

## 論 文

0.35C-3Cr-3Mo-V 熱間工具鋼のミクロ組織、  
靱性におよぼす焼入冷却速度の影響

奥 野 利 夫\*

The Effect of Cooling Rate from Austenitizing Temperature on the  
Microstructure and Toughness of the 0.35C-3Cr-3Mo-V Hot Work  
Alloy Tool Steel

Toshio OKUNO

## Synopsis :

The effect of quenching rate from austenitizing temperature on the microstructure and toughness of a 0.35C-3Cr-3Mo-V hot work alloy tool steel was investigated.

(1) Plane strain fracture toughness and charpy impact value are reduced abruptly as the quenching rate decreases from the rate by oil quenching to the rate of the half temperature time of 3~5 min, and gradually reduced as the rate further decreases.

(2) The microstructural changes corresponding to the above behavior of toughness can be summarized as follows:

(a) Formation of upper bainite and increasing of its volume ratio to martensite. (b) Increasing of width of bainite grain, compared with that of martensite lath, and strong tendency to the chain like carbide distribution and agglomeration of carbide particle precipitating along bainite grain boundaries compared with carbide precipitating along martensite lath boundaries. (c) Increasing of the effective grain size. (d) Preferred precipitation of carbide along the grain boundaries of prior austenite. (e) Increasing of distribution density of extremely fine carbide precipitates. (f) Transition of bainite configuration from lath to granular type and further increased volume of carbide precipitated along the grain boundaries of prior austenite, and further increased distribution density of extremely fine carbide precipitates. (Half temperature time 5~20 min)

(3) Fatigue crack propagation rate are somewhat increased by the formation of upper bainite. This corresponds to the increase of distribution density of extremely fine carbide which precipitates during tempering of upper bainite.

## 1. 結 言

0.35C-3Cr-3Mo-V 熱間工具鋼はすぐれた高温強度を備え<sup>1)</sup>、高速精密鍛造用型などに使用されている。本鋼は焼入冷却速度の低下による靱性減少の傾向が 5Cr 系鋼よりも大きく、焼入冷却作業の管理が重要とされているが<sup>2)</sup>、詳細な検討例は少ない。本報では 0.35C-3Cr-3Mo-V 鋼について、焼入冷却速度とベイナイト変態挙動、これが焼もどし時の炭化物の析出状態、靱性におよぼす影響を検討した結果について報告する。

熱間金型の割れは、(I)初期クラックの発生(ヒートクラックなど)、(II)繰り返し応力下でのクラックの内部への進展、(III)クラックが限界深さに達した段階での大割れ、に分けられる<sup>3)</sup>。本研究では、靱性として(II)、(III)の特性を対象とし、(II)については疲労クラック

進展特性、(III)については平面歪み破壊靱性値による評価を行い、また衝撃遷移特性、引張試験における耐力、延性による評価を併用し、検討した。

## 2. 試料および実験方法

## 2.1 試料

試料は 0.35C-3Cr-3Mo-V 鋼で、化学組成を Table 1 に示す。

素材断面寸法は直径 200 mm で、弧光式電気炉で溶製し、鍛錬成形比 6 以上に熱間形成し、850°C で焼なまし処理した。試験片の採取位置は中心と表面との中間で、鍛伸方向に採取後実験に供した。

## 2.2 実験方法

## 2.2.1 焼入冷却速度とミクロ組織挙動の観察

1 020°C × 30 min オーステナイト化後の連続冷却(油

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 1 月 10 日受付 (Received Jan. 10, 1983)

\* 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	Cr	Mo	V
0.35	0.30	0.33	2.82	2.75	0.47

冷，半冷時間<sup>4)</sup>1~60 min の冷却)におけるベイナイト変態挙動をマイクロ組織，硬さ，温度一寸法挙動により観察した。

つぎに，焼入冷却時オーステナイト基地からの炭化物の析出を抑制するため，500°Cまで急冷(空冷)後，等速冷却の場合の冷却速度とマイクロ組織の挙動を観察した。また，上記試料を焼もどしたときの炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電顕組織，X線，電子線回折により観察した。試験片の寸法は12 mm×12 mm×6 mmである。

### 2.2.2 焼入冷却速度と靱性挙動の調査

マイクロ組織観察試料と同様に各種速度で焼入後，HRC 44に焼もどし(焼もどし温度635~650°C×1.5 h空冷，引き続き30°C低い温度で1.5 h空冷)した場合の平面歪み破壊靱性値(以下破壊靱性値) $K_{IC}$ ，疲労クラック進展特性，シャルピー衝撃値を調査した。さらに衝撃遷移特性，引張性質を調査した。試験後破面観察を行った。

### 2.2.3 試験片，試験条件

(1)破壊靱性試験：ASTM E399 Compact tension 試験片( $W=30.0$  mm)を用いた。(2)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，450 kg↔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。

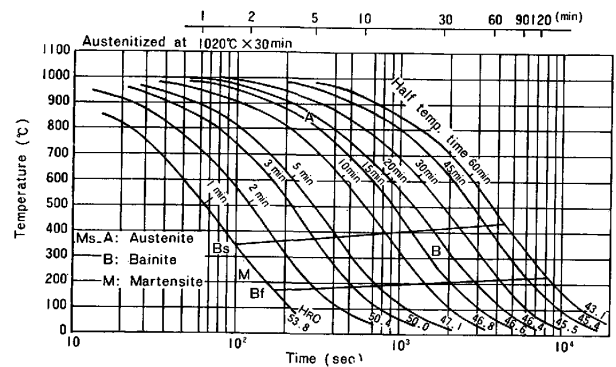


Fig. 1. Continuous cooling transformation diagram.

(3)シャルピー衝撃試験：2 mm 深さ，Uノッチ試験片(1 mm R)を用いた。(4)衝撃遷移特性試験：2 mm 深さ，Vノッチシャルピー衝撃試験片を用い，20~300°Cで試験した。(5)引張試験：平行部径6.35 mmの試験片を用い，引張速度2.0 mm/min(クロスヘッド)で試験した。全伸び(破断伸び)算出は標点距離25.4 mmにより，加工硬化性大小の目安として均一の伸び(最大荷重に達するまでの伸び)算出は標点距離30.0 mmによつた。

残留オーステナイト量の測定はX線法により，残留炭化物の量，平均粒径の測定は映像分析計によつた。

## 3. 実験結果

### 3.1 連続冷却におけるベイナイト変態特性とマイクロ組織

連続冷却におけるベイナイト変態線図をFig. 1に示す。また，生成組織の光学顕微鏡像，二段レプリカ電顕像をPhoto. 1, 2に示す。オーステナイト平均粒度はJIS No. 8.5，残留炭化物の面積率は0.95%，平均粒径

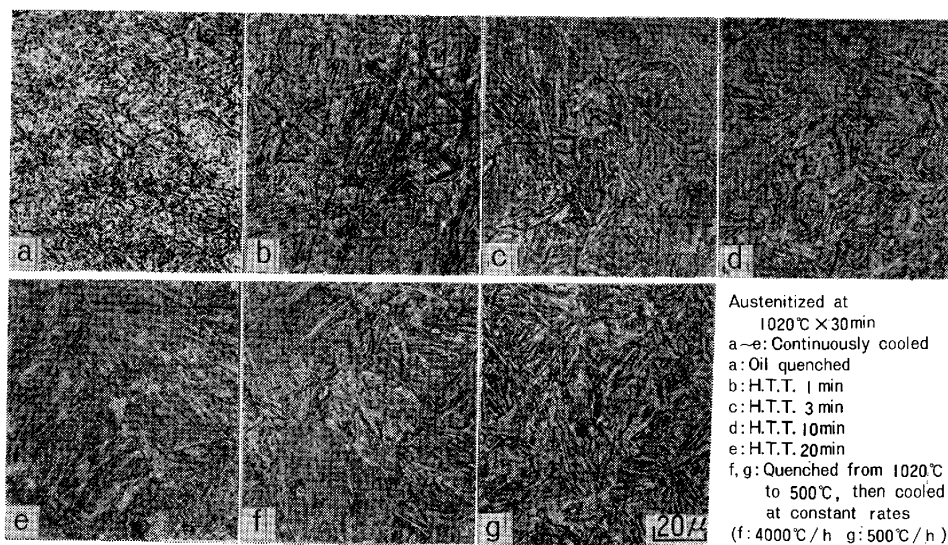


Photo. 1. Optical micrographs of specimens quenched at various cooling rates.

Photo. 1. Optical micrographs of specimens quenched at various cooling rates.

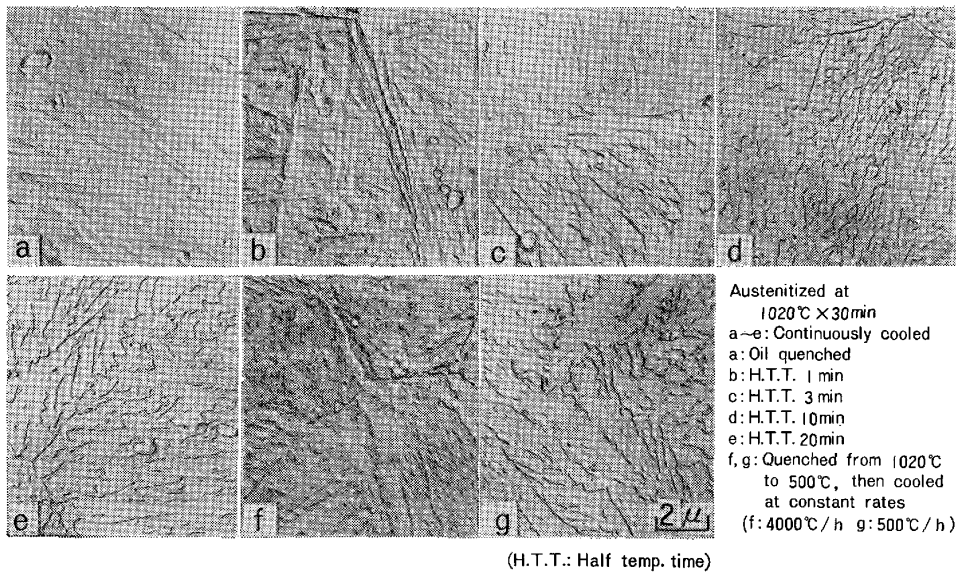


Photo. 2. Electron replicated micrographs of specimens quenched at various cooling rates.

は  $0.50\ \mu$  (粒径  $0.15\ \mu$  以上の炭化物につき測定) である。

油冷ではラス状マルテンサイト組織 (以下マルテンサイト), 半冷時間 1 min の冷却 (以下半冷 1 min, その他の冷却についても同様に表示) で, 一部細長い上部ベイナイト組織 (以下上部ベイナイトと表示) を生成し, 半冷 3 min では上部ベイナイト量は急増し, 約 70% となる。

その形態は B-I 型<sup>5)</sup> でやや長いラス状を呈し, へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径<sup>6)</sup> が油冷によるマルテンサイトの場合よりも大きくなる。半冷 5~10 min で上部ベイナイト量は 70% を越え, B-I 型ではあるがベイナイト粒幅は増大し, 塊状化傾向<sup>7)~9)</sup> を示し, ベイナイト粒境界および元オーステナイト粒界部に片状の残留オーステナイトが多量に生成する。マルテンサイトの平均ラス幅  $0.2\ \mu$  に対し, 上部ベイナイト粒幅は, 半冷 3 min :  $0.4\ \mu$ , 半冷 5~10 min :  $0.5\ \mu$ , さらに半冷 15~30 min では  $0.7\sim 0.8\ \mu$  となり, 塊状化がすすむ。

残留オーステナイト量は, 油冷 : 3%, 半冷 3 min : 9%, 半冷 10 min : 12%, 半冷 20 min : 18% である。下部ベイナイト (ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう) は半冷 1~3 min でわずかに生成し, これより遅い冷却では半冷 30 min まで粒界, 粒内への炭化物の明らかな析出はほとんどみられなかつた。

500°C まで急冷後等速冷却の場合, 4000°C/h で少量のラス状上部ベイナイト (B-I 型) を生成し, 1000°C/h では全面上部ベイナイト化がすすみ, また一部塊状化傾向を示し, 有効結晶粒径が増大し, 500~300°C/h

で塊状化する。下部ベイナイトは 4000°C/h でわずかに生成し, 4000~1000°C/h でなくなる。

### 3.2 焼入冷却速度と焼もどし時の炭化物析出, 凝集形態

HRC 44 に焼もどした試料の抽出レプリカ電顕による炭化物の形態を Photo. 3, 4 に示す。(1)油冷によるマルテンサイトの場合, 密に分布するラス境界を主体に, ラス内にも炭化物の析出分布がみとめられ, 元オーステナイト粒界への析出傾向は小さく, 炭化物の析出分布は微細で均一である。(2)半冷 1 min および 500°C まで急冷後 4000°C/h の冷却ではラス幅, 長さが大きいラス状上部ベイナイト生成部において, ベイナイト粒境界への析出炭化物の粒度がやや大きく, 連鎖状を呈し, また元オーステナイト粒界に薄い連続した炭化物の析出分布がみとめられる。(3)半冷 3 min および 500°C まで急冷後 1000°C/h の冷却では, 大部分を占める広幅化したベイナイトの粒境界を主体に粒状炭化物の連鎖状析出分布がみとめられ, 元オーステナイト粒界への優先析出傾向がやや大きくなる。(4)半冷 5~20 min および 500°C まで急冷後 1000~500°C/h の冷却では, さらに広幅化して分布密度の減少したベイナイト粒境界および元オーステナイト粒界への集中的な析出がさらに進む。(5)粒内の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布は, ベイナイト化により均一化すると同時に密度を増加する。

Table 2 に油冷, 半冷 20 min 焼入後 700°C までの各温度に 2 h 焼もどした試料の X線, 電子線回折による炭化物の構造固定の結果を示す。ミクロ組織観察結果を併せ整理して, 油冷によるマルテンサイトの場合, 500°C 以下でラス境界を主体に棒状または密集棒状の  $M_3C$

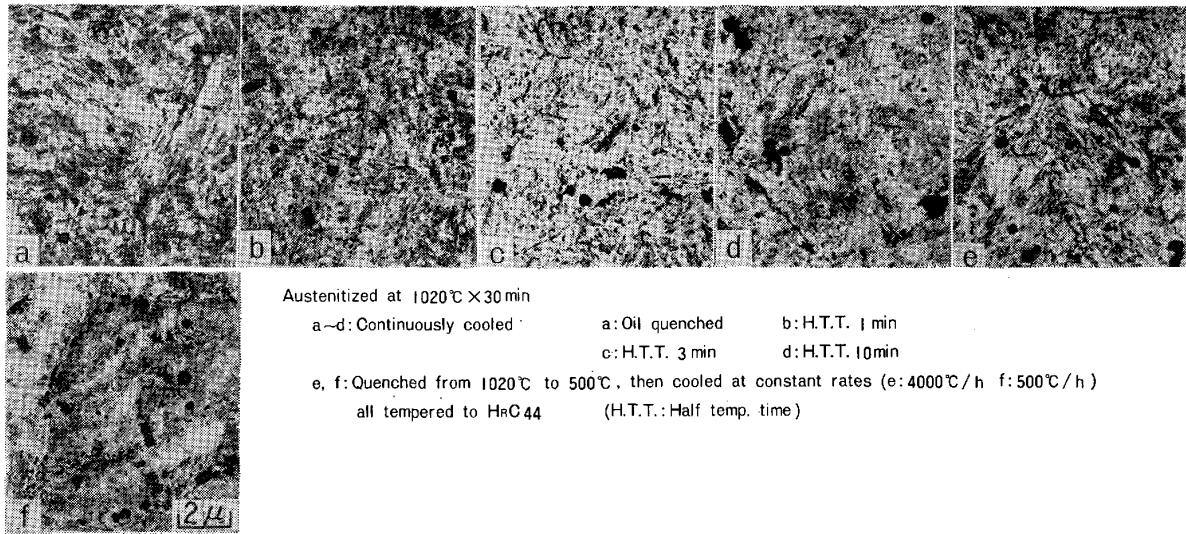


Photo. 3. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimens after quenching at various cooling rates.

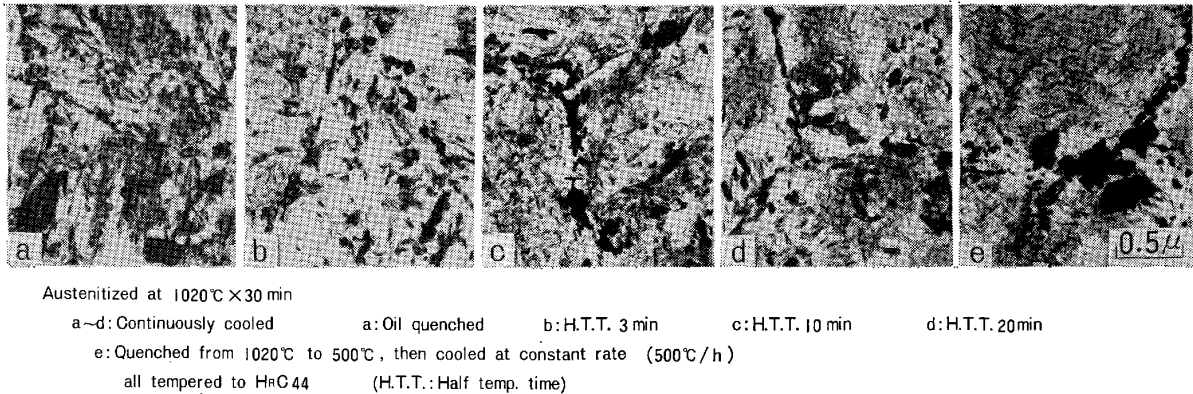


Photo. 4. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimens after quenching at various cooling rates.

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

		Tempering temp. (°C) × 2 h						
		As quenched	400	500	550	600	650	700
Oil quenched	X-ray(CoK <sub>α</sub> )	MC(9) M <sub>6</sub> C(22)	MC(9) M <sub>6</sub> C(22)	MC(10) M <sub>6</sub> C(24)	MC(13) M <sub>6</sub> C(26)	MC(14) M <sub>6</sub> C(37)	MC(15) M <sub>6</sub> C(47) M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (36)	MC(16) M <sub>6</sub> C(74) M <sub>7</sub> CO(110)
	Electron	—	—	(Crowded) rod M <sub>3</sub> C	—	—	—	—
H.T.T. 20min	X-ray(CoK <sub>α</sub> )	MC(10) M <sub>6</sub> C(23)	MC(10) M <sub>6</sub> C(25)	MC(10) M <sub>6</sub> C(23)	MC(12) M <sub>6</sub> C(25)	MC(13) M <sub>6</sub> C(28)	MC(17) M <sub>6</sub> C(36) M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (15)	MC(18) M <sub>6</sub> C(63) M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (74) M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (6)
	Electron	—	—	—	(Cloud-like) MC	(Cloud-like) MC	(Cloud-like) MC M <sub>2</sub> C	(Needle) M <sub>2</sub> C

Numbers in parentheses show heights of diffraction figures on chart  
 MC:  $d=2.40\text{Å}$  M<sub>6</sub>C:  $d=2.25\text{Å}$  M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>:  $d=2.22\text{Å}$  M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>:  $d=2.17\text{Å}$  (scale)  
 (H.T.T.: Half temp. time)

の析出を生じ, 500°C を越える温度で M<sub>3</sub>C は再固溶するが一部は残存しさらに 600~650°C で M<sub>3</sub>C → M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> in situ 変態<sup>9)10)</sup>による粒状の M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> を生成するとともに密に分布するラス境界に M<sub>6</sub>C の析出が進む。半冷 20 min の場合は上部ベイナイト変態にともなう C を過

飽和に固溶した残留オーステナイトの安定化により, M<sub>3</sub>C の析出をほとんど生ぜず, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> の析出は相対的に少ない。その結果, 600~650°C で separate nucleation による基地中への極微細析出炭化物 (MC, M<sub>2</sub>C) の析出量の増加を示す。M<sub>6</sub>C の析出はマルテンサイトラス,

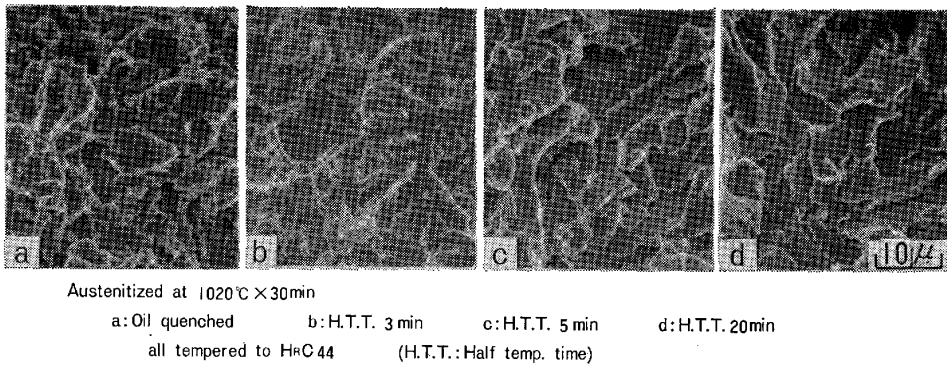


Photo. 5. Scanning electron micrographs of fractured surfaces of Charpy impact specimens tempered to H<sub>R</sub>C44 after quenching at various cooling rates.

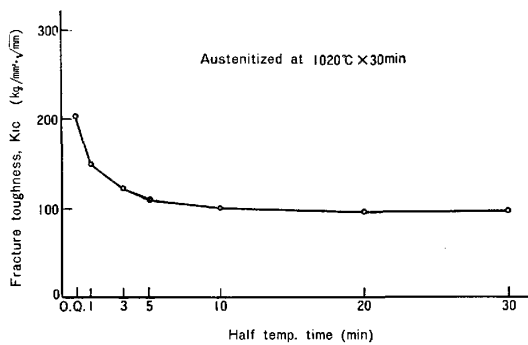


Fig. 2. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on plane strain fracture toughness,  $K_{IC}$  after tempering to H<sub>R</sub>C44.

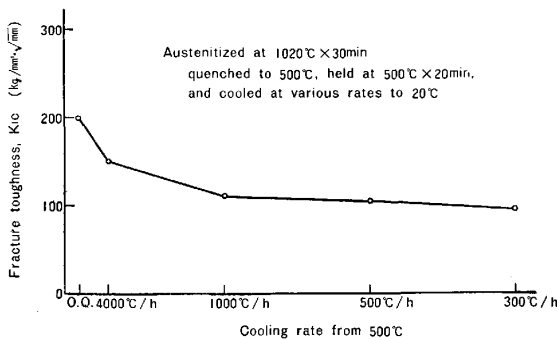


Fig. 3. Effect of cooling rate from 500°C after quenching from austenitizing temperature to 500°C, on plane strain fracture toughness,  $K_{IC}$  after tempering to H<sub>R</sub>C44.

ベイナイト粒の境界, 元オーステナイト粒界に生じ<sup>11)</sup>, マルテンサイトの場合よりも析出量は少ないが, その分布はベイナイト化による粒の広幅化 (ベイナイト粒境界密度の減少) により, ベイナイト粒境界, 元オーステナイト粒界面積あたりの析出量の増加をまねき, 析出炭化物の連鎖状あるいは連続的分布, 粒度の増加をまねく。

### 3.3 焼入冷却速度と $K_{IC}$ , シャルピー衝撃値

実験結果を Fig. 2~4 に示す。  $K_{IC}$  は(1)連続焼入

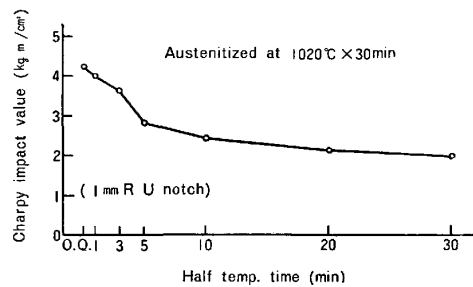


Fig. 4. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on Charpy impact value of specimen after tempering to H<sub>R</sub>C44.

冷却の場合, 油冷では  $203 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  であるのに対し, 半冷 1 min では  $151 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ , 半冷 3 min では  $122 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  と明らかに減少し, それより遅い冷却速度ではごくゆるやかに減少する。(2) 500°C まで急冷後各種冷却の場合,  $4000^\circ\text{C/h}$  で  $150 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  であるが,  $1000^\circ\text{C/h}$  で  $118 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$  と明らかに減少する。500°C までの急冷は  $K_{IC}$  をわずかに改善するようにみえるが, 大きな影響を与えない。

シャルピー衝撃値は  $K_{CI}$  の場合よりもややゆるやかな変化を示すが類似の傾向がみとめられた。Photo. 5 にシャルピー試験片のクラック 1 mm 進展部の破面像を示す。油冷では細かい延性的起伏をともなつたへき開型破面であるが, 延性的起伏は半冷 3 min ではやや減少し, 半冷 5 min では明らかに減少し, 全面へき開型破面となる。上部ベイナイト化により破面単位はやや大きくなり, 長い破面模様がみられ, ミクロ組織における長いベイナイト粒の生成や有効結晶粒径の増大の挙動に対応している。

### 3.4 焼入冷却速度と切り欠き疲労クラック進展特性

試験結果を Fig. 5 に示す。焼入冷却速度の低下にと

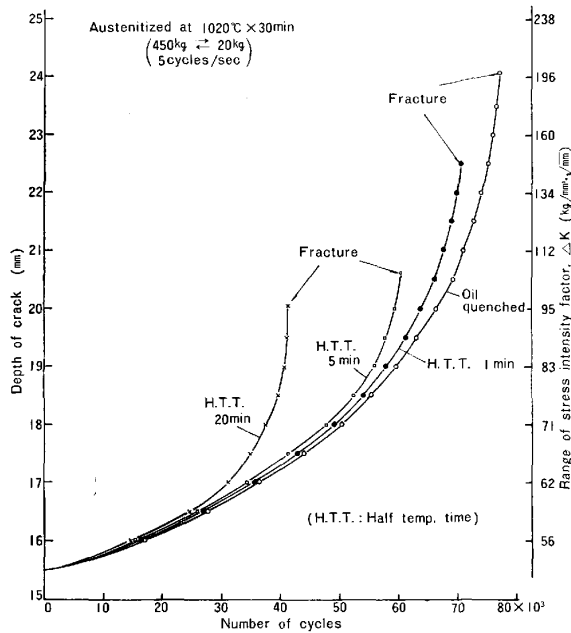
ベイナイト変態域  $450 \sim 200^\circ\text{C}$  における冷却速度で, ほぼ ↑半冷 3 min に相当, ↑<sup>2</sup> 半冷 10 min に相当。

Table 3. Results of tension testing of tempered specimens ( $H_R C 44$ ) after cooling at various rates from austenitizing temperature,  $1020^\circ C$ .

	Proportional limit ( $kg/mm^2$ )	0.2% Proof stress ( $kg/mm^2$ )	Ultimate tensile strength ( $kg/mm^2$ )	Total elongation (%)	Uniform elongation (%)	Reduction of area (%)
Oil quenched	117.5	138.9	156.5	15.2	4.2	52.5
H.T.T. 5min	121.0	142.2	156.2	11.8	3.8	35.2
H.T.T. 10min	122.4	143.8	156.0	10.7	3.6	31.6
H.T.T. 20min	124.0	145.2	157.0	10.1	3.4	29.2

Diameter of test piece : 6.5mm Strain rate : 2.0mm/min (cross head)

\*1 GL : 25.4mm \*2 GL : 30.0mm (H.T.T. : Half temp. time)

Fig. 5. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on fatigue crack propagating rate of specimen after tempering to  $H_R C 44$ .

もない疲労クラック進展速度はやや増加し、またへき開破壊に至るまでの限界クラックの深さは減少する。なお、疲労破面の走査電顕による観察結果では上記疲労クラック進展速度の差に対応する形態差は見出せなかつた。

### 3.5 焼入冷却速度と衝撃遷移特性

Fig. 6 に衝撃遷移の挙動を示す。50% 脆性破面遷移温度は油冷 :  $150^\circ C$ 、半冷 5 min :  $200 \sim 250^\circ C$ 、半冷 20 min :  $520 \sim 300^\circ C$  で、油冷→半冷 5 min 間で明らかに上昇し、半冷 20 min にかけての変化は相対的に小さい。上部 Shelf エネルギー値についても、油冷→半冷 5 min で明らかな低下がみられる。延性破面温度域における破面は、油冷の場合に対比して半冷 5, 20 min ではディンプルの大きさが相対的に不均一となり、細かいディンプルの混在とディンプルの深さが減少する傾向がみとめられ、上部 Shelf エネルギー値の挙動に対応する変化がみられた。

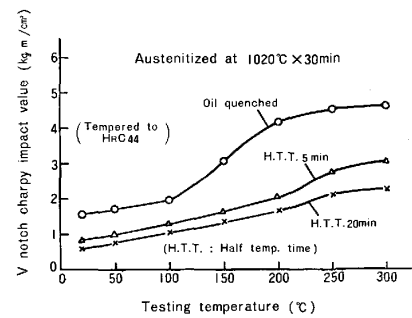


Fig. 6. Effect of testing temperature on V notch charpy impact value.

### 3.6 焼入冷却速度と引張性質

実験結果を Table 3 に示す。焼入冷却速度の低下とともに、比例限、0.2% 耐力は増加、均一伸びは減少し、延性も低下するが、その変化は油冷→半冷 5 min 間で大きく、それより遅い冷却では漸次変化する。

## 4. 考 察

### 4.1 焼入冷却速度とマイクロ組織、 $K_{IC}$ 、シャルピー衝撃値

マイクロ組織と  $K_{IC}$ 、シャルピー衝撃値の挙動を対照してみると、(1)半冷 1 min および  $500^\circ C$  まで急冷後  $4000^\circ C/h$  での  $K_{IC}$  等の低下は、マルテンサイトラステに対して幅、長さが相対的に大きいラス状上部ベイナイトの混在、ベイナイト粒境界への析出炭化物の分布が連鎖状傾向を示し、粒度もやや大きくなること、元オーステナイト粒界への析出量が若干増加し、薄い連続的分布を生じていることに対応している。(2)半冷 3 min および  $500^\circ C$  まで急冷後  $4000 \sim 1000^\circ C/h$  の冷却での  $K_{IC}$  等の低下は、(1)に加えてほぼ全面的な長いベイナイト状領域の生成(有効結晶粒径の増大)と元オーステナイト粒界への析出量の増加、粒内の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布密度の増大に、(3)半冷 5 ~ 20 min および  $500^\circ C$  まで急冷後  $500^\circ C/h$  の冷却ないしこれより遅い冷却での  $K_{IC}$  漸減は、上記要因に加えてベイナイトの塊状化、元オーステナイト粒界への炭

化物の析出量のいつそうの増大および極微細析出炭化物の分布密度のいつそうの増大にそれぞれ対応している。

(1)~(3)において、(i)上部ベイナイト化によるベイナイト粒幅の増大<sup>12)</sup>自体およびベイナイト粒境界への上記炭化物の析出分布<sup>13)</sup>の両者とも靱性低下の要因をなすものと考えられる。(ii)有効結晶粒径の増大、(iii)元オーステナイト粒界への析出量の増大、(iv)極微細析出炭化物の分布密度の増加が靱性の低下をまねくことはすでに指摘<sup>14)15)</sup>されているが、本鋼の場合(ii)の有効結晶粒径の増大傾向はとくに顕著ではなく、一方(iii)、(iv)の傾向が顕著であった。

つぎに、焼入冷却速度の低下にともなう本鋼の靱性の挙動を、先に調査の0.4C-5Cr-Mo-V鋼(以下5Cr系鋼)のそれ<sup>16)</sup>と対比すれば、焼もどし硬さ $H_{RC} 44$ において、(1)たとえば、油冷の場合の $K_{IC}$ 値に対し、約6割の $K_{IC}$ 値をもたらす焼入冷却速度は、5Cr系鋼：半冷30minに対し、本鋼：半冷3minであるなど、本鋼の場合にはやはり冷却速度域で靱性の低下を生ずること、(2)これはCr量の相対的に低い本鋼の上部ベイナイト変態が、やはり冷却速度域で進むことによるが、靱性の低下をもたらすマイクロ組織的要因そのものは、両者は共通していること、などが指摘できる。ただ、(3)焼もどし時の元オーステナイト粒界への炭化物の析出が、5Cr系鋼の場合半冷30minより遅い冷却速度域で進むのに対し、本鋼では半冷1~3min程度のきわめては冷却速度域で生じる点や、前記のように冷却速度の低下による有効結晶粒径の増大傾向が5Cr系鋼の場合よりも小さいことなど、各マイクロ組織的要因の靱性への影響の与え方において相違点がみられた。元オーステナイト粒界への炭化物の析出がとくには冷却速度域で生ずる点については、本鋼のMo量が高く、かつ上部ベイナイト化により、Cr系炭化物の析出が強く抑制されるため、基地中へのMC、 $M_2C$ の析出とならんで元オーステナイト粒界へのMo系炭化物 $M_6C$ の析出開始が促進されたものであろう。

また、本鋼の靱性水準(硬さ $H_{RC} 44$ )を5Cr系鋼のそれ<sup>16)</sup>と対比すれば、5Cr系鋼の $K_{IC}$ 値測定例、油冷：367 kg/mm<sup>2</sup>·√mm、半冷30min：206 kg/mm<sup>2</sup>·√mm、半冷60min：140 kg/mm<sup>2</sup>·√mmに対し、本鋼の $K_{IC}$ 値は全般により低い水準にある。この靱性の水準の差に対応するマイクロ組織上の形態差の一つとして、本鋼の方が極微細析出炭化物の分布密度が大きいことがあげられる。これは焼もどし時の炭化物反応の差異による強化の要因効果の相違にもとづくものと考えられる。

すなわち、Cr量が相対的に低く、Mo量の高い本鋼

の場合、(1)マルテンサイト焼もどしの際には、500°C以下で析出した $M_3C$ が、500°Cを越える焼もどし温度で再固溶し、一部残存するが、その残存量が5Cr系鋼の場合よりも明らかに少なく、その結果 $M_3C$ からCr系の $M_7C_3$ へのin situ変態の生成量が5Cr系鋼の場合よりも少ない。その結果、separate nucleationによる基地中への極微細のMC、 $M_2C$ の析出量が相対的に多くなる。(2)上部ベイナイト焼もどしの際には、前記のように $M_3C \rightarrow M_7C_3$  in situ変態がほとんど生ぜず、また5Cr系鋼の場合<sup>16)</sup>にみられた凝集のはやいCr系の $M_{23}C_6$ のベイナイト粒境界や元オーステナイト粒界への析出が生ぜず、基地中への極微細のMC、 $M_2C$ の析出量がいつそう増加する。上記の結果として、本鋼の方が5Cr系鋼よりも焼入硬さは低いが、焼もどし時の軟化抵抗は大きくなる。また、マルテンサイトの場合よりも上部ベイナイトの場合の方が焼入硬さは低いが、焼もどし時の軟化抵抗は大きくなる。一般にC-Cr-Mo-V系熱間工具鋼において、焼もどしにおける最高硬さを越えた実用焼もどし温度域での強度は、主としてCの固溶を中心とした固溶強化と基地中へのMC、 $M_2C$ の整合析出による析出強化よりなると考えられるが<sup>17)</sup>、上記炭化物反応の挙動より、同一焼もどし硬さにおいて、本鋼の方が5Cr系鋼の場合よりも析出強化による寄与の割合が大きく、極微細析出炭化物の分布密度が高く、これが高温強度を高める反面、靱性の水準を相対的に低くする一因となつているものと考えられる。

#### 4.2 焼入冷却速度と疲労クラック進展特性

一般に同系統の材料では疲労クラックの進展速度 $da/dN$ は $\Delta K$ に対してほぼ同一の挙動を示すと報告されている<sup>18)19)</sup>。本実験でも疲労クラックの進展速度は焼入冷却速度の低下により若干増加するが、その変化の程度は小さい結果を得た。先に0.4C-5Cr-Mo-V鋼においても同様の傾向がみとめられており<sup>16)</sup>、その差の原因としては、同じく焼入冷却速度の低下に起因する焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が、Table 3にみられるように耐力の上昇、加工硬化性の減少をまねき、これがクラック先端の鈍化作用<sup>20)</sup>やクラック閉口現象(Crack closure<sup>21)22)</sup>による有効応力拡大係数の低減効果を相対的に小さくし、1サイクル当たりのすべり変形量をやや大きくしたことが考えられる。

#### 4.3 衝撃遷移特性

焼入冷却速度の低下による50%脆性破面遷移温度の上昇は、前記 $K_{IC}$ 等に関して集約したマイクロ組織的要因に対応するものと推察される。冷却速度の低下による上部Shelfエネルギー値の減少については、冷却速度の

低下にともなう上記炭化物の析出分布形態の変化とこれによる延性の低下により, ボイドの均一な生成や十分な成長合体が行われにくく, 前記ディンプル形態の変化と吸収エネルギー値の減少をまねいたものと推察される<sup>23)</sup>~<sup>25)</sup>. なお, ディンプルの底にみとめられた粒子は微小分析の結果炭化物を主体とするものであつた.

## 5. 結 言

0.35C-3Cr-3Mo-V 熱間工具鋼のマイクロ組織, 靱性におよぼす焼入冷却速度の影響を調査し, 下記結果を得た.

1) 平面歪み破壊靱性値  $K_{IC}$ , シャルピー衝撃値 (焼もどし硬さ  $H_{RC} 44$ ) は, 油冷→半冷 3~5 min 間で急激に減少し, それより遅い冷却速度では漸減する.

2) 上記靱性の変化は上部ベイナイト変態挙動, これに関連して焼もどし時の炭化物の析出, 凝集挙動に対応しており, 靱性変化のマイクロ組織的要因は, a) 上部ベイナイト組織生成と生成量の増加, b) ベイナイト粒幅の増大, 粒境界に沿う析出炭化物の連鎖状分布傾向, 粒度の増大 (マルテンサイト対比), c) 有効結晶粒径の増大, d) 元オーステナイト粒界への炭化物析出量の増大, e) 極微細析出炭化物の分布密度の増大 (a)~e) 油冷→半冷 3~5 min), f) 塊状上部ベイナイト化と元オーステナイト粒界への炭化物の析出量および極微細析出炭化物の分布密度の一層の増大 (半冷 5~20 min), に集約される. このうち, 本鋼の場合, d), e) が相対的に大きな影響を与えているものと推察される.

3) 疲労クラック進展速度は, 焼入冷却速度の低下によりやや増加するが, これは上部ベイナイト化にともなう焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が一因と考えられる.

おわりに, 本論文の発表を許可された日立金属(株), 鈴木慎一専務取締役安来工場長, 御指導頂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関係各位に対し謝意を表します.

## 文 献

- 1) P. GÜMPEL and K. RASCHE: Thyssen Edelst., 7 (1981) 2, p. 151
- 2) 荒川武二, 山本俊郎, 林 健二: 鉄と鋼, 57 (1971), S 522
- 3) 奥野利夫: 第 73 回塑性加工シンポジウム予稿 (1980. 11), p. 13
- 4) M. A. GROSSMAN, M. ASIMOV, and S. F. URBAN: Hardenability of Alloy Steels (1938), p. 124 (ASM)
- 5) 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
- 6) 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
- 7) L. J. HABRAKEN, and M. ECONOMOPOULOS: Transformation and Hardenability in Steels (Michigan, Feb. 27, 28, 1967), p. 69
- 8) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDELY: JISI, 208 (1965) 3, p. 291
- 9) 奥野利夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 315
- 10) K. KUO: JISI, 184 (1956) 11, p. 258
- 11) 谷野 満: 日本金属学会会報, 11(1972)3, p.203
- 12) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 58 (1972) 8, p. 1076
- 13) 中島宏興, 荒木 透: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1993
- 14) 須藤 一: 日本金属学会会報, 14(1975) 1, p. 7
- 15) 奥野利夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1638
- 16) 奥野利夫: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 655
- 17) G. P. CONTRACTOR, E. G. SCHEMPP, and W. A. MORGAN: Trans. ASM, 54 (1961), p. 208
- 18) 角田方衛, 内山 郁: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 80
- 19) 中沢 一, 小林英雄: 日本機械学会誌, 75(1972) 642, p. 120
- 20) 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]
- 21) 小寺沢良一: 日本金属学会会報, 14 (1975) 12, p. 899
- 22) J. WEERTMAN: Fatigue and Microstructure (1978), p. 303 [ASM]
- 23) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1483
- 24) 荒木 透, 辛 致教, 佐川竜平: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 972
- 25) 寺崎富久長: 塑性と加工, 13 (1972. 2) 133, p. 139