C の成長と分布密度の減少がみられる. 一方, 上部ベイナイト焼もどしの場合, 500°C以下での M<sub>3</sub>C の析出はほとんど生ぜず, 550, 600°C で微細な M<sub>2</sub>C の析出がすすみ, 600°C での M<sub>2</sub>C の分布密度はマルテンサイトの場合よりも高い. 650°C ではやや針状の M<sub>2</sub>C の成長がみられるが, マルテンサイトの場合よりも M<sub>2</sub>C の分布密度は高い.

一方, 600, 650°C での旧オーステナイト粒界への M<sub>6</sub>C の優先析出傾向はマルテンサイトの場合よりやや大きい, 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合よりも小さい.

### 3.3 焼もどし温度と残留オーステナイト

半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイト試料について 400°C と 600°C の間の種々の温度で 2 h 焼もどした場合の残留オーステナイト量の変化を Fig. 1 に示す. 残留オーステナイトは 500~550°C で大半は分解するが, 上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトは, 一部 600°C でも残存している.

### 3.4 焼入冷却速度と破壊靱性値 K<sub>IC</sub>

油冷および半冷 30 min, 60 min の冷却速度での冷却

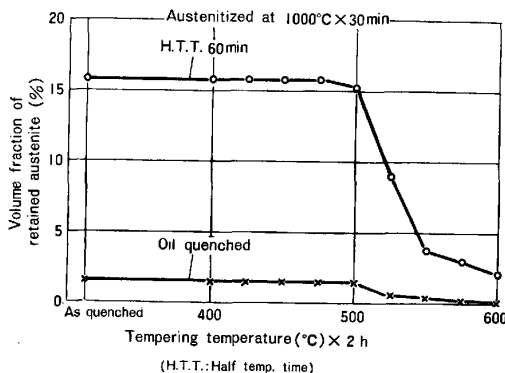


Fig. 1. Effect of tempering temperature on volume fraction of retained austenite.

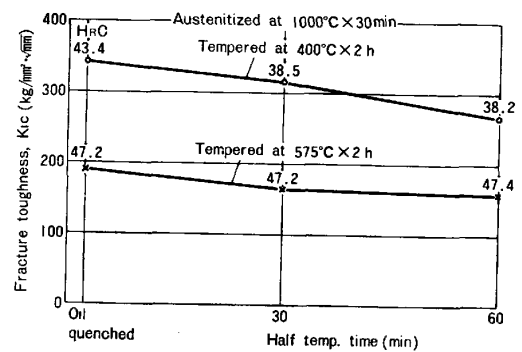


Fig. 2. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on plane strain fracture toughness,  $K_{IC}$ .

ののち, 400°C および 575°C に 2 h 焼もどした試料について  $K_{IC}$  を測定した結果を Fig. 2 に示す. 400°C 焼もどしでは  $K_{IC}$  は油冷によるマルテンサイトの場合がもつとも高く, 342  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  の高値を示し, 半冷 30 min では減少はわずかであり, 半冷 60 min でも 265  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  で高いレベルを保つ. 析出硬化状態の 575°C 焼もどしでも, 油冷: 189  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ , 半冷 60 min: 156  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  で 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼のそれよりも高い. 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の  $K_{IC}$  値は, 400°C 焼もどしで, 油冷: 212  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ , 半冷 60 min: 187  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ , 575°C 焼もどしでは, 油冷: 110  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ , 半冷 60 min: 100  $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  である.

### 3.5 焼もどし温度と引張性質, シャルピー衝撃値

半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイト試料について, 200°C と 700°C の間の種々の温度で各 2 h 焼もどした場合の引張性質, シャルピー衝撃値の変化を Fig. 3 に示す. 引張強さは標準の 400°C 焼もどしでは, 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼のそれ (マルテンサイト: 148  $\text{kg/mm}^2$ , 上部ベイナイト: 135  $\text{kg/mm}^2$ ) よりも低い. 引張強さは 500°C 以下では上部ベイナイトの場合の方が低く, 525~575°C でマル

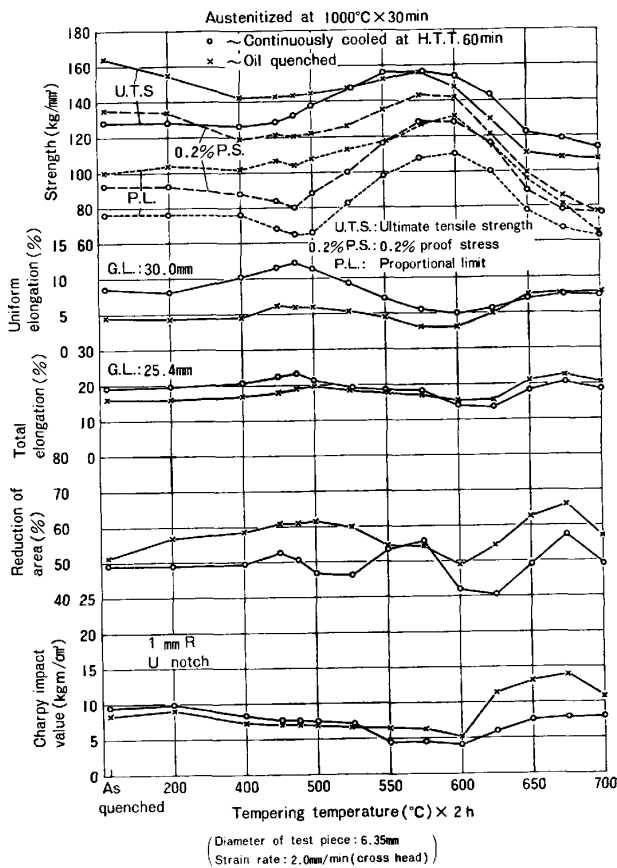


Fig. 3. Effect of tempering temperature on tensile mechanical properties and Charpy impact value.

テンサイトの場合と同等となり、575°C で両組織の場合とも最高値を示し、600°C 以上では上部ベイナイトの場合の方が高い。両組織の場合とも比例限は 600°C で、0.2% 耐力は 575°C で最高値を示すがその値は上部ベイナイトの場合の方が低い。均一伸びは 625°C 以下で上部ベイナイトの場合の方が大きい、とくに 500°C 以下でその差が大きい。全伸びは 500°C 以下で上部ベイナイトの場合の方が大きい。シャルピー衝撃値は 200°C から 525°C にかけて漸減し、マルテンサイトの場合、さらに 600°C にかけて漸減するが、上部ベイナイトの場合は 550~600°C で低下がやや大きく、マルテンサイトの場合よりも低値を示す。その値は 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合 (600°C で上部ベイナイト: 2.0 kgm/cm<sup>2</sup>) より高い。

### 3.6 試験温度と引張性質、シャルピー衝撃値

半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイト試料について、400°C×2 h 焼もどし後 20°C と 700°C の間の種々の温度に加熱し、10 min 保持後引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を Fig. 4 に示す。引張強さは 300°C でいったん増大したのち、600°C まで漸減し、これを越える温度

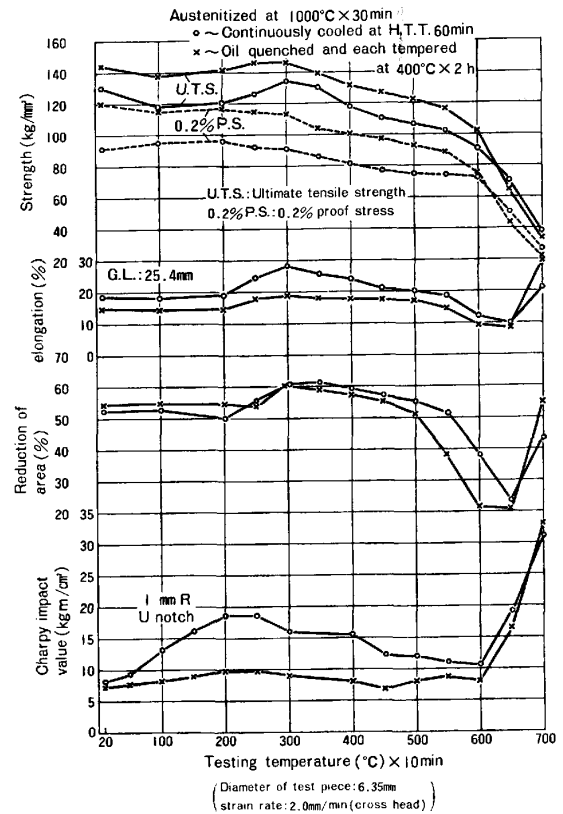


Fig. 4. Effect of testing temperature on tensile mechanical properties and Charpy impact value.

での低下の割合が大きい。600°C 以下ではマルテンサイトの場合の方が耐力、引張強さが高く、600~650°C を境に高温側で上部ベイナイトの場合の方が高い。3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合よりも引張強さは 700°C までの各温度にわたって低い。3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の 650°C での引張強さは、マルテンサイト: 83 kg/mm<sup>2</sup>、上部ベイナイト: 85 kg/mm<sup>2</sup> である。伸びは 600~650°C で大きく減少し低値を示すが、650°C 以下で上部ベイナイトの場合の方が大きい。シャルピー衝撃値は 200~250°C で極大を示し、その値は上部ベイナイトの場合の方が明らかに高く、450~600°C で減少するが 650°C 以下で上部ベイナイトの場合の方が高い。600°C での伸び、衝撃値は 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼のそれ (伸び、マルテンサイト: 14.2%、上部ベイナイト: 13.3%、衝撃値、マルテンサイト: 15.2 kgm/cm<sup>2</sup>、上部ベイナイト: 16.0 kgm/cm<sup>2</sup>) より小さい。

### 3.7 切り欠き疲労クラック進展特性

半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイト試料について、400°C×2 h 焼もどし後 2.2~3 に示した方法により、550 kg<sup>2</sup>20 kg、5 cycle/s の繰り返し引張荷重を与えた場合の繰り返し回数とクラック深さの関係を Fig. 5 に示す。上部ベイナ

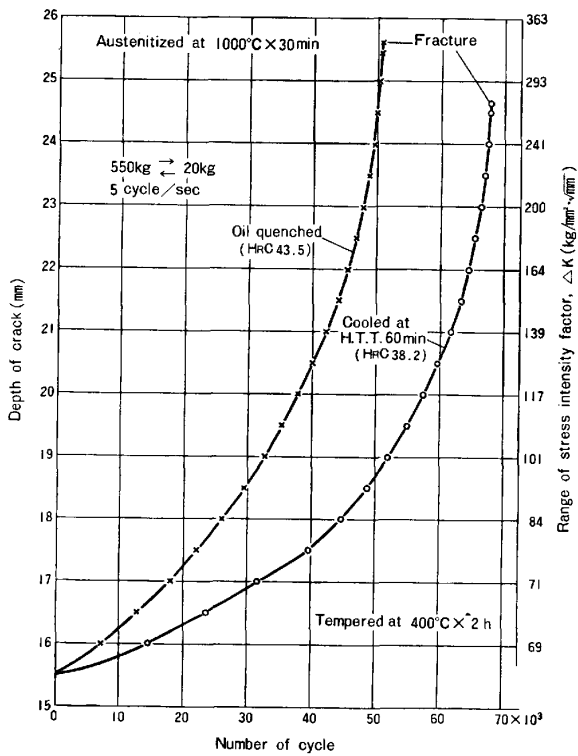


Fig. 5. Results of fatigue crack propagation test.

イトの場合の疲労クラック進展速度がマルテンサイトの場合のそれより小さい。また 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合より疲労クラック進展速度は小さい。

### 3.8 高温クリーブ破断強度

半冷 60 min の冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイト試料について、400°C x 2 h 焼もどし後、700°C、15 kg/mm<sup>2</sup> の条件でクリーブ破断挙動を測定した結果を Fig. 6 に示す。上部ベイナイトの場合の方が破断時間が大きい。破断時間は 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼のそれ (マルテンサイト: 5.4 h, 上部ベイナイト: 9.8 h) より小さい。

## 4. 考 察

### 4.1 焼もどしにおけるマイクロ組織の変化

本鋼の場合、焼もどし温度が 600°C から 650°C に上昇することともなう基地中の M<sub>2</sub>C の成長と分布密度の減少の程度は 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合より大きい。上部ベイナイト化ともなう旧オーステナイト粒界への M<sub>6</sub>C の優先析出傾向の増加の程度は 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合よりも小さいことが注目される。本鋼におけるように M<sub>2</sub>C 単独の析出による強化の場合には、3Cr-W-Mo-V-Co 鋼におけるような MC, M<sub>2</sub>C 複合析出による強化の場合よりも M<sub>2</sub>C の成長がはやくすすむことは R. SIMCOE<sup>12)</sup> ら、R. W. K. HONEYCOMBE<sup>13)</sup> ら

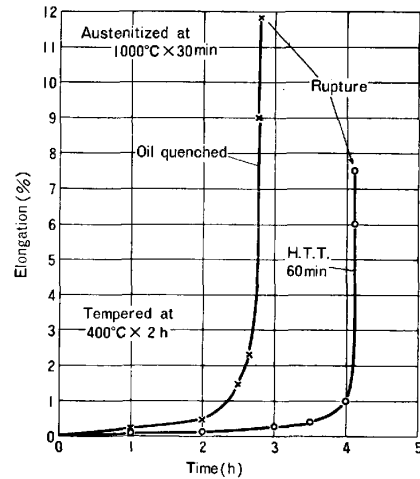


Fig. 6. Results of creep testing at 700°C, 15 kg/mm<sup>2</sup>.

により指摘されており、本実験の結果はこれに合致している。

また、焼もどしが進むにつれて M<sub>2</sub>C は成長し、それ自体粒状の M<sub>6</sub>C に変態する場合のあることが指摘されているが<sup>14)</sup>、本鋼の場合旧オーステナイト粒界への M<sub>6</sub>C の優先析出傾向が小さいのはこの現象が一因と考えられる。また、上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合よりも M<sub>2</sub>C の成長と分布密度の減少を生じにくいのは、M<sub>6</sub>C 析出の site として、上部ベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラスのそれよりも格段に低く、このため上部ベイナイトの場合の方が旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向はやや大きい。全体として M<sub>6</sub>C の析出、凝集が進みにくく、これに関連して M<sub>2</sub>C の成長と分布密度の減少がマルテンサイトの場合より遅れるためと思われる。上部ベイナイトにとりなり残留オーステナイトがとくに安定で、600°C 焼もどしでも一部残存するのは、Ni 含有量が高いことが原因と思われる。

### 4.2 焼もどし温度と引張性質、シャルピー衝撃値

(1) 半冷 60 min の冷却による上部ベイナイト、油冷によるマルテンサイトの場合とも標準の 400°C 焼もどし状態での耐力、引張強さは 3Cr-W-Mo-V-Co 鋼の場合より低い。これは上部ベイナイトの場合には焼入れ時のベイナイト強度自体が低いことに、マルテンサイトの場合には焼もどしともなう強度低下が大きいことによるが、いずれも本鋼が Cr を含有しないことが一因と考えられる<sup>15)16)</sup>。(2) 650°C での強度の低下が大きいのは M<sub>2</sub>C の分布密度の急激な減少に対応している。600~650°C で M<sub>2</sub>C の分布密度は上部ベイナイトの場合の方が高いのに、比例限、耐力はマルテンサイトの場合より

低いのは、Cの固溶による固溶強化の寄与がマルテンサイトの場合より小さいこと、一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。(3)析出硬化状態の550~600°Cで上部ベイナイトの場合の衝撃値がマルテンサイトの場合のそれよりも低いが大きな差は生ぜず、衝撃値の最低値が3Cr-W-Mo-V-Co鋼の場合より高いのは、上部ベイナイト化にともなう旧オーステナイト粒界への $M_6C$ の優先析出傾向の増加の程度が3Cr-W-Mo-V-Co鋼の場合より小さいこと、残留オーステナイトの残存によるクッション作用、によると考えられる。

#### 4.3 破壊靱性値 $K_{IC}$ の挙動

(1)標準の400°C焼もどしの場合、焼入冷却速度の低下により $K_{IC}$ 値は減少するが高いレベルを保つのは、上部ベイナイト化にともなう有効結晶粒径<sup>17)</sup>の増大による靱性低減の効果を、粒界、粒内への残留オーステナイトの多量の生成、耐力の大きな低下、など靱性、延性改善の効果が補なつたためと思われる<sup>18)</sup>。(2)析出硬化状態の575°C焼もどしでも、上部ベイナイトの場合の $K_{IC}$ 値はマルテンサイトの場合より低いが大きな差はなく、3Cr-W-Mo-V-Co鋼の場合より高いのは、4.2で衝撃値の挙動に関して示したと同様の組織要因によると考えられる。なお、本鋼の $K_{IC}$ 値のレベルが3Cr-W-Mo-V-Co鋼のそれより高い原因としては、(1)、(2)に示した要因のほか本鋼のNi量が高く、基地の本質的な靱性向上効果<sup>19)</sup>が大きかつたことも考えられる。

#### 4.4 高温の引張性質およびシャルピー衝撃値など

(1)高温引張強度は600~650°Cを境に、高温側で上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合より高いが、これは $M_2C$ の分布密度の減少に対する抵抗性が上部ベイナイトの場合の方が大きいためと考えられ、また上部ベイナイトの場合の方が700°Cでのクリーブ破断時間が大きいのも同様の理由によると考えられる。一方600~650°Cを境に低温側で上部ベイナイトの場合の方が引張強度が低いのは、Cの固溶による固溶強化の寄与がマルテンサイトの場合より小さく、また残留オーステナイト量が多いことなどの影響によるとと思われる。(2)伸び、絞りは600~650°Cで大幅に低下し、そのレベルは3Cr-W-Mo-V-Co鋼の場合より低い、破断部マイクロ観察の結果、旧オーステナイト粒界部に発生したマイクロクラックが拡大、連結して破断に至つていることが判明した。これは本鋼の場合旧オーステナイト粒内での $M_2C$ の析出、成長が均一に行われ、分布むらが少なく、一方旧オーステナイト粒界への $M_6C$ の優先析出傾向は小さく、これに関連して粒界部に炭化物分布の希薄なdenuded zoneが幅狭く形成される結果となり、

この狭幅のzoneに高温での変形の集中をまねき粒界部よりクラックを生じたものと推察される<sup>20)</sup>。クリーブ破断試験での破断伸びが小さい原因も同様と思われる。

(3)200~250°Cでの衝撃値の最大値が上部ベイナイトの場合の方が高いことは、使用時の型予熱による割れ感受性低減効果が大きいことを示すが、これはマルテンサイトの場合に対し、残留オーステナイト量が多く、耐力が低く、また $M_6C$ の析出もなく、延性が大きいことによると考えられる。また、500~600°Cでの上部ベイナイトの場合の衝撃値の減少は残留オーステナイトの分解と微細な $M_2C$ の析出および旧オーステナイト粒界への $M_6C$ の析出が進むことによると考えられるが、この場合でもマルテンサイトの場合より衝撃値のレベルが高いのは一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。

本鋼は試験温度500~650°Cでの靱性、延性のレベルが低い、この点は高温への昇温が型表層部のみに限定される一般の熱間鍛造型に関する限り、使用性能上とくに問題とはならないと考えられる。

#### 4.5 切り欠き疲労クラック進展特性

マルテンサイトの場合に対し、半冷60minの冷却による多量の残留オーステナイトをともなつた上部ベイナイトの場合の疲労クラック進展速度が小さい原因としては、耐力が低いためクラック閉口現象<sup>21)</sup>による有効応力拡大係数の低減効果が大きいこと、均一伸びが大きいことに示されるように加工硬化性が大きくクラック先端での鈍化作用を生じやすいこと<sup>22)</sup>、などが考えられる。3Cr-W-Mo-V-Co鋼の場合よりも疲労クラック進展速度が小さいのは、本鋼の場合の方が耐力が低いことが主因と考えられる。

## 5. 結 言

0.2C-3Ni-3Mo析出硬化型熱間工具鋼について、生成するベイナイト組織の形態と、これが靱性、高温強度におよぼす影響をマルテンサイト組織の場合と比較しつつ検討し、また0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co鋼との特性対比を行ない、下記結果を得た。

(1)本鋼は半冷時間30~60min前後の冷却速度での焼入れにより、15%前後の残留オーステナイトをともなつた塊状上部ベイナイト(B-I型)組織を示す。

この上部ベイナイトの場合、

(2)標準の400°C焼もどし状態で、マルテンサイトの場合に対比して、(a)平面歪み破壊靱性値 $K_{IC}$ は低いが大きな差は生ぜず、シャルピー衝撃値は同等である。(b)疲労クラック進展速度は小さい。(c)静的引

張試験における延性、とくに均一伸びが大きい。

上記靱性、延性を構成するマイクロ組織因子は、上部ベイナイト化にともなう (i) 有効結晶粒径の増大、(ii) 粒界、粒内への多量の残留オーステナイトの生成、(iii)  $M_3C$  の析出を生じないこと、に集約される。(i) による靱性低減効果と(ii)、(iii)および耐力の大きな低下による靱性、延性改善効果等の総合効果として、上記靱性、延性挙動を示すと考えられる。

(3) 析出硬化の進む 550~600°C 焼もどしで、平面歪み破壊靱性値  $K_{IC}$ 、シャルピー衝撃値はマルテンサイトの場合よりも低いが大きな差は生じない。

これは (i) 上部ベイナイト化にともなう  $M_6C$  の旧オーステナイト粒界への優先析出傾向の増加の程度が小さいこと、(ii) 残留オーステナイトの一部残存、によると思われる。

(4) 600~650°C 以上での高温強度はマルテンサイトの場合よりも高い。

これは  $M_2C$  の成長と分布密度の減少がマルテンサイトの場合よりもより高温まで抑制されるためと考えられる。

また、

(5) 本鋼は 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 鋼に対比して、標準の 400°C 焼もどし状態、析出硬化状態の場合とも靱性は高く、一方高温強度は 700°C 以下の各温度で低いこと、を確認した。

以上、本鋼の高い靱性を形成する主要なマイクロ組織因子は、上部ベイナイト化にともなうとくに安定な残留オーステナイトの生成と 500°C を越える温度での析出炭化物の均一分布性にあり、焼入冷却速度の適切な管理、型予熱の実施により、熱間鍛造用金型として型表面、芯部にわたりすぐれた靱性を示し得ることを構成元素と関連づけて明らかにした。これにより、先の 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 鋼に関する研究結果と併せ、今後の開発への基礎資料を得ることができた。

おわりに、本論文の発表を許可された日立金属(株)鈴木禎一副社長、御指導頂いた朝佐義照安来工場長、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関係各位に対し謝意を表します。

#### 文 献

- 1) K. BUNGARDT, O. MÜLDERS, and R. MEYER-RHOTERT: Arch. Eisenhüttenwes., 37 (1966), p. 381
- 2) 奥野利夫: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 655
- 3) 奥野利夫: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 20
- 4) J. A. SUCCOP: Steel Processing (1955) 10, p. 621
- 5) R. B. CORBETT, J. A. SUCCOP, and A. FEDUSKA: Trans ASM, 46 (1954), p. 1599
- 6) 奥野利夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 315
- 7) 奥野利夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 168
- 8) M. A. GROSSMAN, M. ASIMOV, and URBAN: Hardenability of Alloy Steels (1938), p. 124 [ASM]
- 9) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971) Oct. 25-26, p. 83
- 10) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDNEY: JISI, 203 (1965), p. 291
- 11) L. J. HABRAKEN and M. ECONOMOPOULOS: Transformation and Hardenability in Steels, Michigan (1967) Feb. 27-28, p. 69
- 12) R. SIMCOE and A. E. NEHREBERG: Trans. ASM, 58 (1965), p. 378
- 13) R. W. K. HONEYCOMBE: Structure and Strength of Alloy Steels, p. 17 [Climax Molybdenum Co. Ltd.]
- 14) 谷野 満: 日本金属学会会報, 6 (1967), p. 23
- 15) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 194 (1960), p. 137
- 16) 荒木 透: 鉄鋼材料学 (1970), p. 236 [丸善]
- 17) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義宏: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971) Oct. 25-26, p. 45
- 18) 須藤 一: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 681
- 19) 荒木 透: 鉄鋼材料学 (1970), p. 120 [丸善]
- 20) P. G. STONE and J. D. MURRY: JISI, 203 (1965), p. 1094
- 21) 小寺沢良一: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 899
- 22) 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) (1970), p. 27 [培風館]