

鉄鋼材料を切削加工した際の 工具損傷機構に関する研究

2016年3月

池原（森下） 佳奈

島根大学大学院総合理工学研究科

目 次

第1章 序論	1
1.1 切削加工の概要	1
1.2 各種金型用鋼の特徴	2
1.3 本研究の目的	5
1.4 Belag に関する研究概要	5
1.5 本論文の構成	9
参考文献	
第2章 プラスチック金型用鋼を転削加工した際の工具損傷現象	13
2.1 諸言	13
2.2 実験方法	13
2.2.1 供試材	13
2.2.1.1 被削材	13
2.2.1.2 切削工具	16
2.2.2 加工方法	16
2.2.3 解析方法	18
2.2.3.1 EPMA 分析	18
2.2.3.2 TEM 解析	18
2.3 実験結果および考察	19
2.3.1 工具損傷形態の観察	19
2.3.2 工具刃先の EPMA 分析	23
2.3.3 工具刃先の TEM 解析	28
2.3.4 Belag 形成に及ぼす切削速度の影響	34
2.3.5 工具損傷形態と Belag の関係	40
2.4 結言	44
参考文献	
第3章 冷間金型用鋼を転削加工した際の工具損傷現象	46
3.1 諸言	46
3.2 実験方法	46
3.2.1 供試材	46
3.2.1.1 被削材	46
3.2.1.2 切削工具	49
3.2.2 加工方法	50
3.2.3 解析方法	51

3.2.3.1	EPMA 分析	51
3.2.3.2	TEM 解析	51
3.3	実験結果および考察	53
3.3.1	工具損傷形態の観察	53
3.3.2	工具刃先の EPMA 分析	56
3.3.3	工具刃先の TEM 解析	59
3.3.4	工具損傷形態と Belag の関係	63
3.4	結言	65
	参考文献	
第4章	中炭素鋼切削時における Belag 生成メカニズムの検討	67
4.1	諸言	67
4.2	実験方法	67
4.2.1	供試材	67
4.2.1.1	被削材	67
4.2.1.2	切削工具	69
4.2.2	加工方法	69
4.2.3	解析方法	70
4.2.3.1	EPMA 分析	70
4.2.3.2	TEM 解析	70
4.2.3.3	TOF-SIMS 解析	71
4.2.3.4	CAE 解析	71
4.3	実験結果および考察	72
4.3.1	工具刃先の EPMA 分析	72
4.3.2	工具刃先の TEM 解析	73
4.3.3	切りくずの TEM 解析	76
4.3.4	切りくずの TOF-SIMS 分析	78
4.3.5	切削温度と圧力の CAE 解析	79
4.3.6	Belag 生成メカニズムの考察	80
4.3.6.1	拡散に及ぼす温度と圧力の影響	81
4.3.6.2	外部酸化への移行条件	81
4.3.6.3	Belag 形成に及ぼす酸素分圧の影響	83
4.4	結言	86
	参考文献	

第5章 金型用鋼切削時における Belag 活用方法の検討	88
5.1 諸言	88
5.2 実験方法	89
5.2.1 供試材	89
5.2.1.1 被削材	89
5.2.1.2 切削工具	92
5.2.2 切削温度と切削抵抗測定	93
5.2.3 解析方法	96
5.3 実験結果および考察	97
5.3.1 切削温度と切削抵抗に及ぼす温度の影響	97
5.3.2 Belag に及ぼす温度の影響	98
5.3.3 Belag に活用方法の検討	105
5.4 結言	108
参考文献	
第6章 総括	109
本論文に関係した発表論文・特許	111
謝辞	112

第1章 序論

1.1 切削加工の概要

切削加工とは、切削工具により工作物の表面から不要部分を切りくずとして除去し、工作物を所要の形状と寸法に作り上げる加工作業である¹⁾。切削加工時の工具刃先は、研削加工などそのほかの機械加工に比べ、切りくずおよび加工面と切削工具の間に生じる面圧や温度が高く、過酷な状況にあるとされている¹⁾。

Fig. 1.1 に切削加工の基本形式を示す。切込み深さ t を与えて切削する際、切削される部分が切削工具すくい面 AC から強い圧力を受けることにより圧縮され、AB 面で A から B 方向にせん断力を生じ、厚さ t_c の切りくずとなり、AC 面上から連続して流出する。すくい面上を切りくずが擦過し、切削工具表面に生じるくぼみは、すくい面摩耗またはクレータ摩耗とよばれている。また、切削工具逃げ面 AD が切りくず除去面 AE と接し、逃げ面に生じる摩耗は、逃げ面摩耗またはフランク摩耗とよばれている。

工具の損傷機構は、機械的作用と熱的・化学的作用によるものに大別される²⁾。機械的作用による損傷として、①被削材中の硬い粒子の引っ掻き作用によるアブレッシブ摩耗、②工具刃先に生じる機械的衝撃力にもとづく刃こぼれ（チッピング）がある。熱的・化学的作用による工具損傷として、③温度振幅による熱疲労や熱衝撃による熱き裂から生じるチッピング、④被削材と工具間に形成される脆い拡散層による摩耗の促進、⑤凝着物が工具の一部を持ち去ることより生じる凝着摩耗、⑥切削熱による工具の切れ刃先端の軟化がある²⁾。

Fig. 1.2 に Childs らによりまとめられた切削温度と工具摩耗の進行速度の関係を示す³⁾。凝着摩耗は比較的低温領域、熱的摩耗は高温領域で生じやすい。また、機械的摩耗は温度依存性が小さい。このように、切削工具の損傷機構は、切削速度により変化するとされ、さらに、加工方法、被削材組成や硬さ、切削工具の材種などのさまざまな影響を受けるため、特定することが困難とされている。

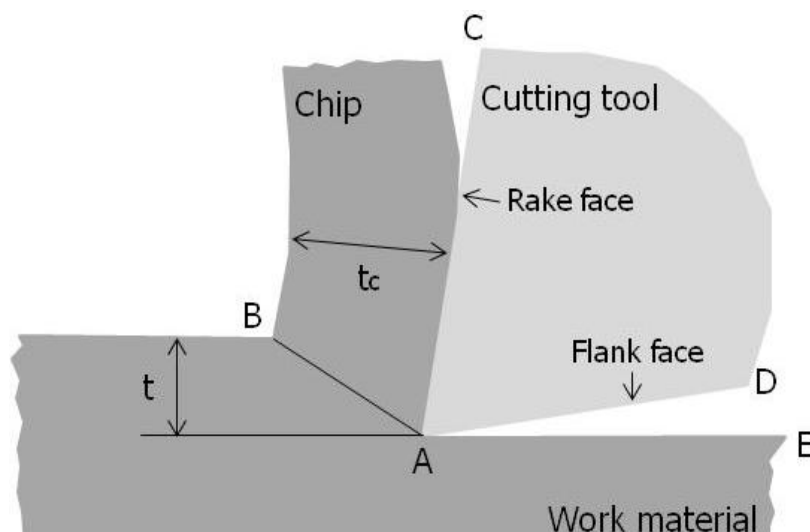


Fig. 1.1 Model of cutting process¹⁾ .

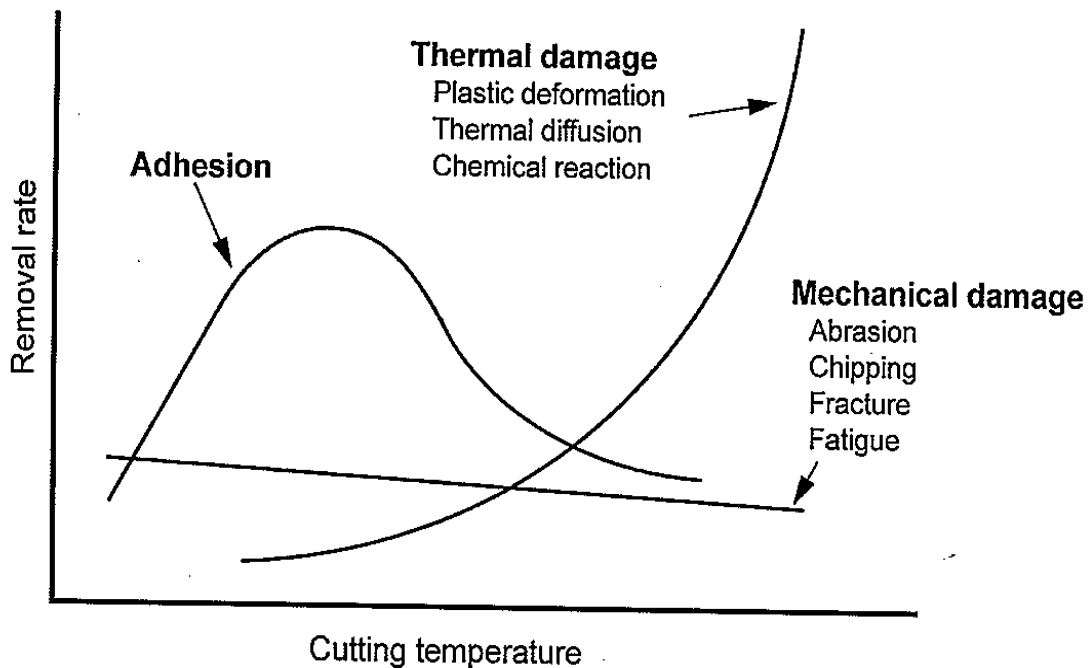


Fig. 1.2 Relationship between cutting temperature and removal rate³⁾.

1.2 各種金型用鋼の特徴

金型は、金属、プラスチック、ガラス、ゴムなどの被加工材から同一形状・同一品質の工業製品を作り出すために金属で作られた型である。さらに、成形方法、加工温度などにより分類され、成形方法ではプレス、鍛造、鋳造、ダイカスト、押出し、射出成型などがある。また、加工温度では、材料が室温に近い冷間、金属の再結晶温度以上で軟化した状態となる熱間、冷間と熱間の間である温間に分けられる。さまざまな状況で使用される金型用鋼は、被加工材、成形方法および使用温度により、プラスチック金型用鋼、熱間金型用鋼、冷間金型用鋼に分類される。さらに、Fig. 1.3のように金型材料が分類され⁴⁾、金型の使用用途や組成により多くの種類が使用される。以下にプラスチック金型用鋼、熱間金型用鋼および冷間金型用鋼の特徴を述べる。

プラスチック金型用鋼は、AISI規格P21のNiAl析出鋼が代表例としてあげられる。その他、各種メーカーが独自に開発した鋼種が存在し、SC系、SCM系、析出硬化系、ステンレス系などがある。プラスチック金型用鋼は、被加工材へ金型の表面状態が転写されるため、高い鏡面磨き性が必要となり、高纯净度、均一微細なマイクロ組織、偏析が少ないことが求められる⁵⁾。さらに、鋼材購入時に金型として使用する際の硬さに調質済みであるプリハードン鋼から直彫り加工が行われることが多いため、調質後の被削性が重視される⁶⁾。

熱間金型用鋼は、JIS規格SKD61をベースに合金設計がおこなわれ、製造プロセスの観点から改良がすすめられた鋼種である。合金設計の代表的な改良方法として、高温強度や耐ヒートチェック性および焼入性を高めるための高Mo化、延性や靱性を高めるための低

Si 化が行われる¹⁷⁾。熱間金型用鋼は、温・熱間鍛造、アルミニウム・マグネシウムダイカスト、アルミニウム・銅押出しなどの熱間加工に使用され、他金型用鋼に比べ加熱・冷却が繰り返されるため、熱サイクルによる小さな割れ（ヒートクラック）に対して高温強度、熱衝撃や水冷穴の大きな割れに対して靱性が重視される⁷⁾。

冷間金型用鋼は、JIS 規格 SKD11 をベースに合金設計がおこなわれ、製造プロセスの観点から改良がすすめられた鋼種である。冷間プレス、冷間鍛造、転造、曲げ・絞り加工、ファインブランキング、ロール成形などがあり、他金型用鋼に比べ成形時に高い応力がかかるため、硬さと耐摩耗性が特に重視される⁵⁾。

金型の製作方法は、Fig. 1.4 に示すように (a) プリハードン鋼で粗加工から仕上げ加工を行う方法、(b) 焼鈍状態の鋼材を粗加工した後、焼入れ・焼戻しにより金型使用時の硬さに調質し、熱処理の際に生じた変寸・変形を仕上げ加工や磨き処理により修正する方法がある。さらに、金型用鋼の靱性を低下させず、金型表面の耐摩耗性を向上させる⁸⁾ ため、必要に応じて熱処理時に CVD (Chemical vapor deposition) や TRD (Thermal reactive diffusion) 処理、または最終工程に PVD (Physical vapor deposition) 処理などの表面処理が施される。(b) の方法では、熱処理リードタイムや金型の修正工数がかかる他、最悪には熱処理割れの危険性があり、金型作製の最終工程に不安定要素をかかえる。そのため、(a) の方法が理想的な金型の製作方法と考えられる。

プラスチック金型用鋼は 13~40 HRC 程度、熱間金型用鋼は 40~52 HRC 程度、冷間金型は 50~62 HRC 程度で金型として使用されることが多い⁷⁾。使用時の硬さが比較的低いプラスチック金型の製作方法は、(a) が主流であり、40HRC プリハードン鋼から最終形状まで一括で加工し、実用金型として使用される。しかし、熱間金型用鋼や冷間金型用鋼は、熱処理後の硬さが高く被削性が大幅に低下するため、(b) の方法で作られることが多い。よって、熱処理後の熱間金型用鋼と冷間金型用鋼の被削性を改善し、プリハードン鋼化を実現するとにより、金型製作が (a) の方法で可能となり、リードタイムの短縮や最終工程の不安定要素の低減につながると考えられる。

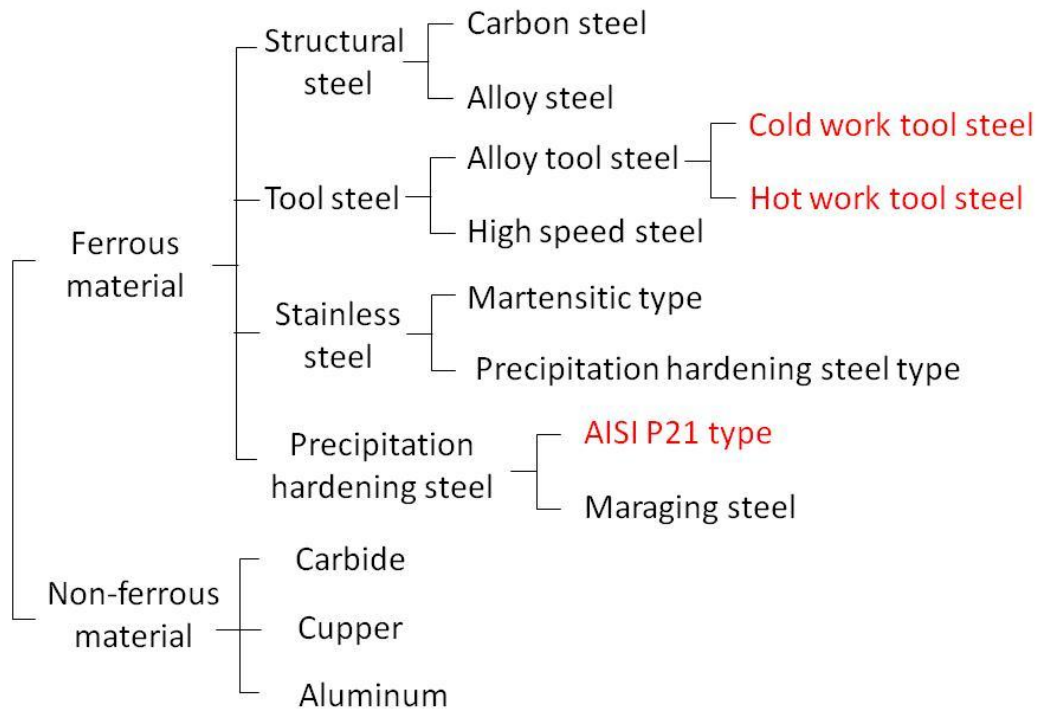


Fig. 1.3 Materials for die and mold⁴⁾ .

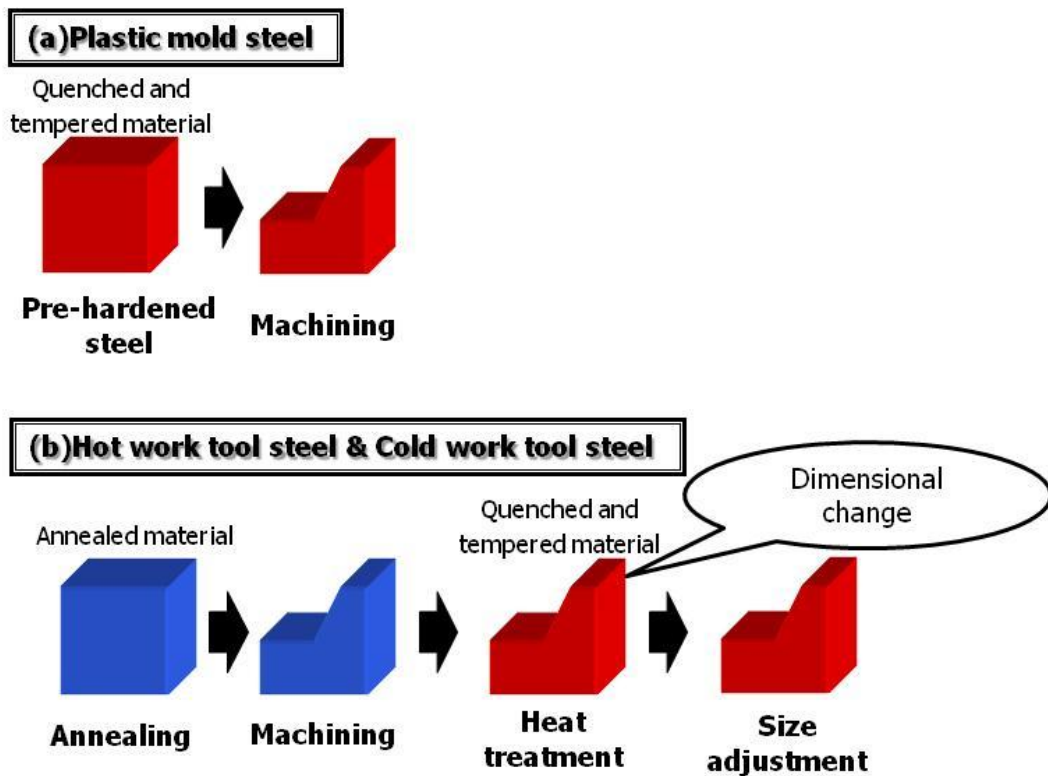


Fig. 1.4 Die and mold making process.

1.3 本研究の目的

工作機械の低振動かつ高速・高剛性主軸化⁹⁾、切削工具形状の最適化¹⁰⁾や皮膜の特性向上¹¹⁾、被削材の快削化²⁾などの各種性能の向上により、金型製作時の加工能率が改善されてきた。しかし、工作物形状の複雑化¹²⁾、高精度化¹³⁾が進み、かつ金型加工の短納期化が今後も求められると予想され、加工能率のさらなる改善が必要になると考えられる。そこで、金型製作時における切削工具の損傷要因を把握し、要因を低減する方法を提案することにより、金型の加工能率向上をおこなうことを本研究の最終目的とした。

工具損傷形態へ工具刃先に形成された付着物が影響を与えるという報告があり、その付着物として構成刃先¹⁾と Belag¹⁴⁾があげられる。

構成刃先は、被削材の一部が工具刃先に凝着し、工具刃先のような機能を果たす付着物であり、被削材の再結晶温度（500℃程度）以上で消滅する¹⁵⁾とされている。また、ある一定厚さ以下で工具刃先を保護するが、ある一定厚さ以上で工具の一部とともに脱落し、工具の損傷を引き起こす¹⁶⁾とされている。さらに、工具刃先が構成刃先により変形することから加工寸法精度の低下を引き起こす要因になる¹⁷⁾とされている。

Belag は、被削材の非金属介在物あるいは固溶元素から工具刃先に形成された酸化物であり、工具刃先を保護する機能があるとされている。また、構成刃先に比べて高温で利用でき、工具とともに脱落する危険性が小さい¹⁸⁾とされている。Belag についての詳細は後で述べる。

本報告では、切削時に工具刃先に起きている現象の中でも、特に切りくずと切削工具間で生じる被削材成分の付着現象に着目し、工具損傷形態と Belag の関係、Belag 生成機構、Belag 生成条件について考察し、金型用鋼を切削した際に Belag を利用した加工能率向上の可能性について検討した。

1.4 Belag に関する研究概要

これまでに実用化された代表的な快削鋼として、炭素鋼に S を添加する硫黄快削鋼、Pb を添加する鉛快削鋼、溶解工程で Ca-Si 合金を添加し最終脱酸を行う Ca-Si 脱酸鋼がある。

硫黄快削鋼と鉛快削鋼は脆性成分を利用して被削性を向上させる鋼種である。硫黄快削鋼の快削作用は切りくずのせん断域で生じる MnS 系硫化物による脆性付与効果¹⁹⁻²¹⁾、鉛快削鋼はせん断域での熔融金属による脆性付与効果と潤滑効果^{22,23)}であると考えられている。しかし、鉛快削鋼は近年の環境負荷の低減により、代替材として Bi 添加²³⁾や MnS 系硫化物の形態制御した硫黄快削鋼²¹⁾などが提案され、鉛フリー化が進んでいる。

Ca-Si 脱酸鋼は、Belag を利用して被削性を向上させた代表的な鋼種である。脱酸の際に生じた酸化物系非金属介在物が切削中に工具刃先へ付着することにより、熱拡散摩耗を抑制する²⁴⁻²⁶⁾とされている。Ca-Si 脱酸鋼に含まれる酸化物系非金属介在物と Belag は、ともに Fig. 1.5²⁷⁾に示す CaO-Al₂O₃-2SiO₂ (Anorthite) や 2CaO-Al₂O₃-SiO₂ (Gehlenite) に類似しているため、切削中に酸化物系非金属介在物が工具刃先に付着・堆積し、Belag が

形成すると考えられている。あるいは、切削中に工具刃先上で介在物が混在し、高温高压下で安定な酸化物が Belag として形成すると考えられている²⁸⁾。

Ca-Si 脱酸鋼は Fe-Si 脱酸鋼と比較されることが多い。普通鋼(S40C)を基材とした Ca-Si 脱酸鋼と Fe-Si 脱酸鋼を P20 種超硬合金で旋削加工(連続切削)した際、普通鋼に比べて Fe-Si 脱酸鋼は工具寿命が3倍以上、Ca-Si 脱酸鋼は10倍以上伸びたとされている²⁸⁾。この際、Fe-Si 脱酸鋼切削時は工具刃先に $2\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 5\text{SiO}_2$ 、Ca-Si 脱酸鋼切削時は $\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ (Anorthite) または $2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ (Gehlenite) に類似した Belag が形成された。しかし、Belag による工具寿命改善効果は、Belag 組成に関わらず、Belag が広範囲に付着することが重要であると考えられている²⁸⁾。

一方、超硬工具で同様鋼種を転削加工(断続切削)した際、Ca-Si 脱酸鋼は Fe-Si 脱酸鋼より工具寿命が10倍以上伸びたとされ²⁹⁾、Belag 組成と被削性は関連していると考えられている²⁹⁾。よって、Belag 組成と工具摩耗抑制効果の関係については、旋削加工(連続切削)と転削加工(断続切削)の場合で異なる見解が存在する。

工具刃先に形成される Belag の形態や効果は、鋼材中に含まれる酸素量³⁰⁾、加工雰囲気³¹⁾、切削速度³²⁻³⁵⁾、工具材種^{36,37)}、MnS の存在³⁸⁾により変化するとされている。そこで、これらの項目に着目し、炭素鋼と炭素鋼を基材とした Ca-Si 脱酸鋼切削時に関する従来の研究報告について要約する。

15ppm~130 ppm に酸素量を変化させた Ca-Si 脱酸鋼を P10 超硬工具で旋削加工(連続切削)した際、酸素量が減少するほど Belag の形成が減少し、クレーター摩耗が増大傾向であったと報告されている³⁰⁾。しかし、工具摩耗の抑制効果は薄い Belag でも認められ、一定量以上の Belag の形成により工具摩耗を抑制する効果があると考えられている。

低酸素雰囲気において炭素鋼を P10 超硬工具で転削加工(断続切削)した際、Belag 形成量が増加し、工具寿命が伸びたという報告がある³¹⁾。適切な雰囲気は鋼材組成、切削方法などにより異なる可能性があるため、被削性に及ぼす加工雰囲気の影響については、条件を変えて確認する必要があると考えられる。

切削速度を変えて Ca-Si 脱酸鋼を P10 超硬工具で旋盤加工(連続切削)した際、150 m/min 以上の高速領域では工具すくい面に $2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ (Gehlenite) と類似した Belag が形成され、それ以下の速度では MnS と SiO_2 を主体とした Belag が形成されたと報告されている。また、切削速度 36~510 m/min の広範囲にわたり、Ca-Si 脱酸鋼は炭素鋼に比べ10倍以上の工具寿命を達成したとの報告がある³²⁾。よって、工具寿命改善効果は Belag 組成に関わらず発揮されると考えられる。

切削速度(切削温度)を変えて Ca-Si 脱酸鋼を P20 超硬工具で旋盤加工(連続切削)した際、Belag が最大厚さに達する切削温度は 800 °C であると報告されている。温度は平均温度を示し、最高温度はその 1.3~1.5 倍とされる。よって、 $2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ (Gehlenite) の 1380°C~1593 °C 程度である融点から考えると、Belag として工具刃先で機能できる温度であると報告されている³³⁾。

さらに、Ca-Si 脱酸鋼を P20 超硬工具で旋盤加工（連続切削）した場合、Belag が最も形成されやすい工具表面温度 θ_c は、介在物の融点（MP）と（1）式の関係が成り立つという報告があり³⁴、伊藤らも同様な報告をしている³⁵。

$$\theta_c = 0.591 \times MP \quad (1)$$

よって、Belag が形成されやすい温度域が存在し、Belag の形成量は介在物の融点と切削温度に大きく依存していると考えられている。

Ca-Si 脱酸鋼切削後に Belag が形成された工具材種は主に P 種、M 種超硬合金およびサーメットなど TiC を含有するものであり、TiC の酸化により生じた Ti 系酸化物と珪酸系介在物の新和性が高いため、TiC を含有する切削工具上に Belag が形成されやすいとの報告がある³⁵。さらに、Belag の形成は工具面温度に依存するという考えから、TiC の熱伝導率が関係しているとの報告もある³³。いずれにしても、Ti 酸化物や熱伝導率が関与している証拠が示されておらず、TiC と Belag の関係性については明確になっていない。また、現在ではコーティングを施した超硬工具が主流となっており、コーティングと Belag の関係性を把握することの方が重要であると考えられる。

0.013~0.048 mass%の硫黄含有量を変化させた Ca-Si 脱酸鋼を P20 超硬工具で旋削加工（連続切削）した際、硫黄含有量が高くなるに従い、特に 200 m/min 以上の高速条件でクレーター摩耗が著しく減少したという報告がある。クレーター摩耗が抑制される要因は、硫黄系介在物が鋼材を脆化させることにより、普通鋼に比べて切削温度が低下し、Belag の形成温度範囲が高速切削側へ移行するためだと推察されている³⁶。よって、Belag のさらなる効果が MnS を利用することにより発揮できると考えられる。

Belag の効果についての報告は、Ca-Si 脱酸鋼以外に、BN 添加鋼、片状黒鉛鋳鉄について報告されており、以下に各報告について要約する。

BN 添加鋼は BN の潤滑性による被削性向上を狙い開発された鋼種である。普通鋼(S45C)と普通鋼に BN を 50~80 ppm 添加した BN 添加鋼を P 種超硬合金で旋削加工（連続切削）した際、切削速度が 175 m/min 以上の高速切削領域では、BN 添加鋼切削時の工具の摩耗面に AlN と推察される Belag が付着し、普通鋼に比べて工具寿命が著しく延びるという報告がある^{37,38}。一方、P 種超硬合金で切削した際は 150 m/min 以下、K 種超硬合金はすべての条件において Belag は形成されず、BN 添加鋼と普通鋼の被削性は同等であったと報告されている。AlN は鋼材中の固溶 Al と介在物の BN から工具と切りくずが接触した際の高温高圧により形成された可能性が示されている。また、Ti を含む P 種超硬工具を使用した場合に工具摩耗が抑制された理由として、被削材から供給された BN が TiC の一部を AlN と固溶しやすい TiN に置き換え、AlN と TiN が強固に結びついたためだと考察されている³⁹。

普通鋼と普通鋼に BN を 80 ppm 添加した BN 添加鋼を P 種超硬合金、サーメットで転削加工（断続切削）した際、BN 添加鋼切削後の逃げ面摩耗は普通鋼より小さくなるが、クレーター摩耗は逆に普通鋼より大きくなると報告されている。クレーター摩耗が促進される理由として、被削材中に含まれる B あるいは BN がすくい面に凝着し、Air cut 中に生成

された B_2O_3 が切削工具中の元素や被削材中の Fe と低融点の複合酸化物を作り工具摩耗を促進した可能性が示されている。しかし、TiCN コーティッド工具を使用することにより、逃げ面摩耗、すくい面摩耗どちらも普通鋼切削時よりも少なくなると報告されている⁴⁰⁾。このことから、コーティングの有無により Belag の効果は逆転する可能性があると考えられる。

片状黒鉛鋳鉄は、自動車部品をはじめ産業機械部品に多く用いられる材料である。機械的性質に変化が生じない程度の 0.009 mass%Al および 0.008 mass%Mg を微量添加した片状黒鉛鋳鉄をサーメット工具で 400~1000 m/min の高速領域において旋削加工(連続加工)した際、工具表面に鋼材中の介在物組成と類似した付着物が観察され、工具摩耗は一般的な片状黒鉛鋳鉄に比べ大幅に改善されたとの報告がある。よって、非金属介在物から工具刃先に Belag が形成し、工具刃先保護機能を発揮したと報告されている⁴¹⁾。

同じ片状黒鉛鋳鉄をサーメット工具で 400~1000 m/min の高速領域において転削加工(断続加工)した際、旋削加工と同様に、一般的な片状黒鉛鋳鉄に比べ工具摩耗は大幅に改善されたとの報告がある。しかし、Belag 成分として非金属介在物中に存在しない Si が多く含まれており、Belag の供給源は非金属介在物に加えて固溶元素の可能性も示されている⁴²⁾。

本研究で主に評価を実施した金型用鋼に関する Belag の効果について以下に要約する。プラスチック金型用鋼である NiAl 析出鋼と Cr 添加 NiAl 析出鋼をフライス加工した際、Cr 添加 NiAl 析出鋼の方が高速条件において工具刃先に酸化物が付着し、工具寿命が長くなるという報告があるが、Belag についての詳細な記述はなされていない⁴³⁾。また、熱間金型鋼をエンドミル加工した際、鋼材中の Si 含有量が少ないほど工具刃先において被削材の凝着が生じ易く、凝着摩耗が進行しやすいと報告されている。しかし、Belag の有無については報告されていない⁴⁴⁾。さらに、冷間金型用鋼をエンドミル加工した際、S と Ca 複合添加により被削性の向上が認められたが、工具上に Ca の付着や濃化は確認されていない⁴⁵⁾。

このように、各種金型用鋼では Ca-Si 脱酸鋼などのように Belag について詳しく調べられていない状況である。Ca-Si 脱酸鋼、BN 添加鋼および片状黒鉛鋳鉄の Belag に関する研究では、Belag により工具寿命が改善された報告が多数ある。しかし、報告内容により Belag に対する見解が異なることがある。さらに、Belag の最適組成、厚さ、供給源、生成過程など不明な点も多い。

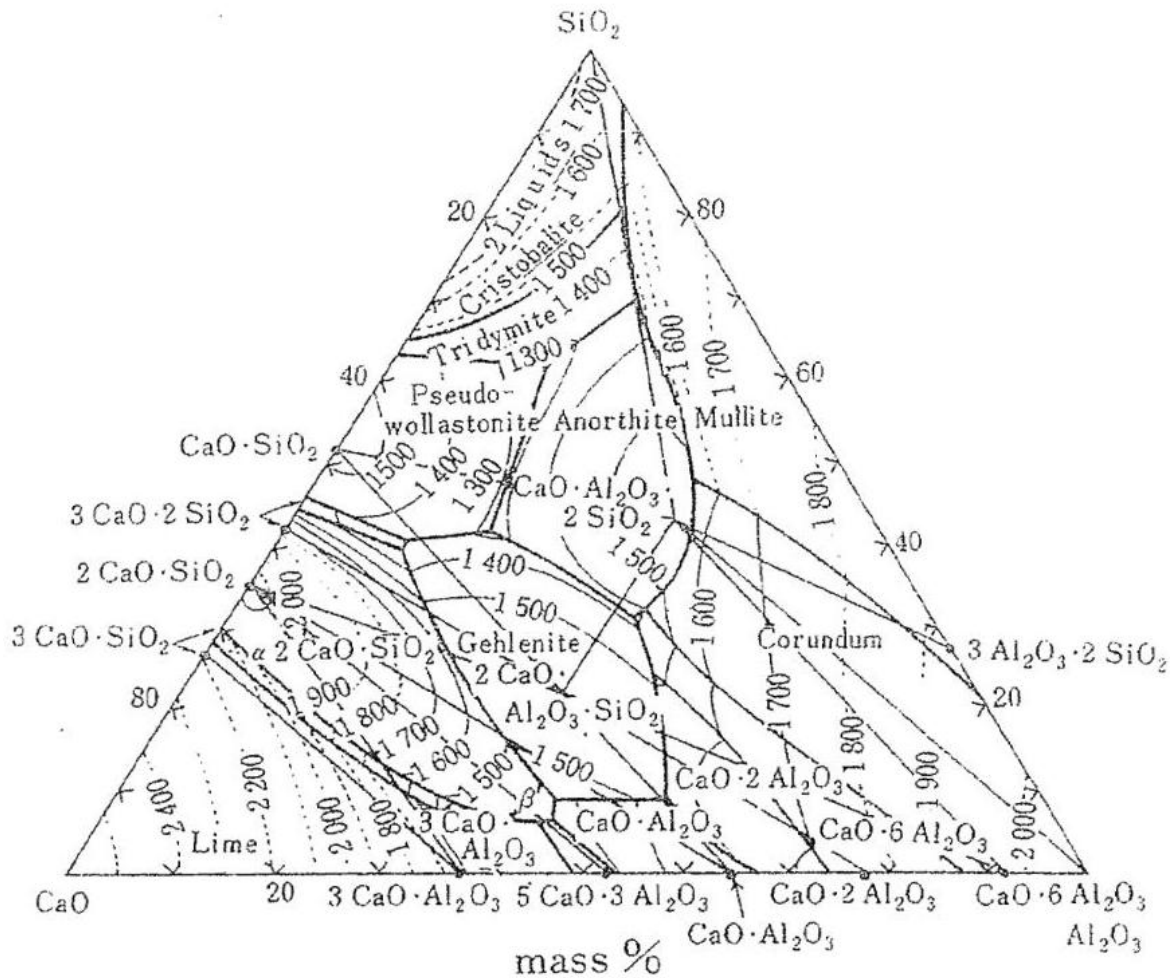


Fig. 1.5 Phase diagram of $\text{CaO}\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ system²⁷⁾.

1.5 本論文の構成

本報告では、工具刃先を保護する機能を有する Belag に着目し、工具損傷形態と Belag の関係性の調査、Belag 生成メカニズムの検討を行い、金型用鋼切削時における Belag の活用方法について検討した。各章における概要を以下に示す。

第 2 章では、プラスチック金型用鋼を転削加工（断続切削）した際の工具損傷現象と付着物の関係性について述べる。高硬度材の加工能率向上を目指すため、プリハードン鋼として使用されている比較的高硬度な 40 HRC プリハードン鋼であるプラスチック金型用鋼を切削した際の工具損傷形態と Belag の関係性を調査した。その結果より、金型用鋼を切削した際に、Belag を利用することによる加工能率向上の可能性について検討した。

第 3 章では、冷間金型用鋼を転削加工（断続切削）した際の工具損傷象と付着物の関係性について述べる。前章と同様に、60 HRC に調質された冷間工具鋼を切削加工した際の工具損傷形態と Belag の関係性について調査し、高硬度材が難削性を示す理由と加工能率向上の可能性について検討した。

第4章では、中炭素鋼切削時における Belag 生成メカニズムの検討結果について述べる。Belag の生成過程を理解し易くするため、鋼材中の酸化物系非金属介在物と構成元素数が少ない JIS 規格 S50C を被削材として用いた。転削加工（断続切削）した際の Belag と切りくずに形成された酸化物を調査し、被削材中に極微量にしか含まれない Belag 成分がどのようなメカニズムにより選択的に工具表面へ生成し、付着するかについて検討した。

第5章では、第2章と第3章で評価したプラスチック金型鋼（40 HRC）と冷間金型鋼（40 HRC, 60 HRC）を用いて、旋削加工（連続切削, 断続切削）した際の切削温度, 切削抵抗, 付着物の関係性について述べる。これらの結果から、Belag に及ぼす加工雰囲気と切削温度の影響を調査し、各種金型用鋼切削時に活用できる Belag の組成と生成条件を検討した。

第6章では、本研究の総括と今後の展開について述べる。

参考文献

- 1) 小野浩二, 河村末久, 北野昌則, 島宗勉; 理論切削工具学, 現代工学社, (2002) 1, 101, 41.
- 2) 藤村善雄; 実用切削加工法第2版, 共立出版, (2006) 61, 195.
- 3) T. H. C. Childs, K. Maekawa, T. Obikawa and Y. Yamane; Metal Machining Theory and application, Arnold (2000) 121.
- 4) 館幸生; プラスチック金型鋼の現状, Sanyo Technical Report, Vol.18,(2011) ,No.1,42.
- 5) 横井大円, 清水敬介, 春名靖志; 工具鋼の現状と高機能化の動向, Sanyo Technical Report, 15,1(2008) 53.
- 6) 伊吹基宏, 井上幸一郎; 新しいプリハードン樹脂金型用鋼「RPD728」「RPD749」, 電気製鋼, 81, 1(2010) 69.
- 7) 辻井信博; 金型の損傷形態と寿命向上対策; Sanyo Technical Report, 7, 1(2000) 65.
- 8) 本多史明, 井上謙一; 被覆冷間プレス金型の摩擦特性と損傷形態, 日立金属技法, 31, (2015) 40.
- 9) 重川英文, 井上淳司, 久良賢二, 濱中憲二, 吉田孝文, 山下勝也; 低振動で高精度加工を実施するマシニングセンタ用高速主軸, 三菱重工技報, 39, 4(2002) 208.
- 10) 湊嘉洋; 特集: 切削工具～高機能化・省資源技術動向と新製品～, SEI テクニカルレビュー, 181, 3(2012) 2.
- 11) 川名淳雄; 切削工具への硬質膜コーティング市場の動向, 表面技術, 58, 12(2007) 128.
- 12) 木下学; 複雑化した金型部品精度の維持・向上と金型製作期間の短縮について, プレス技術, 52, 11(2014) 61.
- 13) 芦田康治, 鬼頭秀仁; 自動車部品の金型づくりにおける高精度・高品位加工, デンソーテクニカルレビュー, 6, 2(2001) 53.
- 14) 山田博之, 吉田鎮雄, 木村篤良, 加藤剛志, 伊藤哲朗; Ca 快削鋼の介在物形態と被削性, 鉄と鋼, 57, 13(1971) 251.

- 15) 牧野亮哉, 貴志浩一, 星光一; 低炭素鋼切削における構成刃先現象, 精密機械, 39, 3(1973) 57.
- 16) 鳴瀧予良之助, 岩田一明, 相原惇士郎; 構成刃先の生成, 脱落機構に関する研究, 日本機械学会論文集, 36, 290(1970), 175.
- 17) 片山昌, 戸田正弘, 橋村雅之; 鋼のマイクロ組織の不均一性に着目した構成刃先成長モデル, 62, 9(1996), 1354.
- 18) 高梨省吾; Ca 脱酸快削鋼, 鉄と鋼, 65, 1(1979) 148.
- 19) Hazra.D.Caffarrelli and S.Ramalingam: Free Steels, Trans. ASME. Ser. B, 96, (1974) 1230.
- 20) K. Iwata and K. Ueda: Dynamic Behavior of Manganese Sulphide Inclusions in Machining under Scanning Electron Microscope Observation, Proc. ICPE, (1974) 516.
- 21) 磯部浩一, 草野祥昌, 前田弘文; 低炭素硫黄快削鋼の MnS 系硫化物の生成挙動と被削性に及ぼす酸素濃度の影響, 鉄と鋼, 80, 12(1994), 20.
- 22) 鳴瀧則彦, 岩田一明, 奥島啓式; 工具摩耗面のマイクロアナライザーによる観察, 精密機械, 32, 9(1996), 9.
- 23) 家口浩; 鋼の切削時の切り屑処理性に及ぼす溶融金属脆化の役割, 鉄と鋼, 77, 5(1991), 79.
- 24) 高梨省吾; Ca 脱酸快削鋼, 鉄と鋼, 65, 1(1979), 148.
- 25) 田阪興, 赤沢正久, 片山昌, 黒岩和也; 鋼の脱酸調整による介在物組成変化と被削性, 鉄と鋼, 57, 13(1971), 216.
- 26) 佐田登志夫, 平尾政利; カルシウム脱酸鋼切削時の工具付着面の生成とその効果, 精密機械, 37, 5(1971) 17.
- 27) 改訂 4 版金属データブック日本金属学会編, 丸善株式会社, (2008) 564.
- 28) 奥島啓式, 星鉄太郎, 鳴瀧則彦; Ca 脱酸鋼切削時の工具付着面の挙動, 精密機械, 34, 7(1968) 478.
- 29) 精機学会切削性分科会; カルシウム脱酸鋼の被削性(第 1 報), 精密機械, 34, 10(1968) 680.
- 30) 鳴瀧良之助, 岩田一明, 山本俊二, 山口喜弘; Ca 脱酸鋼の被削性に関する研究 (脱酸法および化学成分の影響について), 鉄と鋼, 56, 3(1970), 391.
- 31) 山根八州男, 鳴瀧則彦; 正面フライス切削時の工具損傷に及ぼす雰囲気の影響(第 1 報) -すくい面摩耗への影響-, 精密工学会誌, 49, 4(1983) 521.
- 32) 奥島啓式, 星鉄太郎, 鳴瀧則彦; Ca 脱酸鋼切削時の工具付着面の挙動(第 2 報), 精密機械, 35, 6(1969) 378.
- 33) 佐田登志夫, 平尾政利; カルシウム脱酸鋼切削時の工具面付着物の挙動, 精密機械, 37, 5(1971) 323.

- 34) 平尾政利, 西川勝彦, 佐田登志夫:カルシウム脱酸鋼切削時の工具面付着物挙動, 精密機械, 41, 5(1975) 442.
- 35) 伊藤哲朗, 高橋哲郎, 木村篤良, 山野清一; Ca 快削鋼中の酸化物系介在物融点と切削温度の関係について, 電気製鋼, 44, 1(1973) 29.
- 36) 荒木透, 山本重男; 鋼の被削性と冶金的因子, 鉄と鋼, 57, 13(1971) 1912.
- 37) 田坂興, 赤澤正久, 片山昌, 黒岩和也; 脱酸調整快削鋼の被削性に及ぼす硫黄の影響, 精密機械, 37, 11(1971) 789.
- 38) 山根八州男, 田中隆太郎, 鳴瀧則彦; BN 添加鋼の被削性, 精密工学会誌, 64, 9(1998) 1370.
- 39) 山根八州男, 田中隆太郎, 関谷克彦, 鳴瀧則彦, 白神哲夫; BN 添加鋼の被削性(第 2 報), 精密工学会誌, 66, 2(2000) 229.
- 40) 田中隆太郎, 山根八州男, 関谷克彦, 鳴瀧則彦, 白神哲夫; BN 添加鋼の被削性(第 3 報), 精密工学会誌, 68, 5(2002) 705.
- 41) 古屋諭, 尾添伸明, 白杵年, 山根八州男; 非金属介在物を利用した片状黒鉛鑄鉄高速切削時の快削化, 精密工学会誌, 71, 6(2005) 750.
- 42) 古屋諭, 尾添伸明, 関谷克彦, 山根八州男; 非金属介在物を利用した片状黒鉛鑄鉄高速切削時の快削化 (第 2 報), 精密工学会誌, 76, 7(2010) 775.
- 43) 田村庸, 中津英司, 松本正治, 細田康弘, 遠山文夫; プラスチック成型金型材料の実用特性, 日立金属技法, 20, (2004) 63.
- 44) 藤井利光, 松田幸紀; 熱間工具鋼の被削性に及ぼす Si 量の影響, 電気製鋼, 71, 2(2000) 119.
- 45) 倉田征児, 松田幸紀; 冷間工具鋼の焼入焼戻し状態での被削性に及ぼす S, Ca 複合添加の影響, 電気製鋼, 71, 2(2000) 111.

第2章 プラスチック金型用鋼を転削加工した際の工具損傷現象

2.1 諸言

プラスチック金型用鋼は、鋼材購入時に金型として使用する際の硬さに調質済みであるプリハードン鋼から、直彫り加工により金型が製作されることが主流である。一方、金型として使用する際の硬さが比較高い熱間金型用鋼や冷間金型用鋼は、プリハードン鋼の加工自体は可能であるが、加工費がかさむなどの理由から量産レベルとして定着していない¹⁾。よって、高硬度材の被削性を改善し、プリハードン鋼化を実現するとにより、熱処理工程などのリードタイムを短縮でき、金型の加工能率向上につながると考えられる。

そこで、本実験では高硬度材の被削性向上を目指すため、プリハードン鋼として実際に使用されている比較的高硬度な 40 HRC プリハードン鋼であるプラスチック金型用鋼を切削した際の工具損傷形態と Belag の関係性を調査した。その結果から、金型用鋼を切削した際に Belag を利用した加工能率向上の可能性について検討した。

切削加工方法は、被削材を回転させて丸状に加工する旋削加工、工具を回転させて被削材を多様な形状に加工する転削加工に分類される。さらに、切削中に工具刃先と被削材が常に接触する連続切削、接触と非接触を繰り返す断続切削に分類される。本実験では、高硬度材加工で問題とされる金型製作時の粗加工を想定し、刃先交換式インサートを用いて転削加工（断続切削）の評価を実施した。

2.2 実験方法

2.2.1 供試材

2.2.1.1 被削材

本実験では 40 HRC プリハードン鋼として使用されている 2 種類のプラスチック金型用鋼を被削材として使用した。Table 2.1 に被削材の組成を示す。組成は JIS 規格で定められている方法で測定した。酸可溶 Al（固溶 Al）と非酸可溶 Al（ Al_2O_3 など）²⁾ は原子吸光分析法、C と S は燃焼赤外線吸光法、他元素は固体発光分光分析法で測定した。

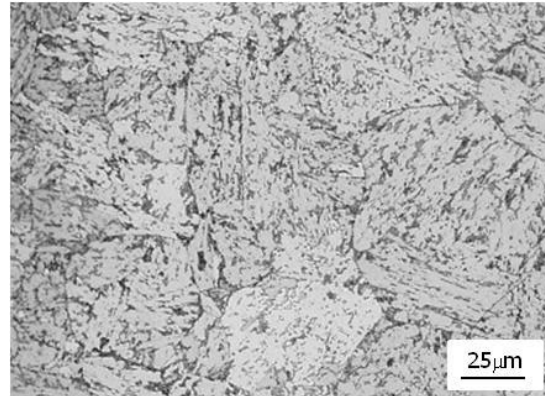
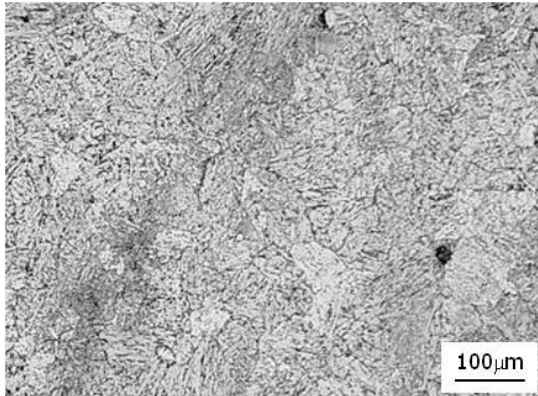
Steel A は AISI 規格 P21 に相当し、熱処理により NiAl を析出させて硬さを得る NiAl 析出鋼である。一方、Steel B は磨き性や鏡面性および被削性のバランスを重視した鋼種³⁾ である。Al は 2 鋼種ともに主に固溶 Al として存在した。

Fig. 2.1 に被削材の組織写真を示す。組織は被削材表面を鏡面研磨した後、5%ニッター溶液により腐食させた状態である。2 鋼種とも針状ベイナイト組織を示し、Steel B は Steel A に比べて MnS の介在物が多く存在した。

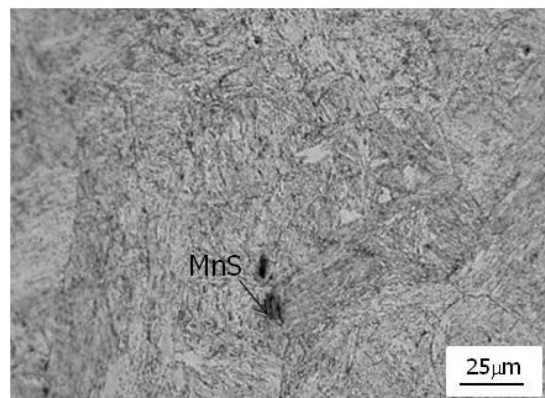
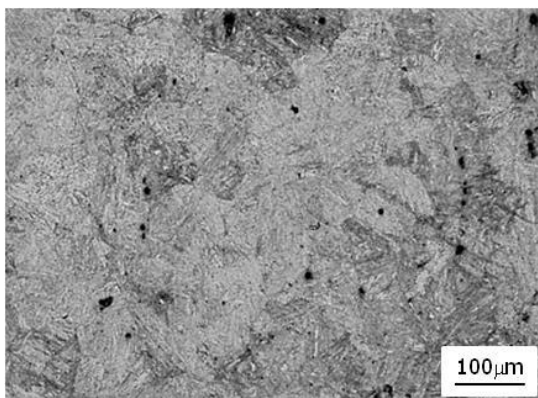
Fig. 2.2 に各鋼材における介在物の SEM 写真と面分析結果を示す。Steel A の介在物は主に Al 系窒化物であった。一方、Steel B の介在物は主に MnS であり、Al 系酸化物の周りに MnS が存在する複合介在物が一部存在した。このように異なる特性を持つ 2 鋼種を被削材として使用した。

Table 2.1 Chemical compositions of plastic mold steels. (mass %)

	Fe	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Mo	sol Al	insol Al
Steel A	bal.	0.1	0.3	1.5	-	3.3	0.3	0.3	0.870	<0.001
Steel B	bal.	0.2	0.3	1.5	0.02	1.1	1.8	0.5	0.001	<0.001

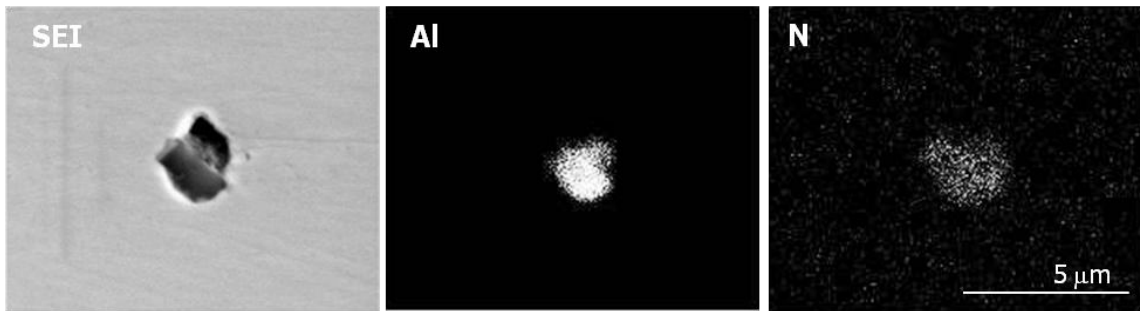


a) Steel A



b) Steel B

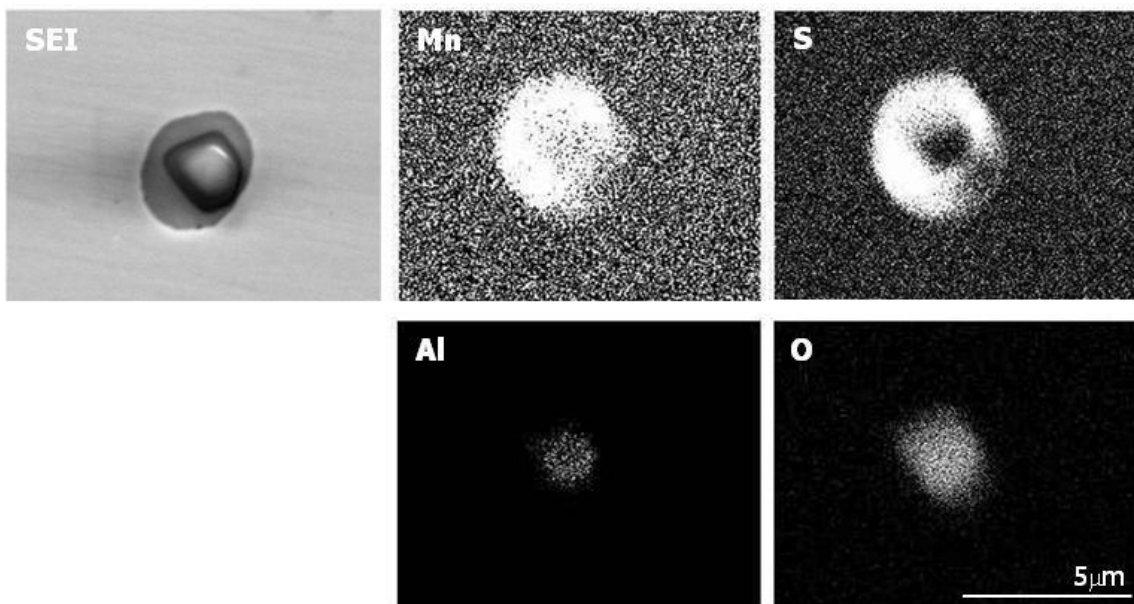
Fig. 2.1 Optical micrographs of plastic mold steels.



a) Non metallic inclusion in Steel A



b) Non metallic inclusion in Steel B



c) Non metallic inclusion in Steel B

Fig. 2.2 EDS elemental mappings at non metallic inclusions.

2.2.1.2 切削工具

切削工具は三菱日立ツール製刃先交換式インサート（型番：EDNW15TN4TN-15）をカッター（型番：ASR5063-4）に固定したものを使用した。Fig. 2.3 にインサートの外観写真と切削時におけるインサートの刃先断面模式図を示す。インサートの刃先形状は、すくい面、ホーニングおよび逃げ面で構成され、カッター取り付け時のすくい角は 9° 、ホーニング角は 20° 、逃げ角は 5° であった。

インサートの母材は K 種超硬合金であり、皮膜は被削材より供給される付着物と工具間の成分を区別できるように留意し、被削材成分を含まない TiN を選定した。神戸製鋼製コーティング装置（型番:AIP-S20）を使用し、PVD 法により約 $3\ \mu\text{m}$ の厚さとなるように成膜した。

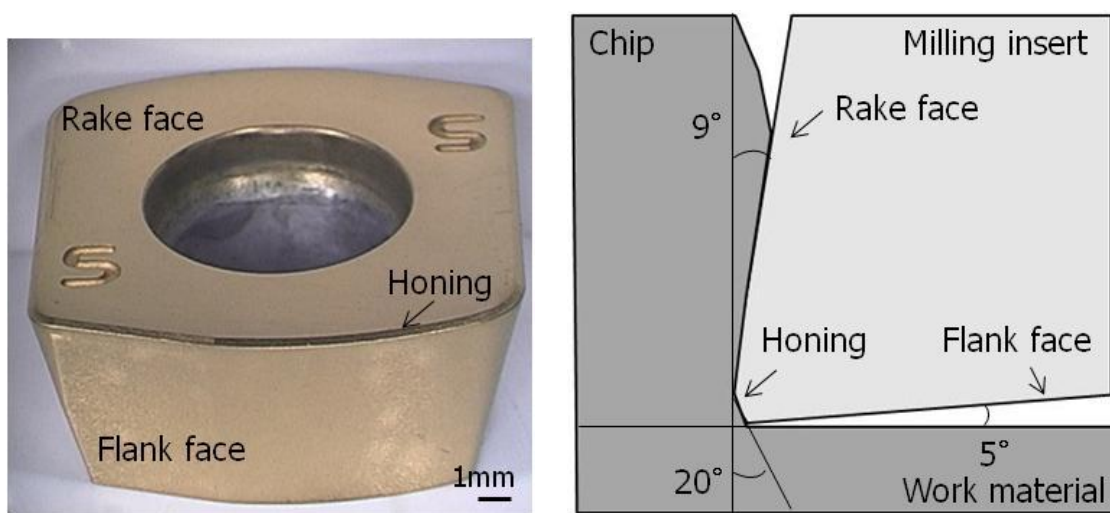


Fig. 2.3 Photo and model of milling insert.

2.2.2 加工方法

Fig. 2.4 に切削評価を実施した際の外観写真を示す。主軸テーパー50番の日立精機製縦型マシニングセンタ（型番：MACC MATIC-610V）を用いて平面切削を実施した。

Table 2.2 に加工条件を示す。インサートは単一刃とした。Ca-Si 脱酸鋼切削時において切削速度により Belag 形態が変化するという報告があることから⁴⁾、切削速度を 60~150 m/min に変化させて評価した。

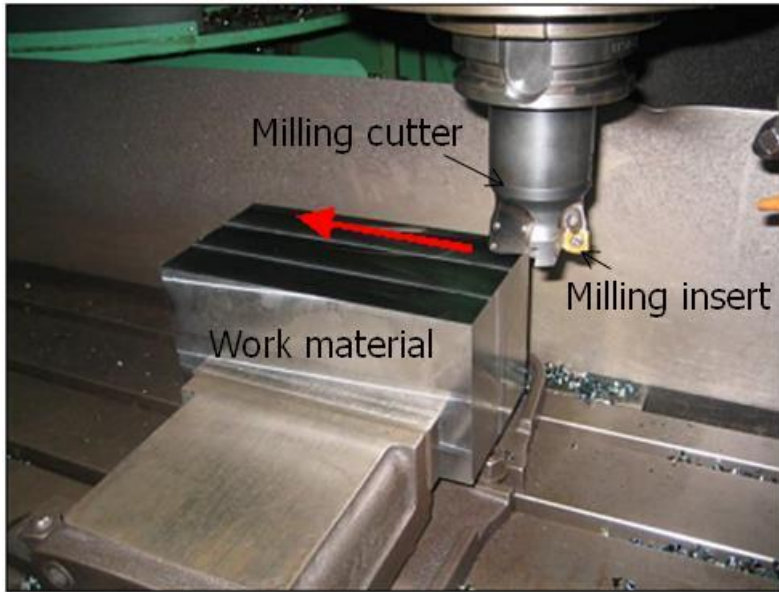


Fig. 2.4 Photo of cutting test.

Table 2.2 Cutting conditions by milling cutting tool.

Milling cutter	Diameter	63 mm
	Number of teeth	1/4
Milling insert	Base material	Carbide
	Coating	TiN
Cutting conditions	Cutting depth	1.0 mm
	Cutting width	42 mm
	Cutting speed	60, 90, 120, 150 m/min
	Feed per tooth	0.8 mm/tooth
	Revolution	303, 455, 606, 758 min ⁻¹
	Feed rate	242, 364, 485, 606 mm/min
	Chip removal volume rate	10, 15, 20, 25 cm ³ /min
	Cutting method	Down cut
	Cutting fluid	Air

2.2.3 解析方法

2.2.3.1 EPMA 分析

切削後の工具損傷形態の観察を走査型電子顕微鏡 (SEM : Scanning Electron Microscope) により実施した。さらに、工具刃先に形成された付着物は、表面から電子線マイクロアナライザー (EPMA : Electron Probe Micro Analyzer) を使用して観察と解析を実施した。

Table 2.3 に EPMA の測定条件を示す。波長分散型 X 線分光器 (WDS : Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer) を備えた日本電子 (株) 製 FE-EPMA 装置 (型番 : JXA-8500F) を用い、定性分析により付着物表面からの概略の組成を把握した後、面分析により工具表面における付着物の量および分布状態を調査した。

Table 2.3 EPMA analysis conditions.

	Accelerating voltage	Probe current	Area
Qualitative analysis	10 kV	5.0×10^{-8} A	$\phi 10 \mu\text{m}$
Area analysis	10 kV	3.0×10^{-7} A	$0.7 \times 0.3 \text{ mm}$ $\sim 7 \times 4 \text{ mm}$

2.2.3.2 TEM 解析

切削工具断面から透過型電子顕微鏡 (TEM : Transmission Electron Micro scope) を使用して観察と解析を実施した。TEM 解析は日本電子 (株) 製電界放出型透過電子顕微鏡 (型番 : JEM-2010F) を用いた。

Table 2.4 に TEM の測定条件を示す。暗視野 STEM 像、TEM 像により付着物の構造、厚さ、付着物と皮膜の結合状態の観察を行い、制限視野回折 (SAD : Selected-Area Diffraction)、極微電子線回折 (NBD : Nano-Beam Diffraction) により付着物の結晶構造を調査した。さらに、付設のエネルギー分散型 X 線分光器 (EDS : Energy Dispersive X-ray Spectrometer) を用いて、定量分析を実施した。

Table 2.4 TEM analysis conditions.

	Accelerating voltage	Camera length	Area
Selected-area diffraction	200 kV	50 cm	$\phi 650 \text{ nm}$
Nano-beam diffraction	200 kV	50 cm	$\phi 5 \sim 30 \text{ nm}$
Quatitative analysis	200 kV	-	$1 \times 1 \text{ nm}$ $50 \times 50 \text{ nm}$ $500 \times 500 \text{ nm}$

2.3 実験結果および考察

2.3.1 工具損傷形態の観察

Steel A と Steel B 転削加工時の被削性と工具損傷形態，さらに，これらに及ぼす切削速度の影響について評価した．本実験では，逃げ面最大摩耗幅はチップングも含めた母材が露出した幅とし，工具寿命は切削工具の逃げ面最大摩耗幅が 0.25 mm に達した時点とした．

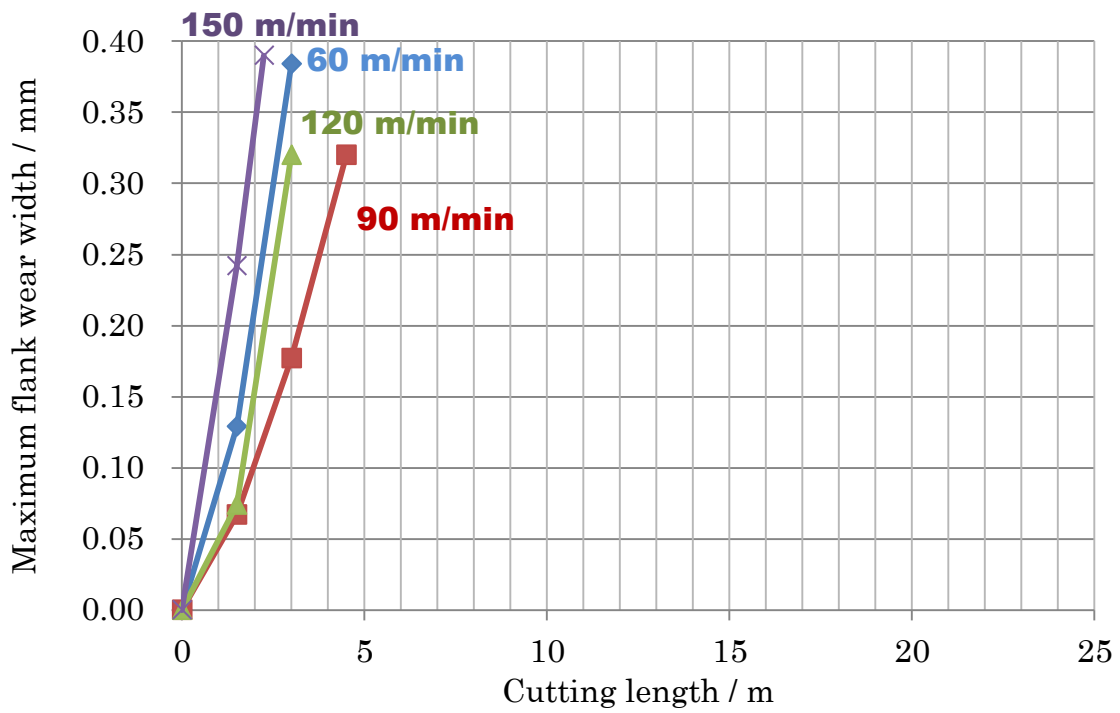
Fig. 2.5 に切削距離と逃げ面最大摩耗幅の関係を示す．全ての切削速度下において，Steel B 切削時の工具寿命は，Steel A より 6 倍以上長かった．切削速度の影響を比較すると，Steel A は 90 m/min で切削した際に最も工具寿命が長く，次いで 120 m/min, 60 m/min, 150 m/min の順で工具寿命が長かった．一方，Steel B は 150 m/min と 120 m/min で切削した際に最も工具寿命が長く，次いで 90 m/min と 60 m/min が同程度であり，切削速度の上昇に伴い工具寿命が長くなる傾向であった．

構成刃先が生じる温度域以上では，切削速度の上昇に伴い，工具刃先に生じる熱的損傷が促進され，工具寿命は短くなるとされている⁵⁾．よって，Steel B 切削時の工具刃先に生じた現象は特異であると考えられる．

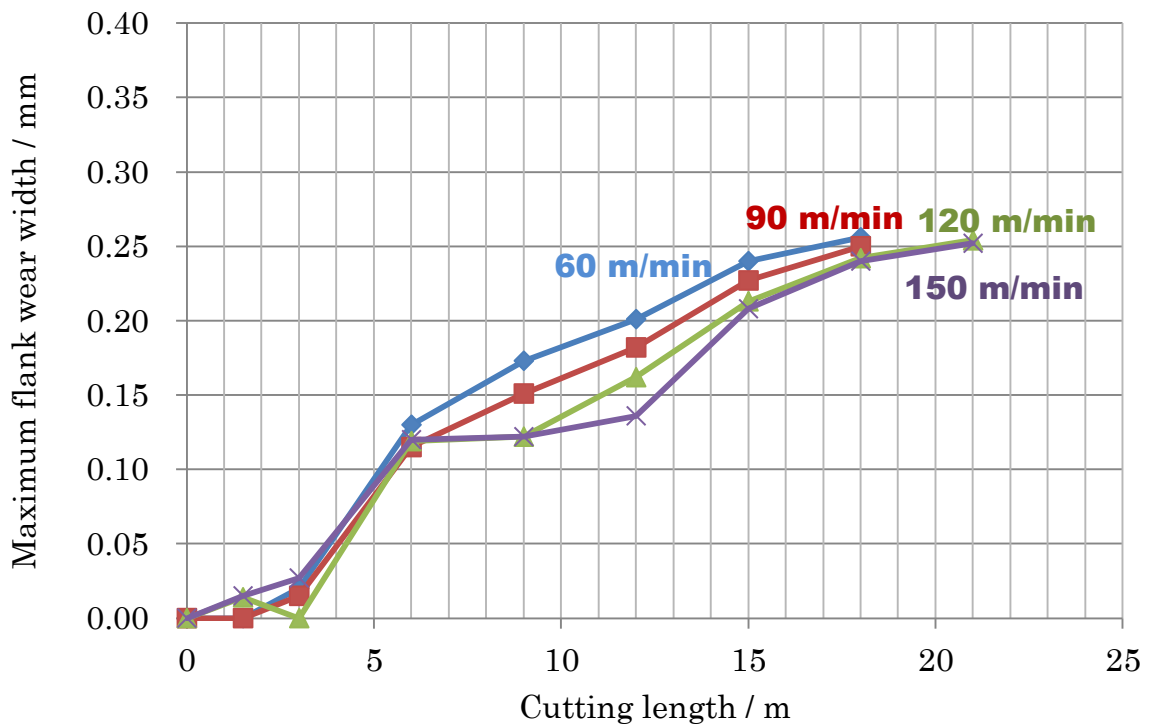
Fig. 2.6 に工具寿命に到達した際の工具刃先の SEM 像を示す．Steel A 切削時は工具境界部（ホルダー中心から最も離れている工具と切りくずの接触箇所）の欠損，Steel B 切削時は工具内側（カッター中心から最も近い工具と切りくずの接触箇所）の逃げ面摩耗により寿命に至り，被削材により工具損傷形態が異なった．切削速度が変化しても同一鋼種間の工具損傷形態は類似していた．

150 m/min で Steel A を切削した際，Steel A そのものと推察される塊状の付着物が工具境界部で確認された．このことから，Steel A 切削時の工具刃先の欠損は，構成刃先のように工具の一部が付着物により持ち去られた際に生じた⁶⁾と考えられる．

Fig. 2.7 に切削初期段階での工具刃先 SEM 像を示す．Steel A 切削時はホーニング境界部に皮膜剥離，チップングおよび被削材の凝着が生じていた．一方，Steel B 切削時は皮膜剥離，チップングおよび被削材の凝着が生じていなかった．しかし，1.50 m 切削後の逃げ面摩耗（SEM 像で白く見える箇所）を比較すると，Steel B 切削後の逃げ面最大摩耗幅は Steel A より大きい傾向にあった．よって，Steel A 切削時に工具刃先の欠損が生じない切削条件下では，Steel A と Steel B 切削時の工具寿命が逆転する可能性があると考えられる．



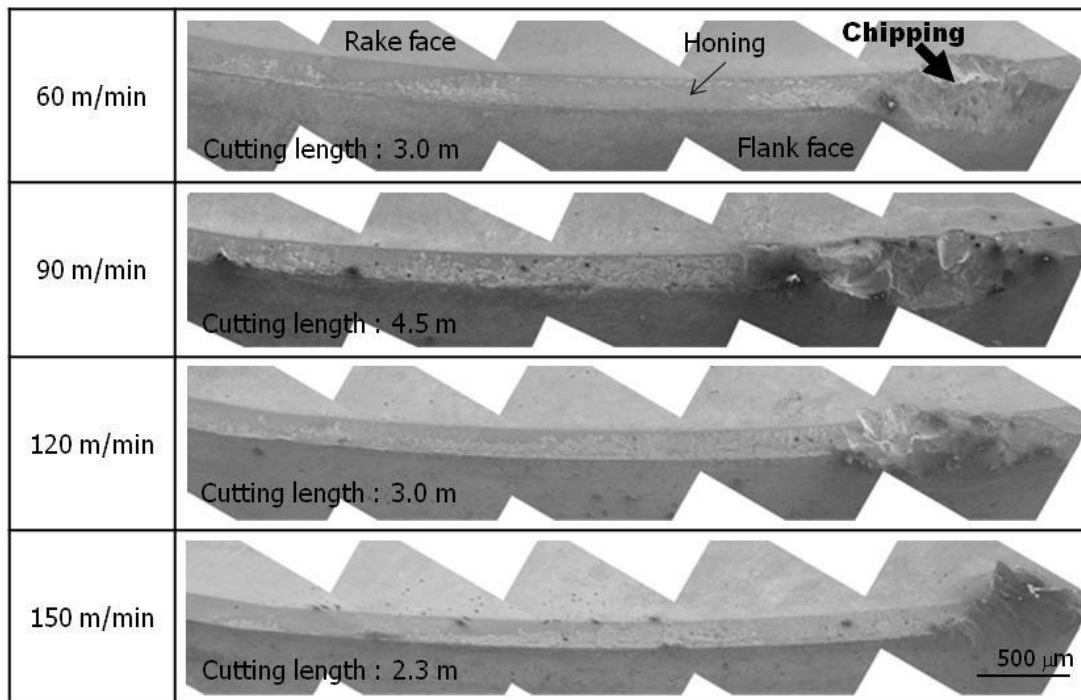
a) Steel A



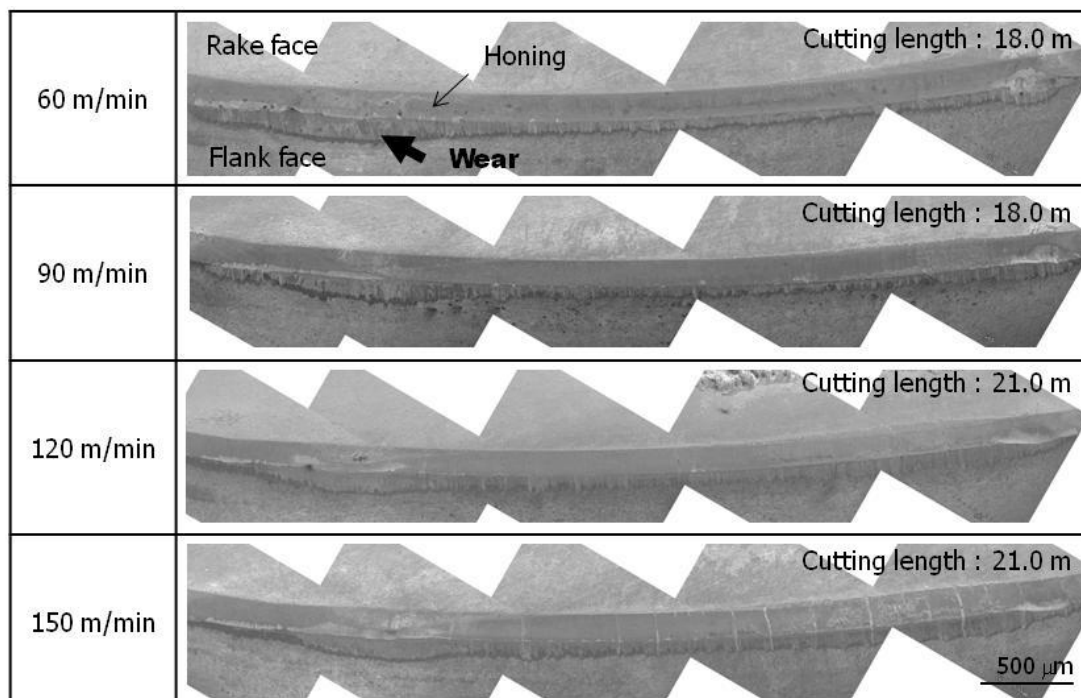
b) Steel B

Fig. 2.5 Relationship between cutting length and maximum flank wear width⁷⁾ .

$V = 60 \sim 150$ m/min, $f_z = 0.8$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, TiN coated tool



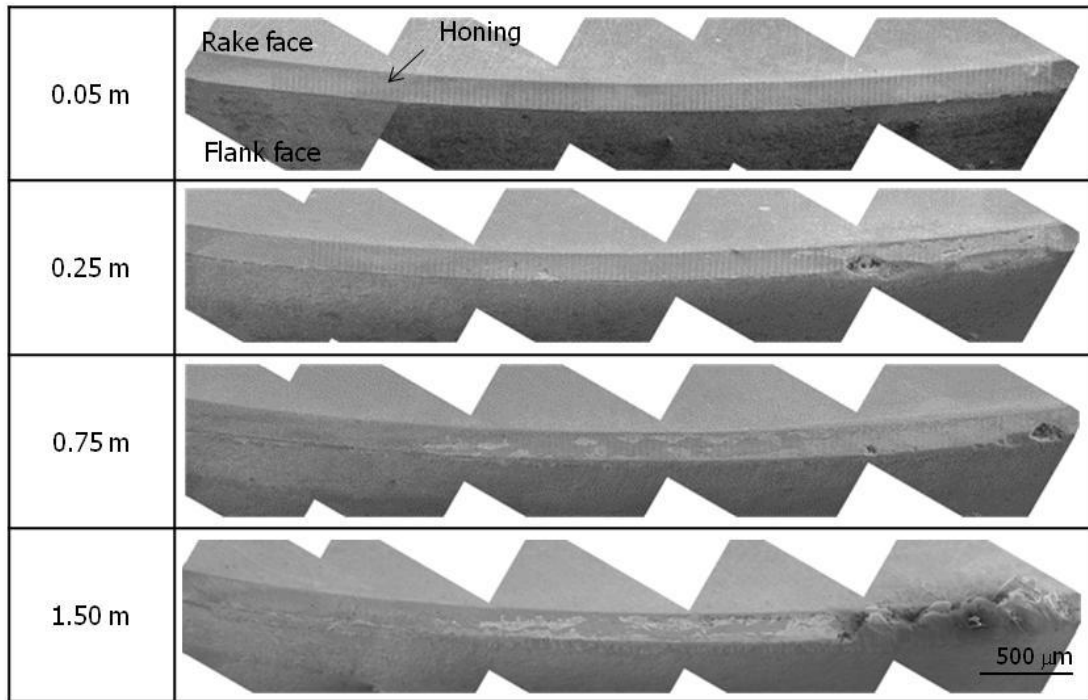
a) Steel A



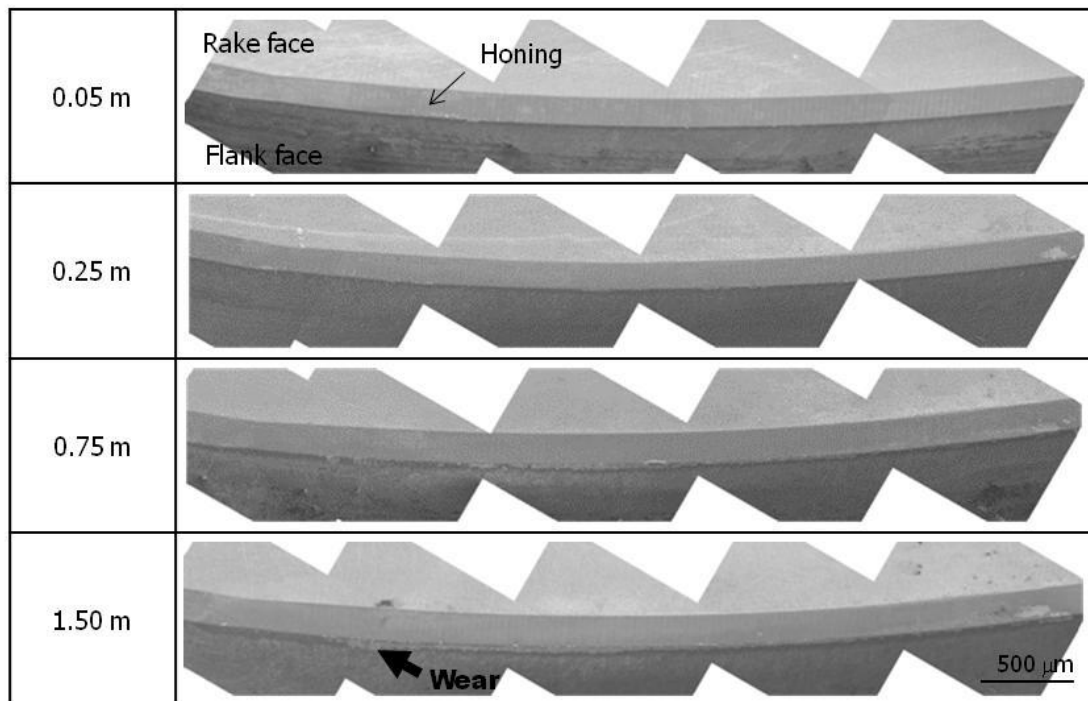
b) Steel B

Fig. 2.6 SEM images of milling inserts after cutting plastic mold steels⁷⁾ .

$V = 60 \sim 150$ m/min, $f_z = 0.8$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, TiN coated tool



a) Steel A



b) Steel B

Fig. 2.7 SEM images of milling inserts after cutting plastic mold steels⁷⁾ .

$V = 90 \text{ m/min}$, $fz = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.05 \sim 1.50 \text{ m}$, TiN coated tool

2.3.2 工具刃先の EPMA 分析

被削材から工具刃先に形成される付着物が工具損傷形態に影響を与えるという報告⁸⁻¹¹⁾が多くある。そこで、2種類のプラスチック金型用鋼切削時の工具損傷形態に違いが生じた要因を特定するため、工具損傷形態に与える付着物の影響について調査した。

Fig. 2.8 に 90 m/min で 0.75 m 切削後の工具刃先の SEM 像を示す。Steel A 切削後のホーニング内側では黒い領域、ホーニング境界部では皮膜剥離、逃げ面では凸部が生じていた。一方、Steel B 切削後のホーニング境界部と逃げ面では、凸部が生じていた。

Fig. 2.9 に Fig. 2.8 中に示す各 $\phi 10 \mu\text{m}$ 領域における定性分析結果を示す。その際、付着物下に存在する工具皮膜成分の Ti と N、工具母材成分の W が検出されたため、分析結果は参考値として扱った。Steel A 切削後のホーニング内側では、工具成分と Fe 以外に Al と O、ホーニング境界部では Al の他に Mn と Si が多く検出された。一方、Steel B 切削後のホーニングでは工具成分と Fe 以外に Mn, Si, O, S が多く検出された。

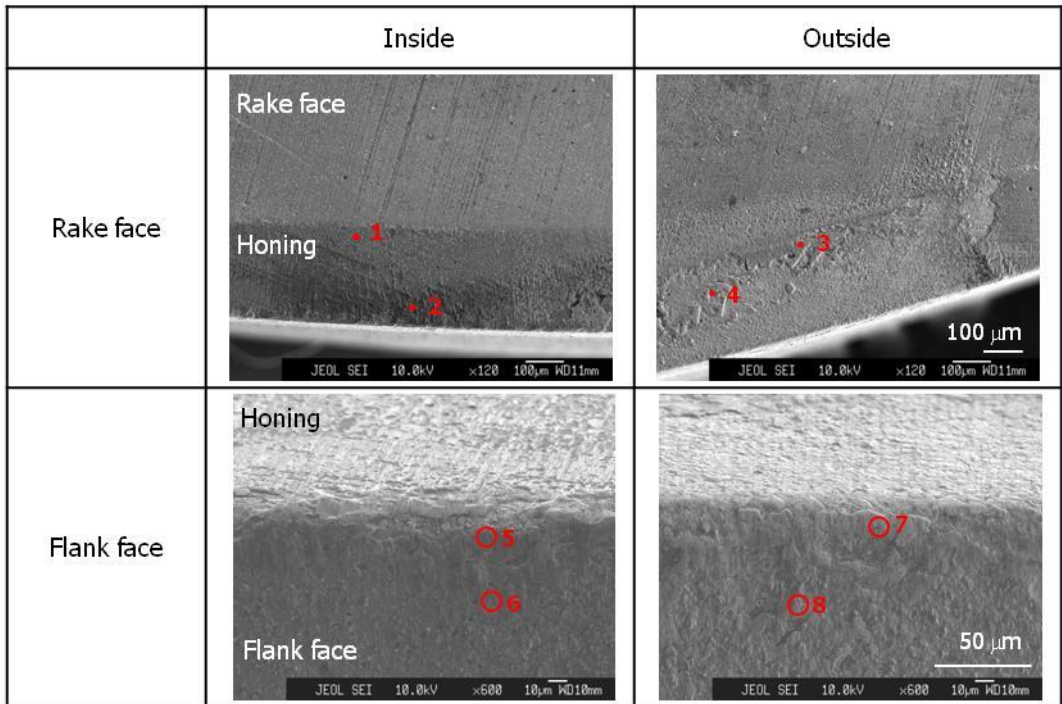
逃げ面に形成された付着物は、Steel A, Steel B とともにホーニングに形成された付着物と類似傾向であった。しかし、Steel B 切削後の逃げ面ではホーニング部に比べ Ti の検出量が多く、付着物が形成されにくいと推察される。

Fig. 2.10 に Fig. 2.8 中各箇所面の分析結果を示す。Steel A 切削後のホーニング内側では Al 系酸化物と Fe 系酸化物、境界部では母材露出箇所に被削材の主成分である Fe が存在したことから Steel A そのもの、逃げ面ではホーニング同様、Al 系酸化物が形成していると考えられる。一方、Steel B 切削後のホーニング内側では MnS、境界部では Mn-Si 系酸化物と MnS が形成していると考えられる。逃げ面はホーニングと同傾向であった。

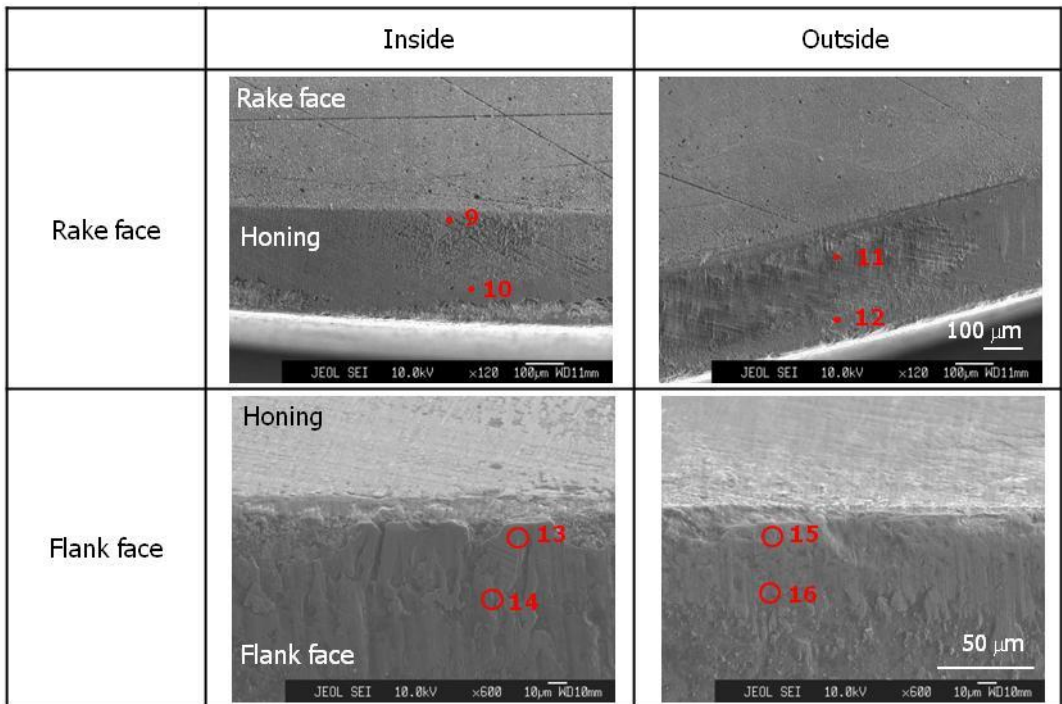
これまでの工具損傷形態と付着物の調査結果より、Steel A 切削時の工具損傷形態は欠損であり、付着物は Al 系酸化物と Fe 系酸化物もしくは Steel A そのものであると推察される。一方、Steel B 切削時の工具損傷形態は摩耗であり、付着物は Mn-Si 系酸化物と MnS であると推察される。よって、2種類のプラスチック金型用鋼は、MnS による鋼材の脆化作用¹²⁾の有無に加え、付着物の種類が工具損傷形態に影響を与えていると考えられる。

今回確認された Al 系酸化物と Mn-Si 系酸化物は、工具刃先に対して酸化物系保護皮膜として機能している可能性がある。よって、本論文ではこれらを Belag として扱った。

Ca-Si 脱酸鋼切削時に形成される Belag は鋼材中の非金属介在物により形成されるという報告^{13,14)}が数多くある。しかし、プラスチック金型用鋼切削時に形成された Belag は 2 鋼種ともに非金属介在物と組成が一致しておらず、鋼材中の固溶元素により Belag が形成されたと考えられる。鋼材中に微量に存在する固溶 Al, Mn, Si が Belag として工具刃先に形成された機構は、現段階で不明であるため、第 4 章と第 5 章において検討をおこなう。



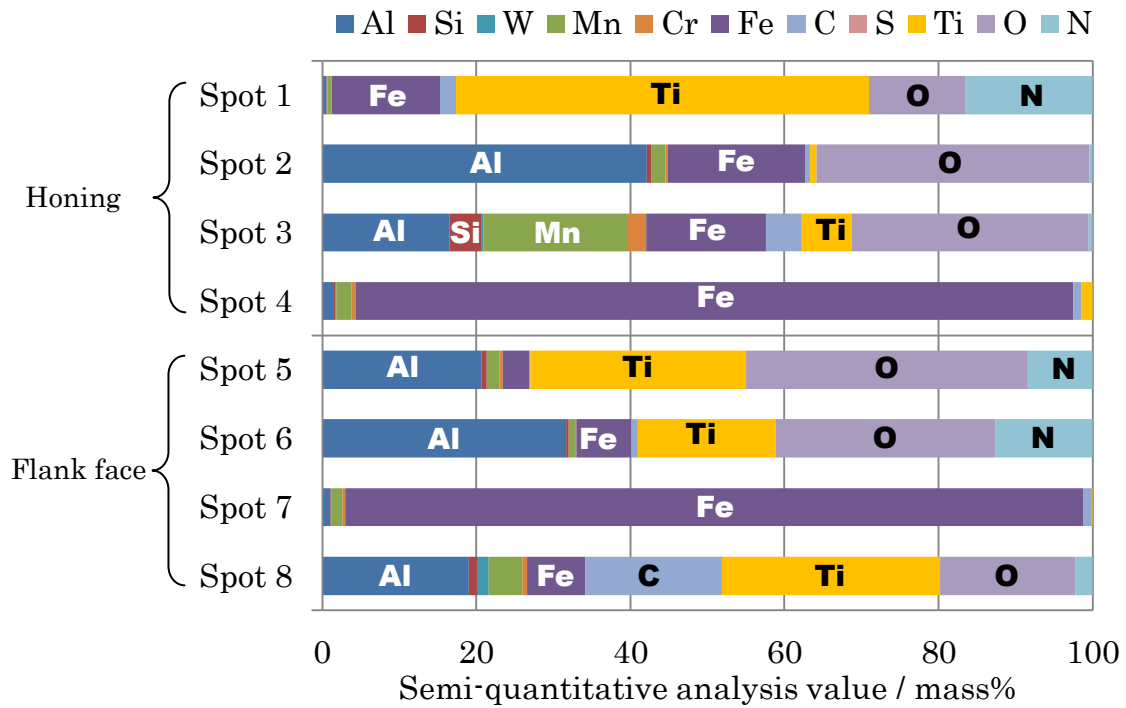
a) Steel A



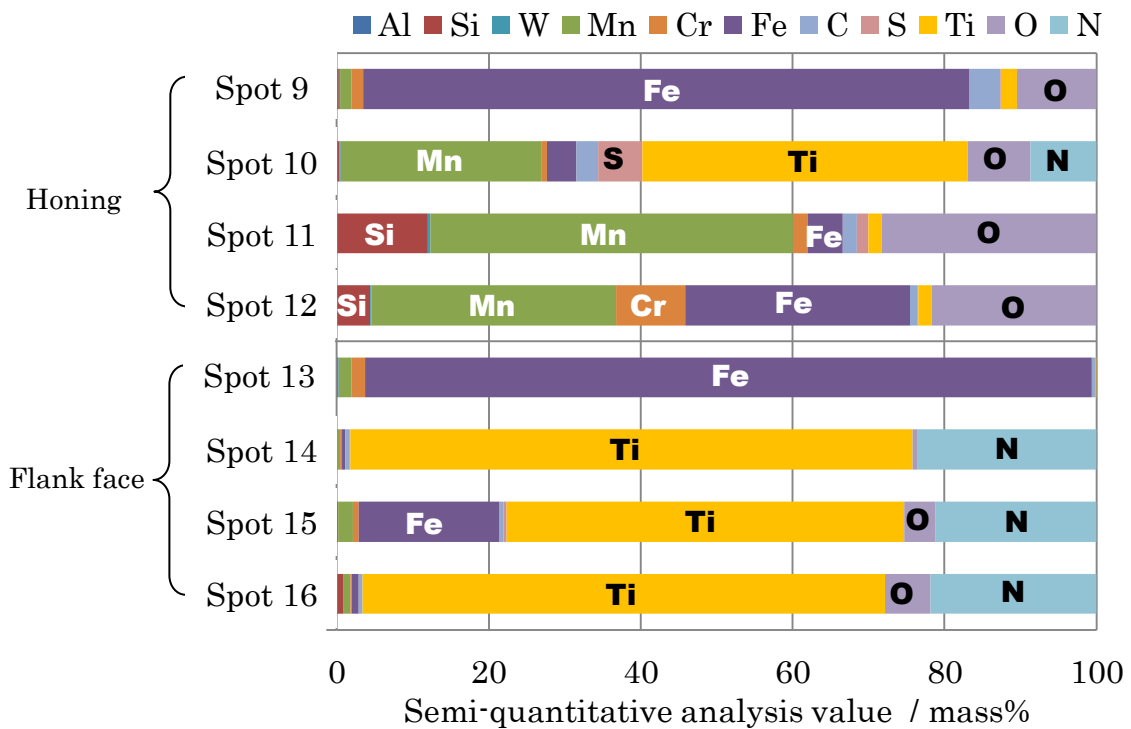
b) Steel B

Fig. 2.8 SEM images of milling inserts after cutting plastic mold steels.

$V = 90 \text{ m/min}$, $f_z = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.75 \text{ m}$, TiN coated tool



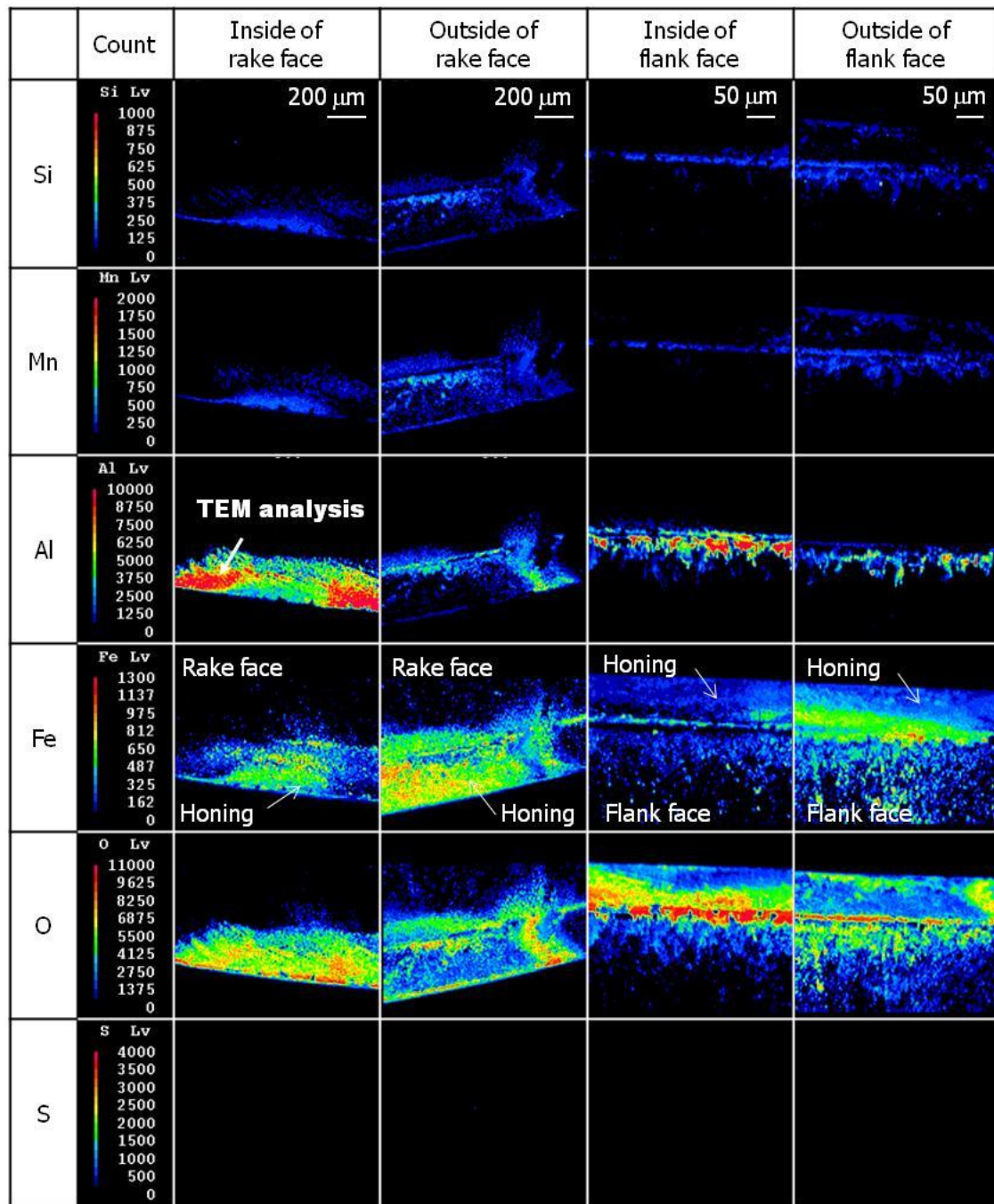
a) Steel A



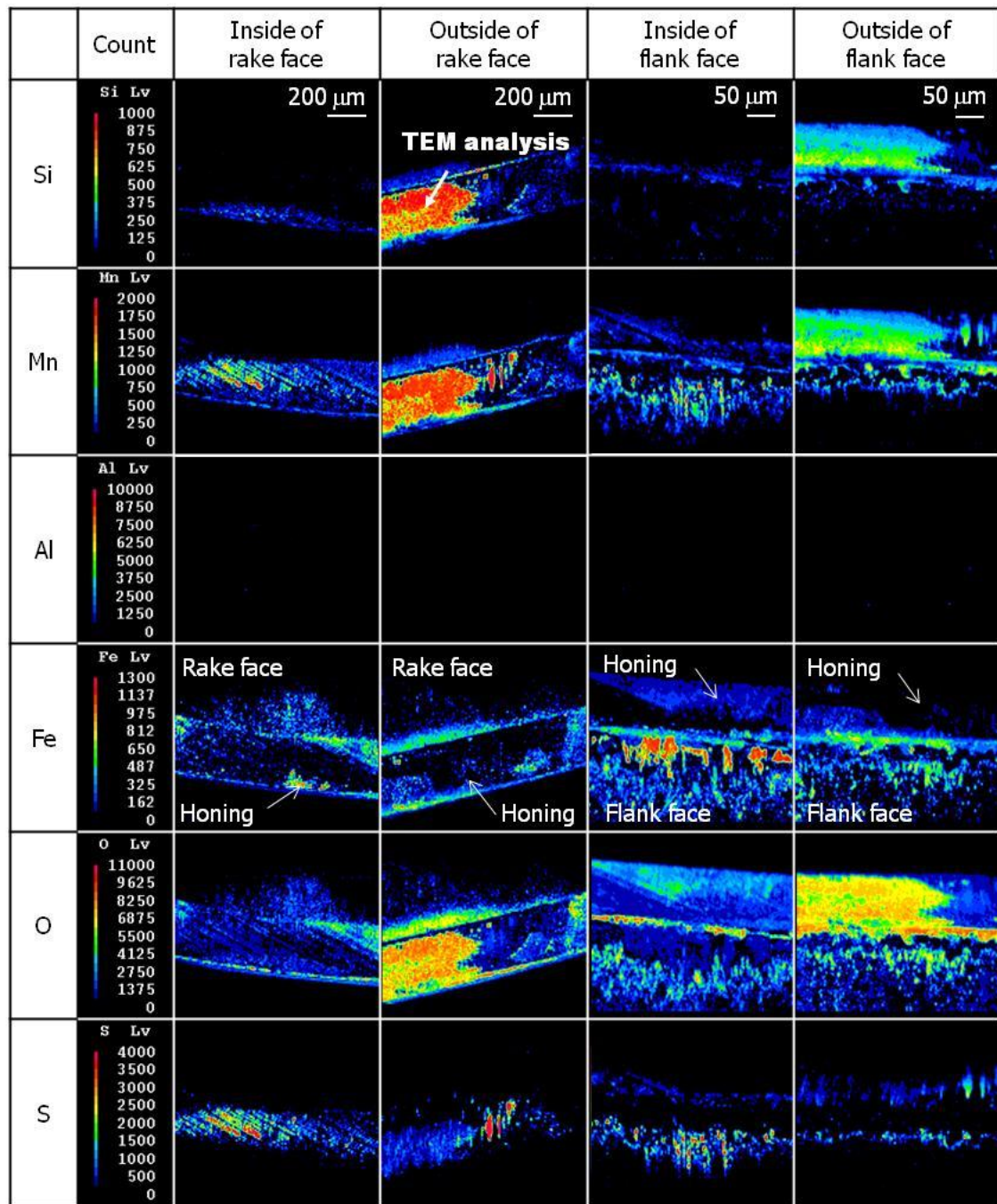
b) Steel B

Fig. 2.9 Results of WDS semi-quantitative analyses at each Spot of Fig. 2.8.

$V = 90 \text{ m/min}$, $f_z = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.75 \text{ m}$, TiN coated tool



a) Steel A



b) Steel B

Fig. 2.10 WDS elemental mappings of milling insert after cutting plastic mold steels⁷⁾.
 $V = 90 \text{ m/min}$, $f_z = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.75 \text{ m}$, TiN coated tool

2.3.3 工具刃先の TEM 解析

TEM を用いて Belag 断面より組成と厚さおよび結晶構造を調査した。これまでの結果からホーニングとすくい面に形成された Belag の傾向が一致していたため、解析を実施しやすいホーニングの Belag について調査した。

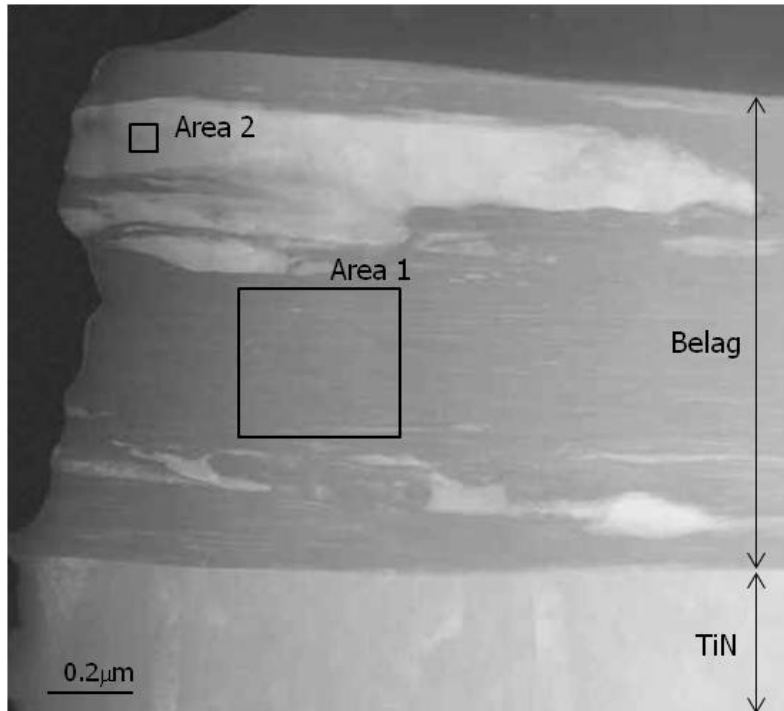
Fig. 2.10 の矢印で示す箇所に形成された Belag の断面観察を実施した。Fig. 2.11 と Fig. 2.12 に Belag 断面の暗視野 STEM 像を示す。Steel A と Steel B ともに Belag 中に白色、ならびに灰色のコントラストの異なる領域が存在した。Steel A 切削時に形成された Belag の厚さは、 $0.6\sim 1.2\ \mu\text{m}$ 程度であり、灰色の領域と白色の領域が交互に積層する構造であった。一方、Steel B 切削時に形成された Belag の厚さは、 $0.5\sim 0.8\ \mu\text{m}$ 程度であり、灰色の領域中に粒状の白色領域を含む単層構造であった。

Table 2.5 に Fig. 2.11 と Fig. 2.12 中に示す $1\ \text{nm}$ 角から $500\ \text{nm}$ 角領域の定量分析結果を示す。N のピークは Ti と重なり、さらに、O を含む分析結果は定量性が低いため分析値は参考値とした。Steel A の灰色の領域は Al と O、Steel B の灰色の領域は Mn, Si, O が主体であった。白色の領域はいずれも Fe 主体であり、酸素がほとんど検出されなかったことから酸化されていない Steel A と Steel B そのものであると推測される。

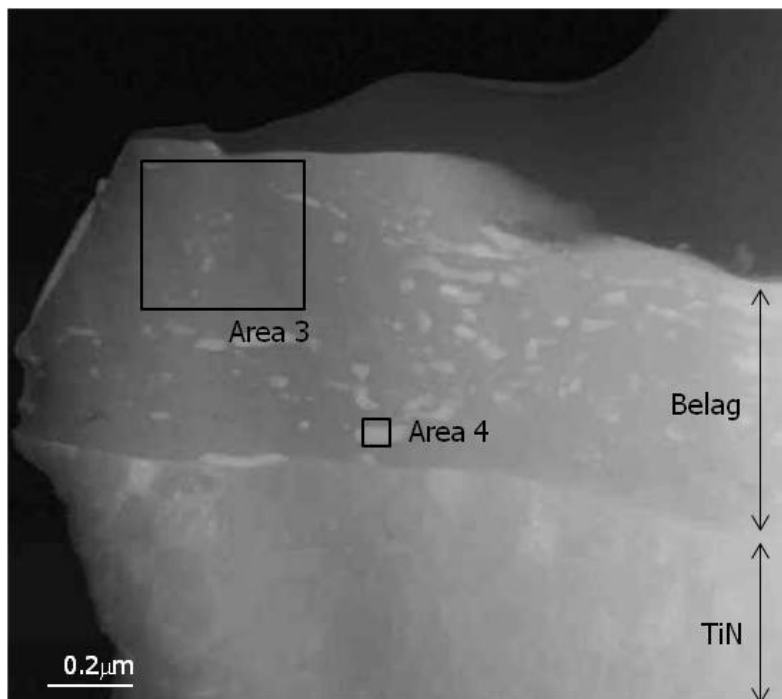
暗視野 STEM 像と分析結果より、Al 系酸化物と TiN の界面に反応層は確認されなかった。よって、Al 系酸化物は TiN に物理的に付着していると考えられる。一方、Mn-Si 系酸化物と TiN の界面付近の TiN 中に被削材成分が多く検出される箇所が確認された。よって、反応層が形成していると推測されるが、皮膜と Mn-Si 系酸化物の領域が重なる箇所を測定している可能性も考えられるため、さらなる調査が必要であると考えられる。

Fig. 2.13 に Fig. 2.11 中に示す Area 1 と Area 3 の制限回折像の結果を示す。Steel A 切削時に工具刃先に形成された Al 系酸化物は、Al の酸化物として指数付けできなかったが、結晶構造を AlN (hexagonal) と AlN (fcc) の異なる構造が混在すると仮定し、hexagonal の [011] と fcc の [111] 方向に成長する形で指数付けが可能であった。今回確認された Al 系酸化物は、Al 以外の元素も含み、高温高压状態で形成されたと推測されることから、一般的な Al の酸化物では指数付けできなかった可能性が考えられる。一方、Steel B 切削時に工具刃先に形成された Belag は、解析結果から Mn-Si 系酸化物と考えられ、制限回折像より $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ (Orthorhombic) で指数付けが可能であった。

Fig. 2.14 に Belag と TiN の界面を拡大した TEM 像を示す。Fig. 2.15 に Fig. 2.14 中の各箇所における 5nm 領域の極微電子回折結果を示す。TEM 像より、Steel A 切削時に形成された Al 系酸化物と皮膜間において一部格子縞の連続性が見られた。さらに、Al 系酸化物は AlN (fcc) 型と仮定したときに指数付け可能であり、TiN (fcc) と回折パターンが一致した。一方、Steel B 切削時に形成された Mn-Si 系酸化物は、 $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ (Orthorhombic) で指数付けが可能であり、TiN に被削材成分が確認された層 (fcc と不明なスポット)、TiN (fcc) とともに回折パターンは一致しなかった。このことから、Al 系酸化物は MnSi 系酸化物よりも TiN 皮膜との密着性が高い可能性が推察される。



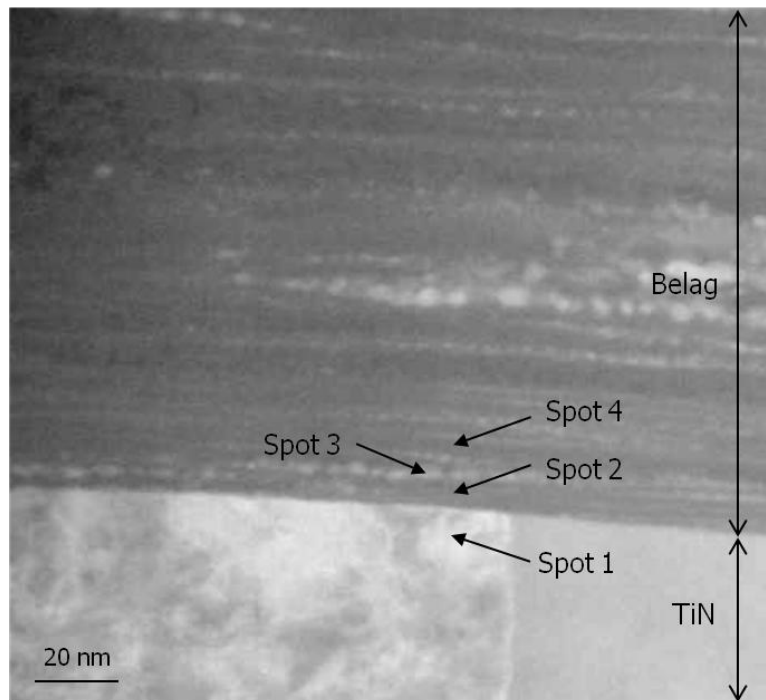
a) Steel A



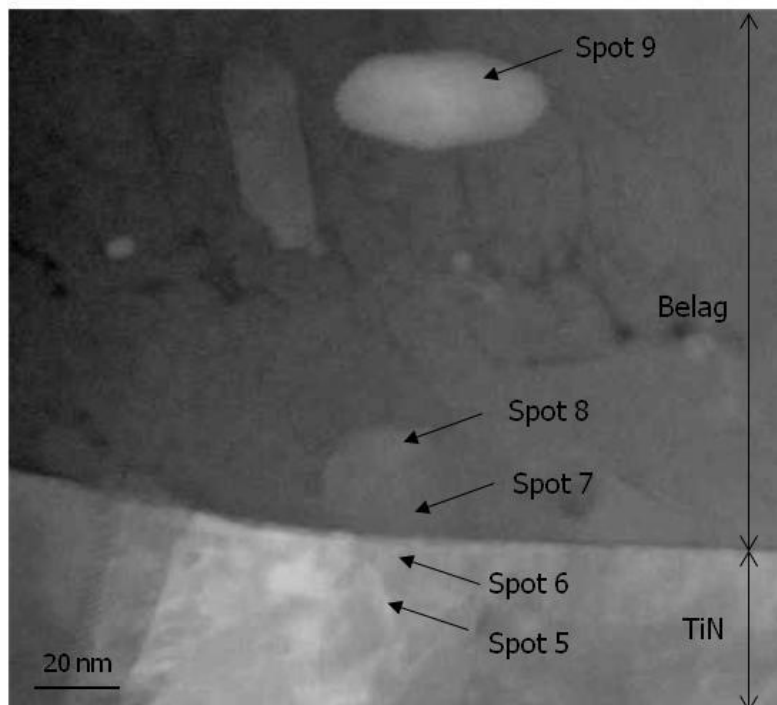
b) Steel B

Fig. 2.11 Cross section STEM images of Fig. 2.10

$V = 90 \text{ m/min}$, $fz = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.75 \text{ m}$, TiN coated tool⁷⁾ .



a) Steel A



b) Steel B

Fig. 2.12 Enlarged STEM images of Fig. 2.11.

$V = 90 \text{ m/min}$, $fz = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.75 \text{ m}$, TiN coated tool

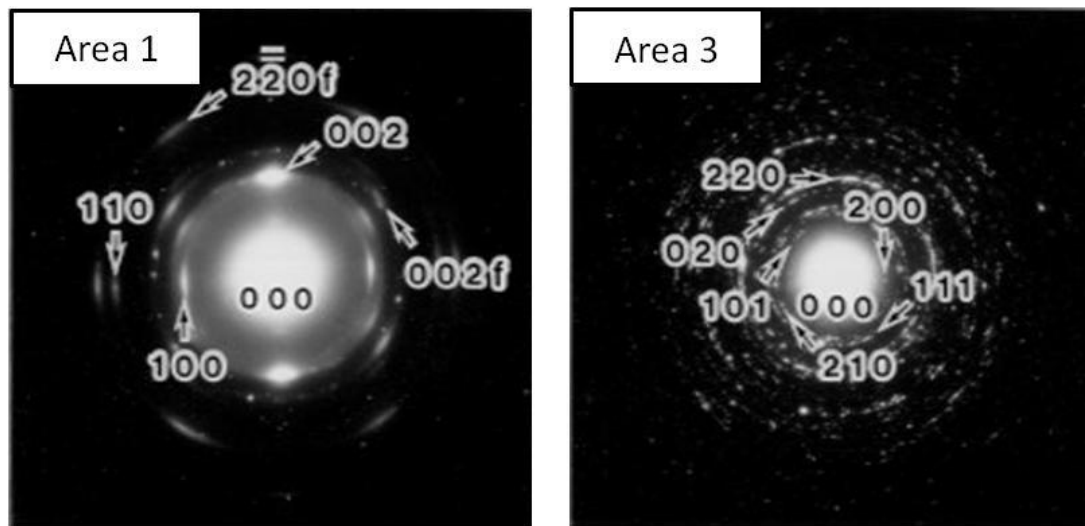
Table 2.5 Results of EDS chemical analysis at each area of Fig. 2.10 and 2.11. (mass%)

a) Steel A

	Fe	Si	Mn	S	Cr	Al	Ti	O
Area 1	2.5	0.8	2.0	0.1	0.3	64.0	0.1	30.2
Area 2	79.1	1.2	1.7	0.0	0.3	9.3	0.3	8.2
Spot 1	0.1	0.3	0.0	0.5	0.0	0.3	98.8	0.0
Spot 2	6.1	2.1	5.4	0.6	1.5	48.9	4.4	30.9
Spot 3	37.1	2.4	7.8	0.0	1.7	27.4	1.0	22.5
Spot 4	2.8	1.1	2.2	0.4	0.6	56.2	1.5	35.1

b) Steel B

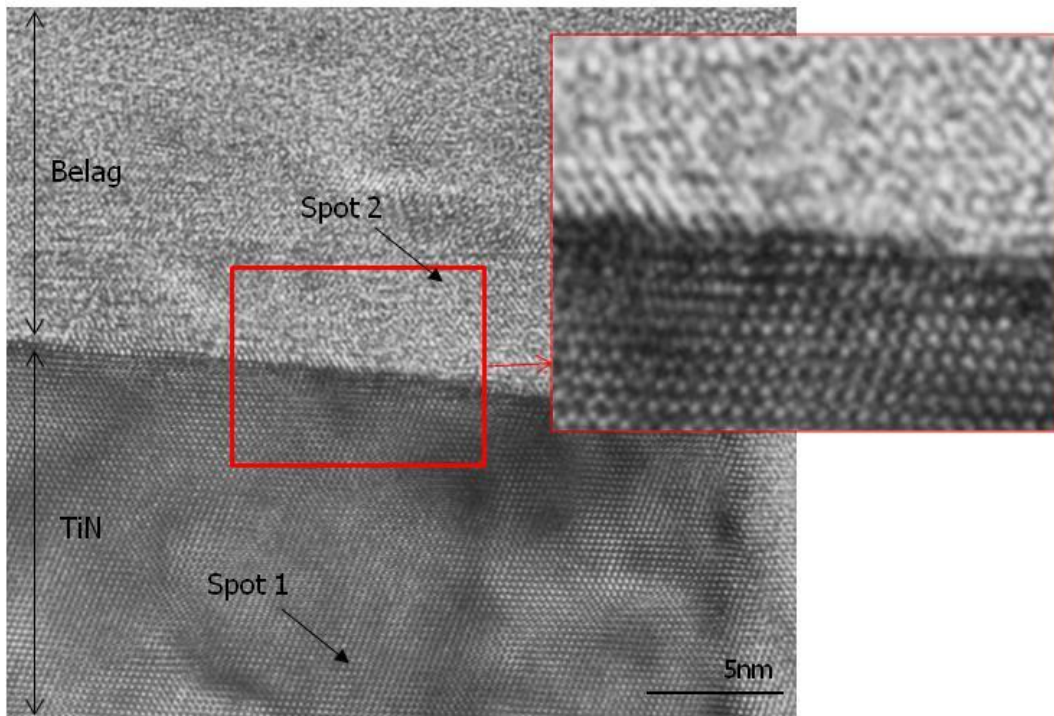
	Fe	Si	Mn	S	Cr	Al	Ti	O
Area 3	0.4	16.8	52.5	1.5	0.8	0.2	0.0	27.9
Area 4	91.5	0.3	1.8	0.1	1.9	0.2	0.0	4.1
Spot 5	0.1	0.3	0.0	0.1	0.0	0.2	99.3	0.0
Spot 6	0.8	4.9	18.1	0.5	7.6	0.9	60.3	7.0
Spot 7	0.0	23.3	49.4	1.0	1.1	0.4	6.8	18.0
Spot 8	0.1	18.0	50.6	1.3	0.7	0.4	0.5	28.4
Spot 9	73.6	5.5	9.1	0.2	1.0	0.5	0.1	10.0



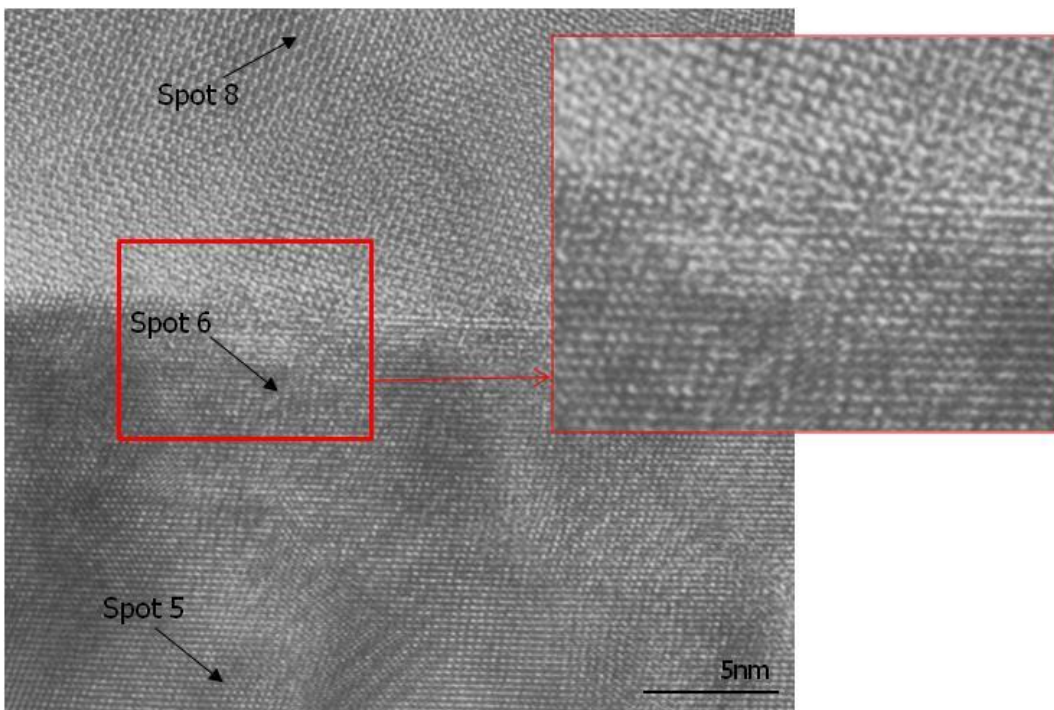
a) Steel A

b) Steel B

Fig. 2.13 Electron diffraction patterns at each area of Fig.2.11⁷⁾ .



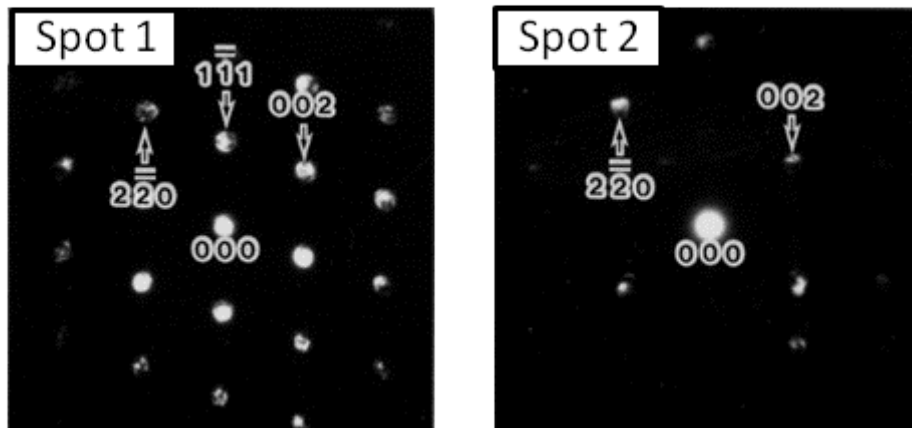
a) Steel A



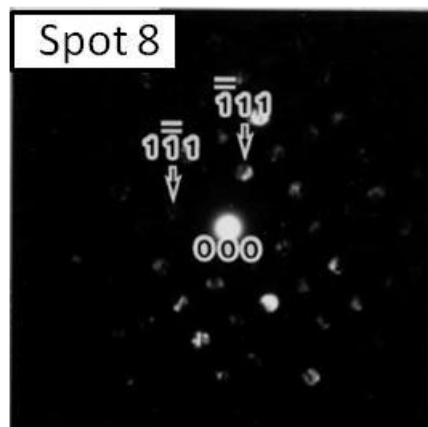
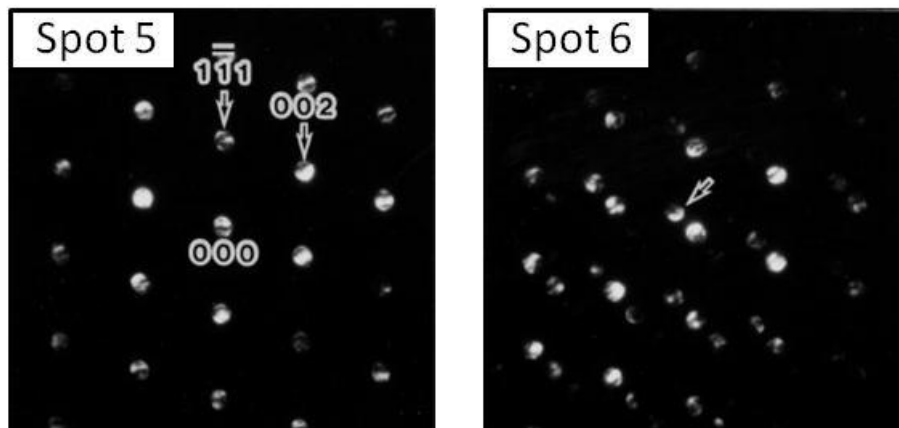
b) Steel B

Fig. 2.14 Enlarged TEM images of Fig. 2.12.

$V = 90 \text{ m/min}$, $fz = 0.8 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L = 0.75 \text{ m}$, TiN coated tool



a) Steel A



b) Steel B

Fig. 2.15 Electron diffraction patterns at each spot of Fig. 2.14⁷⁾ .

2.3.4 Belag 形成に及ぼす切削速度の影響

Steel B 切削時に切削速度の上昇に伴い工具摩耗の進行が遅くなる要因について検討するため、各切削速度で工具刃先に形成された Belag を調査した。

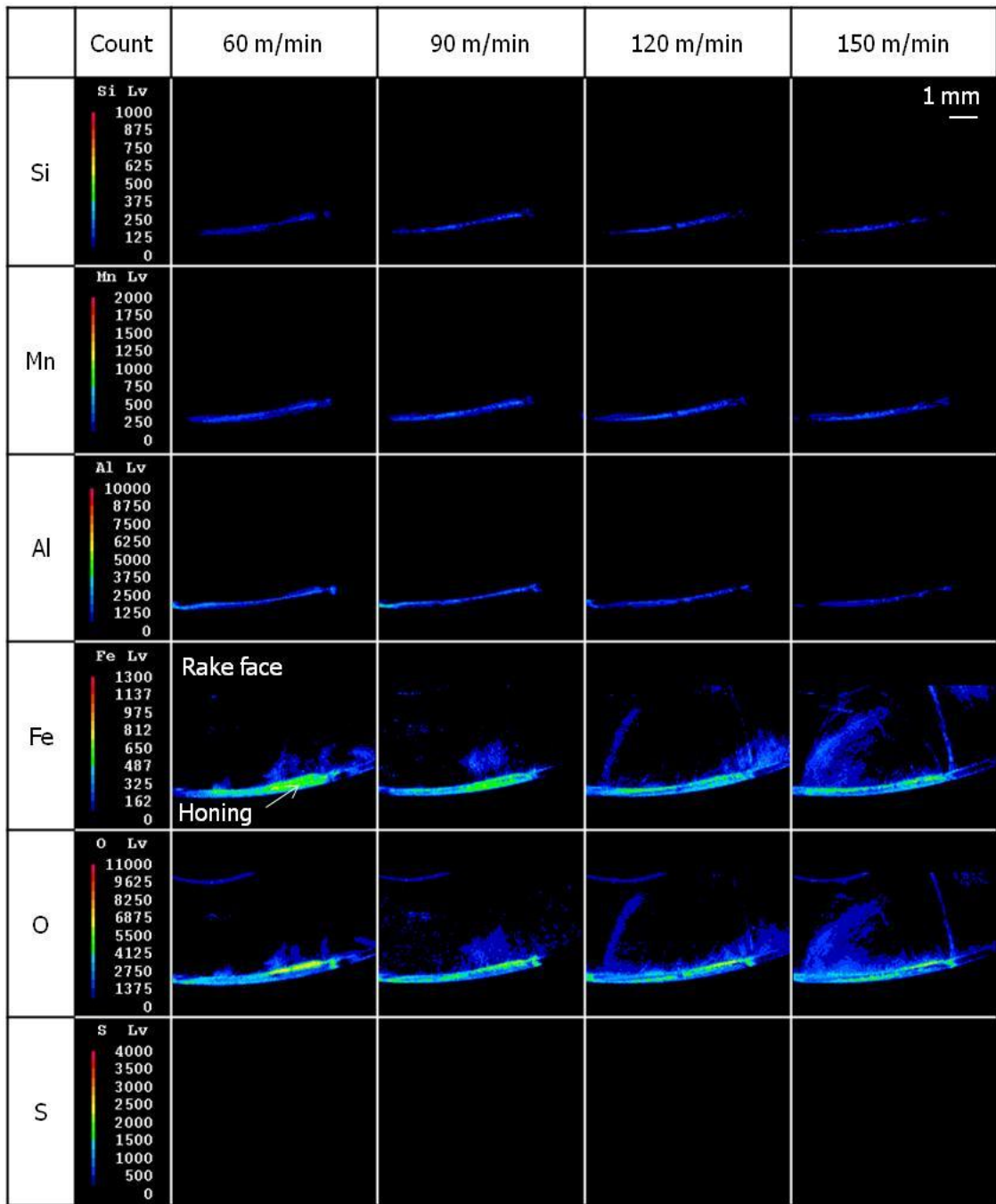
Fig. 2.16 に Steel A と Steel B 切削後の工具をすくい面側からの面分析結果を示す。分析深さが Belag の厚さを超える場合、検出強度は厚さの影響を受ける。よって、検出強度から一概に Belag 組成を比較できないため、検出強度は付着物の形成量とした。面分析結果より、Steel A 切削時は全ての切削速度でホーニング部の広範囲に Al 系酸化物が形成していた。一方、Steel B 切削時は全ての切削速度で Mn-Si 系酸化物の Belag が形成しており、切削速度の上昇に伴い Mn-Si 系酸化物の形成量が増加した。

Fig. 2.17 に切削速度と Al, Fe, Mn, Si, S の平均カウント数の関係を示す。平均カウント数は Fig. 2.16 の面分析結果より各元素の検出強度の合計を測定点数で割った値とした。O はホーニングとすくい面側に検出され、Belag 以外の情報も含むと推察されたため、平均カウント数として示さなかった。

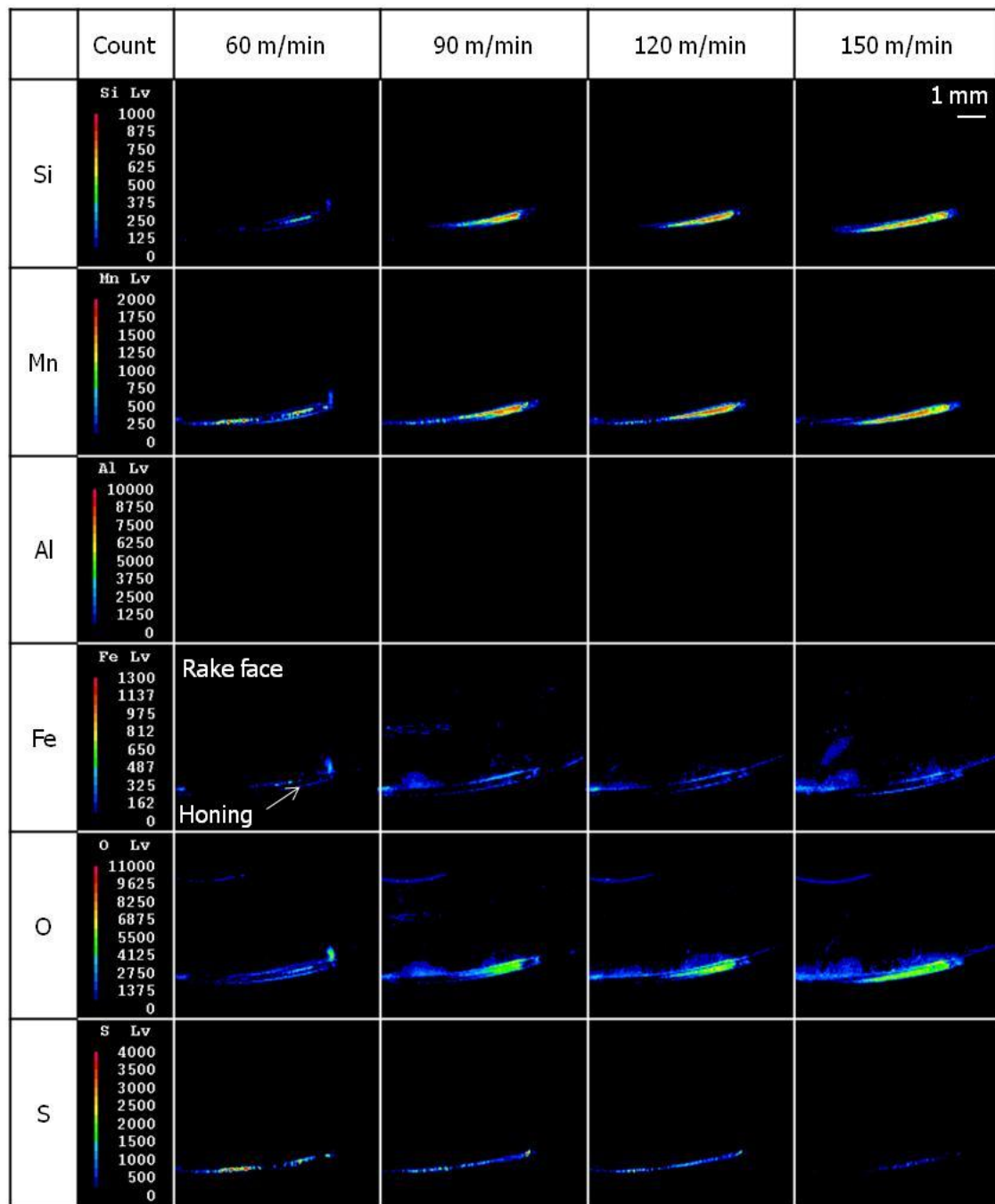
Steel A 切削時は、切削速度の上昇に伴い Al が減少する傾向であった。一方、Steel B 切削時は、Mn と Si が増加し、S が減少する傾向であった。Steel A 切削後の切削工具は、皮膜剥離や Al 系酸化物上に Fe の激しい凝着が生じており、Al の検出強度から Al 系酸化物の形成に及ぼす切削速度の影響は判断できないと考えられる。一方、Steel B 切削後の切削工具は、損傷が少なく、Mn-Si 系酸化物上に Fe の凝着が少なかったことから、Mn と Si の検出強度から Mn-Si 系酸化物の形成に及ぼす切削速度の影響は判断できると考えられる。よって、Mn-Si 系酸化物は切削速度の上昇に伴い形成量が増加し、MnS が減少したと推察される。Fe は Steel A と Steel B とともに切削速度の上昇に伴い増加傾向であった。切削速度の上昇に伴い切りくずのせん断角に変化が生じ、切りくずとすくい面の接触領域が増え、被削材の主成分である Fe の付着が増えたためだと考えられる。

逃げ面側は測定領域が平面でないため分析精度が悪いと考えられた。そこで、Steel B 切削時に逃げ面摩耗の進行が速かった逃げ面内側の面分析を実施した。Fig. 2.18 に面分析結果を示す。平均カウント数による評価は、ホーニングの情報を含み、逃げ面のみでの判断ができないため実施しなかった。面分析結果より、Steel A と Steel B とともに、Belag に及ぼす切削速度の影響はホーニングほど明確ではなかったが、切削速度の上昇に伴い Mn-Si 系酸化物は増加する傾向であった。

2 種類のプラスチック金型用鋼切削時に工具刃先で確認された付着物は Al 系酸化物と Fe 系酸化物あるいは Steel A そのもの、Mn-Si 系酸化物と MnS であり、切削速度による付着物組成の変化は生じなかった。しかし、Steel B 切削時は、切削速度の上昇に伴い、工具刃先に形成された Mn-Si 系酸化物の形成量が増え、工具刃先の保護機能が高まり、工具寿命が伸びたと推察される。よって、工具刃先に形成される Belag 形成量が多くなるほど、工具の損傷が抑制されたと考えられる。



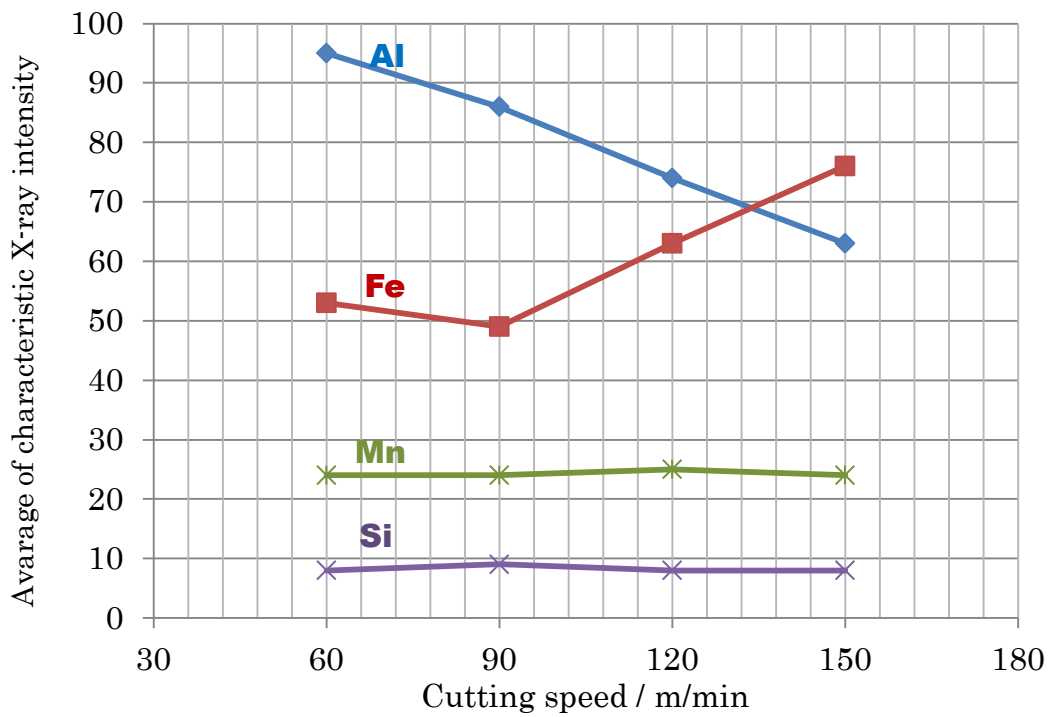
a) Steel A



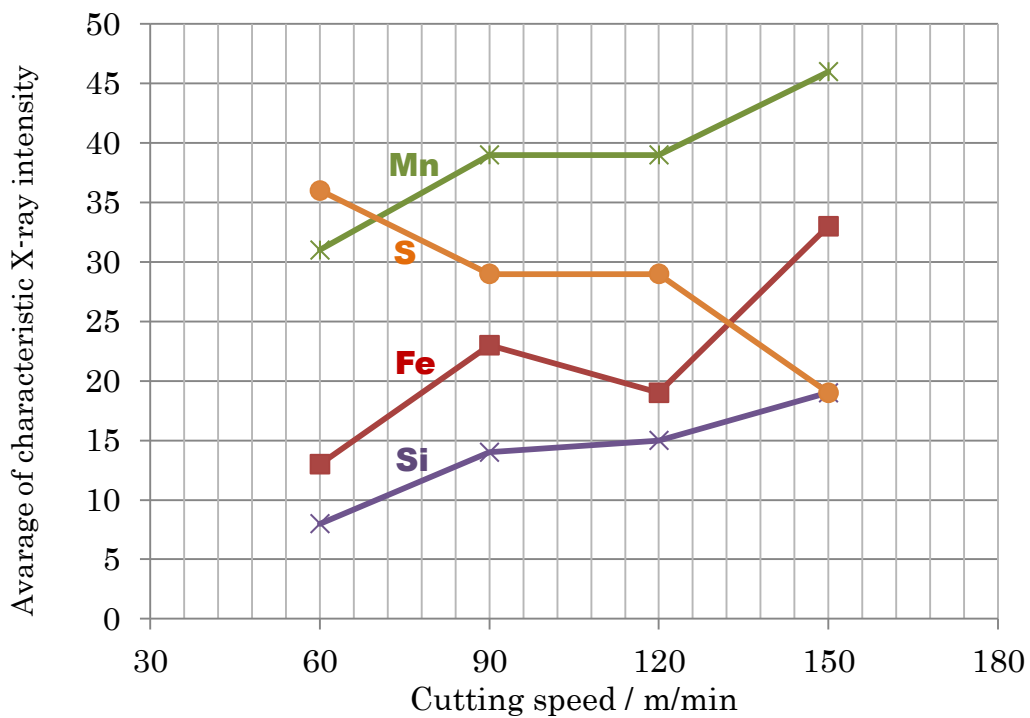
b) Steel B

Fig. 2.16 WDS elemental mappings of milling inserts after cutting plastic mold steels⁷⁾.

$V = 60 \sim 150$ m/min, $f_z = 0.8$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, $L = 0.75$ m, TiN coated tool



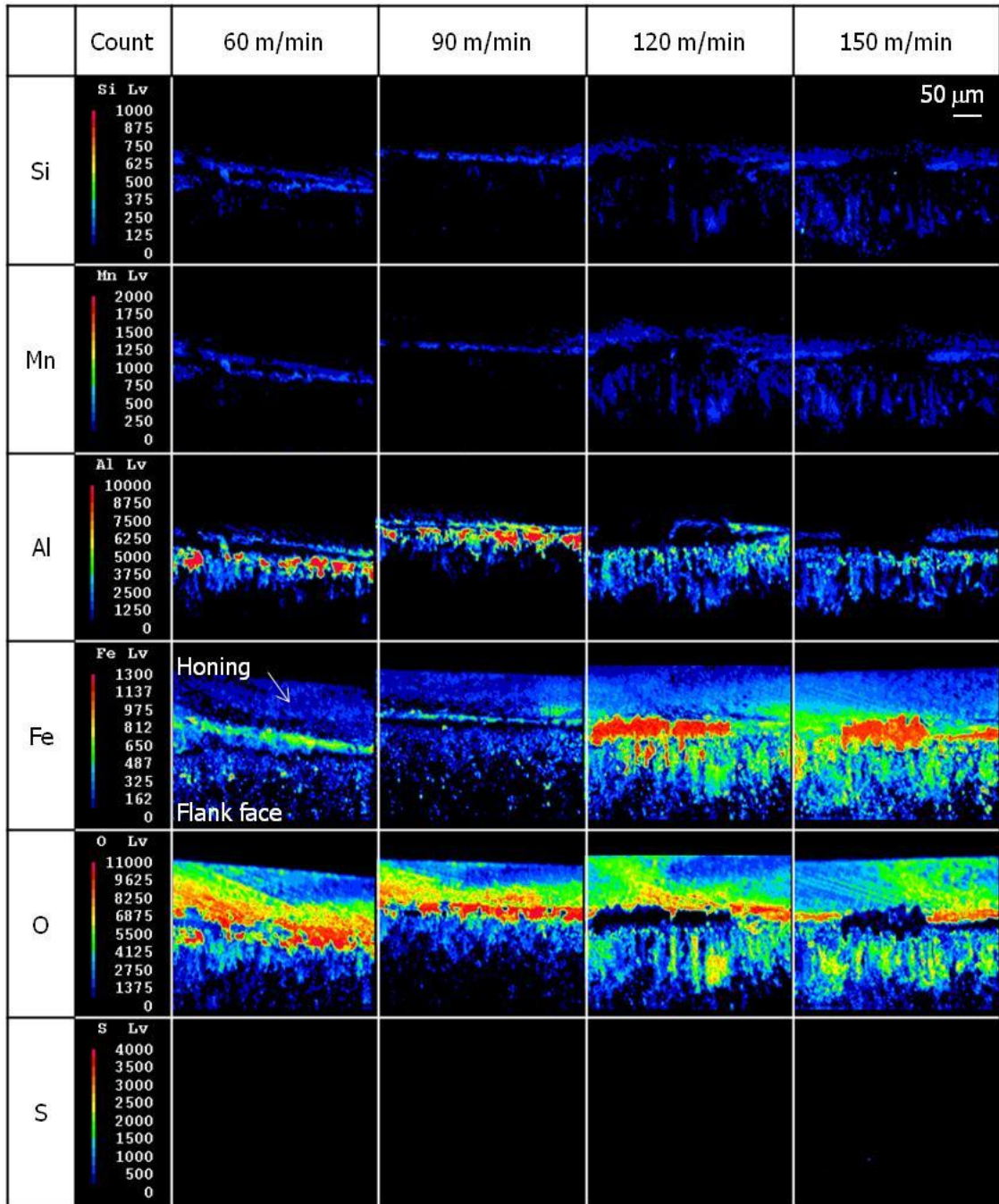
a) Steel A



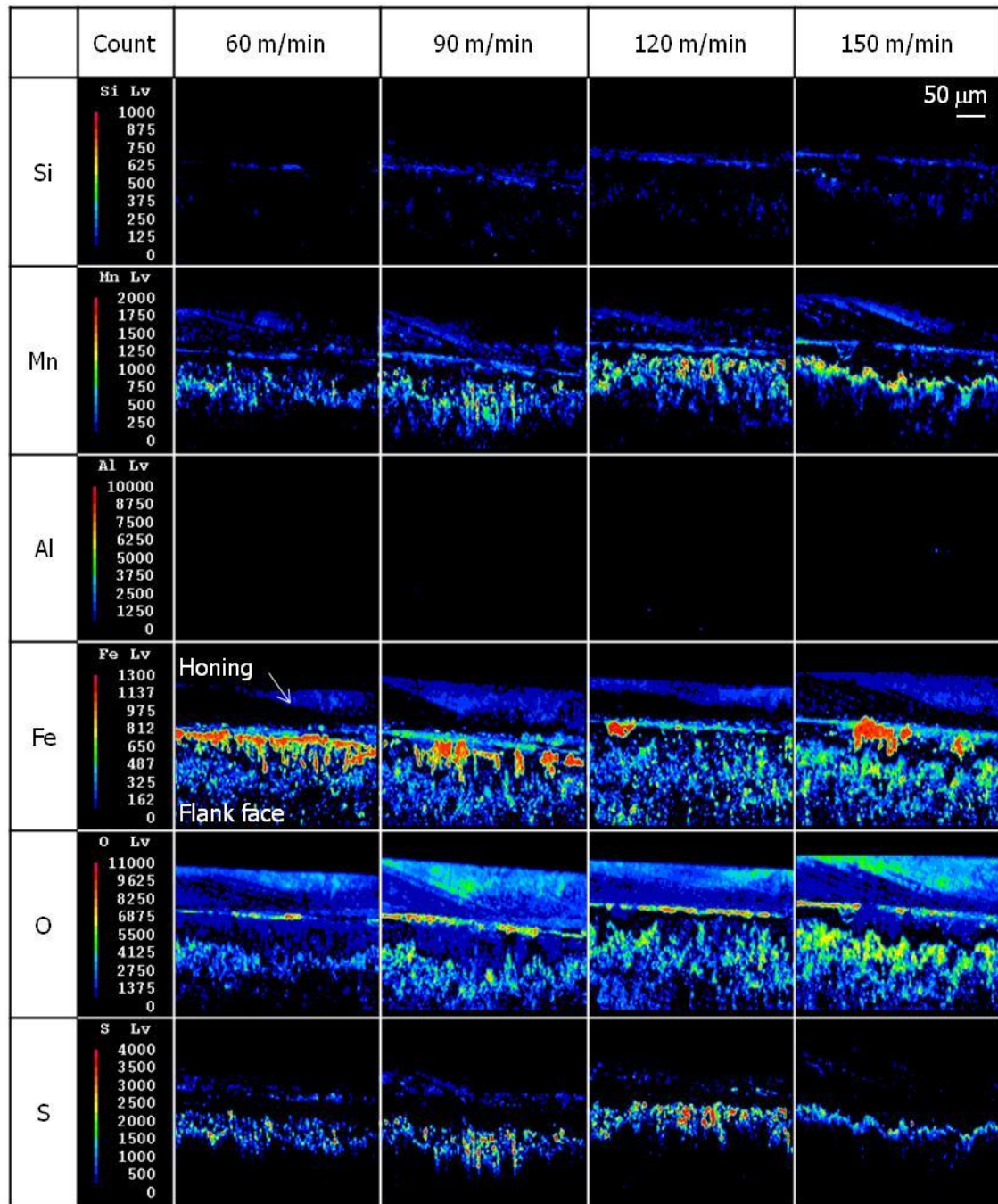
b) Steel B

Fig. 2.17 Relationship between cutting speed and average of characteristic X-ray intensity⁷⁾.

$V = 60 \sim 150$ m/min, $f_z = 0.8$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, $L = 0.75$ m, TiN coated tool



a) Steel A



b) Steel B

Fig. 2.18 WDS elemental mappings of inside of flank face at Fig. 2.10.

$V = 60 \sim 150$ m/min, $f_z = 0.8$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, $L = 0.75$ m, TiN coated tool

2.3.5 工具損傷形態と Belag の関係

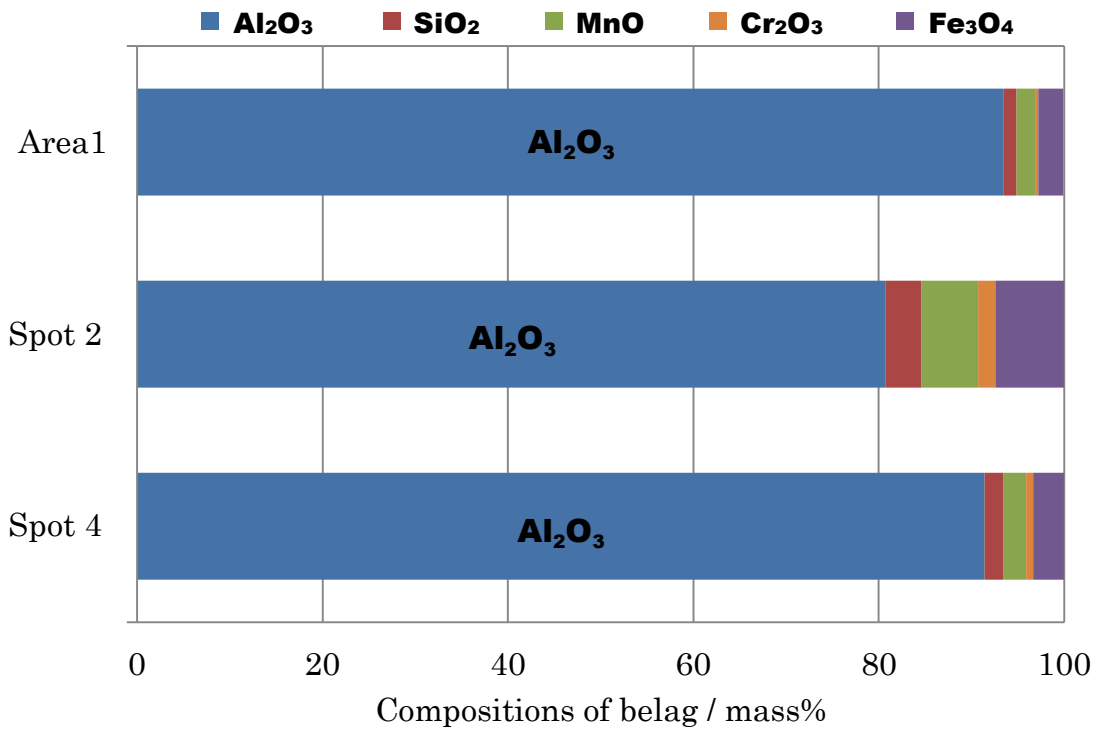
プラスチック金型用鋼切削時の工具損傷形態と Belag の解析結果より、Steel A 切削時の工具損傷形態は欠損であり、Belag は Al 系酸化物と Steel A そのものが積層状になり形成されていた。一方、Steel B 切削時の工具損傷形態は摩耗であり、Belag は Mn-Si 系酸化物中に Steel B そのものが粒状に混在し形成されていた。また、切削速度の上昇に伴い、工具刃先における Mn-Si 系酸化物の形成量が増加し、工具の逃げ面摩耗の進行が抑制された可能性が考えられた。さらに、Al 系酸化物が形成される Steel A 切削時の方が Steel B よりも逃げ面摩耗の進行が遅い傾向にあった。よって、工具損傷形態と Belag に関係性があり、効果は異なるが、Al 系酸化物と Mn-Si 系酸化物は工具の損傷を抑制する働きがあると考えられる。

Table 2.5 の Belag の EDS 分析結果より、Al, Si, Cr, Fe が酸化物、Mn が酸化物あるいは硫化物として存在すると仮定し、Belag の組成を計算により求めた結果を Fig. 2.19 に示す。Steel A 切削時に形成された Belag は Al_2O_3 を 80%以上、Steel B は SiO_2 を 35~40%程度、MnO を 60~75%程度含む酸化物と推測される。

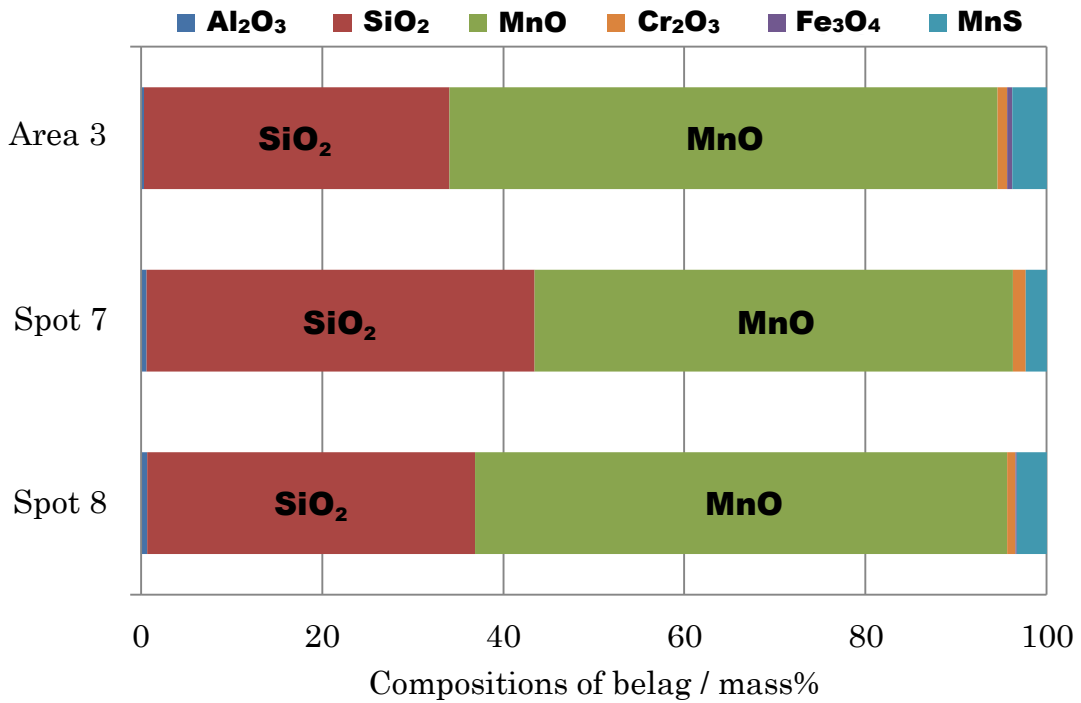
Fig. 2.20 から Fig. 2.23 に $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-FeO}^{15)}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MnO}^{15)}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2^{15)}$ 、 $\text{SiO}_2\text{-MnO}^{15)}$ の状態図を示す。Steel A 切削時に工具刃先に形成された Al 系酸化物の 80 %以上が Al_2O_3 であり、状態図から融点は 1850 °C程度以上であると推測される。一方、Steel B 切削時に工具刃先に形成された Mn-Si 系酸化物は、 $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ 、 $2\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ に相当し、融点は 1215 °C~1345 °C程度であると推測される。

すなわち、Steel A で形成された Al 系酸化物は、Steel B で形成された Mn-Si 系酸化物よりも融点が高く、工具刃先を保護する機能が高いため、工具の摩耗の進行を抑制する効果が高いと考えられる。しかし、工具皮膜と Al 系酸化物の密着性が比較的高く、さらに Steel A そのものが Al 系酸化物上に付着し、Belag が厚く堆積されやすいことから、構成刃先のように Belag が切削中に切削工具の一部を持ち去り、欠損が生じやすかったと考えられる。一方、Steel B で形成された Mn-Si 系酸化物は融点が低いため潤滑性に優れるが、工具の後方に押し流されやすく、保護膜としての機能を十分に発揮する切削条件が限られると考えられる。

本実験結果より、40 HRC プリハードン鋼を切削加工した際に、工具損傷形態と Belag 形態に関係性があることを確認した。よって、金型用鋼を切削した際も Belag を利用した加工能率向上が可能であると考えられる。最適な Belag 組成や切削条件については、金型に求められる鋼材特性や金型の加工方法などにより変わると推察されるため、次章よりさらに検討する。



a) Steel A



b) Steel B

Fig. 2.19 Compositions of belag on milling insert after cutting plastic mold steels.

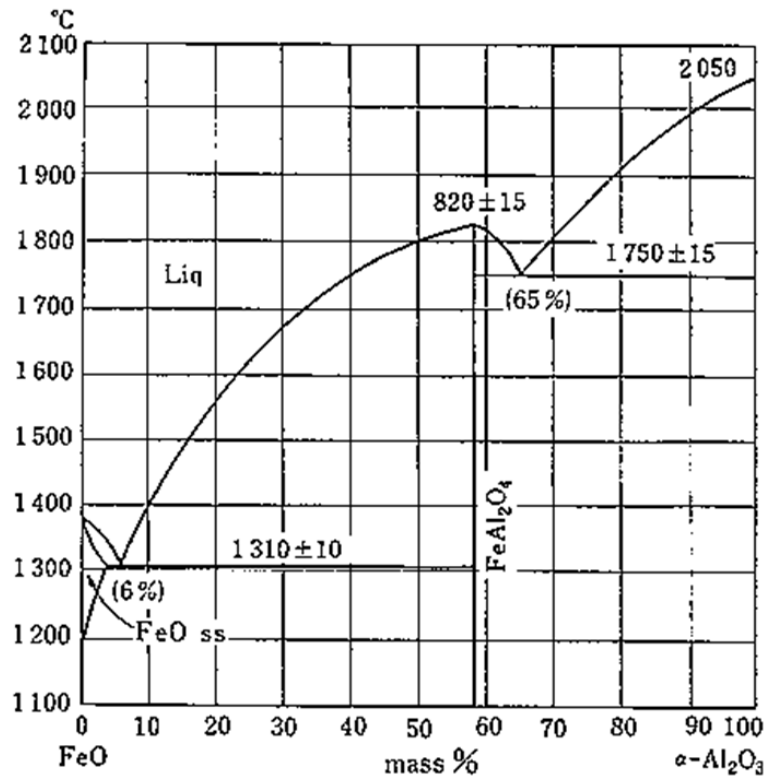


Fig. 2.20 Phase diagram of Al_2O_3 - FeO system¹⁵⁾.

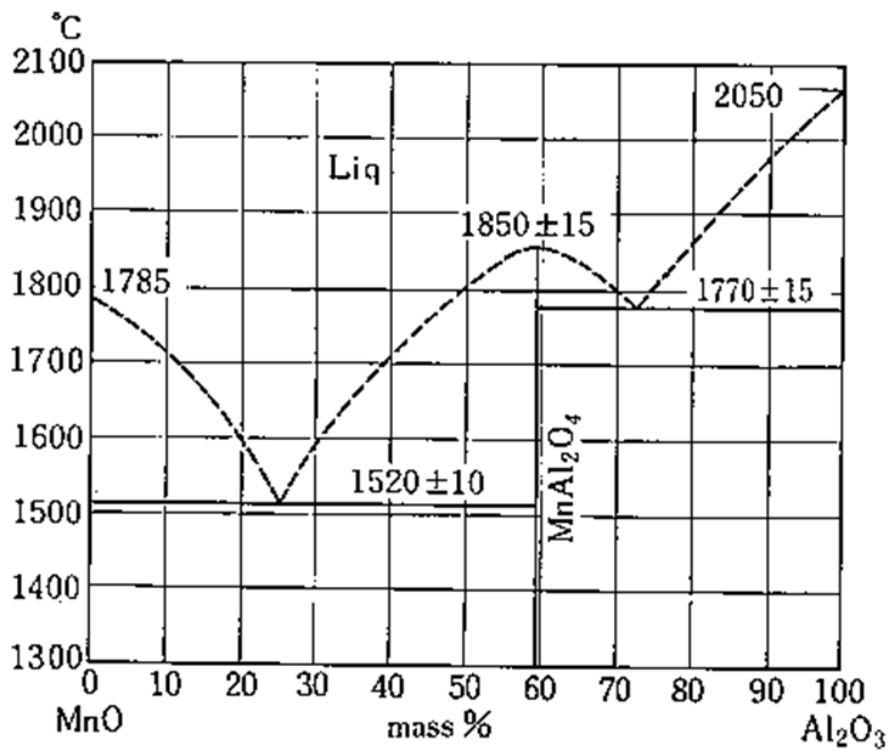


Fig. 2.21 Phase diagram of Al_2O_3 - MnO system¹⁵⁾.

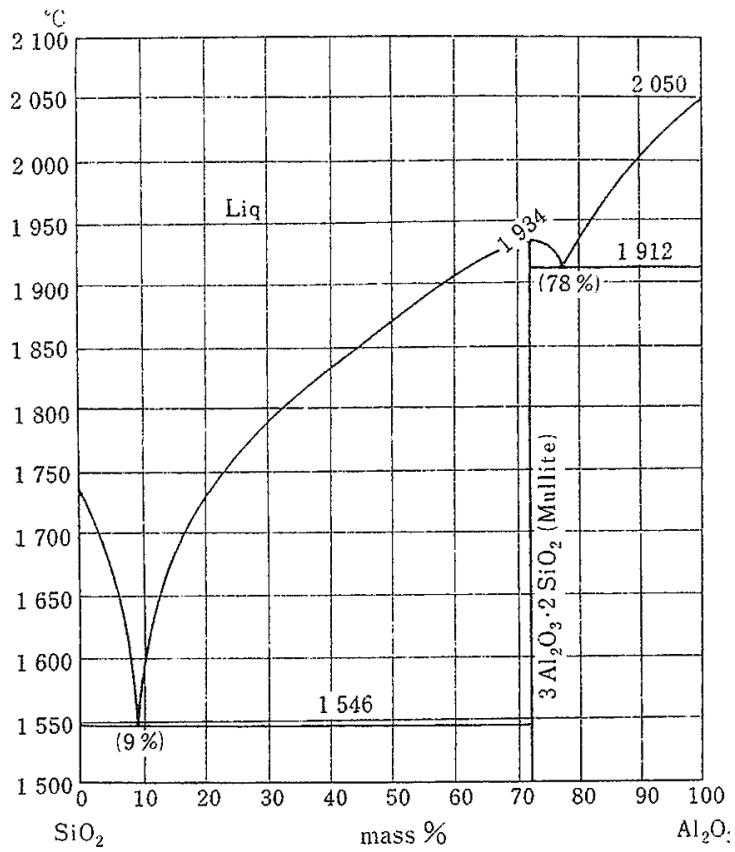


Fig. 2.22 Phase diagram of Al₂O₃ - SiO₂ system¹⁵⁾ .

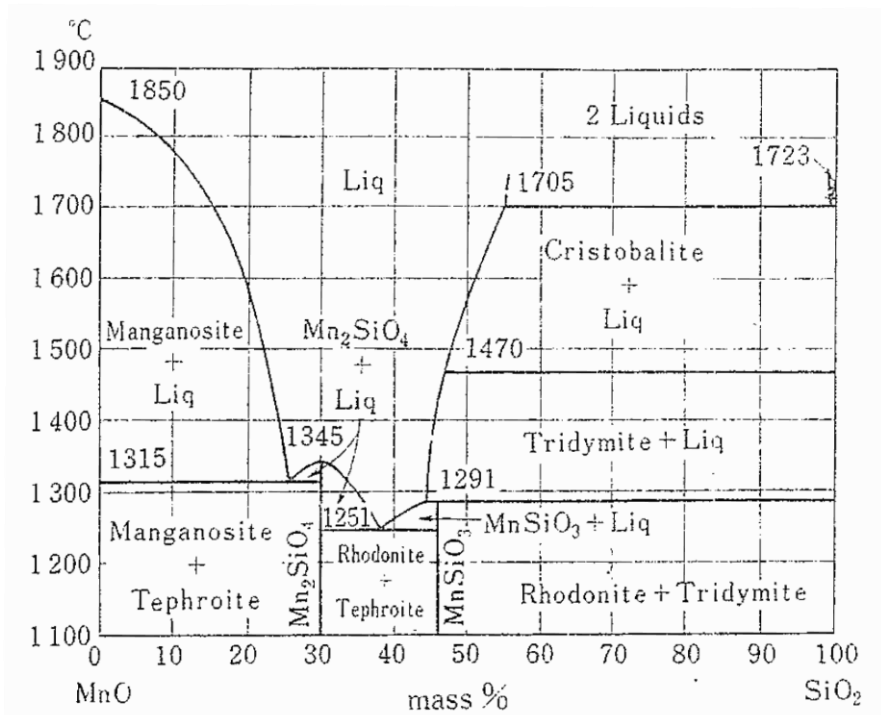


Fig. 2.23 Phase diagram of SiO₂ - MnO system¹⁵⁾ .

2.4 結言

40 HRC プリハードン鋼であるプラスチック金型用鋼を転削加工後、工具刃先の観察を実施し、以下の結論を得た。

- (1) Steel A 切削時の工具損傷形態は欠損であり、Belag は Al 系酸化物と Steel A そのものが積層状になり形成されていた。
- (2) Steel B 切削時の工具損傷形態は摩耗であり、Belag は Mn-Si 系酸化物層中に Steel B そのものが粒状に分散して形成されていた。
- (3) Steel B 切削時に切削速度の上昇に伴い、工具刃先へ形成される Mn-Si 系酸化物の形成が増加し、工具摩耗の進行速度は遅くなった。
- (4) プラスチック金型用鋼切削時に工具刃先に形成される Belag の違いにより、工具損傷形態が異なることが示唆された。

参考文献

- 1) 館幸生；プラスチック金型用鋼の現状，Sanyo Technical Report, 18, 1(2011) 42.
- 2) 長谷川信一，小林剛，長谷川良佑；黒鉛炉原子吸光法による鉄鋼中微量アルミニウムの定量，日本金属学会誌，62, 12(1998) 1163.
- 3) 福島有一；プラスチック金型の最新動向，プラスチックス，59, 12(2008) 18.
- 4) 山根八州男，鳴瀧則彦；正面フライス切削時の工具損傷に及ぼす雰囲気の影響(第 1 報) -すくい面摩耗への影響-，精密工学会誌，49, 4(1983) 521.
- 5) 小野浩二，河村末久，北野昌則，島宗勉；切削工具の摩耗と寿命，理論切削工学，現代工学社，(2003)，108.
- 6) 鳴瀧予良之助，岩田一明，相原惇士郎；構成刃先の生成，脱落機構に関する研究，日本機械学会論文集，36, 290(1970)，175.
- 7) 森下佳奈，石川剛史，井上謙一；高硬度金型用鋼切削における工具損傷現象の解析，自動車技術会論文集，42, 2(2012) 539.
- 8) 佐田登志夫，平尾政利；カルシウム脱酸鋼切削時の工具面付着物の挙動，精密機械，37, 5(1971) 323.
- 9) 伊藤哲朗，高橋哲郎，木村篤良，山野清一；Ca 快削鋼中の酸化物系介在物融点と切削温度の関係について，電気製鋼，44, 1(1973) 29.
- 10) 山根八州男，田中隆太郎，関谷克彦，鳴瀧則彦，白神哲夫；BN 添加鋼の被削性(第 2 報)，精密工学会誌，66, 2(2000) 229.
- 11) 古屋諭，尾添伸明，白杵年，山根八州男；非金属介在物を利用した片状黒鉛鑄鉄高速切削時の快削化，精密工学会誌，71, 6(2005) 750.
- 12) K. Iwata and K. Ueda: Dynamic Behavior of Manganese Sulphide Inclusions in Machining under Scanning Electron Microscope Observation, Proc. ICPE, (1974) 516.

- 13) 高梨省吾 ; Ca 脱酸快削鋼, 鉄と鋼, 65, 1(1979) 148.
- 14) 奥島啓式, 星鉄太郎, 鳴瀧則彦 ; Ca 脱酸鋼切削時の工具付着面の挙動(第 2 報), 精密機械, 35, 6(1969) 378.
- 15) 改訂 4 版金属データブック日本金属学会編, 丸善株式会社, (2008) 560, 561, 563.

第3章 冷間金型用鋼を転削加工した際の工具損傷現象

3.1 諸言

冷間金型はプラスチック金型に比べて使用時の硬さが高いため、加工能率を重視し、鋼材を焼鈍状態で粗加工した後、焼入れ・焼戻しにより使用時の硬さに調質し、熱処理の際に生じた変寸・変形を仕上げ加工や磨き処理により修正する方法で製作されることが多い。しかし、この方法では、修正工数がかかる他、最悪には熱処理割れの危険性があり、金型作製の最終工程に不安定要素をかかえる¹⁾。

工作機械、切削工具あるいは被削材の進歩により、冷間金型においても 50 HRC プリハードン鋼から直彫り加工により金型を製作される場合もある。しかし、この方法は一般的ではなく、さらに硬い 60 HRC に調質した冷間金型用鋼を粗加工から仕上げ加工まで実施することは量産ではなされていない²⁾。

高硬度材切削時に問題となる加工方法の一つとして、一刃あたりの切りくず排出量が比較的多い粗加工があげられる。本実験では、60 HRC に調質された冷間金型用鋼を転削加工（断続切削）した際の工具損傷形態を観察し、難削性を示す理由と加工能率向上の方法について検討した。前章に引き続き、冷間金型用鋼切削時の工具損傷形態と Belag の関係性に着目して調査した。

3.2 実験方法

3.2.1 供試材

3.2.1.1 被削材

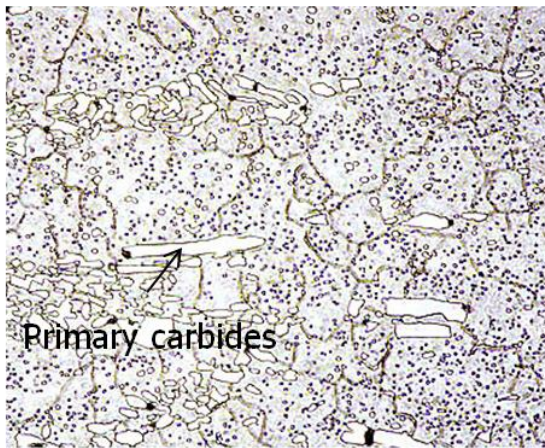
本実験では 60 HRC に調質された 4 種類の冷間金型用鋼を被削材として使用した。Table 3.1 に被削材の主要組成を示す。組成は JIS 規格で定められている方法で測定した。酸可溶 Al（固溶 Al）と非酸可溶 Al（ Al_2O_3 など）は原子吸光分析法、C と S は燃焼赤外線吸光法、他元素は固体発光分光分析法で測定した。Steel C は JIS 規格 SKD11 相当の鋼種である。Cr と C 量は Steel C から Steel F になるにしたがい低下し、Al は全鋼種ともに主に固溶 Al である。さらに、他鋼材より Steel D と Steel E は高 S、Steel C は低 Si、Steel D は高 Al、Steel E は高 Mn、Mo である。

Fig. 3.1 に鋼材の組織と焼入れ時点で Fe 中に固溶されず残留した粗大な一次炭化物の面積率を示す。組織観察は 5% ナイタル溶液により腐食させた状態で実施した。一次炭化物の面積率は、10% ナイタル液により腐食を行い、20 視野の写真をランダムに撮影し、OISI 社製画像解析ソフト「Scandium」を用いて炭化物（白色）とマトリックス（黒色）の 2 値化処理後、円相当径 5 μm 以上の塊を炭化物として検出し、炭化物のピクセル数を画像全体のピクセル数で割ることにより算出した。Steel C から Steel F になるにしたがい、硬質な一次炭化物の面積率が 14% から 1% 以下まで低下していた。Steel D と Steel E は他鋼材より MnS 介在物が多く存在していた。

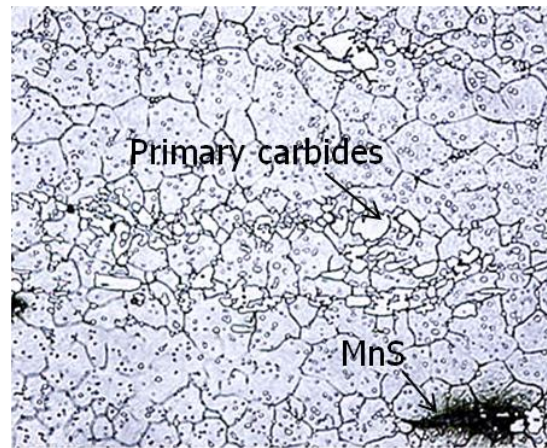
Fig. 3.2 に代表的な非金属介在物の SEM 写真と EDS による面分析結果を示す。Steel C に含まれる非金属介在物は主に CaS と Al 系酸化物、Steel D、Steel E、Steel F は主に MnS と Al 系酸化物であった。

Table 3.1 Chemical compositions of cold work tool steels³⁾. (mass %)

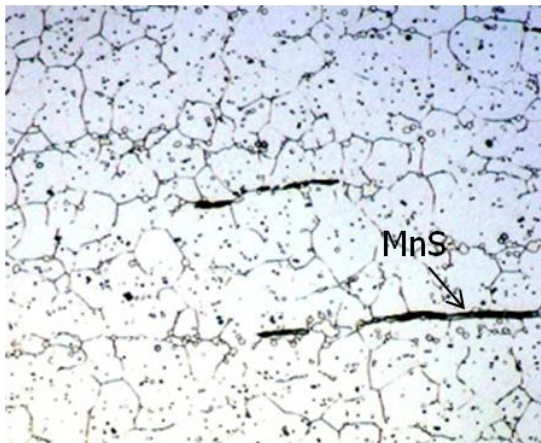
	Fe	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	V	sol. Al	insol. Al
Steel C	bal.	1.5	0.3	0.4	0.01	11.9	0.8	0.2	0.02	<0.001
Steel D	bal.	1.0	1.0	0.4	0.07	8.3	0.9	0.1	0.36	<0.001
Steel E	bal.	0.7	2.0	1.0	0.07	6.9	1.6	0.1	0.01	<0.001
Steel F	bal.	0.6	1.0	0.4	0.01	6.1	0.9	0.3	0.01	<0.001



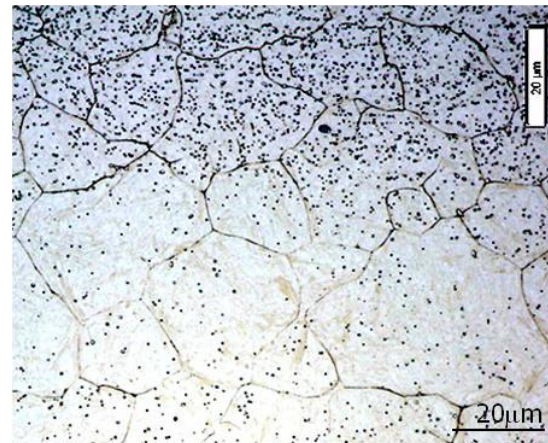
Volume fraction of primary carbides:14%
a) Steel C



Volume fraction of primary carbides:7%
b) Steel D

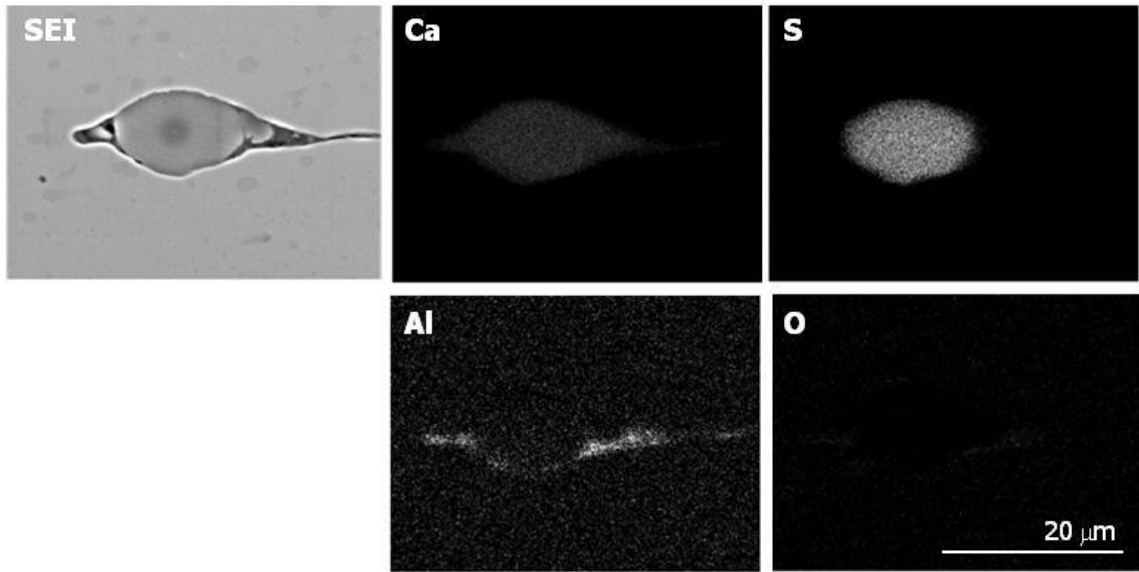


Volume fraction of primary carbides:2%
c) Steel E

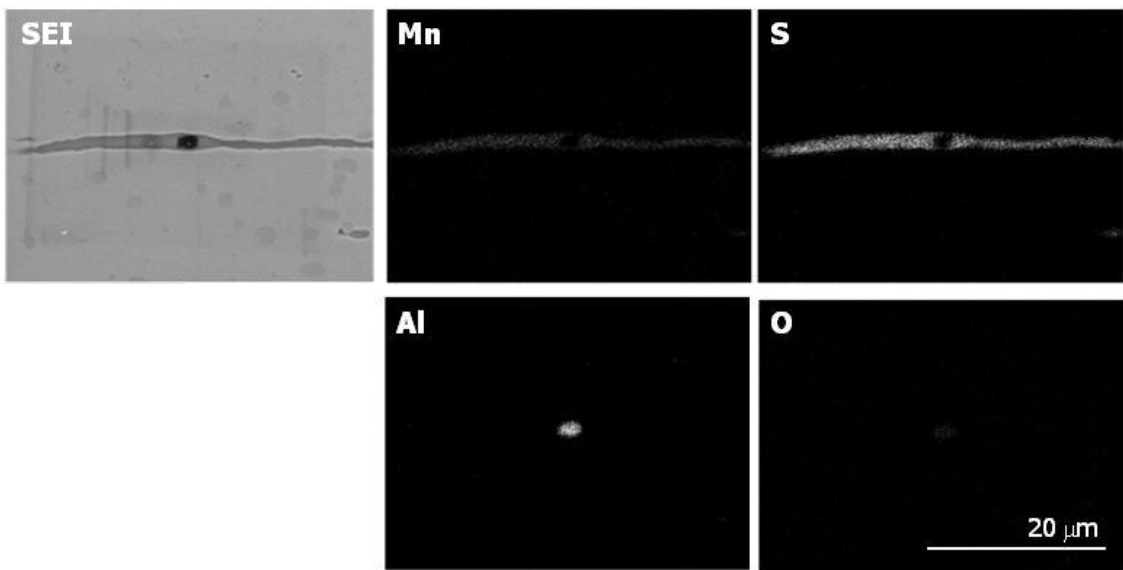


Volume fraction of primary carbides:<1%
d) Steel F

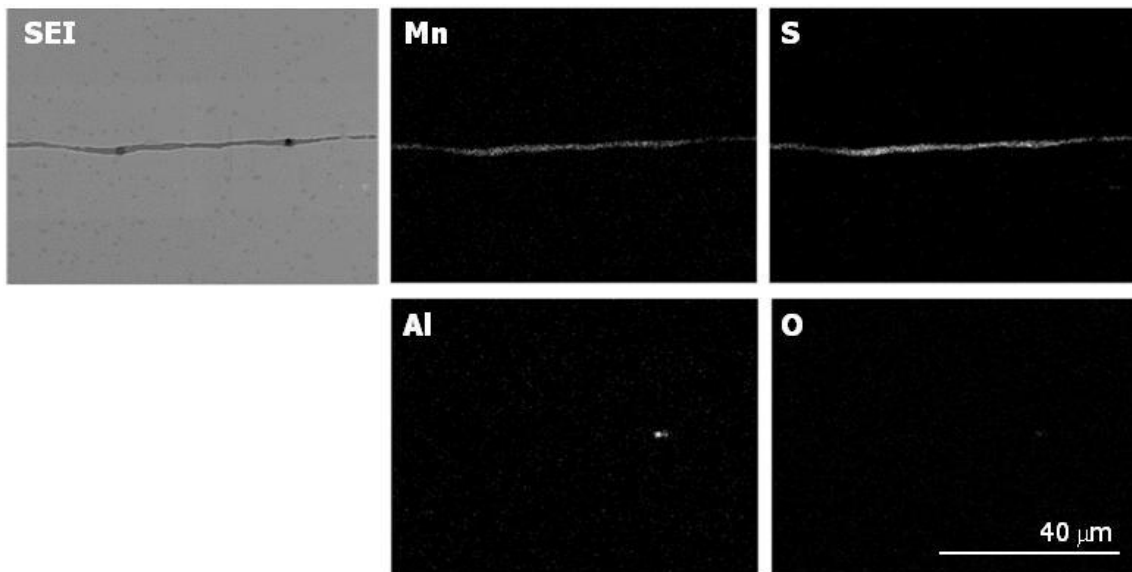
Fig. 3.1 Optical micrographs of cold work tool steels³⁾.



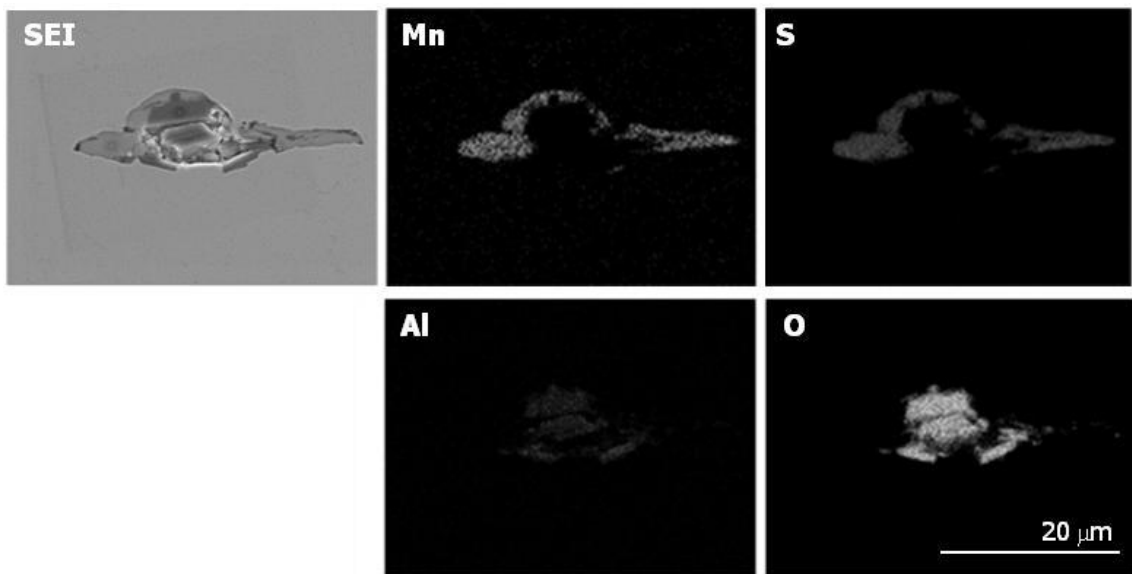
a) Steel C



b) Steel D



c) Steel E



d) Steel F

Fig. 3.2 SEM images and elemental mappings of non metallic inclusions in cold work tool steels.

3.2.1.2 切削工具

切削評価は粗加工を想定し，三菱日立ツール製刃先交換式インサート（型番：EPHW0402TN-2）をカッター（型番：RH2P1012M-3）に固定して使用した．第2章でプラスチック金型用鋼を評価した工具では，冷間金型用鋼（60 HRC）切削時に早期欠損が生じ，評価ができなかったため，高硬度材加工用工具を使用した．Fig.3.3 にインサートの外

観写真と刃先の断面模式図を示す。インサートの刃先形状は、すくい面、ホーニングおよび逃げ面で構成され、カッター取り付け時のすくい角は -4° 、ホーニング角は 20° 、逃げ角は 15° であった。

工具母材は微粒超硬合金であり、付着物評価時の工具皮膜は被削材より供給される付着物と工具間の成分を区別できるように留意し、被削材成分を含まないTiNとした。被削性評価時はTiNより耐摩耗性、耐熱性に優れるTiAlNとした。皮膜は神戸製鋼製コーティング装置(型番:AIP-S20)を用いて、PVD法により約 $3\mu\text{m}$ の厚さとなるように成膜した。

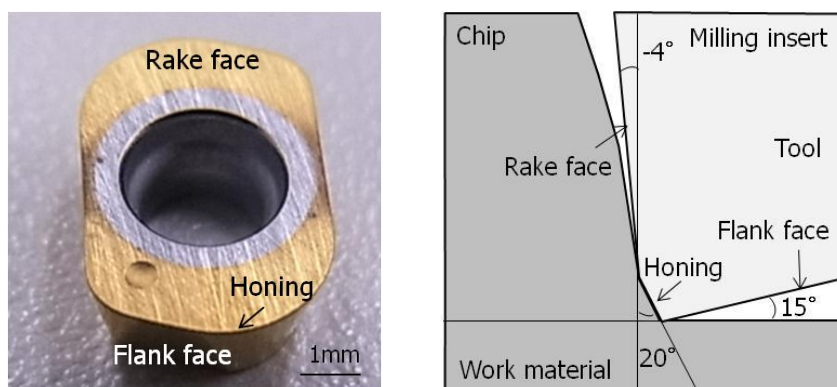


Fig. 3.3 Photo and Model of indexable milling tool.

3.2.2 加工方法

Fig. 3.4 に切削評価を実施した際の外観写真を示す。主軸テーパ30番のファナック製ROBPDRIILL（型番： α -T14iF）を用いて平面切削を実施した。Table 3.2 に加工条件を示す。インサート工具は単一刃での評価を実施した。被削性評価を切削距離50mまで実施し、工具刃先に形成した付着物を工具の損傷が小さい切削初期段階である切削長0.25mの時点で比較した。

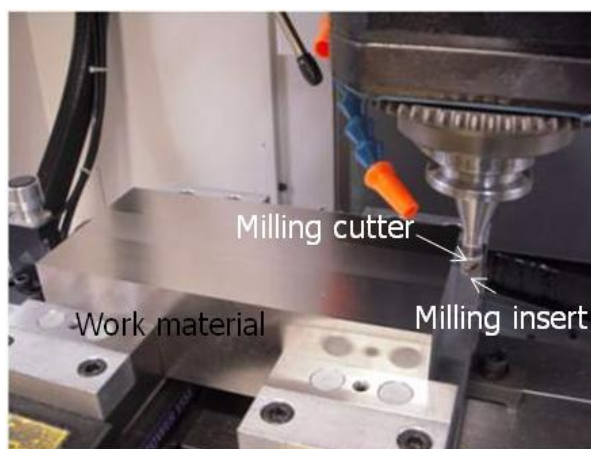


Fig. 3.4 Photo of cutting test.

Table 3.2 Cutting conditions of milling cutting tool³⁾.

Milling cutter	Diameter	12 mm
	Number of teeth	1/3
Milling insert	Base material	Carbide
	Coating	TiN
Cutting conditions	Cutting depth	0.15 mm
	Cutting width	6 mm
	Cutting speed	70 m/min
	Feed per tooth	0.4 mm/tooth
	Revolution	1856 min ⁻¹
	Feed rate	742 mm/min
	Chip removal volume rate	0.7 cm ³ /min
	Cutting method	Down cut
	Cutting fluid	Air

3.2.3 解析方法

3.2.3.1 EPMA 分析

切削後の工具損傷状態の観察を走査型電子顕微鏡 (SEM : Scanning Electron Microscope) により実施した。工具刃先に形成された付着物は、電子線マイクロアナライザー (EPMA : Electron Probe Micro Analyzer) を使用して工具表面より調査した。

Table 3.3 に EPMA の分析条件を示す。波長分散型 X 線分光器 (WDS : Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer) を備えた日本電子 (株) 製 FE-EPMA 装置 (型番 : JXA-8500F) を用い、定性分析により付着物表面からの概略の組成を把握した後、面分析により工具表面における付着物の分布状態を解析した。

Table 3.3 EPMA analysis conditions.

	Accelerating voltage	Probe current	Area
Qualitative analysis	15 kV	1.0×10 ⁻⁷ A	φ 50 μm
Area analysis	15 kV	1.0×10 ⁻⁷ A	1×0.5 mm

3.2.3.2 TEM 解析

工具断面より透過型電子顕微鏡 (TEM : Transmission Electron Micro scope) を使用し付着物を解析した。

Table 3.4 に TEM の解析条件を示す。TEM 解析は日立製作所製の FE-TEM 装置 (型番 : HF-2100) を用いて実施した。TEM 像により付着物の構造、厚さ、付着物と皮膜の観察を

行い、極微電子線回折（NBD : Nano-Beam Diffraction）により付着物の結晶構造を調査した。さらに、付設のエネルギー分散型 X 線分光器（EDS : Energy Dispersive X-ray Spectrometer）を用いて定性分析を実施した。

Table 3.4 TEM analysis conditions.

	Accelerating voltage	Camera length	Area
Nano-beam diffraction	200 kV	200 cm	ϕ 1 nm
Quantitative Analysis	200 kV	-	ϕ 1 nm~ 0.3 μ m \times 0.7 μ m

3.3 実験結果および考察

3.3.1 工具損傷形態の観察

Fig. 3.5 に切削距離と逃げ面最大摩耗幅の関係, Fig. 3.6 に 50 m 切削後の工具刃先全体と境界部を拡大した SEM 像を示す. 本実験では逃げ面最大摩耗幅はチップングも含めた母材が露出した幅とした. 母材露出幅は Steel F が最も大きく, 次いで Steel C と Steel D が同程度, Steel E の順番に大きく, Steel C と Steel F を切削後の工具刃先はホーニングから逃げ面にかけてチップングを生じていた. 一方, 逃げ面の初期摩耗を比較すると Steel C, Steel D が最も大きく, 次いで Steel E と Steel F が同程度となった.

被削材中の硬質で粗大な一次炭化物により工具刃先に摩耗やチップングが生じ, 工具寿命が低下することが報告されている^{4,5)}. よって, 逃げ面の初期摩耗は鋼材中の一次炭化物の影響が大きいと考えられる. しかし, 比較的一次炭化物が多い Steel D 切削時にチップングが生じず, 一次炭化物が最も少ない Steel F 切削時にチップングが生じていた. これらの結果から, 一次炭化物により生じるチップングが抑制される要因や一次炭化物以外にチップングを発生させる要因があると考えられる.

Fig. 3.7 に 10 m 切削後の工具刃先全体と境界部の SEM 像を示す. Steel C と Steel F は 50 m 切削後にチップングが生じた類似箇所においてホーニング部のコーティングに損傷が生じていた. このことから, ホーニング部の損傷がチップングを引き起こす要因の一つと推察される. そこで, 次項よりホーニング部に着目して観察を実施した.

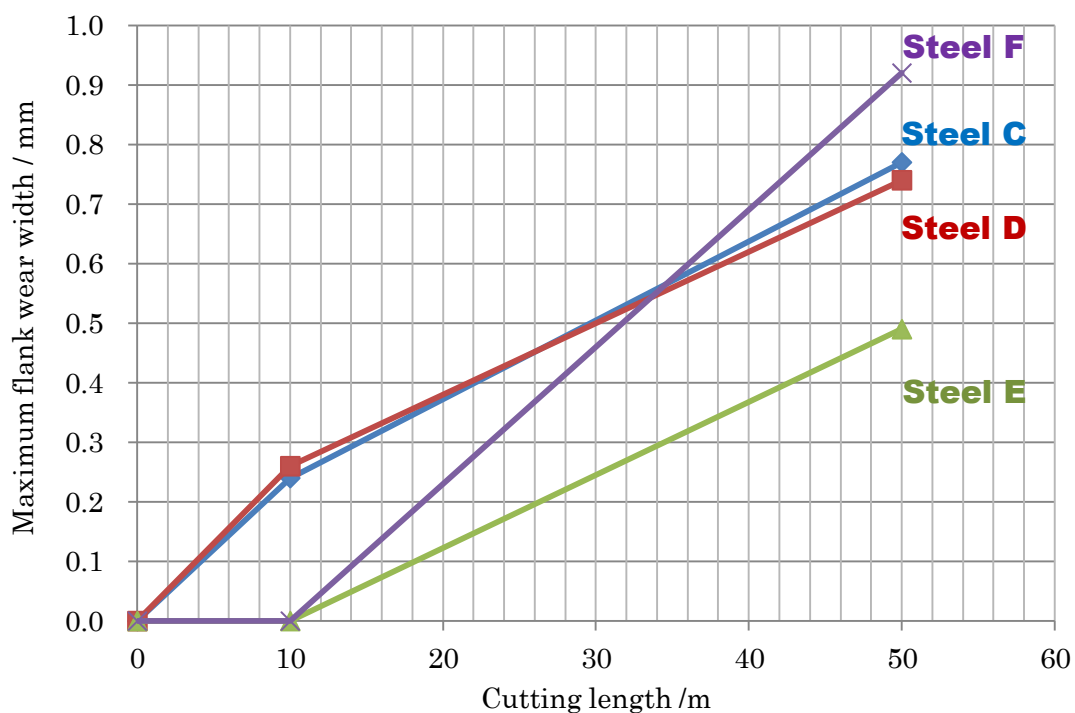


Fig. 3.5 Relationship between cutting length and maximum flank wear width³⁾.

$V = 70 \text{ m/min}$, $f_z = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, TiAlN coated tools

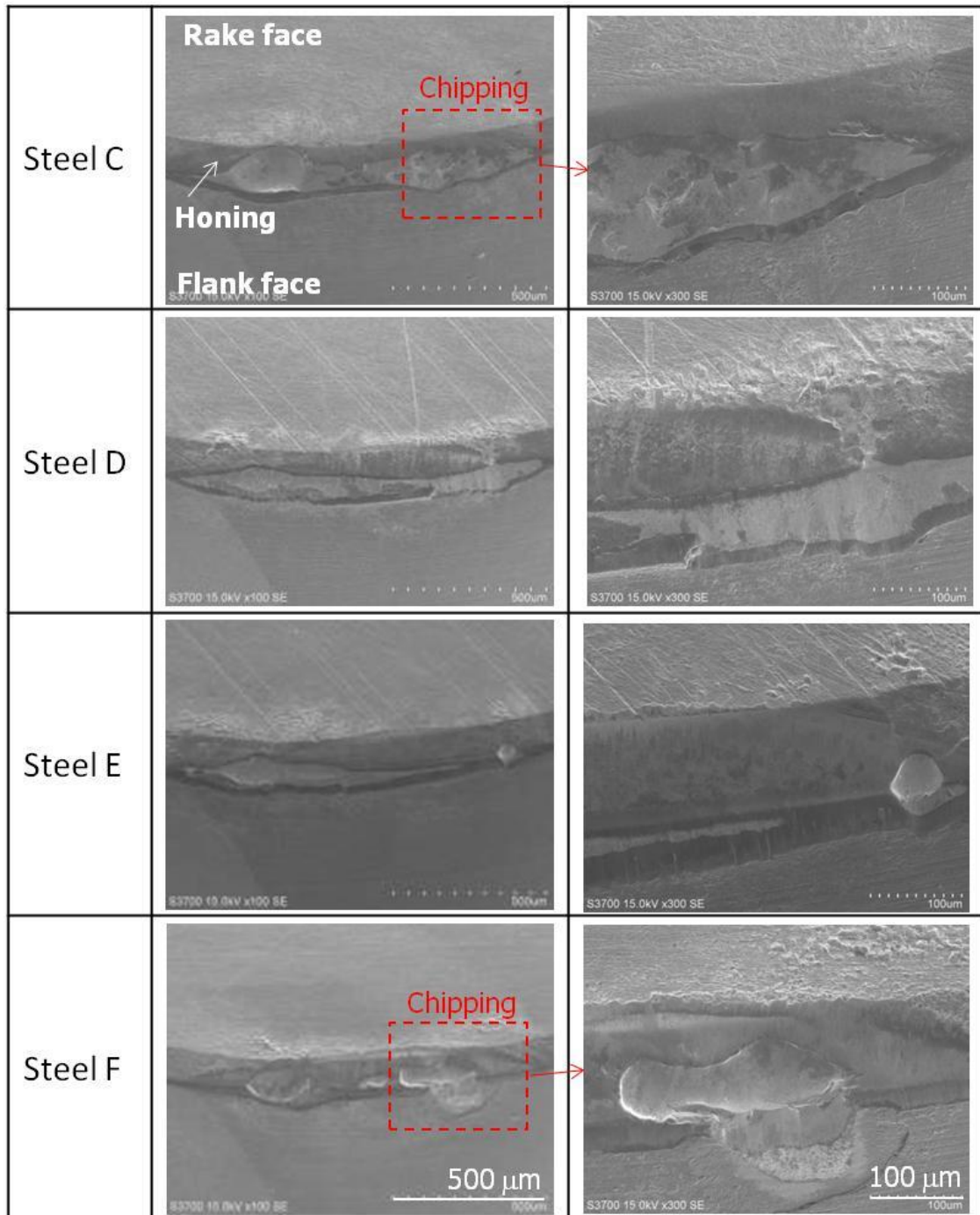


Fig. 3.6 SEM images of milling inserts after cutting plastic mold steels³⁾.

$V = 70 \text{ m/min}$, $f_z = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 50 \text{ m}$, TiAlN coated tools

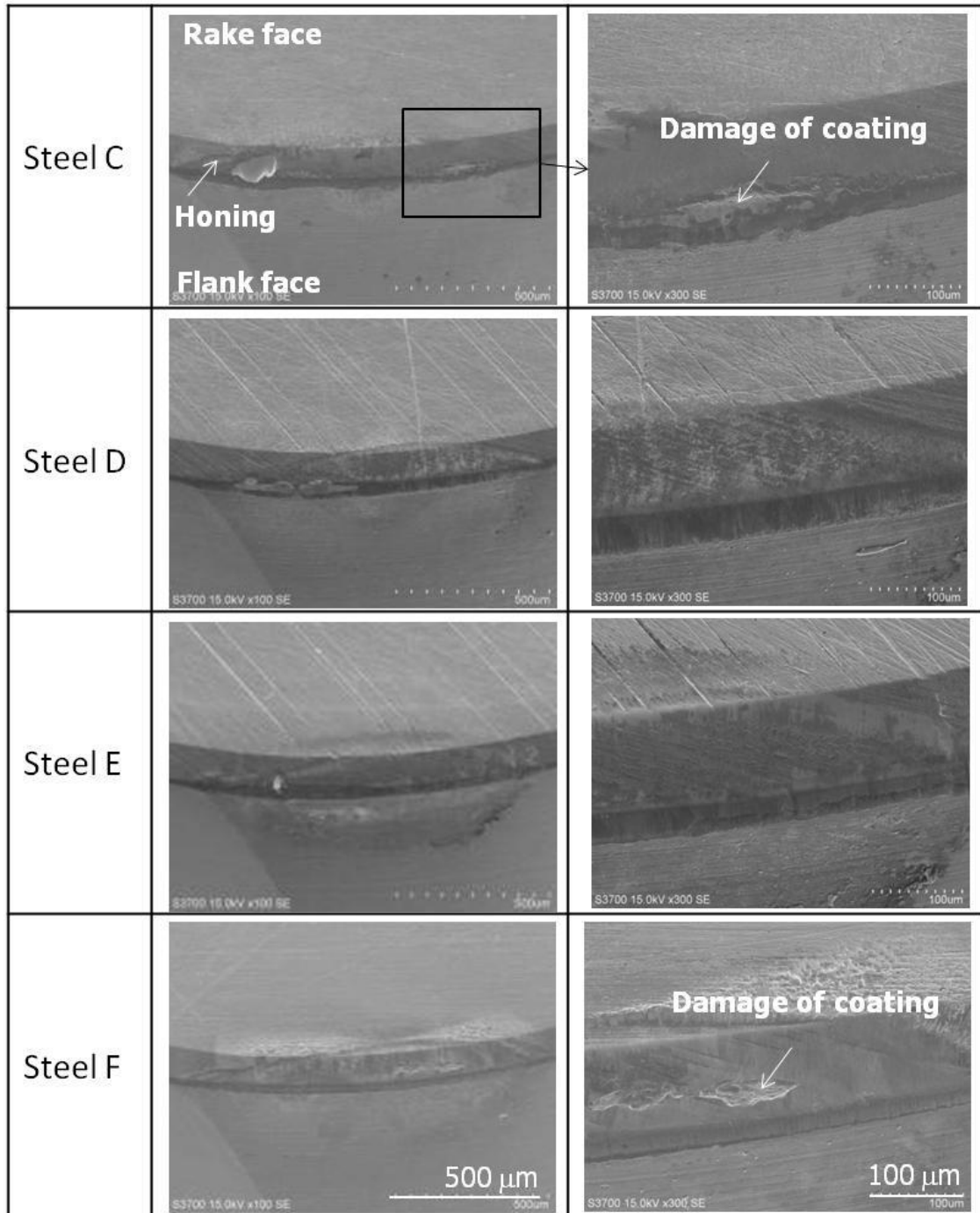


Fig. 3.7 SEM images of milling inserts after cutting plastic mold steels³⁾ .

$V = 70 \text{ m/min}$, $f_z = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 10 \text{ m}$, TiAlN coated tools

3.3.2 工具刃先の EPMA 分析

Fig. 3.8 に 0.25 m 切削後のホーニング境界部の反射電子 (COMP) 像を示す。50 m 切削時点でチッピングが生じていなかった Steel D と Steel E 切削後のホーニング部に黒い領域が存在した。COMP 像のコントラストは組成に依存し、平均原子番号が小さいほど黒く観察されるため、ホーニング部に付着物が存在していると推察される。

Fig. 3.9 に Fig. 3.8 に示す $\phi 50 \mu\text{m}$ 領域における WDS による定性分析結果を示す。付着物下のコーティング成分である Ti と N が多く検出された。さらに、Steel D と Steel E で観察された黒い領域からは、Al と O が比較的多く検出された。いずれの工具刃先にも被削材の主成分である Fe がほとんど検出されなかった。よって、被削材そのものの付着や剥離によりチッピングが誘発されるという報告⁶⁾があるが、今回はそれに該当しなかったと考えられる。

Fig. 3.10 に Si, Mn, Al, Fe, O, S をすくい面側より面分析した結果を示す。切削時に切りくずと工具が接触するホーニング部に Fe がほとんど検出されなかった。さらに、Steel D と Steel E では Al と O, Mn と S が同じ位置に形成しており、Al 系酸化物と MnS がホーニングに形成されていると推察される。

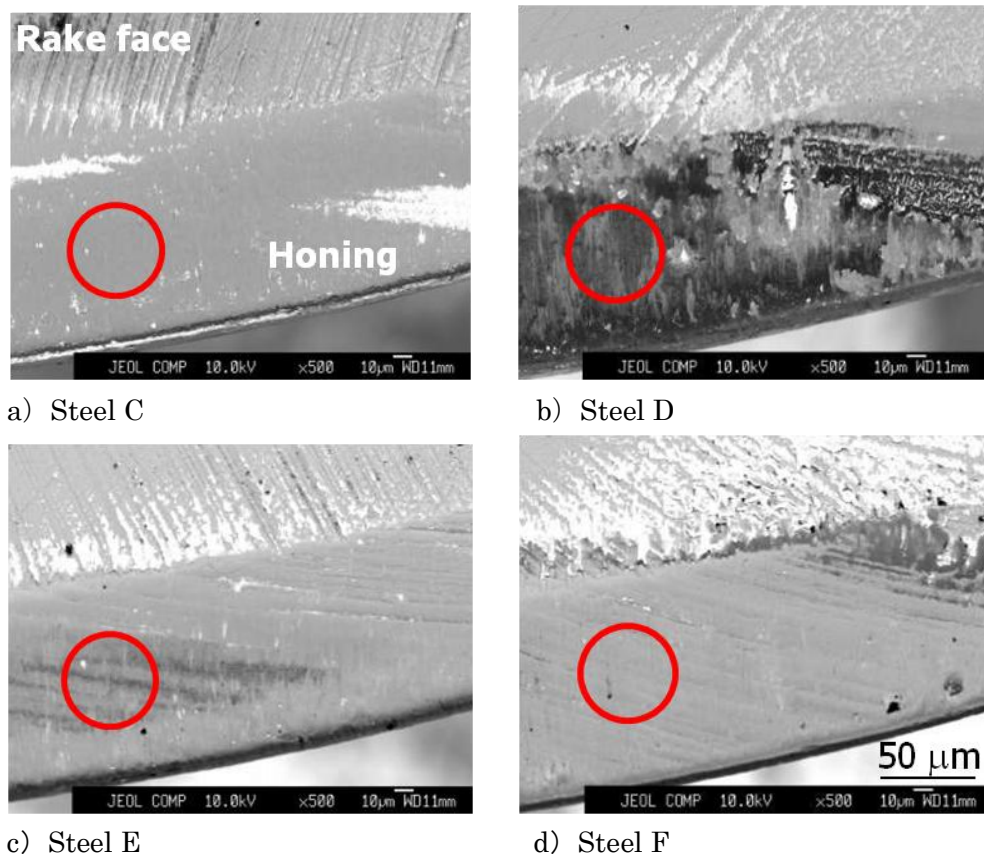


Fig. 3.8 COMP images of milling inserts after cutting cold work tool steels³⁾.

$V = 70 \text{ m/min}$, $f_z = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 0.25 \text{ m}$, TiN coated tools

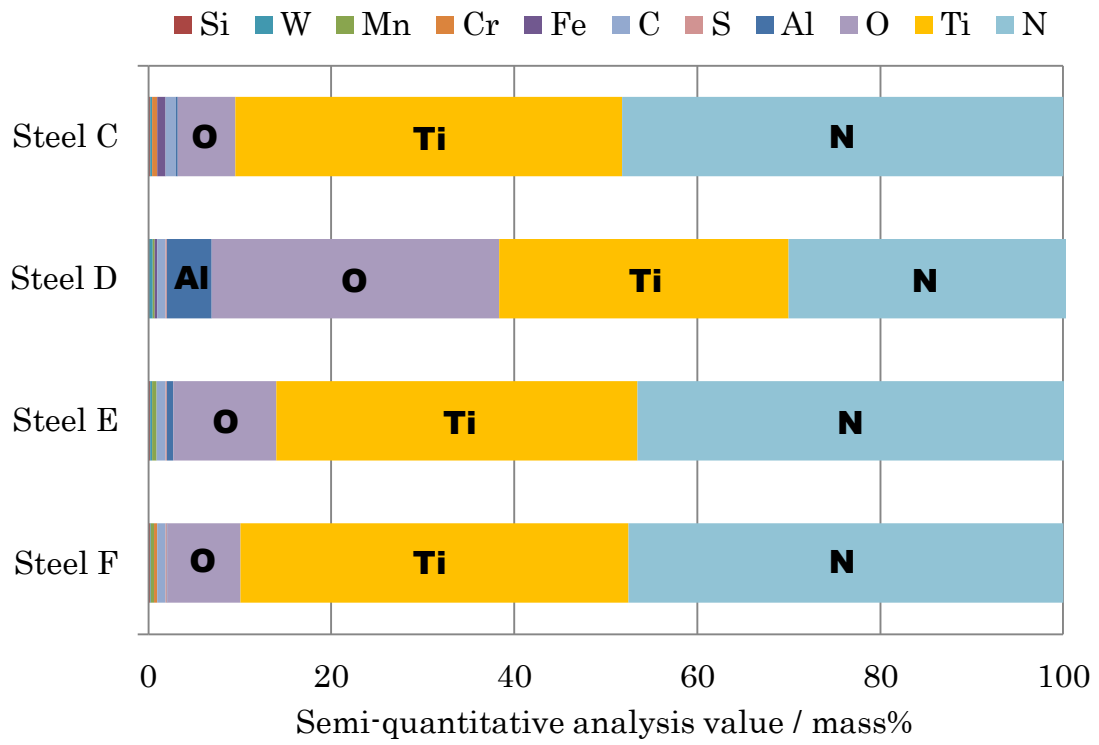


Fig. 3.9 Results of WDS semi-quantitative analyses at each area of Fig. 3.8.

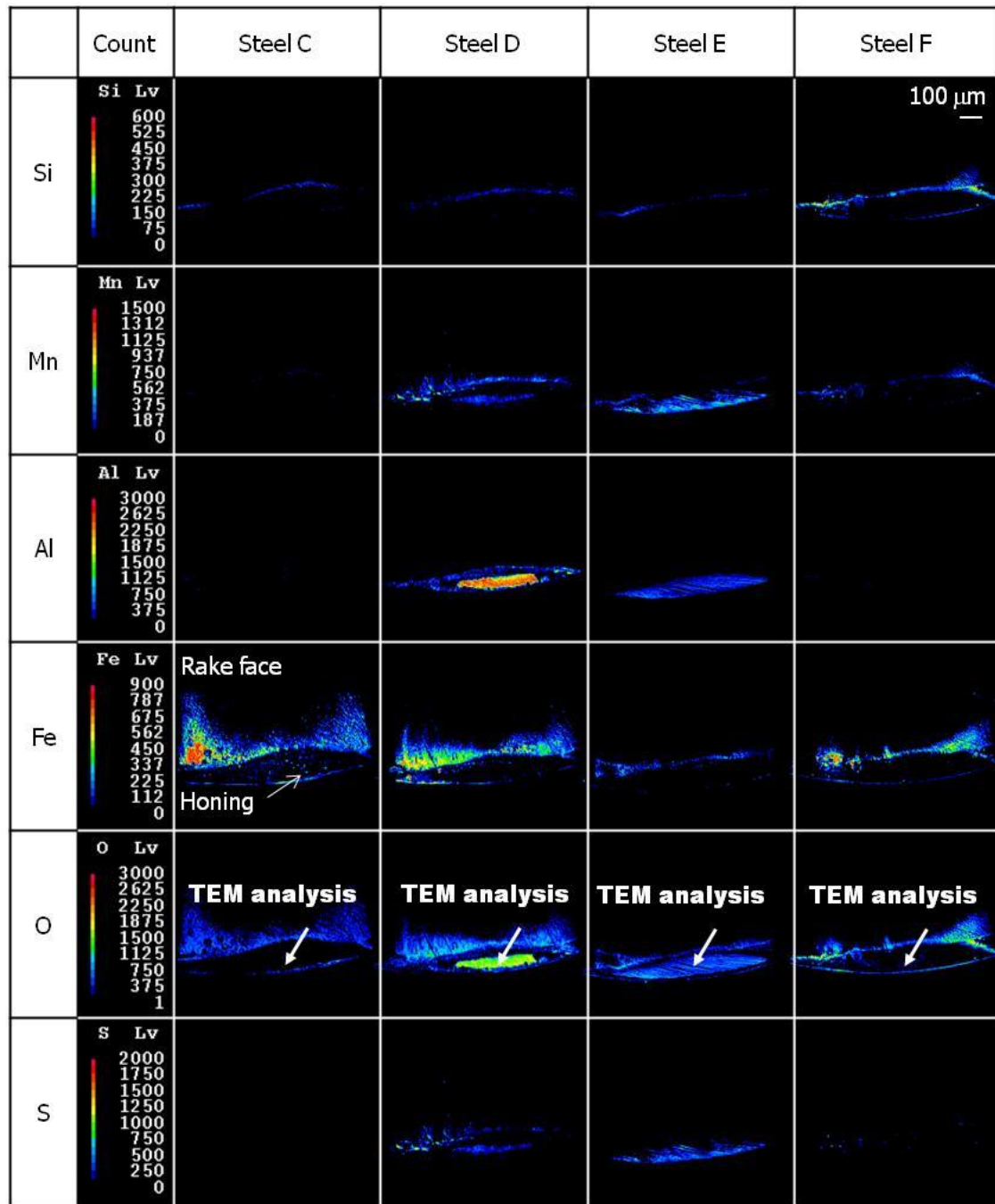


Fig. 3.10 WDS elemental mappings of milling inserts after cutting cold work tool steels³⁾.

$V = 70 \text{ m/min}$, $f_z = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 0.25 \text{ m}$, TiN coated tools

3.3.3 工具刃先の TEM 解析

切削後の工具状態についてさらに把握するため、TEM を用いて工具断面より Belag 構造、厚さ、組成および工具皮膜の状態について調査した。

Fig. 3.11 に Fig. 3.10 中に矢印で示す箇所の断面観察結果を示す。Steel D 切削後の工具表面に 400 nm 程度、Steel E に 100~200 nm 程度の厚みで付着物が形成していた。また、全鋼種切削後の TiN コーティングに切りくずの擦過方向へ塑性変形を生じていた。Steel F が 2.0 μm 程度と塑性変形が最も大きく、次いで Steel C が 1.5 μm 程度、Steel E が 0.5 μm 程度、Steel D が 0.4 μm 程度の順番に塑性変形が大きくなり、付着物が厚く形成するほど TiN の塑性変形が抑えられる傾向であった。このことから、付着物は工具刃先保護機能を有し、Belag により切りくずから生じるコーティングへのせん断力が低減され、ホーニング部の損傷や工具のチッピングが抑制された可能性が考えられる。

さらに、第 2 章ではプラスチック金型鋼切削時に TiN の塑性変形が生じていなかった⁷⁾。一方、難削材とされる Ni 基耐熱合金切削時に TiN の塑性変形が確認されている⁸⁾。よって、60 HRC 調質材切削時は、Ni 基耐熱合金と同様に工具刃先における切削温度や切削抵抗が高く、さらに、鋼材中に含まれる硬質で粗大な一次炭化物の存在により難削性を示すと考えられる。

Fig. 3.12 に Fig. 3.11 中の Belag の拡大 TEM 像、Table 3.5 に Fig. 3.12 中の各箇所における EDS 分析結果を示す。酸素は分析精度が悪いため参考値とした。拡大することにより、Steel C 切削後に 40 nm 程度、Steel F に 60 nm 程度の付着物が確認できた。しかし、いずれも TiN の凹の一部にしか存在せず、Steel C と Steel F 切削後に工具刃先に形成された付着物は、Belag として機能しないと推察される。

Steel D と Steel E の Belag に着目すると、どちらも Al 系酸化物（白層）と MnS（黒層）が確認できたが、Steel D 切削時の付着物は積層状、Steel E 切削時の付着物は塊状で存在した。Steel D の Al 含有量は 0.3 mass%、Steel E は不純物程度の 0.02 mass% であり、Al 系酸化物の形成しやすさの違いが影響していると推察する。さらに、前章によりプラスチック金型用鋼である Steel A を切削した際に形成された Al 系酸化物の上には、被削材の主成分である Fe が付着していた⁷⁾。しかし、冷間工具鋼切削時に工具刃先に形成された MnS と混在した Al 系酸化物上には、Fe がほとんど付着していなかった。

Steel D と Steel E 切削後に工具刃先へ形成された Al 系酸化物と MnS の複合 Belag は、Fig. 3.2 に示す鋼材中の非金属介在物と組成が類似していた。よって、Ca-Si 脱酸鋼切削時の様に Belag が非金属介在物から形成された可能性が考えられる。しかし、鋼材中の Al の多くは固溶 Al として存在しており、プラスチック金型用鋼切削時と同様に固溶元素から Belag が形成された可能性も考えられる。現段階では Belag 供給源の特定はできないため、第 4 章と第 5 章で検討を行う。

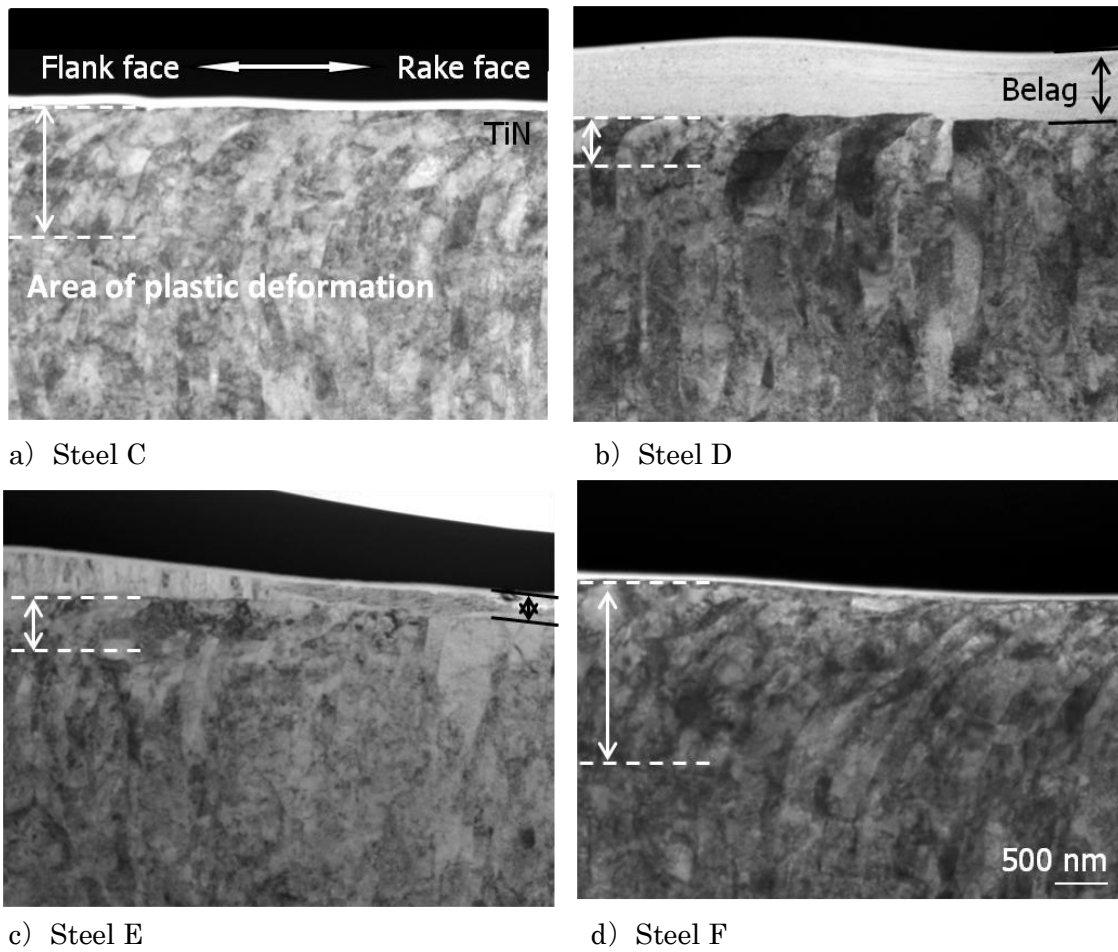
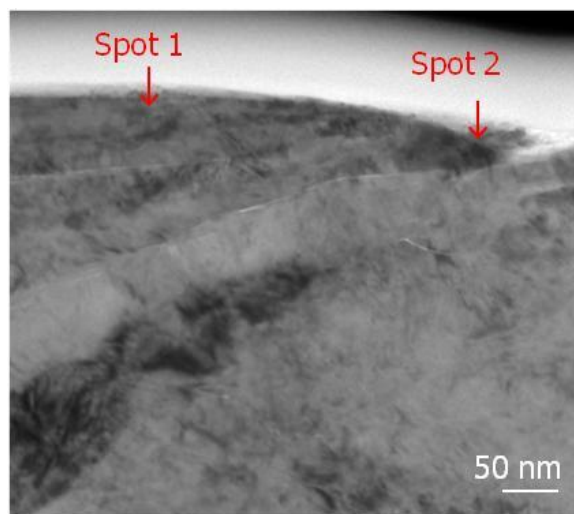
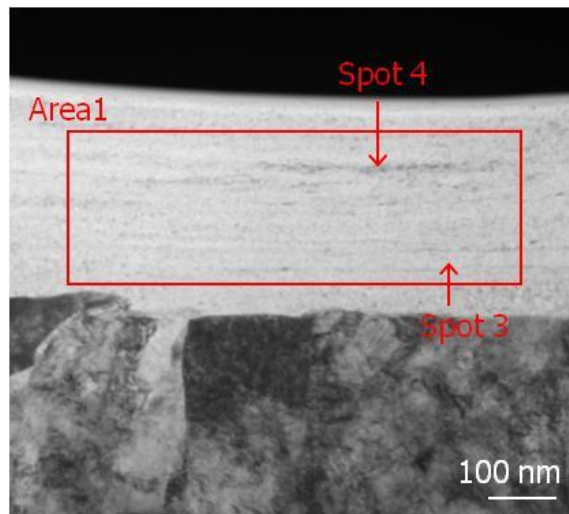


Fig. 3.11 Cross section TEM images of Fig. 3.10³⁾ .

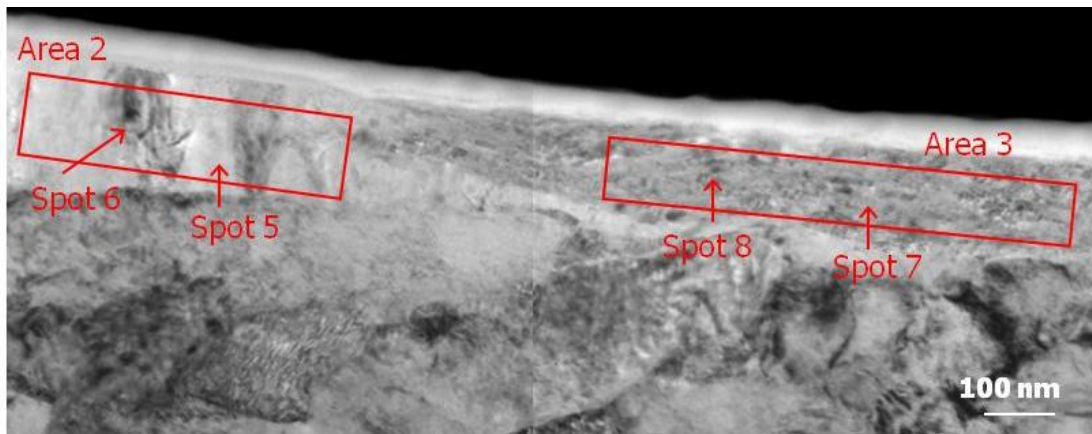
$V = 70 \text{ m/min}$, $fz = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 0.25 \text{ m}$, TiN coated tools



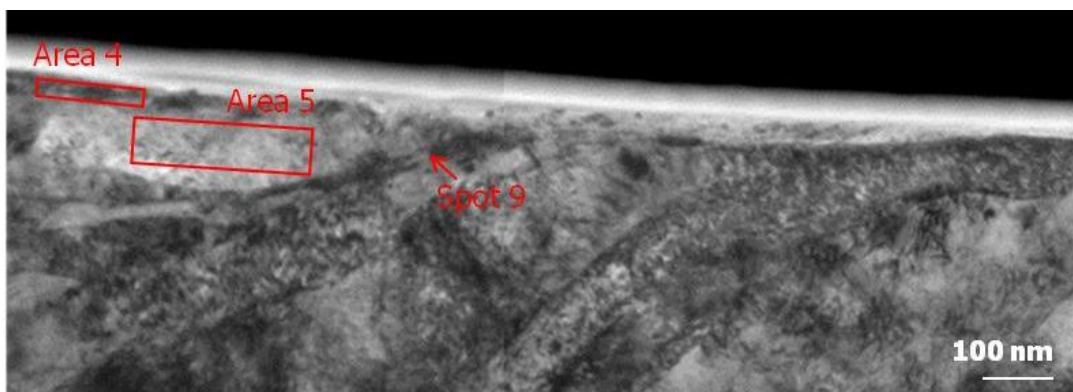
a) Steel C



b) Steel D



c) Steel E



d) Steel F

Fig. 3.12 Enlarged TEM images of Fig. 3.11³⁾ .

$V = 70 \text{ m/min}$, $fz = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 0.25 \text{ m}$, TiN coated tools

Table 3.5 Results of EDS chemical analysis at each area of Fig. 3.12³⁾. (mass %)

		O	Al	Fe	Si	Cr	Mn	S	Ti
Steel C	Spot 1	1.4	-	8.3	2.7	10.7	2.0	-	74.9
	Spot 2	0.8	-	73.1	0.8	4.0	-	-	21.3
Steel D	Area 1	20.0	47.6	1.7	9.0	4.3	14.3	3.1	-
	Spot 3	24.4	59.7	1.0	6.1	2.5	4.9	1.4	-
	Spot 4	6.36	19.1	5.2	6.4	4.5	38.2	16.3	-
Steel E	Area 2	27.6	70.5	-	1.9	-	-	-	-
	Area 3	1.2	2.0	-	2.1	-	62.2	32.5	-
	Spot 5	25.8	66.7	-	7.5	-	-	-	-
	Spot 6	25.1	67.8	-	7.1	-	-	-	-
	Spot 7	0.8	3.1	-	4.1	-	60.1	31.9	-
	Spot 8	3.4	2.4	-	4.7	-	59.1	30.4	-
Steel D	Area 4	1.9	5.2	10.4	14.2	5.6	38.4	15.0	9.3
	Area 5	25.3	74.7	-	-	-	-	-	-
	Spot 9	0.8	7.5	29.9	-	-	-	-	61.8

3.3.4 工具損傷形態と Belag の関係

工具損傷形態と付着物の観察結果から、切削時の工具刃先に Al 系酸化物と MnS の複合 Belag が形成されることにより、ホーニングの損傷と工具のチッピングが抑えられると考えられた。よって、プラスチック金型用鋼切削時と同様に冷間金型用鋼切削時も工具損傷形態と Belag に関係性があると考えられる。

Table 3.5 に示す Steel D と Steel E における Belag の分析結果より、Al, Si, Fe は酸化物として、Mn は酸化物あるいは硫化物として存在していると仮定し、Belag 組成を計算した結果を Fig. 3.13 に示す。Steel D 切削時に形成された Belag は Steel E よりも被削材の主成分である Fe や Cr の占める割合が多い傾向にあった。しかし、Belag は主に Al 系酸化物と MnS で構成されており、組成の傾向は一致していた。

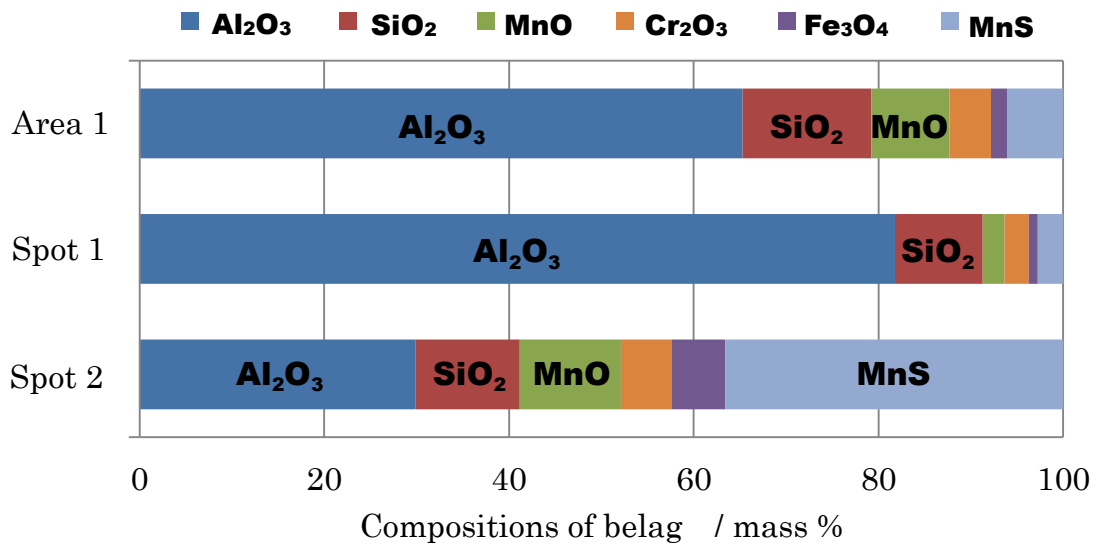
Steel D 切削時に形成された MnS をほとんど含まない Area 1 と Spot 1 の Belag に着目すると、酸化物系 Belag は Al_2O_3 を 70 % 以上含有すると推測された。また、Steel E 切削時に形成された酸化物系 Belag は Al_2O_3 を 90 % 以上含有すると推測された。

Fig. 2.21 に示す $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ 状態図と Fig. 2.22 に示す $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 状態図より、Steel D と Steel E 切削時に形成された Al 系酸化物の融点は 1770°C 程度以上であると推測される。よって、冷間金型用鋼切削時に形成された Al 系酸化物は、酸化物系 Belag として比較的融点が高く、過酷な条件下でも工具刃先を保護する機能が高いと考えられる。さらに、MnS と複合的に存在することで、Fe の付着が抑制され、Belag が厚く堆積されることによるチッピングが生じにくいと推察される。

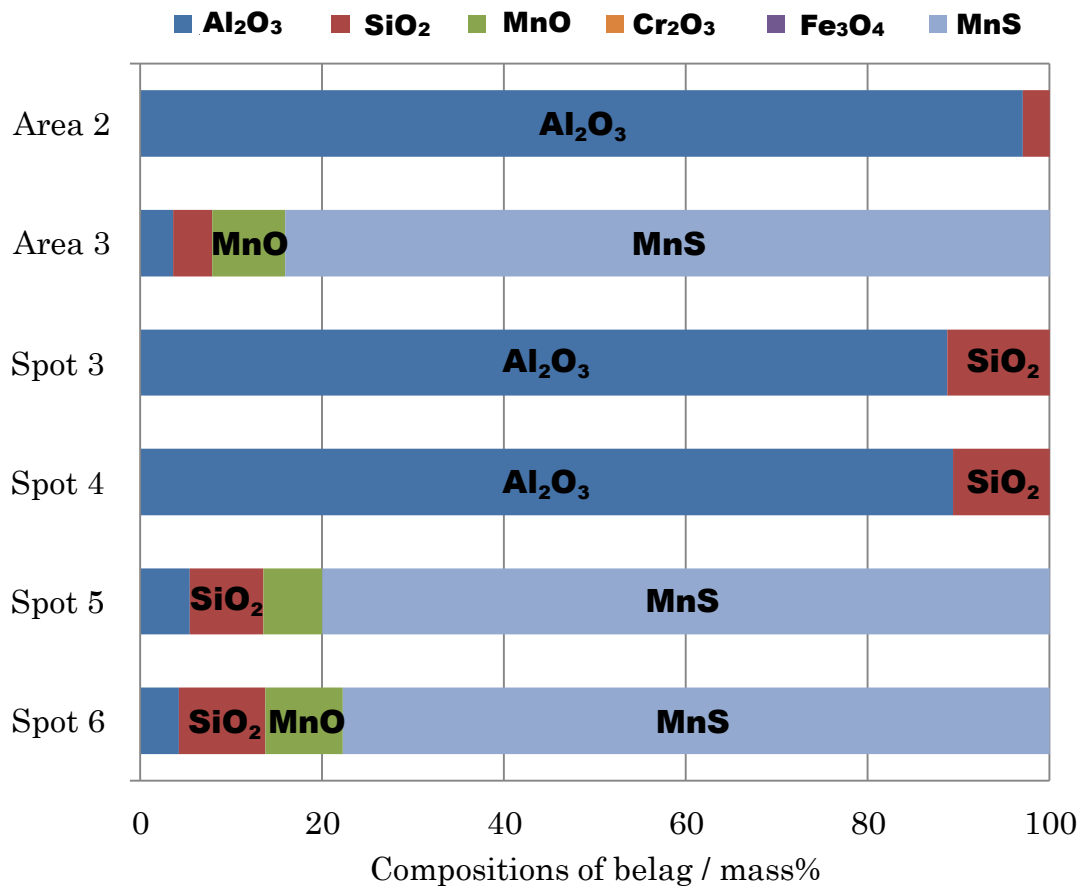
Fig. 3.14 に一次炭化物の面積率と Belag 形成量の関係、50 m 切削後の工具境界部の断面 SEM 像を示す。Belag 形成量は Fig. 3.10 の面分析結果より、Al と S の検出強度を合計した値から測定点数を割った平均カウント数とした。Mn と O は Al 系酸化物と MnS 以外の情報も含むため平均カウント数として扱わなかった。

TiAlN コーティング工具による被削性評価から、鋼材中の一次炭化物が少ないほど切削工具における逃げ面摩耗の進行が遅い結果を得た。さらに、Al 系酸化物と MnS の複合 Belag が工具刃先厚く形成されるほど TiN の塑性変形が低減された。このことより、切削中に生じるコーティングへのせん断力が Belag により低減され、切削工具のホーニング部の損傷やチッピングが抑制されたと考えられる。

よって、60 HRC 調質後の冷間工具鋼は、鋼材特性を著しく低下させない程度に、一次炭化物を低減し、Al 系酸化物と MnS の複合 Belag を生成しやすい成分設計にすることより、良好な被削性を得ると考えられる。さらに、高硬度材加工用の切削工具や切削条件の最適化を行うことにより、さらに金型の加工能率が向上し、60 HRC プリハードン鋼から最終形状まで一括で加工し、実用金型として使用される可能性が広がると考えられる。



a) Steel D



b) Steel E

Fig. 3.13 Compositions of belag on milling inserts after cutting cold work tool steels.

$V = 70 \text{ m/min}$, $fz = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $ap \times ae = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 0.25 \text{ m}$, TiN coated tools

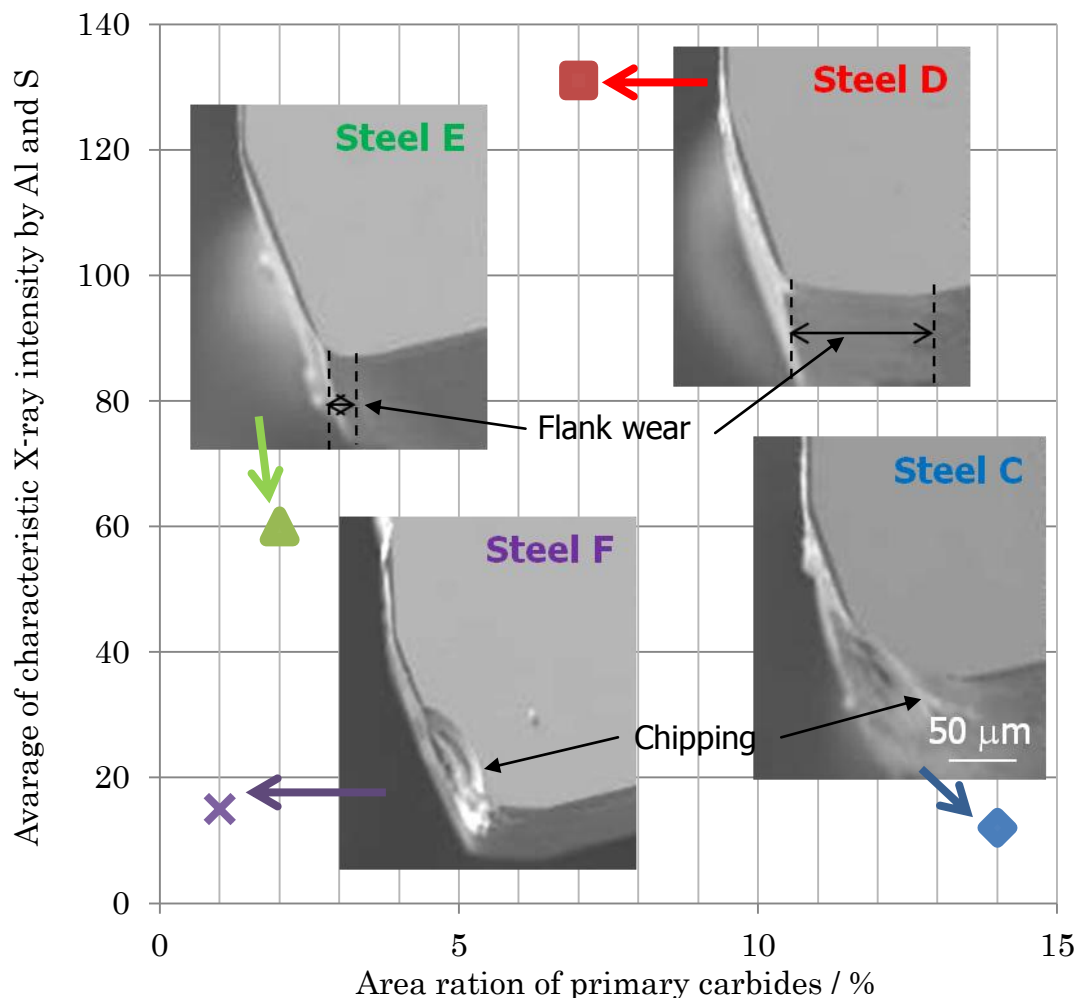


Fig. 3.14 Conceptual diagram of damage of milling inserts after 60HRC hardened cold work steel³⁾.

$V = 70 \text{ m/min}$, $f_z = 0.4 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 0.15 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, $L = 50 \text{ m}$, TiAlN coated tools

3.4 結言

60 HRC に調質された冷間金型用鋼を転削加工後、工具刃先の観察を実施し、以下の結論を得た。

- (1) TiAlN コーティング工具による被削性評価から、鋼材中の一次炭化物が少ないほど切削工具における逃げ面摩耗の進行が遅くなった。
- (2) TiN コーティング工具による工具刃先観察結果から、Al 系酸化物と MnS の Belag が TiN 上に厚く形成されるほど TiN の塑性変形が低減された。
- (3) 切削中に生じるコーティングへのせん断力が Al 系酸化物と MnS の複合 Belag により低減され、工具のホーニング部の損傷、工具に生じるチッピングが抑制されたと考えられた。
- (4) 冷間金型用鋼切削時に工具刃先に形成される Belag の違いにより、工具損傷形態が異なることが示唆された。

参考文献

- 1) 日本金属熱処理工業会編集；全面改訂熱処理技術入門，大河出版，204-207.
- 2) 並木郁夫；新しい金型づくりと金型材料の動向，電気製鋼，71，2（2000）157-165.
- 3) 森下佳奈，小関秀峰，井上謙一，森戸茂一，大庭卓也；60HRC 調質後の冷間工具鋼切削時の工具損傷機構，精密工学会誌，82，4（2016）372-377.
- 4) 倉田征児，藤井利光；高硬度冷間工具鋼の被削性に及ぼす炭化物種類と量の影響，電気製鋼，72，2（2003）75-82.
- 5) 井上孝司，細井祐三，中島浩衛，竹中宏行，羽生田智紀；高炭素クロム鋼の切削加工に及ぼす炭化物分布の影響，鉄と鋼，84，5（1998）387-392.
- 6) 山根八洲男，鳴滝則彦；正面フライス切削時の工具損傷に及ぼす雰囲気の影響（第3報），精密工学会誌，52，4（1986）87-92.
- 7) 森下佳奈，石川剛史，井上謙一；高硬度金型用鋼切削における工具損傷現象の解析，自動車技術会論文集，43，2（2012）539-542.
- 8) 小関秀峰，井上謙一，上原一剛，臼杵年；インコネル718 切削加工時の PVD コーティング損傷形態，精密工学会学術講演会講演論文集，2013A（0），（2013）329-330.

第4章 中炭素鋼切削時における Belag 生成メカニズムの検討

4.1 諸言

第2章と第3章より，プラスチック金型用鋼（40 HRC）や冷間金型用鋼（60 HRC）切削時の工具損傷形態と Belag に関係性があると考えられた．Belag を利用した代表的な鋼種である Ca-Si 脱酸鋼は，鋼材中の非金属介在物より Belag が形成していると報告されている^{1,2)}．しかし，本研究で評価した金型用鋼は，鋼材中の固溶元素より Belag が形成している可能性が考えられた．よって，Belag の供給源は鋼種により異なる可能性が考えられる．さらに，被削材中に極微量にしか含まれない Belag 成分がどのようなメカニズムにより選択的に工具刃先へ生成し，付着するかについては不明である．

本実験では，固溶元素より Belag が生成する場合に着目して，Belag 生成メカニズムを明確にすることを目的とした．最終的には，Belag をコントロールし，活用することにより，さまざまな被削材における加工能率向上を目指す．

Belag 組成や Belag 形成の有無は，鋼材組成³⁻⁸⁾，鋼材中の酸素含有量⁹⁾，断続切削や連続切削¹⁰⁾，加工雰囲気¹¹⁾，切削速度³⁾ などにより変化するとされる．本報告では，被削材の固溶元素より工具刃先に付着する Belag の生成過程を理解し易くするため，鋼材中の酸化物系非金属介在物をほとんど含まず，構成元素数が少ない構造用炭素鋼である JIS 規格 S50C を用い，切削後の工具と切りくずについて各種評価を実施した．

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

4.2.1.1 被削材

Table 4.1 に JIS 規格の方法で測定された S50C の組成を示す．酸可溶 Al（固溶 Al）と非酸可溶 Al（ Al_2O_3 など）は原子吸光分析法，C と S は燃焼赤外線吸光法，O は溶融赤外線吸収法，他元素は固体発光分光分析法により測定された．S50C における Fe，C 以外の構成元素は Si，Mn，Al，S であり，Al は非金属介在物としてではなく主に固溶 Al として存在していた．鋼材中に O は 7 ppm ほど含まれていた．

Fig. 4.1 に被削材の組織写真を示す．組織は鋼材表面を鏡面研磨した後，5% ナイタール溶液により腐食させた状態から，フェライトとパーライト組織を確認した．

Fig. 4.2 に代表的な非金属介在物の SEM 像と EDS による面分析結果を示す．MnS と Al 系酸化物中に MnS が含まれる複合非金属介在物が存在した．S50C の硬さは 220 HB 程度とした．

Table 4.1 Chemical compositions of S50C¹²⁾. (mass %)

Fe	C	Si	Mn	P	S	O	sol. Al	insol. Al
bal.	0.5	0.2	0.6	0.019	0.004	0.0007	0.023	<0.001

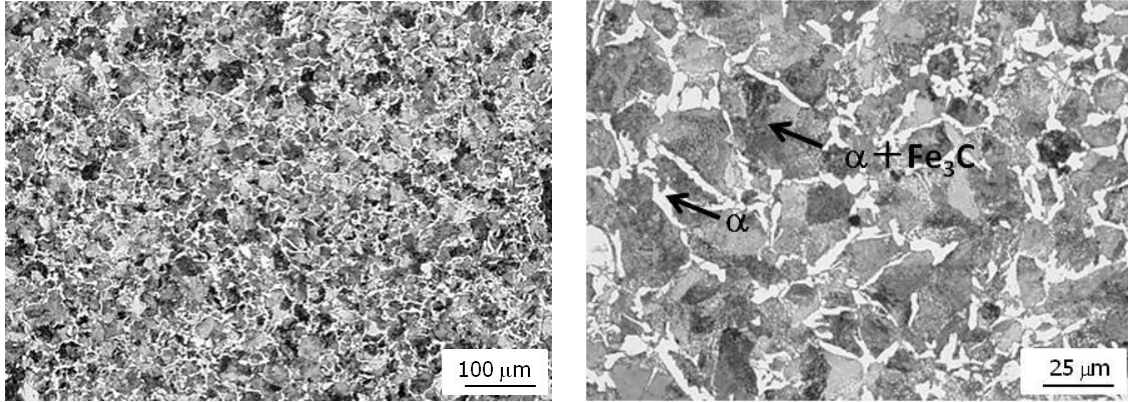
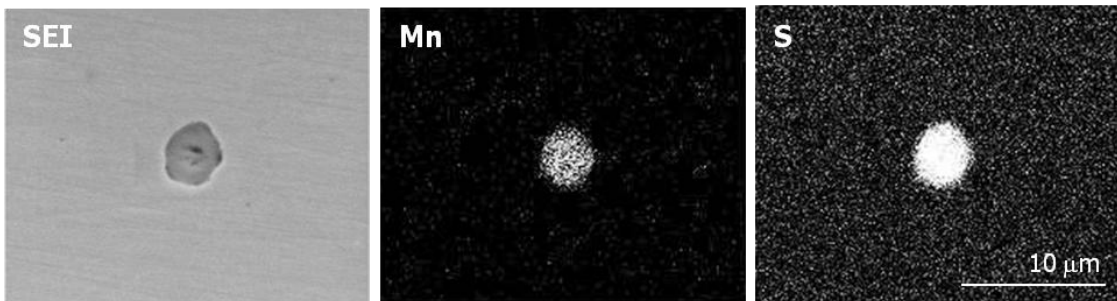
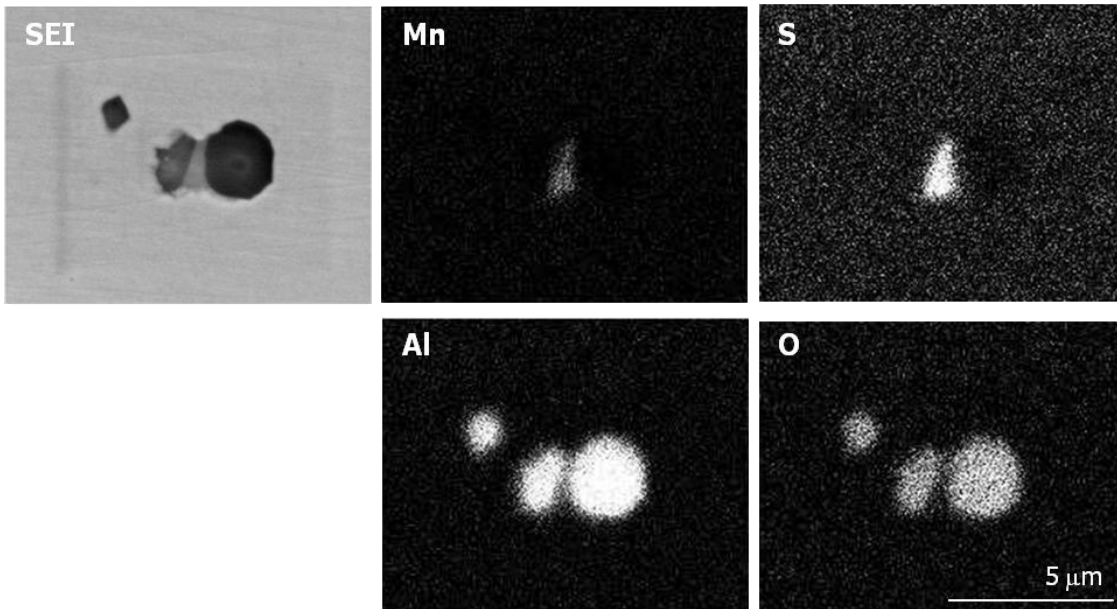


Fig. 4.1 Optical micrographs of S50C.



a) MnS



b) MnS and Al based oxide

Fig. 4.2 EDS elemental mappings at non metallic inclusions in S50C.

4.2.1.2 切削工具

切削工具は第 2 章と同様の三菱日立ツール製刃先交換式インサート（型番：EDNW15TN4TN-15）をカッター（型番：ASR5063-4）に固定したものを使用した。Fig. 4.3 にインサートの外観写真，刃先の断面模式図を示す。インサートの刃先形状は，すくい面，ホーニングおよび逃げ面で構成され，カッター取り付け時のすくい角は 9° ，ホーニング角は 20° ，逃げ角は 5° であった。

インサートの母材は K 種超硬合金であり，皮膜は被削材より供給される付着物と工具間の成分を区別できるように留意し，被削材成分を含まない TiN を選定した。神戸製鋼製コーティング装置（型番：AIP-S20）を使用し，PVD 法により約 $3\ \mu\text{m}$ の厚さとなるように成膜した。

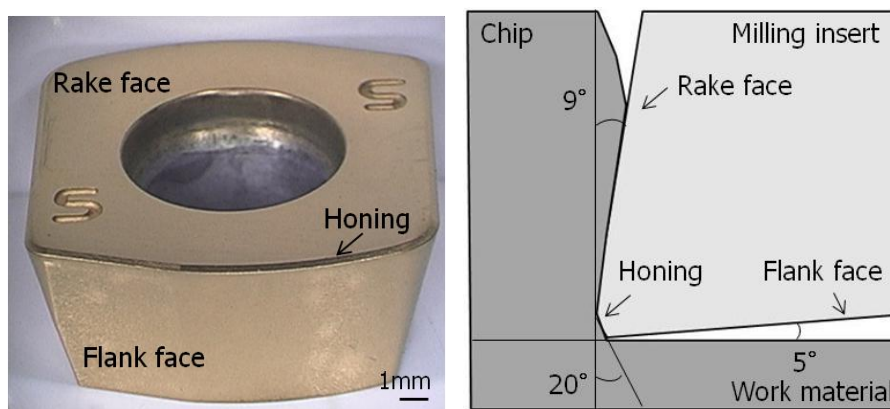


Fig. 4.3 Photo and Model of milling insert¹²⁾ .

4.2.2 加工方法

Fig. 4.4 に切削評価を実施した際の外観写真を示す。主軸テーパー50番の日立精機製縦型マシニングセンタ（型番：MACC MATIC-610V）を用いて平面切削を実施した。

Table 4.2 に加工条件を示す。インサートは単一刃により評価した。

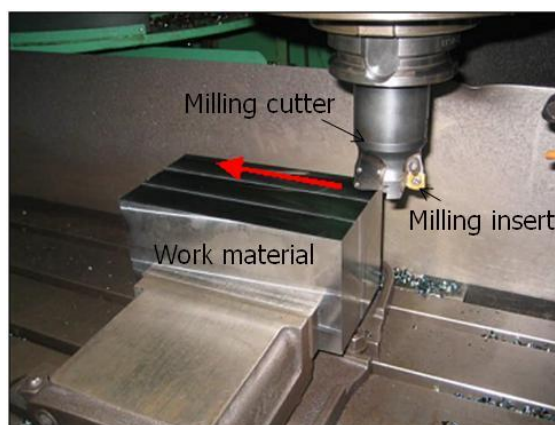


Fig. 4.4 Photo of cutting test.

Table 4.2 Cutting conditions of milling cutting tool¹²⁾ .

Milling cutter	Diameter	63 mm
	Number of teeth	1/4
Milling insert	Base material	Carbide
	Coating	TiN
Cutting conditions	Cutting depth	1.0 mm
	Cutting width	42 mm
	Cutting speed	180 m/min
	Feed per tooth	1.5 mm/tooth
	Revolution	909 min ⁻¹
	Feed rate	1364 mm/min
	Chip removal volume rate	57 cm ³ /min
	Cutting method	Down cut
	Cutting fluid	Air
	Cutting length	0.75 m

4.2.3 解析方法

4.2.3.1 EPMA 分析

工具刃先に形成された付着物を表面から電子線マイクロアナライザー (EPMA : Electron Probe Micro Analyzer) を使用して分析を実施した. Table 4.3 に EPMA の分析条件を示す. 波長分散型 X 線分光器 (WDS : Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer) を備えた日本電子 (株) 製 FE-EPMA 装置 (型番 : JXA-8500F) を用い, 定性・定量分析により付着物の組成を把握後, 面分析により付着物分布状態を解析した.

Table 4.3 EPMA analysis conditions.

	Accelerating voltage	Irradiation current	Area
Qualitative analysis	10 kv	5.0×10 ⁻⁸ A	φ 10 μm
Quantitative analysis	10 kv	5.0×10 ⁻⁸ A	φ 10 μm
Area analysis	10 kv	1.0×10 ⁻⁷ A	7 mm×4 mm

4.2.3.2 TEM 解析

切削工具と切りくずを断面から透過型電子顕微鏡 (TEM : Transmission Electron Microscope) を使用して観察と解析を実施した.

Table 4.4 に TEM の解析条件を示す. 切削工具の TEM 解析は日立製作所製の FE-TEM

装置（型番：HF-2100）、切りくずの TEM 解析は日本電子（株）製電界放出型透過電子顕微鏡（型番：JEM-2010F）を用いて実施した。TEM 像により切削工具上に形成された付着物と切りくず表面に形成された酸化物の構造、厚さの観察を行い、制限視野回折（SAD：Selected-Area Diffraction）、極微電子線回折（NBD：Nano-Beam Diffraction）によりこれらの結晶構造を調査した。さらに、付設のエネルギー分散型 X 線分光器（EDS：Energy Dispersive X-ray Spectrometer）を用いて定量分析を実施した。

Table 4.4 TEM analysis conditions.

a) Milling inserts

	Accelerating voltage	Camera length	Area
Selected-area diffraction	200 kV	200 cm	ϕ 200 nm
Nano-beam diffraction	200 kV	50 cm	ϕ 1 nm
Quantitative analysis	200 kV	-	ϕ 1 nm ~

b) Chip

	Accelerating voltage	Camera length	Area
Nano-beam diffraction	200 kV	50 cm	$\sim \phi$ 2 nm
Quantitative analysis	200 kV	-	ϕ 1 nm

4.2.3.3 TOF-SIMS 解析

TEM-EDS 解析よりさらに極表層で高い感度による分析を行うため、飛行時間型二次イオン質量分析法（TOF-SIMS：Time-Of-Flight Secondary Ion Mass Spectrometer）を用いて切りくず表層から深さ方向の分析した。

Table 4.5 に分析条件を示す。TOF-SIMS は ppm オーダーの分析が可能であるが、マトリックスの組成に各元素の 2 次イオン強度が大きく影響を受ける¹³⁾ため、各 2 次イオン強度を Fe, Al, Si, Mn, O の合計 2 次イオン強度で割ることにより規格化した値を示した。これらの値は各元素の濃度を表さず、相対比率として表している。

Table 4.5 TOF-SIMS analysis conditions.

Primary ion	Accelerating voltage	Ion current	Area
Ga ⁺	15 kV	1 nA	30 μ m

4.2.3.4 CAE 解析

Third Wave Systems 社製 AdvantEdge FEM¹⁴⁾ を使用し、S50C を二次元切削した場合の温度と圧力を切りくずの厚みを変えて有限要素法を用いたシミュレーションを実施した。工具は Fig.5.3 と同形状、切削速度は 180 m/min に設定し、圧力は静水圧の値とした。

4.3 実験結果および考察

4.3.1 工具刃先の EPMA 分析

Fig. 4.5 に S50C を 0.75 m 切削後のすくい面側工具刃先の反射電子 (COMP) 像を示す. すくい面とホーニング部には, 切削時に切りくずが擦過したことで付着したと考えられる黒色と濃い灰色の領域が存在した. COMP 像のコントラストは組成に依存し, 平均原子番号が小さいほど黒く観察される. よって, すくい面とホーニング部に異なる組成の付着物が形成していると推察される.

Table 4.6 に Fig. 4.5 中に示す $\phi 50 \mu\text{m}$ 領域の WDS による定量分析結果を示す. すくい面に形成された付着物からは Al と O, ホーニング部からは Si, Mn, O が多く検出された.

Fig. 4.6 にすくい面側からの Si, Mn, Al, Fe, O の面分析結果を示す. 工具と被削材が接触する広範囲で付着物が確認され, すくい面では Al 系酸化物, ホーニング部では Mn-Si 系酸化物が形成していると考えられる.

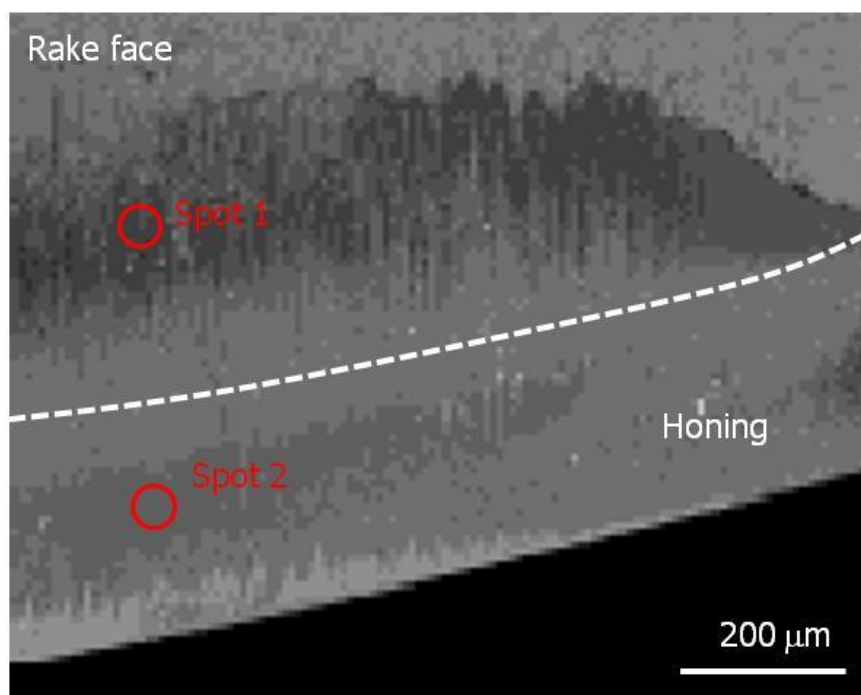


Fig. 4.5 Comp image of milling insert after cutting S50C.

$V = 180 \text{ m/min}$, $f_z = 1.5 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L=0.75 \text{ m}$, TiN coated tool

Table 4.6 Results of WDS chemical analysis at each area of Fig. 4.5. (mass %)

	Fe	Si	Mn	S	Al	O
Spot 1	5.1	4.2	2.8	0.5	29.8	58.1
Spot 2	5.3	12.9	15.9	-	2.3	63.7

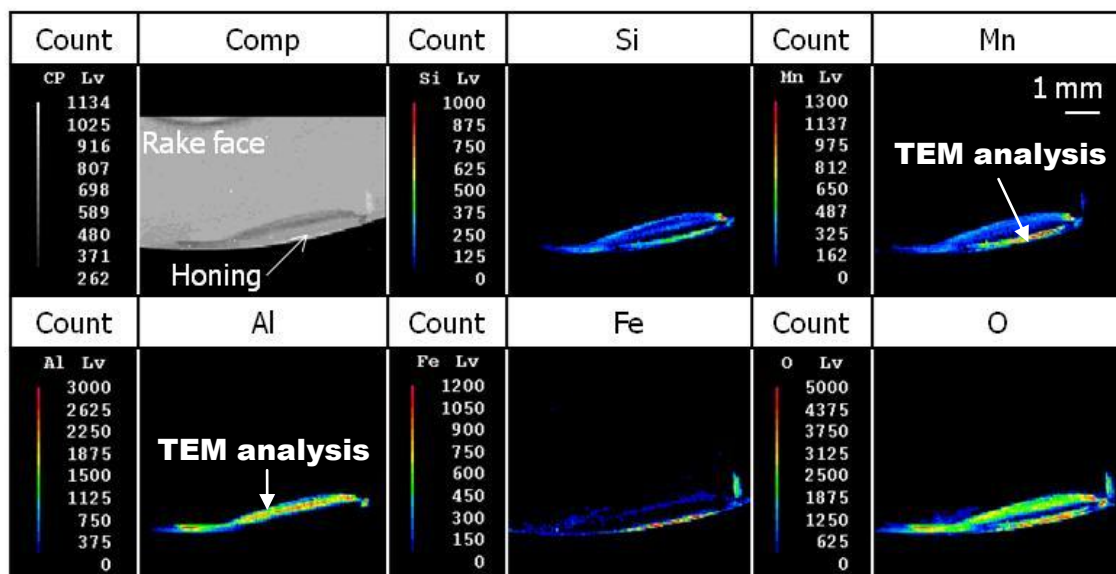


Fig. 4.6 WDS elemental mappings of milling insert after cutting S50C.

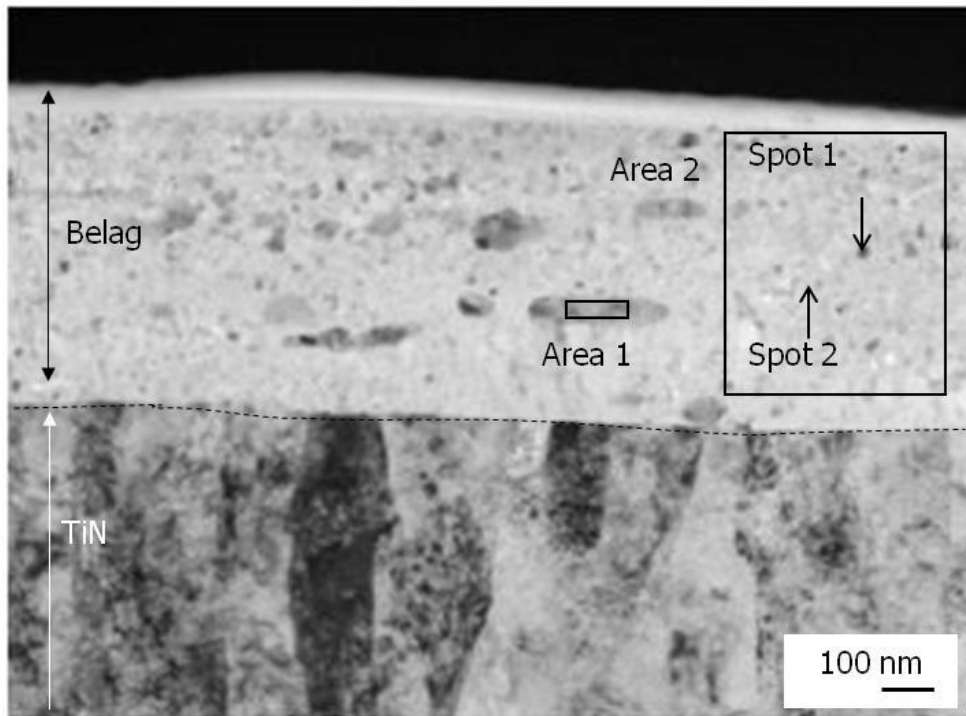
$V = 180 \text{ m/min}$, $f_z = 1.5 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L=0.75 \text{ m}$, TiN coated tool

4.3.2 工具刃先の TEM 解析

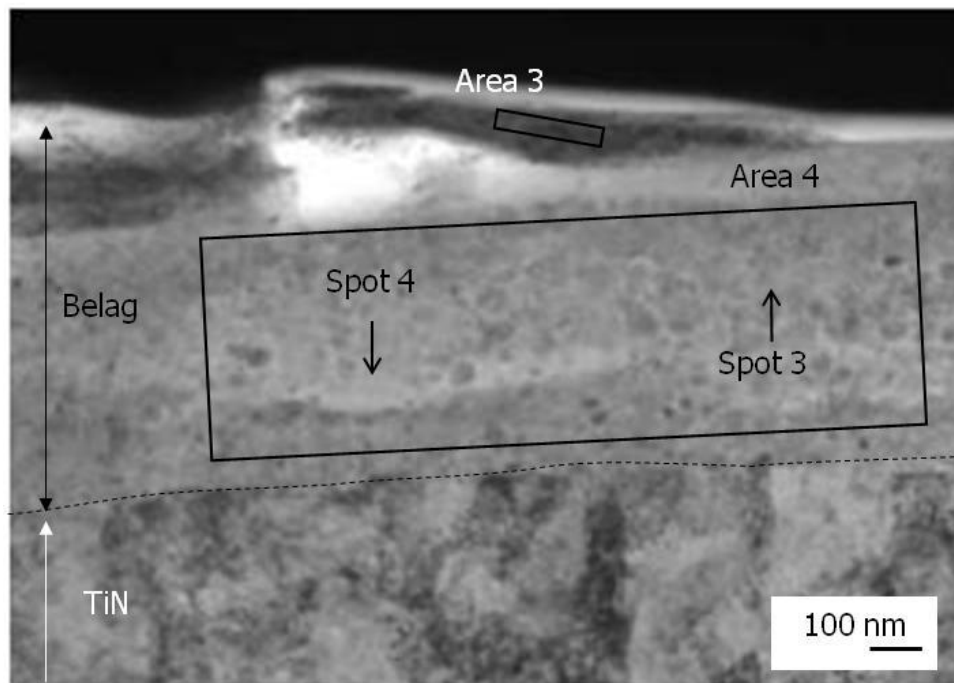
すくい面とホーニングに形成した付着物を詳細に調べるため、Fig. 4.6 に示す箇所の断面より TEM 解析を実施した。Fig. 4.7 に TEM 像、Table 4.7 に Fig. 4.7 中に示す領域の EDS による定量分析結果を示す。すくい面には Al を主体とする約 600 nm 厚みの酸化物が観察され、そのマトリックス中には Area1 のような 100~200 nm の粒状または楕円状の O の検出が少なく S50C そのものと推察される領域が存在した。一方、ホーニングには Mn, Si を主体とする数十 nm の粒状組織を呈した厚さ約 500 nm の酸化物が認められ、Area 3 ではほとんど O が検出されていないことから、S50C そのものと推察される 100~200 nm 厚の金属層が最表層に付着していると考えられる。

Fig. 4.8 に比較的 Fe の含有量が少ない Area 2, Area 4, Spot 2, Spot 4 の電子線回折パターンを示す。Area2 と Area 4 では多数のスポットやデバイシェラーリングが確認され、多結晶であると推察される。一方、Al 系酸化物と Mn-Si 系酸化物を $\phi 1 \text{ nm}$ 領域で測定した際、ともに明確なスポットやリングは現れず、ハローパターンになっていることから非晶質であると考えられる。よって、付着物は非晶質や結晶質により形成されていると推察される。

工具刃先へ付着していた Mn-Si 系酸化物は、鋼材中に非金属介在物として存在しておらず、鋼材中の Al は主に固溶 Al として存在していた。よって、S50C 切削時に工具刃先に形成された Mn-Si 系酸化物と Al 系酸化物は鋼材中の固溶元素から生成したと考えられる。



a) Rake face



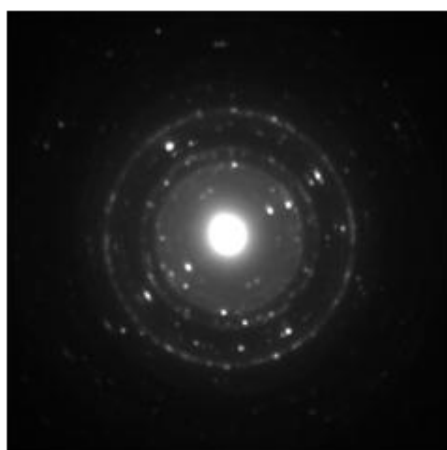
b) Honing

Fig. 4.7 Cross section TEM images at Fig. 4.6¹²⁾.

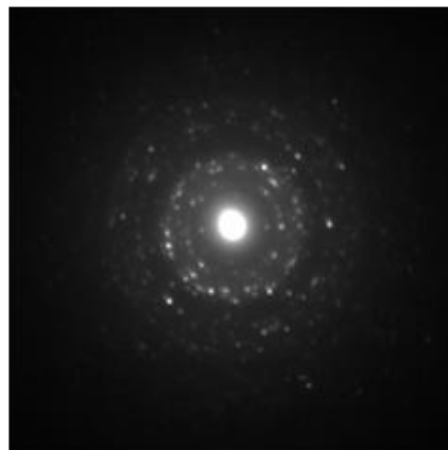
$V = 180 \text{ m/min}$, $f_z = 1.5 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, $L=0.75 \text{ m}$, TiN coated tool

Table 4.7 Results of EDS chemical analysis at each area and spot of Fig. 4.7¹²⁾. (mass %)

		Si	Mn	Al	Fe	O
Rake face	Area 1	1.5	1.7	10.2	72.8	13.8
	Area 2	3.3	10.1	35.0	4.7	46.9
	Spot 1	2.3	6.0	23.7	35.8	32.2
	Spot 2	7.8	11.4	28.5	6.3	46.0
Honing	Area 3	1.5	3.9	1.0	85.0	8.6
	Area 4	16.6	42.2	2.4	7.3	31.5
	Spot 3	15.3	47.9	1.7	6.4	28.7
	Spot 4	26.9	26.0	4.1	1.8	41.2



(a) Area 2



(b) Area 4



(c) Spot 2



(d) Spot 4

Fig. 4.8 Electron diffraction patterns at each area of Fig. 4.7¹²⁾.

4.3.3 切りくずの TEM 解析

Fig. 4.9 に 切削工具と接触面側の切りくず断面の TEM 観察結果, Table 4.8 に Fig. 4.9 中に示す $\phi 1 \text{ nm}$ の EDS 分析結果を示す. EDS の検出限界は 0.1 mass\% 程度であるため, Al の分析結果は参考値として扱った. Fig. 4.10 に $\phi 10 \text{ nm}$ 領域の電子線回折パターンを示す. 図中に示す z は電子線の入射方向を示す. Fig. 4.9 の Pt は試料表面の保護のため蒸着した成分である.

TEM 写真と組成分析結果より金属層の上に 60 nm 程度の Fe の酸化物層が確認され, 回折パターンより金属層は αFe , 酸化物層は Fe_3O_4 (Magnetite) で指数付け可能であった. 酸化物層内での組成や結晶構造の変化は生じていなかった. 工具刃先に付着した Al, Si, Mn は, 切りくずから供給されると推測されるため, 切りくず表面に Al, Si, Mn が濃化していることを予想したが確認できなかった.

切りくず表面の Fe_3O_4 の形成は, 切りくずと工具が離れた後に生じるという報告¹⁵⁾がある. よって, 切りくずの酸化は, 高温・大気圧の状態が生じており, Belag 形成時の高温・高圧時の酸化とは異なると考えられる.

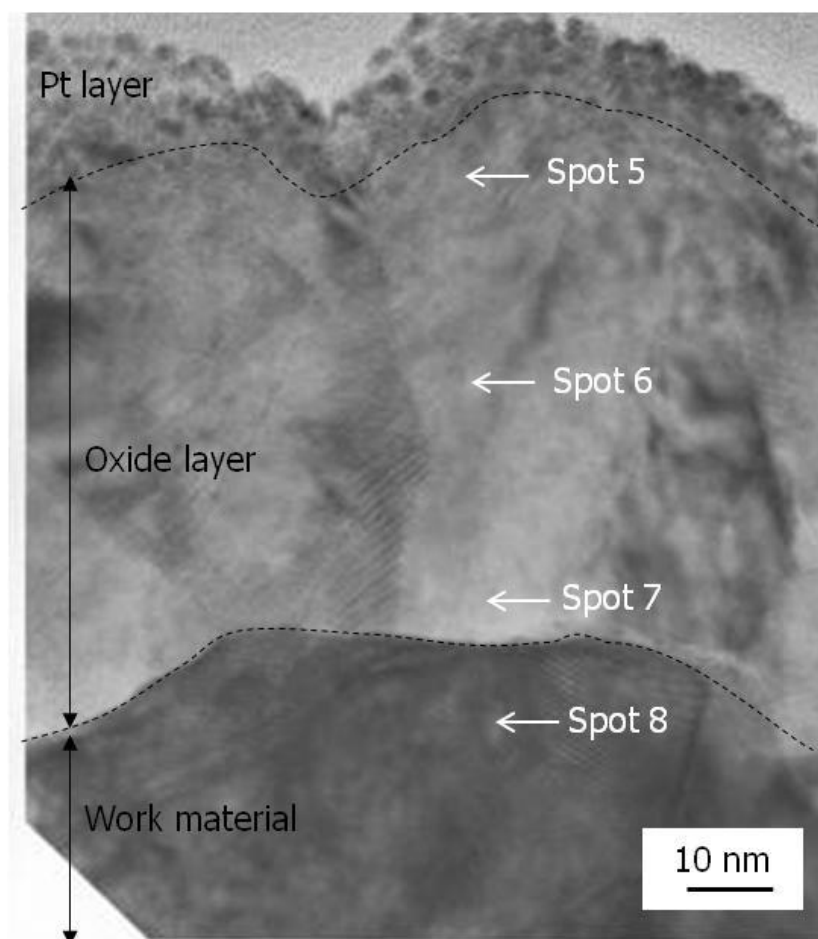
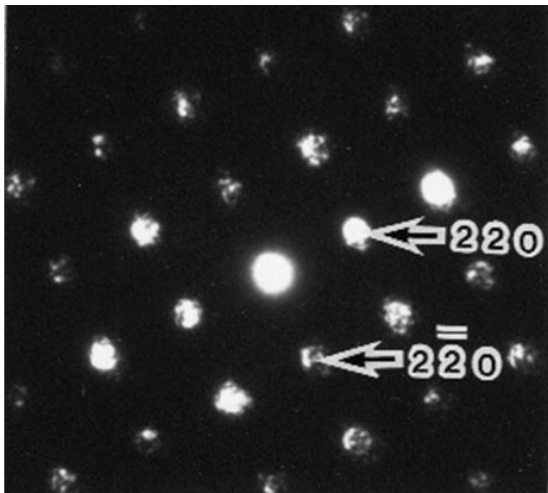


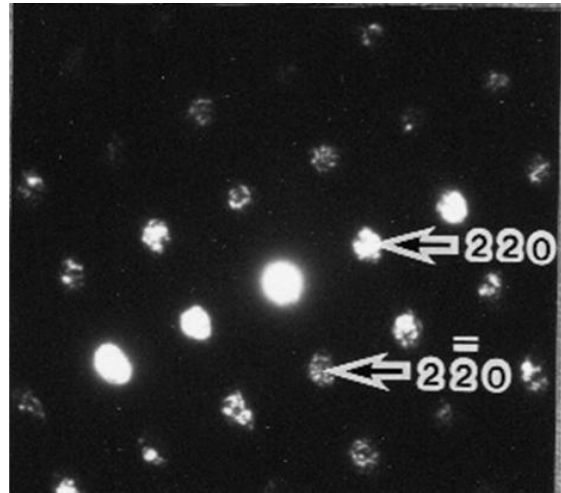
Fig. 4.9 Cross section TEM image at chip of contact side of cutting tool¹²⁾.
 $V = 180 \text{ m/min}$, $f_z = 1.5 \text{ mm/tooth}$, $a_p \times a_e = 1.0 \text{ mm} \times 42 \text{ mm}$, TiN coated tool

Table 4.8 Results of EDS chemical analysis at each spot of Fig. 4.9¹²⁾. (mass %)

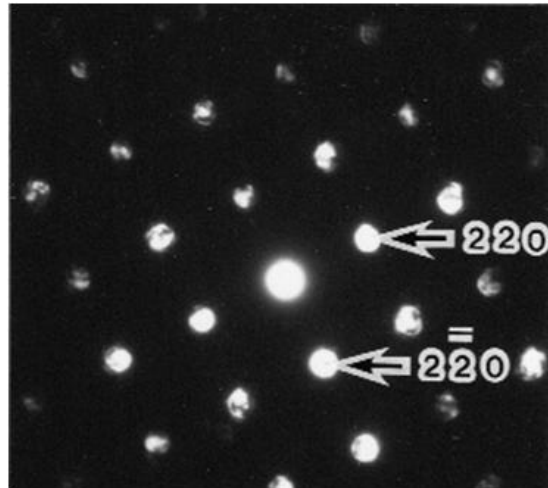
		Si	Mn	Al	Fe	O
Oxide layer	Spot 5	0.06	0.43	0.06	71.97	27.17
	Spot 6	0.08	0.52	0.04	72.21	26.87
	Spot 7	0.30	0.38	0.23	72.56	26.32
Work material	Spot 8	0.37	0.64	0.13	95.87	2.85



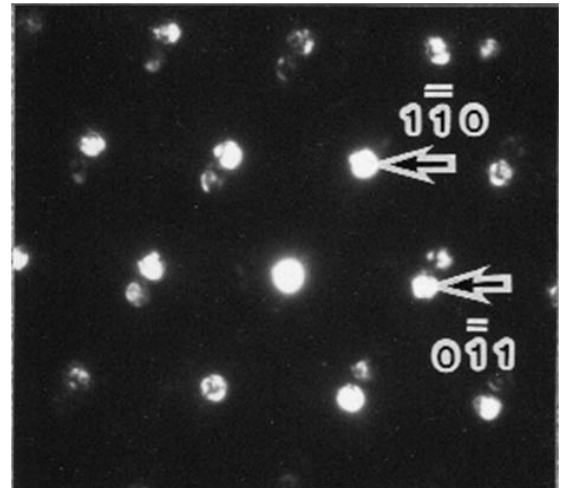
(a) Spot 5 (αFe , $z = [111]$)



(b) Spot 6 (αFe , $z = [111]$)



(c) Spot 7 (αFe , $z = [111]$)



(d) Spot 8 (Magnetite, $z = [001]$)

Fig. 4.10 Electron diffraction patterns at each spot of chip cross section¹²⁾.

4.3.4 切りくずの TOF-SIMS 分析

TEM-EDS 解析よりさらに極表層, 高い感度による分析を行うため, 切削工具と接触していた切りくず表層から深さ方向へ TOF-SIMS 分析を実施した. TOF-SIMS は ppm オーダーの分析が可能であるが, マトリックスの組成に各元素の 2 次イオン強度が大きく影響を受ける¹²⁾ため, 各 2 次イオン強度を Fe, Al, Si, Mn, O の合計 2 次イオン強度で割ることにより規格化した値を示した. これらの値は各元素の濃度を表さず, 相対比率として用いた.

Fig. 4.11 に TOF-SIMS の分析結果を示す. 切りくず表層に O を多く含む領域が存在した. さらに, 最表層で Si が多く検出されたが, TEM 解析結果と同様に切りくず中に Belag 成分である Al 系酸化物, Mn-Si 系酸化物は形成していなかった. しかし, Fe の酸化物中の金属層側に, S50 と比較し, Al, Si, Mn がわずかに濃化していた. このことは, 切削時の高温・高圧の特殊な状況において, 切りくず表面から Al, Si, Mn が工具刃先へ移動する可能性を示唆する.

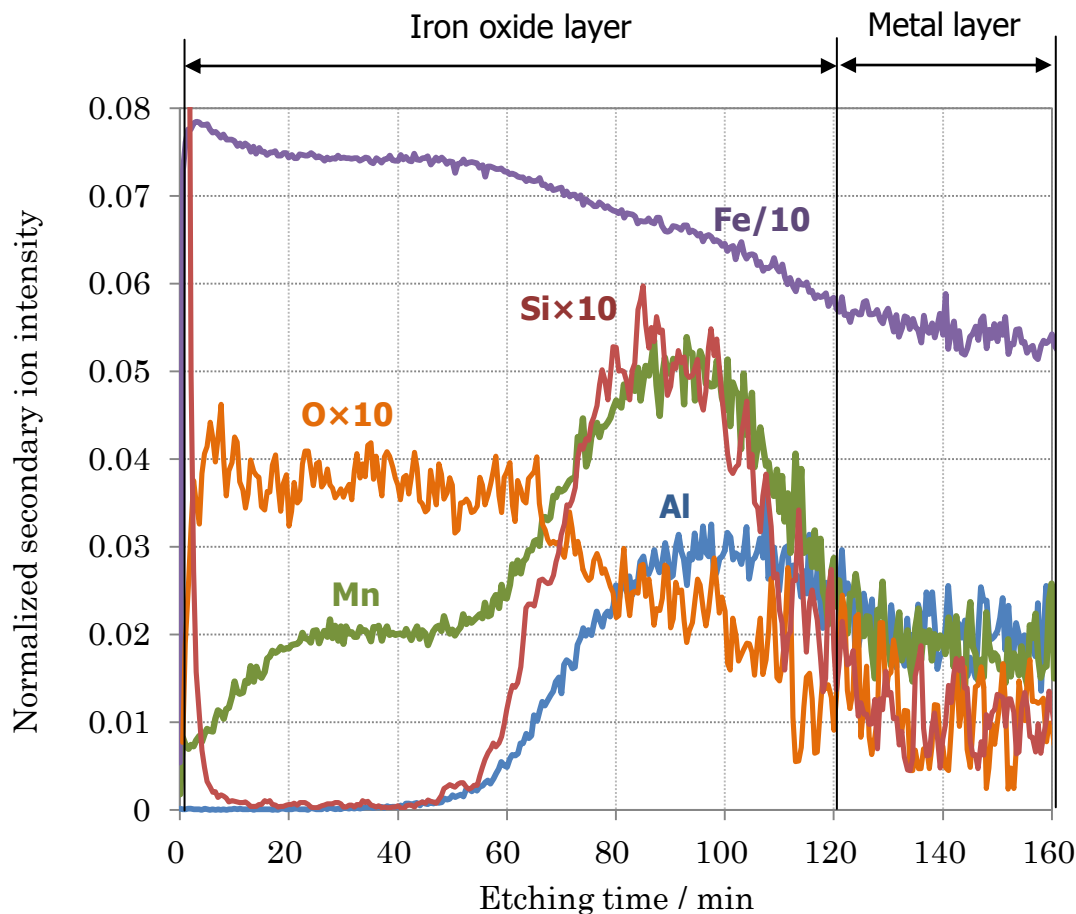


Fig. 4.11 Result of TOF-SIMS at chip¹²⁾.

V = 180 m/min, fz = 1.5 mm/tooth, ap × ae = 1.0 mm × 42 mm, TiN coated tool

4.3.5 切削温度と圧力の CAE 解析

Belag の生成には切削特有の高温・高圧状態が影響すると考えられる。さらに、本実験では、同一切りくず間の厚みが切削開始付近で $800\ \mu\text{m}$ 、終了付近で $50\ \mu\text{m}$ 程度と薄くなり、切りくず生成中に温度と圧力が変化すると推察される。そこで、AdvantEdge FEM¹³⁾ を使用し、S50C を二次元切削した場合の温度と圧力を切りくずの厚みを変えて CAE 解析を実施した。工具は Fig. 4.3 と同形状、切削速度は $180\ \text{m/min}$ に設定し、圧力は静水圧とした。

Fig. 4.12 と Fig. 4.13 にシミュレーション結果を示す。切削時の最大温度は $700\ ^\circ\text{C}$ 程度、最大圧力は $1.8\ \text{GPa}$ 程度と切削時の工具刃先が高温・高圧状態であると推定された。さらに、切りくずが厚いほど、温度・圧力ともに高く、切りくず厚みがホーニング幅より小さい場合において温度・圧力が大幅に低下した。

Fig. 4.14 に工具刃先にかかる最大圧力と最大温度の値を示す。すくい面の最大温度はホーニングよりも $200\ ^\circ\text{C}$ 程度高く、すくい面の最大圧力はホーニングよりも $0.6\ \text{GPa}$ 程度低かった。よって、一つの切りくずを生成する際に、工具刃先にかかる温度や圧力は切りくず厚さや工具位置により変化しており、Belag 組成に影響を与えている可能性が考えられる。

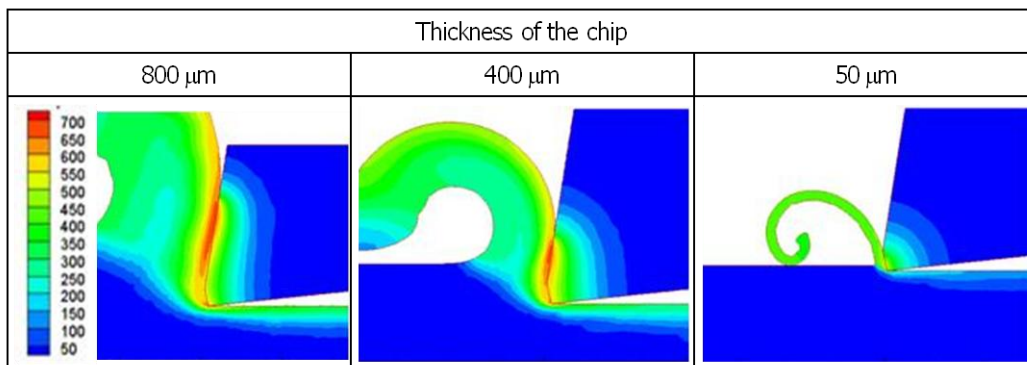


Fig. 4.12 CAE simulation results of cutting temperature ($^\circ\text{C}$)¹²⁾.

Carbide insert, $V=180\ \text{m/min}$

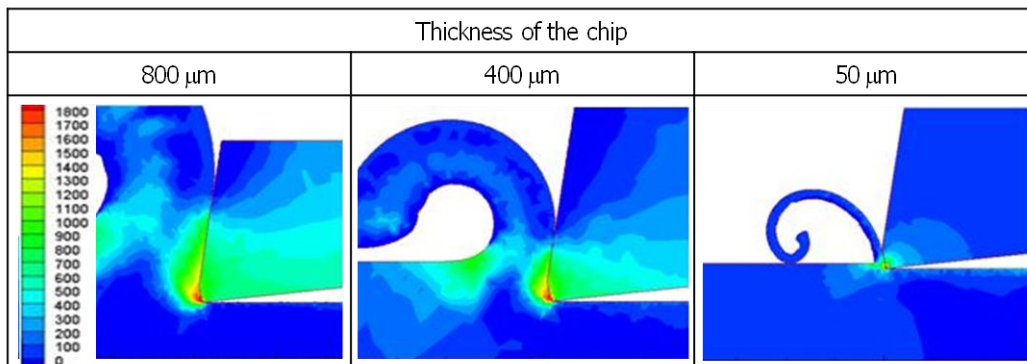
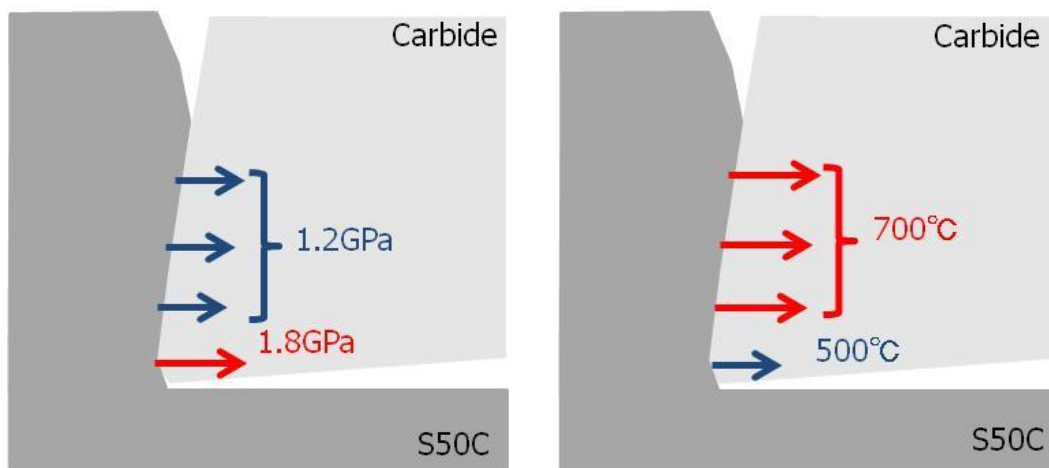


Fig. 4.13 CAE simulation results of cutting pressure (MPa)¹²⁾.

Carbide insert, $V=180\ \text{m/min}$



a) Pressure

b) Temperature

Fig. 4.14 Model of maximum cutting pressure and cutting temperature of cutting tool. Carbide, $V=180$ m/min

4.3.6 Belag 生成メカニズムの考察

Fig. 4.15 に S50C の転削加工（断続切削）評価から工具刃先と切りくず表面に形成された酸化物の模式図を示す。S50C を断続切削した際、切削中の高温・高圧状態でホーニングに Mn-Si 系酸化物、すくい面に Al 系酸化物、切りくず排出後の高温・大気圧状態で切りくず表面に Fe の酸化物が形成していた。よって、被削材中に極微量にしか含まれない Al, Si, Mn が工具表面に酸化物を形成する主要因として高圧力下の切削環境が考えられる。

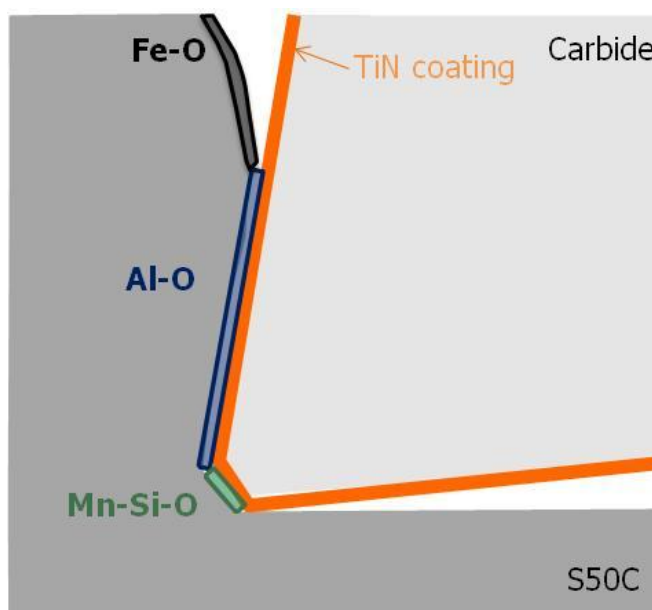


Fig. 4.15 Model of oxides on cutting tool and chip¹²⁾ .

$V = 180$ m/min, $f_z = 1.5$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, TiN coated tool

4.3.6.1 拡散に及ぼす温度と圧力の影響

酸化物の形成には元素の拡散を理解することが重要となるため、高圧力下の拡散現象について確認した。高圧力下の拡散係数 $D(P)$ (m^2/s) の温度依存性を以下に示す¹⁶⁾。

$$D(P) = D(0)\exp(-P\Delta V/RT) \quad (1)$$

$$D(0) = D_0\exp(-Q(0)/RT) \quad (2)$$

$$Q(P) = Q(0) + P\Delta V \quad (3)$$

ここで、 $D(P)$ (m^2/s)、 $D(0)$ (m^2/s) はそれぞれ P GPa、 0 GPa 下の拡散係数、 P (GPa) は圧力、 ΔV は活性化体積、 R (J/K/mol) はガス定数、 T (K) は温度、 $Q(P)$ (m^2/s)、 $Q(0)$ (m^2/s) はそれぞれ P GPa、 0 GPa 下の活性化エネルギーを示す。2.3 GPa の高圧により、Al-Ag 合金中の $D(P)$ の値は $D(0)$ より $\exp(-P\Delta V/RT)$ すなわち約 1/10 程度に低下したという報告¹⁶⁾があり、元素により減少率は異なるが、高圧力下の拡散は抑制されると考えられる。

拡散係数 D (m^2/s) と時間 t (sec) から下記式より平均拡散距離が算出できる¹⁷⁾とされている。

$$x = \sqrt{2Dt} \quad (4)$$

ΔV 値が不確かであるため、 αFe 中における Al, Si, Mn, Fe を D_0 , $Q(0)$ の文献値¹⁸⁾を用いて大気圧中の拡散距離を算出した。切りくず形成時の速度は 180 m/min、距離は 42 mm 程度であり、一つの切りくずが生成する時間を 0.02 s、温度を 700 °C と仮定すると、 αFe 中で Al が拡散する距離は 1.1 nm, Mn は 1.3 nm, Si は 1.9 nm, Fe は 0.6 nm であった。拡散係数は低温・高圧になるほど減少すると考えられるため、切削時の各元素の拡散距離は計算結果よりもさらに短くなり、各元素が拡散可能な距離は切りくず表面の極近傍に限られると考えられる。よって、切削時に S50C 内部から表れた活性な切りくず表面と工具が擦過する際に、Al, Si, Mn からなる極めて薄い付着物が形成し、新生面と工具刃先が接触するたびに付着物が積み重なり、最終的に数百 nm 厚みの Belag になると推察される。しかし、切りくず中に極微量にしか含まれない Al, Si, Mn が選択的に工具刃先へ Belag として生成する理由は、高圧力下の拡散現象から説明できないため、他要因が存在すると考えられる。

4.3.6.2 外部酸化への移行条件

Fig. 4.16 に、1 気圧下の酸素 1 モルが純元素と反応して純粋な酸化物を形成するときの温度と酸化物の標準生成自由エネルギーの関係を示す。値は文献値^{19,20)}を引用した。このような図は、エリンガム図とよばれ、 ΔG^0 が負の大きな値ほどその酸化物が安定であることを示し、優先的に酸化することを示す。図より、Al が最も安定で、次いで Si, Mn, Fe の順で酸化物が安定であることが確認できる。しかしながら、合金中に生成する酸化物は、固溶元素の量、酸化温度、酸素分圧により変化し^{21,22)}、 ΔG^0 値のみでは判断できないとされている。

酸化物の形成は、Fig. 4.17 に示すように (a) 金属イオンが酸素イオンより高い移動度を有する場合と、(b) 酸素イオンが金属イオンより高い移動度を有する場合とに大別される²³⁾。合金中の固溶元素が (a) のように酸素より高い移動度を有する場合に、固溶元素の酸化物が合金表面に形成される。このような現象は、外向拡散による外部酸化とよばれ、高温・大気圧中の Fe-Al

合金は7%AlでAlの酸化物が²¹⁾，高温・低酸素分圧中のFe-3Si%合金はSiの酸化物が形成する²²⁾という報告がある。よって，外部酸化は， ΔG^0 の負の値が大きい元素が合金中にある一定量含まれる場合，ある一定量以下でも低酸素分圧状態の場合に生じるとされている。

被削材中に極微量にしか含まれないAl, Si, Mnの酸化物が形成する切削時の酸化現象は外部酸化に相当すると考える。そこで，次項では切削環境下における温度と酸素分圧に着目し，切りくず表面で外部酸化が生じる可能性について検証した。

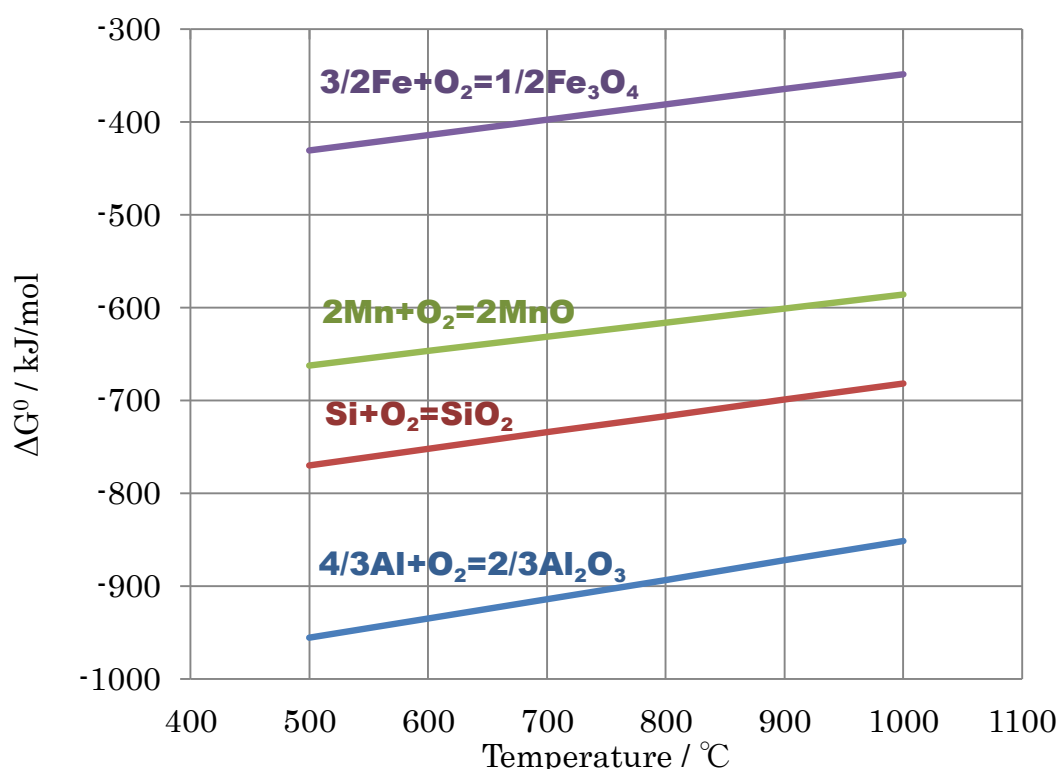


Fig. 4.16 Relationship between temperature and oxide standard producing free energy¹²⁾ .

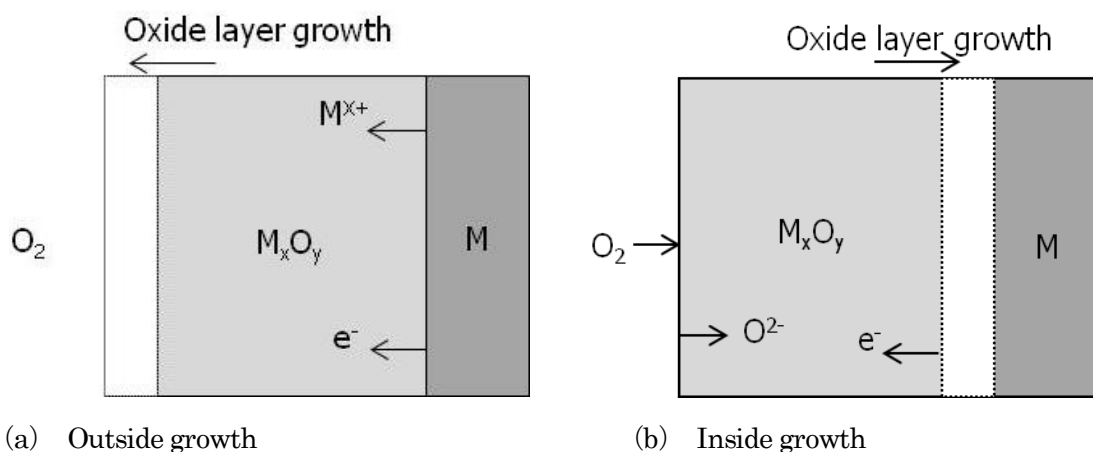


Fig. 4.17 Models of oxide layer growth on metal^{12, 23)} .

4.3.6.3 Belag 形成によぼす酸素分圧の影響

Fig. 4.18 に S50C 組成において温度と平衡酸素分圧の関係を示す。値は下記式より算出²³⁾ した。

$$bM + cO_2 = dM_xO_y \quad (4)$$

$$\Delta G^0 = -RT \ln(aM_xO_y^d / aM^b / PO_2^c) \quad (5)$$

ここで、 ΔG^0 ($\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$) は酸化物の標準生成自由エネルギー、 R ($\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$) はガス定数、 T (K) は温度、 PO_2 (atm) は酸素分圧、 aM_xO_y は金属酸化物の活量、 aM は金属の活量を示す。 ΔG^0 の値は、文献値^{19,20)} を引用し、純物質が生成すると仮定して金属酸化物活量と金属の活量係数を 1 として計算した。Fig. 4.18 中の各線以下の平衡酸素分圧では各元素の酸化物が形成しないことを示す。よって、Al が最も低い酸素分圧で酸化物を形成し、それより低い酸素分圧下では酸化物が形成しないことを示す。

Fig. 4.18 の結果から、Fig. 4.19 に 700 °C で酸化が生じると仮定した際の酸素分圧と酸化物の重量割合を示す。温度はシミュレーション結果より得られた最大温度である 700 °C とした。さらに、Fig. 4.20 に酸素分圧を 1.0×10^{-40} atm と仮定した際の切削温度と酸化物の重量割合の関係を示す。酸素分圧は Fig. 4.19 の Al 系酸化物が生成される酸素分圧から 1.0×10^{-40} atm とした。酸化物の重量割合は各条件で S50C 組成より酸化物になりえる元素が全て酸化すると仮定して計算した。Fig. 4.19 と Fig. 4.20 より、高温・低酸素分圧下で最も安定的に形成される酸化物は、Al 系酸化物であり、次いで Si 系酸化物、Mn-Si 系酸化物、Fe 系酸化物の順となった。

Table 4.7 と Table 4.8 の TEM-EDS 分析結果から、Belag と切りくず表面に存在する酸化物組成の計算結果を Fig. 4.21 に示す。Belag は Fe の含有量が少ない箇所値を使用した。切りくず表面に形成された Fe 系酸化物とホーニングに形成された Mn-Si 系酸化物は、Fig. 4.19 と Fig. 4.20 に示す酸化物の計算結果とおおむね組成が一致した。

すくい面に形成された Al 系酸化物は計算結果とは一致しなかったが、より低酸素分圧、高温で生成する Al_2O_3 の割合が多くなった。すくい面上に形成された酸化物と計算結果が一致しなかった理由として、Fig. 4.12 と Fig. 4.13 示したように、切削中の温度や圧力が変化することにより、各酸化物が混在したことが考えられる。

また、Fig. 4.14 に示すすくい面の最大温度は 700 °C 程度、ホーニングは 550 °C 程度であり、切削温度と Belag の関係が Fig. 4.20 の酸素分圧を 1.0×10^{-40} atm と仮定した結果と一致する。よって、工具位置による Belag 組成の変化は温度の影響を受けた可能性が考えられる。

以上より、工具刃先に形成された Al 系酸化物と Mn-Si 系酸化物は、高温・低酸素分圧下において、被削材中の固溶元素が酸素より高移動度を有することにより形成したと考えられる。工具刃先が低酸素分圧になる理由として、切削中に工具刃先にかかる面圧が高く、工具と切りくず間に酸素が供給されにくい可能性が考えられる。

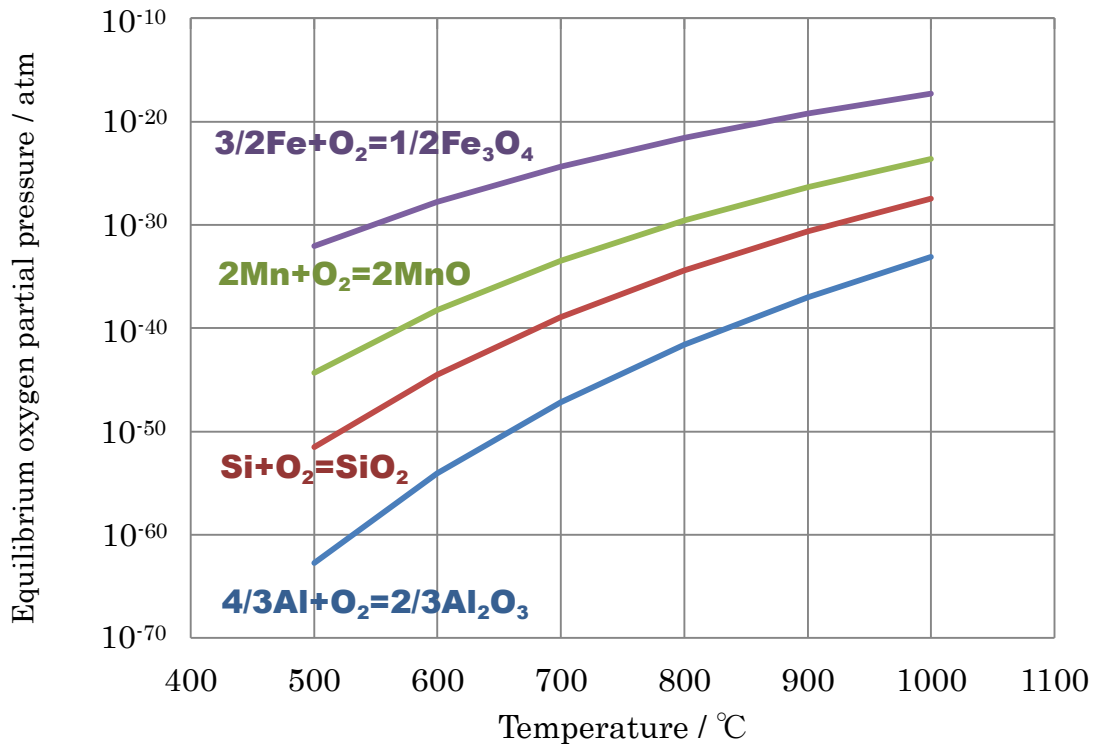


Fig. 4.18 Relationship between temperature and equilibrium oxygen partial pressure¹²⁾.

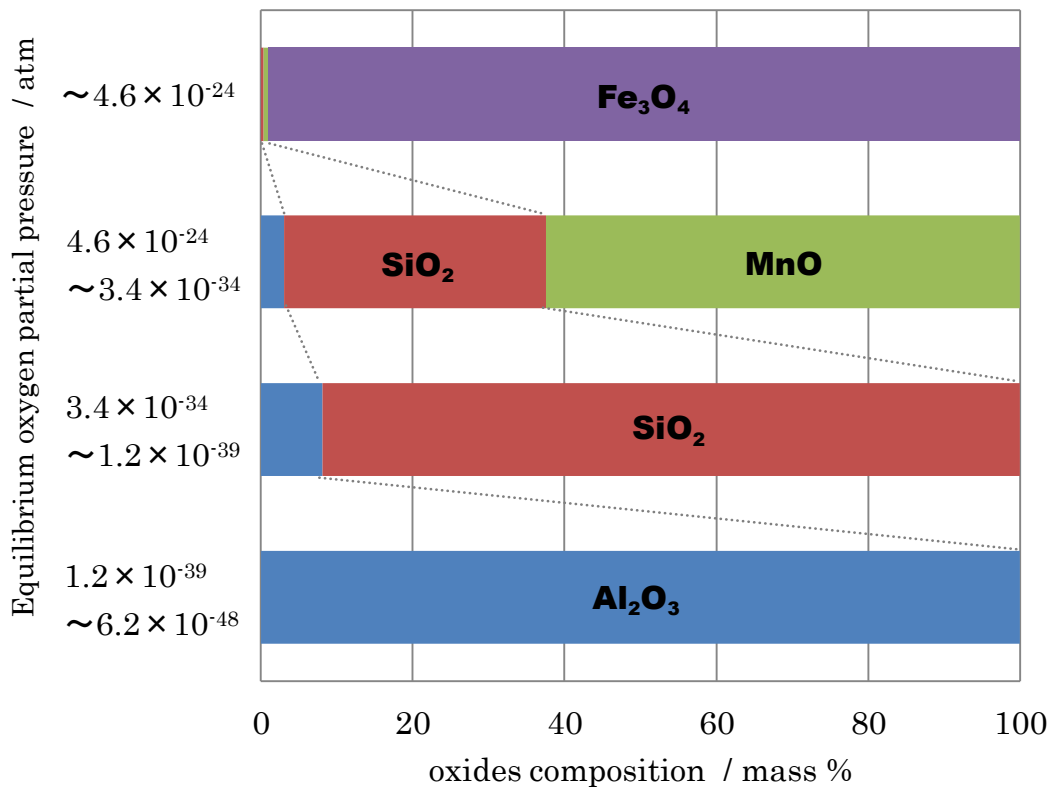


Fig. 4.19 Oxides composition made of S50C by each equilibrium oxygen partial pressure at 700 °C¹²⁾.

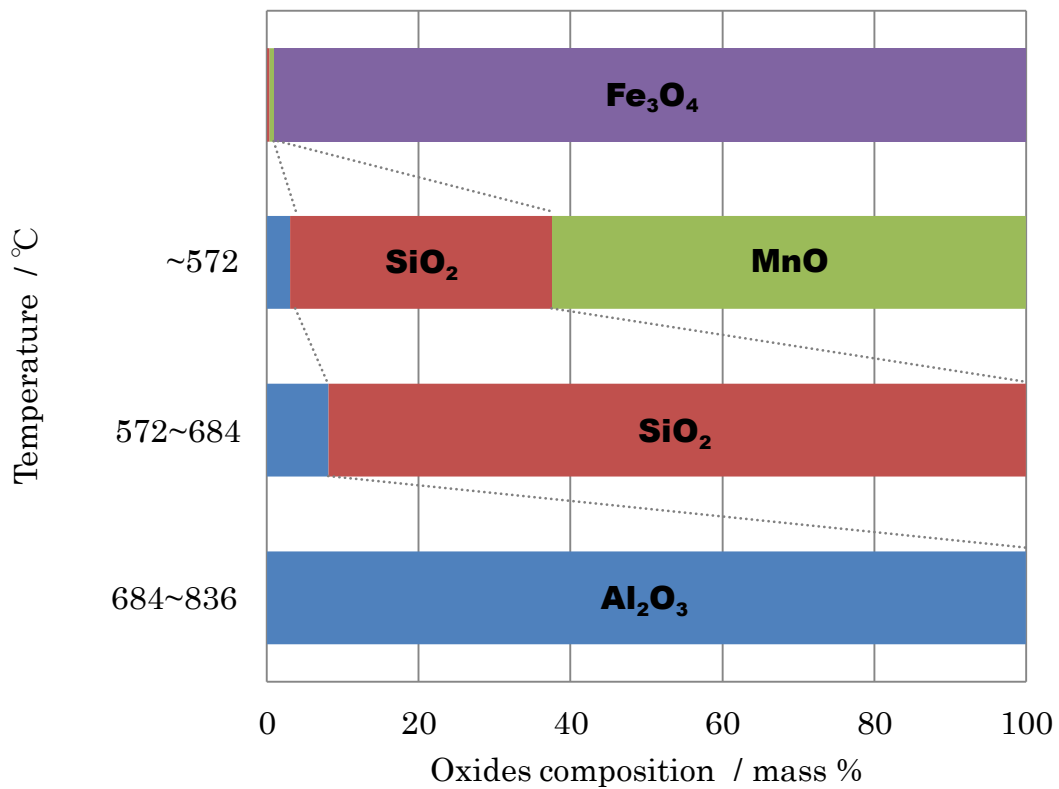


Fig. 4.20 Oxides composition made of S50C by each temperature at 1.0×10^{-40} atm.

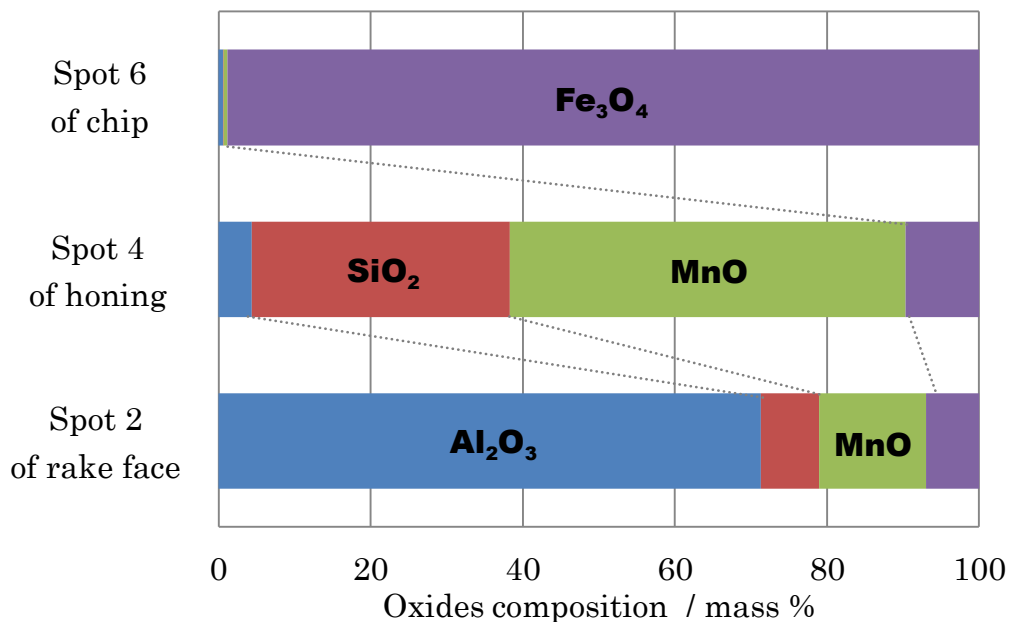


Fig. 4.21 Oxide compositions on indexable milling tool and chip¹²⁾.

$V = 180$ m/min, $f_z = 1.5$ mm/tooth, $a_p \times a_e = 1.0$ mm \times 42 mm, TiN coated tool

4.4 結言

非金属介在物をほとんど含まない S50C 切削後の工具刃先と切りくず表面の観察を実施し、その結果から切削により生じる酸化現象について考察し、以下の結論を得た。

- (1) 切削後の工具すくい面に付着した酸化物は Al 系酸化物、ホーニングは Mn-Si 系酸化物であり、工具位置により付着物組成が異なった。
- (2) 切りくず表面に形成した酸化物は Fe 系酸化物であり、酸化物中の金属相近傍に Al, Si, Mn が濃化していた。
- (3) 高温・低酸素分圧下で最も安定的に形成される酸化物は、Al 系酸化物であり、次いで Si 系酸化物、Mn-Si 系酸化物、Fe 系酸化物であった。
- (4) 切りくず表面に形成された Fe 系酸化物とホーニングに形成された Mn-Si 系酸化物は、S50C より形成される酸化物の計算結果とおおむね組成が一致した。
- (5) 工具刃先に形成された Al 系酸化物と Mn-Si 系酸化物は、高温・低酸素分圧下において、被削材中の固溶元素が酸素より高い移動度を有することにより形成したと考えられた。

参考文献

- 1) 奥島啓式, 星鉄太郎, 鳴瀧則彦; Ca 脱酸鋼切削時の工具付着面の挙動 (第 2 報), 精密機械, 35, 6 (1969) 378.
- 2) 山田博之, 吉田鎮雄, 木村篤良, 加藤剛志, 伊藤哲朗; Ca 快削鋼の介在物形態と被削性, 鉄と鋼, 57, 13 (1971) 251.
- 3) M.C.Shaw, E.Usui and P.A.Smith: Free machining Steel; β , Trans.ASME, Ser. B, 83 (1961) 181.
- 4) 鳴瀧則彦, 岩田一明, 奥島啓式: 工具摩耗面のマイクロアナライザーによる観察, 精密機械, 32, 9 (1966) 607.
- 5) 奥島啓式, 鳴瀧則彦; Ca 脱酸鋼切削時の工具面付着物の挙動 (第 2 報), 精密機械, 35, 6 (1969) 378.
- 6) 赤沢正久, 黒岩和也; 脱酸調整快削鋼について, 精密機械, 42, 2 (1976) 94.
- 7) 渡里宏二, 藤原順介, 松永和則: Ca 脱酸鋼の Belag 形成に及ぼす超硬工具材質の影響, 精密工学会誌, 78, 6 (2012) 517.
- 8) 古屋諭, 尾添伸明, 関谷克彦, 山根八州男: 非金属介在物を利用した片状黒鉛鑄鉄高速切削時の快削化 (第 2 報) -高速断続切削におけるサーメット工具への摩耗抑制効果-, 精密工学会誌, 76, 7 (2010) 775.
- 9) 山根八州男, 田中隆太郎, 関谷克彦, 鳴瀧則彦, 白神哲夫; BN 添加鋼の被削性 (第 2 報) -快削鋼化に及ぼす被削材および工具中の化学成分-, 精密工学会誌, 66, 2 (2000) 229-233.
- 10) 森下佳奈, 石川剛史, 井上謙一: 高硬度金型用鋼切削における工具損傷現象の解析, 自動車技術会論文集, 43, 2 (2012) 539.
- 11) 田中興, 赤沢正久, 片山昌, 黒岩和也; 鋼の脱酸調整による介在物組成変化と被削性, 鉄と

- 鋼, 57, 13 (1971) 2076.
- 12) 森下佳奈, 大庭卓也, 森戸茂一; Belag 生成メカニズムの検討-中炭素鋼切削時に形成する酸化物の解析-, 精密工学会誌, 82, 3 (2016) , 285.
 - 13) 村瀬篤: TOF-SIMS による材料表面の有機物の分析, 豊田中央研究所 R&D レビュー, 34, 2 (1996) 11.
 - 14) 江渡寿郎, 大西慶弘, 宮口竹雄; 切削加工専用シュミレーションプログラムとその使い方, 4, 9 (2014) 14.
 - 15) 藤村善雄; テンパカラーの酸化膜厚さによる数値化について-切りくずのテンパカラーよりの切削温度の推定 (第1報) , 精密機械, 38, 11 (1972) 902.
 - 16) 南桝宜俊, 荒木秀樹; 高圧力下における合金中の拡散と相平衡, 鉱物学会誌, 24, 4 (1995) 245-252.
 - 17) 講座・現代の金属学材料2 ミクロ組織の熱力学, 日本金属学会, (2005) 151.
 - 18) 改訂4版金属データブック日本金属学会編, 丸善株式会社, (2008) 21.
 - 19) M.W.Chase: NIST-JANAF Thermochemical Tables Fourth Edition, American Institute of Physics, (1996) 154, 1250, 1751.
 - 20) E.T.TURKDOGAN, R.G.OLSSON, AND J.V.VINTERS; Sulfate and Sulfide Reactions in the Mn-S-O system, METALLURGICAL TRANSACTIONS, VOLUME8B, MARCH (1977) 59.
 - 21) 林重成, 成田敏夫; Fe-低Al合金の1073Kにおける内部酸化挙動に及ぼすAl濃度の影響, 日本金属学会誌, 63, 9 (1999) 1204.
 - 22) 鈴木善継, 山下孝子, 杉本芳春, 藤田栄, 山口周; Si, Mn 添加鋼の再結晶焼鈍時における選択酸化挙動の熱力学的解析, 鉄と鋼, 96, 1 (2010) 11.
 - 23) 齋藤安俊, 阿竹徹, 丸山俊夫編訳: 金属の高温酸化, 内田老鶴圃, (2013) 35, 8.

第5章 金型用鋼切削時における Belag 活用方法の検討

5.1 諸言

第2章でプラスチック金型用鋼を転削加工（断続切削）した際に Mn-Si 系酸化物や Al 系酸化物，第3章で冷間金型用鋼を転削加工（断続切削）した際に Al 系酸化物と MnS の複合 Belag が工具刃先に形成され，工具の損傷が抑えられる傾向であった。また，第4章で鋼材組成と切削温度および酸素分圧が Belag の生成に影響を与えていると考えられた。

切削温度は切削速度により変化するとされている¹⁾。一方，酸素分圧は鋼材中の酸素量，加工雰囲気，切りくずや工具刃先にかかる面圧および切りくず擦過中に生じる酸素消費などで変化する可能性を考えられるが，その関係性は現段階で不明である。本章では，第2章と第3章で Belag が形成された金型用鋼を用いて，切削温度を切削速度および被削材硬さにより変化させ，切削温度と Belag の関係性について調査した。

さらに，切削工具の空転時間の有無により，工具刃先への酸素供給量に変化すると推察されるため，第2章から第4章で評価した断続切削に加えて連続切削の評価を実施した。連続切削は Fig. 5.1 (a) に示す丸棒，断続切削は Fig. 5.1 (b) に示す溝加工を 90°C 間隔で行った被削材を用いて旋削加工により評価した。

これらの結果から，Belag に及ぼす切削温度と酸素分圧の影響を調査し，各種金型用鋼切削時に活用できる Belag の組成と生成条件を検討した。

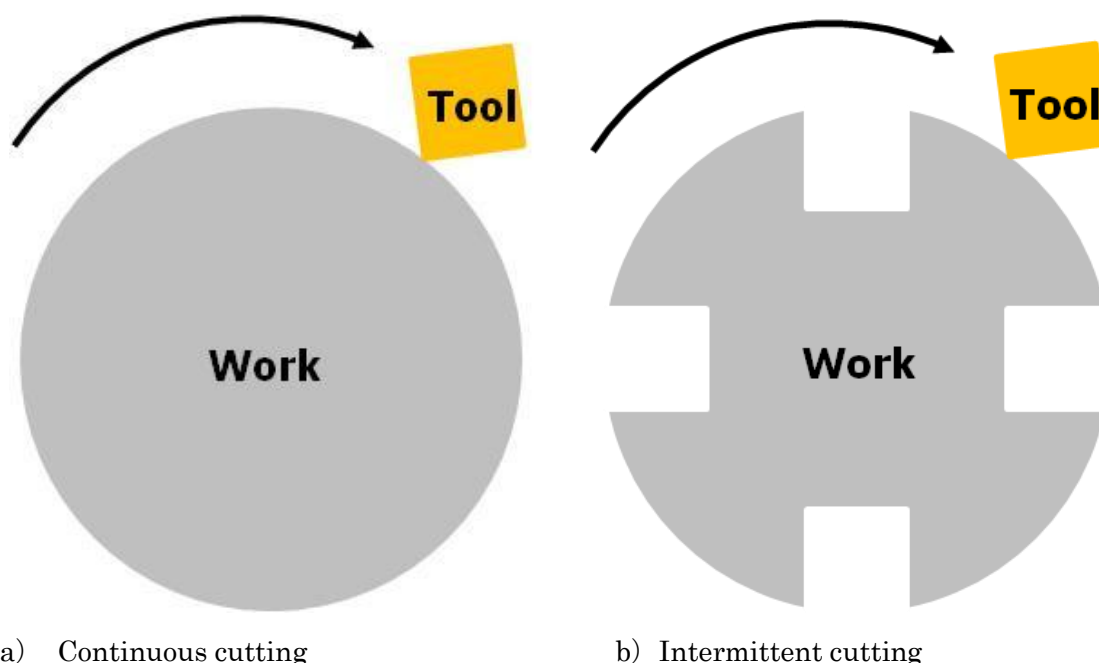


Fig. 5.1 Model of turning cutting test.

5.2 実験方法

5.2.1 供試材

5.2.1.1 被削材

被削材として第 2 章で工具刃先に異なる Belag が形成されたプラスチック金型用鋼 (40HRC) の Steel A と Steel B を使用した。さらに、第 3 章で Belag が形成され、被削性が良好であった冷間金型用鋼の Steel E を使用した。Steel E は焼き戻し温度を変化させ、40 HRC と 60 HRC の 2 種類の硬さとした。

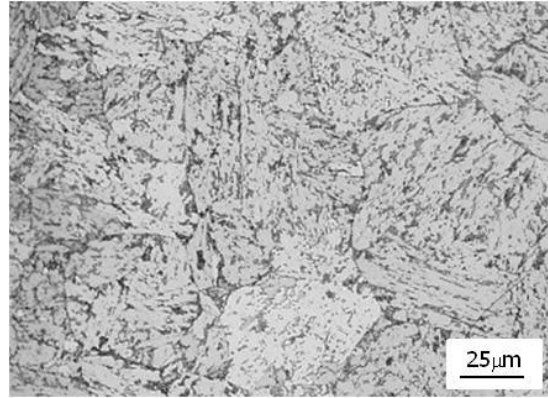
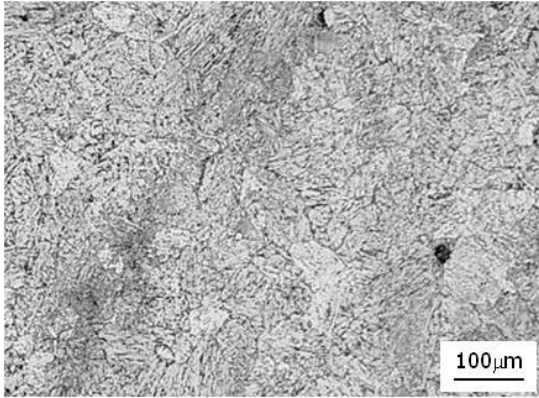
Table 5.1 に被削材組成を示す。組成は JIS 規格で定められている方法で測定した。酸可溶 Al (固溶 Al) と非酸可溶 Al (Al_2O_3 など) は原子吸光分析法, C と S は燃焼赤外線吸光法, 他元素は固体発光分光分析法で測定した。Steel A は AISI 規格 P21 に相当し, 熱処理により NiAl を析出させて硬さをえる NiAl 析出鋼である。Steel B は磨き性や鏡面性および被削性のバランスを重視したプラスチック金型用鋼である。Steel E は被削性などの特性を向上させた冷間金型用鋼である。Steel E は Steel A と Steel B に比べ, 特に Cr と C 含有量が多く含む。全ての鋼種において Al は非金属介在物よりも固溶 Al として存在する割合が多かった。

Fig. 5.2 に鋼材の組織を示す。組織は 5% ナイタル溶液により腐食させた状態で観察を実施した。基地の組織は, プラスチック金型鋼がベイナイト, 冷間金型鋼がマルサイトであった。さらに, 冷間金型用鋼はプラスチック金型鋼に比べ, 焼入れ時点で固溶されず残留した硬質な一次炭化物が存在した。MnS は Steel A 以外に存在した。

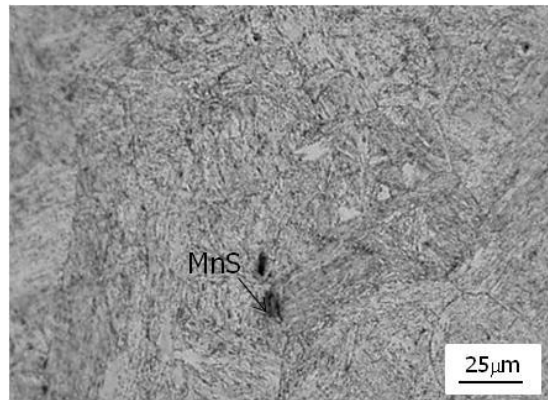
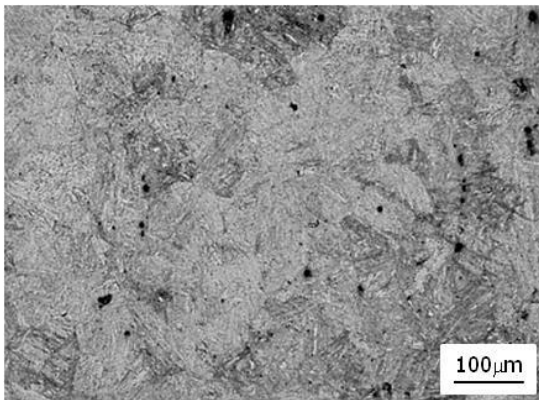
Fig. 5.3 に各金型用鋼における代表的な非金属介在物の SEM 写真と EDS による面分析結果を示す。Steel A (40 HRC) の介在物は主に Al 系窒化物であった。Steel B (40 HRC) と Steel E (60 HRC) の介在物は主に MnS と Al 系酸化物の複合介在物であった。非金属介在物は製鋼中から鋼材に含まれており²⁾, 焼き戻し温度の影響をほとんど受けないため, Steel E (40 HRC) と Steel E (60 HRC) で同様と考えられる。このように, 組成と硬さの異なる 4 鋼種を被削材として用いた。

Table 5.1 Chemical compositions of steels. (mass %)

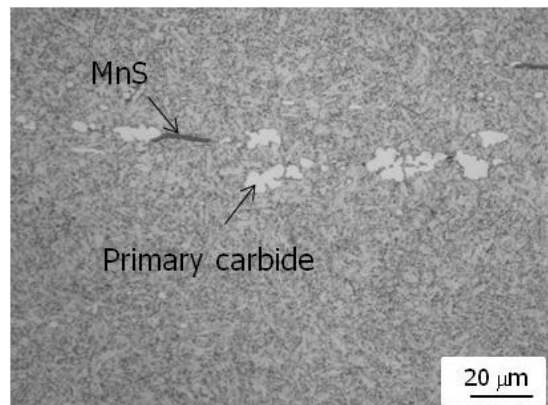
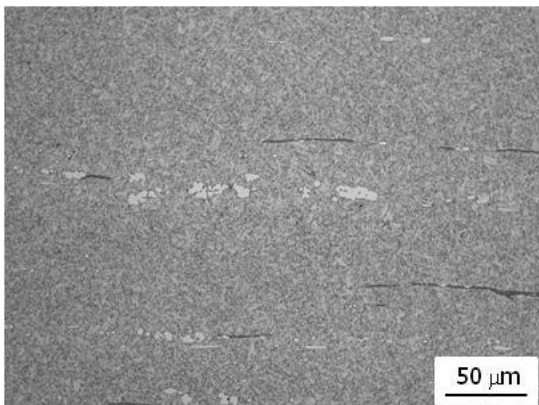
	Fe	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Mo	V	sol Al	Insol Al
Steel A	bal.	0.1	0.3	1.5	-	3.3	0.3	0.3	-	0.870	<0.001
Steel B	bal.	0.2	0.3	1.5	0.02	1.1	1.8	0.5	0.1	0.001	<0.001
Steel E	bal.	0.7	2.0	1.0	0.07	-	6.9	1.6	0.08	0.020	<0.001



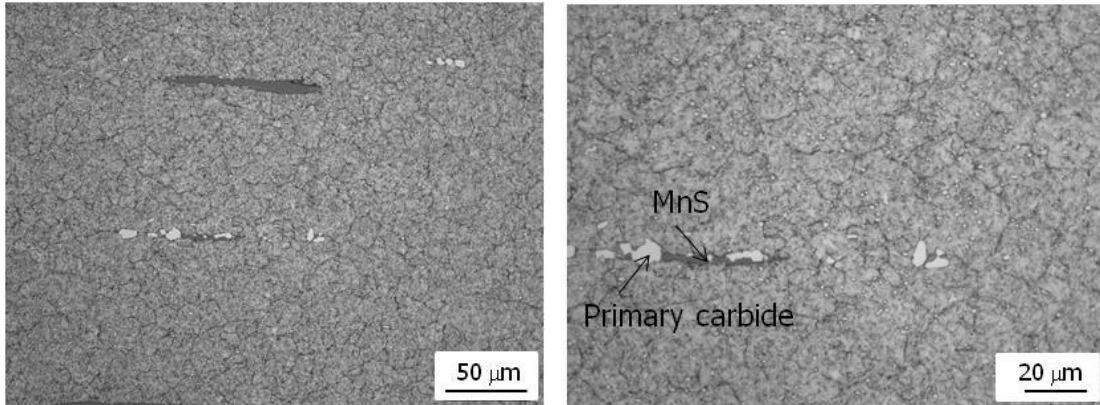
a) Steel A (40 HRC)



b) Steel B (40 HRC)

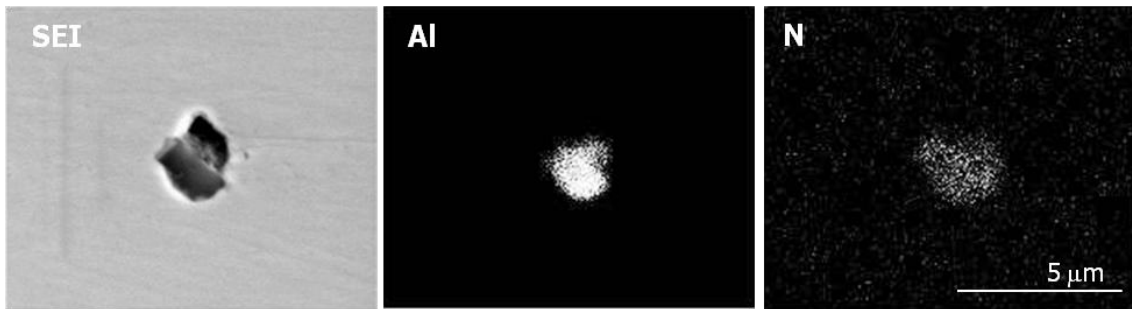


c) Steel E (40 HRC)

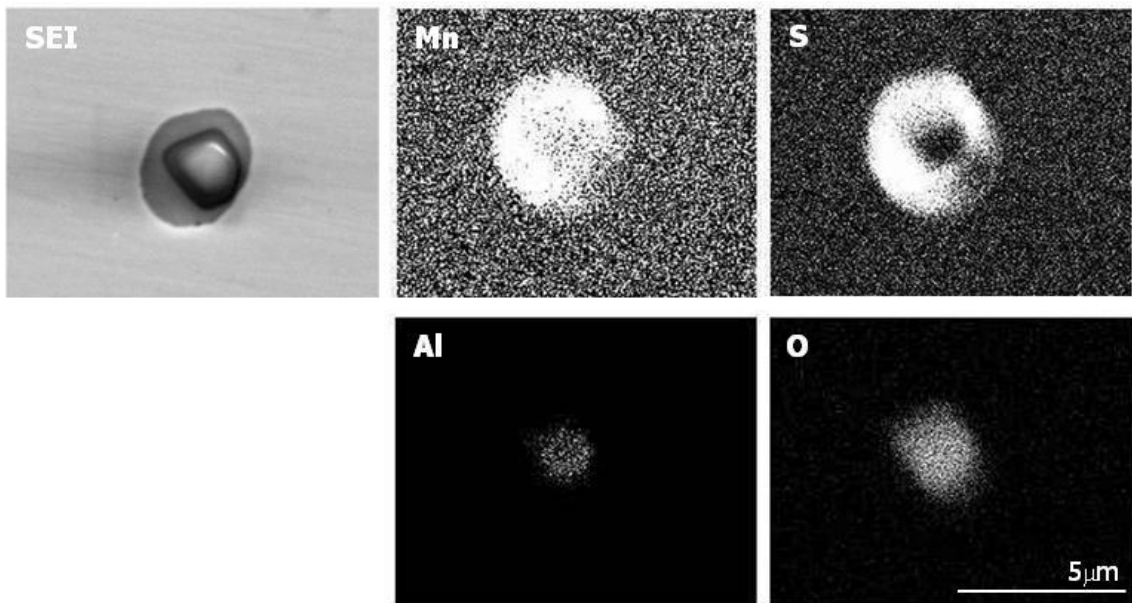


d) Steel E (60 HRC)

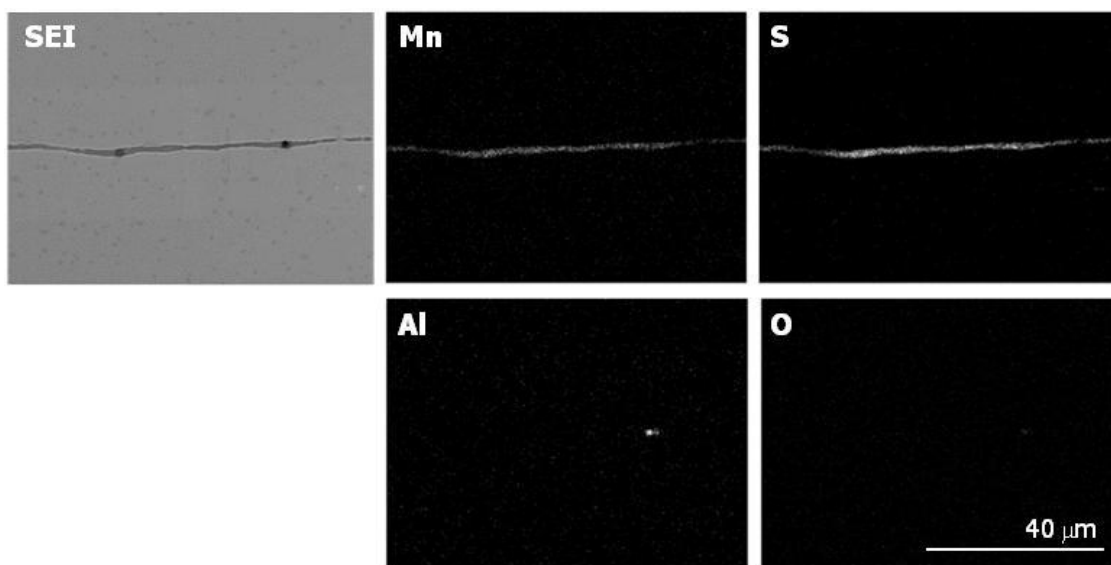
Fig. 5.2 Optical micrographs of steels.



a) Steel A (40 HRC)



b) Steel B (40 HRC)



c) Steel E (60 HRC)

Fig. 5.3 SEM images and EDS elemental mappings at non metallic inclusions.

5.2.1.1 切削工具

切削工具は旋削加工用インサート（型番：SNGA120404）をタンガロイ製ホルダー（型番：DSBNL2525M12）に固定したものを使用した。Fig. 5.4 にインサートの外観写真，刃先の断面模式図を示す。インサートの刃先形状は，すくい面，逃げ面で構成され，ホルダー取り付け時のすくい角は -6° ，逃げ角は 6° である。

インサートの母材はK種超硬合金であり，皮膜は被削材より供給される付着物工具成分を区別できるように留意し，被削材成分を含まないTiNとした。神戸製鋼製コーティング装置（型番：AIP-S20）を使用し，PVD法により約 $3\mu\text{m}$ の厚さとなるように成膜した。

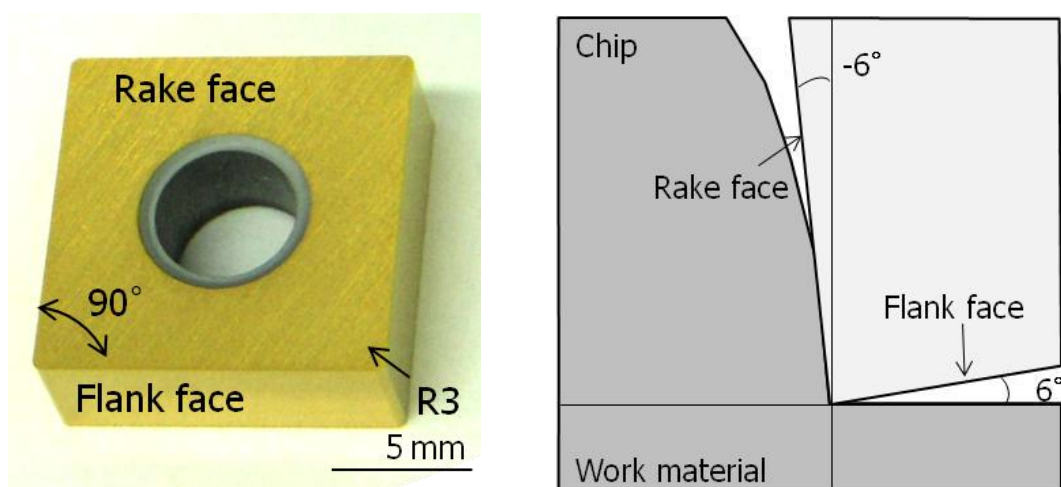


Fig. 5.4 Photo and Model of turning insert.

5.2.2 切削温度と切削抵抗測定

切削温度を測定する方法として、工具-被削材熱起電力測定方法³⁾、工具や被削材内に熱電対を埋め込む方法³⁾、ふく射温度計による方法³⁾、切りくずの色から推定する方法³⁾などがある。本実験では、切削温度を切削中に工具とワーク間に発生する熱起電力を温度に換算することより求める工具-被削材熱起電力測定法³⁾により測定した。同時に切削抵抗をキスラー製切削動力計（型番：9129AA type）から合力を算出する方法により測定した。

Fig. 5.5 に切削温度と抵抗を測定した際の試験外観写真を示す。オークマ製 NC 旋盤（型番：LB4000EX）を使用し、被削材の形状を Fig. 5.1 のように変化させ、連続切削と断続切削の評価を実施した。

Table 5.2 に切削条件を示す。切削温度の影響を評価するため、切削速度を 15~300 m/min に変化させた。

Fig. 5.6 に工具-被削材間の熱起電力測定の回路図を示す。Fig. 5.7 に切削試験で得られる工具-被削材間で発生する熱起電力を温度に変換するための校正装置概略を示す。テストピース（寸法：2 mm×2 mm×80 mm，材種：金型用鋼あるいは TiN 被覆超硬）とアルメル-クロメル熱電対の接触点にハロゲンランプの光が照射され、数秒で 1300 °C 程度まで加熱された際に生じる起電力を測定する。その際、アルメル-クロメル間の熱起電力は温度へ変換することが可能であり、テストピース-クロメル間の熱起電力と温度の関係を推測することができる。

さらに、被削材-クロメル間の起電力と工具-クロメル間の起電力の差分から、Fig. 5.8 に示す差分値と温度の関係（校正曲線）を得る。校正曲線より求めた近似式を用いて、切削時に工具-被削材間発生するの熱起電力から温度への換算を行うことで切削温度を算出する。

なお、測定される温度は工具と切りくず接触面の平均温度を示すため、実際の刃先の最高温度は、測定結果の 1.3~1.5 倍程度の温度になるとされる⁴⁾。

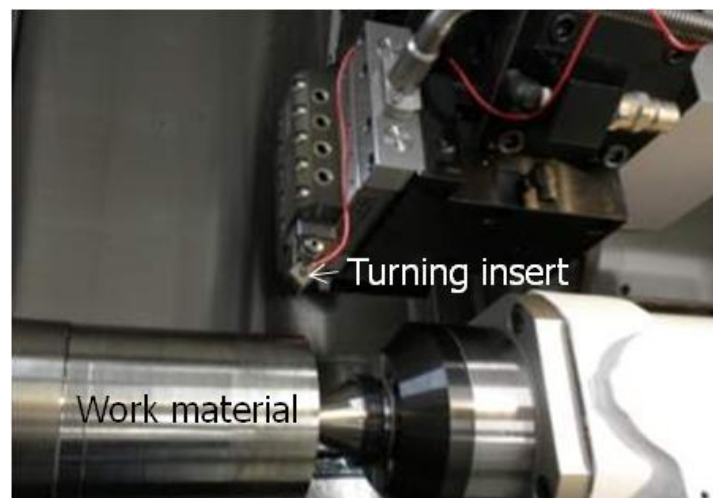


Fig. 5.5 Photo of experimental device.

Table 5.2 Cutting conditions of turning cutting tool.

Turning insert	Base material	Carbide
	Coating	TiN
Cutting conditions	Cutting depth	0.3 mm
	Cutting speed	13~300 m/min
	Feed per tooth	0.2 mm/tooth
	Cutting fluid	-
	Cutting length	5 m

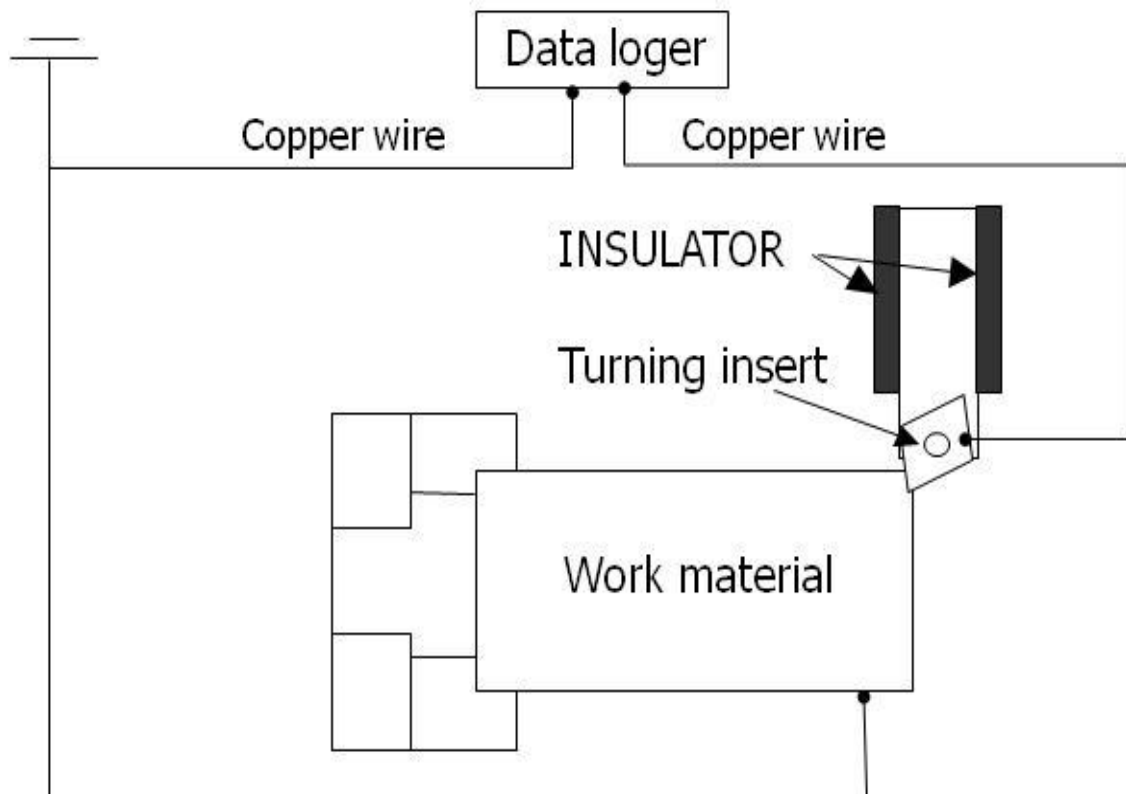


Fig. 5.6 Conceptual diagram of thermal electromotive force measurement between turning insert and work material.

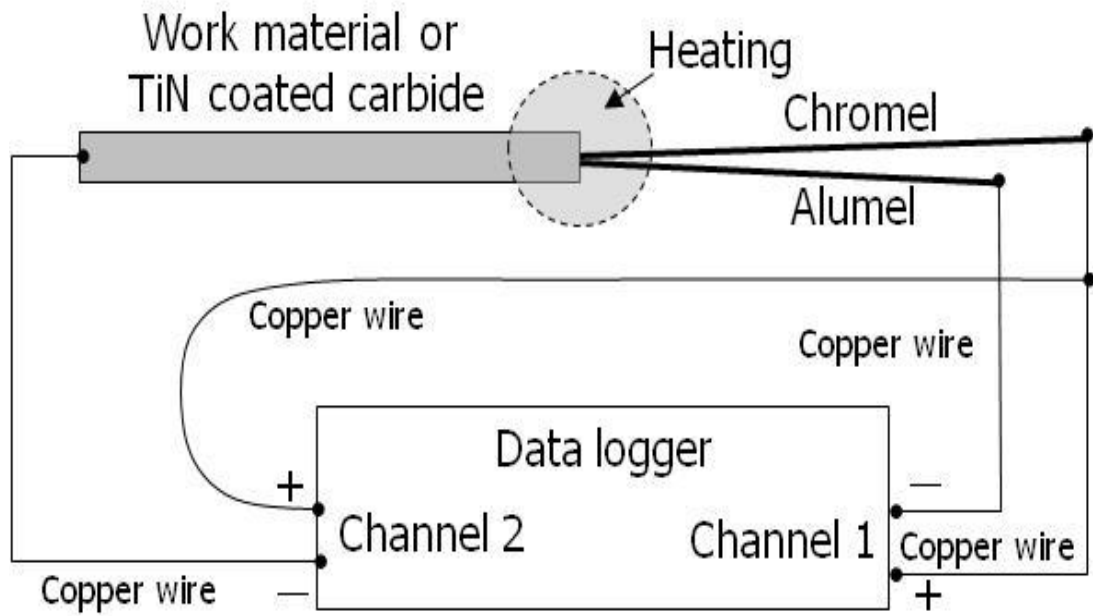


Fig.5.7 Experimental device for converting thermal electromotive force into temperature.

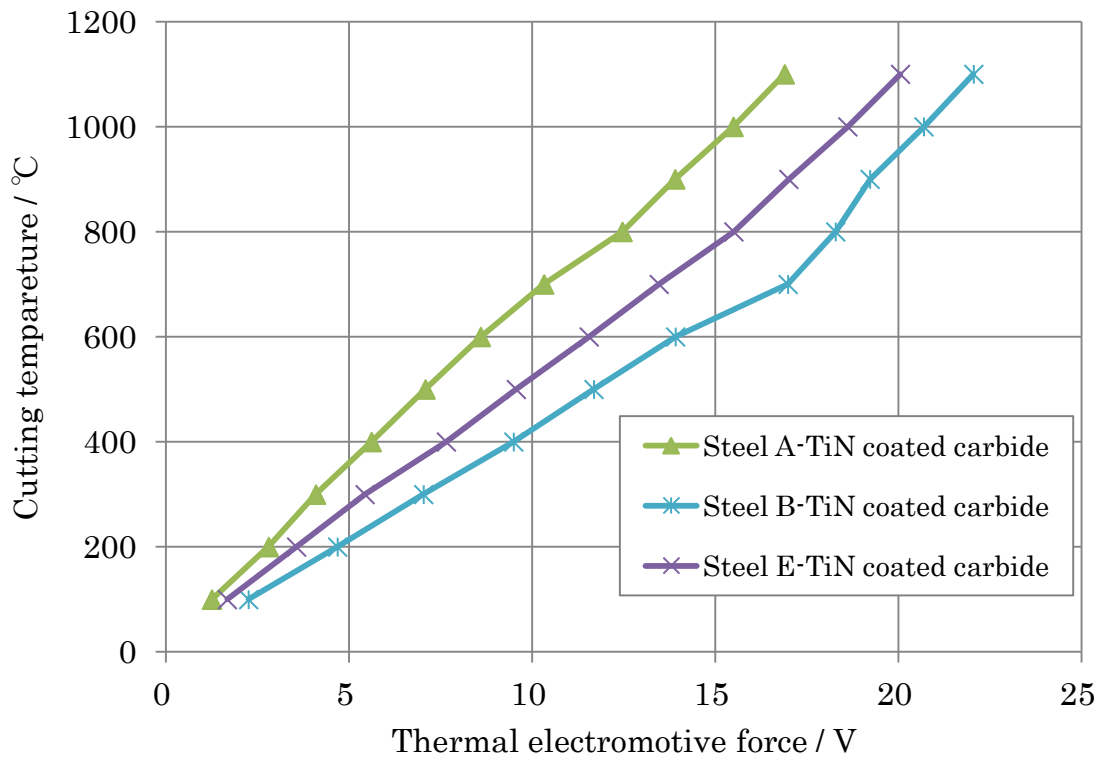


Fig. 5.8 Relationship between thermal electromotive force and cutting temperature.

5.2.3 解析方法

切削後に工具刃先に形成した付着物を EPMA により分析した。Table 5.3 に EPMA の分析条件を示す。WDS を備えた日本電子（株）製 FE-EPMA 装置（型番：JXA-8500F）を用い、面分析により工具表面における付着物の分布形態を観察した。

Table 5.3 EPMA analysis conditions.

	Accelerating voltage	Probe current	Area
Area analysis	15 kV	1.0×10^{-7} A	1.0×0.75 mm

5.3 実験結果および考察

5.3.1 切削温度と切削抵抗に及ぼす温度の影響

Fig. 5.9 に切削速度と切削温度の関係を示す。Steel B (40 HRC) は連続切削と断続切削の評価を実施した。その他は断続切削のみの評価を実施した。Steel E (60 HRC) 切削時は、切削速度 150 m/min で工具に欠損が生じ、100 m/min で工具刃先に塑性変形が生じたため、工具損傷の影響が小さい 50 m/min 以下の条件で切削温度を比較した。Steel E (60 HRC) の切削温度が最も高く、次いで Steel E (40 HRC) と Steel A (40 HRC) が同程度、Steel B (40 HRC) の連続切削、Steel B (40 HRC) の断続切削の順番に高かった。

Fig. 5.10 に切削温度と切削抵抗の関係を示す。切削抵抗は主分力、配分力および送り分力から計算した合力を示した。Steel E (60 HRC) を切削した際、工具刃先に塑性変形が生じていなかった 632 °C以下で比較した。切削抵抗は切削温度の上昇により低下する傾向であり、鋼材の軟化が生じ、切削抵抗が低下したと考えられる。さらに、同一温度において Steel E (60 HRC) の切削抵抗が最も高く、次いで Steel E (40 HRC), Steel A (40 HRC), Steel B (40 HRC) の断続切削の順番に高かった。Steel B (40 HRC) の連続切削は切削温度 600 °Cまで切削抵抗の低下が生じず、断続切削と傾向が異なった。

これらの結果から、鋼材硬さの最も高い Steel E (60 HRC) が切削温度と切削抵抗ともに高かった。よって、高硬度材は、切削時の工具刃先にかかる機械的・熱的負荷高いため、難削性を示すと考えられる。さらに、40 HRC の同一硬さであっても、切削温度や切削抵抗の値が異なり、鋼材特性や付着物形態に影響する可能性が考えられる。

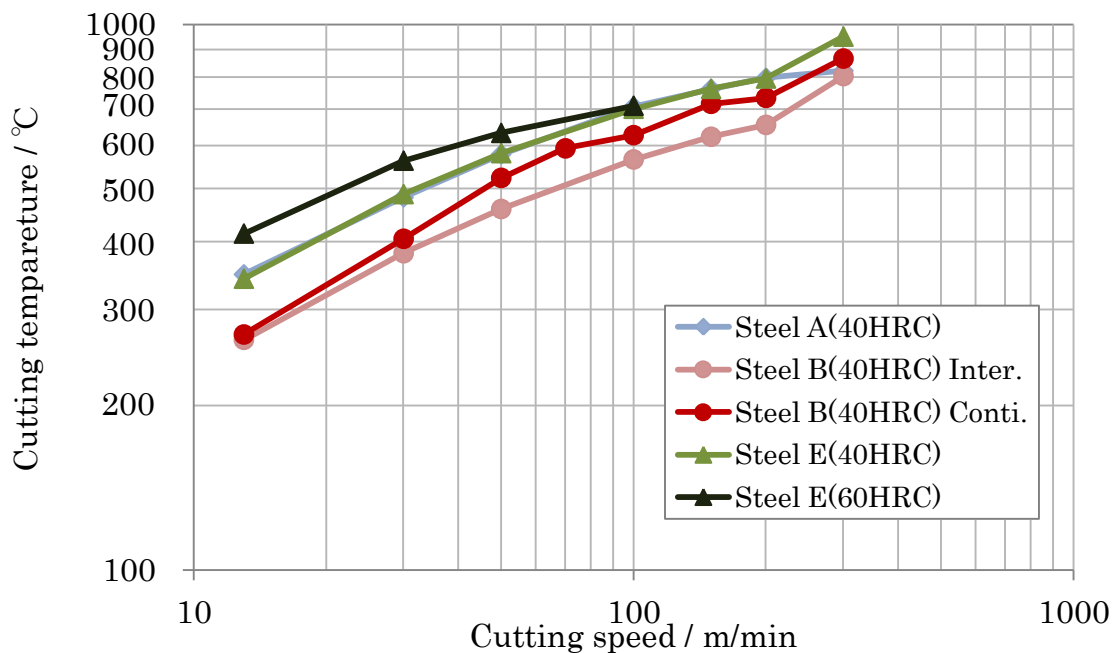


Fig. 5.9 Relationship between cutting speed and cutting temperature.

$V = 13\sim 300$ m/min, $f_z = 0.2$ mm/tooth, $a_p = 0.3$ mm, TiN coated tools

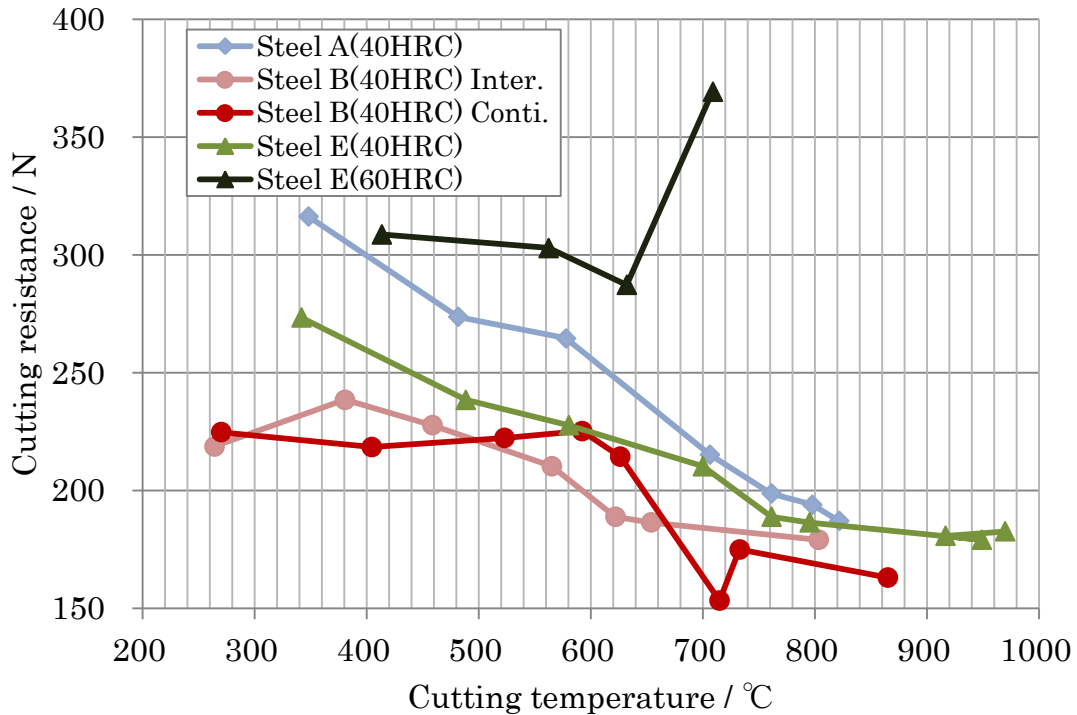


Fig. 5.10 Relationship between cutting temperature and resistance.

$V = 13\sim 300$ m/min, $f_z = 0.2$ mm/tooth, $a_p = 0.3$ mm, TiN coated tools

5.3.2 Belag に及ぼす温度の影響

Fig. 5.11 に各金型用鋼切削時に工具すくい面へ形成された Belag と切削温度の関係を示す。面分析は Belag 成分である Al, Si, Mn, O, S に加え、鋼材中に多く含まれる Fe と Cr を実施した。切りくずと工具の接触箇所以外で Fe と O が多く検出される領域は評価の対象外とした。

a) Steel A (40 HRC) の断続切削時は、第 2 章の結果と同様、Al 系酸化物と主に Fe と推察される付着物が存在した。切削温度が最も低温である 348 °C で Al 系酸化物が広範囲存在し、切削温度 706 °C から 822 °C 間は、切削温度が高くなるほど Al 系酸化物が増加する傾向であった。しかし、第 2 章と同様に Al 系酸化物中や Al 系酸化物上の Fe の影響により、Al 系酸化物が減少している可能性が考えられる。よって、Al 系酸化物の形成量と切削温度の影響は不明であるが、Steel A (40 HRC) 切削時は低温 (348 °C) から高温 (822 °C) 間で Belag の種類は変化せず、Al 系酸化物により構成されており、Al 系酸化物は Belag として広い温度領域で利用できると考えられた。

b) Steel B (40 HRC) の断続切削時は、264 °C で MnS のみ存在した。切削温度 565 °C から 803 °C 間は、第 2 章の結果と同様、MnS と Mn-Si 系酸化物と推察される付着物が存在した。その中でも 654 °C は、切りくずと工具の接触面全体に Mn-Si 系酸化物が存在し、565 °C と 803 °C は接触面後方に存在した。

工具-被削材熱起電力測定方法により測定される温度は、工具と切りくず接触面の平均温度を示すため、実際の刃先の最高温度は、測定結果の 1.3~1.5 倍程度の温度になるとされる⁴⁾。Mn-Si 系

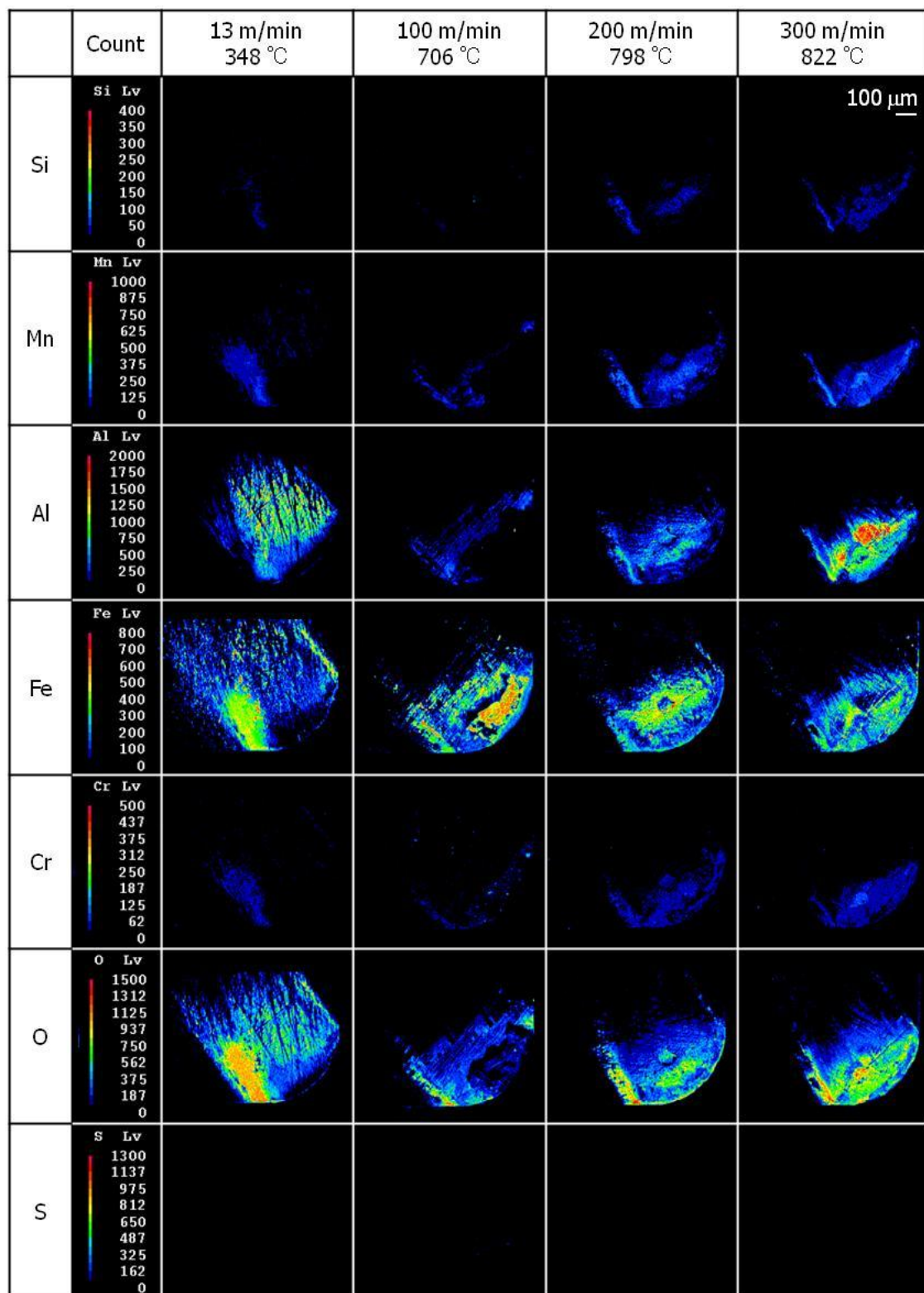
酸化物の融点は第2章より 1250 °C程度と推測された。よって、平均温度 803 °C(最高温度 1050 °C程度) の場合は最高温度が融点付近まで上昇し、Mn-Si 系酸化物が後方に押し流された可能性が考えられる。平均温度 565 °C (最高温度 750 °C程度) の場合、切削温度が低くとも切削抵抗が高いため、後方に押し流された可能性が考えられる。よって、Mn-Si 系酸化物はAl 系酸化物に比べて保護膜として機能を発揮する切削条件が限られ、Belag を利用する際の最適切削条件の選定が必要であると考えられる。

c) Steel B (40 HRC) の連続切削時は、断続切削時に形成された Mn-Si 系酸化物が確認できず、Fe が主に形成された。特に 709 °C以上で Fe が広範囲に存在した。連続切削は断続切削に比べ切削中に切りくずの分断が生じず、外部からの酸素の供給が少ないと考えられる。よって、酸化物が形成されない酸素分圧下となり、Belag が形成しなかったと推察する。その代わりに被削材が軟化し、工具刃先に主に Fe が付着したと考えられる。Belag を利用するためには、ある一定以上の酸素が必要であると推察される。

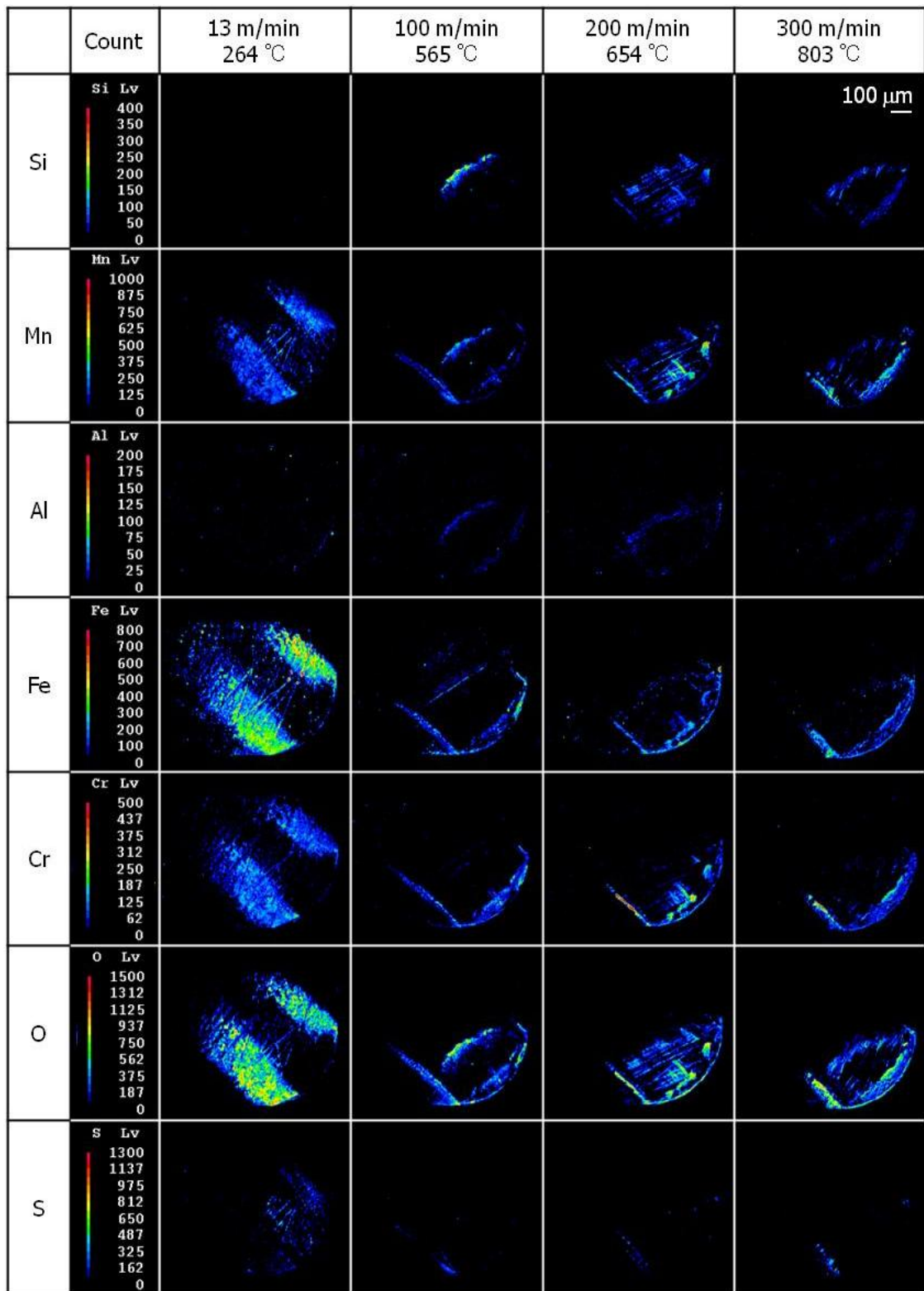
d) Steel E (40 HRC) の断続切削時は、342 °Cで Mn-Si 系酸化物と推察される付着物が存在した。700 °Cから 949 °C間は、第3章の Steel E (60 HRC) 切削時と同様、Al 系酸化物と MnS の複合 Belag と推察される付着物が切りくずと工具の接触面全体に存在した。さらに、接触面後方に Si, Mn, Al, Fe, Cr, O が確認され、949 °Cでは特に Al, Mn, Si が多く確認され、Al-Mn-Si 系酸化物が存在していると推察される。

e) Steel E (60 HRC) の断続切削時は、446 °Cで MnS, 667 °Cで Al 系酸化物と MnS の複合 Belag と推察される付着物が確認できた。さらに、Steel A (40 HRC) 切削時に形成された Al 系酸化物上に Fe が多く存在したが、Steel E (40 HRC, 60 HRC) 切削時に形成された Al 系酸化物と MnS の複合 Belag 上には Fe がほとんど存在しなかった。よって、MnS が Fe の付着を抑制すると推察される。

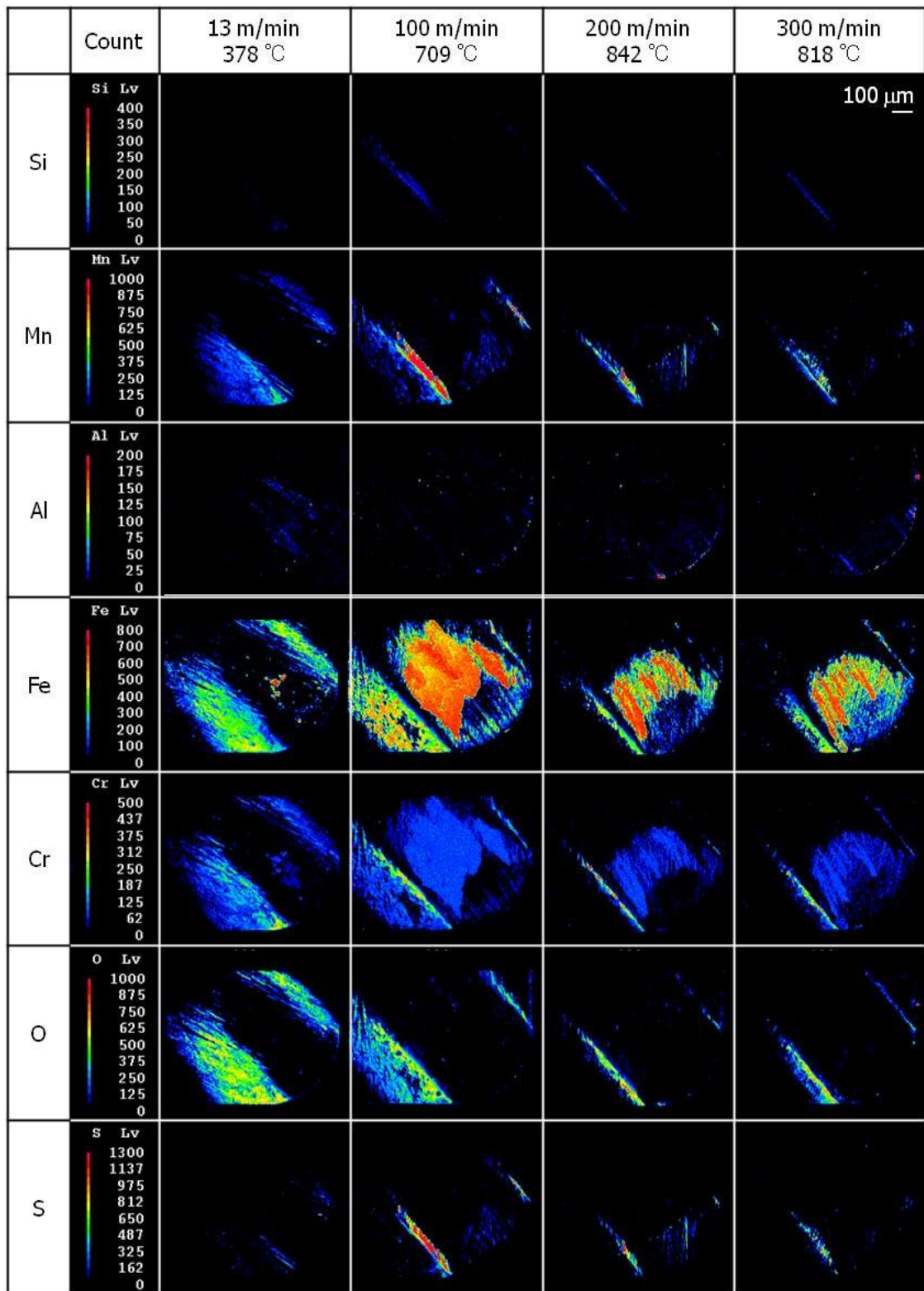
Belag と切削温度の関係により、Al 系酸化物は工具刃先平均温度 700 °C~950 °C程度で切りくずと工具の接触面全体に安定的に形成され、Mn-Si 系酸化物は刃先平均温度 650 °C程度で最も形成量が多くなった。Al 系酸化物は比較的融点が高いため、高温・高抵抗でも工具刃先に存在できたと考えられる。一方、Mn-Si 系酸化物は比較的融点が低いため、保護膜として機能を発揮する切削条件が限定されたと考えられる。さらに、連続切削時の工具刃先には Belag が形成せず、主に Fe が付着したことから、Belag 生成にはある程度酸素が存在する加工雰囲気が必要であると考えられる。



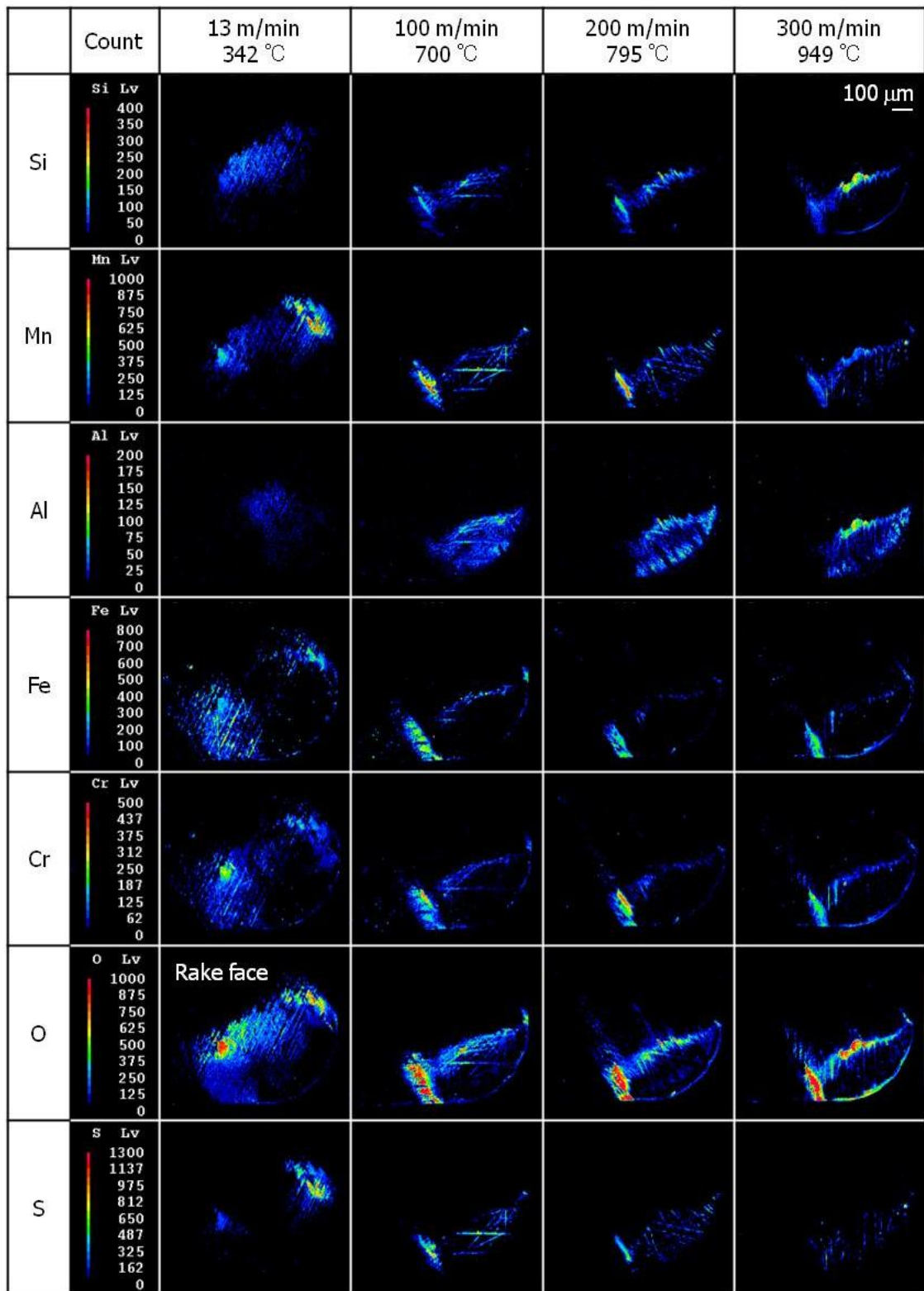
a) Steel A (40 HRC)



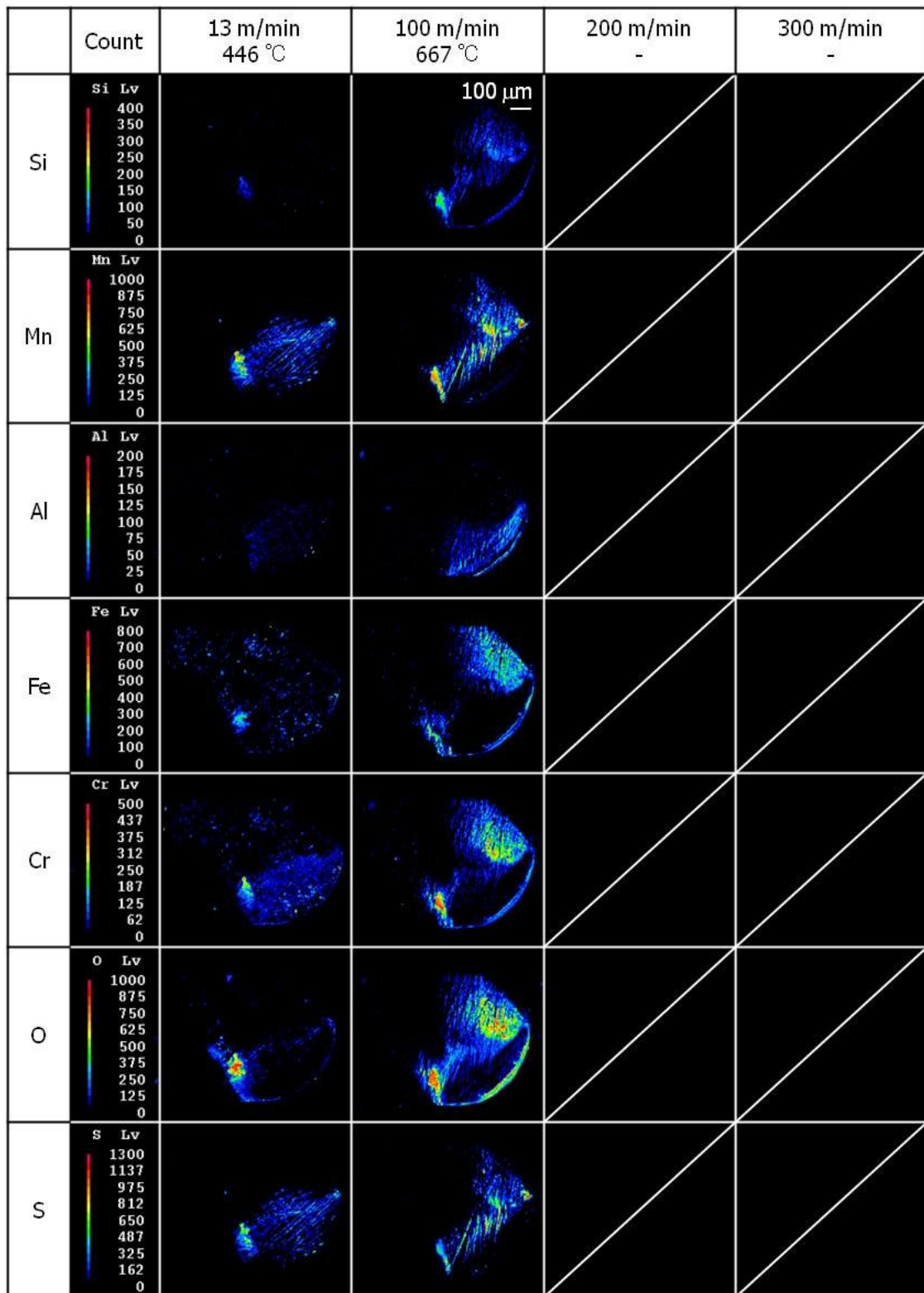
b) Steel B (40 HRC) : Intermittent cutting



c) Steel B (40 HRC) : Continuous cutting



d) Steel E (40 HRC)



e) Steel E (60 HRC)

Fig. 5.11 WDS elemental mappings of turning tools after cutting Steels.

$V = 13\text{--}300$ m/min, $f_z = 0.2$ mm/tooth, $a_p = 0.3$ mm, TiN coated tools

5.3.3 Bealg 利用方法の検討

Belag 組成が切削温度により変化した Steel E を用いて、第 4 章同様に Belag 生成メカニズムを考察し、Belag の生成条件を検討した。

Table 5.4 に Steel E に含まれる固溶元素量を CALPHAD 法⁵⁾に基づく熱力学平衡計算により算出した結果を示す。計算は Thermo-Calc Software AB 社製 Thermo-Calc により、大気圧中、1030 °C 焼入れ条件で実施した。冷間金型鋼中の C, Cr, V, Mo は、炭化物として一部存在するため、固溶量は Table 6.1 に示す組成より少なくなった。一次炭化物は主に Cr から構成され⁶⁾、焼き戻し温度の影響をあまり受けないとされている。よって、Steel E (40 HRC) と Steel E (60 HRC) の固溶 Cr 量は同じと仮定し、Thermo-Calc の計算結果を用いた。

Table 5.4 の固溶元素量から温度と平衡酸素分圧の関係を Fig. 5.12 に示す。第 4 章と同様に下記式より算出⁷⁾した。

$$bM + cO_2 = dM_xO_y \quad (1)$$

$$\Delta G^0 = -RT \ln(aM_xO_y^d / aM^b / PO_2^c) \quad (2)$$

ここで、 ΔG^0 ($\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$) は酸化物の標準生成自由エネルギー、 R ($\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$) はガス定数、 T (K) は温度、 PO_2 (atm) は酸素分圧、 aM_xO_y は金属酸化物の活量、 aM は金属の活量を示す。 ΔG^0 の値は、文献値^{8,9)}を引用し、純物質が生成すると仮定して金属酸化物活量と金属の活量係数を 1 として計算した。Fig. 5.12 中の各線以下の平衡酸素分圧では各元素の酸化物が形成しないことを示す。

Fig. 5.12 の結果から、Fig. 5.13 に 900 °C で酸化が生じると仮定した際の酸素分圧と酸化物の重量割合を示す。Fig. 5.11 d) と e) より平均刃先温度が 700 °C 程度で Al 系酸化物が確認されたことから、最高温度はその 1.3 倍程度と推測し、設定温度を 900 °C とした。さらに、Fig. 5.14 に酸素分圧を 1.0×10^{-34} atm と仮定した際の切削温度と酸化物の重量割合の関係を示す。酸素分圧は Fig. 5.13 から Al 系酸化物が生成される酸素分圧範囲内である 1.0×10^{-34} atm とした。酸化物の重量割合は各条件で酸化物になりえる元素が全て酸化すると仮定して計算した。計算結果より、低酸素分圧かつ高温条件であるほど Al 系酸化物が形成されて易く、次いで Si, Mn, Cr, Fe の順でこれらを含む酸化物が形成されやすかった。

切削温度や切削抵抗などが酸素分圧へ与える影響が不明であるため、酸素分圧を固定した Fig. 5.14 に着目した。Steel E (40 HRC) 切削時、工具刃先平均温度が 700 °C ~ 949 °C (最高温度が 900 °C ~ 1240 °C 程度) の場合、切りくずと工具の接触面全体に Al 系酸化物と MnS の複合 Belag が形成された。一方、比較的低温である工具刃先温度が 342 °C (最高温度が 450 °C 程度) の場合や工具刃先平均温度が 700 °C ~ 949 °C であってもより切削時の温度が低いと推測される切りくずと工具の接触面後方に Si, Mn, Al, Fe, Cr を含む酸化物が形成されていた。よって、高温ほど Al 系酸化物がされやすく低温ほど Si, Mn, Fe, Cr を含む酸化物が形成されやすいことを示す Fig. 5.14 の傾向とおおむね一致した。

さらに、Steel E 中に非金属介在物として Si, Mn が含まれる酸化物が存在していないこ

とから、冷間金型用鋼も炭素鋼切削時と同様、低酸素分圧下において、被削材中の固溶元素が酸素より高い移動度を有することにより Belag が形成したと考えられる。これらの結果より、冷間金型用鋼（60 HRC）は、固容量 Al を増やすことにより、Al 系酸化物を形成し易くし、さらに、Fe の付着を抑制すると推察される MnS を添加し、Al 系酸化物と MnS の複合 Belag を利用することが被削性改善に有効と考えられる。一方、鏡面性重視のプラスチック金型鋼や耐ヒートクラック性重視の熱間金型用鋼では MnS を積極的に添加できず^{10,11)}、Al 系酸化物の Belag を利用し難いが、冷間工具鋼ほど切削工具が高温・高圧化にさらされないため、Belag として Mn-Si 系酸化物を利用し、最適切削条件で加工することが有効であると考えられる。

Table 5.4 Soluble materials of steels. (mass %)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Al
Steel E	0.5	2.0	0.9	6.1	1.2	0.04	0.02

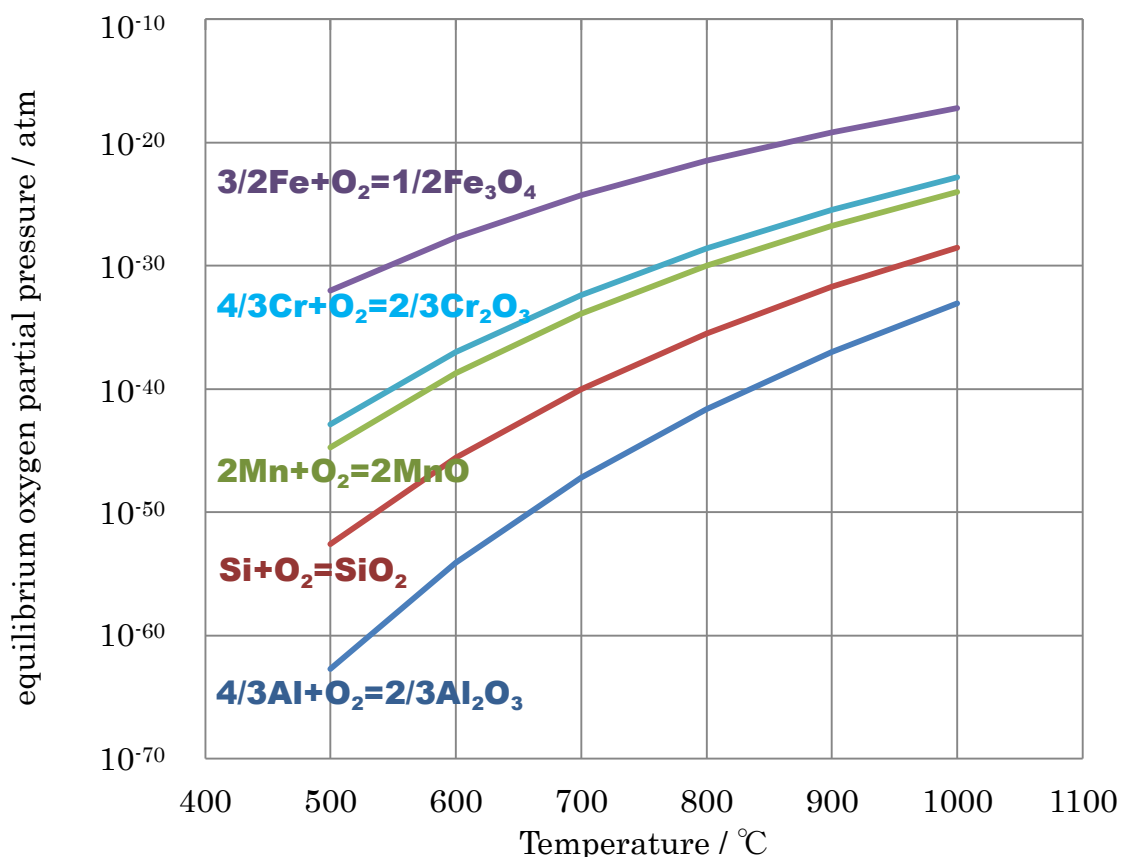


Fig. 5.12 Relationship between temperature and equilibrium oxygen partial pressure.

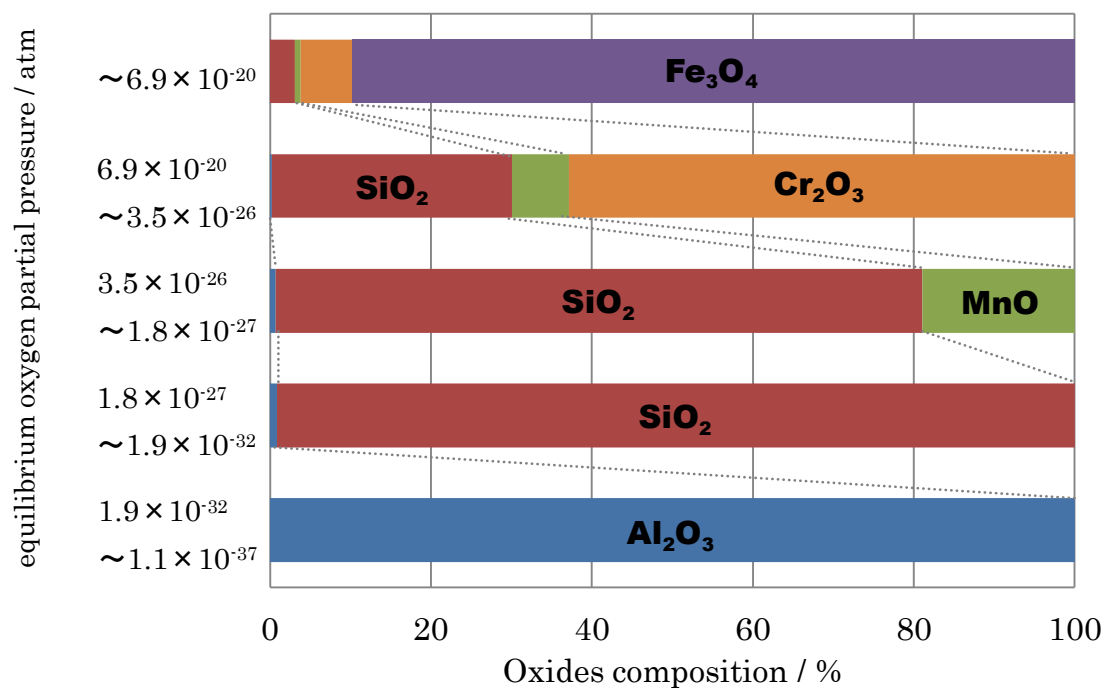


Fig. 5.13 Oxides composition made of Steel E by each equilibrium oxygen partial pressure at 900 °C.

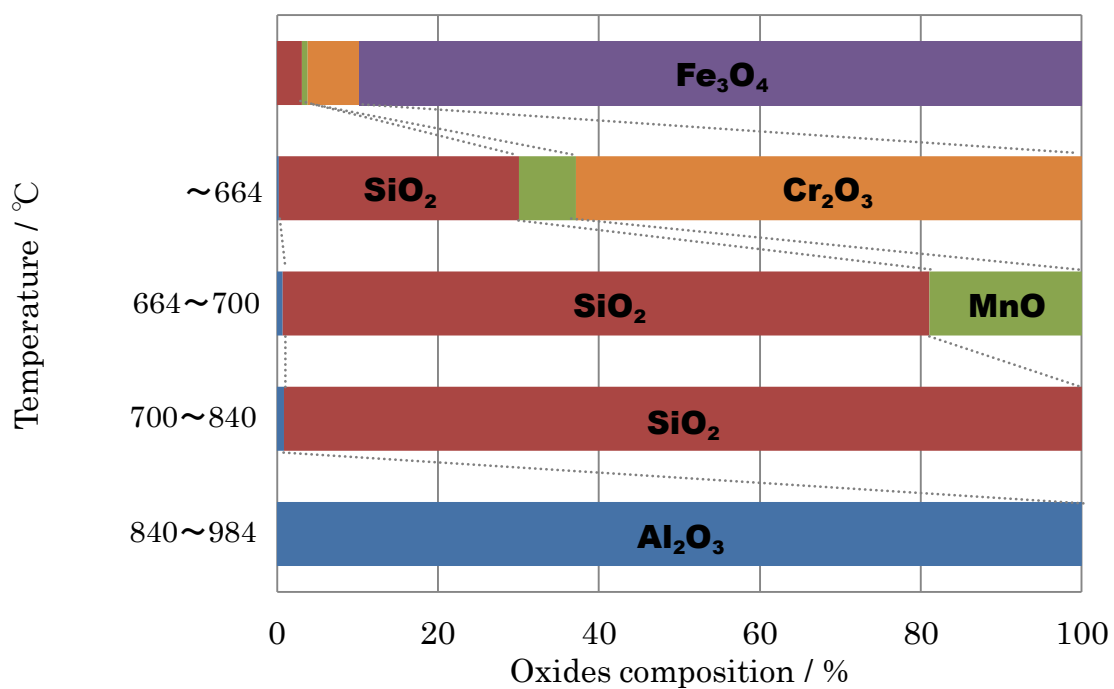


Fig. 5.14 Oxides composition made of Steel E by each temperature at 1.0×10^{-34} atm.

5.4 結言

金型用鋼切削時に工具刃先に形成される **Belag** に及ぼす切削温度と加工雰囲気の影響を調査し、以下の結果を得た。

- (1) 同一条件で切削した場合、最も硬い **Steel E (60 HRC)** が切削温度と切削抵抗がともに最も高かった。
- (2) 連続切削時の工具刃先には **Belag** が形成せず主に **Fe** が付着していた。
- (3) **Al** 系酸化物は工具刃先平均温度 **700 °C~950 °C** 程度で切りくずと工具の接触面全体に安定的に形成され、**Mn-Si** 系酸化物は刃先平均温度 **650 °C** 程度で最も形成量が多くなった。
- (4) **Al** 系酸化物上に **Fe** が多く存在したが、**Al** 系酸化物と **MnS** の複合 **Belag** 上に **Fe** がほとんど存在しなかった。
- (5) 冷間金型用鋼 (**60 HRC**) は **Al** 系酸化物と **MnS** の複合 **Belag** を利用することが被削性改善に有効と考えられた。
- (6) 鏡面性重視のプラスチック金型鋼や耐ヒートクラック性重視の熱間金型用鋼では **MnS** を積極的に添加できないが、冷間金型用鋼ほど切削工具が高温・高圧化にさらされないため、**Belag** として **Mn-Si** 系酸化物を利用することが有効であると考えられた。

参考文献

- 1) 小野浩二, 河村末久, 北野昌則, 島宗勉; 切削工具の摩耗と寿命, 理論切削工学, 現代工学社, (2003) 108.
- 2) 中島潤二, 藤健彦; 連続鋳造片品質向上のための非金属介在物低減技術の開発, 新日鉄技報第 394 号, (2012) 42.
- 3) 藤村善雄; 実用切削加工法 第 2 版, 共立出版株式会社, (2006) 50.
- 4) 古屋諭; 非金属介在物を利用した片状黒鉛鋳鉄の快削化に関する研究, 博士論文, (2011).
- 5) 阿部太一; 材料設計計算工学計算熱力学編, 内田朗報, (2011) 1.
- 6) 日本熱処理技術協会/日本金属熱処理工業会編集; 熱処理技術入門全面改訂, (2005) 24.
- 7) 齋藤安俊, 阿竹徹, 丸山俊夫編訳: 金属の高温酸化, 内田老鶴圃, (2013) 35, 8.
- 8) M.W.Chase: NIST-JANAF Thermochemical Tables Fourth Edition, American Institute of Physics, (1996) 154, 1250, 1751.
- 9) E.T.TURKDOGAN, R.G.OLSSON, AND J.V.VINTERS; Sulfate and Sulfide Reactions in the Mn-S-O system, METALLURGICAL TRANSACTIONB, VOLUME8B, MARCH (1977) 59.
- 10) 館幸生; プラスチック金型用鋼の現状, Sanyo Technical Report 18, 1 (2011) 42.
- 11) 松田幸紀, 須藤興一; 5%Cr 系熱間工具鋼の靱性およびヒートチェック特性に及ぼす P, S の影響, 電気製鋼, 57, 3 (1986) 181.

第6章 総括

工作機械の低振動かつ高速・高剛性主軸化，切削工具形状の最適化や皮膜の特性向上，被削材の快削化などの各種性能の向上により，金型製作時の加工能率が改善されてきた。しかし，工作物形状の複雑化，高精度化などが進み，かつ金型加工のさらなる短納期化が求められると予想され，今後も加工能率のさらなる改善が必要と考えられる。

本研究では，切削時に工具刃先に起きている現象の中でも，特に切りくずと切削工具間で生じる被削材成分の付着現象に着目し，工具損傷形態と **Belag** の関係，**Belag** 生成機構，**Belag** 生成条件について考察し，金型用鋼を切削した際に **Belag** を利用した加工能率向上の可能性について検討した。

第1章では，「本研究の目的」ならびに「各種金型用鋼と特徴」，「**Belag** に関する研究概要」，「本論文の構成」について述べた。

第2章では，比較的高硬度でプリハードン鋼として使用されている2種類のプラスチック金型用鋼（40 HRC）を転削加工（断続切削）した際の工具損傷形態と **Belag** の関係性について調査した。その結果，鋼材硬さは同じであるにも関わらず，被削材成分より工具刃先に Al 系酸化物が形成する場合は工具刃先にチップング，Mn-Si 系酸化物が形成する場合は摩耗が生じ，異なる工具の損傷形態を示した。さらに，Mn-Si 系酸化物は，工具刃先への形成量が 60~150 m/min の範囲で切削速度の上昇に伴い増加し，工具摩耗が抑制される傾向であった。よって，金型用鋼切削時において工具損傷現象と **Belag** に関係性があり，最適な **Belag** が工具表面に形成される条件の選定により，金型製作時の加工能率向上が可能であると示唆された。

第3章では，高硬度材の加工能率向上を目指し，異なる特性をもつ4種類の冷間金型用鋼（60 HRC）を転削加工（断続切削）した際の工具損傷形態と **Belag** の関係性について調査した。切削工具における逃げ面摩耗の進行は，鋼材中の一次炭化物が少ないほど遅い傾向であった。一方，切削工具におけるチップングは，一次炭化物が最も多い鋼種と少ない鋼種で生じていたことから，一次炭化物以外にチップングを発生させる要因があると考えられた。TiN コーティング工具による工具刃先観察結果から，Al 系酸化物と MnS の複合 **Belag** が厚く形成されるほど TiN の塑性変形領域が低減され，チップングが抑制される傾向であった。このことより，切削中に生じるコーティングへのせん断力が **Belag** により低減され，工具の損傷が抑制された可能性が考えられた。よって，60 HRC 調質後の冷間工具鋼は，鋼材特性を著しく低下させない程度に，一次炭化物を低減し，Al 系酸化物と MnS の複合 **Belag** を生成する成分設計にすることより，良好な被削性をえると考えられた。

第4章では，被削材中に微量にしか含まれない元素から **Belag** が生成するメカニズムを明確にすることを目的とした。現象を理解しやすくするため，非金属介在物をほとんど含まず，構成元素が少ない S50C を選定して評価した。その結果，工具刃先に形成された **Belag** は Al 系酸化物と Mn-Si 系酸化物であり，切りくず表面に形成された酸化物は Fe 系酸化物であった。S50C の組成において各酸素分圧・温度で形成される酸化物の計算結果と実際に形成された酸化物組成はお

おむね一致しており、Al系酸化物とMn-Si系酸化物は低酸素分圧・高温、Fe系酸化物は高酸素分圧・低温で形成され易い酸化物であった。また、S50C中の非金属介在物にMn-Si系酸化物は存在していなかった。よって、Belagは低酸素分圧・高温下において被削材中の固溶元素が酸素より高い移動度を有することにより形成したと考えられた。

第5章では、第2章と第3章で評価した鋼材を用いて、旋削加工した際の切削温度、切削抵抗および付着物の関係性について調査した。さらに、工具刃先への酸素の供給量が変わると推察された連続切削と断続切削の評価を実施した。断続切削時は工具刃先にBelagが形成し、連続切削時は主にFeが付着していた。よって、Belag形成には切削中にある程度の酸素の供給が必要であると考えられた。さらに、断続切削時に工具刃先に形成されたAl系酸化物は、安定的に工具刃先へ形成される温度範囲が広く、MnSと同時に形成されることでFeの付着が抑制されていた。一方、Mn-Si系酸化物は形成される温度範囲が限られていた。よって、高硬度材切削時の高温、高圧下で安定して形成されるAl系酸化物とFeの付着を抑制するMnSを同時にBelagとして利用することが冷間金型用鋼（60 HRC）の加工能率向上に有効であると考えられた。一方、鏡面性重視のプラスチック金型鋼や耐ヒートクラック性重視の熱間金型用鋼ではMnSを積極的に添加できないが、冷間工具鋼ほど切削工具が高温・高圧化にさらされないため、BelagとしてMn-Si系酸化物を利用することが有効であると考えられた。

本研究結果より、金型用鋼切削時に工具刃先に形成されるBelagと工具損傷形態に関係があることを確認した。また、鋼材組成、切削温度および酸素分圧がBelag生成に影響を与えていると考えられた。よって、今後、これらを意識した鋼材や切削工具の開発、切削条件の設定により、金型の加工能率向上の可能性が広がると考えられる。

本論文に関係した発表論文・特許

関連論文

・ K.Morishita, K.Inoue, S.Morito, T.Ohba ; Investigation of Belag Formation Mechanism on the Edge of Cutting Tools after Machining of Low-alloy and Medium-carbon steel, The 15th International Conference on Precision Engineering (2014), 103.

・ 森下佳奈, 大庭卓也, 森戸茂一 ; Belag 生成メカニズムの検討-中炭素鋼切削時に形成する酸化物の解析-, 精密工学会誌, 82, 3 (2016) 285.

・ 森下佳奈, 小関秀峰, 井上謙一, 森戸一茂, 大庭卓也 ; 60HRC 調質後の冷間工具鋼切削時の工具損傷機構, 精密工学会誌, 82, 4 (2016) 372.

参考論文

・ 森下佳奈, 石川剛史, 井上謙一 : 高硬度金型用鋼切削における工具損傷現象の解析, 自動車技術会論文集, 43, 2 (2012) 539.

参考特許

・ 被削性に優れた冷間工具鋼, 特許 5672466 号 (2012-10-17 出願)

謝辞

本研究の遂行と論文をまとめるにあたり、終始ご指導、ご助言を頂きました島根大学総合理工化学研究科教授 大庭 卓也先生、同准教授 森戸 茂一先生に深く感謝すると共に厚く御礼を申し上げます。また、本論文を作成するにあたり、有益なご教示と御討論を頂きました同教授 臼杵 年先生に心より御礼申し上げます。

本論文は、著者が日立ツール（株）（現 三菱日立ツール（株））および日立金属（株）に亘って実施した研究をまとめたものであり、これらの研究を遂行するにあたり、多くの方々の御協力を頂きました。

日立金属（株）安来工場工場長 佐藤 光司氏、日立ツール（株）基盤技術研究センターに在職されていた石川 剛史氏には、多大なるご協力、ご助言を頂きました。心より感謝致します。

日立金属（株）冶金研究所 伊達 正芳氏、同研究所に在職されていた菅野 隆一郎氏、同研究所 小関 秀峰氏には、本研究のに関して数多くの有益なご教示とご鞭撻を頂きました。ここに深く感謝の意を表します。

島根県産業技術センター 特殊鋼・素形材加工技術強化プロジェクト プロジェクトマネージャー 古屋 諭氏には、有益なご助言、ご協力を頂きました。感謝の意を表します。

日立金属（株）磁性材料研究所 川田 常宏氏、（株）UBE 科学分析センター千葉営業所前田 京子氏には、TEM 解析などに関して貴重なご意見と多大なるご協力を頂きました。感謝申し上げます。

日立金属（株）冶金研究所 佐藤 奈翁也氏、同研究所 赤井 誠氏には、熱力学的考察を実施するにあたり、数々のご助言と懇切なご指導を頂きました。心より御礼申し上げます。また、第4章のシミュレーションを実施して頂きました日立ツール（株）（現 三菱日立ツール（株））開発センター 當麻 昭次郎氏、そして、第5章の切削試験にご協力頂きました（株）九州テクノメタル加工技術グループ 作田 智則氏、実験の遂行にご協力頂きました日立金属（株）金泉 豪史氏に謹んで御礼申し上げます。

日立金属（株）冶金研究所 工具鋼グループ長 古谷 匡氏には、本論文の作成において有益なご助言、ご協力を頂きました。深く感謝致します。

最後に、研究の遂行と本論文をまとめる機会を与えて頂きました日立金属（株）技術部部长 井上 謙一氏に深く感謝致します。