

.....
 論 文

0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 析出硬化形熱間工具鋼の ミクロ組織と高温強度

奥 野 利 夫*

Behaviors of Microstructure and High-temperature Strength of 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co Precipitation Hardening Hot Work Alloy Tool Steel

Toshio OKUNO

Synopsis :

In this study, effects of bainite structure on high-temperature strength, precipitation and aggregation behaviors of carbides during tempering are investigated for 0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co steel comparing with martensite structure obtained by particularly rapid quenching.

The results obtained are as follows :

(1) During cooling from austenitized temperature at the rate lower than the rate of half tempering time being 10 min, granular upper bainite structure, without carbide precipitation in boundary is obtained with about 15% stable retained austenite.

(2) During tempering of this structure,

(i) precipitation of M_3C and transformation of $M_3C \rightarrow M_7C_3$ in situ are suppressed, while those phenomena take place in martensite tempering,

(ii) boundary precipitation and aggregation of M_6C are suppressed until higher tempering temperature because of the rarer distribution density of bainite grain boundary than martensite lath boundary, and through above (i), (ii),

(iii) increasing of volume of MC, M_2C precipitated, their homogeneous distribution and suppressing of aggregation of them, which are all effective to the strengthening of the steel, are promoted.

(3) As the results, this upper bainite structure shows excellent high-temperature strength, compared with martensite structure.

1. 緒 言

低C析出硬化形熱間工具鋼の開発は 1953 年当時、すでに“Alpha-Molybdenum Iron”として高温硬さ、耐ヒートチェック性をみとめられていた 0.2C-3Mo 鋼に Ni を添加し、焼入性、靱性を改善した 0.2C-3Ni-3Mo 鋼にはじまる¹⁾²⁾。

現在、高い靱性を特徴とする 3Ni-3Mo 鋼と高温強度の大きい Cr-Mo(W)-V 系鋼³⁾⁴⁾とがあり、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、析出硬化開始温度以下の 400°C 前後で焼もどし処理し、切削可能な Hb375~401 前後の硬さを得て、型彫加工後そのまま使用される。使用時、型表面のみ昇温により析出硬化し、低硬度の芯部との組み合わせにより熱間鍛造用金型としての用途に耐える。

金型表面の損耗は、ヒートクラックの発生と、ヒートクラック部で型材自体が塑性流動することにより進んで行くことが多く、これに対しては高温強度特性が重要である。また、今一つの問題点である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⁵⁾。したがって、ベイナイト組織と高温強度、靱性など基本的性質との関係について、基礎的に把握しておくことが製造、使用上の立場から重要と考えられる。従来、ベイナイト組織と高温強度との関係についての報告としては、たとえば BUCHI⁶⁾らは蒸気タービン用途の 1Cr-Mo-V 鋼について、急冷焼入によるマルテンサイト組織よりも、焼入冷却速度を制御して得た塊状 (granular or massive⁶⁾) の上部ベイナイト組織の方が、クリープ強度がすぐれていると報告しており、また同種の報告がある⁷⁾⁸⁾。析出硬化形熱間工具鋼については、各種性質の解明はかなり進

昭和 56 年 3 月 31 日受付 (Received Mar. 31, 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)

んでいるが、ベイナイト組織と諸性質との関係について詳細な検討は十分にはなされていない。

上記の点より、本報ではとくに急冷により得たマルテンサイト主体の組織の場合と対比しつつ、ベイナイト組織と高温強度特性との関係を、炭化物の析出および凝集挙動の観察をもとに検討した結果を報告する。

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した。

2.2 実験方法

(1) ミクロ組織挙動の観察

980°C×30 min オーステナイト化後の連続冷却および恒温保持におけるベイナイト変態挙動を電顕組織、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、半冷時間 60 min の連続冷却で得られた上部ベイナイト組織試料につき、700°C までの各焼もどし(×2 h)における炭化物の析出、凝集挙動を、油冷によるマルテンサイト焼もどしの場合と対比しつつ、電顕組織、X線回折、電子線回折および抽出レプリカによる炭化物の微小分析(日立 HSM-2B 型 SEM-EDX† 分析システム)により観察した。また、X線回折により焼もどしにおける基地の格子定数、格子歪みの目安としての基地(211)面からの回折線の半価幅の挙動および残留オーステナイトの挙動を調査した。ミクロ組織、硬さ用試験片は 12 mm×12 mm×6 mm である。

(2) 機械的性質

同様に、マルテンサイト組織の場合と対比しつつ、上部ベイナイト焼もどしにおける軟化抵抗、引張性質の挙動、常温~700°C の引張性質、700°C でのクリープ破断強度など、高温強度特性を形成する諸性質を調査した。引張試験片は平行部径 6.35 mm で、破断伸び(全伸び)算出は標点距離 25.4 mm により行つた。なお、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(以下均一伸びと称する)を同時に測定した。この場

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	1.88	0.40	1.05

† Energy Dispersive X-Ray

合の標点距離は 35.0 mm である。高温引張試験における各温度保持時間は 10 min とした。クリープ試験片は平行部径 10.0 mm、標点距離 50.0 mm とし、昇温 1.5 h、均熱 1.0 h 後負荷する方式とした。

3. 実験結果

3.1 連続冷却および恒温保持におけるベイナイト変態特性と電顕組織

連続冷却¹⁰⁾および恒温変態におけるベイナイト変態線図を Fig. 1, 2 に示す。また、生成組織の二段レプリカ電顕像を Photo. 1 に、透過電顕像を Photo. 2 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+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)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(境界に炭化物析出をともなわない、邦武らの分類¹¹⁾による B-I 型相当)に転じる。半冷時間¹²⁾ 10~15 min 以上すなわち実用焼入冷却速度範囲では、B-I 型ではあるがラス幅は増大し、塊状傾向を呈し、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がみられる。半冷時間 10~60 min でミクロ組織上大きな差はなく、硬さも Fig. 1 に示したとおりの変化は小さい。恒温変態では 300°C 以上でラス状上部ベイナイト、300°C より

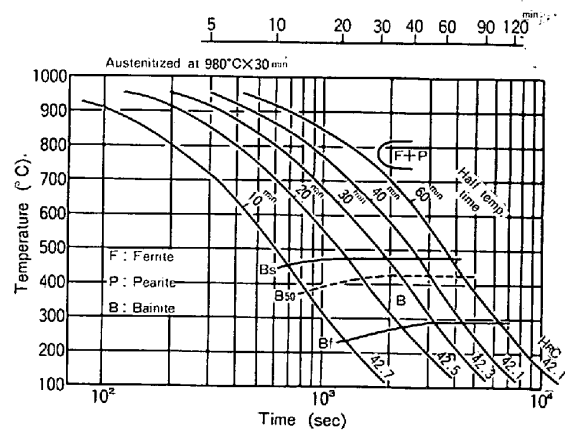


Fig. 1. Continuous cooling transformation diagram.

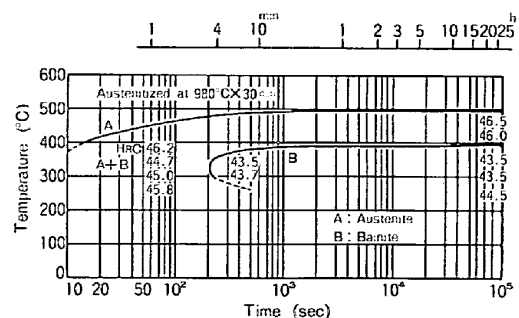


Fig. 2. Isothermal bainite transformation diagram.

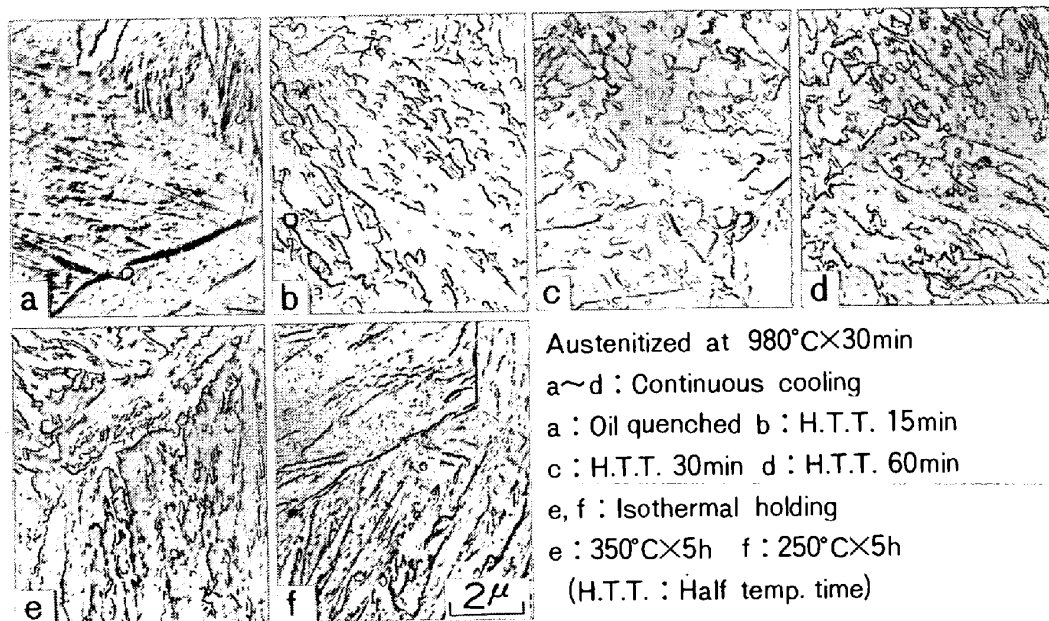


Photo. 1. Electron replicated micrographs of specimen transformed during continuous cooling and isothermal holding.

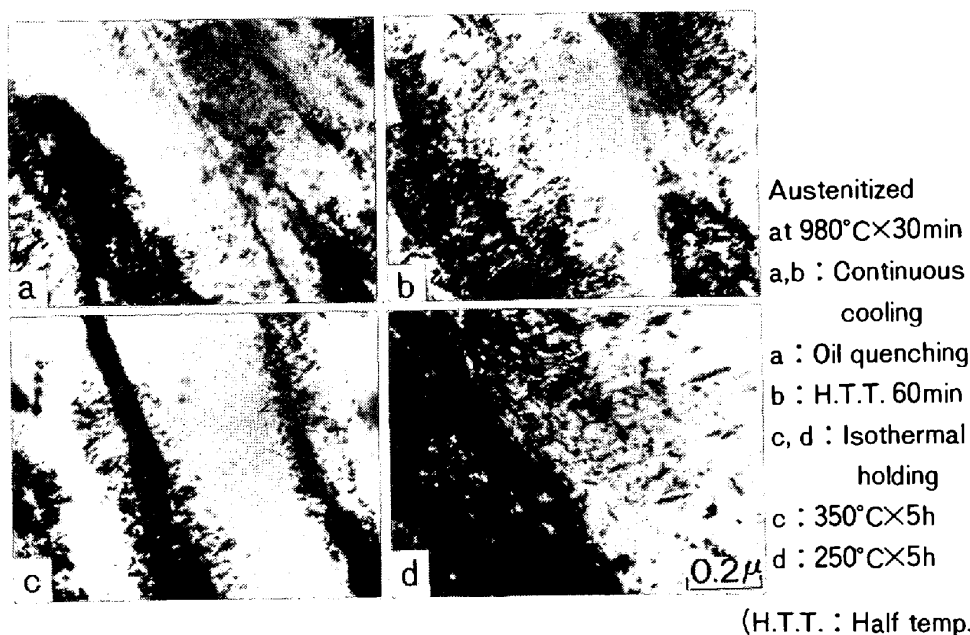


Photo. 2. Transmission electron micrographs of specimen transformed during continuous cooling and isothermal holding.

下では下部ベイナイト+マルテンサイトとなる。この場合の上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトはラス境界に残存しており、その量は連続冷却の場合より少ない。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%、350°C 恒温変態：10.6%である。マルテンサイトの平均ラス幅は 0.25μ で小さく、半冷時間 60 min の上部ベイナイト粒の平均幅は 1.0μ 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

半冷時間 60 min (上部ベイナイト) と油冷 (マルテン

サイト主体) の両試料についての抽出レプリカ電顕組織による観察結果を Photo. 3, 4 に示す。また、炭化物の X線および電子線回折による構造同定結果を Table 2 に、微小分析の結果例を Table 3 に示す。マルテンサイト焼もどしの場合、500°C 焼もどしで粒界、ラス境界を主体に顕著な密集あるいは分離した Fe リッチな棒状 M_3C の生成を生じ、550°C で再固溶がみられるが、一部は残存し、600, 650°C で $M_3C \rightarrow M_7C_3$ in situ 変態¹³⁾ によるとと思われる炭化物の粒状化 (Cr 量も増加) が、粒界、ラス境界を主体に粒内にも進んで来る。同時に上記

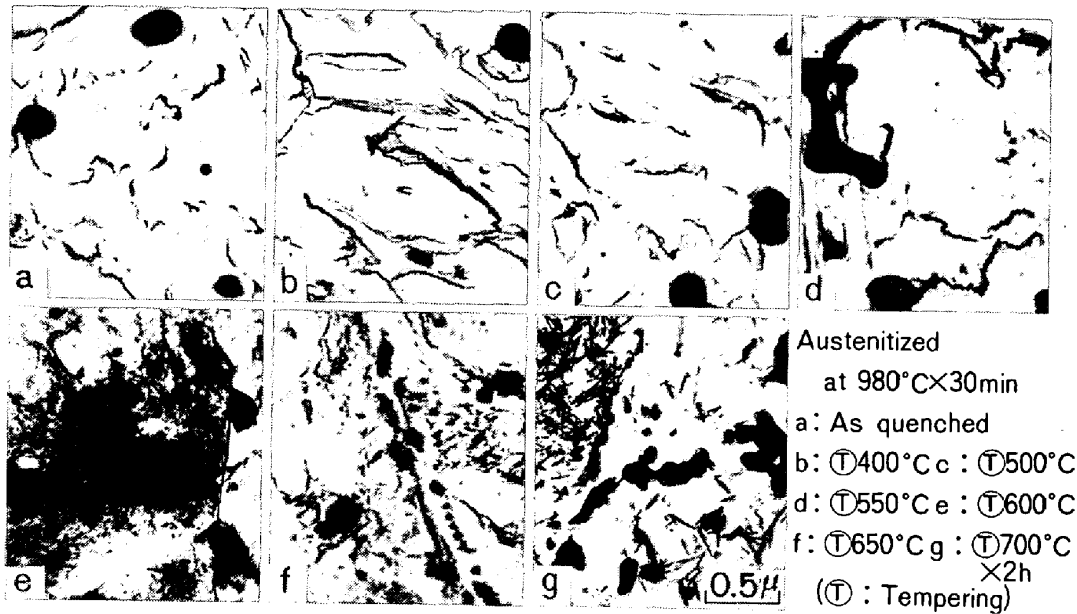


Photo. 3. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimen after continuous cooling at the rate of half temp. time being 60 min.

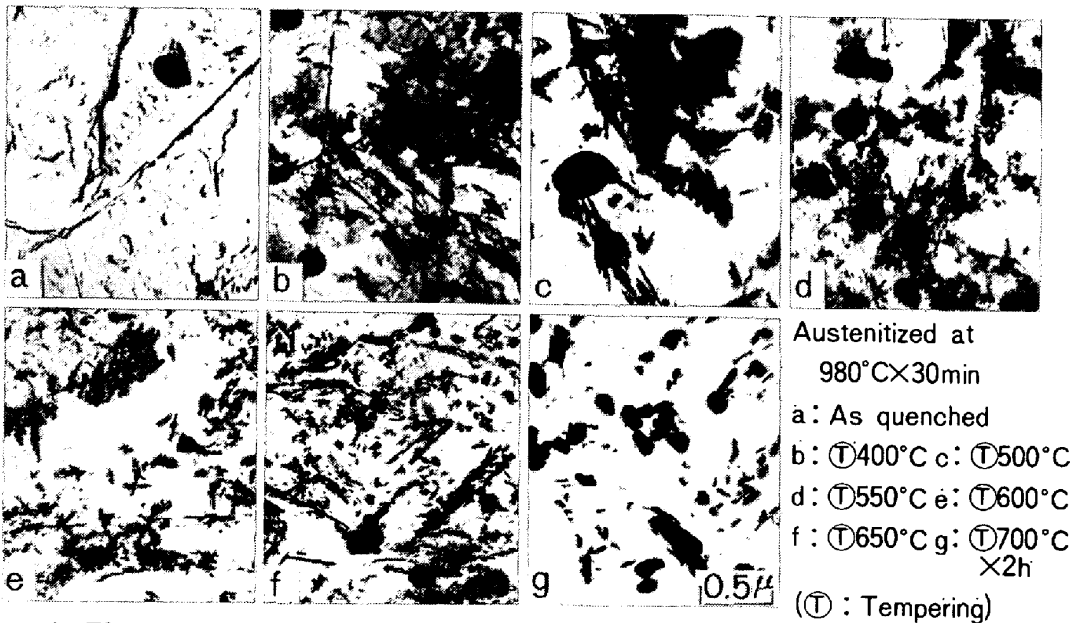


Photo. 4. Electron micrographs of extraction replicated carbides of tempered specimen after oil quenching.

位置への M_6C の析出も生じ、700°C では粒界、ラス境界への M_6C の凝集が顕著に進んでいる。500°C 以上の強化に寄与する雲状 (Cloud-like¹⁴) の微細炭化物 ($Mo\langle W\rangle$, Fe リッチで、Cr, V を含む) は粒界、ラス境界を主体に 600°C でやや分布密度を減じ、650°C では明らかに減少している。一方、上部ベイナイト焼もどしの場合、500°C 以下で M_3C の明らかな生成はみられず、粒界、ベイナイト粒境界の一部にわずかにみとめられるのみである。550, 600°C で全面に密な雲状の微細炭化物 (マルテンサイトの場合よりもさらに $Mo\langle W\rangle$ リッチで、Cr, V, Fe を含む) の析出分布がみとめられ、

650°C で粒界への凝集が進んで来るが、微細炭化物の分布密度は依然大きい。

X線回折の結果からも裏付けられているように、マルテンサイト焼もどしの場合とことなり、600, 650°C において、 $M_3C \rightarrow M_7C_3$ in situ 変態によると思われる粒状化は粒界付近、一部ベイナイト粒境界をのぞきみられない。

700°C では粒界、ベイナイト粒境界への凝集が進み、X線回折結果に見られるように M_6C , M_7C_3 の増加がみられ、粒内での針状炭化物が相対的に大きくなり、分布密度の減少がみられるが、マルテンサイト焼もどしの場合

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 α)	M ₆ C(30) MC(4)	M ₆ C(32) MC(4)	M ₆ C(39) MC(5)	M ₅ C(39) MC(5)	M ₆ C(46) MC(6) M ₇ C ₃ (5.5)	M ₆ C(50) MC(7) M ₇ C ₃ (46)	M ₆ C(120) MC(8) M ₇ C ₃ (49)
	Electron	—	—	(Crowded) rod M ₃ C	—	—	—	—
H.T.T. 60min	X-ray (CoK α)	M ₆ C(29) MC(3.5)	M ₆ C(32) MC(4)	M ₆ C(32) MC(4.5)	M ₆ C(35) MC(5)	M ₆ C(35) MC(7) M ₇ C ₃ (3)	M ₆ C(36) MC(8) M ₇ C ₃ (17)	M ₆ C(56) MC(9) M ₇ C ₃ (40)
	Electron	—	—	—	(Cloud-like) MC	(Cloud-like) MC	(Cloud-like) MC	(Needle) M ₂ C

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

Table 3. Results of micro-analyzing of carbides. (wt%)

Tempering temp.	Shape of carbides	Cr W Mo V Fe					
		Cr	W	Mo	V	Fe	
Oil quenched	500°C × 2 h	Crowded rod	11.2	11.8	21.6	1.2	54.2
	600°C × 2 h	Rod	5.9	10.2	13.6	1.2	69.2
	600°C × 2 h	Cloud-like	20.1	5.1	32.7	3.9	38.2
	650°C × 2 h	Rod	17.4	7.1	18.3	2.4	54.8
	650°C × 2 h	Cloud-like	18.8	6.1	30.8	4.0	40.3
H.T.T. 60min*	500°C × 2 h	Rod, Small particle	22.3	5.1	23.0	3.7	45.9
	600°C × 2 h	Cloud-like	11.1	12.7	51.9	7.4	16.9
	650°C × 2 h	Cloud-like	20.4	11.1	53.1	6.6	8.8
	700°C × 2 h	Cloud-like	13.1	14.2	55.4	7.8	4.5
	700°C × 2 h	Needle	21.2	10.8	59.2	5.5	3.3
H.T.T. 60min	(Mo(W)-rich carbides)						
	Retained particle	11.3	13.8	54.7	3.5	16.7	
	Particle at G.B.*2	14.6	6.8	41.2	2.4	35.0	
	Needle						
	(V-rich carbides)						
	Retained particle	8.8	0.4	9.1	73.6	8.1	
	Particle at G.B.	13.7	5.0	23.9	46.9	10.5	
	(Fe, Cr-rich carbides)						
	Rod	27.2	6.6	15.1	3.5	47.6	
	Particle at G.B.	47.8	3.4	13.5	2.8	32.5	
Relatively small particle near G.B.							

*1 H.T.T.: Half temp. time *2 G.B.: Grain boundary

合よりも密である。X線、電子回折、微小分析結果のまとめとして、550~650°C でみとめられる微細雲状炭化物は MC, 650~700°C での針状炭化物は M₂C である。700°C における粒界、境界炭化物は M₇C₃ (Cr リッチ), M₆C (Mo, W リッチ) および一部 MC (V リッチ) であり、また残留炭化物は M₆C, MC とみられる。

一方、透過電顕による観察では、焼入状態ではマルテンサイト、上部ベイナイトとも高い転位密度を有している。Photo. 5 に 550~650°C 焼もどしの場合の透過電顕像を示す。マルテンサイトの場合、焼もどし温度 500°C より転位上への微細な炭化物の析出がみとめられ、550°C で増加し、600°C で一部微細針状となり、さらに 650°C では転位外への析出もすすみ、炭化物分布密度や転位

密度の減少がみられる。上部ベイナイトの場合も微細析出の挙動は上記と類似しているが、650°C 以下でのベイナイト粒境界への析出は相対的に少なく、強化に寄与する微細炭化物の分布密度が相対的に明らかに大きい。

3.3 焼もどし温度と硬さ

Fig. 3 に焼もどし温度と硬さの関係を示す。ベイナイト焼もどしでは、475°C を越えて硬さは急激に増加し、550°C で最高値を示し、その値はマルテンサイト焼もどしよりも高い。また 600~650°C での硬さ低下が相対的に少ない。マルテンサイト焼もどしでは 500°C で最高値に達し、575°C までほとんど変化を示さず、600°C 以上での低下が相対的に大きい。350°C 恒温変態による生成ベイナイトについての結果を併記したが、析出最高硬さ、軟化抵抗は半冷時間 60 min の連続冷却によるベイナイトよりもやや低い。

3.4 焼もどし温度と残留オーステナイト

Fig. 4 に焼もどし温度と残留オーステナイト量の挙動を示す。残留オーステナイト量は 500°C 以下では変化せず、500~550°C 間で激減するが、上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトは 600°C 前後まで若干残存している。

3.5 焼もどし温度と引張性質

Fig. 5 に焼もどし温度と引張性質の関係を示す。上部ベイナイトの引張強さは 450°C 以下ではマルテンサイトよりも低いが、475°C 以上ではマルテンサイトよりも高くなり、550°C での最高値も高い。600°C 以上の高い焼もどし温度域における低下も相対的に小さい。比例限、0.2% 耐力は 525°C 以下でマルテンサイトよりも低いが、550°C で同等となり、600°C で最大を示し、600°C を越える温度域ではベイナイトの方が高い。伸びは 475°C まで漸増し、それ以上では減少し、比例限、0.2% 耐力が最高を示す 600°C 前後で最低を示す。全伸

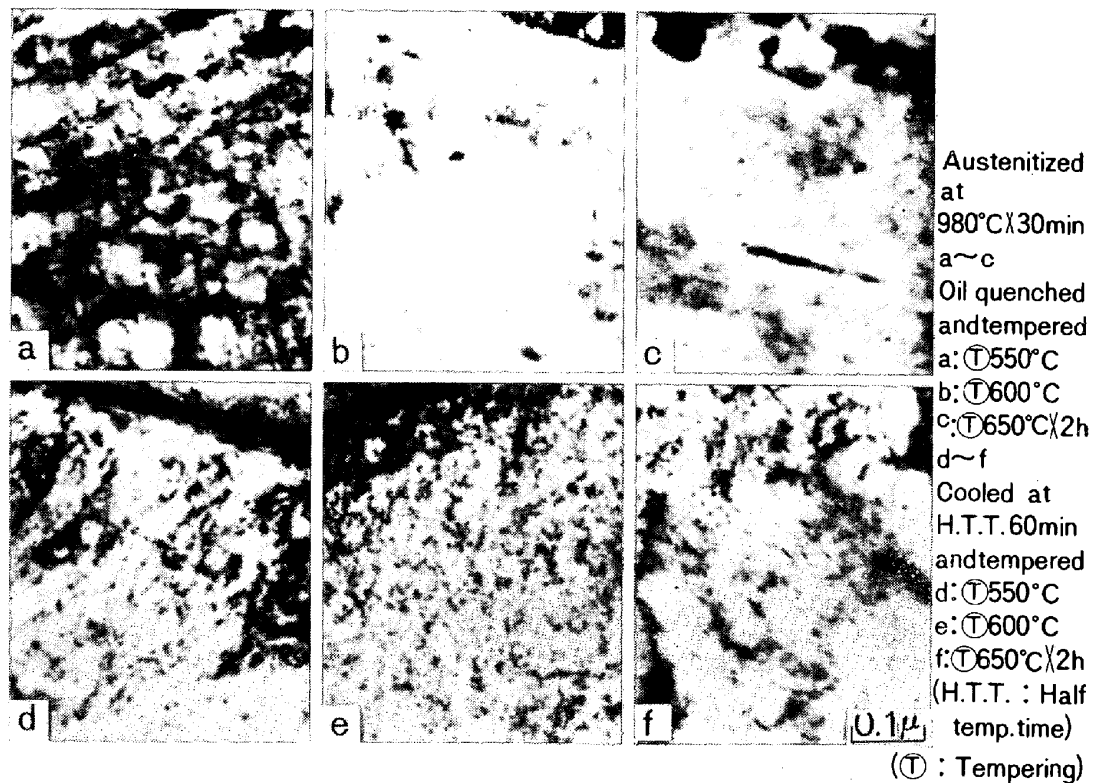


Photo. 5. Transmission electron micrographs of tempered specimen after oil quenching and continuous cooling at the rate of half temp. time being 60 min.

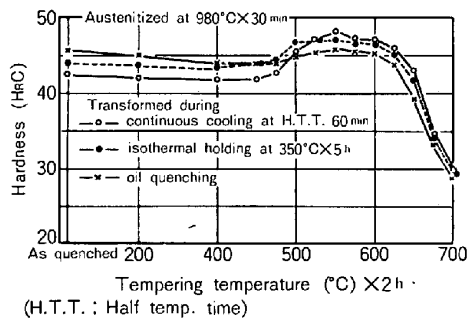


Fig. 3. Effect of tempering temperature on hardness.

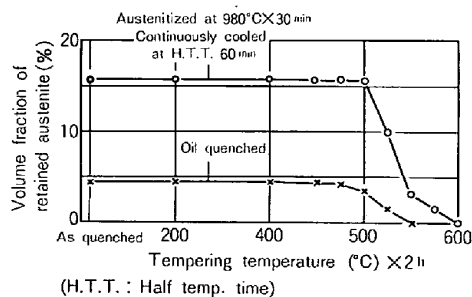


Fig. 4. Effect of tempering temperature on volume fraction of retained austenite.

び、均一伸びとも 600°C 以下ではベイナイトの方が高く、その差は均一伸びにおいてより大きくあらわれている。一方、絞りも全体として温度の上昇とともに漸増し、伸びとは逆にベイナイトの方がその値は相対的に低い。

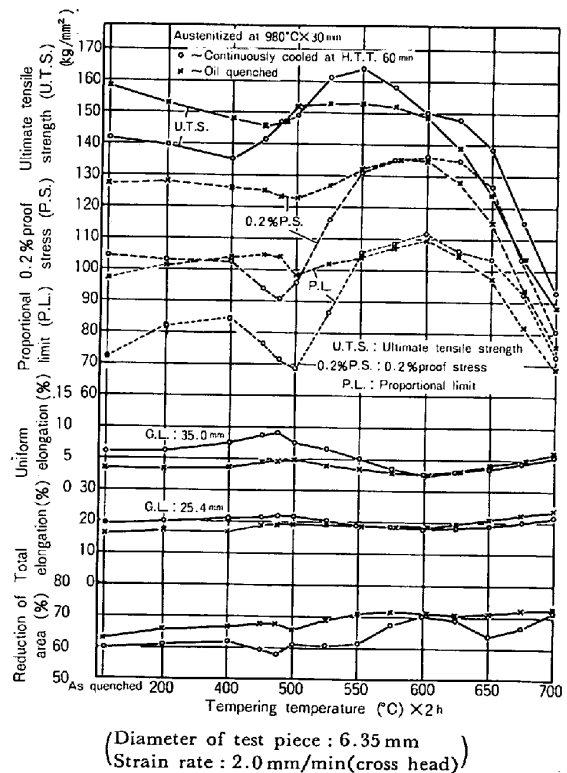


Fig. 5. Effect of tempering temperature on tensile mechanical properties.

3.6 常温～高温引張性質

Fig. 6 に焼入れ-400°C 焼もどし後の常温～700°C の引張性質を示す。引張強さは 300°C で一たん増大を示

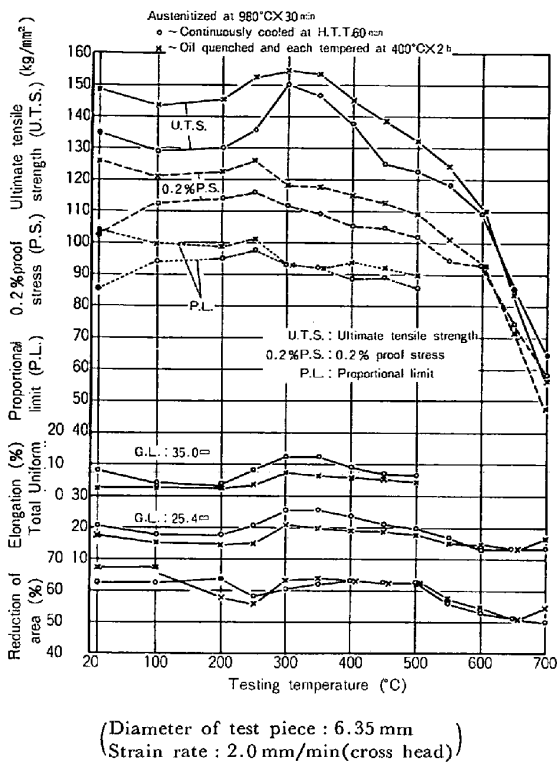


Fig. 6. Effect of testing temperature on tensile mechanical properties.

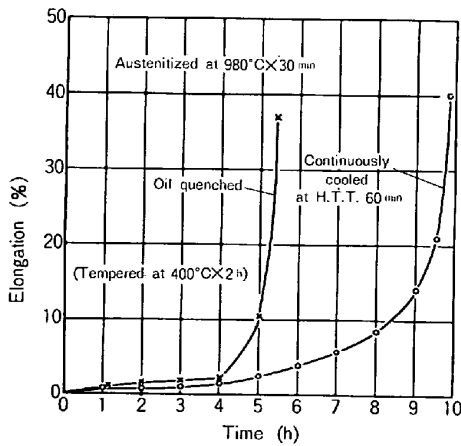


Fig. 7. Results of creep testing at 700°C, 15 kg/mm².

したのち、600°Cまで漸減し、600°C以上での低下の割合が大きい。600°Cを境に高温側でベイナイトの方が高い。

0.2% 耐力は 250°C で軽いピークを示したのち漸減し、600°C以上では低下の割合が多くなるが、引張強さと同様、600°C以上ではベイナイトの方が高い。全伸び、均一伸びとも 300~350°C でピークを示し、引張強さの増大に対応しており、両伸びともベイナイトの方が大きい。

3.7 高温クリープ破断強度

Fig. 7 に 700°C, 15 kg/mm² でクリープ破断試験を行つた結果を示す。高温引張試験におけると同様、上部ベイナイトの方が破断時間は明らかに大きい。Photo. 6 に破断部の抽出レプリカ電顕組織を示す。いずれも炭化物の凝集がすすんでいるが、上部ベイナイトの方が残存する針状、点状微細炭化物の分布密度が相対的にやや高く、破断時間における結果と対応している。

3.8 焼もどし温度と格子定数、回折線の半価幅

X線回折により、焼もどし温度と基地の格子定数、CoK α 線による(211)面からの回折線の半価幅を求めた結果を Fig. 8 に示す。格子歪みの目安としての半価幅

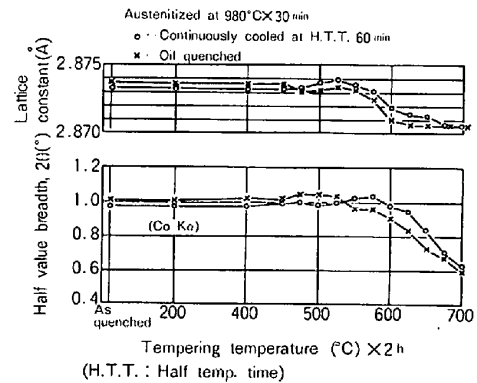


Fig. 8. Effect of tempering temperature on half-value breadth of diffracted X-ray from (211) plane and lattice constant of matrix.

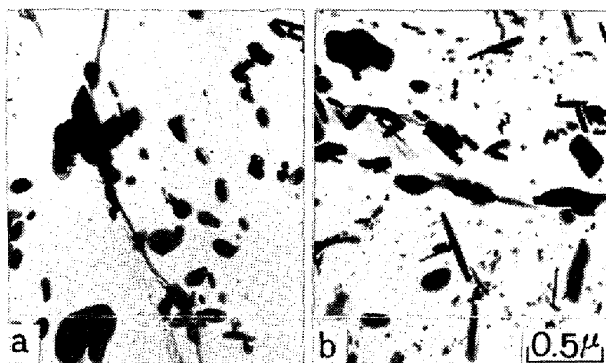


Photo. 6. Electron micrographs of extraction replicated carbides of creep tested specimen at ruptured position.

Austenitized at 980°C×30 min
 a : Oil quenched
 b : Cooled at H.T.T. 60 min and each tempered at 400°C×2h (H.T.T. : Half temp.time)
 Creep tested at 700°C, 15kg/mm²

はマルテンサイト焼もどしでは 475~525°C で、上部ベイナイト焼もどしでは 550~575°C 前後で最大を示す。550~650°C で上部ベイナイトが高く、675°C 以上では差がなくなる。

4. 考 察

4.1 焼もどしにおける炭化物の析出および凝集挙動

以上の調査結果より、連続焼入冷却により得られた、残留オーステナイトをともなう塊状上部ベイナイト組織 (B-I 型) が、マルテンサイト組織に対比して、600°C 以上の高温域においてすぐれた強度特性を示すことが確認された。

本ベイナイト組織の焼もどしにおける炭化物の析出、凝集挙動の特徴は、(1) 500°C 以上での特殊炭化物の析出に先行する M_3C の析出が粒界、ベイナイト粒境界の一部を除きほとんど生ぜず、かつその結果として、600~650°C での $M_3C \rightarrow M_7C_3$ in situ 変態が抑制され、強化に寄与する転位上への $MC^{15)16)}$ およびこれに続く $M_2C^{17)}$ の析出量の増大と均一分布をまねくこと、(2) 炭化物の凝集過程において、 M_6C の析出および凝集の核となるベイナイト粒境界がマルテンサイトにおけるラス境界よりも格段に少なく⁶⁾⁷⁾、凝集のはやい $M_7C_3^{18)}$ 生成の抑制とあいまつて、微細析出炭化物の分布密度の減少を遅らせる効果をもたらすこと、などである。すなわち、(i) 有効析出量の増大、(ii) 均一分布、(iii) 析出、凝集の核となる組織境界の減少、(iv) 凝集のはやい炭化物の生成抑制、に要約される。なお、その他析出 MC などの合金元素含有量がマルテンサイトの場合よりも高いことの影響も考えられるが、この点はさらに検討の予定である。

上記塊状上部ベイナイトの場合、焼もどし時の M_3C 析出が境界、粒界を主体にわずかしか生じなかつた原因については、ベイナイト変態にともなうオーステナイト側への C 移動による生成ベイナイトの C 過飽和度の減少⁹⁾、高 C 化した残留オーステナイトの安定化¹⁹⁾、析出の核となる境界分布密度の減少⁵⁾⁷⁾ などがあげられる。Vuchni⁶⁾ らは炭化物の構造、組成の変化や基地組織と微細析出の挙動などはくわしく示していないが、以上の総合的観察により析出硬化形ベイナイト鋼の焼もどしにおける炭化物の析出と凝集の挙動をより明確に把握することができた。

上記炭化物の挙動は、マルテンサイトに対比して、上部ベイナイトの方が、(1) 析出最高硬さが高く、600°C 以上での軟化抵抗が大きいこと、(2) 600~650°C 以上の焼もどし温度および試験温度での強度が高いこと、や、

格子歪みの目安としての (211) 面からの回折 X 線の半幅幅における (1) の硬さと類似の挙動など、高温域の強度においてみとめられた上部ベイナイトの優位性を裏付けている。

4.2 機械的性質

常温引張性質に関し、焼もどし温度 500°C 以下で本ベイナイトはマルテンサイトに対比して比例限、耐力が低く、一方均一伸びが相対的に高いことによつても裏付けられるように加工硬化性は大きく、引張強さにおいては両者の差が接近している。これは本ベイナイトにともなう C を濃化した多量の残留オーステナイトの影響によるものと考えられる。転位上への炭化物のあきらかな析出と残留オーステナイトの分解が開始する焼もどし温度の直下に相当する 475~500°C で比例限、耐力は最低を示している。この原因については、境界、粒界を主体に、またマルテンサイトの場合粒内にも M_3C が析出している点より、斎藤、内山²⁰⁾ らも指摘しているように固溶強化作用の減少が一原因と考えられる。逆に SIMCOE らも指摘しているように²¹⁾²²⁾、上記 M_3C 粒の非整合析出分布、また引張変形における残留オーステナイトのマルテンサイト化傾向の増大などにより、加工硬化性は最大となり、引張強さの増大が開始したものと解釈される¹⁷⁾¹⁸⁾²³⁾。転位上への微細な特殊炭化物、 MC の析出 (整合析出) を開始し、かつ残留オーステナイトの減少をともなう 525~550°C で比例限は上昇し、マルテンサイト、ベイナイト同等となり、ある程度のレベルを維持している加工硬化性との組み合わせにより引張強さは最大を示す。その値はベイナイトの方が高いが、その一因は C を濃縮した残留オーステナイトの高い加工硬化性と引張変形によるマルテンサイト化にあるものと推察される。さらに残留オーステナイトが完全に分解し、転位上への析出が進んだ 575~600°C で比例限は最大となり、これにともない 0.2% 耐力も最大を示す。その値はベイナイト、マルテンサイト同等である。600°C 以上での比例限、0.2% 耐力、引張強さの減少がベイナイトの方が相対的に少ないのは前記析出炭化物の凝集挙動の差と対応している。一方、550°C 以下の温間引張性質に関し、マルテンサイト、ベイナイトの場合とも 300°C 前後での引張強さの増大がみられる。この場合、同時に伸びの増大をともなっている点より、一般にみとめられている青熱脆性²⁴⁾、歪み時効²⁵⁾ とはことなる現象と推察される。

破断後の試験片につき、中心軸を通り破断部より 5 mm 部一帯の残留オーステナイト量を測定した結果は Table 4 に示すとおりで、試験温度 350°C の場合に最小量を示す結果を得ている。350°C は恒温変態線図にお

Table 4. Volume fraction (%) of retained austenite at ruptured position of each tension tested specimen.

* 5mm away from ruptured end along longitudinal section

	Testing temp. (°C)				
	20	250	350	400	Before tension testing
Oil quenched (Ⓢ 400°C×2h)	0.7	0.6	0	0.4	4.4
Continuously cooled at H.T.T. 60min (Ⓢ 400°C×2h)	6.0	5.7	1.4	5.5	15.5

Austenitized at 980°C×30min
(H.T.T. : Half temp. time Ⓢ : Tempering)

けるベイナイトノーズに相当する温度である点を考慮して、上記現象は引張変形により、残留オーステナイト→ベイナイト変態が加速されたことに起因するものと推察される。

5. 結 言

0.2C-3Cr-W-Mo-V-Co 析出硬化形熱間工具鋼について、ベイナイト変態挙動と、これが高温強度特性に与える影響を、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において、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(B-I 型)となる。

(2) 焼もどし時、本組織は、(i)マルテンサイトとことなり、500°C 以上での MC の微細析出に先行する M_3C の析出がほとんど生ぜず、この結果として、600~650°C での $M_3C \rightarrow M_7C_3$ in situ 変態が抑制され、強化に寄与する転位上への MC および M_2C の析出量の増大と均一分布をまねくこと、(ii) M_6C の析出、凝集の核となるベイナイト粒境界の分布密度が、マルテンサイトラス境界のそれより格段に小さいこと、によりマルテンサイトの場合よりも強化作用が大きく、また、強化作用がより高温まで持続されること。

(3) 焼もどし温度あるいは試験温度が 600~650°C 以上の高温域の場合の機械的強度は、本ベイナイトの方がマルテンサイトよりも高いが、これは(2)の炭化物の挙動により裏付けられること。

などの結果を得るとともに考察を行った。

おわりに、本論文の発表を許可された日立金属(株)、鈴木禎一専務取締役安来工場長、御指導頂いた朝佐義照副工場長、冶金研究所副所長清永欣吾博士、実験に協力された冶金研究所瀬崎博史氏に対し謝意を表します。

文 献

- 1) J. A. SUCCOP: Steel Processing (1955) 10, p. 621
- 2) R. B. CORBETT, J. A. SUCCOP, and A. FEDUSKA: Trans. ASM 46 (1954), p. 1599
- 3) 奥野利夫: 第 73 回塑性加工シンポジウム予稿 (1980-11), p. 13 [日本塑性加工学会]
- 4) 鈴木建彦: 塑性と加工, 20 (1979) 227, p. 1138
- 5) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDEY: JISI, 203 (1965) 3, p. 291
- 6) L. J. HABRAKEN, M. ECONOMOPOULOS: Transformation and Hardenability In steels, p. 69 (Michigan, February 27, 28, 1967)
- 7) D. RAYNOR: JISI, 204 (1966) 9, p. 897
- 8) 三好栄次, 岡田隆保: 材料, 13 (1964) 126, p. 144
- 9) 行俊照夫, 西田和彦: 鉄と鋼, 59 (1973) 8, p. 1113
- 10) 邦武立郎: 住友金属, 12 (1960) 4, p. 400
- 11) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 鋼の強靱性 (Kyoto, October 25, 26, 1971)
- 12) M. A. GROSSMANN, M. ASIMOV, and S. F. URBAN: Hardenability of Alloy Steels (1938), p. 124 [ASM]
- 13) K. KUO: JISI, 184 (1956) 11, p. 258
- 14) E. SMITH and J. NUTTING: JISI, 187 (1957) 12, p. 314
- 15) D. RAYNOR, J. A. WHITEMAN, and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 204 (1966) 4, p. 349
- 16) E. TEKIN and P. M. KELLY: JISI, 203 (1965) 7, p. 715
- 17) D. RAYNOR, J. A. WHITEMAN, and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 204 (1966) 11, p. 1114
- 18) R. W. K. HONEYCOMBE: Structure and Strength of Alloy Steels, p. 18
- 19) R. Le HOUILLIER, G. BÉGIN, and A. DUBÉ: Met. Trans., 2 (1971) 9, p. 2645
- 20) 斎藤鉄哉, 内山 郁: 鉄と鋼, 63 (1977) 9, p. 1539
- 21) R. SIMCOE, A. E. NEHREBERG: Trans. ASM, 58 (1965), p. 378
- 22) C. R. SIMCOE, A. E. NEHREBERG, V. BISS, and A. P. COLDERN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 834
- 23) 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]
- 24) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969) p. 128 [日刊工業新聞社]
- 25) 門間改三: 新制金属講座 鉄鋼 I (1961) 日本金属学会