



Ca添加機械構造用鋼の切削における 超硬工具摩耗抑制効果

松井 直樹*・渡里 宏二*

Wear Reduction of Carbide Tools Observed in Cutting Ca-added Steels for Machine Structural Use

Naoki MATSUI and Koji WATARI

Synopsis : The effect of Ca addition for improving machinability in carbide tool machining operation has been widely known. It has been proposed that oxide inclusions, which would work as “belag” on the tool surface during machining operation, has been responsible for this effect. In recent years, when Ca-treated steels containing higher sulfur are machined, MnS has been observed to form on the rake face, and this “inclusion layer,” instead of the oxide belag, would serve favorably for machinability.

In this paper, we have investigated the influence of several inclusions and the addition of Ca and/or Mg on rake face wear of carbide tools. The rake face wear of Ca-added steel was appreciably reduced due to the MnS inclusion layer formed on the rake face. However, the concurrent addition of Ca and Mg to the steel did not improve the rake face wear. Combined with a TEM observation in a cross section of MnS layer formed on the rake face, these results are understood by the different nature of oxide inclusions in terms of abrasive wear.

Key words : Tool wear; Ca-added steel; Ca and Mg-added steel; machinability; MnS; TEM; inclusion layer; cutting; oxide inclusion.

1. 緒言

自動車部品などに使用される機械構造用鋼は切削加工にて製品に仕上げられることが多く、被削性が重要視される。中でも工具寿命は生産現場での工具交換頻度に関わる為に被削性の中でも重要視される要素の一つである。

そのため、工具寿命改善のために工具摩耗メカニズムに関する様々な研究が古くから行われてきた¹⁻⁴⁾。特に超硬工具のすくい面摩耗に対しては、工具を構成する粒子が切屑内部に拡散することによって引き起こされる拡散摩耗と、鋼材に含まれる硬質粒子が工具表面部で脆弱化した工具構成粒子を押し流すアブレッシブな摩耗が主に影響するとされている²⁻⁴⁾。

また、工具摩耗メカニズムの観点からは鋼材に含まれる非金属介在物が被削性に大きな影響を及ぼすことが古くから知られており、特にCaを添加した鋼においては超硬工具の摩耗が顕著に抑制されることが1960年代初期にドイツで確認⁵⁾されて以降、そのメカニズムについて多くの研究がなされてきた^{1-3,6-24)}。その多くは、Caを添加した鋼に対して超硬工具を用いて高速切削を行った場合、鋼中の酸化物系介在物が超硬工具のすくい面に直接付着し、超硬工具の拡散摩耗を抑制する役割を担ってクレータ摩耗が抑制されると結論づけている^{1-3,5-15)}。また、CaOを含有する酸化物系介在物とそれを取り囲むように晶出する (Mn, Ca)S

が工具摩耗の改善に有効な形態であると共に、 Al_2O_3 などの硬質酸化物に比べて硬さが低いため、工具摩耗に対するアブレッシブな砥粒作用が低減し、工具摩耗が抑制するという報告もある^{16,17)}。また、高いS量を含有するCa添加鋼を比較的高い切削速度で切削した場合には、工具表面にMnSを主成分とする介在物層 (inclusion layer) が形成され、これが切屑と工具との直接の接触を防ぎ、工具の拡散摩耗を抑制するdiffusion barrierとしての役割を果たすとも言われている^{16,18-21)}。

このようにCa添加鋼における工具摩耗抑制効果には多くの研究があるが、CaOを含有する酸化物系介在物が切削中に工具と切屑界面でどのような作用効果をもたらして介在物層の形成を可能にするのかなど、未だ不明な部分も多く残されている。本報では超硬工具によって高速切削した場合に、CaやMg添加がクレータ摩耗へ及ぼす影響を調査すると共に、Ca添加鋼を切削した場合に形成される介在物層を透過電子顕微鏡 (TEM) によって詳細に観察し、CaやMg添加が工具摩耗に及ぼす影響を比較することで切削における介在物の役割を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

Table 1に供試鋼の化学成分及び硬さを示す。供試鋼は

Table 1. Chemical composition of tested materials.

		(mass%)											HB
		C	Si	Mn	S	sol.Al	total.Al	V	N	O	Ca*	Mg*	
Steel A	Base	0.42	0.20	1.21	0.10	0.003	0.005	0.10	0.009	0.002	—	—	243
Steel B	Ca treated	0.40	0.20	1.27	0.10	0.002	0.003	0.09	0.013	0.003	37	—	250
Steel C	Ca+Mg treated	0.41	0.22	1.22	0.09	0.004	0.005	0.10	0.010	0.001	6	24	244

*The amount of both Ca and Mg are represented by wt. ppm.

Table 2. Cutting condition for machinability testing.

Tool	JIS P20 Carbide Tool
Cutting Speed	150m/min
Feed rate	0.1mm/rev
Depth of cut	1.5mm, 1.0mm
Lubricant	Dry condition

S40Cをベースとした機械構造用鋼に対してSを0.1%まで高めた高S鋼を基本成分として、CaやMgを非添加としたSteel A（以下、ベース鋼と称す）、Caを単独に添加したSteel B（以下、Ca添加鋼と称す）、およびCaとMgを複合添加したSteel C（以下、Ca+Mg添加鋼と称す）の三種類である。

これらの鋼は全て真空誘導溶解炉を用いて150kgの鋼塊として作製され、1473Kにて、2h保持した後に直径65mmの丸棒に鍛造した。その後、大気加熱炉により1523Kにて1h保持後、空冷する焼準処理を行い、機械加工によって直径58mmの丸棒に仕上げて供試材とした。各供試鋼の丸棒のD/4（D：丸棒の直径）部におけるブリネル硬さの差は小さく（ $\Delta HB \leq 7$ ）、被削性への影響は殆どない。

2.2 試験方法

供試鋼の被削性試験はNC旋盤を用いた旋削試験によって行った。切削条件をTable 2に示す。工具はコーティング処理が施されていないスローアウェイ型のP種超硬工具（住友電工ハードメタル製 ST20E）である。工具摩耗量は工具すくい面における深さ方向の摩耗であるクレータ摩耗によって評価し、切削抵抗も測定した。クレータ摩耗量はマイクロメーターを用いて測定し、クレータ摩耗部の最大深さで評価した。切削抵抗は各供試材を切削し始めてから1分後の切削荷重を、動歪み切削動力計を用いて測定して評価した。また、鋼中の介在物を走査電子顕微鏡（SEM）を用いて観察し、エネルギー分散型X線分析装置（EDX）を用いて組成分析を行った。切削後の工具すくい面もSEM-EDXを用いて観察した。一部の工具については、工具すくい面での微細組織変化をより詳細に観察するために、工具すくい面が切屑と接触していたクレータ摩耗部の断面から薄膜を作製し、TEM観察を行った。TEM観察の為の試験片はFig. 1に示すようにクレータ摩耗部を含む面をダイヤモンドワイヤソーによって切り出した後、クレータ摩耗部を湿式機械研磨によって50~80 μ mの厚みとし、集束イオンビーム加工法（FIB）によって観察領域の膜厚が100~200nmとなるように薄膜化した。

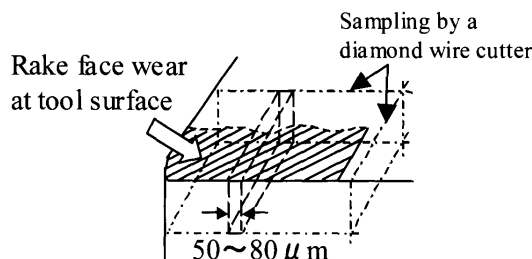


Fig. 1. Schematic illustration of the specimen preparation for cross-sectional TEM observations of rake face wear.

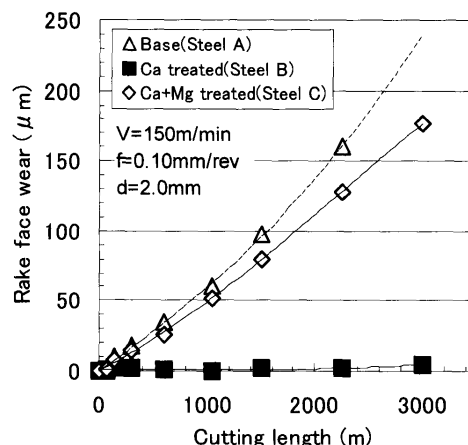


Fig. 2. Rake face wear progress curves.

3. 実験結果

3.1 被削性試験結果

3.1.1 工具摩耗量

Fig. 2に各供試鋼のクレータ摩耗曲線、Fig. 3に各供試鋼を3000m切削した後の工具すくい面におけるクレータ摩耗状況を示す。CaやMgを添加していないベース鋼と比較すると、Ca+Mg添加鋼では若干の改善は認められるが、クレータ摩耗は大きく進行していることがわかる。一方、Ca添加鋼は3000m切削時点においてもほとんどクレータ摩耗は進行しなかった。

3.1.2 切削抵抗

Table 3に切削抵抗の結果を示す。切削抵抗は被削材を切削する際に工具が受ける負荷荷重で定義され、旋削のような3次元切削を行った場合には通常、主分力(F_t)、送り分力(F_f)、および背分力(F_p)の3方向の分力で測定され、切削合力 $F = (F_t^2 + F_f^2 + F_p^2)^{1/2}$ で表される。Table 3に示すように

ベース鋼に対してCa+Mg添加鋼の切削抵抗は合力で1.7%程度大きかったのに対して、Ca添加鋼の切削抵抗は合力でおよそ7.8%も小さかった。各分力についてベース鋼と比較すると、Ca+Mg添加鋼の各分力はほとんど差がなかったが、Ca添加鋼の各分力はベース鋼と比べて、主分力では4.7%程度低くなっただけであるのに対し、送り分力、背分力ではそれぞれ約20.0%、約17.9%と大きく低減

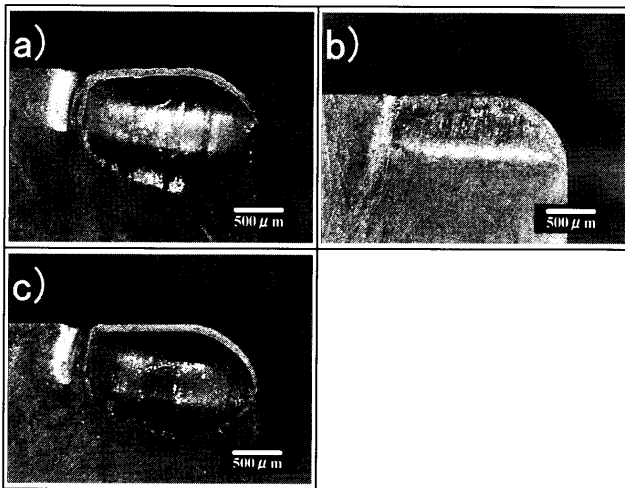


Fig. 3. Appearances of rake face wear after machinability testing (total cutting length are 3000 m), (a) Base steel (Steel A), (b) Ca-treated steel (Steel B), and (c) Ca+Mg-treated steel (Steel C).

していた。これは、Ca添加鋼を切削した場合には、特に工具すくい面を構成する送り分力と背分力で切削抵抗の低減が顕著であったことを示している。

3.2 介在物組成分析結果

Fig. 4に各供試鋼における介在物の代表的なSEM写真を、Table 4にFig. 4に示した介在物のEDXによる組成分析の結果を示す。これらの介在物は微細であって、EDXを用いた組成分析は周囲の母相や、複合介在物の場合には隣接している介在物の影響を受けるが、ベース鋼の介在物はMnSが主体の硫化物と Al_2O_3 を多く含有するCorundum組成の酸化物からなると判断できた。Ca添加鋼ではMnS以外にCaを固溶した $(\text{Ca}, \text{Mn})\text{S}$ を主体とする硫化物と、CaOや SiO_2 を含有するGehlenite $\sim\text{CaAl}_2\text{O}_9$ の組成で表されるCa系の複合酸化物が主体であった。Ca+Mg添加鋼では、MnS以外にCa及びMgを固溶した $(\text{Mn}, \text{Ca}, \text{Mg})\text{S}$ として判断される硫化物と MgAl_2O_4 からなるSpinel系酸化物が存在すると考えられた。また、Ca添加鋼やCa+Mg添加鋼では酸化物を内包する形態で存在する硫化物がよく観察され、これらの硫化物の大きさはいずれの鋼種においても概ね $5\sim 20\ \mu\text{m}$ 程度であり、大きさに顕著な差はなかった。

3.3 工具すくい面の観察結果

クレータ摩耗量に顕著な差が生じたCa添加鋼とCa+Mg添加鋼を3000 m切削した後の工具すくい面をSEMにより観察し、EDXで元素マッピングした結果をFig. 5に示す。

Table 3. Comparison of the cutting force and its component among tested materials.

		(N)			
		Cutting Force(F)	Tangential Force(F_t)	Longitudinal Force(F_l)	Radial Force(F_r)
Base steel	Steel A	955	838	368	274
Ca-treated steel	Steel B	880 (-7.8%)	799 (-4.7%)	294 (-20.0%)	225 (-17.9%)
Ca+Mg-treated steel	Steel C	972 (1.7%)	853 (1.8%)	377 (2.7%)	274 (0.0%)

(): Variation of the cutting force relative to Base steel.

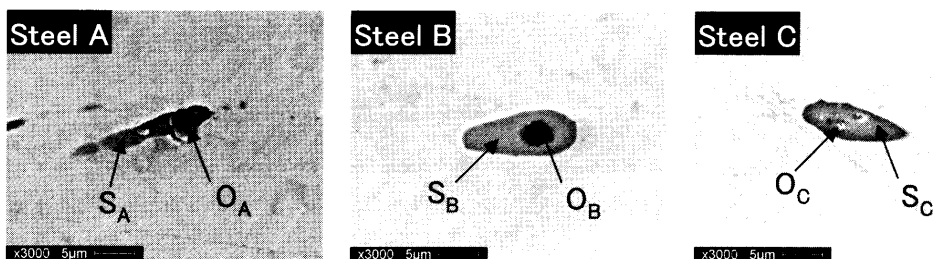
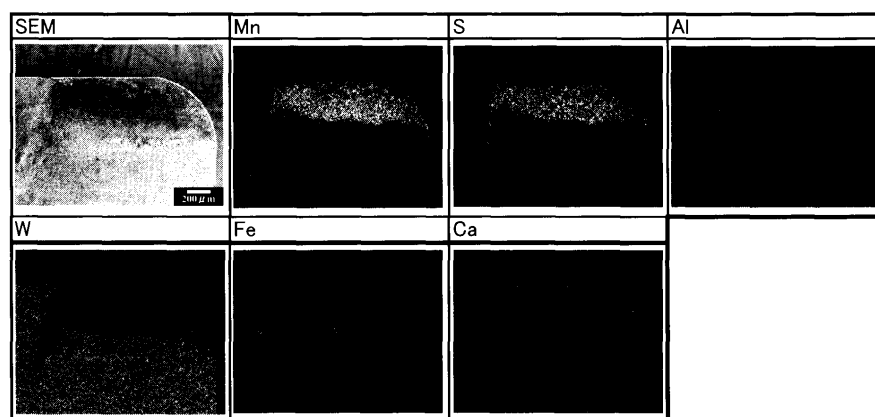


Fig. 4. Scanning electron micrographs of typical inclusions observed in respective steels.

Table 4. Quantitative analysis of alloying elements by EDX on the typical inclusions shown in Fig. 4.

		(mass%)						
Steel		MgK	AlK	SiK	S K	CaK	MnK	FeK
A	S_A	0.0	0.7	0.4	16.1	0.2	27.1	55.4
	O_A	0.8	<u>45.3</u>	0.6	6.4	0.2	7.3	39.4
B	S_B	0.2	0.5	0.0	29.3	<u>5.9</u>	47.7	16.4
	O_B	0.6	<u>29.0</u>	<u>10.6</u>	2.5	<u>35.8</u>	1.9	19.5
C	S_C	<u>2.7</u>	0.6	0.6	35.8	<u>1.3</u>	56.0	3.1
	O_C	<u>8.6</u>	<u>10.4</u>	0.6	28.0	1.2	41.2	10.1

a) Ca-treated steel (Steel B)



b) Ca+Mg-treated steel (Steel C)

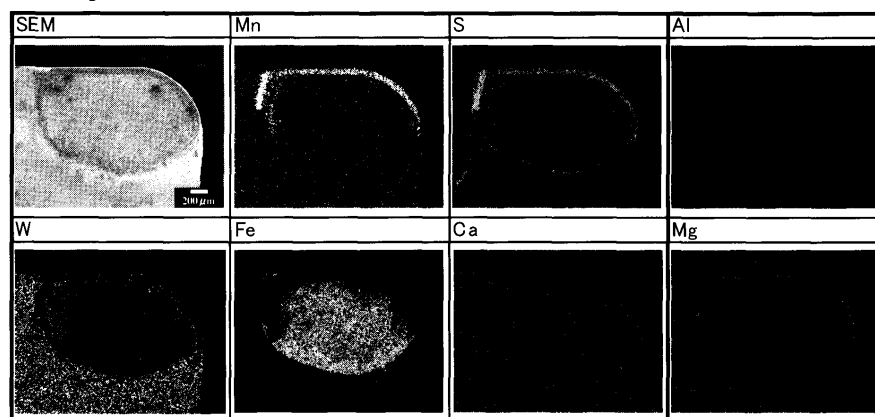


Fig. 5. SEM images and elemental mapping by EDX at the rake faces after cutting, (a) Ca-treated steel (Steel B), and (b) Ca + Mg-treated steel (Steel C).

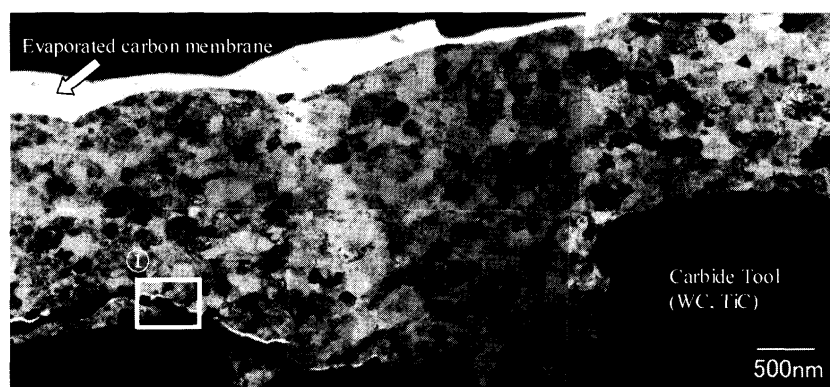


Fig. 6. TEM image of a cross section of MnS deposited on the rake face after cutting Ca-treated steel (Steel B).

クレータ摩耗部での各元素の存在位置には特徴があることがわかる。Ca添加鋼ではクレータ摩耗部のほぼ全域にわたってMnとSが検出され、MnSが全面に付着していることがわかる。また、このMnSを取り囲むようにクレータ摩耗部の先端部分や後方部分にはCaやFeが濃化していることも観察できる。一方、Ca+Mg添加鋼ではクレータ摩耗部を取り囲むように工具すくい面の先端部分や後方部分にMnとSが検出され、すくい面摩耗部の中央部には切削中に凝着したと見受けられるFeが多く観察された。

次に、Ca添加鋼を3000mまで切削した時に見られたすくい面摩耗部に一様に形成されたMnSの微細組織を断面TEMで詳細に観察した結果をFig. 6に示す。Fig. 6では写真の上部が切屑と接触していた面であり、写真下部の黒い部分が工具母材である。すくい面摩耗部に観察されたMnSは2~3 μm程度の厚みで付着していることが観察された。また、Fig. 6中の①で示した工具との境界面の一部の領域では、Fig. 7に示すようにMnSが付着する前の比較的初期の段階で凝着したと考えられるフェライト(α Fe)が観

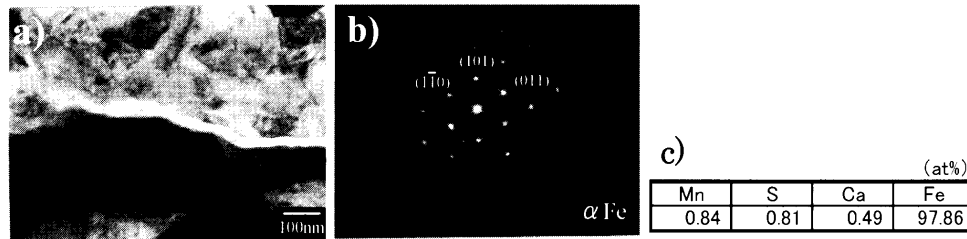


Fig. 7. (a) TEM image, (b) selected area diffraction pattern, and (c) EDX analysis result, taken from the interface region between the MnS and the carbide tool, shown in Fig. 6.

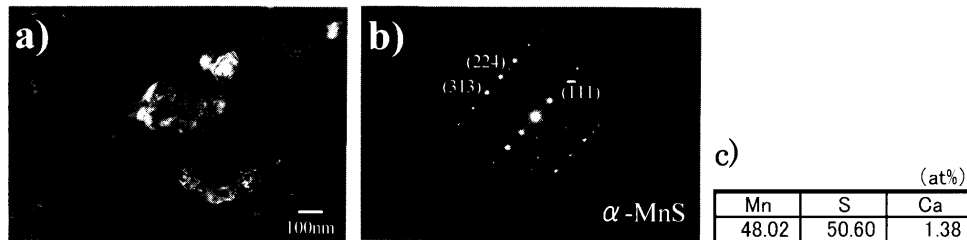


Fig. 8. (a) TEM image, (b) selected area diffraction pattern, and (c) EDX analysis result, taken from the middle region of the MnS, shown in Fig. 6.

察された。しかし、工具表面と付着物との境界面ではMnSや α Feは観察されるものの、これらと工具成分のWやTi、Coからなる化合物相または金属間化合物相の形成は認められなかった。従って、工具表面上に観察されたMnSや α Feは化学反応によって形成されるのではなく、物理的に付着していることが示唆される。Fig. 8にFig. 6に示したMnSの中央部分からの暗視野像、電子線回折パターン、及びEDXによる組成分析の結果を示す。工具表面で観察されたMnSの形態は鋼中で観察されるMnSとは異なっており、粒径が100~300 nm程度の微細な等軸粒から成っている。その結晶構造は鋼中のMnSと同じ立方晶であり、1 at%程度のCaが固溶していた。MnSが工具表面上でこのような組織を呈しているのは、工具すくい面と切屑の接触による高い圧力と切屑との摩擦熱によって、工具表面上のMnSが動的再結晶したためであると推測される。

4. 考察

4.1 Ca添加によるクレータ摩耗抑制機構

ベース鋼やCa+Mg添加鋼に比べてクレータ摩耗が顕著に抑制されたCa添加鋼ではTable 3に示したように、切削抵抗における送り分力と背分力が顕著に低下していたことから、切削中に工具すくい面で何らかの潤滑効果が作用していると考えられる。さらに、Fig. 5に示したように、工具すくい面の観察結果からは、Ca添加鋼を切削した時のクレータ摩耗部には、ほぼ全域にわたってMnSが付着しており、Ca添加鋼における潤滑効果とクレータ摩耗の抑制には工具に付着したMnSが影響していると考えるのが妥当であろう。これは、Ca処理によって脱酸調整した鋼を高速切削した場合には、Caを含有する低融点酸化物が

工具すくい面に直接付着する^{1-3,5-15)}、という報告とは異なっており、MnSが「介在物層 (Inclusion layer)」として形成されたことを示している。むしろ、今回の結果は、比較的高いS量を含有する鋼を切削した場合における実験結果^{16, 18-21)}と一致している。また、超硬工具のすくい面摩耗が拡散摩耗の影響を受けるという摩耗メカニズムの観点からは、MnSが「介在物層(Inclusion layer)」として存在し、切削中に工具すくい面と切屑が直接接触することがないために、工具の拡散摩耗を抑制するdiffusion barrierとしての役割を果たして、工具すくい面の摩耗を抑制したと考えても差し支えない。一方、Ca添加鋼とCa+Mg添加鋼は共に高いS量を含有する鋼であり、両鋼ともにCaを固溶した硫化物が存在することが観察されているにも関わらず、Ca添加鋼を切削した場合だけに、工具すくい面上に多くのMnSが付着したことは、非常に興味深い。Ca添加鋼とCa+Mg添加鋼とでは、Caを含有する酸化物系介在物に相違があり、それが工具すくい面上へのMnSの形成に何らかの影響を与えたことが推察できる。しかし、Fig. 6における工具断面の組織観察の結果からは、Ca系の複合酸化物がMnSと切屑との接触面や、あるいはMnSと工具との境界面に存在することは観察されていない。すなわち、Ca系の複合酸化物が切屑とMnSとの界面で定常的に存在してMnS膜を保護するといった役割や、MnSと工具との境界面に存在してMnSの形成を補助するという作用を担っていないことが示唆される。

4.2 MnSの工具すくい面上への形成機構

Ca添加鋼とCa+Mg添加鋼における酸化物系介在物の組成の差が、工具表面上へのMnSの形成に影響を及ぼした為にクレータ摩耗量に差が生じたと仮定すれば、Ca系複合酸化物を含んだCa添加鋼を切削した場合にはMnSが工

具表面上に付着、堆積しう一方、Mg系酸化物やAl系酸化物等を含有するベース鋼やCa+Mg添加鋼を切削した場合には、工具表面上にMnSが付着したそばから除去され、結果的に「介在物層 (Inclusion layer)」が形成されないという仮説が成り立つ。つまり、Ca系複合酸化物はSpinel系酸化物やCorundum系酸化物に比べて、アブレッシブな砥粒的作用が弱いために、一旦工具表面上に付着したMnSの除去・脱落を起こしにくい効果があると考えられることができる。

この仮説を確認するために、予めCa添加鋼を切削して工具すくい面上にMnSを形成させた工具 (工具-Iと称す) を用いて、Ca+Mg添加鋼を切削する実験と、その逆に、予めCa+Mg添加鋼を切削した工具 (工具-IIと称す) を用いてCa添加鋼を切削する実験を行った。

すなわち、切削条件はTable 2に示した条件と同一とし、

- 1) 工具-Iの場合：Ca添加鋼を900mまで切削した時点で中断し、試験材をCa+Mg添加鋼に変更して切削試験を再開させ、さらに750m切削した。

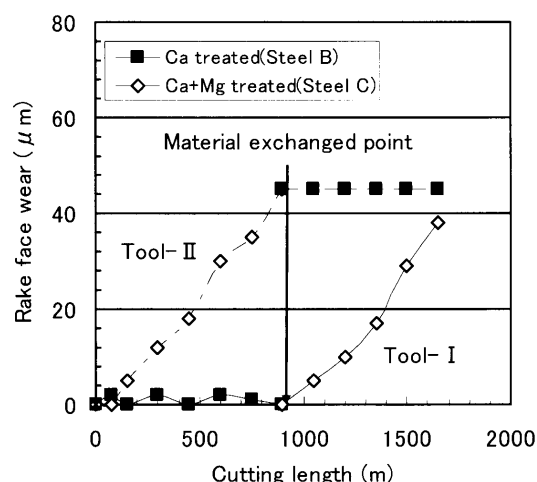


Fig. 9. Rake face wear progress curves obtained in the supplemental experiment, where cut materials are exchanged halfway. (Cutting condition: $V=150$ m/min, $f=0.25$ mm/rev, $d=1.0$ mm, no lubricant)

- 2) 工具-IIの場合：Ca+Mg添加鋼を900mまで切削した時点で中断し、試験材をCa添加鋼に変更して切削試験を再開させ、さらに750m切削した。

本試験におけるクレータ摩耗曲線をFig. 9に示す。

900mまでCa添加鋼を切削した工具-Iは、900mまで切削した時点ではクレータ摩耗は進行しなかったが、被削材をCa+Mg添加鋼に交換した時点から、クレータ摩耗が大きく進行した。一方、900mまでCa+Mg添加鋼を切削した工具-IIは、900mまで切削した時点で大きくクレータ摩耗が進行したが、Ca添加鋼へ被削材を交換した時点からクレータ摩耗は抑制され、結果的に1650m切削した時点で工具-Iと工具-IIのクレータ摩耗量はほぼ同等となった。

Fig.10にCa添加鋼を900m切削した時点の工具-Iにおける工具すくい面の状態を、Fig.11にCa+Mg添加鋼へ被削材を交換した後、1650mまで切削した工具-Iにおける工具すくい面の状態をSEMにより観察し、EDXで元素マッピングした結果を示す。Fig.10に示すようにCa添加鋼を900m切削した時点で工具すくい面のクレータ摩耗部にはMnSが一様に付着しており、クレータ摩耗は進行していなかった。しかし、試験材をCa+Mg添加鋼に交換して1650mまで切削すると、工具表面に付着していたMnSはクレータ摩耗部の先端部分にのみ残存しているだけであり、その大半は脱落して、クレータ摩耗部には主にFeが凝着していることが観察された。この結果は、Ca+Mg添加鋼を切削した場合には工具表面上のMnSを脱落させるような作用が生じることを示している。その要因はいくつか考えられるが、Ca添加鋼とCa+Mg添加鋼は基本成分が同等であって、ミクロ組織、硬度に大きな差がないこと、および共にMnSをベースとした硫化物を含有し、硫化物の形態にも大きな差は見受けられないことから、工具に付着したMnSを脱落させた大きな要因が酸化物系介在物の相違であることが強く示唆される。岩崎らは、Ca系複合酸化物と Al_2O_3 系酸化物の軟化点をそれぞれ約960°Cと1600°C以上であることを測定し、2次元切削温度解析モデ

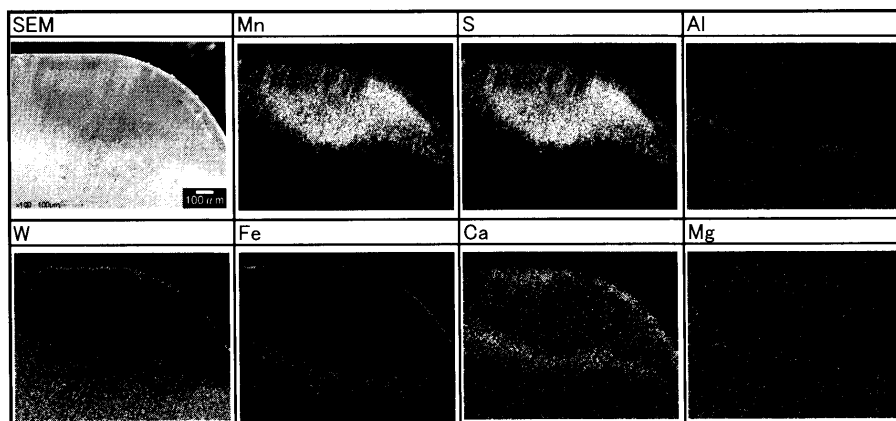


Fig. 10. SEM image and elemental mapping by EDX at the rake face of the Tool-I, after cutting Ca-treated steel (Steel B) 900 m in length.

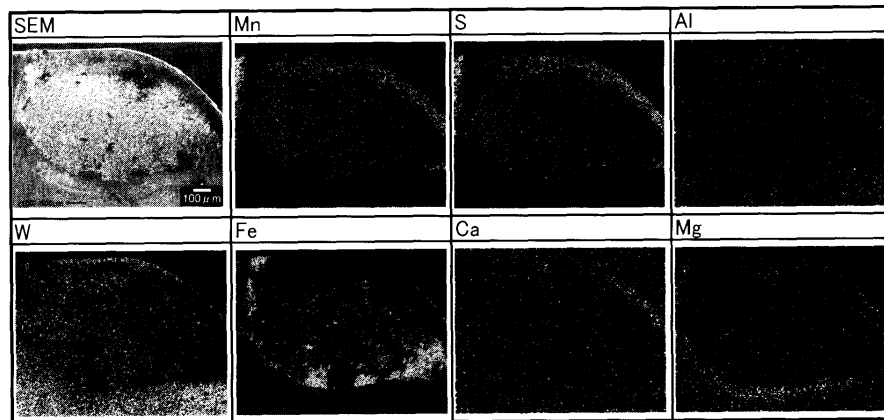


Fig. 11. SEM image and elemental mapping by EDX at the rake face of the Tool-I, after cutting Ca+Mg-treated steel (Steel C) 750 m in length, following to the prior cutting of Ca-treated steel (Steel B) 900 m in length (Fig. 9).

ルによって見積もった切削温度が1000°C以上となる領域で工具摩耗が抑制されること報告している²²⁾。本研究では切削温度を実測していないが、岩崎らの切削条件との類似性を考えると、すくい面の最高温度はCa系複合酸化物の軟化点に達する程度に高いと推測できる。すなわち、本実験のような切削条件では、軟化点の低いCa系複合酸化物はアブレッシブな砥粒的作用を弱め、工具すくい面上のMnSの脱落を起こさせにくい、軟化点の高いSpinel系酸化物やCorundum系酸化物に代表されるようなアブレッシブ作用の大きい酸化物は、工具表面へ付着したMnSを直ちに除去し、工具へのMnSの形成を阻害していると考えられる。

これまで述べたように、高いS量を含むCa添加鋼を超硬工具によって150 m/min程度の速度で切削した場合、Ca系複合酸化物は、1) 工具表面上のMnSと工具との境界面や、MnSと切屑との接触面に定常的に存在することはない、2) Spinel系酸化物やCorundum系酸化物とは異なり、アブレッシブな砥粒的作用が弱い、MnSの工具表面への付着を阻害しない、ことが示された。Ca系複合酸化物が切削中に、何故MnSを脱落させにくいかを議論するには、切削中における工具すくい面の最高温度や切屑の接触圧等、切削現象に関わる工具刃先での影響因子をさらに詳細に調査しなければならない。一方、Fig. 5、Fig. 10およびFig. 11に示すように、工具すくい面では、クレータ摩耗部の先端部及び後方部の両方に、CaやMg、Alといった酸化物を構成する成分が濃化していることが観察されている。工具表面に観察されたこれらの酸化物系介在物の組成成分は、切屑が工具すくい面に接触する際、或いは工具すくい面から離れる際に、切屑表面に現れた酸化物が工具すくい面上へ堆積した痕跡と見ることができる。このことから推察できるのは、鋼中の酸化物は工具すくい面に切屑が接触を開始した時点から切屑が工具から離れるまで、工具すくい面上を連続的に擦過しながら移動しているという機構である。切屑接触部に付着した硫化物は、こうした酸化

物のアブレッシブな砥粒的作用によって脱落していると考えられる。鋼中に含まれる酸化物の量は硫化物の量と比較して、数十～数百分の一程度と少量であっても、酸化物が工具すくい面上を連続的に移動しながら接触・離脱を繰り返しているとすれば付着した硫化物に対する砥粒効果は十分に大きなものとなることが考えられる。赤澤³⁾は、P種超硬工具による高速切削時に、工具中のWCやTiC-WCが切屑へ拡散することによって摩耗する拡散摩耗以外に硬質の介在物や工具刃先稜部から欠け落ちた炭化物粒子などによるアブレッシブな作用によってもクレータ摩耗が進行することを報告している。本研究においても、酸化物系介在物のアブレッシブな砥粒作用がMnSからなる「介在物層(Inclusion layer)」の形成挙動に影響を及ぼしたと同時に、工具表面に形成したMnSはdiffusion barrierとして拡散摩耗から工具を保護する効果もあって、すくい面摩耗を抑制したと考えている。

以上述べてきたように、本研究から鋼中に含まれる酸化物の工具摩耗への影響はアブレッシブな砥粒作用による効果が大きいと考えられた。しかし一方では、Ca+Mg添加鋼を切削した場合であっても、工具すくい面に介在物層が付着し、クレータ摩耗が抑制されるとの報告²⁵⁻²⁷⁾もある。本研究の実験結果でも、Fig. 2に示したようにCa+Mg添加鋼のクレータ摩耗量はベース鋼に比べれば若干改善していることが見てとれる。しかしながら、Ca添加鋼に比べると工具すくい面の付着物の量も少なく、摩耗抑制効果は小さかった。さらに、S量を0.03%に低下させたCa添加鋼を300 m/minで切削した実験によれば、工具すくい面にMnSは一部付着するものの、付着物の大部分はCa、Al、Sからなる介在物であって、その断面の微細組織は数百nm大に微細化した硫化物と、切屑流出方向に変形したCa系酸化物の2相に分離していたとの報告¹⁹⁾もある。これらの実験結果と本研究における実験結果は一見相反しているように見える。これは、工具寿命の延伸には最適な酸化物系介在物の融点が存在し、融点/切削温度=1.7~2.0の場合が最

も工具寿命が延伸されるという報告²³⁾もあるように、切削における介在物の作用効果は切削条件によっても大きく変化し、切削温度の影響を強く受けるためであると考えられる。この差異を矛盾無く理解するためには、工具すくい面での切削温度の分布やその変化を介在物特性と結びつけて検討し、なぜ特定の付着物が工具表面に形成されるかといった工具表面での反応機構を明らかにすることが必要である。

5. 結言

本研究では超硬工具を用いて、高いS量を含有するCa添加鋼を150 m/minの切削速度で切削した場合に観察されるクレータ摩耗の抑制効果に関して検討し、以下の知見を得た。

(1) 高いS量を含有し、Ca系酸化物を含む鋼を切削した場合、クレータ摩耗部にはCaを固溶したMnS層が2~3 μm の厚みで付着し、その組織はサブミクロン大の微細等軸粒組織であった。このMnSがすくい面での切削抵抗を低減させ、工具摩耗を抑制したと考えられる。

(2) Spinel系酸化物やCorundum系酸化物を含む鋼を切削した場合、工具表面上にはMnSが形成しにくく、クレータ摩耗が進行しやすい。これは、これらの酸化物が切削中に砥粒的作用を果たすことで、Ca系複合酸化物を含む鋼を切削した場合に見られたMnSの工具表面への付着を阻害するためであると考えられる。

文 献

- 1) T.Araki and S.Yamamoto: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 13, 2090.
- 2) G.M.Faulring and S.Ramalingam: *Metall. Trans. A*, **10A** (1979), 1781.
- 3) 赤澤正久: 鋼材の被削性に及ぼす介在物の影響に関する研究、博士論文、(1983).
- 4) P.A.Deanley: *J. Eng. Mater. Technol.*, **107** (1985), 68.
- 5) H.Opitz, M.Gappisch, W.König, R.Pape and A.Wicher: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **33** (1962), 12, 841.
- 6) 精機学会、切削性分科会: *Seimitsu Kikai*, **34** (1968), 10, 680.
- 7) 精機学会、切削性分科会: *Seimitsu Kikai*, **35** (1969), 3, 169.
- 8) 精機学会、切削性分科会: *Seimitsu Kikai*, **35** (1969), 4, 227.
- 9) 精機学会、切削性専門委員会: *Seimitsu Kikai*, **37** (1971), 5, 331.
- 10) 大野 鐵: 第96・97回西山記念技術講座「カルシウム快削鋼の製造と製品特性」、日本鉄鋼協会編、(1984), 157.
- 11) H.Yamada, S.Yoshida, A.Kimura, K.Kato and T.Ito: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 13, 251.
- 12) A.Koyanagi, T.Sakajo and T.Karasudani: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 13, 2128.
- 13) T.Araki and S.Hamabata: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 13, 230.
- 14) T.Ito, T.Takahashi, A.Kimura and K.Yamano: *Denki Seiko*, **44** (1973), 5.
- 15) T.Ito, T.Takahashi, A.Kimura and K.Yamano: *Denki Seiko*, **44** (1973), 29.
- 16) A.Nordgren and A.Melander: *Mater. Sci. Technol.*, **5** (1989), 940.
- 17) C.A.Apple: *Mechanical Working and Steel Processing Proceedings*, (1989), 415.
- 18) S.Kurata and Y.Matsuda: *Denki Seiko*, **71** (2000), 111.
- 19) A.Larsson and S.Ruppi: *Mater. Sci. Eng. A*, **A313** (2001), 160-169.
- 20) M.Hayaishi, T.Kano and Y.Kurebayashi: *Denki Seiko*, **73** (2002), 5.
- 21) T.Kano and T.Hanyuda: *Denki Seiko*, **75** (2004), 27.
- 22) K.Iwasaki, S.Abe, Y.Matsushima, K.Ozaki, T.Kudo and Y.Kanemaru: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1386.
- 23) T.Kato, S.Abeyama, A.Kimura and S.Nakamura: *Denki Seiko*, **55** (1984), 3, 162.
- 24) T.Ito: *Denki Seiko*, **55** (1984), 3, 169.
- 25) H.Yaguchi, T.Tsuchida, Y.Shindou, K.Sakamoto, M.Somekawa and M.Kaiso: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002), 3, 62.
- 26) N.Tsunekage, T.Hujimatsu and K.Hiraoka: *Sanyo Tech. Rep.*, **10** (2003), 35.
- 27) T.Koumoto, T.Nishi, M.Mori, N.Iwama, N.Tsunekage and K.Ogo: SAE Technical Paper 2004-0101527, (2004).