

- (1939) 18
- 2) B. F. Brown: *Iron Age* 166 (1950) Aug. p. 64~68
- 3) A. M. Hall: *Materials and Methods* 40 (1954) No.5, p. 96~99
- 4) M. A. Huges & J. G. Cutton: *T. ASM* 37 (1946) 110~135
- 5) 梶 信久: *鉄と鋼*, 39 (1953) p. 620
- 6) 佐藤・戸谷: *金学誌*, 20 (1956) p. 239~243
- 7) 佐藤・戸谷: *金学誌*, 20 (1956) p. 297~300
- 8) 今井・石崎: *金学誌*, 15 (1951) No.10, p. 346

## 真空熔解炉で熔製した軸受鋼について\*

上 野 学\*\*・中 島 宏 興\*\*

### Ball-Bearing Steel Made with a Vacuum Induction-Furnace

*Manabu Ueno and Hirooki Nakazima*

#### Synopsis:

In this report, the austenitizing behaviour and durability of the ball-bearing steel, made with a vacuum induction-furnace, were researched by means of the Rockwell hardness tester, lineal analysis, X-ray integrated intensity method, electrolytic isolation method and rapid life-testing machine.

The results obtained were as follows:

- (1) In the ball-bearing steel made with a vacuum induction-furnace, the gas contents and non-metallic inclusion were very little in comparison with the air-melted steel.
- (2) The austenitizing behaviour of the vacuum-melted steel was not different to one of the air-melted steel.
- (3) The mean cycle to flaking of the vacuum-melted steel was superior to one of SKF ball-bearing steel in the results of the rapid life-testing machine, but its difference had no reliability at 95 per cent confidence coefficient.

The standard deviation of the vacuum-melted steel was inferior to one of SKF ball-bearing steel. It is deduced from this fact that the content of non-metallic inclusions, which is considered as a main unfavorable factor of the durability of ball-bearing steel up to this time, may not be a main factor to fatigue.

#### I. 結 言

近年真空技術の急速な進歩により、1t 近くまでの鋼塊が真空中で熔解鑄造出来る大型真空誘導熔解炉が米国に実現し、わが国でも輸入されるにいたつた。だがこのような真空誘導熔解炉で熔製された軸受鋼が従来の大気熔解鋼に比して耐久性(寿命)に関してどれだけ優秀であるかという点について、未知の問題を多く含んでいるので、50kg NRC 真空誘導熔解炉で市販軸受鋼を再熔解した真空熔解鋼と SKF のパイプ材との早期寿命試験を実施し、これらを比較することによつて、真空熔解鋼の評価をおこなつた結果を本稿に報告する。

なおこの研究をはじめた当時 50kg 以上の真空熔解炉はわが国になかつたので、真空熔解鋼の鋼塊が従来の市販の軸受鋼塊に比して小さいのではないかという懼れは

あるが、この点は充分考慮して評価する。寿命試験のほかに、オーステナイト状態の挙動もあわせて報告する。

#### II. 化学組成と非金属介在物について

実験に供した試料は市販の軸受鋼を 50kg NRC 真空熔解炉で再熔解したもので、Table 1 にその化学組成とガス含有量と非金属介在物量とをしめす。なお市販軸受鋼、SKF 鋼、Edel Stahl の軸受鋼のガス含有量および非金属介在物量を併記する。これより明らかなように真空熔解鋼は Mn がいちじるしく減少し、つぎに C も少し減少する。P, S にはほとんど変化がない。O も N も真空熔解によつていちじるしく少なくなつている。この

\* 昭和 33 年 10 月講演発表

\*\* 金属材料技術研究所

Table 1. Chemical composition.

Mark	Chemical composition (wt. %)								Gas content		Inclusions (%)		
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	O <sub>2</sub>	N	Total	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Vacuum f'ce B.B.S.	0.95	0.34	0.17	0.008	0.004	0.08	1.44	0.18	0.001	tr.	0.0033	0.0025	0.0004
Commercial B.B.S.	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0043	0.0103	0.0098	0.0015	0.0076
SKF. B.B S (tube)	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0025	0.0044	0.0067	0.0017	0.0043
Edel stahl B. B. S.	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0065	0.0130	0.0069	0.0005	0.0059

Table 2. Non-metallic inclusions.

Mark	A-type non-metallic inclusions		B-type non-metallic inclusions	
	Degree of cleanliness	Mean thickness	Degree of cleanliness	Mean thickness
Vacuum f'ce B. B. S	0.1	3.0	0.8	3.1
Commercial B. B. S	0.3	4.9	1.7	5.6
SKF B. B. S (tube)	3.4	4.9	3.0	4.8
Edel stahl B. B. S	2.5	2.8	3.3	3.9

場合はN量の減少がいちじるしい。非金属介在物量のうち、SiO<sub>2</sub> はあまり変化しないが、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> はいちじるしく低下している。そして介在物量全体としては真空熔解により半減する。

つぎに非金属介在物の清浄度を旧学振法で実施した結果をTable 2に示す。真空熔解によりA系B系介在物はかなり減少する。SKFおよびEdel Stahlの軸受鋼と比較すると、いずれも1桁低下する。

この真空熔解鋼とSKF鋼との非金属介在物を新学振法第3法の点算法によつて面積率を求めると

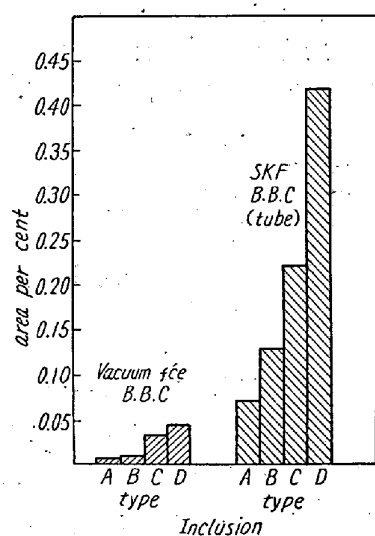


Fig. 1. Inclusion content of vacuum f'ce B.B.C and S.K.F B.B.C by point counting.

Fig. 1に示すようになる。これからも明らかなように、

A, B, C系いずれも真空熔解の方がSKFよりも良好で、清浄である。

### III. オーステナイト状態の挙動について

オーステナイト状態の挙動については、焼入温度、保持時間、残存セメンタイト量、残留オーステナイト量および電解抽出した炭化物の組成との関係を求めた。硬度はロックウエル硬度計(HRC)により、残存セメンタイト量はlineal analysisにより、残留オーステナイト量は積分強度法(X線の定量)により測定した。なお、炭化物の電解抽出は塩酸法により実施した。

(1) 硬度と残存セメンタイト量: 保持時間1/2hを一定として、焼入温度と残存セメンタイト量と硬度との関係を示せばFig. 2のようになる。焼入温度が高くなるとともに残存セメンタイト量が減少して行き、硬度は増加して行く。ただし、880°Cの焼入温度では硬度は増加せず、減少している。つぎにFig. 3に焼入温度と保持時間と残存セメンタイトおよび硬度との関係を示す。各焼入温度において保持時間とともに残存セメンタイトは減少して行き、焼入硬度は逆に増加する傾向を示す。これは固溶したセメンタイトがオーステナイト地の炭素

濃度を増加し、マルテンサイト地の硬度を増加させるからである。さきに、報告したように寿命に対する残存セメントタイトの最適範囲は7~8%であるので、840°Cの焼入温度で20~30mnの保持時間がよい。

(2) 残留オーステナイト量: 残留オーステナイト量は焼入温度とともに増加するが、880°Cではかえつて残留オーステナイト量はわずかに減少することFig. 4より明らかである。いずれも保持時間は1/2hである。840°C×1/2hの加熱後油焼入した場合の残留オーステナイト量は約9%程度である。

(3) 電解抽出した炭化物の組成: 各焼入温度で1/2h加熱して油焼入した試料を0.2N塩酸の電解溶液中で10mA/cm<sup>2</sup>の電流密度の下で、48h電解した後

に抽出した炭化物の残渣量とその組成(Cr, Mn)と焼入温度との関係をFig. 5に示す。このほかにlineal analysisによる残存炭化物の量を併記する。このlineal analysisによる残存炭化物の量の曲線と電解抽出した炭化物の残渣量の曲線とを比較すると、後者は前者に比し各焼入温度で低い値をしめす。これは炭化物が完全に電解抽出されていないことを示す。つぎにこの炭化物の残渣中のCr, Mnの挙動をみると焼入温度とともにCrの含有量は増加するがMn含有量は一定である。Fig.

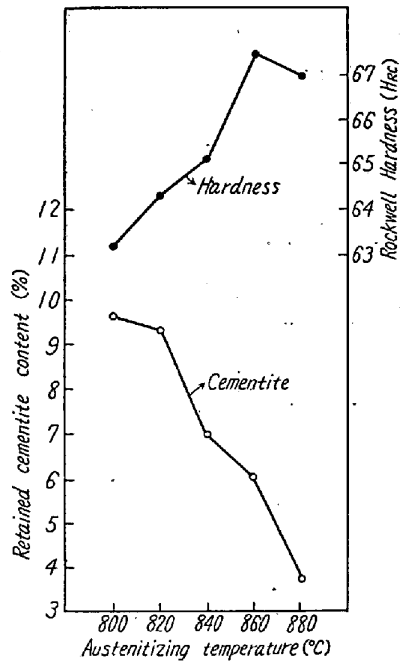


Fig. 2. Relation between hardness, retained cementite content and austenitizing temperature.

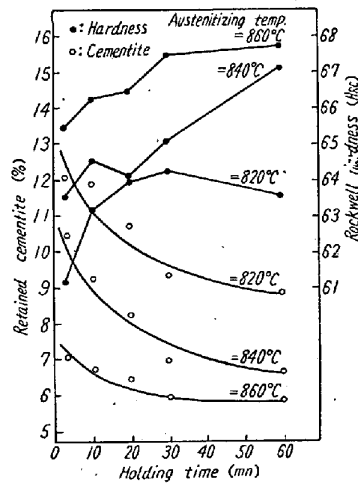


Fig. 3. Relation between austenitizing temperature, holding time and retained cementite.

6に840°Cの焼入温度に保持した時間と炭化物の残渣量および組成(Cr, Mn)との関係を示す。残渣量は保持時間とともに減少し、炭化物のCr含有量は約20分までは増加するが、それ以上の保持時間ではかえつて減少する傾向を示す。Mn含有量は保持時間と無関係である。以上電解抽出した炭化物の組成を示せばTable 3のようになる。

#### IV. 早期寿命試験について

φ30mmの丸棒の真空熔解材の圧延方向より、φ3mm×18mmの試験ニードルを削り出し、このニードルを840°C×1/2h鉛浴加熱後油冷し、150°C×1h焼戻した。この試料をセンターレス・グラインダでφ2.81×18mmに研削した。

この試験ニードルを第3次改良型の早期寿命試験機でもつて寿命(耐久性)試験した。Fig. 7はこの改良型の試験機である。この図で黒点の試験ニードルが3/8"の2個のボールの上にのせられ、ニードルの両端に負荷と駆動をおこなうローラがあり、このローラが回転することによつて試験ニードルは繰返し疲労をうける。ニードルに荷重がかかることによつて、3/8"のボールが両側ににげるのを阻止するために、両側には6002型番のボール・ベアリング、ボールの下部に6206型番の内輪がおかれ、いずれもボールの廻転につれて自転するようになっている。潤滑は60番スピンドル油をローラに滴下し、その飛沫で潤滑した。このような試験状態の試験ニードルの間の荷重を考えるとFig. 7(b)のよ

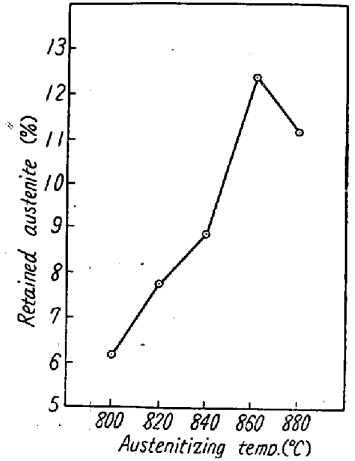


Fig. 4. Relation between austenitizing temperature and retained austenite.

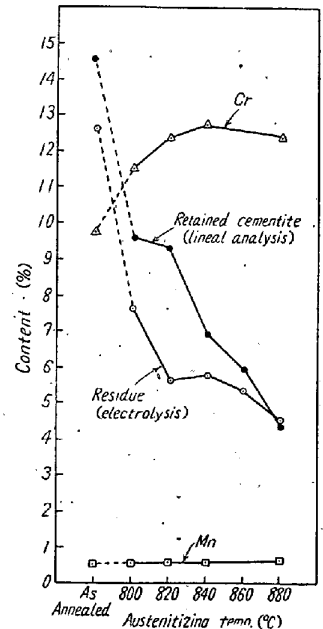


Fig. 5. Relation between residue of electrolysis, its composition and austenitizing temperature.

Table 3. Chemical composition of carbide.

Chemical composition Quenching temp.	wt. % (by chemical analysis)					wt. % (by calculation)			
	C	Cr	Mn	Fe	Metallic Fe	C	Cr	Mn	Fe
As annealed	6.86	8.96	0.48	77.63	1.43	6.74	9.76	0.52	82.99
800°C	8.67	9.96	0.52	73.45	1.74	6.75	11.29	0.59	81.38
820°C	9.14	10.93	0.53	71.21	2.06	6.75	12.65	0.61	80.00
840°C	9.68	10.48	0.49	70.40	4.92	6.75	12.79	0.59	79.89
860°C	10.15	9.49	0.49	66.45	23.20	6.77	16.60	0.72	75.91
880°C	8.78	8.55	0.46	66.47	11.44	6.65	12.45	0.66	80.20

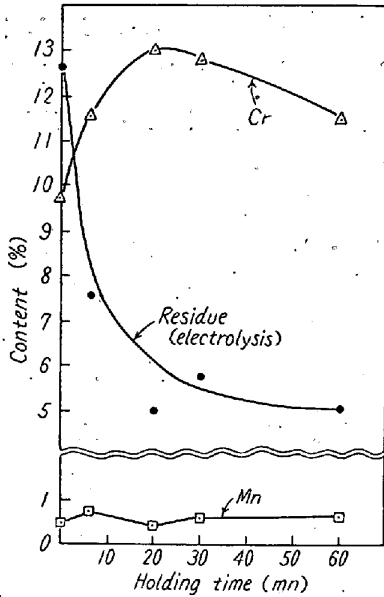


Fig. 6. Relation between residue of electrolysis, its composition and holding time at 840°C.

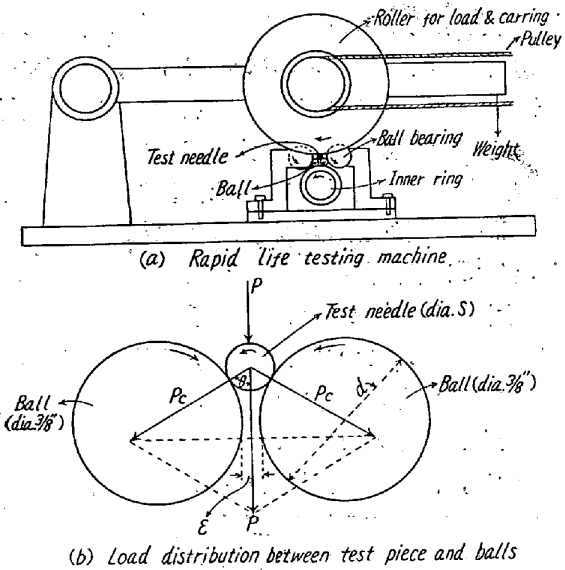


Fig. 7. Rapid life-testing machine.

うになる。ニードルに  $P$  なる荷重がかゝり、ボールが  $P$  の方向と  $\theta$  の角度をなす位置にあると、その時このボールにかゝる力  $P_c$  (接触荷重) は、

$$P_c = \frac{P}{2 \cos \theta} = \frac{(d+S) \cdot P}{2 \sqrt{(d+S)^2 - (d+\epsilon)^2}} = 1.049 P \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 $d$  : ボール直径 (0.9525cm)

$S$  : 試験ニードル直径 (0.281cm)

$\epsilon$  : ボールとボールの間隔 (0.132cm)

この実験では  $P = 18 \text{ kg}$  であるので、 $P_c = 18.9 \text{ kg}$  となる。つぎにボールとニードルの間の接触に Hertz<sup>2)</sup> の計算を適用すると、最大接触圧力  $P_{\max}$  は、

$$P_{\max} = \frac{1.5 P_c}{\pi a b} = \frac{4100}{\mu \nu} \sqrt[3]{\left(\frac{4}{d} + \frac{2}{S}\right)^2 P_c} \quad \dots\dots\dots (2)$$

(この実験では  $d = 0.9525 \text{ cm}$ ,  $s = 0.281 \text{ cm}$  としたので、 $\cos \tau = 0.628$  となり、 $\tau = 51^\circ 10'$  で、 $\mu \pi = 1.11$  となる。)

ゆえに

$$P_{\max} = 3690 \sqrt[3]{128.7 P_c} = 18650 P_c^{1/3} (\text{kg/cm}^2) \quad \dots\dots\dots (3)$$

となる。

今、 $P_c = 18.9 \text{ kg}$  なるゆえに、本実験の  $P_{\max} = 497 \text{ kg/mm}^2$  となる。このような条件で寿命試験して“flaking”が発生するまでの繰返し回数のデータを総計的に処理した結果を対数確率紙にプロットすれば Fig. 8 のようになる。

SKF の試験ニードルの本数は少ないが、今までの実験データより対数正規分布になることが知られているので本図では相当にばらついているが、対数正規分布になると考えてよい。真空熔解鋼は直線関係を示すものと考えられるので、疲労のデータは対数正規分布になると推定してよい。それで、繰返し回数の対数値を横軸に度数を縦軸にした度数分布図を上記 2 種の鋼について示せば Fig. 9 のようになる。

真空熔解鋼の繰返し回数の平均値は  $1.507 \times 10^7$  回で、SKF のそれは  $1.044 \times 10^7$  である。それで一応真空熔解鋼が SKF よりも平均値が良好といえるが、対数平均値の差の検定をおこなうと、有意水準 5% では有意差は

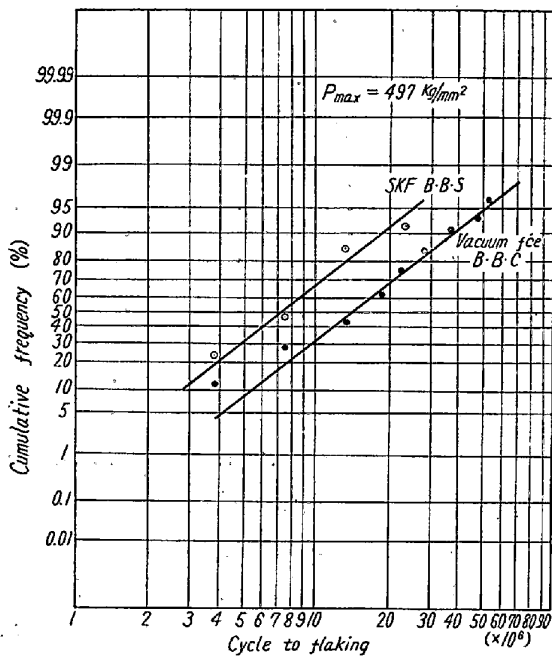


Fig. 8. Graphical presentation of a cumulative frequency distribution of number of cycles to flaking.

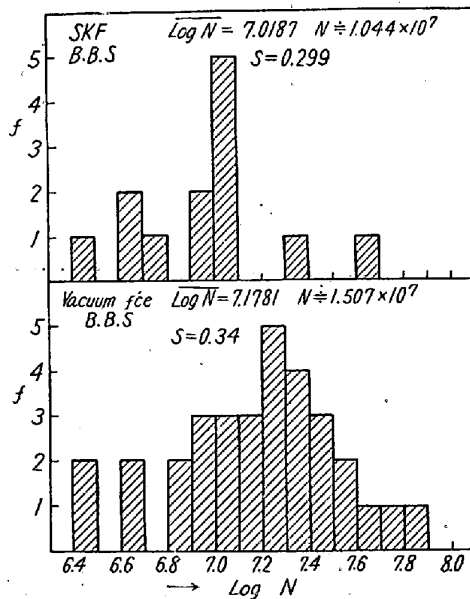


Fig. 9. Graphical presentation of a frequency distribution of log number of cycles to flaking.

ないので、この程度の本数では優劣があるといえない。

つぎに、上記2種の鋼の繰返し回数のばらつきをみるに、標準偏差を調べると、真空熔解鋼は  $S = 0.34$ 、SKF は  $S = 0.299$  であつて、真空熔解鋼の方がばらつきは大きい。ただし SKF の本数が少ないのでその差は重要な意味をもたない。すなわち、真空熔解鋼の疲労による寿命試験の結果のデータのばらつきは普通大気鋼のそ

れに比して良好ではなくて、かえつてばらつきは大きくなるものと考えてよい。

以上の事実より、真空誘導熔解炉によつて再熔解した真空熔解鋼は SKF に比してその平均寿命はいちじるしくは良くなく、その繰返し回数のデータのばらつきはかえつて悪くなるのではないかと推察される。ただし、これはただ単に1回の真空熔解によるデータであるので、いづれの真空熔解鋼もそうであるとは思はないが、真空誘導熔解炉でガス含有量および非金属介在物の少い鋼材を熔製してもそれが必ず耐久性がいちじるしく良好となると想像すると誤まる場合が多々あるのではないかと考えられる。今後、さらに数多くのデータで真空熔解鋼の評価すべきと考えられる。

また、真空熔解鋼で非金属介在物がいちじるしく少くなつているにもかかわらず、繰返し回数のバラッキがかえつて悪くなつている事実を考えると、非金属介在物が従来疲労に対して重要な悪い因子と考えて来たが、この点は今後考慮すべき大切な問題である。

### V. 結 言

真空誘導熔解炉で熔製した軸受鋼のオーステナイト状態の挙動および寿命(耐久)試験について得た結果を総括すると、

(1) 真空誘導熔解炉で大気熔解鋼を再熔解すると、ガス不純物および非金属介在物などはいちじるしく減少する。

(2) 真空熔解鋼のオーステナイト状態の挙動として焼入温度、保持時間、残存セメントライト量、残留オーステナイト量および電解抽出した炭化物の組成との関係を求めたが、大気熔解鋼の挙動と大差がない。

(3) 早期寿命試験結果によると、真空熔解鋼の平均繰返し回数は SKF 軸受鋼のそれよりも良好であるが、有意水準 5% では有意差はない。試験結果のばらつきの程度を示す標準偏差については、真空熔解鋼は SKF 軸受鋼に比して悪い。このことは従来非金属介在物が寿命(耐久性)に対して非常に悪い因子であるとの概念に対して再考慮を与えるものである。

終りに臨み、御指導と御援助を載いた当所河田和美部長、住友金属工業株式会社の先輩諸兄、機械試験所の岡本技官に厚く感謝する次第であります。

また、本研究の一部は文部省科学研究費によることを付記する。(昭和 34 年 1 月寄稿)

文 献

- 1) 上野 学, 三橋鉄太郎, 中野 泰: 鉄と鋼, 41,

10 (1955) 1102

2) 水村善太郎訳: 転り軸受の負荷理論  
(H. Schtelrecht)

## 高C高V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—VIII)

佐藤 知雄\*\*・西沢 泰二\*\*\*・村井 弘佑\*\*\*

## On Carbides in High-C High-V High Speed Steels

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

Tomo-o Sato, Dr. Eng., Taiji Nishizawa and Kousuke Murai

## Synopsis:

In the present study, X-ray and chemical analyses were carried out on carbides isolated electrolytically from several high-V high speed steels, and the effect of carbon, tungsten and vanadium contents on the constitution of carbides in these steels were discussed. Carbides in high-V high speed steel are MC,  $M_6C$  and  $M_{23}C_6$ , and the amount of these individual carbides varies depending on the steel composition.

The carbon-vanadium ratio is the most considerable factor. If this ratio is too low, the steel contains no  $M_{23}C_6$ , and is therefore incapable of being supplied with sufficient carbon into austenite for the formation of high hardness martensite on quenching. On the contrary, if this ratio is too high, the steel contains excessive amounts of  $M_{23}C_6$ , and the large amounts of austenite will be retained by quenching from the usual hardening temperature.

The desirable relation between carbon, tungsten and vanadium contents in high-V high speed steel was deduced approximately as follows:

$$C(\%) = 0.19 + 0.017 \times W(\%) + 0.22 \times V(\%)$$

## I. 緒 言

高C高V高速度鋼は従来WおよびMoの節約を目的とした代用高速度鋼と考えられて来たが、近年その耐磨耗性が通常の高速度鋼に比していちじるしくすぐれておることが一般に認識され、多くの用途に供せられるようになった。しかし高速度鋼に対するVの添加量については厳密な制限が必要であり、とくに鋼のC含有量とV含有量との関連性は微妙であつて、わずかの不均衡もいちじるしい悪影響をもたらすことが知られている<sup>1)~7)</sup>。したがつて、高V高速度鋼の性能を最高度に発揮させるためには、組織学的な基礎を明確にすることが必要であると考えられるが、この方面の研究については Blickwede<sup>8)</sup>、Cohen<sup>9)</sup> などによる実験報告があるのみで、なお不明のまま残されている点が少ない。本研究においては、高C高V高速度鋼の化学組成とその組織中に存在する炭化物の種類ならびに組成との関連性を明かにす

ることを主目的として、数種の高C高V高速度鋼の焼鈍ならびに焼入組織中から炭化物を電解分離し、この炭化物についてX線分析ならびに化学分析をおこなつた。電解分離法は第1報<sup>10)</sup>に報告したと同じ方法を用いた。

Table 1 に実験試料の化学組成を示したが、同表の中でA(18-4-1)およびB(11-4-2)鋼は前報<sup>11)</sup>におけると同じ鋼を比較対照のため引用したもの、E鋼とF鋼はいずれも5-4-5型であるが、C含有量の異なるもの、またG鋼は実用上適正な組成の鋼とは考えられないが、特殊の例として実験に供したものである。

## II. 実験結果

- (1) 焼鈍組織中の炭化物の量、結晶型、組成、ならびに地鉄の組成

\* 昭和33年4月本会講演大会にて発表

\*\* 東北大学工学部教授、工博

\*\*\* 東北大学工学部金属工学科