ニオブ添加低炭素鋼板における $\{554\} \langle 225 \rangle$ 型 再結晶集合組織の発達機構*

秋 末 治**

Osamu Akisue : A Development Mechanism of the $\{554\} \langle 225 \rangle$ Type Recrystallization Texture in Niobium-added Low Carbon Steel Sheets. In order to investigate the origin of the recrystallized grains with preferred orientation in low carbon steel sheets, the regions of twisted crystal lattice resulting from the blocking of dislocation slip during cold-rolling were examined. The rotation rates for various orientations were mathematically deduced. The cold-rolling deformation was assumed to progress under the plane-strain condition and by operation of the $\langle 111 \rangle$ pencil glide system. The $\{554\} \langle 225 \rangle$ preferred orientations in the recrystallization texture of the niobium-added steel rotate about the $\langle 110 \rangle$ axes inclined $\pm 60^\circ$ from the rolling direction towards $\{211\} \langle 011 \rangle$ with increasing cold reduction. The rotation rate of the preferred orientation in the recrystallization texture was found to coincide with that of the twisted region calculated on the basis of the above theory. It is concluded that the $\{554\} \langle 225 \rangle$ type recrystallization texture in the niobium-added steel develops from the regions of heavily twisted lattice.

(Received April 11, 1975)

I. 緒 言

ニオブ添加低炭素鋼板の研究において、秋末と高階⁽¹⁾⁽²⁾はニオブの添加によって焼鈍板には $\{554\} \langle 225 \rangle$ 型の再結晶集合組織が顕著に発達することを見出した。板厚 2.8 mm で C=0.015%, Mn=0.29%, Nb=0.129% の成分を有する熱延板を実験室の小型圧延機にて一方向に 40 から 90% の種々の圧下率にて冷間圧延して、その後 800°C で 10 hr の焼鈍を施して冷延圧下率に対する再結晶集合組織の変化を調査したものである。

冷延圧下率が 70% の場合の再結晶集合組織は Fig. 1 に示すように $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位が圧延方向から板厚方向に 60 度傾いた $\langle 110 \rangle$ 軸 (R.D. $-60^\circ // \langle 110 \rangle$ 軸) のまわりに 11 度回転した再結晶集合組織が発達する。この再結晶集合組織の優先方位は冷延圧下率に対応して変化する。圧下率が 60% 以下の場合の再結晶優先方位は $\{554\} \langle 225 \rangle$ であるが、圧下率が 65% 以上になると $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位が R.D. $-60^\circ // \langle 110 \rangle$ 軸のまわりに回転する。冷延圧下率と再結晶優先方位の R.D. $-60^\circ // \langle 110 \rangle$ 軸のまわりの回転角度との関係は Fig. 2 のとおりであり、圧下率の増加とともに回転角度が大きくなり $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位は $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位に近づいていく。

この再結晶集合組織を発達させる再結晶粒の発生源として、冷間圧延時に転位亡りの一つが阻止されることによって生じる結晶格子が曲った領域の最先端 (以下、ねじれ領域という) を考え、再結晶優先方位の冷間圧延率に対する

回転の割合と、ねじれ領域の冷間圧延率に対する回転の割合との対応関係を求めようとするのがこの論文の目的である。

この熱延鋼板中には直径 50~200 Å の炭窒化ニオブが密度にして $4 \times 10^{14}/\text{cm}^3$ 析出しているが、これら微細な析出

Fig. 1 (100) pole figure of the recrystallized niobium-added steel after 70% cold-rolling and annealing at 800°C for 10 hr.
● $\{554\} \langle 225 \rangle$, ---- R.D. $-60^\circ // \langle 110 \rangle$ fiber texture.

** 新日本製鉄株式会社広畑製鉄所技術研究室 (Hirohata Works, Technical Research Office, Nippon Steel Corporation, Himeji)

* 1975 年 4 月金属学会東京大会に発表; Trans. JIM, 17(1976), 83 に掲載

Fig.2 Effect of cold-rolling reductions on the preferred orientation (as coordinate) of the recrystallized niobium-added steel after annealing at 800°C for 10 hr. The texture changes from {554} [225] to {211} [011] about the R.D. - 60° // [110] axis with cold-rolling reduction.

物が集合組織の発達にとって重要な役割をもっていると考えられその効果については後にふれる。

II. ねじれ領域の回転の形式化

1. ねじれ領域

ねじれ領域の回転を扱う場合には次の3点を考慮しなければならない。すなわち、冷間圧延中にねじれ領域がどのようにして発生するかということ、そのねじれ領域が冷間圧延によってどのように回転するかということであり、さらにはこのねじれ領域が再結晶核となって再結晶集合組織を形成する過程はどのようなものであるかも検討しなければならない。

Fe-3% Si に関する研究において、Walter と Koch⁽³⁾ は冷間圧延中に生じる transition band 中に再結晶粒が発生することを見出し、そしてこの transition band は転位じりが blocking された場合に生じるものと考えている。

また極軟冷延鋼板の場合には、再結晶核が発生すると考えられる結晶方位は加工による蓄積エネルギーが大きく、再結晶集合組織の発達と蓄積エネルギーは密接な関係がある⁽⁴⁾。したがって再結晶核となりうる結晶方位の冷間圧延による加工変形の受け方を検討することもきわめて重要である。

古林⁽⁵⁾の Fe-3% Si に関する研究によると再結晶核は

banded structure に発生し、それが再結晶粒に発達するためにはその近傍に方位差の大きいマトリックスが存在する必要があることが指摘されている。つまり圧延組織中においては数 μ 以下の短い距離で結晶方位は大きく変化しており、このことが再結晶粒の発達にとって重要であるとしている。

これらのことから著者は、ニオブ添加鋼の再結晶粒は冷間圧延時に生じるねじれ領域から発生し、そのねじれ領域は転位じりが blocking されることによって生じるものであろうと考えた。この考え方に従って以下にねじれ領域の回転の形式化を試みた。

2. ねじれ領域の回転の形式化

じりは Dillamore ら⁽⁶⁾⁽⁷⁾が鉄の結晶回転を計算した場合に仮定したと同じくじり面を限定しない 〈111〉 pencil glide system にて活動するものとする。

ねじれ領域の回転の形式化を進めるにあたっては、結晶の主軸に固定した X-Y-Z 座標に対して Z 軸のまわりに 45 度負回転した X-Y-Z 座標を採用する。これによって X 軸は $[1\bar{1}0]$, Y 軸は $[110]$, Z 軸は $[001]$ になる。X, Y 軸を 〈110〉 方向にとったのは、軟鋼板の再結晶集合組織の発達が 〈110〉 軸のまわりの回転関係によって生じている場合が多いこと⁽⁸⁾と今問題にしているニオブ添加鋼の再結晶集合組織の発達機構を考える場合にも同様に 〈110〉 軸回転関係は重要であると思われるからである。

じり方向は Table 1 に示した4方向を取り、じり面は各じり方向について一対の直交している仮想じり面を考える。またこれらの面上での微小じり量は各じり方向に対応して $dX_1, dY_1, \dots, dX_4, dY_4$ として表示する。

X-Y-Z 座標表示におけるじり量 ($dX_1, dY_1, \dots, dX_4, dY_4$) とそのときに生じる歪の成分 ($d\epsilon_X, d\epsilon_Y, d\epsilon_Z, d\gamma_{XY}, d\gamma_{YZ}, d\gamma_{ZX}$) との関係および同時に生じる X, Y, Z 軸のまわりの微小結晶回転 ($d\theta_X, d\theta_Y, d\theta_Z$) との間には次のような関係がある。

$$\frac{3}{\sqrt{2}}(d\epsilon_Y - d\epsilon_X) = dX_1 + dX_2 - dX_3 - dX_4 \quad (1a)$$

$$\frac{3}{\sqrt{2}}d\epsilon_Z = -dX_1 - dX_2 - dX_3 - dX_4 \quad (1b)$$

$$\sqrt{6}d\gamma_{XY} = dY_1 + dY_2 + dY_3 + dY_4 \quad (1c)$$

$$6d\gamma_{YZ} = -dX_1 + dX_2 - \sqrt{3}dY_3 + \sqrt{3}dY_4 \quad (1d)$$

Table 1 Slip directions, slip planes and slip components in the X-Y-Z coordinates.

	①		②		③		④	
Slip direction	$\frac{1}{\sqrt{3}}[0\sqrt{2}1]$		$\frac{1}{\sqrt{3}}[0\sqrt{2}\bar{1}]$		$\frac{1}{\sqrt{3}}[\sqrt{2}0\bar{1}]$		$\frac{1}{\sqrt{3}}[\sqrt{2}01]$	
Slip plane	$\frac{1}{\sqrt{3}}(01\sqrt{2})$	(100)	$\frac{1}{\sqrt{3}}(01\sqrt{2})$	(100)	$\frac{1}{\sqrt{3}}(10\sqrt{2})$	(010)	$\frac{1}{\sqrt{3}}(10\sqrt{2})$	(010)
Slip component	dX_1	dY_1	dX_2	dY_2	dX_3	dY_3	dX_4	dY_4

$$\begin{aligned} 6d\gamma_{ZX} &= dX_3 - dX_4 + \sqrt{3}dY_1 - \sqrt{3}dY_2 & (1e) \\ 2\sqrt{3}d\theta_X &= -\sqrt{3}dX_1 + \sqrt{3}dX_2 + dY_3 - dY_4 & (1f) \\ 2\sqrt{3}d\theta_Y &= -\sqrt{3}dX_3 + \sqrt{3}dX_4 + dY_1 - dY_2 & (1g) \\ \sqrt{6}d\theta_Z &= -dY_1 - dY_2 + dY_3 + dY_4 & (1h) \end{aligned}$$

これを $dX_1, dY_1, \dots, dX_4, dY_4$ について解くと次式を得る.

$$dX_1 = \frac{3\sqrt{2}}{8} \{ (d\epsilon_Y - d\epsilon_X - d\epsilon_Z) - \sqrt{2}d\gamma_{YZ} - \sqrt{2}d\theta_X \} \quad (2a)$$

$$dX_2 = \frac{3\sqrt{2}}{8} \{ (d\epsilon_Y - d\epsilon_X - d\epsilon_Z) + \sqrt{2}d\gamma_{ZX} + \sqrt{2}d\theta_X \} \quad (2b)$$

$$dX_3 = \frac{3\sqrt{2}}{8} \{ -(d\epsilon_Y - d\epsilon_X + d\epsilon_Z) + \sqrt{2}d\gamma_{ZX} - \sqrt{2}d\theta_Y \} \quad (2c)$$

$$dX_4 = \frac{3\sqrt{2}}{8} \{ -(d\epsilon_Y - d\epsilon_X + d\epsilon_Z) - \sqrt{2}d\gamma_{ZX} + \sqrt{2}d\theta_Y \} \quad (2d)$$

$$dY_1 = \frac{\sqrt{3}}{4} \{ \sqrt{2}d\gamma_{XY} + 3d\gamma_{ZX} + d\theta_Y - \sqrt{2}d\theta_Z \} \quad (2e)$$

$$dY_2 = \frac{\sqrt{3}}{4} \{ \sqrt{2}d\gamma_{XY} - 3d\gamma_{ZX} - d\theta_Y - \sqrt{2}d\theta_Z \} \quad (2f)$$

$$dY_3 = \frac{\sqrt{3}}{4} \{ \sqrt{2}d\gamma_{XY} - 3d\gamma_{YZ} + d\theta_X + \sqrt{2}d\theta_Z \} \quad (2g)$$

$$dY_4 = \frac{\sqrt{3}}{4} \{ \sqrt{2}d\gamma_{XY} + 3d\gamma_{YZ} - d\theta_X + \sqrt{2}d\theta_Z \} \quad (2h)$$

ここで Fig. 3 に示すように、冷間圧延板の板面垂直方向に N 軸、圧延方向に R 軸、板幅方向に T 軸をもった N-R-T 座標を導入する。この N, R, T 軸の x-y-z 座標に対する方向余弦をそれぞれ $[HKL]$, $[UVW]$, $[OPQ]$ とする。

Fig. 3 Cold-rolling plate and the N-R-T coordinates.

実際に軟鋼板を冷間圧延した場合の幅当たりはほとんどないといえることから、冷間圧延時に生じる歪成分は N, R, T 軸方向に $(-d\epsilon, d\epsilon, 0)$ のみであるとする。

このモデルに従って冷間圧延変形が進行するとすれば、X-Y-Z 座標での歪成分 $(d\epsilon_X, d\epsilon_Y, d\epsilon_Z, d\gamma_{XY}, d\gamma_{YZ}, d\gamma_{ZX})$ と N-R-T 座標での歪成分 $(-d\epsilon, d\epsilon, 0)$ との間には次の関係がある。

$$d\epsilon_X = \frac{d\epsilon}{2} \{ -(H-K)^2 + (U-V)^2 \} \quad (3a)$$

$$d\epsilon_Y = \frac{d\epsilon}{2} \{ -(H+K)^2 + (U+V)^2 \} \quad (3b)$$

$$d\epsilon_Z = d\epsilon \{ -L^2 + W^2 \} \quad (3c)$$

$$d\gamma_{XY} = \frac{d\epsilon}{2} \{ -H^2 + K^2 + U^2 - V^2 \} \quad (3d)$$

$$d\gamma_{ZX} = \frac{d\epsilon}{\sqrt{2}} \{ -L(H-K) + W(U-V) \} \quad (3e)$$

$$d\gamma_{ZY} = \frac{d\epsilon}{\sqrt{2}} \{ -L(H+K) + W(U+V) \} \quad (3f)$$

(2a)~(2h) と (3a)~(3f) からひり量 $dX_1, dY_1, \dots, dX_4, dY_4$ はそれぞれ、結晶方位 $(HKL)[UVW]$ 、結晶回転量 $d\theta_X, d\theta_Y, d\theta_Z$ と N 軸方向の歪量 $d\epsilon$ との関数としてあらわすことができる。

本論文では、一つの回転系列の中で冷間圧延率の増加とともに結晶回転が進行しているときに、一つのひりが結晶粒界であるとか析出物や転位同志の相互作用の結果として blocking された場合には結晶格子が曲った領域が発生すると考えている。一つの回転系列の中で圧延方位が一つの回転軸のまわりに分散している⁽⁵⁾ことは部分的に結晶回転が進んだり遅れたりしているからである。

これらのことからねじれ領域は一つの回転軸のまわりの回転に寄与している一つのひりが活動しなくなった場合に発生すると考えられる。

ここで結晶回転が X, Y の 2 軸に関して生じているときには、四つのひり量 $\sqrt{dX_i^2 + dY_i^2}$ ($i=1, 2, 3, 4$) 各々がつねにゼロになる条件からねじれ領域のこれらの軸のまわりの回転率が求まる。i は Table 1 に示す四つのひり方向 ①, ②, ③, ④ に対応することを示す。

ひり量がゼロになる四つのひり方向に対応した四つのねじれ領域の回転率は以下のようになる。

$$\frac{d\theta_{X1}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ (L^2 - 2HK - W^2 + 2UV) - \{ -L(H+K) + W(U+V) \} \} \quad (X1)$$

$$\frac{d\theta_{Y1}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ -(-H^2 + K^2 + U^2 - V^2) - 3\{ -L(H-K) + W(U-V) \} \} \quad (Y1)$$

$$\frac{d\theta_{X2}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ -(L^2 - 2HK - W^2 + 2UV) - \{ -L(H+K) + W(U+V) \} \} \quad (X2)$$

$$\frac{d\theta_{Y2}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ (-H^2 + K^2 + U^2 - V^2) - 3\{ -L(H-K) + W(U-V) \} \} \quad (Y2)$$

$$\frac{d\theta_{X3}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ -(-H^2 + K^2 + U^2 - V^2) + 3\{ -L(H+K) + W(U+V) \} \} \quad (X3)$$

$$\frac{d\theta_{Y3}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ -(-L^2 - 2HK + W^2 + 2UV) + \{ -L(H-K) + W(U-V) \} \} \quad (Y3)$$

$$\frac{d\theta_{X4}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ (-H^2 + K^2 + U^2 - V^2) + 3\{ -L(H+K) + W(U+V) \} \} \quad (X4)$$

$$\frac{d\theta_{Y4}}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} \{ (-L^2 - 2HK + W^2 + 2UV) + \{ -L(H-K) + W(U-V) \} \} \quad (Y4)$$

Z 軸のまわりの回転は発生しないと仮定したが、これは後にのべるように (110)[001] 方位から (001)[110] 方位

に至る間ではX軸のまわりの回転⁽⁵⁾⁽⁷⁾, $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位の間ではY軸のまわりの回転⁽⁷⁾ が主になっているといえるからである。

III. 理論式の計算および実験結果との比較

1. ねじれ領域の回転率の計算

$(110)[00\bar{1}]$ 方位から $(001)[110]$ 方位に至る範囲において、ねじれ領域の $[1\bar{1}0]$ 軸(X軸), $[110]$ 軸(Y軸)のまわりの回転率を(X1)~(X4), (Y1)~(Y4) によって計算しその結果を Fig.4 に示す。

Fig.4 Rotation rates of twisted regions in the range from $(110)[00\bar{1}]$ to $(001)[110]$.

(Y1)~(Y4)はすべてゼロであるが、(X1)~(X4)は同図に示す値をもって、板幅方向に平行なX軸のまわりのねじれ領域の回転は四つのモードで起りうることがわかる。しかし実際には四つのモードが同時に活動するとは考え難い。今問題にしている冷延鋼板は多結晶体であるがために方位の異った隣接粒からの拘束力は大いと考えられる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。このことを考慮して低い回転率のモードの方が発生する機会が多いとすれば、ねじれ領域の回転方向はFig.4中の矢印に沿った回転率でかつその方向に回転していくことになる。 $(110)[00\bar{1}]$ 方位は準安定方位になっているが、この方位から僅かでもはずれるとX3, X4に従って負回転をはじめ $(110)[00\bar{1}]$ 方位から約10度回転した方位まで回転する。その後はX1が生じるとすれば負回転をしてこの回転は $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位まで続く。 $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位を過ぎると正回転になるので、結局ねじれ領域は $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位に集積することになる。回転率の高いモードが生じた場合にはそれぞれの回転率と方向に従って回転することになり、X軸のまわりの方位分散を与える原因になることはいうまでもない。

次に $(554)[22\bar{5}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位に至るR.D.- $60^\circ // [110]$ 軸(Y軸)のまわりに回転するねじれ領域の冷間圧延率に対する回転率を計算し Fig.5 に示す。DillamoreとKatoh⁽⁷⁾は $\langle 111 \rangle$ pencil glide system によって冷間

Fig.5 Rotation rates of twisted regions in the range from $(554)[22\bar{5}]$ to $(211)[01\bar{1}]$.

$$\cos \phi = H / \sqrt{H^2 + K^2}, \quad \cos \chi = \sqrt{66} L / 4$$

圧延中の結晶回転を計算した結果 $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位に小さい回転率で(本論文のほぼY軸のまわりに)結晶方位は回転することを見出している。したがって今注目すべき回転モードは $[110]$ 軸(Y軸)のまわりに $(554)[22\bar{5}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位に回転させるYモードについて考えればよい。Yモードの中でもっとも回転率の小さいものはY1である。

ここで二つの回転系列を組合せて考えてみると、X1によって $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位に向って回転したねじれ領域は、さらにX1とY1によって $(211)[01\bar{1}]$ 方位に向って回転を続けることになる。

$(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位の範囲の一部分においてY1よりも回転率が小さくてY1とは逆に $(211)[01\bar{1}]$ 方位から $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位への回転を与えるY4が存在する。しかしFig.5に示したように④通りのX4の回転率が大きいので、X4とY4の回転率をもつ④通りのねじれ領域は発生しにくいものと考えられる。

2. 実験結果と理論計算値との比較

$(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位に至るねじれ領域の回転はX1とY1とによってなされると考えられる。そこでX1とY1とによって作られる $(11, 11, 8)[4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ 方位から $(211)[01\bar{1}]$ 方位に至るskelton lineを求め、その線上での冷延圧下率に対するねじれ領域の回転率

文 献

- (1) 秋末 治, 高階喜久男: 金属学会誌, **36**(1972), 1124.
- (2) O. Akisue and K. Takashina: Trans. JIM, **14**(1973), 489.
- (3) J. L. Walter and E. F. Koch: Acta Met., **10**(1962), 1059.
- (4) H. Takechi, H. Kato and S. Nagashima: Trans. Met. Soc. AIME, **242**(1968), 56.
- (5) E. Furubayashi: Trans. ISIJ, **9**(1969), 222.
- (6) I. L. Dillamore, P. L. Morris, C. J. E. Smith and W. B. Hutchinson: Proc. R. Soc. London, A., **329**(1972), 405.
- (7) I. L. Dillamore and H. Katoh: BISRA Open Report, MG/39/71.
- (8) 阿部秀夫: 鉄と鋼, **52**(1966), 58.
- (9) M. Matsuo, S. Hayami and S. Nagashima: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, **11**(1971), 867.
- (10) H. Inagaki and T. Suda: Texture, **1**(1972), 129.

WC-20% Co 系超硬合金の耐酸化, 耐熱衝撃性に 及ぼす WC 粒度の影響*

鈴木 一雄** 藤原 鉄雄** 薄井 晋***

Kazuo Suzuki, Tetsuo Fujiwara and Susumu Usui: Effect of WC Grain Size on Oxidation- and Thermal Shock-Resistance of WC-20% Co Sintered Alloys.

The relations among oxidation resistance, thermal shock resistance and metallurgical structure parameters of WC-20% Co sintered alloys with different WC-grain sizes (3.8-14 micron-m) were investigated by means of oxidation tests in air at temperatures of 750 to 850°C, and using a newly developed thermal shock test apparatus. To evaluate the thermal shock resistance of these alloys, tests were carried out using an electro-spark discharge apparatus and measuring the total length of thermal crack produced 0.05 mm below the sparking surface. Structure parameters of WC-20% Co alloys were measured with the photomicrographs quantitatively.

The results obtained are as follows:

- (1) Oxidation process of WC-20% Co alloy is controlled by the OXIDE/METAL interfacial reaction. It obeys a linear law which has an apparent activation energy of 42.1 kcal/mol.
- (2) Oxidation resistance of these alloys depends mainly upon the cobalt content, which exists on the oxidation front surface, and upon the WC-grain size in the sintered structure.
- (3) Thermal shock resistance increases with increase in WC-grain size.

(Received April 14, 1975)

I. 緒 言

WC-Co 系超硬合金は, 切削工具材料として現在極めて広い分野で使用されており, これらの材料強度, あるいは合金組成に関する研究もこれまで多数なされている^{(1)~(3)}.

最近, 超硬合金の特性, とくに(i)耐摩耗性が良好なことで, (ii)高硬度, 高剛性率などが注目され, 高温用金型材料, 熱間圧延用ロール材料への応用, その他の実用化研究が活発になりつつある. 前述のごとき高温用途に注目すれば, 材料強度のみならず, 耐酸化性, 耐熱衝撃特性が極めて重要な因子として close-up される. これまで, 超硬合金に関するこれらの特性の系統的な研究は, あまりなされていない^{(4)~(6)}.

本報では, 将来大幅な用途の拡大が期待される熱サイクルを含んだ高温使用条件下での, WC-Co 系合金の耐酸化

および耐熱衝撃特性を評価し, これらの特性と焼結組織中の WC 粒径との関係を明確にすることを目的とし, つぎの実験を行った.

II. 実験方法

1. 原料粉末

平均粒径の異なる 4 種類の WC 粉末 (2~13 μ) および平均粒径 1.4 μ の還元 Co 粉末を用いた. 粉体物性値を Table 1 に示し, 代表的な粉末形態の S.E.M. 写真を Photo. 1 に示す.

原料 WC 粉末の平均粒径は, Table 1 に示すごとく 3 種の方法により測定した. 沈降法による測定 (Method III) では, 分散液として 27°C のエチレングリコールを用い, 5 μ 以下は, 遠心分離法を併用して短時間に測定し, 環境

** 東京芝浦電気株式会社総合研究所 (Toshiba R/D Centre, Tokyo Shibaura Electric Co., Ltd., Kawasaki)

*** 東芝タンガロイ株式会社川崎工場 (Kawasaki Works, Toshiba Tungaloy Co., Ltd., Kawasaki)

* 1974 年 11 月金属学会東大阪大会に発表