

## 論 文

カルシウム脱酸快削鋼中に認められる非金属介在物の  
存在形態と被削性について\*

小柳 明\*\*・坂上 高志\*\*\*・鳥谷 徹\*\*\*

On the Morphology of Non-metallic Inclusions and the  
Machinability of Calcium Deoxidized Steel

Akira KOYANAGI, Takashi SAKAJŌ, and Tōru KARASUDANI

## Synopsis:

Oxide inclusions in Ca-Si deoxidized steel were changed as ;

 $A_2(\text{Silicate}) \rightarrow B_2(\text{discontinious silicate}) \rightarrow C(\text{globular oxide})$ 

↓

 $\left\{ \begin{array}{l} \text{Al addition} \rightarrow B(\text{clustered Alumina}) + C(\text{globular oxide}) \\ (0.35 \sim 0.8 \text{ kg/t}) \end{array} \right\}$ 

depending on the oxygen content before deoxydation process.

From the X-ray microprobe analysis, it was found that  $A_2$  type inclusion had more then 55%  $\text{SiO}_2$ ,  $B_2$  type inclusion had 45~55%  $\text{SiO}_2$ , and C type inclusion had up to 40%  $\text{SiO}_2$ .

Drillability and high speed tool life were improved by sulfur addition.

Effects of oxide inclusion on the carbide tool life were examined.

Crater wear of carbide tool were improved by  $A_2$  type oxide. When oxide inclusion changed to  $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow C \rightarrow B$  type, frank wear of carbide tool with high cutting speed were improved in the order.

(Received Apr. 3, 1971)

## 1. 緒 言

約 10 年, 前超硬合金工具の工具摩耗を抑制する新しい快削鋼がドイツで開発された<sup>1)~11)</sup>. この新しい快削鋼は, 溶解法による被削性の差異を研究している途上で発見されたもので, 溶鋼を特殊なフェロ合金で脱酸し, 鋼中に低融点の酸化物を析出させることを特長としている.

わが国においても 1965 年頃より精機学会を中心とした研究活動が行なわれてきた<sup>12)</sup>.

これらの快削鋼は多くの場合, カルシウムを含む合金で脱酸されるため, カルシウム (脱酸) 快削鋼もしくは特殊脱酸 (調整) 鋼とよばれている.

著者らも, カルシウム脱酸快削鋼について一連の研究を行ない, S の添加によつて得られる快削効果とカルシウム脱酸による被削性改善効果を応用し, 広範囲の切削条件のもとですぐれた被削性を持った快削鋼の実用化について検討を進めてきた.

本報ではこれらの快削鋼中の非金属介在物の存在形態

および被削性について調査を行なつた結果についてのべる.

## 2. 試料および実験方法

## 2.1 試料の溶製

本実験の試料は 25, 100 kg 高周波炉をもちいて溶製した第 1 グループ, 1 t 高周波炉をもちいて溶製した第 2 グループ, 15 t 電気炉をもちいて溶製した, 第 3 グループにわけられる. 各試料の化学成分を Table 1 に示した. まず, 第 1 グループの A1~A3 については炭素量を 0.2~1.0% とし, V1~V3 については真空溶解を行なつて, 脱酸前の溶鋼酸素量を 230~30 ppm まで調節した.

第 2 グループの H223, H225, H226 は, 炉中にスケールを添加して脱酸前の溶鋼酸素量を 300 ppm 以上とした.

\* 昭和46年4月3日受付

\*\* 山陽特殊製鋼(株) 工博

\*\*\* 山陽特殊製鋼(株)

Table 1. Chemical composition of steels.

Group Mark	Chemical composition (%)											Deoxydation <sup>1)</sup>			Oxygen before deoxydation (ppm)	Furnace <sup>2)</sup>	Ingot	Steel		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	Ca (ppm)	O (ppm)	CaSi (kg/t)	Al (g/t)							
1	A 1	0.190	0.380	0.74	0.015	0.083	0.11	—	—	29	94	4	—	230	25 kg I.F. " "	20 kg → φ25 (F.R.=8)	S20C+S+Ca S58C+S+Ca SK4+S+Ca			
	A 2	0.550	0.450	0.80	0.017	0.065	0.08	—	25	54	4	—	132							
	A 3	0.980	0.480	0.83	0.018	0.088	0.11	—	28	49	4	—	58							
	V 1	0.180	0.150	0.90	0.015	0.035	1.05	0.28	0.005	0.13	20	32	2 <sup>3)</sup>	30	100 kg V.I.F. " "	100 kg → φ25 (F.R.=16)	SCM22+S+Ca " "			
	V 2	0.210	0.340	0.82	0.018	0.035	1.06	0.28	0.008	0.12	20	24	5	34						
	V 3	0.200	0.240	0.61	0.015	0.045	1.05	0.28	0.008	0.13	20	22	3	36						
2	H223	0.170	0.270	0.62	0.016	0.063	1.08	0.21	0.009	—	20	190	4.5	338	1 t I.F. " "	850 kg → φ75 (F.R.=8)	SCM21+S+Ca " "			
	H225	0.160	0.260	0.69	0.015	0.062	1.08	0.25	0.008	<10	42	4.5	400	410						
	H226	0.160	0.260	0.75	0.011	0.079	1.16	0.22	0.006	<10	51	4	350	380						
	H224	0.140	0.300	0.70	0.015	0.063	1.15	0.23	0.029	—	54	5	800	288	"	"	"			
	H227	0.150	0.350	0.74	0.013	0.045	1.05	0.27	0.024	0.07	57	4	500	214						
	H236	0.150	0.320	0.77	0.015	0.063	1.08	0.26	0.015	0.13 Nb	40	4.2	—	187						
3	H235	0.150	0.330	0.79	0.011	0.058	1.06	0.26	0.010	0.06	61	4.2	—	143	"	"	"			
	E 1	0.200	0.270	0.73	0.010	0.048	1.00	0.22	0.012	0.11	40	4	60	142				15 t E.F. " 30 t E.F.	2 t → φ80 (F.R.=16)	SCM22+S+Ca " SCM21
	E 2	0.210	0.220	0.81	0.009	0.066	1.06	0.22	0.015	0.06	43	2	200	57						
E 3	0.150	0.290	0.73	0.008	0.020	1.07	0.21	0.044	—	38	—	800	53							

1) A, V-Series; Furnace addition. H, E Series; Ladle addition

2) I, F=Induction furnace. V.I.F.=Vacuum induction furnace. E, F=Electric arc furnace.

3) CaSi alloy were added under argon gas (1 atm.) after ordinary vacuum melting process.

H224, H227 は 200ppm 前後, H236, H235 は 150 ppm を目標として溶解した。

第 3 グループでは, 脱酸前の溶鋼酸素量を E1 で 140 ppm, E2 で 60ppm 前後に調節した。

各試料の脱酸には CaSi 合金をもちいるか, CaSi 合金と Al とを併用して, 第 1 グループは炉中添加, 第 2, 3 グループはとりべ添加とした。

## 2.2 実験方法

### 2.2.1 非金属介在物の存在形態

Table 1 にあげた第 1 グループの 25 mmφ 鍛伸材および第 2, 3 グループの 75 mmφ 圧延材についてミクロ組織を観察し, 脱酸前の溶鋼酸素量と酸化物存在形態

との関係について調査した。さらに JIS 点算法による清浄度 (面積百分率) 測定および介在物の X 線マイクロアナライザー分析を行ない, 酸化物と硫化物との共存形態につき検討した。

### (1) 酸素分析

溶鋼中の酸素試料は石英管吸上げ法により採取し, 分析には真空溶融法を採用した。

### (2) X 線マイクロアナライザー分析

日本電子(株)製, JXA5A 型をもちい, 加速電圧 15kV ビーム電流 0.025 μA として定量分析を行なった。

### 2.2.2 被削性

Table 1 に示した供試材のうち, E3, H223, H224,

Oxygen before  
deoxidation

High



A 1

$$d_A = 0.233$$

$$d_B = 0$$

$$d_C = 0$$

A 2

$$d_A = 0.185$$

$$d_B = 0.004$$

$$d_C = 0.014$$

A 3

$$d_A = 0.192$$

$$d_B = 0$$

$$d_C = 0.010$$



Low

V 2

$$d_A = 0.104$$

$$d_B = 0$$

$$d_C = 0.004$$

×400 (5/6)

Photo. 1. Microphotograph of non metallic inclusions in group 1 steels (Deoxidized by CaSi 4~5 kg/t).

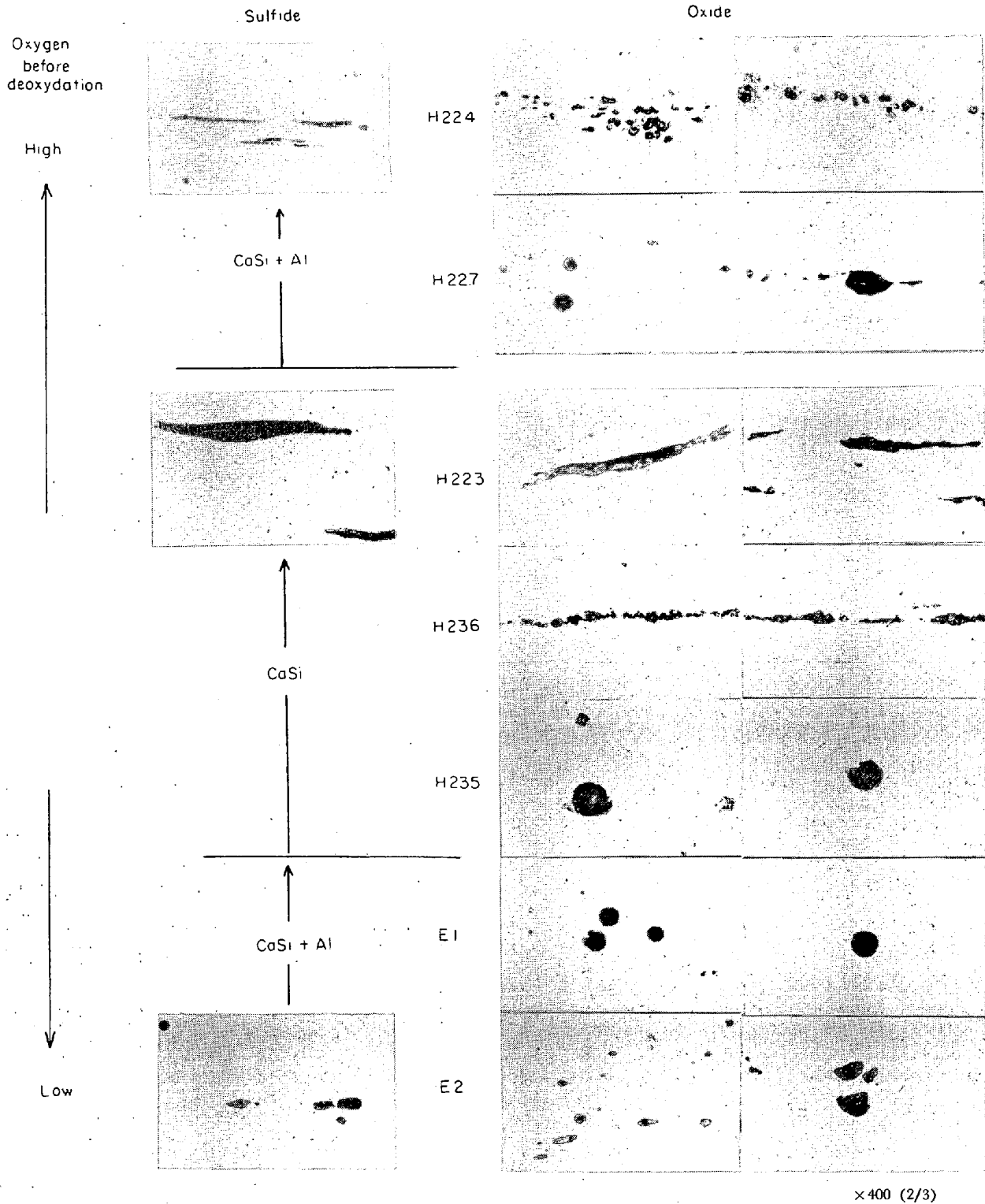


Photo. 2. Microphotograph of non metallic inclusions in group 2, 3 steels.

H227 について被削性テストを行ない、S 添加の効果および酸化物の効果について検討した。E3 は SCM21 の基本鋼として 30 t 電気炉で溶製し、Al で脱酸したものであり、H223, H224, H227 は 1 t 高周波炉で溶製し、それぞれ CaSi, CaSi-Al, Ca-Si-Al-V で脱酸したものである。いずれも 75 mmφ に圧延後、880°C で

焼ならしを行ない、実験に供した。実験方法をつぎに示す。

(1) 穿孔テスト

8 mmφ ストレートシャンドリル (SKH9, 先端切刃角  $\alpha$ : 118°, 切刃逃げ角  $\gamma$ : 13°, チゼルエッチ角  $\delta$ : 130°, ねじれ角  $\beta$ : 25°) をもちい、840rpm (21 m/min)

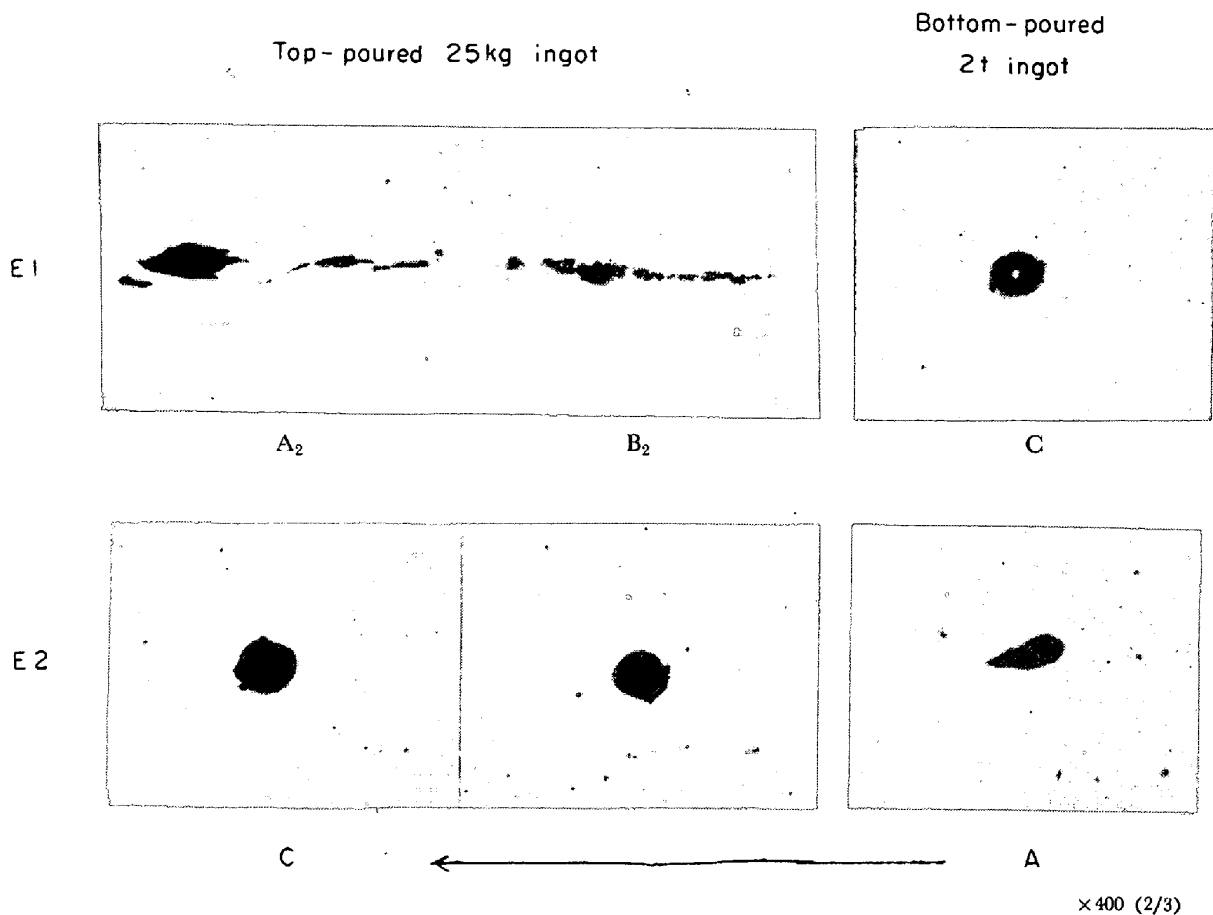


Photo. 3. Change of oxide inclusion with air-oxidation process in E1, E2 sample.

×400 (2/3)

の切削速度で 70 kg の一定推力をあたえて穿孔(乾式)し、10 mm 深さの穿孔に要する時間を測定して、平均所要時間(sec)を穿孔指数( $I_d$  値)とした。

#### (2) 高速度鋼バイトによる工具寿命テスト

SKH4A (10°, 8°, 8°, 8°, 10°, 10°, 0.5 mm) のバイトをもちい、送り 0.2 mm/rev. 切込み 1.5 mm で外径旋削(乾式)し、75~110m/min の切削速度におけるバイト寿命を測定して V-T 曲線を求めた。

#### (3) 超硬バイトによる工具寿命テスト

超硬バイト P20(-5°, -5°, 5°, 5°, 15°, 15°, 0.8 mm) をもちい、送り 0.2 mm/rev. 切込み 1.5 mm, 切削速度 300, 250, 200, 150m/min の条件で切削(乾式)し、クレーター、およびフランク摩耗を測定して、 $V_B=0.2$  mm,  $K_T=0.04$  mm の基準で工具寿命を求めた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 非金属介在物の存在形態

##### 3.3.1 非金属介在物の顕微鏡的観察

脱酸前の溶鋼酸素量を 30~230ppm とし、CaSi 合金 4~5 kg/t で脱酸した第 1 グループの鋼のマイクロ組織を Photo. 1 に示す。これによると脱酸前溶鋼酸素量が 230

ppm の試料 A<sub>1</sub> では A<sub>2</sub> 型酸化物(延伸した珪酸塩)が認められた。酸素量が 132ppm 以下になった試料 A<sub>2</sub>, A<sub>3</sub> では、酸化物および一部の硫化物に球状化がみられ真空溶解によつて脱酸前溶鋼酸素量を 30ppm 程度まで下げた試料 V2 では、ほとんどの硫化物が球状化した。酸化物はすべて硫化物にくるみこまれ、単体で存在するものはなかつた。

小型炉で溶製した第 1 グループの鋼の調査結果を基礎とし、大型炉をもちいて脱酸前溶鋼酸素量と脱酸方法との組み合わせを検討した。

第 2, 3 グループのマイクロ組織を Photo. 2 に示す。これによると酸素量が 300ppm 以上の溶鋼に CaSi 合金を添加した H223 では A<sub>2</sub> 型酸化物が観察された。一方 CaSi 合金と Al を同時に添加した H224, H225, H226 では大量の B 型(粒状アルミナ)酸化物が認められ、H227 では C 型の球状酸化物および少量の B 型酸化物が認められた。

CaSi 合金を酸素量 180ppm の溶鋼に添加した H236 では B<sub>2</sub> 型(断続した珪酸塩)酸化物が得られ、CaSi 合金を 140ppm の溶鋼に添加した H235, E1 では C 型球状酸化物が大量に認められた。一方炉内に Al を添加

し酸素量を 57ppm まで下げた溶鋼に CaSi 合金と Al を添加した E2 では単体の酸化物がきわめて少なく、酸化物と硫化物の複合体が大量に認められた。これらの結果をまとめてみると、カルシウム脱酸鋼中の酸化物の析出形態は溶鋼の酸素レベルの選択により、高い側から、A<sub>2</sub>型→B<sub>2</sub>型→C型へと変化し、さらに溶鋼の酸素レベルの高い領域においては、CaSi 合金と Al との併用によって A<sub>2</sub> 型→B 型ないし A<sub>2</sub> 型→C+(B) 型へと変化することがわかった。また酸素レベルの低い領域においては CaSi 合金と Al との併用によって生成してくる酸化物のほとんどが硫化物にくるみこまれ、酸化物と硫化物の複合体を形成することがわかった。

これらの現象を確認するため、E1, E2 の溶鋼について再酸化実験を行なった。試料は 15 t とりべで 2 t トン鋼塊を下注ぎ造塊したあとの残湯をとりベノズルから 50 cm 下にすえたトラフを通して 25 kg 鑄型に上注ぎして得られた。30 mm φ 鍛伸材中に認められた酸化物の存在形態を Photo. 3 に示す。これによると Al 量のひくい E1 の上注ぎ材では酸化物の形態が C 型→B<sub>2</sub> 型→A<sub>2</sub> 型と広範囲にばらついた。これは Ca, Al のみならず Si, Mn の一部まで酸化されたためと考えられる。E2 の上注ぎ材では A 型硫化物→C 型球状酸化物への変化が認められた。

これらの結果は Photo. 2 中の H223 から E2 への変化とほぼ一致している。

### 3.1.2 清浄度の測定

第 2, 3 グループの鋼について JIS 法による清浄度の測定を行なった。Fig. 1 に介在物の総量と S % との関係を示した。これによると介在物量の増加曲線が 2 本に分かれる。図中点線部は C 型の球状酸化物を析出した H235, E1 および A<sub>2</sub> 型ないし B<sub>2</sub> 型酸化物を析出した H223, H236 から成立っている。これらの内容をさらに細かく解析するため A 型介在物清浄度と S % との関係を Fig. 2 に示した。

これによると各ヒートはほぼ一つの曲線にのるが、A<sub>2</sub> 型酸化物の多い H223, C 型球状酸化物の多い E1, H235 はそれぞれ上方ないし下方へずれた。上方へのズレは A<sub>2</sub> 型酸化物が A 型介在物として測定されたためであり、下方のズレは球状酸化物の周辺に析出した硫化物が酸化物として測定されたためであろう。(Photo. 4 参照)

酸化物清浄度 ( $d_{B+C}$ ) は Fig. 3 に示すように S % の増加によってかなり低下したが、C 型球状酸化物を析出した E1, H235 は高値を示した。Fig. 4 には酸化物清浄度と全介在物清浄度との比率 (%) を S % に対して

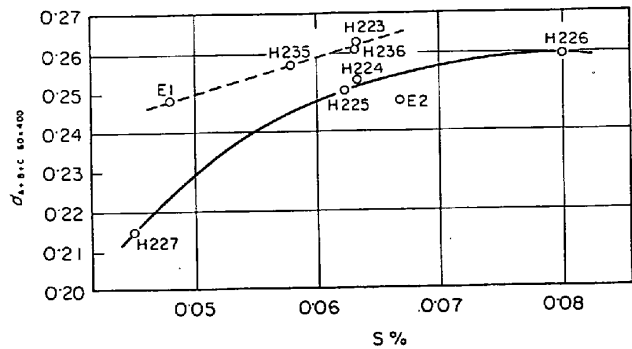


Fig. 1. Variation of inclusion count with sulfur content in group 2, 3 steels.

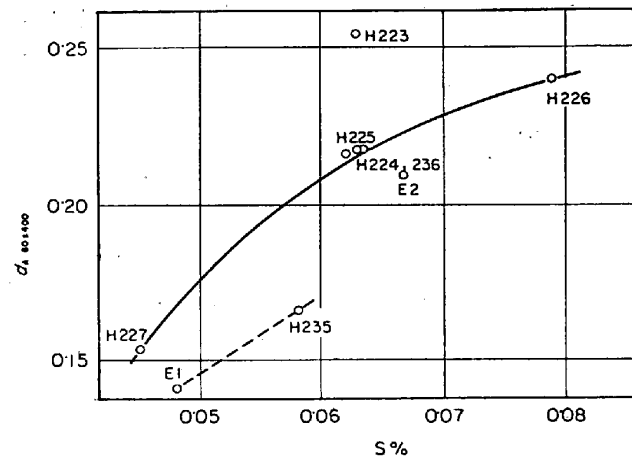


Fig. 2. Variation of A-type inclusion count with sulfur content in group 2, 3 steels.

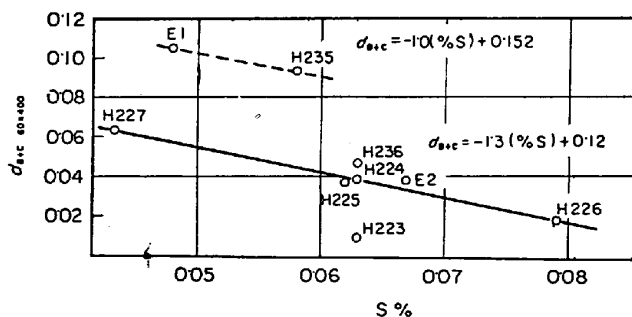


Fig. 3. Variation of oxide (B, C type) inclusion count with sulfur content in group 2, 3 steels.

プロットした。ここでも Fig. 3 と同じ結果が得られた。かような現象は S % の増加によって酸化物が硫化物にくるみこまれるためと考えられるが、大型の球状酸化物を析出した E1, H235 ではみかけの酸化物量が多くなった。

### 3.1.3 X線マイクロアナライザー分析

第 2, 3 グループの鋼中に認められる酸化物の形態と組成との関係を Fig. 5 の CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 3 元系状

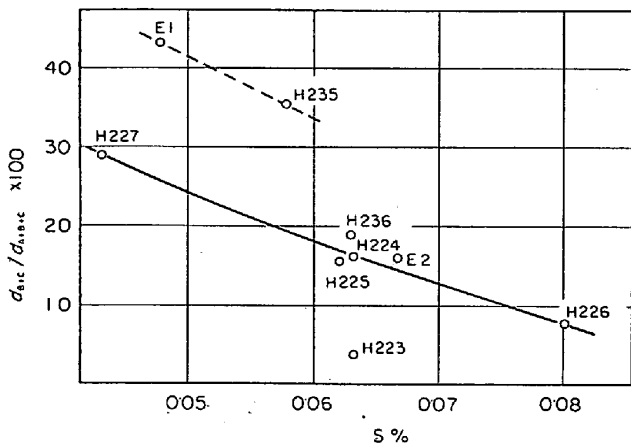


Fig. 4. Variation of oxide (B,C type)/total inclusion count ratio (%) with sulfur content in group 2, 3 steels.

態図中に示した。まず H223 にみられる A<sub>2</sub> 型酸化物中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含有量は 14% 前後であり大量の SiO<sub>2</sub>, MnO が検出され, CaO は 4% とひくかった。(MnO 24% は CaO に換算して Fig. 5 に示した)。一方, H236, H235 にみられる B<sub>2</sub> 型, C 型酸化物中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含有量は 40% 前後と高くなり MnO の代わりに CaO が, かなり検出された。同じ C 型球状酸化物を析出した E1 では Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含有量が 50% とさらに上昇し, SiO<sub>2</sub> 含有量は 16% まで低下した。H224, H227, E2 の酸化物は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaO を主成分とし, SiO<sub>2</sub> 含有量がほぼゼロ

になった。

Photo. 4 には H235 中に認められる C 型球状酸化物および E2 中に認められる複合硫化物の特性 X 線像を示した。C 型球状酸化物のまわりには硫化物がはりついており, これによつて地鉄中に単体で析出すべき硫化物が消費されてしまったものと考えられる。

E2 中に認められる複合硫化物は酸化物を完全にくるみこんでいるが, その組成として MnS のみならず ~12% の CaS が検出された。

脱酸前溶鋼の酸素量を E2 よりもさらに低くした V1 ~ V3 について酸化物および硫化物の組成を求めた。測定結果を Table 1 に示す。

これによると, V1, V2 の酸化物組成がゲーレンナイト (Gehlenite) に近い低融点のものになった。一方, 硫化物はさきの Photo. 1 に示したようにほとんど変形せず球状で存在しており, その主成分も MnS から CaS に置換する現象が認められた。なお MnS と CaS は (Mn, Ca) S, なる全率固溶体で存在していた。

これらの現象は鋼中に添加された Ca が酸素によつて完全に消費されず, 残つた未反応の Ca が S と反応したためと考えられた。

### 3.2 被削性

#### 3.2.1 穿孔性および高速度鋼バイトによる工具寿命特性

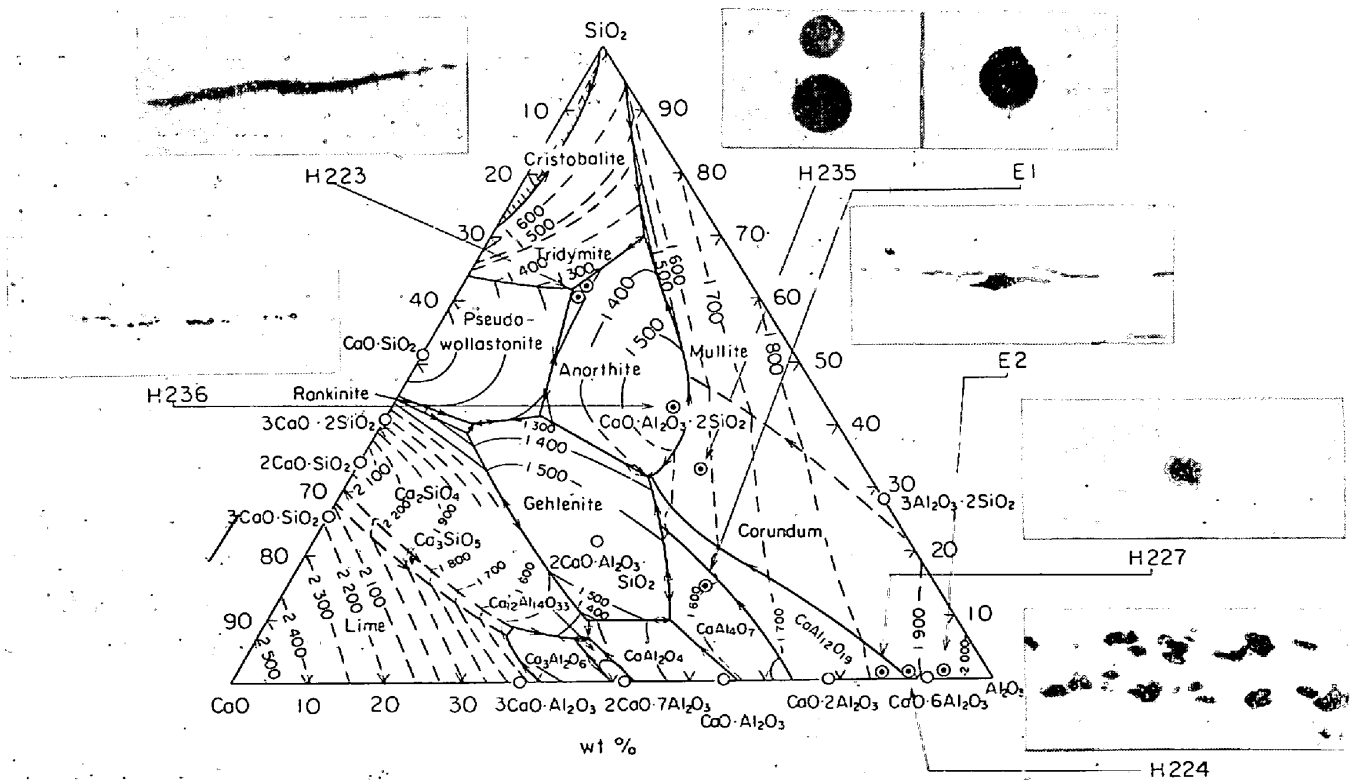


Fig. 5. Composition and precipitation pattern of oxide inclusions in group 2, 3 steels.

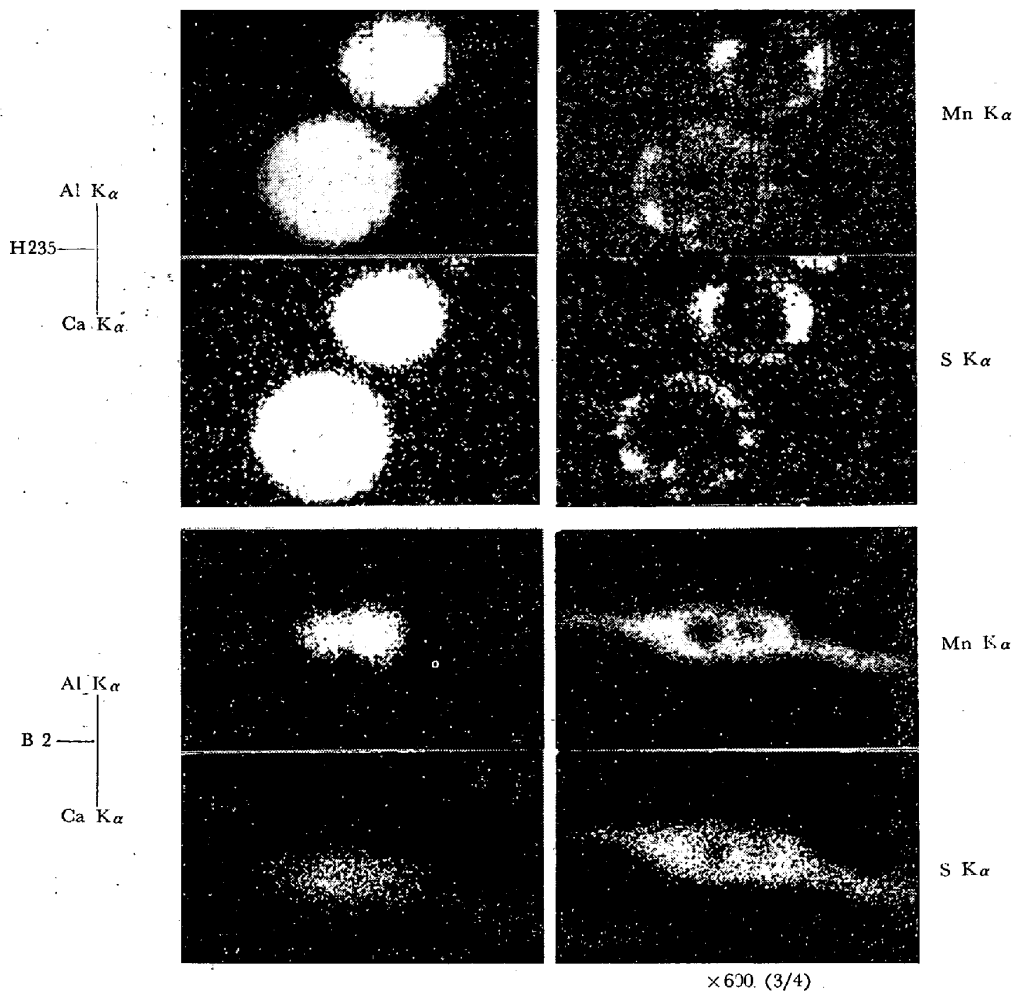


Photo. 4. Characteristic X-ray image of oxide of oxide inclusion in H235 sample and sulfide inclusion in E2 sample.

Table 2. Chemical composition of oxide and sulfide inclusions in V1~V3 series (%).

Sample	Oxide			Sulfide			S	Mn
	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	MnS	CaS	MnS/CaS		
V-1	36	42	22	82	18	4.55	0.035	0.90
V-2	38	44	18	22	78	0.28	0.035	0.82
V-3	—	98	2	13	87	0.14	0.045	0.61

Table 3. Drillability.

	E 3	H223	H224	H227
S (%)	0.025	0.063	0.063	0.045
Sol Al (%)	0.044	0.009	0.029	0.024
dA	0.044	0.253	0.213	0.152
dB	0.007	0.006	0.029	0.009
dC	0.007	0.004	0.011	0.054
Oxide	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO-SiO <sub>2</sub> -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -SiO <sub>2</sub>
HB	143	149	143	163
Id	8.4	7.9	7.5	8.8



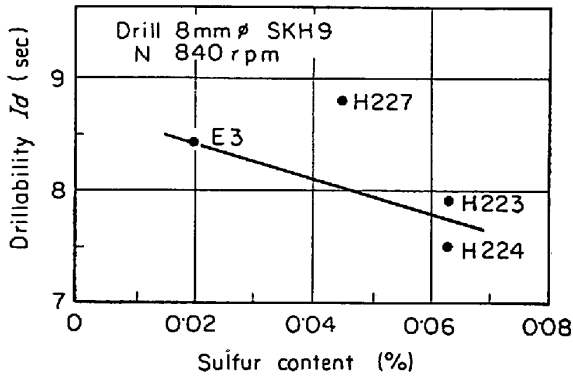


Fig. 6. Relation between sulfur content and drillability.

高速度鋼バイトで切削される比較的低い切削速度の領域では S% およびカタサが被削性の主因子と考えられ、脱酸方法の差異による酸化物系介在物の性状の変化も被削性に影響するが、後述の超合金バイトの場合のような顕著な影響は認められない。

(1) 穿孔性

Table 3 に介在物、カタサと穿孔テスト結果を示す。

穿孔性では Fig. 6 に示すように S 添加の効果が H223, H224 に明らかに認められる。

前述のように、H223 と H224 との間には酸化物系介在物の組成、形態の差が明らかであるが、穿孔性に対する影響はほとんど認められない。H227 は 0.045% の

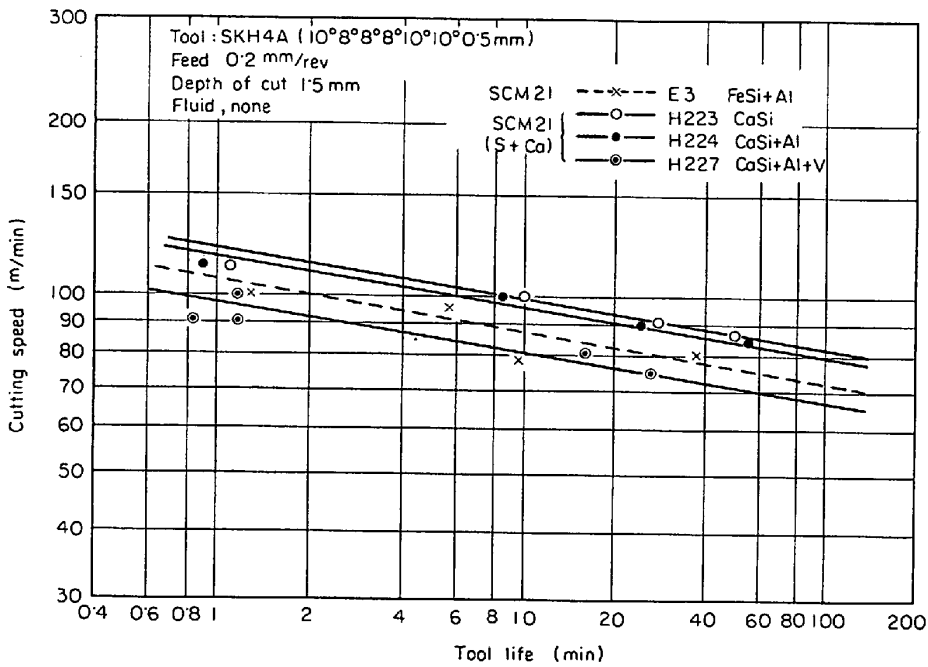


Fig. 7. V-T curves of SCM21 and SCM21+S+Ca.

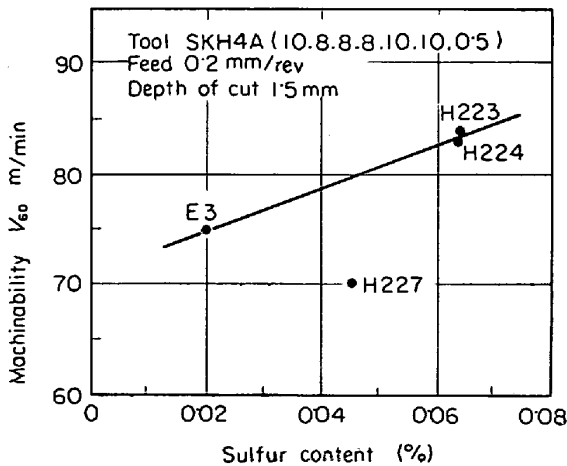


Fig. 8. Relation between sulfur content and machinability.

S を添加しているにもかかわらず、S の添加していない E3 より穿孔性が劣っているが、これは酸化物系介在物の影響によるのではなく、S 添加の効果がカタサが高いために相殺されているものと考えられる。酸化物系介在物の影響はテスト結果からは明確な関係は得られないが、H223 にみられるような A<sub>2</sub> 型に属する珪酸塩を含んでいるものと、H224, H227 にみられる B 型に属する Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> や SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO 系の C 型酸化物を含むものが穿孔性に対してどのように差異を示すかは、S の添加量によつて変化するものと考えられる。

(2) 高速度鋼バイトによる工具寿命特性

Fig. 7 に V-T 曲線を、Fig. 8 に V<sub>60</sub> 値と S% との関係を示す。E3 に対して H223, H224 では 0.063% の S の添加によつて V<sub>60</sub> 値は約 10%, 80m/min の

切削速度における工具寿命は約 3.5 倍に延長した。H 227 では E3 より被削性が低いが、これは穿孔性の場合と同様、カタサの影響によるものであろう。

工具寿命に対しては H224 に認められるような B 型の  $Al_2O_3$  系介在物は工具の摩耗を促進し、H223 にみられるような  $A_2$  型介在物はむしろ工具寿命を延長させるような効果も考えられるが、テスト結果では両者のあいだにほとんど差異が認められなかった。

3.2.2 超合金バイトによる工具寿命特性

Fig. 9 にフランク摩耗特性を、Fig. 10 にクレター摩耗特性をそれぞれ、切削速度 300m/min, 250m/min, 200m/min, および 150m/min について測定した結果を示す。フランク摩耗は H223 がもつとも少なく、H 224, H227, E3 の順に大きくなっている。H223 では逃げ面に Belag の生成が認められ、酸化物系介在物による工具の摩耗抑制効果を示している。H224, H227, E3 では Belag の生成は認められない。これは脱酸方法の差異による酸化物の組成の変化と関連していることは明らかである。フランク摩耗の相対的变化は切削速度によつて異なる。Fig. 11 はその状況を示したものである。

CaSi 脱酸 (CaSi 4.5 kg/t, Al 0.1 kg/t) した H223 は 150~300m/min の広い速度範囲にわたつて、基準

鋼の E3 にくらべて、明らかにフランク摩耗が少ない。H223 の酸化物系介在物は B 型および C 型が少なく、ほとんど  $A_2$  型の珪酸塩で、マイクロアナライザーによる分析では  $SiO_2$ , MnO がかなり多く ( $SiO_2$  42%, MnO 24%, CaO 4%,  $Al_2O_3$  14%) 融点あるいは軟化温度のかなり低い組成と考えられる。

逃げ面では切削時、スクイ面にくらべて切削温度が比較的低く、低融点の酸化物が効果的に工具の摩耗を抑制していると考えてよい。しかし後述するように、スクイ

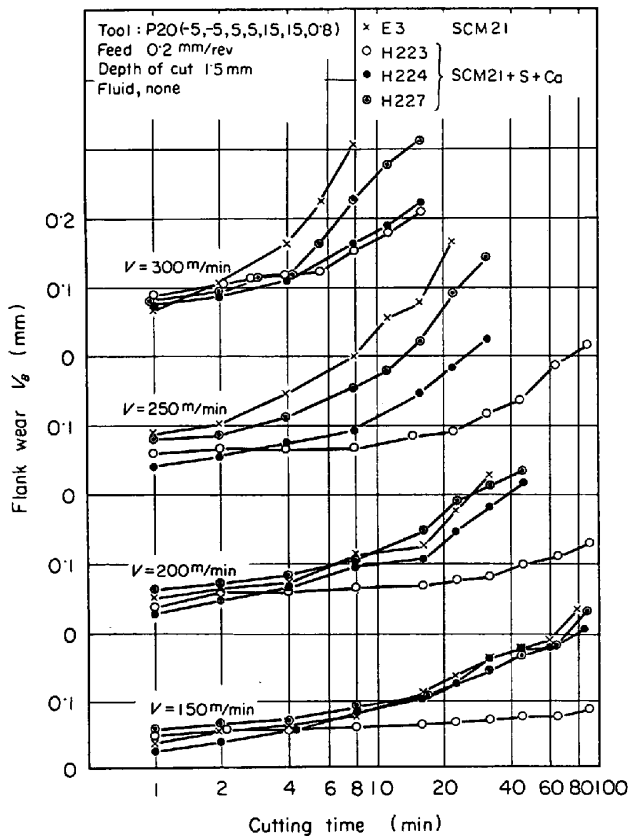


Fig. 9. Variation of flank wear  $V_B$  with cutting time for SCM21 and SCM21+S+Ca.

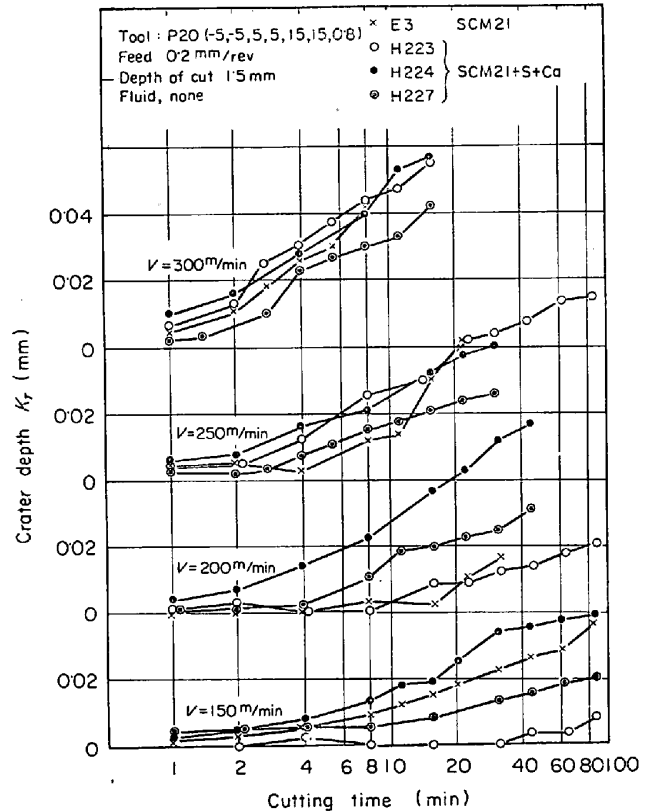


Fig. 10. Variation of crater depth  $K_T$  with cutting time for SCM21 and SCM21+S+Ca.

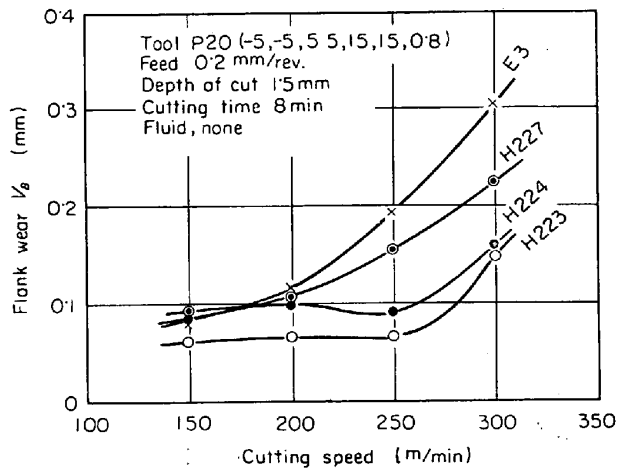


Fig. 11. Relation between cutting speed and flank wear.

面では切削速度が高くなると、切削温度が非常に高くなるため低融点の酸化物は有効な摩耗抑制被膜を生成しなくなる。すなわち H223 にみられるような A<sub>2</sub> 型介在物は比較的低い切削速度の領域で被削性改善の効果が大きい。CaSi-Al 脱酸 (CaSi 5 kg/t, Al 0.8 kg/t) した H224 は 300m/min ではフランク摩耗が H223 の場合とほとんど変わらず、E3 に対して明らかに摩耗が小さい。しかし切削速度の低下とともに H223 よりも摩耗が大きくなり、200m/min および 150m/min では E3 とほとんど変わらず、酸化物の工具摩耗抑制効果は認められない。H224 の酸化物系介在物は B 型に属するアルミナが大部分を占めており、C 型は少ない。H223 の場合のように低融点の A<sub>2</sub> 型介在物はほとんどなく、酸化物の組成は H223 の場合よりも高融点側に移行しているものと推定される。したがって Fig. 9, Fig. 11. に示すように切削速度の低下とともに摩耗が相対的に大きくなり、酸化物の工具寿命の改善効果の認められる領域は高切削速度側に移行している。このように高融点の組成を持つ酸化物では比較的高速度で効果が大きい、速度の低下とともにその効果は消失する。

CaSi-Al-(V)脱酸 (CaSi 4 kg/t, Al 0.5 kg/t, V 0.07%) した H227 の切削速度に対するフランク摩耗の傾向は H224 に類似しているが、摩耗量は H224 よりも多い。300m/min, 250m/min では E3 よりも摩耗が少ないが 200m/min および 150m/min になると E3 とほとんど同じ摩耗量になつている。H227 の切削速度に対するフランク摩耗特性の変化も H224 の場合と同様、H223 に対比して、その酸化物の組成から説明することができる。H227 では球状の C 型酸化物が大部分を占め、その組成は CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 3 元系に近い組成と推定され、やはり H223 の場合にくらべて酸化物は高融点側に移行しており、したがって高速側で工具寿命の延長効果が認められる。しかし H224 と H227 の酸化物の形態および

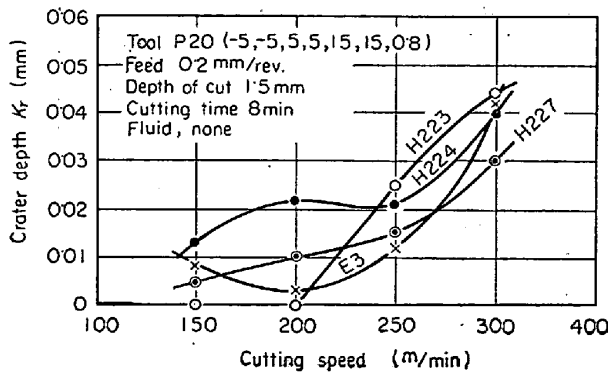


Fig. 12. Relation between cutting speed and crater depth.

組成の差異が工具の摩耗抑制作用にどのような変化をもたらすかは明らかではない。したがって H224 と H227 の摩耗量の差が S% の差 (H224 0.063%, H227 0.045%) によるものか酸化物の差によるものか、あるいはカタサの差によるものかは断定できない。

以上、脱酸法の差異による酸化物の形態および組成の変化とフランク摩耗特性との関係についてのべたが、クレーター摩耗特性についても酸化物との関連が認められ

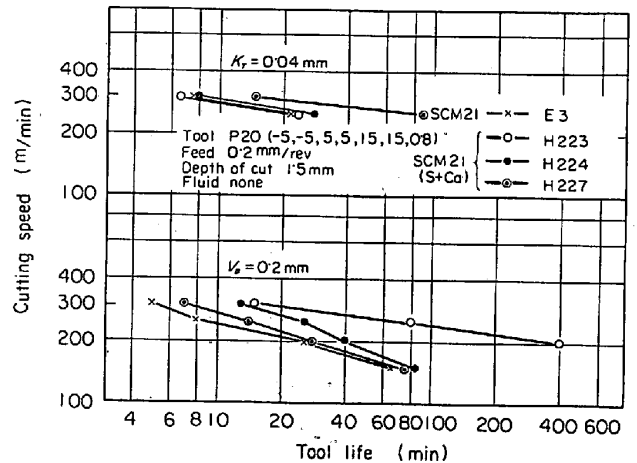


Fig. 13. V-T curves of SCM21 and SCM21+S+Ca.

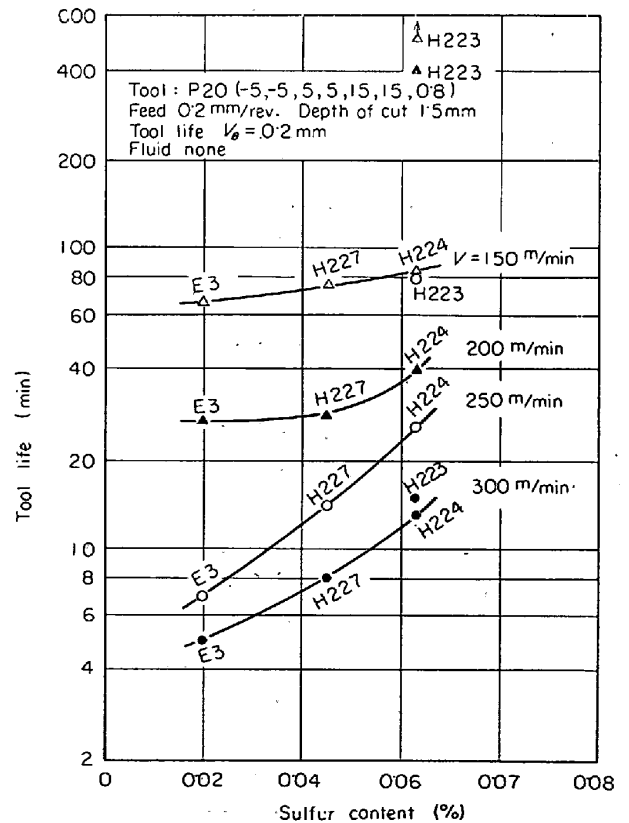


Fig. 14. Relation between tool life and sulfur content of steel.

た. Fig. 10 および Fig. 12 に切削速度とクレーター摩耗との関係を示す.

H223 は前述のごとく,  $A_2$  型の低融点酸化物を含んでおり, 逃げ面では  $300\sim 150\text{m/min}$  の切削速度で有効に作用し, フランク摩耗を抑制したが, スクイ面では同一の切削速度で逃げ面よりも切削温度が高く  $300\text{m/min}$ ,  $250\text{m/min}$  の領域では付着物が生成しにくく, クレーター摩耗が大きい. しかし  $200\text{m/min}$  以下の切削速度になると Fig. 12 に示すように, クレーター摩耗は非常に少なくなり,  $150\text{m/min}$  では付着物が認められる.

H224 のクレーター摩耗は  $300\text{m/min}$ ,  $250\text{m/min}$  では H223 よりも少ない. すなわち比較的高速度の領域でスクイ面が高温になる場合には, H223 のように低融点の酸化物を含んだものよりも, H224 のように比較的高融点の組成をもつた酸化物を含んでいる方が摩耗抑制作用は大きい. しかし,  $250\text{m/min}$  以下の切削速度になると H224 のクレーター摩耗は大きくなる.

H227 でも, H224 と同様 H223 に比べて酸化物の工具摩耗に対する作用が  $300\text{m/min}$  および  $250\text{m/min}$  の高速側で有効である.  $300\text{m/min}$  では H227 のクレーター摩耗がもつとも少ない. 以上の摩耗特性から求めた V-T 曲線を Fig. 13 に示す. クレーター摩耗基準 ( $K_T=0.04\text{mm}$ ) で求めた V-T 曲線では H227 がもつとも良好で E3, H223, H224 の間には大差がない. フランク摩耗基準 ( $V_B=0.2\text{min}$ ) による V-T 曲線は H223 がもつとも良好で以下 H224, H227, E3 の順になっている. H224, H227 は,  $300\sim 250\text{m/min}$  で E3 よりもかなり長寿命になっているが  $200\text{m/min}$  以下では E3 とのあいだにほとんど差がなくなっている. H223 は低速になるほど E3 との差が顕著である.

H223 は E3 に比べて  $V_{60}$  が上昇し工具寿命は  $T_{200}$  で約 15 倍に延長し, 著しい被削性の改善が認められた. H224, H227 も E3 よりも良好な被削性を示しているが, H223 に比べてその改善率は小さい.

Fig. 14 は各切削速度における工具寿命と S%との関係を示している. 超硬バイトによる切削では被削材のカタサは高速度鋼バイトの場合のように工具寿命に対して大きく影響しない. 工具寿命に対する S%の関係はほぼ直線的で S%の上昇とともに工具寿命も上昇するが, 酸化物との複合作用および S 添加によつて酸化物の性状を変化し, 二次的に被削性に作用していることなどを考慮すべきであろう.

#### 4. ま と め

カルシウム脱酸快削鋼に関して非金属介在物の存在形態ならびに被削性を調査し, 以下のことがあきらかになった.

(1) S の添加によつて硫化物量が増加し, 酸化物量が減少した. S, Al, Ca の含有量を一定とすれば, 脱酸前溶鋼中の酸素レベルの調節により酸化物量と硫化物量との比率を変化させることができる.

(2) 酸化物の存在形態は脱酸方法を一定にすると (CaSi  $4\sim 5\text{kg/t}$ ) 溶鋼の酸素レベルによつてつぎのように変化する.

$A_2$  型(珪酸塩)  $\rightarrow$   $B_2$  型(断続した珪酸塩)  $\rightarrow$  C 型  
 $\downarrow$   
 {Al 同時添加 ( $0.35\sim 0.8\text{kg/t}$ )  $\rightarrow$  B 型(粒状アルミナ) + C 型}

(3) 酸化物は  $Al_2O_3-SiO_2-CaO-(MnO)$  の多元系からなり, 系中の  $SiO_2$  含有量が 55% 以上で  $A_2$  型,  $55\sim 45\%$  で  $B_2$  型, 40% 以下で C 型の酸化物となることがわかった.

硫化物の組成は真空溶解法の採用により  $MnS \rightarrow (MnCa)S$  へと変化した.

(4) 穿孔性あるいは高速度鋼バイトによる工具寿命特性は S の添加によつて改善されるが, 酸化物系介在物の組成, 形態の変化による影響はほとんど認められず, 被削材カタサの影響が大きい.

(5) 超硬合金バイトによる工具寿命特性は酸化物系介在物の影響が明らかに認められ  $A_2$  型(珪酸塩)の介在物を多く含む被削材はとくにフランク摩耗特性が著しく改善された. ただし  $300\text{m/min}$  以上の高速切削では酸化物系介在物の効果がほとんどなくなる.

(6) 酸化物系介在物が  $A_2$  型  $\rightarrow$   $B_2$  型  $\rightarrow$  C 型  $\rightarrow$  B 型に変化するにつれて逃げ面に対する耐摩耗効果は高速側へ移行する. スクイ面に対する効果は  $A_2$  型介在物を含む試料で認められたが  $Al_2O_3$  を比較的多く含む試料ではその効果がほとんど認められなかつた.

#### 文 献

- 1) H. OPITZ and G. OSTERMANN: Stahl u. Eisen, 79(1959) 8, p. 514
- 2) H. OPITZ and W. KÖNIG: Arch. Eisenhüttenw., 33(1962) 12, p. 831
- 3) H. OPITZ, M. GAPPISCH, and W. KÖNIG, R. PAPE, and A. WICHER: Arch. Eisenhüttenw., 33(1962) 12, p. 841
- 4) H. OPITZ, et al.: Stahl u. Eisen, 83(1963) 20, p. 1209
- 5) W. KÖNIG: Industrie Anzeiger, 87 (1965) 26, p. 463

- 
- 6) W. KÖNIG: Industrie Anzeiger, 87 (1965) 43,  
p. 845
- 7) W. KÖNIG: Industrie Anzeiger, 87(1965)51,  
p. 1033
- 8) A. WICHER and R. PAPE: Stahl u. Eisen, 87  
(1967)20, p. 1169
- 9) A. WICHER and R. PAPE: Stahl u. Eisen, 87  
(1967)21, p. 1262
- 10) E. SCHMEER: Arch. Eisenhüttenw., 39(1968)4,  
p. 227
- 11) N. DIEDERICH: Doktor-Ingenieurs Dissertation,  
T. H. Aachen,(1968)
- 12) 精機学会: カルシウム脱酸鋼に関するシンポジウ  
ム, S43. 2. 16
-