

文 献

- 1) J. H. MOORE: J. Metals, 6 (1954), 12, 1368
- 2) J. H. MOORE: Iron Age, 191, (1953), 14, p. 154
- 3) LELAND D. COBB: Steel, 137 (1955), 7, p. 136
- 4) Metallurgia, 57 (1958), 341, p. 139
- 5) 山中: 日本金属学会誌, 24, (1960), 1, p. A-34
- 6) Metal Progress Data sheet: Metal Progress 74 (1958), 2 p. 96-B
- 7) H. C. CHILD & G. T. HARRIS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 199 (1958), 12 p. 414
- 8) 軸受用高炭素クロム軸受鋼(棒鋼)の検査規準, 特殊鋼, 6 (1957), 9, p. 70

Cr-Mo-V 熱間工具鋼中の炭化物について*

(実用特殊鋼中の炭化物の電解分離による研究—X)

佐藤 知雄**・西沢 泰二***・玉置 維昭***

On Carbides in Cr-Mo-V Hot-Working Tool Steels.

(Study on carbides in commercial special steels by electrolytic isolation—X)

Tomo-o Sato, Taiji Nishizawa and Koreaki Tamaki.

Synopsis:

Chemical and X-ray analyses were carried out on carbides, isolated electrolytically from the as-annealed, as-quenched and as-tempered structures of chromium-base hot-working tool steels.

Carbides found in the as-annealed structures are $M_{23}C_6$, M_6C and MC , similarly to the carbides in tungsten-base hot-working tool steels. M_7C_3 and ξ carbide expected from the equilibrium diagrams for Fe-C-Cr and Fe-C-Mo systems were not observed in the as-annealed structures. Carbide reactions during tempering are complicated, but are regarded as the combination of four sequences, which proceed separately in chromium, molybdenum, vanadium and tungsten steels; that is (i) $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, (ii) $M_3C \rightarrow Mo_2C \rightarrow M_6C$, (iii) $M_3C \rightarrow MC$, and (iv) $M_3C \rightarrow W_2C \rightarrow M_6C + M_{23}C_6$.

The rate of the carbide reactions taking place towards equilibrium during tempering were very slow, owing to the low mobility of molybdenum atoms.

I. 緒 言

Cr-Mo-V 熱間工具鋼は、0.35%C, 5%Cr を基準組成として、これに少量の Mo (W), V および Si を添加し、高温強度ならびに耐酸化性を向上させたものであつて、近年、非鉄合金のプレス型用、ダイキャスト型用あるいは航空機部品の耐熱構造用として盛んに使用され

る鋼種であり^{1)~3)}、JIS (1956) においては SKD 6 および SKD 61, AISI では H11, H12 および H13 として規定されている。本研究においては、Table 1 に示す組成の4種類の Cr-Mo-V 熱間工具鋼の焼鈍、焼入ならびに焼戻組織中に存在する炭化物を、塩酸法によつて鋼中から電解分離し、この炭化物について化学分析ならびに X 線分析を行なつて、鋼の熱処理に伴う炭化物

Table 1. Chemical composition of specimens (%)

Marks	JIS	AISI	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
HWD 1	SKD 6	H 11	0.33	1.14	0.39	0.010	0.013	5.74	1.29	0.40	—
HWD 11		H 13	0.34	1.02	0.30	0.012	0.015	5.62	1.31	0.83	—
HWD 2	SKD 61	H 13	0.37	1.04	0.33	0.010	0.013	5.52	1.30	1.05	—
HWD 3		H 12	0.30	0.99	0.34	0.014	0.012	5.62	1.22	0.63	2.10
W-Cr-V	SKD 4		0.36	0.16	0.23	0.015	0.016	2.15	—	0.68	4.13
H.C, H. Cr, Mo	SKD 11	D 2	1.41	0.27	0.32	0.017	0.023	13.13	1.20	—	—

* 昭和 34 年 4 月本会講演大会にて講演 ** 名古屋工業大学 工博 *** 東北大学工学部

Table 2. Metallographic analysis of carbides and ferrite in the as-annealed structures.

Steels	Amount of carbides (wt%)	X-ray patterns of carbides	Composition of carbides (%)					Composition of ferrite (%)				
			<C>	<Cr>	<Mo>	<V>	<W>	[C]	[Cr]	[Mo]	[V]	[W]
HWD 1	5.4	$M_{23}C_6 + M_6C (+MC)$	6.1	34.4	15.3	5.6	—	—	4.1	0.5	0.1	—
HWD 11	5.1	$M_{23}C_6 + M_6C + MC$	6.7	32.8	14.6	13.2	—	—	4.2	0.6	0.2	—
HWD 2	5.0	$M_{23}C_6 + M_6C + MC$	7.4	28.1	16.1	17.5	—	—	4.4	0.5	0.2	—
HWD 3	6.6	$M_6C + M_{23}C_6 (+MC)$	4.5	21.6	13.6	6.1	21.7	—	4.5	0.3	0.2	0.7
W-Cr-V	7.9	$M_6C + M_{23}C_6 + MC$	4.6	10.7	—	7.6	40.1	—	1.4	—	0.1	1.1
H.C, H.Cr, Mo	23.5	$M_{23}C_6$	6.0	50.6	4.8	—	—	—	1.6	0.1	—	—

の存在量，結晶型ならびに化学組成の変化を研究した。なお，比較検討のため W-Cr-V 熱間工具鋼 (SKD4) および高 C，高 Cr，Mo ダイス鋼 (SKD11) 中の炭化物に関する実験結果^{4,5)}を引用したが，これらの鋼の化学組成を Table 1 に付記する。

II. 実験結果

(1) 焼鈍組織中の炭化物

950°C に 2 時間加熱後 20°C/h の割合で徐冷し，パーライト変態を行なわせた焼鈍組織中に存在する炭化物の重量%，結晶型および化学組成の分析結果ならびにこれと平衡する地鉄の化学組成の計算結果を，W-Cr-V 鋼および高 C，高 Cr，Mo 鋼についての実験結果と比較して Table 2 に示す。

本鋼の C，Cr，Mo，V および W 含有量を，Fe-C-Cr 系⁶⁾，Fe-C-Mo 系⁷⁾，Fe-C-V 系⁸⁾，および Fe-C-W 系状態図⁹⁾中の組成点として記入すれば Fig. 1 のごとくであつて，これらの状態図によれば，本鋼の焼鈍組織中には M_7C_3 ， $M_{23}C_6$ ，MC および M_6C 炭化物¹⁰⁾が存在することが予想されるのであるが，実際にその存在が確認された炭化物は $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$ と同型の複炭化物)， M_6C (Mo，

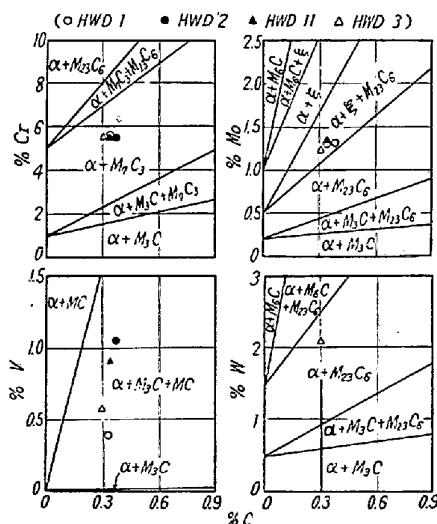


Fig. 1. Carbide-phase diagrams for Fe-C-Cr, Fe-C-Mo, Fe-C-V and Fe-C-W systems at 700°C. The chemical compositions of the Cr-Mo-V hot-working tool steels are dotted in respective diagrams.

W を多量に含有する複炭化物)，および MC (V C を主体とする炭化物) の 3 種類の炭化物であつた。これは，Cr，Mo，V，W の共存によつて各炭化物の安定度に変化し，とくに $M_{23}C_6$ および M_6C は Cr の添加によつていちじるしく安定化されるので¹⁰⁾，その存在界域が拡大し，この結果 M_7C_3 ， M_3C および $M_{23}C_6$ 炭化物の存在界域が消失したものと考えられる。しかし後記するように，本鋼の焼鈍組織中には M_3C ，および M_7C_3 が準安定炭化物として出現することが認められた。

以上のように，本鋼の焼鈍組織中に存在する炭化物は $M_{23}C_6$ ， M_6C および MC の 3 種類の炭化物であることが明らかとなつたが，これは Table 2 に付記した W-Cr-V 熱間ダイス鋼の焼鈍組織中に存在する炭化物と同種類のものであることは注意すべき点である。すなわち本鋼は Cr 系の熱間工具鋼と称されてはいるが，その含有する炭化物は W 系の熱間ダイス鋼と同種であつて，この結果，次節以下に示すように両鋼の熱処理に伴う炭化物の挙動がかなり類似しており，したがつて，両鋼の熱処理特性もほぼ同様であることになるものと解釈される。

なお，Table 2 に示した実験結果から，焼鈍状態における各特殊元素の炭化物への濃縮比 (炭化物中の特殊元素濃度と，鋼の特殊元素含有量との比) を計算すると Table 3 のごとくであり，各元素の濃縮比，換言すれば C に対する親和力の大小は，鋼種によつて多小の変動はあるが，V，Mo，W，Cr の順序であるといいうる。

ただし，炭化物への特殊元素の濃縮比は，鋼中の炭化物の存在量によつていちじるしく左右されるので¹¹⁾，炭化物量の大なる高 C，高 Cr，Mo 鋼における $\langle Mo \rangle / Mo$ の値は，ほかの鋼の場合に比して極端に少ない。

(2) 焼入組織中の炭化物

Fig. 2 および Fig. 3 は各試料 (HWD 11 は除く) を 800~1200°C の各温度に 30 分間加熱後，油焼入した場合の鋼の硬度と，焼入温度の上昇に伴う炭化物の固溶

Table 3. Concentration ratio (element % in carbides/element % in steel) of Cr, Mo, V and W in the as-annealed structure.

Steels	$\langle \text{Cr} \rangle / \text{Cr}$	$\langle \text{Mo} \rangle / \text{Mo}$	$\langle \text{V} \rangle / \text{V}$	$\langle \text{W} \rangle / \text{W}$
HWD 1	6.0	11.8	14.0	—
HWD 11	5.8	11.1	15.9	—
HWD 2	5.1	12.4	16.7	—
HWD 3	3.8	11.2	9.7	10.3
W-Cr-V	5.0	—	11.2	9.7
H.C, H.Cr, Mo	3.8	4.0	—	—

状況を図示したものである。前述したように、Cr-Mo-V 熱間工具鋼は W-Cr-V 熱間ダイス鋼と同種の炭化物を含有するので、オーステナイト化温度の上昇に伴う炭化物の固溶状況は両鋼においてほとんど同様であり、鋼の焼入硬度も類似している。ただし、HWD 2 鋼は V 含有量が多いので A_1 変態点がほかの鋼種に比して高い。

一方、高 C、高 Cr Mo 鋼の場合には、オーステナイト化温度の上昇に伴う炭化物の固溶が急激であり、焼入硬度も 1000°C において最高値に達し、これよりも焼入温度が上昇すれば、残留オーステナイト量が多くなつて焼入硬度が低くなる。

これは高 C、高 Cr, Mo 鋼が $M_{23}C_6$ 型炭化物のみを含有しており、この炭化物がオーステナイトに固溶しやすい性質のものであること¹²⁾によつて説明されるのであつて、この事実は、以下に記すように Cr-Mo-V 鋼中の炭化物の焼入に伴う組成変化からも看取される。すなわち、Fig. 4 は HWD 1, 2, 3 鋼を 800~1100°C から焼入れた組織中に存在する炭化物の Cr,

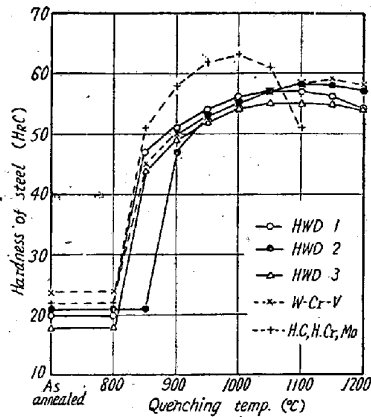


Fig. 2. Rockwell-C hardness of Cr-Mo-V hot-working tool steels, compared with those of W-Cr-V hot-working die steel and of high-C high-Cr, Mo die steel, as quenched from 800~1200°C.

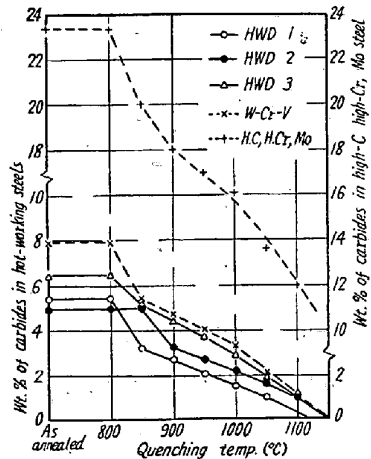


Fig. 3. Amount of undissolved carbides isolated from the as-quenched structures.

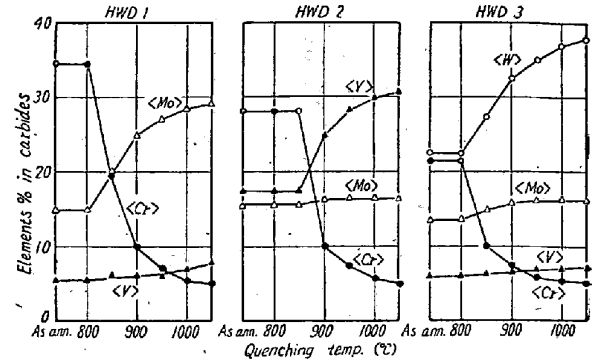


Fig. 4. Cr, Mo, V and W concentrations in the undissolved carbides, isolated from the as-quenched structures.

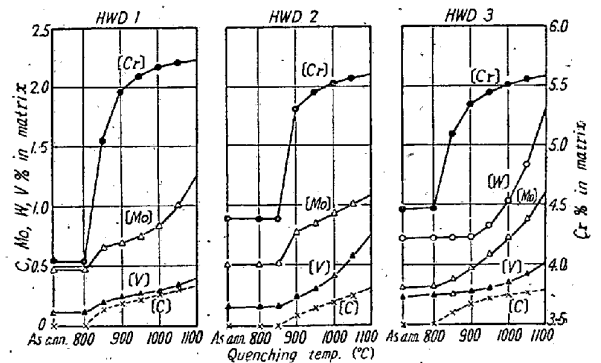


Fig. 5. C, Cr, Mo, V and W concentrations in the matrices of the as-quenched structures.

Mo (W), V 濃度を示したものであるが、Cr を多量に含有する $M_{23}C_6$ がオーステナイト中に速かに溶解するので、未溶解炭化物中の平均の Cr 濃度は、800~900°C の焼入温度範囲において急減する。一方 M_6C と MC はオーステナイトに固溶し難く、焼入温度の上昇とともに緩やかに溶解するので、未溶解炭化物中の Mo(W) および V の平均濃度は焼入温度の上昇とともに徐々に増加する。

焼入組織中に存在する未溶解炭化物の量と、その化学組成に関する以上の実験結果にもとづいて、焼入基質中の C, Cr, Mo, W および V 濃度を計算した結果を図示すれば Fig. 5 のごとくである。またこれらを総括して実用の焼入温度における未溶解炭化物の存在量と結晶型化学組成、およびこれと平衡する基質の組成を Table 4 に表示した。

(3) 焼入組織中の炭化物

各試料を 1250°C に 30 分間加熱して、炭化物を完全にオーステナイト中に固溶させたのち (高 C, 高 Cr, Mo 鋼においては未溶解炭化物が存在する)、油焼入したのについて焼入実験を行なつた。400~800°C の各温度に 1 時間焼入した場合の焼入硬度を Fig. 6 に示す。

Table 4. Metallographic analysis of carbides and matrices in the as-quenched structures.

Steels	Quenching temp. (°C)	Undissolved carbides (wt%)	X-ray patterns of carbides	Composition of carbides (%)					Composition of matrices				
				<C>	<Cr>	<Mo>	<V>	<W>	[C]	[Cr]	[Mo]	[V]	[W]
HWD 1	1000	1.4	M ₆ C (+MC)	4.3	5.3	28.3	6.9	—	0.3	5.7	0.8	0.3	—
HWD 2	1000	2.3	MC (+M ₆ C)	8.7	5.7	16.2	25.8	—	0.2	5.5	0.9	0.4	—
HWD 3	1000	2.9	M ₆ C (+MC)	4.1	5.5	16.0	7.1	37.0	0.2	5.5	0.7	0.3	1.1
W-Cr-V	1050	1.9	M ₆ C (+MC)	3.5	3.4	—	4.5	55.7	0.3	2.1	—	0.6	3.1
H.C, H.Cr, Mo	1000	16.1	M ₂₃ C ₆	5.9	48.8	5.3	—	—	0.5	6.0	0.5	—	—

Table 5. X-ray analysis of carbides, isolated from tempered Cr-Mo-V hot-working tool steels, compared with those of W-Cr-V steel and of high-C, high-Cr, Mo steel.

Steels	HWD 1	HWD 2	HWD 3	W-Cr-V	Matrix steel for H.C, H.Cr, Mo steel
Tempering					
500°C × 1 h	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C
550°C × 1 h	*	*	*	*	M ₃ C
600°C × 1 h	(M ₇ C ₃ +Mo ₂ C)	(M ₇ C ₃ +MC)	*	*	M ₃ C + M ₇ C ₃
650°C × 1 h	M ₇ C ₃ +Mo ₂ C	M ₇ C ₃ +MC	M ₇ C ₃ +Mo ₂ C	W ₂ C (+MC)	M ₇ C ₃
700°C × 1 h	M ₇ C ₃ +M ₆ C	M ₇ C ₃ +MC	M ₆ C + M ₇ C ₃	W ₂ C+MC(+M ₆ C)	M ₇ C ₃
750°C × 1 h	M ₇ C ₃ +M ₆ C	M ₇ C ₃ +MC	M ₆ C + M ₇ C ₃ +M ₂₃ C ₆	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	M ₇ C ₃ +M ₂₃ C ₆
800°C × 1 h	M ₇ C ₃ +M ₆ C	M ₇ C ₃ +MC	M ₆ C + M ₂₃ C ₆	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	M ₂₃ C ₆
800°C × 10 h	M ₇ C ₃ +M ₂₃ C ₆ +M ₆ C	M ₇ C ₃ +M ₂₃ C ₆ +MC	M ₆ C + M ₂₃ C ₆	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	M ₂₃ C ₆
800°C × 100 h	M ₂₃ C ₆ +M ₆ C(+MC)	M ₂₃ C ₆ +M ₆ C+MC	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ (+MC)	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	M ₂₃ C ₆
Annealed	M ₂₃ C ₆ +M ₆ C(+MC)	M ₂₃ C ₆ +M ₆ C+MC	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ (+MC)	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	M ₂₃ C ₆

* No reflection lines were detected

Cr-Mo-V 熱間工具鋼は約 1% の Si を含有しているため、焼戻の第 3 段階が進行し難いから¹³⁾¹⁴⁾、500~600°C の焼戻硬度は W-Cr-V 鋼のそれより高い。しかし 600°C 以上の焼戻では W を多量に含有する W-Cr-V 鋼の方が焼戻軟化抵抗が大である。

HWD 1, 2, 3 鋼の焼戻組織中から分離した炭化物の X 線分析結果を、W-Cr-V 鋼および高 C, 高 Cr, Mo 鋼の基地鋼 (0.48% C, 6.1% Cr, 0.43% Mo) についての実験結果と比較して Table 5 に示す。

いずれの鋼においても、500°C にて焼戻を行った組織中に存在する炭化物はセメント型炭化物 (M₃C) であるが、600°C 以上の焼戻組織中には、Cr, Mo, W, V

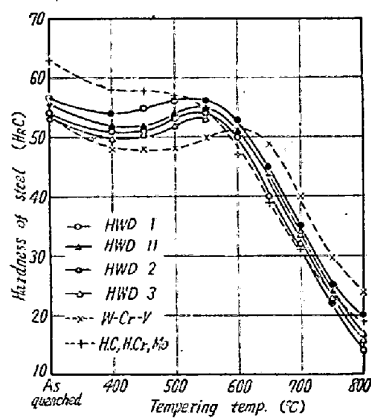


Fig. 6. Rockwell hardness of Cr-Mo-V hot-working tool steels, compared with those of W-Cr-V hot-working die steel and of high-C high-Cr, Mo die steel, as tempered at 400~800°C.

に固有の特殊炭化物が出現する。この場合の炭化物相の変化、すなわち炭化物反応の過程はきわめて複雑であつて、単一の反応式を以て表現することはできないが、下記のように、各特殊元素のそれぞれの機能について分割して考察すると、やや単純化することができる。

すなわち、Cr, Mo, V および W をそれぞれ単独に含有する鋼の焼戻過程における、代表的な炭化物反応は次式のごとくである¹⁵⁾。

- (i) Cr 鋼: $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$
- (ii) Mo 鋼: $M_3C \rightarrow Mo_2C \rightarrow M_6C$
- (iii) V 鋼: $M_3C \rightarrow MC$
- (iv) W 鋼: $M_3C \rightarrow W_2C \rightarrow M_6C + M_{23}C_6$

Table 5 に示した各鋼の焼戻に伴う炭化物相の変化を、上の炭化物反応に分解して考えれば、Cr-Mo-V 鋼における炭化物反応は (i), (ii), (iii) 式の 3 反応が同時に進行したものであり、また W-Cr-V 鋼においては (iii), (iv) 式が、高 C, 高 Cr, Mo 鋼の場合には (i) 式が進行したのであると見なし得る。

なお Table 5 において注意すべきことは、Mo-Cr-V 熱間工具鋼の焼戻における炭化物反応の速度がきわめて遅いことであつて、焼鈍組織 (平衡状態) における炭化物相に到達するためには、800°C にて 100 時間程度

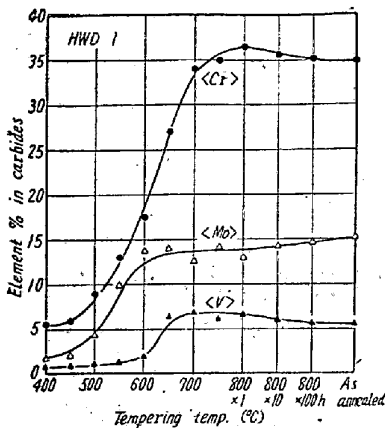


Fig. 7. Cr, Mo and V concentrations in carbides isolated from tempered HWD1 steel.

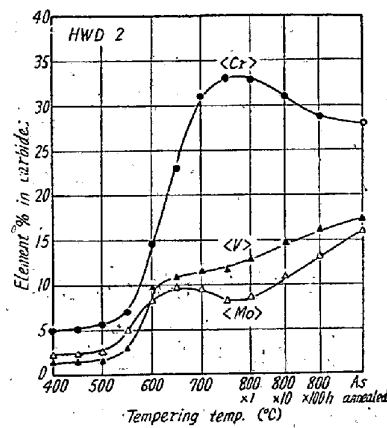


Fig. 8. Cr, Mo and V concentrations in carbides isolated from tempered HWD 2 steel.

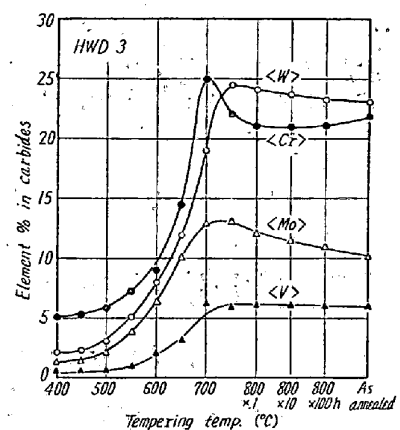


Fig. 9. Cr, Mo, W and V concentrations in carbides isolated from tempered HWD3 steel.

の焼戻を行なう必要があり、これ以下の温度および時間の焼戻では、焼鈍組織中には認められなかった M_7C_3 が中間的炭化物として存在する。このように、焼戻によつて析出する炭化物が、焼鈍組織（パーライト変態を行なった組織）中の炭化物と相違し、高温、長時間の焼戻によつて漸く平衡状態に達することは、Mo を含有する鋼に特有の現象であつて、鋼中における Mo 原子の易動性が小さいことに基づくものであると考えられる。

HWD 1, 2, 3 鋼の焼戻組織中から分離した炭化物の Cr, Mo(W) および V 濃度の分析結果は Fig. 7, 8, 9 に示すごとくであり、500°C 以下の焼戻温度では、析出炭化物中の特殊元素濃度は鋼の特殊元素含有量とほとんど同等であるが、500°C 以上の温度における焼戻では、焼戻温度の上昇とともに Cr, Mo(W), V が炭化物中に濃縮している。ただし、炭化物中の特殊元素濃度は、焼戻温度の上昇するにつれて、一様に増加するとは限らないのであつて、約 700°C の焼戻温度において最高値を示し、これ以上の焼戻温度では、特殊元素濃度は若干低下している。このような現象は、W-Cr-V 熱間ダイス鋼や高速度鋼の焼戻の場合にも認められた事柄であり⁽¹²⁾、その理由については前報⁽¹⁾にて考察したところである。

III. 総 括

Cr-Mo-V 熱間工具鋼 (SKD 6, SKD 61) の焼戻組織ならびに焼入、焼戻組織中に存在する炭化物を電解分離して、この炭化物につき X 線分析および化学分析を行ないつぎの結果を得た。

(1) 焼鈍組織（オーステナイト状態からパーライト変態によつて形成された組織）中に存在する炭化物は $M_{23}C_6$, M_6C および MC 型炭化物であつて、W-Cr-V

熱間ダイス鋼の含有する炭化物と同種類のものである。

(2) 焼入のさいの加熱によつて $M_{23}C_6$ は速やかにオーステナイトに溶解するに対して、 M_6C および MC はオーステナイトに溶解し難く、したがつて、焼入組織中の未溶解炭化物は M_6C または MC である。

(3) 焼戻に伴なつてきわめて複雑な炭化物反応が進行し、またその反応速度は極端に遅く、平衡状態の炭化物に到達し難い。焼戻に伴なう炭化物反応は、Cr, Mo, V および W 鋼において個々に進行する下記の 4 つの過程の結合と見なし得る。

- (i) $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$
- (ii) $M_3C \rightarrow Mo_2C \rightarrow M_6C$
- (iii) $M_3C \rightarrow MC$
- (iv) $M_3C \rightarrow W_2C \rightarrow M_6C + M_{23}C_6$

終りに臨み研究試材を御提供いただいた特殊製鋼研究所 日下邦男氏、研究遂行上御助力下された東北大学工学部教授 金子秀夫博士に感謝し、また、炭化物の化学分析に当られた工学士金野秀行君（現小松製作所株式会社）の労を多とする。（昭和35年5月寄稿）

文 献

- 1) Metals Handbook, Amer. Soc. Metals, (1948), 656~674
- 2) 山中, 日下: 鉄と鋼, 41 (1955), 322
- 3) 小柴, 九重: 鉄と鋼, 44 (1958), 142
- 4) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 44 (1958), 1378
- 5) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 44 (1958), 565
- 6) 佐藤, 本田, 西沢: 鉄と鋼, 42 (1956), 1118
- 7) 佐藤, 西沢, 玉置: 1959年4月, 日本金属学会に発表, 同会誌, 24 (1960), 395, 469
- 8) 佐藤, 西沢, 1957年4月, 日本金属学会に発表
- 9) 佐藤, 西沢, 大橋: 日本金属学会誌, 21 (1957), 662
- 10) 佐藤, 西沢, 大橋: 日本金属学会誌, 22 (1958),

141

- 11) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 19 (1955), 385
 12) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 45 (1959), 409
 13) W. S. OWEN, Trans. Amer. Soc. Metals,

46 (1954), 812

- 14) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 21 (1957), 418
 15) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 24 (1960), 473

高速度鋼の炭化物におよぼす焼戻時間および繰返焼戻の影響*

(電解分離による高速度鋼の炭化物に関する研究—IV)

小柴 定雄**・木村 伸***・原田 英樹***

Effects of Tempering Time and Repeated Tempering on Carbides in High Speed Steels.

(Study on the carbides in high speed steels by electrolytic isolation—IV)

Sadao Koshiba, Shin Kimura and Hideki Harada.

Synopsis:

This report deals with a study on the effects of tempering time and repeated tempering at 575°C for carbides in low-W high speed steels.

The carbides were isolated electrolytically from specimens of several heat-treated high speed steels. Chemical composition and crystalline structure of the isolated carbides were determined by chemical analysis and X-ray diffraction, and the shape of the carbides were observed by electron microscopy. The results were obtained as follows:

(1) The amount of precipitated carbides was increased gradually with progress of tempering time, but the amount of precipitated carbides during tempering at 575°C×100h were less than at 650°C×1h. The carbides in the steel on a short-time tempering were composed of M_6C and MC types, while $M_{23}C_6$ carbide appeared in the steel of tempering at more than 50 hours.

(2) On the repeated tempering at 575°C, the amount of carbides was increased, especially on twice-repeated tempering suddenly. The carbides in the steel on repeated tempering at 575°C were precipitated as much as those in the steel on continuous tempering of 10-50 hours at the same temperature. Presumably it should promote the precipitation of carbides during repeated tempering.

I. 緒 言

前報において、炭化物電解分離法により各種高速度鋼の各熱処理組織における炭化物を鋼中より分離して炭化物量を定量し、その化学組成を明らかにするとともにX線回折によつて炭化物の種類およびその組成比を定量した結果、いずれも Fe, W の複炭化物 M_6C がその主体であり、焼入組織では V を多量に含有する MC 炭化物も少量共存し、焼戻によつてこれらの炭化物の析出量が焼戻温度とともに増加し、かつ Cr を主体とする $M_{23}C_6$ 炭化物が析出することを確かめ、焼鈍組織ではこれら M_6C , MC および $M_{23}C_6$ の3種類の炭化物が存在していることを明らかにした^{2)~5)}。

今回は低W高速度鋼の 575°C 焼戻試料について、いろいろ焼戻時間を変えた場合および繰返焼戻を行なつたさいの炭化物の挙動を究明すべく、電解分離法によつてこれらの試料から炭化物を分離定量し、化学組成ならびに炭化物の種類、組成比などを追求し、電子顕微鏡によつて炭化物を観察した。以下その詳細をのべる。

II. 試料および実験方法

実験に用いた試料は低W高速度鋼でその化学組成をしめすと Table 1 のごとくである。

* 昭和 35 年 4 月本会講演大会にて講演

** 日立金属工業株式会社安来工場冶金研究所長工博
 *** 冶金研究所