

鋼の被削性研究の近況

A Review of Recent Studies for Machinability of Steel

大野 鐵/Tetsu Ono・小倉製鉄所 技術部 専任部長 工博

要 約

過去、約 10 年の間に、主として国内で行われた、炭素鋼および低合金鋼を対象とする被削性の研究成果を復習した。既に量産技術が確立している S、Pb、Ca と並ぶ新しい快削鋼は現れていないが、Al キルド Ca 処理鋼や BN 快削鋼等の芽が出ている。切削機構面からの検討に進展が見られる。また、被削性に及ぼす諸要因の詳細が一層明らかになっている。今後も、この方向の研究が続けられ、被削性の改善に結びつく事が期待できる。今後の切削の高速化や、高硬度鋼切削の必要度の増大、の予想から、脱酸調整がより重要となる事が考えられる。被削材と工具や切削条件との適切な組み合わせの検討も今後の課題である。

Synopsis

We reviewed the results of research performed over a 10-year period, mostly in Japan, concerning the ability of carbon steels and low-alloy steels to be cut.

A new, easy-to-cut steel that compares with the sulfur-, lead- and calcium-treated steel for which mass-production technology already exists has not yet made its appearance. Development of aluminum-killed, calcium-treated steel, BN easy-to-cut steel, and other new kinds of steels, however, are beginning to yield results.

Progress has been made in the study of cutting mechanisms. And the factors that affect how easily a particular kind of steel can be cut are being illuminated. Research in this direction will continue, with hopes set on finding new ways to improve our ability to cut steel.

Expectations for increased demand in high-speed cutting and the ability to cut hard steel point to the growing importance of deoxidization.

The appropriate combination of materials, tools, and cutting conditions is a topic for future study.

1. 緒 言

機械部品の製造では、旋盤やボール盤等を用いる切削加工が、広く用いられている。従って、切削加工の能率向上や、加工費用の低減、そして切削加工後の品質の向上、等を目的として、古くから、機械工学面と材料工学面の両方から、切削加工に関する多くの研究開発が、行われて来た。

鉄鋼材料工学面での最も大きな課題は、鋼の被削性の向上である。そして、この分野での最も大きい成果は、快削鋼の開発と改良である。各種機械工業の発展に伴い、快削鋼の使用量が増加した。そして、その間に、使用側、研究側、そして製造側の協力と努力の下に、快削鋼の製造技術が発展し、品質の向上が進められた。その成果は、1984 年の日本鉄鋼協会西山記念技術講座に、まとめられている¹⁾。

それから 10 年余が経過した。そこで、その後の期間内に行われた、主として国内の、炭素鋼及び低合金鋼を対象とする、材料工学面からの被削性の研究成果を回顧し、その

後の進歩を復習する事にする。

2. 解 説

2-1 代表的な快削鋼

快削鋼には、被削性を向上させる元素、いわゆる快削成分が、添加されている。快削成分としては、S と Pb が最も代表的なもので、そのほかに P や Ca が用いられる。

また、被削性への要求に対応して、Te、Bi 等も用いられる事もある。

第 1 表に、当社の代表的な快削鋼を示す。快削成分と C 量により、次のように分類できる。

(1) 低炭素快削鋼 (スミカット)

被削性を最も重視する快削鋼である。機械的性質への要求が普通程度で、多量に製造する部品に用いられる。

必要な被削性と機械的性質により、高 S 系

(M 3～M 7), 高 P-高 S 系(M 1, M 2), 高 S-Pb 系(L 6, L 7), 高 P-高 S-Pb 系(L 1)の区分がある。

(2)機械構造用鋼

被削性と共に機械的性質をも重視する快削鋼である。

機械構造用炭素鋼(SC 材)を基本成分とし、これに、快削成分を添加したものである。

必要とする被削性によって、Pb 快削鋼、S 快削鋼、S-Ca 快削鋼の区分がある。S 快削鋼では、S 量により、S 1, S 2 の区分を設けている。

2-2 被削性の評価方法

機械加工方法は、旋削、せん孔、自動盤突切り、フライス加工、歯切り等々、種類が多い。

被削性の評価は、被削材が実際に加工される方法と条件で行うのが、最も实际的と言えるが、加工方法に応じて切

削機械を全部そろえるのは、不経済である。それで、最も一般的な加工機械である旋盤やボール盤を用いて、被削性の評価を行う事が多い。切削工具としては、高速度鋼及び超硬合金が、最も多く用いられている。

これらの試験で、被削性の判定基準として用いられる特性は、通常は次の四つである。

- (1)工具寿命の長短
- (2)切削抵抗の大小
- (3)仕上面の粗さや精度の良否
- (4)切屑の碎けやすさ

2-3 工具寿命

超硬工具による旋削で、最も普通に測定される摩耗は、第 1 図に示す逃げ面摩耗とすくい面摩耗である。

逃げ面摩耗は、境界摩耗、フランク摩耗とも呼ばれる。

第 1 表 代表的な快削鋼

種 類		C	Si	Mn	P	S	特殊元素	JIS	AISI
ス ミ カ ッ ト	M 1	0.13 以下	0.10 以下	0.80～1.20	0.04～0.10	0.28～0.35		SUM 22/23	1213, 1215
	M 2	0.13 以下	0.10 以下	0.70～1.00	0.07～0.12	0.16～0.23		SUM 21	1212
	M 3	0.13 以下	0.10 以下	0.60～0.90	0.040 以下	0.08～0.13		SUM 12	1108, 1109
	M 4	0.13 以下	0.10 以下	0.30～0.60	0.040 以下	0.04～0.09		SUM 11	1110
	M 6	0.14～0.20	0.10 以下 0.10～0.30	1.10～1.40	0.040 以下	0.16～0.23			1116
	M 7	0.14～0.20	0.10 以下 0.10～0.30	1.00～1.30	0.040 以下	0.08～0.13		SUM 31	1117
	L 1	0.13 以下	0.10 以下	0.80～1.20	0.04～0.09	0.28～0.35	Pb 0.15～0.35	SUM 24 L	12L14
	L 6	0.14～0.20	0.10～0.30	0.70～1.00	0.030 以下	0.06～0.09	Pb 0.10～0.30		12L15
	L 7	0.14～0.20	0.10 以下 0.10～0.30	1.00～1.30	0.040 以下	0.08～0.13	Pb 0.15～0.35	SUM 31 L	11L17
鉛 快 削 鋼	S 15 CL	0.13～0.18	0.15～0.35	0.30～0.60	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 17 CL	0.15～0.20	0.15～0.35	0.30～0.60	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 20 CL	0.18～0.23	0.15～0.35	0.30～0.60	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 22 CL	0.20～0.25	0.15～0.35	0.30～0.60	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 25 CL	0.22～0.25	0.15～0.35	0.30～0.60	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 35 CL	0.32～0.38	0.15～0.35	0.60～0.90	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 40 CL	0.37～0.43	0.15～0.35	0.60～0.90	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 43 CL	0.40～0.46	0.15～0.35	0.60～0.90	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 45 CL	0.42～0.48	0.15～0.35	0.60～0.90	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 48 CL	0.45～0.51	0.15～0.35	0.60～0.90	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
	S 50 CL	0.47～0.53	0.15～0.35	0.60～0.90	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30		
S 55 CL	0.52～0.58	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.035 以下	Pb 0.10～0.30			
い お う 快 削 鋼	S 33 CS 1	0.30～0.36	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 38 CS 1	0.35～0.41	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 43 CS 1	0.40～0.46	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 43 CS 2	0.40～0.46	0.15～0.35	0.80～1.20	0.030 以下	0.08～0.12			
	S 45 CS 1	0.42～0.48	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 48 CS 1	0.45～0.51	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 53 CS 1	0.50～0.56	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 55 CS 1	0.52～0.58	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07			
	S 55 CS 2	0.52～0.58	0.15～0.35	0.80～1.20	0.030 以下	0.08～0.12			
*	S 35 KS	0.32～0.38	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07	Ca 0.0010 以上		
	S 45 KS	0.42～0.48	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07	Ca 0.0010 以上		
	S 48 KS	0.45～0.51	0.15～0.35	0.70～1.10	0.030 以下	0.04～0.07	Ca 0.0010 以上		

* カルシウム・いおう快削鋼

解 説

すくい面摩耗は、切りくずが擦過して生じる火口状の凹痕で、クレータ摩耗とも呼ばれる。

工具寿命は、これらの摩耗が一定量に達した時(たとえば、逃げ面摩耗 $V_B=0.2\text{ mm}$ 、すくい面摩耗 $K_T=0.03\text{ mm}$)としている。

工具摩耗は、次のような要素から成っている。

(1)機械的摩耗

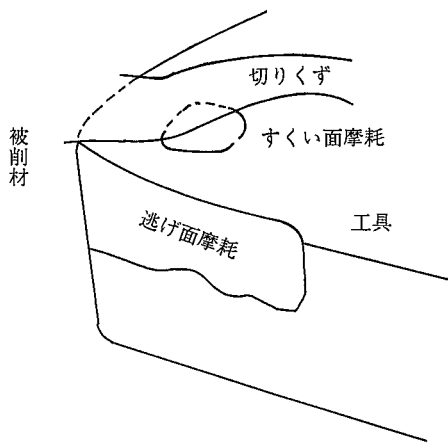
- i) 衝撃による欠損
- ii) 硬い介在物による研削

(2)物理・化学的摩耗

- i) 工具表面の酸化
- ii) 切りくずとの界面での、高温・高圧下での化学反応
- iii) 切りくずとの界面での、熱起電力による摩耗の促進
- iv) 切りくずが工具面を擦過する時の、瞬間的な凝着や溶着
- v) 溶着物や凝着物中の元素が、工具内に熱拡散する事による変質。

このように多くの機構が関係するので、工具寿命と被削材との関係の解釈は複雑である。

高速度鋼工具による旋削では、これらの摩耗量の測定は行わず、刃先が摩損して切削不能となる時を、工具寿命とする事が多い。



第1図 工具摩耗

2-4 二次元切削モデル²⁾

切削は三次元加工であるが、切削の機構を理解しやすくするために、二次元のモデルがよく用いられる。第2図にそのモデルを示す。

切りくずの生成は、主として、第一次せん断域(切りくずせん断域)と第二次せん断域とで行われる。第二次せん断域では、工具に接して非常に薄い流動層が生じる。

第一次せん断域での切りくずせん断合力 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—切りくず間の、摩擦係数のように表すことができる。

工具すくい面(AD)では、垂直な力 N と、平行な摩擦力

F とが生じる。工具に加わる切削合力 R は、工具動力計を用いて、主分力 F_c と送り分力 F_t として、測定することができる。そこで、工具すくい角を α とすると、

$$N = F_c \cos \alpha - F_t \sin \alpha$$

$$F = F_c \sin \alpha - F_t \cos \alpha$$

であり、見掛けの摩擦係数 μ 、及び切りくずせん断角 ϕ は、次の通りとなる。

$$\mu = \frac{F}{N} = \frac{F_c \tan \alpha + F_t}{F_c - F_t \tan \alpha}$$

$$\tan \phi = \frac{\gamma \cos \alpha}{1 - \gamma \sin \alpha}$$

ここで、 γ は切削比と呼ばれ、次の式で表される。

$$\gamma = \frac{t_1}{t_2}$$

切りくずがせん断される時の、せん断合力 R' は、AB面に垂直な圧縮力 F_N と、平行なせん断力 F_S とに、分解できる。

$$F_N = F_c \sin \phi + F_t \cos \phi$$

$$F_S = F_c \cos \phi - F_t \sin \phi$$

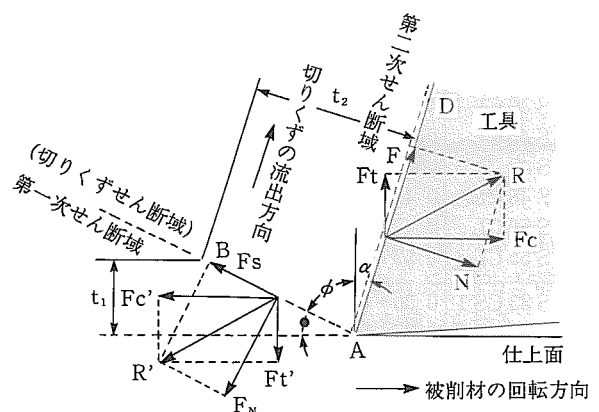
AB面の圧縮応力 $F\sigma$ とせん断応力 $F\tau$ は、次の通りとなる。

$$F\sigma = \frac{F_N}{A} = \frac{(F_c \sin \phi + F_t \cos \phi) \sin \phi}{t_1 b}$$

$$F\tau = \frac{F_S}{A} = \frac{(F_c \cos \phi - F_t \sin \phi) \sin \phi}{t_1 b}$$

A はせん断面積で、切削幅(紙面と垂直の方向)を b とすると、次の通りとなる。

$$A = \frac{t_1 b}{\sin \phi}$$



第2図 切削の二次元モデル

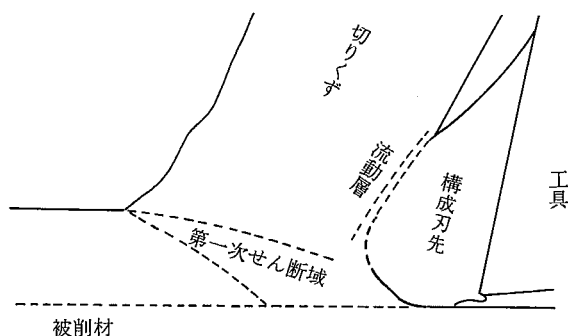
2-5 構成刃先

低硬度鋼を低速度で切削すると、第3図に示すように、切りくずの一部が工具刃先に凝着して、構成刃先(built-up edge)ができ、切削は、この構成刃先によって行われる。

構成刃先は、それが安定であれば、工具刃先が保護されるので、工具寿命の向上に有効である。しかし、構成刃先が不安定で、生成と脱落を繰り返すと、脱落に伴う刃先欠損等により工具寿命が低下し、また、刃先形状が変化するので、仕上面粗さが悪くなる。

第一次せん断域の歪速度 ($10^2 \sim 10^3$ /秒) では、動的歪時効が、 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ 程度で起こるとされている。切削による昇熱で動的歪時効が起こると、加工硬化が大きくなるので、安定な硬い構成刃先ができるのに好都合である。

高速切削では、切削熱による再結晶や軟化が起こるので、構成刃先はできない。



第3図 構成刃先

2-6 被削性の迅速試験方法

被削性試験は、多量の試料を使用し、かつ長時間を要するので、過去にも、増速切削等の迅速試験方法が、考案されている。また、別の加工方法を模擬する、簡易試験方法の要求もある。

最近、考案された迅速試験及び簡易試験方法には、次のようなものがある。

(1) 金切鋸盤による迅速試験⁹⁾

山本が考案したものである。この試験では、金切鋸盤で試験片を切断する時の、切断完了までのストローク回数を、求める。被削性は、比較材の切断に要したストローク数を S_N 、評価対象材の切断に要したストローク数を X_N として、切削ストローク数比率 ($S_N/X_N \times 100$) で表す。試験片は、 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 断面の小さなものでよいのが、特徴である。山本は、この試験で得られるデータは、低速旋削やせん孔での切削抵抗に対応するものであろう、と述べている。

(2) 旋盤による自動盤突切りの模擬試験⁴⁾

片山らは、自動盤突切り (断続切削) で工具に生じる溝状摩耗を、旋盤による断続切削で再現する方法を、考案している。これは、旋盤の工具刃先の負荷—無負荷サイクルを、NC 旋盤で特定の条件に制御して、自動盤突切りを模擬するものである。

(3) 旋盤によるホブ切りの模擬試験⁵⁾

屋口らが考案したものである。この試験では、軸方向に平行な突起を設けた試験片を、旋削する (断続切削

となる)。この試験による工具の摩耗状況は、実際のホブ切りと定性的に同じで、工具寿命は、ホブ切り試験と同じく、被削材の硬さと共に低下している。

3. 硫黄快削鋼の被削性

3-1 切りくずの工具への凝着

前述のように、切りくずが工具に凝着して生じる構成刃先が、不安定であると、工具摩耗の促進や仕上面粗さの悪化が起こる。

連続鍛造した低炭素快削鋼の自動盤突切りで、高速度鋼工具のすくい面に MnS の被覆層ができると、きりくずの凝着が防止され、構成刃先が生成しないので、仕上面粗さが向上する事が、片山らによって、示されている⁶⁻⁸⁾。要点は、次の通りである。

- (1) すくい面の切刃近傍全面に、MnS 層ができると、切りくず凝着による構成刃先の生成は、起こらない。
- (2) MnS 層が少ない場合には、切りくずの凝着が生じ、構成刃先が成長する。
- (3) MnS の長さ/幅比 (範囲 1.81~4.22) が大きいほど、工具すくい面での MnS 層の生成が多い。
- (4) 変形能が大きい MnS は、工具すくい面での MnS 層の生成が多い。つまり、切りくずの工具への凝着は、MnS の物理的性質に関係する。

3-2 切りくずの工具への凝着と工具材種との関係

工具/MnS または Fe 間の、化学的親和性が変化すると、凝着の状況が変わって来る様子が、片山らによって示されている⁹⁻¹³⁾。

片山らは、低炭素快削鋼及び純鉄を各種の材質の工具で切削し、次のような結果を得た⁹⁻¹²⁾。

(1) 低炭素快削鋼

- i) ZrO₂ 工具では、すくい面の切刃近傍のほぼ全面に、MnS 層ができる。
- ii) TiN 工具では、その面積率は 80~90 % である。
- iii) 高速度鋼工具、超硬工具、BN 工具、Si₃N₄ 工具、TiC 工具、及び Al₂O₃ 工具では、その面積率は 30 % 以下である。

(2) 純鉄

- i) ZrO₂ 工具には凝着しにくい。
- ii) 高速度鋼工具には凝着しやすい。
- iii) TiN 工具はそれらの中間である。

片山らは、このような結果から、工具材質が、切りくずの凝着や MnS 層の生成に影響する機構について、次のように推論した¹³⁾。

- (1) 切りくず—工具界面が、固—液界面に近い状態にあると考えると、フェライト相と工具との凝着は、切りく

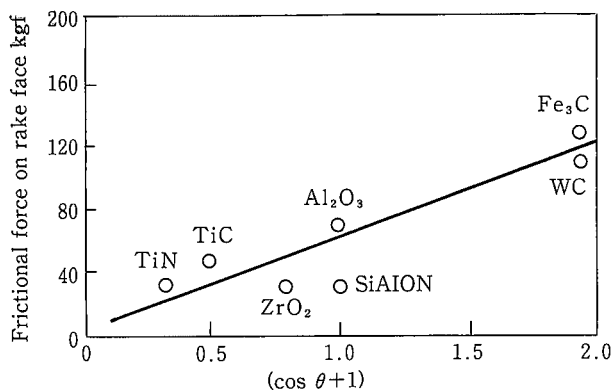
解 説

ずと工具とのぬれ性、すなわち接触角、で整理できるのではないかと(モデルを用いて計算すると、凝着面を引き離すのに要する力は、接触角を θ とすると、 $\cos\theta + 1$ に比例すると予測される)。

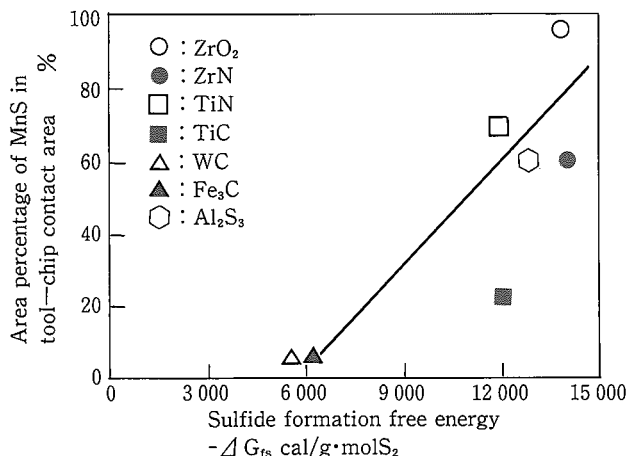
(2)また、MnS と工具との凝着は、MnS の生成自由エネルギーで、整理できるのではないかと。

片山らは、純鉄及び低炭素快削鋼を各種の工具で切削し、これを検証している¹³⁾。結果の要点は以下の通りである。

- (1)純鉄での切削摩擦力は、TiN, TiC, ZrO₂, Al₂O₃, SiAlON で小さく、Fe₃C(高速度鋼), WC+Co(超硬合金)で大きい。この摩擦力は、第4図のように、 $\cos\theta + 1$ で整理できる。なお、 $\cos\theta + 1$ が小さい(摩擦力が小さい)ものは、周期律表のIV族に属する元素の、化合物である。
- (2)工具すくい面上の凝着物は、次の3群に分類できる。
 - i)主としてMnSが凝着するもの：ZrO₂, TiN, ZrN, Al₂O₃
 - ii)主としてFeが凝着するもの：HfO₂, 超硬合金, 高速度鋼, La₂O₃
 - iii)凝着が少ないもの：TiC
- (3)このMnS凝着面積率は、第5図のように、硫化物の生成自由エネルギーでおおむね整理できる。



第4図 工具すくい面の摩擦力と接触角との関係¹³⁾



第5図 MnS被膜面積率と硫化物生成自由エネルギーとの関係¹³⁾

3-3 MnS 介在物の効果

過去の多くの研究から、低炭素快削鋼の MnS 介在物について、次の事が認められている。

- (1) MnS の寸法が大きい方が、被削性が良い。
- (2) MnS の長さ/幅比が小さい方が、被削性が良い。
- (3) 長さ/幅比が小さい、すなわち、圧延で延伸しにくい MnS を得るには、MnS への FeS 固溶量を少なくするのが良い。
- (4) そのためには、溶鋼の脱酸を最小にとどめて、鋼中の酸素量を高くする事が必要である。

江口ら¹⁴⁾は、連続鋳造した低炭素 S 快削鋼で、また、磯部ら¹⁵⁾は、実験炉溶製の低炭素 S 快削鋼で、上記のような酸素量の影響を、再確認している。

しかし、加工方法が異なると、従来の知見が当てはまらない事も指摘されている。

木村ら¹⁶⁾によると、低炭素 S-Pb 快削鋼の自動盤突切りでは、硫化物の幅(範囲 3.0~5.5 μm)が大きいほど、超硬工具の逃げ面摩耗が少ない。しかし、高速度鋼の総型工具のコーナー摩耗へは、硫化物の幅は影響しない。木村らは、その理由として、切削加工方向が異なる事と、構成刃先の付着程度が異なる事を、挙げている。

中村らは、低炭素 S 快削鋼で、熱間圧延の圧下率で MnS の大きさを変え(50~200 μm²)、自動盤成形時の仕上面粗さを測定している¹⁷⁾。中村らは、大きさが 150 μm²以下では、MnS が大きいほど、構成刃先が小さく、仕上面粗さが向上するが、仕上面粗さと MnS 伸長比との関係は、認められなかった、と述べている。

MnS が被削性を向上させる理由は、切りくず生成時の応力集中作用と、切りくず—工具間の潤滑作用とされている。

片山らは、低炭素 S 快削鋼及び低炭素 S-Pb 快削鋼の、自動盤突切り模擬試験で、次の結果を得ている¹⁸⁾。

- (1) MnS は、切りくず内で大きく伸長しているが、微小き裂の起点にはなっていない。
- (2) MnS 量が増加すると、切りくず—工具間の摩擦力が低下するが、この摩擦力の低下は、Fe と凝着しにくい TiN 工具では小さく、Fe と凝着しやすい高速度鋼工具で大きい。
- (3) これらの事から、MnS の効果は潤滑作用の方が大きい。

以上の議論では、MnS の大きさが 10 μm オーダーであるが、磯部らは、低炭素 S 快削鋼で、1 μm 以下の微小 MnS の、被削性への影響を調べている¹⁹⁾。それによると、微小 MnS 量が多い事が、被削性に好影響を及ぼしている。

3-4 圧延条件の影響

低炭素 S-Pb 快削鋼では、酸化物系介在物が、油圧部品の油漏れや、空圧部品の空気漏れの原因になる事がある。

木村ら²⁰⁾によると、低酸素化(0.013%→0.002%)によ

り、鋼片と製品の超音波欠陥率は皆無になった。しかし、他方では、MnSの幅が小さくなるので($1.8\mu\text{m} \rightarrow 1.0\mu\text{m}$)、自動盤切削での工具摩耗が増加した。木村らは、その対策として、高温圧延を行った結果、MnSの幅がやや大きくなり($1.2\mu\text{m}$)、被削性が向上する事を示している。

石崎らは、0.1% C-0.08% S鋼と S 45 Cで、圧下率を変えて(47~84%)、MnSの形状と大きさを変え、細径の1mmドリルでのせん孔性を調査している²¹⁾。それによると、切削抵抗が最小になる最適送り率があり、圧下率が大きくなるほど、この最適送り率が小さくなった($0.33\mu\text{m}/r \rightarrow 0.22\mu\text{m}/r$)。石崎らは、送りが非常に小さいので、MnS間隔の影響が表れたものと解釈している。

更に、石崎らは、低炭素 S 快削鋼及び低炭素 S-Pb 快削鋼を用い、旋削時の仕上面粗さへの、加熱温度(1300~950°C)と仕上温度(1150~850°C)の影響を調べている²²⁾。それによると、仕上面粗さに関して、最適加熱温度が存在(1150°C)する。重相関分析によると、加熱温度が低くてMnSが延伸すると、仕上面粗さは悪化する。他方、加熱温度が低くフェライトが微細化すると、降伏比が大きくなり、仕上面粗さが向上する。これが最適温度が存在する理由である。

4. 鉛快削鋼の被削性

4-1 Pb 量の影響

Pb 快削鋼は、切削抵抗、切りくず破砕性及びせん孔性に非常に優れている事が、知られている。

白神らは、S 45 Cの細径深穴(5mm ϕ ×60mm)せん孔でも、Pbの効果が大い事を示している²³⁾。

Pb 快削鋼の Pb 量は、通常は 0.10~0.30% である。

これに対し、浜田らは、0.02~0.06% 程度の微量の Pb 添加でも、ドリル寿命、及び旋削時の高速度鋼工具寿命の向上、切削抵抗の低下、そして切りくず破砕性の向上に有効である事を、SCM 420 鋼で示している²⁴⁾。いわゆる低 Pb 鋼である。

Pb 添加量が多い側では、江口らは、低炭素 S-Pb 快削鋼では、Pb 0.20% 程度で、仕上面粗さの改善効果が飽和する事を示している¹⁴⁾。

4-2 Pb およびその他の低融点金属の役割

佐藤らは、連続鍛造した低炭素 S-Pb 快削鋼で、Pb が、MnS の長さ/幅比を小さくする事、つまり、Pb は MnS の形状制御効果がある事を、示している²⁵⁾。そして、Pb は、従来言われている潤滑効果に加えて、MnS の形状制御を通して仕上面粗さを向上させる、と述べている。

屋口は、熔融金属脆化に対する、切りくず平均温度の重要性を、定量的に示している^{26~27)}。

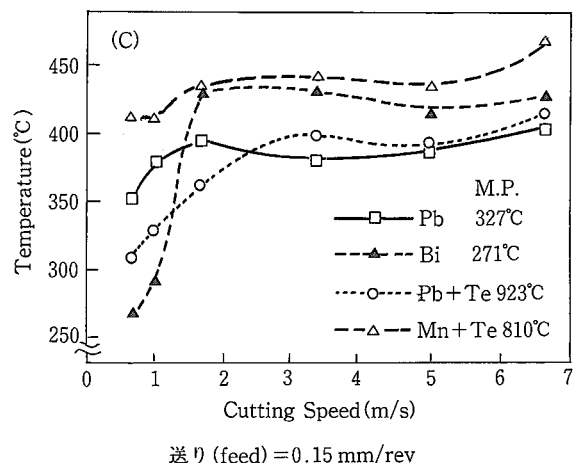
実験鋼は、0.03% Pb, 0.05% Te, 0.3% Pb-0.15%

Te, 0.04% Bi, または 0.2% Ag 添加の、S 15 C である。

高温引張試験では、Pb あるいは Bi の融点付近で、絞り値が大きく低下した。また、Te 添加鋼では、MnTe-MnS あるいは PbTe の共晶温度で、絞り値が大きく低下した。Ag は熔融金属脆化を示さなかった。

超硬工具使用、切削速度 40~400 m/分の、旋削の結果は次の通りである。

- (1) Pb または Bi 添加鋼では、切りくず破砕性が向上するが、PbTe または MnTe-MnS 鋼では、切りくず破砕性は向上しない。
- (2) 切りくずの観察では、丸くなった Pb または Bi が見られ、これらが溶融した事が分かる。一方、PbTe や MnTe-MnS は、溶融したとは認められない。
- (3) 切りくずの平均温度の計算値は、第 6 図に示すように、Pb や Bi の融点よりも高く、PbTe や MnTe-MnS のそれよりは低い。従って、Pb や Bi は、熔融金属脆化で、切りくず破砕性を向上させていると言える。
- (4) 一般鋼を、超硬工具や高速度鋼工具で切削する場合は、切りくずの平均温度は、550°C 程度以下である。従って、熔融金属脆化の温度が、550°C 以上の場合は、切りくず破砕性への効果は期待できない。



第 6 図 切りくず平均温度の計算結果²⁷⁾

5. 脱酸調整鋼の被削性

5-1 Al キルド Ca 処理鋼

Ca 快削鋼は、1960 年代の Opitz らによる研究^{28~29)}以降、1970 年代にかけて、各方面で精力的な研究開発が行われた。その結果、次の事が明らかになっている。

- (1) 超硬工具を用いる高速切削で、優れた被削性を示す
- (2) それは、高速切削による温度上昇で、鋼中の低融点介在物が軟化し、工具すくい面に付着して、保護被膜 (Belag) を作る事による
- (3) 保護被膜を作る低融点介在物は、CaO-SiO₂-Al₂O₃

三元系組成である。その中で、アノーサイト ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ 近傍) が最も良く、ゲーレンナイト ($2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ 近傍) がこれに次ぐ。

これらの低融点介在物は、 SiO_2 分が高く Al_2O_3 分が低いので、Ca 快削鋼の製造では、Al 脱酸は採用できない。この事は、オーステナイト結晶粒度を微細に保つ必要がある構造用鋼では、不都合である。そこで、Al キルド Ca 処理鋼が開発された。

Tönschoff らは、Ca 処理した構造用鋼についての諸研究を回顧し、次のように総括している³⁰⁾。

- (1) Al キルド鋼を Ca 処理すると、介在物が低融点側に変化し、超硬工具に付着物を作るようになる。また、介在物が軟質化するので、高速度鋼工具寿命も改善される。
- (2) Al キルド Ca 処理鋼は、細粒で、清浄度が高く、最も実用的である。
- (3) CaSi 脱酸鋼は、Al キルド Ca 処理鋼よりも被削性は良好だが、清浄度が低く、粗粒なので、用途が限られる。

Kankaanpää らは、Al-Ca 脱酸した、AISI 8620 鋼 (圧延品) 及び 4140 鋼 (焼入れ焼戻し) の、TiN 被覆高速度鋼工具による、旋削実験 (速度 32~67 m/分) を行っている³¹⁾。

その結果は、第 7 図の通りである。

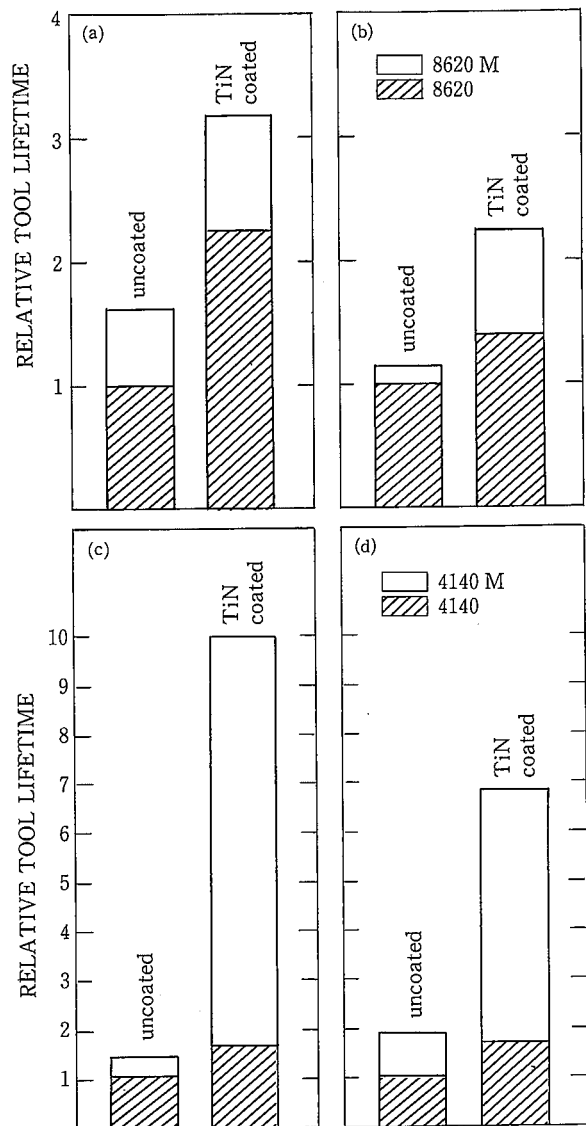
- (1) TiN 被覆は、工具寿命の向上に有効である。
- (2) Al キルド Ca 処理鋼では、TiN 被覆の効果が一層大きい。
- (3) 高硬度鋼ほど、Ca 処理と TiN 被覆の組み合わせの効果が、大きい。
- (4) TiN 被覆工具のすくい面には、多量の付着物が認められるので、これが、工具寿命向上の理由である。

付着物の生成について、Kankaanpää らは、TiN 被覆中の Ti と MnS との反応や、TiN 被覆による構成刃先生成傾向の低下等が、寄与していると推察している。

Pöntinen らは、溶鋼への粉末吹き込み技術の開発によって、Ca 処理鋼の量産が可能になったとし、Al キルド Ca 処理鋼 (M 鋼) の、製造実績を述べている³²⁾。それによると、M 鋼は、次のような特徴がある。

- (1) 介在物は、丸みを帯びた Ca アルミネートである。
- (2) 超硬工具及び TiN 被覆高速度鋼工具の寿命が向上する。これらには、付着物ができている。
- (3) 被覆しない高速度鋼工具でも寿命が向上するが、これは介在物が軟らかいためである。
- (4) 通常鋼と比べて被削性のばらつきが少ない。
- (5) 酸素量が低いので、清浄度が高い。

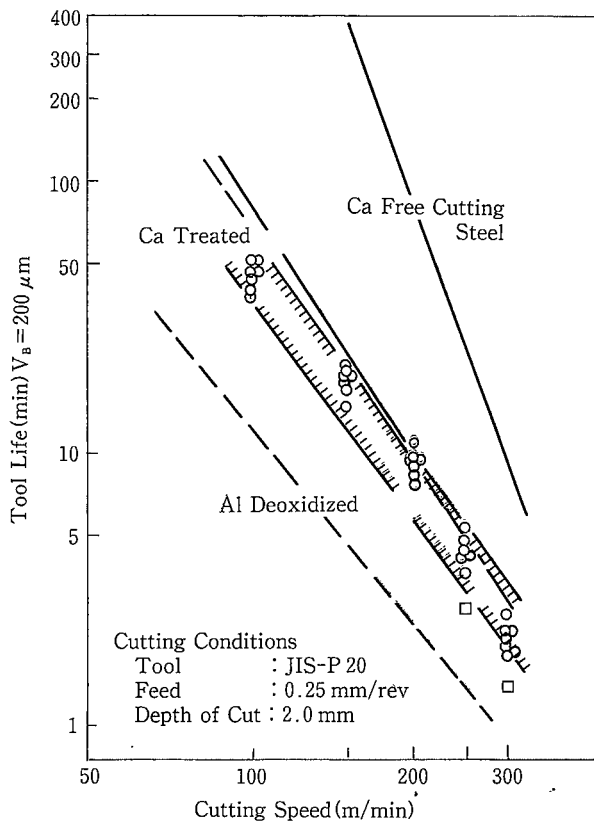
M 鋼の用途例として、調質アクスル、浸炭歯車、クレーン車輪、インプットシャフト、弁ばねキャップ等が挙げられている。



(a) 50 m/min (b) 67 m/min (c) 32 m/min (d) 35 m/min

第 7 図 工具寿命比 (非被覆高速度鋼=1) に及ぼす、高速度鋼工具への TiN 被覆および Ca 処理の影響³¹⁾

我が国では、柳瀬らが、S 45 C-Al キルド Ca 処理鋼の被削性を、調査している³³⁾。それによると、生成した介在物は Ca アルミネートである。超硬工具寿命は、従来の Al を用いない Ca 快削鋼よりは劣るが、Al キルド鋼よりも優れている (第 8 図)。但し、高速度鋼ドリルでは、Ca 処理の効果が見られない。

第8図 超硬工具寿命に及ぼすCa処理の影響³³⁾

5-2 S快削鋼を高速切削するときの脱酸調整の意義

S快削鋼は、高速度鋼工具を用いる比較的低速度での切削で、優れた被削性を示す事が分かっている。そして、優れた被削性を得るためには、脱酸を抑制する必要がある事は前述の通りである。

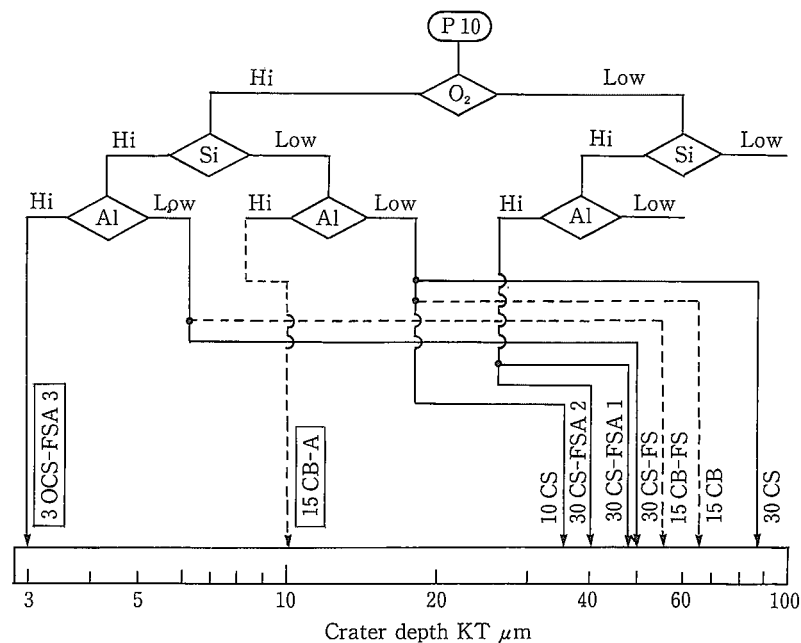
鳴瀧らは、S快削鋼の高速切削では、脱酸調整が被削性に大きな意味を持つ事を、明らかにした³⁴⁻³⁵⁾。

鳴瀧らは、脱酸方法の異なる0.28% C-0.1% S鋼の、高速旋削(200・300 m/分)を行っている³⁴⁾。その結果は、次の通りである。

- (1) 超硬工具摩耗は、FeSi+Al脱酸<FeSi脱酸<非脱酸、の順になる。
- (2) 特に、FeSi+Al脱酸は、300 m/分でのすくい面摩耗が、ほかに比べて非常に小さい。
- (3) FeSi+Al脱酸では200 m/分と300 m/分の両方で、FeSi脱酸では200 m/分で、工具付着物が生成している。

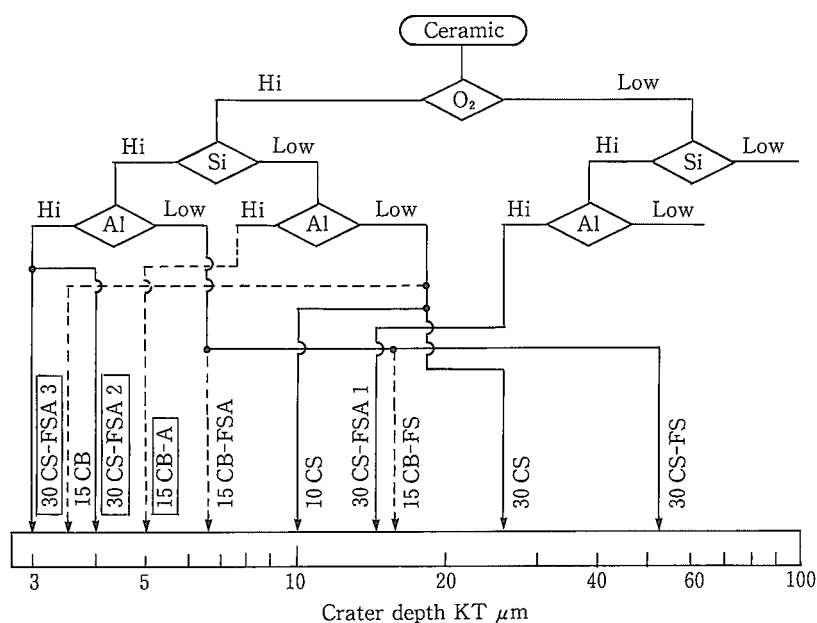
山根、鳴瀧らは、脱酸方法の異なる0.08~0.30% C-0.01~0.3% S鋼を、超硬工具及び Al_2O_3 セラミック工具で、高速切削(300 m/分)した³⁵⁾。そして、すくい面摩耗と脱酸との関係を、第9図及び第10図のように整理している。

以上の二つの実験から、山根、鳴瀧らは、低炭素S快削鋼ではSi・Al脱酸は不可とされているが、高速切削では見直しが必要である、と指摘している。そして、次のように総括している。



速度(velocity) 300 m/min, 送り(feed) 0.25 mm/rev, 切込み(depth of cut) 2 mm, 時間(time) 5 min

第9図 超硬工具のすくい面摩耗とO, Si, Al量との関係のモデル³⁵⁾



速度 (velocity) 300 m/min, 送り (feed) 0.25 mm/rev, 切込み (depth of cut) 2 mm, 時間 (time) 5 min

第10図 セラミック工具のすくい面摩耗と O, Si, Al 量との関係のモデル³⁵⁾

(1) 超硬工具

i) 付着物の主成分となる, Si や Al の酸化物が必要である。Si だけの場合は, 酸化物系付着物の融点が低いので, 低速では摩耗抑制効果があるが, 高速ではその効果は余り期待できない。Al が含まれると, 介在物には, 低融点の Si-Mn 系から, 高融点の Al 系までが含まれる事になるので, 中・高速でも摩耗抑制効果がある。

ii) 鋼中酸素量を高くして, 工具と反応しやすい酸化物 (FeO や MnO) を, 生成させる必要がある。これらの酸化物は, Al_2O_3 や SiO_2 等を, 工具表面に安定して付着させる役割をする。

(2) Al_2O_3 セラミック工具

融点の低い Si-Mn 系介在物は, セラミックと反応するので, 工具摩耗が大きくなるが, Al を含む, 融点が比較的高い介在物は, 工具摩耗の抑制が期待できる。

6. 被削性と各種成分との関係

6-1 固溶 C による動的歪時効

切削による昇熱で動的歪時効が起これと, 切りくずの加工硬化が大きくなるので, 安定な硬い構成刃先ができるのに好都合である。

動的歪時効は, 固溶 N によるものが多く着目されているが, 屋口は, 固溶 C による動的歪時効に着目している^{36~37)}。

屋口は, C 固溶処理した S 15 C-Al キルド鋼を, 40~400 m/分で旋削する時の, 切削抵抗を測定し, 次の結果を得

た³⁶⁾。

(1) 切りくずの平均温度の計算値は, 第一次せん断域で 400°C 位, 第二次せん断域で 600°C 位, となる。従って, 第二次せん断域は, 動的歪時効が起これり得る温度になっている。

(2) C 固溶鋼では, 切削比が小さくなると, 切削抵抗が逆に大きくなる。これは, 第二次せん断域の寄与が, 相対的に大きい事を示している。

(3) つまり, C 固溶鋼では, 二次せん断域で, 動的歪時効が起これている, と考えられる。

更に, 屋口は, 焼準または焼入れ時効処理した S 15 C-Al キルド鋼を, 40~400 m/分で旋削する時の, 仕上面粗さを測定し, 次の結果を得ている³⁷⁾。

(1) 切削前の焼入れ時効処理材では, 微細な炭化物の析出が観察される。しかし, 切りくずの第二次せん断域には, 微細炭化物が観察されない。これは, 第二次せん断域で C が再固溶したことを示すものである。

(2) 仕上面粗さは, 焼入れ時効材の方が, 良好である。これは, 第二次せん断域での動的歪時効により, 安定な構成刃先が生じたため, と考えられる。

(3) 焼入れ時効により析出した微細炭化物は, 動的歪時効を第二次せん断域に限定させ, 仕上面粗さを向上させる。

6-2 B

微量 (5~11 ppm) の B を含む介在物が, 低炭素 S 快削鋼の被削性向上に, 効果がある事は, 比較的最近では, Reh らが明らかにしている³⁸⁾。それによると, 旋削時の高速度鋼工

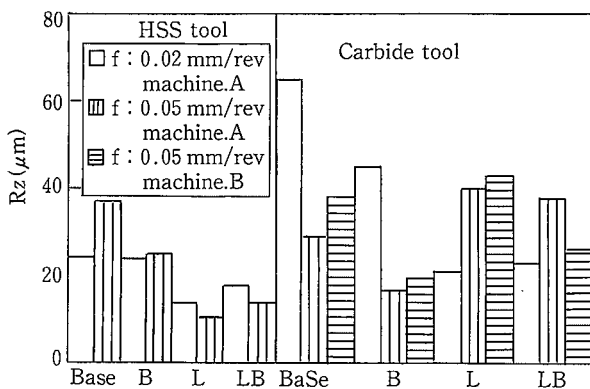
具寿命に関して、S-B 鋼 (9 SMnB 28=SUM 22 相当+B) は、S-Pb 鋼 (9 SMnPb 28=SUM 24 L 相当) と同等である。Reh らは、被削性に寄与する B 化合物として、 B_2O_3 、BN、 B_2S_3 を挙げ、これらの中では、酸素量 150 ppm 以上の溶鋼中で生成される、 B_2O_3 (融点 460°C) が重要と思われる、と述べている。

我が国でも、その後、条件が整えば、B で被削性が向上する事が明らかにされている。しかし、その被削性は、従来からある快削鋼をしのぐものではない。介在物が非常に微細であるので、是非その事が必要な用途があれば、B 快削鋼の意義があると思われる。また、焼入れ性を変動させずに、うまく B 化合物を生成させる製造技術も、課題と思われる。

佐藤らは、81~97 ppm の B を添加した、低炭素 S 快削鋼 (Base, B) 及び低炭素 S-Pb 快削鋼 (L, LB) の、自動盤突切り切削を行い、次の結果を得ている³⁹⁾。

- (1) B 添加鋼では、B を含む酸化物と MnS が隣接した複合介在物が、認められる。
- (2) 高速度鋼工具による低速切削では、仕上面粗さへの B の効果は小さい。
- (3) しかし、超硬工具による高速切削では、B は S 快削鋼の仕上面粗さの向上に有効である。送りが大きいと、S-Pb 快削鋼でも B の効果がある (第 11 図)。

仕上面粗さが向上する理由について、佐藤らは、B 添加で、すくい面摩耗の最深部と刃先との距離が長くなるので、刃先折損が防止され、仕上面粗さが向上する、としている。



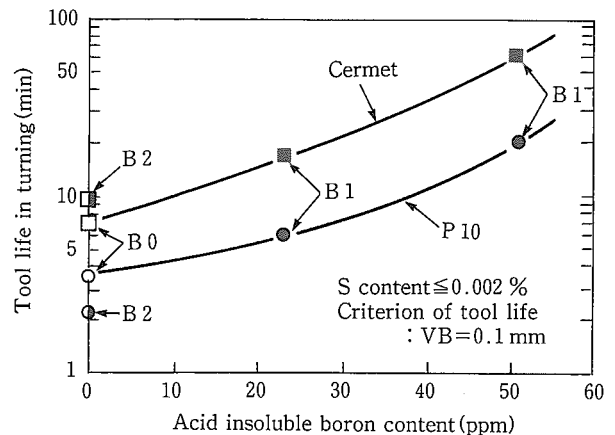
第 11 図 1500 個自動盤突切り後の仕上面粗さ³⁹⁾

白神らは、50 ppm の B を添加した低炭素 S-Pb 快削鋼の、切削試験を行った⁴⁰⁾。それによると、0.33% Pb 鋼では、切削速度 100 m/分以上で連続切りくずになるが、0.33% Pb-B 鋼では、高速切削でも断続切りくずである。また、切りくず観察では、0.33% Pb 鋼に直径数 μm の球状 Pb 粒が付着しているのに対し、0.33% Pb-B 鋼では、球状 Pb 粒が小さい。白神らは、B は Pb の溶解を抑制し、潤滑作用を小さくするので、高 Pb 鋼でも、不連続切りくずになる、と推論している。

Reh らが B 酸化物が重要と考えているのに対し、羽生田

らは、黒鉛型の六方晶構造を有する B 窒化物に着目し、BN を積極的に析出させた S 45 C の、高速旋削時 (200 m/分) の被削性を調査している⁴¹⁾。その結果は次の通りである。

- (1) 旋削時の超硬工具及びサーメット工具の寿命は、第 12 図に示すように、酸不溶 B 量の増加と共に著しく長くなる。



第 12 図 超硬工具とサーメット工具の寿命に及ぼす酸不溶 B 量の影響⁴¹⁾

- (2) 高速度鋼ドリルの寿命も、80 ppm の B 添加により、大きく改善される。
- (3) 酸不溶 B はおもに BN である。これは、長さ $10 \mu\text{m}$ 以下、幅 $1 \mu\text{m}$ 以下の、極めて微細な介在物である。
- (4) 超硬工具及びサーメット工具のすくい面には、BN が検出される。

羽生田らは、BN を析出させた SCr 420 についても、高速旋削実験 (200 m/分) を行い、BN は、超硬工具の逃げ面摩耗を、大きく低減させる事を、示している⁴²⁾。

更に、羽生田らは、焼入れ-低温焼き戻しの高硬度 S 45 C ($H_R C 58$) を、黒セラミック工具で旋削 (100 m/分) する時の、BN、Ca、Pb の効果を調べ、次の結果を得ている⁴³⁾。

- (1) 逃げ面摩耗の低減に、Pb は効果が無いが、Ca は有効であり、BN はそれ以上に有効である。
- (2) 切削抵抗は工具摩耗に対応している。

BN で被削性が向上する理由について、羽生田らは、摩擦係数の低下 (潤滑作用) による切削温度の低下と、付着物による拡散防止効果、を挙げている。但し、逃げ面の付着物については触れていない。

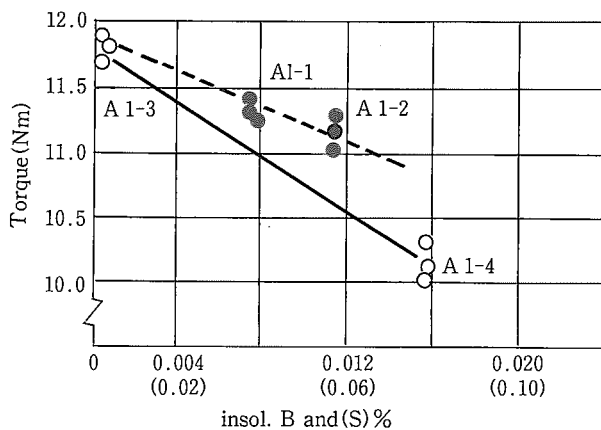
片山らは、溶鋼中に六方晶 BN の粉末を投入した S 45 C の、せん孔実験を行い、次の結果を得ている⁴⁴⁾。

- (1) 溶鋼に投入した BN は、酸窒化物として分散している。
- (2) 酸不溶 B 量は、全 B 量 (111~192 ppm) の約 50% である。
- (3) せん孔トルクは、第 13 図に示すように、酸不溶 B 量の増加と共に、小さくなる。酸不溶 B 0.01% のトルク低

解 説

減効果は、S 0.03 %のそれに相当する。

(4)但し、このトルク低減効果は、過去に BN 添加焼結鋼で得られている効果よりも小さい。これは、六方晶 BN が酸化されて酸窒化物となり、層間はく離しやすい特性(潤滑作用)が、損なわれるためである。



A 1-1 : Fe-B added A 1-2 : BN powder added
A 1-3 : S 45 C A 1-4 : FeS added

第 13 図 セン孔トルクに及ぼす酸不溶 B 量および S 量の影響⁴⁴⁾

屋口は、BN の析出核である MnS に着目した⁴⁵⁾。30~70 ppm の B を添加した SCM 420 で、Mn 量 (0.35~0.75 %) と S 量 (0.001~0.010 %) を変えて、実験した結果は次の通りである。

- (1) S 減量, Mn 増量により, BN の析出核である MnS が減少し, 固溶 B 量が増加する。
- (2) BN 析出物は, 従来知られていた, 1 μm 以下のもの以外に, 10 μm 以上の大型のものも多数認められる。
- (3) 大形介在物も MnS を核として析出するが, 低 S 鋼では, Al_2O_3 が析出核になっているものもあった。
- (4) ホブ切り模擬試験での工具寿命は, BN の存在により向上する。

BN が効果がある理由として, 屋口は, 工具に BN 付着物が観察されたことから, 潤滑性付与によるものと思われるが, BN が Al_2O_3 を包み込んで無害化する機構, も考えられるので, 結論は出せない, としている。

6-3 その他の成分の影響

6-3-1 P および N

江口らは, 低炭素 S 快削鋼での実験で, N は, 高速度鋼工具寿命を大きく低下させるが, 仕上面粗さへの影響は明らかではない事を, 示している¹⁴⁾。

今井らは, P 又は N を添加した純鉄で高速度鋼工具による旋削実験を行い, P は粒界脆化で切削抵抗を低下させ, N は時効硬化で切削抵抗を上昇させる事を示している⁴⁶⁾。

6-3-2 Se および Zr

江口らは, 低炭素 S 快削鋼に Se を添加すると, 高速度鋼工具寿命, 仕上面粗さ両方の改善に効果があるが, 0.05

%程度の添加で十分である, としている¹⁴⁾。

また, 江口らは, 低炭素 S 快削鋼に Zr を添加すると, 高速度鋼工具寿命の改善に, 大きな効果がある事を示している。そして, 硫化物形状に影響を与えない低 Zr 量 (0.08 %) でも効果がある事から, Zr による N の固定が原因と見られる, としている¹⁴⁾。

6-3-3 Ti

白神らは, S 45 C の小径深穴加工性 (5 mm 丸 \times 30 mm) に及ぼす, Ti 量の影響を調べ, Ti は, 0.03 % まではドリル寿命に影響しないが, 0.09 % になると, TiN の増加により寿命が低下する, としている²³⁾。

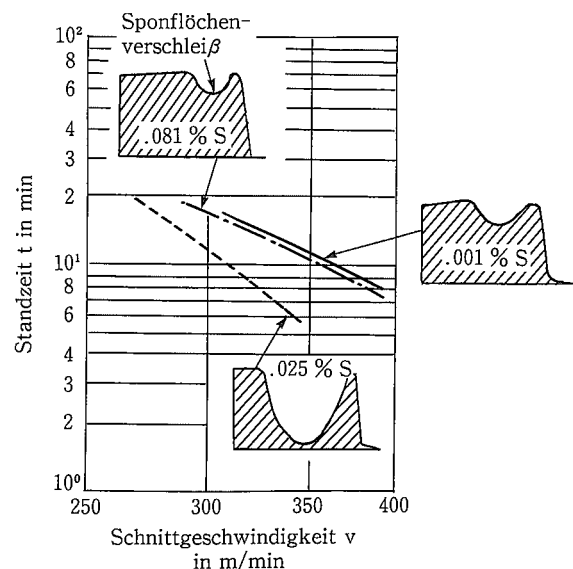
6-4 極低硫黄鋼の被削性

極低硫黄鋼は, 横方向の靱性, 冷間加工性, 疲労強度等々, 機械構造用鋼として有利な点が多いが, 被削性が劣るのが欠点である。

これに対し, 高速切削で, 極低 S 鋼が良好な被削性を示す事例が報告されている^{47~48)}。但し, これらの報告では, 工具寿命向上の理由が, 示されていない。鳴瀧らの研究^{34~35)}に見られるように, 脱酸生成物が関与しているのかも知れない。実用的には, 重要な問題であり, 今後の検討課題であると考えられる。

Randak は, 0.001 % S 鋼を, 超硬工具で高速切削 (300~350 m/分) すると, 第 14 図に示すように, 工具寿命が, 0.025 % S 鋼よりも長く, 0.081 % S 鋼のそれと同等になる事を, 示している⁴⁷⁾。そして, 今後, 工作機械の切削速度が上昇し, 超硬工具の使用が増加するから, 極低硫黄鋼は有用である, と述べている。

Tönschoff らは, 中炭素鋼 (フェライト・パーライト), 中炭素 Cr-V 鋼 (焼き戻しマルテンサイト), 及び中炭素 Mn-Si-V 鋼 (フェライト・パーライト) の高速旋削 (315~400 m/分) で, 各種の工具寿命と, 極低 S 化 (0.004 %) の影響



第 14 図 超硬工具の寿命(すくい面摩耗)に及ぼす S 量の影響⁴⁷⁾

を調べている⁴⁸⁾。結果は次の通りである。

- (1)焼き戻しマルテンサイト組織では、極低 S 鋼の工具寿命は、改善されない。
- (2)フェライト・パーライト組織では、工具を適切に選べば、極低 S 鋼の被削性が、高 S 鋼 (0.03~0.04%) と同等になる。
- (3)極低 S 鋼で、高 S 鋼と同等の寿命を示す工具は、次の通りである。
 - i) 中炭素鋼: TiC-TiN 被覆超硬工具 (第 15 図)
 - ii) 中炭素 Cr-V 鋼: TiC-Ti(C,N)-Al₂O₃ 被覆超硬工具 (第 16 図)
- (4)フライス加工でも、工具を適切に選ぶと、極低 S 鋼での工具寿命は、高 S 鋼と同程度、ないしそれ以上になる。
- (5)超硬ドリルを用いると、極低 S 鋼での工具寿命は、通常鋼のそれに近い値になる。

7. 顕微鏡組織と被削性

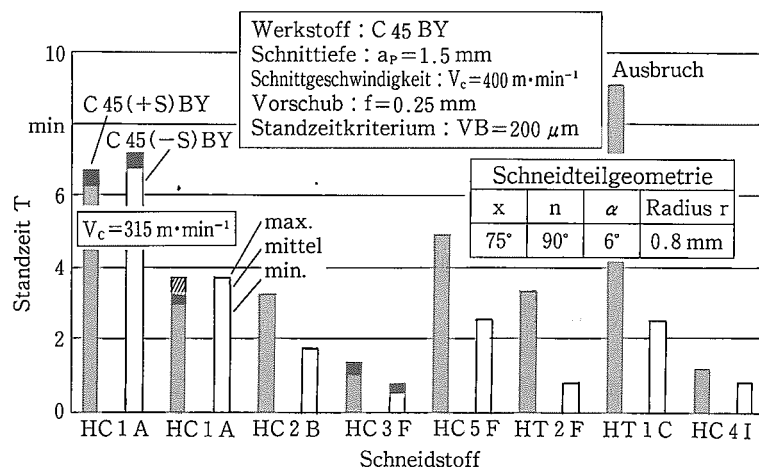
7-1 混合組織

フェライト単相に近い組織に比べると、フェライト・パーライト混合組織は、第一次せん断域で、パーライトが応力集中効果を与えるので、被削性が良いと事が認められている。

一方、山本らは、フェライト・マルテンサイト (最大 75%) 混合組織の SCM 420 及び SCM 435 について、超硬工具、サーメット工具、及び高速度鋼工具による旋削実験を行い、切りくず破砕性と工具寿命を調査している⁴⁹⁾。結果の要点は次の通りである。

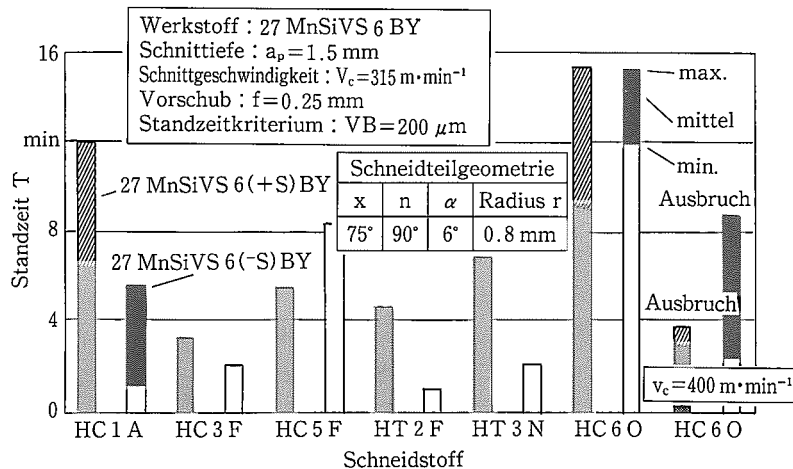
(1)切りくず破砕性

- i) マルテンサイトが、60~75% 混在する組織は、球状化焼鈍材や焼準材よりも著しく優れている。
- ii) その理由は、低・中速度域では、流れ型切りくず中に多数の微小き裂が発生する事、高速度域では鋸歯



HC 1 A: TiC-TiN coated WC HC 2 B: TiN coated WC HC 3 F: TiC-TiN coated WC
HC 5 F: Ti(C,N)/Al₂O₃/TiN coated WC HT 2 F: cermet HT 1 C: cermet HC 4 I: TiN coated WC

第 15 図 C 0.45% 鋼 (S 0.002%, S 0.030%) 旋削時の工具寿命⁴⁸⁾



HC 1 A: TiC-TiN coated WC HC 3 F: TiC-TiN coated WC HC 5 F: Ti(C,N)/Al₂O₃/TiN coated WC
HT 2 F: cermet HT 3 N: cermet HC 6 O: Ti(C,N)/Al₂O₃/TiN coated WC

第 16 図 C 0.30%-Si-Mn-V 鋼 (S 0.004%, S 0.039%) 旋削時の工具寿命⁴⁸⁾

解 説

型類似の切りくずが発生する事、と推察される。

(2) 工具摩耗

- i) マルテンサイト混在組織は、超硬工具に対しては 300℃ 以上、高速度鋼工具に対しては 400℃ 以上、の焼き戻しで、逃げ面摩耗が、良好な値になる。
- ii) マルテンサイトが硬いと、工具一切りくず間の接触面積が短くなり、温度上昇が大きくなる。同様な事情が、逃げ面に存在するのではないかと、推察される。

更に、山本らは、フェライト・マルテンサイト混合組織の SCM 420, SCM 420-Pb, SCM 435 について、旋削試験を行っている⁵⁰⁾。結果の要点は次の通りである。

- (1) マルテンサイト混合組織は、焼準材よりも切削抵抗が小さい。
- (2) 低・中速度域では、第一次せん断域でぜい脆性的な破壊が発生する事が、その理由と考えられる。
- (3) 中・高速度域では、工具に接している変形流動層の変形抵抗の低下が、その理由と考えられる。
- (4) この変形抵抗の低下は、温度の上昇に基づくものである。そして、温度の上昇は、切りくず本体の流出速度の増加、及び変形流動層と変質層(変形流動層の内側の薄い層)との硬さの差の増加によるものである。

このほかの混合組織では、末吉が、フェライト・マルテンサイト・黒鉛組織の被削性の研究を行っている⁵¹⁾。

近年、非調質高強度鋼の適用が進行中であるが、これは、焼入れ焼戻し鋼とは組織が異なるので、強度が同じでも、被削性に差が生じる事が考えられる。

この事を念頭に置いて、荒木ら⁵²⁾は、主として構成刃先ができる低速度の、鋸盤試験³⁾とせん孔試験、一部は旋削試験により、各種の組織の高強度鋼(非調質、調質)の切削抵抗を測定している。それによると、切削抵抗は第 17 図に示すように、硬さだけでは整理できず、組織の影響を大きく受ける。荒木らは、組織を次の 4 群に分類している。

(1) 焼戻しマルテンサイト (SCM 435, SUJ 2)

H_v400 付近で、切削抵抗(鋸断に要するストローク数)が極小になる。同じ硬さなら C 量が低い方が工具摩耗が小さい。

(2) 低炭素ベイナイト (0.02 C-3 Mn-V-Cr-B-Ti)

(0.12 C-2 Mn-Cr-Nb-B)

焼戻しマルテンサイトよりも切削抵抗が小さい。C 量が非常に低い場合は、工具寿命が最も長い。

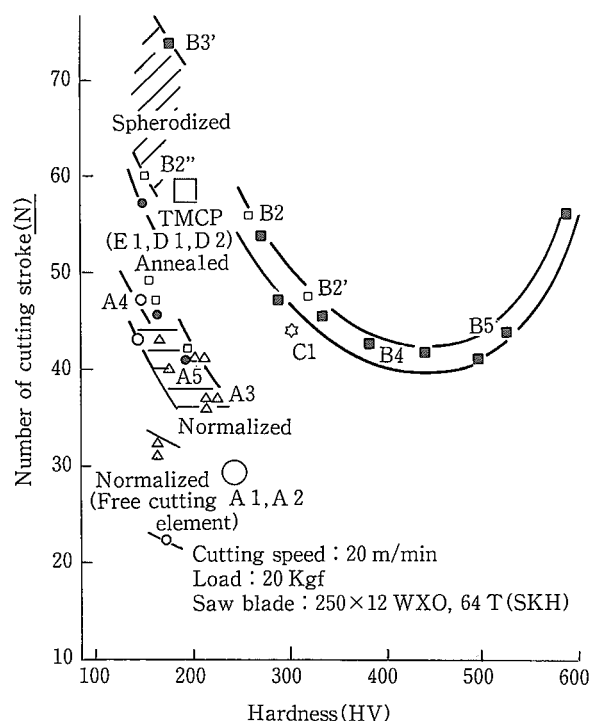
(3) フェライト・パーライト、フェライト+ベイナイト

(S 45 C-V, S 45 C, SCr 420, SCr 430)

S が添加されていない場合は、切削抵抗(鋸盤、せん孔)が最も小さい。そしてそれは、非調質鋼の方が、焼準鋼よりも若干良好である。

(4) S 添加鋼 (0.2 C-1.6 Mn-0.1 V-0.05 S)

軟質の快削介在物により切削抵抗が低下する。



- A 1 : 0.23 C-1.6 Mn-0.1 V-0.05 S (ferritic-pearlitic)
 A 2 : 0.44 C-0.1 V-0.03 S (ferritic-pearlitic)
 A 3 : S 45 C (ferritic-pearlitic)
 A 4 : SCM 420 (ferritic-pearlitic-bainitic)
 A 5 : SCM 430 (ferritic-pearlitic-bainitic)
 B 2 : SCM 435 (tempered martensite)
 B 3 : SUJ 2 (tempered martensite)
 B 3' : SUJ 2 (spheroidized)
 B 4 : SUJ 2 (tempered martensite)
 B 5 : SUJ 2 (tempered martensite)
 C 1 : 0.12 C-2 Mn-Cr-Nb-B (bainitic + martensite)
 D 1 : 0.02 C-3 Mn-0.05 V-Cr-B-Ti (bainitic ferrite)
 D 2 : 0.02 C-3 Mn-0.05 V-Cr-B-Ti (bainitic ferrite)
 E 1 : 0.02 C-3 Mn-0.05 V-Cr-B-Ti (acicular bainite)

第 17 図 鋸盤試験結果と硬さおよび組織との関係⁵²⁾

7-2 高硬度鋼

高温硬さが高く耐摩耗性に優れた工具(たとえば CBN)の開発により、従来は切削が難しかった高硬度鋼の、切削が行われるようになって来た。

この分野では、精密工学会切削加工専門委員会が、焼入れ後、180~480℃で焼き戻した、軸受鋼 SUJ 2(H_R C 45~62)の被削性実験を行った、非公開報告書がある⁵³⁾。

山本らは、上記の実験の一環として、硬さ H_v250~770 の軸受鋼 SUJ 2 の、切削抵抗の測定結果を発表している⁵⁴⁾。それによると、せん孔時のスラストと旋削時の切削抵抗は、H_v300~400 で極小となっている。この理由について、山本らは、軟質材では構成刃先の生成、硬質材では第一次せん断域での圧縮応力の増大により、切削抵抗が増加しているのではないかと述べている。

なお、この実験では、硬さ H_v350 以上で鋸歯状切りくずが生じている。

Matsumoto らは、硬さ H_v279~675 に焼き戻した 4340 鋼(Ni-Cr-Mo)の、超硬工具及び Al₂O₃-TiC セラミック

工具による、旋削実験(91.4 m/分)を行っている⁵⁵⁾。結果は次の通りである(第18図)。

- (1)硬さが低い場合は、連続切りくずになる。そして、硬さの増加と共に、切削抵抗は低下して行く。
- (2)しかし、被削材の硬さが H_V540 を超えると、鋸歯状切りくずが生じるようになり、それ以上の硬さでは、硬さの増加と共に切削抵抗が上昇する。

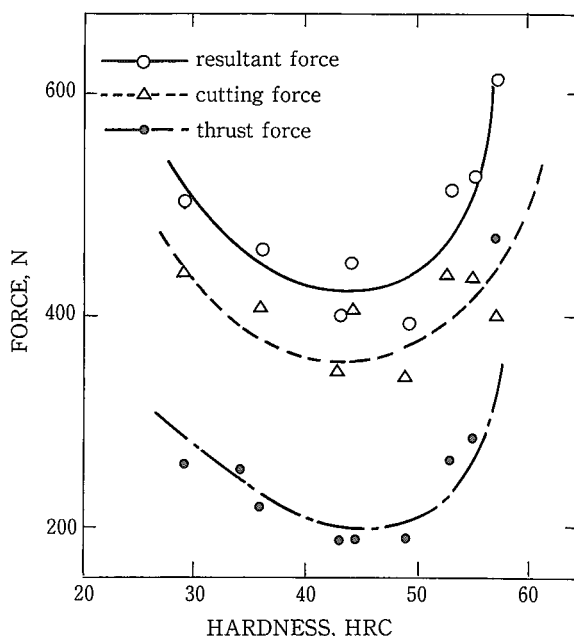
Matsumoto らが考える機構は次の通りである。

硬さが低い領域では、硬さの増加と共に切りくず—工具界面の温度が高くなり、被削材が軟化する。それによって、せん断が起りやすくなって、せん断角が増加し、切削抵抗が低下する。

H_V540 以上では、鋼のぜい性が大きくなって、切削に要するエネルギーが小さくなる。その結果、切りくず—工具界面の温度は逆に低下するので、被削材の軟化が起らなくなる。また、界面温度が低下すると、工具すくい面に大きなせん断力が発生する。それによって、切削抵抗が上昇すると共に、切りくずに大きなひずみが生じて鋸歯状になる。

野村らは、高強度化による被削性の低下と、快削元素の添加による機械的性質の劣化とが、共に許容できる限界を求める実験を行っている⁵⁶⁾。それによると、硬さ H_V420 の SCM 440+S+Pb+Ca (三元快削鋼)の超硬工具寿命は、 H_V320 の SCM 440+Pb 鋼のそれと等しい。そして、衝撃値と疲労限については、両鋼の差が無い。野村らは、超硬工具の使用と三元快削鋼化により、 H_V420 の高強度鋼が可能である、と述べている。

高硬度鋼の切削は、今後、多くなると思われる。切削機構の解明と共に、実用的には、適切な切削条件と工具の選択が重要であると考えられる。



第18図 硬さと切削抵抗との関係⁵⁵⁾

7-3 微小切削法による切削機構の解析

第一次せん断域の解析は、従来は、切削比を求めることで行われている。山本らは、第一次せん断域をより詳細に調べる方法として、切りくずを微小切削する方法を、考案している⁵⁷⁾。

これは、急停止装置を用いて採取した切りくずを、切りくずの長手方向に、第一次せん断域を挟んで微小切削し、切削抵抗の推移を測定するものである。切削条件は、速度 $50 \mu\text{m}/\text{秒}$ 、切り込み $10 \mu\text{m}$ 、送り $5 \mu\text{m}$ である。

切削抵抗は、第一次せん断域に入ると増加し、その終了部で低下する。この方法により、第一次せん断域の位置と幅を、詳細に求める事ができる。

構成刃先が消滅する高速度域では、既に切削抵抗の算出式が導かれている。これに対し、山本らは、構成刃先が生じる低速度域で、第一次せん断域の幅と変形抵抗、及び構成刃先の先端半径と変形抵抗から、切削抵抗分力を算出する式を、導いている⁵⁸⁾。

得られた式は実測値と良い一致を示している。

8. 被削性とその他の性質との調和

8-1 疲 労

村上らは、直径 $40 \sim 200 \mu\text{m}$ の、人工微小穴をあけた試験片を用いて、焼鈍した S 45 C、及び S 45 C-Pb 鋼の回転曲げ疲労試験を、行っている⁵⁹⁾。

疲労限については、従来の実験で次の式が得られている。

$$\sigma_w = 1.43(H_V + 120) / (\sqrt{\text{Varea}})^{1/6}$$

$$\sqrt{\text{Varea}} = \sim 10 \mu\text{m} \sim 1000 \mu\text{m}$$

σ_w = 欠陥を有する部材の、回転曲げまたは引張圧縮疲労強度 (MPa)

H_V = ビッカース硬さ

$\sqrt{\text{Varea}}$ = 欠陥を、最大主応力方向に投影した、投影面積の平方根

そして、今回の実験結果は、この式によく一致するので、Pb 快削鋼は、基本鋼と同等の疲労強度を有している、と述べている。

一方、栗田らは、 $900 \text{ N}/\text{mm}^2$ 級の S 添加非調質高強度鋼の、回転曲げ疲労試験で、Pb、Pb+Ca、Pb+Al の影響を調査している⁶⁰⁾。それによると、Pb 量の増加により疲労限が低下し、Pb+Ca では疲労限は更に低下している。介在物の $\sqrt{\text{Varea}}$ を求め、破壊力学的検討を行った結果、疲労限は、介在物の組成ではなく寸法に依存する事、Ca 添加では、大型の介在物ができるので、疲労強度が下る事が分かった、としている。

前出の実験結果とは合わないが、前出の実験では、介在物に対して、人工欠陥が大きかったためではないかと思われる。

羽生田らは、SCr 420 の浸炭品で、BN は回転曲げ疲労

に影響しない事を示している⁴²⁾。理由は、BN が極めて微細であるため、としている。

8-2 摩 耗

庄司らは、焼入れ焼戻しまたは高周波焼入れした S 45 C、及び浸炭焼入れした SCM 415 の、ころがり摩耗試験で、Pb の影響を調べている⁶¹⁾。

それによると、焼入れ焼戻し材では、Pb 量の増加と共に、摩耗量が増大している。これは摩擦面がせん断変形する時に、Pb 介在物が、疲労き裂の発生と伝ばを促進するため、とされている。

表面硬化処理すると、塑性変形領域が小さくなり、Pb の影響がほとんどなくなる。

8-3 冷間鍛造

良好な冷間鍛造性と良好な被削性を兼備した鋼材は、兼ねてから求められているが、両者は相反する特性であるので、どこで調和を取るかが問題である⁶²⁻⁶³⁾。

峰らは、球状化焼鈍した S 45 C の、ナックルジョイントプレスによる冷間鍛造試験で、割れ発生限界への、快削性成分 ($\sim 0.065\%$ S, $\sim 0.15\%$ Pb, $\sim 0.10\%$ Bi, $\sim 0.0012\%$ Ca, $\sim 0.032\%$ Te) の影響を、調べている⁶⁴⁾。

それによると、高速度鋼工具の寿命は、介在物の幅 d と数 n の平方根との積 $d \times \sqrt{n}$ で、整理できる。これに対し、限界掘込み率は、介在物の長さ l と数 n の平方根との積 $l \times \sqrt{n}$ で、ほぼ整理できる。これらの事から、冷間鍛造性と被削性とをできるだけ両立させるためには、長径比の小さい介在物にするのがよい事が、示唆されている。

冷間鍛造品は切りくず破砕性が悪いとされている。石崎らは、0.05 C-0.05 S-Cr-B, 0.15 C-B, 0.05 C-0.05 S-0.03 Bi-B, 0.09 C-0.07 Pb 鋼を冷間鍛造後、旋削(超硬、高速度鋼)で、切りくず破砕性を調査している⁶⁵⁾。

それによると、Bi, Pb 鋼は、広い切削条件範囲で、良好な切りくず破砕性を示している。また、切削条件の中では、速度の低下、送りの増加、すくい角の減少により、切りくず破砕性が向上し、特にすくい角の効果が顕著で、実用的にも推奨される、としている。

8-4 水素ぜい性

低炭素快削鋼の丸鋼を六角形断面に引き抜きすると、縦割れが発生することがある。

大和田らは、低炭素 S 快削鋼の鋼片から、C 方向に引張試験片を採取し、 $35^{\circ}\text{C} \times 15\%$ HCl 中に浸漬した後、放置時間を変えて引張試験を行った⁶⁶⁾。それによると、絞りは、鋼中水素量の増加と共に低下する。そして、一週間放置後も絞りの回復は極めて小さい。圧延材の水準に低下させるには、 $150^{\circ}\text{C} \times 6$ 時間以上の水素放散処理が必要である。大

和田らは、快削鋼の方が水素透過時間が長い、それは、MnS の水素トラップ効果によるものとしている。

9. 実用鋼の被削性

9-1 スチールウール

スチールウールは、軟鋼線の表面を切削する事によって、製造されている。この時の被削性が悪いと、工具摩耗が大きかったり、あるいは切削粉くずが発生して歩留が下がる、等の問題が生じる。しかし、被削性を支配する要因については、必ずしも明確ではなかった。最近、その被削性の詳細が明確にされている。

佐藤らは、スチールウールの製造で工具寿命が短いチャージには、 Al_2O_3 系介在物が多い事を見いだした⁶⁷⁾。そして、酸素量低下、副原料からの Al 混入量の低減を行った対策材は、 Al_2O_3 が少なく、工具寿命が良好になる事を、示している。

落合らは、組織を変えた 0.02~0.06% P 及び 0.01~0.06% S の軟鋼線について、スチールウール切削実験を行い、次の結果を得ている⁶⁸⁻⁶⁹⁾。

- (1) スチールウールの仕上面には、微細な凹凸が認められ、凹凸部分が少ないと、切削粉くず発生率が低い。
- (2) スチールウールの切削では、最初、伸線で延伸した粒界に沿って、ぜい性的な破壊が進行する。仕上面の凹凸は、粒界の応力集中効果が小さくて、破壊の伝ば経路が分岐したものと考えられる。
- (3) この凹凸は、次の切削の際、切りくずせん断域で切欠効果を生じ、切削粉くず発生の原因となる。従って、粒界の応力集中効果を高め、かつ、粒界破壊の伝ば方向を、切削方向に収れんさせる事が重要である。
- (4) 従って、スチールウールの歩留向上には、次の事が必要である。

- i) 伸線減面率の増加：粒界が伸線方向、すなわち切削方向に収れんして来る。
- ii) 粗い炭化物：ステルモア冷却材や、空気パテンティング材の方が、溶融パテンティング材よりも有利である。
- iii) 高纯净化：B, C 系介在物は、伸線加工時に周囲に大きなき裂を生じるので、切削時の粒界破壊経路の分散や、切りくずせん断時の折損の原因となる。A 系介在物はこれよりも悪影響が小さいが、硫化物の量が多いと、悪い。

9-2 連続鑄造した快削鋼の被削性

連続鑄造法は、品質の均一化や歩留の向上に有効であるので、近年、急速に普及した。これに伴い、連続鑄造で製造した快削鋼と、従来の鋼塊法で製造した快削鋼との、被削性の比較が行われている。

連続鋳造では、介在物が小さくなるので、被削性には不利なはずである。しかし、連続鋳造材が鋼塊材よりも劣るという結果は、報告されていない。これは、品質に、種々の製造技術が造り込まれている事を、示している。

なお、連続鋳造材の長所として、偏析が小さいので、被削性の変動が小さい事が、認められている。

佐藤らは、低炭素 S 快削鋼の、高速度鋼工具による旋削とせん孔で、連続鋳造材でも、鋼塊材と同様に、S 量の増加と共に、工具寿命が向上する事、O 量に最適値がある事等を、示している⁷⁰⁾。

また、佐藤らは、低炭素 S-Pb 快削鋼で、連続鋳造材の方が、仕上面粗さが良好である事を示している²⁵⁾。

磯部らは、低炭素 Pb 快削鋼の鋼塊材では、巨大 Pb 粒が度々発生し、機械的性質の劣化原因となるが、連続鋳造材では、Pb が非常に微細で、径が約 40 μm 以上の巨大な Pb 粒は存在しない事を、透過 X 線法で示している⁷¹⁾。

鳴瀧らは、非脱酸の低炭素 S 快削鋼の、超硬工具、及びサーメット工具による高速切削 (100~300 m/分) で、鋼塊材と連続鋳造材の被削性を比較している³⁴⁾。それによると、連続鋳造の方がやや良好だが、工具材種が異なると結果が逆転する場合もあり、鋼塊材との差は顕著なものとは言えない、としている。

柳瀬らは、連続鋳造でも低融点のアノーサイト系介在物を有する S 45 C-S-Pb-Ca 三元快削鋼が製造できる事、連続鋳造材の特徴として、鋼塊材と比べて、ドリル寿命のばらつきが 1/3 になる事、を示している⁷²⁾。

連続鋳造材には中心部に小さな偏析部ができる。川縁らは、連続鋳造機の出口に設置したプレスで、鋳片を連続鍛圧した⁷³⁾。その結果、中心部が負偏析になって、S 45 C 棒鋼の中心部硬さが低下し、中心部のせん孔工具寿命が大幅に向上した事を、示している。

9-3 非調質高強度鋼

二度の石油危機によるエネルギー価格の高騰は、省エネルギーの動きを促進した。

機械構造用鋼の分野では、焼入れ焼戻しが省略できる、非調質高強度鋼の適用が進行中である。これに伴って、非調質高強度鋼の被削性の調査が行われている。

中村らは、熱間鍛造用の非調質高強度鋼 (S 45 C+V) (フェライト・パーライト組織) の被削性を調査し、S 及び Pb 量が等しい場合は、非調質高強度鋼の方が、焼入れ焼戻し鋼よりも、ドリル寿命やブローチ工具寿命が長い事を、示している⁷⁴⁾。

白神らは、熱間鍛造用の非調質高強度鋼 (0.43 C-1 Si-1.7 Mn-V-0.05 S) (フェライト・パーライト組織) の被削性を調査している⁷⁵⁻⁷⁶⁾。そして、焼入れ焼戻し S 48 C (+0.05 S) と比べて、せん孔での穴の拡大代が小さい事、リーマ加工での真円度が良い事を示している。その理由として

は、構成刃先が硬く安定している事が、指摘されている。

高強度と高靱性を同時に実現する非調質高強度鋼として、低炭素ベイナイト鋼が開発されている。

低炭素ベイナイト鋼の被削性については、石崎、松本らの一連の研究がある⁷⁶⁻⁷⁸⁾。それらの結果を要約すると、次の通りである。

- (1) 低炭素ベイナイト鋼 (0.05 C-2.7 Mn-Cr-V, 0.05 C-3 Mn-Cr-V) では、焼入れ焼戻し SCM 435 と比べて、旋削時の超硬工具のすくい面摩耗が非常に小さい。
- (2) しかし、せん孔については、低炭素ベイナイト鋼は、焼入れ焼戻し鋼よりも劣り、同じドリル寿命を得るためには、より多くの S の添加が必要である。これは MnS の寸法が小さいためである。
- (3) S 添加の一般型ベイナイト鋼 (0.25 C-2 Mn-0.3 Cr-V-0.05 S) は、焼入れ焼戻し SMn 443 よりも、せん孔ドリル寿命が長い。

なお、石崎らは、(3) の理由として、フェライト・ベイナイト 2 相組織である事と、S 添加とを挙げている⁷⁹⁾。いずれがより大きく寄与しているかについては、述べていない。

9-4 迅速浸炭鋼

省エネルギーを目的として、浸炭時間を短縮するために C 量を高めた肌焼鋼を、迅速浸炭鋼と称する。

中村らは、通常の肌焼鋼 SCr 415 及び SCr 420 と、迅速浸炭鋼としての SCr 430 及び SCr 440 の、ホブ切り性を調査している⁷⁹⁾。熱処理は、圧延のまま (R)、焼準 (N)、焼鈍 (A)、球状化焼鈍 (SA)、恒温変態処理 (IT) である。

それによると、C 量の増加と共にホブの寿命が短くなっており、迅速浸炭鋼は被削性の点で問題がある事が示されている。熱処理との関係は、SA > A > R = N > IT である。中村らは、ホブ寿命は被削材の硬さで整理できる、と述べている。

9-5 軟窒化鋼

軟窒化処理は、浸炭のように焼入れを行わないので、熱処理ひずみが小さいのが特徴である。しかし、一方では、焼入れなしで、必要なしん部硬さを確保しなければならない。従って、軟窒化処理前は被削性を害しないように軟らかく、軟窒化処理後は高いしん部硬さになる、軟窒化鋼が望まれる。

秋葉らは、0.05 C-1.5 Mn-1 Cr-0.1 V の軟窒化鋼に 1 Cu-2 Ni-1 Al を複合添加すると、軟窒化処理前は被削性が問題にならないように硬さを低くでき、軟窒化処理後はしん部硬さを高くできる、と述べている⁸⁰⁾。

9-6 電磁軟鉄

白神らは、純鉄の圧延棒鋼と、その 20 % 及び 40 % 引き抜き材の、旋削実験を行っている⁸¹⁾。それによると、工具

では、超硬工具 K 10 (WC-Co 系)の方が、同 P 10 (WC-Co-TiC 系)よりも、大幅に優れた工具寿命となっている。また、引き抜き材の方が、仕上面粗さが良く、切削により表面に生じる加工変質層が薄い。引き抜きで電磁軟鉄の被削性が良くなる事が分かる。

9-7 鋼管および鋼板

被削性の研究は、棒鋼や線材を対象とするものが多いが、鋼管や鋼板に関する研究として、次のようなものがある。

江頭らは、連続鋳造化(リムド鋼のキルド鋼化)に伴う工具摩耗の変化を、電縫鋼管で調べている⁸²⁾。それによると、工具摩耗は、リムド鋼が機械的摩耗であるのに対し、キルド鋼は熱摩耗である。そして、キルド鋼には、耐熱摩耗性のあるサーメット工具を用いるのが良い事が、示されている。

羽田らは、機械構造用炭素鋼鋼管 STKM 12 の製造において、電縫溶接性と切りくず破砕性との調和を図るために、N 添加の効果を検討した⁸³⁾。それによると、電縫溶接性を確保するために、S 量を 0.02 % 以下にしても、50 ppm 程度の N を添加すれば、切りくず破砕性が改善できる。その理由は、切削温度での N の青熱ぜい性によるとされている。

羽田らは、上記の N 添加快削電縫鋼管は、冷間加工後の切屑破砕性が劣るので、対策として、50 ppm の N と 100 ppm の Bi を複合添加した⁸⁴⁾。その結果、低融点金属脆化と第一次せん断域でのせん断歪の増加により、切りくず破砕性が良好になる事を、示している。

北出らは、継目無鋼管 STKM 13 A の熱間製管性と被削性との調和を図るため、それらへの Pb (0.02~0.08 %), Bi (0.02~0.04 %), S (0.02~0.08 %), Se (0.02~0.08 %)の影響を調べている⁸⁵⁾。結果は次の通りである。

Pb=1 とした時の熱間加工性 (1000°C での絞り値)への悪影響度は、Bi 7.2, S 0.6, Se 0.4 で、S と Se が小さい。

また、Pb=1 とした時の工具寿命の向上効果は、Bi 2.4, S 1.4, Se 0.4 である。

北出らは、S と Se の複合添加により、MnS が Mn (S, Se) となって球状化するため、製管性と被削性が優れた快削鋼管が製造可能である、と述べている。

千葉らは、機械ベッド等に用いる鋳鉄 (FCD 40) に代わり得る、快削極厚鋼板の開発を報告している⁸⁶⁾。

0.095 % の S 添加により、せん孔性が優れ、疲労強度と溶接性が SS 400 並の、160~400 mm 極厚鋼板が得られている。

10. 結 言

過去約 10 年間の、主として国内の、炭素鋼及び低合金鋼を対象とする、材料工学面からの被削性の研究成果を復習した。

S 系、Pb 系、および Ca 複合系が、量産快削鋼として確立して久しい。そして、現在に至るまで、これらと並ぶ新たな快削鋼は表れていない。

しかし、Ca 快削鋼の改良である Al キルド Ca 処理鋼や、B 介在物を用いる快削鋼のような、新しい芽は現れている。

切削機構面からの被削性の追究に進歩が見られ、また、介在物の挙動、介在物と工具との交互作用、溶融金属ぜい化、動的歪時効、顕微鏡組織の影響等々、の詳細が、より明らかになって来ている。今後も、この分野での追究を推進し、その成果を実用鋼の被削性の改善に結び付ける努力が、必要である。

また、今後の切削の高速化や、高硬度鋼切削の必要度の増大などを見通すと、適切な工具の選定が重要になって来ると共に、材料側では脱酸調整の重要性の増大が予想される。

被削性とそのほかの特性との調和は、今後も続けられる。極低 S 鋼の被削性改善の事例が現れている。

材質面だけではなく、工具や切削条件との組み合わせでの進歩が、今後、一層必要と考えられる。

大野 鐵/Tetsu Ono

小倉製鉄所 技術部 専任部長
工博

(問合せ先: 06(220)5544)



参考文献

- 1) 快削鋼の製造技術の発展と品質の向上; 第 96・97 回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, 1984 年 2 月, 次の内容から成っている。
荒木: 快削鋼の基礎理論と展望, p.1~22.
古澤: 快削鋼の被削性の評価と材質の影響, p.23~50.
竹山: 切削加工と工具技術の動向, p.51~84.

- 桑原: 快削鋼の利用と効果, p.85~98.
赤澤: 硫黄快削鋼の製造と製品特性, p.99~128.
木村: 鉛快削鋼の製造と製品特性, p.129~156.
大野: カルシウム快削鋼の製造と製品特性, p.157~186.
中村: 特殊快削鋼の製造と製品特性, p.187~215.
2) 荒木: 鉄と鋼, 57(1971), 13, p.1912~1932.

- 3) 山本：金属，1989年12月号，p.54～59.
- 4) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，71(1985)，5，S 530.
- 5) 屋口，安木：材料とプロセス，5(1992)，6，p.1907.
- 6) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，71(1985)，5，S 531.
- 7) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，71(1985)，5，S 532.
- 8) 柳瀬，子安，大谷，鈴木，片山：鉄と鋼，71(1985)，13，S 1453.
- 9) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，72(1986)，5，S 649.
- 10) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，73(1987)，5，S 578.
- 11) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，73(1987)，5，S 579.
- 12) 片山，今井，鈴木：材料とプロセス，1(1988)，3，p.805.
- 13) 片山，橋村：精密工学会誌，59(1993)，12，p.1991-1996.
- 14) 江口，大鈴：材料とプロセス，1(1988)，6，p.1706.
- 15) 磯部，前出：材料とプロセス，5(1992)，6，p.1908.
- 16) 木村，中村：鉄と鋼，71(1985)，5，S 528.
- 17) 中村，竹下，佐々木，幸岡：鉄と鋼，72(1986)，5，S 648.
- 18) 片山，今井，鈴木：鉄と鋼，73(1987)，5，S 580.
- 19) 磯部，前出，小川：材料とプロセス，5(1992)，3，p.846.
- 20) 木村，今井，島間，井上：材料とプロセス，1(1988)，6，p.1707.
- 21) 石崎，白神：鉄と鋼，73(1987)，5，S 581.
- 22) 石崎，白神，田川：材料とプロセス，1(1988)，3，p.852.
- 23) 白神，大鈴：鉄と鋼，71(1985)，13，S 1452.
- 24) 浜田，鳥谷，坪田：鉄と鋼，73(1987)，5，S 582.
- 25) 佐藤，江口，手塚：鉄と鋼，72(1986)，5，S 646.
- 26) 屋口：材料とプロセス，3(1990)，6，p.1833.
- 27) 屋口：鉄と鋼，77(1991)，5，p.683-690.
- 28) Opitz, König: Archiv für das Eisenhüttenwesen, 33(1962)，12，p.831-839.
- 29) Opitz, Gappisch, König: Archiv für das Eisenhüttenwesen, 33(1962)，12，p.841-851.
- 30) Tönscoff, Kaestner, Schnadt: Stahl und Eisen, 109(1989)，13，p.651-660.
- 31) Kankaanpää, Pöntinen, Korhonen: Materials Science Technology, 3(1987)，2，p.155-158.
- 32) Pöntinen, Pietikäinen: 材料とプロセス，1(1988)，3，p.854.
- 33) 柳瀬，森，奥野：材料とプロセス，3(1990)，3，p.869.
- 34) 鳴瀧，山根，白杵，顔，桑名：精密工学会誌，53(1987)，3，p.455-460.
- 35) 山根，顔，白杵，鳴瀧：精密工学会誌，53(1987)，11，p.1779-1784.
- 36) 屋口：材料とプロセス，3(1990)，3，p.867.
- 37) 屋口：材料とプロセス，4(1991)，3，p.821.
- 38) Reh, Voigt, Finger, Schultz: Neue Hütte, 24(1979)，12，p.451-454.
- 39) 佐藤，江口：鉄と鋼，73(1987)，5，S 583.
- 40) 白神，石崎，田川：鉄と鋼，73(1987)，13，S 1224.
- 41) 羽生田，中村：材料とプロセス，2(1989)，6，p.1854.
- 42) 羽生田，中村：材料とプロセス，3(1990)，3，p.864.
- 43) 羽生田，中村：材料とプロセス，3(1990)，6，p.1832.
- 44) 片山，浅野，橋村：材料とプロセス，5(1992)，3，p.847.
- 45) 屋口：材料とプロセス，7(1994)，3，p.770.
- 46) 今井，片山：材料とプロセス，2(1989)，3，p.797.
- 47) Randak: Stahl und Eisen, 107(1987)，4，p.154.
- 48) Tönschoff, Schnadt - Kirchner: Stahl und Eisen, 113(1993)，1，p.81-88.
- 49) 山本，荒木，中島：鉄と鋼，71(1985)，6，p.756-763.
- 50) 山本，荒木，中島：鉄と鋼，71(1985)，16，p.1941-1948.
- 51) 末吉：黒鉛鋼の被削性と機械的性質；精密工学会切削加工専門委員会第71回被削性小委員会資料，1990年6月.
- 52) Araki, Yamamoto, Nakajima: Proceedings of an International Conference and Workshop, Cincinnati, Ohio, 1989.
- 53) 高硬度鋼ワーキンググループ：焼入れ鋼の被削性；精密工学会切削加工専門委員会被削性少委員会研究報告：1989年8月.
- 54) 山本，中島：鉄と鋼，73(1987)，13，S 1365.
- 55) Matsumoto, Barash, Liu: Materials Science Technology, 3(1987)，4，p.299-305.
- 56) 野村，井上，花井，近藤，鈴木：材料とプロセス，7(1994)，6，p.1812.
- 57) 山本，中島，宮地，田村，吉田：材料とプロセス，5(1992)，3，p.848.
- 58) 山本，中島，宮地：鉄と鋼，80(1994)，6，p.469-474.
- 59) 村上，宇宿，西山，松田，峰：鉄と鋼，72(1986)，13，S 1494.
- 60) 栗田，山本，渡辺，柿崎，鎌田，西田：材料とプロセス，7(1994)，6，p.1809.
- 61) 庄司，江口，手塚：鉄と鋼，72(1986)，5，S 650.
- 62) 大野，竹内，須藤，相原，高橋：鉄と鋼，68(1982)，3，A 89-A 92.
- 63) 大野，須藤，相原，高橋，竹内：住友金属，35(1983)，4，p.475-482.
- 64) 峰，近藤，西村：材料とプロセス，1(1988)，3，p.853.
- 65) 石崎，白神，三瓶：材料とプロセス，4(1991)，3，p.819.
- 66) 大和田，三瓶：鉄と鋼，72(1986)，S 1567.
- 67) 佐藤，田中，古沢，川上：鉄と鋼，73(1987)，5，S 465.
- 68) 落合，大羽，加賀谷，鷺谷，大沢：鉄と鋼，73(1987)，5，S 296.
- 69) 落合，大羽：鉄と鋼，74(1988)，2，p.388-395.
- 70) 佐藤，江口，手塚：鉄と鋼，71(1985)，5，S 529.
- 71) 磯部，前出，石山，吉田：鉄と鋼，71(1985)，13，S 1454.
- 72) 柳瀬，森，海老原，吉田，丹羽：材料とプロセス，2(1989)，3，p.798.
- 73) 川縁，山本，中島，朝生，柳島，高田：材料とプロセス，4(1991)，6，p.2043.
- 74) 中村，幸岡，秋葉，竹下，松島，佐々木：材料とプロセス，1(1988)，6，p.1709.
- 75) 石崎，白神，三瓶：材料とプロセス，2(1989)，3，p.801.
- 76) 石崎，白神，三瓶，松本：材料とプロセス，5(1992)，3，p.793-796.
- 77) 松本，鈴木，白神，石崎，田川：材料とプロセス，1(1988)，3，p.843.
- 78) 石崎，白神，松本：材料とプロセス，1(1988)，6，p.1708.
- 79) 中村，竹下，幸岡，秋葉，佐々木：鉄と鋼，73(1987)，13，S 1225.
- 80) 松島，秋葉，十代田：材料とプロセス，5(1992)，3，p.840.
- 81) 白神，三瓶：材料とプロセス，4(1991)，3，p.818.
- 82) 江頭，岡沢：材料とプロセス，2(1989)，3，p.800.
- 83) 羽田，木宮，住本，松田，徳光，新山：材料とプロセス，4(1991)，6，p.1958.
- 84) 羽田，木宮，住本，徳光，新山：材料とプロセス，5(1992)，6，p.1906.
- 85) 北出，小林，木村，南：材料とプロセス，6(1993)，6，p.1847.
- 86) 千葉，山場，今春，都築，津田：材料とプロセス，3(1990)，3，p.868.