

討34 高純度鋼の被削性

新日本製鐵(株) 赤澤正久* 赤瀬繁之** 今井達也*
片山 昌* 鈴木節夫*

1. 序論

鋼の加工性能や使用性能にとって不要であるか、または有害な成分を除去することを高純化と解釈する。いわゆる快削元素を含有させると鋼の被削性は改善されるが、工具よりも硬い介在物があれば工具はアブレーション摩擦により損傷する。鋼の組成を加工条件、使用目的によって適応制御し、その意味での高純化によって鋼の被削性を向上させてきた。

冷間加工性や使用性能向上のため極低硫鋼やいわゆる高純度鋼を製造しても、機械部品の製造過程では切削加工が施されることが多くそこでトラブルを起すおそれがある。

そこで、S45Cと低炭素ボロン鋼のS,P,O含有量を低減させた供試鋼を用い被削性を検討した。

2. 実験方法

S45Cの供試鋼としてTable 1に示すもののほかに、実験室用高周波炉で溶解し、Pを0.006~0.021%, Sを0.0004~0.0015%, Nを0.0029~0.0121%, Oを0.0013~0.0080%に変化させたもの²⁾を用いた。被削材は焼きならし処理されている。Y・S45C・Caはワイヤ・フィード法によりCaを

Table 1. Work materials of middle carbon steel S45C.

	C	Si	Mn	P	S	sol Al	insol Al	Da	Nb	N	O	HV10
S45C	0.43	0.25	0.78	0.020	0.024	0.031	0.002	—	—	0.0048	0.0027	184
S45C・Ca	0.44	0.29	0.86	0.020	0.023	0.002	0.002	0.0040	—	0.0079	0.0064	186
S45C・CaNb	0.46	0.25	0.82	0.019	0.0009	0.003	0.002	0.0085	0.020	0.0121	0.0084	181
Y・S45C・Ca	0.43	0.24	0.77	0.019	0.005	0.023	0.002	0.0040	—	0.0040	0.0027	169
Y・S45C	0.42	0.23	0.76	0.018	0.006	0.023	0.002	—	—	0.0046	0.0020	174
M・S45C	0.42	0.27	0.77	0.021	0.024	0.031	—	—	—	0.0045	0.0030	176
M・S45CLS	0.42	0.23	0.77	0.018	0.006	0.029	—	—	—	0.0046	0.0020	175

添加し、厚板から切り出した丸棒である。これら供試鋼の代表的な介在物の性状をFig. 1に示す。

低炭素ボロン鋼の供試材(Table 2)は継目無鋼管である。

鋼A~Dの被削材は肉厚10mm、外

径114mm、長さ600mmであり、鋼LDの被削材は肉厚10mm、外径244mm、長さ600mmである。

組織は焼きもどしマルテンサイトである。

S45C系の材料の旋削には超硬工具P20、純アルミナ系の白色セラミック工具、TiCとAl₂O₃を3:7に配合した黒色のセラミック工具、ハイス工具SKH9を用いた。穴あけ加工には先端角135°、直径10mmのSKH9ドリルを用い、切削速度20m/min、送り0.33mm/rev、穴深さ30mm(止まり穴)、切削油2L/minの条件で加工し、刃先完全損傷を基準としてドリル寿命を測定した。

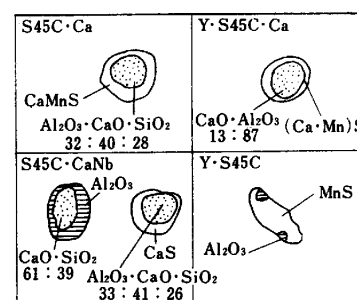


Fig. 1 Structures of typical inclusions in work materials shown in Table 1.

低炭素ボロン鋼の旋削は、鋼管のねじ切削を考慮し通常の構成刃先

成領域を越えた速度である80m/min以上で行った。工具材種はP10^{***}、刃部形状は(-6, -6, 6, 6, 15, 15, 0.4)、切刃にはホーニングが施されており、その大きさはすくい面で15μmである。送り0.1mm/rev、切込み0.8mmで乾切削した。

3. 実験結果

旋削工具寿命に及ぼすS45CのS含有量低減の影響を調べた結果(Fig. 2とFig. 3)、Sが0.024%から0.005%へ低減すると工具寿命は短くなる。ドリル加工ではドリル寿命の短縮が著しい(Fig. 4)。

超硬工具の寿命は、脱酸調整によって介在物を制御し、工具刃先に耐摩耗保護層の効果をもつ付着物

* 製品技術研究所

** 設備技術本部

***ISO 513

を生成させれば延長する³⁾。低S化による工具寿命短縮をこの方法によって防止できるかどうかを調べた結果(Fig.5), Sが0.024%から0.0009%に低減しても工具寿命をむしろ延長することができる。Y-S45C-CaのS, sol.Al, O含有量はY-S45Cと同程度であったが介在物制御によりVBは小さくなっている。

低S化により, Ca脱酸鋼を切削するセラミック工具の寿命は通常脱酸鋼よりも短くなる⁴⁾可能性がある。そこで, 白セラミック工具(記号WC)と黒セラミック工具(記号BC)を用いて旋削し逃げ面摩耗を調べた(Fig.6)。すくい面摩耗は逃げ面摩耗に比べて進行が遅く, 寿命を決定することはなさそうであった。例えば, 白セラミック工具で32 μ m切削したときのKTは, S45Cで23 μ m, S45C-Caでは9 μ mであった。0.0009% SのS45C-CaNbを白セラミックで切削したときのVBがサンプル中最大で, 逃げ面に多数の浅い条痕が見られた。この条痕部分にはFeが検出されたが, CaとSは検出されなかった。S45C-Caを切削した白セラミック工具のVBはサンプル中最小であり, S45Cに比べてVBは約1/3であった。工具刃先面には付着物が観察され, 逃げ面付着物はCa-Mn-S系とCaO-SiO₂系であった。Y-S45CとY-S45C-Caを比べると, Y-S45C-Caの方がVBは大きく, 逃げ面摩耗部には切削方向に条痕が見られた。

このように, 同じCa処理を行った低S供試材でもセラミック工具の摩耗挙動は著しく異なる。介在物性状にもその原因があると考えられるので, S45C-CaNbとS45C-Caの酸化物系介在物の組成に相当する酸化物を純粋な酸化物から合成し, 軟化熔融装置を用いて白セラミック工具との反応を調べた。反応界面を含む拡散層をEPMAで分析した結果(Fig.7), 6CaO-4SiO₂と接触した部分では, セラミック側からAl₂O₃が合成酸化物側に拡散している。3Al₂O₃-4CaO-3SiO₂の場合にもセラミックからAl₂O₃が拡散しているが, 合成酸化

Table 2. Work materials of low-carbon boron steel

	C	Si	Mn	P	S	Al	Tu	B	Ca	N	O	HV
A	0.14	0.29	1.28	0.012	0.0096	0.027	0.024	0.0021	-	0.0023	0.0013	240
B	0.13	0.30	1.32	0.0130	0.0060	0.033	0.029	0.0023	0.001	0.0045	0.0010	238
C	0.13	0.25	1.30	0.0001	0.0008	0.027	0.020	0.0020	-	0.0020	0.0014	237
D	0.13	0.28	1.42	0.0004	0.0014	0.032	0.026	0.0021	-	0.0059	0.0013	236
LD	0.13	0.27	1.33	0.0160	0.0090	0.020	0.019	0.0018	-	0.0028	0.0056	243

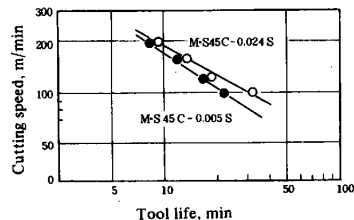


Fig. 2 Effect of sulfur content of work material on sintered carbide tool life
Tool: P20 (-6, -6, 6, 6, 15, 15, 0.8)
f: 0.25 mm/rev, d: 2.50 mm
dry cutting
Tool life criterion: VB = 200 μ m

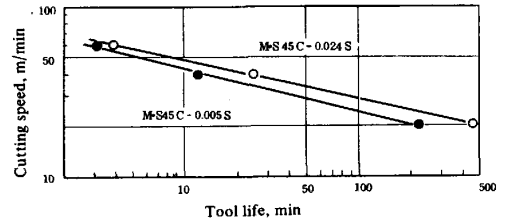


Fig. 3 Effect of sulfur content of work material on high-speed-steel tool life.
Tool: SKH9 (-6, -6, 6, 6, 15, 15, 0.8)
f: 0.1 mm, d: 1.0 mm
Cutting fluid: EE56, 2 ℓ /min
Tool life criterion: VB = 200 μ m

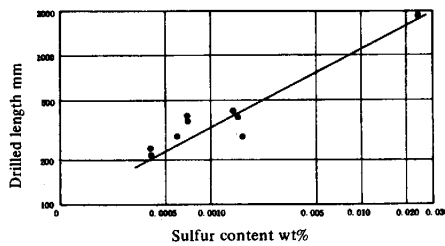


Fig. 4 Relation between sulfur content of work material S45C and drilled length

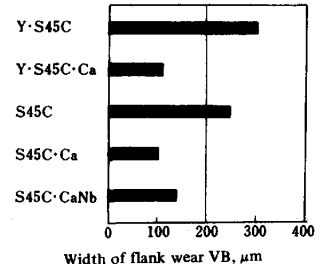


Fig. 5 Width of flank wear of sintered carbide tool
Tool: P20
v = 125 m/min, f = 0.25 mm/rev
d = 2.00 mm, t = 16 min,
cutting fluid: dry

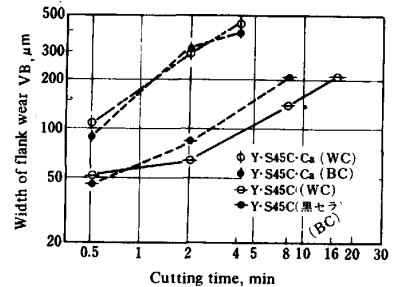
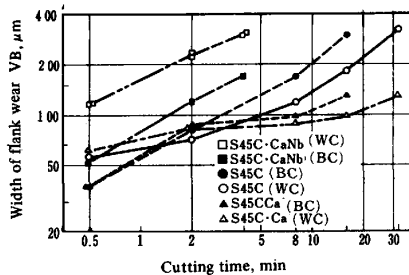


Fig. 6 Flank wear of ceramic tool versus cutting time.
Tool: Al₂O₃ ceramic (WC), r: 0.8 mm
TfC-Al₂O₃ ceramic (BC), r: 1.2 mm
v: 300 m/min, f: 0.20 mm/rev
d: 1.00 mm for tool WC; 1.50 mm for tool BC

物内での濃化度は $6CaO-4SiO_2$ の場合より小さい。セラミック工具から Al_2O_3 が拡散し易い介在物を有する鋼を切削するとセラミック工具の拡散摩耗は激しくなると考えられ、この反応実験の結果と一対応している。

ボロン鋼を P10 により切削速度 $150m/min$ で切削したときのフランク摩耗曲線を Fig. 8 に示す。真空溶解鋼 A ~ D に比べ、転炉溶製鋼 LD の摩耗が明らかに大きい。この原因は鋼中アルミナ量の差にあると考えられる⁵⁾。

仕上面品位に及ぼす介在物の影響を検討するため、仕上面を SEM で観察した。P と S 含有量の多い鋼 A では、工具切刃形状が転写されるべき送りマークの間に微小なボイドが多く見られる。このボイドは切刃より前方へのくぼみであり、被削材が剥離した跡である。鋼 C と D のボイド数は鋼 A よりはるかに少なく、鋼 B では鋼 A より少なく、 $80m/min$ より $150m/min$ でその差が大きかった。ボイドの底面を、EPMA で分析すると MnS, Al_2O_3 , TiN が検出された。

S45C 相当の各種快削鋼を高速切削した結果は Fig. 9 に示すとおりである。Table 1 の S45C.0.046% S の S45CS1.0.17% Pb の S45C・Pb では、構成刃先の生成領域を越えた速度 $150m/min$ で切削しても仕上面には多数のボイドが認められた。工具刃先付着物の生成する脱酸調整快削鋼 (0.042% S) ではボイドの生成はほとんど見られなかった。

4. 考察

S 含有量を 0.02~0.03% 程度から一桁少なくすると、超硬やハイスの旋削工具寿命は短縮するが、アブレーシブ摩耗の主原因である硬質介在物、特にアルミナを減少させれば短縮防止効果が期待できる⁵⁾。超硬工具による切削に対しては、切削温度で工具付着物となり得る介在物を微量含有³⁾させることにより工具寿命を延長できる (Fig. 5)。CaAl 合金を Fe 被覆ワイヤで添加した Y・S45C・Ca は通常脱酸鋼なみの高い Sol. Al 含有量 (0.023%) と低い S 含有量 (0.005%) にもかかわらず、超硬工具の摩耗は小さい。 Al_2O_3 クラスタと伸びた硫化物は皆無であり、Ca-アルミネート系の介在物が生成している (Fig. 1)。この介在物の内部は Al_2O_3-CaO 系であり、低融点介在物として付着物に転移し易いものである。このような介在物を生成させれば、従来の脱酸調整快削鋼の成分設計上の制約であった低 sol. Al から解放されることになる。しかし、低 S とすればハイス工具の寿命短縮は避けられず、特にドリル加工においてそれが顕著である。

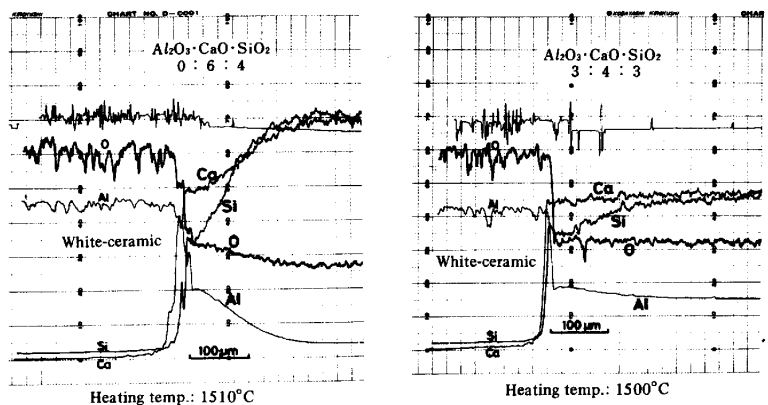


Fig. 7 EPMA analysis of diffusion layer between white-ceramic tool material and oxides.

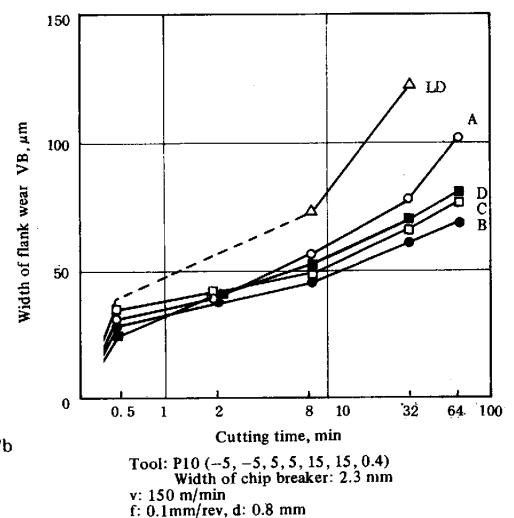


Fig. 8 Flank wear curves for cutting low-carbon boron steels

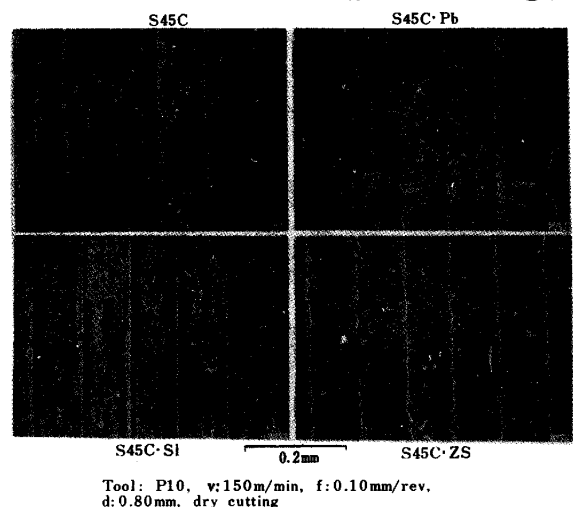


Fig. 9 machined surface of work materials S45C

鋼の使用性能上から許容される限度内でS, Pb, Biなどの快削元素を添加しなければ、穴あけ加工にハイスドリルを用いる限りその寿命向上は期待できない。Ca処理は低S化ないし介在物形態制御に対して利用価値が大きい。Ca脱酸はセラミック工具で切削するときにはFeSi脱酸鋼より寿命が劣るとの報告^{6,7)}や、被削材中のCaがセラミック工具の摩耗を促進するとの報告^{8,9)}があり、アルミナ含有工具やアルミナ被覆工具の今後の普及¹⁰⁾を考慮すると、Ca処理しS含有量を多くしなくてもセラミック工具の摩耗を促進しないような組成の開発が必要である。鋼中の酸化物とセラミック工具とが反応してCaO-SiO₂-Al₂O₃系の物質が生成すれば摩耗が促進される⁹⁾とは限らない(Fig. 6)。アルミナの摩耗は、切削時の高温(～1600°C)での塑性変形、破壊、あるいは摩擦面での化学反応などによって生ずる可能性があり、化学反応だけをとっても反応生成物の化学的物性的性質によってその影響も異なってくるのが考えられる。鋼の切削ではFeO・Al₂O₃スピネルその他の反応生成物が関与している可能性が強く^{11,12)}、これらと介在物との相互作用も考えなくてはならないであろう。種々の組成を有するAl₂O₃-CaO-SiO₂系スラグ中へのサファイヤや焼結アルミナの溶解を調べた実験の結果¹³⁾はFig. 7の結果と良く一致している。アルミナの溶解速度は、液相の境界膜内における物質移動^{14,15)}およびアルミナ試料-スラグ界面での反応¹⁶⁾によって律速される。切削では反応界面へ常に新しい介在物が供給され、界面を支配している高温高圧下では、界面境界膜における物質移動がアルミナ溶解の律速にはならない可能性もある。本実験の結果から、酸化物組成としてはCaO/SiO₂比が小さく、Al₂O₃含有量の多いアノルサイト系の介在物がセラミック工具の摩耗抑制に有効と考えられるが、硫化物との関連でさらに詳細な検討が必要である。

ドリル寿命に及ぼす中炭素鋼のPおよび酸化物系介在物の影響を調べた報告^{17,18)}によれば、低P化により寿命は延びるが、この報告¹⁷⁾より低P・Sレベルの鋼では低P, N, O, Al₂O₃化により寿命は延びず、低S化による寿命短縮の効果が支配的である²⁾。仕上面に見られるボイドはいわゆる加工変質層内での現象であろう。加工変質層を薄くする条件で切削してもボイドの発生量を少なくすることができるであろう。鋼を高純化しても激減する。また、脱酸調整快削鋼で付着物が逃げ面にも生成する条件であればその潤滑作用のためにボイドの発生は少なくなる(Fig. 9)。鋼BはCa処理されており、高速切削すると鋼Cのようにボイドは少なくなった。表面層が破壊する過程としてデラミネーション過程¹⁸⁾やマイクロチップ生成機構¹⁹⁾などが考えられるが、逃げ面で降伏剪断状態となっているマトリックスと弾・塑性的性質が異なる介在物の間に分離が生じたものといえる。フェライト・パーライト二相組織であればボイドが生成し、純鉄では生成しないという報告²⁰⁾があるが、焼もどしマルテンサイト単相組織でもボイドは生成し、付着物生成鋼では生成しない。この種の微細なボイドは疲労強さを減ずる可能性がある反面、微小な空隙として潤滑剤の貯蔵個所となりトライボロジ的に有用かも知れない。

4. 総括 i) 低S化により超硬とハイスの工具摩耗は増大するが、アルミナの低減によりそれを軽減できる。また、介在物制御により付着物を生成させれば低S・O鋼でも工具寿命は延長する。ii) セラミック工具の寿命はCa脱酸により短縮することもあるが、低S鋼でも延長する場合があり、摩耗機構は明らかでない。iii) 仕上面のボイドは高純化と付着物生成により低減できる。

6. 参考文献 1) 赤澤, 今井, 鈴木: 昭和54年度精機学会秋季大会学術講演会論文集(1979)31. 2) 宮下, 赤瀬, 赤瀬, 権藤: 昭和55年精機学会秋季大会学術講演会論文集(1980)921. 3) 被削性小委員会研究報告: 精機学会切削加工専門委員会(1979).

4) Narutaki: Proceedings of International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability of Steel ISIJ&ASM, Sept. (1977) 167. 5) 赤瀬, 赤瀬, 権藤: 鉄と鋼, 66(1980)11, S1262. 6) 精機学会, 切削性分科会: 精密機械, 35(1969)3, 169. 7) 奥島, 星, 鳴瀧: 精密機械, 34(1968)7, 478. 8) Ham, Narutaki: Trans. ASME, J. Engng. Ind., 95(1973)4, 951. 9) 鳴瀧, 村越: 精密機械, 42(1976)3, 221. 10) 季木, 桑原, 藤山: 潤滑, 26(1981)2, 120. 11) 鳴瀧: 機械と工具, 30(1978)6, 722. 12) 安永, 小原, 樽見: 電総研報告, 776(1977). 13) 中戸, 江見, 江島: 鉄と鋼, 60(1974)2, A15. 14) Cooper, Kingery: J. Amer. Ceram. Soc., 47(1964)1, 37. 15) Samaddar, Kingery, Cooper: J. Amer. Ceram. Soc., 47(1964)5, 249. 16) 荒木, 杉谷, 石村: 鉄と鋼, 58(1972)11, S370. 17) 精機学会切削性専門委員会: 精密機械, 40(1974)10, 815. 18) 田坂, 赤瀬, 黒岩: 精密機械, 37(1971)12, 907. 19) Suh: Wear, 25(1973)111. 20) Nakayama, Shaw, Brewer: Annals of CIRP, 14(1966)211. 20) Gillibrand: Precision Engng., 1(1979)2, 89.