

Fig. 2: Relations of impact value, hardness and microstructure during aging at 650°C.

すものと考えられたが、本報においてさらに研究した結果を報告する。すなわち第二段析出物はいづれも $M_{23}C_6$ であるが実用材のみは他に別な回折線が存在し、 $10 \cdot 88 \text{ \AA}$ の面心立方格子の回折線とよく一致する。また第一段析出物は Cb, N の添加により種類を異にし、Cb を添加した試料はいづれも Cb 化合物のみであるが、Cb を添加しない試料は二種の相が認められる。しかしこの回折線は存在可能と考えられる carbide の回折線と一致せず、種々検当した結果 nitride と考えられた。また長時間時効の結果、本合金系では σ 相の X 線回折線は認められない。X 線回折結果による析出物の存在範囲は Cb, N の添加の有無によりいちじるしく影響され、時効性を与える $M_{23}C_6$ の存在温度範囲は N および Cb の添加により狭く、時効時間も長時間で認められる。すなわち非常に析出しにくくなることを示す。

実用鋼材中の析出物の組成：化学分析による。焼戻温度、時効時間による析出物の組成変化を調べるために電解残渣物を化学分析し、合せてその残渣量を計量し、焼戻時効による析出物えの各元素の原子濃度%を計算し、理論値と比較した。その結果析出物が一種で無いため、明瞭な各析出物の組成%を求めることは困難であるが、各元素の配分および変化を考察することができた。すなわち溶体化処理後の残留析出物は Cb および C, N が主で Cb carbide および nitride の固溶体である。また 500°C では特に Cb の増加がいちじるしく、他 C, N, W, が増加する。さらに温度の上昇と共に Cr が急激に増加し、その他 C, N, Mo が多少増加する。Fe, N, Co は割合含有量が多いようである。これと反対に Cb, W の量は減少する傾向があり、これまでの実験結

果を裏付けている。なお明細な結果は発表の際行う。

IV. 結 言

Cb, N は直接時効性に影響することは少く、間接的影響を持つ。すなわち Cb の添加は低温における第一段析出物として Cb 化合物を析出せしめ、N との同時添加により、この Cb 化合物を安定化し第二段析出物の $M_{23}C_6$ の析出を遅らせ、その量を減少せしめる。この性質は耐火材料に非常に有効なものである。ただ溶体化処理温度が高い場合は、低温時効で一時的に材料の脆化を生じるので溶体化処理温度をあまり高くすることは好ましくない。

(109) 実用特殊鋼の炭化物の電解分離による研究 (VII)

高速度鋼の炭化物について (その 1)

Study on Carbides in Commercial Special Steels by Electrolytic Isolation (VII)
On Carbides in High Speed Steels (Part 1)

T. Sato, et alius.

東北大学工学部金属工学科教授 工博○佐藤 知雄
東北大学工学部金属工学科 工 西沢 泰二

I. 結 言

高速度鋼中の炭化物については古くより多くの研究が行われて来たが、特に Bain, Grossmann はすでに 1924 年、18-4-1 型高速度鋼中の炭化物を電解分離してその組成を分析し、また最近 Cohen 等は各種の W ならびに Mo 系高速度鋼中の炭化物について研究結果を発表した。しかしながら、高速度鋼中の炭化物の挙動はきわめて複雑であり、かつその実用上における意義も重要であるから、今後なお多くの研究を必要とする。

本研究においては 18-4-1 型高速度鋼ならびに二、三の高 C 高 V 高速度鋼の焼鈍組織ならびに焼入組織中の炭化物を電解分離し、炭化物の量、組成ならびに結晶構造を決定した。

実験試料の化学組成は Table 1 に示すごとくである。

II. 実 験 結 果

(1) 焼鈍組織中の炭化物

各試料の焼鈍組織 (900°C に 3 時間加熱後、約 20°C/h の割合で徐冷) 中の炭化物ならびに地鉄の化学組成は Table 2 に示すごとくである。高速度鋼の焼鈍組織中に出現する炭化物は M_6C (W の復炭化物), MC (V 炭

Table 1. Chemical analysis of specimens.

Steel type	C	Si	Mn	P	S	W	Cr	V
18-4-1	·73	·20	·41	·026	·027	18·58	4·17	1·00
11-4-2	·86	·22	·41	·018	·025	11·02	4·42	1·97
11-4-5	1·53	·22	·37	·017	·024	11·38	4·47	4·67
5-4-5	1·31	·66	·74	·020	·035	5·38	4·17	5·50

Table 2. Metallographic analysis of carbides and ferrite in annealed specimens.

Steel type	Composition of carbides (%)				Composition of ferrite (%)			
	C	W	Cr	V	C	W	Cr	V
18-4-1	2·7	61·4	7·13	3·41	—	2·1	3·1	0·1
11-4-2	4·3	53·6	10·37	9·08	—	0·8	3·0	0·2
11-4-5	6·8	44·3	12·71	20·6	—	1·8	2·3	0·1
5-4-5	10·3	30·6	5·44	42·7	—	1·8	4·0	0·1

化物) ならびに $M_{23}C_6$ (Cr, W の複炭化物) の 3 種類であることが従来の研究によつて明かにされており, 本研究においても再確認された. 各試料の焼鈍組織中の総炭化物量 (重量%) と, M_6C , MC ならびに $M_{23}C_6$ の存在比を Table 3 に示す.

Table 3. Weight percentage of total carbides and ratio of M_6C , MC and $M_{23}C_6$ in them.

Steel type	Amount of carbide (wt%)	Ratio of carbides (%)		
		M_6C	MC	$M_{23}C_6$
18-4-1	27·0	83	2	15
11-4-2	19·7	70	11	19
11-4-5	22·3	50	30	20
5-4-5	12·7	35	65	0

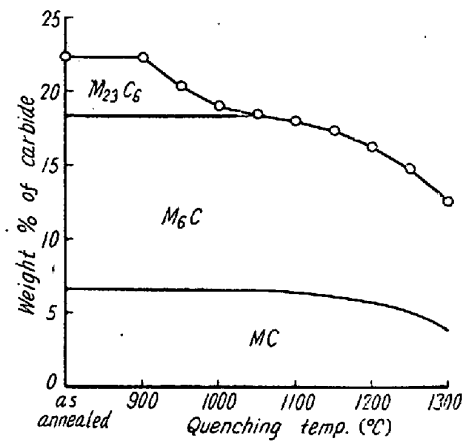


Fig. 2. Weight percentage of carbides in quenched 11-4-5 type steel.

(2) 焼入組織中の炭化物

Fig. 1, Fig. 2 は 18-4-1 ならびに 11-4-5 の焼入

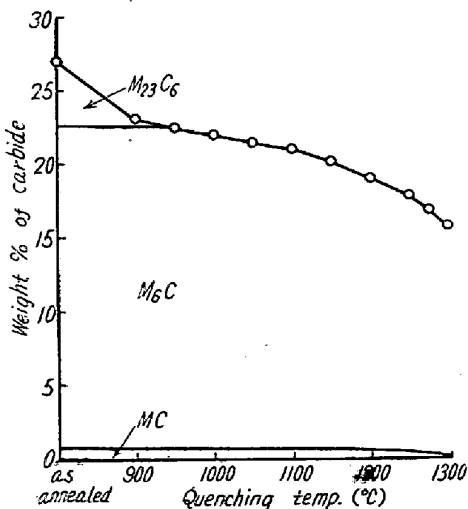


Fig. 1. Weight percentage of carbides in quenched 18-4-1 type steel.

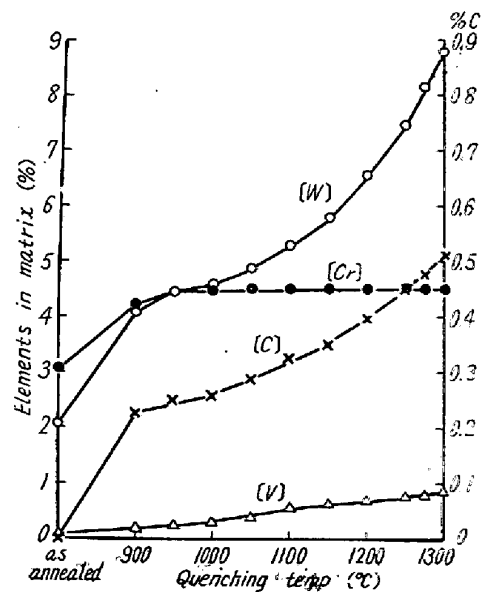


Fig. 3. Dissolution of elements into steel matrix in quenched 18-4-1 type steel.

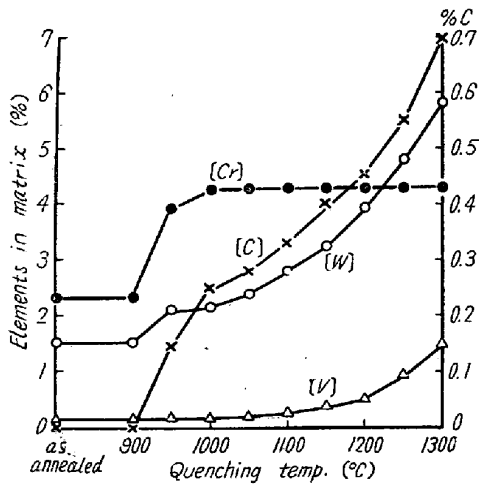


Fig. 4. Dissolution of elements into steel matrix in quenched 11-4-5 type steel.

組織中の総炭化物量 (M_6C , MC ならびに $M_{23}C_6$ の総和) を重量%にて表したものである。いずれの鋼においても $M_{23}C_6$ はオーステナイトに溶解し易く、変態点直上の温度に加熱することによつてほとんど完全に溶解し基質に C , Cr , W 等を賦与するに対して、 M_6C と MC はオーステナイトに溶解し難く、焼入温度にて大部分未溶解炭化物として残存する。

焼入温度の上昇に伴う C , W , Cr , V の基質への溶解状況を Fig. 3, Fig. 4 に示した。

III. 結 言

18-4-1 ならびに高 C 高 V 型の高速度鋼中の炭化物を電解分離法によつて研究し次の結果を得た。

(1) 高速度鋼中に出現する炭化物は W の復炭化物 M_6C , V の炭化物 MC , ならびに W , Cr の復炭化物 $M_{23}C_6$ である。

(2) 18-4-1 型高速度鋼の炭化物は主とし M_6C であるに対して、高 V 高速度鋼における主炭化物は MC および M_6C である。

(3) $M_{23}C_6$ は高速度鋼の加熱に際してオーステナイトに溶解し易く、基質に対して C , Cr , W 等を賦与する主たる炭化物である。これに対して、 M_6C , MC はオーステナイトに溶解し難く、その過半は焼入組織中に未溶解炭化物として残存する。

(110) 高速度工具に関する研究 (XIX)

(高速度鋼第 6 種および第 8 種類似品の緩急冷却の二段焼鈍による軟化について)

Study on High Speed Tools (XIX)

(Stepped Annealing of High Speed Steel (SKH6 & SKH8))

H. Hotta.

熊本大学教授 工学博士 堀田 秀次

I. 緒 言

高速度工具に関する研究として著者は既往において各種の研究発表を行ない、今春の本大会ではこれが第 18 報として焼入した高速度鋼第 6 種および第 8 種類似品につき変態点直下の $800^{\circ}C$ から水鈍および空気鈍すると完全焼鈍法に比較すれば軟化程度は悪いが、機械加工の可能な硬さにするための迅速簡易軟化法として適切なものであることを述べた。完全焼鈍法では冷却までに相当長時間を必要とするのであるが、焼鈍の途中から引き出して急冷しても軟化し得るとすれば、時間を短縮し所謂迅速軟化法となる訳である。今回は焼鈍を上述のように緩急二段の冷却によつて行なう方法(便宜上これを二段焼鈍法 stepped annealing と称へる)を前回と同様の焼入した試料高速度鋼第 6 種 (SKH6) および第 8 種 (SKH8) 類似品につき試験を行つた結果、二段焼鈍法が完全焼鈍法のものと同様に等しい硬度を示し、迅速軟化焼鈍法として有効適切なものと考えられるので、これが試験の経過並りに成績の概要について述べることにする。

II. 供 試 材 料

(1) 主要化学成分

供試材料は Table 1 に示す主要化学成分を有する高速度鋼第 6 種 (SKH6) および第 8 種 (SKH8) 類似品である。

Table 1. Chemical compositions of high speed steels.

High speed steel	C (%)	Cr (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
SKH6	0.78	4.34	10.90	1.78	—
SKH8	0.65	4.30	15.92	0.76	2.64

(2) 熱処理

従来一般に広く行れてをる完全焼鈍法 (full annealing) を迅速軟化焼鈍法との比較の基準としたが、適当な完全焼鈍温度をきめるために、焼入試片につき、加熱温度をそれぞれ 750° , 800° , 850° , 880° , 900° および $950^{\circ}C$ とし、各温度にいずれも 30 分間保熱後炉中徐冷