

テルライドその他の快削性介在物を含有する

軟鋼の切削挙動の微視的観察*

荒木 透**・山本重男***・内仲康夫****

Microscopic Observations of the Machining Behaviors of Mild Steels Containing Telluride etc

Toru ARAKI, Shigeo YAMAMOTO and Yasuo UCHINAKA

Synopsis:

Some metallurgical observation and discussion were made upon the machining behaviors of mild steel samples containing free-cutting additives: telluride, sulfide, selenide, lead and/or bismuth. A specially devised tool holder was employed in order to obtain the cutting part of work sample with built-up edge.

A part of free-machining mechanism of the tellurided steel samples at the cutting speeds around 60m/min was discussed based on the results from the observation with the optical- and electron-microscope as well as from the measurements of mechanical properties at various temperatures. Observed electron-microscopic substructure of a cut chip of a sample showed a peculiar subcell feature presumably caused by fast dynamic recovery of extremely strained ferrite.

(Received 16 Dec. 1967)

1. 緒 言

最近快削鋼は複合快削鋼としての発展方向を示している。これは快削性元素単独添加に比し複合添加が効果的であり、種々の加工機械の高効率化に順応した被削材の必要性を自動車、精密機械などの業界が認識してきたからであろう。

複合快削鋼（とくに超快削鋼）はS添加の低廉な魅力を残在させ、普通鋼との価格差が少ないため切削工程で製品の原価低減と結びつく範囲を拡張した。反面、引張強さ、衝撃値の異方性のために強度面の要求のきびしくない部品材のみに用途が制約をうける。一方、特殊鋼、合金鋼ではほとんど材料特性の劣下をきたさない Pb 添加が行なわれ、その応用範囲の広さからわが国では快削鋼の大半を占めている。しかし最近の超快削鋼などに用いられる量産速度がやがて鉛快削鋼にも応用され、Pb と適量の S, Te, Se などとの複合快削鋼として生産量を増すことは切削加工技術の進展からみて必然と思われる。

前報¹⁾で低炭素鋼中の Te 化物は被削性に対して硫化物、Se 化物と異なつた特性を持ち、Te 化物が構成刃先に関連して特異な作用をする領域が認められることを報告した。この領域では切削抵抗の低減と工具寿命の助長が明らかであつて、新たな快削性能とみられる。

本報では軟鋼における Te および他の快削性元素の組

合わせ添加による被削性の向上機構に関連して、構成刃先を中心とする切削部の切削挙動の微視的観察を行ない、さらに材料の昇温特性との関係についても検討した。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

前報¹⁾の低炭素鋼（50 kg 鋼塊を高周波大気溶解）と新しく溶製したフェライト極低炭素鋼（7 kg 鋼塊を高周波真空溶解）の2シリーズについて実験を行なった。Table 1 に分析結果を示す。焼準処理後被削性試験材、引張り試験材とした。組織は大気溶解鋼がパーライト量 2~10% 残りフェライトを示し、生成した非金属介在物の長さは 10~40 μ （鍛造比 20）にあり真空溶解鋼はフェライト単相で鋼塊の凝固速度、酸素量などに原因してか微細な 5 μ 以下（鍛造比 4）の非金属介在物が分散するものである。

2.2 実験方法

2.2.1 切削部観察試片採取用刃物台

Fig. 1 は二次元的切削（突切り切削）の場合を示したもので切屑の生成局部の状態を試料として採取するため

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表

昭和42年12月16日受付

** 東京大学工学部 工博

*** 金属材料技術研究所

**** 東京大学工学部

Table 1. Chemical composition of samples. (%)

a) Air melted samples by H. F. furnace (50 kg ingot)

Steel	C	Free cutting additives			Other elements
FB _{ase}	0.06	S : 0.06			Si : 0.19~0.24 Mn : 0.52~0.65 Cu : 0.07~0.08 Ni : <0.12 Cr : 0.02~0.03 P : 0.015~0.023 Al : 0.01 O : 0.01~0.02 N(sol) : 0.0027~0.0042 (insol) : 0.0002~0.0006
S _S	0.06	S : 0.123			
S _T	0.13	S : 0.026	Te : 0.08		
S _B	0.07	S : 0.021	Bi : 0.03		
D _{ST}	0.12	S : 0.126	Te : 0.09		
D _{SB}	0.07	S : 0.120	Bi : 0.04		
D _{ET}	0.10	S : 0.029	Te : 0.09	Se : 0.09	
D _{TP}	0.10	S : 0.015	Te : 0.09	Pb : 0.07	
D _{TB}	0.11	S : 0.021	Te : 0.09	Bi : 0.03	
T _{EP}	0.10	S : 0.132	Se : 0.17	Pb : 0.07	
T _{TB}	0.10	S : 0.113	Te : 0.09	Bi : 0.03	
T _{PB}	0.09	S : 0.113	Pb : 0.10	Bi : 0.02	

b) Vacuum melted samples (7 kg ingot)

Steel	C	Free cutting additives	Mn	P	O	N (total)
V _{Base}	0.012	S : 0.004	0.48	0.001	0.016	0.0024
V _S	0.010	S : 0.073	0.49	0.001	0.016	0.0019
V _{Se}	0.007	S : 0.005	0.49	0.002	0.030	0.0038
V _{Te}	0.010	S : 0.002	0.48	0.001	0.020	0.0018
V _{Pb}	0.011	S : 0.002	0.47	0.001	0.017	0.0026

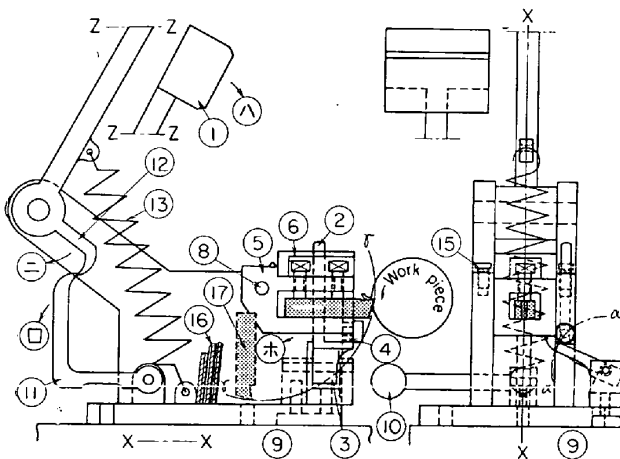


Fig. 1. Specially devised tool holder for observation of the cutting region of the work piece.

に著者らの考察した特殊刃物台の側面図（断面）と正面図であり、Fig. 2 は正面から見たその各瞬間の作動状態である。原理は切削速度以上の速度で工具を切削部より離脱させるものであり、切削中スプリングで加速したハンマー① (Fig. 1) は②方向に加速され、バイトホルダー⑥、⑤をたたき落とす直前に伝達棒②、ストップレバー③、バイトホルダーを支えているツメカム④に作用する。Fig. 2 の(a), (b)状態では工具は静止し平常に切削中であるが、(c)状態では切削部より離脱している。

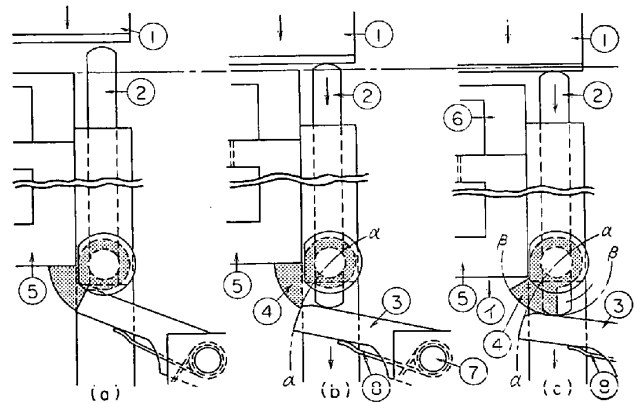


Fig. 2. The illustration of the operation principle of Fig. 1.

(c)状態の 3×10^{-4} sec 前ストップレバー③が $\beta \sim \beta$ 線上より押し下げられカム④はバイトホルダー⑤と力学的に分離し、ほとんど同時にハンマー①は約 3.3 m/sec (計算値)の速度でバイトホルダー⑤、⑥に衝突し工具を切削部より離脱させる。得られた切削局部は光学および電子顕微鏡、ミクロ硬さなどで検討した。なお使用した旋盤は 14 HP 無段変速機付き LS 型実用高速旋盤である。

2.2.2 切削温度の測定

切削温度の測定は旋盤を用い被削材と切削工具を熱電対とする一般的な方法で行なつた。すなわち切屑-工具

の接触面からの熱起電力は、ソルトバスを用いて作製した較正曲線で温度に変換した。なお冷接点を常温に保つため長さ 150 mm の超硬完成バイトを用いた。

一方生成した切屑の酸化状態から切屑の定性温度（概略の温度）を求めた。鋼の加熱による酸化膜は加熱時間にも著しく左右されるが、切削条件が同一であることから鋼の焼戻し温度との対応で求めた。

2.2.3 昇温および熱間での材料試験

快削性元素添加による昇温状態での材料の機械的性質および異方性への影響を調べるため小型精密引張試験機（シュブナール引張試験機）を用い常温から 500°C までの引張試験を行なった。試験片は平行部径 1.2 mm ϕ 、平行部長さ 7.0 mm のものを L 方向（鍛造長手方向）、T 方向（鍛造面直角）から採取し 0/4 ペーパーで入念に仕

上げた。

さらに昇温状態で歪みを加えた場合の微細組織について調べるためには鍛造比 4 の 3 mm 厚の板を冷間圧延してえた板状試験片（厚さ 1 mm、平行部幅 10 mm、長さ 50 mm）をテンシロン引張試験機によつて引張変形を与えた。軟鋼における快削性元素添加の影響を熱間加工性（850~1150°C）および昇温域での変形抵抗（常温~700°C）について調べるため、向かい打ちの槌型鍛造性試験機を用い衝撃エネルギー 10 kg-m、歪み速度最大 400 sec⁻¹ で試験片を強打し、その変形量から変形抵抗値を求めた。試験片は鍛造比 4 の焼準材で 10 mm ϕ × 10 mm のものである。

3. 実験結果および考察

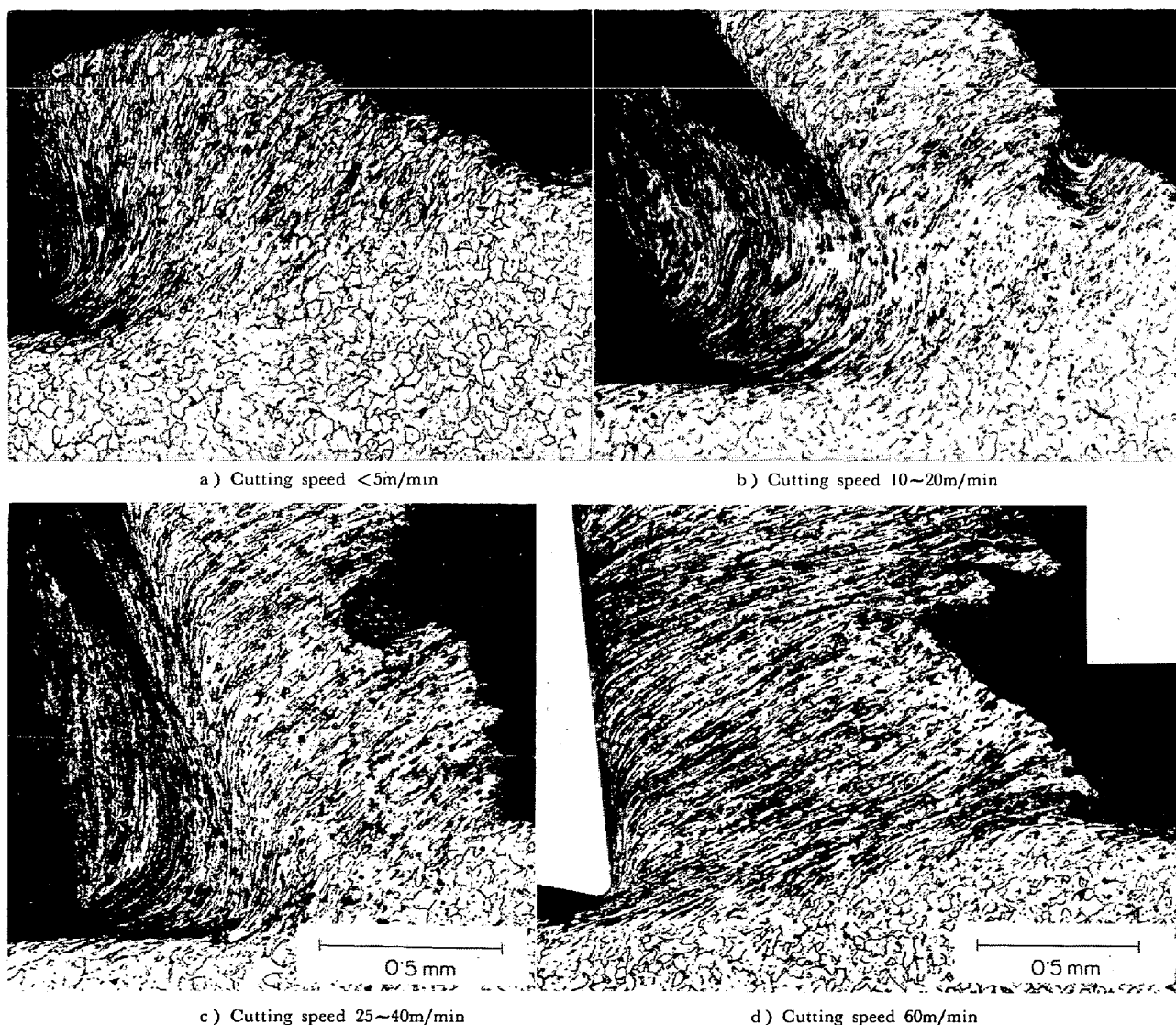


Photo. 1. Microstructures of chip shear zone and built up edge at various cutting speed regions. (orthogonal cutting)
condition : material cut, a)~c) S_s (Sulfur single addition) steel, d) F (Base) steel sample tool (p10) rake angle=10° depth of cut 0.3 mm.

3.1 S を含む軟鋼の切削局部の挙動

切削部観察用試片採取刃物台を用いて調べた凝 2 次元切削における構成刃先の様相を Photo. 1 a) b) c) として示した。試料は Ss (S 単独添加) 軟鋼である。a) は切削速度が $1\sim 4\text{m/min}$ でみられる切削部であり、クラックの進行により断続的な切くずを生成している。クラックの進行跡は引張力で引きさかれたごとくであり、工具と切くずの接触面近傍では構成刃先と似た塑性流れが見られる。b) は切削速度が $\sim 10\text{m/min}$ で観察される著しく腹面と背面の発達した構成刃先であり、その形状から成長、脱落がはげしく不安定なことがわかる。c) は切削速度 25m/min 域で工具すくい角を増すごとくに生成した背面型の構成刃先である。仕上面にみられる構成刃先の分裂片は、腹面と背面の発達した構成刃先より減少しているもののなお残存している。さらに切削速度を増すと構成刃先先端部の曲率半径は増加し鼻状から板状となつて、さらにその厚さを減少させ切屑変質層へと移行する。すなわちこの場合生成した切屑はその

流出速度で工具面を直接擦過しているのではなく、工具面と密着した切屑内部数 10 ミクロンにわたつて切屑変質層として観察されるはげしい流動域をへだてて流動しているのである。切屑変質層は微少な構成刃先が残存する切削速度域から徐々に厚さを増す。たとえば最初 10μ 位から、 60m/min では 30μ 、 80m/min で 60μ 位となる場合もある。Photo. 2 a) は切屑変質層の電顕レプリカ写真であり、微細なサブ構造が変形回復の過程にあるフェライトの中に観察される。

極低速度域における S 添加の影響はすでに検討したごとく、硫化物およびパーライトの縞状の分布状態などの影響のためクラックの進行を促進し、切削抵抗値を減少させている断続切削状態から連続した切屑へと移行する機構は、切削速度の増加によつて工具の先端前方の領域に著しい塑性域が現われ、その部分に熱軟化が始まること、昇温変形抵抗の測定結果から推察されるが、同時にクラックの進行も抑制されてくる。このはげしい塑性域は、まだ切削熱による再結晶軟化状態にまでは達してお

らず、加工硬化された部分が薄紙を重ねるごとくに急速に堆積することによつて腹面、背面の発達した構成刃先へと成長し、連続した切屑を流出させるにいたるものと思われる。

さらに切削速度が増すと構成刃先先端部は青熱脆性温度に達し、切屑剪断域の剪断速度、温度などの変化によつて切くずの剪断強度が変化し、工具と構成刃先の密着性なども複雑に関連して背面（生成）型の構成刃先へと移行すると思われる。Fig. 3 は Te を単独添

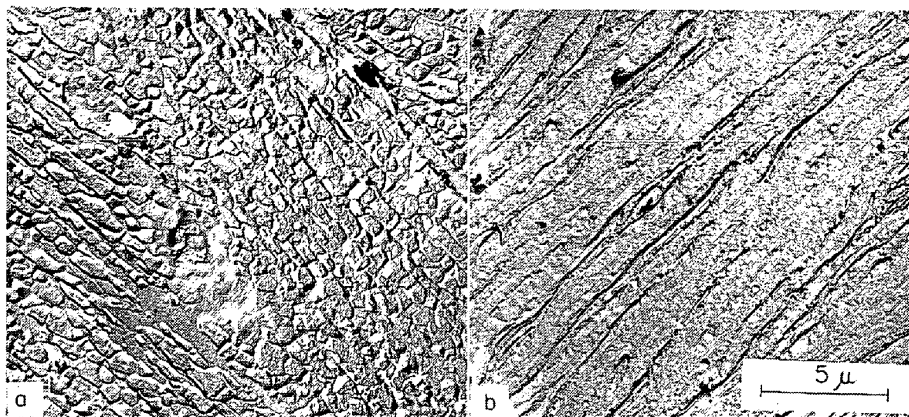


Photo. 2. a) Electron micrograph of flow layer of chip adjacent to the tool face (S_s steel, cutting speed $\sim 100\text{m/min}$).
 b) Showing the lubricating action of telluride in plate-like built up edge (S_T steel, cutting speed 60m/min).

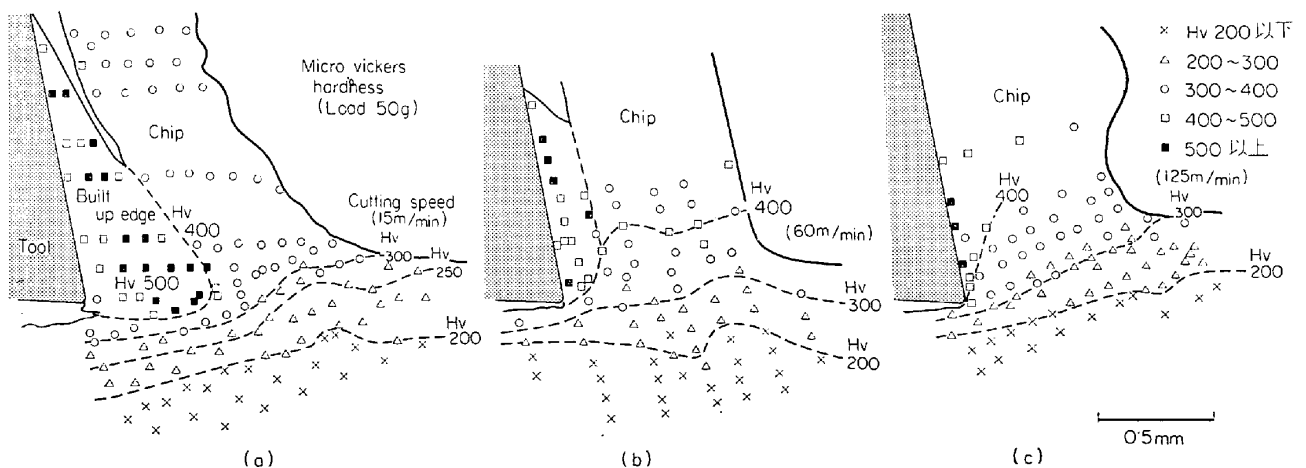


Fig. 3. Vickers hardness distribution in the cutting region of the tellurided samples.



Photo. 3. a) Electron micrograph of deformed pearlite in built up edge (Replica).

b) Deformed and veered pearlite in chip (Replica).

[$S_T(Te)$ steel : cutting speed 15m/min]

加した試料の切削部のマイクロビッカース硬さ分布を示した。各部の硬さには切削歪の伝ば状況、加工硬化、切削熱、それ以前の切削による残留応力などが総合効果として現われている。切削速度が 15m/min のものは切くずの硬さが 330 前後であるに対して構成刃先の先端部は 600 以上にも達している。Photo. 3 にフェライトマトリックスの加工硬化にともなつて強制的に変形または彎曲されたパーライトの様子を示した。さらに 60m/min では平板状の構成刃先の極先端部のみが $H_v=600$ ぐらいを示し、この部分には変形したパーライトの多くはすでに平板状構成刃先と切屑間の流動変質域に巻き込まれているように観察される。この一部は逆変態オーステナイトになっている場合も考えられるが明らかではない。

一方、この速度域における切屑の硬さは 370 ぐらいを

示し、125m/min 域では 400 ぐらいを示している。この切屑硬さの若干の増加は切削速度の増加が切屑の剪断降伏応力を高めたことを表わしている。一方切削温度を測定した場合、切屑と工具の界面温度は切削速度に依存した上昇を示している (Fig. 4)。このことから切削速度の増加は、切屑の剪断降伏応力を増加させるよりも、工具切屑界面近傍の熱軟化によつて切屑流動変質層の流動変形抵抗を減少させ、切屑剪断角を増大させる強力な効果を有するものと思

われる。これは F_{Base} 材および S_S , S_B 試料にみられる 60m/min 以上の切削速度において切削抵抗が減少する現象の主因をなすと考えられる。しかし Te を添加した場合は、60m/min 前後の切削速度域で、平板状構成刃先と、切屑の流動域における Te 化物の内部潤滑作用がもつとも効果的に表われるため、 S_S , S_B 試料のように切削抵抗にピークを示さない。

3.2 Te 添加のミクロ組織への効果

大気溶解鋼のシリーズでは Te 添加によるフェライト結晶粒の細粒化の傾向がみられたが、C 量との関連で断定はできなかった。しかし極低炭素鋼を用いて結晶粒の測定を行なつた結果 Te 添加による整粒化、細粒化作用があらかに認められた。(Fig. 5 参照)。一方軟鋼への Te 添加によるフェライト結晶粒の細粒化は当然強度

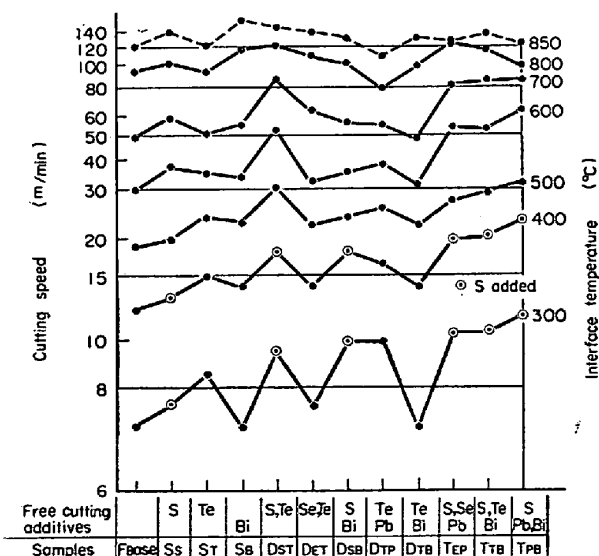


Fig. 4. Relation between cutting speed and tool-chip interface temperature of free-cutting steel samples.

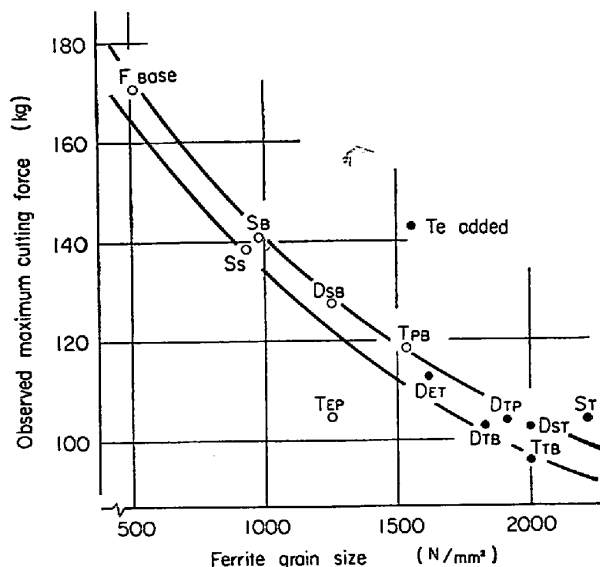


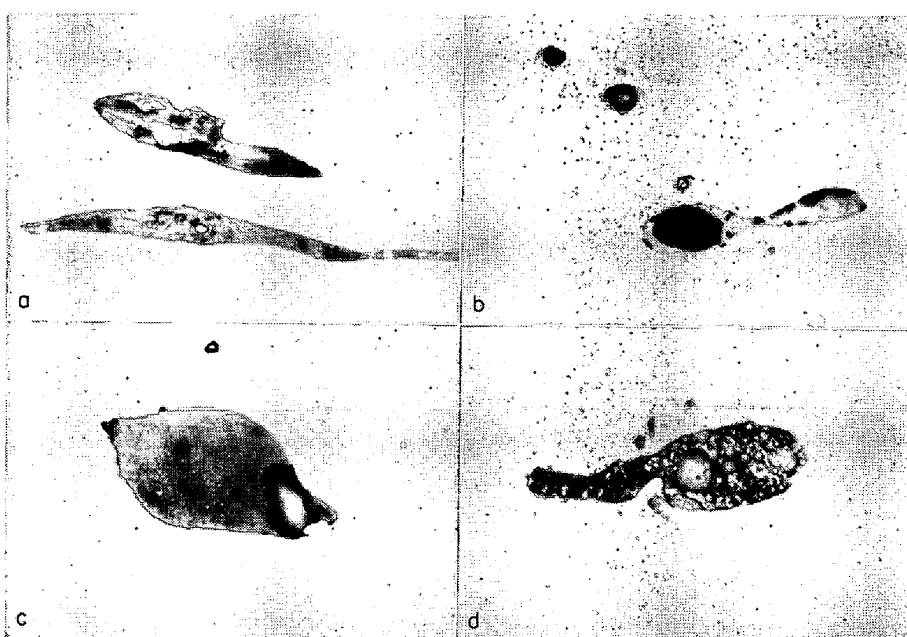
Fig. 5. Observed maximum cutting force v. s. ferrite grain size of free cutting steel samples.

を上昇するに対し、一見矛盾した切削抵抗値の減少を示す(Fig. 5)。このことについては検討を行なった結果を後章で詳述する。

鋼中の Te 化物は鑄込状態、熱間可塑性、そして高温での粗粒化阻止などで硫化物、セレン化物と異なった挙動が知られている。本 Te 添加鋼の快削性介在物の代表的顕微鏡写真を示すと Photo. 4 のごとくである。鋼中の硫化物に比べ Se 化物、Te 化物は熱間可塑性が低くぼうすい状に分散するため、機械的性質の異方性の程度は軽微と考えられる。

3.3 昇温材料特性

3.3.1 引張特性



(a) S_S (Sulfide) (b) S_T (Telluride)
(c) D_{ET} (Telluro-Selenide) (d) D_{TP} (Telluride and dispersed Lead)

Photo. 4. Free cutting inclusions.

Fig. 6 に昇温時の引張強さを示した。Te 添加の場合 400~500°C での引張強さに若干の優位がみられ、フェライト結晶粒の細粒化による昇温軟化の抑制に原因すると思われる効果がみられた。絞りについては Fig. 7 に示したごとく常温において S を含有する鋼 (S_S, D_{ST}, D_{SB} および T 鋼種) にみられる異方性の増加と、300~350°C における微量 Bi 添加による絞りおよび伸びの劣下が目された。まず S 添加による異方性は生成した硫化物そのものより、硫化物周辺に鍛造方向と平行に生成したフェライト、その外側に層状 (帯状) に分布したパーライトによる全体的な縞状の組織によるもので、マトリックスそのものの不均質性の影響も大きいと思われる。

一方 Bi の影響については靱熱脆性と、Bi₂ 粒の融解、ぬれ現象による内部切欠効果で説明される³⁾。

3.3.2 熱間変形抵抗

また上述の鍛造性試験機を用いての熱間変形抵抗の測定によるとまず 850~1150°C においては各試料間に大差は見られず、常温および 550°C では Te, Se を添加した試料に若干の抵抗の増大が認められた (Fig. 8)。常温での効果はフェライト結晶粒の細粒化のみによると考えてもよいが、溶質-転位の相互作用によつてピーク硬化を示す温度域にあたる 550°C では Te によつて何らかの内部作用が予想されたにかかわらず認められないようである。すなわち、

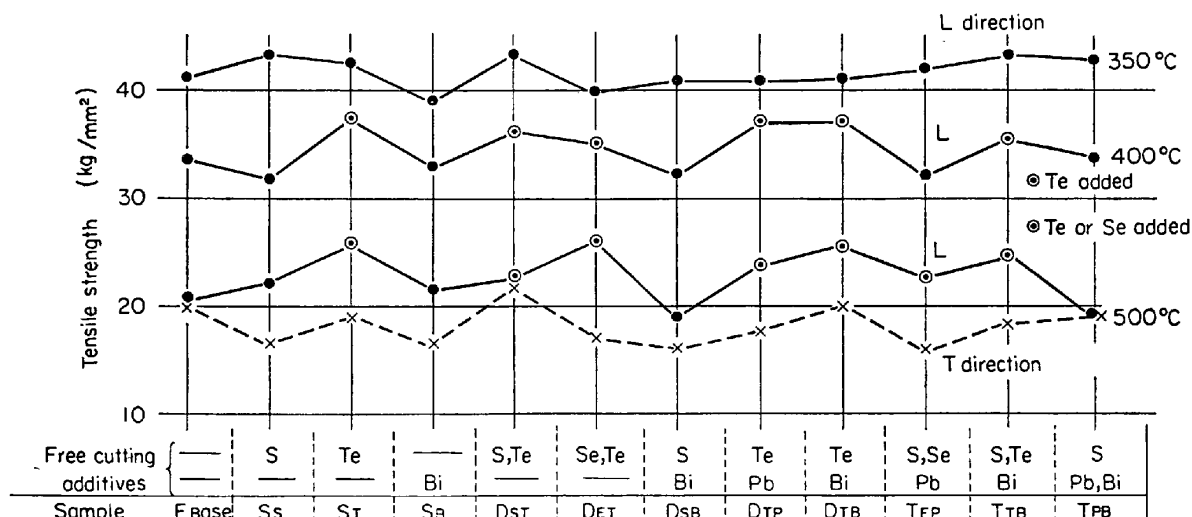


Fig. 6. Effect of free cutting additives on tensile strength of low carbon steels at elevated temperatures..

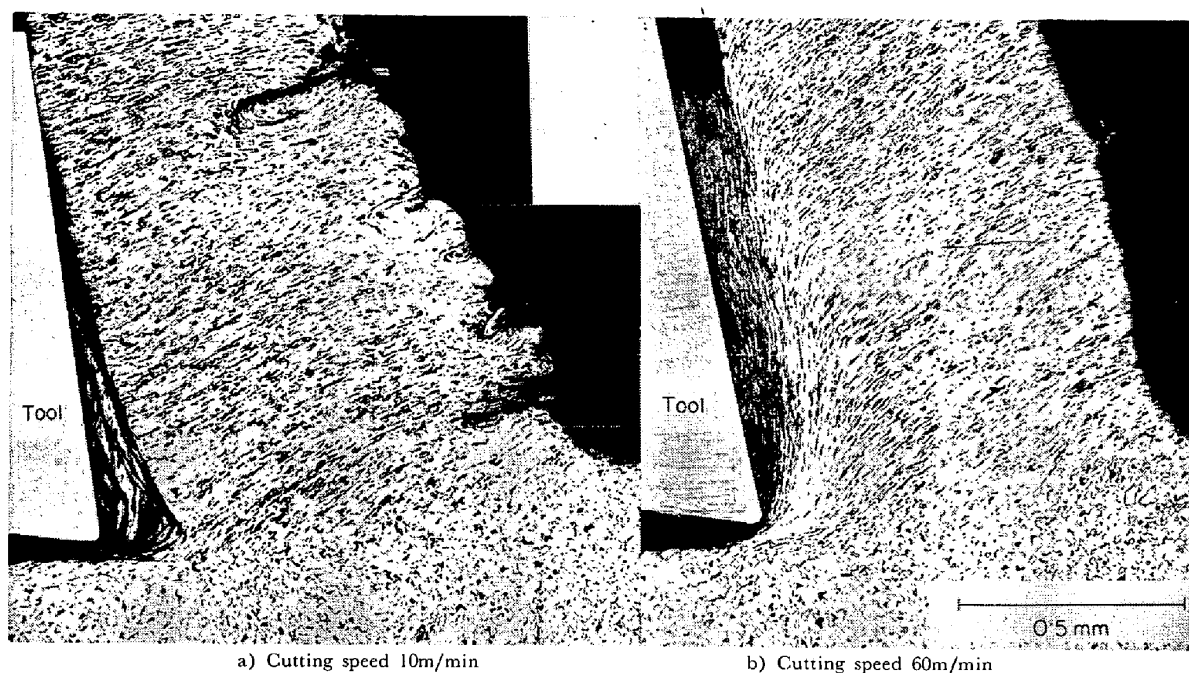


Photo. 5. Microstructures showing the built-up edge behaviours of Te-containing mild steel (S_T).

同様な挙動を示す領域が続き、さらに切屑に流動変質層がはつきり認められるようになる過程で、Te 添加の全試料に平板状の安定した構成刃先の生成がみられるようになる。この構成刃先は、軟鋼にみられる切削抵抗の不安定な速度（約 60m/min）の領域における切削抵抗を減少させるほか、その形状から推して工具寿命をも著しく向上させ、また仕上面にもきわめてよい効果をもたらすことが推定される。構成刃先近傍の電顕観察では非常によく延伸された Photo. 2 b) のごとく Te 化物が確認され、内部潤滑作用を持つことがわかる。

一般に構成刃先は切屑のせん断域が青熱脆性温度域に達した場合消滅すると思われるが、Te 化物はこの温度域の高圧縮応力下で高度の塑性を有するとみられることから、これより温度の上昇する場合は Te 化物の最大内部潤滑作用が動作し、平板状構成刃先を持続させるものと考えられる。さらに Te 添加によつて前述のごとくフェライト結晶粒と整粒化されることも金属組織的な安定化をもたらし、平板状構成刃先持続の要因となるであろう。

3.5 透過電子顕微鏡による微細組織の観察結果

前章に述べた切削局部の観察に併行して、さらに透過電顕による微細下部構造の変化を確かめた。

3.5.1 焼準状態および常温変形した試料の組織観察

Table 1 に示した F シリーズ中、F (base), $S_S(S)$, $S_T(Te)$, $DE_T(Sc, Te)$ の 4 種類について焼準状態および室温で低歪速度でテンシロンにより引張変形を与えたものについて BOLLMANN 法による薄膜の電子顕微鏡直

接観察を行なった。以下得られた主な結果を示す。

a) 焼準状態

各試料とも空冷の際熱応力により生じたと思われる少量の転位がマトリクスおよび介在物の周囲にみられた。粒界の状態は base 材と快削性元素を添加したものでは大差がなく、析出物などの異常は特に認められなかった。したがつて Te 入りの試料が粒径が小さく、したがつて強度が高いにもかかわらず切削抵抗が小さい事実の説明として、粒界に Te 化物が析出して粒界をもろくするという考えは必ずしも当たっていないようである。(Photo. 6 c) 参照)

b) 3~5%歪を与えた状態 (S 系(S_S))

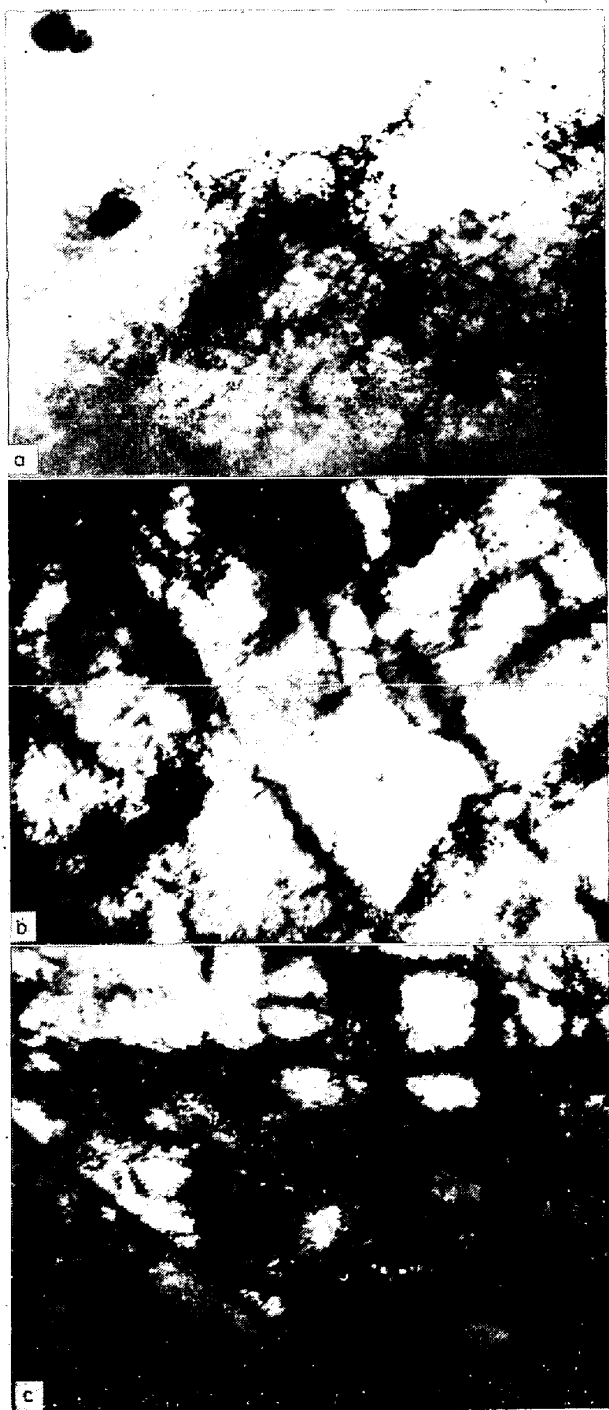
Photo. 6 a) に示されるように介在物のあつた位置に転位の集積と転位密度の上昇がみられ、介在物を中心にセル壁が発達する傾向を示している。

c) 最大荷重に相当する歪（約18%）を与えた状態

Photo. 6 b), Photo. 6 c) に示されるように普通のセル構造をとることがみられた。Photo. 6 b) はセル壁が介在物を中心に形成されるかまたは介在物によつてその動きを阻止される傾向のあることを示していると思われる。Photo. 6 c) は Te 入り試料であるが、前述したごとく粒界に析出物もなくまたセルと粒界の関係にも他の試料と異なつたところは認められなかった。

セルの大きさ形状は同一種類の試料でもかなりバラツキがあるが、平均してみると試料間に大きな違いはなく大きさは $1\sim 2\mu$ 程度である。

3.5.2 切屑および昇温変形 (500°C) した試料の組



×20,000 (1/2)

Photo. 6. (a) Transmission electron micrograph of normalized $S_8(S)$ sample.
(b) S_8 sample strained by 5%.
(c) $S_T(Te)$ sample strained by about 18%.

組織観察

S 入り試料 S_8 について切屑およびそれを焼鈍したものについて観察した。そしてこれと比較して 500°C で昇温引張変形を与えた同鋼試料の組織観察結果について検討した。



×20,000 (1/2)

Photo. 7. a) Transmission electron micrograph of S_8 steel-chip (cutting depth 4 mm, feed 0.025 mm/rev, cutting speed 60 m/min).
b) The same specimen as a), S_8 steel-chip annealed at 680°C for 1 hr.
c) S_8 sample strained by 80% at 500°C (strain rate $2 \times 10^{-2}/\text{sec}$).

Photo. 7 a) は実際の切屑より薄膜を作製し検鏡したものであるが、非常に小さなセル構造を示している。マ

ルテンサイトの亜粒 (lath) に類似しているが、昇温温度から判断してマルテンサイトの可能性は少ない。個々のセルは加工変形による昇温のため動的回復 (dynamic recovery) を示し、きわめて高い歪みをうけたフェライトの回復亜粒ということができよう。

前出の Photo. 2 a) は Photo. 7 a) の切屑とやや条件が異なるが、前者の中の細かい粒状の組織は Photo. 7 a) の微小なセルの数個と対応するものと思われる。

Photo. 7 b) は Photo. 7 a) と同一条件の連続切屑を $680^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の真空焼鈍を行なった試料の組織を示す。白い穴は薄膜作製中介在物が抜け落ちたあとである。これは比較的完全な再結晶組織を示しており、従来の切屑中に無数のマイクロクラックが発生しているという説とは異なりボイドも認められず予想外の健全な組織を示している。

Photo. 7 c) は比較のため 500°C で昇温変形した同一試料の組織である。著しい動的回復をともなつた転位密度の高いセル構造を示しているが、切屑のそれと比べるとかなり粗で回復も進んでいる。

以上の観察結果から切屑の内部組織を考察すると、厳密には高温、高圧縮応力下の高歪速度の変形の組合わせの結果得られた特異な組織と考えねばならないが、概括的にいつてほぼ昇温引張変形のものきわめて高い歪み域に延長したものとして考えてもよいと思われる。

なお切屑中の快削性介在物の挙動およびマトリクスとの関係は非常に興味がある問題であるが、薄膜作製中介在物が抜け落ちてしまうなどの困難があり、現在のところ確認されていない。

4. 結 言

切削部採取用刃物台を考案し、比較的低切削速度域における軟鋼の構成刃先をとまう連続切削ならびに切削速度を増した場合の背面型の構成刃先から切屑変質層への移行過程について主として微視的に観察し、Te その他の快削性添加物の挙動とあわせて冶金学的な検討を行なった。

1) 10m/min 域の切削速度で Te-Se, Te-S 添加では先端の非常に鋭い構成刃先が生成しているのに対して、Te-Pb, Te-Bi 添加の場合、背面の発達した大きな構成刃先が観察された。さらに速度の上昇により添加元素により構成刃先の挙動はそれぞれかなり異なつた様相を呈した。

2) 60m/min 域の切削速度では Te を添加した全試料に平板状の構成刃先による被削性の向上が観察され、微視的にはテルライドの可塑性と内部潤滑効果および整

粒作用によることが推察される。

3) 快削性元素を含む軟鋼の電子顕微鏡による直接観察によれば、Te の添加によつてフェライト結晶粒界、粒内の挙動に特異性は認められなかつた。また切屑および変形試験片の微視構造から切削局部のはげしい流動変形域の挙動の一部をうかがうことができた。

4) 常温および昇温時での材料特性の劣下は Te を添加することによる細粒化によつて軽減し、S, Bi 添加の場合のような絞りにおける異方性は Te 添加鋼にはみられなかつた。

文 献

- 1) 荒木透, 谷地重男: 鉄と鋼, 52 (1966) 4, p. 245
- 2) 荒木透, 谷地重男: 日本機械学会誌, 70 (1967) No. 577, p. 183
- 3) 荒木透, 谷地重男: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1490
- 4) 星光一: 金属切削 (1965), 工業調査会

一 討 論

[質問] 八幡光 江口直記

- 1) 被削性と高温まででの機械的性質の関連について
- 2) 工具の摩耗と快削成分との関連はどうか

[回答]

鋼の切削中、生ずる切くずは Photo. 1 のごとく第一次剪断域 (切屑剪断域) と第 2 次剪断域 (切屑裏面近傍) における激しい塑性変形によることが知られている。切くずが剪断する際の歪速度は前者で $10^2 \sim \text{sec}^{-1}$, 後者はその数 10 倍に達すると思われ、生ずる切削熱も切屑-工具界面で 1000°C 以上にも達することが測定されている。推定では切削に要したエネルギーの 90% 以上が工具、切屑、被削材の温度上昇に変換されるから、切削中でも切削部の加工歪エネルギーは生成中の切削熱によつてつねに解放されており、ある場合には動的回復 (dynamic recovery) 状態にあるといえる。このため切削部での剪断応力の速度依存性は必ずしも顕著でない場合が多いことが推察される。また第 2 次剪断域は熱軟化によつてある速度以上では工具と切屑間に激しい流動域がみられ、見かけ上、工具-切くず間の摩擦係数を減少させている。

Secondary shear region

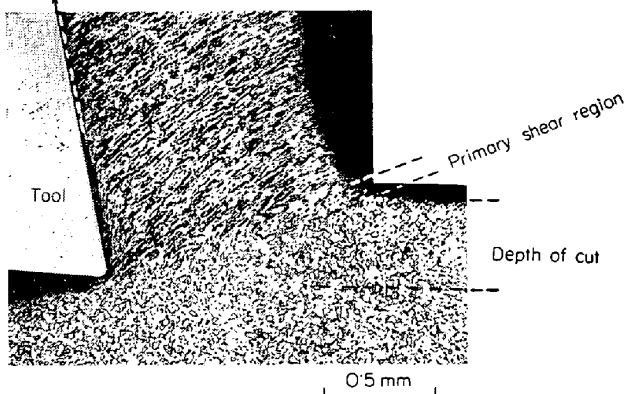


Photo. 1. Microphotograph of a cutting region of mild steel. (cutting speed 80m/min)

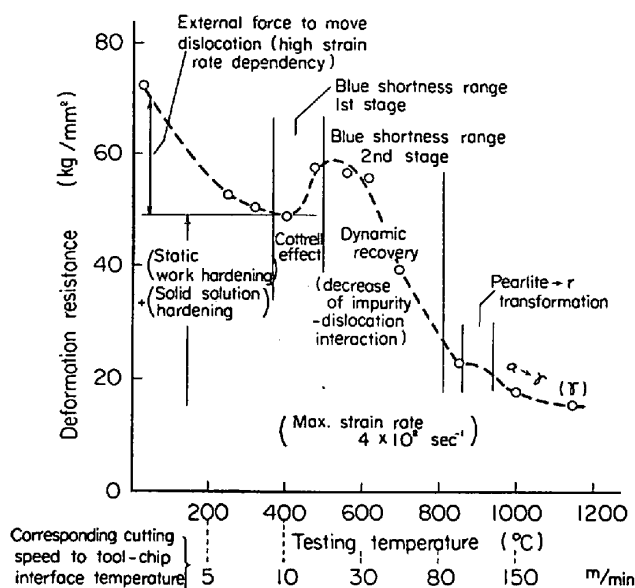


Fig. 1. Deformation resistance of mild steel at elevated temperatures.

以上のようなことから、被削材の高温までの機械的特性と被削性の直接的な関連は簡単には表現され難い。たとえば合金元素の添加によつて鋼の靑熱ぜい性域、高温特性などが変化することなどに関連して切削抵抗なども複雑に対応した値を示す。構成刃先の生成、消滅などの現象も現象的定性的に説明されているにすぎない。

切削部はいちじるしく不均一な剪断歪速度、温度の分布を示すことが観察されている。したがつて加工硬化と熱軟化の度合いにより局部近傍は複雑な応力分布がなされていると思われる。このため現在力学的、現象論的な方法のみでは厳密に定量的な切削機構の解明は考え難い。さらにミクロ的には結晶塑性の転位論、さらに物性論的にも被削材と工具の挙動に関する検討がなされるべきと思われる。Fig. 1 は著者らの実測した $4 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$ (最大)の歪速度における軟鋼 (C: 0.06%, キルド鋼) の高温までの衝撃圧縮変形抵抗値の挙動を切削温度

との関連をも含めて図に示した一例である。

2) 工具の摩耗に対しては、切削抵抗で代表される切削仕事の一つの大きな要因であるから、おおざっぱにいつて快削成分と切削抵抗との相関に近似しているといえる。文中に述べられているように、快削性介在物に影響された小型で安定な構成刃先の存在が $60 \sim 100 \text{ m/min}$ 辺で被削性を向上している事実は工具の摩耗にこの域で非常に有利であろう。硫化物などは工具と切くずとの界面に堆積して工具と鋼の溶着を妨げ、また C, Co, W などの工具からの拡散による表面劣下を防止することにより摩耗を減少する効果も考えられる。これは最近の Ca 処理鋼などに対する工具面生成物の観察によつても一部認められている。

〔質問〕 三菱製鋼 中司正夫

1) 試料の圧延比はどの程度か

2) 圧延比が異なる場合、同一分析成分でも非金属介在物および金属介在物の分布状態で被削性はおおに異なると思うが、micro structure との関連をうかがいたい。

〔回答〕

1) 代表的介在物の顕微鏡写真は圧延比 4 のもので示しているが切削、その他のテストは 4~20 のいずれかである。

2) 圧延比により介在物の分布が異なってくるが、これによる被削性の変化は一般的にいつて二次的であるが被削性の多面性とも関連して複雑な挙動を示すようである。たとえば硫化物などはあまりに延伸し過ぎて分断し微細に分布することは被削性(仕上面よさなど)に悪い結果をもたらす経験があるが、鉛粒の分布については必ずしもそうはいえない。リムド鋼のあまり延伸しない硫化物 (MnS-MnO 系) がキルド鋼の糸状に伸びやすい形状のものよりいちじるしく被削性のよいのはミクロ組織の差異というよりむしろ含有酸素量の直接的影響によると思われる。いずれにせよこの面は今後多面的に研究されなければならないであろう。

その他マトリクスの異方性に関しても数々の要因が考えられるがここでは割愛する。