鋼の切削トライボロジー ―移着層形成と工具損傷機構に及ぼす 合金元素の影響―

間 曽 利 治*

shinshinkiei

1. 緒 言

特殊鋼棒鋼・線材は主に自動車用のエンジン部品,駆動系 部品及び足回り部品などに広く使用されている.これらの部 品の多くは,鋼材を鍛造や切削により所定の形状に加工した 後,熱処理により必要強度を付与する工程を経て製造され る.その中で切削のコストは全体の部品製造コストに占める 割合が一般に大きく,製造コストを低減するには鋼材の被削 性を向上させることが有効な手段の一つである.被削性には 様々な評価指標が用いられるが,本稿では代表的な指標であ る切削工具寿命を被削性として考慮する.鋼材の被削性を向 上させるためには,一般にSやPb等の快削元素が添加され るが,これらの元素は機械特性や環境の面において悪影響を 与える場合が多く,新たな被削性改善手法が求められている.

切削は図1のように工具により被削材(本稿では鋼材)の一 部を切りくずとして除去することで,被削材を所定の形状に 仕上げる加工である.鋼の切削は工具刃先近傍において鋼材 の高速大変形を伴い,特に鋼材と工具すくい面の接触界面は 高温高圧となる.鋼材の種類や切削条件などに応じて,この 領域の最大垂直応力は500~1600 MPa 程度,最高温度は 1000℃以上にもなるといわれている⁽¹⁾⁽²⁾.このため鋼材が 工具すくい面の表面へ凝着し,さらには新たな反応物が生成 する場合がある.本稿ではこの現象を材料移着と呼ぶ.材料 移着により,工具表面には薄い移着層が形成される.移着層 は接触界面での摩擦特性や工具摩耗などのトライボロジー特 性に種々の影響を及ぼす.



図1 切削断面の模式図.

移着層の性質は鋼材,工具及び切削条件などによって大き く影響される.切削は旋削やドリル加工のような連続切削, 及び歯切り加工やフライス加工に代表される断続切削に大別 される.このうち断続切削では極短時間中に工具が被削材と の接触と非接触を繰り返すために,工具すくい面と被削材の 接触界面には大気中の酸素が侵入する.このため,工具表面 に移着した被削材は瞬時に酸化されて酸化物となる.実際, 合金鋼を歯切りした後の歯切り工具のすくい面上には,Fe と Cr, Mn, Si などの合金成分を高濃度に含む酸化物が生成 することが報告されている⁽³⁾.これらの金属元素はいずれも 被削材に含まれる元素であり,移着層の形成には被削材の化 学成分が大きく影響することが示唆される.そこで著者らは

* 新日鐵住金株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所 棒線研究部;主任研究員(〒293-8511 富津市新富20-1) Tribology in Machining of Steels: The Effects of Alloying Elements on Material Transfer and Coating Damage Mechanisms; Toshiharu Aiso (Bar & Wire Rod Research Lab., Steel Research Laboratories, Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, Futtsu) Keywords: *metal cutting, steel, cutting tools, transfer, coating, sliding* 2017年2月28日受理[doi:10.2320/materia.56.397] 断続切削を主な対象とし、鋼材中の合金元素が移着層形成に 及ぼす影響,及び形成された移着層が界面での摩擦特性や工 具摩耗に及ぼす影響を調査した.本稿ではそれらの代表的な 実験結果を紹介し,切削界面でのトライボロジー特性,ひい ては被削性における移着層の重要性について述べる.

2. 摩擦摩耗試験による移着層と摩擦係数の評価

Gerth ら⁽⁴⁾は直交二円筒型摩擦摩耗試験により,断続切削 中に生成する移着層を模擬できることを示した.この摩擦摩 耗試験は汎用の旋盤を用い,図2のように⁽⁵⁾,ホルダーにセ ットされた小さな工具シリンダを大きな鋼材シリンダに一定 荷重で押し当て,鋼材シリンダを回転させることで所定のす べり速度で接触させるものである.旋盤の送り機構を用いて 工具シリンダを移動させることで,同じ箇所での繰り返し接 触を防ぎ,実切削での鋼材と工具すくい面の接触を模擬して いる.切りくず生成が無く,鋼材と工具の接触のみを評価で きるため,この試験は移着層の影響のみを調査するために極 めて有効であり,本研究ではこの試験方法を主に用いた.

鋼材シリンダは試験の直前に仕上げ加工して汚れの無い表 面としているが、鋼材シリンダ表面には不可避に薄い酸化鉄 が存在する.今回の試験では両シリンダが連続接触するた め、接触界面への大気からの実質的な酸素侵入は無いが、こ の酸化鉄が界面での反応時の酸素供給源となるため、断続切 削時の移着層の生成を模擬することができる⁽⁶⁾.

本摩擦摩耗試験での主な試験パラメータはすべり速度と荷 重である.これらを変化させると摩擦発熱量が変化し,それ に応じて材料移着挙動が変化することを明らかにしてい る⁽⁷⁾.本実験では典型的な切削条件で実切削を行った場合の 材料移着が模擬できるように試験条件を設定した(100 m/ min, 75N).試験はいずれも大気中,室温で無潤滑にて行 った.

合金元素の影響を明確にするために,鋼材シリンダとして Fe-0.55 mass%C鋼(ベース鋼)及びそれに1mass%Si, Mn, Cr 及び Al を単独及び複合添加させたモデル鋼を使用した. 鋼材成分に応じて熱処理条件を変えることで,ほぼ同等の組 織と硬さを有する鋼材を作製した.工具シリンダには汎用の



図2 直交二円筒型摩擦摩耗試験機⁽⁵⁾.

工具材である TiN コーティング高速度鋼を用いた.

図3にSi単独添加鋼使用時の結果を例示するように、本 試験後の工具材表面には楕円に近い形状の移着層が形成され た⁽⁸⁾.移着層の組成はFe-Si-Oであり、鋼材へのSi添加量 が1mass%のみであるにもかかわらず、移着層中にはSiが 濃化していた.鋼材成分を変化させると、異なる移着層が生 成し、移着層内にはFe,Oとそれぞれの鋼材に含まれる合 金元素が存在した⁽⁵⁾⁽⁸⁾.いずれの鋼材成分を用いた場合で も、そのほとんどにおいて合金元素の濃化が見られた.これ は高温高圧となる接触界面において、鋼材シリンダ表面の薄 い酸化鉄のみを酸素供給源とした低酸素下での界面反応が起 こるためである.低酸素下では鉄は酸化されにくく、鉄より も酸化されやすいSiのような合金元素が選択的に酸化さ れ、移着層中に濃化したものと考えられる.

図4に示すように各合金元素の単独添加の場合,ベース鋼を基準にするとSi添加とMn添加で低摩擦係数となり,Cr添加とAl添加では高摩擦係数となった⁽⁵⁾⁽⁸⁾.これらの摩擦係数の違いは,鋼材成分の違いによって異なる移着層が生成したためである.Cr添加とAl添加の場合にそれぞれ約1.5秒,0.8秒後にカーブの振幅が大きく変化しているが,これは高摩擦係数のために工具コーティングにクラックが生じ,接触状態が大きく変化したためである.



図3 Si 単独添加鋼を用いた試験後に工具シリンダ上
 に生成した移着層の表面 SEM 像及び EDS 元素
 マップ⁽⁸⁾.



図4 ベース鋼及び各合金元素の単独添加鋼を用いた 試験中の摩擦係数⁽⁵⁾⁽⁸⁾.

3. 摩擦係数と工具損傷機構に及ぼす移着層の影響

以下に Si, Al 及び Mn の単独添加の場合を例に挙げて, 移着層形成と摩擦係数及び工具損傷機構との関連性を示す.

Si 単独添加の場合,保護性移着層が形成された.図5(a) のように,接触を担う移着層の表面は非常に滑らかであり, この層によって低摩擦が得られた⁽⁸⁾.図5(b)の断面観察に おいて,移着層は凝着鉄の小片(白色部)を僅かに含むが,主 にFe-Si-Oからなり,最大厚さが約6µmで,コーティン グ表面を覆っていた.コーティング厚さは試験前とほぼ変化 しておらず,移着層がコーティングの摩耗を防いだことがわ かる.

Al 単独添加の場合,移着層はコーティングの破壊を促進 した.試験の極初期には,図6(a)のように鉄の凝着物(灰色 部)が広範囲に存在し,その間にAl 濃化層(黒色部)が見ら れた⁽⁵⁾.図6(b)の断面観察から,まず厚さ数10 nm のAl 濃 化層がコーティング表面を覆い,図中左側のAl 濃化層が厚 くなった部位に引っかかるようにして凝着鉄が存在したこと がわかる.つまり生成したAl 濃化層によって生じた凹凸に より,鉄の凝着が促進されたものと考えられる.断面の EDS 点分析により,このAl 濃化層はAl-O であることを確 認した⁽⁵⁾. 試験時間を長くすると、図7に示すように、接触部中央付 近にコーティングのクラックが生じた⁽⁵⁾. コーティング直下 の基盤材(高速度鋼)には白層が見られた. 白層は、元々焼戻 しマルテンサイトであった基盤材が、試験中の発熱により軟 質なオーステナイトに変態し、試験後に冷やされて新生マル テンサイトになった領域であり、接触温度は900℃以上であ ったと推察される⁽¹⁾. 試験中に基盤材が軟化して変形したた め、コーティングを支持することができなくなり、コーティ ングの破壊が起こったものと思われる. この高い摩擦発熱、 つまり高い摩擦係数は Al-O の生成によってもたらされた.

摩擦係数は移着層を含む界面領域でのせん断力に大きく影響される.海野ら⁽⁹⁾は実際の断続切削において,接触界面は高温となるため,界面生成酸化物の融点が潤滑特性に影響すると考察している.本実験の場合,融点が低い Fe-Si-O(共晶温度:1453 K)は接触時の軟化の度合いが大きいため,せん断力が低減されて低摩擦係数をもたらし,逆に高融点である Al-O(融点:2323 K)は接触時の軟化が小さく,せん断強度が高いものと考えられる.実際,本実験で得られた摩擦係数を,移着層の融点もしくは共晶温度により整理すると良い相関を示すことを確認している⁽¹⁰⁾.

Mn 単独添加の場合,図8に示すように,Fe-Mn-O移着物がコーティング上に点在するのみで,その生成面積は小さかった⁽⁵⁾.このような形態の移着物は保護膜として機能しな



 移着層
 コーティング表面

 図 5
 Si 単独添加鋼使用時の移着層.(a)表面 SEM 像 (65度サンプル傾斜),(b)断面 SEM 像⁽⁸⁾.



AI濃化層 凝着鉄

図 6 Al 単独添加鋼使用時のコーティングクラックが
 生じる前の移着層.(a)表面 SEM 像,(b)断面
 TEM 像及び EDS 元素マップ⁽⁵⁾.



図7 Al 単独添加鋼使用時のコーティングクラックが 生じた後の工具材断面の光学顕微鏡像⁽⁵⁾.



図8 Mn 単独添加鋼使用時の移着物の表面 SEM 像⁽⁵⁾.

いため、コーティングは試験時間とともに連続的に摩耗し た. 実際,図8中のコーティング表面には,鋼材すべり方 向に沿って多くの筋状の摩耗痕が見られた. Mn 添加で低摩 擦を示すのは、上述した移着層のせん断強度によるものでは ない. 移着物の生成面積が小さいため, 鋼材との親和性が低 い TiN コーティングが鋼材との接触を主に担ったためであ る.

以上からわかるように,移着層の種類と形態が摩擦係数及 び工具損傷に対して極めて重要な役割を示す. Mn 添加の場 合のように,点在して生成面積の小さい移着物は,保護膜と して作用せず、コーティングは連続的に摩耗する. その他の ように移着層がコーティング表面を覆うと、コーティングの 摩耗は小さい.この場合,摩擦発熱によって基盤材である高 速度鋼が軟化,変形することを通じてコーティングにクラッ クが生じて工具損傷が進行する.工具損傷は摩擦発熱,つま り摩擦係数が大きいほど激しくなり、摩擦係数は移着層の融 点が高いほど大きくなる.

複合添加の場合、酸化されやすい元素の影響が強く現れる 傾向となる.本実験で扱った元素では、Al, Si, Mn, Cr, Fe の順に酸化されやすい(Al が易酸化)⁽¹¹⁾.例えばこれらの元 素をすべて1 mass%ずつ添加した場合,移着層,摩擦係数 及び工具損傷機構は Al 単独添加の場合と非常に類似するこ とを確認している⁽¹²⁾.

4. 実切削と摩擦摩耗試験の類似性

Gerth ら⁽⁴⁾の報告に基づき、上述の本試験結果は、実際の 断続切削の材料移着や工具損傷機構に相関があるものと思わ れる. 接触界面への酸素供給源は, 摩擦摩耗試験の場合は鋼 材シリンダ表面の薄い酸化鉄、断続切削の場合は大気中の酸 素であり、両者で異なるものの、生成する移着層は類似す る. これに対して,連続切削では多くの場合,大部分の工具 すくい面と切りくず新生面が完全固着し、この領域への酸素 の実質的な侵入は無い.一方,固着領域の周辺部,例えば切 込み部などは断続的な接触となり,酸素の侵入が可能であ る. このような領域では、本摩擦摩耗試験と非常に類似する 現象が起こる(13). コーティング超硬工具を用いて連続切削 である旋削を行った場合,Si単独添加鋼を使用すると,図9 (a)のように切込み部付近の摩耗は非常に小さかった. これ は切込み部付近の工具すくい面に生成した Si 系酸化物が保 護膜となったためである.一方,Al 単独添加鋼を用いた場 合,図9(b)のように境界摩耗が発生した.これは生成した Al-O が図6と類似の機構で鉄の凝着を促進し、凝着摩耗が 顕著になったためである.

5. 結 言

本稿では鋼中合金元素が工具上に生成する移着層の種類と 形態,及びそれを介して接触界面での摩擦特性や工具損傷機 構に大きな影響を与えることを示した. これらの結果から, 合金成分の最適化を通じた移着層の制御は、被削性改善のた



図 9 旋削試験後の工具逃げ面の反射電子像. (a)Si単 独添加鋼使用,(b)Al 単独添加鋼使用⁽¹³⁾.

めに極めて重要であるものと考えられる. 実用鋼や実製造工 程では、移着層の形成はさらに複雑化するため、今後、さら に切削トライボロジー現象の理解を深めていく必要がある.

本稿の内容は、著者が新日鐵住金㈱からスウェーデン・ウ プサラ大学に2014年8月から2016年7月までの2年間,留 学した際に得られた. S. Jacobson 教授, U. Wiklund 教授 及び新日鐵住金㈱の関係者をはじめ,多くの方から御指導, 御支援を頂いた.ここに深く感謝申し上げる.

文 献

- (1) E. M. Trent and P. K. Wright: Metal Cutting Fourth Edition, Butterworth-Heinemann, (2000).
- (2) V. P. Astakhov: Tribology of Metal Cutting, Elsevier, (2006).
- (3) J. Gerth, M. Larsson, U. Wiklund, F. Riddar and S. Hogmark: Wear, 266 (2009), 444-452.
- (4) J. Gerth, J. Heinrichs, H. Nyberg, M. Larsson and U. Wiklund: Tribol. Int., 52 (2012), 153-160.
- $(\,5\,)\,$ T. Aiso, U. Wiklund, M. Kubota and S. Jacobson: Tribol. Int., **101**(2016), 414-424.
- (6) J. Heinrichs, J. Gerth, U. Bexell, M. Larsson and U. Wiklund: Tribol. Int., 56(2012), 9-18.
- (7) T. Aiso and U. Wiklund: Tribology-Mater. Surf. & Interfaces, 10(2016), 107-116.
- (8) T. Aiso, U. Wiklund, M. Kubota and S. Jacobson: Tribol. Int., **97**(2016), 337–348.
- 海野正英, 瀬羅知暁, 岡田康孝, 村上大介, 村上禮三, 椿野 (9)晴繁:鉄と鋼,89(2003),601-608.
- (10) T. Aiso: Ph.D. Thesis, Uppsala University, (2016).
- (11) 第5版 鉄鋼便覧,日本鉄鋼協会(2014).
- (12) T. Aiso, U. Wiklund, M. Kubota and S. Jacobson: Wear, (2017), http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.04.028
- (13)T. Aiso, U. Wiklund, M. Kubota and S. Jacobson: Wear, 368-**369**(2016), 379–389.

(Ph.D.)



間曽利治

***** 2007年 東北大学大学院工学研究科修士課程修了 2007年 新日鐵住金㈱(当時 新日本製鐵㈱)入社 -現職 2016年 スウェーデン・ウプサラ大学博士課程修了

◎主に鉄鋼材料の被削性向上に関する研究開発に従事. ****************