Ca 脱酸鋼の Belag 形成に及ぼす超硬工具材質の影響*

渡 里 宏 二** 藤 原 順 介*** 松 永 和 則†

Effect of Carbide tool Material on Belag formation of Ca-deoxidized Steels

Koji WATARI, Junsuke FUJIWARA and Kazunori MATSUNAGA

The effect of improving machinability of Ca-deoxidized steels in carbide tool machining operation is widely known. It has been proposed that oxide inclusions in steels, which works as “belag” on the tool surface during machining operation, has been responsible for this effect. In this paper, we have investigated the influence of carbides tool material on belag formation of Ca-deoxidized steel. Oxide inclusions in Ca-deoxidized steel were similar to the chemical composition of gehlenite, which has a lower melting point than oxide inclusions in Al-killed steels, namely corundum. In the P-type carbide tool including (Ti,W)C component, the surface of the worn rake face was uneven because of the difference in wear rates between WC and (Ti,W)C carbide particles in this tool. On the other hand, in the K-type carbide tool without (Ti,W)C component, the worn surface was flat and the oxide layer was not observed on the worn rake face. It was confirmed that the belag was formed by oxide inclusions of gehlenite component piled on the uneven surface during cutting process.

Key words: belag, oxide inclusion, gehlenite, Ca-deoxidized steels, carbide tool, machinability

1. 緒 言

鋼材に対する快削元素として添加される代表的なものとしては、「鉛(Pb)」や鋼中でマンガン硫化物(以下 MnS と記す)を形成させるための「硫黄(S)」が挙げられ、それぞれ「鉛快削鋼」、「硫黄快削鋼」としてこれまで機械部品として広く使用されてきた。一般に鉛快削鋼は、鉛介在物による潤滑作用^{1)~4)}と溶融脆化⁵⁾、硫黄快削鋼は、MnS の応力集中による脆化^{6)~7)}によって被削性が改善されるとされている。また著者らは、鉛がその優れた延伸性により一次せん断域でのせん断歪みを抑制することも確認している^{8)~9)}。これらに対し、Ca 脱酸鋼は、鋼中の Ca 脱酸生成物が切削中に超硬工具表面に形成する付着物によって被削材との直接接触を妨げ、拡散摩耗による工具摩耗の進行を抑制するとされている。この付着物は Belag と呼ばれ、これまでこの Belag の形成機構に関する研究が数多くなされてきた。Belag の形成は、鋼の脱酸状態や鋼中酸化物の種類に影響するとされている。これは、切削中の工具刃先温度と Ca 脱酸によって形成する鋼中の酸化物系介在物の融点、あるいは軟化点と密接な関係があり、切削温度に見合った介在物組成が Belag の形成に有効であることが知られている^{10)~11)}。また Belag は、超硬工具による高速切削特有の現象であり、その成長は加工中の工具表面温度が支配的で、鋼中の酸化物の特性として、ある切削温度域で Belag となるべく適当な流動性が必要であるとされている¹²⁾。また工具材質としては、P 種のような TiC の含有率が高い工具で付着しやすいとされている^{13)~14)}。

この様に様々な Ca 脱酸鋼の Belag 形成機構についていろいろ提唱されているが、この Belag 形成機構については未だ不明な点もあり、その本質については、今もなお議論されているのが現状である。そこで本研究では、Ca 脱酸鋼の Belag 形成機構について、その超硬工具材質による変化を、工具と Belag の界

面に着目して検討した。以下にその結果について報告する。

2. 実 験 方 法

表 1 に供試鋼の化学成分を示す。両供試鋼はいずれも S45C をベースに転炉にて溶製し、連続铸造の後、熱間圧延により ϕ 70 の棒鋼を試作した。それぞれ、Steel-A が Al をほとんど含まず Ca 添加された Ca 脱酸鋼、Steel-B が Al で脱酸した、いわゆる Al キルド鋼である。これらの圧延材を 850℃で焼ならしをし、それぞれ硬さ、ミクロ組織及び介在物形態を調査した。ミクロ組織については光学顕微鏡により観察し、介在物形態については走査型顕微鏡(SEM: JEOL 社製 JSM-6400)による観察とエネルギー分散型 X 線分光法(EDX: EDAX 社製)による組成の測定を行った。観察位置は、実際に被削性試験で加工する位置に合わせるために、 ϕ 70 丸棒の表面から 10mm の位置とし、棒鋼の縦断面方向を観察した。被削性は、表 2 示す切削条件で旋削加工により工具摩耗量で評価した。切削工具は、住友電工ハードメタル社製の K10 種超硬合金(G10E)、P20 種超硬合金(ST20E)及びサーメット(T1200A)とし、3 種ともにコーティングされていないスローアウェイチップを使用した。工具摩耗は、

Table 1 Chemical composition of tested steels mass%

	C	Si	Mn	S	Cr	Al	Ca
Steel A	0.45	0.23	0.86	0.067	0.15	0.003	0.0019
Steel B	0.46	0.19	0.86	0.046	0.13	0.052	-

Table 2 Cutting conditions

Cutting speed m/min	100, 150, 200, 250
Feed mm/rev	0.2
Depth of cut mm	1.5
Cutting length m	1500
Tool materials	Cemented carbides P20 grade (ST20E) Cemented carbide: K10 grade (G10E) Cermets: P10 grade (T1200A)
Insert	SNMN120408
Tool holder	CSBNR2525-32

* 原稿受付 平成 23 年 10 月 13 日

** 正 会 員 住友金属工業株式会社 (兵庫県尼崎市扶桑町 1-8)

*** 正 会 員 大阪大学大学院 (大阪府吹田市山田丘 2-1)

† 住友金属工業株式会社 (東京都中央区晴海一丁目 8-11)

加工距離 1500m までのクレータ摩耗深さ(KT) で評価した。クレータ摩耗深さは、未加工部のすくい面からの最大深さをダイヤルゲージで測定した。工具摩耗部の損傷状態及び付着物の観察には、鋼中介在物の評価と同様に SEM および EDX を使用した。切削温度の測定は、工具-被削材熱電対法を活用し、工具刃先と被削材の接触部全体における平均温度として評価した。なお、切削温度の測定は、工具摩耗の影響を避けるために、切削開始から 10 秒間の加工の平均温度で評価した。

3. 結 果

3.1 硬さとマイクロ組織

図 1 に供試鋼のマイクロ組織と硬さを示す。両供試鋼はいずれもフェライトパーライト組織であった。また、硬さは Steel-A と Steel-B でそれぞれ 89.2 HRB と 87.8 HRB と顕著な差は見られなかった。従って、両供試鋼間でマイクロ組織と硬さは同等であると判断できることから、両特性が工具摩耗に及ぼす影響は無視できるものとした。

3.2 介在物の組成

SEM 及び EDX によって、供試鋼中の酸化物組成を比較した。被削面積は 4mm² とし、本検討では酸化物組成を SiO₂, CaO および Al₂O₃ の三元系として評価した。各供試鋼の焼ならしの酸化物平均組成とその個数を表 3 に示す。また、観察した供試鋼の全酸化物の組成について、CaO-SiO₂-Al₂O₃系三元状態図上にプロットしたものを図 2 に示す。Steel-A の介在物組成は、Gehlenite 領域(2CaO-SiO₂-Al₂O₃)から Anorthite 領域(CaO-

2SiO₂-Al₂O₃)にまたがって分布している。また、その平均組成は、Gehlenite 領域に位置することから、介在物の融点は約 1400℃ と見積もられた。一方、Steel-B では、介在物のほとんどが融点 2000℃以上の Al₂O₃ に分布しており、三元系状態図上から、Corundum として分類した。鋼中の酸化物数は、Steel-A の Ca 脱酸鋼の方が多かった。

3.3 クレータ摩耗

P20 種超硬合金の切削試験において、各供試鋼における切削距離 1500m でのクレータ摩耗に及ぼす切削速度の影響を図 3 に示す。両鋼のクレータ摩耗深さについて、切削速度 100m/min では、いずれも大差なくほとんど摩耗が進行していなかった。切削速度が 150m/min 以上において、Steel-A では切削速度の増加にともなう摩耗の進行がほとんど見られなかった。一方、Steel-B では、切削速度とともにクレータ摩耗深さが増加することがわかった。次に超硬材料の組成の違いにおける耐摩耗性の影響を調査するために、超硬材料の主成分が WC である K10 種超硬合金と TiC が主成分であるサーメットについて、切削実験を切削速度 250m/min で実施し、P20 種超硬合金の試験結果と比較した。各超硬材料の切削距離にともなうクレータ摩耗量の変化を図 4 に示す。K10 種超硬合金の場合、Ca 脱酸鋼の Steel-A だけでなく、Al キルド鋼の Steel-B においても、耐摩耗性効果が全く発現せず、30 秒程度の短時間の切削で急激に摩耗が進行していることがわかった。サーメットにおいて、P20 種超硬合金による Steel-B の切削加工でクレータ摩耗が発生している結果に比べて著しく改善されていることがわかった。これらの工具組成による耐摩耗性の変化について調査するために、切削試験後の工具摩耗状況を SEM および EDX により観察した。

両供試鋼の P20 種超硬合金における切削試験後のクレータ摩

Fig.1 Optical micrographs and Rockwell hardness(HRB) of tested steels

Table3 Chemical composition of oxide inclusions

	CaO mass%	SiO ₂ mass%	Al ₂ O ₃ mass%	Number of oxide /4mm ²
Steel A	36.7	38.6	24.7	38
Steel B	0.0	0.0	100.0	19

Fig.2 Chemical composition of oxide inclusions in ternary diagram of CaO-SiO₂- Al₂O₃ system

Fig.3 Relationship between cutting speed and depth of crater wear

Fig.4 Variation of crater depth with cutting distance for different tool materials and tested steels

耗部のSEM観察およびEDXマッピング分析結果を図5に示す。P20 種超硬合金による Steel-A の切削加工では、すくい面上に Ca 成分が検出され、Fe の検出はほとんど見られない。また Steel-B の切削加工では、すくい面上に Ca 成分がほとんど検出されず、Fe が摩耗したほぼ全面に検出された。このことから、Steel-A は Belag の形成によって、P20 種超硬合金の摩耗抑制効果を発揮させていると考えられる。次に、サーメットにおける切削試験後のクレータ摩耗部のSEM観察およびEDXマッピング分析結果を図6に示す。Steel-A の切削加工では、P20 種超硬合金と同様にすくい面上で Ca 成分が検出され、Fe の検出はほとんど見られなかった。また Steel-B では、すくい面上で Ca 成分はほとんど検出されなかったが、Fe については P20 種超硬合金とは異なり、まだらに存在し、摩耗部全面を覆っていないことが判明した。先の図4の結果で Steel-B において、サーメットが P20 種超硬合金に比べてクレータ摩耗量が少ないことを踏まえると、サーメットの耐摩耗性は P20 種超硬合金と比較して優れていると言える。ここで、K10 種である G10E による加工試験で2種の供試鋼ともにクレータ摩耗が著しく大きいことから、Belag の形成による耐摩耗性改善効果が全く発揮されていないことは、容易に推察できる。

以上のことから、Ca 脱酸鋼である Steel-A における超硬工具の耐摩耗性改善効果は、P20 種の P20 種超硬合金やサーメットのような TiC 成分を含む超硬材料製の工具に特化した現象であることが確認された。この結果は、従来の研究結果と同じ傾向となっているが、P20 種超硬合金とサーメットの差について TiC 成分の量による Belag 形成の差については明確ではない。またサーメットは、両供試鋼に対して耐摩耗性そのものが優れており、両供試鋼のクレータ摩耗量に大差が見られていないことから、単に TiC 成分が多いことが、Belag の形成を促進させ、クレータ摩耗量を抑制するとは必ずしも言い切れないと考える。そこで Steel-A の Belag 形成機構とその保護膜の効果について

Fig.5 SEM image of crater wear in P20 carbides after turning test in tested steels and a corresponding EDX analyze (V=250 m/min)

Fig.6 SEM image of crater wear in cermet after turning test in tested steels and a corresponding EDX analyze (V=250 m/min)

、すくい面での Belag の存在状態と摩耗形態における両供試鋼間、および超硬工具材質の組成による影響を調査するとともに、切削速度と切削温度の関係とも関連づけて考察した。

4. 考 察

4.1 Ca 脱酸鋼と Al キルド鋼のクレータ摩耗形態の比較

クレータ摩耗形態や保護膜形成のメカニズムを検討するためには、摩耗部の付着物と工具との界面を詳細に観察する必要がある。そこで図7に示すように、クレータ摩耗部の断面を斜めに研磨し、Belag も含む摩耗部表面の付着物とその界面を拡大して観察する方法（以下、傾斜研磨法と呼ぶ）を適用した。この界面をSEMおよびEDXにより詳細に観察した。ここで、工具面上の付着物の状態を維持させる目的で、まず付着物表面に金蒸着膜を形成させ、その後メッキ浴に約5時間浸す無電解 Ni メッキを実施した。

Steel-B を切削した P20 種超硬合金について、傾斜研磨法によるクレータ摩耗部断面のSEM観察結果及びEDX面分析した結果を図8に示す。工具表面には鉄の付着物が観察されており、その付着物のなかに P20 種超硬合金を構成している炭化物粒子が含まれている様子が観察された。P20 種超硬合金を構成している粒子は、主にタングステンの炭化物 (WC) とそれに Ti を含んだもの ((Ti,W)C) の2種である。このEDX分析の結果から、鉄付着物中に観察されている炭化物粒子は Ti と W の両元素を含んでいることから、これらの粒子のほとんどが (Ti,W)C であり、Ti を含んでいない WC は Fe 中にはほとんど見られないことが判明した。これは、図4のK10種超硬合金とサーメッ

Fig.7 Schematic diagram for taper section observation method of adhered layer on the crater wear surface

Fig.8 SEM image of taper section of crater wear in P20 carbides after turning test in Steel-B and a corresponding EDX analyze (V=250 m/min)

トで耐摩耗性に差があることを踏まえると、P20 種超硬である P20 種超硬合金の摩耗が、切りくずがすくい面を擦過する過程において、まず WC 摩耗が進行することで WC 粒子の部分だけ摩滅し、結果(Ti,W)C 粒子が摩耗表面に浮き出る様に突出する。更に WC の摩滅が進むことで(Ti,W)C 粒子間の結合力が弱まり脱落する。以降、この繰り返しの摩耗が進行するものと考えられる。(Ti,W)C のように WC に対し、炭化物粒子として Ti が含まれると耐摩耗性が向上することは、TiC が主成分であるサーメットの耐摩耗性が優れていたことから容易に推察できる。一般に超硬を構成する炭化物粒子(主に WC)が脱落しながら工具摩耗が進行していくメカニズムは、炭化物粒子のバインダである Co が被削材の Fe と相互拡散することで炭化物粒子間の結合力が弱まり、その結果粒子の脱落が進行し摩耗が増加する、いわゆる“拡散摩耗”¹⁵⁾と説明されている。また、浸入した Fe と WC が反応し WC を分解すると報告されている¹⁶⁾。本結果の場合は、耐摩耗性の強い(Ti,W)C の炭化物粒子だけが、摩耗面から突出し脱落に至るものと考えられるため、上記の一般的な拡散摩耗の説明に置き換えると、Co バインダだけではなく WC も含め、あるいは同時に Fe との凝着によって、バインダと WC が存在していた部分が後退することで、(Ti,W)C のような Ti 系の炭化物粒子が突出し、その後に脱落することにより摩耗が進行したものと解釈することができる。このように鋼材に対する P20 種である P20 種超硬合金の摩耗機構を、WC の早期摩耗に伴う TiC および(Ti,W)C 間の結合力低下とする「擬拡散摩耗」と仮定すると、Ca 脱酸鋼の Steel-A は、鋼中の介在物起因で形成される Belag の形成が、この擬拡散摩耗を抑制することによって発揮されていると考えられる。この仮定を踏まえ、次に Ca 脱酸鋼の Steel-A における P20 種超硬合金のクレータ摩耗部の断面を観察した。

Steel-A における傾斜研磨法によるクレータ摩耗部断面の SEM 観察結果を図 9 に示す。工具表面と Ni メッキ層の間の黒く見える箇所は EDX の点分析により Ca-Al-Si が顕著に検出され、このことからこの黒色部が鋼中の酸化物に起因した Belag と推察される。その組成を点分析結果から定量化し、その組成を先の三元状態図上にプロットした。その結果を図 10 に示す。P20 種超硬合金に付着した酸化物は Gehlenite 組成とよく一致していることが判明し、このことから Belag を形成する酸化物の組成は、Gehlenite 系であると判明した。

この Belag と工具の界面の状態を把握するために、Belag と工具が直接接触している箇所を選択し、EDX 面分析により詳細に観察した。結果を図 11 に示す。Ca が検出された酸化物層については、2~3 μm 程度の厚みをもって工具表面に堆積している様子が観察された。この保護膜中には少量の MnS も検出された。いずれにしても工具との界面は、Steel-B の観察結果と同様、炭化物粒子の脱落によって形成された凹凸が見られる。このことから Belag は、この加工中に炭化物粒子の組成の差によって形成した工具表面の凹凸部に鋼中の介在物が侵入し、堆積することで成長したものであると推定した。すなわち、Steel-A に含まれる Gehlenite 組成の介在物や一部 MnS が切削初期に WC の摩耗によって凹んだ部分から保護膜として形成されることで WC の摩耗進行が抑制されているということである。この凹凸と Belag の形成が切削加工のいつ、どの段階で発現するかを調査するために、Steel-A において切削初期段階の P20 種超硬合金のすくい面摩耗部をこれまでと同様に傾斜研磨法により観察した。この結果を図 12 に示す。切削距離 50m 時点において、

Fig.9 SEM image of taper section of crater wear in P20 carbides after turning test in Steel-A ($V=250 \text{ m/min}$)

Fig.10 Chemical composition of belag in ternary diagram of $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ system

Fig.11 SEM image of taper section of crater wear in P20 carbides after turning test in Steel-A and a corresponding EDX analyze ($V=250 \text{ m/min}$)

P20 種超硬合金の工具表面に Ca はわずかに検出されるが、観察された付着物の大半は Fe であり、炭化物粒子の隙間を埋めるように存在することが判明した。これは、一見炭化物粒子間を縫うように工具内部まで Fe が浸入しているように見受けられる。しかし、本結果が傾斜研磨法による観察であることを踏まえると、切削初期に生じた WC の摩耗によって凹んでいる極表面に Fe が付着した状態であると考えられる。このことは、Ca 脱酸鋼である Steel-A においても、切削初期にはこの鋼中酸化物系介在物の Gehlenite より、Fe の付着が優先されることを示唆するものである。また、Ca 成分も検出されていることから、この切削過程の段階で一部 Gehlenite が付着し始めていると考えられる。この WC の摩耗が切削初期から優先的、あるいは選択的

Fig.12 SEM image of taper section of crater wear in P20 carbides at 50m cutting distance in Steel-A and a corresponding EDX analyze (V=250 m/min)

Fig.13 SEM image of taper section of crater bottom in K10 carbides tool after turning test in Steel-A

Fig.14 TEM image of the section of crater wear in P20 carbides after turning test in Steel-A and a corresponding EDX analyze (V=250 m/min)

に摩耗が進行することを G10E の摩耗機構を考える目的で、この摩耗部について、傾斜研磨法により SEM で断面構造を観察した。図 13 に、Steel-A における K10 種の摩耗部の断面観察結果を示す。WC で構成される G10E と鉄凝着物との界面では、超硬粒子が切断されるように、ほぼ平坦に摩耗しており、P20 種超硬合金とは全く摩耗機構が異なることが判明した。この WC の急激な摩耗進行と図 7 の結果で P20 種超硬合金の鉄付着物中に $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ が主に観察されたことを踏まえると、図 12 の切削初期から WC 粒子の摩耗が先行することは充分考えられる。更に詳細に Belag と P20 種超鋼の界面を調査するために、透過電子顕微鏡(TEM)による観察を実施した。TEM 観察のための試料は、集束イオンビーム(FIB)法により採取した。その結果を図 14 に示す。一部 Fe の付着も観察されるが、WC と $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ で構成された工具摩耗面に Belag が付着している様子が観察され、その界面に反応生成物のようなものは、ほとんど形成されていないことが判明した。これは、Belag の付着機構が、物理的であることを示唆するものである。

以上のことから Ca 処理鋼の Belag 形成のメカニズムについて、図 15 に模式図として示す。その機構は次の通りである。

まず、切削初期の第 1 段階として、WC の摩滅・摩耗が選択的に進行する。一方で Ti を含んだ複合炭化物の $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ は、WC より摩耗進行速度が遅いことで、摩耗表面に突出させられる。その結果、すくい面上に超硬粒子径相当の凹凸が形成され

Fig.15 Schematic diagram of belag formation mechanism in P20 carbides

Fig.16 Relationship between cutting temperature and depth of crater wear

る。この凹凸が形成されるまでの過程では、ほとんど Belag の形成は起こらない。第 2 段階で、WC の摩耗が進行し、先の摩耗表面の凹凸がある程度大きくなり始めると、その凹部に Ca 脱酸によって組成制御された低融点介在物、ここでは Gehlenite の堆積が開始する。この堆積が始まると、摩耗により凹んだ部分の WC の表面が徐々に堆積した介在物に覆われるようになり、切り屑と WC が直接接触する頻度が減少する。その後、最終段階では、堆積した介在物が Belag として摩耗部全面を覆い、切り屑と工具の界面で、供給される介在物と切り屑の擦過によって剥ぎ取られるものがバランスしながら、保護膜としてクレータ摩耗抑制に作用する。

この様に、Ca 脱酸鋼がその脱酸方法によって生じた介在物組成の差によって Belag の形成に差が生じることについて、介在物の融点と切削温度との関係から以下に述べる。

4.2 切削温度と Belag の形成

Belag の形成についてはこれまで切削温度と酸化物の軟化温度(軟化点)との関係から検討されている。岩崎¹⁷⁾らは、すくい面での切削温度が Ca 脱酸鋼に含有する酸化物の軟化点に達した時点で Belag が形成されるとしている。そこで供試鋼の切削温度を工具-被削材熱電対法で測定した。1500m 切削後のクレータ摩耗量と切削温度の関係を図 16 に示す。切削温度が 950K 近傍までは、鋼種間の摩耗量に顕著な差はなく介在物や超硬粒子の摩耗形態に大差ないものと推察される。切削温度が 1000K 以上の温度域になると鋼種間のクレータ摩耗の差が広がっていることから、1000K 近傍で WC 粒子の拡散(または凝着)摩耗が発現し始めるとともに、Ca 脱酸鋼では初期の摩耗によって形成さ

Fig.17 Variation of standard free energy of WC and TiC formation in iron with temperature

れた凹凸に鋼中介在物種が Belag として付着し、摩耗が抑制されていくものと考えられる。K.J.Trigger¹⁸⁾, E.G.Loewen¹⁹⁾らによればすくい面での最高切削温度は平均温度の 1.3~1.5 倍として報告されている。このことは本報告の測定結果である 1000K 近傍で Belag が形成することと、岩崎¹⁷⁾らの Belag の形成する酸化物の軟化点が 960°C(1230K)という結果とよく対応し、酸化物の融点が低いことがその軟化点を下げる必要条件であると考えられる。一方で、過度に軟化させると、すくい面での付着のし易さという点では、切りくず擦過によるせん断力で容易にはぎ取られてしまうことも考えられる。融点や軟化点ということよりも、加工温度での鋼中介在物の適度な硬さが Belag の形成について重要な支配因子であると考えられる。

4.3 超硬合金の組成と耐摩耗性

最後に WC と TiC の耐摩耗性の差について述べる。異種金属間の摩耗現象において、相互溶解度が大きい場合に摩耗が大きくなることは古くから知られている²⁰⁾。鉄における WC と TiC の生成反応の標準エネルギー²¹⁾の温度変化を図 17 に示す。900K ~1100K の範囲で WC のほうが TiC に対して大きいことがわかるが、これは鋼中でこの温度範囲では TiC のほうが WC より安定に存在できることを表している。換言すれば、WC のほうがこの温度域で固溶しやすい、すなわち溶解度積が大きいということの意味している。以上のことから、WC で構成される K 種超硬合金のほうが、TiC で構成されるサーメットより耐摩耗性が低くなる、と定性的には推察できるが、今後更なる精緻な研究が必要であると考えられる。

5. 結 言

今回検討した S45C ベースの Ca 脱酸鋼における Belag 形成機構について以下のことが判明した。

- (1) Ca 脱酸鋼の介在物組成は Gehlenite 系であり、Al キルド鋼は Al_2O_3 主体の Corundum 成分であった。
- (2) Ca 脱酸鋼の耐摩耗性は、P20 種超硬合金工具では Al キルド鋼より優れるが、K10 種超硬合金工具では Al キルド鋼との差はほとんど無く、著しく摩耗が進行する。また、Al キルド鋼におけるサーメット工具の耐摩耗性は、Ca 脱酸鋼における P20 種超硬合金工具と同程度まで減少する。
- (3) Ca 脱酸鋼の切削加工で形成された Belag の組成は、鋼中の介在物と同様の Gehlenite 系の組成であった。
- (4) P20 種超硬合金工具の摩耗機構は、Ti を含まない WC 粒子が優先的に摩耗することで Ti を含む炭化物粒子の (Ti,W)C が突出させられ、その後脱落する。この突出と脱

落の繰り返しによって摩耗が進行すると考えられる。

- (5) P20 種超硬合金工具で形成した Belag は、まず WC と (Ti,W)C の摩耗速度差で工具表面に凹凸が生じ、その凹面に Ca 脱酸鋼中の低融点介在物である Gehlenite 系介在物が堆積、成長することで形成されるものと判断された。
- (6) P20 種超硬合金を構成する WC と (Ti,W)C の組成の差によって摩耗速度に差が生じ、摩耗面が凹凸化することは、主に WC で構成される K10 種超硬合金と TiC で構成されるサーメットとの耐摩耗性の違いによって説明できる。

参 考 文 献

- 1) M.C.Shaw, P.A.Smith, E.G.Loewen, N.H.Cook : The Influence of Lead on Metal-Cutting Forces and Temperature, Trans.ASME, **79**, July, (1957) 1143.
- 2) M.C.Shaw, P.A.Smith, N.H.Cook, E.G.Loewen : Lead in Steel and Real Area of Contact in metal cutting, Trans.ASME, **79**, July, (1957) 1155.
- 3) F.L.Bagley, R.Mennell : Machining Characteristics of Lead in Steel, Trans.ASME Journal of Basic Engineering, **82**, June, (1960) 347.
- 4) K.Okushima, K.Iwata : Machinability of Metals (Chip formation of Lead Steels), Trans.Jpn.Soc.Mech.Eng., **28**, 187, (1962)404. (in Japanese)
- 5) H.Yaguchi : The Role of Liquid Metal Embrittlement on the Chip Disposability of Steel, Iron and Steel, **77**, 5, (1991)683. (in Japanese)
- 6) T.Araki, S.Yamamoto : Machinability of Steel and Metallurgical Factors, Iron and Steel, **57**, 13, (1971)1912. (in Japanese)
- 7) K.Iwata, K.Ueda : The Effect of Lead on Crack Behavior of Lead Free Machining Steel during Controlled Cutting Temperature Micro-Machining, Proc. North American Metalworking Research Conference, **4**, (1976), 326.
- 8) K.Watari, J.Fujiwara, J.Iwami : Effect of Lead Inclusion on Chip Formation of Carbon Steels for Machine Structural Uses, J. Jpn.Soc.Precis.Eng., **76**, 3, (2010)294. (in Japanese)
- 9) K.Watari, J.Fujiwara : Effect of Inclusions on Machinability of Carbon Steels for Machine Structural Uses, J.Jpn.Soc.Precis.Eng., **76**, 5, (2010)557. (in Japanese)
- 10) N.Narutaki, Y.Yamane, H.Usuk, B.Yan, T.Kuwana : Machinability of Resulfurized steels under High Cutting Speed, J. Jpn. Soc. Precis. Eng., **53**, 3, (1987)455. (in Japanese)
- 11) N.Matsui, K.Watari : Wear Reduction of Carbide Tools Observed in Cutting Ca-added Steels for Machine Structural Use, ISIJ international, **46**, 11, (2006)1720.
- 12) T.Sata, M. Hirao : The formation of the Thin film on the Tool Face and Its effect in Cutting Calcium Deoxidized Steel, J.Jpn.Soc.Precis. Eng., **37**, 5, (1971)323. (in Japanese)
- 13) A.Wicher, P.Pape : Über die Bildung oxydischer Belage auf Hartmetallwerkzeugen bei der Zerspanung von Stahl, Stahl u. Eisen, **87**, (1967), 1169.
- 14) T.Ito, K.Kato, S.Yoshida, A.Kimura : A study on Belag (Adhesive-layer) appeared on the Cemented Carbide tool when Cutting Ca Free Machining Steel, Journal of JSAE, **23**, 10(1969) 1067. (in Japanese)
- 15) E.M.Trent : Factors Affecting the Wear of Cemented Carbide Tool, Proc. IME, **166**, (1952)64.
- 16) H.Opitz, W.Koing : On the Wear of Cutting Tool, Advances in MTDR, **1**, (1967)173.
- 17) K.Iwasaki, S.Abe, Y.Matsushima, K.Ozaki, T.Kudo, M.kanamaru : Effect of Oxide Inclusions on Machinability, CAMP-ISIJ, **12**, (1999)1386.
- 18) K.J.Trigger, B.J.Chao : An Analytical Evaluation of Metal Cutting Temperatures, Trans. ASME, **73**(1951)57.
- 19) E.G.Loewen, M.C.Shaw : On the Analysis of Cutting-Tool Temperatures, Trans. ASME, **76**(1954)217.
- 20) A.E.Roach, C.L.Goodzeit, R.P.Hunnicutt : Scoring Characteristics of 38 Different Elemental Metals in High-Speed Sliding Contact With Steel, Trans. ASME, **78**(1956)1659.
- 21) 成田貴一 : 鋼中の炭化物について-2-, 日本金属学会会報, **8**(1969)49. (in Japanese)