Alloy 718 旋削加工時の PVD コーテッド工具の逃げ面摩耗*

小 関 秀 峰** 井 上 謙 一** 臼 杵 年***

Frank Wear of PVD-Coated Cutting Tools during Continuous Turning of Alloy 718

Shuho KOSEKI, Kenichi INOUE and Hiroshi USUKI

In this study, flank wear of physical vapor deposition (PVD) coated cutting tools during continuous turning of alloy 718 were investigated. The similar damages were observed on the rake face and the flank face. Incidentally, wear rate of the coating on the flank face was higher than the one of the rake face. The aim of this study is to clarify the wear mechanism of the coating on the flank face. A typical Ni based superalloy (alloy 718) was machined by using TiN coated and uncoated cutting tools. After the cutting test, the damages on the flank face of the cutting tool were observed through scanning electron microscopy (SEM), electron probe microanalysis (EPMA), and transmission electron microscopy (TEM). Enrichment of (Nb,Ti)C was observed on the interface between the coating and adhered material. The (Nb,Ti)C layer was made from strengthening phase in alloy 718. Therefore, the (Nb,Ti)C layer adhered on the flank face might cause the strong abrasive wear on the flank face. Thus, the wear modes of the coating on the flank face were composed of abrasive wear, in addition to adhesive wear and fatigue wear. Corrosive wear by oxidation and diffusion between the work and the coating material was not confirmed. It is indicated that the required coating properties for alloy 718 machining were higher softening-resistance and hardness of the coating than (Nb,Ti)C.

Key words: alloy 718, continuous turning, PVD coated cutting tool, adhesion, abrasive wear, TEM

1. 緒 言

1.1 研究背景

Ni 基超耐熱合金は、切削加工時における工具の摩耗進行速度が高く、高精度加工と高能率加工の両立は困難である^{1)~4)}。これは、Ni 基超耐熱合金は熱伝導率が低い⁵⁾ため切削温度が高くなり、かつ高温強度も高い⁶⁾ため、工具への熱的、機械的負荷が共に大きくなるためであるとされている⁵⁾。例えば、代表的な Ni 基超耐熱合金 alloy 718 (AG ; 時効処理材) について、切削温度と切削抵抗を測定した報告^{6)~7)}では、一般的な条件 (切削速度 $V = 30$ m/min, 送り $f = 0.2$ mm/rev, 切取厚さ $d = 0.5$ mm) で旋削加工したときの刃先の平均温度は約 680 °C であり、alloy 718 の強度が維持される 700 °C 以下の温度領域であるため、切削抵抗が高いことが示されている。

Ni 基超耐熱合金加工時の工具損傷形態に関しては多数の報告がある⁸⁾。被削材が刃先に付着、脱落することで生じる凝着摩耗^{9)~12)}や、合金中の硬質介在物が工具表面を引っ掻くことによるアブレッシブ摩耗^{9)~11)~13)}について報告したものが多いが、工具材料と被削材間の拡散現象による摩耗^{12)~14)~15)}や、工具の酸化による摩耗なども報告されている^{12)~16)}。工業的に利用されることの多いコーテッド工具に関しても、過去に報告^{12)~17)}はされているが、刃先の損傷形態に関する微視的な調査は十分ではない。

1.2 Ni 基超耐熱合金切削時の工具損傷モデル

著者らは、これまでに alloy 718 を連続切削および断続切削した時のコーティング損傷形態を微視的に調査し、切削時に工具表面に加わる摩擦力によって TiN コーティング自体に塑性変形が生じることを確認した^{6)~7)}。切削中の工具-被削材間の摩擦

や凝着性については、切削抵抗の解析により評価可能であることから^{18)~19)}、alloy 718 を切削 (特に断続切削) する工具について摩擦力を低下させるコーティング組成を提案している⁶⁾。

図 1 は、前報で提案した alloy 718 連続旋削加工におけるコーティングの損傷モデルである²⁰⁾。このモデルでは、すくい面、逃げ面共に、被削材の凝着した直下のコーティングに塑性変形により損傷が始まることを示している。コーティングと凝着物との界面において拡散を伴う物理化学的な反応は確認されず、物理的もしくは力学的な付着であることを確認した。このような塑性変形を伴う損傷を抑制するには、高温強度が高いコーティングの適用が求められると判断した²⁰⁾。

なお、逃げ面では、コーティングに内包されているドロップレットなどの欠陥を起点として破壊が生じることにより摩耗が促進される。

さらに、異なる成膜方法で TiN コーティングを施した工具を比較し、コーティングの内部組織と切削性能の関係を調査し、高温でのコーティングの組織安定性と軟化抵抗が高いほど工具寿命が向上することを報告した⁷⁾。

Fig. 1 Damage model of TiN-Arc coated cutting tool while turning of alloy 718²⁰⁾

* 原稿受付 平成 27 年 11 月 23 日

掲載決定 平成 28 年 2 月 16 日

** 正 会 員 日立金属株式会社 冶金研究所 (松江市北陵町 22)

*** 正 会 員 島根大学大学院総合理工学研究科 (松江市西川津 1060)

本研究では、Ni 基超耐熱合金の旋削加工時に主たる寿命要因となる逃げ面摩耗について、凝着物とコーティングの付着状態を微視的に調査し、すくい面の摩耗との違いについて考察した。なお、alloy 718 の内部組織に注目して、工具摩耗に及ぼす影響を調べるとともに、工具の各部における摩耗現象を整理することを試みた。

2. 実験方法

2.1 切削試験

被削材に alloy 718 (時効処理材, Hv440, オーステナイト (γ -Ni) 粒径: 12.5 - 14.8 μm) を準備した。工具形状は、CNMG120408, すくい角 13° のプレーカ付旋削工具を用いた。バイトホルダの工具設置面が逃げ、すくい面側にそれぞれ -6° 傾斜していたため、工具設置後のすくい角はおおよそ 7° と見積もられた。逃げ角は 6° である。工具材料は、JIS 規格 K05 相当の超硬合金 (WC (grain size 0.8 μm) - 6 mass%Co - Cr dope) とした。コーティングの組成は TiN とし、成膜方法は Physical Vapor Deposition - Arc Ion Plating Method (PVD-Arc 法) を適用し、膜厚が 3 μm 程度となるように成膜した。切削試験は CNC 旋盤 (株式会社森精機製作所製, SL-25) を用い外径部の連続旋削加工を行った。切削条件は切削速度 $V=30\text{ m/min}$, 送り $f=0.2\text{ mm/rev}$, 切込み $d=0.5\text{ mm}$, 湿式加工とし、エマルジョンタイプの切削油 (Blaser. SWISLUBE 製, バスコ 1000) を希釈して用いた。各切削距離 (cutting length $L=1, 10, 50\text{ m}$) まで切削加工した工具を準備し、損傷形態を観察した。切削条件を表 1 に示す。

2.2 損傷形態の観察及び分析方法

切削後の工具刃先について、刃先の断面から損傷形態の観察と分析を行った。図 2 に刃先観察位置の模式図を示す。断面試料の作製は、刃先の中心位置近傍で切断後、切断面を平面に研削した。その後、研削面が鏡面になるように 1 μm のダイヤモンドスラリーを塗布した定盤上で研磨した。切断位置は、境界摩耗部に比べて摩耗進行状況が安定であり、摩耗現象の解析に適すると考えられる刃先中心とした。Scanning Electron Microscope (SEM) および Backscattered Electron Image による組成像 Compositional image (COMP) により断面部を観察した。凝着物の分布状態は Electron Probe Micro Analysis / Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer (EPMA / WDS) の面分析により評価した。コーティングの損傷状態や凝着物とコーティングとの界面における凝着物の付着状態を評価するために Transmission Electron Microscope (TEM) と Scanning Transmission Electron Microscope (STEM) による高倍率観察、微小部分分析を行った。明視野 TEM 像は、結晶状態、組織形態の観察に用いた。暗視野 STEM 像は観察位置における組成差の違いを確認するのに用いた。制限視野回折 (Selected-Area Diffraction: SAD) により凝着物

Fig. 2 Cross-sectional observation direction of the cutting tool edge

Table 2 List of characterization methods used

Method	Device name	Analytical conditions
SEM	Hitachi, N3500	Acceleration voltage: 15 kV
EPMA / WDS	JEOL, JXA-8500F	Quantitative analysis Acceleration voltage: 15 kV Probe current: 0.05 μA Beam diameter: 0.5 μm Area analysis Acceleration voltage: 15 kV Probe current: 0.3 μA Beam diameter: 5 μm
TEM / STEM / EDS	JEOL, JEM-2010F	Selected-area diffraction (SAD) Accelerating voltage: 200 kV Diffraction area: SAD 140 nm Energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) Accelerating voltage: 200 kV Beam diameter: 1 nm

とコーティングそれぞれの結晶系と方位を調べた。また、TEM 装置に付設の Energy Dispersive X-ray Spectrometer (EDS) により、凝着物とコーティング界面の組成分析を行った。表 2 に分析条件を示す。

3. 実験結果と考察

3.1 切削試験後の損傷形態の観察結果

図 3 に 1 m 切削後のコーテッド工具とノンコート工具の刃先の SEM 観察結果を示す。切削距離が 1 m と短いにも関わらず、すくい面と刃先先端に凝着物が付着したことが観察された。また、刃先先端部において刃先稜線に沿って二次切りくず流れが生じた痕跡が観察された。

図 4 に各距離切削後のコーテッド工具とノンコート工具の刃先断面の SEM 観察結果を示す。いずれも 1 m 切削後には、刃先に凝着物の堆積が観察され、逃げ面に摩耗が生じた。コーテッド工具の観察結果において、10 m 切削後に逃げ面部のコーティングが消失し、50 m 切削後には逃げ面に加え、すくい面のコーティングも消失した。ノンコート工具も同様の摩耗進行傾向を示したことから、逃げ面の摩耗進行速度がすくい面に比べて高かったことがわかる。なお、50 m 切削後のノンコート工具は、断面試料作製時に刃先が欠損したため、参考として示す。

図 5 に 10 m 切削後のコーテッド工具の刃先断面の組成像と凝着物の堆積状態の模式図を示す。刃先の逃げ側先端部直下において、コーティングが優先的に消失し、凝着物がその上部に堆積した様子が明瞭に観察された。この位置において、超硬合金基材の形状は元の刃先丸みに近い状態を維持したことから、TiN コーティングの摩耗速度が超硬合金基材に比べて高いことが示唆された。また、組成像において、コントラストの違いから堆

Table 1 Cutting conditions of turning

Work material	Alloy 718, aged, hardness: 440HV	
	Geometry	CNMG120408
Insert tool	Substrate	Cemented carbide (JIS K05 grade)
	Coating composition	TiN
	Coating method	PVD-Arc
Cutting conditions	Cutting speed V	30 m/min
	Cutting length L	1, 10, 50 m
	Feed f	0.2 mm/rev
	Cutting depth d	0.5 mm
	Coolant	Emulsion

Fig. 3 SEM images of the cutting edge after turning of alloy 718
(a) shows damage of TiN coated tool, (b) shows damage of uncoated tool
($V = 30$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev, $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 1$ m)

Fig. 4 Cross-sectional SEM images of cutting edge after turning of alloy 718
(a) shows damage of TiN coated tool, (b) shows damage of uncoated tool
($V = 30$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev, $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 1, 10, 50$ m)

積した凝着物は 2 層に分かれており、凝着層 II とコーティングの間に数 μm の厚みを有した凝着層 I が観察された。このような凝着層の構成 (凝着層 I, II) はノンコート工具の刃先 (1, 10 m 切削後) においても確認された (図 6)。

図 6 に刃先摩耗部断面の面分析結果を示す。面分析は、1, 10, 50 m 切削後のコーテッド工具、ノンコート工具についてそれぞれ実施した。面分析は WDS 定性分析で検出された元素を選択して行い、Ni, Nb, Ti, C の分布状態を示した。分布状態が明らかになるよう、各元素分析の結果の同じ場所に矢印を置いてある。面分析の結果、O は凝着物とコーティングとの界面に検出されなかったため、示していない。alloy 718 の成分は Ni と同位置 (凝着層 II に対応する位置) で検出されたため、Ni を代表として示した。また、Ti, Nb, C は同位置で検出され、これらの元素は Ni とは異なる位置に存在したことを確認した。よって、図 5 で確認された凝着層 I と凝着層 II は、それぞれ Ti, Nb, C と Ni (alloy 718 の成分) に対応していることがわかった。なお、凝着層 I と凝着層 II は TiN コーティングの有無に関わらず同様に付着したことから、付着機構に及ぼす工具材料の影響は小さいと考えられる。

Fig. 5 Cross-sectional image of cutting edge after turning of alloy 718.
The observed area corresponds to Fig. 4(a) cutting length $L = 10$ m
(left image: COMP; right image: schematic diagram)

Fig. 6 WDS mapping results of cross-sectional cutting edge of TiN coated and uncoated cutting tools ($V = 30$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev, $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 1, 10, 50$ m) ※(b) cutting edge of uncoated (cutting length $L = 50$ m) was chipped during making the cross sectional sample

図 7 に alloy 718 を時効処理した後の典型的な組織を示す。alloy 718 の組織は、極微量の (Nb,Ti)C 炭化物、数%オーダーの δ 相 (Ni_3Nb)、極微細な γ'' (Ni_3Nb) と γ' ($\text{Ni}_3(\text{Ti,Al})$)、および母相のオーステナイト ($\gamma\text{-Ni}$) からなる⁵⁾。本検討で用いた材料については、 δ 相はほとんど見られなかった。ここで、切削中の刃先近傍における材料の流れを考えると、組織中の γ'' と γ' は高温では母相に容易に固溶するので、切削中には母相と共に流動 (存在) すると考える。一方、 δ 相と (Nb,Ti)C 炭化物は数 μm の大きさをもっているため、切りくずと加工面が工具刃先に押し付け

Fig. 7 Observed images of typical alloy 718 after aged treatment
(a) COMP image shows δ phase, (b) SEM image shows (Nb,Ti)C phase
(c) TEM image shows γ' and γ'' phases

られながら滑る過程で母相と共に流動（存在）せず、母相に比べて強度が高く刃先端の高圧下においても破碎し難かったため、刃先に引っ掛かるようにして堆積した可能性が高い。すなわち、凝着層 I で検出された Nb, Ti, C は、alloy 718 中の (Nb,Ti)C 炭化物がそのまま付着したものであると考えられる。このように考察すると、凝着層 I が TiN コーティングの有無に関わらず検出されたことや、切削極初期から刃先丸み部の逃げ面側に存在したことが理解できる。

3.2 TEM による凝着物の付着状態の評価

図 8 に TiN コーテッド工具（切削距離 10 m）の逃げ面摩耗部の TEM 観察結果を示す。成膜時点の TiN コーティングは図 1(a)逃げ面（凝着の無い非損傷部）に示されるように、柱状粒子が基材に対し垂直に成長した形態を示すのが普通である。一方で、切削負荷を受けた逃げ面においては、柱状粒子が被削材の擦過方向に倒れるように湾曲し、大きく塑性変形した様子が観察された（図 8 STEM 像）。STEM 像中の黄色破線は柱状粒界に沿うように描かれており、柱状粒子が基材に対し、水平方向に傾くほど大きく変形したことがわかる。また、変形後のコーティング内部には、クラックが発生していた。これらのことは、TiN コーティングであっても切削熱により軟化し、塑性変形や微細破壊が起こることや、基材に対して平行なクラックが形成することで、比較的大きな破壊に至ることを示す。このような摩耗形態は、N.P. Shu によって提案された delamination theory²¹⁾と類似しており、本検討で観察された逃げ面の摩耗形態は、凝着摩耗や疲労摩耗に分類されると考えられる。なお、暗視野 STEM 像において、凝着層 II の組織は凝着層 I と比べて微細であり、且つ被加工材の擦過方向に向けて塑性流動を起こしながら伸びた形態を示した。一方で、凝着層 I は粒状に近い形態として観察された。それぞれの凝着層およびコーティングは緻密に付着しており、これらの凝着層が高圧下でコーティング表層を逃げ面方向に移動すると、凝着層とコーティングとの界面にはせん断力が働き、コーティングに塑性変形やクラックが生じたと考えられる。

図 9 に図 8 中の領域 A, B それぞれの暗視野 STEM 像と明視野 TEM 像を示す。領域 A はコーティング／凝着層 I の界面近傍、領域 B は凝着層 I／凝着層 II の界面近傍をそれぞれ拡大観察した結果である。表 3 に分析点 1～6 の EDS 分析結果を示す。軽元素の C, N, O は、検出感度が低いので、省略した。また、図 10 に分析領域 a～d から得られた電子線回折図形を示し、表 4 に同定された結晶系を示した。表 3 の組成と表 4 の結晶系の同定結果から、領域 a（コーティング）は TiN(cubic: fcc)、領域 b（凝着層 I）と領域 c（凝着層 I）は (Nb,Ti)C(cubic: fcc)、領域 d（凝着層 II）は母相のオーステナイト (γ -Ni)(cubic: fcc) であると考えられた。なお、凝着層 I は alloy 718 組織に存在する Ni_3Nb では同定されず、NbC で指数付け可能なことを確認しており、最終的に、EDS 分析（表 3）と面分析（図 6）

の結果において、Nb と同位置で Ti と C が検出されたことから、凝着層 I は NbC の一部が Ti で置換した (Nb,Ti)C 層であると判断した。凝着層 II は、EDS 分析と電子線回折の結果から alloy 718 が組成や結晶系を変えずに、結晶粒が微細化して付着したものである。

領域 A におけるコーティング／凝着層 I の界面の EDS 分析結果（表 3）において、TiN コーティング（分析点 1）と (Nb,Ti)C 層（分析点 3）の境界部（分析点 2）の組成には、alloy 718 の主成分である Ni, Cr, Fe が多く検出されている。分析点 2 の組成から Ti と Nb を除いた Ni, Cr, Fe の組成比は、alloy 718（凝着層 II）の組成比と同程度となる。このことから、コーティングの表層において、まず alloy 718 が刃先丸み部に直接付着し、切削が進むにつれ、初期に付着した alloy 718 を徐々に押し流し、alloy 718 中の (Nb,Ti)C が選択的に刃先に堆積して凝着層 I となったことが示唆される。すなわち、高温、高圧となる刃先先端部において、強度が低下した alloy 718（凝着層 II）は切りくず生成に伴い流動したのに対し、比較的高温強度が高い (Nb,Ti)C 粒子（凝着層 I）は破碎し難いために残存し、刃先に押込まれるようにして付着、堆積していったと推察される。このようにして凝着層 I と凝着層 II が付着したとすると、分析点 2 で検出された Ni, Cr, Fe は初期に付着した alloy 718 の成分が残存したものと理解できる。これらの凝着層は一定厚みを保持しながら流動して刃先丸み部に存在し、余剰な凝着物は切りくずとともに排出され、一部はワークの仕上げ面に残存、もしくは刃先後線に沿う二次切りくず流れによって排出されたと考えられるが、現段階では凝着層が周期的に成長と脱落を繰り返したことを示す痕跡は見つけられていない。また、領域 a（コーティング、TiN (cubic: fcc)）から得られた電子線回折図形は、同心円状に回折スポットの分離が見られ、コーティングが塑性変形により薄く伸びたために微結晶となったことが示唆された。電子線回折図形は $\phi 140 \text{ nm}$ の領域の情報を示していることから、TiN はそれ以下の粒子径になるまで微細化したと考えられる。一方で、領域 b（凝着層 I, (Nb,Ti)C）は単結晶のパターンを示したため、 $\phi 140 \text{ nm}$ より大きな粒子で構成されているといえる。これは、被削材中に元々存在した 10-20 μm 程度の (Ti,Nb)C 粒子が部分的に破碎しながら、刃先上に堆積したためと考えられる。Ni 基合金加工時には、このような硬質粒子が工具表面のみならず、仕上げ面を傷つけるという報告がある²²⁾。50 m 加工後の刃先断面（図 4、図 6）において、硬質粒子の堆積がほとんど見られなかったのは、摩耗によって刃先が鋭利になることで硬質粒子が引っ掛かりやすい平面が減少し、堆積し難くなったためと考えられる。このことは、刃先形状を鋭利に設計することによって、切削抵抗の低減のみならず、加工品位の向上が期待されることを示唆する。

領域 B における凝着層 I／凝着層 II の界面の EDS 分析結果において、分析点 5 の組成は、分析点 4 に含まれる Nb を除くと分析点 6 と同程度の組成比であり、特定成分の濃化は確認できなかった。電子線回折図形から、領域 a／領域 b の間および領域 c／領域 d の間に結晶方位および結晶系の関係性は確認できなかった。すなわち、コーティング／凝着層 I 界面および凝着層 I／凝着層 II 界面にそれぞれ整合性は確認できなかった。なお、STEM 像、TEM 像において、領域 d（凝着層 II；オーステナイト (γ -Ni)(cubic: fcc)）は 100 nm 以下の微細粒組織で構成されており、部分的に被削材の擦過方向に伸びた形態を示した。このような微細粒組織は、切削加工による巨大ひずみと高温により、結晶粒が分断される機構（grain subdivision）²³⁾や回復・再結晶が生じたことにより形成されたと考えられる。

Fig. 8 TEM images at wear position of the cutting edge on flank face after turning of alloy 718. The observed area corresponds to the cutting edge shown in Fig. 5 (TiN coated tool, cutting length $L = 10$ m)

Fig. 9 Dark field STEM and bright field TEM images on the interface between TiN coating and adhered layer I, and adhered layer I and adhered layer II. The observed areas correspond to the area A and area B shown in Fig. 8 (upper image: dark field STEM image; lower image: bright field TEM image)

Table 3 TEM-EDS results at the adhered materials and the TiN coating. The analyzed points correspond to the areas shown in Fig. 9 (at. %)

analysis position		Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Si	W	Ti
coating	spot 1	2	0	1	1	0	0	1	95
coating / layer I	spot 2	13	5	4	42	1	1	1	33
layer I	spot 3	2	1	1	87	0	0	2	8
layer I	spot 4	1	0	0	86	0	0	1	11
layer I / layer II	spot 5	52	19	17	8	1	1	1	2
layer II	spot 6	51	21	20	4	1	1	1	1

Fig. 10 Selected-area diffraction (SAD) results at TiN coating and adhered layer I, and adhered layer II. The diffraction areas were shown in Fig. 9

Table 4 Identification results of crystal system at TiN coating and adhered materials. The analyzed areas were shown in Fig. 9

analysis position	SAD	EDS	identification result of crystal system
coating	area a	spot 1	TiN (cubic: fcc)
layer I	area b	spot 3	NbC (cubic: fcc)
layer I	area c	spot 4	NbC (cubic: fcc)
layer II	area d	spot 6	γ -Ni (cubic: fcc)

以上の凝着物の付着状態を調べた TEM 解析結果から、(Ti,Nb)C を有する界面においても、拡散を伴う反応や結晶系の整合性は確認できず、それぞれは、物理的もしくは力学的に付着したものと考えられる。

3.3 逃げ面の摩耗機構

Ni 基合金は加工硬化係数が高いため²⁴⁾、工具の逃げ面は硬化した仕上げ面を擦ることになる。また、本検討の結果、工具の逃げ面には、alloy 718 中に存在する硬質相である(Nb,Ti)C の堆積が観察された。これらは、加工硬化した被加工材の仕上げ面と切削工具との間に硬質な(Nb,Ti)C が挟まれ、それぞれが擦れ合う、しゅう動現象が生じたことを示唆する。すなわち、逃げ面では摩擦する 2 面がその間に挟まれた異物粒子により削り取られる、三元アブレッシブ摩耗²⁵⁾が生じたと考えられる。ここで、図 5 で観察されたコーティングの優先的な摩耗は、3.2 節の TEM 解析の結果から、凝着物とコーティング界面との化学反応による強度低下は生じていないと考えられたため、各材料の高温強度の差が摩耗量に影響を与えたと推察される。

図 11 にシミュレーションソフト (AdvantEdge FEM, Third Wave Systems, Inc.)²⁶⁾によって解析した工具刃先近傍における温度のコンター図を示す。解析条件は、alloy 718 の二次元切削を仮定し、すくい角 7° 、逃げ角 6° 、切削速度 30 m/min、切込み深さ 0.2 mm、湿式加工 (密度: 2800 kg/m³、熱伝達率: 1×10^4 W/(m²·K)、クーラント温度: 20 °C) とし、2.1 節に示した切削試験の条件を再現した。切りくずと工具との接触面温度はおおよそ 600～750 °C の範囲にあり、工具-被削材間熱電対法で測定した温度 (平均切削温度 680 °C)²⁷⁾と同程度であった。刃先丸み部の中心から逃げ面にかけての温度はすくい面に比べて低くなってお

Fig. 11 CAE simulation result of cutting temperature during two dimension cutting for alloy 718 (CAE conditions: cutting speed $V = 30\text{m/min}$, cutting depth $d = 0.2\text{ mm}$, rake angle 7° , relief angle 6°)

り、 $650\sim 700^\circ\text{C}$ 程度であったと推定された。

図 12 に 800°C 以下の温度域における NbC, TiC, TiN の高温硬さの比較結果を示す。高温硬さの値は各組成のバルク材を試験片とし、マイクロビッカース硬さを測定した値をそれぞれ文献値^{27,28)}から引用した。逃げ面部の切削温度と推定された 700°C 以下において、NbC と TiC の高温硬さ²⁷⁾は TiN の高温硬さ²⁸⁾に比べて同等以上の硬さであることがわかる。また、図中に本検討で用いた PVD-Arc 法で成膜した TiN コーティングの高温硬さを比較として示した。コーティングの硬さはナノインデントで測定した値であったため、マイクロビッカース硬さ試験機で測定した値よりも高い値を示し、直接比較することは困難であった。試験機による値の差を補正する (TiN バルク材の室温硬さに対する TiN-Arc コーティングの室温硬さの比を求め、この比を TiN-Arc コーティングに乗じることによって TiN バルク材の硬さと比較した) と、TiN コーティングの高温硬さは概ねバルクの TiN と同等であったことから、TiN コーティングの高温硬さは alloy 718 中に存在する (Nb,Ti)C の高温硬さよりも低いと推定され、アブレッシブ摩耗が促進されたと考えられる。特に PVD 法で成膜した TiN コーティングは高温で残留応力の解放や粒成長による軟化が生じることが報告されており⁷⁾、高温での組織安定性が不足したことも耐摩耗性が発揮されなかった要因と考えられる。なお、切削環境における各材料の温度は工具材料の熱伝導率によっても影響を受けるため、摩耗速度の差は各材料の高温強度の比較に加え、各部における材料温度を考慮する必要がある。本検討でコーティング組成に用いた TiN コーティングの熱伝導率²⁹⁾は超硬合金の熱伝導率³⁰⁾よりも低いため、コーティングから切削熱が放熱されなかったことになり、コーティングが優先的に軟化し、摩耗に至ったと考えられる。つまり、図 5 で TiN コーティングの摩耗速度が超硬合金基材よりも高かったのは、超硬合金の温度が TiN コーティングの温度よりも低く、硬さが維持されたためと考えられる。

表 5 は前報²⁰⁾で得られた結果と本研究の結果から、工具の各部で生じた摩耗現象の影響度をまとめたものである。すくい面と逃げ面は同様の摩耗現象が生じており、コーティングの塑性変形を伴う凝着摩耗と疲労摩耗であった。逃げ面においては、(Nb,Ti)C の存在による三元アブレッシブ摩耗の作用が加わり、摩耗速度が高くなったと推定された。なお、ここまでの分析結果において、逃げ面とすくい面での酸化摩耗を含めた物理化学的反応を伴う摩耗 (腐食摩耗) は確認されていない。

以上を考慮すると、alloy 718 切削用工具のコーティングには、高温での組織安定性と軟化抵抗に加え、耐アブレッシブ摩耗特性改善のため、(Nb,Ti)C に比べて高温硬さが高いことが求められる。

Fig. 12 Comparison result of microhardness of NbC, TiC, and TiN at versus temperatures. Hardness of TiN PVD-Arc coating was measured by nanoindenter

Table 5 Influence of wear mode at each position of the cutting edge after cutting of Ni based superalloy

wear mode	rake face	frank face
adhesive wear	high	high
fatigue wear	high	high
abrasive wear	low	high
corrosive wear	not confirmed	not confirmed

4. 結 言

典型的な Ni 基超耐熱合金である alloy 718 を旋削加工した後の工具刃先の逃げ面において、PVD 法による TiN コーティングの損傷形態を詳細に観察し、次の結論を得た。

- (1) 逃げ面においてもすくい面と同様に、TiN コーティングの塑性変形やクラック形成による破壊を伴う摩耗が生じた。
- (2) Alloy 718 組成の凝着層とコーティングとの間に (Nb,Ti)C 層の存在を確認した。これらの凝着層とコーティングとの界面に拡散を伴う物理化学的反応や結晶の整合性は確認できなかった。
- (3) 刃先に存在した (Nb,Ti)C 層は、alloy 718 組織中に存在した (Nb,Ti)C 粒子が切削中に刃先に引っ掛かるようにして物理的または力学的に付着したものと考えられた。
- (4) (Nb,Ti)C 層は TiN コーティングよりも高温硬さが高いため、この硬質層の逃げ面側の刃先先端部直下への堆積は、逃げ面のアブレッシブ摩耗を促進させることを示唆した。
- (5) Alloy 718 加工用工具のコーティングには、高温での組織安定性と軟化抵抗に加え、耐アブレッシブ摩耗特性改善のため、(Nb,Ti)C に比べて高温硬さが高いことが求められる。

参 考 文 献

- 1) D. Ulutan, T. Özel: Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review, *Int. J. Mach. Tools Manu.* **51** (2011) 250.
- 2) M. Rahman, W.K.H. Seah and T.T. Teo, The Machinability of Inconel 718, *J. Mater. Process. Technol.* **64** (1997) 199.
- 3) 関谷克彦, 山根八洲男, 鳴瀧則彦: ニッケル基超耐熱合金 Inconel 718 の高速エンドミル加工における工具摩耗, *精密工学会誌*, **70**, 8 (2004) 1086.
- 4) T. Kitagawa, A. Kubo, K. Maekawa: Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti-6Al-4V-2Sn, *Wear*, **202** (1997) 142.
- 5) E.O. Ezugwu, Z.M. Wang, A.R. Machado: The machinability of nickel-based alloys: a review, *J. Mater. Process. Technol.* **86** (1998) 1.
- 6) S. Koseki, K. Inoue, K. Uehara, H. Usuki, M. Yoshinobu, R. Tanaka, M. Hagino: Damage of PVD-coated cutting tools due to interrupted cutting for alloy 718, *Key. Eng. Mater.* 656-657 (2015) 191.

- 7) S. Koseki, K. Inoue, S. Morito, T. Ohba, H. Usuki: Comparison of TiN-coated Tools Using CVD and PVD Processes during Continuous Cutting of Ni-based Superalloys, *Surf. Coat. Tech.* **283** (2015) 353.
- 8) D. Zhu, X. Zhang, H. Ding: Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys, *Int. J. Mach. Tools Manu.* **64** (2013) 60.
- 9) 生田明彦, 篠崎賢二, 政田英昭, 山根八洲男, 黒木英憲, 有年雅敏, 深谷保博: 難削材切削時の凝着機構に関する基礎的研究(第3報), *精密工学会誌*, **68**, 6 (2002) 838.
- 10) B. Davoodi, B. Eskandari: Tool wear mechanisms and multi-response optimization of tool life and volume of material removed in turning of N-155 ion-nickel base superalloy using RSM, *Measurement*, **68** (2015) 286.
- 11) C. Xue, W. Chen: Adhering layer formation and its effect on the wear of coated carbide tools during turning of a nickel-based alloy, *Wear*, **270** (2011) 895.
- 12) Z. Hao, D. Gao, Y. Fan, R. Han: New observations on tool wear mechanism in dry machining Inconel 718, *Int. J. Mach. Tools Manu.* **51** (2011) 973.
- 13) A. Bhatt, H. Attia, R. Vargas, V. Thomson: Wear mechanisms of WC coated and uncoated tools in finish turning of Inconel 718, *Tribol. Int.* **43** (2010) 1113.
- 14) Y.S. Liao, R.H. Shiue: Carbide tool wear mechanism in turning of Inconel 718 superalloy, *Wear*, **193** (1996) 16.
- 15) 新谷一博, 加藤秀治, 前田隆夫, 藤村善雄, 山本 明: インコネル 718 材加工における CBN 工具の摩耗特性, *精密工学会誌*, **58**, 10 (1992) 1685.
- 16) Y. Fan, Z. Hao, J. Lin and Y. Zhixin: New observations on tool wear mechanism in machining Inconel 718 under water vapor + air cooling lubrication cutting conditions, *J. Clea. Prod.* **90** (2015) 381.
- 17) 板倉勝利, 黒田基文, 重川英文, 猪谷彦太郎, 山本恵一, 有浦泰常: 超耐熱合金インコネル 718 の旋削加工におけるコーテッド超硬工具の摩耗機構, *精密工学会誌*, **65**, 7 (1999) 976.
- 18) 手塚 亮, 關谷克彦, 山田啓司, 山根八洲男: 切削抵抗動的成分による工具被削材間の凝着性評価, *精密工学会誌*, **76**, 8 (2008) 926.
- 19) A. Devillez, F. Schneider, S. Dominiak, D. Dudzinski, D. Larrouquere: Cutting forces and wear in dry machining of Inconel 718 with coated carbide tools, *Wear*, **262** (2007) 931.
- 20) S. Koseki, K. Inoue, H. Usuki: Damage of physical vapor deposition coatings of cutting tools during alloy 718 turning, *Prec. Eng.* **44** (2016) 41.
- 21) N.P. Shu: The deramination Theory of Wear, *Wear*, **25** (1973) 111.
- 22) J.M. Zhou, V. Bushlya, J.E. Stahl: An investigation of surface damage in the high speed turning of Inconel 718 with use of whisker reinforced ceramic tools, *J. Mater. Process. Technol.* **212** (2012) 372.
- 23) 牧正志, 古原忠, 辻伸泰, 森戸茂一, 宮本五郎, 柴田暁伸: 鋼の加工熱処理の変遷と今後の動向, *鉄と鋼*, **100**, 9 (2014) 1062.
- 24) 帯川利之, 臼井英治, 白樫高洋: 難削材の切削過程の解析(第1報), *精密工学会誌*, **59**, 6 (1993) 933.
- 25) たとえば, 笹田直: 摩耗, 養賢堂, 東京, 2008, 144.
- 26) 大西慶弘: 有限要素法による切削解析ソフトウェア, *精密工学会誌*, **76**, 8 (2010) 857.
- 27) J.H. Westbrook, E.R. Stover: *Cabides for High-Temperature Applications*, *Materials and Technology*, edited by I.E. Campbell and E.M. Sherwood (Wiley, New York), (1967) 330.
- 28) T. Yamada, M. Shimada, M. Koizumi: Fabrication and Characterization of Titanium Nitride by High Pressure Hot Pressing, *Ceramic Bulletin*, **59**, 6 (1980) 611.
- 29) M.K. Samani, G.C.K. Chen, X.A. Ding, X.T. Zeng: Thermal Conductivity of CrAlN and TiAlN Coatings Deposited by Lateral Rotating Cathode Arc, *Key Eng. Mater.* **447-448** (2010) 705.
- 30) 篠原耕治, 植田文洋, 棚瀬照義: WC基超硬合金の熱膨張係数及び熱伝導度, 粉体および粉末冶金, **40**, 1 (1993) 29.