

## マルテンサイト相を混在させた鋼の切削挙動

論文

山本 重男\*・荒木 透\*<sup>2</sup>・中島 宏興\*<sup>3</sup>

## Cutting Behavior of Steels Mixed with Martensite

Shigeo YAMAMOTO, Toru ARAKI and Hirooki NAKAJIMA

## Synopsis :

The cutting resistance value in turning decreased for the case hardening steel mixed with martensite in the ferrite matrix as compared with the normalized case hardening steel.

In the cutting at the low and intermediate speed, the micro-cracks were observed in chip of the steel mixed with martensite. It suggested that the cutting resistance value was decreased by the formation of the brittle fracture in the shear region of chip.

In the steel tempered for the softening of martensite, the cutting speed range where the built-up edge disappeared shifted to the high cutting speed side, and in this cutting speed range the side force increased.

In the cutting at the intermediate and high speed, the damaged layer ( $D_1$ ) between the deformation flow layer ( $F_\mu$ ) and chip and the influence of the flow speed of chip ( $V_c$ ) on the plasticity of  $F_\mu$  were important. The  $V_c$  and the difference of the hardness between  $D_1$  and  $F_\mu$  increased with an increase of shear angle of chip ( $\phi$ ) in the steel mixed with martensite more than the normalized steel. It was suggested that the cutting resistance value decreased with an increase of the plasticity in  $F_\mu$ . Increase of the plasticity in  $F_\mu$  resulted from the rise of the temperature due to the increase of the  $V_c$  and the hardness difference between  $D_1$  and  $F_\mu$ .

## 1. 緒 言

マルテンサイト相を混在させた SCM 420 鋼および SCM 435 鋼はすぐれた切りくず処理性を示した<sup>1)2)</sup>. このことは切削加工機の自動化・無人化運転で大きな意義をもつものであろう. 一方, 切削能率の点では切削量の大小が問われ, 切削抵抗の減少が望まれる. 切削抵抗は硬さの高い鋼の切削時に減少する傾向を示すことがあり<sup>3)</sup>, マルテンサイト相を混在させることで硬さを増した鋼についても同様な結果が予想される.

本実験ではフェライト・マルテンサイト組織 (少量のパーライトを含むことがある) の鋼を異なる温度で焼もどしを施し, マルテンサイト相の硬さ変化に伴う試料の機械的性質と切削挙動の関連などについて解析を行った. さらに, 鉛快削鋼を上記のマイクロ組織として, 被削性向上機構の異なる鉛粒子と組み合わされている場合について検討した.

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材の組成と熱処理

供試材は市販の SCM 420 鋼およびその鉛快削鋼と

SCM 435 鋼を用いた. Table 1 はその化学分析値である. SCM 420 ( $B_1$ ) と SCM 435 ( $B_2$ ) は炭素量が異なり, SCM 420 ( $B$ ) は SCM 420 ( $B_1$ ) および SCM 435 ( $B_2$ ) より硫黄量が多い. SCM 420 ( $L$ ) は鉛快削鋼で, その硫黄量は SCM 420 ( $B$ ) と同程度である.

マルテンサイト相を鋼中に混在させるためには, まず試料を  $A_{c3}$  点以上のソルトバスで加熱・保持後,  $A_{r3}$  点以下 ( $700^\circ\text{C}$ ) のソルトバス中に急速挿入し, 保持時間を变化させた後水冷した. マルテンサイト量の調整は  $700^\circ\text{C}$  における保持時間を变化させることで行った. このような焼入状態の試料の記号は, 例えば SCM 420 ( $B_1$ ) の場合  $B_{1M}$  とし, SCM 420 ( $L$ ) では  $L_M$  とした. さらに, 焼入後に焼もどし処理を行った試料は, 例えば焼もどし温度が  $200^\circ\text{C}$  の場合  $B_{1M-2}$  および  $L_{M-2}$

Table 1. Chemical composition of samples (wt%).

|                   | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr   | Mo   | Pb   |
|-------------------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| SCM 420 (B)       | 0.19 | 0.20 | 0.76 | 0.018 | 0.025 | 1.05 | 0.16 |      |
| SCM 420 (L)       | 0.23 | 0.20 | 0.73 | 0.014 | 0.026 | 1.04 | 0.15 | 0.17 |
| SCM 420 ( $B_1$ ) | 0.21 | 0.34 | 0.86 | 0.013 | 0.008 | 1.20 | 0.15 |      |
| SCM 435 ( $B_2$ ) | 0.36 | 0.28 | 0.71 | 0.018 | 0.011 | 1.05 | 0.15 |      |

昭和 55 年 10 月・昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表

昭和 59 年 11 月 5 日受付 (Received Nov. 5, 1984)

\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

\*<sup>2</sup> 金属材料技術研究所 (現: (株)神戸製鋼所) 工博 (National Research Institute for Metals, Now Kobe Steel, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

と表し、焼もどし温度 400°C の場合は  $B_{1M-4}$  および  $L_{M-4}$  と表す。そして、SCM 420 (B) (L) ( $B_1$ ) の焼ならし材は 850°C から空冷したもので、その記号は  $B_N$ ,  $L_N$ ,  $B_{1N}$  で表示する。比較材として用いた SCM 420 ( $B_1$ ) の球状化焼なまし材は市販材を 750°C に 2 h 保持後、炉冷を行ったものである。

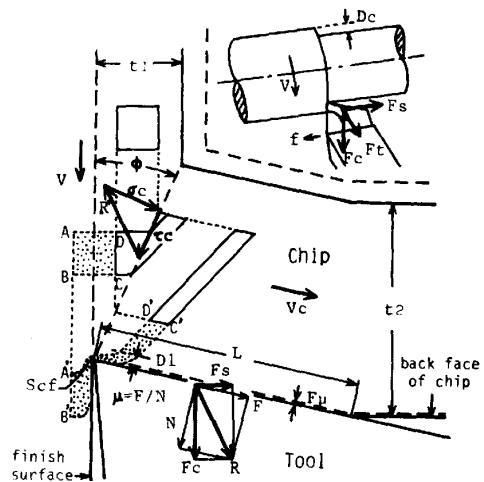
被削材の形状はソルトバスによる熱処理の際、被削材の温度が設定温度に迅速に達するように外径 60 mm, 内径 30 mm, 長さ 600 mm とした。しかし、焼ならし材と球状化焼なまし材は外径 60 mm, 長さ 600 mm の中実材である。引張り、圧縮およびねじり試験用の各試験片は、試験片に加工後、熱処理を行った。衝撃試験片は熱処理後、切り欠き部 (JIS 4 号試験片) の加工を行った。

2.2 機械的性質

引張り、圧縮、ねじりおよび衝撃の各試験を行ったが、この際の試料の硬さは焼入状態で HV 290 に揃えた。引張試験片の形状は平行部の長さ 25 mm, 直径 6.0 mm であり、試験方法は 150~600°C で 20 min 保持後、1.0 mm/min の引張速度で行った。圧縮試験片の形状は直径 10 mm, 長さ 10 mm であり、向かい打ち型のハンマーによって衝撃的に圧縮した。この際の平均歪み速度は  $2.3 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$  であり、200~800°C で 20 min 保持後試験した。圧縮による変形抵抗値 ( $\sigma$ ) は試験後の変形状態より求めた<sup>4)</sup>。ねじり試験片の形状は外径 9.0 mm, 内径 6.0 mm, 平行部の長さ 4.0 mm で、歪み速度  $3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  で 200~600°C で 20 min 保持後試験し、最大せん断応力 ( $\tau$ ) と破断ねじり回数を求めた。衝撃試験は 600°C までの各温度で焼もどした試料を用いて常温で行った。

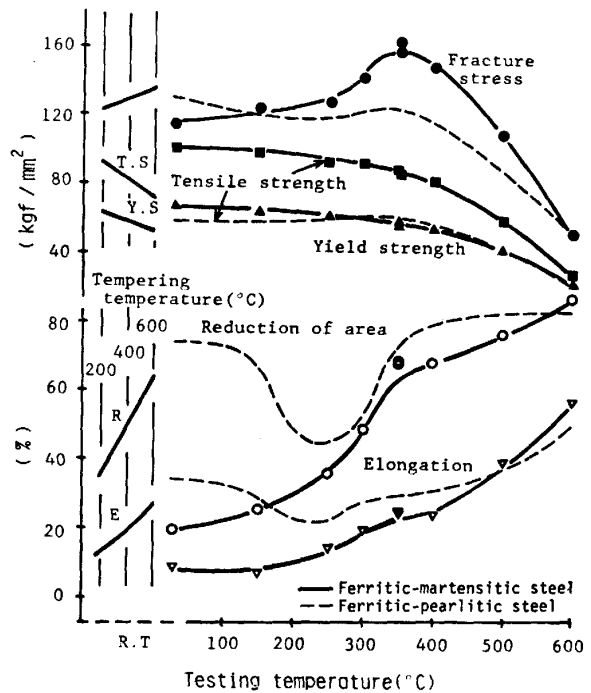
2.3 被削性試験

切削性試験旋盤を用いて切削抵抗値の測定と切りくず生成状態の観察を行った。まず、切削抵抗は Fig. 1 に示すごとく工具に加わる主分力 ( $F_c$ ), 送り分力 ( $F_s$ ), 背分力 ( $F_t$ ) について測定を行った。さらに、切りくず厚さ ( $t_2$ ) とこれらの測定値から切りくずせん断角 ( $\phi$ ), 切りくずせん断域におけるせん断応力 ( $\tau_c$ ) および圧縮応力 ( $\sigma_c$ ), 工具-切りくず間の摩擦係数 ( $\mu$ ) を算出した<sup>5)</sup>。次いで、切削中に切削速度 ( $V$ ) を上回る速度で、バイトを切削部から離脱させる特殊刃物台を用いて急停止状態の切削部を採取し<sup>4)</sup>、切り込み深さ ( $D_c$ ) の中央断面を観察した。そして、切りくず裏面の変形流動層 ( $F_\mu$ )<sup>3)</sup> および切りくず組織よりもさらに激しく変形した切りくず変質域 ( $D_1$ ) の観察も同一断面で行った。さらに、切りくずと仕上面に分岐する分岐領域 ( $S_{cf}$ ) につ



$F_c$ : Principal force,  $F_s$ : Side force,  $F_t$ : Thrust force,  $\sigma_c$ : Compressive stress,  $\tau_c$ : Shear stress,  $\phi$ : Shear angle of chip,  $\mu$ : Frictional coefficient between tool and chip,  $D_t$ : Damaged layer of chip,  $F_\mu$ : Deformation flow layer,  $L$ : Tool-chip contact length,  $S_{cf}$ : Region separated for chip and finish surface,  $V$ : Cutting speed,  $D_c$ : Depth of cut,  $f$ : Feed of tool,  $V_c$ : Flowing speed of chip,  $t_2$ : Thickness of chip

Fig. 1. Schematic diagram of orthogonal cutting model by lathe.



Ferritic-martensitic steel: Martensite area 60%, Hardness HV290(R.T.)  
 Ferritic-pearlitic steel (normalized): Pearlite area 35%, Hardness HV160(R.T.)

Fig. 2. Mechanical properties of SCM420( $B_1$ ) steel at elevated temperatures and room temperature (strain rate 1.0 mm/min).

いても観察した。一方、構成刃先が生成する切削速度範囲の判定については切りくず裏面の観察によつた<sup>6)</sup>。

切削条件は切り込み深さ ( $D_c$ ) 1.5 mm, 工具送り量

(f) 0.1~0.3 mm/rev で行い、用いた工具は P 10 種である。工具形状は前すくい角 8°, 横すくい角 10°, 前逃げ角 6°, 横逃げ角 6°, 前切刃角 15°, 横切刃角 15°, 先端半径 0.3 mm に統一した。

### 3. 実験結果

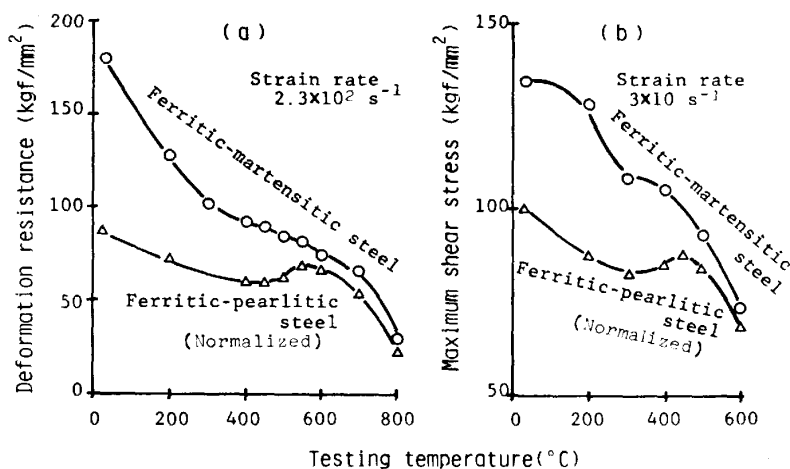
#### 3.1 機械的性質

Fig. 2 に SCM 420 (B<sub>1</sub>) の引張試験結果を示す。実線はフェライト・マルテンサイト組織の試料（マルテンサイト量は約 60%, 常温硬さ HV 290, 熱処理条件: 880°C×20 min→700°C×70 s→水冷）であり、点線はフェライト・パーライト組織の焼ならし材（パーライト量は約 35%, 常温硬さ HV 160）である。マルテンサイト相を混在させた試料の常温における引張強さは 100 kgf/mm<sup>2</sup> である。そして、350°C では 85 kgf/mm<sup>2</sup> となり、この温度域では急激な絞り値の回復によつて破断時の真応力は極大値を示す。Fig. 2 中に 600°C までの各温度に焼もどした試料の常温における引張試験結果も併せて示す。400°C で焼もどした試料の引張強さは 80 kgf/mm<sup>2</sup> であり、絞り値は 50% 近くまで回復して

いる。

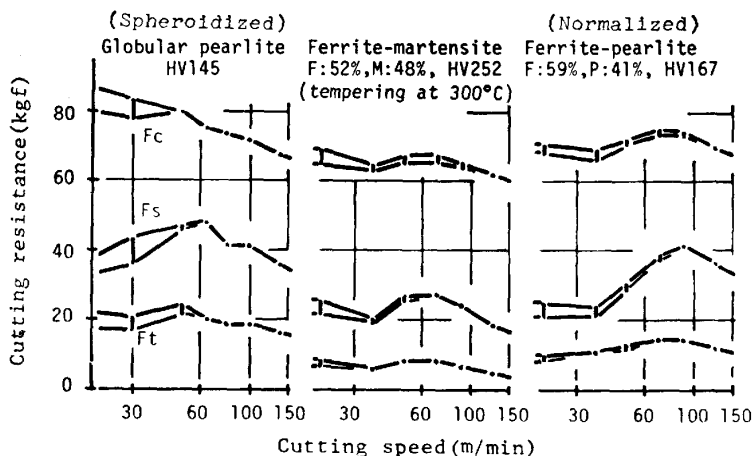
SCM 420 (B<sub>1</sub>) の圧縮およびねじり試験結果を Fig. 3 に示す。Fig. 3(a) は衝撃圧縮の際の試験温度に対する変形抵抗値 ( $\sigma$ ) である。焼ならし材は 550°C 近傍に青熱ぜい性域の極大値が認められる。しかし、マルテンサイト相を混在させた試料はこの温度域で  $\sigma$  値の緩やかな減少を示す。Fig. 3(b) はねじり試験における試験温度に対する最大せん断応力 ( $\tau$ ) であり、試験温度との関係は圧縮試験の  $\sigma$  値と著しく似た傾向を示す。この際の破断ねじり回数は、マルテンサイト相を混在させた試料は焼ならし材に比べ、試験温度 300°C 以下で約 1/2 であつたが、400°C 以上では急激な回復があつて両者に差は認められなかつた。

マルテンサイト相を混在させた試料の常温における衝撃値は焼もどしを行わない場合、約 2 kgf-m/cm<sup>2</sup> であつた。しかし、450°C で焼もどした場合、焼ならし材と同様な 10 kgf-m/cm<sup>2</sup> まで回復し、さらに、焼もどし温度を 600°C とした場合は焼ならし材の 2 倍近い値に達していた。



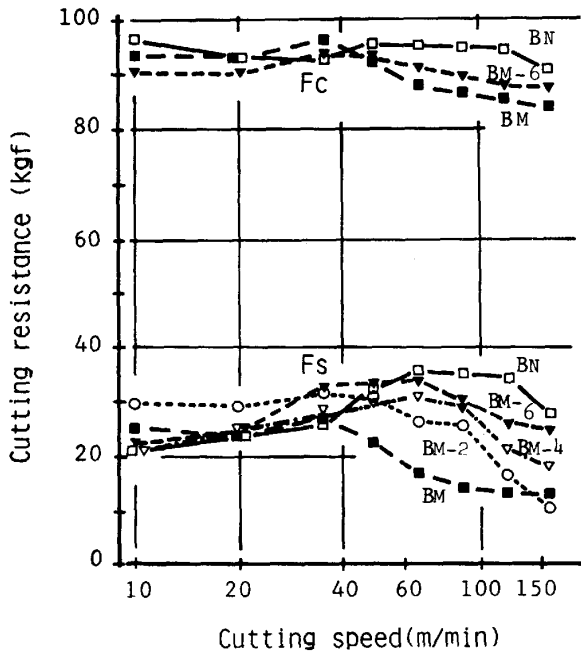
Ferritic-martensitic steel : Hardness HV290 (R.T.)  
 Ferritic-pearlitic steel (normalized) : Hardness HV160 (R.T.)

Fig. 3. Deformation resistance ( $\sigma$ ) and maximum shear stress ( $\tau$ ) of SCM420 (B<sub>1</sub>) steel at various testing temperatures.



Tool : P10 [①8, ②10, ③6, ④6, ⑤15, ⑥15, ⑦0.3]  
 [① Back rake angle, ② Side rake angle, ③ End relief angle, ④ Side relief angle, ⑤ End cutting edge angle, ⑥ Side cutting edge angle, ⑦ Nose radius]  
 D<sub>c</sub> : 1.5 mm, f : 0.2 mm/rev

Fig. 4. Cutting resistance for SCM420 (B<sub>1</sub>) steel with various structures by lathe.



Tool : P10[8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3],  $D_c$  : 1.5 mm,  $f$  : 0.3 mm/rev  
Heat treatment and hardness of work materials  
( $B_M$  : As quenched HV290,  $B_{M-2}$  : Tempering at 200°C HV280,  $B_{M-4}$  : Tempering at 4000°C HV 255,  $B_{M-6}$  : Tempering at 600°C HV211,  $B_N$  : Normalized HV160)

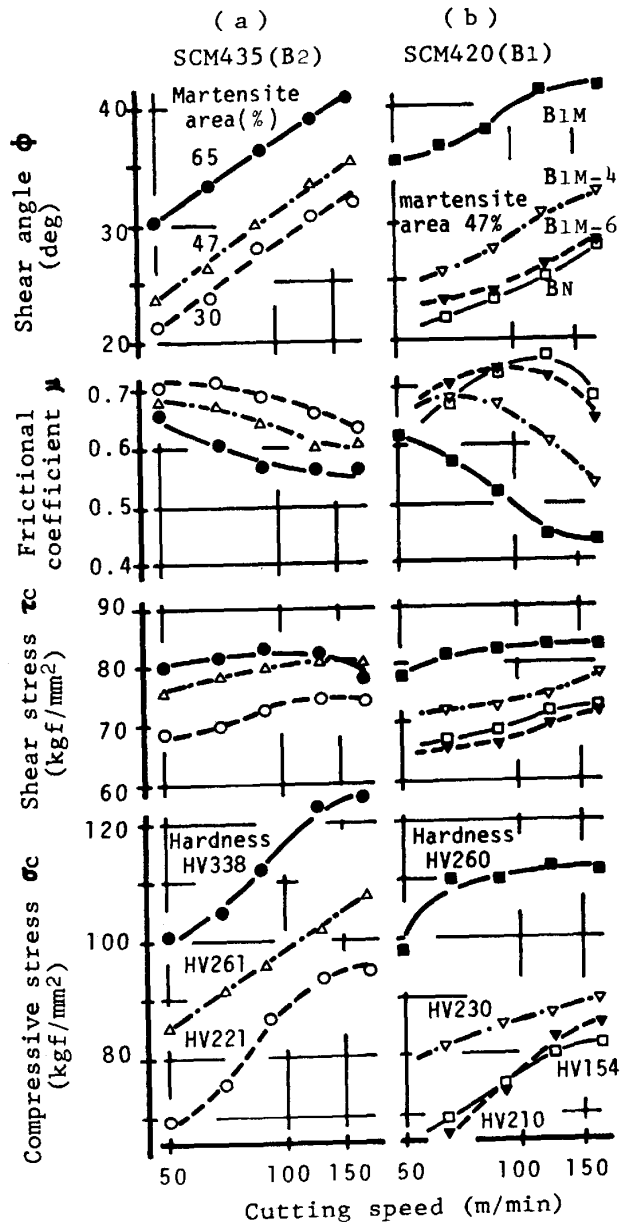
Fig. 5. Cutting resistance vs. cutting speed of SCM420(B) steel with ferritic-martensitic structure. The steel was tempered at various temperatures.

3.2 切削抵抗値と切削部の諸挙動

マイクロ組織の異なる SCM 420 ( $B_1$ ) の切削抵抗分力を Fig. 4 に示す。フェライト・マルテンサイト組織の鋼(焼もどし温度 300°C) は球状化材や焼ならし材に比べ、各切削分力とも減少している。特に、送り分力( $F_s$ )の減少が著しい。この原因はマイクロ組織の2相間の大きな硬度差にあると推察される。各被削材のマイクロ組織のマイクロビッカース硬さ(荷重 300 gf) は、フェライト相が HV 110, マルテンサイト相が HV 500, パーライト相は HV 250 前後であった。

Fig. 5 にマルテンサイト相を混在させた SCM 420 (B) について、焼もどし温度を変えた試料の切削抵抗分力と切削速度の関係を示す。焼もどしを行わない HV 290 の  $B_M$  に対して、焼もどし温度が高い試料ほど送り分力( $F_s$ )が中速切削域(40~100 m/min)を中心として増大している。そして、600°C で焼もどした  $B_{M-6}$  は焼ならし材の  $B_N$  に近い値である。しかし、SCM 420 (L) では  $L_N$  と  $L_M$  における  $F_s$  の差は SCM 420 (B) のそれより小さかった。

Fig. 6 に中速から高速切削域での切削部の諸挙動を示す。Fig. 6(a) はマルテンサイト量を変えた SCM



Tool : P10[8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3],  $D_c$  : 1.5 mm,  $f$  : 0.2 mm/rev  
(a) Varied martensite area, As quenched  
(b) Fixed martensite area(47%), Tempered at various temperatures

Fig. 6. Cutting behaviors of steels mixed with martensite by lathe.

435 ( $B_2$ ) であり、同図(b)はマルテンサイト量 47% と一定で焼もどし温度を変えた SCM 420 ( $B_1$ ) である。全体的な傾向として、試料の硬さが増すと切りくずせん断角( $\phi$ )および切りくずせん断域におけるせん断応力( $\tau_c$ )と圧縮応力( $\sigma_c$ )は増大する。切削速度との関係では  $\phi$  および  $\sigma_c$  は高速側ほど増す。工具-切りくず間の摩擦係数( $\mu$ )は試料の硬さおよび切削速度が増すほど減少傾向を示す。

Fig. 7 にマルテンサイト相を混在させた SCM 420

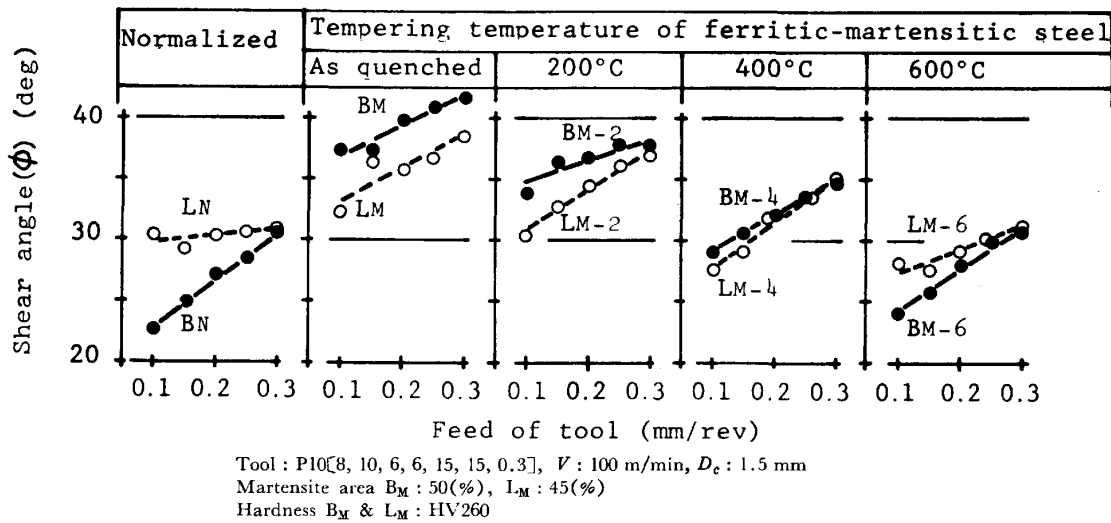


Fig. 7. Relation between shear angle of chip and feed of tool during cutting of SCM420(B) and SCM420(L) steels mixed with martensite.

Table 2. Cutting speed region for formation of built-up edge observed at back face of chip.

Work material : SCM420(B),  $D_c$  : 1.5 mm,  
Tool : P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]

| V (m/min)                 |               | 10  | 20  | 35  | 50  | 65  | 90  | 120 | 160 |
|---------------------------|---------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| Sample                    | feed (mm/rev) |     |     |     |     |     |     |     |     |
|                           |               | 0.1 | 0.2 | 0.3 | 0.4 | 0.5 | 0.6 | 0.8 | 1.0 |
| B <sub>M</sub> (HV 290)   | 0.1           | ○   | ○   | ○   |     |     |     |     |     |
|                           | 0.2           |     | ○   | ○   |     |     |     |     |     |
| L <sub>M</sub> (HV 290)   | 0.1           | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |     |
|                           | 0.2           |     | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |     |
| B <sub>M-4</sub> (HV 255) | 0.1           | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |     |
|                           | 0.2           |     | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |     |
| L <sub>M-4</sub> (HV 260) | 0.1           | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |
|                           | 0.2           |     | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |
| B <sub>M-6</sub> (HV 210) | 0.1           | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |     |
|                           | 0.2           |     | ○   | ○   | ○   | ○   |     |     |     |
| L <sub>M-6</sub> (HV 220) | 0.1           | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |
|                           | 0.2           |     | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   | ○   |     |

(L) および SCM 420 (B) の切りくずせん断角 ( $\phi$ ) を工具送り量 ( $f$ ) および焼もどし温度との関連で示す。焼ならし材では  $f$  が少ない領域で  $B_N$  に比べ  $L_N$  の  $\phi$  が大きい。しかし、マルテンサイト量を 45~50% 混在させた状態 (HV 260) では  $L_M$  の  $\phi$  が  $B_M$  より小さい。そして、焼もどし温度 400°C では両者の  $\phi$  はほぼ同一になる。さらに、焼もどし温度 600°C においては  $\phi$  は焼ならし材と同様な傾向を示す。このような  $\phi$  の挙動は、構成刃先が生成する切削速度域および変形流動層 ( $F_\mu$ ) の可塑性におよぼす鉛粒子の影響が被削材の硬さによって変化するためと推察される。

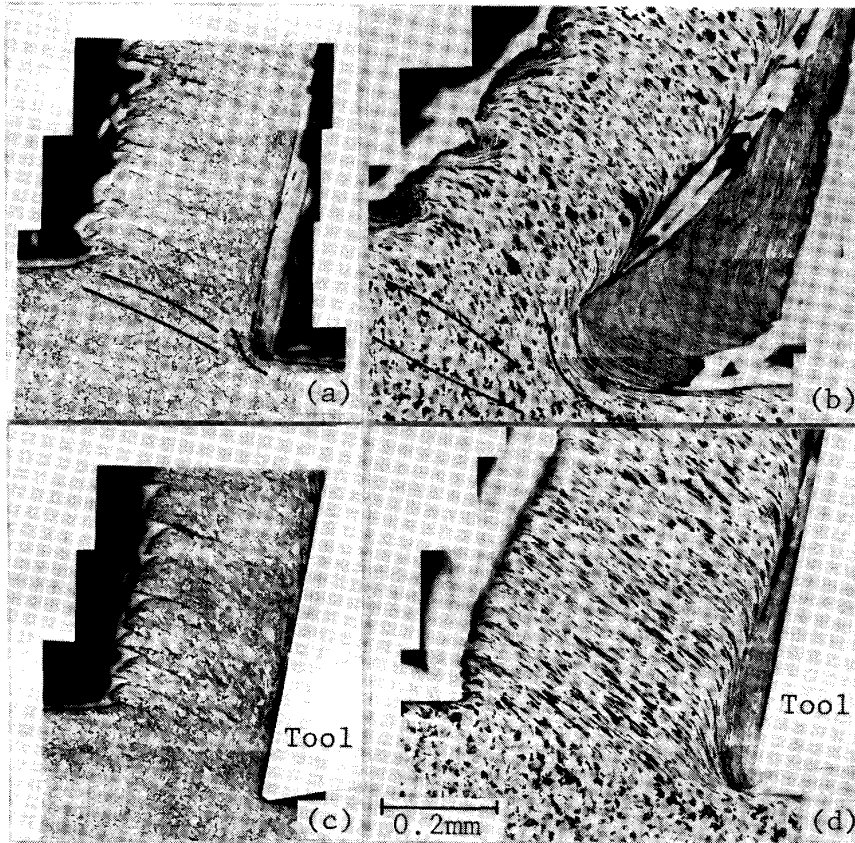
Table 2 に工具送り量 ( $f$ ) が 0.1 と 0.2 mm/rev における構成刃先の生成する切削速度域を示す。  $f$  : 0.2

mm/rev の場合 HV 290 の  $B_M$  は構成刃先が切削速度 20 m/min まで生成しているが、同じ硬さの  $L_M$  は 50 m/min までである。これに対して、600°C で焼もどした  $L_{M-6}$  は 120 m/min まで生成している。  $f$  : 0.1 mm/rev の場合、  $L_{M-6}$  は切削速度 160 m/min まで構成刃先が生成した。

### 3.3 切りくず生成状態の観察

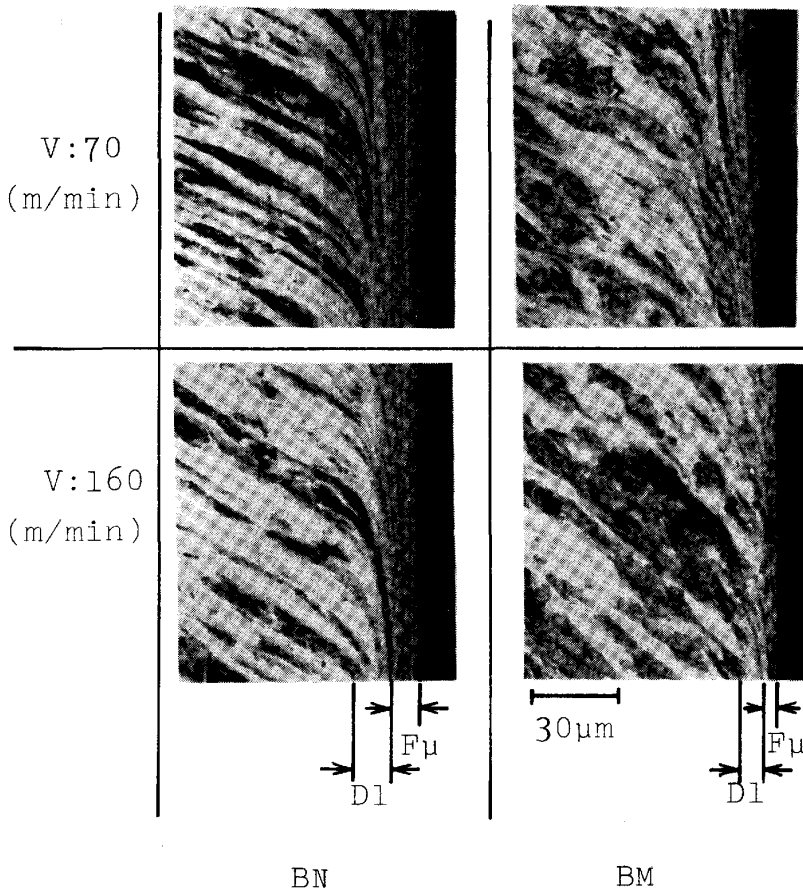
SCM 420 (B) の切削時の切りくず生成状態を Photo. 1 に示す。硬さ HV 260 のフェライト・マルテンサイト組織の鋼 ( $B_M$ ) は Photo. 1(a) に示すごとく切削速度 10~15 m/min で平板状の構成刃先を生成する。しかし、切削速度 40 m/min では Photo. 1 (c) に見るごとく構成刃先は生成していない。これらの切りくず中には切りくずせん断角 ( $\phi$ ) に沿ったマイクロクラックが発生し、切りくず表面にはするどい切り欠きが形成されている。硬さ HV 160 の焼ならし材 ( $B_N$ ) の切削時には Photo. 1 (b) に切削速度 10 m/min の例を示すように、著しく発達した構成刃先が切削速度 5~40 m/min で生成した。そして、切削速度 60 m/min 域では Photo. 1 (d) に見るごとく平板状の構成刃先が生成する。さらに、80 m/min では構成刃先は消滅し、この際の切りくず厚さは Photo. 1 (d) より増している。このような中速切削域における切りくず厚さの増大は Fig. 4 で示した焼ならし材の中速切削域における切削抵抗の増大傾向と良く対応する。

Photo. 1(a) において、構成刃先前方の切りくずせん断域が切りくずと仕上げ面側に分岐される分岐領域 (Fig. 1 において、被削材の領域 A, B, C, D, が工具の前方では領域 A', B', C', D' となる。この際、工具の前方



Tool : P10[8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3],  
 $D_c : 1.5 \text{ mm}, f : 0.2 \text{ mm/rev}$   
 (a)  $B_M, V : 15 \text{ m/min}$  (b)  $B_N, V : 10 \text{ m/min}$   
 (c)  $B_M, V : 40 \text{ m/min}$  (d)  $B_N, V : 60 \text{ m/min}$   
 $B_M$  (Ferritic-martensitic steel : HV 260)  
 $B_N$  (Ferritic-pearlitic steel : HV 160)

Photo. 1. Formation behaviors of built-up edge and chip during cutting of ferritic-martensitic and ferritic-pearlitic steels (SCM420 (B)).



Tool : P10[8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3],  $D_c : 1.5 \text{ mm}, f : 0.2 \text{ mm/rev}$

$B_N$  : Ferritic-pearlitic steel HV160  
 $B_M$  : Ferritic-martensitic steel HV260

Photo. 2. Deformation flow layer ( $F_\mu$ ) and damaged layer ( $D_1$ ) during cutting of SCM420(B) steel.

の激しい変形を受けている領域を分岐領域 ( $S_{cr}$ ) とした.) の厚さは  $30 \mu\text{m}$  以下である. これに対して, Photo. 1 (b) では切削条件が似ているにもかかわらず,  $S_{cr}$  の厚さは仕上げ面と切りくず裏面から予想される構成刃先の輪郭 (点線) から  $70 \mu\text{m}$  以下とみなされる. このように異なるマイクロ組織に原因した  $S_{cr}$  の厚さの相違は構成刃先の生成に大きく関与することが推察される. また, Photo. 1 (a) と (b) の比較から, 切りくずせん断域の幅<sup>2)</sup> もマルテンサイト相を混在させることによつて狭いものとなつている (切りくずせん断域の幅はフェライト相が変形し始める位置およびフェライト相が切りくずと同程度まで変形した位置を観察して決めた).

構成刃先が消滅した中速から高速切削域においては Photo. 2 に示すごとく, 切りくず裏面近傍の変形流動層 ( $F_{\mu}$ ) および切りくず変質層 ( $D_1$ ) の厚さが被削材のマイクロ組織によつて異なることが注目される. 切りくず変質層は切りくず本体よりも, さらに激しく変形したマイクロ組織を示しており, 変形流動層と同様, その厚さは焼ならし材に比べてマルテンサイト相を混在させた鋼で減少している. そして, 両層の厚さは切削速度を増すことによつても減少した.

#### 4. 考 察

マルテンサイト相を混在させた鋼の切削部の諸挙動と機械的性質の関連を中心として考察する.

##### 4.1 構成刃先について

マルテンサイト相を混在させた鋼の切削時の構成刃先はフェライトおよびパーライト混在組織とした焼ならし材に比べ, a) 生成する切削速度域は低速側で狭い速度範囲である. b) 形状は平板状である.

構成刃先の生成機構は鋼の青熱ぜい性に関連して説明されてきた<sup>6)8)</sup>. しかし, マルテンサイト相を混在させた鋼は, 切りくずの生成条件に近似させた歪み速度と温度における圧縮およびねじり試験で明瞭な青熱ぜい性域を示さなかつた. この原因はフェライト相が青熱ぜい性域に達する歪み速度と温度域において, マルテンサイト相の軟化がフェライト相の青熱ぜい性による硬化を上回つたことにあると考えられる. ねじり試験の破断ねじり回数が  $400^{\circ}\text{C}$  から急激に回復したことも上記の考え方と一致する.

構成刃先が狭い切削速度域でしか生成しなかつた原因は, 構成刃先となる分岐領域 ( $S_{cr}$ ) での変形挙動を考える必要がある. この領域では激しい変形に伴つて発熱も急である. 昇温域での引張試験における絞り値の回復などから推察して, 分岐領域ではマルテンサイト相が焼

もどされて靱性を増す. 同時に, フェライト相の青熱ぜい化はマルテンサイト相の軟化に伴う温度と歪み速度の影響によつて制約される. これに対して, フェライト・パーライト組織の鋼の切削では, 切削速度 (歪み速度) の変化に対応した温度の青熱ぜい性域が存在するため<sup>7)</sup>, 広範囲な切削速度で構成刃先が生成したものであろう.

次に, 焼ならし材のごとく形状の大きな構成刃先が生成しなかつた原因としては, 構成刃先前方の分岐領域 ( $S_{cr}$ ) の厚さが焼ならし材に比べ著しく薄いことによると思われる. これはマルテンサイト相が障害となつて変形域が拡張され難く, 狭い変形域に発熱と複雑な変形が集中して起こり, この一部が構成刃先として供給され, 同時に形成された構成刃先の一部は切りくずによつて持ち去られるから, 構成刃先としての均衡を保てる青熱ぜい性域はごく限られたものとなる.

##### 4.2 切削抵抗について

構成刃先が生成する低速切削において, マルテンサイト相を混在する鋼の切削抵抗値は焼ならし材に比べて減少傾向を示す. この際の被削材の硬さは両者で大きく異なるにもかかわらず, 生成する切りくず厚さは大差ない. 従つて, 切りくずせん断域における両者の変形状況の異なることが示唆される.

マルテンサイト相が混在する場合, 切りくずせん断域の幅は Photo. 1 (a) (b) に示すごとく焼ならし材に比べて狭く, 高応力が集中していることが分かる. 切りくずせん断域におけるマイクロクラックは高応力水準での強いせん断によつて発生するが, この際, 同時に作用する圧縮応力は変形し難いマルテンサイト相の分散状態によつては有効に作用し得ない場合もある. このようなマイクロクラックは圧着を阻まれたまま切りくず領域に達するのであろう<sup>2)</sup>. これに対して, 焼ならし材の場合にはフェライト相とパーライト相の硬さの差は少なく, せん断と圧縮応力が同時に作用するためマイクロクラックの発生には至らないであろう. すなわち, マイクロクラックを残存させた切りくずは切りくずせん断域において, 一部ぜい性破壊を伴う機構が考えられる. このことはマルテンサイト相を混在させた鋼の常温における衝撃値が, 焼もどし温度  $350^{\circ}\text{C}$  ぐらいまでは低く, その破面はぜい性的であることと関連しているように思われる. これに対して, 焼ならし材では切りくずせん断域において延性破壊がおきていることが推察される. このような破壊エネルギーの差が切削抵抗値に反映したものと考えられる.

焼もどしによるマルテンサイト相の硬さ変化と分散した鉛粒の構成刃先への関連について検討する. 焼もどしによるマルテンサイト相の軟化は切削部の温度上昇を緩

慢とする。このため、構成刃先の生成域をさらに高速切削側に拡張させる。この場合、鉛粒は溶融状態であり、Fig. 7 に示すごとく工具送り量 ( $f$ ) が少ない場合およびマルテンサイト相の硬さが焼もどしによつて大幅に低下した場合において、焼ならし材より切りくずせん断角 ( $\phi$ ) を増大させている。このことは逆に、構成刃先が消滅して変形流動層 ( $F_{\mu}$ ) が生成する速度域において、 $F_{\mu}$  内の温度上昇が無鉛鋼より低く、その可塑性を低下させることで  $\phi$  を減少させたことが推察される。

構成刃先が消滅した高速側の切削域においては切りくず裏面の変形流動層 ( $F_{\mu}$ ) の挙動が切削抵抗値と密接に関連する。すなわち、 $F_{\mu}$  の厚さは切りくずせん断角 ( $\phi$ )、被削材の硬さ ( $H$ ) および切削速度 ( $V$ ) とそれぞれ逆相関を示すからである<sup>3)</sup>。この際、ある切削速度域における  $F_{\mu}$  の可塑性は、衝撃圧縮試験によつて求めたある温度での変形抵抗値 ( $\sigma$ ) と対応するものであろうから、 $F_{\mu}$  内部の温度として工具-切りくず間の接触界面温度 ( $T$ ) を近似させると

$$\sigma \propto K/T^n \quad (K: \text{定数})$$

が成立つであろう<sup>4)</sup>。一方、 $T$  と切りくず流出速度 ( $V_c$ ) との間には

$$T \propto k \cdot V_c \quad (k: \text{定数})$$

が考えられる<sup>3)</sup>。

$F_{\mu}$  の可塑性はマイクロ組織との関連において、切りくずせん断域および切りくず変質層 ( $D_1$ ) の双方の影響を受けることが示唆される。まず、マルテンサイト相を混在させた鋼の切削では切りくずせん断角 ( $\phi$ ) が増大し、切りくず流出速度 ( $V_c$ ) を増すことで工具-切りくず間の接触界面温度 ( $T$ ) を増大させる。次に、 $F_{\mu}$  の形成は切刃先端において被削材が切りくずと仕上げ面側に分岐する領域 ( $S_{cf}$ ) で始まる。 $F_{\mu}$  の工具すくい面との接触域は工具面の凹凸もあつて、その流出速度は緩慢と考えられる。従つて、切りくず本体の激しい流出速度 ( $V_c$ ) との速度差はほとんど  $F_{\mu}$  内部で解消されるであろう。ここで  $F_{\mu}$  と切りくず本体の間にあつて、切りくず本体よりさらに変形量を増している切りくず変質層 ( $D_1$ ) のもつ役割を考える。 $D_1$  の温度域は Photo. 2 に示した変形状態から推察して昇温域に達しているであろう。マルテンサイト相を混在させた鋼の引張強さは、昇温域において焼ならし材に比べ4割近くも増している。一方、オーステナイト域以上の温度に達している  $F_{\mu}$  の強度は両者の被削材で大差ないであろう。従つて、 $D_1$  と  $F_{\mu}$  の強度的な差はマルテンサイト相を混在する鋼では焼ならし材より大きい。このような  $D_1$  と  $F_{\mu}$  の大きい強度差は  $\phi$  の増大に伴う  $V_c$  の増大とも対応しており、 $F_{\mu}$

内の可塑性を増すと考えられる。 $F_{\mu}$  内の可塑性増大は切りくずカール機構との関連で工具-切りくず間の接触長さ ( $L$ ) を短縮し<sup>3)</sup>、工具すくい面に加わる単位面積当りの切削力を増大させることにつながる。このこともまた、 $F_{\mu}$  内の可塑性を増すことにつながるであろう。

## 5. 結 言

フェライト基地にマルテンサイト相を混在させた SCM 420 鋼とその鉛快削鋼および SCM 435 鋼を用いて、旋削加工の際の切削抵抗値と切りくず生成状況およびマルテンサイト相の影響について検討した。その結果を以下に要約する。

1) マルテンサイト相を混在させた鋼の構成刃先は焼ならし材に比べて、生成する切削速度域は低速側の狭い速度範囲であり、形状は平板状であつた。

2) マルテンサイト相を混在させた鉛快削鋼中の鉛粒の潤滑効果は構成刃先が生成する速度域で顕著であつた。しかし、鉛粒は構成刃先が消滅した切削速度域において変形流動層の温度上昇を抑制することで、その可塑性を減少させていると考えられた。

3) マルテンサイト相を混在させた鋼の切削抵抗値は焼ならし材に比べて減少していた。この原因は切りくずせん断域で発生したマイクロクラックおよび切りくず裏面の変形流動層の可塑性増大に関連して説明できる。

4) マルテンサイト相を混在させた鋼では、焼もどし温度を高くするほど、構成刃先の消滅する切削速度域が高速側に移行し、この速度域で送り分力が増大した。

終わりに、本研究を遂行するに当たり、終始御指導をいただいた大同特殊鋼(株)中央研究所・研究第三部長阿部山尚三氏に深謝致します。また、当研究所管理部技術課 加藤忠男氏 磯部次郎氏、工業化研究部 浅井義一氏 清水哲夫氏に実験を進めるに際し御協力をいただき、記して謝意を表します。

## 文 献

- 1) 山本重男, 荒木 透, 中島宏興: 鉄と鋼, 68 (1982), A81
- 2) 山本重男, 荒木 透, 中島宏興: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 756
- 3) 山本重男, 荒木 透, 金尾正雄: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 408
- 4) 荒木 透, 山本重男, 内仲康夫: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 444
- 5) 白井英治: 切削・研削加工学(上)(1974), p. 77 [共立出版]
- 6) 中山一雄: 切削加工論 (1978), p. 23 [コロナ社]
- 7) 大森正信, 吉永芳豊: 塑性と加工, 8 (1967) 77, p. 268
- 8) M. C. SHOW, E. USHUI and P. A. SMITH: Trans. ASME, 83-B (1961), p. 181