

ル内面と液体との摩擦抵抗が大きい場合はノズル長さの増大による流速の増加はガラスノズルの場合に比してかなり小さい。熔鉄と耐火物ノズルとの場合はさらに複雑な要因が入ってくるものと考えられるが、これらについてはなお今後の研究に待たなければならない。

IV. 結 言

水銀や水を使用し 10mmφ ノズルにてその流出性能を調査した結果はつぎのとおりである。

(i) 全開時における流出 jet の安定性を向上するため入口側にテーパをつけ、または平行直線部を短かくしたノズルはストッパー微開時においても普通ノズルに比してその流出性能を低下するようなことはない。

(ii) 使用中熔鋼による侵蝕などのためノズル出口側

径を増加するか、またはストッパー閉鎖時の圧力による変形のためノズル入口側径が縮小する場合ははげしい乱流となり悪影響が大きい。

(iii) ノズルより流出した jet が鑄型内にすでにたまっている液体内部に巻き込む深さは落下距離やノズル入口側 head よりもノズル径により左右される。流出条件が悪く乱流となるような場合はノズル径の大なるほどその悪影響は大きい。

(iv) ノズル内面摩擦抵抗の大きい場合は小さい場合に比して流出状況は若干劣るようである。また摩擦抵抗の大きい耐火物製ノズルの場合は硝子ノズルの場合に比してノズル長の増大による流速の増加がかなり少ない。

(昭和 33 年 12 月寄稿)

W 高速度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—VII)

佐藤知雄**・西沢泰二***・村井弘佑***

On Carbides in Tungsten High Speed Steels.

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

Tomoo Sato, Dr. Eng., Taiji Nishizawa and Kousuke Murai.

Synopsis:

The carbides isolated electrolytically from two kinds of high speed steels—18-4-1 and 11-4-2—were studied by chemical analysis and X-ray examination. The results obtained are as follows.

(1) The carbides in the annealed structure of these high speed steels are composed of M_6C , $M_{23}C_6$ and a little amount of MC , as reported by many investigators.

(2) By austenitizing treatment, $M_{23}C_6$ completely dissolves into matrix, but most part of M_6C remains as undissolved carbides. By the same treatment, MC in 18-4-1 steel is dissolved completely, but in the case of 11-4-2 steel, a part of it remains.

(3) The chemical composition of the matrix of these steels quenched from 1250°C are very similar as follows:

18-4-1; 0.5% C, 7.4% W, 4.5% Cr, 0.9% V

11-4-2; 0.6% C, 6.5% W, 4.7% Cr, 1.3% V

(4) On tempering above 400°C, cementite appears first, and then W_2C , MC and M_7C_3 transitionally precipitate, and finally M_6C and $M_{23}C_6$ are formed.

(5) The tungsten concentration in precipitated carbides increases gradually with the rise of tempering temperature. But the vanadium concentration in precipitated carbides reaches

* 昭和 32 年 10 月本会講演会にて発表 ** 東北大学工学部教授, 工博

*** 東北大学工学部金属工学科

to a maximum percentage, and then decreases with the rise of tempering temperature. This may result from the fact that the rate of carbide formation of tungsten is slower than that of vanadium, and so the previously formed vanadium carbides are diluted by the later formed tungsten carbides.

I. 緒 言

本研究においては、18-4-1 型高速度鋼 (SKH 2) ならびに 11-4-2 型高速度鋼 (SKH 6) の炭化物について電解分離法による研究をおこない、(1) 焼鈍組織中の炭化物の組成、存在量、結晶型、およびこれと平衡する地鉄の組成、(2) 焼入のための加熱によるオーステナイトへの炭化物の溶解状況、(3) 焼戻により析出する炭化物の結晶型と組成などを究明することを企てた。実験試料の化学組成は Table 1 に示すごとくである。

II. 高速度鋼中の炭化物に関する文献の概観

高速度鋼中に存在する炭化物に関して従来おこなわれた研究は膨大な数に上るが、これらの研究の中で Bain, Grossmann¹⁾²⁾ がすでに 1924 年、18-4-1 型高速度鋼中の炭化物を塩酸法によつて電解分離し、その組成を分析しておることは特筆に値する。Westgren, Phragmen³⁾, Gill⁴⁾ などは 18-4-1 型高速度鋼中の炭化物について X 線分析をおこない、これは Fe_3W_3C を主体とし、Cr, V を固溶した複炭化物であるとして、 $(Fe, W, Cr, V)_6C$ と記した。また Grossmann, Bain²⁾, 武田⁵⁾, 村上, 八田⁶⁾ らは高速度鋼についての状態図を研究し、 Fe_3W_3C , θ ならびに Fe_3W_2 を構成相とした切断状態図を提出している。その後、Cohen⁷⁾⁸⁾, Goldschmidt¹⁰⁾ らは各種の高速度鋼中の炭化物について広汎な研究をおこない、高速度鋼の焼鈍または焼入組織中には $(Fe, W, Cr, V)_6C$ —以下 M_6C と記す—の他に、 $Cr_{23}C_6$ と同一構造の炭化物 $M_{23}C_6$ 、ならびに V_4C_3 を主体とする

炭化物 MC が存在することを明らかにした。しかし、これに対して Kuo¹¹⁾ は M_6C , $M_{23}C_6$, MC の他に、さらに Cr_7C_3 を主体とする炭化物 M_7C_3 も存在すると報告している。

高速度鋼の焼戻における炭化物の挙動についても、二次硬化現象と関連して多くの研究がおこなわれたが、Cohen ら¹²⁾¹³⁾ は 300~400°C の焼戻によつてセメンタイト型の炭化物 (θ) が析出し、500°C 以上の焼戻によつては特殊炭化物が析出することを X 線分析、磁気分析熱膨脹測定などの実験結果から推論した。また、Goldschmidt¹⁰⁾ は高速度鋼の焼戻組織中の炭化物を電解分離して、これを X 線分析し、二次硬化にさいして析出する特殊炭化物は $M_{23}C_6$ と M_6C との中間の組成を有する結晶型の不明な遷移的炭化物であるとしたが、Kuo¹¹⁾ はこの遷移的炭化物は Mo_2C と同じ結晶型の W_2C であると報告している。

III. 実験結果ならびに考察

(1) 焼鈍組織中の炭化物ならびに地鉄の組成

各試料を焼鈍 (900°C に 3 時間加熱後、1 時間約 20°C の割合で徐冷) した組織中から電解分離によつて得られた炭化物の量 (重量%) と、その化学分析ならびに X 線分析結果、および地鉄の化学組成の計算結果を Table 2 に示す。

焼鈍組織中の炭化物は従来の研究^{1)~10)} によつて明らかにされたと同様に、大部分が M_6C 型炭化物であり、これに付随して MC 型炭化物および $M_{23}C_6$ 型炭化物に相当する回折線がわずかに認められた。なお前記のように、Kuo¹¹⁾ は本研究に使用したと類似の組成を有する

Table 1. Chemical composition of specimens.

Steel	C	Si	Mn	P	S	W	Cr	V
18-4-1 (SKH 2)	0.73	0.20	0.41	0.026	0.027	18.58	4.17	1.00
11-4-2 (SKH 6)	0.86	0.22	0.41	0.018	0.025	11.02	4.42	1.97

Table 2. Metallographic analysis of carbide and ferrite in the annealed specimens.

Steel	Amount of carbide (wt%)	X-ray patterns of carbide	Composition of carbide (%)				Composition of ferrite (%)			
			<C>	<W>	<Cr>	<V>	[C]	[W]	[Cr]	[V]
18-4-1 (SKH 2)	27.0	$M_6C + M_{23}C_6 (+MC)$	2.7	61.4	7.1	3.4	—	2.1	3.1	0.1
11-4-2 (SKH 6)	19.7	$M_6C + M_{23}C_6 + MC$	4.3	53.6	10.4	9.1	—	0.8	3.0	0.2

18-4-1 型および 11-4-2 型高速度鋼の焼鈍組織(700°C に 500 時間焼戻)中に M_7C_3 型炭化物の存在することを報告しているが、本研究ならびにW鋼中の炭化物に関する研究¹⁴⁾の結果を総括して考察すると、高速度鋼の焼鈍組織中に M_7C_3 型炭化物が存在する可能性はほとんど皆無と思われる。しかし、後述するごとく、高速度鋼の焼戻組織中には遷移相の一つとして M_7C_3 型炭化物の出現することが認められた。

(2) 焼入組織中の未溶解炭化物の量と組成、ならびに基質の組成

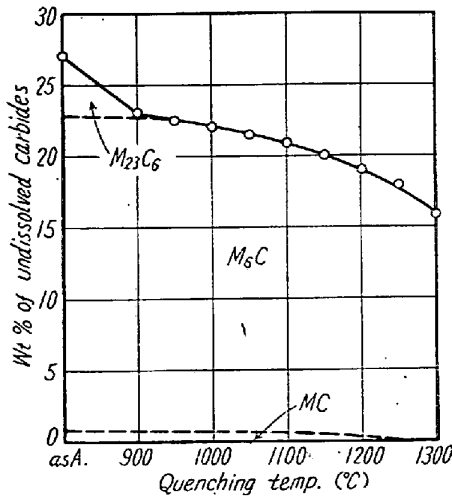


Fig. 1. Weight percentage of different carbides in the quenched 18-4-1 steel.

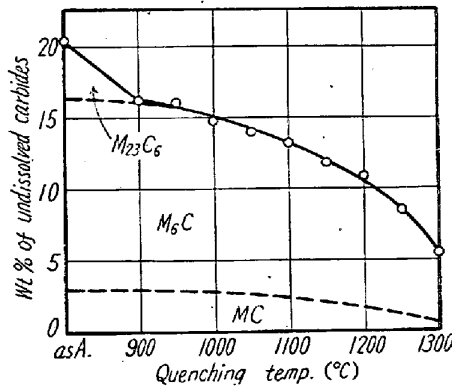


Fig. 2. Weight percentage of different carbides in the quenched 11-4-2 steel.

Fig. 1 および Fig. 2 はそれぞれ 18-4-1 型および 11-4-2 型高速度鋼の焼入組織中の未溶解炭化物の総量 ($M_6C + MC + M_{23}C_6$) ならびに各炭化物の存在量の推定値を重量%にて図示したものである*。両図に明らか

* 一般に、二種類以上の炭化物が組織中に介在する場合に、各炭化物の量比を正確に決定することは困難であるが、本研究においては、炭化物のX線分析ならびに化学分析値を総合して、各炭化物の量比を推定した。詳細は次報に記述する。

なごとか、 $M_{23}C_6$ はオーステナイトに溶解しやすく、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するに対して、 M_6C はオーステナイトに溶解し難く、その大部分が未溶解炭化物として残存する^{7)~10)}。なお、 MC も元来オーステナイトに溶解し難い炭化物であるといわれているが^{7)~10)}、18-4-1 鋼の場合に1250°C 付近の焼入のための加熱によつて完全に溶解し終つておるのは、18-4-1 鋼にては MC の含有量が、オーステナイトに対する MC の固溶限よりも少ないことによると解釈される。

上記したような各炭化物のオーステナイトへの溶解度の差異は、焼入組織中の未溶解炭化物の化学組成と焼入温度との関係曲線にもうかがわれる。すなわち、Fig. 3 および Fig. 4 は両鋼を種々なる温度から焼入れた場合

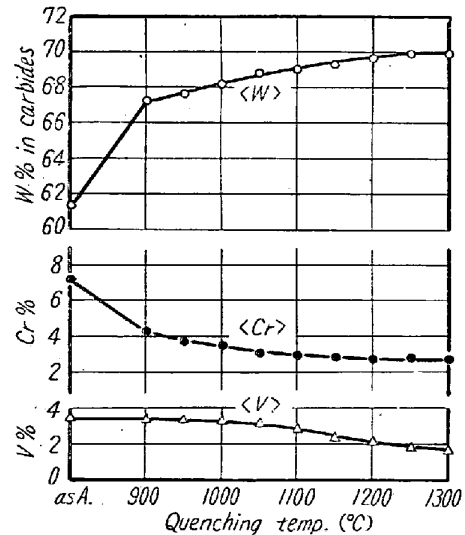


Fig. 3. W, Cr and V concentration in carbides in the quenched 18-4-1 steel.

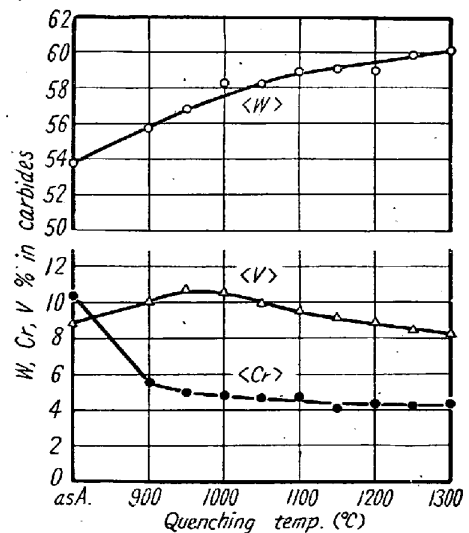


Fig. 4. W, Cr and V concentration in carbides in the quenched 11-4-2 steel.

に存在する未溶解炭化物の W, Cr, V 濃度の分析値を示したものであるが、900°C から焼入れた場合の未溶解炭化物の Cr 濃度が、焼鈍状態のものに比して急減していることは、Cr 含有量の異なる $M_{23}C_6$ がオーステナイト中に固溶したことを意味する。また未溶解炭化物の W 濃度は焼入温度の上昇に伴って増加しているが、これは W 含有量の異なる M_6C がオーステナイトに溶け込み難いため、未溶解炭化物中における M_6C の割合が増加したことを意味するものと解釈される。

未溶解炭化物の量とその化学組成についての以上の実験結果をもとにして、オーステナイトの C, W, Cr, V の固溶量を算出すれば Fig. 5 および Fig. 6 のごとくである。

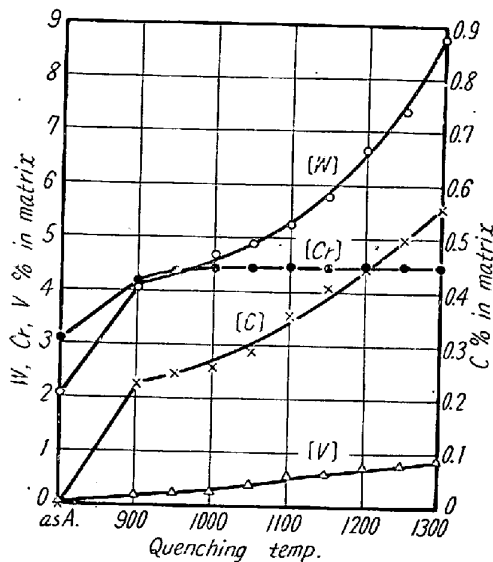


Fig. 5. C, W, Cr and V concentration in matrix in the quenched 18-4-1 steel.

また、実用の焼入温度 (1250°C) における未溶解炭化物の量、結晶型、組成、ならびにこれと共存するオー

ステナイトの組成を Table 3 に一括して表示した。

(3) 焼戻により析出する炭化物

すでに前報¹⁵⁾¹⁶⁾においても記したように、高速度鋼やダイス鋼のごとく焼入組織中に未溶解炭化物の残存する鋼では、これを焼戻したのち電解すると、焼戻による析出炭化物と未溶解炭化物とが全く混合した状態で抽出されるから、析出炭化物自体の本性を追究することが困難

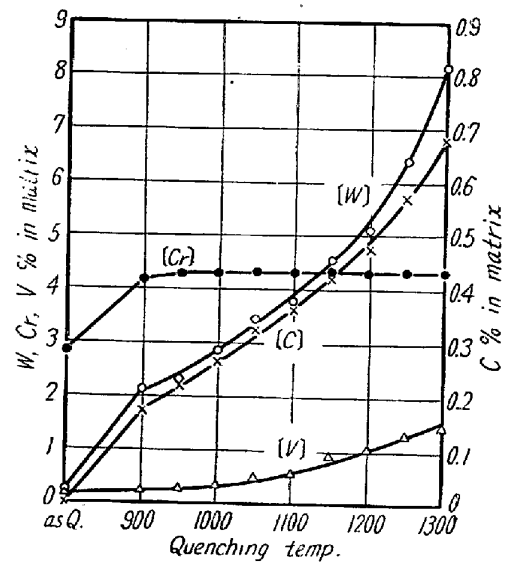


Fig. 6. C, W, Cr and V concentration in matrix in the quenched 11-4-2 steel.

である。したがって、焼戻による析出炭化物の挙動を究明するためには、焼入組織中の基質と同一の組成を有しこれを焼入れた場合に未溶解炭化物の存在しないような鋼が必要である。これを基地鋼と称することにする。以下の焼戻実験においては、Table 4 に示したような 18-4-1 型高速度鋼の焼入基質 (Table 3 参照) に類似の組成を有する基地鋼 (SKH 2-M) を熔製して試料とし、焼戻による析出炭化物の組成および結晶型を研究した。

Fig. 7 および Fig. 8 はこの基地鋼 (SKH 2-M) を

Table 3. Metallographic analysis of carbides and matrix in the specimens, quenched from 1250°C.

Steel	Amount of carbide (wt%)	X-ray patterns of carbide	Composition of carbide (%)				Composition of ferrite (%)			
			<C>	<W>	<Cr>	<V>	[C]	[W]	[Cr]	[V]
18-4-1 (SKH 2)	16.9	M_6C	1.9	69.8	2.7	1.9	0.5	7.4	4.5	0.9
11-4-2 (SKH 6)	8.5	$M_6C + MC$	3.9	60.0	4.3	8.5	0.6	6.5	4.7	1.3

Table 4. Chemical composition of matrix steel, which is prepared as similar to the matrix of 18-4-1 steel quenched from 1250°C.

M. Steel	C	Si	Mn	P	S	W	Cr	V
SKH 2-M	0.48	0.28	0.37	0.028	0.024	8.36	4.57	1.15

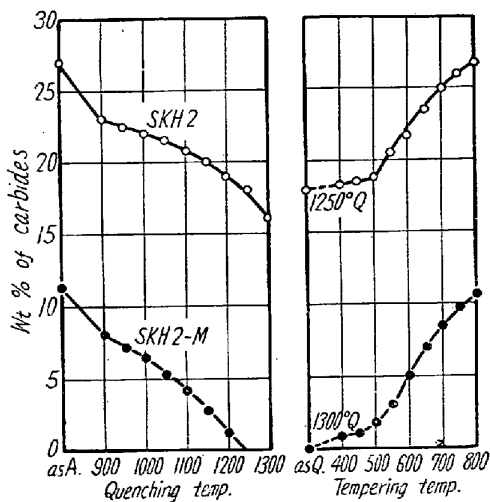


Fig. 7. Weight percentage of carbides in the quenched, and in the tempered matrix steel (SKH2-M), compared with those of 18-4-1 steel (SKH 2).

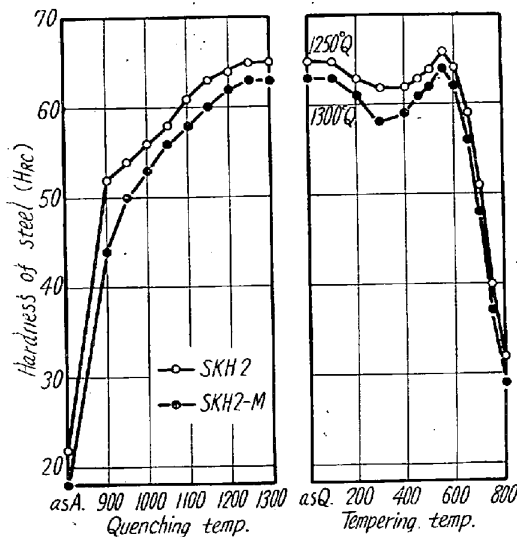


Fig. 8. Hardness of the quenched, and the tempered matrix steel (SKH2-M), compared with those of 18-4-1 steel (SKH 2).

900~1300°Cの各温度から焼入れた場合、ならびに1300°Cから焼入れた後800°Cまでの各温度に1時間焼戻した場合の炭化物量(重量%)と硬化(Hrc)を18-4-1鋼(SKH 2)のそれらと比較して示したものである。

両図に明らかなごとく、基地鋼中の炭化物量は、未溶解炭化物に相当する量だけ少ないが、焼入、焼戻に伴う炭化物量の増減の傾向は18-4-1鋼におけると全く同様である。また、基地鋼の焼入ならびに焼戻硬度の変化は常に18-4-1鋼とほとんど同様の傾向を示す。ただし18-4-1鋼は未溶解炭化物量の多いだけ硬度が若干高い。

(a) 基地鋼の焼戻により析出した炭化物のX線分析結果

Table 5は基地鋼の焼戻組織中から分離した炭化物のCr-K α 線によるX線分析の結果であつて、450°Cおよび500°Cの焼戻組織中の炭化物はセメンタイト型の結晶構造を有する θ 炭化物であるが、650°C以上の焼戻組織では、W₂C(六方晶)、MC(立方晶)、M₆C(立方晶)、M₇C₃(三方晶)、M₂₃C₆(立方晶)の回折線が認められた。しかし、二次硬化のもつともいぢるしい550°Cならびに600°Cにおける焼戻組織中から分離した炭化物はきわめて微細であるために、回折線を得ることができなかった。

Table 5. X-ray analysis of carbides isolated from tempered matrix steel.

Tempering temp. (×1h)	Carbide phases
450°C	θ
500〃	θ
550〃	*
600〃	*
650〃	W ₂ C + MC
700〃	W ₂ C + MC + M ₇ C ₃
750〃	M ₆ C + MC + M ₇ C ₃
800〃	M ₆ C + MC + M ₂₃ C ₆

* no reflection lines were detected.

以上のX線分析の結果から、焼戻における炭化物の析出過程についてつぎのごとく考察される。すなわち、400°C程度の焼戻においては、W、Cr、Vなどを固溶したセメンタイト(θ 炭化物)が形成されるが、500°C以上の焼戻(焼戻の第四段階)においては、W、Cr、Vなどの原子が易動性を得て、それぞれの元素に特有の炭化物を形成しはじめ、これに伴つてセメンタイトは消失する。この場合、各特殊元素が最初に形成する炭化物は、かならずしも最終安定系における炭化物と同一ではなく、(1)WはまずW₂Cを形成してのちM₆Cに遷移する。(2)CrはまずM₇C₃を形成してのちM₂₃C₆に遷移する。しかし、(3)Vの形成する初期炭化物は最終炭化物と同様にMCであると考えられる。

(b) 基地鋼の焼戻により析出した炭化物の化学分析結果

Fig. 9は400~800°Cの各温度に1時間焼戻した基地鋼から分離した炭化物のW、Cr、V濃度の分析結果である。

一般に合金鋼を焼戻す場合には、焼戻温度の上昇に伴つて、炭素に対する親和力の異なる特殊元素は炭化物に濃集するのが通則である。しかるに、Fig. 9に示した炭化物の分析結果においては、炭化物中のV濃度は650

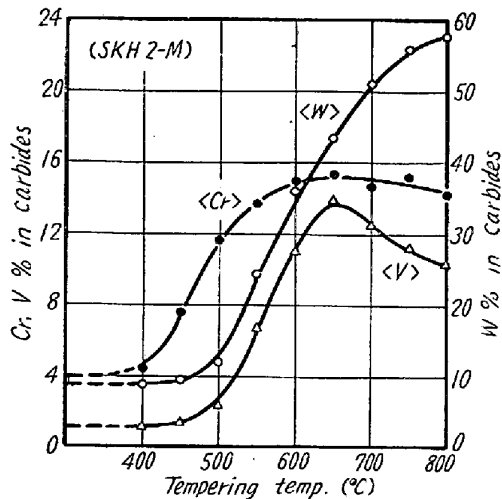


Fig. 9. W, Cr and V concentrations in carbides, isolated from the matrix steel (SKH2-M), tempered at various temperatures for 1h.

°Cの焼戻において最高値に達し、これ以上の温度ではむしろ低減している。この理由は、前報¹⁷⁾にも述べたごとく、Wの易動性がVのそれより小なることによるのであつて、650°Cの焼戻によつてVはMC型炭化物の形成をほぼ完了するのに対し、Wが炭化物を形成する速度はきわめて遅く、650°C以上の焼戻によつて徐々にW₂CおよびM₆Cを形成するために、さきに析出したMC型炭化物の全炭化物量に対する割合が低減し、結局、炭化物中のV濃度が見掛上減少するのであると考えられる。

焼戻温度とW, Cr, Vの分布状況との関係をさらに明確にするために、炭化物に結合したW, Cr, Vの割合(析出炭化物量×特殊元素濃度/100×鋼の特殊元素含有量)を計算した結果を示せばFig. 10のごとくであ

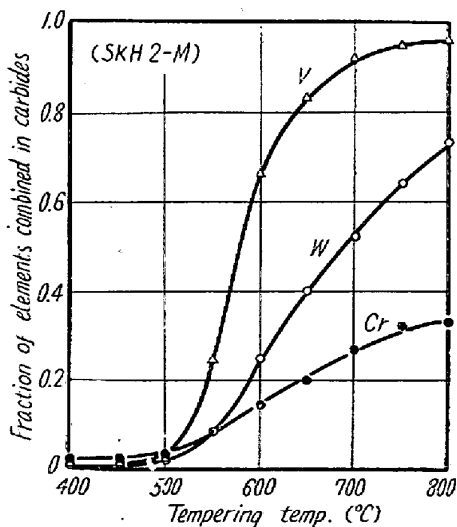


Fig. 10. Fraction of elements combined in carbides in the tempered matrix steel (SKH2-M).

つて、各元素ともに、焼戻温度の上昇に伴つて炭化物に結合する割合は増加しており、この中でVがもつともすみやかに炭化物を構成するに対して、Wはきわめて遅く、800°C 1hの焼戻によつても平衡に達しておらず、その炭化物への結合率がなお上昇の傾向にある。

IV. 総 括

18-4-1型高速度鋼(SKH2)ならびに11-4-2型高速度鋼(SKH6)の炭化物について電解分離法による研究をおこない、つぎの結果を得た。

(1) 高速度鋼の焼鈍組織中に存在する炭化物は、ほとんどがM₆C(Wを主体とする炭化物)であり、これに付随してM₂₃C₆(Crを多量に含有する炭化物)およびMC(Vを主体とする炭化物)が出現する。

(2) 焼入にさいしてM₂₃C₆はオーステナイトに溶解しやすいが、M₆Cはオーステナイトに溶解し難く、その大部分が焼入組織中に未溶解炭化物として残存する。また、MCもオーステナイトに溶解し難い炭化物であるが、18-4-1型においては、焼鈍組織中に存在するMCの絶対量が少ないために、焼入のための加熱にさいして完全にオーステナイトに溶解する。

(3) 焼入温度が1250°Cの場合のSKH2およびSKH6の基質の組成は、大略つぎのごとくであり、きわめて類似している。

SKH2-M; 0.5% C, 7.4% W, 4.5% Cr, 0.9% V

SKH6-M; 0.6% C, 6.5% W, 4.7% Cr, 1.3% V

SKH2-Mを基準とした組成の鋼を熔製し、これを基地鋼と称した。

(4) 基地鋼を焼入した後、400~500°Cにおいて焼戻した場合、析出する炭化物はθ炭化物である。500°C以上の焼戻では特殊元素が易動性を得て、それぞれの元素に特有の炭化物を形成し、これに伴つてθ炭化物は消失する。

各特殊元素の炭化物形成の過程はつぎのごとくである。

- (i) WはまずW₂Cを形成して後、最終安定のM₆Cを形成する。
- (ii) CrはまずM₇C₃を形成して後M₂₃C₆に遷移する。
- (iii) Vの形成する炭化物は初期炭化物も最終炭化物もともにMCである。

(5) 500°C以上の焼戻における各特殊炭化物の析出速度を比較すると、VがMCを形成する速度がもつとも速く、WがW₂CおよびM₆Cを形成する速度がも

つとも遅い。

終りに臨み、本研究遂行上御助力いただいた東北大学工学部助教授金子秀夫博士、ならびに日産自動車株式会社滝水敏佐氏に感謝する。

なお、本研究は文部省科学研究費による総合研究の一部であることを付記する。(昭和33年10月寄稿)

文 献

- 1) E. C. Bain, M. A. Grossmann, J.I.S.I., 110 (1924), 249
- 2) M. A. Grossmann, E. C. Bain, High Speed Steel, (1931), 169
- 3) A. Westgren, G. Phragmen, A.S.S.T., 13 (1928), 539
- 4) J. P. Gill, A.S.M., 24 (1936), 735
- 5) 武田: 金属の研究, 6 (1929), 509
- 6) 村上, 八田: 鉄と鋼, 21 (1935), 993
- 7) D. J. Blickwede, M. Cohen, J. Metals, 1 (1949), 578
- 8) D. J. Blickwede, M. Cohen, G. A. Roberts, A.S.M., 42 (1950), 1161
- 9) F. Kayser, M. Cohen, Metal Progress, 61 (1952), 79
- 10) H. J. Goldschmidt, J.I.S.I., 170 (1952), 189
- 11) K. Kuo, J.I.S.I., 174 (1953), 223
- 12) M. Cohen, P. K. Koh, A.S.M., 27 (1939), 1015
- 13) B. S. Lement, M. Cohen, A.S.M., 30 (1942), 1021
- 14) 佐藤, 西沢, 大橋: 日本金属学会誌, 21 (1957), 662
- 15) 佐藤, 本田, 西沢: 鉄と鋼, 42(1956), 1118
- 16) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 44 (1958), 565
- 17) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼に投稿中
- 18) 小柴, 木村: 鉄と鋼, 44 (1958), No. 3, 9,

純鉄の衝撃引張試験*

作 井 誠 太**・大 森 正 信***

Behavior of Pure Iron under Impact Tensile Loading.

Seita Sakui, Dr. Eng., and Masanobu Omori.

Synopsis:

The behavior of pure iron under impact tensile loading was studied with two kinds of pure irons and a commercial low carbon steel. One half of specimens were annealed in vacuum at 600, 700, 800, 850, 920 and 1000°C for 1 hour and the others were quenched in oil after keeping them at these temperatures for 1 hour in vacuum.

At the impact tensile test, in which the specimen was loaded by the hammer, falling by gravity and weighing 25kg, the load acting on the specimen was measured by the use of piezoelectricity of quartz crystals and the cathode ray oscillograph. X-direction of the oscillograph was fed by piezoelectricity, Y-axis corresponded to time axis. There was no electronic circuit between quartz and a deflection plate of the oscillograph and the load-time curve was directly recorded on the film inside the oscillograph. The strain rates at the impact tests were approximately 20~120 1/sec

The results obtained in this investigation were as follows.

- (1) The peak appeared in the load-time curve under impact test seemed to be upper yield point.
- (2) Yield stress and tensile strength were larger and total elongation was smaller than those under static test.
- (3) Increasing the strain rate, both yield stress and tensile strength increased and total elongation decreased slightly. The rate of increase of yield stress was greater than that of tensile strength.

* 昭和33年10月本会講演大会で発表 ** 東京工業大学教授 工博 *** 東京工業大学 工修