

© 1983 ISIJ

.....
論 文

0.4C-5Cr-Mo-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

奥 野 利 夫*

The Effect of Cooling Rate from Austenitizing Temperature on the Microstructure and Toughness of the 0.4C-5Cr-Mo-V Hot Work Alloy Tool Steel

Toshio OKUNO

Synopsis :

The effect of quenching rate from austenitizing temperature on the microstructure and toughness of the 0.4C-5Cr-Mo-V hot work alloy tool steel was investigated.

(1) As the quenching rate decreases, plane strain fracture toughness and Charpy impact value after tempering to H_RC 44 are reduced gradually.

(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 increasing of particle size and tendency of connected distribution of carbide precipitating along bainite grain boundaries compared with carbide precipitating along martensite lath boundaries.
- (c) Increasing of density of extremely fine carbide precipitates.
- (d) Increasing of the effective grain size.
- (e) Transition of bainite configuration from lath to granular type, and increased tendency of carbide precipitation along the grain boundaries of bainite and prior austenite.

The decrease of quenching rate reduces upper bainite toughness through microstructural changes as (b)→(e) in sequence.

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

1. 緒 言

0.4C-5Cr-Mo-V 熱間工具鋼は高温強度, 靱性を兼ね備え, 熱間金型用途に広く使用されている。本鋼は基本的にはマルテンサイト組織鋼であるが, 実用焼入れにおいては製品寸法の増大などによる冷却速度の低下により, 炭化物の粒界析出やベイナイト組織生成をまねき, これが焼もどし後の強度, 靱性に影響を与えることが指摘されているが¹⁾²⁾, 詳細な検討例は少ない。本報では0.4C-5Cr-Mo-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形態, 靱性におよぼす影響につき検討した結果を報告する。

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³⁾。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0.4C-5Cr-Mo-V 鋼で, 化学組成を Table 1 に示す。素材断面寸法は 200 mm × 350 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。試験片の採取位置は中心と隅角との中間で, 鍛伸方向に採取後実験に供した。

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 5 月 28 日受付 (Received May 28, 1982)

* 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 692)

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

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.38	0.96	0.47	5.10	1.31	0.56

2.2 実験方法

2.2.1 焼入冷却速度とマイクロ組織挙動の観察

1020°C×30 min オーステナイト化後の連続冷却（油冷，半冷時間⁴⁾ 5~80 min 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-寸法挙動（フォーマスターによる）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場合は炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電頭組織，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冷却後H_RC 44に焼もどした場合[†]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) 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 \pm 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3000 rpmである。(3) シャルピー衝撃試験；2 mm深さ，Uノッチ試験片(1 mmR)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の均一伸び(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

† 焼もどし温度：610~620°C×1.5 h 空冷，引続き30°C低い温度×1.5 h 空冷

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，二段レプリカ電頭像を Photo. 1, 2 に示す。オーステナイト平均粒度はJIS No. 8，残留炭化物の面積率は0.51%，(平均粒径は0.35 μ (粒径0.15 μ 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，半冷15 minの冷却（以下半冷15 min，その他の冷却についても同様に表示）で部分的に長い上部ベイナイト組織(B-I型⁶⁾，以下，上部ベイナイトと表示)を生じ，半冷20 minでは，上部ベイナイト量は30~40%となる。半冷30 minでは上部ベイナイト量は約50~60%となり，長いベイナイト粒が増加し，へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径⁶⁾が大きくなる。マルテンサイトの平均ラス幅は0.2 μ であるが，上部ベイナイト粒幅は，半冷15 min:0.4 μ ，半冷30 min:0.5 μ で，冷却速度の低下にしたがって大きくなる。半冷45~60 minでベイナイト粒幅はさらに大きくなり(0.8 μ)，塊状化傾向^{7)~8)}を示す。半冷60 minで上部ベイナイト量は70%以上となり，残留オーステナイト量が増加(油冷:5%に対し，半冷60 min:14%)する。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10 minで若干生成し，半冷20 minではほとんどなくなる。

500°Cまで急冷後等速冷却の場合，300°C/hより細長い上部ベイナイト粒の生成がみられる。100°C/h，

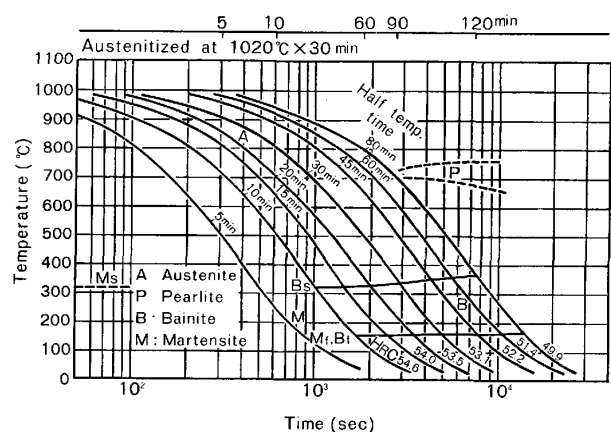


Fig. 1. Continuous cooling transformation diagram.

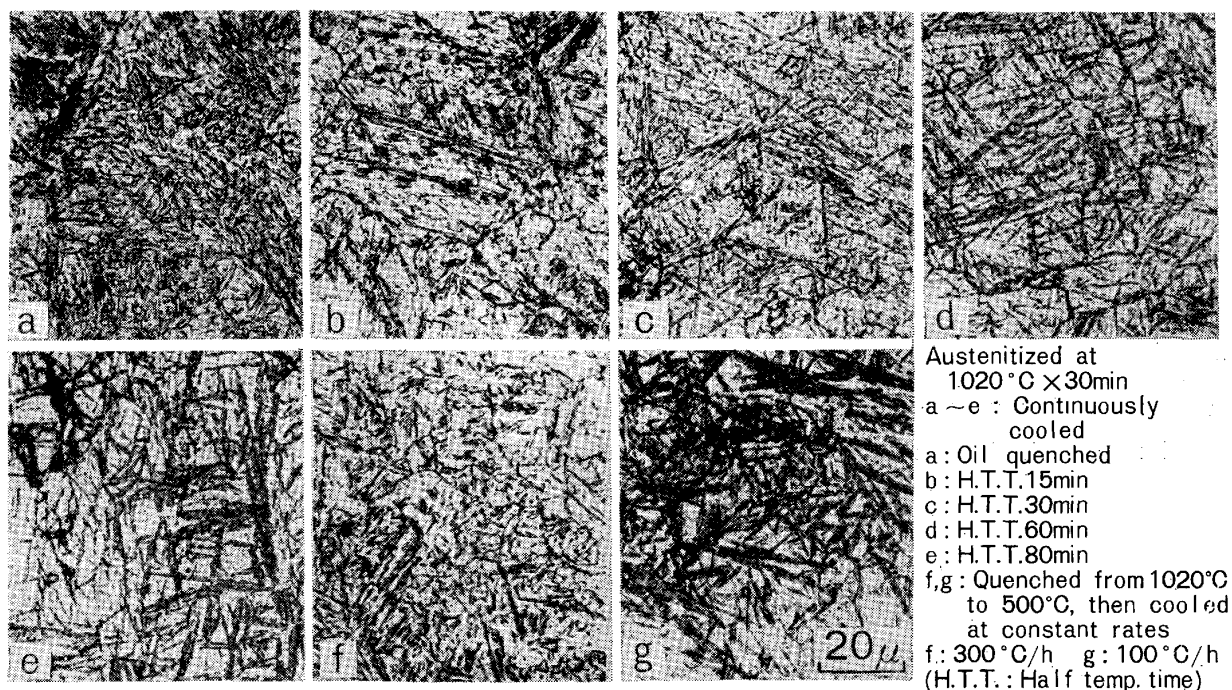


Photo. 1. Optical micrographs of specimens quenched at various cooling rates.

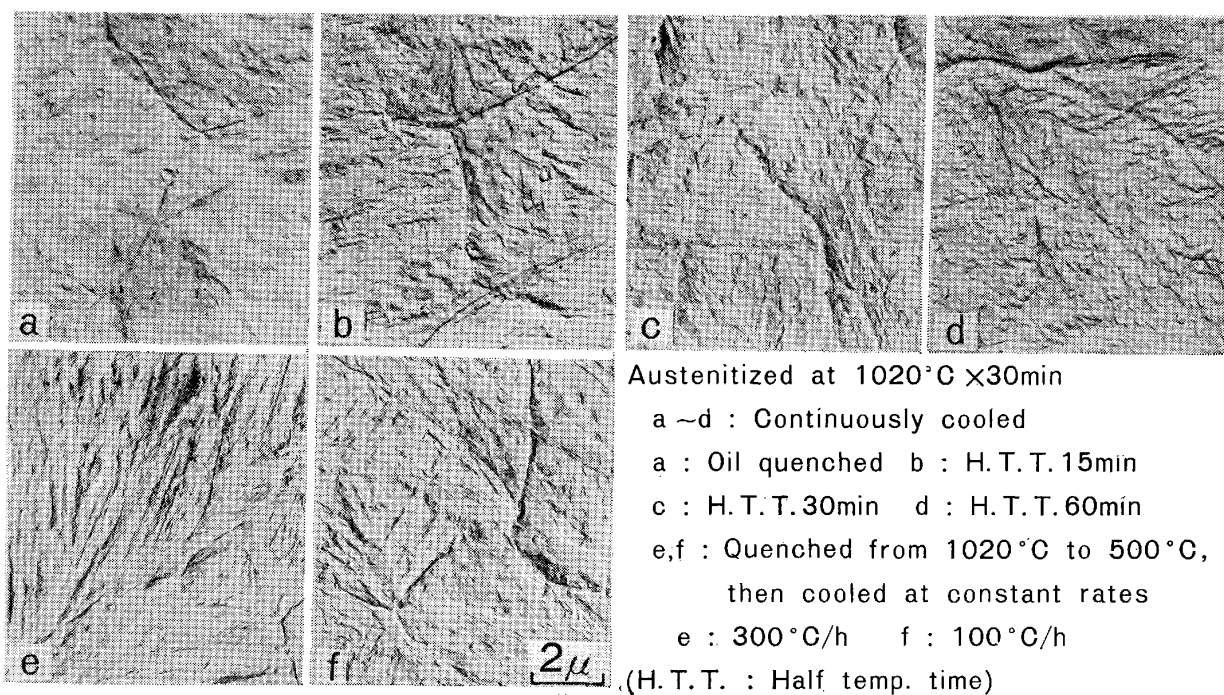
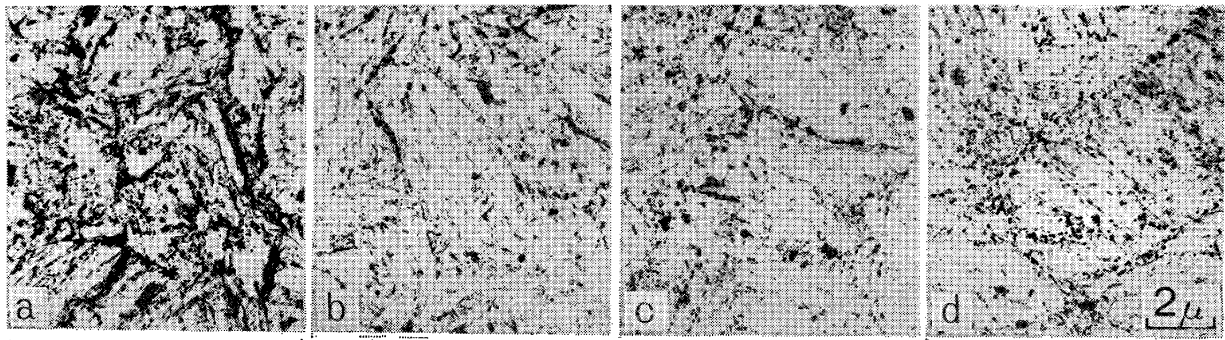


Photo. 2. Electron replicated micrographs of specimens quenched at various cooling rates.

50°C/h で上部ベイナイト量は 70% 以上となり, 有効結晶粒径の増大, 残留オーステナイト量の増加, ベイナイト粒の塊状化がみられる. 下部ベイナイトは 1000~300°C/h で若干生成し, 300~100°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
 抽出レプリカ電顕による炭化物の析出, 凝集形態の代表例を Photo. 3, 4 に示す. (1) 油冷によるマルテン

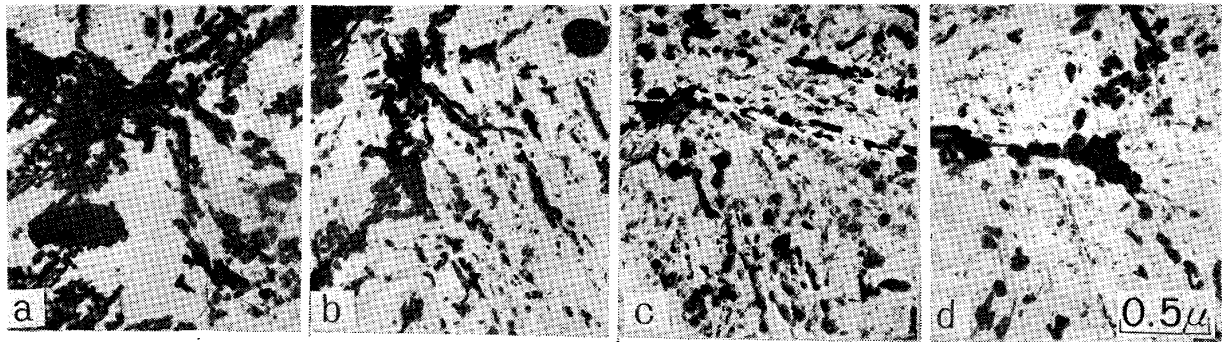
サイトのラス幅に対し, 半冷 15 min, 500°C まで急冷後 300°C/h ないしこれより遅い冷却で生じる上部ベイナイトの粒幅は大きく, ベイナイト粒境界への析出炭化物の粒度が相対的に大きく, かつ連鎖状分布傾向が大きくなる. (2) 半冷 30 min, 500°C まで急冷後 300~500°C/h ないしこれより遅い冷却の場合, 基地内の極微細炭化物 (長さ 500Å など) の分布密度が明らかに増



Austenitized at 1020°C×30min

a~c : Continuously cooled a : Oil quenched b : H.T.T.30min c : H.T.T.60min
d : Quenched from 1020°C to 500°C, then cooled at constant rate, 100°C/h

Photo. 3. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimens after quenching at various cooling rates. (HRC44)



Austenitized at 1020°C×30min

a: Oil quenched b: H.T.T.15min c: H.T.T.30min d: H.T.T.60min
all tempered to HRC44 (H.T.T.: Half temp. time)

Photo. 4. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimens after quenching at various cooling rates. (HRC44)

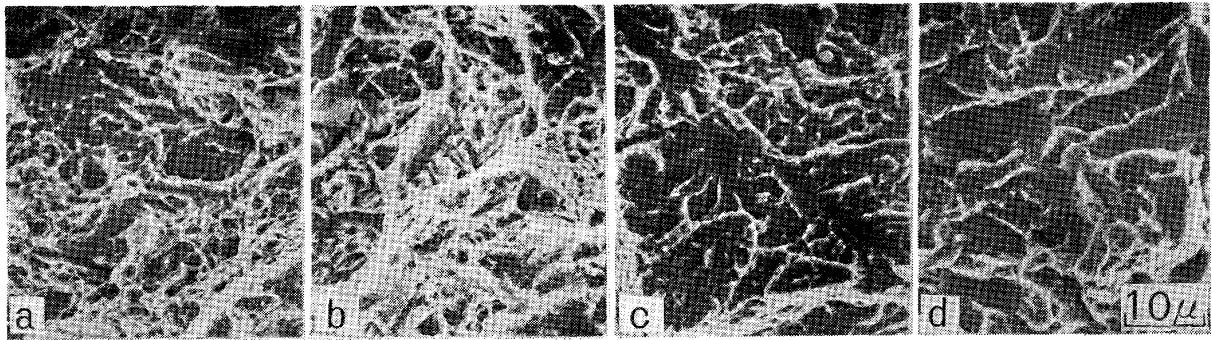
Table 2. Results of carbide identification with X-ray and electron diffraction methods.

		As quenched	Tempering temp. (°C)×2h					
			400	500	550	600	650	700
Oil quenched	X-ray (CoKα)	MC (33)	MC (36)	MC (36)	MC (37) M ₆ C (5)	MC (39) M ₆ C (8)	MC (40) M ₆ C (32) M ₇ C ₃ (40)	MC (41) M ₆ C (57) M ₇ C ₃ (48)
	Electron	————	————	(Crowded rod) M ₃ C	————	————	————	————
H. T. T. 30 min	X-ray (CoKα)	MC (34)	MC (35)	MC (35)	MC (37)	MC (39) M ₆ C (4)	MC (39) M ₆ C (17) M ₇ C ₃ (25) M ₂₃ C ₆ (29)	MC (42) M ₆ C (38) M ₇ C ₃ (33) M ₂₃ C ₆ (30)
	Electron	————	————	————	(Cloud-like) MC	(Needle) M ₂ C	————	————

Numbers in parentheses show heights of diffraction figures on chart (scale)
MC : $d=2.40\text{Å}$ M₆C : $d=2.25\text{Å}$ M₇C₃ : $d=2.22\text{Å}$ M₂₃C₆ : $d=2.17\text{Å}$
(H. T. T. : Half temp. time)

加する。逆に油冷の場合にみられる棒状炭化物やこれが粒状に分化した炭化物などの密集部(後記のようにM₃C→M₇C₃相当⁹⁾¹⁰⁾)はみられなくなる。(3)半冷45~60 min, 500°Cまで急冷後300~100°C/hないしこ

れより遅い冷却では、さらに広幅化したベイナイト粒境界や元オーステナイト粒界への炭化物の優先析出、凝集傾向が大きくなる。Table 2に油冷, 半冷30 min 焼入後700°Cまでの各温度に2h 焼もどした試料のX線,



Austenitized at 1020°C×30min

a: Oil quenched b: H.T.T. 15min c: H.T.T. 30min d: H.T.T. 60min

all tempered to HRC44 (H.T.T.: Half temp. time)

Photo. 5. Scanning electron micrographs of fractured surfaces of charpy impact specimens tempered to HRC44 after quenching at various cooling rates.

電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。油冷によるマルテサイトの場合、500°C以下で棒状または密集棒状の M_3C の析出を生じ、さらに $M_3C \rightarrow M_7C_3$ in situ 変態により600~650°Cで小粒状の M_7C_3 の増加を生じている。上部ベイナイト主体の半冷30minの試料は M_3C の析出をほとんど生ぜず、 M_7C_3 の析出は相対的に少なく、一方、650°Cで $M_{23}C_6$ の明らかな増加を生じる。

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)連続焼入冷却の場合、油冷では $367 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ 、実用焼入冷却速度域の半冷30minでは $206 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ となる。さらに半冷30min→45minで漸減ののち、半冷60minで $140 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ (半冷30minの場合の約70%)となる。(2)500°Cまで急冷後各種冷却の場合、300°C/h^{†2}で $217 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ 、100°C/hで $155 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ となる。500°Cまでの急冷は K_{IC} を若

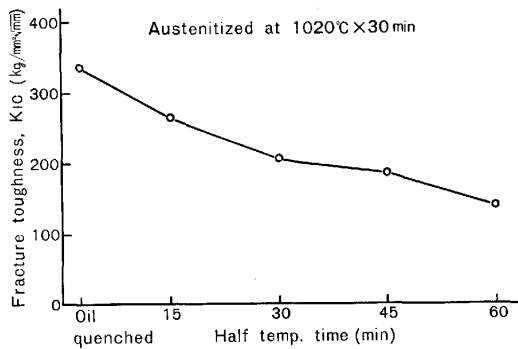


Fig. 2. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on plane strain fracture toughness, K_{IC} after tempering to HRC44.

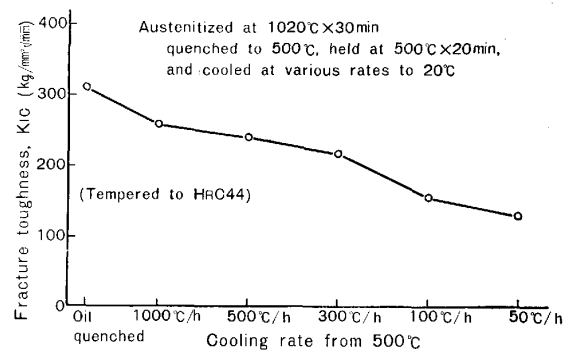


Fig. 3. Effect of cooling rate from 500°C after quenching from austenitizing temperature to 500°C, on plane strain fracture toughness, K_{IC} .

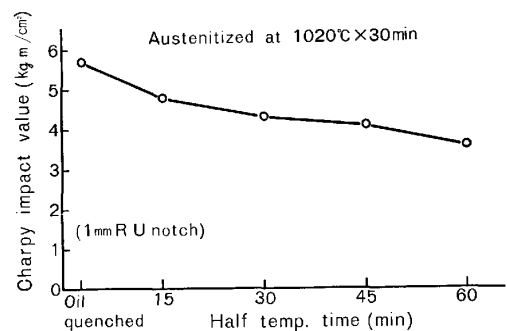


Fig. 4. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on charpy impact value of specimen after tempering to HRC44.

干改善する効果がある。シャルピー衝撃値についても、 K_{IC} の場合より変化の程度はやや小さいが同様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1mm進展部の破面像を示す。油冷ではディンプル主体の破面であるが、半冷30minではディンプルをともなつたへき開型の破面、半冷45, 60minではディンプルが減少する。半冷30minより遅い冷却速度で細長

^{†2} ベイナイト変態域(400~150°C)における冷却速度では半冷30minに相当

い破面模様があらわれ、破面単位⁵⁾の増大がみとめられ、半冷 45, 60 min では細長い破面模様が全体的に形成され、ミクロ観察における長い上部ベイナイト粒の発達や有効結晶粒径の挙動に対応した変化を示す。また、半冷 45, 60 min で破面上の細かい起伏はさらに減少する。

3.4 焼入冷却速度と疲労クラック進展特性

切り欠き疲労クラック進展性試験結果を Fig. 5 に示す。焼入冷却速度の低下にとともに、疲労クラック進展速度は若干増加、へき開型破壊に至るまでの限界クラック深さは減少し、その結果、へき開型破壊に至るまでの繰り返し回数は減少する。疲労破面の走査電顕による観察の結果ではいずれもストライエーションをともなつた破面を呈しており、冷却速度の大きい方がストライエーション形成の傾向がやや大きいように見えるが、破面の形態に関し明確な差異は見出せなかつた。

小野式回転曲げ疲労試験結果を Fig. 6 に示す。焼入冷却速度の低下にとともに、同一応力レベルにおける破断までの繰り返し回数、疲労限の漸減がみとめられる。この場合も破断に至る限界の疲労クラック進展深さは油冷の方が大きい、疲労破面の形態に関し明確な差異はみられなかつた。

3.5 焼入冷却速度と衝撃遷移特性

Fig. 7 に衝撃値の挙動を示す。焼入冷却速度の低下

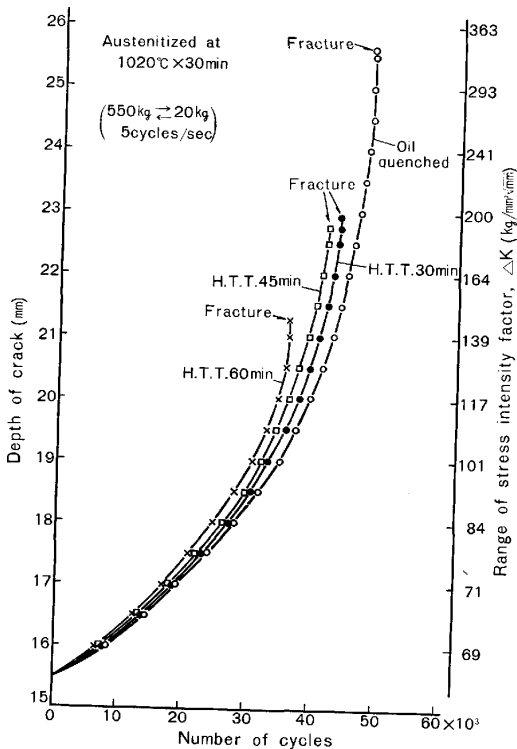


Fig. 5. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on fatigue crack propagating rate of specimen after tempering to HRC44.

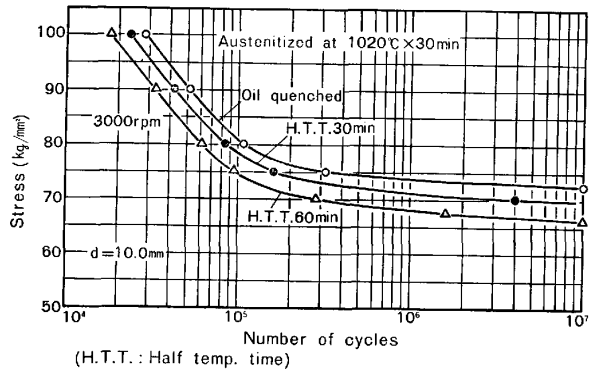


Fig. 6. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on rotating beam fatigue life of specimen after tempering to HRC44.

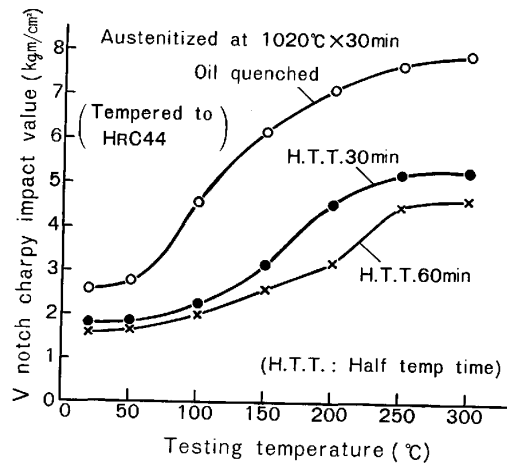


Fig. 7. Effect of testing temperature on V notch charpy impact value.

にとともに遷移温度は上昇する。50% 脆性破面遷移温度は油冷：100~150°C、半冷 30 min：200°C、半冷 60 min：200~250°C である。延性破面温度域において、油冷の場合は半冷 30, 60 min の場合に対比してディンプルの大きさならびに深さがやや大きく、かつ相対的に均一であり、一方半冷 30, 60 min の場合、極微細ディンプル部の混在がみとめられ、深さも相対的にやや浅い。

4. 考 察

4.1 焼入冷却速度とミクロ組織、 K_{IC} 、シャルピー衝撃値

ミクロ組織と K_{IC} 、シャルピー衝撃値の挙動を対照してみると、(1) 半冷 15 min での K_{IC} 等の低下は、マルテンサイトラスに対して幅、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粒度がやや増大し、連鎖状分布の傾向を示すことに対応している。(2) 半冷 30 min, 500°C まで急冷

後 300°C/h の冷却での K_{IC} 等の低下は、(1)に加えて長いベイナイト粒領域の生成(有効結晶粒径の増大)と針状の極微細析出炭化物の分布密度の増大、(3)半冷 45~60 min, 500°C まで急冷後 300~100°C/h の冷却での K_{IC} 等の低下は、上記要因に加えて、上部ベイナイト変態の一層の進行と有効結晶粒径が全般的に大きくなること、塊状上部ベイナイト化、これに関連してベイナイト粒境界、元オーステナイト粒界への炭化物優先析出傾向の増大、にそれぞれ対応している。

(1)の場合、上部ベイナイト化により、 $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態は抑制され、 $M_{23}C_6$ を主体とする炭化物がベイナイトラス境界に連鎖状に、より大きな粒度で析出したもので、指摘されているように、ラス幅の増大¹¹⁾とこれに沿う上記炭化物分布¹²⁾の両者が靱性低下の要因と推察される。(2)の極微細炭化物の分布が靱性の低下をまねくことはすでに指摘されている¹³⁾。その析出量の増加は上部ベイナイト化により、焼もどし時 M_3C の析出を生ぜず、 $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態が抑制され、separate nucleation による極微細炭化物 (M_2C) の析出量の増大をまねいたことによる⁹⁾。逆に $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態の抑制はオーステナイト粒界、ベイナイト粒境界への $M_{23}C_6$ を主体とした析出を増大させるが¹⁴⁾、(3)の塊状上部ベイナイト化はベイナイト粒境界の分布密度を減少させ、粒界析出一層促進したと考えられる。

すなわち、上部ベイナイト化による K_{IC} 、シャルピー衝撃値低下のマイクロ組織的要因は、(a)ベイナイト粒幅の増大、粒境界に沿う析出炭化物の粒度の増加と連鎖状分布傾向の増大(マルテンサイト対比)、(b)有効結晶粒径の増大、(c)極微細析出炭化物の分布密度の増大、(d)塊状上部ベイナイト化とベイナイト粒境界、元オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大に集約される。

焼入冷却速度と引張性質との関係調査結果を Table 3 に示す。焼入冷却速度の低下により比例限、耐力の増大、均一伸びの若干の減少、破断伸びの明らかな減少を示すが、これは極微細析出炭化物の分布密度の増大が原因と推察される¹³⁾。

なお、半冷 90 min 前後より遅い冷却では、冷却時オーステナイト粒界への炭化物析出の増加、さらにパーライト変態をとまなうので、これが靱性低下の原因となることが考えられる。

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 ΔK に対してほぼ同一の挙動を示すと報告されている¹⁵⁾¹⁶⁾。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、その変化の程度は比較的小さい結果を得た。本実験の場合、1 サイクル当たりのクラック進展距離はクラック 2.5 mm 進展部 ($a=18.0$ mm) で、油冷の場合 0.15 μ /cycle、半冷 60min でもこれより若干大きい程度で、これはマルテンサイトラス幅やベイナイト粒幅よりも小さく、破面観察やクラック断面観察からクラック進展速度の変化に対応する組織因子を見出すには至らなかつた。

加工硬化性の大きい場合、クラック開口時先端での鈍化がはやく生じやすいとの指摘¹⁷⁾、耐力の低い方がクラック閉口現象¹⁸⁾¹⁹⁾ (crack closure) による有効応力拡大係数の低減効果が大きいとの指摘がなされている。これらを参考に判断すれば、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耐力の上昇、加工硬化性の減少をまねき、これが上記のクラック先端の鈍化作用やクラック閉口現象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⁵⁾⁶⁾²⁰⁾。延性破面温度域における衝撃値が冷却速度の低下により減少する点については、冷却速度の低下により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ことに対応している。上部 shelf エネルギー値はポイドの生成とその成長、合体にかかわるもので、ポイドの分布密度が小さく、かつ深い方が大

Table 3. Results of tension testing of tempered specimens (HrC44) after cooling at various rates from austenitizing temperature, 1 020°C.

	Proportional limit (kg/mm ²)	0.2% proof stress (kg/mm ²)	Ultimate tensile strength (kg/mm ²)	Total* ¹ elongation (%)	Uniform* ² elongation (%)	Reduction of area (%)
Oil quenched	116.6	134.9	152.9	18.0	4.50	60.4
H. T. T. 30 min	119.3	137.2	153.2	16.2	4.25	50.9
H. T. T. 60 min	120.7	138.3	153.0	13.7	4.17	45.9

Diameter of test piece : 6.35 mm Strain rate : 2.0 mm/min (cross head)
*¹ G. L. : 25.4 mm *² G. L. : 30.0 mm

きいと指摘^{21)~23)}を考慮して、上部ベイナイト化により、広幅化したベイナイト粒境界や元オーステナイト粒境界等への炭化物の連鎖状析出など炭化物の分布が不均一になること、極微細析出炭化物の分布密度の増加による延性の減少などがディンプルの発生をやや不均一にするとともに、その成長挙動にも影響し、上部 shelf エネルギー値を相対的に低くしたことが考えられる。

5. 結 言

0.4C-5Cr-Mo-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、焼入冷却速度の低下にともない漸減する。

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粒度の増加と連鎖状分布傾向の増大(マルテンサイト対比、半冷 15 min など)、c) 極微細析出炭化物の分布密度の増大(半冷 15~30 min より)、d) 有効結晶粒径の増大(半冷 30~45 min より)、e) 塊状上部ベイナイト化と、これに関連してベイナイト粒境界、元オーステナイト粒界への炭化物優先析出傾向の増大(半冷 45~60 min) に集約される。

焼入冷却速度の低下にしたがって、上部ベイナイトは、b)→e) の段階を経て靱性を低下させる。

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)、鈴木禎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) K. BUNGARDT, O. MÜLDERS, and R. MEYER-RHOTERT: Arch. Eisenhüttenwes, 37 (1966) 5, p. 381
- 2) 上原紀興, 並木邦夫, 高橋国男: 電気製鋼, 52 (1981) 3, p. 165
- 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. GROSSMANN, 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, p. 83 (Kyoto, October 25, 26, 1971)
- 6) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義宏: Toward Improved Ductility and Toughness, p. 45 (Kyoto October 25, 26, 1971)
- 7) L. J. HABRAKEN, M. ECONOMOPOULOS: Transformation and Hardenability in Steel, p. 69 Michigan, February 27, 28, 1967)
- 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) 2, p. 315
- 10) K. KUO: JISI, 184 (1956) 11, p. 258
- 11) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 58 (1972) 8, p. 1076
- 12) 中島宏興, 荒木 透: 鉄と鋼, 58 (1972) 14, p. 1993
- 13) 須藤 一: 日本金属学会会報, 14 (1975) 1, p. 1
- 14) 谷野 満: 日本金属学会会報, 11 (1972) 3, p. 203
- 15) 角田方衛, 内山 郁: 鉄と鋼, 63 (1977) 10, p. 80
- 16) 中沢 一, 小林英雄: 日本機械学会誌, 75 (1972) 642, p. 120
- 17) A. S. TETELMAN, A. J. McEVILY, JR. (宮本 博 訳): Fracture of Structural Materials (構造材料の強度と破壊 2), p. 27 (1970) [培風館]
- 18) 小寺沢良一: 日本金属学会会報, 14 (1975) 12, p. 899
- 19) J. WEERTMAN: Fatigue and Microstructure, (1978), p. 303 [ASM]
- 20) 奥野利夫: 鉄と鋼, 68 (1982) 10, p. 1
- 21) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 60 (1974) 10, p. 1483
- 22) 荒木 透, 辛 玟教, 佐川竜平: 鉄と鋼, 61 (1975) 7, p. 972
- 23) 寺崎富久長: 塑性と加工, 13 (1972-2) 133, p. 139