

## 論 文

UDC 669.14.018.252.3 : 669.14-492.2 : 621.762.224 : 669.112.227.346 :  
669.112.227.343 : 669.111.3

## 高速度工具鋼の水アトマイズ粉末の性状について\*

滝沢貴久男\*\*・土居 陽\*\*\*・田村 今男\*\*\*\*

## Some Properties of High-Speed Tool Steel Powders Atomized with Water

Kikuo TAKIZAWA, Akira DOI, and Imao TAMURA

## Synopsis:

Martensite, residual austenite and, carbides in the powders of two kinds of high-speed tool steels, SKH 57 and SKH 9 (JIS) atomized with water were examined in as-atomized state and tempered states mainly by means of X-ray diffraction analysis. The main results are as follows:

(1) There is more residual austenite in the powders in as-atomized state than in conventionally solidified and quenched high-speed steel. The lattice parameters of both martensite and austenite in the powders are larger, and the tetragonality of martensite is smaller than that estimated from their carbon content, because of high supersaturation of alloying elements.

(2) By tempering of powders at 300°C, the lattice parameter and tetragonality of martensite are decreased, but the residual austenite is still stable. By tempering at 550°C, alloy carbides in MC-type are precipitated and the amount of residual austenite is decreased.

(3) Internal stress measured by a line broadening in X-ray diffraction profile is not high in the as-atomized state, and increase with secondary hardening during tempering. It corresponds to the secondary hardening behaviour of the steels.

(5) Alloy carbides (MC+M<sub>6</sub>C) are distributed in network in as-atomized powders. The network is gradually broken down by tempering at 550°C, and at 750°C the carbides are spheroidized and transformed into M<sub>6</sub>C, while a small amount of MC is still remained.

## 1. 緒 言

高速度工具鋼を熔融状態から急冷凝固させて得られる粉末は、普通一般に行なわれている溶解法により製造される高速度工具鋼に比較して異なる性質を有するであろうと考えられる。急冷凝固高速度工具鋼粉末中の晶出炭化物の組成及びその分布状態に関する詳細な報告<sup>1)</sup>はなされていないが、母相の性状に関する報告は見当たらない。高速度工具鋼の有する特色の1つとして2次硬化現象があるが、2次硬化は母相の硬化によるものであり、1次炭化物はほとんど関与しない<sup>2)~5)</sup>。

本研究はこれらの問題点に着目し、急冷凝固高速度工具鋼粉末の母相がいかなる性状を有しているか、また、それが2次硬化にともないいかなる変化を示すかを中心として検討することを目的とした。試片としてSKH9、

SKH57 を取り上げて、それらの水アトマイズ直後より焼戻しの各過程における母相マルテンサイトと残留オーステナイトの変化、並びにそれらの焼もどしによる分解過程を炭化物の組成および分布状態と対応させながら検討したものである。

## 2. 実験方法

Table 1 に示すごとき化学組成を有する水アトマイズ粉末を試料として用いた。粉末はすべて不規則な形状を有し、大きさは 100 mesh 以下である。これらの粉末を水アトマイズ状態より 300, 550, 750°C の各温度で 4 min~24hr の焼戻し後、空冷を行なった。また、水アトマイズ状態より再度 1 230°C および 1 300°C のオーステナイト化温度に加熱保持後水冷、油冷、および空冷を行なった。熱処理はすべて粉末をシリカチューブのカブ

\* 昭和48年4月本会講演大会にて一部発表 昭和50年5月26日受付 (Received May 26, 1975)

\*\* 京都大学工学部研究生 (現:三洋自動販売機(株)(Kyoto University))

\*\*\* 京都大学工学部研究生 Ph.D (現:住友電気工業(株)(Kyoto University))

\*\*\*\* 京都大学工学部 工博 (Dept. of Technology, Kyoto University, Yoshidahonmachi, Sakyo-ku, Kyoto 606)

Table 1. Chemical compositions of atomized powders (wt%).

	C	Si	W	Cr	Mo	V	Co	O <sub>2</sub>
SKH 57	1.24	0.58	10.0	4.2	3.6	3.5	10.0	0.53
SKH 9	0.86	0.38	6.5	4.0	5.3	1.9	—	0.81

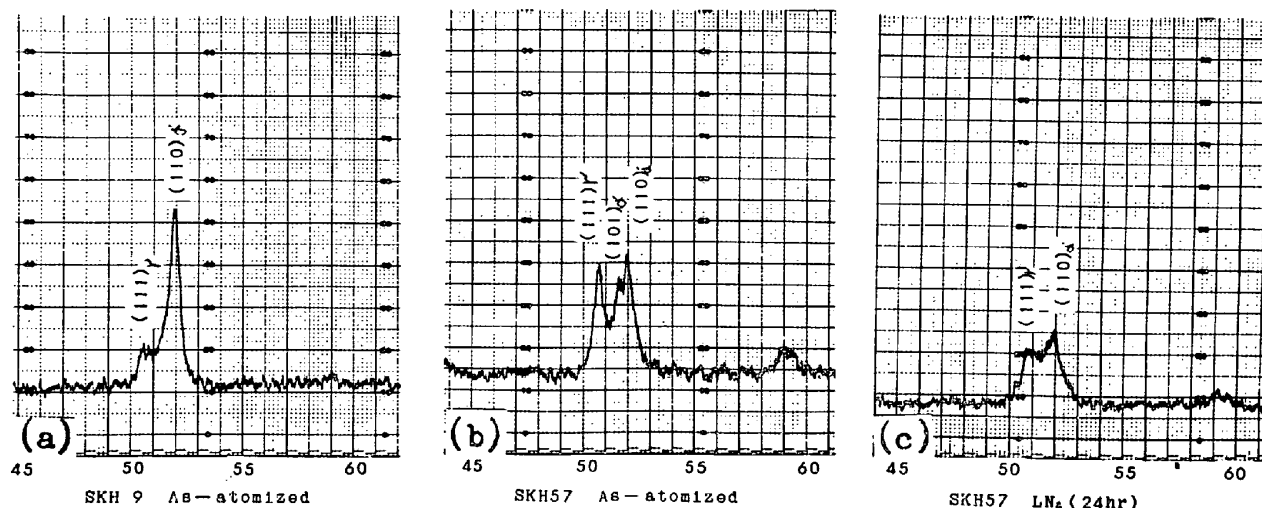


Fig. 1. X-ray diffraction profile of high-speed steel powders atomized with water.

セル中に真空封入して行ない、カプセルのまま焼入などの処理を行なつた。しかし、水焼入についてのみ水中に投入した瞬間にカプセルを破壊した。これらの粉末試料に対して Diffractometer による X 線回折 (Co-K<sub>α</sub>) を行ない、母相マルテンサイトからの回折線の広がり (broadening)、残留オーステナイトの有無、格子定数を求めた。回折強度曲線の broadening の測定は、マルテンサイトの (110), (200), (211), (220) のおのおのについて fixed time 法で step scanning<sup>6)</sup>した。また、この測定に用いた粉末の大きさは約 30 μ である。さらに上記の各粉末試料を室温の HCl 水溶液 (1:1) 中に 20 hr 浸漬して、溶解残渣により採取した炭化物の同定を X 線回折により行なつた。粉末の顕微鏡組織観察ならびに EPMA による合金元素の分布状態と組織を対比させ検討を加えた。

### 3. 実験結果および考察

#### 3-1 水アトマイズのままの粉末母相

Fig. 1 に SKH9 および SKH57 高速度工具鋼の水アトマイズ粉末の X 線回折結果を示す。SKH57 は水アトマイズ状態では多量の残留 γ を有し、この残留 γ はサブゼロ処理後もほとんど変態せず安定である。すなわち Fig. 1 (c) において (111)<sub>r</sub> と (110)<sub>a</sub> のピークの相対的な高さの関係は Fig. 1 (b) とあまり変っていない。この SKH57 水アトマイズ粉中の残留 γ の格子定数を

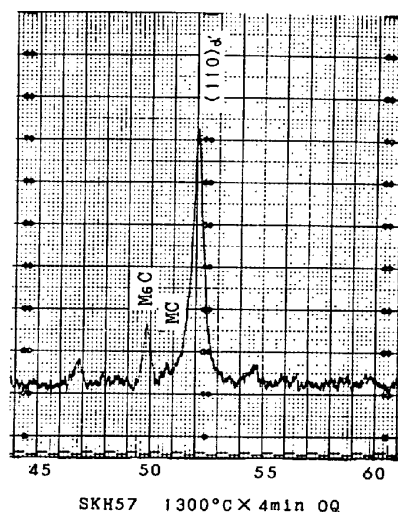


Fig. 2. X-ray diffraction profile of high-speed steel powders after heated at 1300°C for 4 min and quenched into oil.

Nelson-Riley 外挿法<sup>15)</sup>により求めると 3.617Å となり普通より大きい。この粉末をオーステナイト域 (例えば 1300°C × 4 min 保持) に加熱後急冷 (油冷) すれば残留 γ はほとんど消失し、マルテンサイトになる (Fig. 2 参照)。すなわち、アトマイズ粉は非常に過飽和な合金元素を固溶しているため、オーステナイトが安定化して残留 γ が多いためであろう。これを 1300°C 付近に再加熱し普通の溶解高速度工具鋼の熱処理と同程度の過飽和度に達すれば、冷却によつてほとんど完全にマルテンサイト

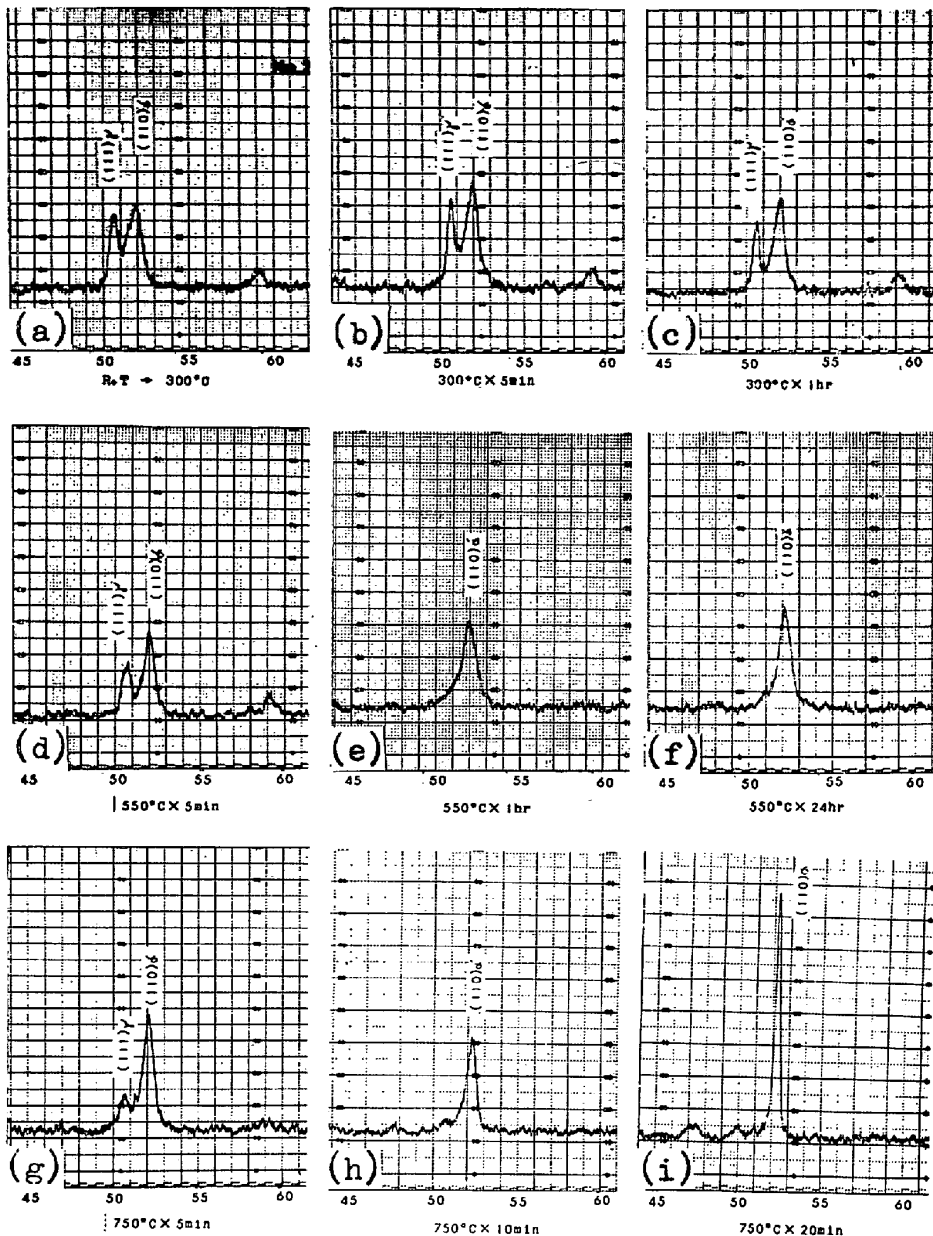


Fig. 3. X-ray diffraction profile of atomized powders of SKH57 steel tempered at 300°C, 550°C and 750°C for various holding times.

に変態する。

SKH57 水アトマイズ粉のマルテンサイトには正方晶性 (tetragonality) により生じたと思われる  $(101)_{\alpha'}$  と  $(110)_{\alpha'}$  の分離 (split) がみられ (Fig. 1 (b)), このスプリットから算出したマルテンサイトの軸比  $c/a$  ( $a=2.865\text{\AA}$ ,  $c=2.900\text{\AA}$ ) は 1.012 で、このとき固溶していると考えられる固溶炭素量 (溶融状態から急冷しているため、少なくとも 0.5% C 以上と考えられる<sup>16)\*</sup>) に比

して小さな値を示した。すなわち 0.5% C では  $c/a$  は約 1.025<sup>17)\*\*</sup> となり、これにくらべて小さい。この理由としては、炭素原子の規則配列によるマルテンサイトの格子歪の方向性が Mo, W, Cr, V, Co 等の合金元素のマルテンサイト格子への不規則置換による固溶、あるいは規則置換による固溶により生じた格子歪の効果により相殺されたと見ることができ、特殊な合金元素が多量に含まれると、それが置換型原子であつても置換の仕方 (規則格子) によつて bct マルテンサイトが得られ

\* 18-4-1 型高速度工具鋼を 1300°C 付近に加熱して、この温度から焼入すれば  $\gamma$  は約 0.7% C を含むといわれている<sup>16)</sup>。本実験の SKH57 は溶融状態から急冷凝固させているので普通溶解材よりも過飽和度が大きく、 $\gamma$  および  $\alpha'$  の固溶炭素量は少なくとも 0.5% あるいはそれ以上と考えられる。

\*\* 0.5% C における  $c/a=1.025$  の値は炭素鋼マルテンサイトの値<sup>17)</sup> である。置換型固溶体では、特別に規則格子を作らない場合のマルテンサイトの  $c/a$  は C 量に比例するとみてよい。

る<sup>17)</sup>こともあり、また、矢島ら<sup>18)</sup>によると Fe-Co-W や Fe-Co-Mo 系の過飽和フェライトが焼もどしによりスピノーダル分解をおこす可能性があり、その結果生成した Co-富化相は規則化していることも考えられる。不規則固溶体であつてもある程度格子歪を緩和するような配列も可能であろう。本研究における水アトマイズ高速度工具鋼でも Co, Mo, W など置換型合金元素による何らかの作用が働いていることも考えられるが、析出炭化物の回折プロファイルへの影響が多であつたため解析が難しく、今後の検討が必要である。しかし、これらの高速度工具鋼粉末におけるスピノーダル分解の可能性についてはあとで少し触れる。

Fe-C 系における  $(101)_{\alpha'}$  と  $(110)_{\alpha'}$  のスプリット回折角を計算により求めると、 $\text{Co-K}\alpha$  に対してはそれぞれ  $2\theta_{101\alpha'} \approx 51^\circ 22'$ ,  $2\theta_{110\alpha'} \approx 52^\circ 54'$  となり、SKH57 高速度工具鋼水アトマイズ粉のマルテンサイトの回折角は合金元素固溶のためにそれらよりかなり格子定数が大きくなり、低角度側にシフトしていることが Fig. 1 からわかる ( $2\theta_{110\alpha'}$  では  $54'$  だけ低角へシフトしている)。

### 3.2 粉末母相の比較と焼もどしによる変化

Fig. 3 は SKH57 水アトマイズ高速度工具鋼粉末を 300, 550, 750°C の各温度域にて焼もどしを行ない、X線回折を行なつた結果である。(a)は300°Cまで5minで加熱し、その温度になつた直後に空冷したものである。300°Cの焼もどしにおいては Fig. 3(a)~(c) に示すごとく  $(110)_{\alpha'}$  のピーク位置およびスプリットに変化が見られ、スプリットは焼もどし時間とともに不明瞭となり、1hrの焼もどしではほぼ消失する。すなわち正方晶性が消失する。 $(110)_{\alpha'}$  のピーク位置は焼もどし時間につれて高角度側にシフトして格子定数も小さくなつてゆくことがわかる。しかしながら残留  $\gamma$  にはほとんど変化が見られない。マルテンサイトピーク位置の変化からみてもこの温度ですでにマルテンサイト中の炭素は拡散して炭化物として析出しつつあるが、 $\gamma$  がなお安定であるのは、 $\gamma$  の炭素固溶度が大きく置換型合金元素は 300°C ではあまり拡散せず安定化に大きく寄与していると考えてよい。

550°Cの焼もどしにおいては Fig. 3(d)~(f) に示すごとくスプリットは短時間で不明瞭になり、残留  $\gamma$  も時間とともに減少し 1hr でほぼ消失する。24hrの焼もどしによつて残留  $\gamma$  は完全に消失し、 $(110)_{\alpha'}$  ピーク位置は高角度側に約  $10'$  シフトしている。また MC 炭化物のピークも認められる。 $(110)_{\alpha'}$  ピークのシフトは MC 炭化物の微細析出による二次硬化による格子歪のためと思われる。しかし、このような微細析出粒子が MC で

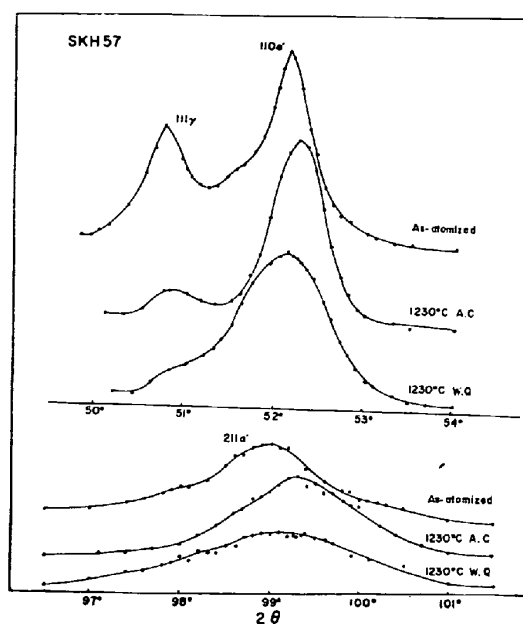


Fig. 4.  $(110)_{\alpha'}$  and  $(211)_{\alpha'}$  reflections of martensite in SKH57 steel powders as water atomized state and the states after heated at 1230°C and quenched into air or water for atomized powders.

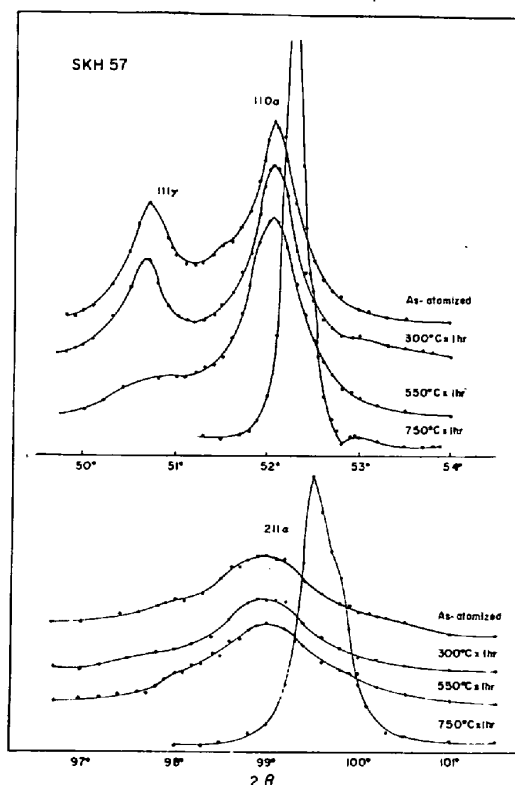


Fig. 5.  $(110)_{\alpha'}$  and  $(211)_{\alpha'}$  reflections of martensite in SKH57 tempered at 300°C, 550°C and 750°C for 1hr.

あつても、X線ピークとして現われるとは考えにくいので Fig. 3(f)で認められる MC ピークは多分アトマイ

ズのまま存在するMC炭化物であろう。残留 $\gamma$ が無くなつたので認めやすくなつたものと思われる。750°Cの焼もどしにおいては Fig. 3 (g)~(i) に示すごとく 10 min 後で残留 $\gamma$ および (110) $\alpha'$  のスプリットが消失し、20 min 後には $\alpha$ ピークがシャープとなり、(110) $\alpha'$ の位置もフェライトのそれとほぼ一致する。マルテンサイトの軸比  $c/a$  ( $c=2.871\text{Å}$ ,  $c=2.877\text{Å}$ ) も 1.001 となり立方晶になる。

Fig. 4 および Fig. 5 は母相マルテンサイトの性状をより詳細に調べるために Fixed time により step scanning を行ない、(110) $\alpha'$  と (211) $\alpha'$  のX線回折プロファイルを示す。Fig. 4 は水アトマイズ後およびその後 $\gamma$ 域に加熱保持して空冷あるいは水冷した SKH 57 高速度工具鋼水アトマイズ粉の回折プロファイルを示す。アトマイズのままの粉末は、 $\gamma$ 域から空冷あるいは水冷したものよりも (110) $\alpha'$  と (211) $\alpha'$  の積分幅が小さいことがわかる (Fig. 7 参照)。Fig. 4 の回折プロファイルから判断すると、水アトマイズのままの粉末はアトマイズ後 $\gamma$ 域から空冷あるいは水冷したものよりも内部歪 (格子歪) が小さいと考えられる。前述のようによつて過飽和に固溶した合金元素によつて却つて格子歪が緩和されているのかも知れない。

Fig. 5 は上記水アトマイズ粉末を 300, 550, 750°C の各温度で 1 hr 焼もどしを行なつたものの回折プロファイルを示す。(110) $\alpha'$  と (211) $\alpha'$  の積分幅は 550°C × 1 hr の焼もどしでは水アトマイズ後のそれより増大し、750°C × 1 hr の焼もどしでは逆に減少していることがわかる。

なお、Fig. 5 においてスピノーダル分解にもとづくサイドバンドと思われるような反射を 750°C/1hr (110) $\alpha$  近傍に認めることができるが、規則的な変化を確認できなかった。

マルテンサイト鋼のX線回折幅の broadening に与える因子には、大別すれば内部歪効果 (双晶, 積層欠陥, 整合歪などによる) と微粒子効果 (結晶粒度) が考えられ<sup>8)9)</sup>, 通常 2 つの因子が重なり合つて積分幅  $\beta$  は次式で表わされる<sup>10)11)</sup>。

$$\beta \cdot \cos \theta = (\beta_s + \beta_e) \cdot \cos \theta \\ = \frac{k\lambda}{t} + 2\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \cdot \sin \theta$$

ここで、 $\beta$  : 積分幅 (rad.)

$\beta_s$  : 積分幅の内部歪による項

$\beta_e$  : 積分幅の微粒子効果歪による項

$k\lambda$  : 定数 ( $k \approx 1$ ,  $\lambda = X$ 線波長)

$t$  : X線干渉の厚さ (粒度)

$\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$  : 平均内部歪

したがつて、 $\beta \cdot \cos \theta$  を  $\sin \theta$  に対してプロットすることにより直線関係が成立すれば、その勾配から内部歪  $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$  が、切片より粒度  $t$  が求まることになる。しかし、高速度工具鋼はこのように多成分高合金鋼であり、したがつて析出炭化物による回折が母相マルテンサイトの回折プロファイルに影響をおよぼすため正確な回折幅の測定が困難であるが、それらの影響により生ずるであろう誤差を考慮しても、水アトマイズ粉のX線回折結果からの  $\beta \cdot \cos \theta$  対  $\sin \theta$  のプロットには直線関係が成立しない。

Step scanning 法によりマルテンサイトの (110) $\alpha'$ , (200) $\alpha'$ , (211) $\alpha'$ , (220) $\alpha'$  回折角から得られた  $\beta$  の値を用いて、 $\beta \cos \theta$  対  $\sin \theta$  をプロットした結果では、SKH57 および SKH9 水アトマイズ粉末に関してはすべての回折角で SKH57 は SKH9 に比較して回折幅が広く、内部歪が大きく、歪の異方性のため  $\beta \cos \theta$  と  $\sin \theta$  の間に直線関係は見られなかつた。このマルテンサイトの内部歪の相違は W, Co に起因する歪効果が原因すると考える。

Fig. 6 は SKH57 について水アトマイズのままおよびアトマイズ後 1230°C × 4 min 加熱保持後水冷および空冷した粉末に関して得られた  $\beta$  を用いて、 $\beta \cdot \cos \theta$  対  $\sin \theta$  をプロットしたものである。水アトマイズ粉は他に比較して (110) $\alpha'$ , (200) $\alpha'$ , (211) $\alpha'$ , (220) $\alpha'$  のすべての回折角で  $\beta$  が小さい。これは Fig. 4 の説明において述べたことである。

SKH57 粉末を焼もどしても、550°C 以下ではアトマイズのままとほとんど同程度に回折幅が広く、直線的で

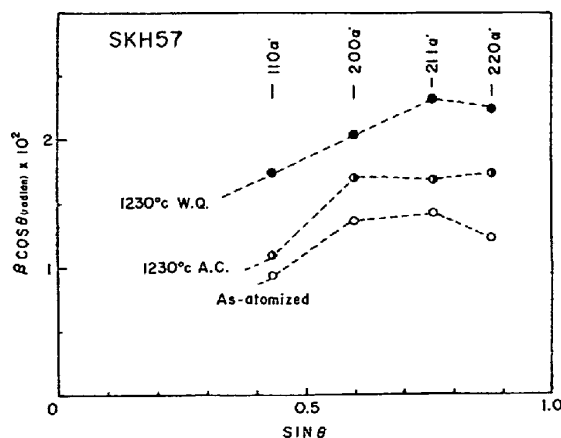


Fig. 6. Variation of integral width ( $\beta \times \cos \theta$ ) with  $\sin \theta$  of martensite lines for various heat treatment of SKH57 steel powders atomized with water.

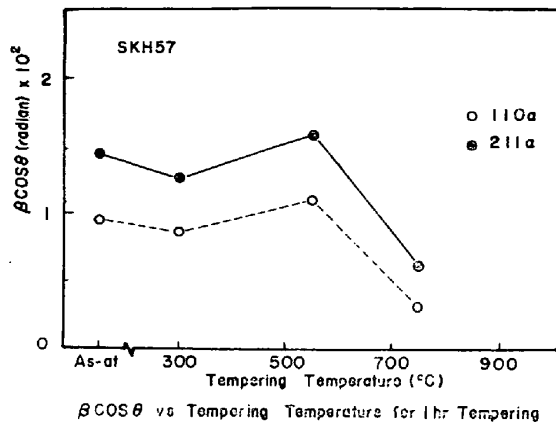


Fig. 7. Variation of integral width ( $\beta \times \cos \theta$ ) with tempering temperature for 1 hr of SKH57 steel powders atomized with water.

はなかつた。750°C × 1hr 焼もどしを行なった場合のみ回折幅がせまく、 $\beta \cos \theta$  対  $\sin \theta$  のプロットに直線関係が大体成立する。したがって、この場合は析出炭化物の粗大化にともなう整合ひずみの減少と、 $\alpha' \rightarrow \alpha$  化および再結晶にともなう格子歪の減少によるためと考えられる。

Fig. 7 は等時時効\* による (110) $\alpha'$  および (211) $\alpha'$  からの  $\beta$  の焼もどし温度による変化を SKH57 水アトマイズ粉について示すものである。Fig. 3 の説明において述べたように、300°C 焼もどしによる  $\beta$  の減少は固溶炭素の炭化物としての析出による格子歪の減少、550°C での  $\beta$  の増加は析出 2 次炭化物による整合歪の寄与、750°C における  $\beta$  の減少は 2 次炭化物の粗大化にともなう整合歪の減少とマルテンサイトのフェライトへの完全分解によるものと考えてよい。SKH57 を含め高速度工具鋼の 2 次硬化ピークが 550°C 内外の焼もどしにより得られる事実は、本研空の結果とよい対応を示している。

Fig. 8 は 550°C および 750°C での等温時効による  $\beta$  の時効時間にもなう変化を (110) $\alpha'$  から求めて示したものである。550°C の等温時効では約 2 hr の時効で  $\beta$  の極大値が得られるが、この  $\beta$  の変化は合金炭化物による等温析出硬化挙動<sup>19)</sup>と きわめてよい対応を示す。750°C では  $\beta$  は時効時間とともに単調に減少するのみであることがわかる。

これらの結果から、水アトマイズ粉の焼もどし 2 次硬化現象の挙動は、一般に高速工具鋼にみられる焼入、焼もどしの 2 次硬化挙動とほとんど同じである。

### 3.3 X線回折による炭化物の同定

Table 2 は SKH9 及び SKH57 水アトマイズ粉の

\* 種々の温度に一定時間時効する処理 (isochronal tempering)。

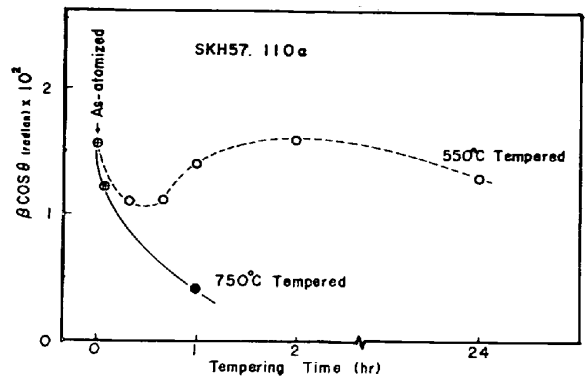


Fig. 8. Variation of integral width ( $\beta \times \cos \theta$ ) with holding time during tempering of SKH57 steel powders atomized with water.

アトマイズしたまま、SKH57 アトマイズ粉を 1 230°C 4 min 加熱保持後油冷したときの X 線回折結果である。アトマイズ粉を HCl 水溶液で溶解した残渣の回折結果も同時に示す。水アトマイズ粉の晶出一次炭化物は SKH9, SKH57 とともに  $MC + M_2C$  型で、 $M_6C$  型は認められない。SKH9 については新井ら<sup>1)</sup>の報告と一致している。しかし、アトマイズ後 1 230°C に加熱冷却した SKH57 の炭化物は  $MC + M_6C$  で、 $M_2C$  は認められなかつた。このことは高温で不安定な  $M_2C$  が安定な  $M_6C$  へ遷移し、 $MC$  と  $M_6C$  はそのまま室温にもちきたされたものと考えられることができる。

1 300°C から焼入した SKH9 および SKH2 の析出炭化物から  $M_2C$  は認められないとの報告<sup>12)</sup>もあり、また普通溶解高速度工具鋼の焼もどし炭化物反応については佐藤ら<sup>13)14)</sup>によつて詳細に研究されているが、Table 3 に SKH57 アトマイズ粉を 300°C, 550°C でおのおの 1hr, 750°C × 24hr 焼もどした場合の X 線回折結果を示す。析出炭化物は 300°C, 550°C (550°C × 24hr の焼もどしでも析出炭化物は同一であつた。) 焼もどしではアトマイズのままと同じ  $MC + M_2C$  であるが、750°C になると  $M_2C$  が消失 (750°C × 4 min 焼もどしでも  $M_2C$  は検出されなかつた。) して  $MC + M_6C$  になる。

これらの結果から判断しても、 $M_2C$  はすでに 750°C で不安定であるが  $MC$ ,  $M_6C$  はきわめて安定であることがわかる。

### 3.4 組織観察

Photo. 1 は SKH9 および SKH57 の水アトマイズ粉およびアトマイズ後  $\gamma$  域に加熱油冷した粉末の光学顕微鏡組織である。アトマイズ粉の結晶粒は非常に微細で、特に SKH57 は炭化物が均一な網目状にセルを形成していることが Photo. 1 (a) からわかる。SKH9 も同様にセル状の凝固組織を呈している。アトマイズ後、粉末を

Table 2. X-ray diffraction line spacing and intensity of high-speed steel powders and their carbides extracted.

SKH 57 As-atomized					SKH 57 As-atomized (HCl extract)				
Peak No.	2θ	d	I	Phase	Peak No.	2θ	d	I	Phase
1	43°36'	2.410	W	M <sub>6</sub> C	1	41°20'	2.537	VW	M <sub>2</sub> C
2	50°42'	2.090	S	γ MC	2	43°48'	2.399	W	MC
3	51°36'	2.056	S	α' (101)	2	47°20'	2.22	VW	M <sub>2</sub> C
	42'	2.052		4	50°42'	2.090	S	MC (γ)	
	45'	2.050		5	51°57'	2.043	S	α'	
	56'	2.043		6	59°00'	1.817	VW	MC	
4	52°48'	2.013	VW		7	59°12'	1.810	VW	γ
5	59°00'	1.817	W	γ	8	74°48'	1.473	VW	MC
	24'	1.806							
SKH 57 1 230°C O. Q.					SKH 9 As-atomized (HCl extract)				
Peak No.	2θ	d	I	Phase	Peak No.	2θ	d	I	Phase
1	37°48'	2.763	W	M <sub>6</sub> C	1	41°18'	2.538	W	M <sub>2</sub> C
2	41°24'	2.532	W	M <sub>6</sub> C	2	43°42'	2.422	W	MC
3	43°30'	2.415	S	MC	3	47°36'	2.218	W	M <sub>2</sub> C
4	46°44'	2.256	S	M <sub>6</sub> C	4	50°48'	2.086	W	MC
5	49°48'	2.126	S	M <sub>6</sub> C	5	74°48'	1.473	VW	MC
6	50°42'	2.090	W	MC					
7	52°06'	2.038	S	α'					
8	54°36'	1.951	W	M <sub>6</sub> C					

オーステナイト化 (1 230°C, 1 300°C) して焼入すると結晶粒が成長し, M<sub>6</sub>C 炭化物を析出して一般の焼入れ組織 (溶解材の焼入れ組織) に似ているが, M<sub>6</sub>C 炭化物の分布は溶解材よりも微細で均一である (Photo. 1 (b) (c) (f) (g) 参照).

Photo. 2 は SKH57 アトマイズ粉を 300~750°C で各時間焼もどした組織である. セルは 300°C × 1hr および 550°C × 10 min の焼もどしではまだ明りようであるが, 550°C × 1hr でほぼ分解して不明りようになる. 750°C 焼もどしでは室温からその温度までの加熱 (昇温時間 4 min) ですでに分解が始まり, さらに焼もどし時間を 1 hr, 24 hr と長くすると粒界に拡がっていた炭化物は完全に分解凝集して球状化し, MC + M<sub>6</sub>C へと遷移してゆく.

以上のように高速度工具鋼の水アトマイズ粉はその母相の性状, 晶出炭化物および組織的にも種々の興味ある特性をもっていることが明らかになった.

#### 4. 結 言

水アトマイズによる SKH9, SKH57 高速度工具鋼粉末の母相の性状, 晶出一次炭化物等について次の結論を

得た.

(1) 水アトマイズされたままの粉末母相中の残留 γ およびマルテンサイトの格子定数が大きく, 残留 γ の量が多く, マルテンサイトの正方晶性はその炭素量で予測される値よりも小さい. 合金元素が過飽和に多量に固溶しているようである.

(2) 300°C での焼もどしによつてマルテンサイトの格子定数は下り, 正方晶性も低下して, マルテンサイトから過飽和炭素が析出してゆく. しかし残留 γ はなお安定である. 550°C 以上はなると MC 型合金炭化物の析出による 2 次硬化をおこし, 残留 γ も減少する.

(3) X線の回折線 broadening (β) から内部歪 (格子歪) を測定すると, 水アトマイズのままでは格子歪はそれほど大きくない. これは過飽和に固溶している合金元素の格子歪緩和作用によるのかも知れない. 焼もどしによる 2 次硬化をおこすと格子歪は大きくなり, 過時効軟化にともない減少する. β の変化は 2 次硬化挙動とよく対応する.

(4) アトマイズのままの粉末中の炭化物は MC + M<sub>2</sub>C であり, 550°C までの焼もどしでは変化しないが, 750°C になると急速に M<sub>6</sub>C + (MC) となる.

Table 3. X-ray diffraction line spacing of SKH 57 steel powders tempered at various conditions and their carbides extracted.

SKH 57 300°C×1hr					SKH 57 300°C×1hr (HCl extract)				
Peak No.	2θ	d	I	Phase	Peak No.	2θ	d	I	Phase
1	41°24'	2.532	VW	M <sub>2</sub> C	1	41°24'	2.532	VW	M <sub>2</sub> C
2	43°36'	2.410	VW	MC	2	43°48'	2.399	S	MC
	44°00'	2.389			3	45°40'	2.310	W	MC
3	50°06'	2.114	W		4	47°32'	2.221	W	M <sub>2</sub> C
4	50°36'	2.094	S	γ. MC	5	50°48'	2.086	S	MC
	51°00'	2.079	M		6	75°00'	1.470	W	MC
5	51°24'	2.064	VW S	α'					
	52°06'	2.038							
6	52°48'	2.013	W						
7	53°28'	1.989	VW						
8	54°06'	1.968	VW						
9	57°18'	1.866	VW						
10	59°10'	1.813	W						
SKH 57 550°C×1hr					SKH 57 550°C×1hr (HCl extract)				
Peak No.	2θ	d	I	Phase	Peak No.	2θ	d	I	Phase
1	41°20'	2.537	VW	M <sub>2</sub> C	1	41°24'	2.532	W	M <sub>2</sub> C
2	43°48'	2.399	W	MC	2	43°42'	2.405	S	MC
3	47°32'	2.221	VW	M <sub>2</sub> C	3	47°32'	2.221	W	M <sub>2</sub> C
4	50°48'	2.079	S	γ (MC)	4	50°48'	2.086	S	MC
5	52°00'	2.041	S	α	5	74°48'	1.473	S	MC
6	74°46'	1.475	VW	MC					
SKH 57 750°C×24hr					SKH 57 750°C×24hr (HCl extract)				
Peak No.	2θ	d	I	Phase	Peak No.	2θ	d	I	Phase
1	37°56'	2.754	W	M <sub>6</sub> C	1	37°56'	2.754	W	M <sub>6</sub> C
2	41°28'	2.556	W	M <sub>6</sub> C	2	41°30'	2.557	W	M <sub>6</sub> C
3	43°24'	2.420	VW	MC	3	43°48'	2.399	W	MC
4	42'	2.405	VW	MC	4	46°54'	2.249	S	M <sub>6</sub> C
5	46°54'	2.249	M	M <sub>6</sub> C	5	50°00'	2.118	S	M <sub>6</sub> C
6	49°56'	2.120	S	M <sub>6</sub> C	6	50°48'	2.086	W	MC
7	51°00'	2.079	VW	MC	7	52°24'	2.074	W	α
8	52°24'	2.027	VS	α	8	54°42'	1.948	W	M <sub>6</sub> C
9	54°42'	1.948	W	M <sub>6</sub> C	9	59°42'	1.798	VW	M <sub>6</sub> C
					10	74°48'	1.473	VW	MC



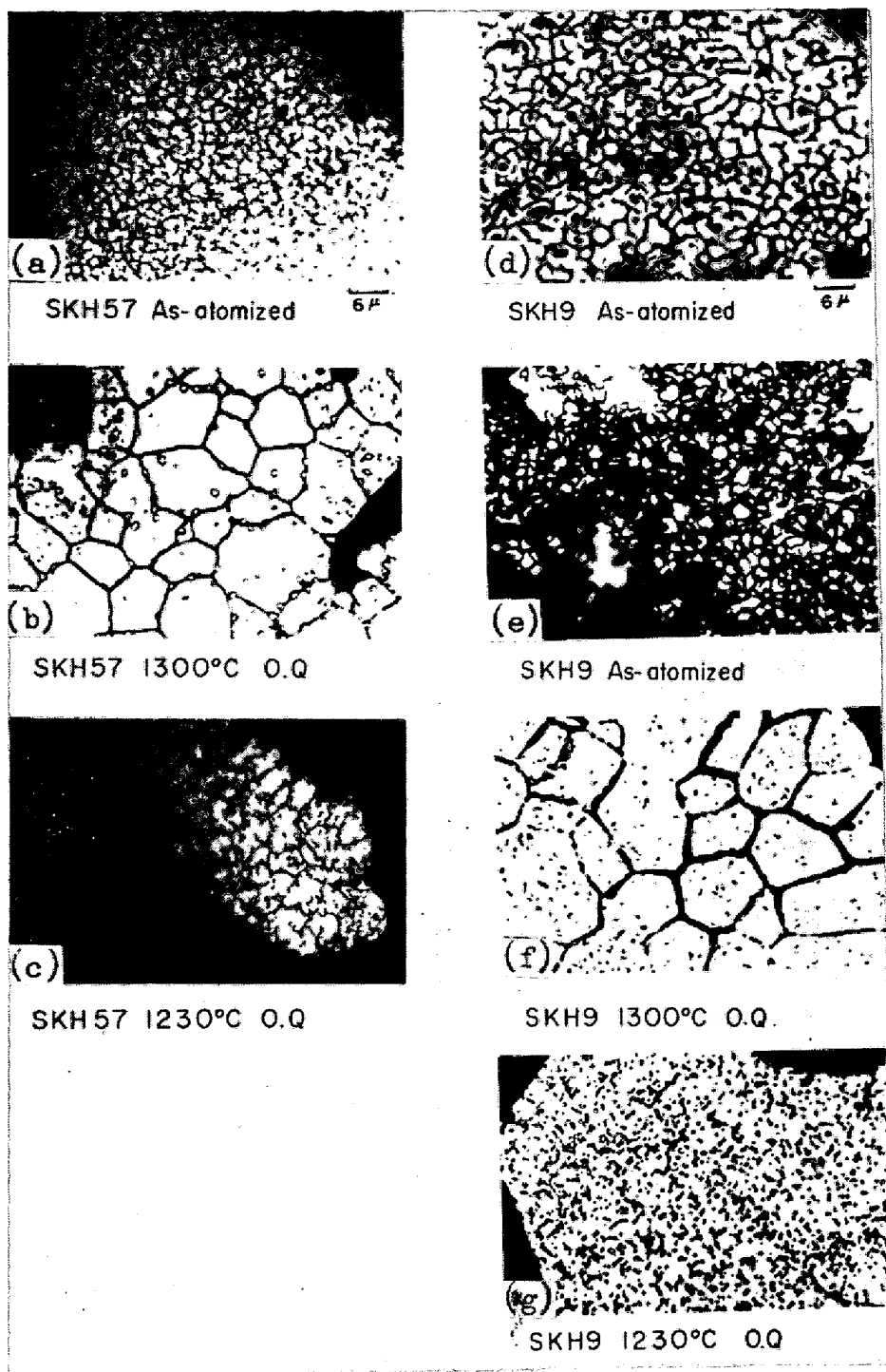


Photo. 1. Microstructures of high-speed steel powders. Etchant : Nital

(5) これらの合金炭化物はセル状(網目状)になっているが、550°C 1hrの焼もどしではセルが次第に消え、750°C 1hrでは完全に消滅して球状化している。

終りに本研究に対し御支援頂いた住友電気工業(株)第二研究部に対し感謝いたします。

#### 文 献

1) 新井, 小松: 鉄と鋼, 58(1972), p. 899

2) P. LECKIE-EWING, W. A. JACOBSEN: Metal. Trans., 1(1970), p. 1472

3) 平野訳: 鉄鋼物性工学入門, (1968), p. 238, 共立出版社

4) 鋼の熱処理(日本鉄鋼協会編), (1967), p. 503, 丸善

5) K. Kuo: JISI, 184(1956), p. 258

6) 佐藤, 大島, 西山: 日本金属学会誌, 29(1965), p. 497

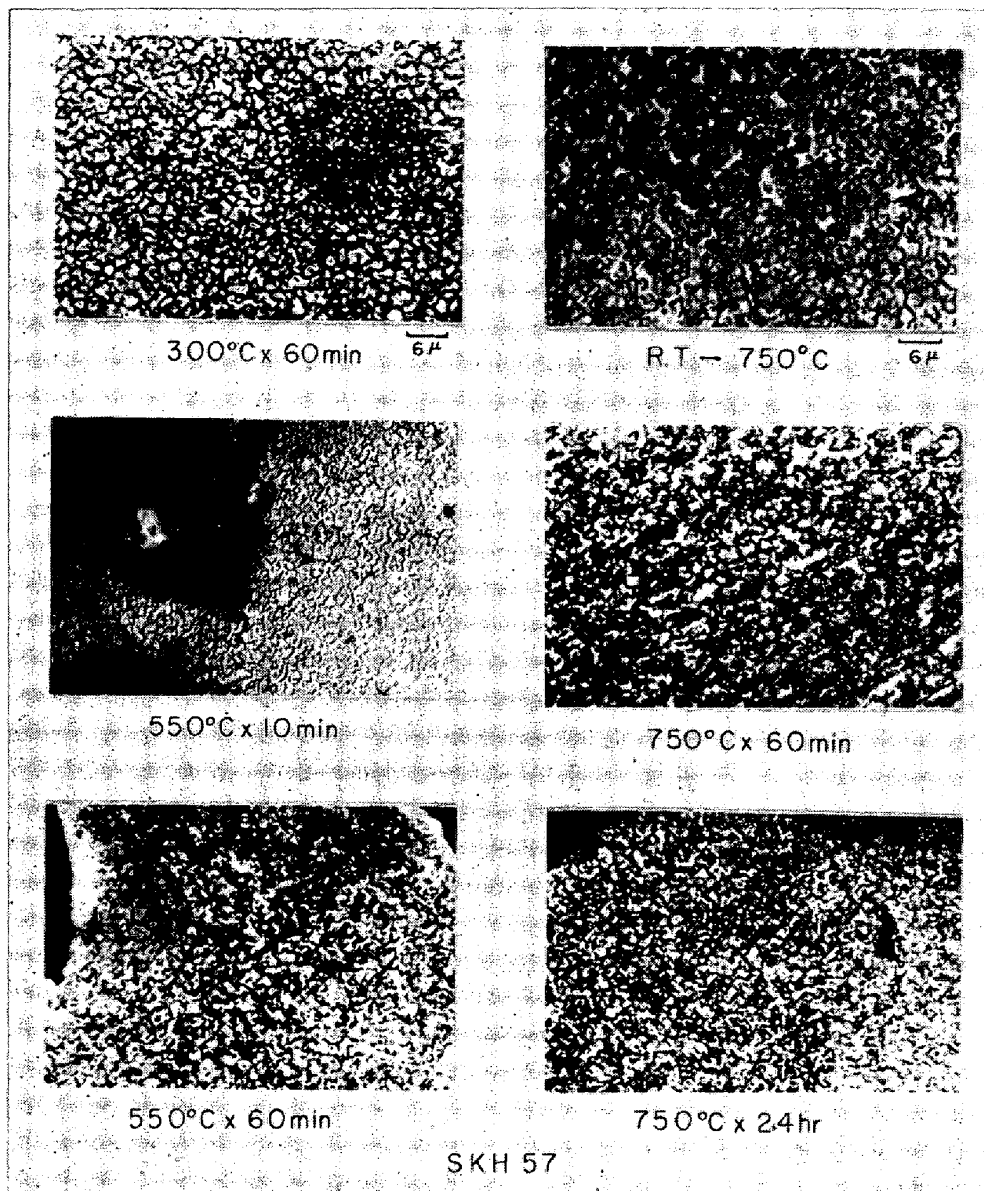


Photo. 2. Microstructures of tempered SKH57 steel powders after atomized with water. Etchant : Nital

- 7) 田村: 鉄鋼材料強度学, (1969) 34, 日刊工業新聞社
- 8) R. P. ELLIOTT: Constitution of Binary Alloys, First Supplement, p. 319
- 9) S. SATO: J. Appl. Phys., 1(1962), p. 210
- 10) P. SCHERRER: Götting Nachr, 98(1918)
- 11) 西山: マルテンサイト変態基本編, (1971), p. 102, 丸善
- 12) 仁平, 大友: 東京都立工業奨励館報告, 22(1970) p. 45
- 13) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 45(1959), p. 409
- 14) 佐藤, 西沢: 日本金属学会会報, 2(1963), p. 564
- 15) 松村訳: X線回折要論, (1968), p. 332, アグネ
- 16) 岡本: 鉄鋼材料, (1967), p. 275, コロナ社, および佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 45(1959), p. 1346
- 17) 西山: マルテンサイト基本編, (1971), p. 13~16, 丸善
- 18) 矢島, 宮崎ら: 日本金属学会誌, 35(1971), p. 331
- 19) 田村, 藤原, 中田, 河合: Trans. ISIJ, Suppl., 11(1971), p. 1184 (Proceedings ICSTIS)