鋼のミクロ組織の不均一性に着目した構成刃先成長モデル*

片 山 昌** 戸 田 正 弘*** 橋 村 雅 之†

Growing Model of Built-up Edge in Relation to Inhomogeneities of Steel Microstructure

Sakae Katayama, Masahiro Toda and Masayuki Hashimura

The growing model of built-up edge (BUE) is proposed when single and multiphase steels were machined. The microstructures necessary for growing BUE are summarized as follows. The number of phase is more than dual, and each phase has a sufficient deformability to form the elongated layer, and crack propagates between phases in the layer. Single phase and dual phase such as ferrite-spherical cementite and tempered martensite-cementite with a low deformability do not form BUE. Multiphase such as Ferrite-pearlite, ferrite-graphite and ferrite-manganese sulfide with a high deformability forms BUE.

Key words : cutting, steel, growing model of built-up edge, surface roughness, microstructure

1. 緒 言

構成刃先は切削仕上げ面粗さの主たる原因である。多軸自動盤によるプランジ切削では、主切れ刃が仕上げ面と接触するために構成刃先が付着しやすく、仕上げ面粗さは旋削の場合と比較して大きい。油圧部品など要求値($R_z \leq 12.5 \mu m$)の厳しい製品では一層の改善が求められており、構成刃先は古くて新しい課題である。

構成刃先は、工具と被削材との凝着（構成刃先の発生）及び凝着物の成長（構成刃先の成長）の2つのプロセスによって生成する¹⁾。前者については、切削界面の結合エネルギー（付着仕事）の点から検討され、凝着しにくい工具材種に関する知見が報告されている²⁾。後者については、工具と被削材との相対的位置関係によって決定される切削面よりも被削材の内部で破断が生じるとき、破断した被削材が堆積して構成刃先が成長し、いわゆるノーズが形成されるとされている^{3) 4)}。とりわけ工具逃げ面前方への成長が仕上げ面粗さを劣化させる原因であることが知られている。

被削材の内部で破断する原因について以下の報告がある。SEM内で微細切削して工具刃先の応力場をVisioplasticity法により解析した結果、逃げ面側の切れ刃下方の被削材には引張応力が作用していることを見出し、この引張応力が内部破断の原因であるとしている³⁾。しかし、鋼種によって内部破断するものとしのないものがあり応力場だけでは説明できない。一方、材料特性から説明を試みた結果⁴⁾がある。窒素による時効硬化説である。すなわち、工具と接触している被削材の表面が摩擦熱により時効硬化して被削材内部よりも硬化するために内部破断する。この説では時効硬化の小さい高炭素鋼の構成刃先の顕著な成長を説明できない。

本研究では、工具刃先の応力場における被削材のミクロ組織が不均一であることに着目した。まず黒鉛鋼を実用的速度で切削し、その観察結果から内部破断・成長モデル及びこのモデルが成立するためのミクロ組織の条件を提案した。次いで、各種ミクロ組織の材料を切削して、これらモデルの妥当性を検証した。内部破断と構成刃先の成長にとってミクロ組織の相数と変形能が重要な因子であることを明らかにした。

2. 内部破断と構成刃先成長モデル

2.1 黒鉛鋼の内部破断と構成刃先の成長

図1に構成刃先近傍のミクロ組織を示す。図中の試料D2については表1に示す。フェライト素地に直径5~8 μm の球状黒鉛が分散している鋼を切削速度80m/min、送り0.05mm/revで2次元切削し、電磁式高速工具抜取り装置（工具落下速度：250m/min）を使用してサンプルを採取した。これを研磨して光学顕微鏡で撮影した。黒鉛鋼を使用したのは、この鋼は構成刃先の成長が顕著で、黒鉛が他の快削性介在物、Pb、MnSと比較して顕微鏡観察しやすく構成刃先成長のミクロ解析に適しているためである。

構成刃先近傍のミクロ組織の変形を経時的にみるとY点上方から始まりY点を経てZ点近傍で完了している。Y点では第2相である黒鉛及び素地であるフェライト共に切削面に平行方向に延伸している。直径数 μm の黒鉛は厚み1~2 μm 、幅20~30 μm の板状になるまで大きく変形しており、その幅は構成刃先の寸法と同程度になっている。Z点では表層のフェライト素地が切削面に垂直方向に破断している。また、黒鉛と素地との界面に沿って切削面に平行方向に剥離・破断が進行している。図2に切削面のSEM写真を示す。伸長型ディンプル⁵⁾が切削面に観察される。

Z点に作用する応力は被削材が工具に接触していないので、引張り³⁾のみであるが、Y点に作用する応力は工具からの圧力と摩擦によって生じるせん断応力³⁾と工具によって引っ張られることにより生じる引張力である。従って、切削面に平行方向の剥

* 原稿受付 平成8年3月15日

** 正 会 員 (株)日鉄テクノリサーチ (富津市新富20-1)

*** 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (富津市新富20-1)

† 正 会 員 新日本製鐵(株)室蘭技術研究部 (室蘭市仲町12)

Fig.1 Deformation and rupture of matrix and 2nd phase

Fig.2 Shear-elongated dimples on machined surface of sample D2

離は、Y点におけるせん断応力によりき裂が発生してZ点で剥離すなわち破断したものであり、切削面に垂直方向の破断はZ点の引張力により生じたものと考えられる。

構成刃先のミクロ組織は図1に示すように延伸した素地と黒鉛を交互に積み重ねた層からなっている。上述した2方向の破断により、被削材から分離した層が構成刃先側に付着堆積し、これの繰返しにより構成刃先が成長していることがわかる。

2.2 内部破断モデル

図3に上記の結果をもとに想定した被削材の破断過程をモデル化して示す。構成刃先端部Y点の応力は、工具によって切削方向に引っ張られるために生じる引張応力 σ_t 、構成刃先からの圧力 σ_n 及び摩擦によって生じるせん断応力 τ であり、図3(b)

Fig.3 Model of crack growth and workpiece separation around BUE tip

に示すような応力状態になると考えられる。引張応力 σ_t と σ_n とにより素地と第2相が切削面に平行方向にまず延伸する。同時にせん断応力 τ により素地と第2相との界面においてき裂が発生・伝播する。

さらに構成刃先と被削材との接触がなくなるZ点(図3(c))では、 σ_n がなくなり σ_t のみとなるために、素地自体、あるいは第2相が切削面と垂直方向に破断する。この時、Y点において既に界面に沿って伝播していたき裂が原因で切削面と平行方向に剥離・破断が生じる。内部破断はこれら2方向の破断によって起こる。

2.3 構成刃先の成長モデル

図4に構成刃先の逃げ面前方への成長をモデル化して示す。上述した2方向の破断により生成する厚み数 μ mの素地と第2相からなる層が被削材から分離して工具(構成刃先)側に圧着し、この繰返しにより成長する。その結果、素地と第2相が交互に積み重なった層状構成刃先が形成される。

Fig.4 Growing mechanism of BUE

2.4 モデル成立のためのミクロ組織の条件

上記を整理すると構成刃先が成長するためのミクロ組織の条件は、①変形能の異なる2相以上の相から構成され、②2相からなる層を形成するに十分な変形能を有し、かつ、③相自体または相間にき裂が発生・伝播する、の3点である。被削材のミクロ組織が構成刃先近傍において組織、強度延性の点で不均一であることが条件となっている。

3. モデル及びミクロ組織の条件に関する検証

各種のミクロ組織の材料を切削して、上に述べた内部破断、構成刃先成長モデル、及びモデルが成立するために必要なミクロ組織の条件に関してその普遍性を検証する。

3.1 供試材

表1に供試材のミクロ組織の相数と名称を示す。相数は単相、2相及び多相の3種類である。単相組織は、S1:フェライト相(純鉄)、S2:オーステナイト相(ステンレス鋼 SUS304) および S3: α 相(純チタン)の3種類である。2相組織の素地と第2相は、D1:フェライト-パーライト、D2:フェライト-黒鉛、D3:フェライト-球状炭化物及びD4:焼戻しマルテンサイト-セメンタイトの4種類である。多相鋼は使用頻度の高い鉛-硫黄快削鋼で、素地はフェライト、第2相、第3相は層状パーライトと快削性介在物(MnS,Pb)である。

Table 1 Micro-structure of samples

		Matrix	2nd phase	Material
Single phase	S1	ferrite		pure Fe
	S2	austenite		SUS304
	S3	Ti		pure Ti
Dual phase	D1		pearlite	S55C N
	D2	ferrite	graphite	S55C A
	D3		spherical cementite	S55C SA
	D4	tempered martensite	fine cementite	S55C QT
Multi phase	M1	ferrite	Pb,MnS, pearlite	12L14

3.2 内部破断部と構成刃先の観察方法

内部破断部のミクロ観察は工具急速拔取り装置により採取した試料による。構成刃先は経時的にその寸法形状が変動するのでミクロ的な方法に加えてマクロ的な方法を併用した。マクロ的な方法として仕上げ面粗さ R_z を測定した。間接的な方法ではあるが広い領域を測定することが可能であり、構成刃先の成長の程度を予測できる。次に仕上げ面粗さの原因が構成刃先であることを確認するために SEM により仕上げ面を観察した。

被削材は径 40mm、厚み 3.5mm の円盤で、これを切削速度 $V=80\text{m/min}$ 、送り $f=0.05\text{mm}$ で 2 次元切削した。構成刃先生成の必要条件を満たすために被削材と凝着しやすい超硬工具 K10 を使用した。工具の形状は、上すくい角 $\gamma=6^\circ$ 、前逃げ角 $\alpha=6^\circ$ である。

3.3 実験結果と考察

3.3.1 単相組織

図 5 に試料 S2 の工具刃先近傍のミクロ組織を示す。刃先近傍の被削材の結晶粒はほとんど延伸していないし、き裂の発生・伝播共ない。切削力によって誘起された変形双晶及びすべり線が観察される。すくい面との界面には数 μm の薄い凝着層が生成しているが、成長して構成刃先にはなっていない。試料 S1 は刃先近傍の被削材の結晶粒が延伸していること、変形双晶がないことを除いて試料 S2 と同じであり、試料 S3 は試料 S2 と同様であった。

Fig.5 Microstructure and adhesion layer of sample S2 by QST

広範囲な仕上げ面上の構成刃先を粗さ計及び SEM により調査した。図 6 に仕上げ面粗さ R_z (測定長さ 9mm) を示す。単相組織の R_z は相の種類すなわちフェライト (S1)、オーステナイト

(S2) 及び α 相 Ti (S3) のいかにかわらずすべて $2\sim3\mu\text{m}$ 以下である。2 相以上の試料の R_z と比較して際だって小さい。

図 7 に試料 S2 の切削表面 ($300\times400\mu\text{m}$) の SEM 写真を示す。介在物が掘り起こされた痕跡はあるが構成刃先は付着していない。むしろ等欠陥もなく平滑である。 $R_z=2\sim3\mu\text{m}$ の原因は介在物の掘り起こしの痕跡である。試料 S1, S3 の切削表面の SEM 写真にも同様に構成刃先は認められなかった。

Fig.6 Surface roughness

Fig.7 SEM photograph of machined surface of sample S2

モデルが成立するためのミクロ組織の条件について検討する。試料 S1 は軟質で変形能の大きいフェライト組織であるが単相である。工具刃先近傍で十分に变形しているが、変形能の異なる第 2 相が存在しないためにき裂及び内部破断は起こっていないし構成刃先も生成していない。

試料 S2, S3 はそれぞれオーステナイト相、 α 相で単相であるが、切削力によって双晶変形、すべり変形が誘起されている。個々の結晶は方位が相違しているので変形の程度は様々ではなく、厳密に言えば被削材には強度・延性に関して第 2 相が存在していると言える。旋盤で旋削すると最初の 1 回転目を除いて、その後の切削は変形した面を切削していることになるので、この実験では既に強度・延性に関して第 2 相を有する組織を切削していることになる。2 相組織であるという条件は満たすものの、工具刃先近傍での変形が小さく層間でのき裂伝播もないため構成刃先は生成していない。単相組織の結果は提案したモデル及びミクロ組織の条件が妥当であることを示している。

3.3.2 2 相組織：フェライトーパーライト

構造用鋼にはかならず炭化物が分散しているので第 2 相として最も重要なのは炭化物である。炭化物の形態としては、パーライト、黒鉛及び球状セメントイトがある。まず、フェライト相とパーライト相からなる組織について述べる。

図 8 に試料 D1 のミクロ組織を示す。構成刃先及び切削面の近傍のフェライト相とパーライト相は共に著しく延伸している。この写真からは相間にき裂は観察されない。構成刃先は逃げ面側及びすくい面側の双方に成長して典型的なノーズ型に成長している。仕上げ面粗さ R_z (図 6) は $30\mu\text{m}$ と著しく大きい。図 9 に仕上げ面の SEM 写真を示す。構成刃先の寸法は幅 $10\sim100$

Fig.8 Microstructure and BUE of sample D1 by QST

Fig.10 Microstructure and BUE of sample D3 by QST

Fig.9 SEM photograph of machined surface of sample D1

Fig.11 SEM photograph of machined surface of sample D3

μm と大きく、切削面に一様に密度高く分散している。 $R_z=30\mu\text{m}$ の原因は構成刃先である。

フェライトとパーライト相間にき裂を観察することはできなかった。しかし、フェライト相とパーライト相からなる組織に引張力による変形を与えると、パーライト相とフェライト相の間にひずみを分配しながら変形が進行し、パーライト相のひずみが破壊ひずみに達したときにき裂が発生すること、その際、き裂の発生は主としてパーライト粒に選択的に発生⁷⁾することが知られている。切削の場合も、このパーライトの破壊を伴った変形により層が形成され構成刃先が成長すると考えられる。

3.3.3 2相組織：フェライトー黒鉛

試料D2のミクロ組織は図1に示すように変形及び構成刃先の成長が顕著で R_z は $25\mu\text{m}$ (図6)と著しく大きかった。黒鉛の層内の炭素は共有結合で強固に結合しているが、層間の炭素は分子間力であるために結合は弱く、層間でへき開破壊しやすいことが知られている⁸⁾。従って可塑性はないが破壊による変形は容易である。へき開破壊による変形によってもき裂が発生・伝播し層が形成される。その結果、内部破断及び構成刃先が成長することがわかる。

3.3.4 2相組織：フェライトー球状セメント

図10に試料D3のミクロ組織を示す。フェライト中に分散している微細な球状セメントは切削面直下及び構成刃先と被削材との界面のいずれの箇所においてもほとんど変形していない。き裂は切削面の延長線上にのみ発生しており切削面下には見られない。そのために構成刃先は逃げ面側へは成長していない。すくい面側へのみ $10\sim 20\mu\text{m}$ 成長している。 R_z は $5\sim 10\mu\text{m}$ 程度(図6)と小さい。図11に示すように仕上げ面には細かい凹凸が無数に分散している。これらは構成刃先が脱落したものでなくいわゆるむしれであろう。と言うのは上述したように、構成刃先が逃げ面側へ成長していないために工具刃先と仕上げ面との間にすきまがなく仕上げ面に構成刃先が脱落できないためである。試料D4も同様であった。

この組織は切削応力場においてはほぼ均一組織であり単相組織に近い挙動をしている。球状セメントはそれ自体ほとんど塑性変形を示さないし、フェライト素地に分散する球状セメントを破壊させるのに必要な引張りによるひずみはパーライトを破壊させるのに必要なひずみよりも大きいことが知られている⁹⁾。

2相であっても析出相の変形能が小さいために、延伸した層の形成及びき裂の発生・伝播はないことがわかる。その結果逃げ面側への構成刃先の成長はない。構成刃先の成長を抑制して仕上げ面粗さを改善するためには炭化物を変形しにくい形態に制御することが有効な手法であることを示唆している。

3.3.5 多相：快削添加物

図12に試料M1のミクロ組織を示す。素地のフェライト相と共にパーライト(黒色)及びMnS介在物(灰色)が延伸して3層を形成している。切削面下にはMnS介在物自体または素地との界面に沿ってき裂が切削方向へ伝播しており(図12-Y点)、表層は切削面と垂直方向に破断している(図12-Z点)。これら

Fig.12 Elongated matrix, pearlite and MnS inclusions around BUE tip of sample M1

2方向への破断により被削材の一部が層状に分離して工具に堆積している。Pbは検出されなかった。Pbは融点が327.4℃と低いので溶融して非常に薄い層となっているためである。

図13に切削表面のSEM写真を示す。比較的細かい構成刃先が無数に付着している。Rz=14 μm (図6)の主たる原因は構成刃先である。

Fig.13 SEM photograph of machined surface of sample M1

MnSの常温における硬さはHV230~250で素地のフェライトより硬いため塑性変形しにくいようであるが、工具刃先の温度では著しく塑性変形しており、モデルが成立するためのミクロ組織の条件をすべて満たしている。Pbは単体あるいはMnSに付着しているかのいずれかで、融点、抗張力(1.4kgf/mm²)ともに低いので、MnS介在物と同じくミクロ組織の条件をすべて満たしていると考えられる。それにもかかわらず仕上げ面粗さがRz=14 μmと比較的小さかったのは、構成刃先内で低強度、低融点のPbが被膜を形成しているために、構成刃先が十分に成長する前に切削力によって破壊するためと思われる。

2相及び多相組織の結果も、単相と同じく、提案したモデル及びミクロ組織の条件が妥当であることを示している。

4. 結 論

鋼の構成刃先の成長モデル及びモデルが成立するためのミクロ組織の条件を提案した。

- (1) ミクロ組織の条件は、変形能の異なる2相以上の相から構

成され、切削力により延伸した素地と第2相からなる層を形成するのに十分な変形能を有し、かつ、相自体または相間にき裂が発生伝播する、の3点である。

- (2) 相間をき裂が伝播することにより、延伸した層が被削材から分離して工具側に圧着する。この繰返しにより構成刃先が成長する。
- (3) 単相組織(フェライト、オーステナイト及びαTi)は構成刃先を成長させない。
- (4) 2相組織の内、変形能の小さい相を含む場合(フェライト-球状セメンタイト、焼戻しマルテンサイト-セメンタイト)は構成刃先は成長しない。
- (5) 2相以上の組織で、少なくとも2相の変形能が大きい場合(フェライト-パーライト、フェライト-黒鉛、フェライト-パーライト-MnS-Pb介在物)は構成刃先は成長する。

参 考 文 献

- (1) 竹山秀彦, 大野幸彦: 構成刃先に関する基礎研究, 日本機械学会論文集, 32, 2, 42 (1966) 1563.
- (2) 片山 昌, 橋村雅之: 快削鋼と工具との切削界面凝着に及ぼす工具材種の影響, 精密工学会誌, 59, 12 (1993) 1991.
- (3) 上田完次: 金属切削加工における破壊機構の基礎的研究, 博士論文 (1977) 100.
- (4) 臼井英治: 切削・研削加工学(上), 共立出版 (1971) 183.
- (5) 小寺沢良一: フラフトグラフィとその応用, 日刊工業新聞社 (1981) 40.
- (6) 上田完次: 文献 3), P.50.
- (7) 木下修司, 井上 毅: フェライト・パーライト鋼の延性破壊ポイドの発生, R&D, 26, 2 (1976) 43.
- (8) 井山直哉, 山本 悟, 川野 豊: 反応論から見た鑄鉄, 日本鑄造協会 (1992) 91.
- (9) 木下修司, 井上 毅: 球状化処理の延性破壊過程におけるポイドの発生, R&D, 23, 2 (1973) 87.
- (10) 竹山秀彦, 大野幸彦: 構成刃先に関する基礎研究(2), 日本機械学会論文集, 34, 8 (1968) 537.