

技術資料

## 鋼の被削性と冶金学的因子\*

荒木 透\*\*・山本重男\*\*\*

### Machinability of Steel and Metallurgical Factors

Toru ARAKI and Shigeo YAMAMOTO

#### 1. ま え が き

金属材料として最も大量に用いられる鉄鋼は Al, Mg などの軽合金や黄銅系の材料と比べて一般に非常に切削しにくい。それだけ機械加工技術の面で経済性や生産性の要求から「被削性」が重要な課題として登場してくる。従来、鋼の被削性ないし切削性 (machinability) は重点的に次の4点から評価されてきた<sup>1)2)</sup>。

- (1) 切削工具の寿命におよぼす影響
- (2) 切削工具に加わる切削力の大小
- (3) 切削仕上面状態の良否
- (4) 切くずの処理性の難易

とくに切削工具の寿命におよぼす被削材の影響を中心とした最適切削条件の設定に重きがおかれてきた理由は、工具が高価であることや、工具摩耗に伴う部品材の仕上面および精度の低下、そして工具再研磨時間やその取付による精度の出し直しなどが製品のコストに大きく影響するからであろう。しかし、精密化、高速化、自動化を目指している切削工程では、使い捨て工具 (スローアウェイ工具) の出現などにも原因して、かわつて切くずの処理性のすぐれた鋼の出現も望まれてきている。

このように、被削性評価の基準はつねに進展しつつある切削工程に適合して比重が変わるものであろうし、同じ被削材を用いても異なる製品の切削工程では評価の基準も異なる。しかし、軟鋼と 18-8 ステンレス鋼の切削条件が大幅に異なるごとく、被削鋼材に原因した切削工程の能率の格差は動かしがたい事実である。かくて切削加工機がより高速化され、より耐摩耗性の優れた工具が出現したとしても、軟鋼に比べステンレス鋼はこれらの性能を発揮させる場合のネックとなる可能性が多い。

一方、被削鋼材の被削性そのものを著しく向上させる手段が可能となつても、それを扱かう切削工程と条件が適当でなければ、内在する快削能を十分に引出すことはできない。このような意味で、各種の鋼の被削性は統一

した条件による絶対評価よりは実用条件による評価が最も重要視される現状にある。

前記の被削性評価項目を総合的に考えようとする場合にも、切削にさいして切くずが生成する領域の塑性変形挙動の解明がまず必要であり、切削局部から切くずの生成する機構を中心として鋼の被削性を考察することによつて(1)~(4)の項目は相互に関連してある程度の説明が可能となる。

以下各種の鋼の被削性についてその機構と冶金学的要因を中心として解説することにした。

#### 2. 鋼の切くず生成機構

##### 2.1 切削機構の単純化モデル

切くずがどのような変成状態を経て生成するかは、十分に解明されているとはいえない。切削部の急激な歪速度、応力分布状態、切削熱の発生などと複雑に関連して切くずが生成し、ほかの冶金学的要因と交錯しているからである。ここではまず、フェライトパーライト鋼を対象とした構成刃先の生成しない連続した切削状態を考えてみる。

切くずの生成は図1に破線で示したごとく、主として第一次せん断域と第二次せん断域によることが知られている。第一次せん断域は切くずせん断域ともよばれ、この域における切くずせん断合力 ( $R'$ ) は工具に加わる切削合力 ( $R$ ) の反力である。第二次せん断域は工具切くずの接触界面近傍の流動変形域であり、工具-切くず面の摩擦係数のごとく表わすことができる。

二次元切削 (diagonal cutting) による切削では工具すくい面 (AD面) に垂直な力  $N$  が作用し、すくい面に平行な摩擦力  $F$  を生じている。したがつて工具に加わる切削合力 ( $R$ ) は工具動力計などによつて主分力 ( $F_c$ ) と送

\* 昭和46年3月18日 (技術資料)

\*\* 東京大学工学部 工博

\*\*\* 金属材料技術研究所

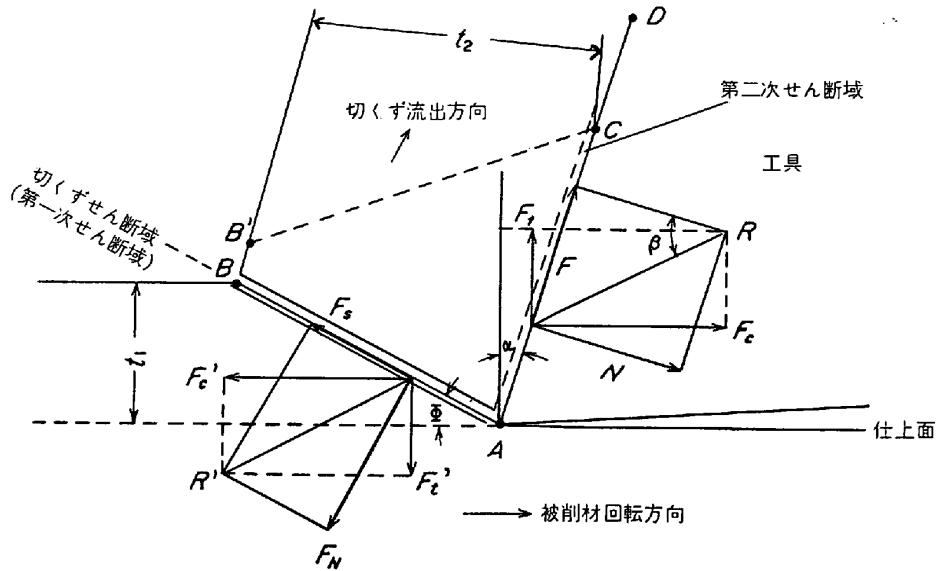


図1 二次元切削モデルの力の均合い

り力 ( $F_t$ ) として測定することができる。

ここで

$$N = F_c \cos \alpha - F_t \sin \alpha \dots\dots\dots (1)$$

$$F = F_c \sin \alpha - F_t \cos \alpha \quad (\alpha \text{ は工具すくい角}) \dots\dots\dots (2)$$

であり、みかけの摩擦係数 ( $\mu$ ) は

$$\mu = F/N = F_c \tan \alpha + F_t/F_c - F_t \tan \alpha \dots\dots (3)$$

次に切くずせん断角 ( $\theta$ ) は

$$\tan \theta = \gamma \cos \alpha / 1 - \gamma \sin \alpha \quad (\gamma = t_1/t_2) \dots\dots (4)$$

そして、切くずがせん断する際のせん断合力 ( $R'$ ) は  $A$   $B$  面に垂直な圧縮力  $F_N$  と平行なせん断力  $F_S$  に分解できる。この場合

$$F_N = F_c' \sin \theta + F_t \cos \theta \dots\dots\dots (5)$$

$$F_S = F_c \cos \theta - F_t \sin \theta \dots\dots\dots (6)$$

であり、 $A$   $B$  面における単位面積当たりの圧縮応力  $F_\sigma$  とせん断応力  $F_c$  は

$$F_\sigma = F_S/A = (F_c \sin \theta + F_t \cos \theta) \sin \theta / t_1 b \dots\dots\dots (7)$$

$$F_c = F_N/A = (F_c \cos \theta - F_t \sin \theta) \sin \theta / t_1 b \dots\dots\dots (8)$$

で表わされる。この場合せん断面積  $A$  は

$$A = (t_1 / \sin \theta) \times b \quad (b : \text{切削幅}) \dots\dots\dots (9)$$

である。

しかし、理論的にはたとえば切くずせん断面 (角度  $\theta$ ) についてもいろいろな関係式が提唱されていて<sup>3)</sup> 定説がないが、一つには切削部における塑性条件などに対する考え方がそれぞれ異なるからである。

なお切くずが生成する場合には第一次せん断域および第二次せん断域だけに限らず、 $ABB$   $CA$  の擬三角領域で

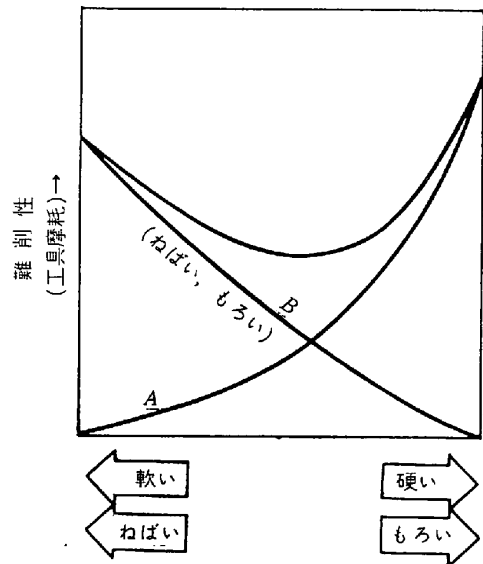


図2 材料の硬さねばさと難削の度合い

も若干の塑性変形が行なわれている。とくに工具すくい面を拘束して、工具-切くず接触面積を縮小した実験をすると三角領域における塑性変形量は激しくなることがみられる。

被削性の判断に資するパラメータとしては、上記の切削抵抗値や切削比  $\gamma$ 、せん断角  $\theta$  などが切削の各瞬間の数値として有意に用いられるが、これは必ずしも他の要素をも代表するものではない。

2.2 切くずせん断域の組織と塑性挙動

一般に切くず生成域の歪速度については、通常の切削において第一次せん断域で  $10^1 \sim 2 \text{ sec}^{-1}$  に達し、第二次せん断域ではその 10 倍以上にも達するものと考えられる。

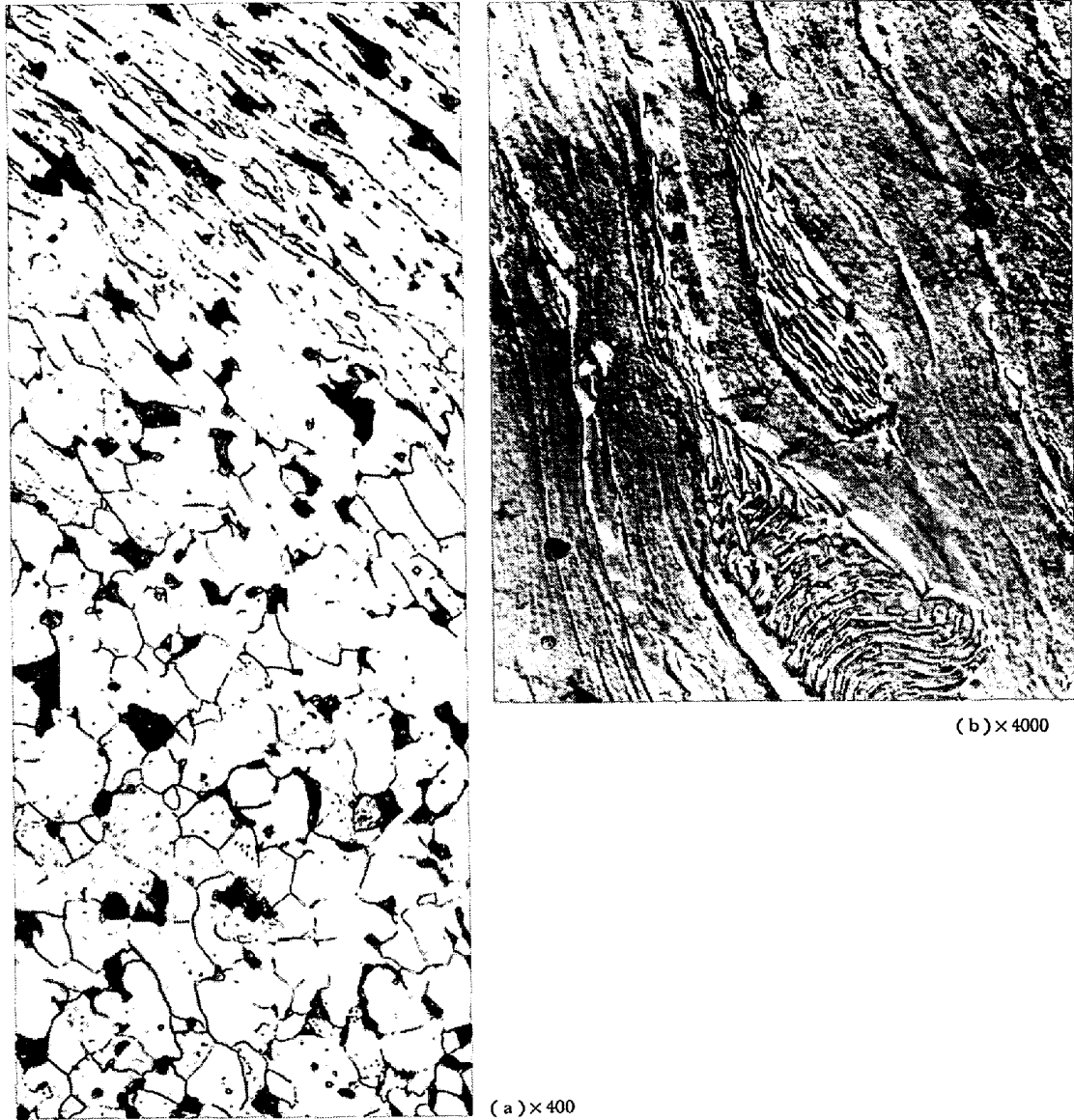


写真1 切くずせん断域の変形状態 (a) 光学顕微鏡, (b) 電子顕微鏡

鋼の常温での特性と被削性との関連は主として機械工学の分野から検討されてきた。奥島<sup>2)</sup>は材料の粘さ、もろさ、軟かさ、硬さと被削性の関連を図2のごとく考えている。すなわち、かたい材料ほど工具の機械的摩耗は多くなりA曲線となる。一方、ねばい材料ほど刃先にねばりついて刃先温度を上昇させ、工具の熱摩耗を促進するのでB曲線となる。その結果、工具寿命のもつとも長い最適の硬度が図のように存在する。これは後述の構成刃先とも関連しており、鋼のブリネル硬さ180くらいのところ<sup>3)</sup>が被削性-生産性の最適点ともされるゆえんである。

炭素鋼の場合、経験的にはパーライト量が15~25%くらいのときもつとも良好な被削性（とくに工具摩耗に関して）がえられている。しかし、かたくてもろいといわれているパーライトは、切くず中では写真1(a)(b)

のごとくセメントイトが移動したり、わん曲したりして観察される<sup>4)</sup>ものである。パーライトを含むと、フェライト鋼はかたくなり、引張試験値でみる伸びや絞り値を減少させる。切削部のごとく水圧的圧縮力およびせん断応力の大きく作用する領域では、パーライトを構成しているかたい板状セメントイト間のやわらかいフェライトが強変形をおこすことによつて、セメントイトの変形と移動を可能にするものである。

軟鋼で、ある範囲の島状パーライト量の存在することが被削性を良好ならしめる原因としては、切くずせん断域におけるパーライトの応力集中源としての作用を考えることができる。この域において、フェライト中に島状に分布するパーライト頂端の近傍では、まず応力集中によつてフェライトが高い応力をうけ塑性変形をはじめ。つぎに、あるていどフェライトが加工硬化した段階

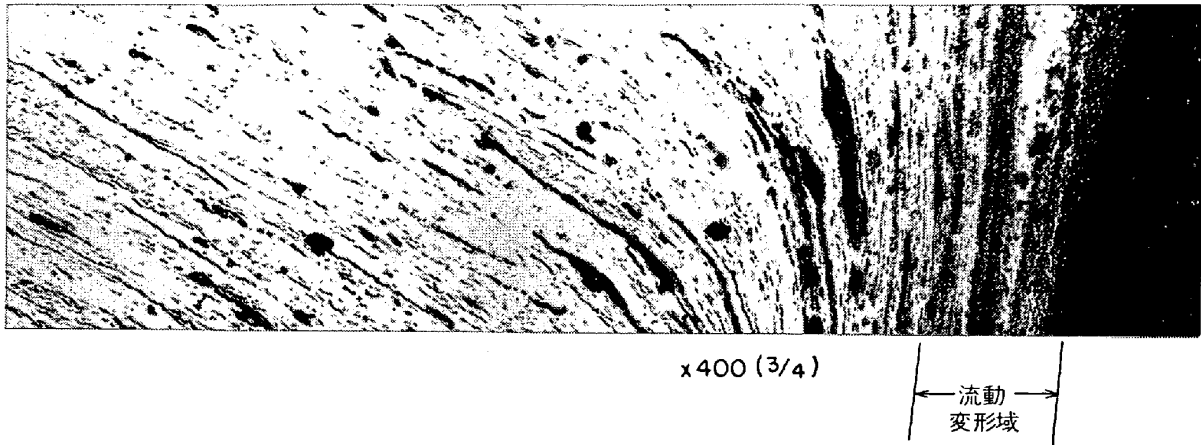


写真2 工具切くず接触域における変形状態

でパーライト中のセメントイトの変形と移動がおこると考えられる。この場合のフェライトの加工硬化は、ミクロ的には、可能なすべり面の減少と転位の集積などを招来しこれによつて一応転位源の作動が停止され、新しい転位を発生させるには外力によるさらに大きい応力が必要となる。変形に要する応力水準が高まるにしたがつて新しいすべり面の活動がはじまり、そして、初期には応力集中源として作用し介在していたパーライト自身も変形をはじめめる応力水準に達する。

比較のためパーライトを含まないフェライトのみの組織の第一次せん断域を考えてみる。加工硬化によつてある水準に達した局部のフェライトは、その周辺の低応力水準にあるフェライトの応力水準が高まるのと対応して、断続的に変形を行なつてゆくと考えられる。このため、せん断変形のはじまりから終わりまでのせん断域はかなり広くなり、せん断角 ( $\theta$ ) は低いから切くずせん断合力 ( $R'$ ) は大きいものと解釈できる。

フェライト中に適量に存在したパーライトの効果は切くずせん断幅の縮小によつて切くずせん断合力 ( $R'$ ) の減少と結びつくと考えられる。すなわち、フェライトが加工硬化によつてせん断-応力水準を高めたとしても、均一に分散している島状パーライトが障害となつて急増して島状パーライトの変形を引きおこす応力水準に達し、さらに未変形のフェライトの変形がはじまる。したがつて局部に変形が集中され、せん断幅の拡大が抑制されると考えられる。

また一方、パーライトのみの組織 (共析鋼) では、パーライトの変形が高い応力水準であることに原因し、切くずせん断合力を増し、工具切くず間の熱発生量高め、工具摩耗を促進することにつながる面から被削性は劣ることとなる。

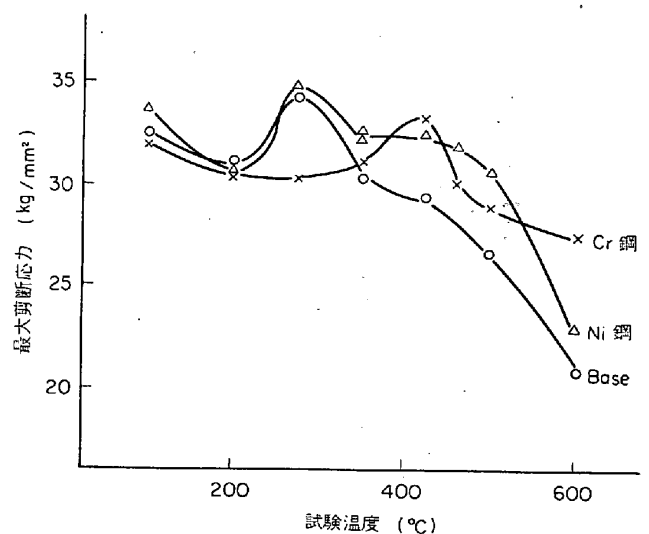


図3 軟鋼および少量の Ni, Cr を含む鋼の昇温ねじり応力曲線

### 2.3 工具-切くず接触界面の様相

高速切削において工具-切くずが接触する域では、強加工による歪エネルギーが生成中の切削熱によつてつねに解放されている状態にあるといえる。このような切くずの裏面 (工具側) の状態を写真2に示した。工具と密着した切くず内部では激しい変形による流動域が観察され、この層の厚さは高速切削域では  $100\mu$  にもおよび、到達温度はオーステナイト域に達している。

図3は被削材の昇温状態における振り試験特性であり、表1にその化学組成とミクロ組織を示した。

鋼の靱性脆性域は C, N などの侵入型固溶不純物原子による Cottrell 効果と dynamic な歪み時効で説明されているものである。Ni および Cr 添加による靱性脆性域の挙動の変化は図4にも示したごとく、切削中の切くずせん断角 ( $\theta$ )、工具-切くず間の摩耗係数 ( $\mu$ ) と対応している。すなわち、軟鋼ベース材の切削抵抗のピー

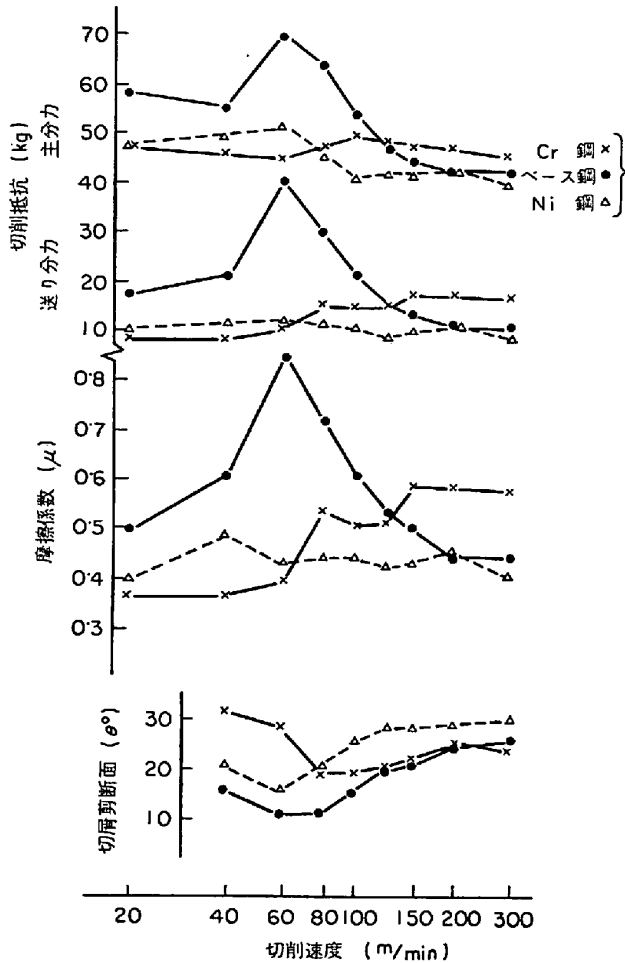


図 4 軟鋼の切削速度と切削部の状態を示すパラメータ量

クとなる速度域 (60m/min) では摩擦係数の増大から、工具-切くず間の流動域が青熱脆性域に達し、変形抵抗を増すことによつて、切くずせん断角 ( $\theta$ ) が減少し、せん断幅の増大からせん断合力 ( $R'$ ) の増大をまねている。しかし、Ni 添加試料は島状パーライト量が増したことによつて、せん断幅の拡張が抑制され、いちじるしいピーク値を示すには至っていない。Cr 添加の場合は青熱脆性域の高温側移行により切削合力ピーク値を高切削速度域になだらかに移行させる結果となるであろう。

図 5 は軟鋼を常温から赤熱の高温までの温度で衝撃圧縮変形 ( $4 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$  最大の歪速度) させた場合の変形抵抗値を示す<sup>5)</sup>もので、軟鋼切削時の工具-切くず接触界面の平均温度と関連させて考えることができる。

OPITZ らは切削部における温度変化は  $10^6 \text{ }^\circ\text{C/sec}$  にもおよぶ急激なものであるため、高切削速度域における工具近傍の流動層においては、パーライト部分の炭素は十分拡散しきれず、炭素に富んだ強靱なオーステナイトに変態して工具に密着し、フェライトからオーステナイト域に変態した部分よりは工具摩耗 (attrition) を促進

表 1 軟鋼に合金元素を添加した試料の組織およびかたさ (荒木・山本)

	C	Ni	Cr	H <sub>RB</sub>	パーライト量		
					量	b*	d**
Base 材	0.08	<0.03	0.03	56.6	4.3	6.3	134
含 Ni 試料	0.1	0.99	0.03	68.8	8.4	9.5	104
含 Cr 試料	0.10	<0.03	0.97	61.2	8.7	7.9	83

\*b: 島状パーライトの幅 ( $\mu$ )  
\*\*d: 島状パーライトの隣接間距離 ( $\mu$ )

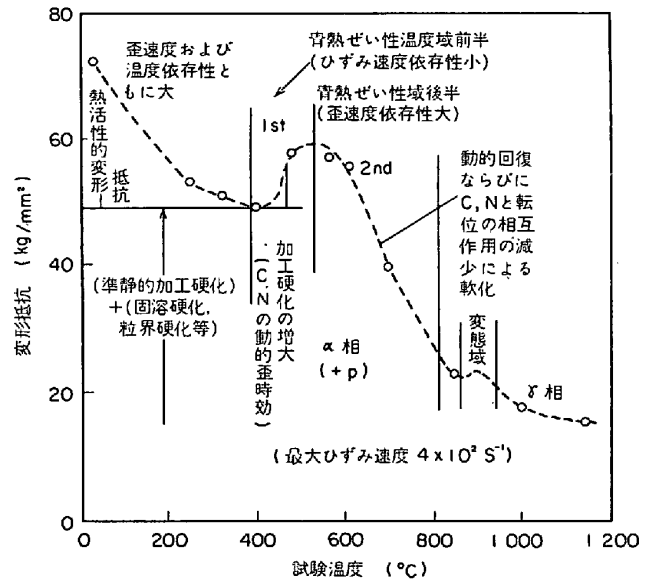
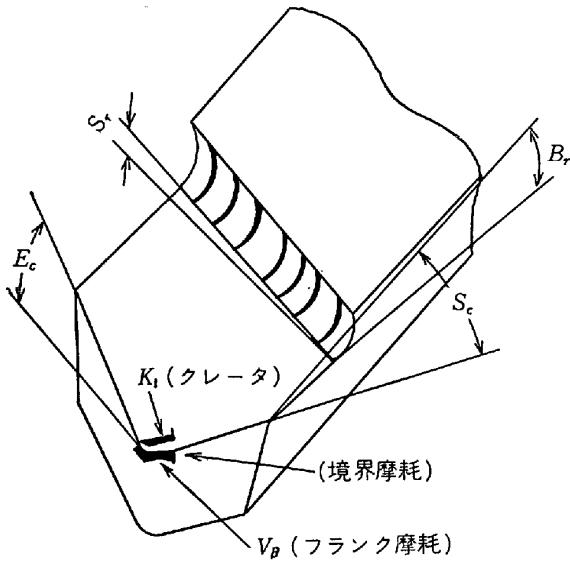


図 5 急速圧縮変形抵抗の温度による変化と物理冶金学的解釈

させると考えている<sup>6)</sup>。鋼中の炭化物の分散挙動は逆変態オーステナイト中の固溶C量を左右する。したがつて工具の摩耗は鋼の熱処理履歴に敏感に影響される。この説によると炭化物系超合金工具に対する被削鋼のC量の影響は金属組織に大きく依存することとなる。

一方鈴木らによると、炭化物工具 (WC-Co 系) で低炭素鋼を切削するときには、工具から切くずへの炭素の拡散が行なわれ材質劣下を進行するが、被削材が高炭素鋼であればCの拡散は若干逆方向となる<sup>7)</sup>。C以外にもCo, Feの拡散も行なわれるが、TiCを含む炭化物工具ではβ相の(WC-TiC固溶体)が被削材の炭素量によつて固溶量(格子定数)を変え、炭素の吸収および放出を行なつており、他の元素の拡散も抑制され、炭化物工具としての特性が維持されていると報告している。

以上、2. で述べてきたごとく、鋼の被削性はその成分、組織あるいは昇温特性など単一の因子で一義的に代表されるものではなく、第一次せん断域では主として常



$B_r$ : 前すくい角  $S_r$ : 横すくい角  $E_c$ : 前切刃角  
 $S_c$ : 横切刃角

図6 旋削用工具の形状例と摩耗の状況

温における金属組織の塑性挙動への影響が重要視されるが、第二次せん断域では流動変形した被削材の昇温および高温特性、さらには工具品種との相関関係 (affinity とよぶ人もある) も考慮に入れねばならない。さらに後述のごとく、鋼中の酸化物、硫化物等介在物の工具面への堆積が重要な要因となつて加わってくるので、その解明はきわめて複雑なものとなる。

2.5 工具寿命により判定する被削性

以上のように切削の過程では工具と切くずの界面付近で大きな塑性流動が行なわれ、発熱による微視的物質移動 (diffusion) からくる劣化損失と機械的損耗 (attrition) によつて工具摩耗が進行する。図6には、工具の三次元的な摩耗を示し、図のすくい面の  $K_t$  (crater) および逃

げ面の  $V_B$  (flank wear) はそれぞれ代表的な摩耗として格付けられ、それぞれ深さ ( $\mu$ ) および幅 (mm) をもつて測定評価される。

ごく軽切削の場合を除いて、一般に切削速度  $V$ 、送り (一回転あたり)  $f$  などの切削の強さを表わす量が多いほど工具の摩耗現象は激しく、切削精度からくる工具の寿命  $T$  は短くなる。  $K_t$  あるいは  $V_B$  のある限界値に対して  $T$  は一般には  $\log$  の一次函数で近似しうるとして表わされ;  $T = K \cdot V^\alpha \cdot d^\beta \cdot f^\gamma$  この場合切込み量  $d$  および送り  $f$  を一定とした場合についてはよく知られた:  $VT^n = C$  の形の式が用いられる。次節で引用した図に示されるように、ある狭い範囲では  $\log$ - $\log$  プロットで  $V$ - $T$  関係は直線近似とみなされ、この場合の  $C$  および  $n$  は工具および被削材質 (組成, 組織) により一定値を与える。  $C$  の値、または  $T = 20 \text{ min}$ ,  $60 \text{ min}$  などをとつた場合の  $V$  の値 (それぞれ  $V_{20}$ ,  $V_{60}$ ) は被削性を示す一つの指数 (index) として用いられる。これらの値は使用工具に依存するものであると同時に  $K_t$ ,  $V_B$  によつてあるていど異なつた値を示すことは当然であり、後述の介在物の工具面への被覆効果などを論ずるに当たつてはこれらの条件が重要な意義をもつてくる。

2.4 構成刃先の生成と被削性

主として高速度鋼工具を用いて行なう比較的低速の切削域では図7<sup>9)</sup>のごとく工具先端部に構成刃先 (built up edge) が生成し、事実上の切削はこの構成刃先によつて行なわれる。切削局所の急速停止装置<sup>9)</sup>により試片を顕微鏡組織的にみると、フェライトパーライト組織の切削局部における塑性変形挙動をうかがい知ることができる。

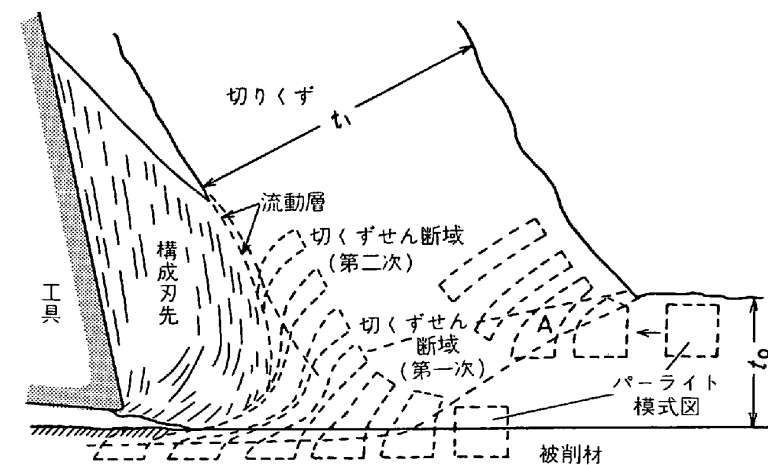


図7 軟鋼の代表的切削模型 (速度約 25m/min, 送り 0.2 mm/rev 程度の場合)

構成刃先の生成に関しては、塑性変形した被削材のごく一部 (流動変形部の一部) が構成刃先となるもので、強変形によつて青熱脆性域 (図5参照) に達した加工硬化層が急速に堆積して形成するものと考えられる<sup>9)</sup>。堆積中の組織中では一般に部分的に分裂、脱落しつつ刻々の変化が行なわれる。

切削部は切削熱の発生状況によつて変わる。構成刃先は、たとえば切削速度の変化によつて構成刃先の形状が図8に定性的に示すようになり<sup>10)</sup>、平均切削抵抗値もこれに対応して変わる。さらに、軟鋼より高炭素鋼のほうが、また軽切削より重切削のほうが切削熱の発生が激しく、したがつて低速域側で構成刃先の影響を受ける。

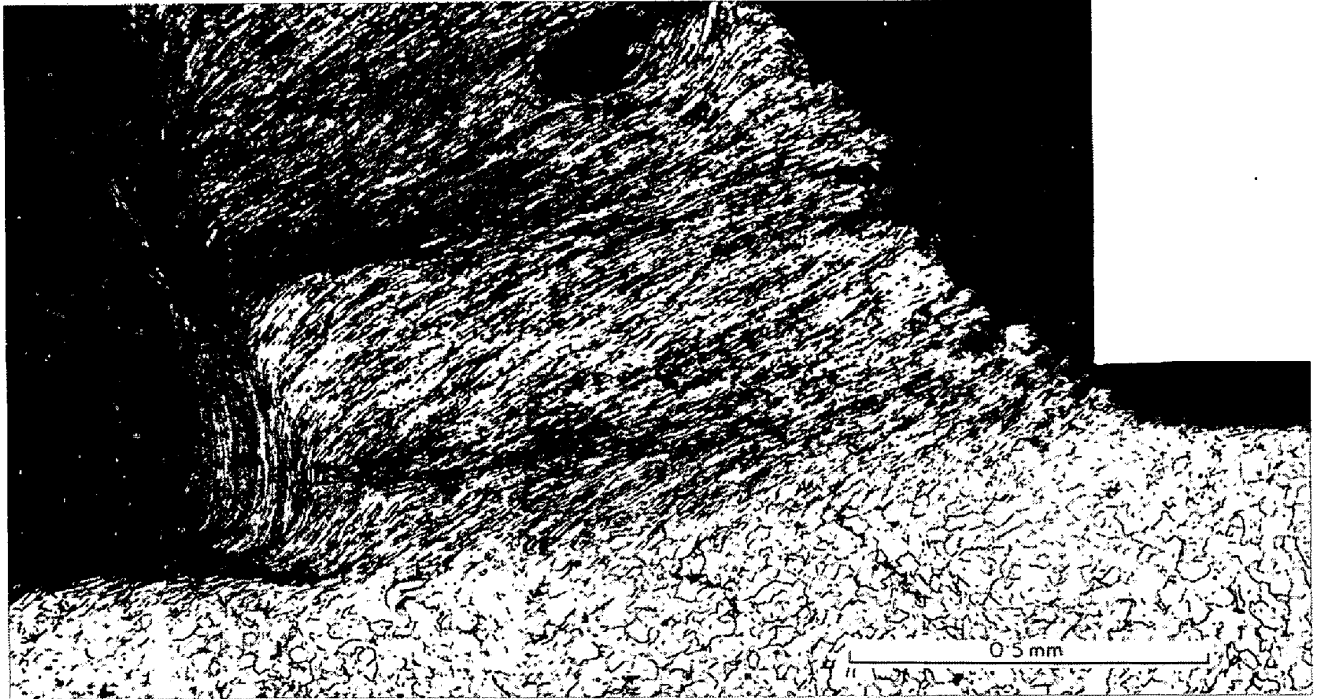
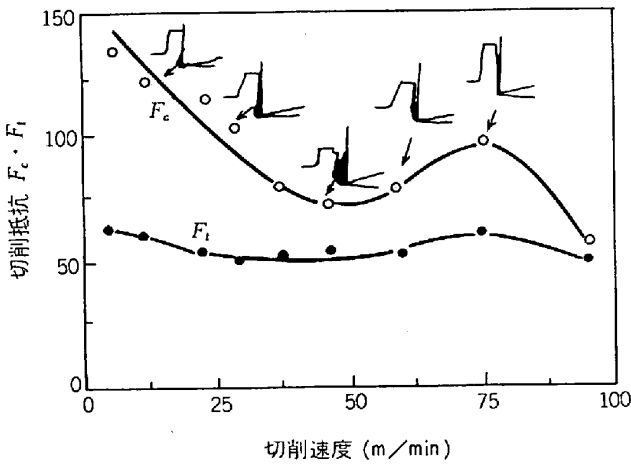


写真3 含硫低炭素鋼の切削部構成刃先の状況 (25m/min) 0.5 mm



被削材: S45C, 逃げ角: 7°, 工具材: SKH  
切込み: 0.05 mm, すくい角: 0°, 切削幅: 3 mm

図8 構成刃先の形状と切削抵抗との関係 (仁科, 1968年)

工具すくい角 ( $\alpha$ ) を増すように生成した背面型<sup>11)</sup>の構成刃先は切くずせん断角 ( $\theta$ ) を増し、薄い切くずが生成し、切削抵抗を減少させる。しかし、仕上面側に突き出した腹面型の構成刃先の脱落片は仕上面に付着し、仕上面粗さを劣下させ、同時に切込み深さが変動したごとくなり、切削抵抗の変動幅が増したり、仕上り部品の精度も低下する。この際、構成刃先の脱落片は工具の逃げ面でアプレシブな作用をなし、フランク摩耗幅をも増す。

このように、構成刃先は工具寿命、仕上面あらさおよび切削抵抗などに大きな影響をおよぼすが、また当然、

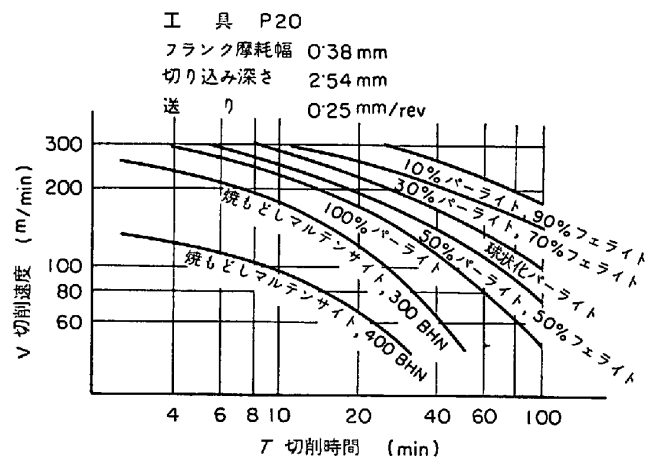


図9 炭素鋼の顕微鏡組織と工具寿命の関連

切くずの処理性もきれつの発生状況によつて大きく左右される。以下述べる冶金学的因子が被削性におよぼす影響のうち、低速切削域に関するものはすべて大なり小なり構成刃先の生成脱落の挙動およびそれから来る効果を受けていると解してよい。

### 3. 鋼の熱処理組織および合金元素と被削性

#### 3.1 合金鋼の組織、合金元素と被削性

種々の鋼の機械的諸特性はおおむねその成分および組織との関連により表わしうるよう、被削性もまたこれらによつて大きく影響を受ける。

図9<sup>12)13)</sup>は炭素鋼の組織と工具寿命の関連を示したものである。この場合、パーライト 10% 体積率の鋼が工

表 2 S15C に添加した Ni, Cr 成分と組織, かたさの関係数値

	Cr % 0.04		Cr % 0.29 ~ 0.33		Cr % 0.54 ~ 0.57		Cr % 0.83 ~ 0.84	
Ni % 0.94 ~ 0.96			P $\bar{x}$ 21.8 b 6.2	H 85.8 d 23.1	P $\bar{x}$ 33.2 b 8.5	H 88.0 b 17.1	P $\bar{x}$ 37.6 b 9.5	H 88.5 d 15.8
Ni % 0.61 ~ 0.62			P $\bar{x}$ 18.6 b 6.1	H 81.7 d 26.6	P $\bar{x}$ 23.5 b 7.1	H 84.2 d 23.2	P $\bar{x}$ 31.3 b 10.1	H 85.5 d 22.7
Ni % 0.28 ~ 0.33			P $\bar{x}$ 13.8 b 5.4	H 77.2 d 36.0	P $\bar{x}$ 21.8 b 8.0	H 80.2 d 29.6	P $\bar{x}$ 30.2 b 11.1	H 83.7 d 25.6
Ni % 0.05	P $\bar{x}$ 11.6 b 5.4	H 73.5 d 41.1						

P $\bar{x}$ : パーライト量 H: かたさ HRR b: 島状パーライト幅  $\mu$  d: 島状パーライト隣接間距離  $\mu$

具寿命よりみた被削性ですぐれている。しかし、軟鋼においてはパーライト量が 20~30% ぐらいのとき最適切削条件がえられるデータもある<sup>14)</sup>。また炭素量の高いときは、100% 層状パーライト組織よりは球状化パーライト組織のほうがすぐれた工具寿命特性にあり、一般に高炭素鋼の場合炭化物の球状化が被削性に大きな効果をもつ。これは高速の場合 2.3 で述べた機構にも関連すると思われる。

これら炭素鋼切削時には切くずせん断域において、単位面積当たりのせん断力は主としてマトリクスの変形応力によつて決まるが、せん断中の増減はマトリクス中に分散したセメントイトの形状と分布形態などによる影響が大きいと考えられる。この双方のかねあいによつて切くずせん断域における合力が増減し、工具近傍の切削熱の発生、工具摩耗と結びつくものであろう。

つぎに鋼に添加した合金元素の金属組織および被削性への効果を述べよう。炭素鋼をベースに、Ni, Mn, Cr, Mo, W などの置換固溶元素を添加する場合、その効果の上で、Cr のごとく炭化物を形成しやすい carbide former と、Ni に代表されるマトリクスに固溶し炭化物にはいりにくい元素に大別できる。前者に属する Mn は弱い炭化物形成元素であり、Mo, W, V は強い傾向のものである。また後者には Co, Cu, St, Al などがある。(なお Si, Al などについては脱酸剤としての被削性におよぼす役割が大きく、このことについては後章で述べる。) さらに P, As, Sn などの不純元素の効果も後者に属する。

まず、軟鋼に 1% 以内の Ni および Cr を複合的に添加した場合の例をとると、標準処理の金属組織は表 2 のごとくである<sup>15)</sup>。

これら合金元素によるパーライト量の増量効果は Ni: Cr=3:5 であり、かたさへの影響は固溶硬化とのかね

合いによりほぼその逆比でいどとなる。統計的に求めた島状パーライト幅 (b) は Cr 量によつて増加し、島状パーライト隣接間距離は Ni 量によつて、より狭められている。これらの鋼を切削した場合の切削抵抗力は、図 10 に示すごとく、Ni 量が増すことで全体的に減少している。このことは Ni 添加による島状パーライトの生成核発生作用により、島状パーライト隣接間距離が減少し、切くずせん断幅の減少をまねき、構成刃先にも有利な効果を与えたものであろう。また、Cr 添加は Ni と複合して構成刃先に多様な影響を与えるほか、高切削速度域では抵抗値が増大する場合がある。これは前述のごとく青熱脆性域 (dynamic strain aging による) が高温側に移行することによるものであろう。図 11 は高速工具鋼を用いて切削抵抗の高い速度領域 60m/min の切削速度で早期工具寿命を求めた結果である。この切削条件ではパーライト量 30% ぐらいのとき、工具寿命の改善が認められる。Ni, Cr の少量を添加したものは単純軟鋼に比較して工具寿命を助長するが、とくに Cr の効果はいちじるしい。これには工具面を保護するように生成する比較的安定で軽微な構成刃先の効果が予想される。

P, As など一般に不純物として管理されている元素は低炭素鋼中に微量含まれていてもフェライト中に固溶して存在し、機械的性質にあまり大きな影響は与えない。しかし軟質で延性の高い極低炭素鋼系快削鋼ではフェライトマトリクスの脆化による切くず処理性と仕上面の改善<sup>17)</sup>の効果があり、その目的で P が少量添加される。細物の精密切削用シルバーロッド材の高炭素鋼やステンレス鋼にも仕上面特性を重視して P のレベルを上げる場合が多い。N も P と似た効果が狙いで管理され、往時の空気吹き転炉製の極軟鋼は被削性がよいとされたことがあるが、現在では鋼の組織と切削条件によつて P との相関



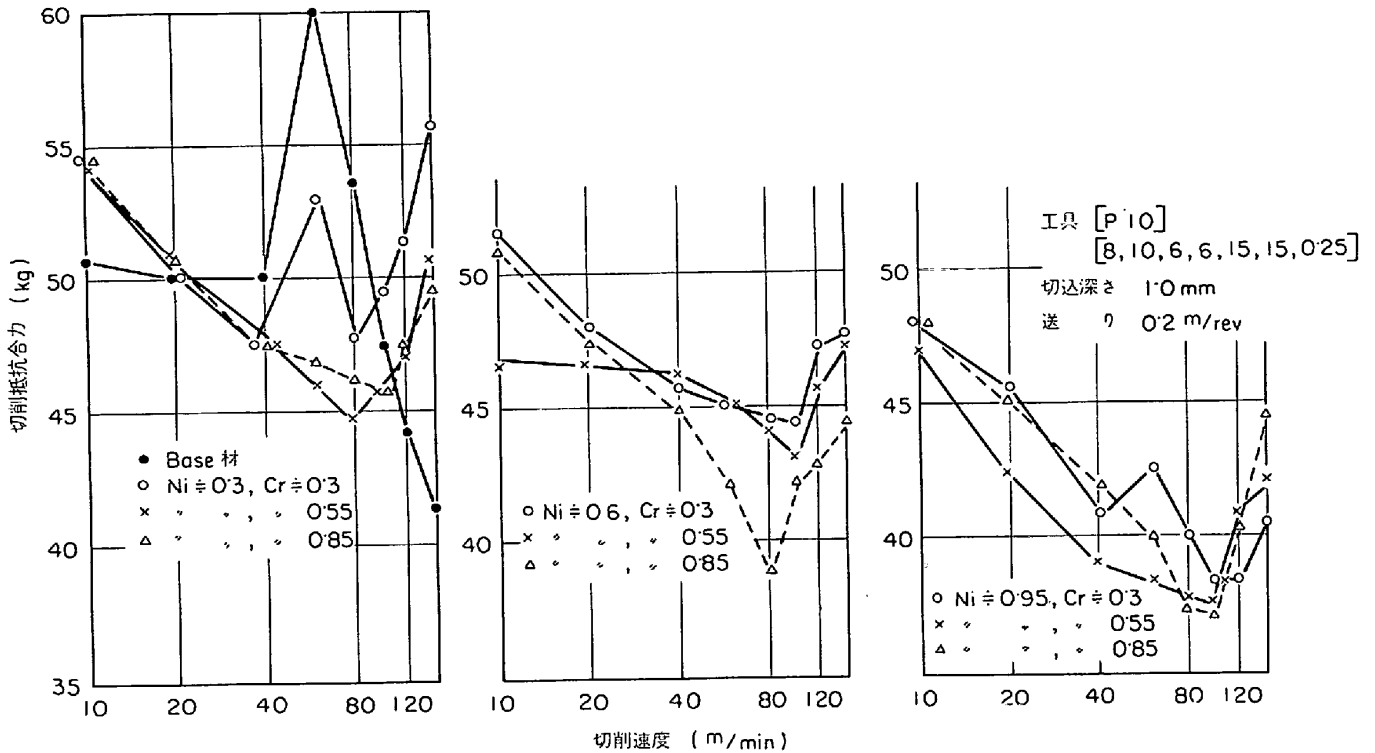


図 10 若干の Ni, Cr を含む低炭素鋼の切削速度と切削抵抗 (合力) との関係

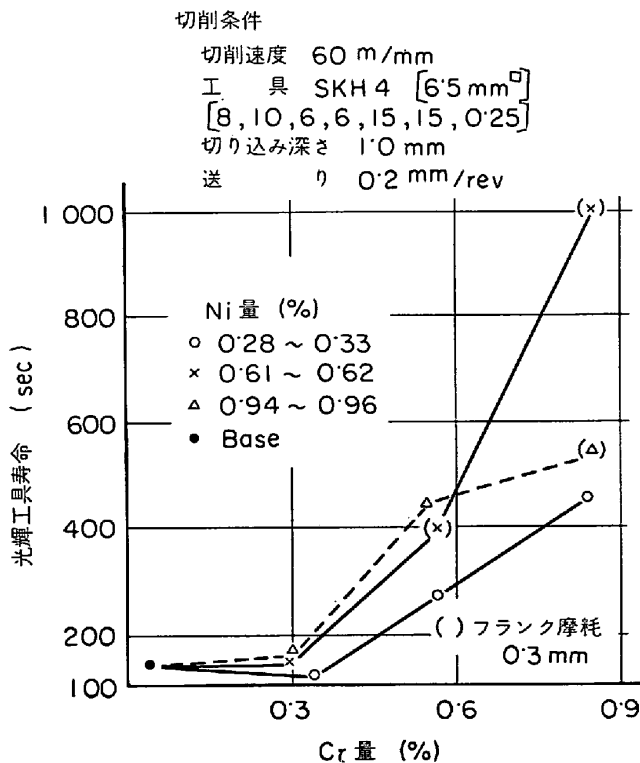


図 11 軟鋼の工具寿命に及ぼす Ni, Cr の影響

をみて最適の量に管理することが望ましい<sup>18)</sup>であろう。

鋼中の P, N などの工具寿命に対する影響は複雑である。軟鋼材の場合、低速切削では構成刃先への影響によって工具寿命、あるいは 60 min 寿命の速度- $V_{60}$ を増す

方向に作用する場合もありうるが、一般的にはフェライトの硬化によつて負の効果がみられる。低炭素快削鋼の  $V_{60}$  を成分量の関数として一次近似した場合、P, N はフェライト硬化に由来して負の係数が与えられる例が多い。最近の精機学会切削性専門委の実験によると、SCM 22, S 45 C などの特殊鋼を 120m/min 以上の速度でカーバイド系超合金工具を用いて旋削した場合、含有の P はつねに工具寿命に負の効果を与えている。たとえばクレータによる寿命  $T_{KT}^{19)}$  は： $T_{KT} = K \cdot P^{-a} \cdot V^{-b}$  の形の log-線形回帰式を与えている。(P は P の % 量、V は切削速度、a は 0.070~0.078 ていど、b は 4.16~4.36 ていどの数)

### 3.2 低合金鋼の熱処理組織と被削性

低合金鋼の被削性を改善することは、熱処理によつて鋼の金属組織を制御する技術とも関連がある。適当な焼ならし方法の選択や、等温変態処理などの利用を行なうと、熱処理時間は大幅に短縮することができて有意義である<sup>16)</sup>。工具寿命を決める際、米国ではベッセマ (転炉) 快削鋼で S 量の多い AISI B 1112 鋼を規準としている。図 12, 図 13, 図 14 に Ni-Cr 鋼, Cr-Mo 鋼, Ni-Cr-Mo 鋼などの工具寿命曲線例を示し、その成分、熱処理組織、機械的性質を表 3 にまとめた<sup>20)</sup>。これら合金鋼は鍛造成形後、粗切削のための熱処理を行ない、所要の強度をうる熱処理後仕上切削あるいは研削を行なう。

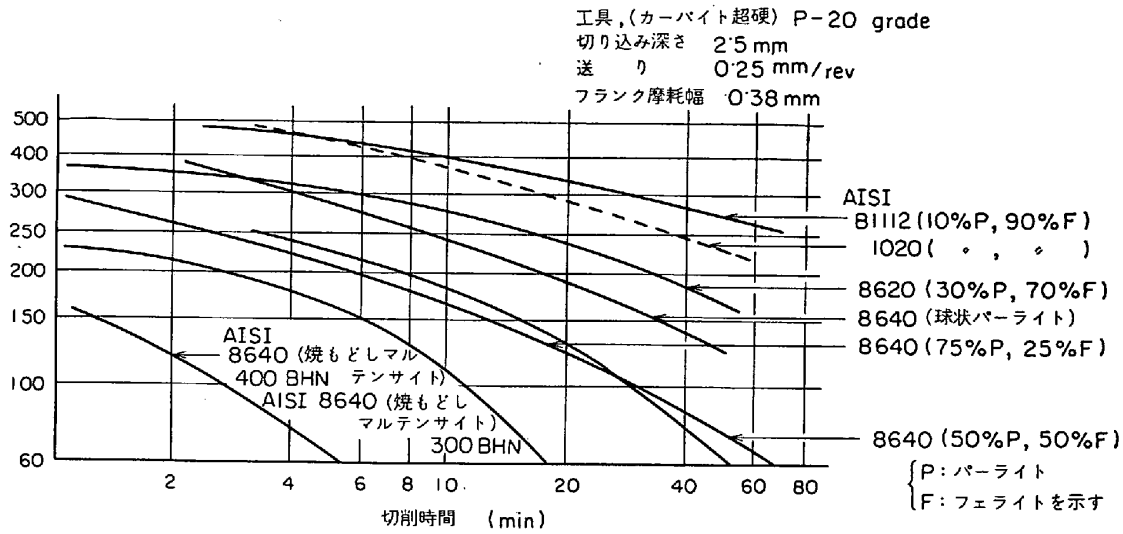


図 12 規準鋼および低合金鋼の切削速度寿命曲線

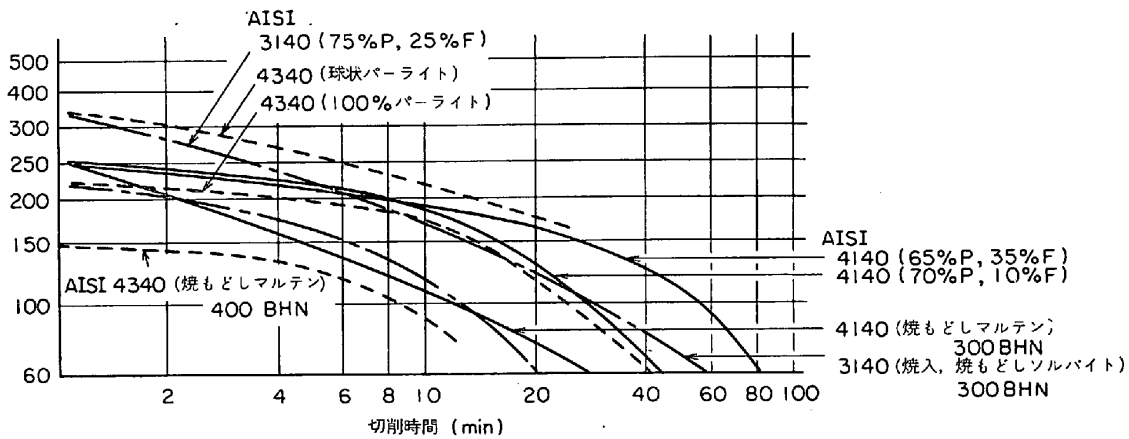


図 13 低合金鋼の切削寿命曲線 (カーバイド系超硬工具 P-20)

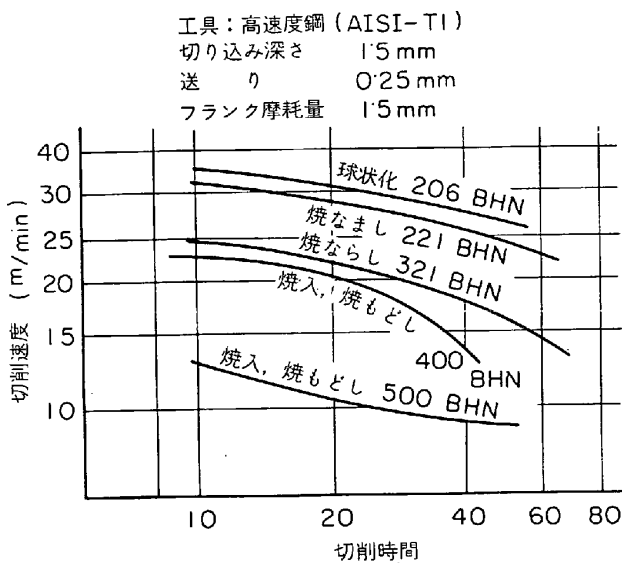


図 14 Ni-Cr-Mo 鋼の高速度工具鋼工具による切削寿命曲線

図 12 の 1020 鋼は比較的品質管理された機械構造用

炭素鋼である。機械加工などが容易であり、冷間加工状態ではねじ材 (screw stock) としてすぐれている。8640 鋼は低 Ni-Cr-Mo 鋼で、超強力な 4340 鋼と比較して合金元素を節約した鋼種で、アーム、シャフト、スピンドルなど自動車部品材として使われている。鍛造後、空冷すると被削性の悪いガイドマンステッテン状組織が出やすく、炉冷、サイクルアニーリングで組織を調整する必要がある<sup>2)</sup>。パーライト 50%、フェライト 50% の組織は 750°C から 720°C まで急冷後 640°C まで徐冷するとえられる。

図 13 の 3140 鋼は Ni-Cr を含む調質鋼で、ギア、シャフト等自動車部品に用いられ 8640 鋼よりは焼入性よく Ni の多い強靱鋼であるが工具寿命からみた被削性は一般には劣る。パーライト 65%、フェライト 35% 組織は 840°C から炉冷し、680°C で 5 hr 保持後空冷したものである。焼入れ焼もどし材はソルバイト組織であり、840°C で油焼入れし、580°C で焼もどしたものであ

表 3 合金鋼の組織と機械的性質

AISI	組 織	成 分 (%)				かたさ (HB)	機 械 的 性 質						
		C	Ni	Cr	Mo		引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	降 状 点 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び率 (%)	絞り値 (%)			
B1112	10% P, 90% F	0.12	(S=0.12%)			125	42.2	24.6	30	50			
1020	" , "	0.20	—	—	—	115	35	17.6	40	60			
8620	30% P, 70% F	0.21	0.36	0.45	0.20	149	54.8	39.4	30	60			
8640	75% P, 25% F 焼 入, 焼 戻	0.42	0.52	0.54	0.22	192	64	42	27				
	" , "	"	"	"	"	302	104	89	15				
	" , "	"	"	"	"	401	139	126	13				
3140	75% P, 25% F 焼 入, 焼 戻	0.39	1.37	0.66	—	197	67.5	45	26	56			
		"	"	"	—	300					105	85	16
4140	90% P, 10% F 焼 入, 焼 戻	0.42	0.17	0.98	0.18	187	63	44	27				
		"	"	"	"	302					107	92	16
4340	100% P 焼 入, 焼 戻	0.42	1.82	0.82	0.36	207	71	60	21				
		"	"	"	"	293					100	91	21
		"	"	"	"	415					147	134	14

る。なお、ここに寿命曲線としては示していないが、球状化組織は750°Cから炉冷で680°C 9hr保持後空冷してえられ、この種の鋼では被削性がすぐれた組織とされる。

高速度鋼工具を用いた場合の寿命曲線例を図14として示した。この場合、球状化焼なましは750°Cから650°Cとし、12hr保持後空冷したものであり、パーライト組織(焼なまし)は900°Cで1hr保持後、790°Cまで炉冷し、以後空冷した。焼ならしは870°Cで1hr保持後空冷したものである。ブリネルかたさ400および500の焼入れ焼もどし材は840°Cで油焼入れ、430°Cあるいは320°Cで焼もどした材料である。とくに高速度鋼工具を用いての切削では、仕上り部品材のブリネルかたさが300以上の場合の被削性はよくないので、焼なまし状態において粗切削し、要求かたさに焼入れ焼もどし後仕上り切削をほどこすことが能率的である。

#### 4. 鋼中の介在物と被削性

鋼の被削性を考察する場合、鋼中に分散する介在物、すなわち非金属介在物(nonmetallic inclusion)および金属性介在物等の役割は非常に重要である。被削性をよくする目的でこれら介在物を調整するには、まず、a) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> などアプレシブな工具摩耗を促進する介在物を減少させる方法と、さらに、b) 積極的に快削性元素(S, Se, Te, Pb, Bi など)を添加する方法とが行われてきた。また最近では、c) 鋼の脱酸の過程で酸化物の組成を調整して工具寿命被削性を向上させる脱酸調整

快削鋼の登場が新しい興味ある話題を提供しつつある。

#### 4.1 被削性に有害な介在物

鋼中の介在物組成や形態は主として使用脱酸剤の種類によつて異なるが、鋼中の酸素、硫黄の含有量および合金成分や、製鋼造塊の諸要因によつて影響される。

脱酸剤としては Al, Si, Mn などの通常用いられるもののほかに Ca, Ti, Zr などがある。被削性(とくに工具摩耗)に悪影響をおよぼす介在物は熱間圧延などによつても延伸されにくい JIS の B 系および C 系の非金属介在物であり、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> などの酸化物、Ti(C, N), ZrC, ZrN などの炭窒化物が含まれる。これらの介在物は工具をアプレシブな機構で摩耗させる効果は十分理解される。図15は極低炭素 S 快削鋼における脱酸剤と工具摩耗の関連を示したものである<sup>22)</sup>。生成を予想される介在物のかたさと塑性を考慮すると、これに対応して工具寿命曲線があらわれているとみることができ。

現実の鋼中酸化物の組成は複合系として存在することが多い。被削性への効果は、たとえば、SiO<sub>2</sub> 単独酸化物と比べて、FeO·SiO<sub>2</sub>, MnO·SiO<sub>2</sub> そのほか複合系シリケートなどでは工具摩耗が軽減される。複合組成の酸化物では一般的に表4に示すごとく、融点が低下し<sup>23)</sup>、切削部の加熱によつてかなりの可塑性をもつことにより、工具に対するアプレシブな効果は減少するものと思われる。さらに、1200°C 近辺の融点をもつ spessartite (3MnO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·3SiO<sub>2</sub>) など一連のシリケートは後述するごとく工具面を被覆しむしろ工具摩耗を抑制すると思

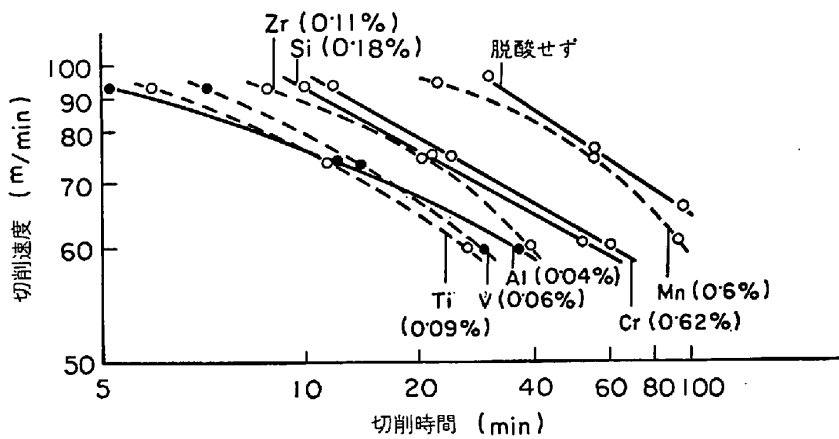


図 15 極低炭素 S 快削鋼の工具寿命におよぼす脱酸剤の効果

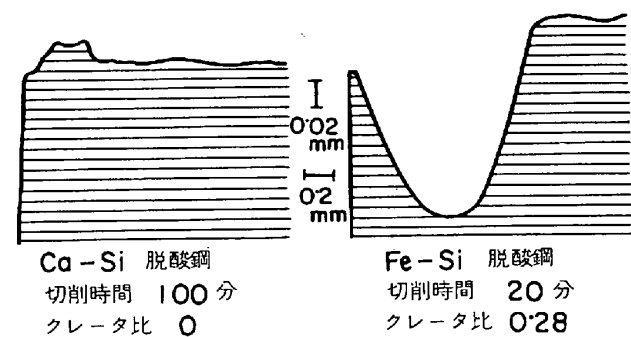


図 16 脱酸剤を変えた CK-45 鋼を切削後の P20 工具のすくい面摩耗状況例

われる効果が認められる。(表 4 参照)

一方、硫黄快削鋼中の硫化物は溶鋼中の酸素含有量などにより、熱間圧延時における塑性延伸率の挙動が変わる<sup>24)25)</sup>。このため脱酸剤、酸素量などによつて S 系快削鋼の被削性は大きな影響をうける。Si をほとんど含まぬリムド鋼系に比して Si 量を増加した鋼中の硫化物は非常によく延伸して糸状で分散する場合が多く<sup>26)</sup>、楕円形の比較的大粒の硫化物に比べて被削性が劣る。この被削性の劣下する原因については、硫化物中に固溶する酸

素(酸化物硫化物の固溶体)による物性的変化によるとするよりは、介在する硫化物の大きさと形状分布よりくる機械的要因によるものが大きく寄与していると考えられるが、定量的解釈はまだ明らかでない。鋼中硫化物に対するこのような傾向は Si のほか C, Al などの含有量が増すことによつても認められる。

4.2 被削性を向上させる鋼中酸化物

ある種の酸化物系介在物は TiC を含む炭化物系超硬合金工具の摩耗寿命の面でみた被削性を向上させる。OPITZ らは Ca-Si 合金で脱酸した中炭素鋼中には Ca を含む酸化物系介在物が生成し、この酸を高速切削域において TiC を含む超硬合金工具で切削した場合、工具摩耗をいちじるしく抑制することを報告した<sup>27)</sup>。すなわち、表 5 のごとき酸化物組成比にある鋼を切削した場合、図 16 のごとく工具すくい面に生成するクレータの形状がまったく異なる。この原因は Ca 系脱酸鋼中の  $3CaO \cdot 2SiO_2$  あるいは  $Al_2O_3$  を固溶した  $2CaO \cdot SiO_2$  ( $\gamma$ ) などが工具面に付着堆積して被覆する形となり、切くずおよび仕上げ面が工具のすくい面および逃げ面を直接擦過することを妨げる効果による。このような付着物を Belag とよんでいる。

このような脱酸調整鋼の研究はわが国においても活発である<sup>28)~32)</sup>。図 17 は成田、山口<sup>30)</sup>らによる Ca 脱酸鋼の寿命曲線である。切削時間が長いほど、Ca 脱酸鋼の有利性が発揮されている。この場合、工具面上にみられる酸化物は Al-Ca-Si-Mn-O 系および Al-Ca-Si-O 系である。田阪、赤沢<sup>33)</sup>は Ca-Si 脱酸鋼切削時の工具面付着物組成は  $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$  近傍の anorthite または  $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$  (gehlenite) であり、また Fe-Si のみによる脱酸鋼を切削する場合は  $2MnO \cdot 2Al_2O_3 \cdot$

表 4  $SiO_2$ - $MnO$ - $Al_2O_3$  系を中心とした酸化物の融点と常温かたさ (Hv: ヴィカースかたさ)

$SiO_2$	(M, P	1 670 ~ 1 723°C,	Hv 800 ~ 850)
$MnO$	( / /	1 850°C	/ / 360 ~ 400)
$Al_2O_3$	( / /	2 015 ~ 2 050°C,	/ / 2 000 ~ 3 500)
-----			
$MnO \cdot SiO_2$	(	1 345°C	/ / 620 ~ 680)
$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	(	1 850°C	/ / 1 300 ~ 1 500)
$MnO \cdot Al_2O_3$	(	1 560°C	/ / 1 100 ~ 1 150)
$3MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$	(	1 195°C	— )
$2MnO \cdot 2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$	(	分 1 200°	— )
$FeO \cdot Al_2O_3$	(	1 430°	1 250 ~ 1 150)
$MnO \cdot FeO$	(	1 220 ~ 1 550°	600 ~ 660)
$FeO \cdot SiO_2$			
-----			
フェライト	(Hv 90)	パーライト (Hv 255)	
オーステナイト	(Hv 155)		

表 5 通常脱酸鋼および Ca-Si 脱酸鋼中の酸化物の組成と介在物量

	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	介在物量 (%)
Fe-Si 脱酸鋼	34 %	60%	1.9%	0.005%
Ca-Si 脱酸鋼	56.0%	25%	12 %	0.019%

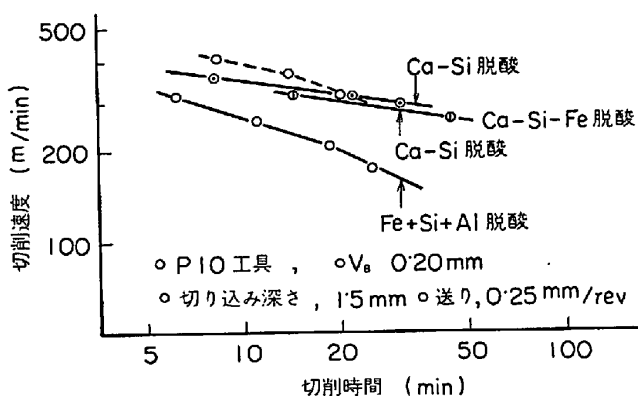


図 17 Ca 系脱酸鋼の VT 曲線

5SiO<sub>2</sub> 付近のものであるとし、この場合付着物組成は異なるが工具摩耗抑制効果は変わらなかつたことを報告している。吉田、加藤ら<sup>34)</sup>は Ca 脱酸鋼中の酸化物と工具付着物との間に関連のあることを表 6 のごとく報告している。また木村、伊藤ら<sup>35)</sup>は各切削速度域における Ca 脱酸鋼中の Ca 量と工具摩耗の関連で Ca 量 0.004% 以上のものは 200m/min で、0.004% 以下の場合は 150 m/min の切削速度を用いたほうがよいとしている。さらに図 18 に示すごとく、工具中の TiC 量の多いほうが Ca 脱酸鋼切削時の摩耗量が抑制されると報告している。

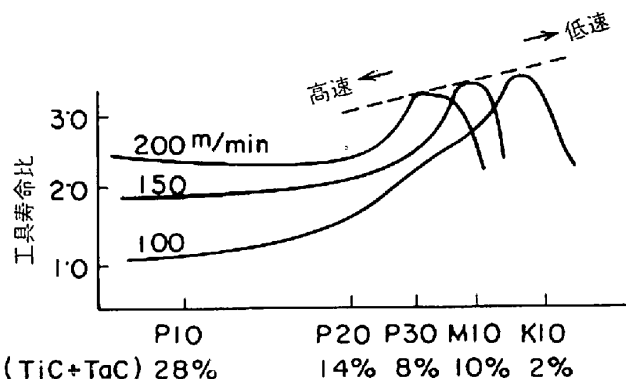


図 18 Ca 脱酸鋼切削時の工具摩耗におよぼす工具中 TiC 量の効果

宮下、西川<sup>36)</sup>は Ca 量 0.02% と sol. Al 量 0.03% までの含む中炭素鋼について超合金工具の摩耗との関連を述べており、sol. Al 量が低く、Ca 量が多い場合付着物が生成しやすく工具摩耗が抑制されることを示し、このような効果について鋼中の Ca/Al 比と被削性との関係を追究している。白岩、藤野ら<sup>37)</sup>も Ca-Si 脱酸におよぼす Al 添加量の影響については、Al 量が増すにしたがつて、(Mn, Ca)-silicate から Ca-aluminate+(Ca, Mn)-silicate, Ca-aluminate, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Ca-aluminate などへと酸化物組成が変化することを示している。このような場合、硫化物も MnS から CaS へと転化し、可塑性の異なつたものとなる。

著者ら<sup>38)</sup>は Ca-Si 脱酸鋼と同一機構によつて工具の摩耗を抑制していると思われる Ti 脱酸鋼について実験を行なつている。中炭素鋼を少量の Ti を用いて脱酸した場合、TiO<sub>2</sub>-MnO 系を中心とした介在物およびその周辺に garnet 系の 3MnO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·3SiO<sub>2</sub> などが生成す

表 6 各鋼種を Ca 脱酸した場合の鋼中酸化物と工具面上付着物 (Belag)

鋼 種	介在物の組成 (%)				付着物組成 (%)		
	形 態	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>
S 45C	A 系*	65 43	22 28	13 29	45	22	16
S 53C	A <sub>2</sub> 系*	25 ~45	22 ~48	32 ~48	36	35	29
SCM22	C 系** A <sub>2</sub>	52 32	25 25	23 43	35	40	25
SCM22 (Si 0.65%)	A <sub>2</sub> C	40 65	15 10	45 25	40	23	37
S 50C (S 0.65%)	A <sub>2</sub> C <sub>2</sub> **	98~100 50~75	15~35	15~22	43	41	16

\* A 系, A<sub>2</sub>系 \*\* C 系, C<sub>2</sub>系

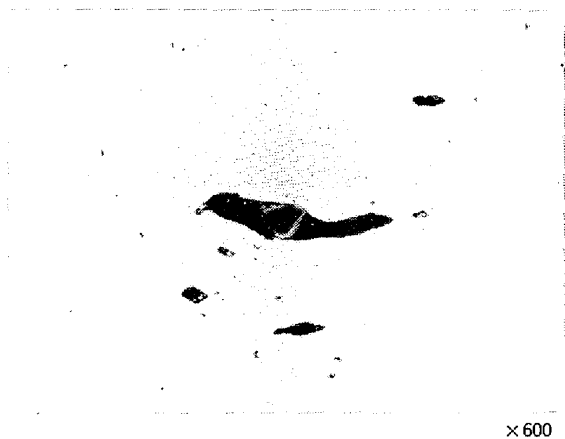


写真4 Ti 脱酸鋼中の複合介在物

ることがみられる。この種の酸化物は切削中 TiC を含む超合金工具面に付着物として堆積しやすく、工具摩耗を抑制する効果を示す。ほかの脱酸剤と複合して用いた場合は、Ca, Mn, Si 系の場合工具摩耗を抑制するが、sol. Al を多くした場合は、TiO<sub>2</sub> 系の介在物がなくなり付着物を生成しにくく、工具摩耗の抑制効果も認められない。

#### 4.3 脱酸調整鋼の快削性の解釈

工業的鋼材には、その製鋼造塊の過程における脱酸反応による生成物が組織中に分散して存在し被削性に大きく関与している。古くより非鎮静のリムド鋼の軟鋼は酸素を多く含み硫化物の形状が快削性に適しているためキルド軟鋼より被削材としてすぐれたものとされている。介在物の主体は (Mn, Fe)O (Mn-wustite), MnS などで若干のシリケート、アルミナスピネルを混じたものである。とくにアプレシブな介在物を除くため NaHSO<sub>3</sub> などによる取鍋処理を行なうことが工具寿命よりみた被削性向上に有効であるともされるのは、硬質高融点のものを flux して除くことによると考えられる。

その後、4.2 に述べたごとく、酸化物系介在物はその種類と切削条件により工具切くず接触面に堆積して Belag となり、高温の工具界面の拡散からくる材質劣下による摩耗を抑制する効果があることが認められた。この被覆しゃ断効果は切削の条件に対して適合した物性をもつ介在物の存在によつて発揮されるものであり、同時に界面の減摩の効果（主として低速切削）をも考える必要がある。これらを有効に作動せしめるように鋼の脱酸方法を調整すれば快削性を発揮することも可能であることとなる。ただし、この脱酸法と切削条件との適合性については諸々の要因と前提があり、これまでにえられた多くの実験データにも不一致の点があつて単一の解釈はむずかしい。ここではその条件別に整理して、一応の解

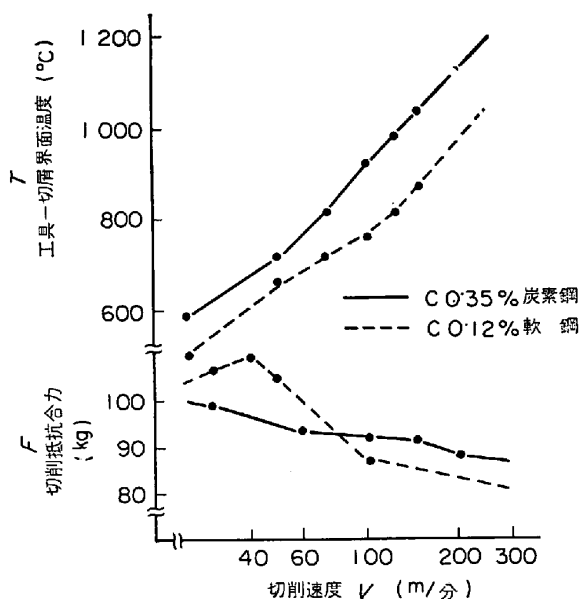


図19 工具-切くず界面温度と切削抵抗

釈づけを行なつてみよう。

##### 4.3.1 超合金工具による切削（旋削の場合）

1) クレータ摩耗よりみた工具寿命に対する効果は、シリケート系のかなり広い範囲の酸化物において大なり小なりの被覆現象が表われる。Mn-Si 脱酸による MnO·SiO<sub>2</sub> に近い低融点の脱酸生成物では 150m/min 以下の低速で効果があり、MnS などの可塑性の大きい介在物との共存も効果的と考えられる。これに対し 200m/min 以上に達する高速では切くず工具界面の温度上昇が激しくさらに高融点、粘性の大きい介在物でないとなりにしぼり出されて被覆が持続しない。（図 19 は工具-被削鋼界面の平均温度と切削抵抗の実測例（荒木、山本）を示した。）

高速切削のクレータ面に有効に残存しうるには、CaO や Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を含む比較的粘性の高いシリケートが適しており、定量結果では図 20 に示した C·A·S<sub>2</sub> (anorthite) から C<sub>2</sub>·A·S (gehlenite) に至る範囲が有効な Belag 組成として多く報告されている<sup>27)31)</sup>。この場合、鋼中の個々の介在物組成は必ずしもこれらのものを主体とするとは限らない。たとえば、Ca-Si 脱酸鋼では 2CaO·SiO<sub>2</sub>, 3CaO·2SiO<sub>2</sub> などの介在物が存在し<sup>30)39)</sup>、これらと Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·SiO<sub>2</sub> そのほかのシリケート、アルミネートの混合分散したものから Belag が堆積する場合は多いと考えられる。したがって生成する Belag の組成は切削速度に依存して高速ほどクレータ部に高融点のものを残す傾向がある。

Al 脱酸の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物を主とする場合でも、S が適当に存在して MnS と混じた介在物では、高速切削の

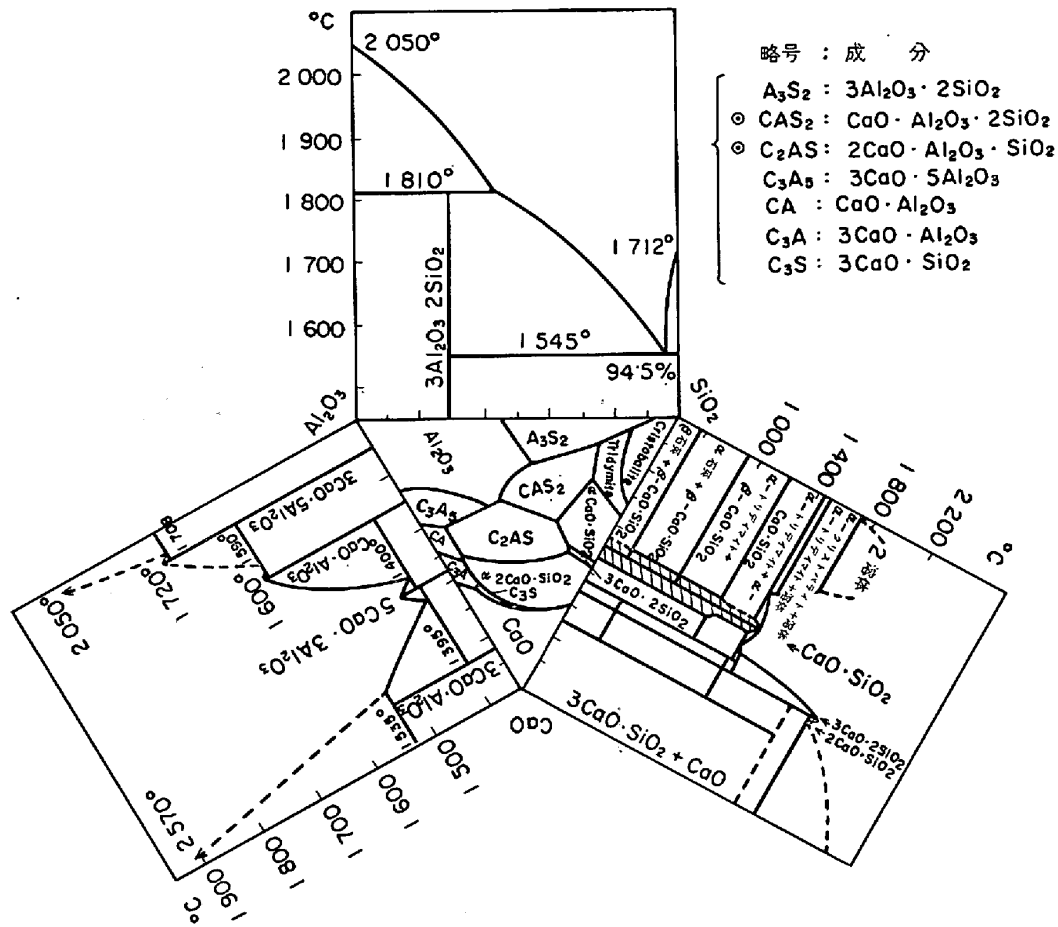


図 20 CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 系 3 元状態図

クレータ部に Belag 状のもので覆う傾向がある。しかしこれはより低温のフランク摩耗ではみることができない。

ある種の Al 脱酸鋼では TiC を含む超硬合金工具によりエマルジョン冷却切削剤を用いて高速旋削した場合、クレータ部における化学反応により Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·MnO·SiO<sub>2</sub> 系の Belag 類似の相が堆積し、工具摩耗を抑制することが報ぜられているのは興味がある。

2) フランク摩耗よりみた Belag 生成の効果は現象としてはクレータと似ているが、温度がかなり下まわっているために異なった挙動にみえることがある。Ca 脱酸の場合、S 量を増すことはクレータ摩耗に適したシリケートに MnS が混じて有効上限速度を下げる傾向がみられるが、逃げ面では 300m/min 以上の高速でも有効である<sup>41)42)43)</sup>。前述の Ti 脱酸による介在物の場合にも逃げ面のフランク摩耗の抑制<sup>36)</sup>にとくに有効な温度条件がみられる。

3) 鋼中の O 量 (キルド鋼中の全酸化物量) と工具摩耗抑制効果との間の関係は概括的にいって ΣO : 0.005% 辺に下限界がある<sup>41)</sup>と考えられ、0.01% の ΣO 量

が Belag 生成に有利な目やすとみられるが、Ca 脱酸の場合 Ca/Al のバランスが適当であればより低量でも有効な被覆効果のみられる場合がある<sup>41)</sup>。

4) 工具中に含まれる TiC 量が多いほど Belag 生成が有効に行なわれる。これは TiC の酸化によつて表面に生成する TiO ないし Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が保護効果をもつと同時に、これによつてシリケート系介在物と界面がなじみやすいことが考えられる。介在物の工具面への接触・付着現象には高速でせん断流動する鋼に押し流されずに残留するだけの付着力を必要とするから、Co-WC よりはシリケート類と化学的結合を持ちやすい Ti 系を含む工具の表面状態が Belag 被覆に有利と考えられる。また、TiC を含むとカーバイド焼結体の熱伝導度が低くなり、工具面の局部的温度上昇が容易になるとする説もあるが、このことは上述のごとく生成物の組成によつては必ずしも有利とは判断されない場合もある。

#### 4.3.2 高速度鋼工具および超硬合金工具による低速切削

低速切削における鋼中酸化物系介在物の工具面への堆積現象は TiC を含む (P 系) 超硬合金工具によつて認

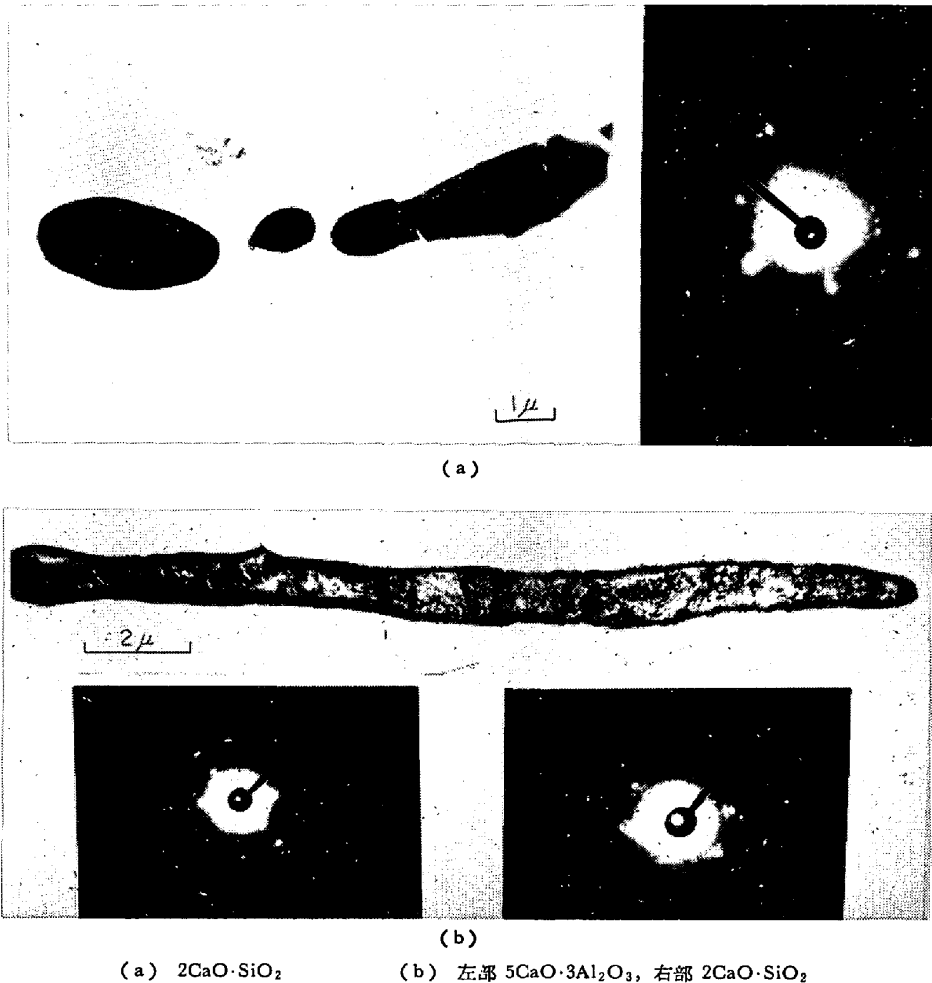
(a)  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ (b) 左部  $5\text{CaO}\cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3$ , 右部  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ 

写真5 Ca-脱酸鋼中のシリケート系介在物の抽出レプリカ電子顕微鏡写真とその電子回折パターン

められており、構成刃先の顕著でない範囲で  $100\text{m}/\text{min}$  以下の切削速度では Mn-シリケートが MnS と混じて Belag となり 工具摩耗を抑制することがみられる<sup>44)</sup>。また若干の工具面での減摩効果が認められ、切削抵抗が Al 脱酸鋼より低下する場合もある。しかし、高速度鋼工具による場合は、旋削、ドリルを含めて Belag の堆積現象や工具摩耗抑制はほとんど認められない。これは前項 4) に述べた理由によつて理解することができる。

## 5. 快削鋼と被削性

鋼中に硫化物、鉛、セレン化物、テルル化物、ビスマス、グラファイトなどの介在物を分散する場合被削性が一段と向上する。これら添加物の作用および前述のような金属組織的改良などにより主として切削抵抗の低下、工具寿命の向上、仕上面のよさ、切くず処理性などの面で明りような被削性の向上がみられる鋼を快削鋼 (free cutting steel) と呼ぶ。また上記の介在物を生ずる添加物を free cutting additives と呼ぶことがある。

快削鋼は機械工作の自動化能率化の面より量産用被削

鋼 (自動車用鋼など) に用いられ、また精密部品の仕上げ精度の面から時計、計器、カメラなどの精密機械部品材料として用いられる。母相の金属組織を切削条件に適合するように調整した基本鋼に、快削性介在物を付加したものであるが、さらにその他の合金元素や酸化物系介在物 (脱酸生成物) の調整も行ない被削性を複合的に高めたものは優れた快削性をもつものとなる。とくに超快削鋼 (super machining steel) と呼ばれるものはリムド極軟鋼ベースのものであるが種々の快削機構を応用し黄銅系被削材に近い快削性能をもつものとされる。

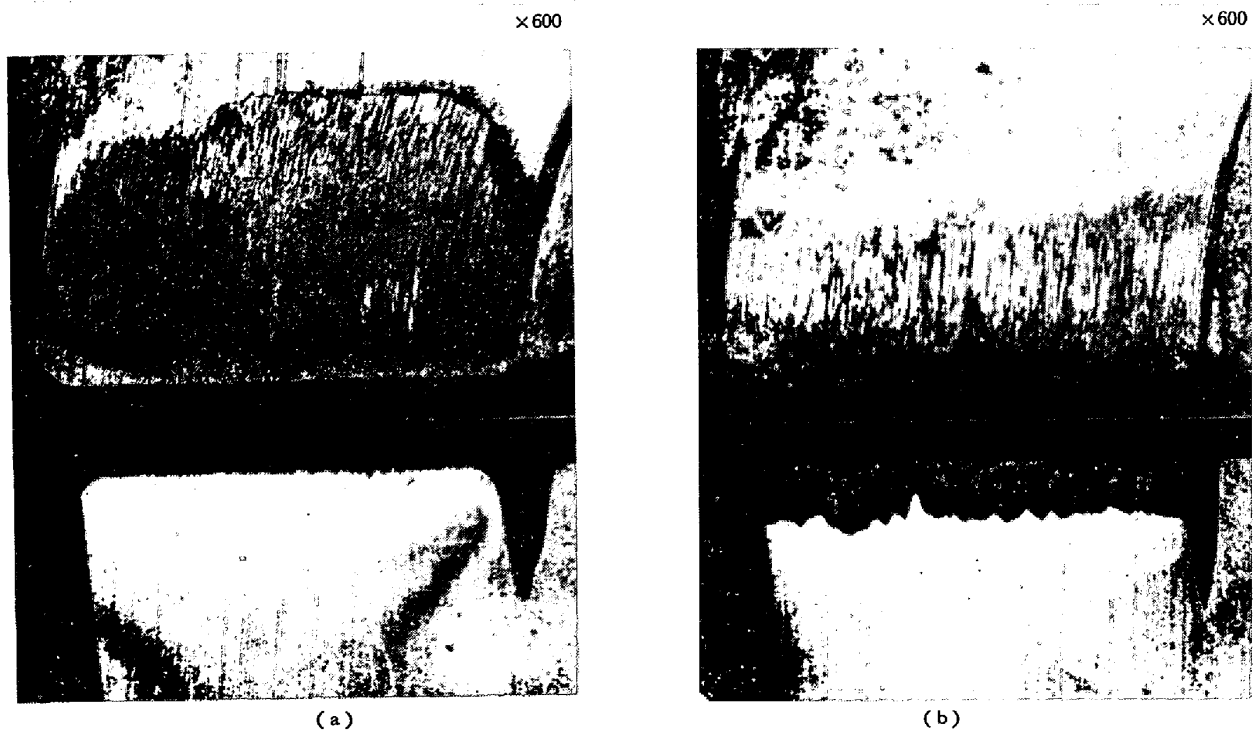
以下代表的快削鋼の被削性向上の特性と機構について若干の解説を加えたい。

### 5.1 硫黄快削鋼の被削性

硫黄快削鋼 (resulfurized free cutting steel) は歴史的にも古く、わが国では表 7 の、「いおう およびいおう 複合快削鋼」が規格化されている (昭和 45 年)。

BOULGER<sup>45)</sup> はリムド鋼に対して付加した S 量と被削性指数の関連を図 21 に示した。被削性の向上は直線的なものでなく量的に少量の S 量による立上りが効果的であ





(a) Ti 脱酸鋼 (b) Al 脱酸鋼  
 写真6 超硬合金工具の逃げ面、すくい面の摩耗と被削鋼の介在物の写真

表 7 JIS-いおうおよびいおう複合快削鋼鋼材 (JIS G 4804-1970) 化学成分 (%)

記号	C	Mn	P	S	Pb
SUM 11	0.08 ~ 0.13	0.30 ~ 0.60	0.040以下	0.08 ~ 0.13	—
12	〃	0.60 ~ 0.90	〃	〃	—
21	0.13以下	0.70 ~ 1.00	0.07 ~ 0.12	0.16 ~ 0.23	—
22	〃	〃	〃	0.24 ~ 0.33	—
22 L	〃	〃	〃	〃	0.10 ~ 0.35
23	〃	0.75 ~ 1.05	0.04 ~ 0.09	0.26 ~ 0.35	—
23 L	〃	〃	〃	〃	0.10 ~ 0.35
24 L	0.15以下	0.85 ~ 1.15	〃	〃	—
31	0.14 ~ 0.20	1.00 ~ 1.30	0.04以下	0.08 ~ 0.13	—
31 L	〃	〃	〃	〃	0.10 ~ 0.35
32	0.12 ~ 0.20	0.60 ~ 1.10	〃	0.10 ~ 0.20	—
41	0.32 ~ 0.39	1.35 ~ 1.65	〃	0.08 ~ 0.13	—
42	0.37 ~ 0.45	〃	〃	0.08 ~ 0.13	—
43	0.40 ~ 0.48	〃	〃	0.24 ~ 0.33	—

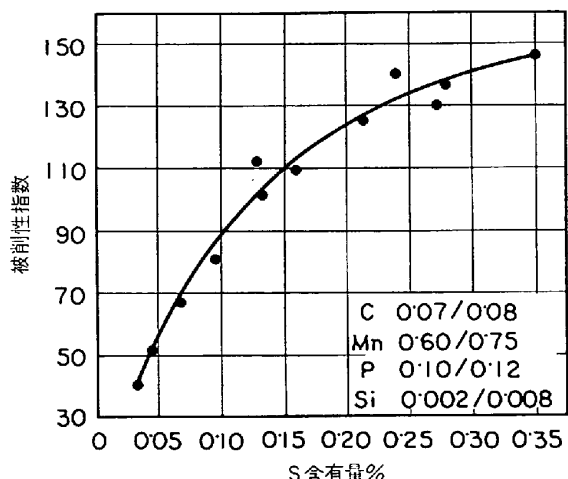


図 21 ベッセマー快削鋼の被削性におよぼす S 含有量の影響

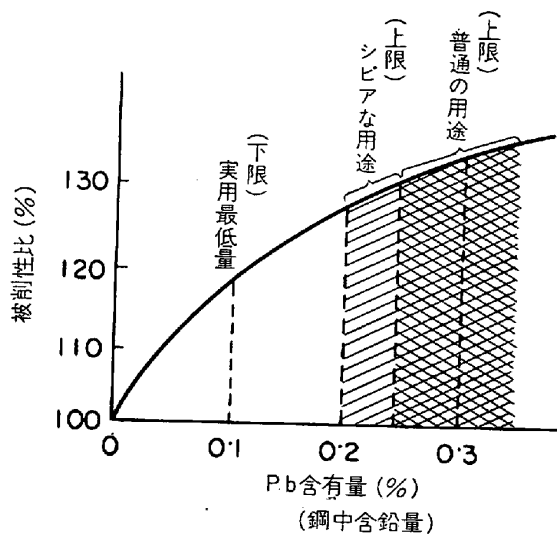


図 22 鋼の含鉛による被削性の向上と 妥当な含鉛範囲

ることを示している。

鋼中の硫化物と酸化物の関連は一義的なものでなく、Müller<sup>46)</sup>の実験によると Al キルド鋼でも硫化物に酸化物が埋め込まれた型の介在物は酸化物の工具摩耗に対するアプレシブな作用が軽減され、被削性は少量の S により向上する。

切削局部ではたす硫化物の被削性向上への役割りは、MnS の粘性体潤滑作用<sup>47)</sup> (工具と切くず間の高圧、高温の接触域) および内部応力集中源<sup>48)</sup>としての作用 (切くずせん断域) に原因すると考えることができる。そして切削部における MnS の作用は製鋼条件いかんによつてこのどちらかの作用が優位になりうる<sup>49)</sup>。しかし硫化物の場合、応力集中源としての効果が潤滑作用より顕著な事実は、熱間圧延で楕円形に変形する硫化物が糸状に延伸変形したそれよりも大きく被削性を向上させる場合に明りように表われる<sup>50)</sup>。この機構を白井ら<sup>48)</sup>はつぎのように説明している。切削部における MnS は切くずせん断域において応力集中源として作用し、ミクロ的な割れを発生し、これは応力集中源の間をぬつて伝ばする。このため切くずせん断域は狭まり、切くずせん断応力が減少し、工具に加わる切削抵抗合力は軽減する。生成した切くずはきれつを含み脆化しており破碎しやすい。切くずせん断応力の軽減は切削温度の発生量を減少させ、温度依存性の強い工具摩耗を抑制する。さらに工具と切くず間の接触長さを短縮させることにも結びつく。なお工具と切くず間の MnS による減摩効果は固体間に MnS 粉を介在させても実験的に摩擦係数は下らないとしているが、工具との界面近くで塑性流動しはげしく変形している高温の鋼中の MnS は薄紙のごとく延伸<sup>51)</sup>してむしろ二次せん断抵抗をいちじるしく減ずるものと解釈され

る。

硫黄快削鋼の快削性は超合金工具を用いない低速切削域でとくに顕著であり<sup>48)</sup>構成刃先の生成機構への影響が被削性に有利に作用するとみられる。また高速切削の場合は使用超硬工具と切くず間の接触域が短縮され、刃先先端部に摩擦熱源を集中させ、超硬工具の熱伝導率が低いこととあわせて刃先先端部のクレータ摩耗を促進する傾向となる。この場合単味の硫化物は可塑流動性がよすぎて被覆効果がない。

硫黄快削鋼は自動盤で切削加工されることが多く、これには軟鋼ベースの冷間引抜材<sup>52)</sup>、シルバーロッドが多く用いられている。切削条件に適合した引抜率を与えると切削中の刃先先端部における被削材の塑性変形によるもり上がり<sup>53)</sup>を抑制し、仕上面荒さの改善と結びつくとされている。

### 5.2 鉛快削鋼の被削性

鉛快削鋼 (lead free cutting steel) 中の鉛含有量としては 0.10~0.30% の範囲が実用され、炭素鋼、低合金鋼その他の特殊鋼に多く用いられる。その特長は機械的性質の異方性や靱性、疲労限などに悪い影響をほとんど与えないことであり、これは鉛の金属性介在物が鋼母相に不溶で微細に分散していることによる。図 22 は鉛含有量と被削性の関連を示したものである<sup>52)53)</sup>。

良質の鉛快削鋼中の鉛粒は 1~3 ミクロンを中心とした金属性介在物粒として鋼母相中に分散している<sup>54)</sup>。このため硫化物などのごとく材質的な異方性や劣下の原因となることはほとんどない<sup>55)56)</sup>。しかし、硫化物その他の種々の非金属介在物が多く分散している場合にはそれらとの複合体として存在することも多くなる<sup>52)55)57)</sup>。写真

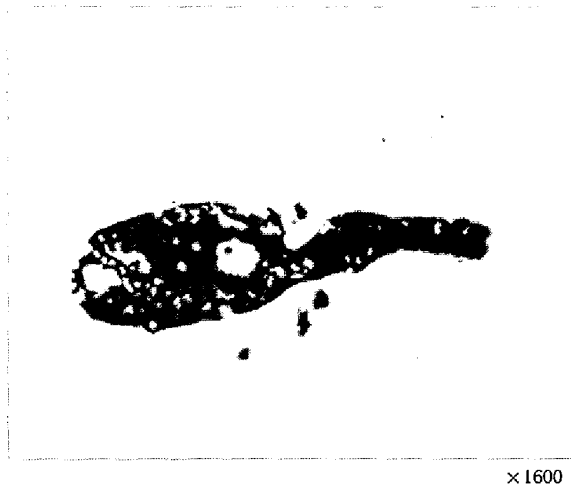


写真7 テルル-鉛添加鋼中の MnTe-Pb 複合介在物

7はテルライドとの特殊な一例を示す。

鋼中に分散した鉛粒の被削性向上機構の第一は工具すくい面と切くず間、および工具逃げ面と仕上面間で果たす鉛粒の潤滑作用である<sup>49)58)</sup>。すくい面における潤滑作用は刃先近傍より、切くずが工具から離れる域ほど切削圧力が弱く、鉛粒の潤滑効果は増大する。このため、工具と切くず間の摩擦係数( $\mu$ )の絶対量は減少し、切くずせん断角( $\phi$ )を高め、切くずせん断域を縮小して良好な切削挙動を示し、また切くずのカール径が小さく処理性のよい特長がある。また低速切削における構成刃先の生成は、鉛の含有によつて鋼が昇温ひずみ硬化を減殺<sup>59)</sup>しかつ図23に示すように昇温脆性<sup>60)</sup>を示すことによつていちじるしく変化し軽減された状態で安定に持続する。このことによつて含鉛鋼は比較的低速の切削抵抗や切くず処理性からみた被削性が良好である。

鉛快削鋼は構成刃先の生成する低切削速度域では仕上面荒さの改善が認められる<sup>61)</sup>。構成刃先先端域における鉛粒の内部潤滑作用によつて大型の構成刃先の生成が抑制されるためである。また軽微な構成刃先は100m/min辺まで速度を高めても持続することがみられ無鉛鋼と対照される。

鉛快削鋼の場合にも、硫黄快削鋼と同様主として高速鋼工具を用いた切削によつて快削性能が発揮される<sup>62)</sup>。一方超硬工具を用いた高速切削では工具切くず接触長さが短く局部に集中する傾向とあいまって、鋼中の鉛粒が高温の界面に浸出して酸化鉛となり工具中のWCと反応してクレータ深さを増す傾向がみられる。このため、耐熱性のTiC量の多い(WC量の少ない)Po5種等の超合金工具による切削であるといどよい結果が得られる<sup>3)</sup>。また低炭素鋼に添加した鉛粒の効果が中炭素、

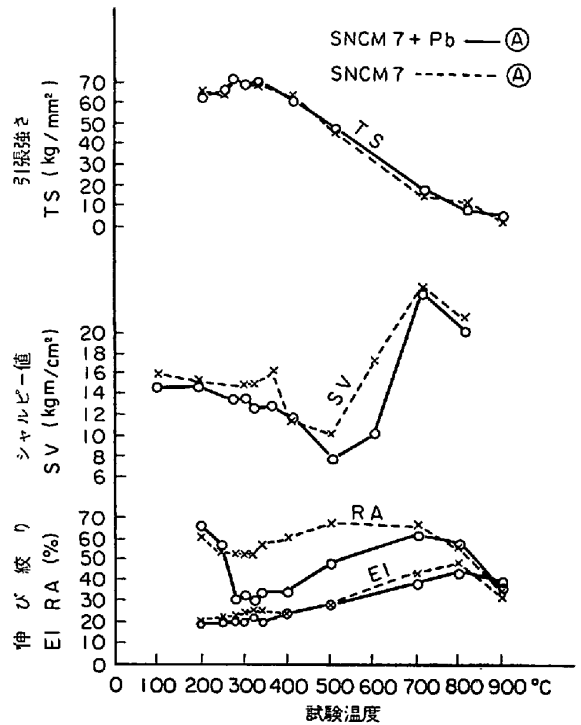


図23 含鉛鋼の昇温時の機械的性質

高炭素鋼のそれより顕著なことがあるのは切削温度にも関連したものであろう。

### 5.3 複合快削鋼の被削性

複合快削鋼の代表的なものの一つは硫黄快削鋼と鉛快削鋼のそれぞれ異なる被削性向上効果を同時に作用させた超快削鋼であり、自動盤作業などに適した高度の生産性を与えるよう開発され使用されている。たとえばSi, Pb, Bi, Se, Teなどを含む複合快削鋼は快削黄銅に近い被削性をも示している。表8は米国における複合快削鋼の例である。ここに含まれるP, Nなどの役割については31に既述した。

このような鋼種ではまずフェライト、パーライト比が最も被削性のすぐれた基本組織になるように炭素量が調整してあり、Siはきわめて低く、かつ快削性元素が複合的に添加されている。

鋼中の快削性非金属介在物(酸化物、セレン化物、テルル化物)と快削性金属介在物(鉛粒、ビスマス粒)はそれぞれ被削性向上効果が異なり大きく2大別される。近似的には、S, Se, Teは同族元素としてその被削性への効果を分子率比で評価され、PbとBiは昇温の機械的性質に対する影響の度合い<sup>52)</sup>(約1:3)で見積ることができよう。複合添加が相乗的な効果があるとして快削性の効果係数を鋼へのこれら2グループのそれぞれの積として表わすと、穿孔性指数(drillability index)と快削性元素添加量による効果係数Eのlogとの間に図24-

表 8 米国における複合系超快削鋼 (Metal Progress より)

鋼種	製造会社*	化 学 成 分					
		C	Mn	P	S	Pb	その他
Grade B	1-7	0.15 Max	0.85/1.35	0.04/0.09	0.40Max	0.15/0.35	N添加
Ledloy Ax	2	0.13 Max	0.80/1.20	0.04/0.09	0.25/0.35	0.15/0.35	Te 添加
J & L Type A	3	0.15 Max	0.85/1.15	0.04/0.09	0.26/0.35	0.15/0.35	Se+N 添加
La-Led X	4	0.09 Max	0.85/1.15	0.04/0.09	0.26/0.35	0.15/0.35	Te 添加
Multicut	5	0.15 Max	0.85/1.15	0.04/0.09	0.26/0.35	0.15/0.35	Se+N 添加
Mach 5	6	0.15 Max	0.85/1.15	0.04/0.09	0.26/0.35	0.15/0.35	Bi 添加

\*1: Bethlehem Steel Co. 2: Inland Steel Co. 3: Jones & Laughlin Steel Co. 4: La Salle Steel Co.  
5: Republic Steel Co. 6: United Steel Co. 7: Youngstown & Tube Co.

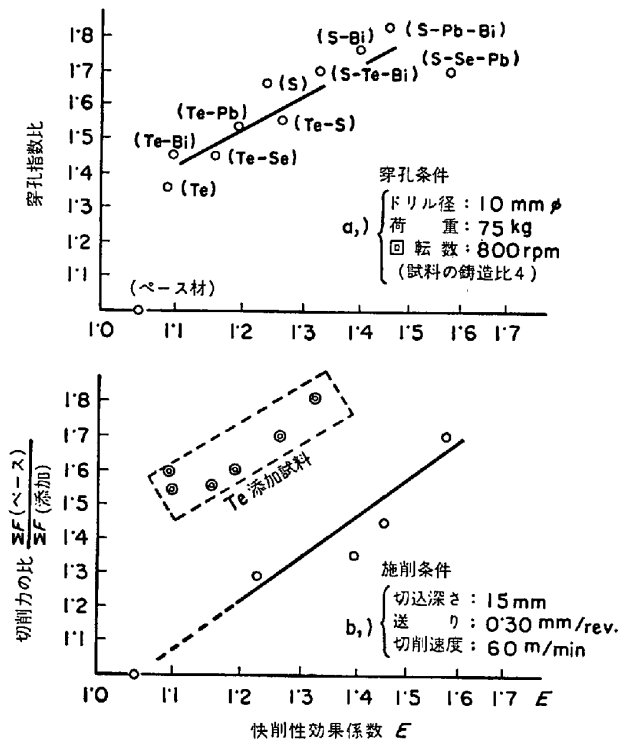


図 24 快削性元素の効果係数により整理した被削性 (低炭素鋼)

(a)のごとく直線的関連が認められる。図 24-(b)は旋削で構成刃先の生成脱落の影響が多くみられ切削抵抗が最大を示す切削速度域における効果を示した。これは切削抵抗比についての効果係数との相関を示したもので、Teによる安定した薄型の構成刃先の生成<sup>60)</sup>がとくに効果的で一グループを形成する。一方 Te, Se などはキルド鋼中の硫化物と異なり熱間の可塑性が悪く、圧延鋼中でもほぼ回転だ円体状の形状を保持しているから、よく延伸した硫化物よりは原子率比以上に内部切欠き効果が作用しうるものと思われる。Te 化物の構成刃先への効果による仕上精度の向上はとくに他の快削性添加元素よりすぐれたもので、あるとされる<sup>64)</sup>。これは同じく仕上面をよくする P, N など添加の効果<sup>65)</sup>が前述のように明りように工具寿命などに表われる快削性能を持たな

いこと、と対照される。

複合快削鋼としての新しい命題は、上述の主として低速の切削速度で有効な快削鋼に、高速の超硬合金工具による切削の際の工具寿命延長の特性を付与しようとする試みである。具体的には、S, Pb などによる快削鋼に Ca 脱酸などによる調整を併用することであり、Ca 処理系複合快削鋼などとも呼ばれる。これらは目下のところ主として JIS-S45C, SCr, SCM などの機械構造用鋼被削材を中心に開発が試みられつつあり、低速から高速までの多くの複雑な切削工程を含む高度に自動化された加工ラインに用いられる被削鋼材として大きな使用効果を挙げうるものと期待される。

6. 結 言

以上、鋼の被削性およびそれにおよぼす成分、金属組織、製造技術上の要因など冶金学的な諸因子との関連について概括的に述べたが、主として量産の鋼種を中心として扱い論じた。さらに高合金鋼系統の難削性鋼材の問題やそれらの被削性向上対策、高級鋼種に利用しうる Ag の影響、工具鋼種にかなり古くから用いられる黒鉛快削鋼なども興味ある話題であるが割愛した。

なお、鋼の金属組織と被削性の機構的解釈との関連については、今後さらに物理冶金学的な微視塑性と巨視的材料力学との領域にまたがって、より立入った研究検討が必要と考えられる。優秀な研究人口の増加によつて将来、機構的な解析による成分、組織と被削性の相関についての定量的予測が整備される日の来ることを望みたい。

文 献

- 1) 佐田: 機械学会誌, 70 (1967) No 2, p. 214
- 2) 奥島: 機械の研究, 17 (1965) No 12, p. 1463
- 3) 星; 金属, (1967) 10-1, p. 82
- 4) G. TROUP: American Machinist, 107-10 (1963), p. 127
- 5) 荒木, 山本, 内仲: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 444-

- 454
- 6) H. OPITZ: *Intern. Research in Prod., Eng.* (1963), p. 107, *Stahl u. Eisen*, 79 (1959), p. 514
  - 7) 鈴木寿, 山本: *Trans. JIM*, 10 (1969), p. 351
  - 8) 荒木, 谷地: *日本機械学会誌*, 70 (1967) 577, p. 183
  - 9) 臼井: *構成刃先シンポジウム, 機械と工具*, 8 (1964) No 4
  - 10) 大越: *精密機械*, 35 (1969) 6, p. 352
  - 11) 星: *金属切削, 工業調査会*
  - 12) PB-11582, (1950)
  - 13) G. VIEREGGE: *Zerspannung der Werkstoffe* (1959) Verlag Stahl Eisen
  - 14) 奥島, 岩田: *機械学会論文集*, 29 (1963) p. 202
  - 15) 荒木, 谷地, 吉松: *鉄と鋼*, 51 (1965) 5, p. 1074
  - 16) H. BÜHLER and A. ROSE: *Arch. Eisenhüttenw.*, 36 (1965), p. 655~666
  - 17) J. McMANUS: *Metal Prog.*, 89 (1966), p. 68
  - 18) T. GARVEY, et al.: *Proc. Conf. M, S, AIME*, 26 (1964), p. 99
  - 19) 奥島, 岩田: *精機学会切削性専門委資料* (1971)
  - 20) PB-111582 (1950)
  - 21) N. ZLATIN and J. CHRISTOPHER: *Metal Progress*, Aug. (1966), p. 107
  - 22) O. WEIDMAN: *Stahl u. Eisen*, 56 (1963), p. 790
  - 23) KIESSLING and LANGE: *JISI*, 90 (1964), p. 7
  - 24) L. H. VAN VLACK: *Trans. ASM*, 45 (1953), p. 741
  - 25) H. VAN VLACK, et al.: *Tr. M, S, AIME*, 221 (1961), p. 220
  - 26) E. J. PALIWODA: *Trans. ASM*, 47 (1955), p. 680
  - 27) H. OPITZ and M. GAPPISCH, et al.: *Arch. Eisenhüttenw.*, 33 (1962), p. 841
  - 28) 精機学会切削性分科会: *精密機械*, 34 (1968) 10, p. 680
  - 29) 精機学会切削性分科会: *精密機械*, 35 (1969) 3, p. 169
  - 30) 精機学会切削性分科会: *精密機械*, 35 (1969) 4, p. 227
  - 31) 鳴滝, 岩田, ほか: *鉄と鋼*, 56 (1970) 3, p. 391
  - 32) 成田, 山口: *鉄と鋼*, 56 (1970) 11, S 329
  - 33) 田阪, 赤沢: *鉄と鋼*, 56 (1970) 11, S 337
  - 34) 吉田, 加藤: *電気製鋼*, 39 (1968) 6, p. 358
  - 35) 木村, 伊藤: *電気製鋼*, 39 (1968) 6, p. 344
  - 36) 宮下, 西川: *昭和 44 年度秋期金属学会講演予稿集*, (1969), p. 82
  - 37) 白岩, 藤野, 渡辺: *昭和 44 年度金属学会講演予稿集*, (1969), p. 85
  - 38) 荒木, 山本: *金材技研報告*, 14 (1971), p. 26
  - 39) 荒木, 佐川, 石: *鉄と鋼*, 54 (1968), S 68
  - 40) H. OPITZ, and W. KÖNIG, et al.: *Stahl u. Eisen*, 88 (1968), p. 978
  - 41) A. WICHER and R. PAPE: *Stahl u. Eisen*, 87 (1967), p. 1262
  - 42) W. KÖNIG and N. DIEDRICH: *Arch. Eisenhüttenw.*, 41 (1970), p. 267
  - 43) W. KOCH and E. BÜCHE, et al.: *Arch. Eisenhüttenw.*, 41 (1970), p. 273
  - 44) 田阪, 赤沢, ほか: *精機学会講演予稿* (1963), *鉄と鋼*, 56 (1970)
  - 45) F. W. BOULGER and H. A. MOORHEAD, et al.: *Iron Age*, 167 (1951) 17, p. 90
  - 46) C. A. MÜLLER and E. ZIMMERMANN: *Arch. Eisenhüttenw.*, 37 (1966) 2, p. 145
  - 47) E. M. TRENT: *JISI*, (1963) Dec., p. 1001
  - 48) 臼井: *機械試験所報告*, 43 (1961)
  - 49) 山本, 藤田, 山口: *神戸製鋼技報*, 17 (1967) 3, p. 185
  - 50) 山本, 山口: *マシニスト*, 13 (1963) 5, p. 31
  - 51) 佐田: *精密機械*, 32 (1966) 1, p. 70
  - 52) T. ARAKI and S. YACHI: *Trans. Nat. R. I. Metals*, 6 (1964), p. 370
  - 53) 荒木, *機械と工具*, 7 (1963) 2, p. 35
  - 54) 荒木, 谷地: *金材技研報告*, 7 (1964) 6, p. 457
  - 55) T. ARAKI: *Trans. Nat. R. I. Metals*, 5 (1963), p. 188
  - 56) 伊藤: *金属材料*, 3 (1963) 9, p. 17
  - 57) 伊藤, 加藤, 山田: *電気製鋼*, 38 (1967) 9, p. 237
  - 58) M. C. SHAW, et al.: *Trans. ASME*, (1957), p. 1143, 1165
  - 59) 小柳, 荒木, ほか: *鉄と鋼*, 50 (1964), p. 2334, p. 689
  - 60) 荒木, 小柳, ほか: *鉄と鋼*, 48 (1957), p. 400
  - 61) 岩田: *マシニスト*, 13 (1963) 5, p. 20
  - 62) 伊藤: *金属材料*, 10 (1970) 8, p. 9
  - 63) 竹山, 糟谷, 野池: *精密機械*, 30 (1964) 3, p. 239
  - 64) 荒木, 谷地: *鉄と鋼*, 52 (1966), p. 741
  - 65) R. SPENCER and C. NAGEL: *Metal Progress*, 82 (1962) 6, p. 73
  - 66) 山本, 藤田, 山口: *神戸製鋼技報*, 17 (1967) 4, p. 270