

鋼材表面における超強加工現象とトライボロジー

香月 太*・岡田 康孝*

Surface Characteristics of an Abraded Steel and Its Tribological Application

Futoshi KATSUKI and Yasutaka OKADA

Synopsis : Abrasion induced subsurface deformation and work hardening along with related microstructural changes of the pearlitic steel has been presented. The abraded surfaces were examined with a nanoindentation apparatus to evaluate the variation of nanohardness and elastic modulus with depth below sliding contact on a nanometer scale. The varying nature of influence of interlamellar spacing and the vanadium addition on the wear response of the pearlitic steel has been discussed in terms of the ratio between hardness and elastic modulus of the abraded surface which corresponds to a plasticity factor. The application for the crankshaft of the automobile is also presented.

Key words: abrasive wear; pearlite steel; crankshaft; nanoindentation; atomic force microscope.

1. はじめに

金属、鉄鋼材料の結晶粒の微細化は、室温における強度上昇や靱性の向上に有効であり、これまでに多くの微細化技術に関する研究例がある¹⁾。特に、繰返し重ね圧延(ARB)²⁻⁴⁾やEqual Channel Angular Processing (ECAP)^{5,6)}、メカニカルミリングなどの超強加工を実現可能な方法を用いた場合、結晶粒径が $1\mu\text{m}$ 以下のサブミクロンもしくはナノ結晶を得ることも可能であり、細粒化による金属、鉄鋼材料の高度化が期待されている^{7,8)}。しかし、いずれの加工法も量産には制約があり、研究成果の実用化に対する障壁となっていた。これに対して、ショットピーニングやドリルを用いた機械加工などで、材料表面にナノ結晶層が容易に形成されることが見出され、実用的な観点から注目を集めている^{9,10)}。

一方、摩擦・摩耗に関するトライボロジーの分野では、20世紀初頭のG. Bailby以降、表面直下に生じる加工変質層の研究が盛んにおこなわれてきた¹¹⁾。Bailbyの提唱した加工面のアモルファス説に端を発し、加工変質層の構造はFig. 1のように考えられている¹²⁾。ここで、Bailby層以下、

極微細結晶層までが、前述のナノ結晶層に対応するものと考えられる。この変質層は人工的に形成されるため、層構造生成の支配因子がわかれば、加工により生じる組織変化や硬さ、残留応力等の制御が可能となり、耐摩耗性、耐焼付き性と言ったトライボロジー性能の向上が期待できる¹³⁾。筆者らは、ナノインデンテーションや原子間力顕微鏡(Atomic Force Microscope; AFM)等、ナノスケール解析手法を鋼材しゅう動部に適用し、耐摩耗性や切削性改善策を検討してきた。本稿では、鋼材の加工変質層に着目し、その解析手法とクランク軸を対象とした実用面への展開について述べる。

2. パーライト鋼の摩耗

エンジンの基幹部品であるクランク軸には、摩擦損失の低減を目的とした摩耗や焼付き抑制が強く求められているが、その発生メカニズムには不明な点が多い。また、クランク軸の加工変質層の諸特性をより微視的に調べた例はほとんど見当たらず、摩耗や焼付きに影響する材料因子も不明瞭なのが現状であった。

フェライト($\alpha\text{-Fe}$)とセメンタイト(Fe_3C)が層状に重なり合ったパーライトは、炭素鋼の基本組織として様々な用途に用いられている。クランクに用いられる場合は、高周波焼入や軟窒化処理等の煩雑なプロセスが不要な反面、摩耗をいかに軽減するかということが非常に大きな問題であり、これまでも多くの研究例がある¹⁴⁾。Gahrはパーライトのラメラ組織を熱処理によって微細化し、バルク硬さを増大させることで耐摩耗性が向上することを示した¹⁵⁾。ま

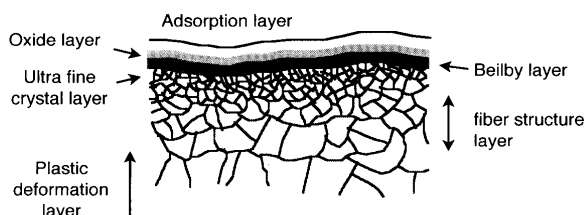


Fig. 1. A schematic figure of subsurface structures.

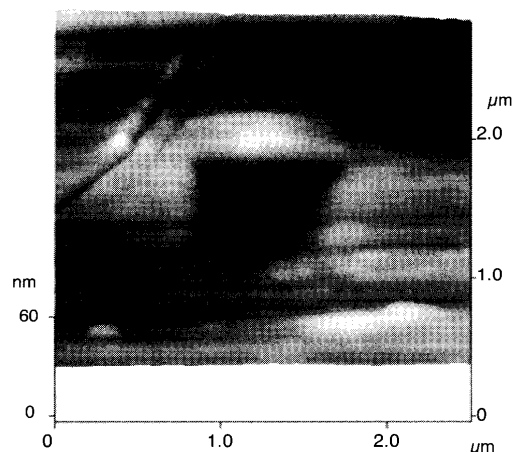


Fig. 2. A typical AFM image of the abraded steel surface after indentation.

た, Prasadら¹⁶⁾や Çimenoglu¹⁷⁾はしゅう動面における接触応力によって, パーライト鋼の表層が加工硬化し, 耐摩耗性が向上すると論じている。材料の摩耗機構をアブレシブ摩耗, 凝着摩耗, 疲労摩耗, 腐食摩耗と分類すると, しゅう動部材として用いられるパーライト鋼表面で生じているのは, アブレシブ摩耗に起因するものが多い。アブレシブ摩耗は, 硬質粒子や突起が表面を削り取ることによって生じるので, その支配因子はクランク軸表面の硬さということになる¹⁵⁾。しかし, 加工変質層の厚さは1 μm 以下と小さい場合がほとんどで, 従来の硬さ計の分解能では評価困難であった。

極めて微小な領域の機械的性質を直接評価できる手法として, ナノインデンテーション法¹⁸⁾が急速に普及しつつある。これは, 押込み荷重を μN のオーダーで制御し, その時のダイヤモンド圧子の侵入深さを nm の分解能で測定する方法である。また, 押込み試験に用いる圧子と AFM 観察のプローブを兼用することによって, AFM の分解能とほぼ同じ精度で測定位置を決定することも可能である。しゅう動試験や現実の研削加工により鋼材表面には筋状痕が形成されるが, Fig. 2 に示すようにその凹凸はナノインデンテーションの結果生じる圧痕深さに比べて小さい。そこで, 特別な処理無しに加工面に圧子を押込み, 変質層の硬さや弾性定数 (ヤング率) を評価することを試みた。さらに, 摩耗量との関連を検討することで, パーライト鋼のアブレシブ摩耗に対する影響因子を検討した^{6,7)}。なお, ナノインデンテーションを用いた鉄鋼材料評価については, 大村らによる詳細な解説及び文献を参照頂きたい¹⁹⁻²¹⁾。

2・1 共析鋼の加工変質層

熱処理により種々のラメラ間隔を得ることで, バルク硬さ (H_v) を変化させた共析組成に近い鋼材 (Fe-0.72C-0.19Mnwt%) をピンオンディスク試験に供試した。ここで, H_v は通常のビッカース試験で測定した硬さである。回転定盤の上にシリカ砥粒が固定された研磨ペーパー (JIS

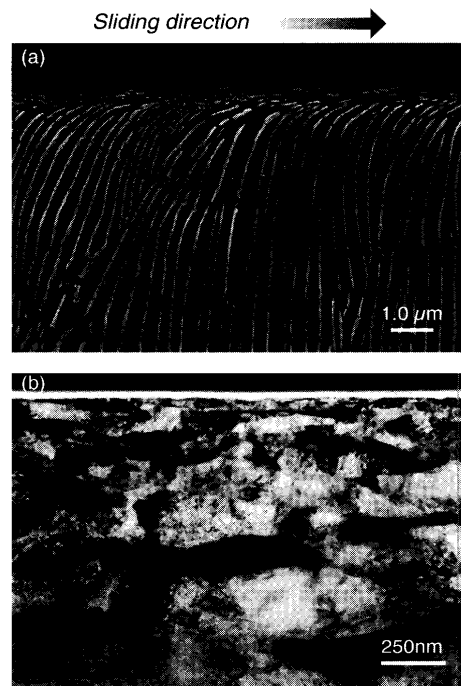


Fig. 3. Micrographs of wear subsurface of the Fe-0.72C-0.19Mn wt% steel: (a) SEM image and (b) TEM image.

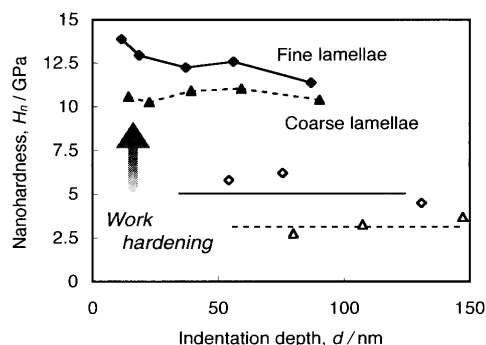


Fig. 4. Subsurface nanohardness (H_n) of Fe-0.72C-0.19Mnwt% steels with different interlamellar spacing at a traversal distance of 0 and 1980 μm (open; before abrasion, dotted; after abrasion).

R6010 P800) を貼付し, 供試材を 1.96 N で押込みながら一方向に摩擦した。試験詳細については文献を参照頂きたい²²⁾。試験後の供試材断面を走査電子顕微鏡 (SEM) 観察すると, Fig. 3(a) に示すように, パーライトラメラがしゅう動方向に変形し, 摩耗面直下のラメラ間隔が微細化していることがわかる。さらに, Fig. 3(b) の透過電子顕微鏡 (TEM) 観察によれば, 最表層のラメラ間隔は 20~30 nm に達していることが明らかになった。Fig. 4 は圧子押込み荷重を変化させたときの摩耗面のナノ硬さ H_n と圧子押込み深さの関係を示したグラフである。摩耗試験前の H_n に比べ, いずれのサンプルも大きく加工硬化し, Fig. 3 で示した表層ラメラ組織の微細化と良く対応している。Fig. 5 は供試材の H_v に対する摩耗率 (= 摩耗体積 / しゅう動距離) と摩耗面の H_n 変化を示すグラフである。 H_v とともに, 摩

耗試験後の最表層の H_n が増大し、摩耗率が減少する。すなわち、Gahrが示したように、供試材のバルク硬さが耐摩耗性を左右していることと結果的には同じであることがわかる²³⁾。

バルク強度がホール・ペッチの関係式

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

で表現できるとすると（ここで、 σ は流動応力、 σ_0 , k は定数、 d は結晶粒径²⁴⁾）、パーライト鋼の場合は擬似的にラメラ間隔を結晶粒径と見なせるため、最表層の加工硬化は摩耗試験によるラメラ間隔の微細化に起因するものと判断できる。ここで、共析鋼の場合、Fig. 5に示すように、摩耗試験前の H_v と試験後の H_n は良く対応するが、熱処理により生じたラメラ間隔と摩耗試験にともなうラメラ微細化には相関があるのだろうか？あるいは、摩耗試験時に表層のラメラ間隔が微細化し易いパーライト組織があれば、耐摩耗性を向上させることも期待できることになる。そこで、クランク軸に用いられる中炭素鋼の摩耗に対する影響因子を検討した。

2・2 中炭素鋼の耐摩耗性

摩耗試験や切削加工など、しゅう動にともなうパーライトラメラ微細化に対する材料因子としては、前節で示したバルク硬さはもちろん、C添加量により変化するセメンタ

イト体積率や初析フェライト分率、さらに、VやTiといった強化元素など種々の因子が複雑に影響すると考えられる。Fig. 6は初析フェライト率を10%以下とし、熱処理により H_v を変化させた中炭素鋼(Fe-0.38C-1.5Crwt%)と、Vを添加した鋼材(Fe-0.37C-1.5Cr-0.1V)の H_v に対する摩耗率変化を示すグラフである²⁵⁾。共析鋼の場合とは異なり、 H_v と摩耗率は反比例しないことがわかる。一方、最表層の H_n は、Fig. 7に示すように摩耗率に反比例し、アブレシブ摩耗に対する影響因子が H_v で示される素材硬さというよりは、表層に生じた加工変質層の H_n であることがわかる。さらに、Fig. 8の摩耗面の H_n 分布が示すように、摩耗

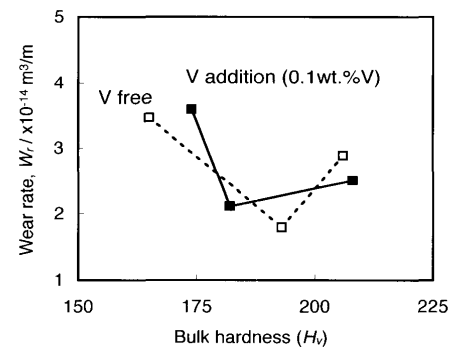


Fig. 6. Wear rate of vanadium free and addition steels vs. bulk hardness (H_v).

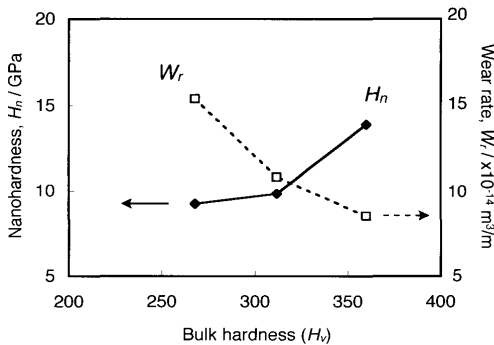


Fig. 5. Abrasive wear rate and average surface nanohardness (H_n) as a function of bulk hardness (H_v).

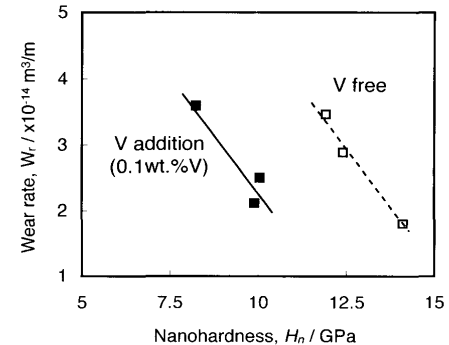


Fig. 7. Wear rate as a function of average H_n corresponding to the indentation depth less than 15 nm.

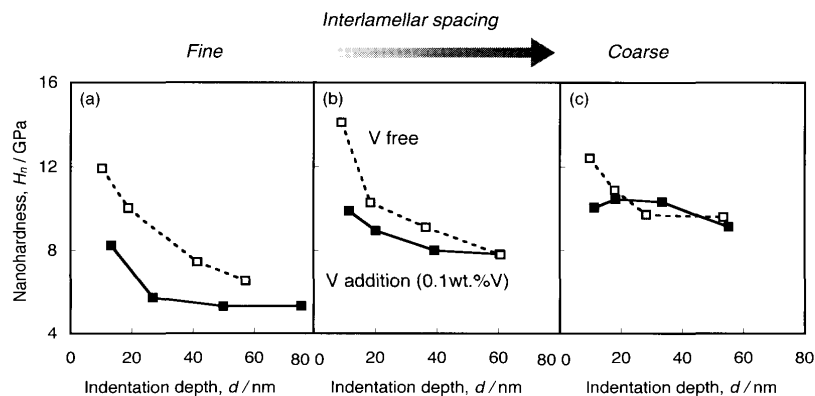


Fig. 8. Subsurface nanohardness (H_n) of medium carbon steels with different interlamellar spacing after wear tests (open; vanadium free, dotted; vanadium addition).

面直下の加工硬化は、バナジウム添加やラメラ微細化といった通常行われるパーライト鋼の強化法に相反することが明らかになった。このことは、しゅう動にともなう表層ラメラの変形能が微細化に大きく影響し、変形を阻害する材料因子は、鋼材強度や H_p の向上には有効であっても、必ずしも摩耗に対しては効果的ではないことを示している²⁶⁾。

ここで、バナジウムを添加した供試材は、最表層の H_n が小さいにもかかわらず、添加していないものとほぼ同等の摩耗率を示す。これは、摩耗は表面接触にともなう損傷の一形態であるため、接触状態が摩耗量に大きく影響しているためであろう。接触状態を示すパラメータとしてはGreenwoodとWilliamsonによる塑性指数²⁷⁾が一般的である。塑性指数に対する材料因子は弾性率と硬さの比で示され、塑性指数が小さい場合（弾性率が小さく、硬さ大）は、供試材は塑性変形しにくいことになる。言い換えると、供試材に対する砥粒など相手材の侵入深さが小さくなり、摩耗率が小さくなるものと考えられる。Fig. 9はナノインデンテーション結果から算出したヤング率の圧子押し込み深さに対する変化を示したグラフである。V添加した供試材の弾性率は180~190 GPaと多結晶でランダムな結晶方位を有する鋼材と同等の弾性率を示す。これに対して、未添加の場合、圧子押し込み深さが減少するにつれて、すなわち摩耗面に近接するにつれてヤング率が増大し、最大で260 GPaに達することが判明した。この高弾性は砥粒と供試材表面との接触部への歪み集中を生じ、この結果、 H_n がV添加材に比べて大きいにもかかわらず、摩耗率がほぼ同等であったと推察される²⁸⁾。

ランダムな結晶方位を有する多結晶金属を一方方向にしゅう動すると、結晶方位が一方方向に集積し、結晶方位に由来した弾性特性が顕在化することが知られている。単結晶 α -Feのヤング率は、 $\langle 001 \rangle$ 方向の132 GPaから $\langle 111 \rangle$ 方向の変形に対する284 GPaまで2倍以上に変化する²⁹⁾。したがって、V未添加材の摩耗面直下でヤング率が増大したのは、摩耗試験の結果、摩耗面に高弾性を示す集合組織、例えば $\langle 111 \rangle$ 集合組織が形成されたためであり、このヤング率変化がラメラ微細化により増大した H_n とともに、供試

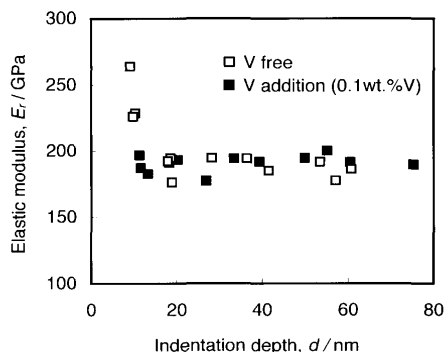


Fig. 9. Elastic modulus as a function of indentation depth.

材と摩耗砥粒の接触状態、さらには摩耗率に影響したものと考えられる。

2・3 摩耗に対する組織因子

Fig.10はV添加鋼と未添加鋼のTEM像（明視野像）である。いずれもパーライトラメラが明瞭に認められる。ここで、V添加鋼にはフェライトラメラ中にバナジウム炭化物が微細に析出しているのに対して、未添加鋼には何らのコントラストも認められなかった³⁰⁾。そこで、フェライト部を測定位置とし、ナノインデンテーション測定をおこなった結果、得られた荷重-変移曲線の一例をFig.11に示す。V未添加鋼では、負荷曲線上にpop-inと呼ばれる不連続点が明瞭に観察された。pop-inは転位の急激な生成・増殖による塑性変形の開始を示すものとされている³¹⁾。V添加鋼のpop-inは不明瞭であるが、これは、Fig.10で示した微細に分散したバナジウム炭化物近傍の転位源が低応力で活性

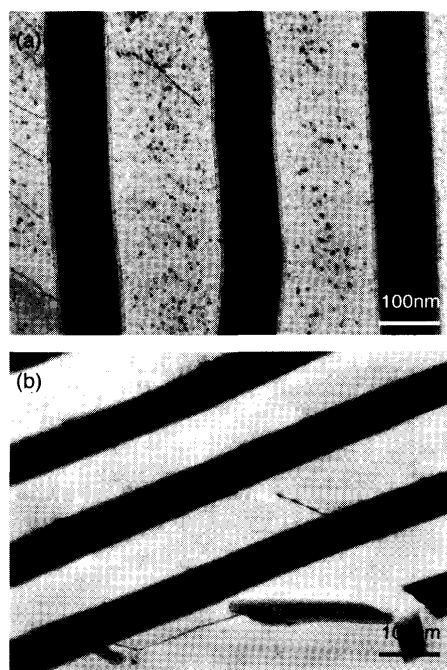


Fig. 10. Transmission electron micrograph of the specimen before abrasion: (a) V addition and (b) V free steel.

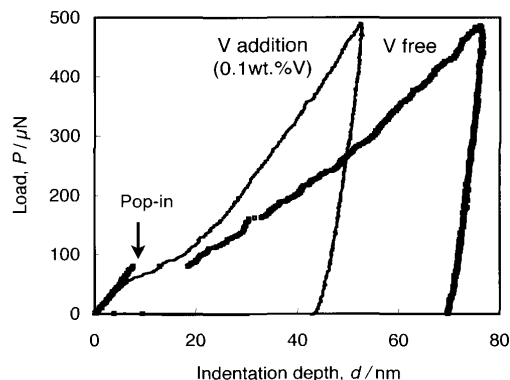


Fig. 11. Typical load-displacement curves obtained by nanoindentation for the vanadium addition and the vanadium free steel.

化されたためであろう。これに対して、Fig.11の荷重-変移曲線より算出した H_n はV添加鋼と未添加鋼でそれぞれ 5.1 ± 0.68 GPaと 2.7 ± 0.23 GPaであり、V添加鋼は未添加鋼よりも強度が2倍弱大きい。このことは、バナジウム炭化物は、塑性変形初期には転位源として作用し変形の開始を容易にするが、変形の進行にともないバナジウム炭化物以外の転位源が活性化されると、転位の滑り運動に対する抵抗として作用していることを示唆する。この抵抗は一定のひずみ以上で顕著に生じるものと考えられ、前述した摩耗試験時には表層のラメラ変形と、微細ラメラ層の生成を妨げるものと考えられる。このため、V添加鋼表層の加工硬化は、未添加鋼に比べて小さかったであろう。これは、V添加鋼で集合組織形成に起因したヤング率変化が認められなかったことと矛盾しない。

以上より、パーライト鋼のアプレシブ摩耗では、摩耗面直下のパーライトラメラの変形に応じた塑性指数の変化が摩耗支配因子であると考えられる。しゅう動にともなうラメラの変形・微細化に対して、ヤング率変化が小さく、加工硬化の顕著な鋼材設計が期待される。

3. 実クランクの耐摩耗性

前節までに摩耗率を用いて炭素鋼の摩耗を示した。摩耗率は物性値であるかという点、そうではなく、固体を取り巻く雰囲気が異なれば、同じ固体間でも摩耗率や摩擦係数などは変化することが知られている。摩耗率は周囲の環境、言い換えるとシステムによって決まる性質の値に過ぎないのである^{32,33)}。一方、炭素鋼の摩耗では表層の H_n やヤング率が摩耗に対する影響因子であることを示した。そこで、クランクのしゅう動状態を模擬した環境下での、極表層の力学特性と摩耗の関連を把握し、前述したピンオンディスク試験との比較を試みた。

3・1 回転荷重試験によるパーライト鋼の摩耗

軸材や相対する軸受の摩耗等、耐久性を確認する寿命試験では、荷重や回転数、潤滑状態を実機に近づけることが必要である。寿命試験として汎用的に用いられている回転荷重試験は、慣性力が支配的となるエンジンの高回転域でのしゅう動状態を模擬可能なことが特徴である³⁴⁾。そこで、V添加量を変化させた実機材を回転荷重試験機に供試し、実環境下での耐摩耗性評価を試みた。シャフト径 $\phi 53$ mmに加工したTable 1に示す軸材に対して、Al-Si-Sn合金製のメタル、潤滑油はVG68を用い、回転数5200 rpm、面圧35 MPa、給油圧0.39 MPa、試験時間20 hで試験を行った。

Fig.12は H_v と試験後の供試材表層の H_n に対する摩耗深さをプロットしたグラフである。Table 1に示すように、V添加量の増加にともない H_v が増大するが、これはバナジウム炭化物による析出硬化を示している。前述したピンオンディスク試験と同様に、 H_v の増大は耐摩耗性の向上に

Table 1. The chemical composition (wt%) and bulk H_v hardness of specimens.

Number	C	Si	Mn	Cr	V	H_v
1	0.40	0.23	0.99	1.50	0	259
2	0.45	0.27	0.98	1.48	0.05	278
3	0.38	0.23	1.02	1.50	0.26	339

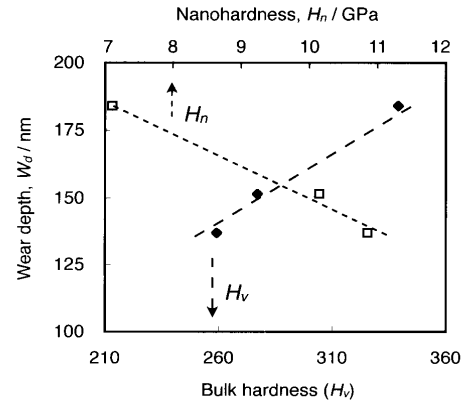


Fig. 12. Wear depth of steels for the crankshaft vs. bulk hardness and average surface nanohardness, corresponding to the indentation depth less than 50 nm.

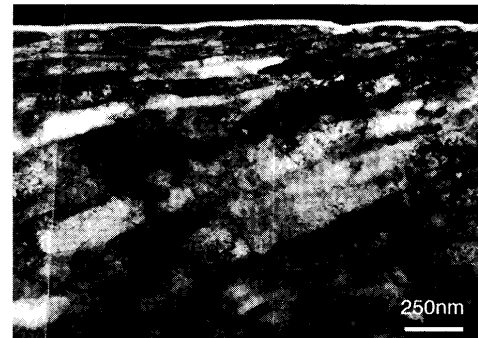


Fig. 13. Transmission electron micrograph of wear subsurface layer of 0.05 wt% V steel.

寄与せず、試験後の H_n に対して摩耗深さが反比例することがわかる。さらに、Fig.13のTEM像より、供試材表層100~200 nm厚さが摩耗しているにもかかわらず、摩耗面直下のラメラ間隔は20~30 nmと試験前後でほぼ一定であった。このことは、エンジンを模擬した実機環境下であっても、摩耗による表層の脱離と同時に、摩耗面直下のパーライトラメラが変形微細化していることを示すものであり、「エンジン回転時にクランク軸表層で生じた超強加工」に対する変形能、すなわち鋼材の組織因子が摩耗を決める重要な要素であることを示唆している。

4. 切削切り屑のナノスケール解析

これまで見てきたしゅう動部のナノスケール解析については、切削切り屑についても適用が図られつつある。工具切削では加工材表面は変形・分断され、切り屑が形成され

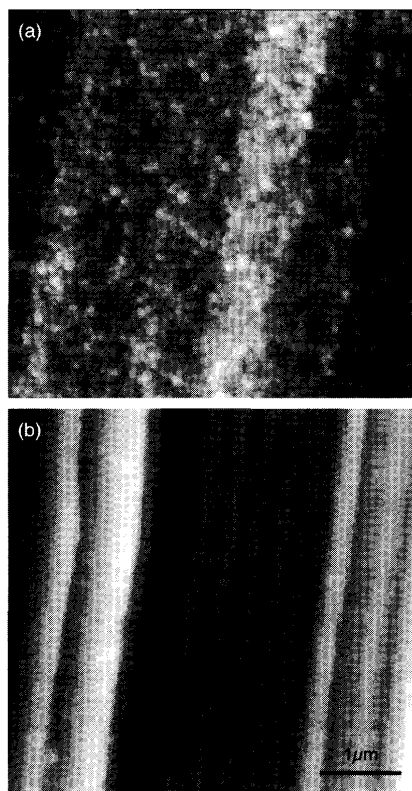


Fig. 14. Atomic force microscope image of the surface of cutting tip: (a) 0.1 wt% and (b) 1.5 wt% Si steel.

る。工具は切削切り屑とすくい面で、加工材とは逃げ面で接触するため、工具摩耗が生じることになる。したがって、接触面の摩擦を軽減することが工具寿命改善の重要な方策であり、これまでも接触面の摩擦状態の把握が試みられてきた。

Fig.14は低Si鋼(0.1 wt% Si)と高Si鋼(1.6 wt% Si)の切削切り屑すくい面のAFM像である。いずれも酸化物と考えられる粒状組織が認められるが、低Si鋼に比べて高Si鋼の場合は微小である。この表面凹凸の差異は摩擦係数に影響を与えるものと考えられ、凹凸の大きな低Si鋼に比べ高Si鋼の μ は小さいものと推定される。これは、低Si鋼では認められなかった筋状の切削痕が高Si鋼で明瞭に観察されたこととよく対応する³⁵⁾。以上の結果は高Si鋼の工具に対する潤滑性向上を示唆するものであり、鋼材切削性の改善に多くのヒントを与えている。切削切り屑の切断メカニズムや工具寿命改善の具体的方策については、文献を参照いただきたい³⁶⁾。

5. おわりに

本稿では、超強加工技術の実用面への展開例として、クランク軸の加工変質層を対象とし、ナノインデンテーション技術を用いた解析例を紹介した。「摩耗は泥沼」とはよく言われる言葉である³⁷⁾。従来の手法で短期的な成果を求めるのであれば、摩耗や焼付きといったトライボロジー課

題は常に残されるテーマとされてきた。これは、トライボロジーに対しては、加工条件や試験環境なども含めた多因子が複雑に影響し、バルク硬さ以外の材料因子が考慮されなかったためであろう。これに対して、超強加工の材料学の深化とともに、ナノインデンテーションなど新たな試験法を活用することで、これまでとは異なった視点からの特性発現機構の理解と性能改善の方策が示されるものと期待される。金属材料、特に鉄鋼のように複雑な組織を呈する材料では、微細組織の変化がトライボロジー現象に大きな影響を及ぼしているようである。超強加工技術の実用的な適用先として、今後の材料開発のポイントの一つになるものと思われる。

本研究を遂行するにあたり、常に励ましていただきました、西澤泰二博士(東北大学名誉教授、住友金属工業(株)元顧問)に感謝の意を表します。本研究は住友金属工業(株)総合技術研究所の渡里宏二氏、米村光治博士と同製鋼所の海野正英博士、多比良裕章氏、吉野健氏との共同研究をまとめたものであり、ご支援に感謝します。また、有益な助言をいただいた、同総合技術研究所の宮田佳織博士に感謝します。

実験遂行にご助力いただいた、住友金属工業(株)総合技術研究所の中谷宏子氏、住友金属テクノロジー(株)の花房謙二氏、摩耗試験にご協力いただいた大同メタル工業株式会社殿に感謝します。

文 献

- 1) 第177・178回西山記念技術講座「結晶粒超微細化技術の進歩—鉄鋼の新しい可能性を拓く—Advanced technology—」日本鉄鋼協会編、東京、(2002)。
- 2) Y.Saito, N.Tsuiji, H.Utsunomiya, T.Sakai and R.G.Hong: *Scr. Mater.*, **39** (1998), 1221.
- 3) X.Huang, N.Hansen and N.Tsuiji: *Science*, **312** (2006), 249.
- 4) T.Ohmura, K.Tsuzaki, N.Tsuiji and N.Kamikawa: *J. Mater. Res.*, **19** (2004), 347.
- 5) R.Z.Valiev, N.A.Krasilnikov and N.K.Tsenev: *Mater. Sci. Eng. A*, **A137** (1991), 35.
- 6) Z.Horita, M.Furukawa, T.G.Langdon and M.Nemoto: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 767.
- 7) G.Baumann, Y.Zhong and H.J.Fecht: *Nanostruct. Mater.*, **7** (1996), 237.
- 8) M.Umemoto, K.Tsuchiya and Z.G.Liu: *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metall.*, **50** (2003), 189.
- 9) M.Umemoto: *Mater. Trans.*, **44** (2003), 1900.
- 10) Y.Todaka, M.Umemoto, Y.Watanabe and K.Tsuchiya: *J. Jpn. Inst. Met.*, **67** (2003), 690.
- 11) 江田 弘: 材料加工層 完全表面への道、養賢堂、東京、(2007), 2.
- 12) 山本雄二、兼田 宏: トライボロジー、理工学社、東京、(1998), 11.
- 13) K.Kato: *J. Jpn. Soc. Tribol.*, **51** (2006), 766.
- 14) P.L.Hurricks: *Wear*, **26** (1973), 285.
- 15) K.H.Zum Gahr: *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, New York, (1987), 52.
- 16) B.K.Prasad and S.V.Prasad: *Wear*, **151** (1991), 1.
- 17) H.Çimenoglu: *Wear*, **210** (1997), 204.
- 18) B.Bhushan: *Handbook of Micro/Nano Tribology*, CRC Press, New York, (1995), 321.
- 19) T.Ohmura, K.Tsuzaki and S.Matsuoka: *Scr. Mater.*, **45** (2001), 889.

- 20) T.Ohmura: *J. Surf. Finish. Soc. Jpn.*, **51** (2000), 255.
- 21) T.Ohmura and K.Tsuzaki: *Materia Jpn.*, **46** (2007), 251.
- 22) F.Katsuki, K.Watari, H.Tahira and M.Umino: *Wear*, **264** (2008), 331.
- 23) K.H.Zum Gahr: *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, New York, (1987), 262.
- 24) N.J.Petch: *J. Iron Steel Inst.*, **174** (1951), 25.
- 25) F.Katsuki and M.Yonemura: *Wear*, **263** (2007), 1575.
- 26) O.P.Modi, D.P.Mondal, B.K.Prasad, M.Singh and H.K.Khaira: *Mater. Sci. Eng. A*, **A343** (2003), 235.
- 27) J.Greenwood and J.Williamson: *Proc. R. Soc. (London)*, **A295** (1966), 300.
- 28) V.D.Scott and H.Wilman: *Proc. R. Soc. (London)*, **A247** (1958), 353.
- 29) T.L.Oberle: *J. Met.*, **3** (1951), 438.
- 30) S.A.Parsons and D.V.Edmonds: *Mater. Sci. Technol.*, **3** (1987), 894.
- 31) T.Ohmura, K.Tsuzaki and F.Yin: *Mater. Trans.*, **46** (2005), 2026.
- 32) K.Hiratsuka, Y.Ando and A.Sugahara: *J. Jpn. Soc. Lubr. Eng.*, **33** (1988), 9.
- 33) A.Iwabuchi, K.Nakano and K.Adachi: *J. Jpn. Soc. Tribol.*, **47** (2002), 242.
- 34) トライボロジーハンドブック、日本トライボロジー学会編、養賢堂、東京、(2001)、366.
- 35) Y.Okada: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **39** (1999), 225.
- 36) Y.Okada: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **41** (2001), 183.
- 37) D.Tabor: *Proc. Int. Conf. Tribology in the 80's*, NASA Lewis Research Center, NASA, Cleveland, (1983), 1.