

論 文

マルテンサイト相を混在させた鋼の切りくず
処理性と工具摩耗山本 重男*・荒木 透*²・中島 宏興*³

Chip-disposability and Tool Wear in Ferritic Steels Mixed with Martensite

Shigeo YAMAMOTO, Toru ARAKI and Hirooki NAKAJIMA

Synopsis :

The improvement of chip-disposability has a primary importance in the automation of machining process and the use of unmanned machine tool.

Chip-disposability and tool wear during turning of low alloy steels having ferrite and martensite phases were examined. The experimental results showed the chip-disposability was remarkably improved in the steels mixed with martensite, compared with the spheroidized or normalized steels.

In steels which were mixed with martensite and had the hardness of HV 200~350, chips in the high cutting speed region were broken below one curl. The influence of martensite phase on the chip-disposability was discussed through the observation of the microstructure and surface shape of chips.

The wear of hard metal tool in the cutting of steel mixed with martensite tempered at about 300°C was similar to that of the spheroidized steel, and the tool life time of high speed steel tool for the steel tempered above 400°C was considerably longer than that for the steel tempered at 300°C. When the cutting was done with high speeds using a cermet tool, the tool wear for the steel mixed with martensite and not tempered was larger than that for the normalized steel.

1. 緒 言

切削加工工程の自動化・無人化運転に伴つては、切りくずが連続したりボン状やコイル状で生成した場合、処理性が悪くなり大きな障害となることが提起されている。加えて、機械部品の多様化による多種中量生産においては種々な形態の切りくずが生成し、その処理性は重要となつている。そして、耐摩耗性のよい新しい工具が次々と開発されつつある現状からも高速切削による切りくず処理性が重要となろう。

本実験は切削機構の観点から、マルテンサイト相を混在させたフェライト系鋼材料では切りくず処理性などが改善されることを予想して行つた。すなわち、低合金肌焼鋼においてフェライト・ベイナイト組織の鋼はフェライト・パーライト組織の鋼よりもすぐれた被削性を示し、この原因は二相間の硬度差が大きいことに関連して説明されている²⁾。さらに二相間の硬度差を増した鋼においては、いつその被削性改善、特に、切りくず処理性の面から見た好ましい評価が期待されることから本実験を試みた。

2. 供試材および実験方法

被削材は市販の SCM 420 鋼 (B₁, B) および SCM 435 鋼 (B₂) を用いた。Table 1 に供試材 3 種類の化学成分を示す。成分上の主な相違点は SCM 435 (B₂) 試料は SCM 420 (B₁) より炭素量が多く、SCM 420 (B) は SCM 420 (B₁) および SCM 435 (B₂) より硫黄量が多い。(以後の試料名は SCM 420 および SCM 435 を省略して B₁, B, B₂ として表す。) マルテンサイト相を鋼中に混在させる熱処理方法としては Table 2 に示すごとく、供試材 B₁, B, および B₂ 試料を Ac₃ 変態

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCM 420 (B ₁)	0.21	0.34	0.86	0.013	0.008	1.20	0.15
SCM 420 (B)	0.19	0.20	0.76	0.018	0.025	1.05	0.16
SCM 435 (B ₂)	0.36	0.28	0.71	0.018	0.011	1.05	0.16

昭和 55 年 10 月・57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 11 月 21 日受付 (Received Nov. 21, 1983)

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

*² 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.)

*³ 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 2. Heat treatment of samples. (dimension, $D : 60 \text{ mm}$, $d : 30 \text{ mm}$, $L : 330 \text{ mm}$)

SCM 420 (B_1 , B)	$880^\circ\text{C} \times 1 \text{ h} \rightarrow 700^\circ\text{C} \times 7 \sim 30 \text{ min} \rightarrow \text{Water Quenching} \rightarrow \text{Tempering}$
SCM 435 (B_2)	$850^\circ\text{C} \times 1 \text{ h} \rightarrow 700^\circ\text{C} \times 11 \sim 40 \text{ min} \rightarrow \text{Water Quenching} \rightarrow \text{Tempering}$
	Salt bath

Table 3. Symbols used in the work materials.

Symbol	Sample	Heat treatment
B_{1M}	SCM 420 (B_1)	As quenched*
B_{1M-2}	SCM 420 (B_1)	Tempering at 200°C **
B_{1N}	SCM 420 (B_1)	Normalized***
B_{2M}	SCM 435 (B_2)	As quenched*
B_N	SCM 420 (B)	Normalized***
B_M	SCM 420 (B)	As quenched*

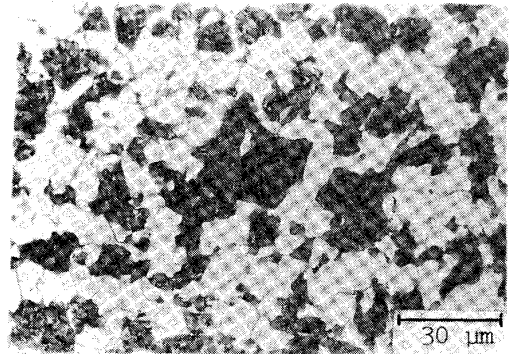
* Isothermal holding followed by quenching

** Isothermal holding followed by quenching, and tempering at 200°C

*** $880^\circ\text{C} \times 1 \text{ h} \rightarrow \text{Air cooling}$

点以上の 880 あるいは 850°C のソルトバス中に急速に挿入し、一定時間保持後水冷し、その後種々の温度で焼もどしを施した。マルテンサイト量の調整は 700°C における保持時間を変化させることで行った。すなわち、保持時間が短いほどマルテンサイト量は増大する。逆に、保持時間が長いほどフェライトおよびパーライト量が増してマルテンサイト量が減少する。被削材の形状はソルトバスによる加熱時の試料温度を迅速に等温化させるため、外径 60 mm 、内径 30 mm 、長さ 330 mm とした。Photo. 1 は B_2 試料の代表的なフェライト・マルテンサイト組織である。

Table 3 には本実験で用いた被削材記号と熱処理条件

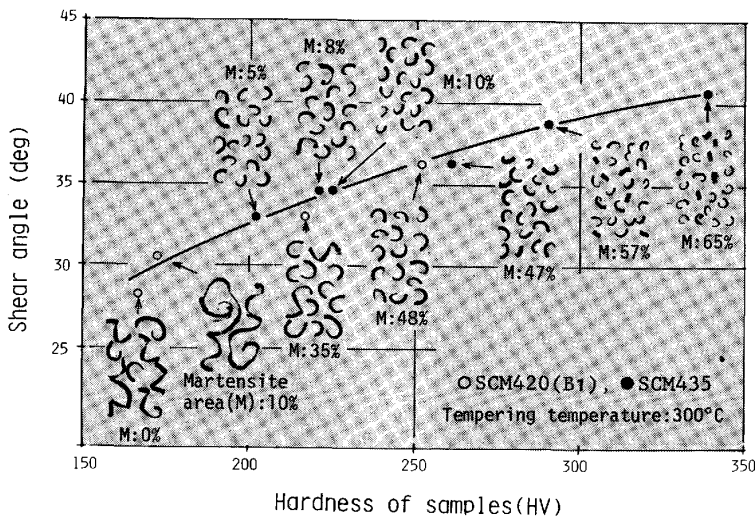


Heat treatment: $850^\circ\text{C} \times 1 \text{ h} \rightarrow 700^\circ\text{C} \times 11 \text{ min} \rightarrow \text{W. Q.}$

Photo. 1. Typical ferritic-martensitic microstructure of the SCM435 (B_2) sample.

の関連を示す。例えば、被削材の記号 B_{1M-2} は B_1 試料にマルテンサイト相を混在させ、 200°C で焼もどしたことを示す。

被削性試験は切削性試験旋盤（大隈鉄工所製、無段変速機付 LS 型、 14 HP ）を用いて行なった。切りくず処理性は処理しやすい形状に折断された切りくずの生成領域を工具送り量との関連等で比較した。工具摩耗については超硬、サーメット、高速度鋼の各工具の逃げ面における逃げ面摩耗幅 (V_B) に及ぼす切削速度、あるいは工具損傷までの時間を測定した。切削中の切りくずの生成状態を観察するため、切削速度よりも速い速度で工具を切削部から離脱させる特殊刃物台を用いた³⁾。切削部の観察位置は切りくずの観察と同様、切り込み深さの中央部



Cutting speed (V): 150 m/min , Depth of cut (D_c): 1.5 mm , Feed (f): 0.25 mm/rev , Width of chip-breaker (W): 2.5 mm , Tool: P10 [① 8, ② 10, ③ 6, ④ 6, ⑤ 15, ⑥ 15, ⑦ 0.3]

[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]

Fig. 1. The appearance of chip and the relation between the chip-shear angle and hardness when machining for the steels mixed with martensite.

に相当する断面について行つた。工具は超硬の場合 P10 種、高速度鋼の場合 SKH4 種を用いた。その形状は [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3~0.4] ([前すくい角, 横すくい角, 前逃げ角, 横逃げ角, 前切刃角, 横切刃角, 先端半径] の順に示した。) である。サーメット工具は TiN 系でその形状は [-6, -6, 6, 6, 30, 0, 0.8] である。

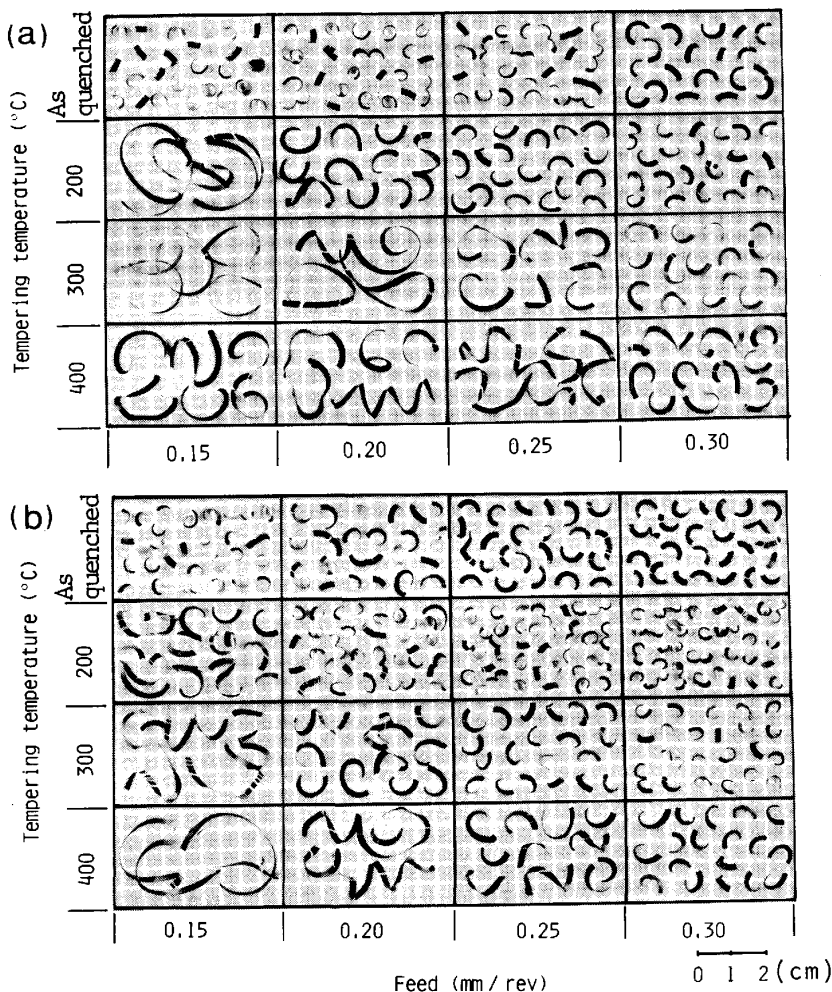
3. 実験結果

3.1 切りくず処理性

一般的に鋼を高速切削する際にはリボン状に連続した処理性の悪い切りくずが生成しやすい。この傾向は被削材の硬さおよび切削速度が増すほど顕著となる。しかし、マルテンサイト相を混在させることによつて硬さを増した鋼では、Fig. 1 に示すごとく切りくずせん断角が増して薄い切りくずが生成するにもかかわらず、 $V: 150 \text{ m/min}$ の高速切削域 (100 m/min 以上) において、カール半径が小さく一巻き以下で折断した処理性のすぐれた切りくずが生成する。Fig. 1 で用いた被削材は 300°C の焼もどし材である。

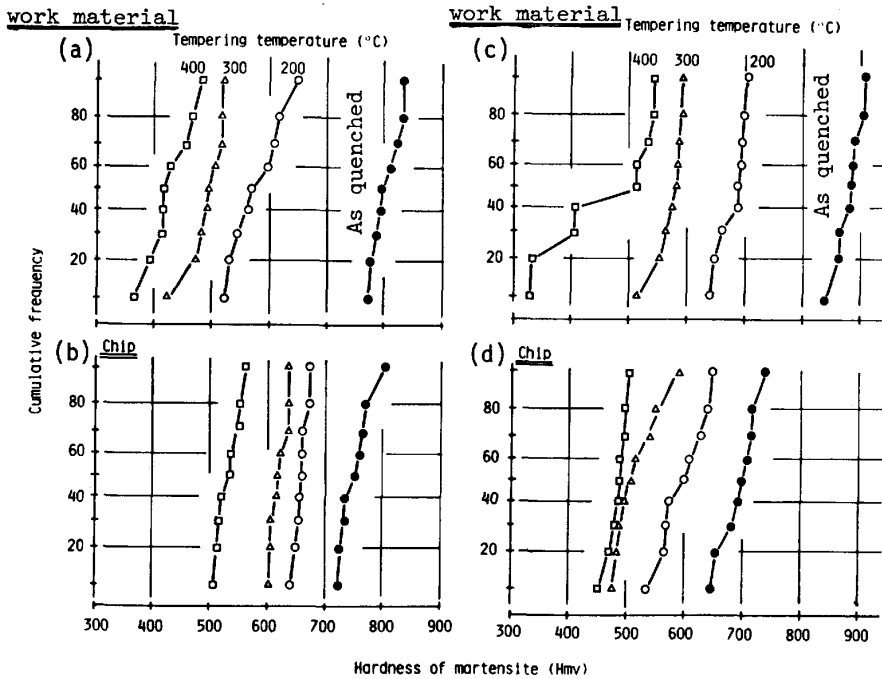
マルテンサイト量を約 60%, 約 75% 含むように熱処理した B_1, B_2 試料について、焼もどし温度と切りくず形状の関連をまとめたのが Fig. 2 である。Fig. 2 (a) に示すごとく、焼もどしを行わない試料では、工具送り量 (f) が少ない領域からカール半径が小さく一巻き以下で折断した処理性の良好な切りくずが生成している。焼もどし温度が増すに伴つて、 f を増大させないと処理性の良好な切りくずは生成し難くなる。このような傾向は Fig. 2 (b) に示す B_2 試料にも認められ、しかも B_2 試料は B_1 試料よりも全般的に細かく折断した切りくずが生成しており、その処理性は良好なことがわかる。

切りくず処理性との関連が強い被削材および切りくず中のマルテンサイト相の硬さを Fig. 3 (a)~(d) に示す。Fig. 3 (a) は焼入れのまま焼もどし温度別の被削材中のマルテンサイト相のマイクロビッカース硬さを示すものである。200°C 焼もどしでは焼入れのままに比べて大幅な硬さ低下が認められる。Fig. 3 (b) は焼入れのまま各温度で焼もどし後の被削材から採取した切りくず中のマルテンサイト相の硬さを示す。Fig. 3 (a) の切



$V: 100 \text{ m/min}$, $D_G: 1.5 \text{ mm}$, $W: 2.5 \text{ mm}$,
Tool: P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]
(a) SCM420 (B_1) (Martensite area 60%)
(b) SCM435 (B_2) (Martensite area 75%)

Fig. 2. The appearance of chip and feed (f) of the steels having ferrite and martensite tempered at different temperatures.



$V: 100 \text{ m/min}, f: 0.25 \text{ mm/rev}, D_c: 1.5 \text{ mm}, W: 2.5 \text{ mm}, \text{ Tool: P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]}$
 (a), (b) SCM420 (B₁) (Martensite area 60%)
 (c), (d) SCM435 (B₂) (Martensite area 75%)

Fig. 3. The Micro-Vickers hardness of martensite phase in the work materials and the chips tempered at various temperatures.

	Spheroidizing	Tempering (250°C) (ferrite-pearlite-martensite)				
SCM420 (B ₁)						
	VB: 0.05mm	0.04~0.05	0.03	0.03~0.04	0.03	0.04
	Hv : 145	275	260	195	210	180
	Spheroidizing	Tempering (350°C) (ferrite-pearlite-martensite)			Tempering (all martensite) 650°C 550°C	
SCM435 (B ₂)						
	VB: 0.04mm	0.03~0.04	0.03	0.04~0.05		
	Hv : 150	280	265	240	250	325

$V: 100 \text{ m/min}, \text{ Cutting time: } 8 \text{ min}, D_c: 1.5 \text{ mm}, f: 0.25 \text{ mm/rev}, \text{ Tool: P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]}$

Fig. 4. The wear of hard metal tool (V_B) and appearance of chips when cutting various steels mixed with different martensite fractions.

削前に比べて焼もどしを行わない被削材を切削する時には切りくず内のマルテンサイト相は若干の硬さ低下を示している。これは切削中の発熱によると推定される。焼もどし試料を切削する時には被削材中のマルテンサイト相に比べて切りくず中のマルテンサイト相の硬さ増加が認められる。一方、炭素量の高い B₂ 試料を切削した時の切りくず中のマルテンサイト相の硬さは、Fig. 3 (d) に示すごとく被削材中の硬さを示す Fig. 3 (c) よりもいずれの場合にも低下している。この原因は B₁ 試料の切削時よりも、薄い切りくずが生成して切りくずせん断

域における歪み量が少ないこと、被削材中のマルテンサイト相が硬く加工硬化の影響が少ないこと、さらに、切削部における発熱量が増して高温度での焼もどし処理を受けたと同様な効果を受けていたことなどが考えられる。そして、Fig. 2 に示したごとく B₁ より B₂ 試料の方が全体的に切りくず処理性は良く、この原因は B₂ 試料のマルテンサイト相は炭素量の増加によって硬さが増しているためと思われる。

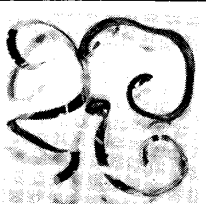
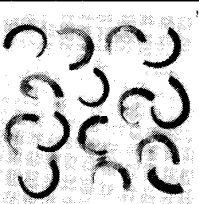
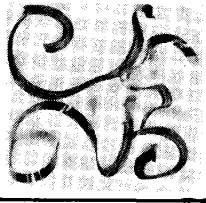
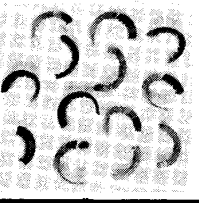
3.2 工具摩耗への影響

Fig. 4 は高速切削域で超硬工具の摩耗におよぼす逃

げ面摩耗幅 (V_B) とその時の切りくず形状を示す。マルテンサイト相を混在した B_1 試料は 250°C で、 B_2 試料は 350°C で焼もどし処理を施してある。一定時間切削後の V_B は、比較材として示した硬さ HV 145~150 の球状化材に比べ、硬さが大幅に増しているにもかかわらず同様な値を示している。一方、切りくず形状はマルテンサイト相を混在することによってカール半径が小さく一巻き以下で折断されたものとなっている。なお、焼もどしマルテンサイト相一相組織の B_2 試料を切削する時には連続した切りくずが生成し (写真は人為的に切断したものの)、工具や被削材に巻きついて摩耗試験を行うことができなかった。

Fig. 5 は高速切削用のサーメット工具で B 試料を切削した場合の工具摩耗幅 (V_B) とその際の切りくず生成状態を示すものである。 B_N 試料は HV 160 の焼ならし材であり、 B_M 試料は HV 260 のマルテンサイト相を混在させた鋼である。切削速度 100 m/min における V_B 値は B_N と B_M 試料間で大差ない。しかし、切削速度 200 m/min においては B_M 試料の V_B 値が増大している。切りくず状態は B_N 試料では工具に巻き付きやすく処理性の悪いものとなっているが、 B_M 試料では一巻き以下で折断している。

フェライト・マルテンサイト組織をもつ鋼の切削にお

		Work material	
		B_N	B_M
Cutting speed (m/min)	100		
		$V_B: 0.04\text{mm}$	$V_B: 0.03\text{mm}$
200			
		$V_B: 0.06\text{mm}$	$V_B: 0.11\text{mm}$

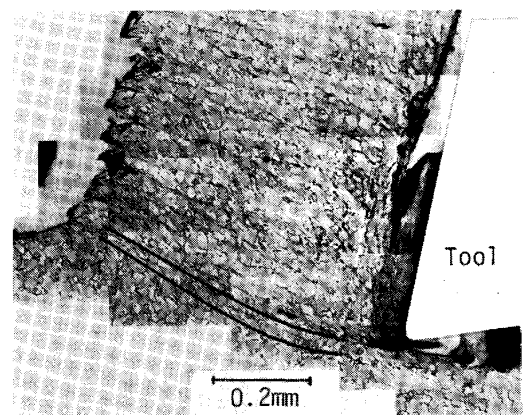
Cutting length: 1500 m, $D_C: 1.5\text{ mm}$, $f: 0.2\text{ mm/rev}$,
 $W: 2.5\text{ mm}$, Tool: Cermet [-6, -6, 6, 6, 30, 0, 0.8]
 B_N : Ferrite-Pearlite (HV160)
 B_M : Ferrite-Martensite (HV260)

Fig. 5. The cermet-tool wear (V_B) and appearance of chip of SCM420 (B) sample at high cutting speed region.

Table 4. Tool life of high speed steel tool in turning.

Area of martensite in quench-tempered material (%)	55~57	100
Tempering temperature ($^\circ\text{C}$)	300 400 500	650
Hardness of samples (HV)	290 270 254	250
Tool life (s)	80 839 >900	460

Work material: B_2 , Cutting speed (V): 40 m/min,
 Depth of cut (D_C): 1.5 mm, Feed (f): 0.2 mm/rev,
 Tool: SKH 4 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.4], Cutting fluid: none



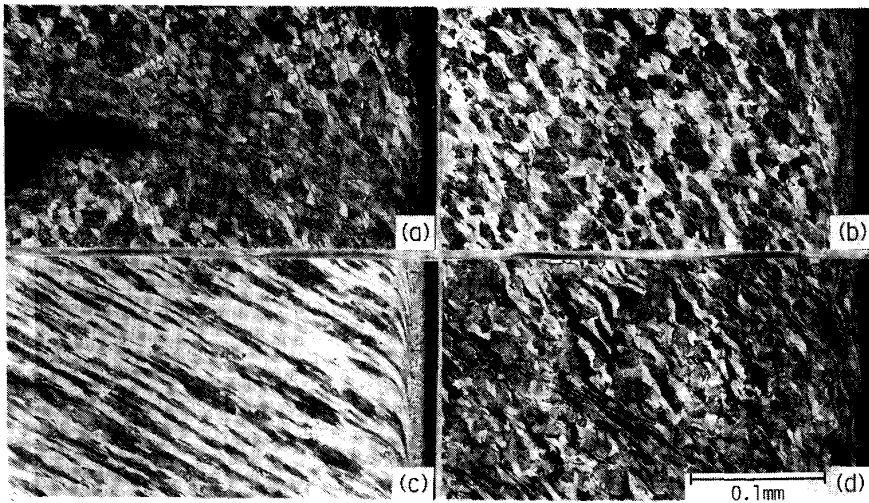
Work material: B_{1M} (HV300), $V: 10\text{ m/min}$, $f: 0.2\text{ mm/rev}$,
 $D_C: 1.5\text{ mm}$, Tool: P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]

Photo. 2. The chip forming state of the steels mixed with martensite at low cutting speed. (The shear region of chip is shown by lines.)

けるハイス工具の損傷におよぼす焼もどし温度の影響を Table 4 に示す。 B_2 試料の切削速度 40 m/min における工具損傷までの時間は、焼もどし温度を 300°C から 400°C に高めると 10 倍以上に増加する。 500°C の焼もどしでは 900 s 間切削した段階で被削材の径が細くなったので実験を中止した。この試料の硬さは焼もどしマルテンサイト一相組織の鋼とほぼ同等であつたにもかかわらず、工具損傷までの時間 (寿命) はフェライト・マルテンサイト組織の試料が著しく長い。

3.3 切りくずのマイクロ組織

焼もどし処理しない試料 (B_{1M}) を切削速度 10 m/min の低速で切削中に得た切りくず生成状況を Photo. 2 に示す。 $V: 10\text{ m/min}$ の低速切削域 (30 m/min 以下) のため構成刃先が生成している。切りくず中には多数のミクロクラックが認められ、これらのクラックは幾何学的な切りくずせん断面に平行な状態で生成しているものが多く、切りくず表面には鋭い切り欠きが見られる。Photo. 2 に示した切りくずせん断領域の開始線 (被削材



- $V: 100 \text{ m/min}, f: 0.25 \text{ mm/rev},$
 $D_C: 1.5 \text{ mm}, W: 2.5 \text{ mm},$
 Tool: P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]
 (a) B_{1M} (SCM420, As quenched)
 Hardness of chip: HV410 (Load: 1000 gf)
 (b) B_{1M-2} (SCM420, Tempered at 200 °C), Hardness of chip: HV400
 (c) B_{1N} (SCM420, Normalized), Hardness of chip: HV340
 (d) B_{2M} (SCM435, As quenched), Hardness of chip: HV425

Photo. 3. Microstructures of chip of SCM420(B_1) and SCM435(B_2) samples.

側)はフェライト相が変形し始めた部分を結び、終了線(切りくず側)は切りくず中のクラックと同程度のクラックが生成している部分を結んだものである。このようにして得られた切りくずせん断域の幅は $50 \mu\text{m}$ 以下であった。Photo. 3 は B_1 および B_2 の4種類の試料について切削速度 100 m/min における切りくず組織である。Photo. 3 (a) は B_{1M} 試料であり、せん断型に類似した表面をもつ切りくずが生成し、その凹部の切りくず内部にはクラックが集中している。しかし、 200°C で焼もどした B_{1M-2} 試料の切りくずは Photo. 3 (b) に示すごとく、クラックは生成していない。また、せん断型に類似した表面をもつ切りくずも生じておらず、切りくず中のマルテンサイト相はかなり変形量を増している。比較のため、 B_{1N} 試料の焼ならし材の切りくず組織を Photo. 3 (c) に示すが、パーライト相が著しく延伸されている。なお、 B_{2M} 試料のフェライト・パーライト・マルテンサイト組織を Photo. 3 (d) に示す。切りくず中ではパーライト相が部分的に著しく延伸されていることが認められる。以上のごとくマイクロ組織の差異とクラックの生成について別途観察した結果、生成する切りくず形状にも大きな変化が推定される。

4. 考 察

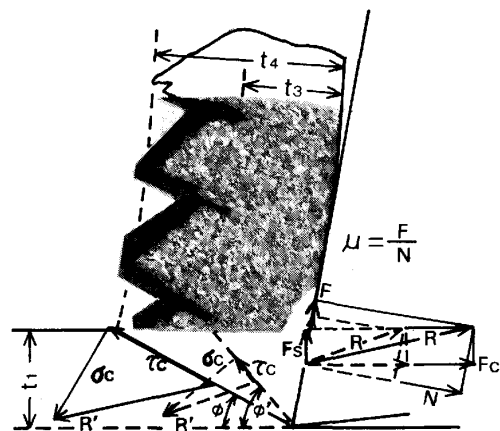
マルテンサイト相を混在させた鋼は切りくず処理性の点ですぐれていることが実験結果から明らかになった。これらは切削加工工程の自動化・無人化において重要な意義を持つ。ここではマルテンサイト相を混在させた鋼の切りくず処理性の改善機構について検討し、次いで、工具摩耗におよぼす焼もどし温度の影響を考察する。

4.1 切りくず処理性

焼もどし処理しないマルテンサイト相を混在させた鋼

の切削においては、切りくず内部に多数のマイクロクラックの発生がみられた。従来から、流れ型の切りくずせん断域においてはせん断応力と圧縮(垂直)応力が同時に作用すると考えられてきた。しかし、硬いマルテンサイト相を混在させた鋼ではミクロ的な不均質部の存在のために、このような考え方が十分に適用できない面のあることを示唆している。

マイクロクラックの発生は切りくずせん断域において、せん断面に沿って生成している。これらは被削材中のマルテンサイト相の大きさと切りくずせん断領域の規模から、マルテンサイト相の分布状態に大きく関連すると思われる。すなわち、マルテンサイト相が変形し難いことに原因して、その分布状態によつては切りくずせん断域における応力分布が不均一となり、ミクロ的には圧縮応



Work material: B_1 (As quenched, Ferrite-Martensite)
 $V: 100 \text{ m/min}, f: 0.2 \text{ mm/rev}, D_C: 1.5 \text{ mm},$
 Tool: P10 [8, 10, 6, 6, 15, 15, 0.3]

Fig. 6. The stress state in cutting zone when chip showed the surface similar to shear type cutting.

力が作用しない領域が生じることが考えられる。このため、マイクロクラックの圧着がなされない場合が多く生じるものであろう。

マルテンサイト相を混在させた鋼を高速で切削した場合、Fig. 6 に示すごとくせん断型に類似した表面をもつ切りくずが生成した。このような切りくずが生成することによって切りくず処理性は著しく改善されている。せん断型切りくずの生成機構は臼井の著書にまとめられている⁴⁾。せん断型切りくずと類似した鋸歯状切りくずについては中山の研究がある⁵⁾。本実験で得られた切りくずは、クラックの切りくず表面からの発生という点で鋸歯状切りくずの生成機構と似ている。しかし、前述のごとく、低速切削域においては切りくず表面にするどい切欠をもつものの、いわゆる流れ型の切りくずが生成していた。従つて、この場合切削速度の増加に起因してせん断型に類似した表面をもつ切りくずが生成したと考えられる。まず、切りくずが最も厚さを増した状態と、伝播したクラックが停止した状態について切りくずせん断域の応力状態を検討した。Fig. 6 の場合、切削速度 100 m/min における実際の切りくずの厚さは $t_3=0.18$ mm および $t_4=0.35$ mm が得られた。この時の応力状態を別途行つた実験結果をもとに算出した。すなわち、工具送り量 ($f:t_1$ に相当) だけを 0.1, 0.2, 0.3 mm/rev と変化させて切削した際の主成分力 (F_c) はそれぞれ 41, 63, 85 kgf が得られ、この際の切りくず厚さはそれぞれ 0.16, 0.26, 0.40 mm であつた。送り成分力 (F_s) は各 f において 15 kgf とほぼ一定であつた。これらの値から切りくず厚さ t_3 および t_4 における F_c を算出⁶⁾すると、それぞれ 46 kgf と 76 kgf が得られた。このような値をもとに $f=0.2$ mm/rev の条件における切りくずせん断域でのせん断応力 (τ_c) および圧縮応力 (σ_c) を計算⁶⁾すると、 t_4 の状態では $\tau_c=97$ kgf/mm², $\sigma_c=93$ kgf/mm² であり、 t_3 の状態では $\tau_c=37$ kgf/mm², $\sigma_c=123$ kgf/mm² が得られた。すなわち、厚い切りくずが生成する段階はクラックが発生、伝播しやすい条件が増す状況にあり、クラックが停止した段階ではせん断応力が減少して圧縮力が増していることが示された。ここで、切りくず厚さが最大である t_4 の状態からクラックの発生によつて形成された面は切りくずせん断角 (ϕ) で示された切りくずせん断面に沿つた面に近いものと見ることができる。この際のクラックの伝播は前述のごとく、 ϕ で示された切りくずせん断面に沿つて生成中のマイクロ的な欠陥をつなぐように進行したもので、その速度は切削速度 (V) を上回っていることが推察される。切りくず表面の左下がりの曲線は ϕ' から ϕ へと移行するに

従つて形成されたものであるが、この際、クラック先端の開口状態からは引張力が作用していたことも予想される。そして、 t_3 部分の形成に比較して t_4 部分の形成段階は時間も長く、切りくず速度 (V_c) も不均一である。

このようなせん断型の表面をもつ切りくずの生成は切削速度の増大に原因していると考えられ、工具-切りくず間の見かけ上の摩擦係数 ($\mu=F/N$) および切りくず表面側の温度上昇に注目して考察する。Fig. 6 に示すごとく、 t_4 状態では実線で示した主成分力 (F_c) の増大に伴う N の増大割合が F の増大割合を上回るために μ は減少しており、 t_3 状態では点線で示したごとく F_c の減少に伴う N の減少割合が大きいために μ は増大している。すなわち、クラックの伝播が開始する時期には μ の増大に伴う σ_c の増加は引き起こされていないことが予想できる。

一方、切りくずせん断域の温度は構成刃先が消滅した切削速度域で、すでにその一部が青熱ぜい性域に達している⁷⁾。しかし、切りくず表面側は切りくずの流出に伴う放熱も激しく、青熱ぜい性の温度域 (歪み速度が大きいため 500~600°C) に達するのは高速切削域まで持ち越される⁷⁾。切削速度の上昇に伴うクラックの伝播は、切りくず表面部分のフェライト相が高歪み速度域における青熱ぜい性域に達したことに起因すると考えられる。すなわち、フェライト相の多い低炭素鋼の青熱ぜい性域は引張り、圧縮、せん断の各試験において、歪み速度が増すほど出現温度域が高温側に移行することによる⁸⁾。これが引き金となり、切りくずせん断域のマイクロクラックあるいは応力状態がクラックの伝播を助長するであろう。そして、硬軟混合相のマイクロ組織の場合マイクロクラックの発生起点は Photo. 2 の流れ型の切りくず表面についても高頻度で形成されている。このような Photo. 2 の流れ型切りくずが、Photo. 3 (a) のごとくせん断型の表面をもつ切りくずに変貌するのは、フェライト相のぜい化によつてクラックの伝播形態が延性破壊からぜい性破壊へと変化することに対応していると思われた。

硬いマルテンサイト相を混在させた鋼を約 300°C で焼もどし処理した場合には、切りくず中に光学顕微鏡で観察可能なマイクロクラックは認められない上、せん断型の表面をもつ切りくずも生成しない。しかし切りくず処理性は高速切削域でも焼ならし試料より格段に優れている。焼もどしによつてマルテンサイト相の硬さは低下しているものの、パーライト相よりは硬さが著しく大きく、切りくずせん断域においては多くの微細欠陥の残存が推察され、これによつて切りくずのぜい化が考えられる。

切りくず内の微細欠陥は焼ならし材の場合、Photo. 3

(c)に見られる切りくず中のフェライト・パーライトの変形方向に沿うものであろう。しかし、硬いマルテンサイト相を混在する場合には切りくずせん断に沿うマイクロクラックが観察されており、軟化しているとはいえ変形量の少ない焼もどしマルテンサイト相が観察される切りくず組織の場合は、切りくずせん断面に沿った微細欠陥も多く内在していることが推察される。

生成した切りくずが被削材や工具逃げ面に衝突して折断する際、切りくず表面には引張応力が作用する。クラックの進行は、ある長さまで切りくず内の欠陥に沿うものであろうから、欠陥が切りくず表面に垂直なほどクラックの進行に要する引張応力が有効に作用する。従つて、切りくずのマイクロ組織に沿う方向より ϕ に沿う面に平行な欠陥の方がクラックの進行には有利である。この点でも、マルテンサイト相を混在させた鋼の切りくず折断性はすぐれていることが示唆された。

4.2 工具寿命

工具摩耗は切削部の温度上昇および abrasive な作用によつて助長されることを考えると、硬いマルテンサイト相を混在させた HV 260 の鋼の工具摩耗への影響は HV 160 前後の焼ならし材に比較して好ましくないことが予想された⁷⁾。しかし、耐摩耗性の大きい TiN 系サーメット工具を用いた場合、高速切削域においては予想よりも工具摩耗量が増大しなかつた。これに対して超硬工具では、SCM 420 (B₁) および SCM 435 鋼の切削の場合、250~350°C で焼もどしを施さないと球状化材と同程度の工具摩耗とはならない。そして、ハイス工具では 400°C 以上の温度で焼もどしを施さないと、300°C で焼もどした場合よりも工具寿命時間を大幅に回復することができなかつた。すなわち、マルテンサイト量が同じならその相が硬いほど、工具-切りくず間の接触面積が減少して、工具すくい面に加わる単位面積当たりの切削力は増大する⁷⁾。このため、切りくず裏面の変形流動層の温度上昇と結びつく。このような工具すくい面における切削挙動は工具逃げ面においても行われているのであろう。変形流動層は被削材の硬さと切削速度の増加によつて可塑性を増し⁷⁾、この領域のマルテンサイト相の軟化を伴うものであろう。従つて、高速切削域における工具摩耗に対しては、マルテンサイト相の abrasive な効果が上昇する温度によつて減少し、予想された工具摩耗幅を下回つたものと思われる。

フェライト・マルテンサイト混合組織の鋼とマルテンサイト一相組織の鋼を焼もどしによつていずれも同じ硬さにした場合、ハイス工具寿命への影響を比較すると前者の方が著しくすぐれていた。ハイス工具を用いた切削

速度域は構成刃先の生成域であり、この場合、焼もどしによるマルテンサイト相の靱性回復と切削部の激しい変形域で青熱ぜい性域に達したフェライト相の双方に原因して、強靱で安定な構成刃先が生成して工具面を保護するような機構が考えられる。

5. 結 言

マルテンサイト相を混在させた SCM 420 鋼および SCM 435 鋼について、旋削加工の際の切りくず処理性と工具摩耗におよぼすマルテンサイト相の影響について実験し考察した。結果を要約すると次のごとくである。

1) マルテンサイト相を混在させた鋼の切りくず処理性は球状化材や焼ならし材に比較して著しくすぐれていた。この原因は低速から中速切削域において生成する流れ型切りくず中に観察されるマイクロクラックの発生、および高速切削域におけるせん断型に類似した表面をもつ切りくずの生成によるものと推察した。

2) マルテンサイト相を混在させた鋼を焼もどし処理した試料の切りくず中にはマイクロクラックを認めず、せん断型に類似した表面をもつ切りくずも生成しなかつた。しかしこの場合でも切りくず処理性は良好であつた。

3) 超硬工具の摩耗は、マルテンサイト相を混在させた鋼を 300°C 前後で焼もどした場合、球状化材と同程度であつた。ハイス工具の摩耗については、400°C 以上の焼もどしで、300°C 焼もどしよりも工具寿命時間の大幅な回復が得られた。しかし、焼もどしを行わない鋼をサーメット工具で高速切削した場合は、焼ならし材よりも工具摩耗が増大した。

本研究を遂行するに当たり、終始御指導を頂いた大同特殊鋼(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頂き、記して謝意を表します。

文 献

- 1) 例えば、佐藤善治: 応用機械工学, 253 (1981), p. 177
- 2) 精機学会切削加工専門委員会 被削性小委員会: 精密機械, 46 (1980), p. 897
- 3) 荒木 透, 山本重男, 内仲康夫: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 444
- 4) 白井英治: 切削・研削加工学(上) (1974), p. 77 [共立出版]
- 5) 中山一雄: 精密機械, 43 (1977), p. 117
- 6) 白井英治: 切削・研削加工学(上) (1974), p. 20 [共立出版]
- 7) 山本重男, 荒木 透, 金尾正雄: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 408
- 8) 大森正信, 吉永芳豊: 塑性と加工, 8 (1967) 77, p. 297; 8 (1967) 78, p. 359