

**Ni 基超耐熱合金および Ti 合金切削加工時の
工具損傷機構に関する研究**

**Study on Damage Mechanisms of Cutting Tools during
Machining of Ni-based Superalloy and Titanium Alloy**

2016年9月

小関 秀峰

島根大学大学院総合理工学研究科

目次

第1章 緒論	1
1.1 研究背景	1
1.1.1 切削加工技術の概要	1
1.1.2 工具損傷	2
1.1.3 コーティング技術の概要	4
1.1.4 Ni 基超耐熱合金および Ti 合金の用途	6
1.1.5 Ni 基超耐熱合金および Ti 合金の被削性	7
1.2 本研究の意義	8
1.3 本研究の目的	9
1.4 本論文の構成	9
参考文献	11
第2章 Alloy 718 連続切削加工時における PVD コーテッド工具の損傷機構	15
2.1 緒言	15
2.2 実験方法	15
2.2.1 供試材	15
2.2.2 切削試験	16
2.2.3 工具損傷状態の観察および分析	16
2.3 結果および考察	21
2.3.1 工具損傷部の表面観察	21
2.3.2 凝着物の分布状態の評価	21
2.3.3 すくい面損傷部の断面観察	28
2.3.4 逃げ面損傷部の断面観察	40
2.3.5 逃げ面における摩耗要因の解析	44
2.3.6 逃げ面摩耗に及ぼす硬質粒子の影響	49
2.4 工具損傷モデルの立案	51
2.5 結言	53
参考文献	53
第3章 Ni 基超耐熱合金連続切削加工時におけるコーティングに求められる特性	55
3.1 緒言	55
3.2 実験方法	56
3.2.1 切削温度および切削抵抗の測定	56
3.2.1.1 熱起電力測定装置	56
3.2.1.2 供試材	56
3.2.1.3 熱起電力および切削抵抗測定時の切削条件	57
3.2.2 コーティング特性と工具損傷抑制効果	59
3.2.2.1 供試材	59

3.2.2.2	切削試験	59
3.2.3	工具損傷状態の観察および分析	60
3.2.4	コーティング特性の評価方法	60
3.3	結果および考察	63
3.3.1	切削温度および切削抵抗測定結果	63
3.3.2	PVD コーティングによる損傷抑制効果の検証	66
3.3.3	PVD および CVD コーティングの特性比較	72
3.3.3.1	成膜方法の異なる TiN コーティングの特性評価	72
3.3.3.2	成膜方法の異なる TiN コーテッド工具の切削性能	74
3.3.3.3	PVD および CVD コーティングの耐熱性評価	78
3.3.4	Ni 基超耐熱合金連続切削加工時のコーティングに求められる特性	93
3.4	結言	94
	参考文献	95
第4章	Ti-6Al-4V 合金連続切削加工時の工具損傷機構	97
4.1	緒言	97
4.2	実験方法	97
4.2.1	供試材	97
4.2.2	切削試験	98
4.2.3	工具損傷状態の観察および分析	99
4.3	結果および考察	100
4.3.1	コーティング損傷部の詳細観察	100
4.3.2	すくい面における凝着状態の解析	106
4.3.3	Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 切削加工時のコーティング損傷状態の比較	113
4.3.4	ノンコート超硬工具の摩耗	118
4.4	結言	123
	参考文献	123
第5章	Alloy 718 断続切削加工時における PVD コーテッド工具の損傷機構	125
5.1	緒言	125
5.2	実験方法	125
5.2.1	供試材	125
5.2.2	切削試験	125
5.2.3	工具損傷状態の観察および分析	126
5.2.4	連続切削加工時の摩擦力測定方法	128
5.3	結果および考察	128
5.3.1	刃先損傷形態の微視的観察	128
5.3.2	逃げ面損傷部の断面 TEM 像観察結果	132
5.3.3	すくい面損傷部の断面 TEM 像観察結果	133

5.4	Ni 基超耐熱合金断続切削時の工具損傷モデル	138
5.5	工具損傷モデルの検証	139
5.6	Ni 基超耐熱合金加工用コーテッド工具の開発指針	144
5.7	結言	146
	参考文献	146
第6章	Ti-6Al-4V 合金断続切削加工時における PVD コーテッド工具の損傷機構	148
6.1	緒言	148
6.2	実験方法	148
6.2.1	供試材	148
6.2.2	切削試験	148
6.2.3	工具損傷状態の観察および分析	148
6.2.4	コーティングの欠陥（ドロップレット）量の評価	149
6.3	結果および考察	149
6.3.1	刃先損傷形態の微視的観察	149
6.3.2	逃げ面損傷部の断面 TEM 像観察結果	153
6.3.3	すくい面損傷部の断面 TEM 像観察結果	154
6.4	Ti 合金断続切削時における工具逃げ面の損傷モデル	159
6.5	Ti-6Al-4V 合金切削時の工具損傷幅とコーティングの欠陥量の関係	161
6.6	Ti 合金加工用工具の開発指針	164
6.7	結言	165
	参考文献	166
第7章	結論	167
	本論文に関する発表論文，特許	171
	謝辞	173

第1章 緒論

1.1 研究背景

近年、CO₂ 排出量削減やエネルギー効率改善による環境負荷低減を目的とした様々な技術開発が行われている¹⁾。特に航空機、エネルギー、発電産業においては、製品自体の性能向上によるエネルギーコスト削減効果が大きい²⁾ため、その部品製造における技術革新が期待されている³⁾。本研究は、これらの分野で用いられる Ni 基超耐熱合金および Ti 合金を切削加工したときの工具損傷機構に関するものである。以下に、研究に関わる各々の技術的背景を概説し、研究の意義および目的を述べる。

1.1.1 切削加工技術の概要

切削加工は、切削工具によって工作物の表面からその不要部分を切りくずとして除去する加工作業であって、工作物を目的の形状と寸法に作り上げるとともに適当な表面仕上げを行うために応用されている²⁾。この加工機構は破壊によるものであり、単位体積の切削加工時に必要なエネルギーは、概略 $1\text{--}10\text{ J/mm}^3$ と、他の放電加工 ($10^2\text{--}10^3\text{ J/mm}^3$) やビーム加工 (10^6 J/mm^3) などの非機械的加工法に比べて小さく、高効率な加工法といえる³⁾。また、比較的高精度の加工ができることも特徴である。したがって、切削加工技術の向上により、所望の寸法安定性や表面品位を効率的に達成でき、さらには、製品性能を設計した通りに引き出すことが可能になる。他方、製品性能向上のために、常に新規材料の開発が行われているが、多くの場合、高機能材料は難削性が高く、すなわち、切削抵抗が大きく、切削温度も高くなるため、工具寿命が短くなる。これらの課題を解決するためには、従来より「切削加工システム」を最適化することが求められている。

切削加工システムとは、入力として被削材および周辺環境（工作機械、切削工具、切削条件）を適切に整備し、これらが切削現象を介して、出力として所望の製品形状と仕上げ面を得ることまでを一つの機能として捉えたものである。Table 1.1⁴⁾はかつて M.C. Shaw が示した切削加工システムの入出力の概要である。ここで、本システムを改良するために検討されてきた各項目について述べる。工作機械は、装置の高剛性化、主軸の高トルク化、加工熱による熱変形の抑制、多軸同時制御⁵⁾⁶⁾が検討されている。切削工具は、低抵抗、びびり振動抑制効果の高い工具形状の開発⁷⁾や高硬度・低摩擦のコーティングが検討⁸⁾⁹⁾されている。切削条件の制御は、CAE（Computer Aided Engineering）や CAM（Computer Aided Manufacturing）の利用による切削条件の選定¹⁰⁾や加工プログラムの自動計算の適用が検討されている¹¹⁾¹²⁾。その他の周辺技術としては、クーラントの成分開発¹³⁾¹⁴⁾はもちろん、吐出方法やその効果の検討¹⁵⁾¹⁶⁾がなされ、加工点の冷却性能や切りくず処理性の向上が試みられている¹⁷⁾¹⁸⁾。

このように切削加工技術は、本質的に高効率であるが、周辺技術の進歩によってさらに発展、利用されることが期待されており、将来、難削化する被削材については、これらの要素技術を高次元でバランスさせた切削加工システムの構築と、それを安定的に維持する技術が必要といえる。なお、いうまでもなく、システムの安定維持には、耐久性に優れた切削工具が求められる。

Table 1.1 Inputs, outputs, and internal items in the machining system when metals are cut⁴⁾.

Input	→	Machine Internal items	→	Output
Workpiece		Forces		Parts/costs
Tools motions		Energy		Parts/time
Control fluids		Temperatures		Required geometry
		Wear		Surface integrity
		Stationary zones		
		Vibrations		

1.1.2 工具損傷

切削加工では、被削材と工具材料の相対運動による塑性変形と破壊のため、工具損傷の発生は避けがたいのが実状である。切削加工における工具損傷は、破損と摩耗に分類される。破損は、工具材料中の欠陥を起点とした突発的な欠損や、加工条件と工具形状が切削に適さないために生じる欠損のことである。摩耗は「摩擦による固体表面の逐次減量」と定義されている¹⁹⁾。いずれも、切削環境下の熱的、機械的負荷によって、工具材料の軟化、塑性変形、クラック形成、破壊などが生じること、すなわち、材料の耐久性が低下することに起因している。よって、工具損傷要因を解明することは、切削環境における工具材料の必要特性を得ることにつながる。

摩耗現象については、Burwellの分類²⁰⁾が広く一般に受け入れられており、Fig. 1.1に示すようにアブレイブ摩耗 (abrasive wear)、凝着摩耗 (adhesive wear)、腐食摩耗 (corrosive wear)、疲労摩耗 (fatigue wear) の4つに分類されている²¹⁾。アブレイブ摩耗は、硬さの差により、柔らかい側が除去される現象であり、摩耗する側が固定突起か介在粒子かによって、二元アブレイブ摩耗と三元アブレイブ摩耗に分けられ、二元アブレイブ摩耗の方が摩耗速度が高いとされる。凝着摩耗は、しゅう動部材同士が強固に付着し、これをせん断応力によって破壊したときに、工具や被加工材の一部が破壊される現象である。腐食摩耗は材料間での反応層や酸化層の形成後、それらの形成時に弱くなった材料が破壊される現象をいう。疲労摩耗は、材料に繰返し応力が働いたときに材料内部に転位の移動が生じ、転位の堆積部においてボイドの形成、クラックが入るなどが原因となって損傷する現象である²²⁾。これらはいずれも複合的に生じることが多いとされており、摩耗現象を基礎的に捉える上での基本型である。

切削加工においては、一般的な機械部品のしゅう動環境に比べて、高温・高圧となるため、さらに複雑な要素が加わる。Fig. 1.2²³⁾は切削時に生じる摩耗形態が定性的に示されたものである。切削速度が高くなると熱的負荷が大きくなるため、拡散摩耗や酸化摩耗の影響が現れることがわかる。また、工具のすくい面と逃げ面では摩耗形態の寄与率が異なることが示されている。最適な切削条件は、凝着摩耗の影響が小さく、拡散摩耗と酸化摩耗の影響が大きくなる前であることが示唆されている。なお、同様の傾向が切削速度と生産コストの関係にもあり、低速切削では、能率が低いため生産コストが高く、高速切削では工具交換頻度が高くなり、コストが高くなる傾向にあることが報告されている²⁴⁾。生産性を高めるためにも、工具の摩耗形態を把握し、適切な加工条件を設定することが重要といえる。また、最適条件の選定のために、工具摩耗予測式が研究されている²⁵⁾²⁶⁾が、その精度は十分とはいえない。これは、工具損傷機

構が複雑で、完全には解明されていないためであり、予測精度向上には摩耗形態の詳細な把握が重要となる。

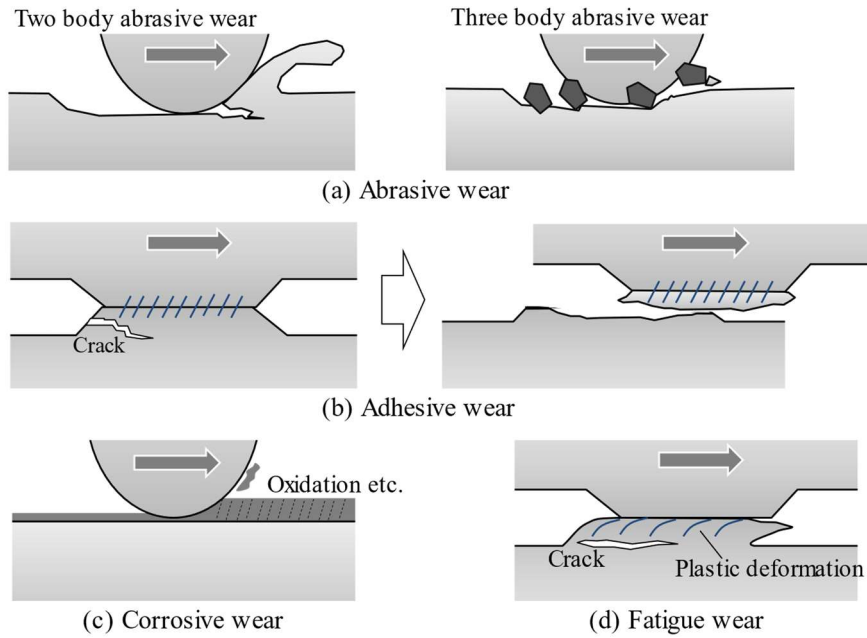


Fig. 1.1 Diagrams of four representatives wear modes²¹⁾.

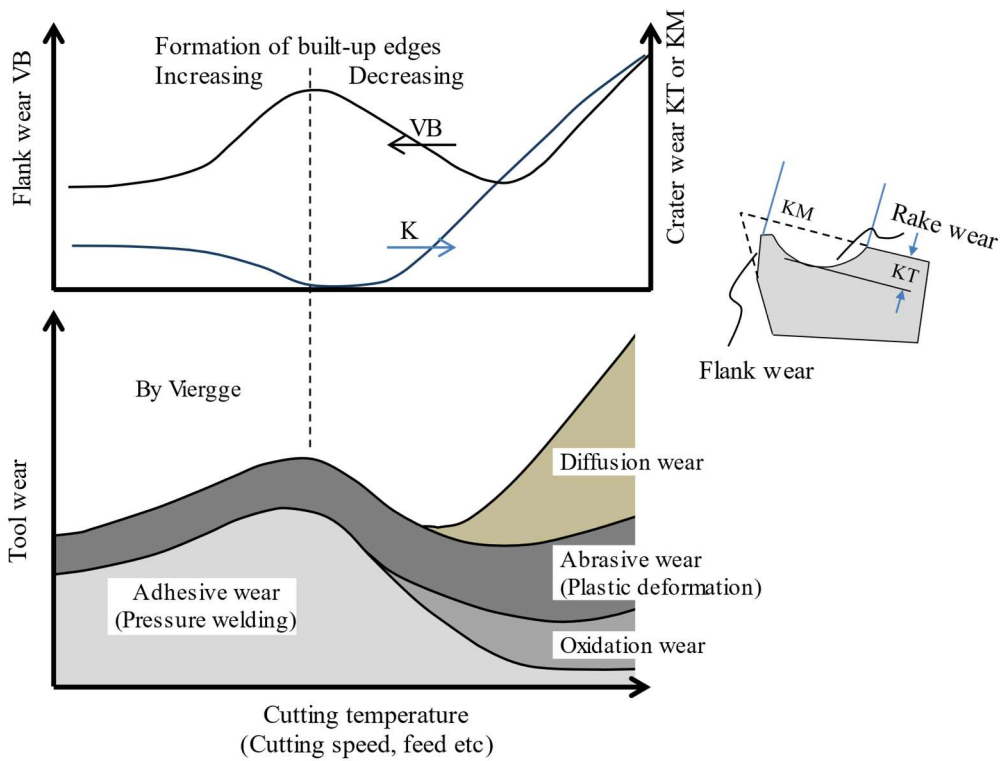


Fig. 1.2 Specific data for defining tool wear and kinds of tool wear²³⁾.

1.1.3 コーティング技術の概要

切削工具の要素技術は、主に工具形状、工具基材、コーティングに関係する。工具形状は、切りくず生成、仕上げ面生成のための重要な機能を有する。工具基材はそれを形成する土台であり、硬さとヤング率の優れる超硬合金が主に適用されている²⁷⁾²⁸⁾。また、工具表面を覆うコーティングは、切削時の高温・高圧環境において被削材との直接接触に耐え、長時間にわたり基材特性や工具形状を維持するために必須である。工具損傷は工具表面から生じることから、コーティングが工具の耐久性に及ぼす影響は大きく、これの性能向上が求められる。

近年、出荷される切削工具の7割以上は、超硬合金をコーティングで被覆したコーテッド超硬工具であり²⁹⁾、様々な特徴を有するコーティング材料が成膜されることで耐久性が向上してきた²⁹⁾³³⁾。コーティング材料の開発には成膜装置の進歩も大きく影響する。Table 1.2 に成膜方法の特徴をまとめて示す。特にPVD法（Physical Vapor Deposition: PVD）のArc Ion Plating法は、基材との高い密着性が得られるとともに、複合組成ターゲットの適用を可能にしたため、組成の自由度が格段に高くなり、コーティングの開発は急速に進歩した³⁴⁾。

Table 1.3 にPVD法によるコーティングの進歩と諸特性を示す。1980年代後半から1990年代にかけてTiN組成にAlを添加した(Ti,Al)Nコーティングが開発され、硬さと耐酸化性が大幅に向上したことで、切削工具の性能は大きく向上した³⁵⁾³⁷⁾。2000年代には、耐酸化性と硬さの両立、組織の微細化を狙い、Cr系、Ti系の窒化物にAlのみではなく、Siやその他の元素を添加した多元素コーティングが研究され、被削材と切削条件に合わせてコーティング組成が最適化されてきた³⁸⁾⁴¹⁾。現在、PVDコーティングの組成は、大別してCr系、Ti系の窒化物を基軸にしたものが主流である。これらの複合化や積層化、多成分化によって性能向上が試みられているが、大まかに低負荷切削（低硬度材）にはCr系、高負荷切削（高硬度材）にはTi系コーティングが適用される傾向にある⁴²⁾⁴³⁾。

Table 1.4 にCVD法（Chemical Vapor Deposition: CVD）によるコーティングの進歩と諸特性を示す。CVD法は、高温におけるガスの反応を利用し、化学的平衡状態で成膜することが特徴である。したがって、PVD法のように金属ターゲットを蒸発させて非平衡状態の準安定物質を成膜することは困難であるため、組成の自由度は低い。CVD法で、合成可能な組成は高温下で安定な材料であり、TiC、Ti(C,N)、Al₂O₃が主体である。CVDコーティングの技術的転換点は1990年代に入り、 α -Al₂O₃の成膜が可能になったことである。これによってより耐熱性が増し、高負荷環境下での切削が可能になることで、焼き入れ鋼の切削や高速切削への対応が可能となった³²⁾⁴⁴⁾⁴⁶⁾。現在は、Ti(C,N)やAl₂O₃の組織を微細化することで、さらなる高強度化が検討されている。

以上のように、コーティング技術は装置および組成開発により、ここ数十年で目覚ましく発展したが、これらの開発は成熟期に差しかかったとみられ、工具材料の進歩による生産性向上への寄与率は小さくなってきている⁴⁷⁾。一般に、技術の成熟期には、コストメリットを追求した研究へ移行することになる。切削工具用のコーティングを考えた場合には、被削材ごとの難削性要因を把握し、アプリケーションに応じて機能調整することで、性能メリットを出すことが可能と考える。すなわち、1.1.2項に示した摩耗形態を把握し、コーティングに求められる特性を適切に付与することが重要となる。

Table 1.2 Various coating methods and the coating characteristics.

Process	Physical Vapor Deposition (PVD)			Chemical Vapor Deposition (CVD)
	Arc Ion Plating	Hollow cathode	Sputtering	
Abbreviation	Arc, CAEP	HCD	SP, MS, UBMS	HT - or MT-CVD (High or Moderate Temperature)
Raw materials	Pure metal, Composite material	Pure metal(Ti, Cr)	Metal, Carbide, Boride	Gas
Main composition (X = element)	TiN, TiCN, CrN, Ti-X-N, Cr-X-N	TiN, TiCN, CrN	MoS ₂ , DLC	Ti-X-(C,N), Al ₂ O ₃
Surface integrity	Bad	Good	Good	Good
Adhesion strength	Good	Good	Not so good	Not so good
Characteristic	Dissolving the target ⇒ Ionization		Non dissolve target	Utilizing the reaction at elevated temperature
Process temperature (°C)	~ 500	~ 500	~ 500	850 ~ 1200

Table 1.3 Progress and characteristics of PVD coatings.

Age	1989-	1991-	1993-	2001-	2001-
Composition	TiN	TiCN	TiAlN	CrSiN based	TiSiN based
Application	General-purpose	Wear resistance materials	High hardness materials	Mild steel Non-ferrous metal	High hardness materials
Grain size (nm)	500	300	100	5	5
Hardness (Hv)	2200	3000	2800	2600	3600
Adhering strength (N)	90	40	75	100 ~	100 ~
Oxidation temperature (°C)	600	500	800	1000	1100
Friction coherent, μ	0.7	0.5	0.8	0.4	0.9

Table 1.4 Progress and characteristics of CVD coatings.

Age	First half of 1970s	Second half of 1970s	The 1980s	The 1990s	The 2000s
Composition	TiC, TiN	κ -Al ₂ O ₃ /TiC	κ -Al ₂ O ₃ /TiC/TiN	TiN/ κ -Al ₂ O ₃ /TiC/Ti(C,N) /TiN	TiN/ α -Al ₂ O ₃ /TiC/Ti(C,N) /TiN
Application	General-purpose				General-purpose High hardness materials
Grain size	-				More fine
Process temperature (°C)	900 ~ 1100			750 ~ 900	
Process	HT-CVD			MT-CVD	

1.1.4 Ni 基超耐熱合金および Ti 合金の用途

航空機エンジンや発電用ガスタービン機関の高効率化は、CO₂ 排出削減による地球温暖化防止、エネルギー資源の節約に直結する⁴⁸⁾。Fig. 1.3 に、航空機エンジンの断面図と Ni 基合金と Ti 合金の適用箇所を示した。タービン翼、ケース、シャフト等の重要な部材が温度域ごとに Ni 基合金と Ti 合金で構成されていることがわかる。航空機エンジンの約 50% が Ni 合金、約 10~40% が Ti 合金といわれており⁴⁹⁾、その重要性がうかがえる。なお、航空機産業は、年率 4~5% で成長すると予測⁵⁰⁾され、これらの材料使用量は増加傾向にある。

航空機エンジンは、常に熱効率の改善が求められており、より耐用温度が高い Ni 基超耐熱合金の開発が進められている。タービン入口温度は 1950 年代後半に 900 °C であったものが年平均約 10 °C の割合で上昇し続けている。近年では 1600 °C に至っており、今後は環境負荷低減要求を満たすために、2000 °C まで上昇すると推測されている。これに対応する高温、高強度材料の開発については、結晶粒界の制御に加え、Ni 固溶体である γ 相 (fcc 構造) に W, Ta, Re などの強化元素を添加することが試みられている⁵¹⁾。

Ti 合金は、高い比強度を有するため、軽量化による燃費向上の面で重要な役割を果たす。航空機エンジン部品のうち主に回転部品は鍛造、そうでない場合は鋳造により製造された合金が用いられ、特に高強度化された回転部品としての需要が多い。また、Ti 合金は CFRP との接合部において電位差腐食が起こり難く、熱膨張係数が近いため、機体材料としての使用量増大も見込まれている⁵²⁾⁵³⁾。

日本国内の鍛造技術に目を向けると、日本エアロフォージ株式会社は、国内で初めてとなる能力 5 万トン級の最新鋭大型鍛造プレスを導入している⁵⁴⁾。これにより、今後は航空機や発電機等を対象とした大型部品の鍛造が可能となり、Ni 基超耐熱合金や Ti 合金の生産量が一層増加していくと予想される。

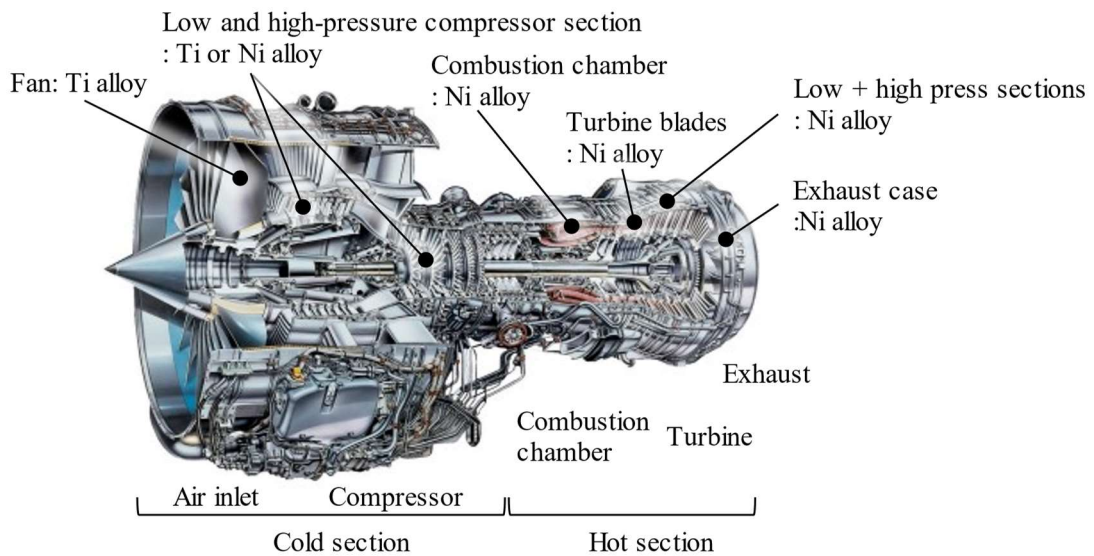


Fig. 1.3 Application site of Ni-based alloys and Ti alloys for aircraft engine (turbofan engine). Cross-sectional cut model of the aircraft engine: Japanese Aero Engines Corporation.

断面図：一般財団法人日本航空機エンジン協会

1.1.5 Ni 基超耐熱合金および Ti 合金の被削性

前項で述べたように、Ni 基超耐熱合金および Ti 合金は、それぞれ特徴的な材料特性を有するため重要視されているが、一方で、被削性が悪く典型的な難削材料として知られている⁵⁵⁾。被削性の指標として、切削工具寿命から実験的に求めた被削性指数 (MR: Machinability Ratio)⁵⁶⁾ が広く用いられている。これに対し、山根ら⁵⁷⁾は、被削材の材料特性から難削指数 (DTCR: Difficult to Cut Rating) を算出する方法を提案している。Table 1.5⁵⁷⁾は各材料の難削指数と被削性指数について報告されたものである。いずれの指標からも、代表的な Ni 基超耐熱合金と Ti 合金である Alloy 718 と Ti-6Al-4V 合金の難削性が高いことがわかる。このことは、工具摩耗は被削材の材料特性と相関があることを示唆している。以下に、Ni 基超耐熱合金および Ti 合金切削加工時の被削性と、工具損傷の特徴をそれぞれ概説する。

Ni 基超耐熱合金は、他の被削材に比べて切削加工時の工具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とされている⁵⁸⁾⁻⁶¹⁾。これは、Ni 基超耐熱合金は熱伝導率が低いため切削温度が高くなり、かつ高温強度も高いため、工具への熱的・機械的負荷が共に大きくなるためとされている⁶²⁾。工具損傷形態に関しては多数の報告があるが⁶³⁾、被削材が刃先に付着、脱落することで生じる凝着摩耗⁶⁴⁾⁻⁶⁸⁾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シブ摩耗⁶³⁾⁶⁶⁾⁶⁹⁾について報告されたものが多い。加えて、工具材料と被削材間の拡散現象による摩耗⁶⁸⁾⁷⁰⁾⁷¹⁾や、工具の酸化摩耗なども報告されている⁶⁸⁾⁷²⁾。コーテッド工具の摩耗機構に関する報告⁶⁶⁾⁻⁶⁹⁾⁷²⁾もあるが、それらに用いられているコーティング自身の損傷形態の詳細については十分に調査されているとはいえない。

Ti 合金切削時の特徴は、低熱伝導率と低密度のため、刃先の温度が高くなりやすいこと⁷³⁾⁻⁷⁶⁾、切りくず生成時のせん断角が大きいため、工具と被削材の接触面積が小さく、刃先に生じる熱的、機械的応力が狭い領域で高くなること⁷⁷⁾、断熱塑性変形により、切りくずが鋸歯状の形態で排出されるために被削材-工具間の切削抵抗の変動が生じやすく⁷⁶⁾⁷⁸⁾⁷⁹⁾、低ヤング率のため加工中にびびり振動を起こしやすいこと⁷⁸⁾などが報告されている。これらの要因に対し、熱的負荷を低減する加工条件の適用⁸⁰⁾や、高熱伝導率の工具材料を適用し、刃先の放熱性を改善すると、工具摩耗が低減する⁷⁴⁾⁸¹⁾と報告されていることから、Ti 合金の切削においては工具損傷に及ぼす熱的負荷の影響が大きいことが示唆される。工具損傷については、凝着に起因した刃先の欠損によって起こると報告⁷⁵⁾⁸²⁾されたものが多い。これは高温下で化学的に活性な Ti 合金が工具材料と反応しやすいためと考えられている⁷⁵⁾⁸³⁾⁸⁴⁾。Ti 合金と工具材料 (ダイヤモンド、超硬合金) の凝着現象については、接合や切削試験にて得られた凝着界面を観察し、反応相 (TiC) が生じると報告⁸³⁾⁸⁵⁾⁸⁶⁾されている。一般に、超硬合金工具にコーティングを施すことで工具寿命が向上するが、Ti 合金の旋削加工時にはコーティングによる摩耗抑制効果が特に小さく⁸²⁾⁸⁵⁾、工業的にもノンコート工具の適用率が高いようである。

いずれの被削材についても、切削加工時には凝着摩耗が生じると報告されたものが多いが、工具の損傷形態の評価は、実態顕微鏡や比較的低倍率の電子顕微鏡を用いた巨視的観察結果に基づくものが多く、凝着界面の状態や、凝着物直下における工具損傷形態は十分に調べられてはいない。特にコーティングの損傷形態については、Fig. 1.1 に例示されたような摩耗形態を構築するに至る観察例はない。すなわち、コーティングに必要とされる材料特性についても不明な点が多く、これらの報告からコーティングの開発方針を得ることは難しい。

これらの難削材を対象とした切削加工技術の研究開発状況についても報告されている⁸⁷⁾。切削加工システムの進歩については、たとえば高圧クーラント⁸⁸⁾⁻⁹¹⁾や液体窒素冷却の適用⁹¹⁾⁹²⁾、大型加工機を使用したセラミック工具による高速荒切削加工⁹³⁾が普及しつつあるが、切削環境の周辺設備を整える必要があり、急速な普及には至り難い。加えて、タービンディスク等は数万サイクルにも及ぶ頻繁な熱応力と遠心力および高温ガスに曝されるため、表面品位は加工変質等の表面組織を含めて制御する必要があり、能率のみを求めた加工方法が適用できない可能性がある。したがって、特に高い表面品位が要求される部位や仕上げ切削については、従来から適用されているコーテッド超硬工具による安定切削の需要が残ると考えられる。将来は、超高能率加工時の工具損傷機構を明らかにし、加工技術を発展させる必要があると考えるが、本研究では、特にコーテッド工具の損傷形態を明らかにすることに注力する。

Table 1.5 Difficult-to-cut rating of typical difficult to-cut materials⁵⁷⁾.

Work material	Hardness	T.S.(MPa)	Elongation(%)	$(k\rho C)^{0.5}$	DTCR	AISI MR
B1112	110	400	20	0.00215	0.65	100
S45C	200	600	20	0.00215	1.00	60
AISI4340	230	750	20	0.00215	1.21	45
0.8C Hardened steel	500	1200	1	0.00237	1.98	-
SUS304	150	630	40	0.00419	2.06	35
Ti-6Al-4V	300	1000	12	0.00789	2.8	22
Alloy 718	450	1400	21	0.00505	3.86	13
13Mn-1C	400	950	50	0.00461	4.19	-
Al ₂ O ₃	1900	1000	0	0.00314	7.43	-

※ T.S: Tensile strength, k : Thermal conductivity, ρ : Density, C : Specific heat

1.2 本研究の意義

前節で述べたように、工作機械、制御技術、切削工具、クーラントなど、それぞれの性能を追求した技術開発が検討されており、これらを適切に組み合わせた「切削加工システム」を構築し、工具刃先で生じる破壊現象を緻密に制御することが求められている。特に、航空機、エネルギー、発電産業においては、難削材加工の機会が多く、これらを高能率、高精度加工する技術は、重要な位置づけにある。

この要求に応えるためには、耐久性に優れた切削工具、特にコーティングの耐摩耗性向上が求められる。一方、コーティングの損傷は数ミクロンの微小領域において生じる現象のため、その損傷形態は明らかになっていない。これを詳細に調査し、工具損傷機構を解明することは、工具材料の開発指針を示すことにつながる。また、損傷機構の特定は、切削条件の最適化に対する策定方針を示し、生産コスト低減にも寄与すると考えられる。さらに、切削現象、摩耗形態、コーティング特性の相互の関係が得られれば、将来の難削系新素材を対象とした切削加工システムの構築にも有益な指針を示し、産業発展に貢献できると考える。

1.3 本研究の目的

環境負荷低減が求められるなか、航空機、エネルギー、発電産業においては、製品自体の性能向上によるエネルギーコスト削減効果が大きいいため、さまざまな技術革新が期待されている。Ni 基超耐熱合金および Ti 合金は、これらの分野で重要な部材に適用されるが、一方で、典型的な難削材として知られており、切削加工時の工具の摩耗進行速度が高く、高精度、高能率加工することが難しい。近年、工作機械の剛性向上、制御機能の充実、クーラントの性能向上や塗布方法の開発などにより、切削加工システムの高機能化が進むなか、各々の性能を最大限に引き出し、安定的に運用していくためには、被削材と工具の接点における工具損傷機構を明らかにし、耐久性に優れた切削工具の開発が求められる。

工具損傷については、これまでに多くの評価がなされてきたが、その大部分は巨視的観察結果に基づくものであり、損傷形態は明らかとなっていない。特に厚さが数ミクロンのコーティングを対象に、微視的な観点で調査した報告は少なく、その損傷機構が明らかになっているとはいえない。

本研究の目的は、Ni 基超耐熱合金および Ti 合金切削加工時の工具損傷状態を微視的に調査し、工具損傷機構を明らかにすることで工具開発指針を得ることである。検討に際し、工具材料に主として TiN コーテッド工具を用いた。TiN コーティングは切削工具に用いられる材料として基本的な特性を有している。また、TiN コーティングは成膜プロセスの検討により様々な特性を変化させることができる。被削材はそれぞれの代表的な材料である Alloy 718 と Ti-6Al-4V 合金とし、これらを連続切削や断続切削したときの工具の損傷形態を調査、比較することで、各材料の難削性要因についても検討した。

1.4 本論文の構成

本論文は以下の 7 章から成り立っている。各章の主な内容は次の通りである。

第 1 章では、本研究の背景として、切削加工技術の概要および工具損傷について概説し、これまでのコーティングの開発動向についてまとめた。また、Ni 基超耐熱合金および Ti 合金の用途や被削性について示し、工具損傷機構を明らかにすることの必要性について述べた後、改めて本研究の目的、本論文の構成について述べている。

第 2 章では、Ni 基超耐熱合金を連続切削したときの PVD コーテッド工具の損傷機構について述べる。被削材を Alloy 718 とし、切削加工時に熱的・機械的負荷の変動が小さい連続切削時における TiN コーテッド工具の刃先損傷部を微視的に観察し、摩耗過程を調べている。切削距離毎に工具の表面や断面から損傷部を観察し、特に工具の表面に付着した凝着物の分布や凝着界面の状態およびコーティングの損傷形態に着目した。コーティングの損傷は、コーティングに含まれる欠陥（ドロップレット）を起点とした破壊や、凝着物のしゅう動に伴う塑性変形と微細破壊であることを明らかにしている。観察結果に基づき、Alloy 718 連続切削時のコーティング損傷モデルを構築している。また、工具の逃げ面とすくい面における摩耗形態を分類し、それらが損傷速度に与える影響について述べている。

第 3 章では、Ni 基超耐熱合金連続切削加工時におけるコーティングに求められる特性について検討した。まず、切削現象を定量的に評価するために切削温度と切削抵抗を測定し、コーティングが塑性変形した温度域を調べた。また、第 2 章で構築した損傷モデルに基づき、コーテ

ィングの組成や成膜方法を変えて損傷対策を施した PVD コーテッド工具の切削性能を評価することで、損傷モデルの妥当性を検証している。また、コーティングの材料特性と切削性能の関係を検討するために、PVD法とCVD法で成膜したTiNコーテッド工具の切削試験を行った。コーティングの耐熱性を評価するために、800 °C以上と推定された切削温度を考慮し、600-1200 °Cで熱処理したときの結晶状態、組織、硬さの変化を調べた。CVDコーティングの有する組織安定性と高温硬さが、切削加工時の塑性変形を抑制するための必要な特性であることを述べている。

第4章では、Ti-6Al-4V合金を連続切削したときのPVDコーテッド工具の損傷機構について述べる。工具損傷状態は第2章と同様の手順で評価した。Ti-6Al-4V合金とAlloy 718切削加工時のコーティング損傷状態を比較し、コーティング損傷は凝着界面における結晶方位関係の有無と凝着物の破断強さの影響を受けると考えて、それぞれの材料を切削した際のコーティング損傷を説明できるモデルを提案している。Ti-6Al-4V合金切削時のコーティング損傷は、切りくずが凝着物上を移動するときに生じるせん断力によって凝着物が破断し、そのクラックがコーティングに伝播することが原因であると説明している。工具損傷抑制のためには、工具材料に延性的特性を有する超硬合金を適用し、刃先を十分に冷却することが有効であることを述べている。

第5章では、Alloy 718断続切削時のPVDコーティングの損傷状態を評価し、工具損傷はコーティングの塑性変形と基材に対し平行方向に生じるクラックが原因であることを明らかにしている。この損傷形態は、切削中の摩擦力の低減によって抑制できると考え、切削中に低摩擦力となる組成が(Al,Ti)Nであることを見出すとともに、これの適用によって損傷抑制が可能であることを実験的に示している。切削中の空転域によって刃先が冷却される断続切削については、PVD法における組成選択の自由度を生かし、軟化抵抗が高く、切削中に低摩擦力を生じる組成の選定が工具損傷の抑制に有効であることを確認している。連続切削時の工具損傷機構（第2章、第3章、第4章）を含めて、Ni基超耐熱合金加工用工具の開発指針について述べている。

第6章では、Ti-6Al-4V合金断続切削時のPVDコーティングの損傷状態を評価している。Ti-6Al-4V合金切削時の工具損傷は、連続切削と断続切削に関わらず、凝着界面に結晶方位関係が観察され、凝着力が強いと考えられた。損傷形態は脆性破壊のみであった。Alloy 718切削時（第5章）と同様に、コーティング内に基材に対し平行方向にクラックが生じたことを確認している。工具損傷抑制には、コーティング内の欠陥（ドロップレット）量低減が効果的であることを示している。連続切削時の工具損傷機構（第4章）を含めて、Ti合金加工用工具の工具開発指針について述べている。

第7章では、本研究を総括して述べる。

参考文献

- 1) 社団法人日本工作機械工業会: 次世代成長産業の競争力確保に必要な工作機械に関する調査研究 (2011).
- 2) たとえば, 小野浩二, 河村末久, 北野昌則, 島宗勉: 理論切削工学, 現代工学社 (1979) 1.
- 3) 白樫高洋: 切削加工と切削現象, 精密工学会精密工学基礎講座 切削加工 第1回.
- 4) M.C. Shaw: *Metal cutting principles*, CBS Publishers & Distributors Pvt. Ltd. (2002) 333.
- 5) 桑隆行, 重川英文, 小松直隆, 古立哲, 中村真吾, 山田泰成: 大形工作機械の高精度加工技術特殊ジェット潤滑と熱変形補償技術 (ATDS), 三菱重工技報, 49, 3 (2012) 33.
- 6) 森村章一, 下村亮一, 加藤英登, 吉村辰浩: 高精度/高剛性を実現する低コストで高効率軸冷却機能を備えた主軸の開発, 精密工学会誌, 79, 2 (2013) 124.
- 7) 日立ツール成田工場: 刃先交換式ラフィングエンドミルの開発, 素形材, 53 (2012) 28.
- 8) C. Ducros, F. Sanchette: Multilayered and nanolayered hard nitride thin films deposited by cathodic arc evaporation. Part 2: Mechanical properties and cutting performances, *Surf. Coat. Technol.* 201 (2006) 1045.
- 9) J. Rech: Influence of cutting tool coatings on the tribological phenomena at the tool-chip interface in orthogonal dry turning, *Surf. Coat. Technol.* 200 (2006) 5132.
- 10) 江渡寿郎, 大西慶弘, 宮口竹雄: 切削加工専門シミュレーションプログラムとその使い方, 機械と工具, 9 (2014) 14.
- 11) 小島彰, 小池栄次郎, 佐藤栄二: 加工現象の定量化と高能率切削加工技術, 東芝レビュー, Vol. 67. No. 2 (2012) 27.
- 12) たとえば, 竹内芳美: 多軸・複合加工用 CAM, 日刊工業新聞社 (2013).
- 13) 北山雅允, 高木史明, 慈道陽一郎: 耐熱合金用水溶性切削油の実用性能と加工性向上メカニズムの検討, *Idemitsu Tribo Rev.* 34 (2012) 2164.
- 14) 岩田重広: 環境対応型の水溶性切削油剤—その開発動向—, 精密工学会誌, 68, 7 (2002) 919.
- 15) 金枝敏明, 石岡建一: Ni基超耐熱合金インコネル718切削における塗布効果, 砥粒加工学会誌, 56, 7 (2012) 475.
- 16) 陳徳成, 鈴木康夫, 酒井克彦: 複合ミスト供給法による旋削加工の研究, 精密工学会誌, 67, 6 (2001) 922.
- 17) 山本博雅, 佐竹健太郎, 笹原弘之, 成田徹, 堤正臣, 村木俊之: 駆動型ロータリ切削による難削材の高能率加工におけるMQLの効果—工具温度と切り屑凝着—, 精密工学会誌, 77, 3 (2011) 316.
- 18) F. Klocke, A. Krämer, H. Sangermann, D. Lung: Thermo-Mechanical Tool Load during High Performance Cutting of Hard-to-Cut Materials, *Procedia CIRP* 1 (2012) 295.
- 19) 日本潤滑学会編: 潤滑用語集, 160.
- 20) J.T. Burwell: Survey of possible wear mechanisms, *Wear*, 1 (1957) 119.
- 21) *Modern Tribology Handbook*: CRC Press (2000) 278.
- 22) 笹田直: 摩耗, 養賢堂 (2008) 117.
- 23) H. Opitz, W. König: On the wear of cutting tools, *Advances in MTDR part 1* (1967) 173.
- 24) たとえば, 杉田忠彰, 上田完次, 稲村豊四郎: 基礎切削加工学, 共立出版株式会社 (1984) 230.
- 25) M.C. Shaw, S.O. Dirke: On the wear of cutting tools, *International Institution for Production Engineering Research, Microtecnic*, 10, 4 (1956) 187.
- 26) たとえば, 臼井英治: 現代切削理論—コンピュータ解析と予測システム—, 共立出版株式会社 (1990) 181.
- 27) 竹山秀彦: 切削工具材料からみた切削加工, 精密機械, 39, 9 (1973) 871.
- 28) たとえば, 鈴木壽: 超硬合金と焼結硬質材料 基礎と応用, 丸善株式会社 (1986).
- 29) 福井治世: 切削工具用コーティング技術の進化—CVD法とPVD法—SEIテクニカルレビュー, 188 (2016) 26.

- 30) 瀬戸山誠, 福井治世, 森口秀樹: 最近の切削工具用 PVD コーティング膜, 高温学会誌, 33, 2 (2007) 90.
- 31) D.T. Quinto: Technology Perspective on CVD and PVD coated Metal-Cutting Tools, Int. J. Refractory Metals & Hard Materials, 14 (1996) 7.
- 32) S. Söderberg: Advances in coating technology for metal cutting tools, Metal Powder Report, 56, 4 (2001) 24.
- 33) A. Inspektor, P.A. Salvador: Architecture of PVD coatings for metal cutting applications: A review, Surf. Coat. Technol., 257 (2014) 138.
- 34) 河野通廣, 池永勝, 市村博司: アークイオンプレーティング膜の特性と工業的応用, 表面技術, 44, 9 (1993) 2.
- 35) 本西英: PVD コーティング工具の進歩, 精密工学会誌, 75, 1 (2009) 70.
- 36) 山田保之, 池田孜: コーテッド工具ードリル・エンドミル, 精密工学会誌, 61, 6 (1995) 778.
- 37) 池田孜, 佐藤廣士: PVD 法によって作製した Ti-Al-N 系硬質膜の高温酸化特性と耐摩耗性, 日本金属学会誌, 57, 8 (1993) 919.
- 38) 石川剛史, 井上謙一: 切削工具用高硬度 TiSiN 系コーティング材料の開発, 日立金属技報, 21 (2005) 59.
- 39) 山本謙司, 九次米進: AIP 法による切削工具用硬質皮膜の設計技術, R&D 神戸製鋼技報, 59, 1 (2009) 21.
- 40) H. Willmann, P.H. Mayrhofer, L. Hultman, C. Mitterer: Hardness evolution of Al-Cr-N coatings under thermal load, J. Mater. Res., 23, 11 (2008) 2880.
- 41) Y.X. Wang, S. Zhang: Toward hard yet tough ceramic coatings, Surf. Coat. Technol. 258 (2014) 1.
- 42) R. Koda, H. Usuki, M. Yoshinobu, K. Morishita, S. Koseki, K. Inoue, M. Hagino: Effect of Work Material's Hardness on Cutting Performance of TiAlN- and CrAlN-coated Cutting Tools, Key Eng. Mater., 656-657 (2015) 231.
- 43) 小関秀峰, 井上謙一: Cr 系コーティング皮膜の適用領域と特徴, 砥粒加工学会誌, 58, 5 (2014) 297.
- 44) 佐々木恒: CVD コーティングによる硬質膜の形成とその用途, 表面技術, 41, 11 (1990) 61.
- 45) 長田晃: CVD によるコーティング切削工具の現状, 表面技術, 51, 4 (2000) 330.
- 46) 石井敏夫: 被覆工具用 α -Al₂O₃CVD 膜のエピタキシャル成長と高密着性に関する研究, 博士論文 (2002).
- 47) 小坂弘道: 切削加工の基本知識, 日刊工業新聞社 (2007) 47.
- 48) 種池正樹, 岡田郁生, 下島幸郎, 小熊英隆, 原田広史, 横川忠晴, 鉄井利光: 高効率ガスタービン向け超耐熱合金の開発, 第 39 回日本ガスタービン学会定期講演会 (松本) 講演論文集 (2011) 275.
- 49) 錦織貞郎: 航空機分野におけるチタン合金の開発とその適用, 軽金属, 55, 11 (2005) 557.
- 50) 民間輸送機に関する調査研究, 財団法人日本航空機開発協会 (2009).
- 51) 独立行政法人物質・材料研究機構: 超耐熱材料研究の最前線, NimS NOW, 9, 8 (2009) 2.
- 52) 関本昌利: 次世代航空機における難削金属素材の加工技術とトライボロジー, トライボロジスト, 58, 12 (2013) 888.
- 53) 稲垣育宏, 武智勉, 白井善久, 有安望: 航空機用チタンの適用状況と今後の課題, 新日鉄住金技報, 396 (2013)23.
- 54) 長田卓, 大山英人, 村上昌吾: 航空機向けチタン合金の鍛造工程設計技術, R&D 神戸製鋼技報, 64, 2 (2014) 28.
- 55) 竹山秀彦, 飯島昇: 耐熱合金の難削特性と工具材の適応性に関する研究, 精密工学会誌, 55, 8 (1989) 1481.
- 56) 精密工学会編: 精密工作便覧, コロナ社 (1992) 126.

- 57) 山根八洲男, 関谷克彦: 難削指数による難削性の評価, 精密工学会誌, 70, 3 (2004) 407.
- 58) D. Ulutan, T. Ozel: Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review, Int. J. Mach. Tools Manu., 51 (2011) 250.
- 59) M. Rahman, W.K.H. Seah and T.T. Teo, The Machinability of Inconel 718, J. Mater. Process. Technol., 64 (1997) 199.
- 60) 関谷克彦, 山根八洲男, 鳴瀧則彦: ニッケル基超耐熱合金 Inconel718 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.
- 61) 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.
- 62) E.O. Ezugwu, Z.M. Wang, A.R. Machado: The machinability of nickel-based alloys: a review, J. Mater. Process. Technol., 86 (1998) 1.
- 63) D. Zhu, X. Zhang, H. Ding: Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys, Int. J. Mach. Tools Manu., 64 (2013) 60.
- 64) 生田明彦, 篠崎賢二, 増田英昭, 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.
- 65) 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.
- 66) 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.
- 67) 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.
- 68) 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.
- 69) 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.
- 70) Y.S. Liao, R.H. Shiue: Carbide tool wear mechanism in turning of Inconel 718 superalloy, Wear, 193 (1996) 16.
- 71) 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.
- 72) Y. Fan, Z. Hao, J. Lin, 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.
- 73) たとえば, 日本チタン協会: チタンの加工技術, 日刊工業新聞社 (2001) 20.
- 74) 本西英, 磯田敏雄, 吉田浩二, 伊藤英男, 津森芳勝, 寺田好則: チタンの切削, R&D 神戸製鋼技報, 35, 3 (1985) 61.
- 75) E.O. Ezugwu, Z.M. Wang: Titanium alloys and their machinability -a review-, J. Mater. Process. Technol., 68 (1997) 262.
- 76) 帯川利之, 臼井英治: チタン合金 (Ti-6Al-4V) の鋸歯状切りくず生成の FEM シミュレーション (第2報), 精密工学会誌, 59, 6 (1993) 933.
- 77) W. König. AGARD Conf. proc. 256 (1979) 1.1.-1.2.
- 78) 臼井英治, 帯川利之, 白樫高洋: 難削材の切削過程の解析 (第2報), 精密工学会誌, 52, 9 (1986) 1623.
- 79) F. Ducobu, E.R.-Lorphèvre, E. Filippi: Numerical contribution to the comprehension of saw-toothed Ti6Al4V chip formation in orthogonal cutting, Int. J. Mech. Sci., 81 (2014) 77.
- 80) 臼杵年, 佐藤公紀, 古屋諭: コーテッド工具によるチタン合金の高速エンドミル加工, 精密工学会誌, 71, 4 (2005) 491.

- 81) 前川克廣, 大島郁也, 鈴木一幸: Ti-6Al-6V-2Sn の切削加工能率の向上に関する研究 (第2報), 精密工学会誌, 59, 6 (1993) 927.
- 82) A. Jawaid, S. Sharif, S. Koksai: Evaluation of wear mechanisms of coated carbide tools when face milling titanium alloy, *J. Mater. Process. Technol.*, 99 (2000) 266.
- 83) P.D. Hartung, B.M. Kramer: Tool wear in Titanium Machining, *Annals of the CIRP*, 31, 1 (1982) 75.
- 84) D. Jianxin, L. Yousheng, S. Wenlong: Diffusion wear in dry cutting of Ti-6Al-4V with WC/Co carbide tools, *Wear*, 265 (2008) 1776.
- 85) 生田明彦, 篠崎賢二, 増田秀基, 黒木英憲, 山根八州男, 深谷保博: 切削時を考慮した各種 Ti 合金と超硬合金との接合性, 溶接学会論文集, 18, 2 (2000) 280.
- 86) 篠崎賢二, 生田明彦, 増田秀基, 山根八州男, 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検討 (第1報), 精密工学会誌, 66, 2 (2000) 224-228.
- 87) 越智秋雄, 金枝敏明, 山根八州男, 若林利明: 難削材加工の現状と専門員会の取り組み, 精密工学会誌, 70, 8 (2004) 1017.
- 88) R.B. da Silva, A.R. Machado, E.O. Ezugwu, J. Bonney, W.F. Sales: Tool life and wear mechanisms in high speed machining of Ti-6Al-4V alloy with PCD tools under various coolant pressures, *J. Mater. Process. Technol.*, 213 (2013) 1459.
- 89) T. Obikawa, M. Yamaguchi, K. Funai, Y. Kamata, S. Yamada: Air jet assisted machining of nickel-base superalloy, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 61 (2012) 20.
- 90) 大森茂俊, 加藤隆弘, 前田貴大, 上野宏和: 高圧クーラントが旋削加工の切りくず処理性に及ぼす影響, 明石工業高等専門学校研究紀要, 55 (2013) 7.
- 91) R. M'Saoubi, D. Axinte, S.L. Soo, C. Nobel, H. Attia, G. Kappmeyer, S. Engin, W.-M. Sim: High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 64 (2015) 557.
- 92) S.Y. Hong, Y. Ding: Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of Ti-6Al-4V, *Int. J. Mach. Tools. Manu.*, 41 (2001) 1417.
- 93) 村木俊之, 山本博雅: 複合加工機の現状と展望, 精密工学会誌, 78, 9 (2012) 740.

第2章 Alloy 718 連続切削加工時における PVD コーテッド工具の損傷機構

2.1 緒言

前章において、Ni 基超耐熱合金が航空機エンジンなどの重要部材に用いられ、高精度加工が必要であるものの、典型的な難削材であるため、切削加工時の工具摩耗進行速度が高く、高精度加工と高能率加工の両立に課題があることを述べた。

Ni 基超耐熱合金切削加工時の工具損傷は、凝着摩耗、アブレシブ摩耗が主因であると報告されたものが多い¹⁾²⁾が、工具材料と被削材間の拡散現象による摩耗や、工具の酸化を伴う摩耗なども報告されており²⁾³⁾、摩耗機構については不明な点も多い。また、これらの報告の多くは巨視的な観察結果に基づいており、特にコーテッド工具の摩耗機構について、微視的観察による解明は、十分に行われていない。

近年、コーティングの組成や成膜プロセスの改良により、コーテッド工具の性能は飛躍的に向上した。被削材のさらなる難削化に対応するために、切削加工時のコーティングの損傷機構を解明し、切削環境に必要な特性を具備した工具材料の開発が求められる。

本章では、切削工具に適用されるコーティング組成のうち、最も基本的といえる TiN を選定し、成膜手法として代表的に用いられている PVD 法の Arc Ion Plating 法 (PVD-Arc 法) によって成膜したコーテッド工具を準備した。被削材は代表的な Ni 基超耐熱合金である Alloy 718 を選定した。工業的に利用されている切削条件⁴⁾⁵⁾で切削加工した後、各種評価装置を用いて工具刃先の損傷状態を微視的に観察し、工具損傷機構を明らかにした。なお、本研究で選択した TiN コーティングは切削工具に用いられる材料として基本的な硬さ、耐酸化性を有しているが、その特性は高くはないため、近年の開発材に比べ損傷状態の観察に適すと考えた。加えて、必要に応じて損傷抑制要素を付加することができるため、要因特定を目的とした実験的検証が可能である。

工具損傷の評価は、切削距離毎の刃先損傷形態を工具刃先の表面や断面から観察した。特に工具表面に付着した凝着物の分布状態や凝着界面の状態および、コーティング自体の損傷形態に着目した。得られた結果に基づき、Alloy 718 切削時のコーティング損傷モデルを構築した⁶⁾。また、工具の逃げ面とすくい面における摩耗形態を分類し⁷⁾、損傷速度との関係性について考察した。

2.2 実験方法

2.2.1 供試材

被削材に Alloy 718 (時効処理材, 440 Hv, オーステナイト (γ -Ni) 粒径: 12.5-14.8 μm) を準備した。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) とした。コーティングの組成は TiN とし、PVD-Arc 法により、膜厚が 3 μm 程度となるように成膜した。以下、コーティングは組成と成膜方法を組み合わせて TiN-Arc と記載する。Fig. 2.1 に Alloy 718 の組織写真を示す。また、Fig. 2.2 に TiN-Arc と超硬合金の断面組織を示した。

2.2.2 切削試験

切削試験には 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．Fig. 2.3 に切削試験の概略図を示す．

工具形状は，CNMG120408，すくい角 13° のブ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前すくい面，横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よそ 7° と見積もられた．逃げ角は 6° である．切削条件は，工業的に用いられる一般的な条件⁴⁵⁾を選定し，切削速度 $V = 30$ m/min，送り $f = 0.2$ mm/rev，切込み $d = 0.5$ mm，湿式加工とし，エマルジョンタイプの切削油（Blaser. SWISLUBE 製，Vasco 1000）を希釈して用いた．各切削距離（cutting length $L = 1, 10, 50, 200$ m）まで切削加工した後，工具の損傷形態を観察した．切削条件を Table 2.1 に示す．

2.2.3 工具損傷状態の観察および分析

切削後の工具刃先損傷部について，表面と断面から観察および分析を行った．Fig. 2.4 に刃先観察位置の模式図を示す．また，Table 2.2 に分析条件をまとめて示す．

表面形態の観察は，走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope: SEM，株式会社日立ハイテクノロジーズ製，N3500）により観察した．また，付設の反射電子検出器によって，組成像（compositional image）を観察した．SEM 像は主に凹凸に起因したコントラストを示し，エッジ部は明るい白色で示される．組成像は組成に起因したコントラスト（Z コントラスト）を示し，平均原子番号が大きいほど明るい白色で示される．

凝着物の組成および分布状態は，電子プローブマイクロアナライザー（Electron Probe Micro Analyzer: EPMA，日本電子株式会社製，JXA8500-F）の定量分析および面分析機能により評価した．それぞれの分析は，波長分散型 X 線分光器（Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer: WDS）によって行った．

凝着物とコーティングとの界面における酸素や特定元素の濃化の有無を調べるために走査型オージェ電子顕微鏡（Scanning Auger Microscope: SAM，PHI 社製，SMART200）により，表面から深さ方向の元素分布を調べた．SAM では，C, N, O, Ti, Cr, Fe, Co, Ni, Nb, Mo, W を指定し，試料表面を Ar イオン銃により 5 min，スパッタクリーニング後，測定を実施した．分析条件は，加速電圧 10 kV，試料電流 10 nA，電子線プローブ径 $0.1 \mu\text{m}$ 以下，エッチング速度は SiO_2 換算で $500 \text{ \AA}/\text{min}$ とした．

断面観察用試料の作製は，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 $1 \mu\text{m}$ のダイヤモンドスラリーを塗布した回転定盤で研磨した．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と考えられる刃先中心とした．コーティングの損耗状態を観察するために研磨面を収束イオンビーム装置（Focused Ion Beam: FIB，株式会社日立製作所製，FB-2100）により，Ga イオンミリングを行った後，走査イオン顕微鏡（Scanning Ion Microscopy: SIM）による観察を行った．FIB 加工時には，刃先に C, W を蒸着し，Ga イオンによるイオンビーム加工を実施した．SIM 像は SEM 像に比べ，試料内でのビーム広がり小さいため，極表層の情報が得られる．これにより，試料表層の結晶方位に起因するコントラスト（チャネリングコントラスト）を得やすいことが特徴である．本研究では，SIM 像によりコーティングの柱状粒子の形態を観察した．次いで，コーティ

ングの柱状粒子の結晶方位解析を電子線後方散乱回折 (Electron Back Scatter Diffraction: EBSD, OXFORD 社製, HKL Channel5, 日立ハイテクノロジーズ製, SU-70 に付設) により行った. EBSD は, 表層から数 nm 領域で非弾性散乱した反射電子を検出することで, 結晶方位の情報が得られる. EBSDの前処理として, 鏡面研磨 (分析視野) した刃先断面試料について, 研磨による加工歪を除去するために FIB 加工を実施し, さらに FIB 加工時の Ga イオンによるダメージ層を除去するために表層を Ar エッチングした.

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透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope: TEM, 日本電子株式会社製, JEM-2010F) や走査型透過電子顕微鏡 (Scanning Transmission Electron Microscope: STEM, 日本電子株式会社製, JEM-2010F) 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) や極微電子線回折 (Nano-Beam Diffraction: NBD) により凝着物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 装置に付設のエネルギー分散型 X 線分光器 (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.

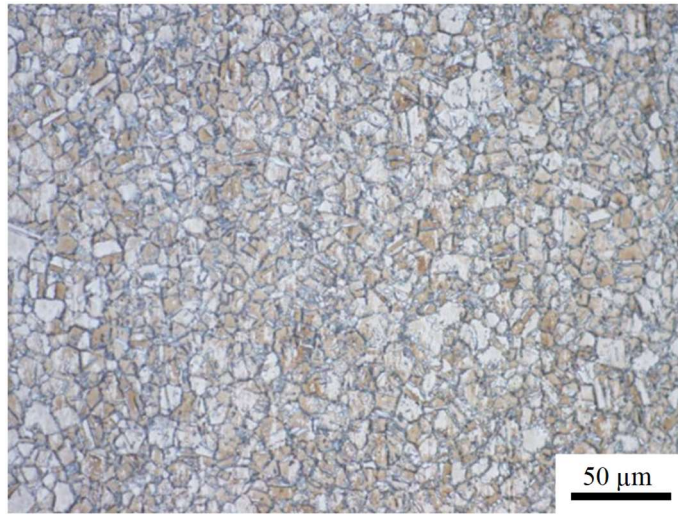
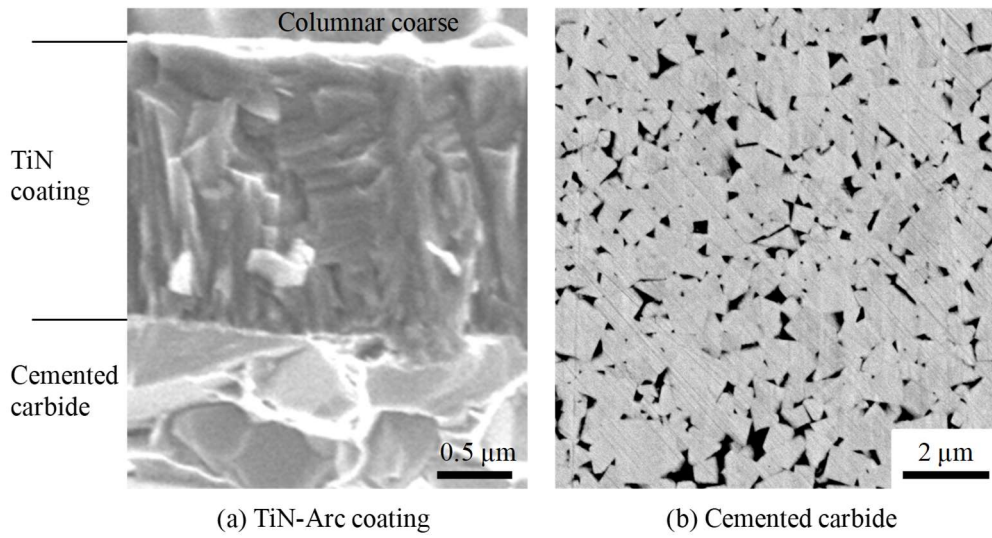


Fig. 2.1 Observed microstructure of Alloy 718.



(a) TiN-Arc coating

(b) Cemented carbide

Fig. 2.2 Cross-sectional images of the tool materials.

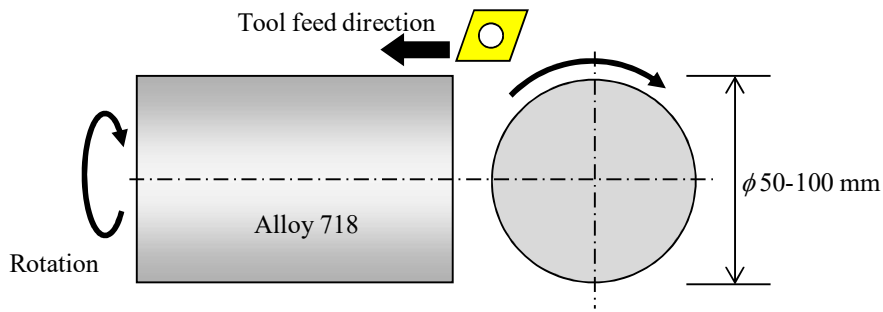


Fig. 2.3 Experimental setup of turning.

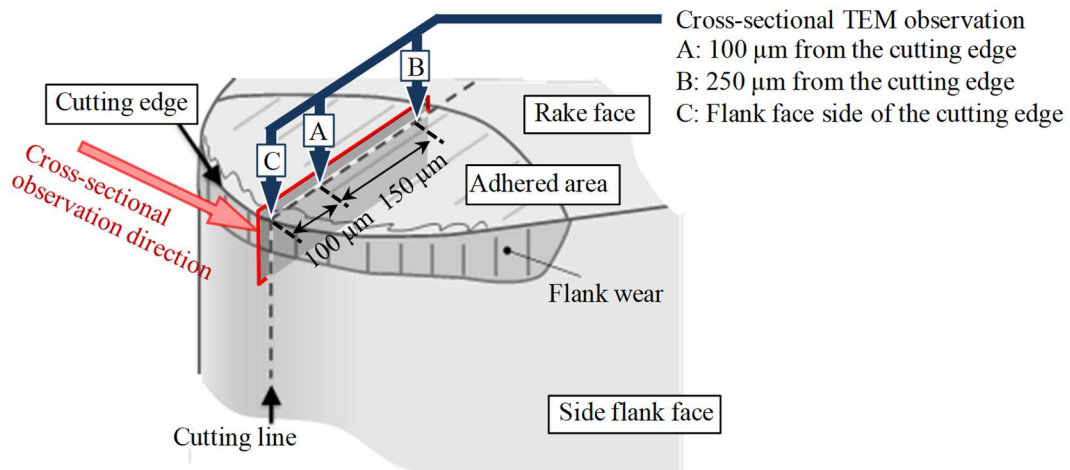


Fig. 2.4 Analysis points of the cutting tool after turning of Alloy 718.

Table 2.1 Cutting conditions of turning.

Work material	Alloy 718, aging, hardness: 440 Hv	
Turning tool	Geometry	CNMG120408
	Substrate	Cemented carbide (JIS K05 grade)
	Coating composition	TiN
	Coating method	PVD-Arc
	Coating thickness	3 μm
Cutting conditions	Cutting speed V	30 m/min
	Cutting length L	1, 10, 50, 200 m
	Feed rate f	0.2 mm/rev
	Cutting depth d	0.5 mm
	Coolant	Wet (emulsion)

Table 2.2 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 μ A Beam diameter: 0.5 μ m Area analysis Acceleration voltage: 15 kV Probe current: 0.3 μ A Beam diameter rake face: 5 μ m flank face: 2 μ m cross section: 5 μ m
SAM	PHI, SMART200	Acceleration voltage: 10 kV Probe current: 0.01 μ A Beam diameter: < 0.1 μ m Scan area: 20 \times 20 μ m ² Etching rate: 500 \AA /min (SiO ₂ conversion)
FIB / SIM	Hitachi, FB2100	Ion beam processing Acceleration voltage: 40 kV Probe current: 1.6, 40 nA SIM observation Acceleration voltage: 40 kV Probe current: 0.02 nA Beam diameter: < 5 nm
SEM / EBSD	Hitachi, SU-70 OXFORD, HKL Channel5	Acceleration voltage: 15 kV Step: 0.02 μ m, 150 \times 300 points
TEM / STEM / EDS	JEOL, JEM-2010F	Selected-area diffraction (SAD) Nano beam diffraction (NBD) Accelerating voltage: 200 kV Diffraction area: SAD 140 nm NDB < 3 nm Energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) Accelerating voltage: 200 kV Beam diameter: 1 nm

2.3 結果および考察

2.3.1 工具損傷部の表面観察

Fig. 2.5に切削距離と逃げ面最大摩耗幅の関係を示す。Fig. 2.6に200 m切削後の前逃げ面境界部のSEM像観察結果を示す。TiN-Arcコーテッド工具とノンコート超硬合金工具を比較した結果、200 m切削後の逃げ面最大摩耗幅は同等であり、工具損傷形態も同様であった。10 m加工時点の切削初期段階では、TiN-Arcコーテッド工具の方が摩耗幅が大きく、すなわち、コーティングが耐摩耗性を示さず、場合によっては工具損傷に対し、悪影響を及ぼすことが示唆された。

Fig. 2.7に各切削距離後の工具刃先のSEM像観察結果を示す。1 m切削時点からすくい面に凝着物の付着を確認した。10 m切削以降は切削距離が長くなるにつれ、特に前逃げ面の境界部の摩耗幅が拡大した。このことから、工具寿命を延ばすためには前逃げ面境界部の損傷要因の特定と、その対策が求められることがわかる。

Fig. 2.8に各距離切削後の前逃げ面境界部のSEM像観察結果を示す。1 m切削時点 (Fig. 2.8(a)) においてコーティングに擦過痕が観察された。10 m切削時点 (Fig. 2.8(a)) で基材が露出すると共に、コーティングに破壊が起こったことがわかる。このような早期段階におけるコーティングの破壊は、コーティングによる耐摩耗性向上効果が得られない一つの要因であると推定される。PVD-Arc法で成膜されたコーティングは成膜中に発生するドロップレットと呼ばれる金属粒子が膜内に多数存在している。これらは、成膜過程で蒸発源 (ターゲット) 表面が過度に熔融し、飛散した金属粒子であり、イオン化していないことからターゲットの金属組成に近い状態でコーティング膜に残留した欠陥である⁸⁾。そのため、ドロップレット自体は周辺の窒化物に比べ軟らかく、一種の空隙のようになっているため、応力集中が生じ、破壊の起点になった可能性が高い。なお、材料内部における応力集中のみならず、表面の凹凸も破壊の起点になったと考えられる。Fig. 2.5でコーテッド工具の初期損傷幅がノンコート超硬合金工具に比べて大きくなったのは、コーティングの破壊により、摩耗幅が増大したためと考えられる。50 m切削後においては、コーティングの有無に関わらず、損傷幅の大きさと損傷形態に差は見られない。なお、TiNコーティングとWC粒子が同様に摩耗していたことから、切削環境下ではTiNコーティングと超硬合金の耐摩耗性に大きな差が無かったと考えられる。

2.3.2 凝着物の分布状態の評価

すくい面に付着した凝着物を定性分析した結果、Alloy 718の含有元素 (Ni, Cr, Fe, Mn, Mo, Ti, Al, C)、超硬合金の含有元素 (W, C, Co, Cr)、コーティングの含有元素 (Ti, N) に加え、微量のSi, Oが検出された。

Fig. 2.9(a)に10 m切削後の逃げ面境界部の面分析の結果を示す。Ni, Cr, Fe, Mn, Moが同位置で検出され、特定元素が場所による偏りを生じることなく付着していたため、凝着物の分布については、主成分であるNi-K α を代表として示した。TiNコーティングと超硬合金基材については、それぞれTi-K α , W-M α の分布を並べて示した。加えて、工具の酸化摩耗に影響を与える可能性のあるO-K α も示した。Niの分布から、凝着物は刃先上部および境界部に多く付着したことがわかる。また、コーティングの損傷領域には凝着物成分の分布がみられ、凝着物がコーティングの破壊部に噛み込むように付着した様子が確認された。逃げ面におけるコーティングの摩耗速度が大きかったのは、Ni基超耐熱合金の加工硬化が大きいため⁹⁾加工硬化した仕上げ

面とコーティングが高面圧で擦過し、コーティングの破壊が生じ、加えて凝着物の噛み込みと脱落が繰り返されたことが原因と考えられる。

Fig. 2.9(b)に 10 m 切削後のすくい面の面分析の結果を示す。Ni-K α の分布から、凝着物は工具刃先の先端部 (Fig. 2.9(b)-A 位置) よりも刃先から離れた位置 (Fig. 2.9(b)-B 位置) で多く付着していた。刃先の先端部近傍では凝着物上に擦過痕が見られた。

Table 2.3 に 10 m 切削後のすくい面 (Fig. 2.9(b)- Q 位置) における凝着物の定量分析値と、比較として Alloy 718 の材料規格値を示す。定量分析値は材料規格値と同等の値を示し、O-K α がほとんど検出されないことから、凝着物は Alloy 718 組成そのものであり、酸化も生じていないことがわかった。

Fig. 2.10 にすくい面において凝着物の分布状態が異なった位置 Fig. 2.9(b)-A, -B (10 m 切削後) それぞれについて、SAM により元素の深さ方向の分布状態を測定した結果を示す。A, B 位置はそれぞれ刃先から 100, 250 μm 程度離れた場所にあり、20 μm 角の範囲を分析した。各位置とも凝着物中及び凝着物/コーティング界面に特定元素の濃化は確認できなかった。A 位置において凝着界面近傍にわずかに酸素が検出されたのは、測定範囲内における表面の凹凸のために明瞭な界面が得られなかったことや凹凸部に付着した汚れの影響を受けたためと考えられる。比較的均一に損傷が進行したと考えられる B 位置については、凝着物/コーティング界面に酸素の検出はなかった。このことから、工具損傷に酸化反応は関与していないと判断された。なお、刃先先端部 (A 位置) と後方部 (B 位置) における凝着物やコーティングの厚みについては、EPMA と SAM の結果から、A 位置は TiN コーティングが厚く、B 位置では薄い。その反対に、A 位置は凝着物が薄く、B 位置では厚く付着していることがわかる。これらは後に示す断面 TEM 像の観察結果とも一致した。つまり、TiN コーティングは A 位置より B 位置で早期に損傷が起こり、クレータ状に摩耗したことが示唆される。B 位置は A 位置に比べ切削温度が高い¹⁰⁾ と考えられ、熱的負荷が大きくなったことで摩耗速度が高くなったと推察される。

以上の逃げ面、すくい面の分析結果は、凝着物が厚く付着した位置で優先的に摩耗が生じる傾向を示した。これは、被削材と工具の接触により切削熱が多く伝播した場所で摩耗が起こりやすかったことを示唆する。すなわち、凝着物の付着位置で優先的に損傷が生じたと考察でき、熱的負荷は摩耗速度に大きな影響を与えたと考えられる。

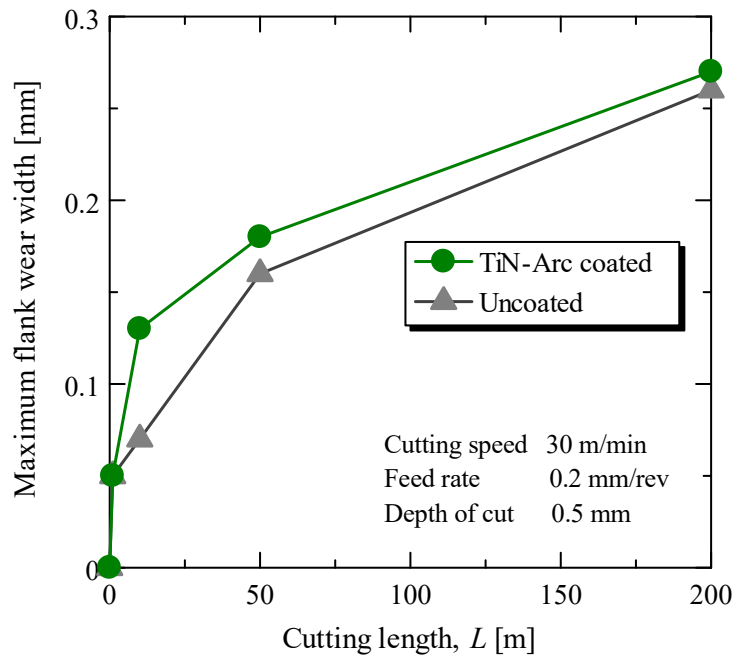


Fig. 2.5 Wear progress curves of the TiN-Arc and uncoated cutting tools.

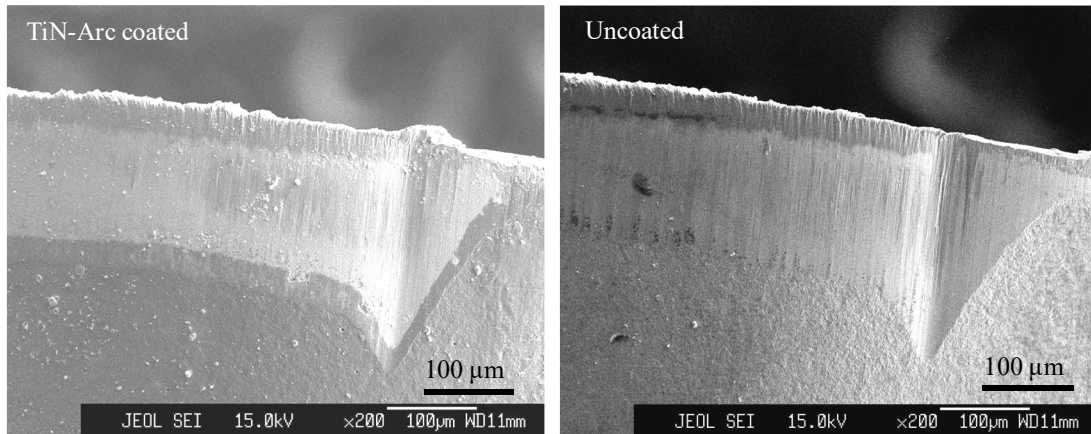
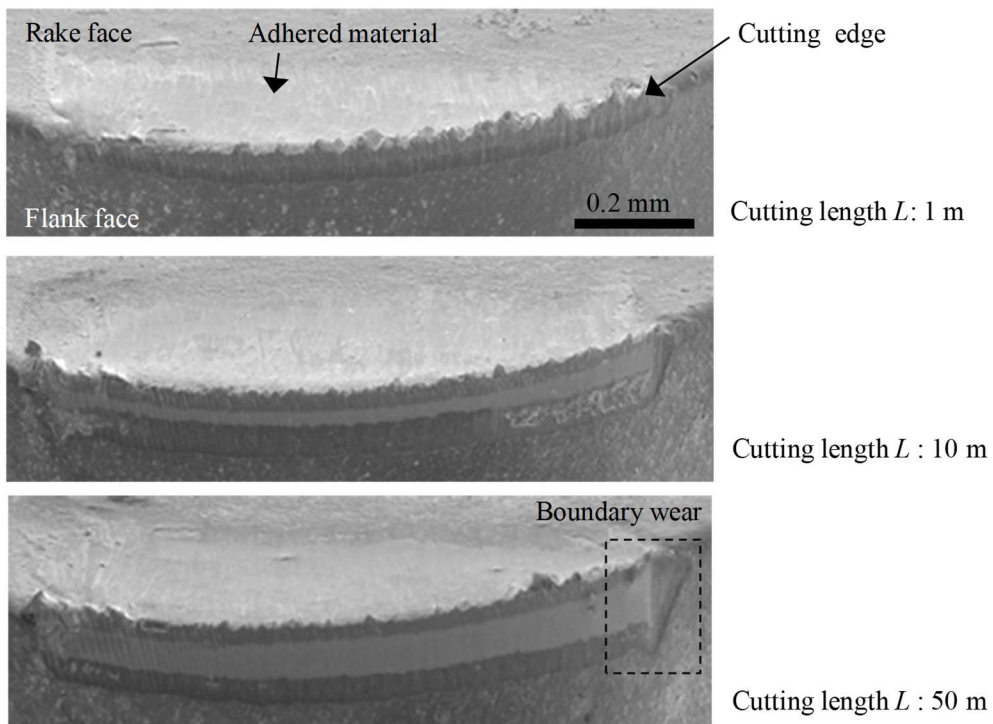
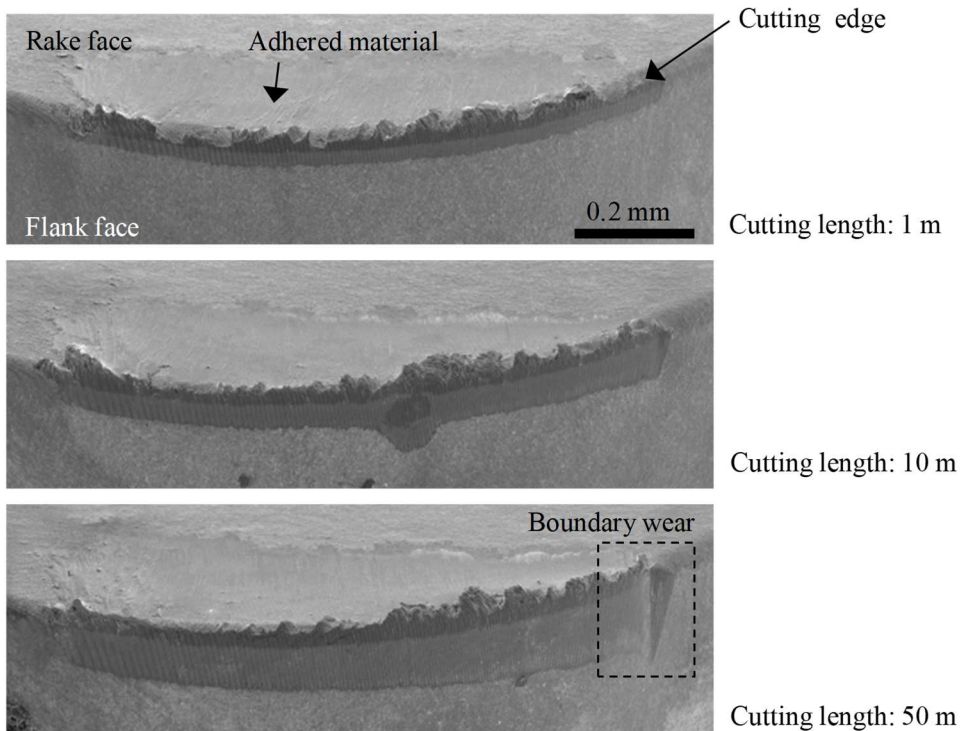


Fig. 2.6 Comparison of the tool wear morphologies of TiN-Arc coated and uncoated cutting tools. SEM images show the maximum wear portions of the cutting tool after turning for 200 m.



(a) TiN-Arc coated tool



(b) Uncoated tool

Fig. 2.7 SEM images of the cutting edges of TiN-Arc coated and uncoated cutting tools after turning of Alloy 718 (cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 1, 10, 50$ m).

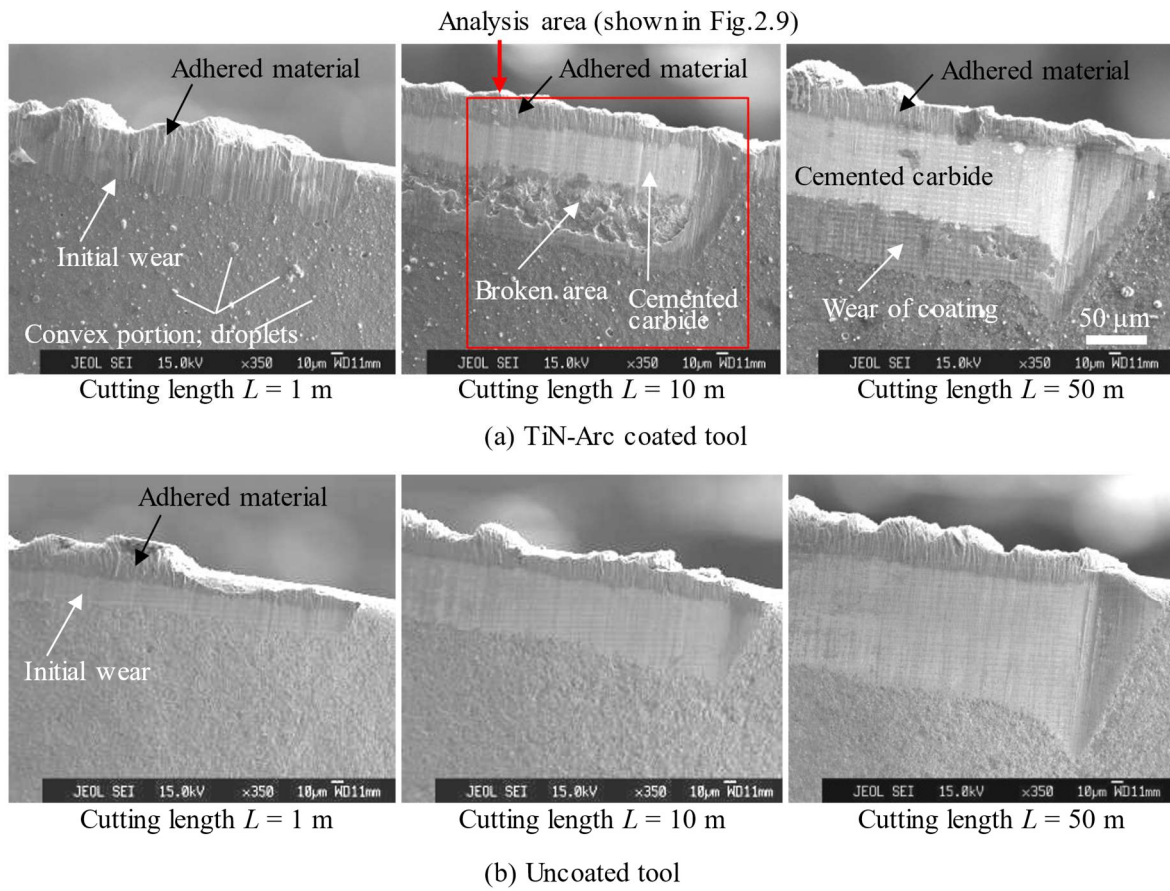


Fig. 2.8 SEM images of the flank face boundary portion of TiN-Arc coated and uncoated cutting tools after turning of Alloy 718. The area inside the red box is the analysis area shown in Fig. 2.9(a).

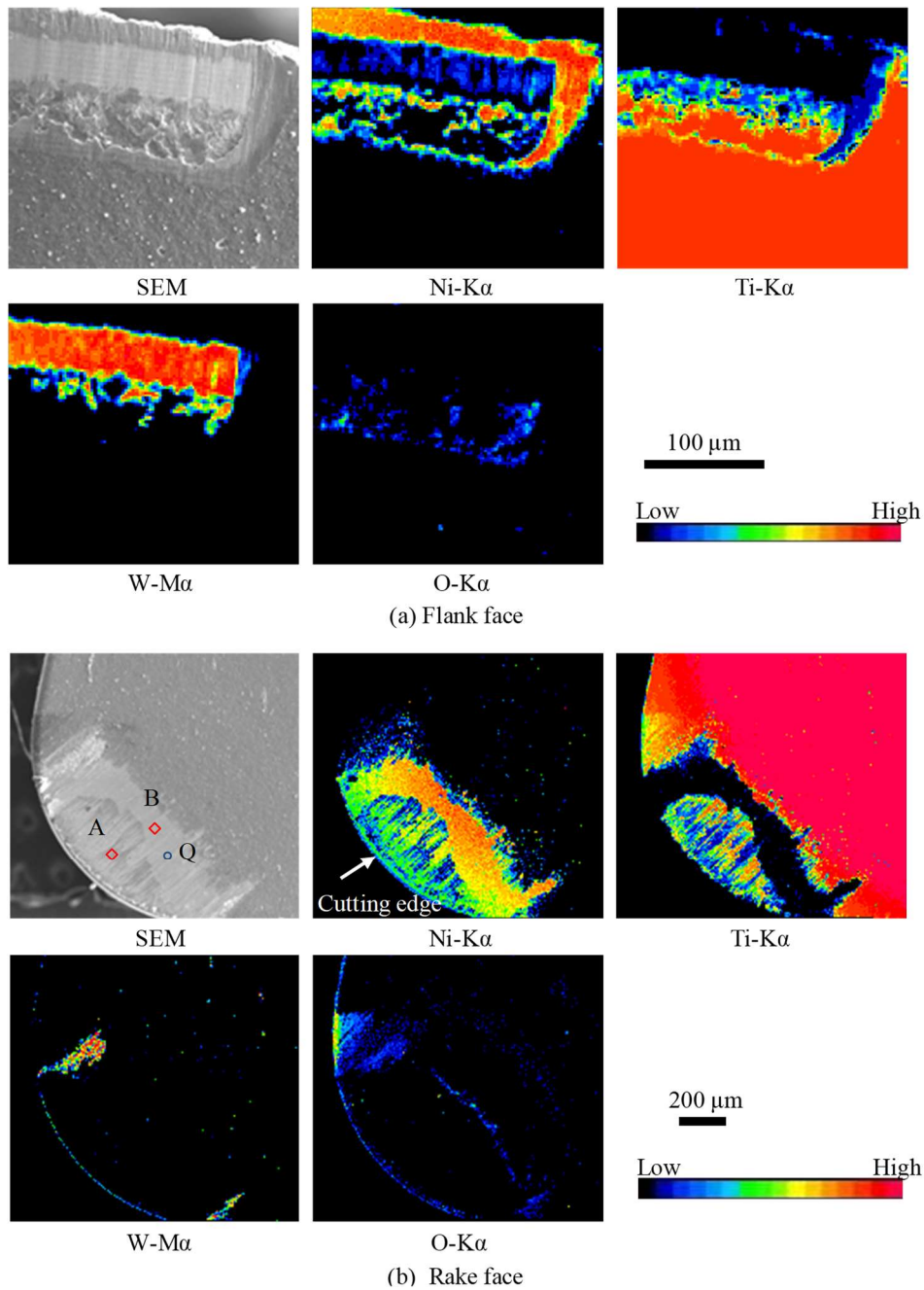


Fig. 2.9 WDS mapping at flank and rake faces of the TiN-Arc coated cutting tool after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 10$ m). The analyzed area corresponds to the area shown in Fig. 2.8(a).

Table 2.3 Results of quantitative analysis of adhered material and typical material. Analysis point: Point Q of Fig. 2.9(b).

	(mass%)													
	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Mn	Si	C	W	Co	O	Total
Point Q	50.4	18.5	18.7	5.1	3.2	0.9	0.5	-	0.1	1.5	0.9	0.4	0.1	100
Typical material	52.5	19.0	18.5	5.1	3.0	0.9	0.5	0.2	0.2	0.04	-	-	-	100

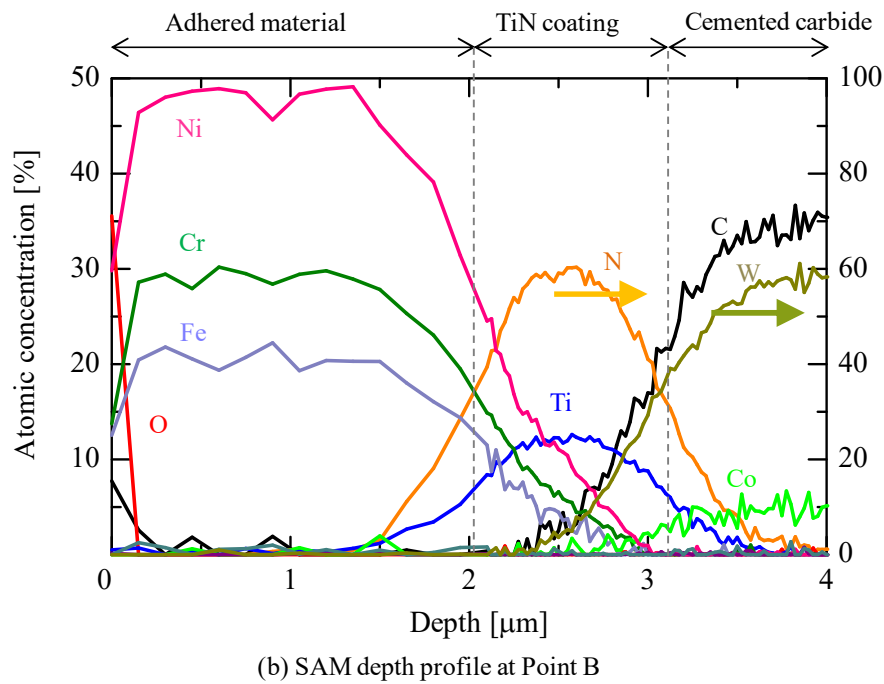
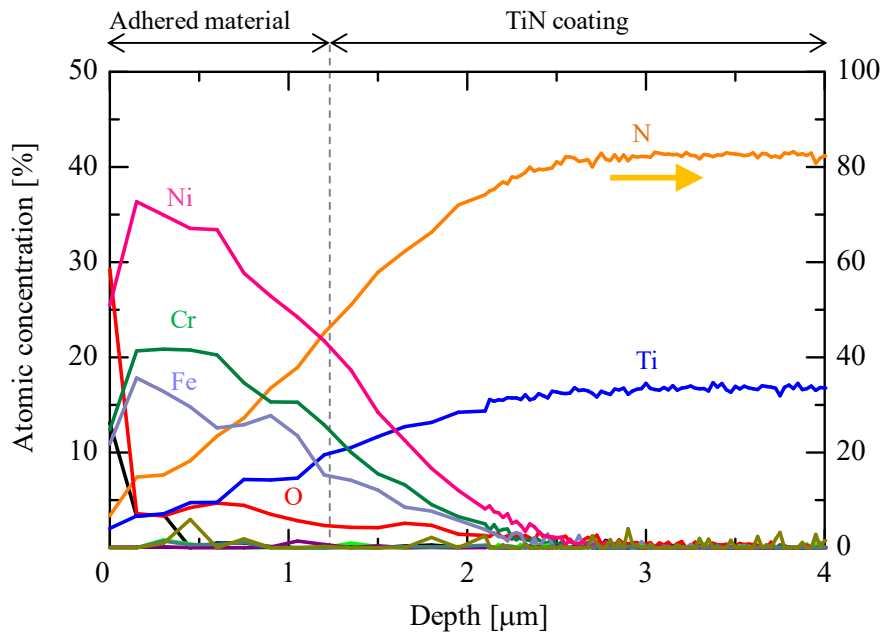


Fig. 2.10 SAM results at rake face after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 10$ m, analysis positions: Points A and B of Fig. 2.9(b)).

2.3.3 すくい面損傷部の断面観察

Fig. 2.11 に各距離切削後の TiN-Arc コーテッド工具とノンコート工具の刃先断面の観察結果を示す。表面形態の観察結果と同様に、1 m 切削後に逃げ面のコーティングに擦過痕が観察され、切削開始直後からコーティングの損傷が始まったことが確認された。また、刃先先端部に凝着物が堆積していることが観察された。10 m 切削後には、刃先丸み部の逃げ面側でコーティングが損失しており、逃げ面の方がすくい面よりも摩耗進行速度が高いことがわかる。50 m 切削後には、すくい面のコーティングも滅失した。刃先先端部に観察された凝着物は 50 m 切削時にはほとんど観察されなかった。これは、すくい面、逃げ面共に損傷が進行し、初期に存在した刃先の丸みが小さくなったために、形状的に凝着し難くなったことが影響していると考えられる。ノンコート工具も同様の摩耗進行傾向を示した。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、結果のみ示す。

刃先丸み部への凝着物の堆積と逃げ面のコーティング損失が速かった理由については、2.3.4 項で詳しく考察する。なお、前逃げ面の定常摩耗部に比べて境界部の摩耗進行速度が高かったのは、Alloy 718 の加工硬化特性によるものと考えられ、加工硬化した新生面と前逃げ面境界部が高温、高面圧下において擦過されたためと推察する。

上述のように、損傷は逃げ面に比べてすくい面の方が緩やかに進行することから、すくい面の方が損傷の進行状態を経時的に観察しやすいと考えられた。そこで、10 m 切削後のすくい面位置の TEM 像の観察を行った。観察位置は Fig. 2.4 中に示した A、B の 2 箇所（刃先からそれぞれおよそ 100, 250 μm の位置）とし、それぞれ明視野 TEM 像と部分的に拡大した暗視野 STEM 像を撮影した。Fig. 2.12 と Fig. 2.13 の図中に示された数字は EDS 分析点を示しており、結果は Table 2.4 にまとめて示した。

Fig. 2.12 は A 位置の断面 TEM 像観察結果である。コーティングの柱状晶が切りくずの流れる方向に湾曲しており、塑性変形が生じていることがわかる。特に柱状晶の結晶粒界で滑るように変形した様子が観察された。また、コーティングの上部は凝着物によって緻密に覆われていた。暗視野 STEM 像 (Fig. 2.12(b)) と EDS 分析結果 (Table 2.4, Point 1) から、凝着物中の混入物が TiN コーティングであることを確認した。すなわち、コーティングの損傷は、塑性変形したコーティングの柱状晶先端部が微細破壊し、凝着物に混入することで摩耗することがわかった。このような摩耗機構は、凝着摩耗に分類されると考えられる。なお、コーティングの破壊単位は 0.1 から 0.5 μm 程度まで大小様々観察された。

Fig. 2.13 に B 位置の断面 TEM 像観察結果を示す。B 位置では A 位置に比べ、コーティングは薄くなっており、凝着物が厚く堆積していた。この状態は FE-EPMA や SAM の分析結果と符合した。凝着物の表層部 (Point 4) と界面付近 (Point 5) の組成はいずれも Alloy 718 と同等組成を示しており、凝着物は厚み方向に一樣な組成で付着していた。なお、B 位置において、コーティングの厚みは 0.5 μm 以下と薄くなっていたが、超硬合金基材とは密着しており、コーティングの密着性不足による剥離は生じなかったと考えられる。なお、B 位置では、A 位置に比べ、凝着物中に混入したコーティングの大きさが小さいことが観察された (Point 3)。このことは、コーティングの膜厚が薄いと細かく破壊が起こることを示唆した。

以上のことから、コーティングの摩耗は、凝着物直下においてコーティングが塑性変形し、コーティング最上面部が微細破壊する過程を経ることがわかった。B 位置の損傷速度が A 位置

に比べて早かったのは、B 位置の温度が A 位置に比べ高く、コーティングが熱影響により軟化し、耐塑性変形性が低下したことが原因と考えられる。

Fig. 2.14 にすくい面損傷部の断面 SEM 像観察結果を示す。Fig. 2.14(a) に示すように、塑性変形を生じたコーティングの内部において、基材に対して水平方向にクラックが生じたことが観察されており、コーティングの損傷は微細破壊のみではないことがわかった。また、Fig. 2.14(b) はこのクラックが連結し、比較的大きな破壊が生じたことを示唆する。コーティング内部に生じたクラックは、被削材と工具の接触応力 (Hertzian contact stress) に起因するせん断応力が原因と考えられる¹¹⁾¹²⁾。塑性変形が生じた材料、すなわち材料内部で転位の移動が生じたと考えられる材料において、硬質粒子やそれに類する部分に転位が集積したことで空隙を生じ、これに応力集中したことで亀裂が発生したと考えられる。ここで、TiN の柱状結晶は表層のみに変形が生じた。これは、表層ほど温度が高いと仮定すると理解できる。つまり、表層の高温部で軟化したコーティングにおいて塑性変形 (転位の移動) が生じ、基材側の少し温度が低く塑性変形が困難であったコーティングとの界面近傍に転位が集積が生じた可能性がある。以上のような過程を経て基材に平行方向に導入されるクラックは、N.P. Suh が提案した delamination 理論によって説明される (Fig. 2.15)¹³⁾。Hao³⁾らは、表面から観察した損傷形態に基づき、delamination 理論を引用し、摩耗形態を説明しているが、コーティングの塑性変形は観察していない。本研究では、コーティングの塑性変形およびコーティングの中腹に生じたクラックを考慮し、delamination 理論が適合すると考察した。したがって、摩耗形態としては、疲労摩耗の要素も含むと判断した。コーティングの塑性変形は、切削中の高温下で延性-脆性遷移が生じ、転位の移動が容易になったためと推察される。Fig. 2.14(b) はコーティングの剥離損傷が生じたと考えられる部分に凝着物が入り込んだ状態を示す。このような損傷部への凝着物の噛み込みは、凝着物の堆積を容易にし、損傷を促進したと考えられる。

Fig. 2.16 は Fig. 2.12(a) と Fig. 2.13(a) に示した矢印部 (A-(i), B-(i)) の凝着物/コーティング界面近傍を高倍率で観察した STEM 像と TEM 像を示す。観察試料に厚み (100 nm 程度) があるため、凝着物とコーティングに重なりが生じており、コーティング/凝着物界面に明瞭な境界線を観察することは困難であった。この重なりを考慮したうえで、界面と推定される位置の EDS 分析結果を Table 2.5 に示す。凝着界面近傍の位置において、コーティングに近い位置 (Point 7) では Ti の量が多く、離れた位置 (Point 8) では少ない結果であった。いずれの分析点についても、Ti を除いた被削材成分の組成比は同じであったことから、凝着界面に向けてコーティング成分と凝着物の成分が特定組成に向けて濃化していないことを示す。A-(i) と B-(i) では同様の傾向が確認された。

Fig. 2.17 に TiN コーティングと凝着物それぞれについて、制限視野回折 ($\phi 140$ nm 領域) を行ったときの電子線回折図形を示す。TiN コーティング (Areas a and c shown in Fig. 2.16) では回折スポットが、凝着物 (Areas b and d shown in Fig. 2.16) では回折リングが確認され、凝着物は TiN コーティングの柱状粒子より細かい粒子 (微結晶) で構成されていることがわかる。

Fig. 2.18 に Fig. 2.12 の試料の矢印 A-(ii) 部近傍を低加速電圧のイオンミリングによって追加工し、50 nm 以下にの厚みに調整した後の明視野 TEM 像を示す。試料を薄くすることによって界面の重なりの影響をできるだけ小さくした。

Fig. 2.19 に Fig. 2.18 の D 位置 (塑性変形したコーティングと凝着物界面) と E 位置 (凝着物中

に混入したコーティングと凝着物の界面) の高倍率観察結果を示す。凝着物は 100 nm 以下に微細化しており、切削前に十数 μm であった結晶粒径 (Fig. 2.1) と大きく異なった。Fig. 2.17 に示した凝着物の電子線回折の結果を含め、このように凝着物が微結晶で存在したのは、切削中の加工ひずみにより、Alloy 718 の組織が潰されるとともに結晶粒の分断機構¹⁴⁾が働いたためだと考えられる。

Fig. 2.20 と Fig. 2.21 に Fig. 2.18 の D 位置と E 位置それぞれについて、凝着物/コーティング界面近傍の高倍率 TEM 像観察と極微電子線回折の結果を示す。また、Table 2.6 に Fig. 2.20 と Fig. 2.21 の D, E 位置に示される凝着界面近傍の EDS 分析結果を示す。TiN コーティング (Point 13) と凝着物 (Point 15) とでは、それぞれ別の電子線回折パターンを示し、界面近傍 (Point 14) では両者の重なったパターンが確認された。すなわち、10 nm 程度の範囲が観察可能な分析においても、新たな物質が生成したことに起因する結晶構造は確認できず、コーティングと凝着物との結晶方位関係も確認されなかった。組成分析の結果からも界面において特定元素の濃化は確認されなかった。これらの解析結果から、凝着物とコーティングとの界面において拡散を伴う物理化学的な反応は生じていなかった。凝着物は物理的もしくは力学的に付着したものであって、化合物の形成を介したものではないと考えられた。

以上のことから、工具損傷要因は切削中の高温下における力学的負荷がコーティングの高温強度を超えたことで、塑性変形が生じたことと考えられる。よって、コーティング損傷を抑制するには、コーティング自体の高温強度の増大が重要であり、耐酸化性や反応性などの腐食摩耗に関係する因子の影響は小さいといえる。

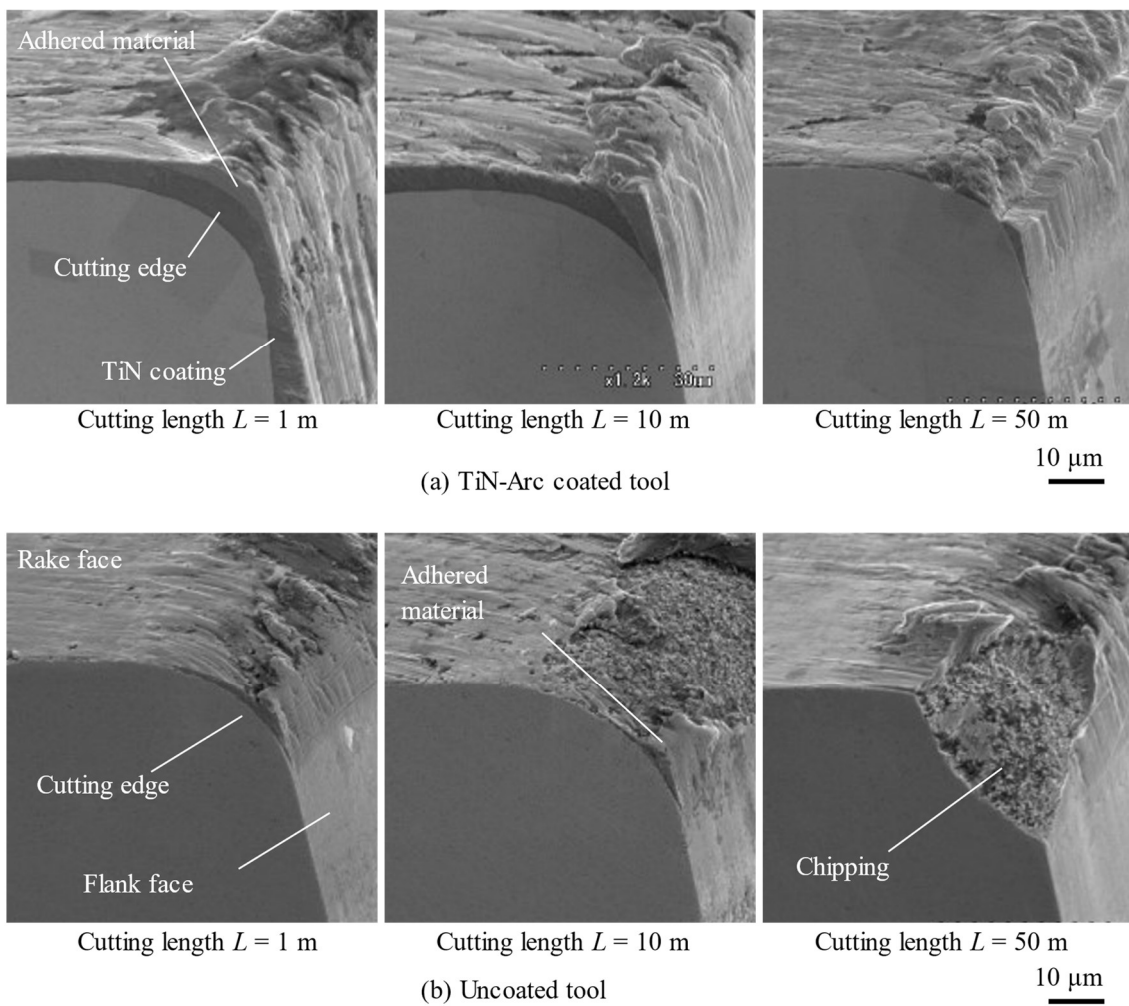
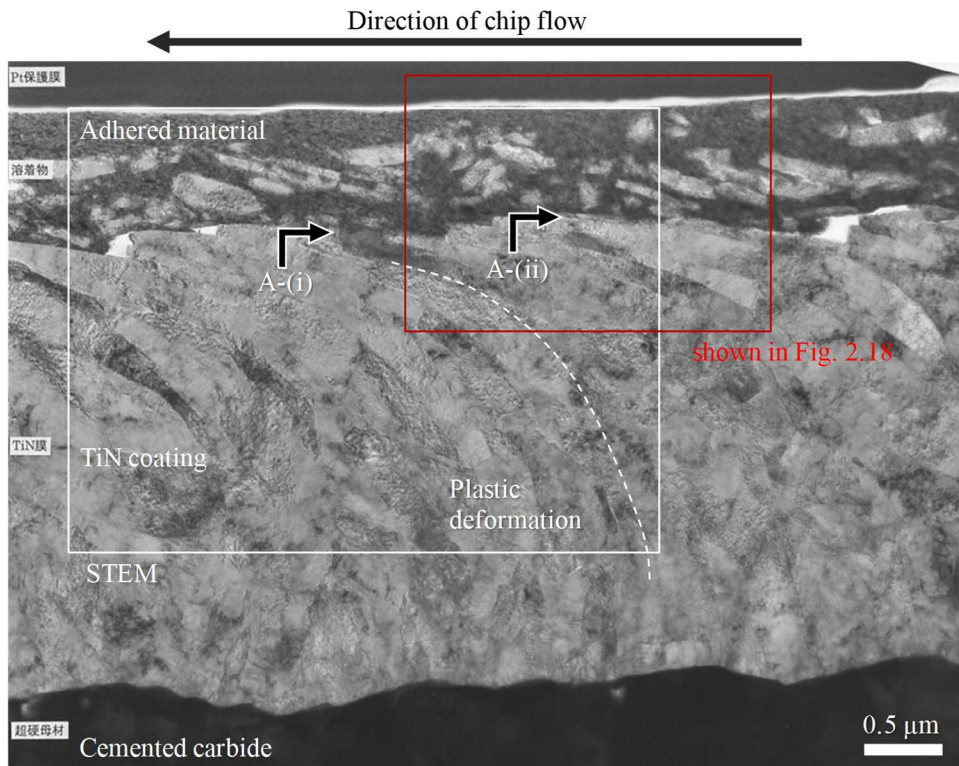
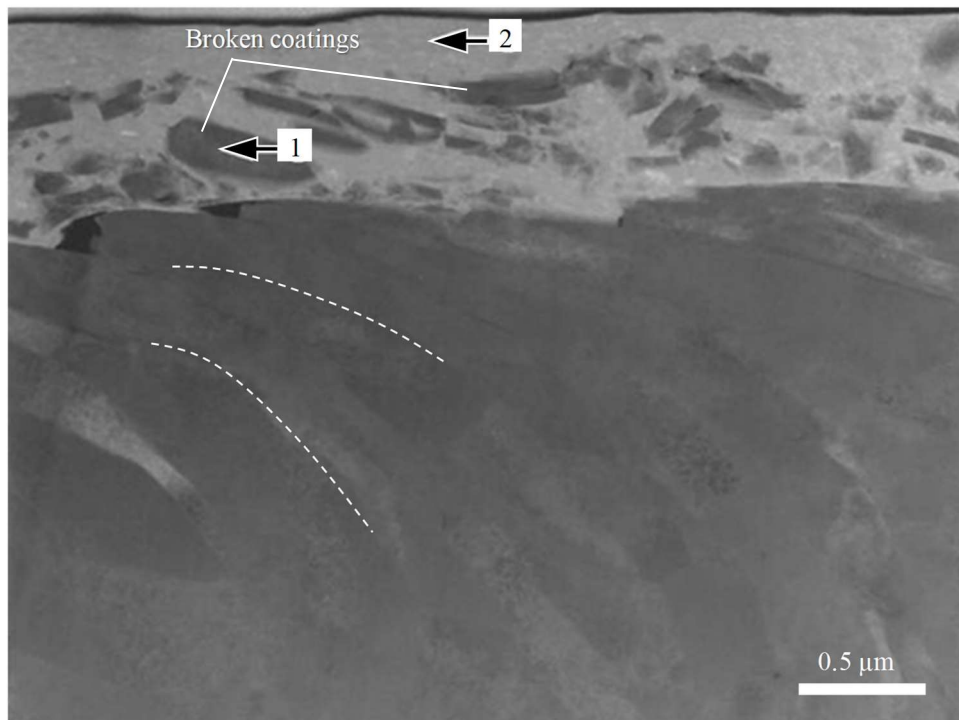


Fig. 2.11 Cross-sectional SEM observational images of cutting edge (Point C in Fig. 2.4) of cutting tools after turning of Alloy 718 (cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 1, 10, 50$ m). (a): TiN-Arc coated tool; (b): uncoated tool.



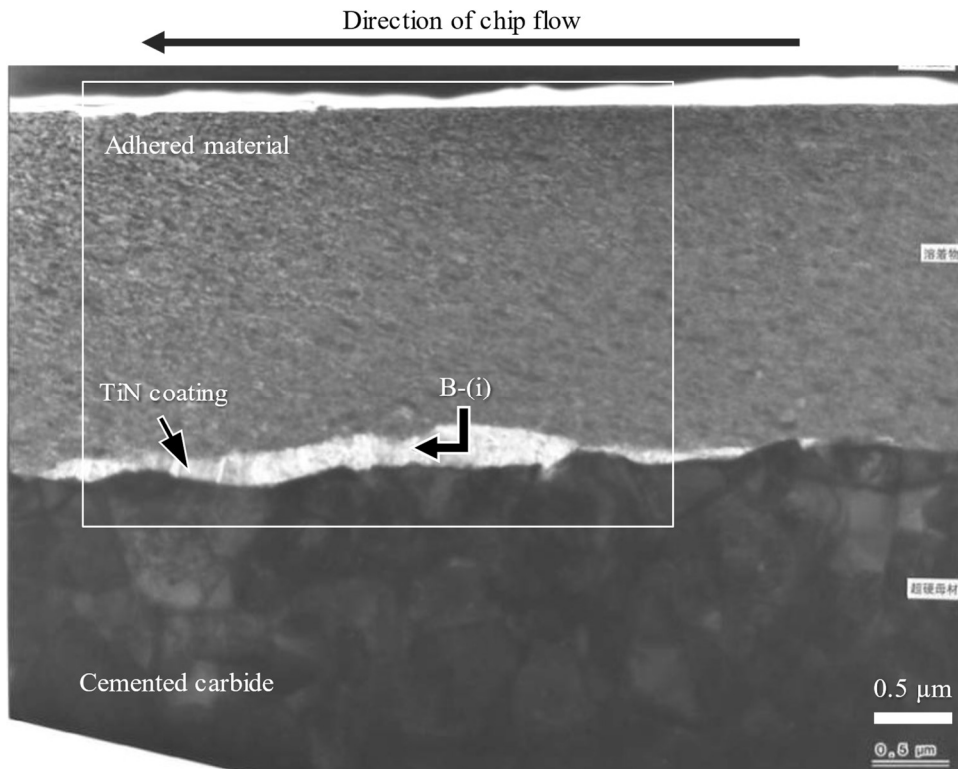
(a) Cross-sectional bright-field TEM image at rake face .



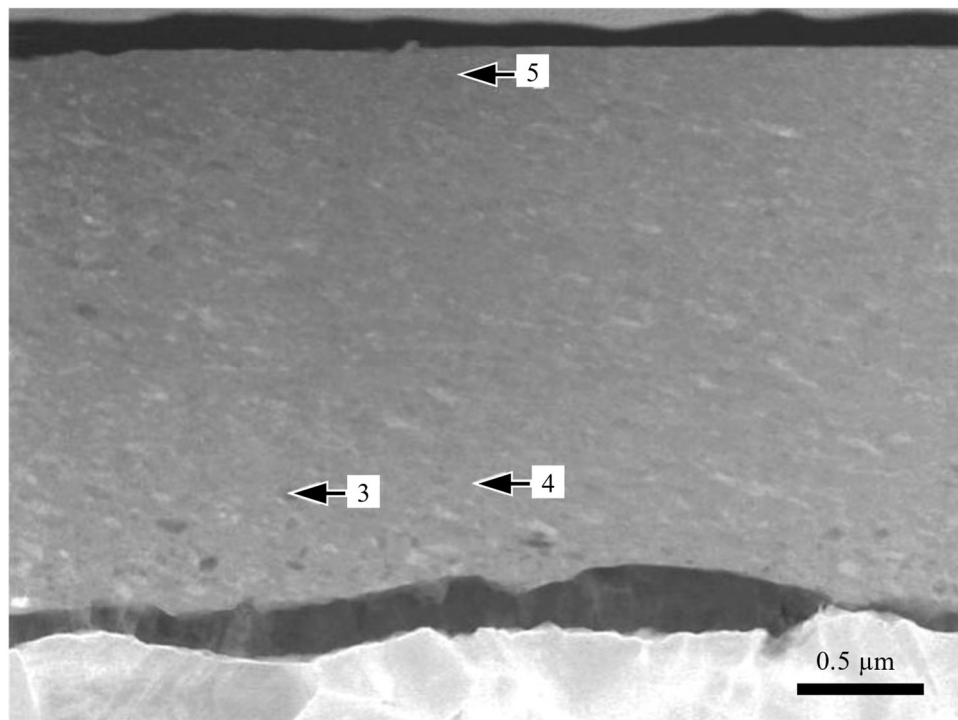
(b) Cross-sectional dark-field STEM image at rake face (shown in Fig. 2.12(a)).

Fig. 2.12 Results of cross-sectional TEM observations of TiN coating at rake face (Point A in Fig. 2.4) after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 10$ m).

(a): bright-field TEM image; (b): dark-field STEM image.



(a) Cross-sectional bright-field TEM image at rake face



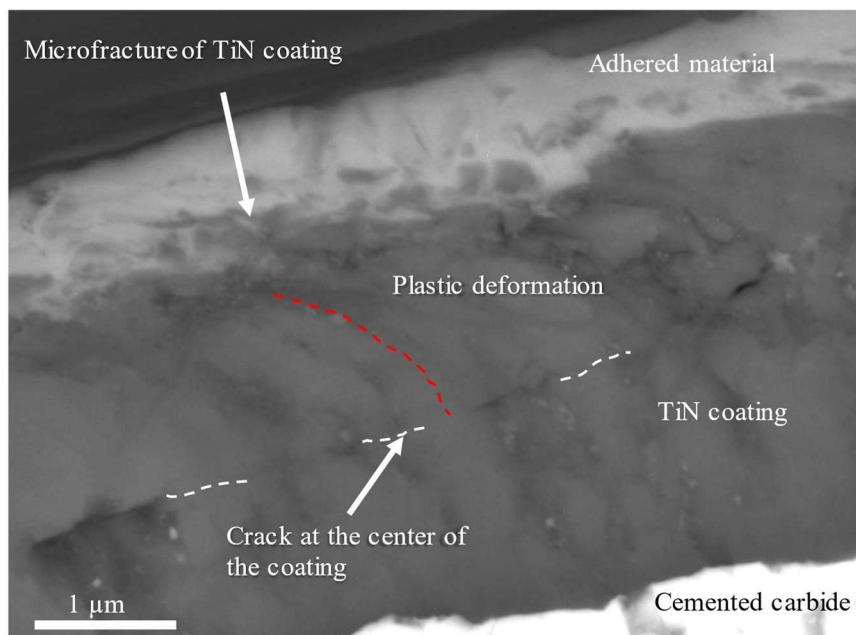
(b) Cross-sectional dark-field STEM image at rake face (shown in Fig. 13(a))

Fig. 2.13 Results of cross-sectional TEM observations of TiN coating at rake face (Point B in Fig. 2.4) after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 10$ m).

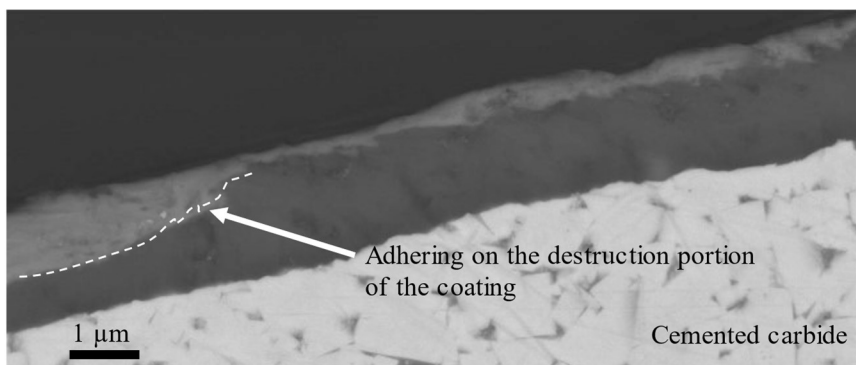
(a): bright-field TEM image; (b): dark-field STEM image.

Table 2.4 TEM-EDS results in adhered material and TiN coating (Points in Fig. 2.12 and Fig. 2.13).

Analysis position	(at.%)						
	Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Si	Ti
Point 1	-	-	-	-	-	-	98
Point 2	51	20	20	4	2	0	2
Point 3	42	15	16	2	1	1	22
Point 4	51	20	20	4	2	-	1
Point 5	51	20	20	4	1	1	1



(a) Crack at the center of the coating



(b) After breaking of the coating

Fig. 2.14 Damage morphology with a crack at the center of the coating. Cross-sectional compositional image of the damaged portion of the rake face.

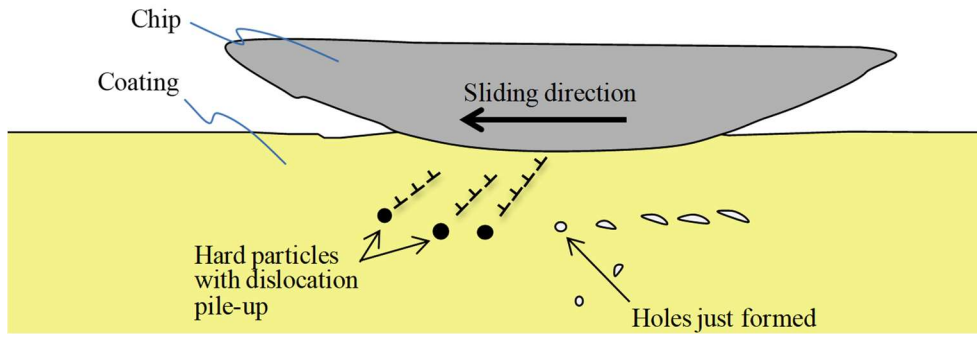
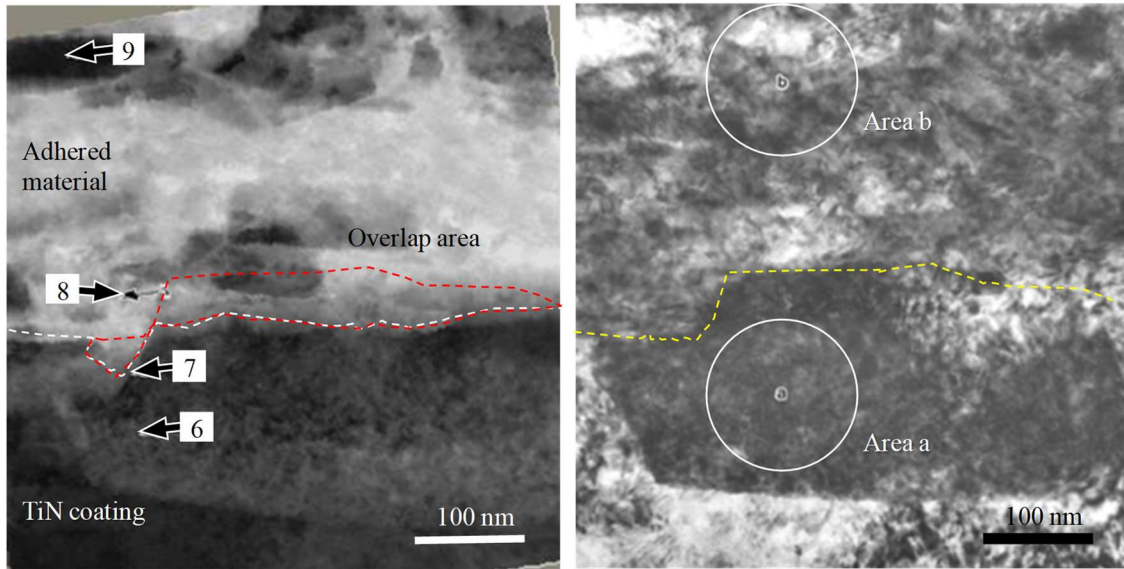
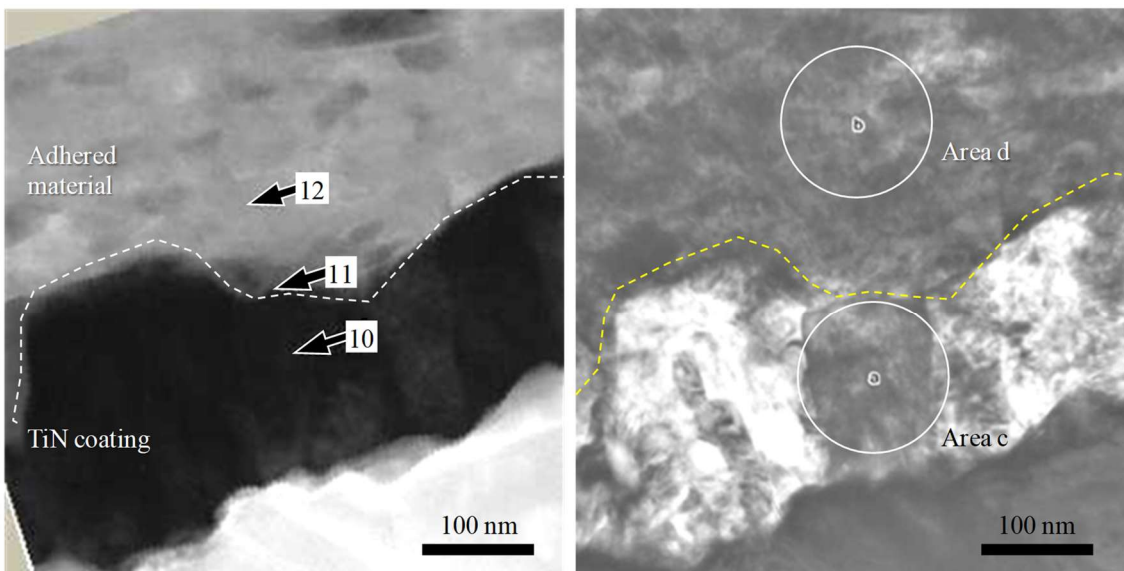


Fig. 2.15 The process of wear particle formation by the shear deformation of voids¹³).

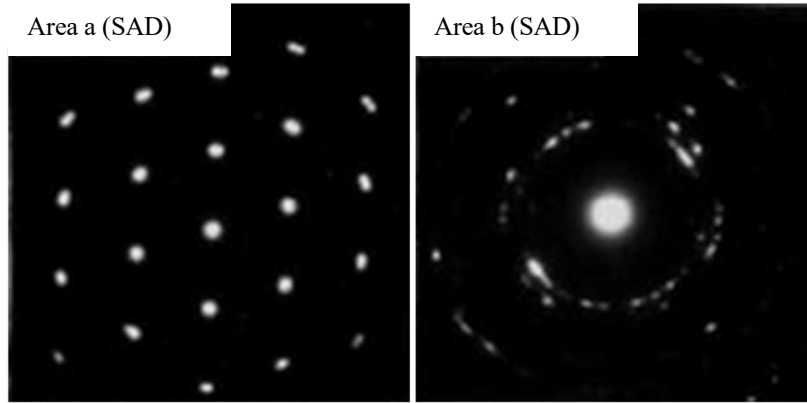


(a) Observation point A-(i), indicated by arrow in Fig. 2.12(a)

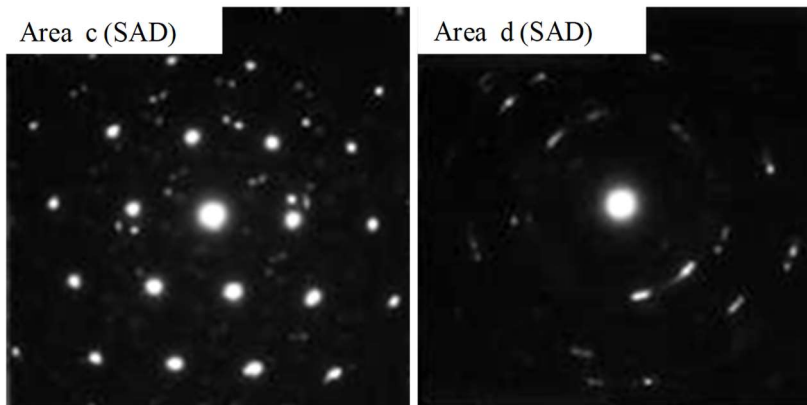


(b) Observation point B-(i), indicated by arrow in Fig. 2.13(a)

Fig. 2.16 High-resolution STEM and TEM images at interface between adhered material and TiN coating. Left image: STEM images; right image: TEM images.



SAD area: Fig. 2.16(a)



SAD area: Fig. 2.16(b)

Fig. 2.17 Results of selected-area diffraction pattern of regions shown in Fig. 2.16.

Table 2.5 TEM-EDS results at interface between adhesive material and TiN coating shown in Fig. 2.16. (at.%)

Analysis position	Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Si	Ti
Point 6	-	-	-	-	-	-	99
Point 7	16	6	6	2	0	0	70
Point 8	47	19	19	4	1	1	8
Point 9	1	-	-	-	-	1	97
Point 10	0	0	0	0	0	0	98
Point 11	20	10	9	2	0	0	56
Point 12	50	20	20	4	1	1	2

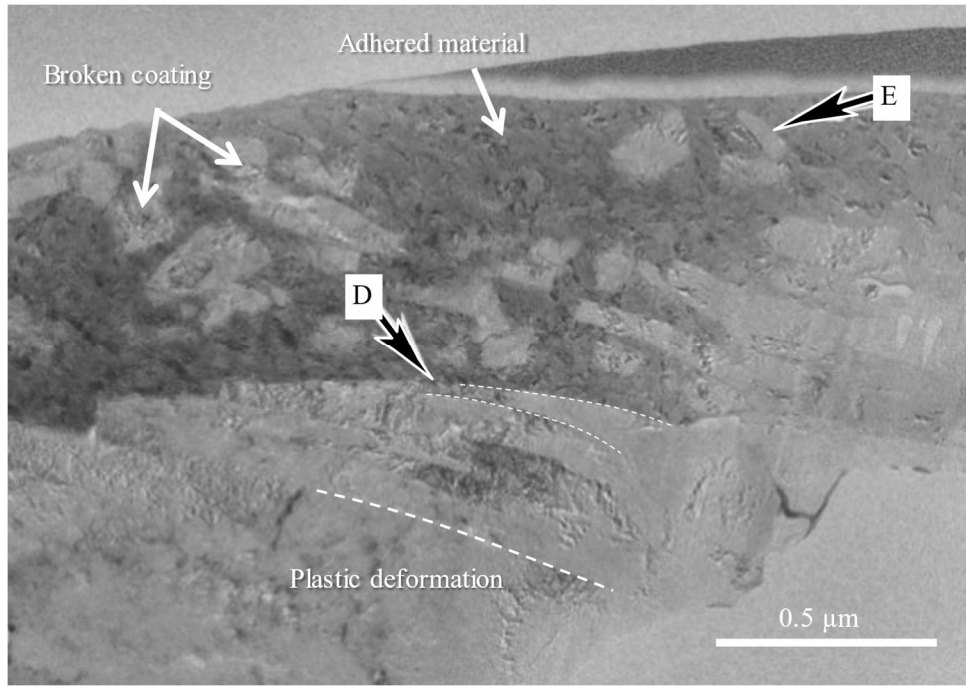


Fig. 2.18 High-resolution TEM image of damage in the PVD-Arc sample near the surface (observation position: Fig. 2.12, Point A-(ii), as indicated by arrow).

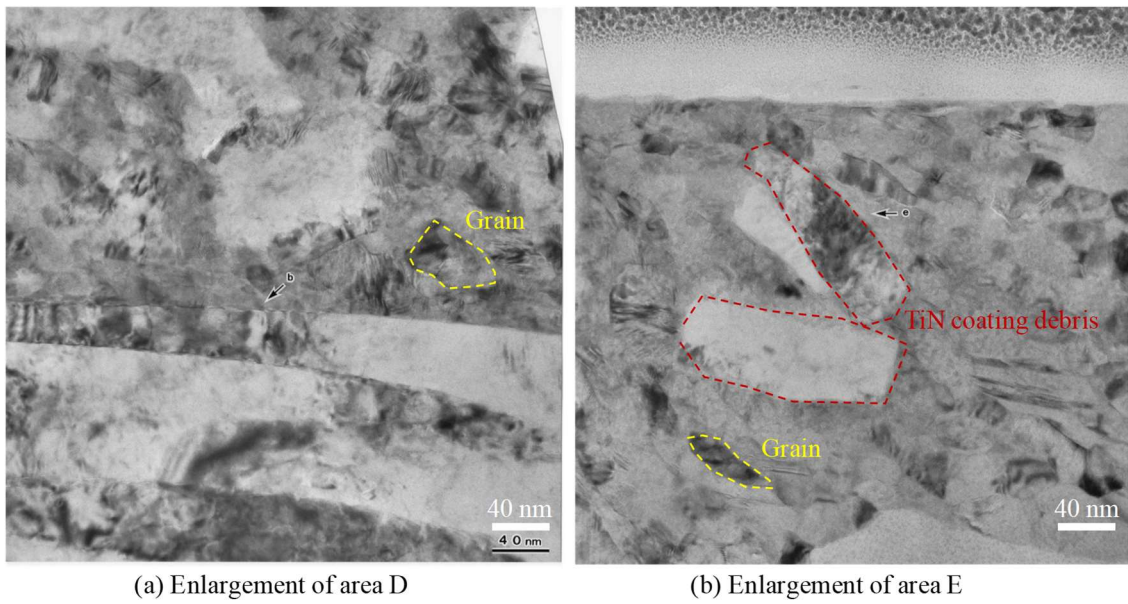
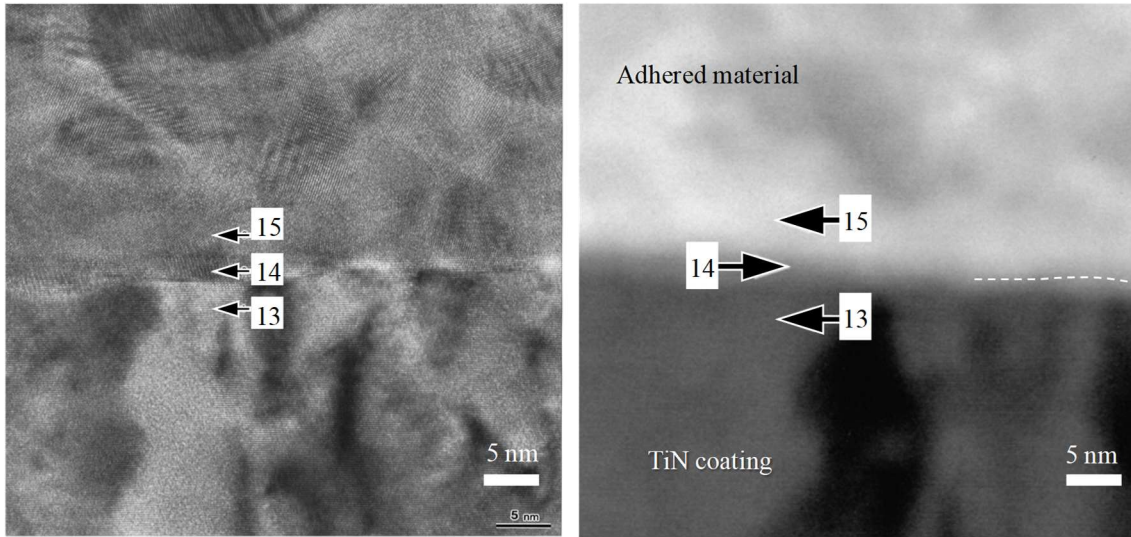
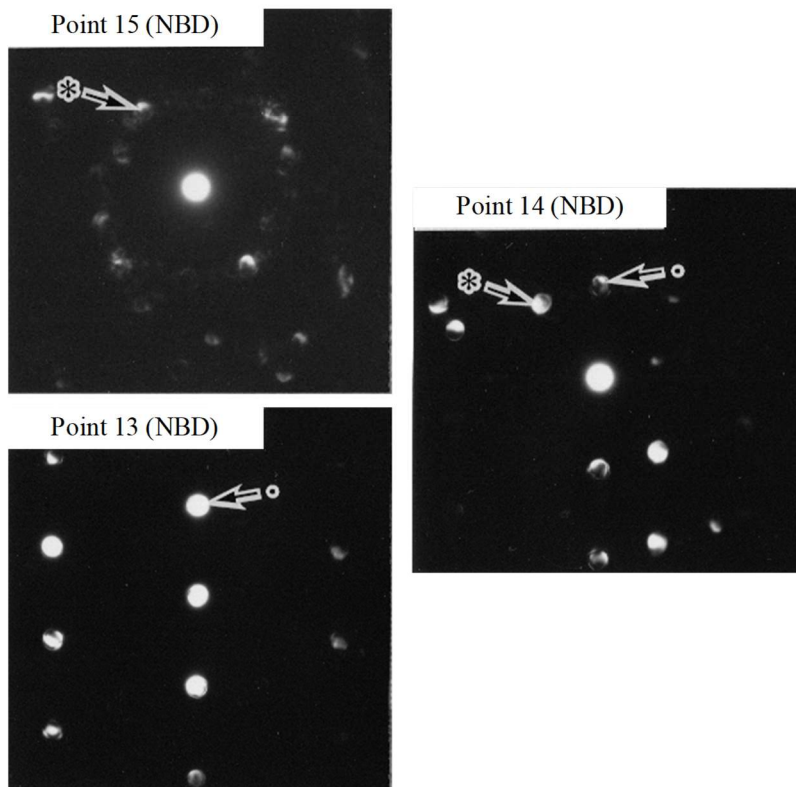


Fig. 2.19 High-resolution TEM images of damage in the PVD-Arc sample near the surface (enlargement of areas D and E in Fig. 2.18).



(a) Bright-field TEM image

(b) Dark-field STEM image



(c) Nanobeam diffraction patterns

Fig. 2.20 High-resolution TEM, STEM images and nanobeam diffraction patterns at the interface of the TiN coating and adhered material (Point D in Fig. 2.18).

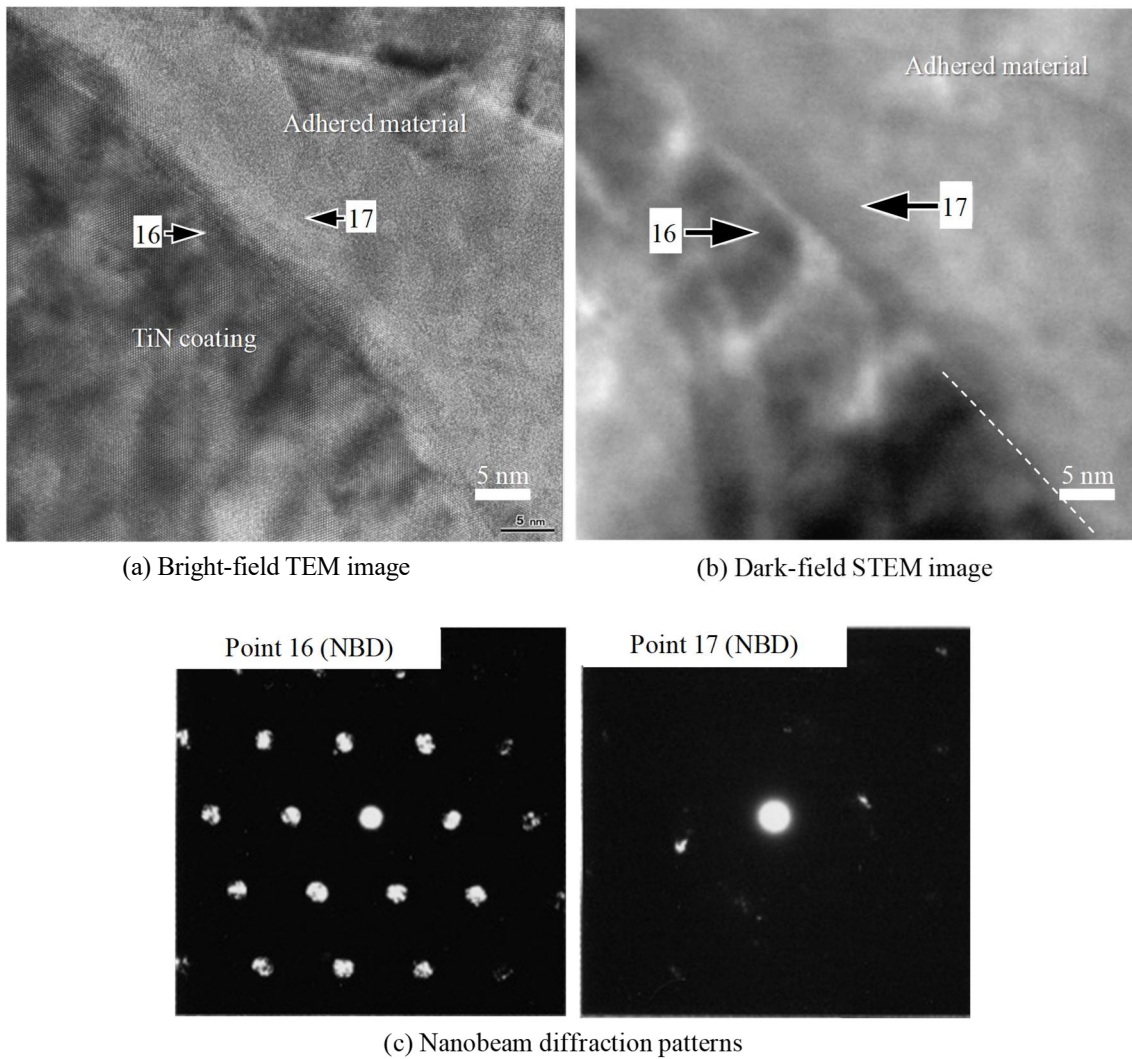


Fig. 2.21 High-resolution TEM, STEM images and nanobeam diffraction patterns at the interface of the TiN coating and adhered material (Point E in Fig. 2.18).

Table 2.6 TEM-EDS results at the interface between adhered materials and TiN coating (Points in Fig.2. 20 and Fig. 2.21).

Analysis position	(at.%)								
	Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Si	Mo	Ti	O
Point 13	2	1	1	0	0	1	0	93	0
Point 14	38	18	16	1	2	1	0	25	0
Point 15	51	20	20	0	2	1	0	4	0
Point 16	1	0	0	0	0	1	0	96	0
Point 17	52	19	19	3	2	1	1	2	0

2.3.4 逃げ面損傷部の断面観察

2.3.4 項では、刃先丸み部の逃げ面側 (Fig. 2.4 C 位置) の損傷状態について観察結果を示し、考察を加える。

Fig. 2.22 に初期摩耗が観察された 1 m 切削後の刃先断面の SIM 像を示す。SIM 像は材料の結晶方位に関するコントラストを示すため、コーティングの柱状組織の観察に供した。Fig. 2.2(a) に示したように、TiN コーティングの柱状組織は成膜した時点では超硬合金基材に対して垂直に成長しているが、切削後においては被削材の擦過方向 (逃げ面方向) に向かって湾曲した形態を示した。この形態は、すくい面で観察されたのと同様であり、表層ほど大きく変形している。これは、表層ほど温度が高くコーティングが軟化したためであると考えられる。

Fig. 2.23 に EBSD により TiN コーティングの結晶方位分布を調べた結果を示す。分析は損傷部 (Fig. 2.22 中 EBSD と記述した枠内) と非損傷部の 2 箇所について測定し、損傷の有無による方位分布の差を比較した。Inverse Pole Figure (IPF(Z)) はコーティングの柱状晶表面から観察した結晶方位と対応する。損傷部の IPF(Z) において、湾曲した柱状晶の内部で色の濃淡が確認され、TiN の柱状晶が捩れなどを伴って塑性変形したことが示唆された。また、非損耗部に比べ、損耗部の柱状晶粒界では、結晶方位の色付けができない領域が存在しており、すなわち、指数付けができないほどひずみが蓄積された可能性がある。これらのことも、TiN コーティングに塑性変形が生じたことを示唆する。TiN コーティングが変形したのに対し、基材に変形が見られなかったのは、高温下での超硬合金の強度が TiN コーティングの高温強度よりも高かったため、もしくは、TiN コーティングの熱伝導率が超硬合金よりも小さくコーティングの温度が上昇したためと考えられる。レーザーフラッシュ法で測定された超硬合金の熱伝導率は 120-140 kW/m¹⁵⁾ であり、サーモリフレクタンス法で測定された TiN の熱伝導率は 12 W/m¹⁶⁾ と報告されている。よって、熱伝導率の低いコーティングが切削熱を直接受けるとともに、基材への熱の拡散を遮断し、断熱したことでコーティングのみ軟化、塑性変形が生じ、基材の塑性変形は生じなかった可能性がある。

Fig. 2.24 に 10 m 切削後のコーテッド工具の刃先断面の組成像 (Fig. 2.11(a) の拡大) 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、凝着物は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 (Fig. 2.25)。

Fig. 2.25 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、Nb, Ti, 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ていることを確認した。よって、Fig. 2.24 で確認され

た凝着層 I と凝着層 II は、それぞれ Nb, Ti, 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、凝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. 2.26 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¹⁷⁾。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存し流動すると考える。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。

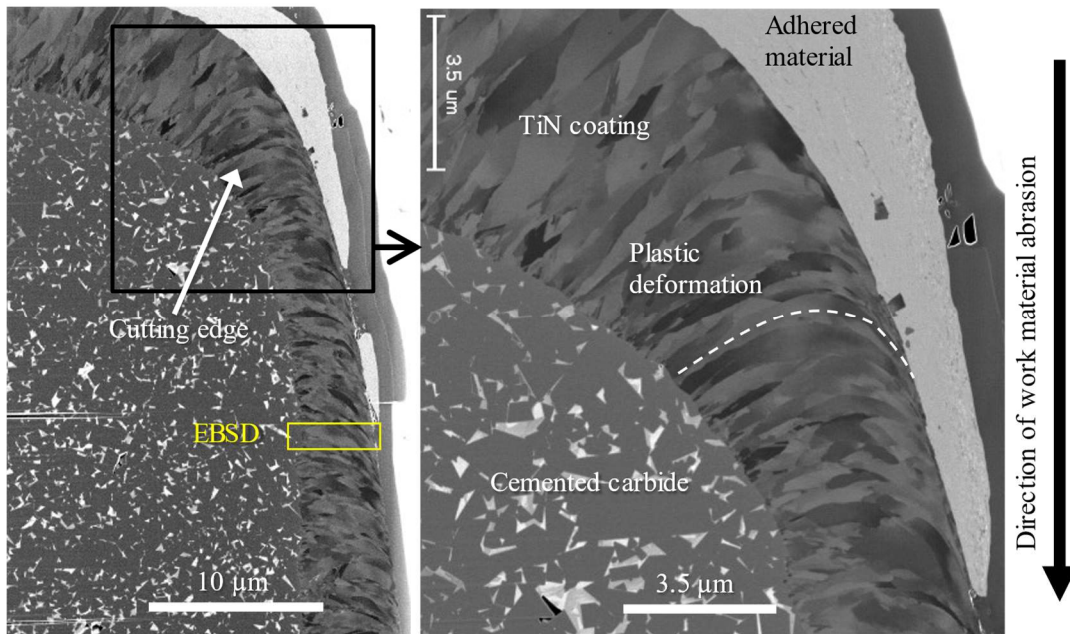


Fig. 2.22 Cross-sectional SIM observational images of the cutting edge after turning of Alloy 718 (observation area: cutting edge of Fig. 2.11(a), cutting length $L = 1 \text{ m}$).

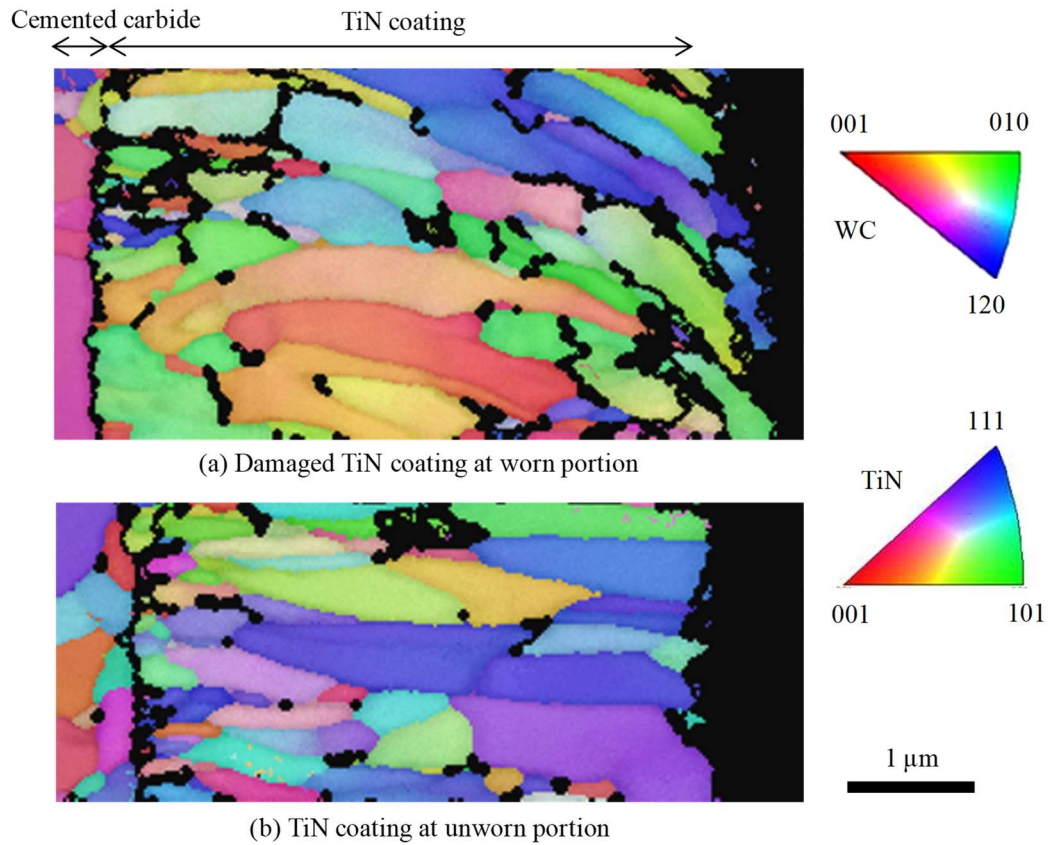


Fig. 2.23 EBSD results of TiN coating and WC at cutting edge after turning of Alloy 718 (inverse pole figure (z), analysis area: Fig. 2.22).

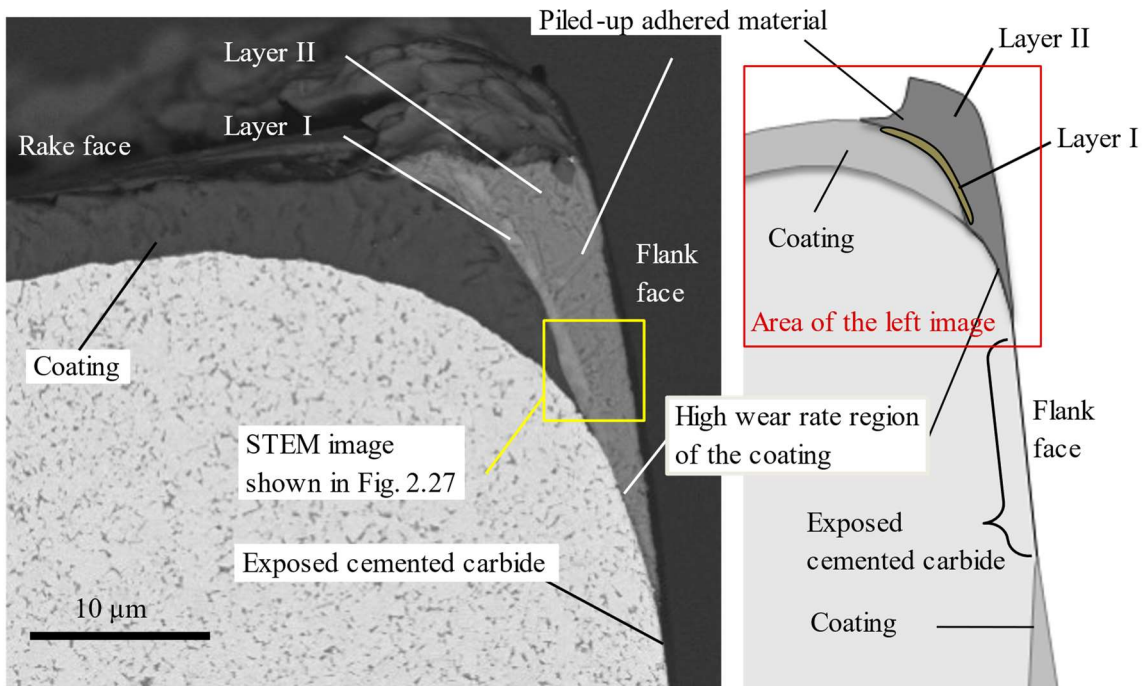


Fig. 2.24 Cross-sectional image of cutting edge after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 10$ m). The observed area corresponds to Fig. 2.11(a). Left image: compositional image; right image: schematic diagram.

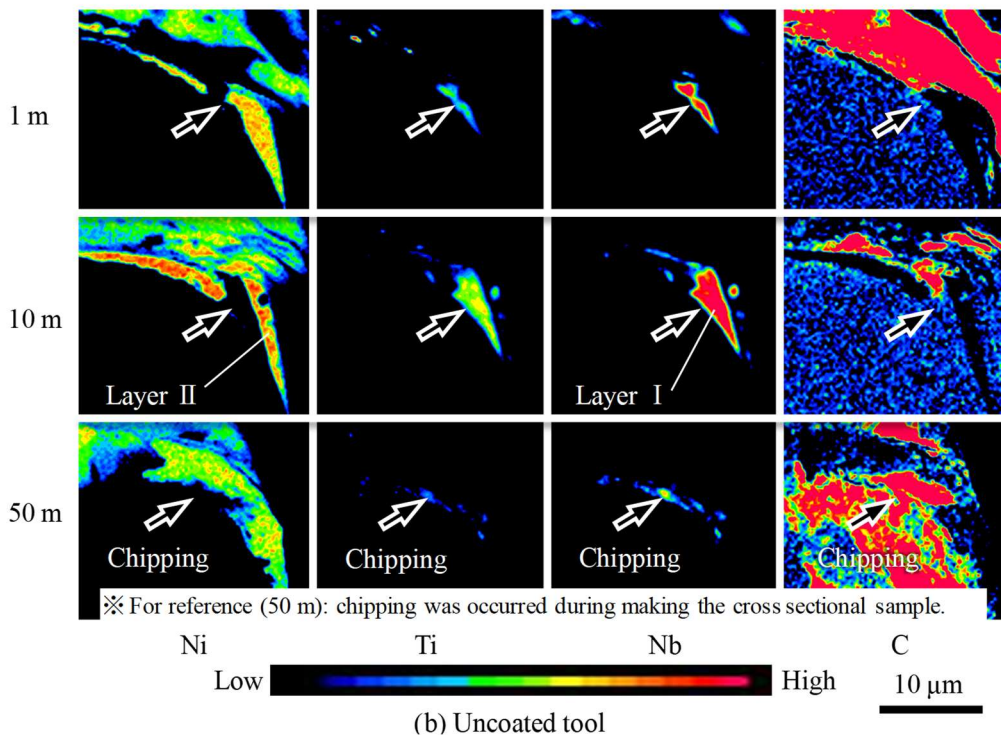
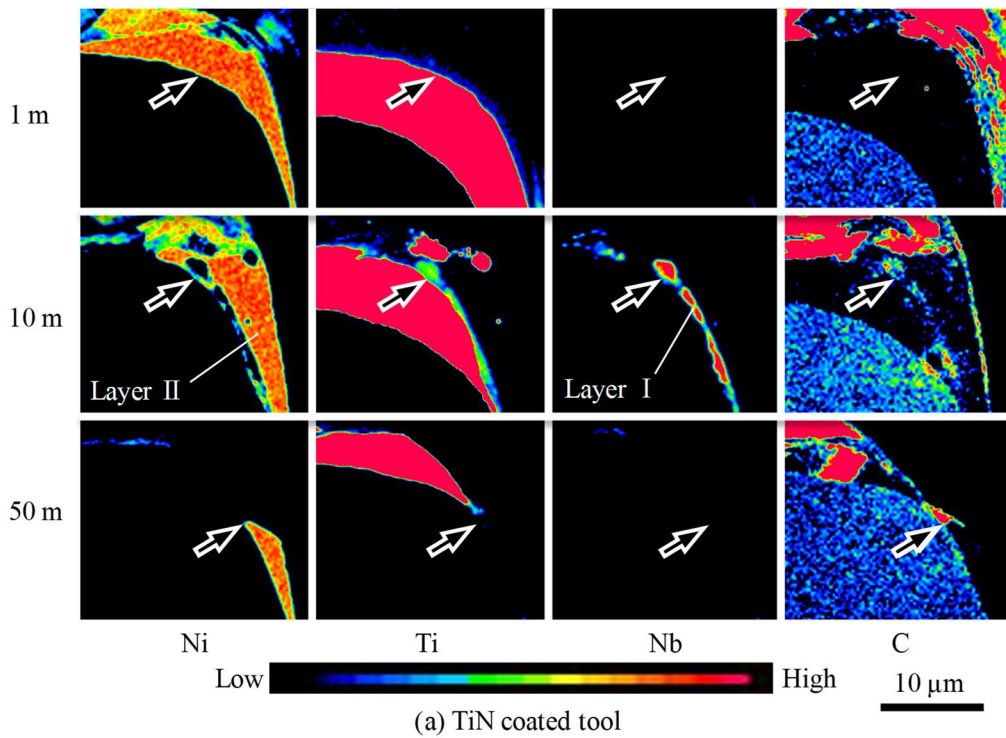


Fig. 2.25 WDS mapping results of cross-sectional cutting edges of TiN coated and uncoated cutting tools (cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 1, 10, 50$ m).

※ (b) cutting edge of uncoated (cutting length $L = 50$ m) was chipped during making the cross-sectional sample.

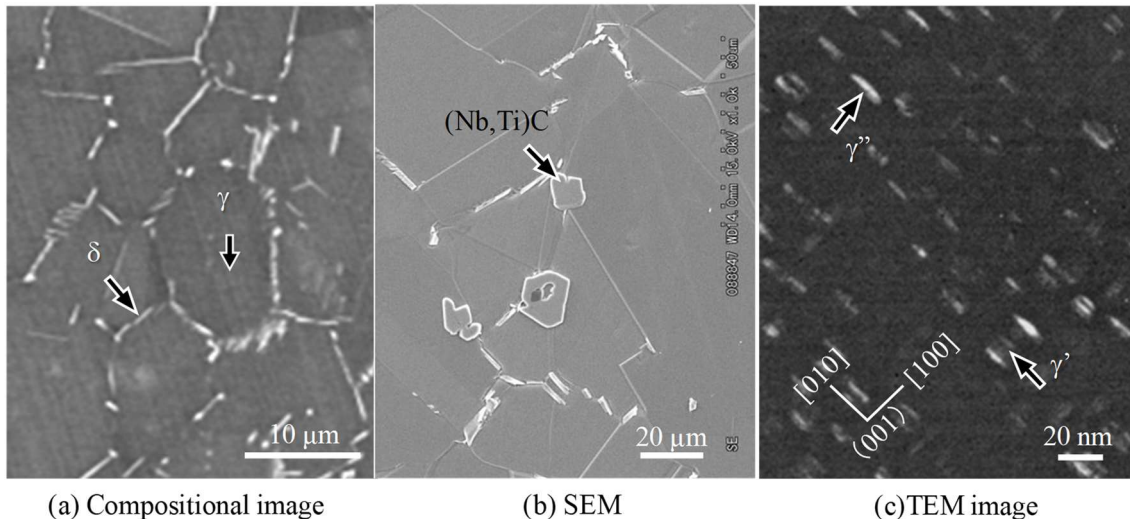


Fig. 2.26 Observed images of typical Alloy 718 after aging treatment. (a) Compositional image shows δ phase. (b) SEM image shows (Nb,Ti)C phase. (c) TEM image shows γ' and γ'' phases.

2.3.5 逃げ面における摩耗要因の解析

Fig. 2.27にTiNコーテッド工具（切削距離10m）の逃げ面摩耗部のTEM像観察結果（Fig. 2.24の黄色枠内）を示す．凝着層を介した損傷部についても，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．暗視野STEM像中の黄色破線は柱状粒界に沿うように描いたものであり，基材に対し水平方向に柱状粒子が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，すくい面でも確認しており，delamination理論（Fig. 2.15）¹³と類似したものとみられ，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，且つ被削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は粒状の球形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ことにより，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．

Fig. 2.28にFig. 2.27中のF，G位置それぞれの暗視野STEM像と明視野TEM像を示す．F位置はコーティング／凝着層Iの界面近傍，G位置は凝着層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．Table 2.7にPoint 18～23のEDS分析結果を示す．軽元素のC，N，Oは，検出感度が低いため省略した．また，Fig. 2.29に分析領域e～hから得られた電子線回折図形を示し，Table 2.8に同定された結晶系を示した．Table 2.7の組成とTable 2.8の結晶系の同定結果から，領域e（コーティング）はTiN(cubic: fcc)，領域f（凝着層I）と領域g（凝着層I）は(Nb,Ti)C(cubic: fcc)，領域h（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Ni₃Nb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 (Table 2.7) と面分析 (Fig. 2.25) 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、 γ 相のまま結晶粒が微細化して付着したものと見える。

F 位置におけるコーティング/凝着層 I の界面の EDS 分析結果 (Table 2.7) において、TiN コーティング (Point 18) と (Nb,Ti)C 層 (Point 20) の境界部 (Point 19) 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。Point 19 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。刃先近傍では、切りくずが留まる時間が長く、(Nb,Ti)C 粒子の一部が TiN コーティングと焼結することで留まったとも考えられる。このようにして凝着層 I と凝着層 II が形成したとすると、Point 19 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、もしくは刃先稜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 e (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。電子線回折図形は直径 140 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 f (凝着層 I, (Nb,Ti)C) は単結晶のパターンを示したため、直径 140 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 (Nb,Ti)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¹⁸⁾。50 m 加工後の刃先断面 (Fig. 2.11, Fig. 2.25) 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、加工面品位の向上が期待されることを示唆する。G 位置における凝着層 I/凝着層 II の界面の EDS 分析結果において、Point 22 の組成は、Point 21 に含まれる Nb を除くと Point 23 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 e/領域 f の間および領域 g/領域 h 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 h (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)¹⁴⁾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。

以上の凝着物の付着状態を調べた TEM 解析結果から、 $(\text{Nb,Ti})\text{C}$ を有する界面においても、拡散を伴う物理化学的反應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。

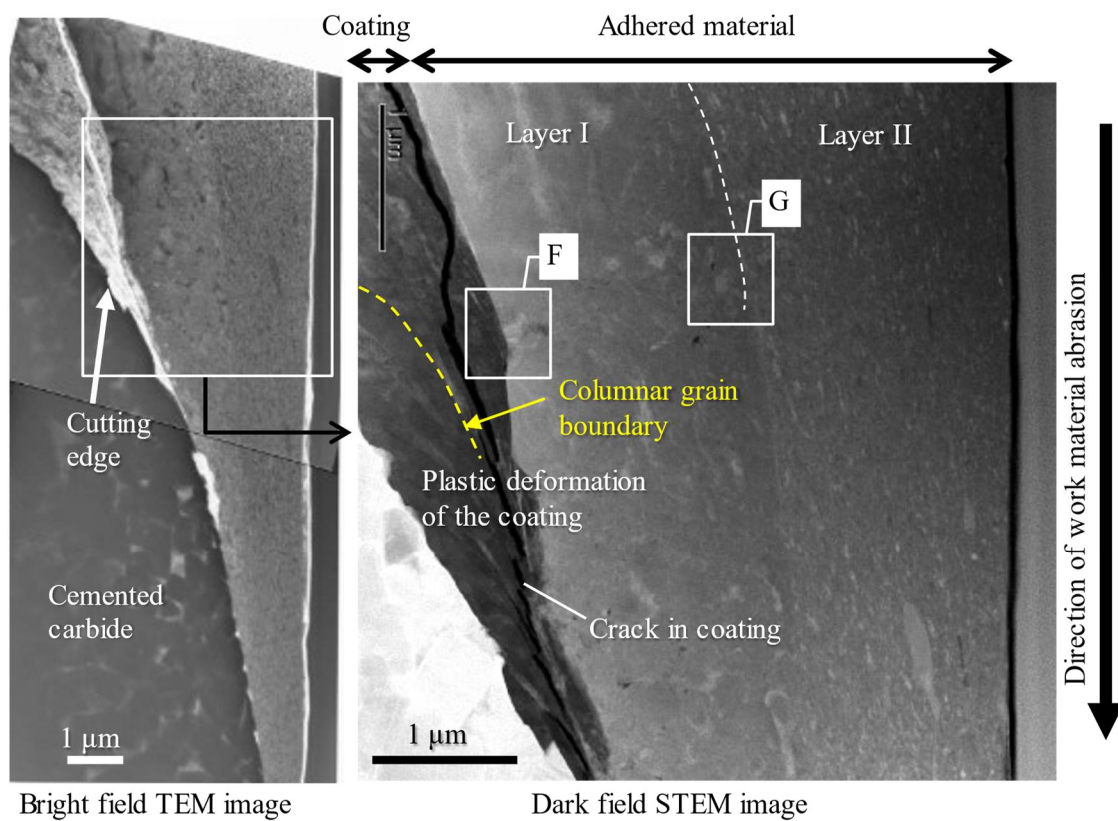


Fig. 2.27 TEM images at worn position on flank face near the cutting edge after turning of Alloy 718 (TiN coated tool, cutting length $L = 10$ m). The observed area corresponds to the cutting edge shown in Fig. 2.24.

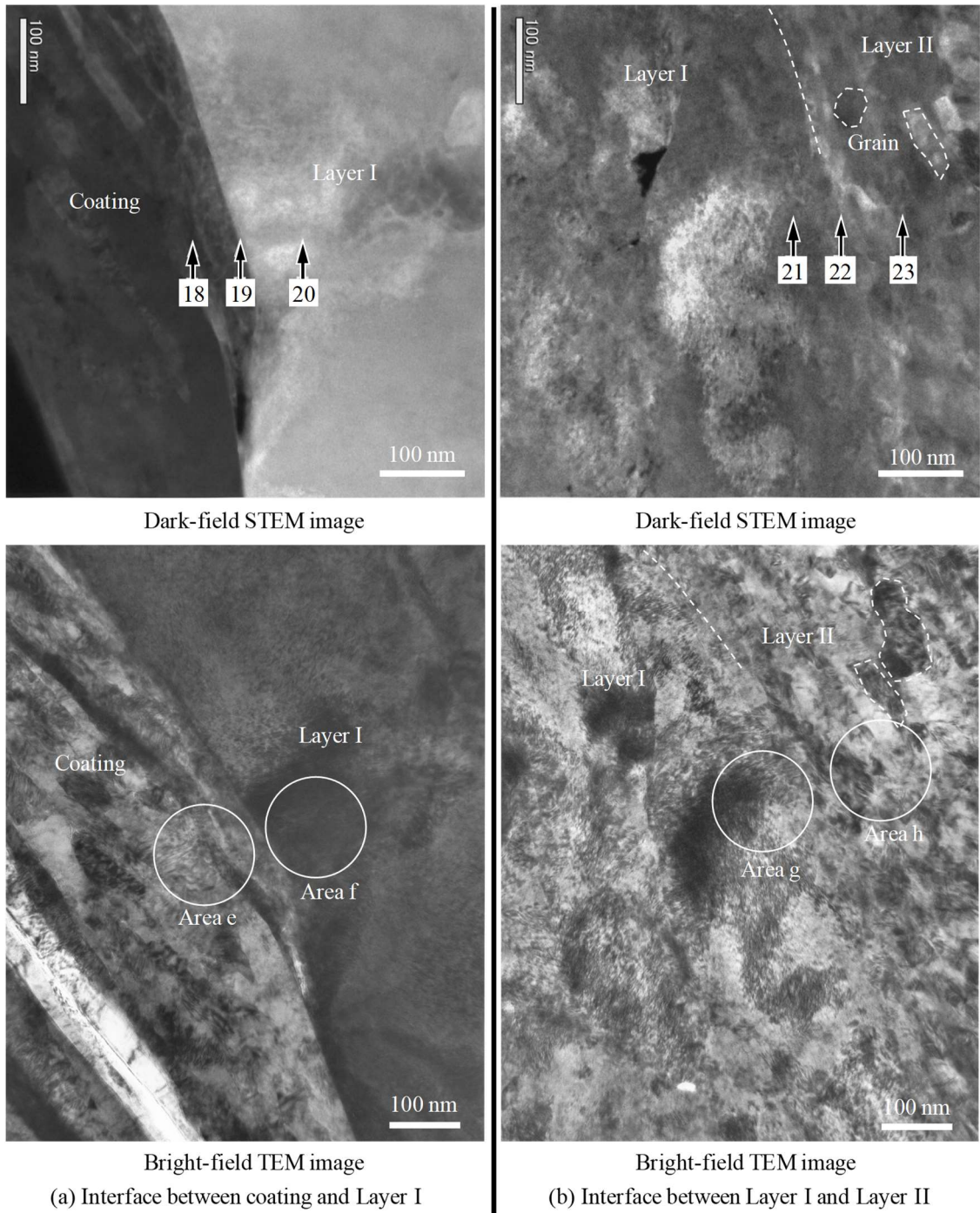


Fig. 2.28 Dark-field STEM and bright-field TEM images on the interface between TiN coating and adhered layer I, and adhered layer I and adhered layer II. The observed areas correspond to the Area F and Area G shown in Fig. 2.27. Upper image: dark-field STEM images; lower image: bright-field TEM images.

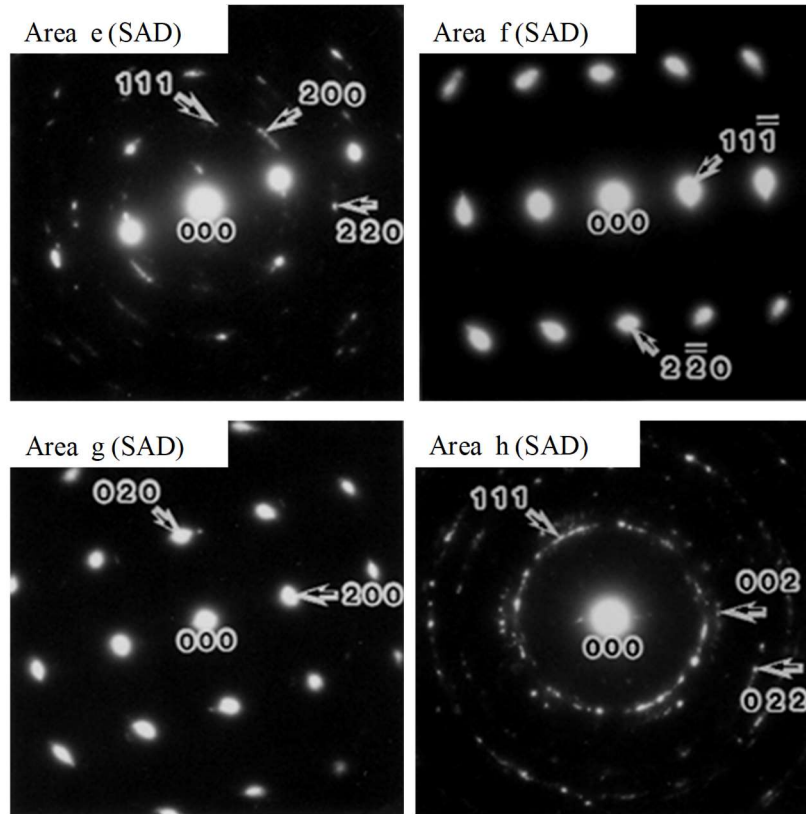


Fig. 2.29 Selected-area diffraction (SAD) results at TiN coating and adhered layer I, and adhered layer II. The diffraction areas were shown in Fig. 2.28.

Table 2.7 TEM-EDS results at the adhered materials and the TiN coating. The analyzed points correspond to the areas shown in Fig. 2.28.

Analysis position		(at. %)							
		Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Si	W	Ti
Coating	Point 18	2	0	1	1	0	0	1	95
Coating / Layer I	Point 19	13	5	4	42	1	1	1	33
Layer I	Point 20	2	1	1	87	0	0	2	8
Layer I	Point 21	1	0	0	86	0	0	1	11
Layer I / Layer II	Point 22	52	19	17	8	1	1	1	2
Layer II	Point 23	51	21	20	4	1	1	1	1

Table 2.8 Identification results of crystal system at TiN coating and adhered materials. The analyzed areas were shown in Fig. 2.28.

Analysis position	SAD	EDS	Identification result of crystal system
Coating	Area e	Point 18	TiN (cubic: fcc)
Layer I	Area f	Point 20	NbC (cubic: fcc)
Layer I	Area g	Point 21	NbC (cubic: fcc)
Layer II	Area h	Point 23	γ -Ni (cubic: fcc)

2.3.6 逃げ面摩耗に及ぼす硬質粒子の影響

Ni 基合金は加工硬化係数が高いため⁹⁾、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、加工硬化した被削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、三元アブレシブ摩耗¹⁹⁾が生じうると考えられる。ここで、Fig. 2.24 で観察された逃げ面側の刃先におけるコーティングの早期摩耗は、2.3.5 項の 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。

Fig. 2.30 にシミュレーションソフト (AdvantEdge FEM, Third Wave Systems, Inc.)²⁰⁾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: 1×10⁴ W/(m²·K), クーラント温度: 20 °C) とし、2.2 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よそ 600-750 °C の範囲にあった。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り、せいぜい 650-700 °C 程度と推定された。

Fig. 2.31 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²¹⁾²²⁾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²¹⁾は TiN の高温硬さ²²⁾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 (Fig. 3.30) 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²³⁾、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¹⁶⁾は超硬合金の熱伝導率¹⁵⁾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、Fig. 2.24 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。

アブレシブ摩耗の発生を抑制するためには、摩耗する側の材料 (ここでは、コーティング) の硬さ H_m が次の式(2.1)²³⁾を満たせばよいことが知られている。

$$H_m = 1.3H_a \cdots \cdots \text{式(2.1)}$$

ここで、 H_a は摩耗させる側の粒子（ここでは、(Nb,Ti)C）の硬さである。600℃におけるTiCとNbCの硬さはそれぞれ11 GN/mm²、NbC = 8.8 GN/mm²であることから、アブレイブ摩耗を抑制するには、600℃における硬さが14.3 GN/mm²以上であることが求められる。なお、これらの硬さはバルク材を試験片としたときのマイクロビッカース硬さであるため、コーティングの硬さを含めて比較評価するためには、ナノインデントによる測定値が必要となる。

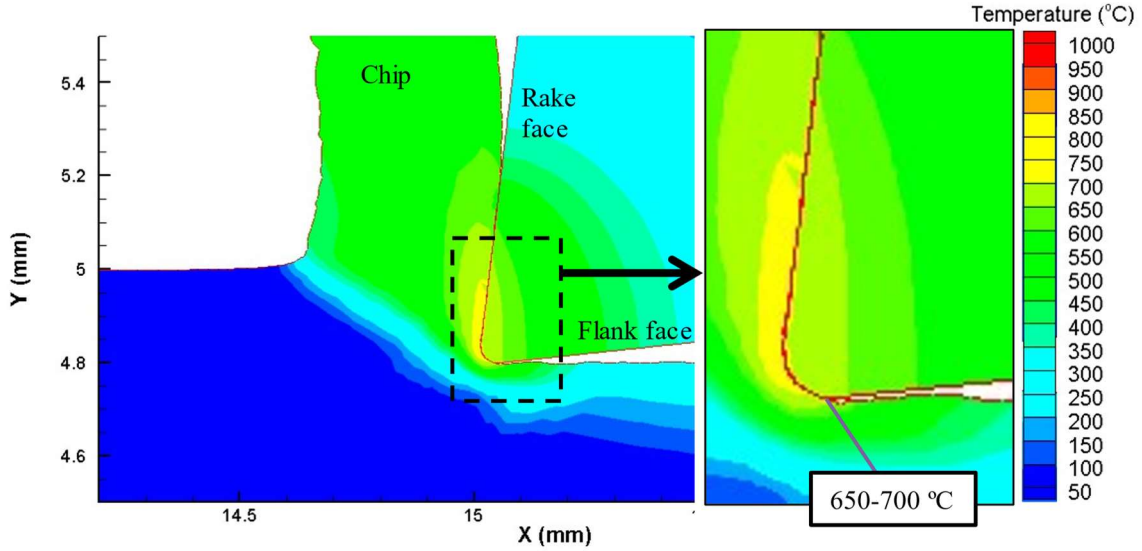


Fig. 2.30 CAE simulation result of cutting temperature during two-dimensional cutting for Alloy 718. CAE conditions: cutting speed $V = 30$ m/min, cutting depth $d = 0.2$ mm, rake angle 7° , relief angle 6° .

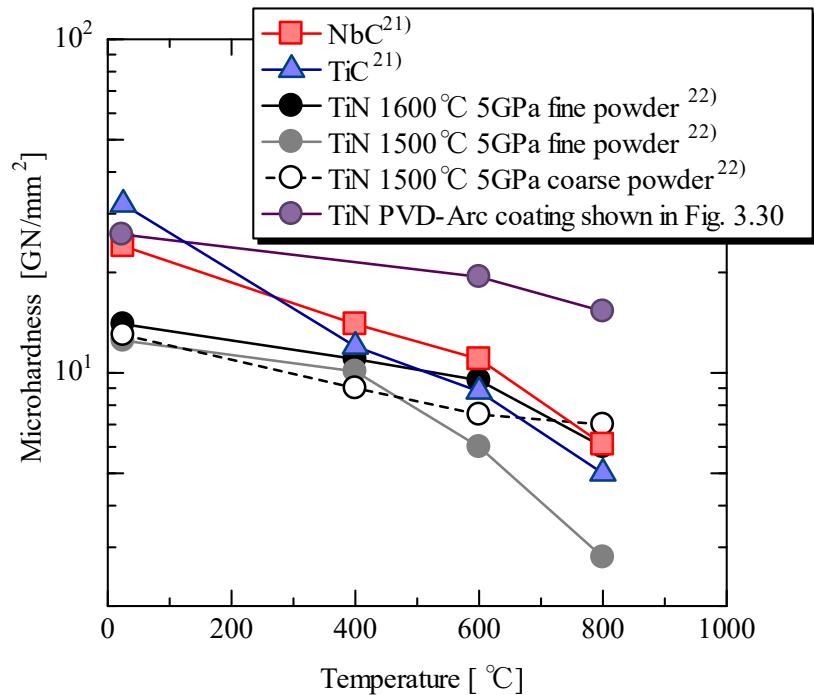


Fig. 2.31 Comparison result of microhardness of NbC, TiC, and TiN at versus temperatures. Hardness of TiN PVD-Arc coating was measured by nanoindenter.

2.4 工具損傷モデルの立案

2.3節の観察結果に基づき、Fig. 2.32にNi基超耐熱合金加工時のArc法により成膜したTiNコーティングの損傷モデルを示した。Fig. 2.32(a)は損傷開始時点、Fig. 2.32(b)は損傷進行時のモデルを示す。以下に、損傷モデルが示す摩耗過程をまとめて述べる。

切削初期から工具表面に被削材の凝着が生じ、凝着物が切りくずもしくは仕上げ面の流れ方向に移動したときに、コーティング表面に摩擦力が作用し、コーティングは塑性変形を起こす。凝着物はコーティングに緻密に付着するが、凝着物/コーティング界面に特定元素の濃化や化合物の形成は確認できないことから、凝着界面に物理化学的な拡散を伴う反応はなく、物理的もしくは力学的に付着したと考える。

切削が進むにつれ、塑性変形したコーティングの柱状晶先端部が微細に破壊しながら凝着物中へ混入することで摩耗が起こる（凝着摩耗）。また、塑性変形したコーティングの中腹に基材と平行方向にクラックが導入され、剥がれるような損傷が生じる（疲労摩耗）。すくい面において、コーティングの微細破壊が観察できたのは、凝着物の付着と離脱が頻繁には起こっていないためと推察される。つまり、すくい面での損傷が逃げ面に比べ比較的緩やかであったのは、順次生成される切りくずが凝着物上を流れたことでコーティングとの直接的な摩擦を生じなかったためと考えられる。逃げ面においては、コーティングの塑性変形に加えて膜内欠陥（ドロップレット）を起点としたと考えられるコーティングの破壊が起こる。一度破壊したコーティング損傷部には、凝着物が噛み込むように付着するため、破壊が促進される。刃先先端部から逃げ面側にかけて、コーティング表面に被削材に含まれる強化組織である(Nb,Ti)C相が堆積し、凝着物との間に挟まれてしゅう動するため、三元アブレシブ摩耗を起こす。以上のように工具摩耗が生じたと考えられる。

Table 2.9 は、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たと考えられ、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シブ摩耗の作用が加わることで、摩耗進行速度が高くなったと推定される。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現象（腐食摩耗）は確認されていない。

上述の摩耗分類の結果、摩耗形態は主に凝着摩耗であると判断された。このとき、摩耗体積は式(2.2)に示す Holm の摩耗式によって予測されることが知られている²⁴⁾。

$$V = K \frac{WL}{H} \dots \dots \text{式(2.2)}$$

ここで、 V は摩耗体積、 W は荷重、 L はすべり距離、 H は材料の硬さ、 K は実験的に定められる無次元の定数である。本式に従えば、Alloy 718 切削工具用のコーティングの摩耗量低減は、硬さ H の増大もしくは、 W の低減が有効であることが示唆される。損傷モデルと合わせて考察すると、硬さ H の増大は、高温硬さの増大に相当し、高温での耐塑性変形性の向上が摩耗抑制に有効であると考えられる。したがって、対策については従来から言われている内容と同じである。

以上の損傷モデルおよび摩耗式から、コーティングの損傷抑制の具体策として、高温硬さを有する組成選定、破壊の起点となるドロプレットを含みにくいスパッタリング法や CVD 法の適用、凝着物の付着起点を減少させるために工具表面の平滑化がそれぞれ有効と考えられる。なお、腐食摩耗は生じていないので、耐酸化性の付与は不要である。

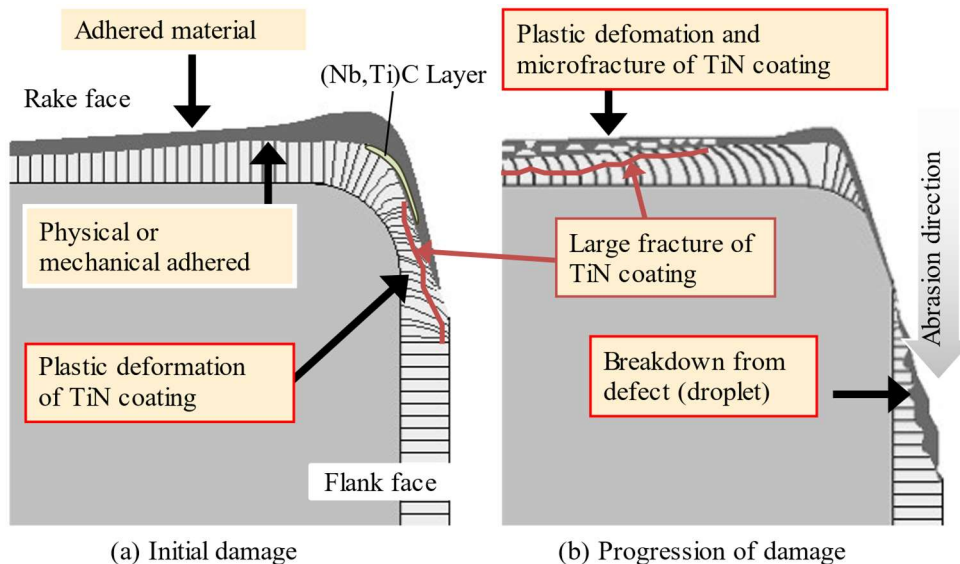


Fig. 2.32 Damage model of TiN-Arc coated cutting tool while turning of Alloy 718.

Table 2.9 Influence of wear mode at each position of the cutting edge after turning of Ni based superalloy.

Wear mode	Rake face	Flank face
Adhesive wear	High	High
Fatigue wear	High	High
Abrasive wear	Low	High
Corrosive wear	Not confirmed	Not confirmed

2.5 結言

Ni 基超耐熱合金の代表的な材料である Alloy 718 を連続切削加工し、PVD-Arc 法で成膜した TiN コーテッド工具の損傷形態を微視的に観察し、次の結論を得た。

- (1) 切削初期から工具表面に凝着物の付着が観察された。凝着物の組成は Alloy 718 そのものであり、凝着物とコーティングとの界面において、酸化や原子の相互拡散を伴う物理化学的な反応および結晶の整合性は確認されなかった。
- (2) 凝着物が切りくず流れに沿って移動した際に工具表面に作用した摩擦力によって、TiN コーティングは塑性変形し、微細破壊を伴って摩耗した。また、塑性変形したコーティング内部に基材に対して平行方向のクラックが生じ、比較的大きな単位で摩耗した。
- (3) 逃げ面において、膜内の欠陥（ドロップレット）を起点としたと推定されるコーティングの破壊が観察され、破壊部に凝着物が噛み込むことで破壊が促進された。
- (4) 刃先先端部の逃げ面側において、Alloy 718 組成の凝着物層とコーティングとの間に(Nb,Ti)C 層の堆積が確認された。(Nb,Ti)C 層は TiN コーティングよりも高温硬さが高いため、刃先に堆積した(Nb,Ti)C 粒子が脱落した際に、逃げ面のアブレイブ摩耗を起し、摩耗進行速度を高めたと考えられる。

以上のコーティングの摩耗過程を示す損傷モデルを提案した。これに従えば、Alloy 718 加工用工具のコーティングには、膜内の欠陥（ドロップレット）を含まず、(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. Zhu, X. Zhang, H. Ding: Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys, *Int. J. Mach. Tools Manu.*, 64 (2013) 60.
- 2) 生田明彦, 篠崎賢二, 増田英昭, 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.
- 3) 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.
- 4) D.G. Thakur, B. Ramamoorth, L. Vijayaraghavan: Study on the machinability characteristics of superalloy Inconel718 during high speed turning, *Materials and Design*, 30 (2009) 1718.
- 5) H. Schulz, T. Moriwaki: High-speed Machining, *CIRP Annals*, 41, 2 (1992) 637.
- 6) S. Koseki, K. Inoue, H. Usuki: Damage of physical vapor deposition coatings of cutting tools during alloy 718 turning, *Precis. Eng.*, 44 (2016) 41.
- 7) 小関秀峰, 井上謙一, 臼杵 年: Alloy 718 旋削加工時の PVD コーテッド工具の逃げ面摩耗, *精密工学会誌*, 82, 5 (2016) 460.
- 8) H. Randhawa, P. C. Jonson, Technical Note: A Review of Cathodic Arc Plasma deposition Processes and

- their applications, Surf. Coat. Technol., 31 (1987) 303.
- 9) 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.
 - 10) 平尾政利, 佐田登志夫: 切削工具面の局部温度測定, 精密機械, 40 (1974) 156.
 - 11) T. Shioya, Y. Matsuo, T. Hattori, H. Kawada, Fractography-Analysis and Case Studies, Technosystem Co. Ltd. (2010) 68.
 - 12) Y. Kimura, Fracture theory of wear, J. Jpn. Soc. Precis. Eng., 59 (1993) 186.
 - 13) N.P. Suh: The delamination theory of wear, Wear, 25 (1973) 111.
 - 14) 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.
 - 15) 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.
 - 16) 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.
 - 17) E.O. Ezugwu, Z.M. Wang, A.R. Machado: The machinability of nickel-based alloys: a review, J. Mater. Process. Technol., 86 (1998) 1.
 - 18) 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.
 - 19) たとえば, 笹田直: 摩耗, 養賢堂 (2008) 144.
 - 20) 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.
 - 21) J.H. Westbrook, E.R. Stover: Carbides for High-Temperature Applications, Materials and Technology, edited by I.E. Campbell and E.M. Sherwood (Wiley, New York), (1967) 330.
 - 22) T. Yamada, M. Shimada, M. Koizumi: Fabrication and Characterization of Titanium Nitride by High Pressure Hot Pressing, Ceramic Bulletin, 59, 6 (1980) 611.
 - 23) たとえば, 社団法人表面技術協会編: PVD・CVD 皮膜の基礎と応用 (1994) 196, 312.
 - 24) 石井淑夫: 異種材料界面の測定と評価技術, テクノシステム (2012) 215.

第3章 Ni 基超耐熱合金連続切削加工時におけるコーティングに求められる特性

3.1 緒言

第2章において、PVD-Arc法で成膜したTiNコーテッド工具の損傷形態を切削距離ごとに観察し、切削初期から凝着物がコーティングに付着し、凝着物がコーティング上を移動したときの摩擦力が、コーティングの塑性変形と微細破壊を起こすことを確認した。凝着物とコーティング界面には特定元素の濃化は無く、拡散を伴う物理化学的反応は確認できなかったため、これらは物理的もしくは力学的に付着したと考えられた。また、コーティングに含まれる欠陥（ドロップレット）を起点とした破壊が生じたことが示唆された。以上の観察結果に基づき、工具損傷モデルを提案した。本モデルは、Ni基超耐熱合金切削時のコーティング損傷抑制には、高温かつ高摩擦力に対し、高温硬さに優れた、欠陥を含まないコーティングを適用することが有効であることを示唆する。

コーティングの高温特性については、コーティングの熱処理前後の粒成長、残留応力、結晶構造、硬さなどについての評価結果が報告されている¹⁾³⁾。一方で、切削性能については、工業製品を評価したものが多く、定性的な結果が多い。一般に、Ni基超耐熱合金加工時のような切削環境が高温となり、より高い耐摩耗性が必要となる切削工具には、(Ti,Al)Nのような固溶強化や組織の微細化により強化されたPVDコーティングが適用される⁴⁾⁷⁾。しかしながら、これらのコーティング((Ti,Al)N, (Ti,Al,Si)N, (Al,Cr)Nなど)は高温で他の化合物に分解することが知られており⁵⁾⁸⁾⁻¹¹⁾、切削中の耐摩耗性に寄与する基礎特性を調べるのが難しい。したがって、コーテッド超硬工具について、コーティングの損傷形態と切削温度域におけるコーティングの必要特性とが十分に関連付けられたとは言い難い。

本章では、Ni基超耐熱合金切削時の工具に求められる材料特性を把握し、工具材料の開発指針を得ることを目的とする。そのためには、切削中の工具表面の熱的負荷と機械的負荷を把握し、その負荷環境におけるコーティングの高温特性を評価し、それらを摩耗状況と関連付ける検討が必要である。まず、工具-被削材間熱電対法¹²⁾と切削動力計を用いて、切削温度と切削抵抗を測定し、Ni基超耐熱合金の被削性について考察した。次いで、コーティングの耐塑性変形性を向上させるために、TiN組成よりも室温強度が高く、高温においても硬さが高いことが期待される(Al,Cr,Si)N組成をArc法で成膜したコーテッド工具を準備し、摩耗形態を評価した。さらに、成膜方法を変えることでコーティングの欠陥量を低減した工具を準備し、工具損傷抑制への影響を調べることで、前章で立案した損傷モデルの妥当性を検証した¹³⁾。また、各種成膜方法を変えることで、特性の異なるTiNコーティングを成膜した工具を準備し、Ni基超耐熱合金の切削環境において、コーティングに求められる特性について、硬さ、ひずみ量と組織安定性の観点から考察した¹⁴⁾。

被削材には前章と同じAlloy 718を用い、旋削加工（連続切削）することで切削中の熱的、機械的負荷を工具に安定的に付与し、その際の工具損傷形態（特にコーティング損傷形態）を各種分析機器を用いて評価した。損傷状態の大小について、切削温度や切削抵抗、コーティングの熱処理前後の特性と関連付けることを試みた。

3.2 実験方法

3.2.1 切削温度および切削抵抗の測定

3.2.1.1 熱起電力測定装置

工具－被削材間での切削現象を定量的に評価するために切削温度と切削抵抗とを同時に測定可能な装置を準備した。切削温度測定には、工具－被削材間熱電対法を用いた。本方法は、切削中に工具と被削材間に発生する熱起電力を測定し、得られた起電力を校正曲線により温度に換算することで、切削温度を求める方法である。

Fig. 3.1 に切削加工時の熱起電力測定の概略図を示す。切削方法は旋削加工（連続切削）とした。切削バイトは絶縁されている。工具側は切削工具と銅線を接続し、被削材側はカーボンブラシを介して銅線を被削材端面に接触させることで回転体からの電位を測定した。

Fig. 3.2 は熱起電力を温度に変換するための起電力と温度の関係（以下、校正曲線）を測定するための装置概略である。装置は、真空チャンバー内に金メッキが施された集光カップが設置されており、カップ内にはハロゲンランプが設置されている。カップ内にはアルミナ管に通されたアルメル線とクロメル線が設置されている。校正曲線は次の手順で取得した。まず、被削材で作製した $2 \times 2 \times 80$ mm の試験片の端面にアルメル線とクロメル線を接触した。この接点を集光加熱し、3 sec 程度の短時間で約 1000 °C まで昇温させた。この作業により、被削材－クロメル間に発生した熱起電力とアルメル－クロメル間に発生した熱起電力（すなわち、温度）を同時に得ることができる。また、同様の作業を工具材で作製した試験片についても実施すると工具材－クロメル間に発生した熱起電力が得られる。ここで、実際の切削は工具－被削材間の熱起電力であるため、被削材－クロメル間の熱起電力と工具材－クロメル間の熱起電力の差をとり、この差と温度の関係（校正曲線）を得た。これらを用いて、実切削の起電力から切削温度へ変換した。

Fig. 3.3 に得られた校正曲線とこれを二次の多項式で近似したものを示す。

3.2.1.2 供試材

本検討では、切削条件を幅広く変えたときの工具摩耗による形状変化の影響を小さくするために、ノンコート工具に比べ耐摩耗性、耐熱性の高い(Ti,Al)N コーテッド工具を選定した。工具形状は SNMG120404 とし、ホーニング加工は実施せず、外周面研削および上下面研削加工のみ実施した。切削に用いたバイト取付け後の前逃げ角、横逃げ角はそれぞれ -6 °である。Fig. 3.4 に用いた工具の外観とバイトに取り付けた時の状態を示す。工具材種は、JIS 規格 K05 相当の超硬合金 (WC (grain size $1.2 \mu\text{m}$) - 5 mass%Co - Cr) を準備した。PVD-Arc 法により $\text{Ti}_{(1-x)}\text{Al}_x\text{N}$ ($x = 0.5$) を $2.5 \mu\text{m}$ 程度の厚さになるようにコーティングした。なお、(Ti,Al)N コーテッド工具を用いた場合であっても、切削開始時点で刃先先端エッジ部のコーティングが一部微小剥離するため、測定される熱起電力はノンコートと同程度であった。

被削材は、Alloy 718 (aging, 440 Hv), Ti-6Al-4V alloy (annealed, 320 Hv)に加え、JIS SUS304 (stable treatment), JIS SKD11 (heat treated, 40 HRC), JIS SKD61 (heat treated, 40 HRC)を準備した。

3.2.1.3 熱起電力および切削抵抗測定時の切削条件

熱起電力および切削抵抗の測定には、CNC 旋盤(オークマ株式会社製, LB4000EXY)を用いた。切削抵抗は圧電式切削動力計(キスラー株式会社製, 9129AA type)を用い、Fig. 3.4 に示すように、切削中の送り分力(z)、背分力(x)、主分力(y)を測定した。切削抵抗は、式(3.1)に従い、これらの3成分の合力を算出した。

$$\text{Cutting force } F = \sqrt{\text{Thrust force}(x)^2 + \text{Principle force}(y)^2 + \text{Feed force}(z)^2} \cdots \text{式(3.1)}$$

Table 3.1 に切削条件をまとめて示す。切削距離 $L = 5 \text{ m}$ 、送り $f = 0.2 \text{ mm/rev}$ 、切込み $d = 0.5 \text{ mm}$ とし、切削速度 $V = 10 \sim 200 \text{ m/min}$ における切削温度と切削抵抗を測定した。

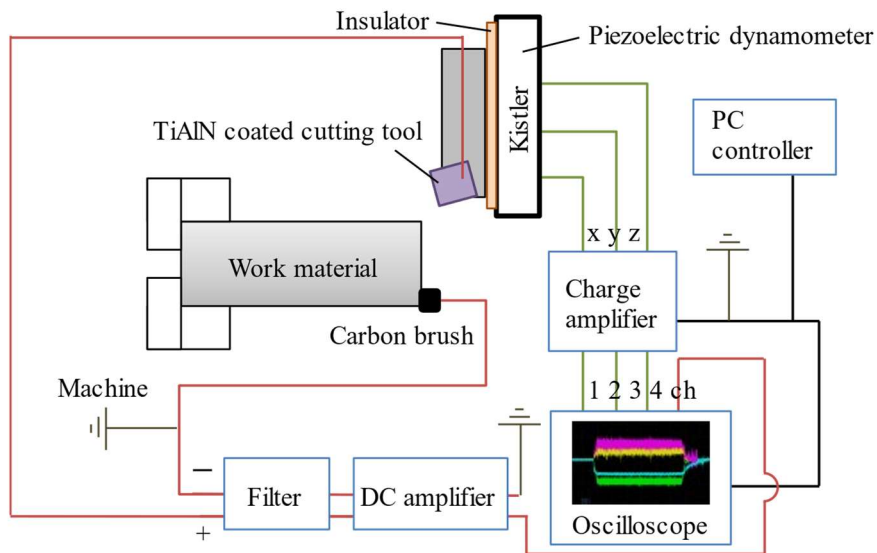


Fig. 3.1 Measurement circuit of the cutting temperature and the cutting force. The cutting temperature was measured by tool-work thermo couple method. The cutting force was measured by using Kistler.

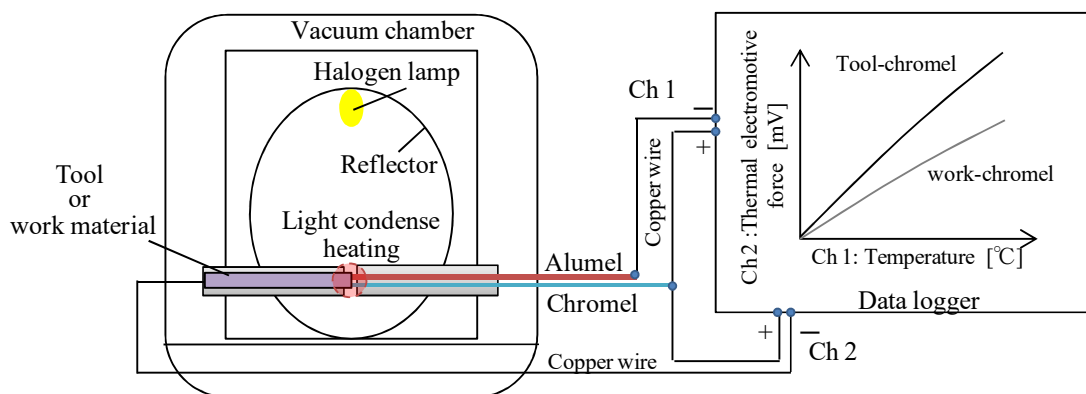


Fig. 3.2 Illustration of calibration system of electromotive force.

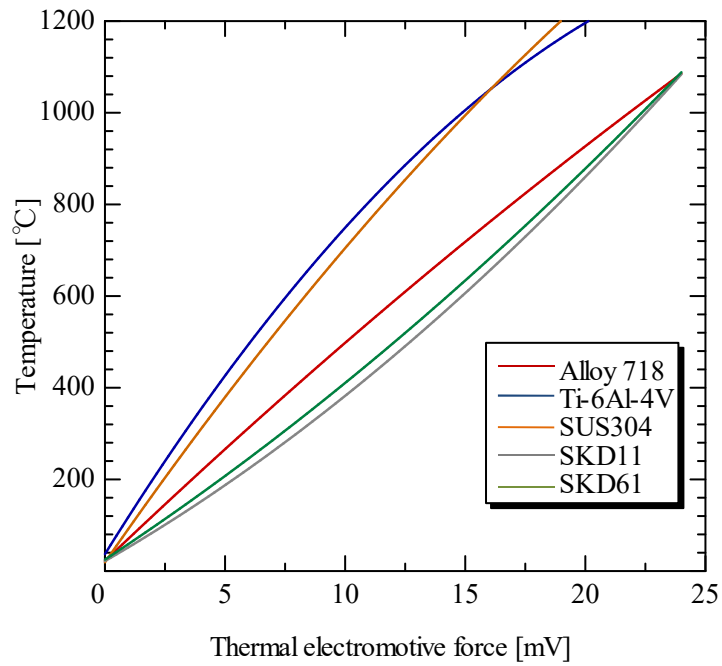


Fig. 3.3 Relationship between thermal electromotive force and temperature.

Alloy 718 (aging, 440 Hv) $y = -0.24x^2 + 49.9x + 22.1$
 Ti-6Al-4V alloy (annealed, 320 Hv) $y = -1.33x^2 + 84.5x + 36.9$
 JIS SUS304 (AISI304) (stable treatment) $y = -0.71x^2 + 75.6x + 19.0$
 JIS SKD11 (AISI D2) (heat treated, 40 HRC) $y = 0.59x^2 + 30.2x + 21.8$
 JIS SKD61 (AISI H13) (heat treated, 40 HRC) $y = 0.41x^2 + 34.4x + 25.0$

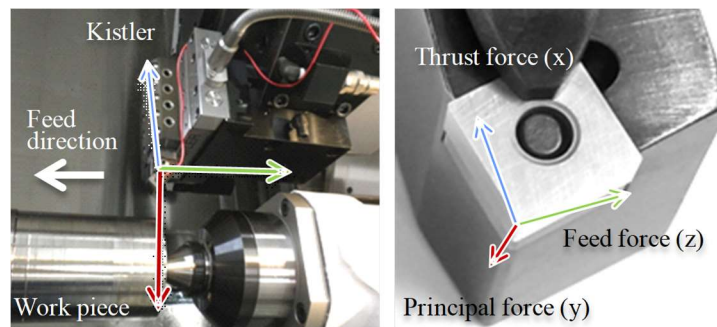


Fig. 3.4 Experimental setup for evaluating cutting force and cutting temperature.

Table 3.1 Cutting Conditions for measuring the cutting temperature and cutting force.

Workpiece material	Alloy 718, aged, hardness: 440 Hv	
	Ti-6Al-4V alloy, annealed, hardness; 320 Hv	
	JIS SUS304 (AISI 304) stable treatment	
	JIS SKD11(AISI D2), heat treated, hardness: 40 HRC	
	JIS SKD61 (AISI H13) heat treated, hardness: 40 HRC	
Turning tool	Geometry	SNGA120404 -6, -6, 6, 6, 15, 15, 0.4
	Substrate	Cemented carbide (JIS K05 grade)
	Coating	Ti _(1-x) Al _x N, x = 0.5 PVD-Arc coated Coating thickness = 2.5 μm
Cutting conditions	Cutting speed	10, 20, 30, 40, 60, 80, 100, 150, 200 m/min
	Cutting length	5 m
	Feed rate	0.2 mm/rev
	Cutting depth	0.5 mm
	Coolant	Dry

3.2.2 コーティング特性と工具損傷抑制効果

3.2.2.1 供試材

切削工具の形状や基材材質は第2章と同じとし、形状はCNMG120408、基材はJIS規格K05相当の超硬合金を用いた。コーティングの耐塑性変形性を向上させるために、TiN組成とこれと比較して室温強度が高く高温でもその強度が期待される(Al,Cr,Si)N組成¹⁵⁾を選定した。(Al,Cr,Si)N組成については、膜中の欠陥量の影響を比評価するために、PVD法のArc Ion Plating法(以下、Arc法)とこれに比べてドロップレットが少ないSputtering法(以下、SP法)で成膜したもの準備した。

コーティングの耐摩耗性に及ぼす成膜方法の影響を調べるために、コーティング組成をTiNとし、成膜方法をPVD法のArc法、SP法、Hollow cathode method (HCD法)およびCVD法によって、それぞれ3 μm程度の厚みに成膜したものを準備した。以下、本コーティングはコーティング組成と成膜方法を組み合わせてTiN-Arc、TiN-SP、TiN-HCD、TiN-CVDと記載する。

上記の供試材により、Fig. 2.32の損傷モデルの妥当性を検証する。

3.2.2.2 切削試験

切削条件は第2章と合わせ、切削速度 $V=30$ m/min、送り $f=0.2$ mm/rev、切り込み $d=0.5$ mm、湿式加工とし、切削後の工具の損傷形態を観察した。Table 3.2に切削条件をまとめて示す。

Table 3.2 Specifications of the various coatings for verify the damaged model shown in Fig. 2.32.

Turning tool	Geometry	CNMG120408		
	Substrate	Cemented carbide (JIS K05 grade)		
	Coating composition and method	TiN	CVD	TiN-CVD
		(Al,Cr,Si)N	PVD	TiN-Arc TiN-SP TiN-HCD (Al,Cr,Si)N-Arc (Al,Cr,Si)N-SP
Cutting conditions	Cutting speed	30 m/min		
	Cutting length	1, 10, 50, 200, 300, 500 m		
	Feed rate	0.2 mm/rev		
	Cutting depth	0.5 mm		
	Coolant	Wet (emulsion)		

3.2.3 工具損傷状態の観察および分析

Table 3.3 に本項 (3.2.3) および次項 (3.2.4) で利用した分析手法と条件をまとめて示す。

切削後の工具刃先損傷部について、表面と断面から観察および分析を行った。損傷形態は SEM により観察した。断面試料の作製は、刃先の中心位置で切断した後、切断面を鏡面なるまで研磨した。切断位置を刃先中心としたのは、切りくずの中心が擦過した位置の近傍であるため、切削加工中の垂直応力が高く、被削材の凝着状態が比較的安定しており、摩耗現象の解析に適すると考えられたからである。コーティングの損傷状態の観察と凝着物とコーティングの界面における付着状態を評価するために TEM や STEM による高倍率観察を行った。TEM 像の観察は Fig. 2.4 の A 位置と同じとし、刃先から 100 μm 離れた位置とした。

3.2.4 コーティング特性の評価方法

各供試材の基本的特性として、コーティングの組成、結晶構造、膜厚、硬さの評価を行なった。結晶構造、組織、硬さについては真空熱処理前後の比較も行った。基材は JIS 規格 K05 相当の超硬合金 (WC (grain size 1.2 μm) - 6 mass%Co - Cr) を用いた。

Fig. 3.5 に熱処理パターンを示す。熱処理温度は 600, 800, 1000, 1200 $^{\circ}\text{C}$ とし、真空中、各温度で 10 min 保持した。切削環境を想定し、昇温速度は高く、保持時間は短くなるように設定した。実際には、切削距離 1 m 切削時点 (接触時間は 1 s 未満) であってもコーティングに軟化が原因とみられる塑性変形が観察されたが、熱処理試験では試験片が均一に加熱されるように保持時間を 10 min とした。炉内は昇温時から 7 Pa 以下の真空度を保ち、ガスの導入は行っていない。

熱処理前後の硬さ測定には、ナノインデント (ELIONIX INC 製, ENT-1100a) を用い、荷重 49 mN, 過重負荷速度 4.9 mN, 最大荷重保持時間を 1 s とし、得られた荷重変位曲線から、硬さを算出した。

コーティング組成と硬さ測定に用いたサンプルは、膜表面に対し斜め 5 $^{\circ}$ に鏡面研磨し、測定は研磨面内の膜表層側の位置で 5 点実施した。組成の定量分析には FE-EPMA を用い、加速電圧 10 kV, 電子線径を 1 μm に設定した。EPMA では、N-K α 線が Ti-L β 線と重なるため、N の定量精

度が低下する。そこで、標準試料の純 Ti を分析したときの Ti-K α 線、Ti-LI 線のカウント数および標準試料の AlN を同じ条件で分析したときの N-K α 線のカウント数からそれぞれのカウント数の比を求め、未知試料を分析したときに N-K α 線のカウント数から Ti-LI 線のカウント数分を差し引く補正を行なった（干渉補正）。

コーティングの結晶構造解析のために、X 線回折を実施した。測定には X 線回折装置（リガク株式会社製、RINT2500）を用いた。X 線源に Cu-K α 線 ($\lambda=0.15418$ nm), 2θ ; 30-70°, ステップ; 0.02°, 管電圧; 40 kV, 管電流; 300 mA, モノクロメータ使用, 発散スリット; 1/2°, 発散縦制限スリット; 10 mm, 散乱スリット; 0.73 mm, 受光スリット; 0.3 mm の条件とした。X 線の入射角度は 5°とし、薄膜 X 線回折の条件で測定した。

コーティングの高温硬さその場測定にはナノインデントー（Micromaterials 製, NanoTest Xtreme）を用いた。押し込み硬さは、タングステンおよび ISO14577 規格に準拠した熔融シリカの基準試料を用いて校正した。押し込み試験は荷重制御によって行い、Table 3.4 に示す条件で測定した。各温度で 3 点以上測定し、平均値を求めた。加熱状態においても、試験片と圧子の両方の等温接触を確保し、熱ドリフトを最小化した¹⁶⁾。試験片表面の温度は、実装型熱電対によって温度の精度を保証した。高温測定は、試料と圧子の酸化を防止するために、 10^{-3} Pa の真空中で行った。硬さは W. Oliver ら¹⁷⁾の提案した解析方法により求めた。

コーティングの破面組織観察には、電界放出形走査電子顕微鏡（Field Emission Scanning Electron Microscope: FE-SEM, 株式会社日立ハイテクノロジーズ製, S-4800）を用いた。加速電圧は 5 kV とした。

コーティングの断面組織の観察として、TEM 用に調整した薄膜サンプルを、SEM 装置（日本電子株式会社製, JSM-7800F）に設置し、付設の EBSD（TSL 社製, OIM）による透過電子後方散乱回折を行った。加速電圧は 20 kV とした。

高分解能 TEM 像から、ひずみ解析ソフト（HREM research 製）¹⁸⁾を用いて変位マップを求めた。

コーティングの軽元素の分析には、EDS よりも分析感度の高い電子エネルギー損失分光（Electron Energy-Loss Spectroscopy: EELS, Gatan 製, ENFINA1000）を用いた。

Table 3.3 List of characterization methods.

Method	Device name	Analytical conditions
SEM	Hitachi, N-3500, S-4800	Acceleration voltage: 15 kV Acceleration voltage: 5 kV
SEM / EBSD	JEOL, JSM-7800F	EBSD for TEM sample Acceleration voltage: 20 kV
	TSL, OIM	
EPMA / WDS	JEOL, JXA-8500F	Quantitative analysis Acceleration voltage: 10 kV Probe current: 0.05 μ A Beam diameter: 1 μ m
XRD	Rigaku, RINT2500	X-ray source: Cu-K α Tube voltage: 40 kV Tube current: 300 mA Monochromator
TEM /STEM / EDS / EELS	JEOL, JEM-2010F Hitachi, HF-2100	Accelerating voltage: 200 kV NDB; Nano Beam Diffraction Diffraction area: 3 nm $>$ Camera length: 50 cm Accelerating voltage: 200 kV Beam diameter: 1 nm
	JEOL, JEM-2100F Gatan, ENFINA1000	EELS Accelerating voltage: 120 kV Beam diameter: 0.2 nm

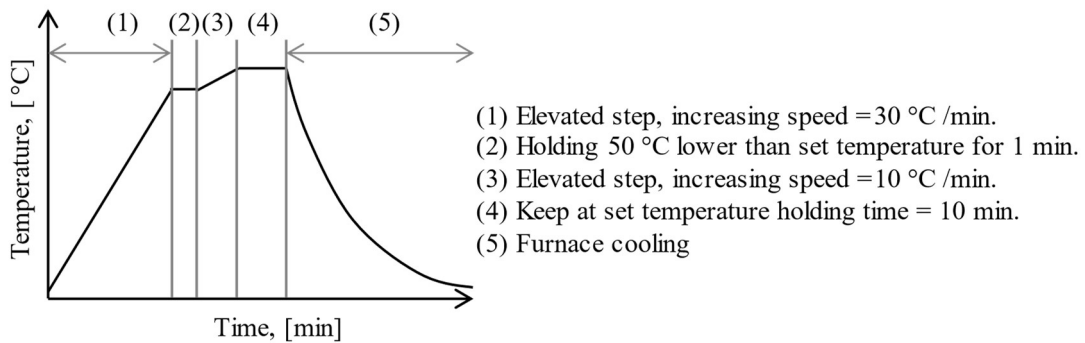


Fig. 3.5 Heat treatment process, vacuum, 10 min.

Table 3.4 Experimental parameters.

Test temperature (°C)	Target force (mN)	Unloading time (s)	Hold period at peak load (s)	Thermal drift data collection (s)
20	35	10	5	60
600	35	10	5	120
800	35	5	10	120

3.3 結果および考察

3.3.1 切削温度および切削抵抗測定結果

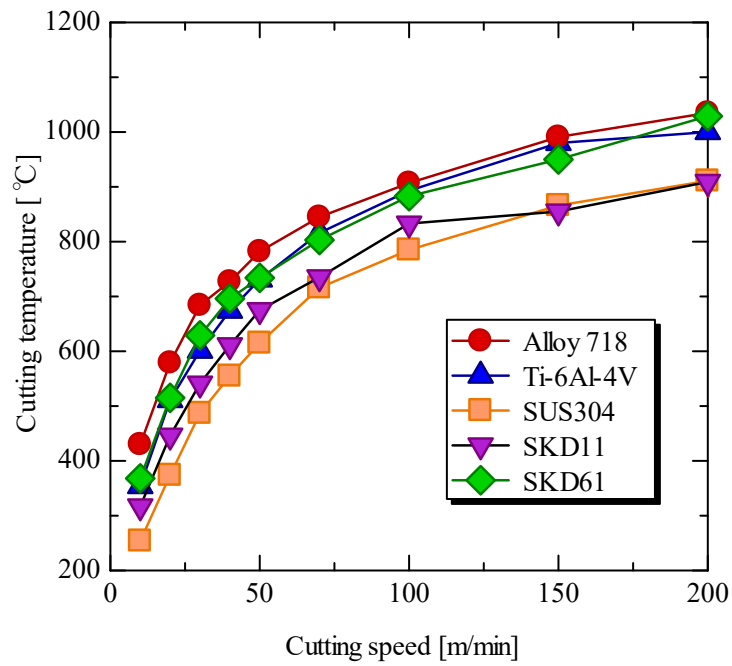
Fig. 3.6 に切削速度ごとに測定した(a)切削温度と(b)切削抵抗をそれぞれ示した。Fig. 3.7 に切削速度と切削温度の関係を両対数グラフに直したものを示す。また、Fig. 3.8 は切削温度と切削抵抗の関係を示したものである。Alloy 718 は、他の材料を切削した場合と比べ、切削温度と切削抵抗が高いことがわかる。SKD11(40 HRC)や SKD61(40 HRC)について、700 °C 付近まで抵抗が維持される傾向が見られたのは、材料強度の変化（残留 γ 分解や二次炭化物晶出等）に対応している可能性が考えられる。このことは、切削抵抗が被削材の高温強度に影響されることを示唆する。なお、Alloy 718 と同様に難削材として知られる Ti-6Al-4V 合金は、切削温度は上昇しやすい傾向にあったが、切削抵抗は常に低い値を示した。このことから、Ni 基超耐熱合金と Ti 合金とでは難削性要因が異なると考えられる。

第 2 章および本章の実験条件として用いた切削速度 30 m/min のとき、Alloy 718 切削時の刃先の平均温度が 680 °C と測定されており、これは、第 2 章においてシミュレーションで求めたすくい面の温度が 600-750 °C の範囲にあったことと符合する。ここで、局所的な最大温度は、平均温度のおよそ 1.2-1.4 倍である¹⁹⁾²⁰⁾ことに従えば、切削速度が 30 m/min のときの局所温度は、820-950 °C 程度まで上昇していたと推定される。

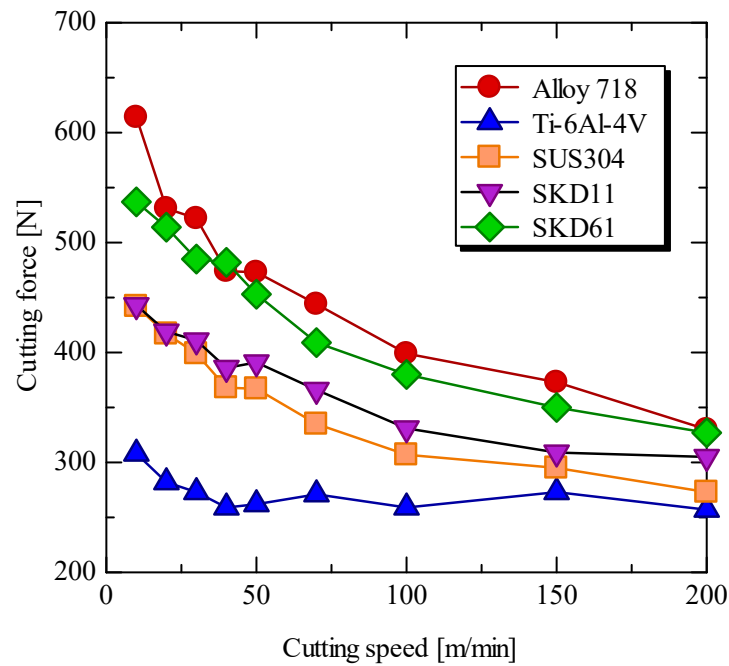
上述の切削温度および切削抵抗の測定結果からすると、前章で観察した TiN コーティングの塑性変形は、Alloy 718 切削時の熱的負荷と機械的負荷のいずれも高かったことが原因であるといえる。60 HRC に調質した冷間ダイス鋼を切削速度 $V = 70$ m/min で切削したときにも、コーティングに塑性変形が観察されている²¹⁾。このときの刃先の平均温度は 800 °C と測定されたため、局所的には 960-1120 °C と見積もられる。したがって、この温度域でコーティングが軟化したことによって被削材の硬さとの差が小さくなり、塑性変形が生じたと考えられる。よって、高温強度の高い材料を切削する場合には、工具材料の高温特性に着目した開発が必要であると推察される。

工具基材である超硬合金の高温強度については 700 °C 程度で室温の 1/2 程度に強度低下を生じる²²⁾。Alloy 718 は 700 °C 程度まで高い引張強度を有する。ここで、切削温度 700 °C 付近での超硬合金と Alloy 718 の強度比較を行うと、工具と被削材の強度比が小さくなり、切削加工が困難となる。第 2 章で調べたように、切削中にコーティングと凝着物との界面に物理化学的反応がないと認めれば、被削材および凝着物の高温強度が高く、切削中に工具材料の高温強度との差が小さくなるのが Ni 基超耐熱合金の難削性を示す要因と考えられる。第 2 章の刃先先端の損傷部の断面観察結果 (Fig. 2.24) において、TiN コーティングの摩耗速度が超硬合金よりも高かったのは、上記理由に加え、実際の刃先においては、工具表面の温度が高く、工具基材にかけて温度勾配があり、これは、各材料の熱伝導率の影響も受けたためだと考えられる。

一般に硬さの差が 3-5 倍程度なければ、切削は困難であるとされている²³⁾。切削温度を上げて被削材の強度低下を狙うことも 1 つの方法ではあるが、工具材料には更なる高温強度（高温硬さ）が求められることになる。



(a) Relationship between cutting speed and cutting temperature.



(b) Relationship between cutting speed and cutting force.

Fig. 3.6 Cutting temperature and cutting force in turning of some work materials. Temperatures were measured by a tool-work thermocouple method.

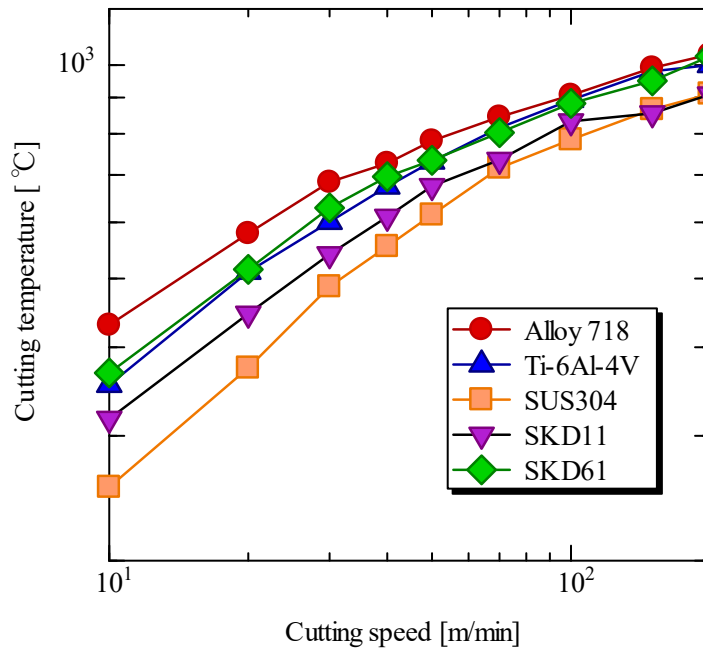


Fig. 3.7 Relationship between the cutting speed and cutting temperature on logarithmic scales of Fig. 3.6(a).

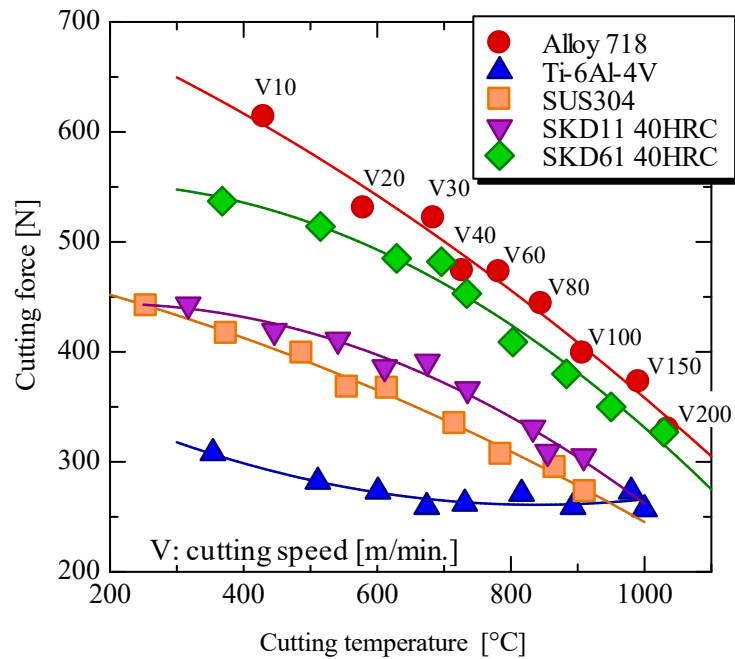


Fig. 3.8 Relationship between the cutting temperature and cutting force during cutting of several materials. Temperatures were measured by a tool-work thermocouple method. The numbers in the figure indicate the cutting speed V [m/min]. Cutting conditions: cutting depth $d = 0.5$ mm, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting length $L = 5$ m, and dry cutting with tool geometry of SNGA120404. Work piece materials: JIS SUS304 (AISI 304), JIS SKD11(AISI D2), JIS SKD61 (AISI H13).

3.3.2 PVD コーティングによる損傷抑制効果の検証

Fig. 3.9 に検証試験のために強度と欠陥量が異なるように準備したコーティングの特性をまとめて示した。PVD-Arc 法で成膜した TiN-Arc と (Al,Cr,Si)N-Arc は表面に多数のドロップレットが多数存在したことがわかる。一方で、PVD-SP 法で成膜した (Al,Cr,Si)N-SP はドロップレットは無く、平滑な表面形態を示した。(Al,Cr,Si)N の破断面組織は、成膜方法によって異なる様相を示し、(Al,Cr,Si)N-Arc が微細なブロック状の破面形態を示したのに対し、(Al,Cr,Si)N-SP は粗大な柱状晶を示した。硬さは成膜方法が異なったが同等であることを確認している。耐塑性変形性の目安として、室温硬さを示したが、(Al,Cr,Si)N は TiN に比べて高く、高温においても硬さが高い¹⁵⁾ことが期待される。耐酸化性は組成に依存し、TiN が 600 °C 程度で酸化するのに対し、(Al,Cr,Si)N は 1000 °C でもほとんど酸化が生じない。これらのコーティングを用いて、切削加工時の工具損傷抑制効果について調べ、Fig. 2.32 に示した損傷モデルを示す概念図の妥当性を検証した。

Fig. 3.10 は 10 m 切削時の前逃げ面境界部近傍の SEM 像観察結果である。同じ成膜方法である場合、TiN-Arc に対し、硬さの高い (Al,Cr,Si)N-Arc は逃げ面摩耗幅が小さいことが観察された。ただし、損傷形態はいずれも破壊形態を示しており、平滑な摩耗ではなかった。また、破壊形態を示した損傷部に凝着物の噛み込みが起こっていた。これらは PVD-Arc 法で成膜されたため、破壊の起点となりうる膜内欠陥を多数含んだため、これらに応力集中が生じたことで破壊に至ったと考えられる。一方で、同じ組成であっても、SP 法で成膜することで膜内欠陥量を少なく制御した (Al,Cr,Si)N-SP では損傷形態が平滑になった。このことから、膜内欠陥の有無が破壊形態の大小に大きく影響していることが確認された。

Fig. 3.11 に 1 m 切削後の刃先断面の SIM 像観察結果を示す。TiN-Arc が表層から 2 μm 程度の広い範囲で塑性変形しているのに対し、(Al,Cr,Si)N-SP は 0.5 μm 程度の狭い範囲の変形に抑えられており、強度の高い組成に変えることでコーティングの塑性変形量を小さく抑えることができた。(Al,Cr,Si)N-Arc は、組織が細かく、塑性変形の有無は確認できなかったが、膜内のドロップレットが多く、これらが破壊の起点になったことが示唆される。

Fig. 3.12 に (Al,Cr,Si)N-Arc を成膜したコーテッド工具について、50 m 切削後の工具逃げ面損傷部と工具刃先断面の SEM 像観察結果を示す。逃げ面損傷部には破壊形態が観察された。破線部位置 (Fig. 3.12(a)) の断面部において、ドロップレット近傍に凝着物の噛み込みが生じた様子が観察された (Fig. 3.12(b)~(d))。ここで、Fig. 3.12(e) に非破壊部におけるドロップレットの断面観察結果を示す。損傷前のドロップレット周辺には空隙が存在しており、この部分の強度が低いことが示唆された。これらを考慮すると、ドロップレットおよびその周辺部の空隙部がコーティングの破壊の起点となり、破壊時に形成された凹部に被削材が容易に付着したことで、凝着摩耗が促進されたと考えられる。これらの検証結果から、Ni 基超耐熱合金切削時には膜内の欠陥が損傷起点として働きやすく、膜内欠陥の低減が重要であると考えられた。

Fig. 3.13 に各コーティングを適用した工具の切削性能評価結果を示す。コーティングの高温強度向上と膜内欠陥の低減により、コーティングの損傷幅が低減し、工具寿命の向上が得られることを確認した。摩耗線図から膜内欠陥低減の効果は特に切削初期 (50 m まで) の損傷幅の低減に効果があることがわかる。同じ組成 ((Al,Cr,Si)N) であれば、50 m 切削以降の定常摩耗域における摩耗進行速度は同じであった。つまり、初期損傷は膜内欠陥によって生じ、定常摩耗

はコーティングの耐塑性変形性に影響を受けると考えられた。

Fig. 3.14に切削後にコーティングの塑性変形量および定常摩耗域の摩耗進行速度に差が確認された TiN-Arc と (Al,Cr,Si)N-SP の熱処理後の硬さを示した。TiN-Arc は 1000 °C で熱処理すると硬さが大幅に低下した。これは、コーティングの残留応力の低下と結晶粒の粗大化によるものと考えられる。一方で、(Al,Cr,Si)N-SP については、1000 °C 以下の熱処理後においては硬さの低下が小さく、高い硬さが維持された。ここで、3.3.1 項の結果から工具表面の局所温度は、820-950 °C 程度と推定されたことを考慮すると、この温度域に曝されても硬さが保たれ、耐塑性変形性が維持されるコーティングの選定が重要であったといえる。なお、PVD コーティングされた超硬合金の熱処理前後の抗折力を比較すると、熱処理後には残留応力の低下によって抗折力が低下し、切削中の耐欠損性が低下すると報告されている²⁴⁾。本研究で評価した連続旋削加工では、工具刃先は欠損せず、摩耗となる条件であるため、残留応力低下の影響のみによって TiN-Arc の低寿命が生じたわけではないと考えられる。高温におけるコーティングの硬さ低下のメカニズムは、3.3.3 項で検討した。

以上の検証実験の結果から、Fig. 2.32 に示した Alloy 718 切削時のコーティング損傷モデルについて、コーティングの塑性変形やドロップレットを起点とした破壊がコーティング損傷要因であったことが確認できたと考える。なお、切削加工時の工具摩耗は、初期摩耗から定常摩耗を経て、異常摩耗となって寿命を迎えるのが一般的であるが、本検討の結果、ドロップレット量の低減は、初期摩耗の低減に有効であり、耐塑性変形性向上は定常摩耗速度の低減に効果があることが示唆された。

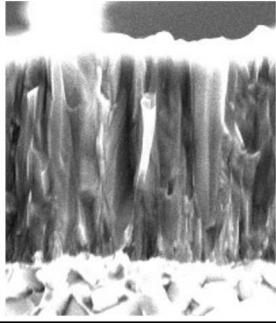
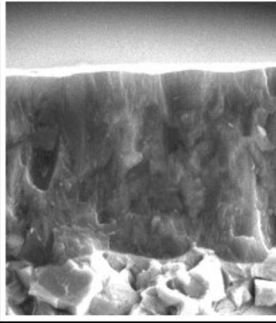
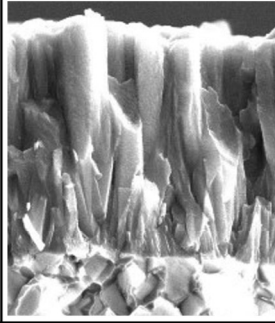
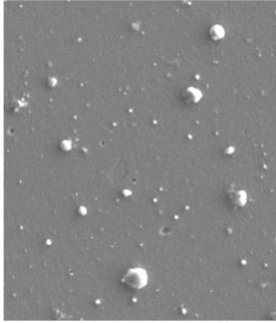
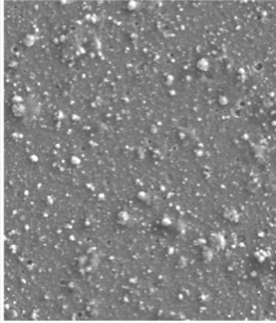
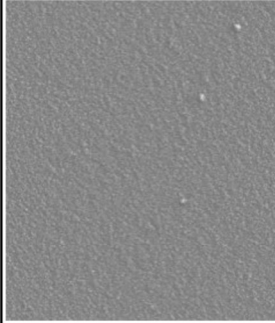
Composition	TiN	(Al,Cr,Si)N	
Coating method	PVD-Arc	PVD-Arc	PVD-SP
Cross sectional image 1 μm			
Surface morphology as deposited on mirror polished hardmetal 20 μm			
Roughness Ra (μm)	0.089	0.230	0.025
Defects	Many droplets	Many droplets	Few droplets
Structure	Coarse	Fine	Coarse
Thickness (μm)	3.0	2.8	3.2
Hardness (GPa)	32	36	

Fig. 3.9 Evaluation results of the properties of the coatings prepared for verification.

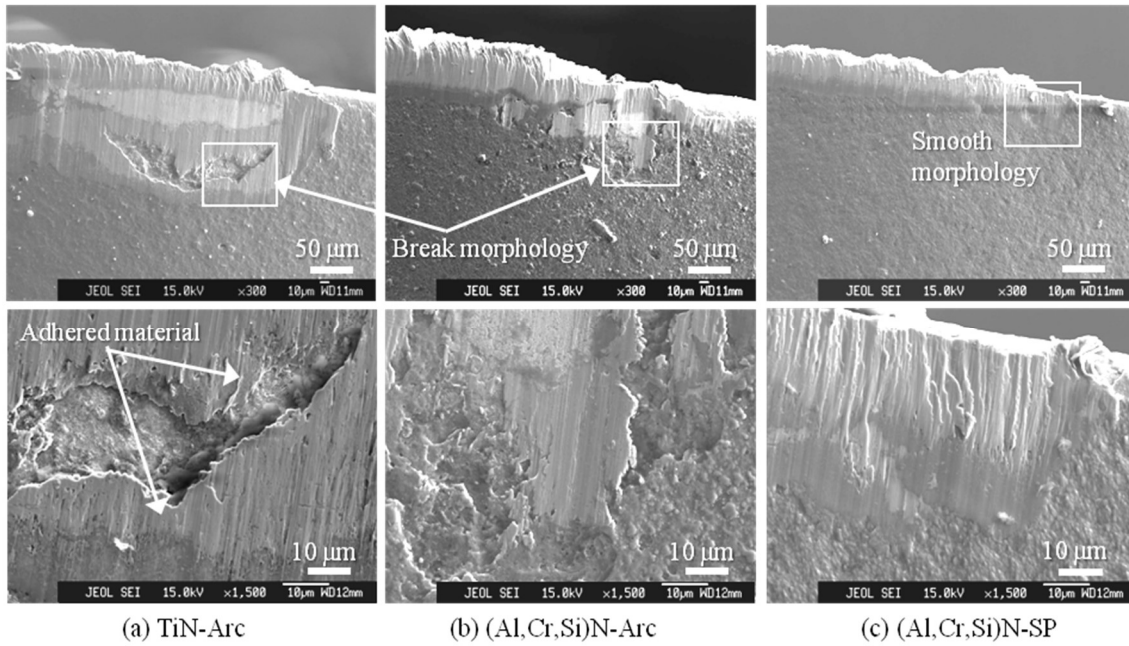


Fig. 3.10 SEM images of damaged area of cutting edge for each coated cutting tool (cutting length $L = 10$ m, cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, lower images shown at high magnification).

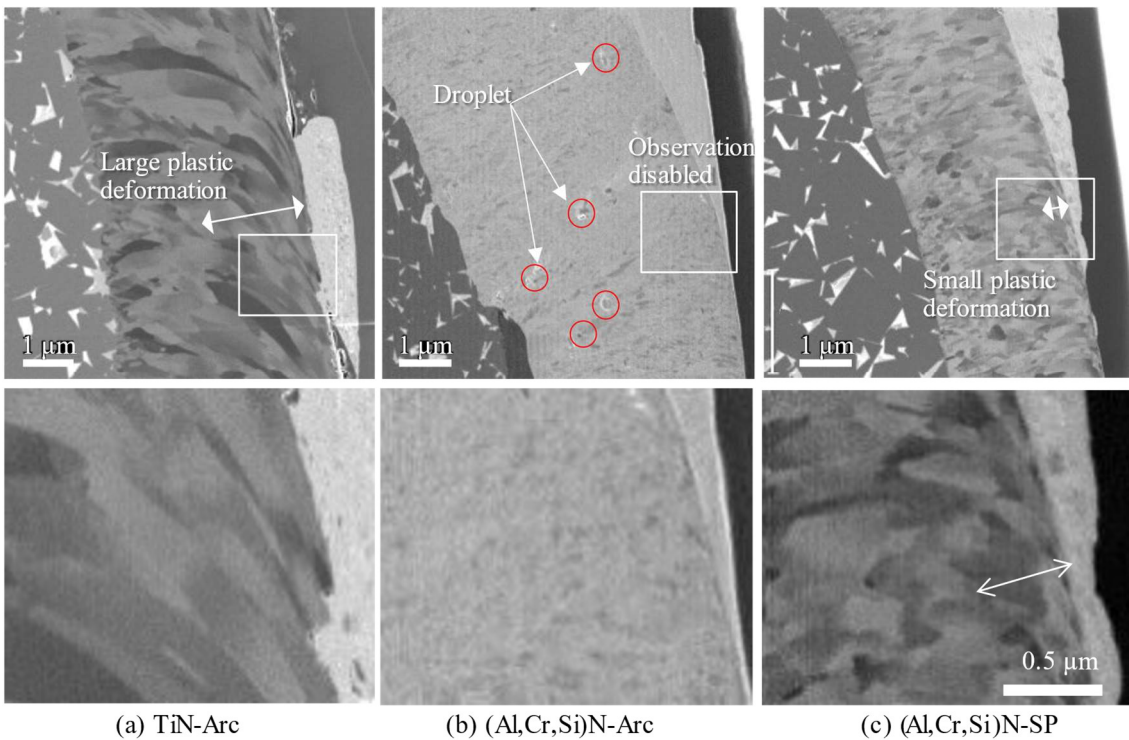
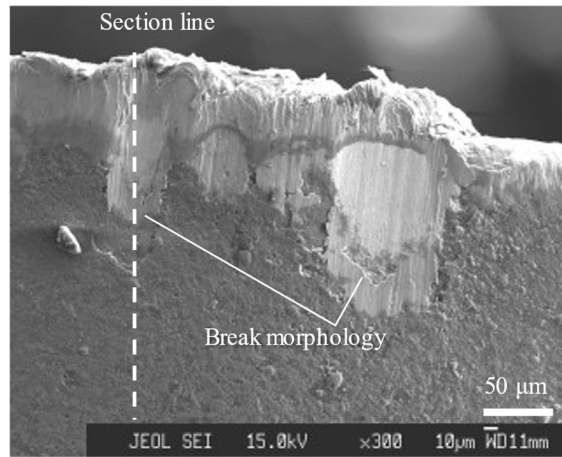
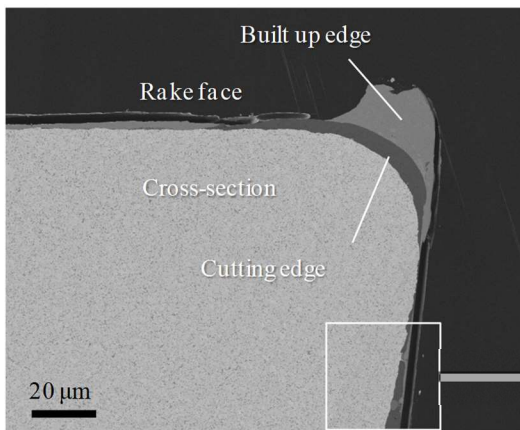


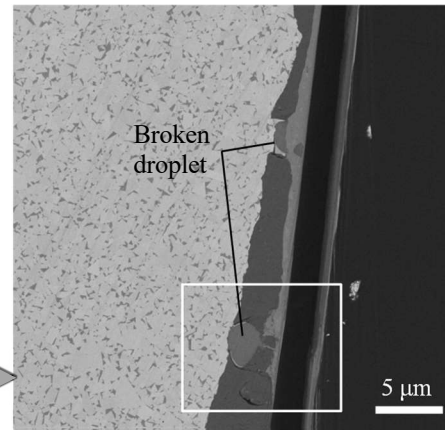
Fig. 3.11 Cross-sectional SIM images of each coating on the cutting edge after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 1$ m, cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, lower images shown at high magnification).



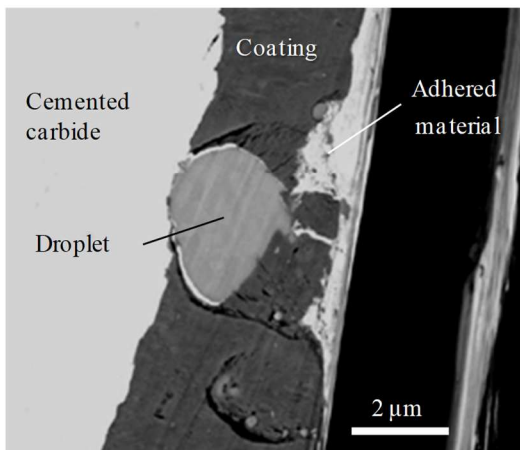
(a) Surface morphology



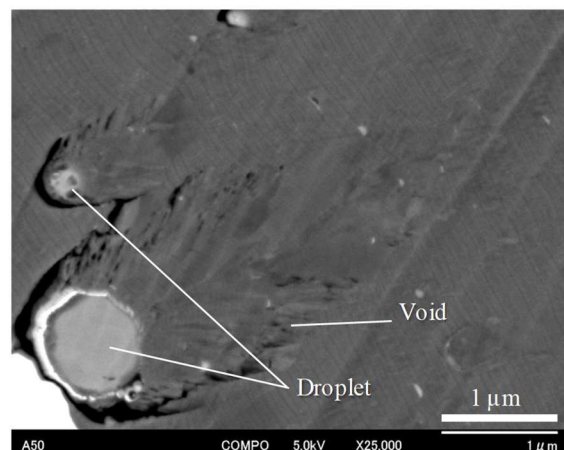
(b) Cross-sectional observation



(c) Enlargement of enclosed area in (b)



(d) Enlargement of enclosed area in (c)



(e) Droplets in undamaged area.

Fig. 3.12 Images of the fractured part of flank wear. (Al,Cr,Si)N-Arc-coated cutting tool (cutting length $L = 50$ m).

(a) Surface morphology, (b) cross-sectional observation, (c) enlargement of enclosed area in (b), (d) enlargement of enclosed area in (c), (e) droplets in undamaged area.

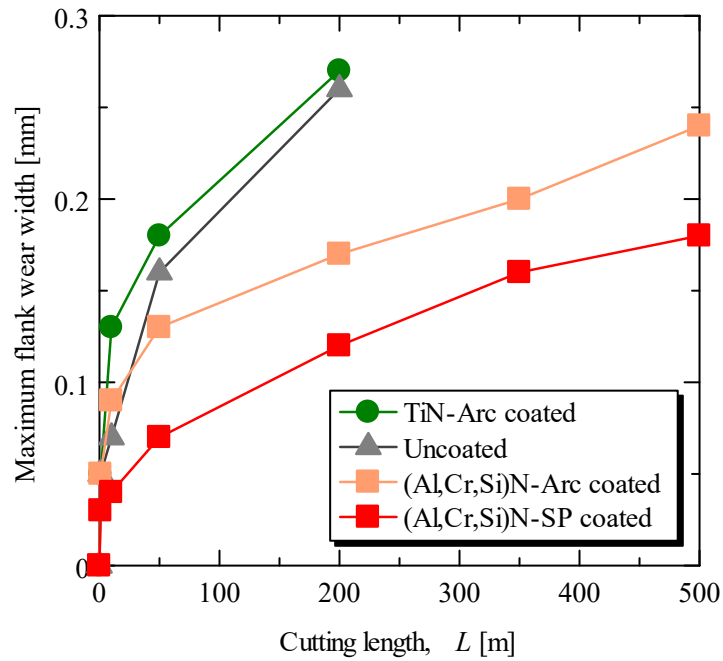


Fig. 3.13 Evaluation results of cutting performance of each coated tool (cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm).

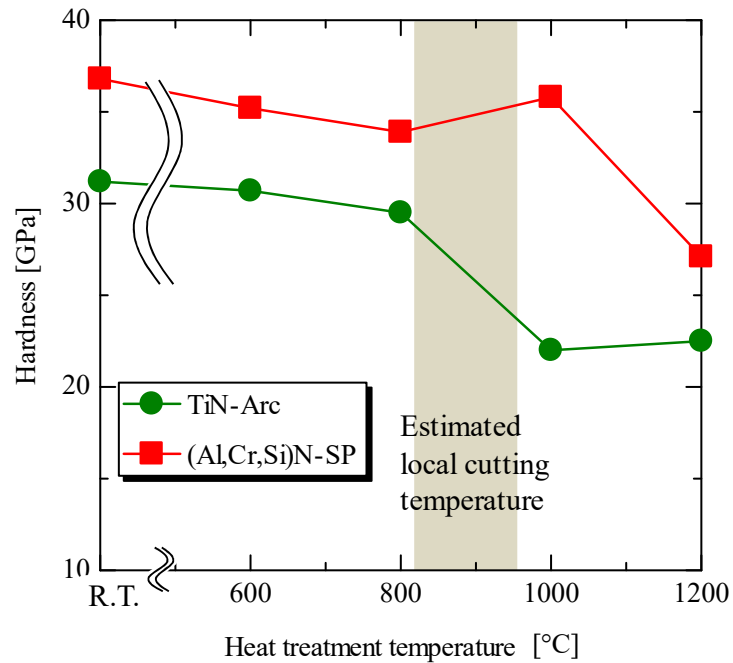


Fig. 3.14 Relationship between heat treatment temperature and hardness of the coatings measured after heat treatment (holding time: 10 min. in vacuum).

3.3.3 PVDおよびCVDコーティングの特性比較

3.3.3.1 成膜方法の異なるTiNコーティングの特性評価

Table 3.5に成膜時点のコーティング特性評価結果を示す。EPMAで分析した組成は、概ね化学量論組成であったが、CVDは僅かではあるが4 at.%のC値を含んだ。このC量は、1000 °Cの成膜過程において、超硬合金のCoに含まれたCが成膜に用いたTiCl₄ガスと反応した結果、TiNとTiCの合成が並行して起こったためと推察される。成膜方法によって硬さと残留応力に差が生じた。PVDコーティングには圧縮応力が残留している。PVDコーティングの残留応力値はコーティング前後の試験片の変形量から求めた値である。CVDコーティングは1000 °Cで成膜後の冷却過程において、超硬合金とコーティングとの熱膨張係数の違いにより引張応力が残留していると考えられる。

X線回折結果の111反射から算出した面間隔(d値)において、PVDコーティングのd値はJCPDSカードから算出した2.449 Å²⁵⁾に比べ大きな値を示した。一方で、CVDコーティングのd値はPVDコーティングほどではないがJCPDSカードの値に比べ、僅かに大きな値を示した。d値は成膜時に発生する残留応力、ひずみ量、組成(Cの固溶量)の影響を受けたものと考えられる。PVDコーティングの残留応力やひずみは、成膜中のイオンのピーニングによって生じたと考えられ、これによってd値が大きくなったと推察される。特にPVD-SPについては、成膜中にArを用いるため、ピーニング効果に加え、コーティング内にNよりも原子半径の大きいArが混入したことで、他のPVD膜に比べてもd値が大きくなった可能性がある。CVDコーティングは僅かにCを含むため、TiN中にCが固溶し、TiCのd値2.499 Å²⁶⁾に近づいたためにd値の増大が生じたと考えられる。

Fig. 3.15にコーティングの破断面観察結果を示す。それぞれの組織は異なっており、CVDコーティングはPVDコーティングに比べ微細な粒状組織を示した。PVD-Arcは粗大な柱状組織、PVD-SPは比較的細い柱状組織、PVD-HCDは粗大な粒状組織をそれぞれ示した。

このように、同じTiN組成であっても成膜方法によって、異なる特性や組織形態を示すことがわかる。

Table 3.5 Coating properties.

Coating process	Composition (at.%)			Hardness As-deposited (GPa)	Young's modulus (GPa)	Residual stress (GPa)	d-spacing value (Å)	Orientation ratio 200 / 111
	Ti	N	C					
PVD-Arc	47	51	1	30.1	394	-2.0	2.460	0.85
PVD-SP	48	51	1	37.4	415	-2.5	2.465	0.12
PVD-HCD	50	48	2	34.9	405	-1.3	2.458	0.33
CVD	49	46	4	31.6	417	tension	2.452	0.16

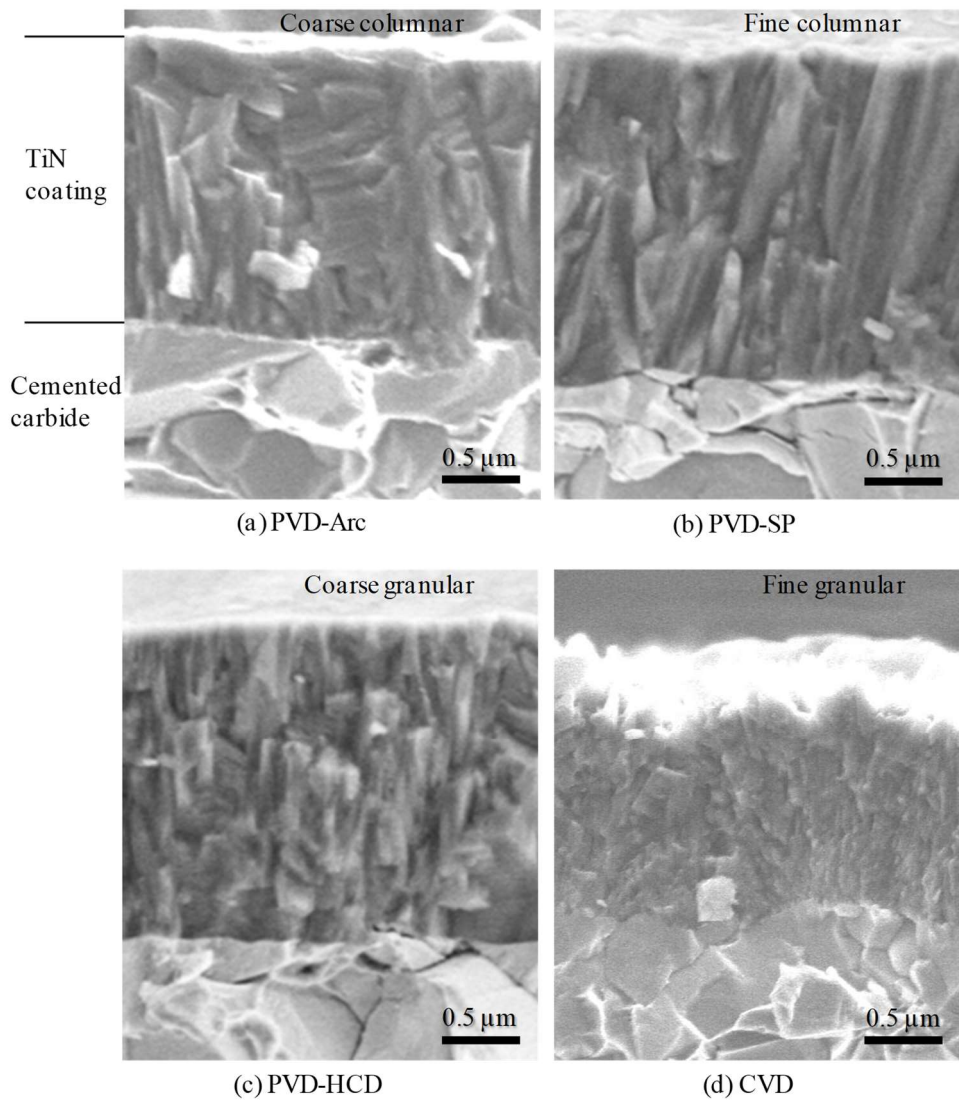


Fig. 3.15 Fractured cross-sectional SEM images of TiN coatings deposited by several methods.

3.3.3.2 成膜方法の異なる TiN コーテッド工具の切削性能

Fig. 3.16 に各種 TiN コーテッド工具で Alloy 718 を切削したときの、切削距離と逃げ面最大摩耗幅の関係を示す。CVD が最も耐摩耗性に優れ、次いで PVD-HCD, PVD-SP, PVD-Arc の順であった。特に CVD 法で成膜したものは PVD 法によるものと比べて耐摩耗性が高く、50 m 切削後以降の定常摩耗領域で摩耗進行速度が低いことがわかる。工具寿命には、初期切削時点（10 m 加工時点）での初期摩耗量とそれ以降の定常摩耗速度が関係するが、そのいずれも小さい CVD が、Alloy 718 加工時に適したと考えられる。しかし、Table 3.5 や Fig. 3.15 に示した室温のコーティング特性と耐摩耗性の間に相関は確認できなかった。

Fig. 3.17 に 10 m 切削後の刃先の観察結果を示す。10 m 切削時点において、各種コーティングの損傷幅に大きな差が生じたことがわかる。PVD-Arc は、境界部においてドロップレットに起因すると考えられる破壊摩耗が確認できる。ドロップレットをできるだけ含まない成膜方法である PVD-SP, PVD-HCD, CVD のうち、PVD-SP と CVD 平滑な摩耗形態を示した。PVD-HCD は僅かに、破壊形態を示した。いずれの損傷部においても超硬合金基材の露出部からコーティングの摩耗部にかけてコーティングの剥離は観察されなかったため、コーティングと基材との密着性は十分であったといえる。

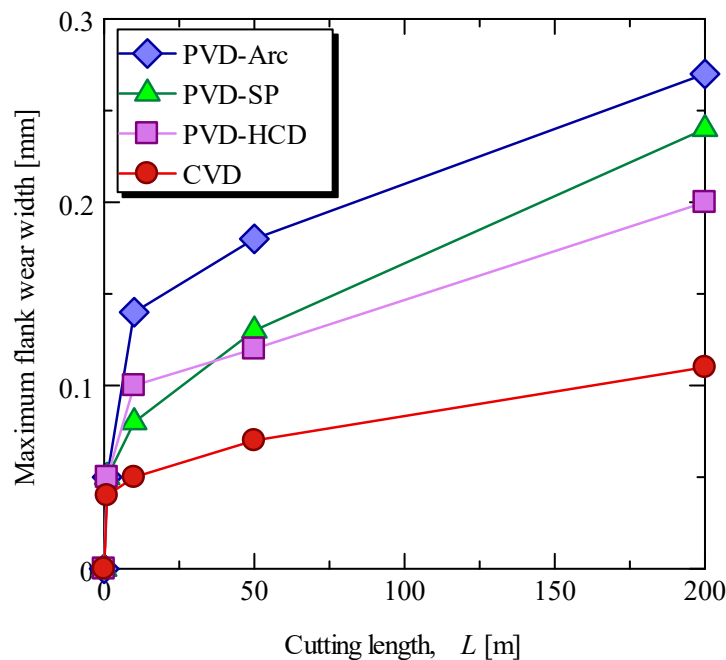


Fig. 3.16 Cutting performance of TiN coatings deposited by different methods (cutting speed $V = 30$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm).

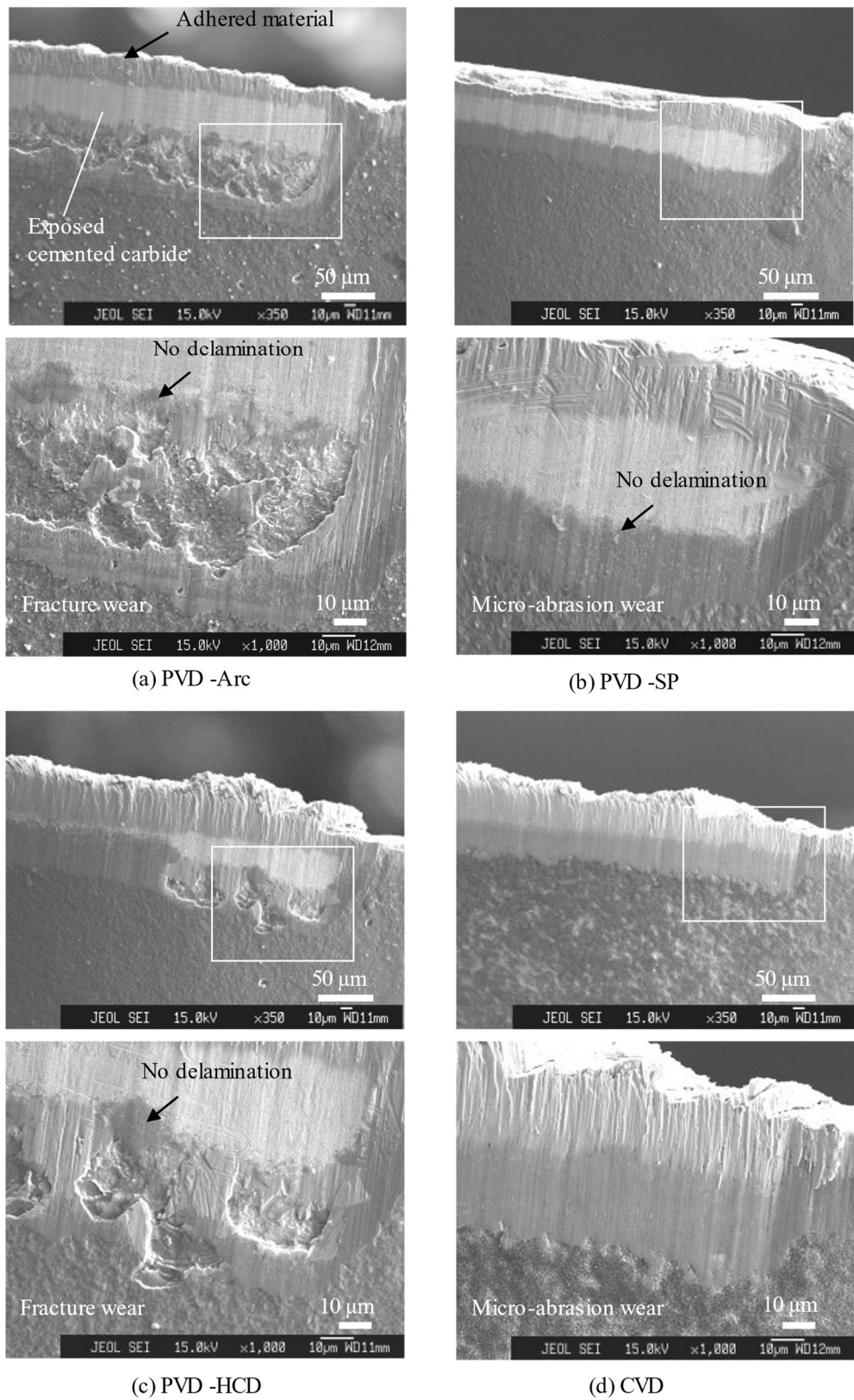


Fig. 3.17 SEM images of the cutting edges at the boundary of the front flank face after turning of Alloy 718 (cutting length $L = 10$ m).

Fig. 3.18に切削前の刃先表面の観察結果を示す。Fig. 3.17において破壊形態が観察されたPVD-ArcとPVD-HCDによる膜表面には、ドロップレットと見られる凸状の欠陥が観察できた。刃先表面におけるドロップレット量を比較すると $\text{PVD-Arc} > \text{PVD-HCD} > \text{PVD-SP} > \text{CVD}$ となっており、これは、コーティングの損傷形態が破壊を伴う傾向と同様であった。コーティング中にはさまざまな欠陥が存在する²⁷⁾が、本検討結果から、ドロップレットを主体とする欠陥が損傷に寄与したと考えられた。この観察結果からも、Alloy 718 切削加工時の初期摩耗量には、ドロップレットの量あるいは、それと同等の大きさの膜内欠陥の量が影響していることがわかった。

Fig. 3.19に10 m切削後のすくい面における各コーティングの損傷形態を、断面TEM像の観察により評価した結果を示す。観察位置は、切削熱により高温に保持されるすくい面の刃先から100 μm 離れた位置 (Fig. 3.19(e)) である。明視野TEM像観察結果において、成膜方法に関わらずコーティングの塑性変形が確認され、変形量には差があることがわかった。特にPVD法で成膜した3種類のコーティングは塑性変形量が大きいのにに対し、CVD法で成膜したコーティングは変形量が小さいことがわかる。工具寿命とコーティングの耐塑性変形性には相関が見られ、耐塑性変形性の高いコーティングほど長い工具寿命が得られる可能性が示唆された。コーティングの耐塑性変形性は超耐熱合金の切削に重要な特性であるといえる。この様な高温下でのコーティングの耐塑性変形性が定常摩耗時の耐摩耗性に影響すると考えられた。

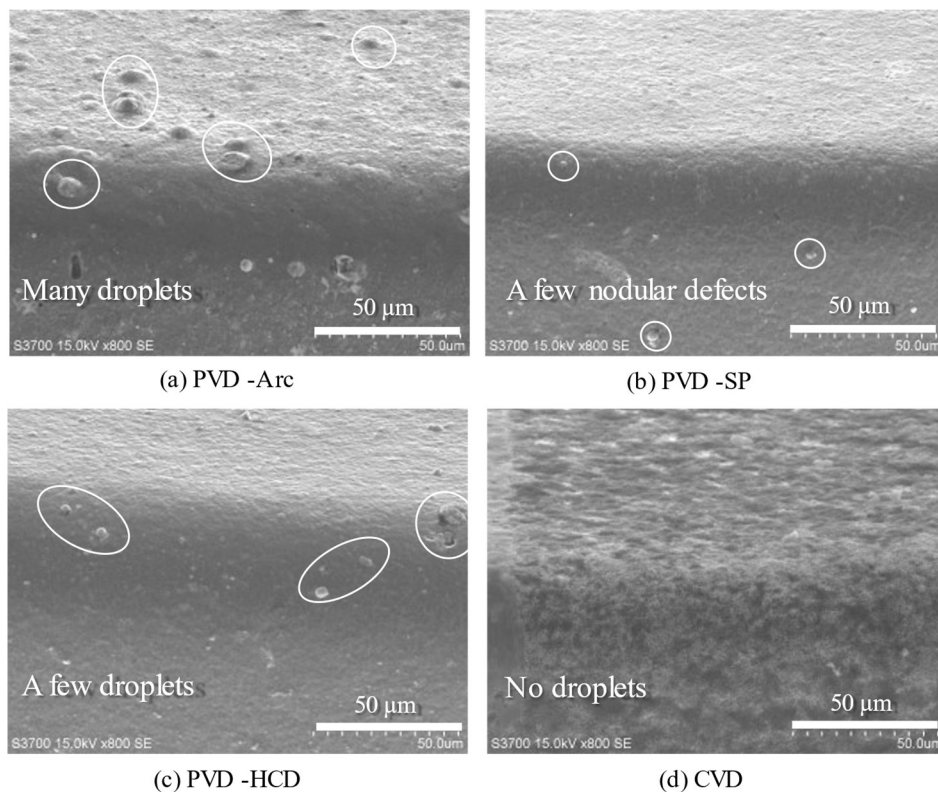


Fig. 3.18 SEM images of the cutting edges coated by TiN coatings deposited by various methods.

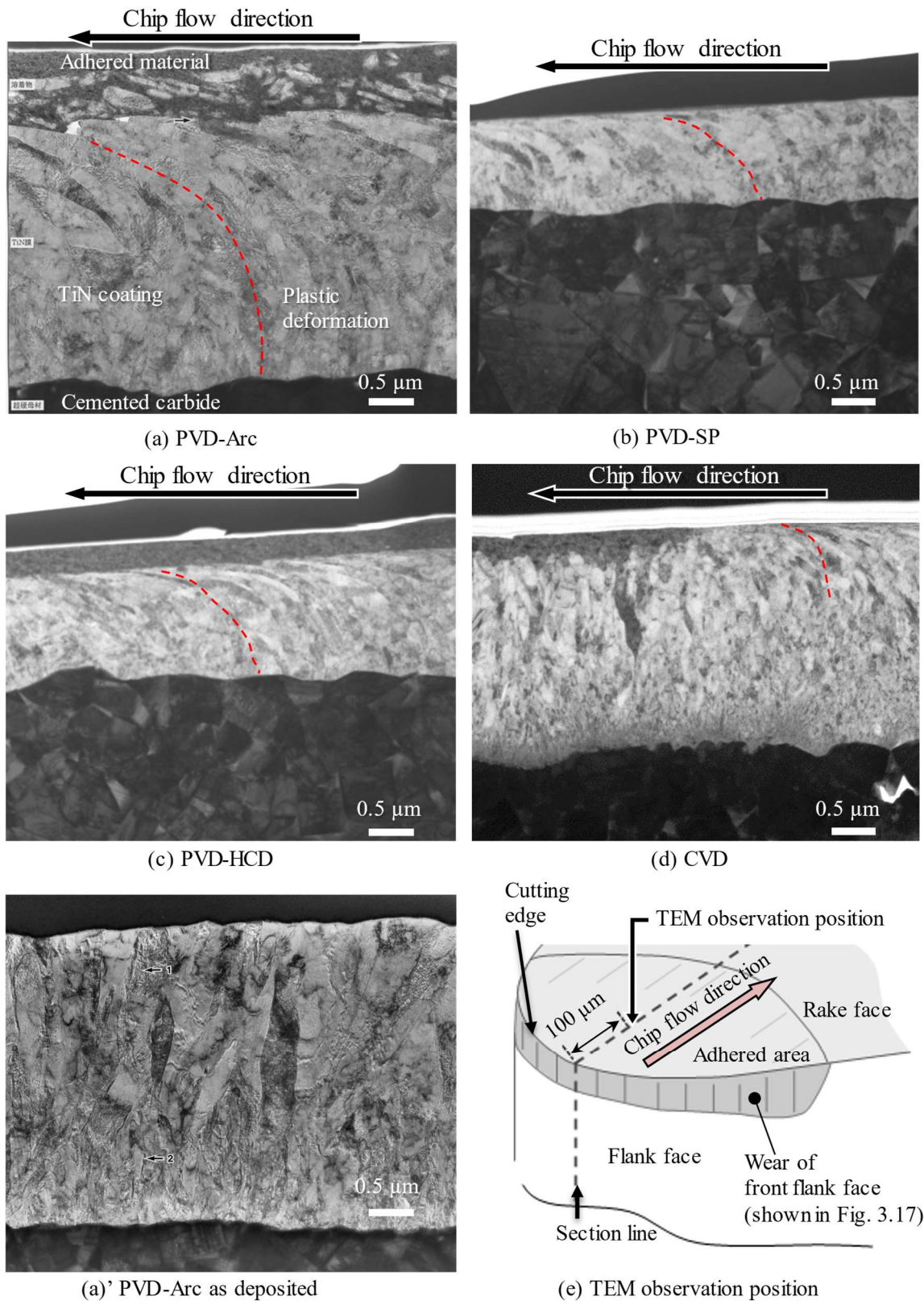


Fig. 3.19 TEM images of TiN coatings at the damage position of the rake face after turning of Alloy 718 (cutting length = 10 m, analysis point: 100 μm from the cutting edge). The PVD-Arc coating structure before cutting is shown in Fig. 3.19(a)'.

3.3.3.3 PVDおよびCVDコーティングの耐熱性評価

次に熱処理前後のコーティングについて、結晶性、組織、硬さを比較することで、コーティングの耐熱性について評価した。得られた結果に基づき、コーティングの耐熱性と切削性能との関係を考察した。

熱処理前後のコーティングの結晶構造や組織安定性を調べるために、各種コーティングされた試料について、XRDによる評価を行った。Fig. 3.20に30-70°までのプロファイルを示す。また、図中に111反射と200反射のピーク位置をそれぞれ拡大した結果を示している。拡大図の縦軸はピークシフトの状況を比較しやすくするために適宜調整してある。PVDコーティングについては、熱処理後に111反射のピーク位置が高角側にシフトしたことが確認された。一方で、CVDコーティングについては、大きな変化は見られなかった。200反射については、PVD、CVDコーティング共にピークシフトは確認されなかった。

Fig. 3.21に熱処理温度とd値の関係を示す。d値は、111反射と200反射からそれぞれ算出した。PVDコーティングについては、111反射から算出したd値は、800°C以上で熱処理すると小さくなり、JCPDSカードから算出されるd値(2.449 Å)に近づいた。一方で、200反射から得たd値は熱処理前後でほとんど変化が見られなかった。また、CVDコーティングについては111反射と200反射に関わらず、熱処理前後での変化がほとんどなかった。切削時に塑性変形量が大きかったPVDコーティングは、切削温度域に曝されるとd値が大きく変化したことから、高温における材料のd値の変化と工具の耐摩耗性に関係があることが示唆された。d値の変化について、111反射と200反射でその傾向が異なったが、一般に、面心立方構造は等方的であるため、特定面のみが膨張することは考えにくい。しかしながら、TiNについては、第一原理計算によって各面のヤング率が求められており、これによると、[111]方向のヤング率は400 GPa程度、[200]方向のヤング率は530 GPa程度であると報告されている²⁸⁾。すなわち、PVDコーティングの成膜過程において、イオンボンバードメントにより等方的な応力が加わった場合、ヤング率の小さい[111]方向に優先的に変形し{111}面の間隔が広がったと考えられる。すなわち、PVDコーティングの残留圧縮応力は、成膜中のボンバードメント効果による[111]方向の格子ひずみが要因であると考えられる。よって、800°C以上での熱処理後のd値の変化は、格子ひずみが開放されることで原子の再配列が生じたためだと推察する。なお、成膜時点でd値が最も大きかったPVD-SPについては、熱処理後には2.449 Å以下にまで格子が小さくなっており、熱処理中にArが抜けたところが平衡空孔となって残存したことで、JCPDSカードから求めたd値よりも小さくなった可能性がある。CVDコーティングのd値が熱処理前後で変化しなかったのは、CVDコーティングが1000°Cで化学的に安定な状態で成膜されたためだと考えられる。一方で、PVDコーティングは比較的低温の非平衡状態でボンバードメントによるピーニングの影響を受けながら成膜されるため、熱平衡状態で成膜されるCVDに比べて大きなひずみが導入されたと考えられる。

Fig. 3.22に熱処理温度とScherrerの式(3.2)²⁹⁾によって算出した結晶子径の関係を示す。

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos\theta} \cdots \cdots \text{式(3.2)}$$

Dは結晶子径、 β はFull Width at Half Maximum (FWHM)を用いた。 λ はCu-K α 線の波長0.15405 nmである。PVDコーティングについて、111反射と200反射のいずれから算出した結晶子径も熱処

理後に増大した。一方で、CVD コーティングの結晶子径はほとんど変化しなかった。なお、結晶子径は成膜方法に関わらず、17-22 nm 程度と算出された。

Fig. 3.23 はコーティングのひずみ量 η と結晶子径 ϵ について Williamson-Hall の方法³⁰⁾、式(3.3) に基づいて考察するために、 $\beta \cos\theta/\lambda$ と $\sin\theta/\lambda$ の関係をプロットしたものである。

$$\frac{\beta \cos\theta}{0.9\lambda} = \frac{2\eta \sin\theta}{\lambda} + \frac{1}{\epsilon} \cdots \cdots \text{式(3.3)}$$

ここで、 β は FWHV を用いた。図中のプロットは熱処理前後の測定結果を示す。熱処理により β 値(FWHV)はわずかに小さくなっており、ひずみが解放されて結晶性が高まったか、結晶粒径が増大した可能性が示唆される。

Fig. 3.24 に熱処理温度とひずみ量 η の関係を示す。なお、結晶子径 ϵ については、プロット点が少なかったため、算出された結果から精度の高い傾向を得ることは難しいと考えられた。PVD コーティングは CVD コーティングに比べ、成膜時点でひずみ量 η が大きい、熱処理後にひずみが低減する傾向が確認された。ここで、結晶中の残留ひずみは成膜過程（主にイオンボンバードメント効果³¹⁾、熱膨張係数の違い、コーティング組成）に依存する。PVD-SP のひずみ量 η 値が他に比べて大きく算出されたのは成膜中に Ar ガスを使用しているため、N や C に比べて原子半径の大きい Ar が PVD-SP の格子を広げたためだと考えられる。以上の結果から、PVD コーティングは CVD コーティングに比べてひずみが大きく、高温下に曝されることでひずみの解放が生じることがわかった。

コーティング内のひずみは欠陥（原子空孔）密度や転位密度の量と関係し、これらは高温下における原子の再配列の駆動力となる。そのため、欠陥量の増大はコーティングの耐熱性を低下させる³²⁾と報告されている。したがって、熱処理後の結晶子径の成長の度合いは、ひずみ量の変化により、原子の再配列が生じるか否かに依存すると考えられる。Fig. 3.22 で確認された結晶子径の増大は、非平衡状態で成膜され、原子空孔や転位などの欠陥を多く含む PVD コーティングについてのみ確認された。Fig. 3.24 に示されたひずみ量の変化を考慮すると、熱処理によってひずみの解放が生じた PVD コーティングは結晶子径の増大を生じ、熱処理によってひずみの解放がない CVD コーティングは結晶子径の増大も生じなかったといえる。ここで、 d 値と結晶子径およびひずみ量 η を変化させた温度は、800-1000 °C である。したがって、切削中のコーティングの塑性変形は、切削熱により生じるコーティングのひずみの解放と関係したと考えられる。

Fig. 3.25 に熱処理前後の PVD-Arc と CVD コーティングの断面組織について、EBSD により測定した結晶方位分布と Kernel Average Misorientation map (KAM map) をそれぞれ示す。EBSD の結果において、PVD-Arc と CVD コーティングを比較すると膜内にひずみを多く含むと考えられた PVD コーティングの方が粒成長の度合いが大きい傾向にあった。熱処理後はひずみが多く導入されたと考えられる [111] 方位（青色）が減少し、[001] 方位（赤色）が増大する傾向がみられた。これは、粒成長時にひずみが解放されるように結晶面が再配列したためと考えられる。

KAM map は分析点間の方位差を示しており、柱状粒子内に僅かに色の濃淡が確認された。この濃淡は柱状粒子内に微小な結晶子が存在し、亜粒界、転位セルなどを形成している可能性を示唆した。特に PVD-Arc について、[001] 方向に指数付けされた粒子内の方位差が [111] に比べて小さい傾向がみられ、主に [111] にひずみが蓄積されていた可能性が示唆された。CVD コーティ

ングについては、粒子内に方位差の異なる点が比較的均一に分布しているように観察された。

Fig. 3.26 に PVD-Arc と CVD コーティングそれぞれについての熱処理前後の TEM 像観察結果を示す。Fig. 3.27 は Fig. 3.26 に示したコーティング表面近傍における枠内の拡大観察結果である。柱状粒子内を観察すると、粒内に転位やひずみに相当すると考えられる皺状のコントラストが観察された。熱処理前後を比較すると、これらの皺状のコントラストは変化し、熱処理後には皺の量が減少傾向にあった。このような変化は歪の解放による転位の移動や結晶子の成長、すなわち再配列に関係したと推察する。

Fig. 3.28 に PVD-Arc と CVD コーティングそれぞれの高倍率の明視野 TEM 像と変位マップを示した。変位マップはひずみ解析法によって求めている¹⁸⁾。この方法は、明視野 TEM 像内の白い枠内の格子縞を基準としたときの、格子縞の位置の変異差を色の濃淡で示しており、すなわち転位やひずみ、面欠陥、亜粒界、転位セル等の存在を表していると考えられる。変位マップにおいて、PVD-Arc と CVD コーティングそれぞれの柱状粒子内に数十 nm 程度の間隔で囲われた領域が確認され、これが XRD から求めた結晶子径として測定された可能性がある。

Fig. 3.29 に熱処理前後のコーティングの硬さ測定結果を示す。熱処理後の硬さ低下は、{111}面の d 値の変化 (Fig. 3.21(a))、結晶子径の変化 (Fig. 3.22)、ひずみ量の変化 (Fig. 3.24) の傾向と符合し、これらがいずれも関与したといえる。すなわち、硬さ低下の要因は、高温でひずみや残留応力が解放されること、粒成長による強度低下のためと考えられる。このような、熱処理後に硬さが変化しない特性、すなわち軟化抵抗は、PVD コーティングに比べ、CVD コーティングの方が高いと考えられた。

Fig. 3.30 に高温におけるナノインデンタのその場測定の結果を示す。PVD-Arc は 600 °C 保持時点から硬さの低下が見られた。一方で、CVD コーティングは 800 °C での測定においても硬さの低下は見られなかった。なお、熱処理後に室温で測定した硬さに比べ、高温その場測定した硬さの方が小さい値であった。熱処理前後の特性評価では、800 °C 以上に熱処理すると熱処理前と比べて d 値や硬さに変化が表れたのに対し、硬さのその場測定では 600 °C から差が見られた。この差は、加熱状態で測定したか、冷却後に測定したかの差であると考えられる。工具の刃先はおよそ 820-950 °C かつ高面圧が作用するため、切削中の耐摩耗性を改善するためには、800 °C 以上に熱処理しても変化しない軟化抵抗に加え、600 °C 以上での高温硬さの向上が必要であることがわかる。

Fig. 3.31 に熱処理前後の硬さと 111 反射から算出した熱処理後の結晶子径 $D^{-1/2}$ の関係を示す。CVD を除いた全ての PVD コーティングのプロットについて、直線近似すると良い相関関係が得られた。すなわち、硬さと結晶子径の関係は通常は耐力との関係として用いられる Hall-Petch 則に従った。先に述べたように結晶子径や硬さはコーティングのひずみに影響を受けるため、必ずしも結晶子径と硬さの関係としては整理しきれないが、硬さは結晶子径によっても影響を受けたと推測する。なお、硬さと結晶子径の関係については、その他のコーティングについても従うことが報告されている¹³⁾。CVD コーティングについては結晶子径および硬さに変化が見られず、PVD のプロットについての近似線より上部にプロットが集合していた。CVD については、結晶子径が変化しないことに加え、別の機構（微量元素による固溶強化等）で硬さが付与されたと推察する。以上の結果は、CVD コーティングは微結晶化によってさらに強化できることを示唆する。

Table 3.6に Fig. 3.27に示した PVD-Arc および CVD の熱処理前後のコーティング表層近傍（表層から約 200 nm）位置の組成を EDS と EELS によって断面から分析した結果をまとめた。CVD は W が粒内に僅かに存在する可能性が示された。一方で、結晶粒内は TiN 組成であった。また、Ti と N の比は、熱処理によってほとんど変わらなかった。EPMA や EDS の結果から、CVD は僅かに C や W を含むことが分かったが、これらの微量元素が結晶粒の粗大化を抑制し、軟化抵抗を高めたことで、切削中の耐塑性変形性を向上させた可能性がある。特に Ti(C,N)は TiC と TiN の全率固溶体であり、高温で分解せずに硬さが維持された可能性がある。耐摩耗性の向上のためには、高温での硬さ低下が小さく、軟化抵抗が高いことが重要である。そのためには、結晶粒径を微細に維持するために微量元素による強化機構を利用し、高温硬さと軟化抵抗を向上させることが期待される。

Fig. 3.32 に 1000 °C 熱処理時のコーティング硬さ低下率と切削時の摩耗率の関係を示した。摩耗率は 10-200 m 間での各コーティングの摩耗量から 1 m 当たりの摩耗量を算出し、切削初期（10 m 以下で生じたドロップレット量に依存する摩耗）の影響を除外した。熱処理後の硬さの低下率と定常摩耗域の工具摩耗率には良い相関がみられた。熱処理後の硬さ低下率が大きいということは、高温での組織安定性が低く軟化しやすいこと、また、高温硬さが低いことを示唆する。この結果は Fig. 3.19 で観察したコーティングの塑性変形量を説明できる。つまり、コーティングの軟化抵抗を高めることが切削中のコーティングの耐塑性変形性向上に有効であり、定常摩耗速度の低減につながることを示唆する。さらに、初期硬さも高く、軟化抵抗も高いことが耐摩耗性向上につながると考えられる。

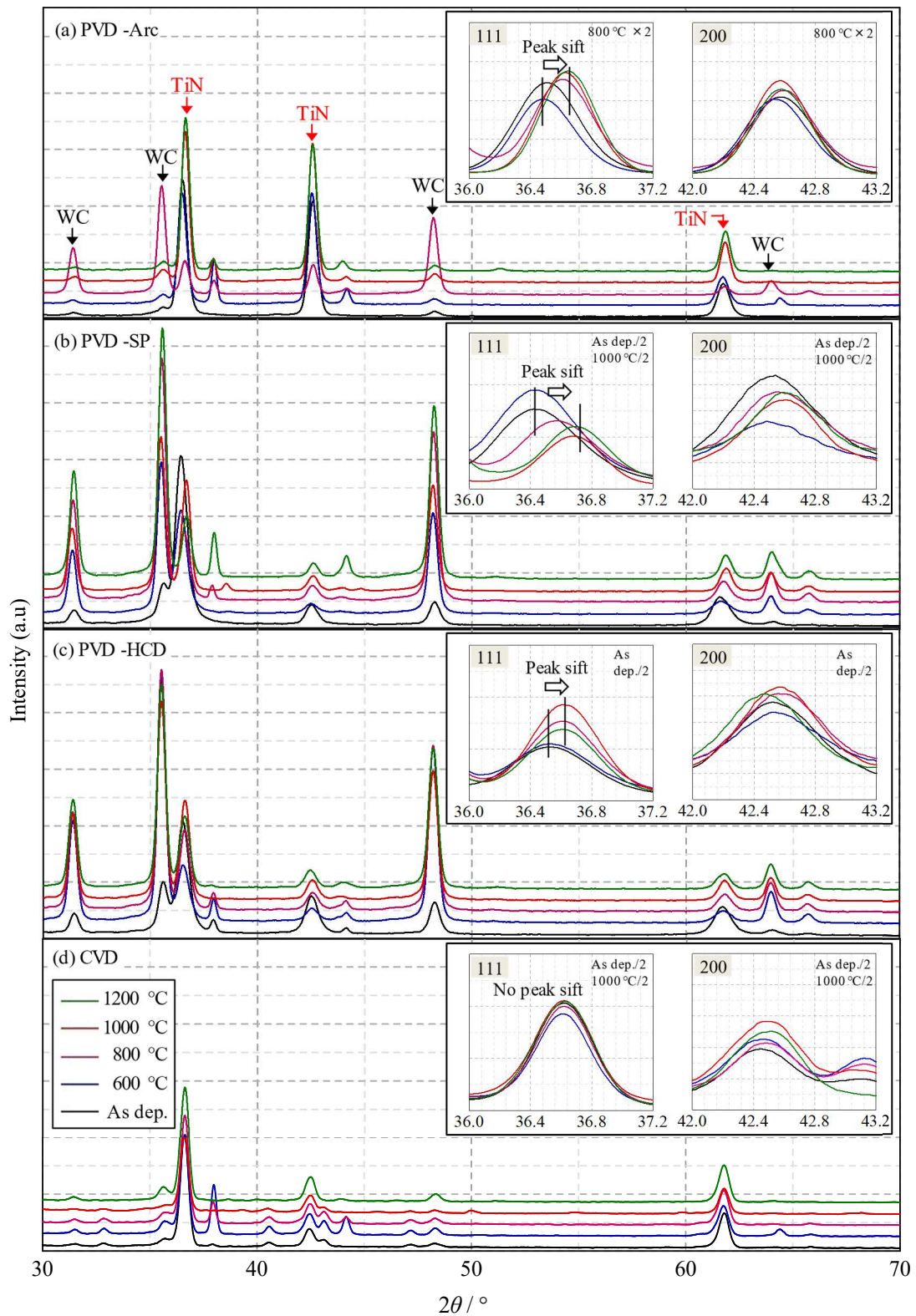
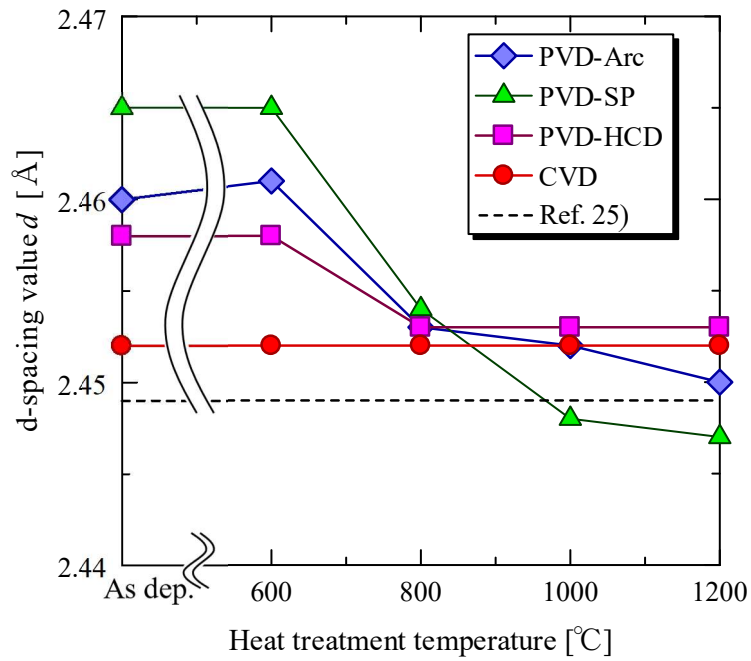
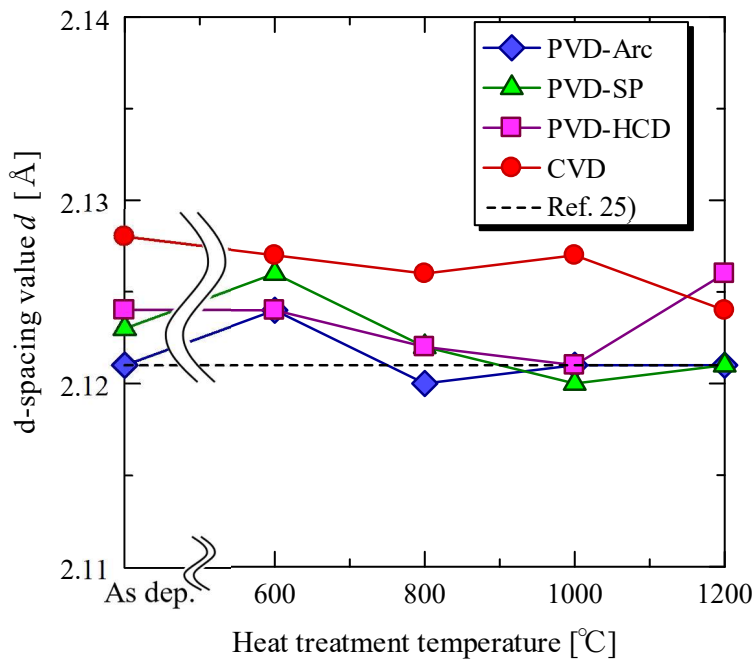


Fig. 3.20 Results of X-ray diffraction of each TiN coatings before and after heat treatment at respective temperatures (in vacuum). (a) PVD-Arc, (b) PVD-SP, (c) PVD-HCD, (d) CVD.

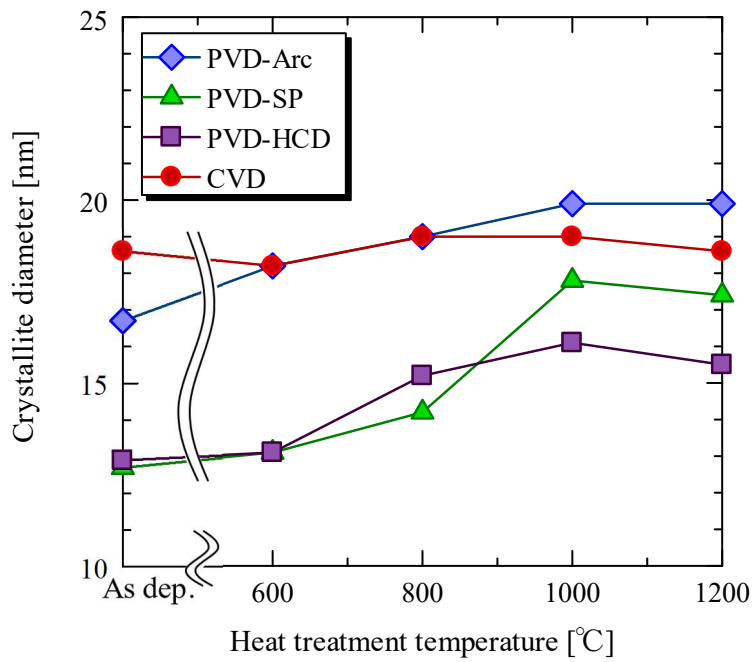


(a) Calculated from 111 reflection

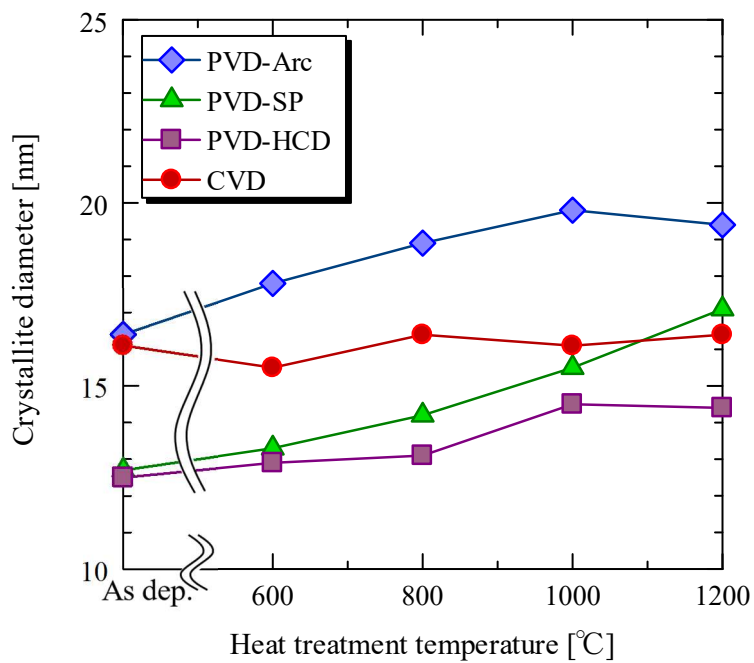


(b) Calculated from 200 reflection

Fig. 3.21 Relationship between heat treatment temperature and d-spacing of TiN coatings after heat treatment at respective temperatures (in vacuum), calculated from the XRD results.



(a) Calculated from 111 reflection



(b) Calculated from 200 reflection

Fig. 3.22 Relationship between heat treatment temperature and crystallite diameter of TiN coatings after heat treatment at respective temperatures (in vacuum), calculated from the XRD results.

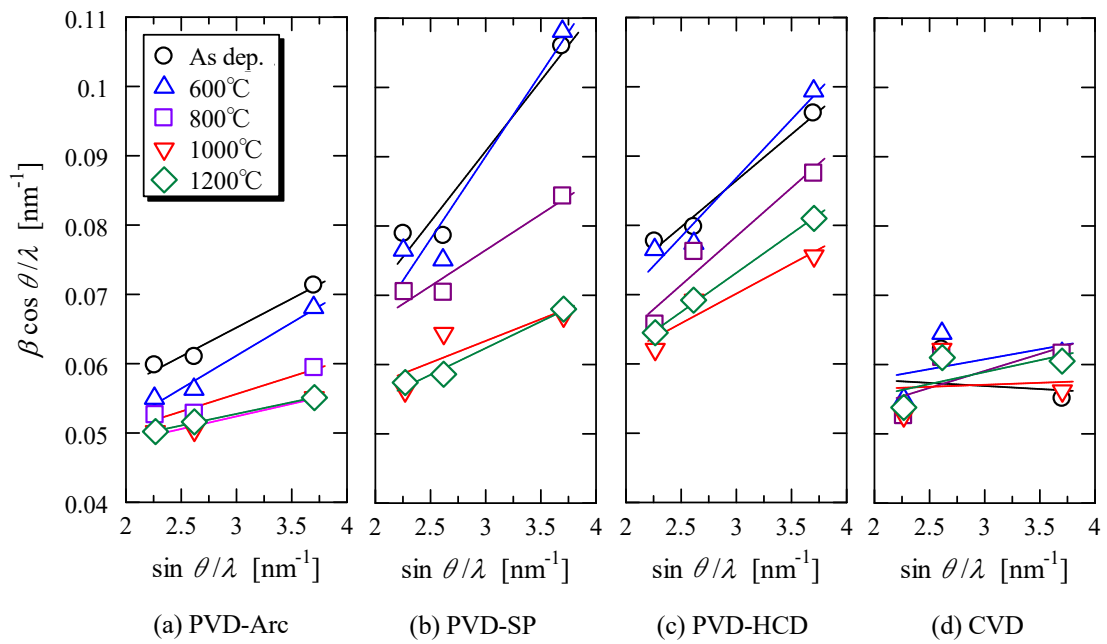


Fig. 3.23 Relationship between $\sin \theta / \lambda$ and $\beta \cos \theta / \lambda$ for each TiN coatings, determined by the Williamson-Hall method (plot legends denote as deposited (as dep.) and temperatures of heat treatment).

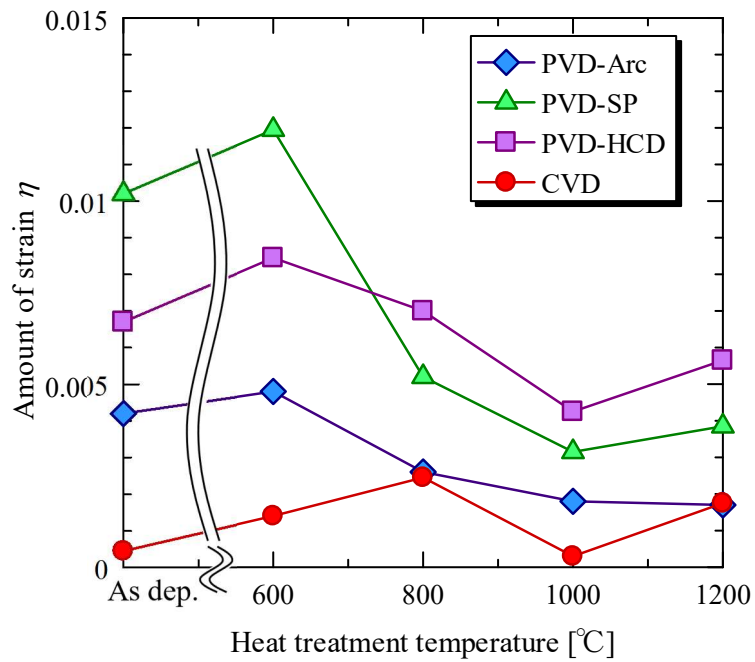


Fig. 3.24 Relationship between heat treatment temperature and amount of strain of TiN coatings after heat treatment at respective temperatures (in vacuum).

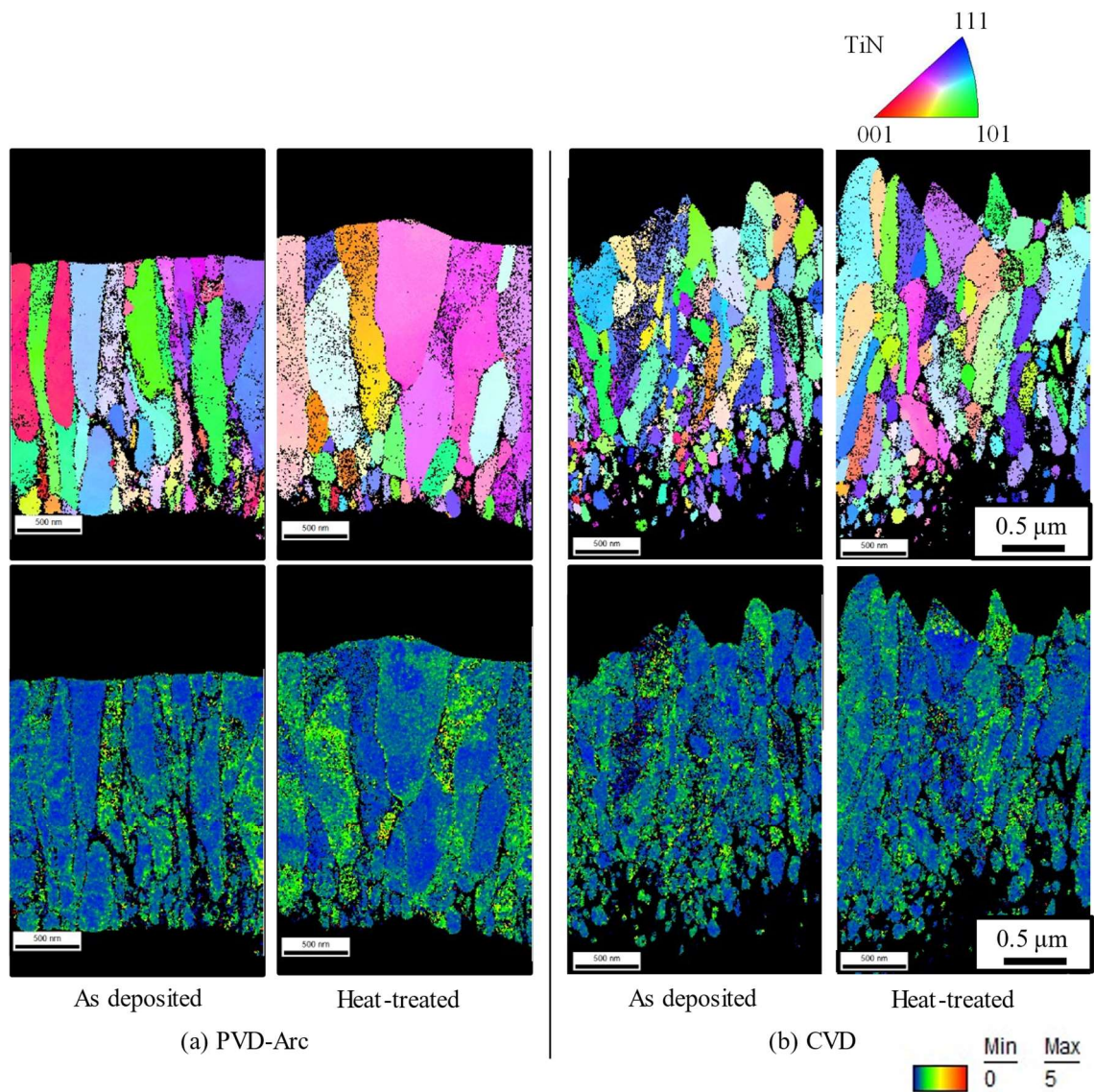
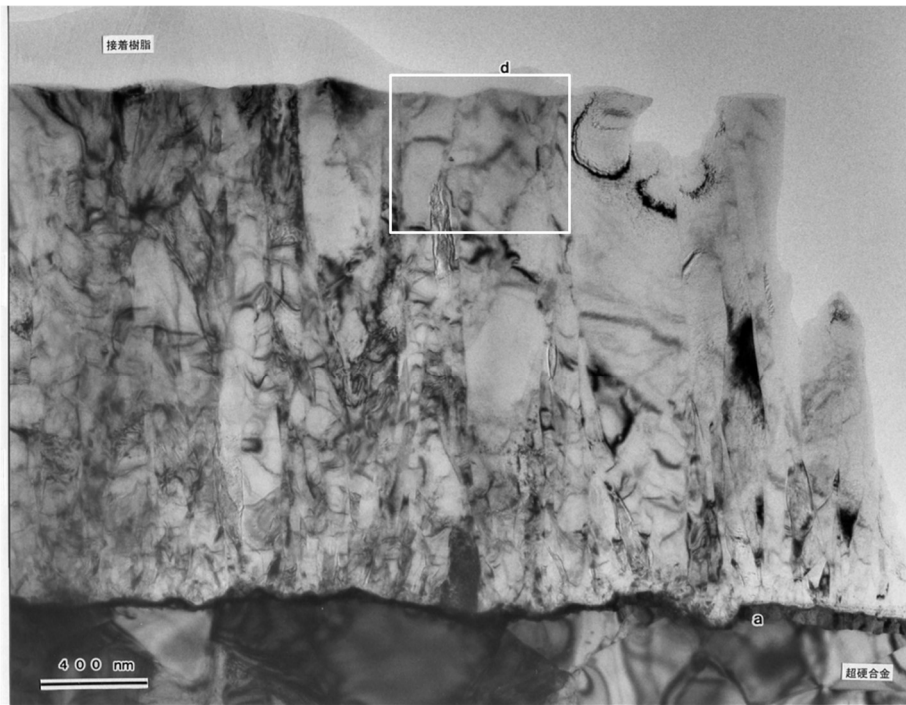
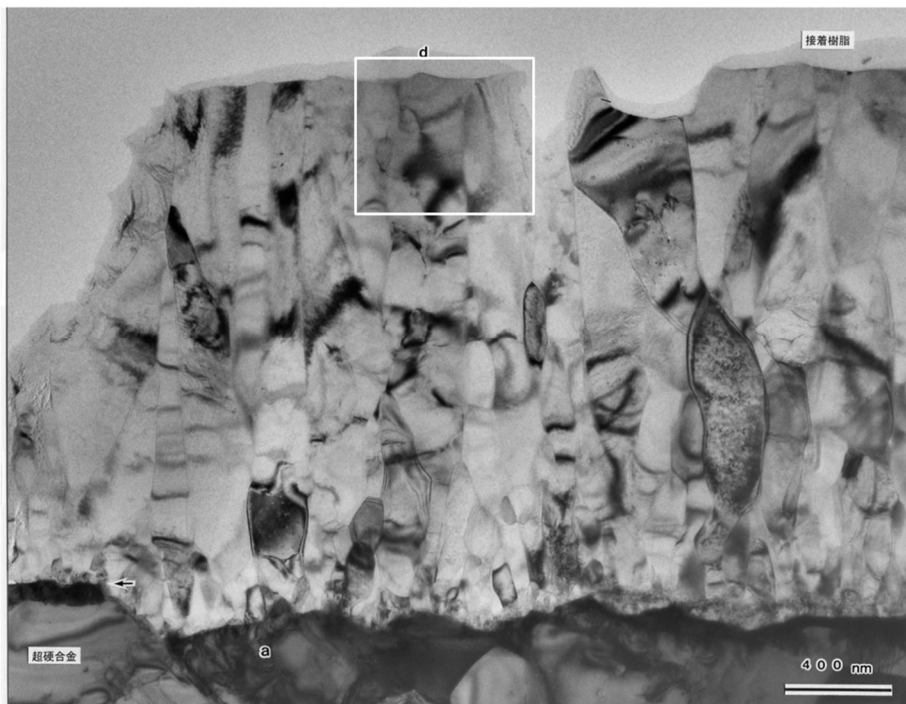


Fig. 3.25 EBSD results of the cross-sectional structures of TEM samples before and after heat treatment at 1000 °C. Upper and lower panels are IPF and Kernel Average Misorientation maps, respectively.

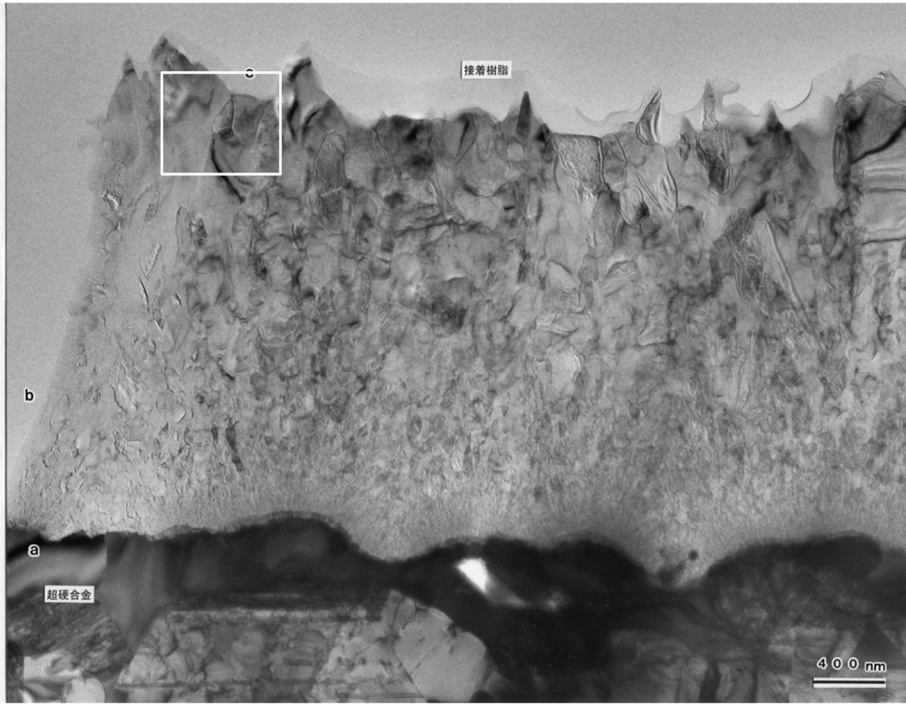


Before heat treatment (as deposited)

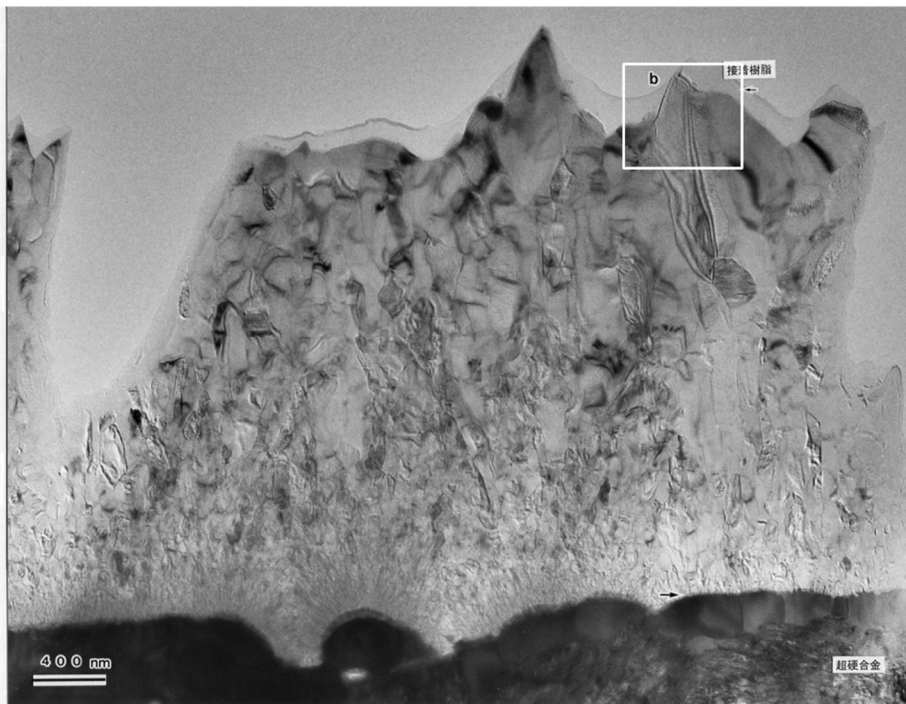


Heat-treated at 1000 °C, Vac.

(a) PVD-Arc



Before heat treatment (as deposited)



Heat-treated at 1000 °C, Vac.

(b) CVD

Fig. 3.26 TEM images of the PVD-Arc and CVD coatings before and after heat treatment at 1000 °C.

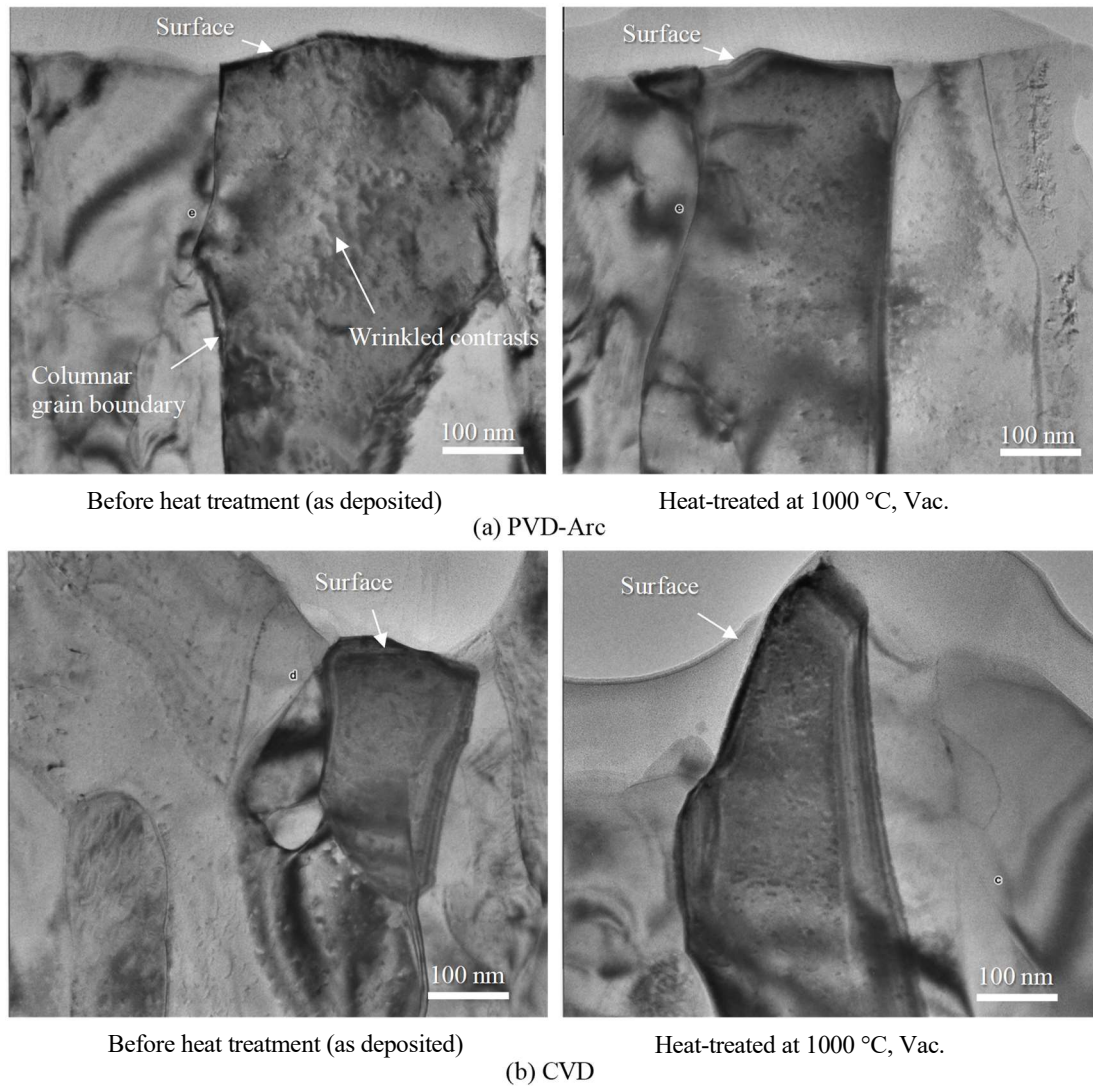
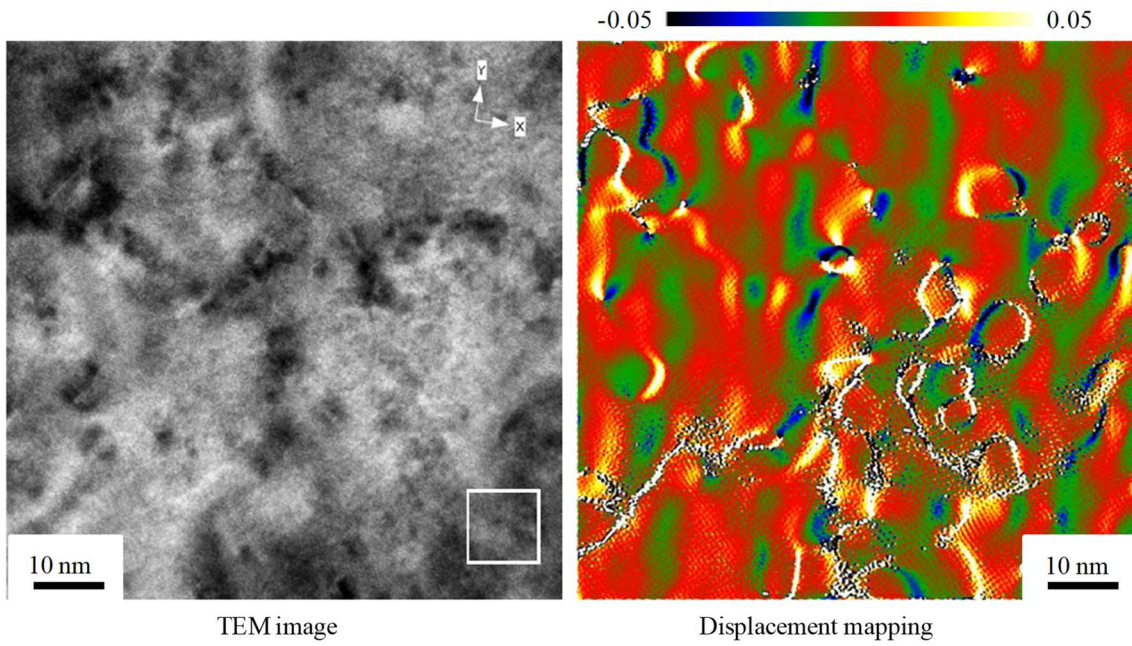


Fig. 3.27 TEM images near the surface of the PVD-Arc and CVD coatings before and after heat treatment at 1000 °C.

Table 3.6 Composition of the PVD-Arc and CVD coatings before and after heat treatment, determined by EDS and EELS.

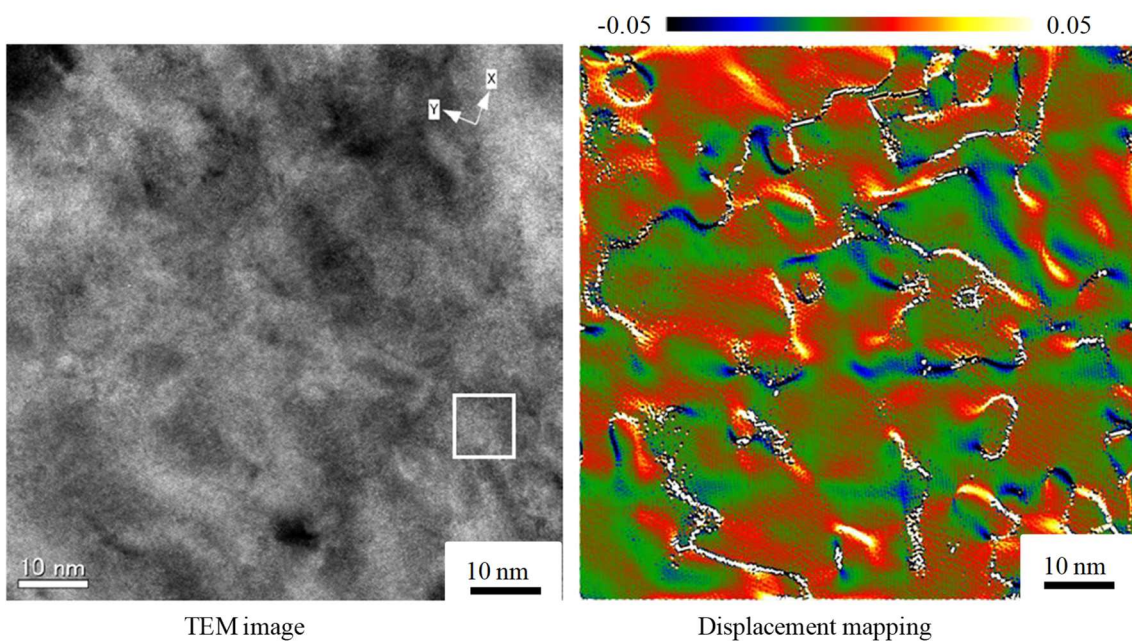
Sample	Analysis position	Before heat treatment						After heat treatment at 1000 °C, in vacuum					
		EDS semi-quantitative (at.%)				EELS (at.%)		EDS semi-quantitative (at.%)				EELS (at.%)	
		Ti	N	W	Co	Ti	N	Ti	N	W	Co	Ti	N
PVD-Arc	Grain boundary	60	40	-	-	56	44	52	47	-	-	59	41
	Internal the grain	55	44	-	-	58	42	52	47	-	-	57	43
CVD	Grain boundary	50	42	1	6	64	36	56	43	-	1	58	42
	Internal the grain	57	43	-	-	59	41	54	46	-	-	58	42



TEM image

Displacement mapping

(a) PVD-Arc as deposited



TEM image

Displacement mapping

(b) CVD as deposited

Fig. 3.28 High-resolution TEM images and displacement mapping using the peak pairs analysis result of coatings deposited by PVD-Arc and CVD.

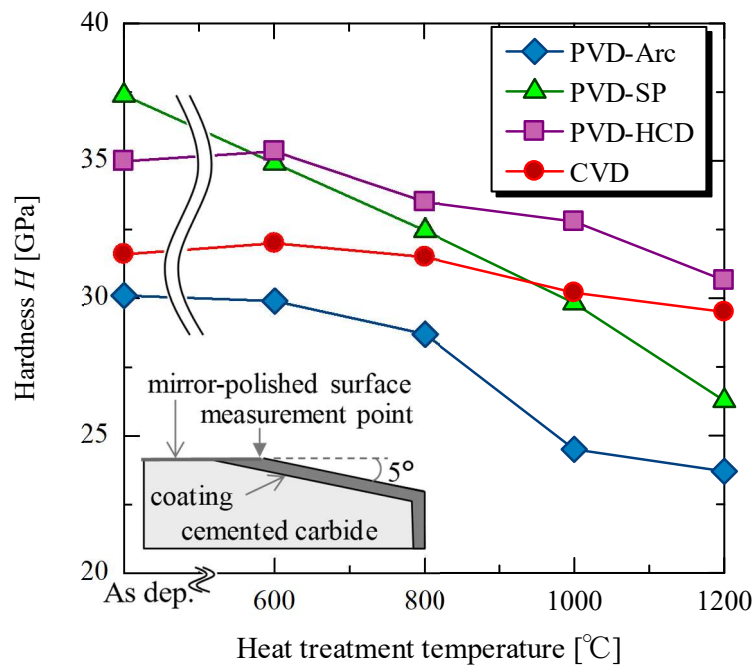


Fig. 3.29 Relationship between heat treatment temperature and hardness of TiN coatings after heat treatment at several temperatures in vacuum.

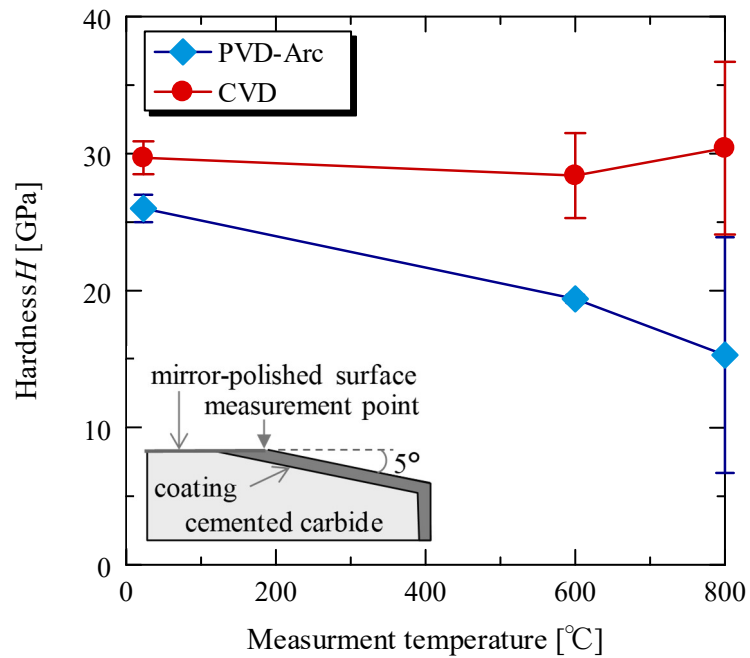


Fig. 3.30 Relationship between measurement temperature and hardness in situ at high temperatures.

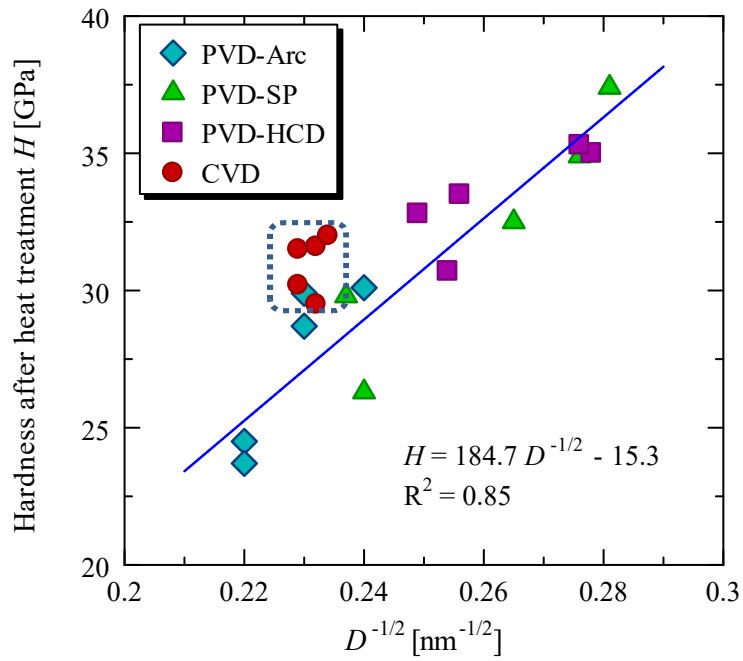


Fig. 3.31 Relationship between $D^{-1/2}$ and hardness of TiN coatings after heat treatment at several temperatures in vacuum. Crystallite diameter D was calculated from 111 refraction.

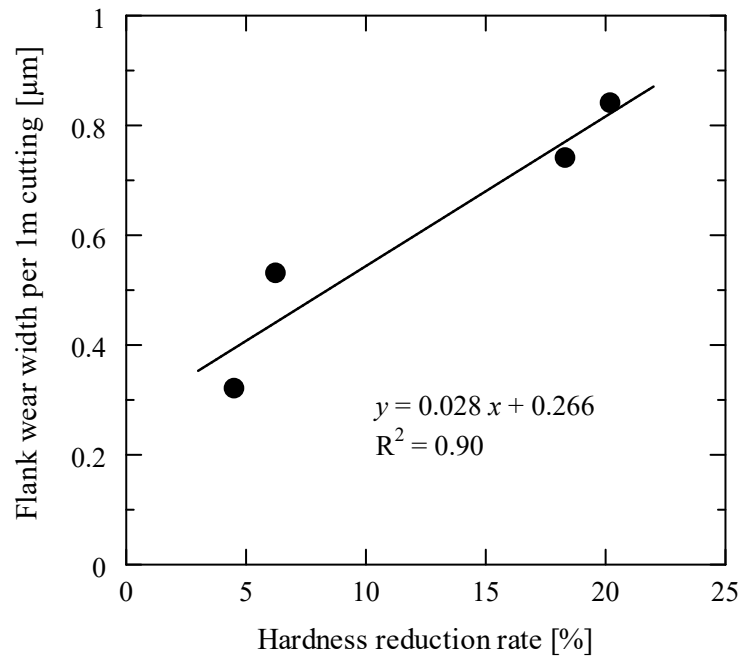


Fig. 3.32 Relationship between reduction rate of hardness after heat treatment (1000 °C, vacuum) and flank wear width per 1 m cutting (calculated by steady-state wear between 10 and 200 m).

3.3.4 Ni 基超耐熱合金連続切削加工時のコーティングに求められる特性

Fig. 3.33 に Alloy 718 連続切削加工時の摩耗過程と各摩耗過程における工具損傷要因を示した。摩耗過程は、初期摩耗域、定常摩耗域、異常摩耗域にわけられた。初期摩耗の大きさは、コーティングに含まれる比較的大きな欠陥（例えばドロップレット）量に起因した。定常摩耗進行速度は、コーティングの耐塑性変形性と関係しており、長時間の熱的負荷による、コーティングのひずみ解放や組織変化による硬さの低下が要因と考えられた。

切削工具のコーティングとして工業的によく用いられている(Ti,Al)N や(Al,Cr)N のような固溶強化された PVD コーティングは硬さや耐酸化性が高く、様々な工具に適用されている。これらのコーティングの 1000 °C までの硬さは、スピノーダル分解による組織の微細化とひずみの導入によって維持されると報告されている⁵⁹⁾⁻⁶¹⁾が、連続切削のような長時間の熱的負荷が加わった場合、このひずみが解放されることで硬さの低下が生じる可能性がある。断続切削のような空転時の冷却によって刃先の温度上昇時間が短く、連続切削に比べて切削温度が低い加工方法には PVD コーティングにより耐摩耗性が向上する³²⁾ことが報告されているが、連続切削については、ひずみが小さく熱的に安定した状態で成膜される CVD 法が有効であると考えられる。

以上をまとめると、切削温度と切削抵抗が共に高くなる Ni 基超耐熱合金 Alloy 718 の連続切削加工時のコーティング必要特性は、初期摩耗抑制のため①コーティングに欠陥（例えばドロップレット）が無く、定常摩耗抑制のため②成膜時点でコーティング内にひずみが少なく、そのため、③高温にさらされても残留応力の解放や結晶粒サイズの増大による硬さ低下が小さい（軟化抵抗が高い）、④優れた高温強度を有するコーティングが適すると考えられる。例えば、全率固溶組成を選択し、固溶強化した微細組織を有する CVD コーティングはその一つとして有力と考えられる。なお、本研究では、損傷形態からコーティングの必要特性を推定し、実験的検証により妥当性を確認している。本来は、硬さ以外にも結晶構造、延性、疲労強度を高温その場測定により評価し、損傷抑制効果との相関を議論すべきであろうが、これについては、コーティングの評価方法も含めて今後の課題である。

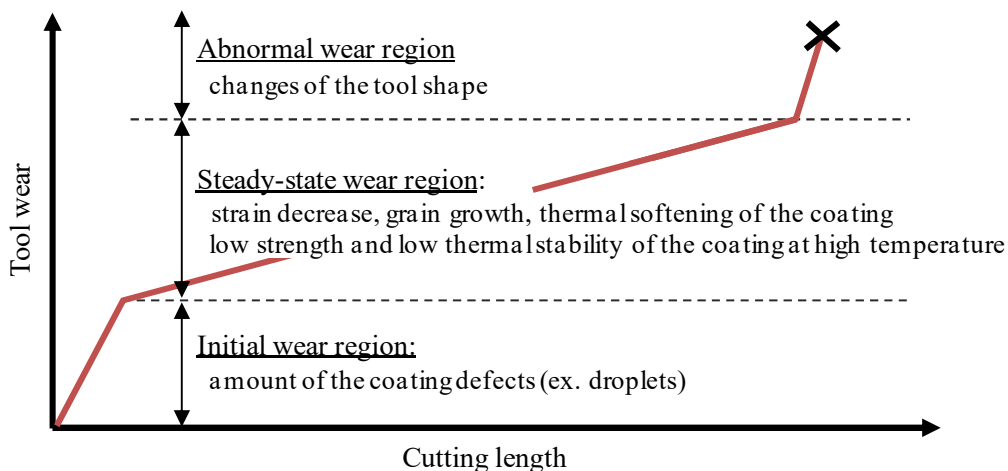


Fig. 3.33 Wear process of the coated tool and damage factors at several wear region during continuous turning of Ni based superalloy.

3.4 結言

Alloy 718 連続切削加工時の工具表面温度と工具にかかる抵抗を調べ、コーティングの高温特性と関連付けることで、コーティングに求められる特性を明らかにすることを検討した。また、特性の異なる PVD コーテッド工具の工具摩耗および成膜方法の異なる TiN コーティングの損傷形態を評価し、第 2 章で提案した損傷モデルの妥当性を検証した。加えて、工具損傷に及ぼすコーティングの基礎特性の影響を調べるために、成膜方法の異なる TiN コーテッド工具を準備し、XRD, ナノインデント, EBSD, TEM によって、それらの熱処理前後の特性を評価し、工具摩耗との関係性について考察した。主な結論は以下のとおりである。

- (1) Alloy 718 切削加工時の切削温度と切削抵抗は、他の比較材と比べて高いことがわかった。
工具損傷はこの温度域における工具と被削材の硬さの差が小さくなったことが原因と考えられる。
- (2) PVD-SP 法と CVD 法で成膜されたコーティングは膜欠陥（ドロップレット）を含まないため、応力集中による破壊が起こらずに平滑な逃げ面摩耗形態を呈した。ドロップレットの減少は特に切削初期の摩耗幅を低減させた。
- (3) PVD 法により成膜した (Al,Cr,Si)N コーティングと CVD 法により成膜した TiN コーティングは、切削温度域の熱処理後に硬さの変化が小さく、軟化抵抗が高いことがわかった。軟化抵抗が高いほど定常摩耗進行速度が低く、コーティングの耐塑性変形性が高いことがわかった。
- (4) 熱処理前後の TiN コーティングの特性を調べた結果、PVD コーティングの硬さの低下は、高温下でのひずみの解放、原子の再配列、結晶子径の増大、柱状粒子の成長が要因と考えられた。軟化抵抗が高く、高温での組織安定性に優れた CVD コーテッド工具は、初期摩耗と定常摩耗のいずれの摩耗進行速度も PVD コーテッド工具に比べて小さく、優れた耐摩耗性を示した。
- (5) コーティングの高温での耐塑性変形性を向上させるためには、組織の微細化、切削温度域で分解しない組成による固溶強化など、金属材料と同様の強化機構が適用できると考えられる。
- (6) Ni 基超耐熱合金の連続切削においては、高温での組織安定性、軟化抵抗が高く、微細化により硬さを高めた CVD コーティングが有効であることが示唆された。

以上の結果は、第 2 章で提案した工具損傷モデルの妥当性が実験的に検証されたことを示す。なお、提案した工具損傷モデルは、Alloy 718 の摩耗形態に限定されず、高い高温引張強度を有し、切削温度が高くなりやすい被削材加工時の摩耗過程を示すと考えている。したがって、本章で得られたコーティングの摩耗対策は、Alloy 718 以外の被削材加工用工具にも適用できると考えられる。

参考文献

- 1) C. Mitterer, P.H. Mayrhofer, and J. Musil: Thermal Stability of PVD Hard Coatings, *Vacuum* 71 (2003) 279.
- 2) P.H. Mayrhofer, G. Tischler, and C. Mitterer: Microstructure and Mechanical Thermal Properties of Cr-N Coating Deposited by Reactive Unbalanced Magnetron Sputtering, *Surf. Coat. Technol.*, 142-144 (2001) 78.
- 3) P.H. Mayrhofer, F. Kunc, J. Musil, and C. Mitterer: A Comparative Study on Reactive and Non-Reactive Unbalanced Magnetron Sputter Deposition of TiN Coatings, *Thin Solid Films*, 415 (2002) 151.
- 4) A. Bhatt, H. Attia, R. Vargas, and V. Thomson: Wear Mechanisms of WC Coated and Uncoated Tools in Finish Turning of Inconel 718, *Tribol. Int.*, 43 (2010) 1113.
- 5) A. Hörling, L. Hultman, M. Odén, J. Sjöln, L. Karlsson: Mechanical properties and machining performance of $Ti_{1-x}Al_xN$ -coated cutting tools, *Surf. Coat. Technol.*, 191 (2005) 384.
- 6) A. Biksa, K. Yamamoto, G. Dosbaeva, S.C. Veldhuis, G.S. Fox-Rabinovich, A. Elfizy, T. Wagga, L.S. Shuster: Wear behavior of adaptive nano-multilayered AlTiN/ Me_xN PVD coatings during machining of aerospace alloys, *Tribol. Int.*, 43 (2010) 1491.
- 7) S. Veprek, M. J.G. Veprek-Heijman: Industrial applications of superhard nanocomposite coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 202 (2008) 5063.
- 8) 石川 剛史, 小幡 文雄, 井上 謙一: 高硬度鋼の高速切削加工における TiSiN 被覆切削工具の摩耗メカニズム, *精密工学会誌*, 75, 12 (2009) 1439.
- 9) D. Holec, R. Rachbauer, L. Chen, L. Wang, D. Luef, and P.H. Mayrhofer: Phase Stability and Alloy-Related Trends in Ti-Al-N, Zr-Al-N and Hf-Al-N Systems from First Principles, *Surf. Coat. Technol.*, 206 (2011) 1698.
- 10) P.H. Mayrhofer, A. Hfirling, L. Karlsson, J. Sjöln, T. Larsson, C. Mitterer, and L. Hultman: Self-Organized Nanostructures in the Ti-Al-N System, *Appl. Phys. Lett.*, 83 (2003) 2049.
- 11) H. Willmann, P.H. Mayrhofer, P.O.A. Persson, A.E. Reiter, L. Hultman, and C. Mitterer: Thermal Stability of Al-Cr-N Hard Coatings, *Scr. Mater.*, 54 (2006) 1847.
- 12) たとえば, 小野浩二, 河村末久, 北野昌則, 島宗勉: 理論切削工学, *現代工学*, 89.
- 13) S. Koseki, K. Inoue, H. Usuki: Damage of physical vapor deposition coatings of cutting tools during alloy 718 turning, *Precis. Eng.*, 44 (2016) 41.
- 14) 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. Technol.*, 283 (2015) 353.
- 15) J.M. Wheeler, R. Raghavan, V. Chawla, M. Morstein, J. Michler: Deformation of Hard Coatings at Elevated Temperatures, *Surf. Coat. Technol.*, 254 (2014) 382.
- 16) N.M. Everitt, M.I. Davies, and J.F. Smith: High temperature nanoindentation – the importance of isothermal contact, *Philosophical Magazine*, 91 (2011) 1221.
- 17) W. Oliver, and G. Pharr: An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, *Journal of Materials Research*, 7 (1992) 1564.
- 18) P.L. Galindo, S. Kret, A. M. Sanchez, J.-Y. Laval, A. Yanez, J. Pizarro, E. Guerrero, T. Ben, and S. I. Molina: The Peak Pairs Algorithm for Strain Mapping from HRTEM Images, *Ultramicroscopy*, 107 (2007) 1186.
- 19) B.T. Chao, K.J. Trigger: Temperature Distribution at the Tool-Chip Interface in Metal Cutting, *Transactions of ASME*, 77 (1955) 1107.
- 20) 平尾政利, 佐田登志夫: 切削工具面の局部温度測定, *精密機械*, 40 (1974) 156.
- 21) 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.

- 22) 鈴木寿, 林 宏爾, 谷口泰朗: WC-10%Co 超合金の抗折力の温度依存性, 日本金属学会誌, 40 (1976) 733.
- 23) たとえば竹山秀彦: 切削加工, 丸善株式会社, (1980) 83.
- 24) 鈴木寿, 松原秀彰, 林 宏爾, 渋木邦夫: PVD法によって窒化チタンを被覆した超硬合金の強度, 粉体および粉末冶金, 31, 3 (1984) 94.
- 25) J CPDS card No. 38-1420.
- 26) J CPDS card No. 32-1383.
- 27) P. Panjan, P. Gselman, D. Kek-Merl, M. Čekada, M. Panjana, G. Dražić, T. Bončina, F. Zupanić, Surf. Coat. Technol., 237 (2013) 349.
- 28) D. Holec, M. Friak, J. Neugebauer, P.H. Mayrhofer: Trends in the elastic Response of Binary Early Transition Metal Nitride, Phys. Rev., B 85 (2012) 064101.
- 29) P. Scherrer: Bestimmung der Grösse und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen, Nachr. Ges. Wiss. Göttingen 26 (1918) 98.
- 30) W.H. Hall, J. Inst. Materials, 75 (1950) 1127.
- 31) S.J. Bull, P.C. Evans, A.S. Saleh: Positron annihilation studies of defects in PVD TiN coatings, Surf. Coat. Technol., 78 (1996) 42.
- 32) S. Koseki, K. Inoue, K. Uehara, H. Usuki, M. Yoshinobu, R. Tanaka, and M. Hagino: Damage of PVD-Coated Cutting Tools during Interrupted Cutting for Alloy 718, Key Eng. Mater., 656-657 (2015) 191.

第4章 Ti-6Al-4V 合金連続切削加工時の工具損傷機構

4.1 緒言

第1章で述べたように、Ti-6Al-4V 合金は Alloy 718 に次いで被削性が悪く、難削材として知られている。Ti 合金の難削性要因は、切削温度が高くなりやすいこと、工具刃先に生じる応力が高いこと、鋸歯状の切りくずが生成し、切削抵抗の変動が生じやすいことであると報告されている¹⁾⁴⁾。工具損傷については、凝着摩耗が主因として報告されたものが多い¹⁾⁵⁾が、凝着界面の形成から摩耗に至るまでの過程は未解明な点が多い。また、Ti-6Al-4V 合金切削時には、コーティングの効果は小さく、工業的にはノンコート超硬合金工具が適用されることが多い。コーティングの効果を得られない理由も凝着に起因していると考えられるが、十分に明らかにされていない。

本章では、Ti-6Al-4V 合金をコーテッド超硬工具を用いて旋削加工（連続切削）し、第2章と同様の手順により、切削後の工具刃先を表面および断面から微視的に観察することで、工具損傷機構を明らかにする。第3章において、Ti-6Al-4V 合金切削加工時の切削温度と切削抵抗を測定した結果、切削温度は Alloy 718 と同じくダイス鋼やステンレスに比べて高くなりやすいが、切削抵抗は小さいことを確認している。このことは、Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 切削時の工具刃先において、生じる現象が異なっていることを示唆する。本章で得られた結果を、第2章において調べた Alloy 718 切削加工時の工具損傷状態⁶⁾と比較することで、それぞれの難削性の要因についても考察した。いずれも凝着摩耗主体の損傷であったことから、凝着界面における結晶方位関係の有無と凝着物の特性により、損傷状態を説明できる概念図を提案している⁷⁾。また、ノンコート工具の摩耗状態を観察し、Ti 合金切削加工時に工具に求められる特性について考察した。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

被削材に直径 100 mm の円柱形状の Ti-6Al-4V 合金（焼鈍材、320 Hv）を準備した。Table 4.1 に被削材の組成を示す。また、Fig. 4.1 に被削材の組織観察結果を示す。被削材は $\alpha+\beta$ 型 Ti 合金であるが主に等軸 α 組織を示し、結晶粒径はおおよそ 20-100 μm 程度であった。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）にコーティングを施したコーテッド工具とノンコート工具を用いた。コーティングの組成は TiN とし、PVD-Arc 法により成膜した。コーティングの厚さは刃先近傍で 5 μm 程度であった。TiN コーティングと超硬合金基材の断面組織は、第2章で検討したときと同様のもの（Fig. 2.2）を用いた。

工具形状は、CNMG120408、すくい角 13° のブレーカ付旋削工具を用いた。バイトホルダに設置後のすくい角は約 7°、逃げ角は 6° であり、第2章および第3章で使用した工具と同形状である。

4.2.2 切削試験

切削試験にはCNC旋盤（オークマ株式会社製，LB4000EXY）を用いて外径部の連続旋削加工を行った。切削条件は，送り $f=0.2$ mm/rev，切り込み $d=0.5$ mm，湿式加工とし，ソルブルタイプの水溶性切削油剤（出光興産株式会社製，ダフニーマスタークール WT）を 10 倍に希釈して用いた。外周旋削加工の概略図を Fig. 2.3 に示す。

PVD コーテッド工具の損傷状態を観察するために，切削速度を $V=40$ m/min とし 10 m 加工した。切削距離を 10 m としたのは，この時点でコーティングに損傷が観察されたためである。また，切削速度を工業的によく適用されている $V=60$ m/min とし 10 m 加工したときの PVD コーテッド工具とノンコート工具の損傷状態を比較し，特にノンコート工具の損傷状態について調べた。切削条件を Table 4.2 にまとめて示す。

Table 4.1 The main component of Ti-6Al-4V alloy.

		(mass %)						
Material	Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
Typical metal	5.50-6.75	3.50-4.50	≤ 0.3	≤ 0.20	≤ 0.10	≤ 0.05	≤ 0.0125	Bal.
Test specimen	6.24	4.1	0.18	0.18	0.04	0.01	0.001	Bal.

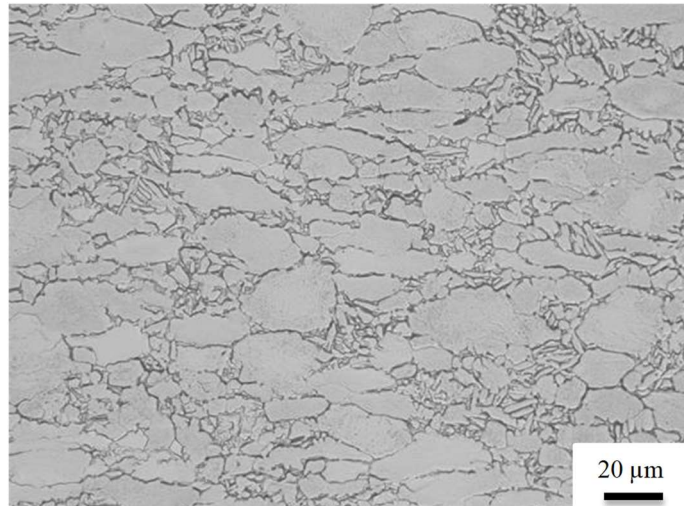


Fig. 4.1 Observed microstructure of Ti-6Al-4V alloy.

Table 4.2 Cutting conditions of turning.

Work material	Ti-6Al-4V, 320 Hv, anneal; 715 °C × 1 h → A.C., φ100 mm	
Turning tool	Geometry	CNMG120408
	Substrate	Cemented carbide (JIS K05 grade)
	Coating composition	TiN or Uncoated
	Coating method	PVD-Arc
	Coating thickness	5 μm
Cutting conditions	Cutting speed	40 m/min 60 m/min
	Cutting length	10 m
	Feed rate	0.2 mm/rev
	Cutting depth	0.5 mm
	Coolant	Wet (soluble)

4.2.3 工具損傷状態の観察および分析

切削後の工具刃先について、表面と断面から損傷状態の観察と分析を行った。Fig. 4.2 は工具刃先損傷部の観察位置を示す概念図である。表面形態を SEM により観察した。凝着物の分布状態や組成は EPMA / WDS や付設の反射電子検出器による組成像 (compositional image) の観察により評価した。断面試料の作製は、刃先の中心位置で切断した後、切断面を鏡面に加工した。切断位置を刃先中心としたのは、切りくずの中心が擦過した位置の近傍であるため、切削加工中にかかる垂直応力が高く、被削材の凝着状態が比較的安定していることから、摩耗現象の解析に適すと考えられたためである。コーティングの損傷状態の観察と凝着物とコーティングの界面における付着状態を評価するために TEM や STEM による高倍率観察を行った。TEM 像の観察は、刃先から 100 μm 離れた位置 (第 2 章と共通) とした。TEM 試料の各部について制限視野回折 (SAD) と極微電子線回折 (NBD) により凝着物とコーティングそれぞれの結晶構造を調べた。また、TEM 装置に付設の EDS により、凝着物とコーティング界面近傍の定性分析を行った。分析条件は、Table 2.2 と同じである。

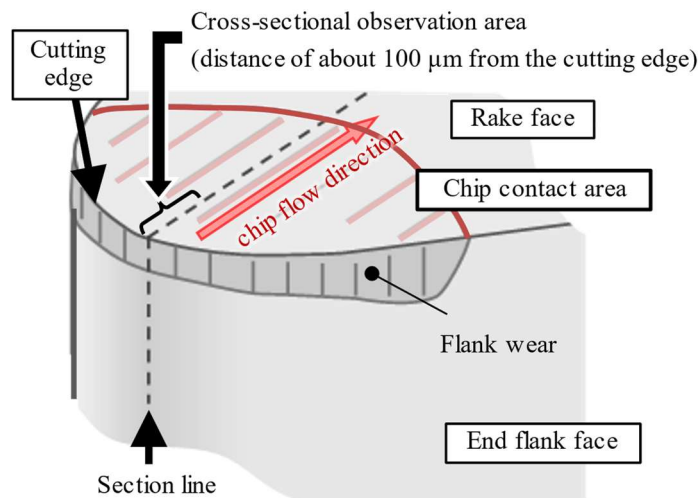


Fig. 4.2 Diagram of a sample observed cross section of a tool cutting edge.

4.3 結果および考察

4.3.1 コーティング損傷部の詳細観察

Fig. 4.3に $V = 40 \text{ m/min}$ で10 m切削した後のすくい面損傷部のSEM像と組成像を示す。切削距離が短いにも関わらず、刃先から少し離れた位置において、初期のクレータ摩耗と思われる領域が観察された。これは、切りくず接触長さ全域でコーティングが消失するわけではなく、局所的に摩耗が進行することを示す。切削距離が延びると、この摩耗領域が拡大し、大きなクレータになると考えられる。最大摩耗深さは、刃先先端から切りくず接触長さのおよそ2/3の長さだけ離れた位置にあった。組成像の観察結果から、最大摩耗深さ位置近傍では基材の露出（白色部）、刃先先端近傍では凝着物の付着（灰色部）が観察された。Ti合金切削時の機械的負荷は刃先に近いほど高く、熱的負荷は刃先から少し離れたところで最大とされている⁴⁾。また、すくい面に生じる応力分布は、垂直応力は刃先に近いほど高く、せん断応力は刃先から切りくず接触長さの中心位置まで一定の高い値をとり、さらに離れると緩やかに減衰するとされている⁸⁾。最大摩耗中心は、垂直応力よりもせん断応力が高くなった位置に相当すると推察される。

Fig. 4.4にコーティング損傷部を拡大したSEM像と組成像の観察結果（Fig. 4.3のA, B部）を示す。A部は切り屑接触長さの半分の位置、B部は切りくずがすくい面から離れる位置（離脱点）である。SEM像中に、組成像を参照し、各組成に応じて囲った領域を示した。切りくずの擦過により引き伸ばされたように見えるものは、コーティング表面に凝着した被削材である。A, B部のいずれもコーティング内で損傷した形態を示し、コーティングと基材の界面強度が小さいこと（コーティングの密着性不足）に起因した剥離とみられる現象は観察されなかった。なお、コーティングの損傷部は塑性変形を伴わない脆性的に破壊した様相を示した（最終的には、Fig. 4.9の断面TEM像観察結果と合わせて脆性破壊と判断した）。特にB部においては、コーティング損傷部に凝着物の一部が噛み込むように付着しており、破壊形態を呈した領域には連鎖的に凝着・脱落による負荷が加わり、損傷速度が増大したと考えられる。なお、このような凝着物の噛み込みによるコーティングの破壊は、Alloy 718切削時の逃げ面の損傷形態⁶⁾にも観察されており、凝着が生じやすい被削材を切削した場合、コーティングがドロップレットのような欠陥を内包していると、これを起点に破壊が繰り返され、損傷速度が高くなることを示唆する。

Fig. 4.5に逃げ面損傷状態のSEM像観察結果を示す。逃げ面もすくい面と同様にコーティングが脆性的に破壊する損傷形態を示し、摩耗による平滑な損傷形態は観察されなかった。凝着物の下端付近にはコーティングが破壊した痕跡が認められた。このような逃げ面の損傷は、すくい面において、切りくずが離れる位置（B部）と同様の現象によると考えている。逃げ面では、凝着物は材料の流れによって下方へ引っ張られており、この力は凝着物とコーティングの柱状晶を片持ち梁を曲げるように作用していると考えられる。このときに柱状晶に生じる引張応力がコーティングの強度よりも大きく、凝着界面の付着強度よりも小さい場合には、コーティングの破壊を伴って凝着物が脱落する。Fig. 4.5のコーティングの破壊痕跡はこのようにして生じたものと考えられる。すくい面、逃げ面のいずれも凝着物起因の破壊と見られ、特にすくい面の損傷速度が高かったのは、逃げ面に比べて凝着性に関係する面圧や温度が高かったためだと推察される。なお、Ti-6Al-4V合金は加工硬化が大きい、熱軟化が著しい¹⁰⁾とされることから、

加工後の被削材表面は切削熱で軟化したことに加え、凝着物は硬質粒子を含まないため、逃げ面のアブレイブ摩耗が生じ難かったと考えられる。

Fig. 4.6 にすくい面(a)と逃げ面(b)について WDS 面分析を行い、それぞれに付着した凝着物の分布状態を調べた結果を示す。被削材成分の Ti, Al, V, 基材成分の W と Co はそれぞれ同一位置で検出されたため、被削材を Al で、超硬合金基材を W で代表して示した。凝着物は被削材組成のまま、クレータ摩耗部の特定位置に偏在することなく付着した。また、O はわずかしか検出されなかったことから、コーティングの損傷は酸化が主な要因ではないと考えられる。逃げ面については、W が検出されなかったことからコーティングは基材から剥離することなく、コーティング内部で破壊したことがわかる。

Fig. 4.7 に刃先損傷部の断面観察結果を示す。刃先先端部から逃げ面部にかけてコーティングが残存しており、切れ刃近傍の逃げ面はほとんど摩耗しなかった。刃先先端部に微小なチップングらしきものが観察されたが、これは切削時に発生したチップングではなく、試料作製時に発生したものと考えられる。すくい面においては、まずコーティングが消失し、基材が露出した部分は平面的な損傷形態を示し、摩耗がほとんど進行していない様子が見てとれる。すなわち、摩耗が基材部（超硬合金）に入ってからでは摩耗進行速度が低くなっており、コーティングの摩耗抑制効果は小さいといえる。このことは、Ti 加工用工具の材料には、コーティングは不要であり、ノンコート超硬合金工具で十分な切削性能を有することを示唆する。

Fig. 4.8 に Fig. 4.7 C 部（クレータ摩耗進行部）についての WDS 面分析結果を示す。凝着物はコーティングに隙間なく、緻密に付着していた。界面には、O を含む特定元素の濃化や反応層は確認されなかった。酸素は表層にわずかに検出されたが、この O は切削後に吸着（部分的に酸化）したものであり、連続切削中に直接コーティングの損傷に影響した可能性は低いと考えられる。

Ti-6Al-4V 合金切削後の刃先近傍位置では、凝着物はコーティング上部に 1-2 μm 程度の厚みをもって付着したことが観察された。2.3.3 項で調べた Alloy 718 切削後の刃先表面においても数ミクロンの厚さで付着した凝着物が観察されており、凝着物中にコーティングの破片が 0.1 から 0.5 μm 程度の大きさで留まったように存在した⁹⁾。このことは、刃先近傍における凝着物の移動速度が低いことを示唆する。Fig. 4.3(c)に示した概略図で考えると、刃先ほど垂直応力が高いため、この力で押さえつけられることで、凝着物の移動は困難であったと考えられる。一方で、刃先から離れた位置では、垂直応力の低下とともにせん断応力の影響度が増し、凝着物が移動しやすくなると考えられる。これらの凝着物の挙動は、刃先の各場所において損傷形態に影響を及ぼしたと考えられる。

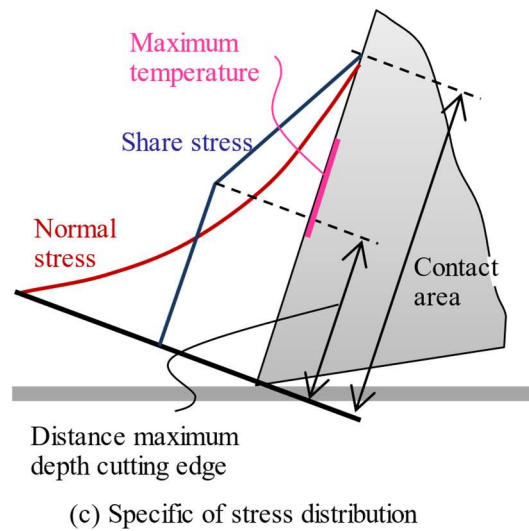
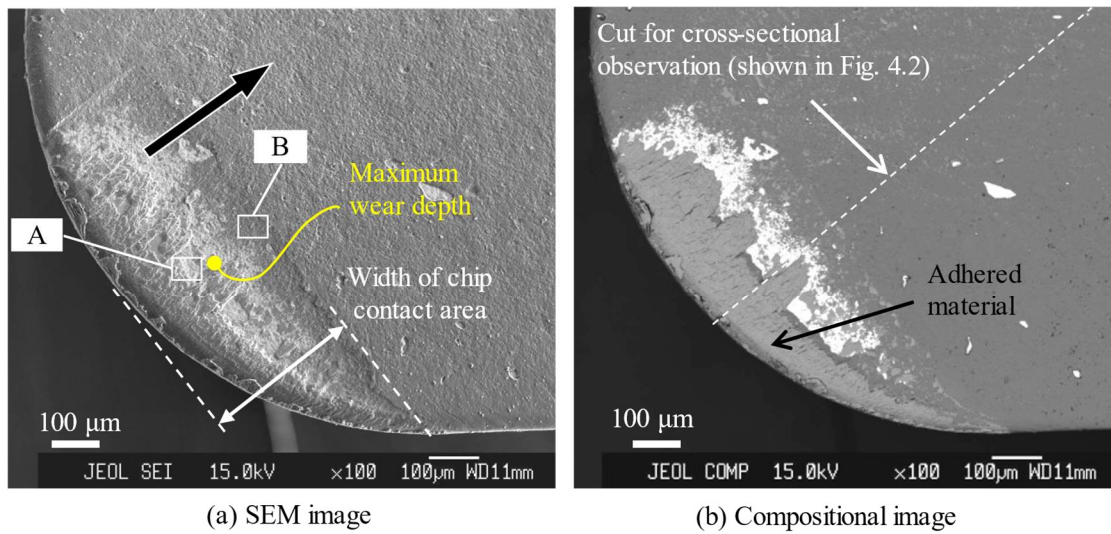


Fig. 4.3 Images of the rake face of the cutting edge of a TiN-coated tool after turning of Ti-6Al-4V alloy (cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m).

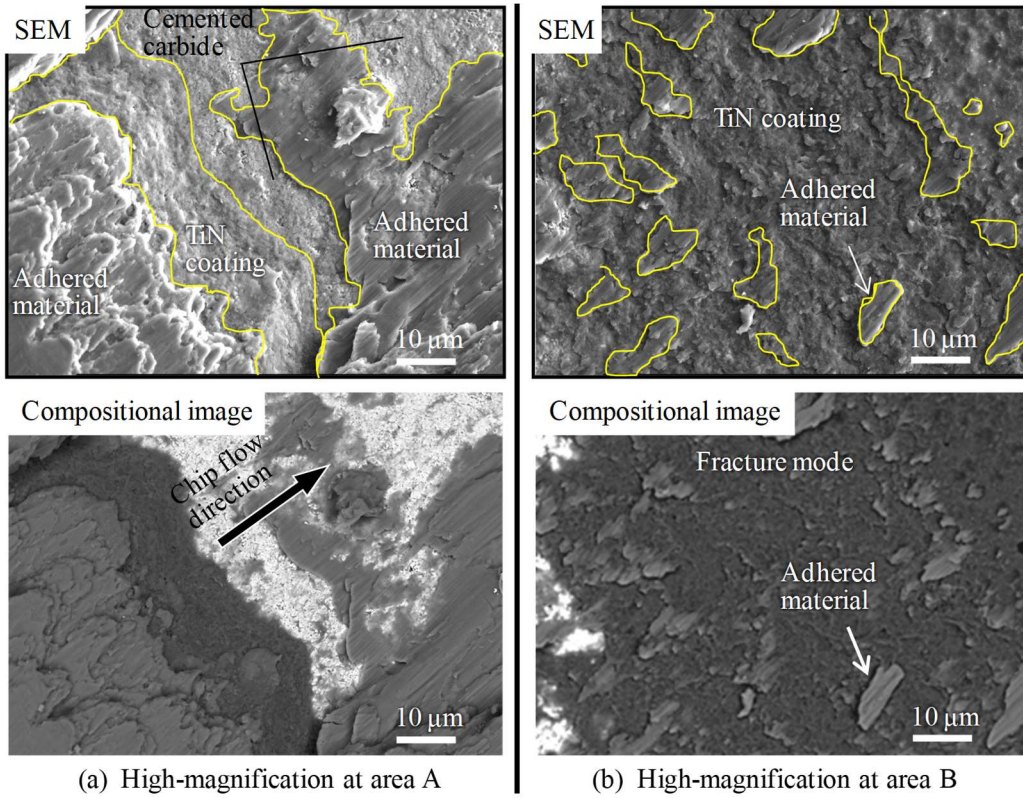


Fig. 4.4 Images of the rake face after turning of Ti-6Al-4V alloy (areas A and B of Fig. 4.3(a)). Upper figure: SEM images; lower figure: compositional images.

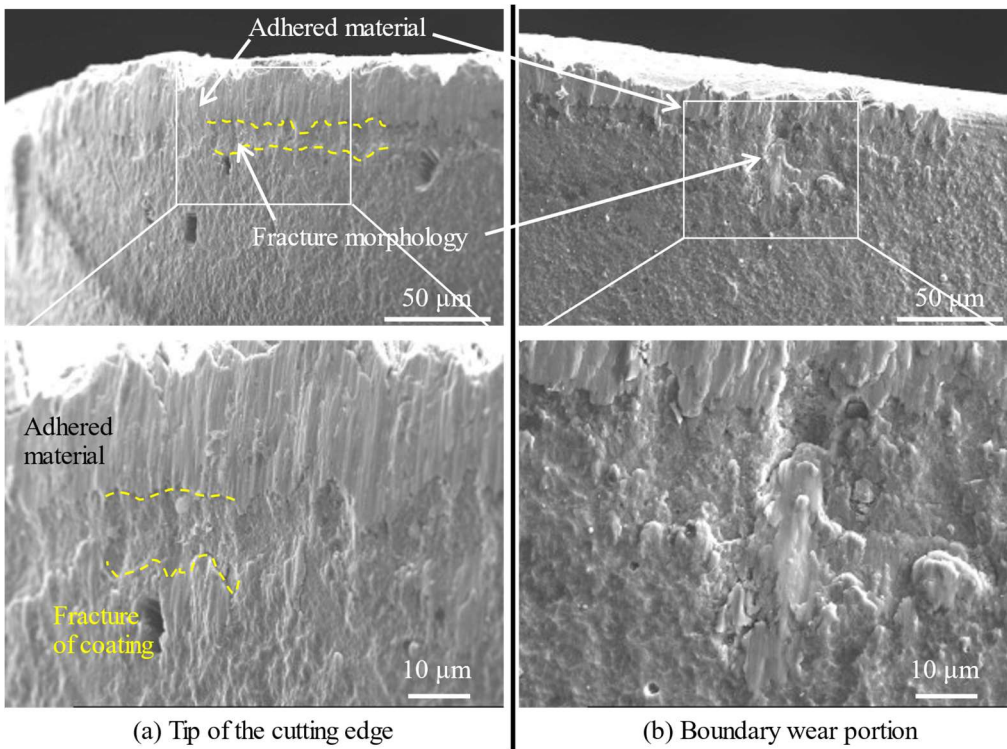


Fig. 4.5 Images of the flank face of the TiN-coated tool after turning of Ti-6Al-4V alloy (cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m). Upper figure: low magnification; lower figure: high magnification.

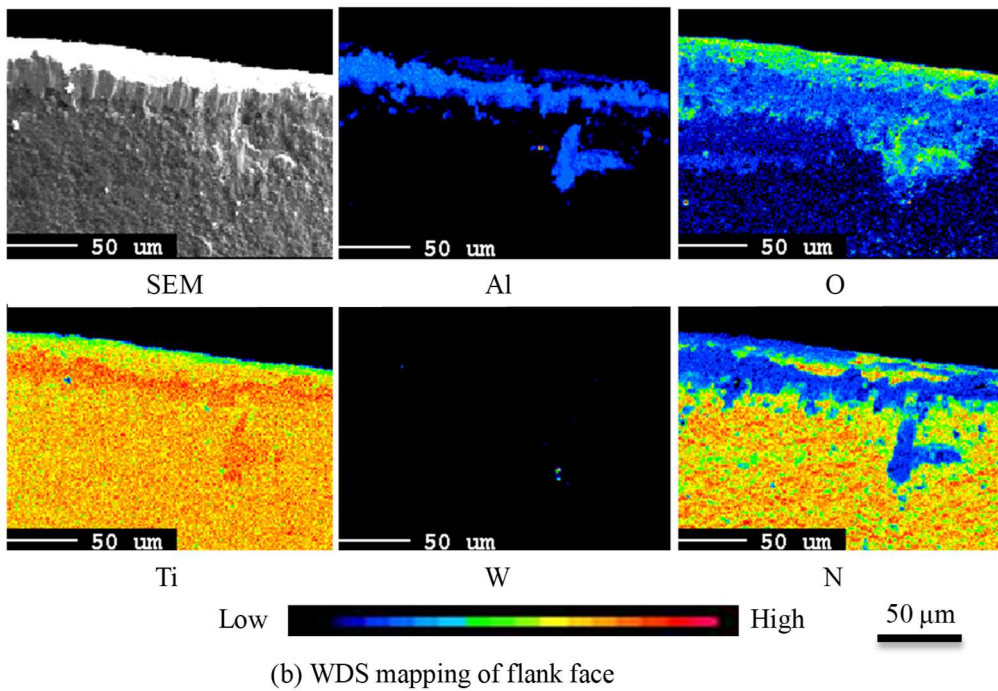
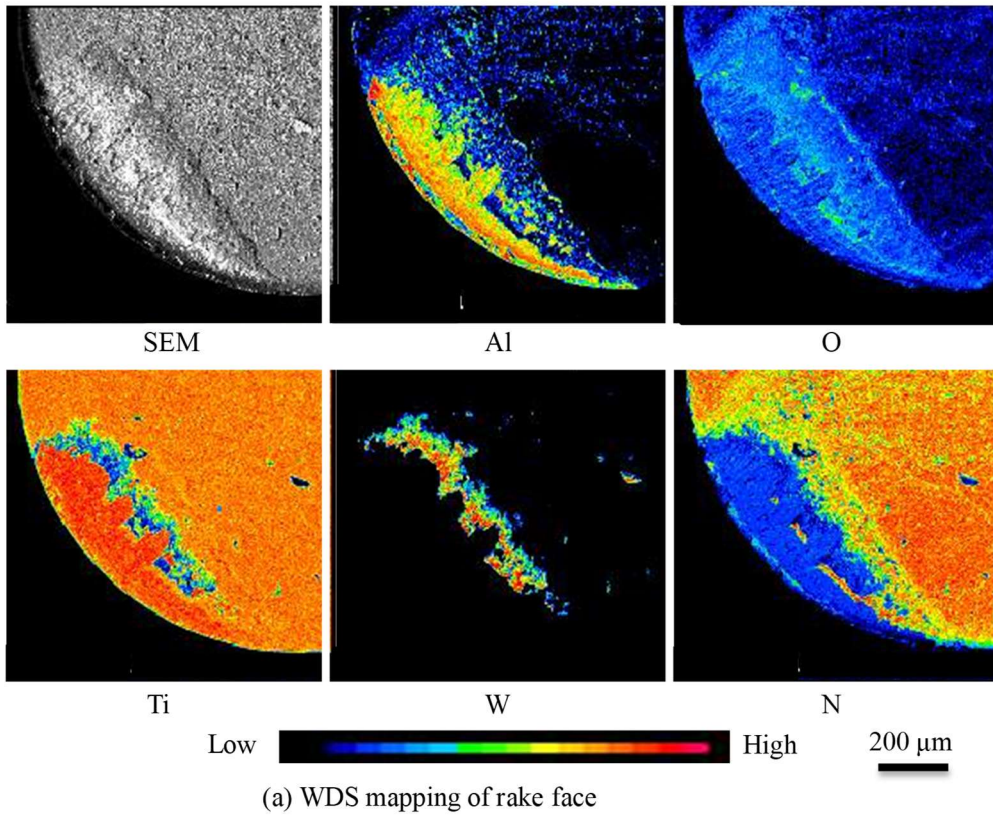


Fig. 4.6 WDS mapping of rake and flank faces of the TiN-coated cutting tool after turning of Ti-6Al-4V. The analyzed areas correspond to those shown in Figs. 4.3 and 4.5(b).

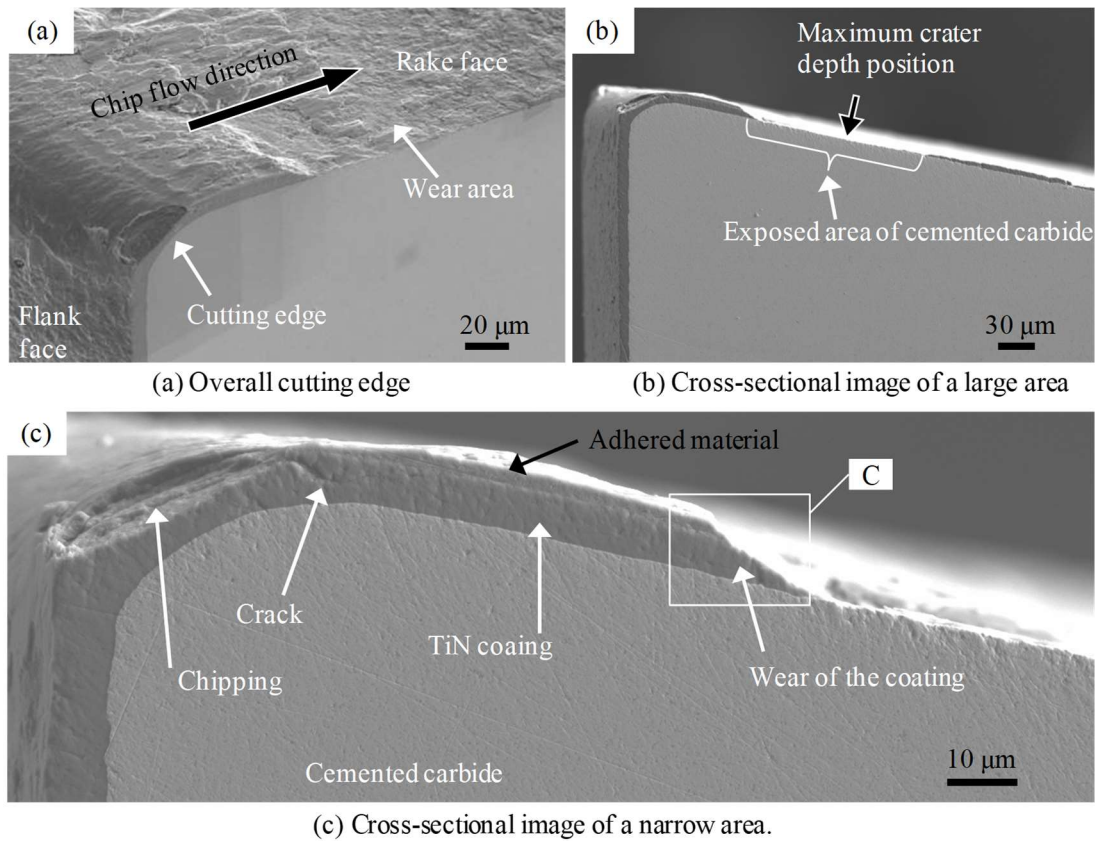


Fig. 4.7 Cross-sectional SEM images of the cutting edge (cut along the line in Fig. 4.2) of the TiN-coated cutting tool after turning of Ti-6Al-4V alloy (cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m). The chipping shown in (c) occurred during the preparation of the specimen.

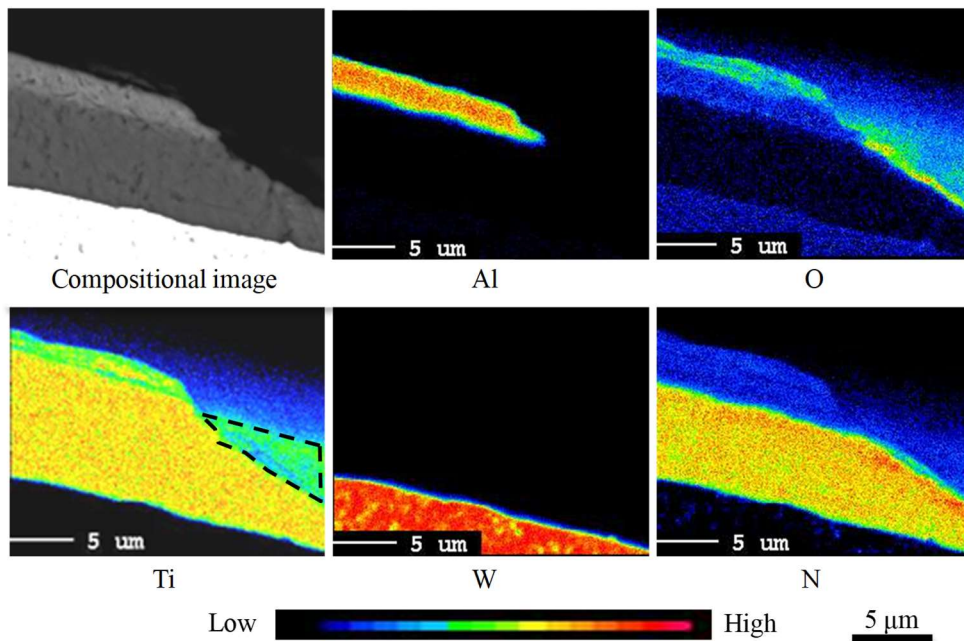


Fig. 4.8 WDS mapping of a cross section of the cutting edge of the TiN-coated cutting tool after turning of Ti-6Al-4V. The analyzed area corresponds to the areas shown in Fig. 4.7(c)-C. The light green within the area enclosed by the dotted line shows the surface of the rake face.

4.3.2 すくい面における凝着状態の解析

Fig. 4.9(a)に Fig. 4.7-C 部（クレータ摩耗進行部の刃先側）の断面 TEM 像観察結果を示す。また、Fig. 4.9(b)に Alloy 718 旋削時 ($V=30$ m/min, $f=0.2$ mm/rev, $d=0.5$ mm, cutting length $L=10$ m) の損傷状態⁹⁾を示した。それぞれを比較すると、Ti-6Al-4V 合金切削時には、コーティングに塑性変形は見られず、脆性的に破壊した様子が観察されたのに対し、Alloy 718 ではコーティングに塑性変形が生じたことがわかる。著者らの調査により、それぞれの材料を切削した時の平均切削温度を工具-被削材熱電対法によって測定した結果、Ti-6Al-4V が 670 °C 程度 ($V=40$ m/min), Alloy 718 が 680 °C 程度 ($V=30$ m/min) と測定されており（測定時の工具形状は SNGA120404, 乾式切削¹¹⁾、工具表面は両合金ともに同程度の温度域に曝されている。このことは、各合金切削時に同程度の温度域であっても、刃先に加わる負荷の状況が異なることを示唆している。ここで、(b)Alloy 718 切削時にはコーティング塑性変形部直上には凝着物が観察されたが、(a)Ti-6Al-4V 合金切削時については、コーティングの破壊部直上には凝着物はなく、刃先側のコーティングに損傷が見られない部分には凝着が見られる。切削を続けた場合には、コーティングの破壊部においても凝着物が順次、付着と脱落を繰り返したと推察される。すなわち、いずれの合金を切削した場合もコーティング損傷部の直上には凝着物が付着していたと考えられる。このことから、コーティングの損傷機構を明らかにするには、損傷部に直接的に作用したと考えられる凝着物の高温における挙動を理解することが重要といえる。なお、Fig. 4.9(a)のコーティングの損傷部において、凝着物（赤色破線部）からコーティング（青色破線部）にかけて破面が連続的であることから、凝着物の脱落はコーティングと一体となって生じたことが示唆される。

Fig. 4.10 に凝着物が付着した位置 (Fig. 4.9-D) の高倍率断面 TEM 像観察結果を示す。凝着物のマイクロ組織の粒径は 100 nm 以下が主体に観察され、凝着物の厚み方向においても同等の粒径であった。元の結晶粒径がおよそ 20-100 μm 程度であったことから、切削中の強加工によって微細化したと考えられる。同様の超微細粒組織の形成はドリル加工を受けた普通鋼のワーク表面にも観察されており¹²⁾、この形成機構は結晶粒の分断機構 (grain subdivision) の延長線上にある¹³⁾と考えられている。なお、結晶粒の微細化は降伏強度を大きく増加させるが、引張強さの増加は小さく、すなわち加工硬化が起こりにくくなるため、塑性不安定のため、伸びが小さくなると報告されている¹⁴⁾。帯川らは、切削中の変形応力特性を衝撃圧縮試験によって求めており、Ti-6Al-4V 合金は降伏応力、加工硬化ともに大であるが、熱軟化が著しく、破断ひずみが小さいことを報告¹⁰⁾している。すなわち、切削後の刃先に観察された微細組織を有する凝着物は、破断しやすい特性を有しており、これが刃先の損傷に影響していると推察される。なお、Ti-6Al-4V 合金の高温引張強さは、500 °C 以上では急激に低下し、逆に 700 °C 付近での伸びが 120% に到達すると報告されている¹⁵⁾が、切削後の工具表面に観察された凝着物の組織形態が微結晶であったこと (Fig. 4.12) から判断すると、凝着物の伸びは小さかったと推察される。これは、切削試験で与えられるひずみ速度と引張試験で与えられるひずみ速度の違いによると考えられる。

Fig. 4.11 に凝着物/TiN コーティング界面近傍の電子線回折結果を示す。本論文では、稠密六方構造 (hcp) のミラー指数 $\{hkil\}$ は、 $i = -\{h+k\}$ の関係があるとして 3 指数 $\{hkl\}$ で示している。制限視野回折 (SAD, $\phi 140$ nm) の結果、コーティング (分析領域 a) は単一結晶のパターンを示したのに対し、凝着物 (分析領域 b) は分析範囲内に微結晶を多数含み、その方位は一定でない

ことを示した。なお、凝着物中に存在する特定の結晶粒 (Points 1, 2 and 3) の極微電子線回折図形 (NBD, $\varphi < 3 \text{ nm}$) について、結晶構造を解析した結果、凝着物 (Points 1, 2 and 3) は、 α -Ti(hcp)で指数付け可能であった。また、各凝着物粒子は異なる面方位の回折図形を示し、すなわちランダムな方位で存在していた。ここで、切削中の刃先温度は、局所的に工具の平均温度の1.2-1.4倍になっていると報告されている¹⁶⁾¹⁷⁾ことに従えば、800-940°C程度と推定されるが、本研究では、湿式切削で評価したため、これより低い温度であったと推測される。さらに、Ti-6Al-4Vの α/β 変態点がおおよそ940-1000°Cである¹⁸⁾ことから、切削温度は α 相が安定な領域であったと考えられる。なお、TiNコーティング (分析領域 a) は、TiN(fcc)で指数付け可能であった。

Fig. 4.12に凝着物/TiNコーティング界面 (Fig. 4.10-F位置)のSTEM像観察結果を示す。凝着物は等軸晶の形態を示し、50 nm以下の微結晶で存在した様子が観察された。凝着物/TiNコーティング界面近傍に存在したいくつかの凝着物粒子について、極微電子線回折を行った結果をFig. 4.13に示す。Fig. 4.11の結果も含めてまとめると、凝着物の結晶構造については、凝着物が晶帯軸入射となった粒子 (Points 1, 6, 7 and 8: TiNコーティングから10-50 nm離れた位置の粒子, Points 2 and 3: TiNコーティングから200 nm程度離れた位置の粒子)について解析を行い、全ての分析点で、 α -Ti(hcp)で指数付け可能であることを確認した。凝着物/TiNコーティング間の結晶方位関係について、Fig. 4.13に示す電子回折図形に基づき評価した結果、コーティング (Point 4) と α -Ti (Point 6)との間に $\{200\}_{\text{TiN}} \sim \{002\}_{\alpha\text{-Ti}}$ および $\{020\}_{\text{TiN}} \sim \{100\}_{\alpha\text{-Ti}}$ に結晶方位関係が確認された。以下に、詳細を述べる。凝着界面 (Point 5)の電子線回折図形において、TiNコーティング (Point 4) と凝着物 α -Ti (Point 6)で確認される 020_{TiN} と $100_{\alpha\text{-Ti}}$ のスポットがおおよそ $6-7^\circ$ のずれを生じながら重なっていることが観察された (Fig. 4.13の黄色円)。これは、 $\{020\}_{\text{TiN}} \sim \{100\}_{\alpha\text{-Ti}}$ がおおよそ平行であることを示す。また、少し位置の異なる凝着物 α -Ti (Points 7 and 8)において、常に $002_{\alpha\text{-Ti}}$ のスポットが確認されるため、 $\{200\}_{\text{TiN}} \sim \{002\}_{\alpha\text{-Ti}}$ は場所が変わっても平行に存在したといえる。さらに、Fig. 4.14はPoint 5付近の格子縞を観察した結果であり、 $\{100\}_{\alpha\text{-Ti}}$ と $\{010\}_{\text{TiN}}$ が $6-7^\circ$ 傾きながらも連続的な界面を形成していることが観察された。以上の結果は、TiNコーティングと凝着物粒子間の一部に結晶方位関係があることを示唆する。凝着界面 (Point 5)では、単純に一つの方向のTiNと α -Tiが重なっているわけではなく、TiNも α -Tiもわずかな方位の違うものが混じった状態で付着界面を形成していた。ここでの結晶方位関係をまとめると、 $\{200\}_{\text{TiN}} \sim \{002\}_{\alpha\text{-Ti}}$ はほとんど平行であるが、おおよそ $6-7^\circ$ 傾いており、 $\{001\}_{\alpha\text{-Ti}}$ は、 $[100]_{\text{TiN}}$ もしくは $[001]_{\alpha\text{-Ti}}$ 軸を中心に回転しながら付着したと考えられる。なお、別視野においても同様の解析結果が得られているが、その頻度や領域については明らかではない。このように結晶方位関係がある凝着物とコーティングの界面強度 (付着強度)は、結晶方位関係がない場合と比べて、高いと考えられる。ただし、 α -TiとTiNの $\{001\}_{\alpha\text{-Ti}}$ と $\{001\}_{\text{TiN}}$ 上での原子間距離は合わないため、このように結晶方位の関係が生まれた要因は不明である。Alloy 718切削時にはこのような凝着物とコーティングの関係性は観察されておらず⁹⁾、Ti-6Al-4V合金切削時の特有の現象と考えられ、結晶方位関係の有無がコーティング工具の損傷に影響を与えた可能性がある。

純TiやTi合金を冷間圧延すると $\{001\}_{\alpha\text{-Ti}}$ の法線が荷重方向と平行になると報告¹⁹⁾²⁰⁾されている。切削工具表面に観察された $\{001\}_{\alpha\text{-Ti}}$ の配向は、冷間圧延時と同様のメカニズムによって生じ

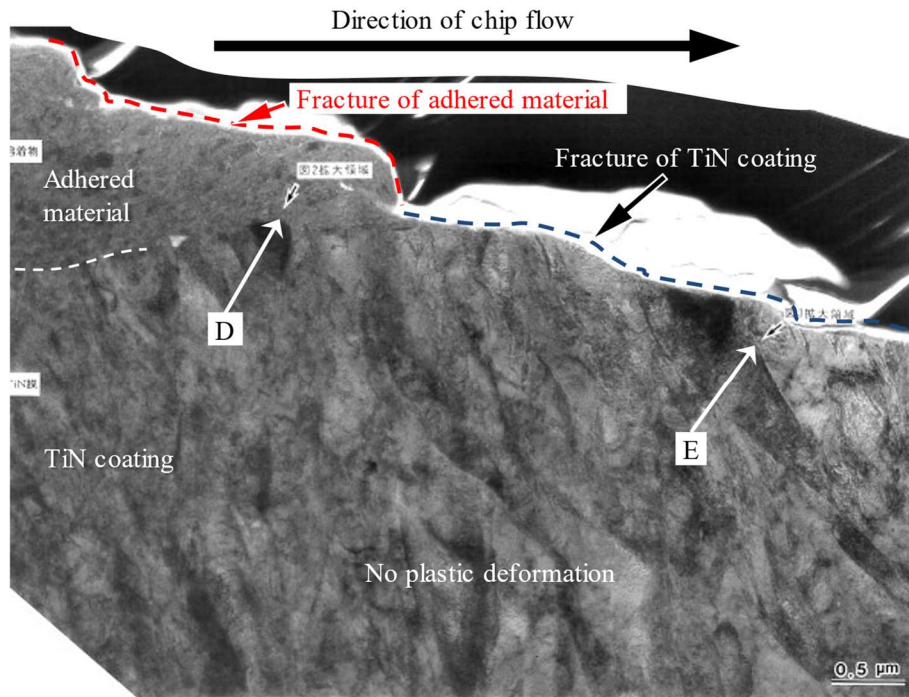
た可能性があるが、切削温度が α/β 変態点以下であっても、切削中の切りくず生成部では冷間圧延に比べて高いひずみ速度、高温となっており、冷間圧延とは別のメカニズムによって生じたとも考えられる。また、切削熱を受けた凝着物 α -Ti がコーティング表面の影響を受けながら、原子の再配列を生じたことで、 $\{001\}_{\alpha\text{-Ti}}$ が配向する過程で強度の高い凝着界面を生じた可能性もある。この点については、今後の研究で明らかにされることが待たれる。

Fig. 4.15 にコーティング損傷部 (Fig. 4.9(a)-E) の断面 TEM 像(左), STEM 像(右)観察結果を示す。断面 TEM 像においてコーティングの柱状晶粒界部の表面側に凝着物の付着を観察した。また、柱状晶粒界部に隙間 (クラック) を観察した。

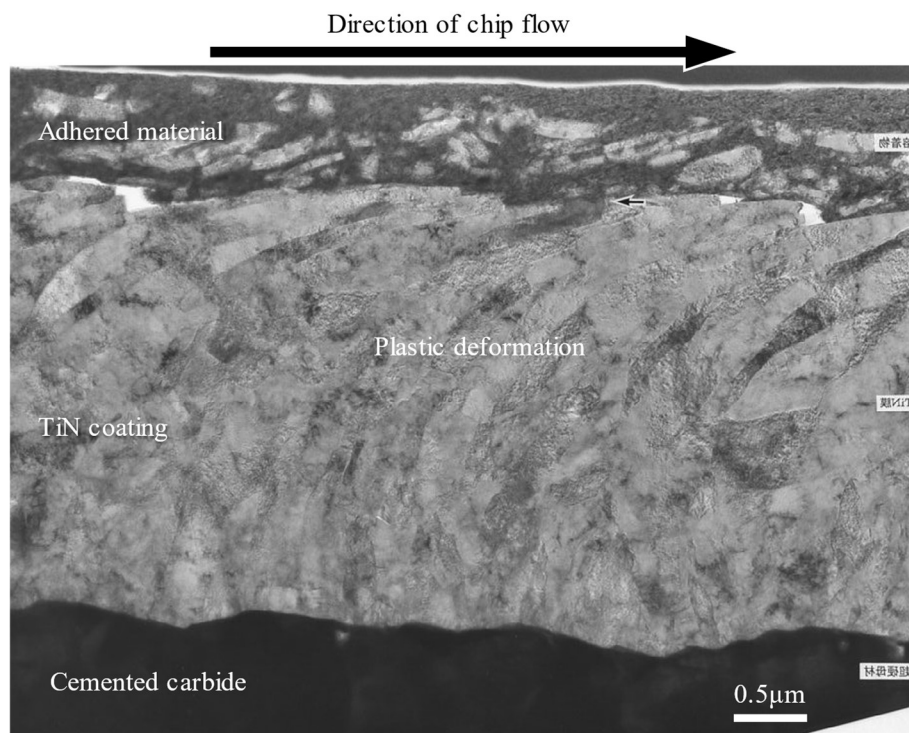
ここまでの表面および断面観察の結果から、コーティングの破壊は、工具表面に結晶方位関係を伴って強固に付着した凝着物が切りくず流れに伴うせん断応力によって破断したときのクラック (Fig. 4.9(a)の赤色破線部) が、凝着物に拘束されたコーティングに伝播する (Fig. 4.9(b)青色破線部) ことで生じたと考えられる。柱状晶粒界部の表面側にわずかに付着した凝着物は、切りくずの一部がコーティング破壊部に引っかかったものと考えられる。Fig. 4.15 に観察された粒界部のクラックは次の要因によるものと考えられる。柱状粒界に生じたクラックは、破断したコーティング上部に付着した凝着物に切りくずの流れによる力が作用したことで粒界部が開いたか、あるいは柱状粒界上部に付着した凝着物に切削力による圧縮が加わり、くさびの働きをしたことで粒界が押し広げられたことで開口したと考えられる。なお、Ti-6Al-4V 切削時の切りくず流出方向は刻々と変化し、切りくず幅方向に大きな変動を持つと報告されている²⁾ことから、工具表面にかかる力の方向が変動し、凝着物や柱状粒界の強度の低い方向に力が作用したときに、凝着物の破断や柱状粒界の開口が生じるなどして、破壊が繰り返されたと考えられる。

Table 4.3 に Fig. 4.10, Fig. 4.12, Fig. 4.15 の各点について EDS 分析した結果をまとめて示す。それぞれの分析点で凝着物もしくはコーティングの組成となっており、凝着物/コーティング界面でも明瞭な反応層や特定元素の濃化は確認されなかった。よって、凝着物/コーティング界面に認められた結晶方位関係は、切削中の巨大ひずみと温度が凝着物に付与された際に、転位セルの構築などの回復が生じ、凝着物組織がコーティング表面の影響を受けて再配列したことに起因すると考えられる。

以上の結果から、Ti-6Al-4V 合金切削時には凝着物/コーティング界面に結晶方位関係があることにより、比較的界面強度 (付着強度) の高い凝着界面が形成されたと考えられる。切削により、凝着物が破断した時のクラックが脆性的な特性を有するコーティングへ連続的に伝播したと考えると、延性を有する超硬合金と損傷速度に差があったことが理解できる。



(a) After cutting of Ti-6Al-4V alloy



(b) After cutting of Alloy 718

Fig. 4.9 Cross-sectional TEM images of the TiN coating on the rake face of the tool after turning of (a) Ti-6Al-4V alloy (cutting speed $V = 40$ m/min), and (b) Alloy 718 (cutting speed $V = 30$ m/min)⁶⁾, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m.

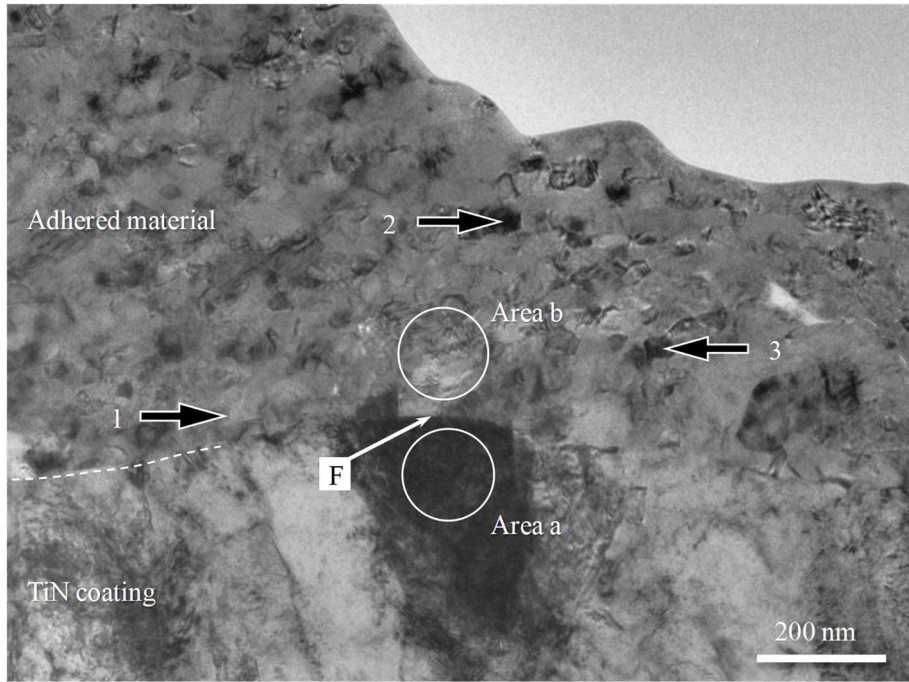


Fig. 4.10 High-resolution bright-field TEM image of the interface between the adhered material and the TiN coating, corresponding to the area in Fig. 4.9(a)-D. The selected area diffraction patterns at several positions in this area are shown in Fig. 4.11.

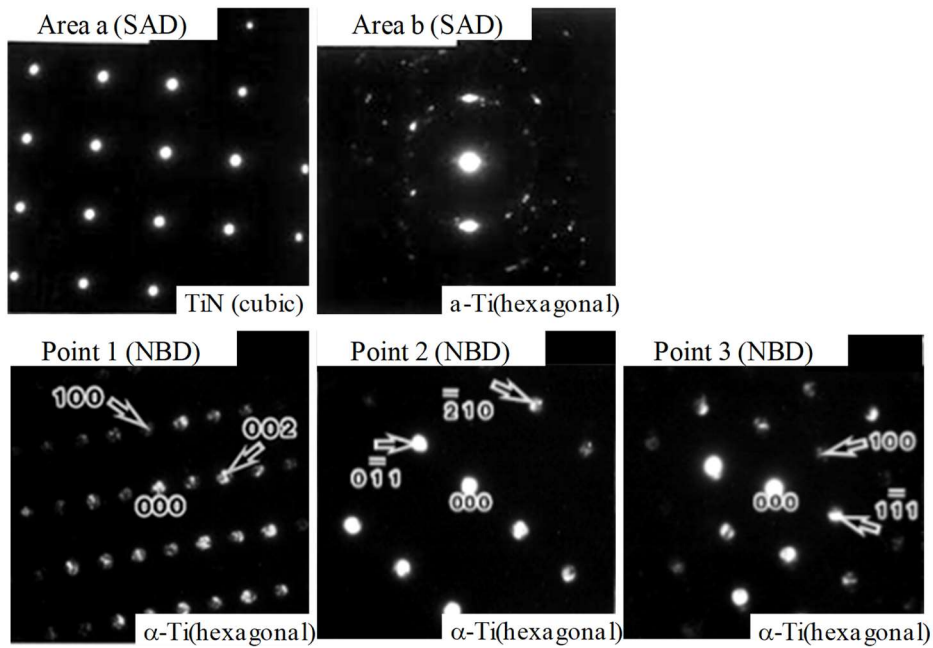


Fig. 4.11 Selected-area diffraction (SAD) and nanobeam diffraction (NBD) patterns at the interface between the adhered material and the TiN coating. The diffraction patterns were obtained from the numbered positions in Fig. 4.10.

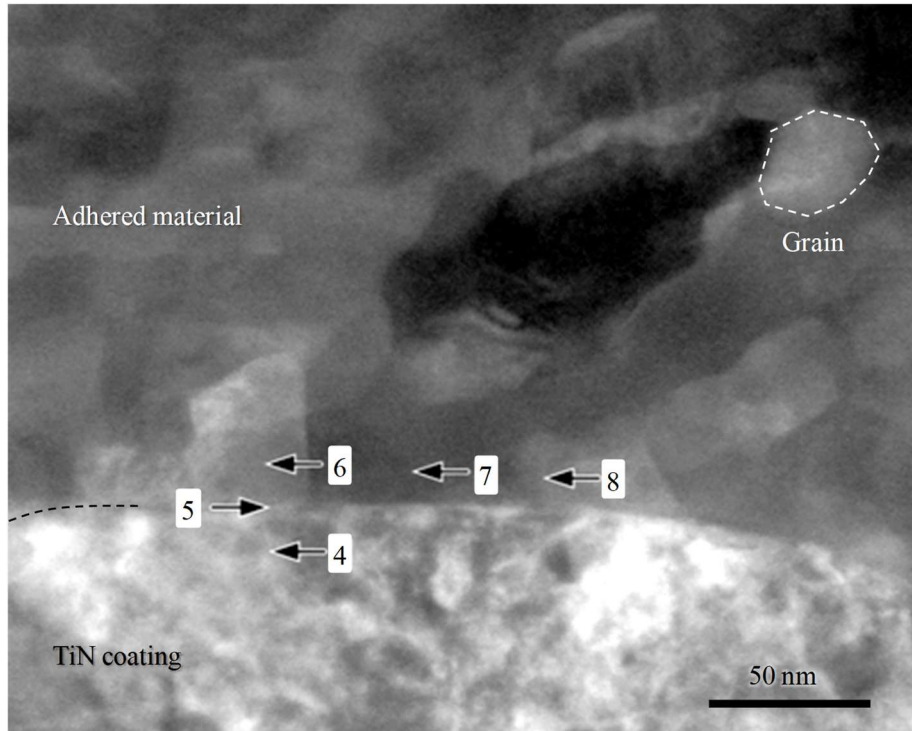


Fig. 4.12 High-resolution dark-field STEM image of the interface between the adhered material and the TiN coating. The observed area corresponds to Fig. 4.10-F.

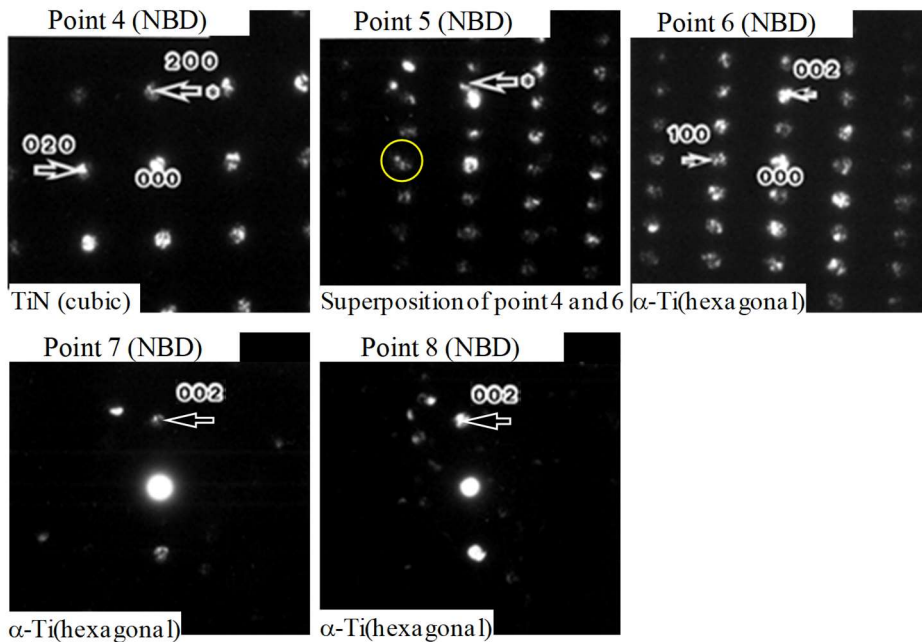


Fig. 4.13 Nano-beam diffraction (NBD) patterns of the interface between the adhered material particles and the TiN coating. The diffraction patterns were obtained from the numbered positions in Fig. 4.12.

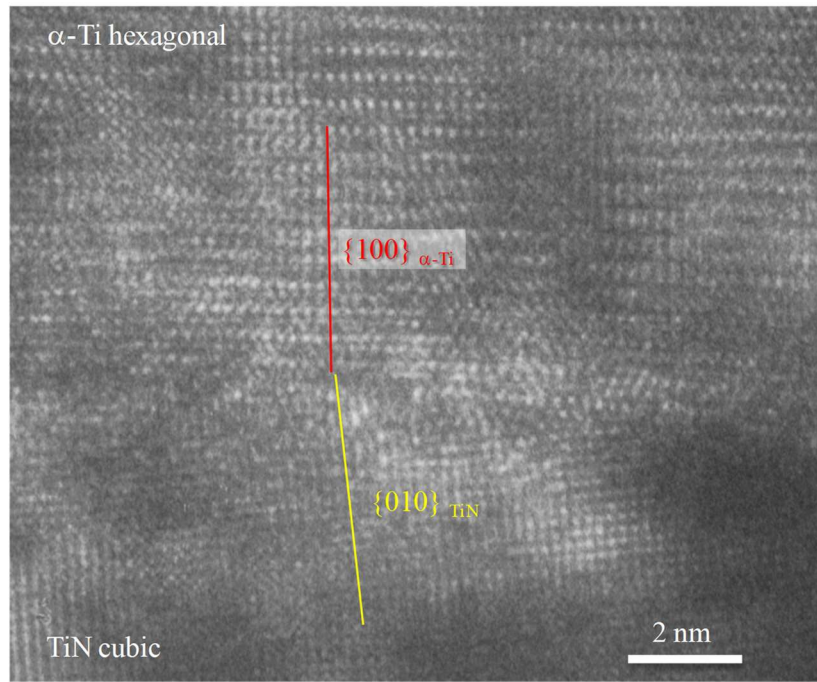


Fig. 4.14 High-resolution bright-field TEM image near the Point 5 shown in Fig. 4.12.

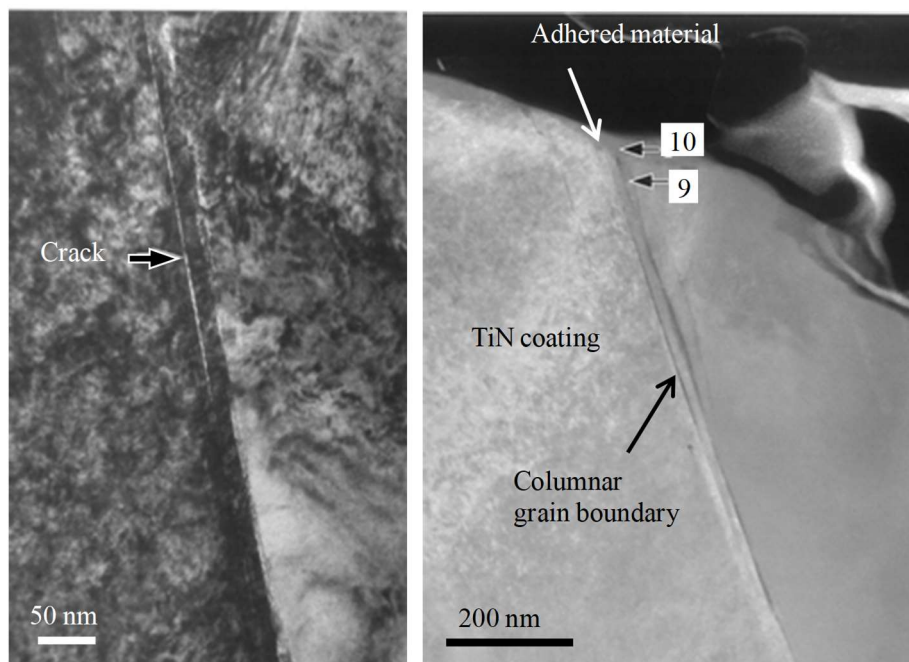


Fig. 4.15 High-magnification TEM and STEM images of the interface around the fracture face. The observed area corresponds to Fig. 4.9(a)-E.

Table 4.3 TEM-EDS results for the adhered material and the interface between the adhered material and the TiN coating.
The analyzed area corresponds to the areas shown in Figs. 4.10, 4.12 and 4.15.

		(at. %)					
Analysis position		Al	V	W	Fe	Ti	O
Adhered material	Point 1	14	3	1	0	81	0
	Point 2	16	4	0	1	79	0
	Point 3	14	4	0	1	98	0
Coating	Point 4	1	0	0	0	98	0
Adhered material / coating	Point 5	11	4	0	2	84	0
Adhered material	Point 6	13	7	1	3	77	0
	Point 7	16	3	0	0	80	0
	Point 8	12	11	1	5	72	0
Coating	Point 9	0	0	0	0	99	0
Adhered material	Point 10	13	4	1	0	82	0

4.3.3 Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 切削加工時のコーティング損傷状態の比較

Fig. 4.16は、4.3.2項で観察されたTi-6Al-4V合金とAlloy 718切削時のコーティング損傷過程を概念図にまとめたものである。4.3.2項での工具表面および断面観察の結果、コーティング表面には凝着物が存在し、切削中にサブミクロンから数ミクロンの厚さを維持したと考えられる。順次生成される切りくずはこの凝着物上を流動しながら、コーティングの損傷をもたらしたと考え、コーティング、凝着物、切りくず流動層からなる概念図を作成した。

Fig. 4.16(a)に凝着開始時（切削極初期）、Fig. 4.16(b)にコーティング損傷時のものをそれぞれ示す。まず、凝着開始時（Fig. 4.16(a)）において、Ti-6Al-4V合金とAlloy 718のいずれについても刃先の平均温度が680℃程度の温度域となり、巨大ひずみが導入された凝着物は結晶粒の分断（grain subdivision）を生じながら回復と再結晶を生じ、数十～数百nmの微細粒組織となってコーティングに付着する。Ti-6Al-4Vについては、凝着物組織の回復時にコーティング表面の影響を受けて部分的に結晶方位関係が生じ、方位関係のない場合と比べ界面強度が高められたと推察する。一方で、Alloy 718については、凝着物とコーティングの界面に結晶方位関係は確認されなかった。したがって、Ti-6Al-4V合金については、凝着物がコーティングと部分的に一体となり、表層を移動することが困難であるのに対し、Alloy 718については、凝着物はコーティング上を移動可能であったと考えられる。ここで、切削中に工具表面に存在した凝着物は、微細結晶粒組織の材料特性を有するため、それらの特性を考慮する必要がある。切削による大きな圧縮力、せん断力を受けながら凝着したTi-6Al-4V合金は降伏応力、加工硬化ともに大であるが、破断ひずみが小さいために破断しやすい。Alloy 718合金は初期加工硬化は著しいが、大ひずみ域の加工硬化は小であり、大ひずみ域では変形応力が条件によって変わらない安定材料¹⁰⁾と考えられる。なお、巨大ひずみ加工材は引張延性に乏しく、特に均一伸びが非常に小さく、これは、結晶粒超微細化によって降伏強度が大きく増加する一方で、加工硬化能は増加しないことから、塑性不安定（引張試験におけるくびれ）が早期に起こると報告¹³⁾されており、特にTi-6Al-4V合金は熱伝導率の低さと相まって断熱塑性不安定を生じやすいので、切削中の凝着物は強度的に不安定な状態であると考えられる。

Fig. 4.16(b)は切削が進行し、コーティングが損傷に至る過程の概念図である。Ti-6Al-4V については、順次生成する切りくずは凝着物との界面に摩擦力を生じながら移動する。ここで、Ti-6Al-4V の凝着物はコーティング表面の移動が困難であるため、切りくずとコーティングとの挟まれた凝着物にせん断応力が加わったと考えられる。ここで、コーティングの降伏強度は凝着物の降伏強度よりも高いと推定され、且つ凝着物は微細化により破断ひずみが小さかったため、まず、凝着物が破断し、これが破壊の起点となって、凝着物と結晶方位関係を有したコーティングにクラックが伝播し、最後には、破壊したコーティングは凝着物と切りくずと共に持ち去られたと考えられる。特に Ti-6Al-4V 合金切削時には鋸歯状切りくずを生成させるとともに切削抵抗の変動が大きいと推定され、断続的な応力が凝着物に生じることで、凝着物の破断が生じやすい環境にあったと推察される。つまり、Ti-6Al-4V 合金切削時のコーティングの破壊は、凝着物の破断に起因したクラックの伝播によって生じたものと説明できる。コーティングの柱状晶粒界に観察された隙間（クラック）は、上述のクラック伝播によって形成されたコーティングの破壊部に凝着物が付着し、この凝着物に切りくず流れに伴う力が働き開口したか、垂直力が加わりくさび効果によって開口したものと考えられる。なお、切削熱の大部分は、切りくず生成時のせん断面で生じ、工具表面との摩擦熱と合わさって工具表面に流入するが、凝着物の破断が短時間で生じるならば、工具へ熱が十分に流入せず、コーティングは塑性変形に至る前に脆性的に破壊を生じた可能性がある。

一方で、Alloy 718 については、凝着物とコーティングの界面に結晶方位関係はなく、凝着物自体の破断ひずみが大きく、高温での強度が高いため、凝着物は破断することなくコーティング上をしゅう動したと考える。その間、十分な熱が工具側へ流入するとともに、高強度の凝着物がコーティングに摩擦力を作用させながらしゅう動したため、コーティングに塑性変形と微細破壊が生じたと推察する。なお、Ti-6Al-4V 合金や Alloy 718 切削時には凝着物とコーティングの間に酸化物等の反応生成物の形成がなかったが、例えばベラーグ等の酸化物が形成した場合においても、その強度と工具表面との結晶方位関係の有無によって工具表面の損傷状態を整理できると考える。

以上のように、凝着物起因の損傷として考察すると Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 切削加工時のすくい面の損傷状態を説明できうと考える。

Table 4.4 に Ti-6Al-4V 合金切削加工時の摩耗要因についてまとめた。Fig. 4.16 の損傷モデルで説明できたように、凝着に起因した摩耗が主体であったと考えられる。凝着力を高めた要因として、凝着界面の結晶方位関係が生じたことが特徴としてあげられる。コーティングに塑性変形は生じなかったことから、コーティング内で転位の移動を伴う疲労摩耗が生じたことを示す証拠は確認できなかった。また、凝着物とコーティングの界面に酸素などの化合物の存在がなかったことから酸化摩耗ではない。特定化合物の形成は組成分析と結晶構造解析の結果から確認できなかったため、腐食摩耗も生じていないと判断した。すくい面と逃げ面は同形態で損傷したと考えられるが、逃げ面の摩耗速度はすくい面に比べて低かった。これは、逃げ面における相当応力がすくい面よりも小さく²⁾、コーティングの耐力を越え難かったことによると考えられる。

Fig. 4.17は H. Opitz らの報告²²⁾を参考に、工具と切りくずの接触域に微細な凝着層が存在することを示した模式図である。Fig. 4.17(b)に凝着物層内（flow zone）の流動速度が示されている。

凝着物の上層は切りくず流れと接するため、流動速度が高く、凝着物の下層は工具表面の破壊が生じなければ、固定端であるため流動速度が低い。本研究の第2章（Alloy 718 切削）と本章（Ti-6Al-4V 合金切削）の結果から、凝着物中にコーティングの破片の混入が観察されたことや、凝着物が結晶方位関係をもって工具表面に付着したことが観察されたことは、凝着層の下部の流動速度が小さかったことを示唆する。なお、工具刃先に近いほど垂直応力が高く、凝着物は移動し難かった（移動速度が小さい）と考えられ、刃先から離れた位置で垂直応力が小さく、せん断応力が相対的に大きくなると凝着物の移動が容易になるので、損傷速度が高くなったことも理解できる。よって、凝着物の破断は切りくずの流動速度にも影響されたと考えられる。

Table 4.5 に Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 をそれぞれ二次元切削したときの切りくず速度の評価結果を示す。切りくず速度 V_{ch} は、式(4.1)によって算出した。ここで、 h は切り取り厚さ（送り量 f ）、 h_{ch} は切りくずの平均厚み（5 点の平均）である。

$$V_{ch} = V \frac{h}{h_{ch}} \quad \dots \text{式(4.1)}$$

切りくず速度は、Ti-6Al-4V 合金切削時の方が Alloy 718 に比べて 2 倍程度高いことが確認された。切りくず流出速度は、凝着物が破断した時のクラック伝播速度とも関係したと推察されるため、Ti-6Al-4V 合金切削時にコーティングに塑性変形が生じていなかったのは、このクラック伝播速度が高く、塑性変形する前に破壊が生じたためだと考えられる。

Fig. 4.18 にすくい面を流れる切りくず流出状態を高速度カメラ（Photron 社製、FASTCAM SA5）を用いて観察した結果を示す。切削速度を 30 m/min としたときの観察結果である。Alloy 718 切削加工時には、切りくずは一定方向に安定して流動していることがわかる。一方で、Ti-6Al-4V 合金切削時には切りくずの流出方向は定まらず、不安定な動きを示した。これは、Alloy 718 切削時の切りくずは高温強度が高く安定した凝着層を形成し、その凝着層の上層部での安定したせん断変形を生じながら切りくずがしゅう動したことを示唆する。このような切りくずの流出挙動は、Alloy 718 の凝着物自体の高温強度が安定しているためだと考えられる。Ti-6Al-4V 合金については、切りくずが工具表面を移動せず、凝着と破断を繰り返したと考えられ、切りくずの流れ状態はスティックスリップのような現象が生じており、流出方向に変動が生じ易かったと考えられる。

以上のことから、Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 切削時の刃先において、切削温度が同等であり、刃先にかかる局所応力も同等である³⁾としても、凝着界面の強度が高く、切りくず流出速度が高い Ti-6Al-4V 合金切削時には、コーティングの塑性変形が生じる前に、破壊が生じたと考えられる。また、先に述べたように、凝着物の破断が繰り返し生じるために、コーティングに流入する熱量が小さく、実際には塑性変形するほどの温度に至っていない可能性がある。これらを明らかにするためには、コーティング表面の温度をさらに高精度に測定する必要があり、今後の課題である。

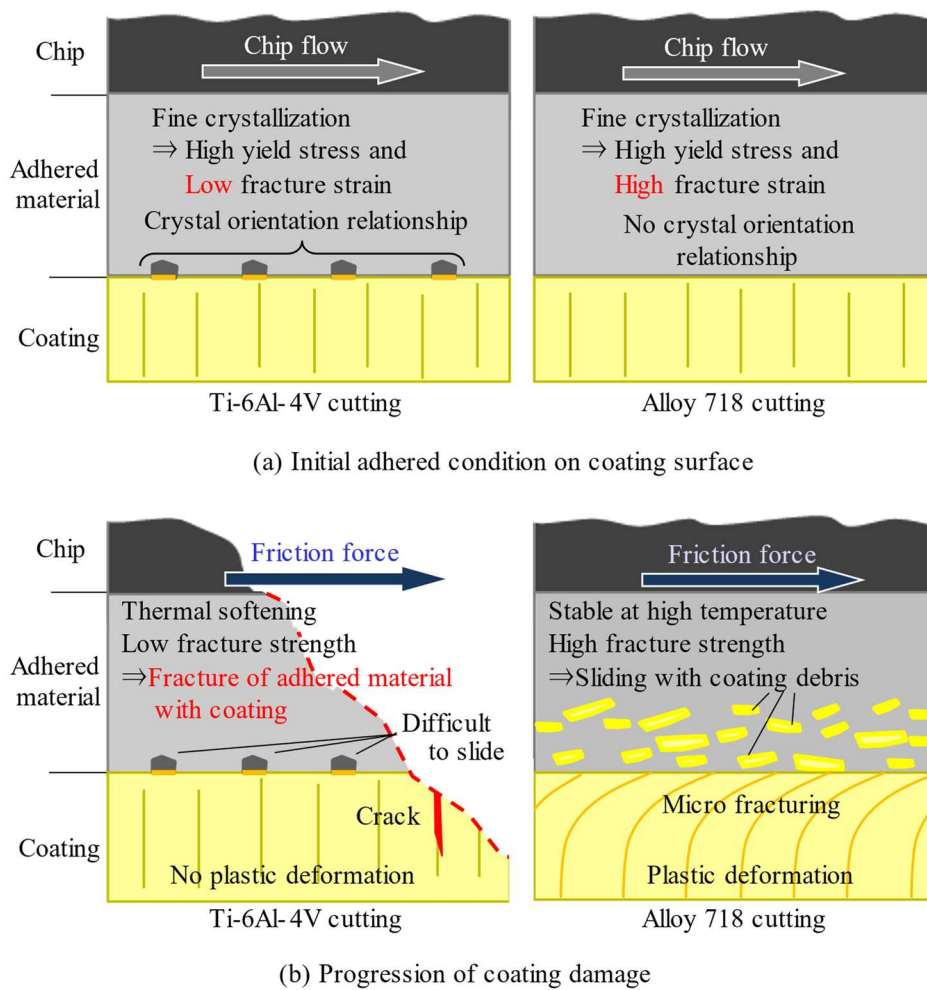


Fig. 4.16 Comparison of the damage models of the TiN-coated cutting tool during the turning of Ti-6Al-4V alloy and Alloy 718.

Table 4.4 Influence of wear mode at each position of the cutting edge after turning of Ti-6Al-4V alloy.

Wear mode	Rake face	Flank face
Adhesive wear	High (Crystal orientation relationship)	Low
Fatigue wear	Not confirmed	Not confirmed
Abrasive wear	Not confirmed	Not confirmed
Corrosive wear	Not confirmed	Not confirmed

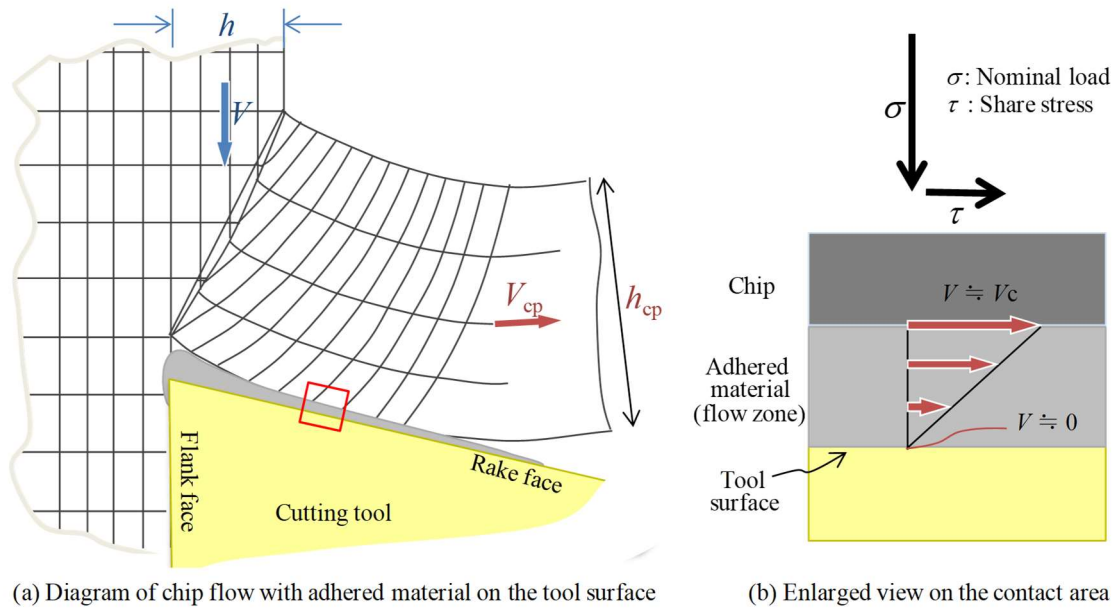
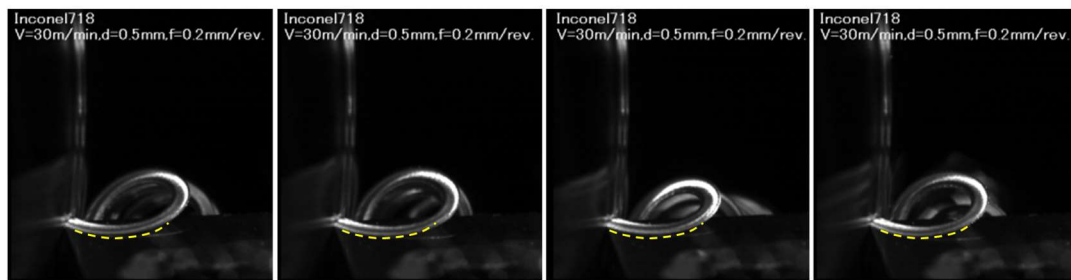


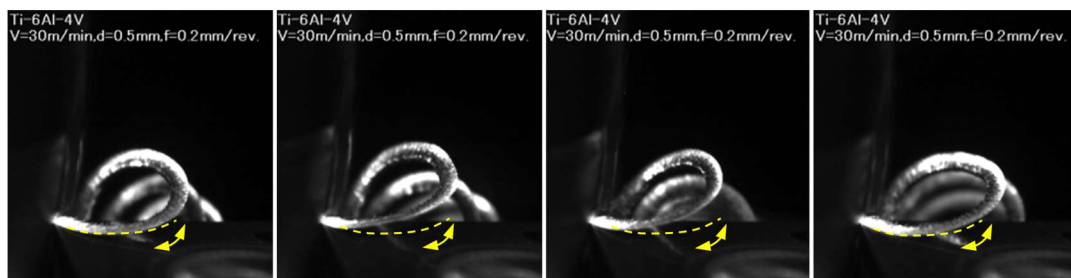
Fig. 4.17 Conditions within the contact zones of a cutting tool^[22].

Table 4.5 Measurement results of the chip velocity during two-dimensional cutting of Ti-6Al-4V alloy and Alloy 718.

Workpiece	Cutting speed	Feed rate	Average of chip thickness	Cutting ratio	Chip velocity
	V [m/min]	f [mm/rev]	h_{ch} [mm]	r_c -	V_{ch} [m/min]
Ti-6Al-4V alloy	10	0.05	0.108	0.46	4.6
	20	0.05	0.103	0.48	9.7
	30	0.05	0.093	0.54	16.1
	40	0.05	0.087	0.57	23.0
	50	0.05	0.080	0.62	31.1
	60	0.05	0.081	0.62	37.2
Alloy 718	10	0.05	0.215	0.23	2.3
	20	0.05	0.176	0.28	5.7
	30	0.05	0.158	0.32	9.5
	40	0.05	0.150	0.33	13.4
	50	0.05	0.148	0.34	16.8
	60	0.05	0.145	0.34	20.6



(a) Motions of the chip flow during turning of alloy 718



(b) Motions of the chip flow during turning of Ti-6Al-4V alloy

Fig. 4.18 Photos of the chip flow taken by high-speed camera during turning of Alloy 718 and Ti-6Al-4V alloy.

4.3.4 ノンコート超硬工具の摩耗

Fig. 4.19にコーティング有無の工具について、より実用的な切削速度 $V = 60 \text{ m/min}$. で加工した時のすくい面損傷状態の観察結果を示す. この切削条件においても、コーティングによる摩耗抑制効果は確認されず、むしろノンコート工具の方が摩耗形態が安定しているように観察された.

Fig. 4.20にFig. 4.19(a)ノンコート工具の刃先に付着した凝着物表面の拡大観察結果を示す. Fig. 4.20(b)組成像において濃い灰色で観察された凝着物は、刃先先端部近傍に全面的に付着していることわかる. 部分的に凝着物が薄く付着したとみられる領域が存在しており、ノンコートの超硬工具においても、コーテッド工具の場合 (Fig. 4.16) と同様に付着した凝着物を切りくずが擦過したことが示唆された. なお、凝着物上に摩耗粉と考えられる粒子が付着しており、WDS 定性分析の結果、超硬合金の成分が同定された.

Fig. 4.21に摩耗粉周辺の面分析結果を示す. W と Co が同位置で存在していることが確認された. C は潤滑油等の夾雑物からの汚染の情報を含み、検出感度が低いため、必ずしも W と同位置に検出されなかったが、観察された粒子は数ミクロンの大きさであったことから、超硬合金中の WC もしくは WC-Co の凝集粒子が脱落したものと考えられた. なお、摩耗粉と O は同一位置で検出されなかったことから、WC-Co 粒子の脱落は酸化を介したものではないと考えられる. これらの観察結果から、超硬合金の摩耗は、切削熱により結合層の Co が軟化し、WC を保持する強度を低下させたために粒子の脱落が起こったことが要因と推察される. その際、WC を保持する Co に延性があるため、コーティングのような破壊が起こらず、超硬合金粒子の脱落が容易には起こり難かったものと思われる. このような摩耗粉の発生を防ぐためには、刃先の冷却効果を高め、超硬合金中の Co の軟化を抑制することが重要になると考えられる. なお、生田らは WC, Ti, Co が反応し TiC と η 相 ($\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$) が生成することを熱力学的に説明しており²³⁾,

篠崎らは、摩擦圧接試験により超硬合金 K10 と Ti-6Al-4V 合金の凝着界面を形成し、0.03-0.1 μm 厚さの Ti と C から構成される反応相が生成することを確認し、同様の現象が切削時にも起こる可能性があることを論じている²⁴⁾。本検討結果においても同様の現象が生じていた可能性があるが、今回実施した面分析の分解能では、TiC や η 相 ($\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$) の生成は確認できなかった。なお、脆化層である η 相が生じたとしても、表層の極薄い領域が反応し、すぐに摩滅するため、大きな損傷（深い掘り起こし摩耗）には至らないと思われる。また、Co-Ti の二元系平衡状態図においては、多種の Co-Ti 金属間化合物が存在することが知られており、Co と Ti が表層で反応し、脆化層を形成することで摩耗が起こったことも予想されるが、これらについては、今後の調査が必要である。

Fig. 4.22 に Ti-6Al-4V 合金切削時の超硬合金の損傷機構を模式図に示した。超硬合金は WC 粒子の大きさと、結合相の Co 量によって、特性が大きく異なる。Ti-6Al-4V 合金切削時の摩耗機構が WC 粒子の脱落によると考えると粒子の大きさはある程度大きいものを選定し、脱落に対する抵抗を高めることが有効と推察する。また、Co 量を少なくすることで軟化する材料の比率を下げることで、また、相対的に WC 量を増やすことで熱伝導率の向上による刃先の放熱性の向上も有効と考えられる。いずれも、切削条件（切削温度）とのバランスが重要になると考えられる。

Fig. 4.23 に第 3 章の検討で用いた PVD 法や CVD 法で成膜した TiN コーテッド工具による切削性能の評価結果を示す。10 m 切削した時点で、いずれのコーテッド工具も超硬合金が露出しており、大幅な損傷抑制効果は見込めなかった。TiN-SP は他に比べて超硬合金の露出が大きい、これは柱状晶粒界の緻密性の低い組織を有したために、Fig. 4.15 で観察されたような柱状晶粒界からの破壊が生じやすかったためだと考えられる。一方で、TiN-CVD がやや優れたのは、粒界に基材成分の Co の吸い上がり部が存在しており、緻密であったことが影響した可能性がある。

Fig. 4.24 に各種代表的な Ti 系と Cr 系組成の PVD コーテッド工具について、切削性能を確認した結果を示す。10 m 切削時点での損傷形態はいずれも同様であることから、既存のコーティング組成を変えた程度では、耐摩耗性を変化させるほどの効果は得られないことがわかる。これは、コーティングの組成を変えても硬さと欠陥量の変化は小さいため、損傷抑制に必要な靱性は見込めなかったためと推察する。

以上の観察結果から、Ti 合金切削用の工具材料は、破壊に対する抵抗力が高く、応力集中に弱い箇所を有する脆性材料は適さず、例えば硬質相と金属を複合化したような延性を有する高靱性材料が適すと結論づけられる。たとえば、超硬合金工具を用いた切削を行う場合、損傷抑制のためには、金属が熱軟化し、高温強度が低下することによる硬質粒子の脱落を抑制する対策などが有効であるため、切削中の冷却を十分に効かせることが有効であると考えられる。なお、Fig. 4.23 と Fig. 4.24 で成膜したコーティングはすべて fcc の結晶構造を有する。凝着界面における結晶方位関係は、コーティングの結晶構造によって影響されることが予想されるが、この関係性については、今後の調査が必要である。

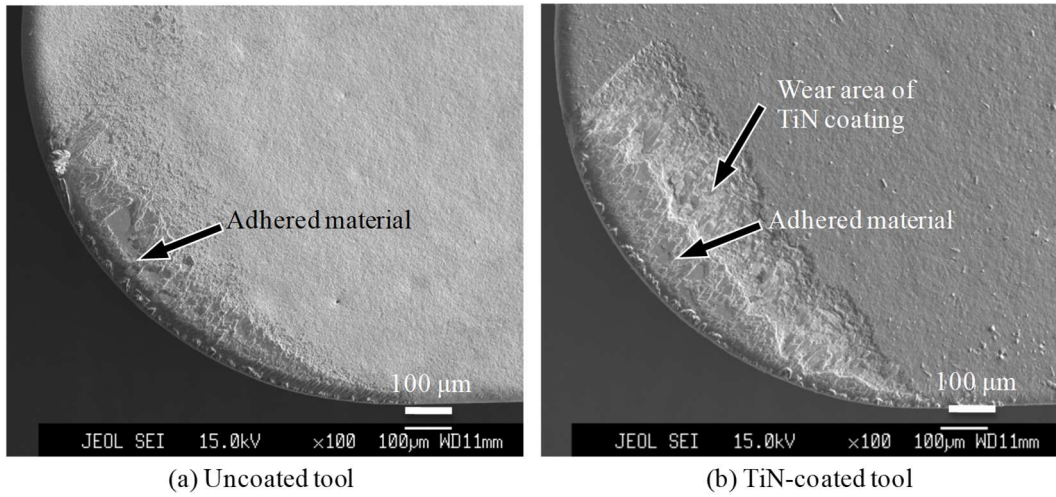


Fig. 4.19 SEM images of the cutting edge of the uncoated and TiN-coated cutting tool after turning of Ti-6Al-4V alloy (cutting speed $V = 60$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m).

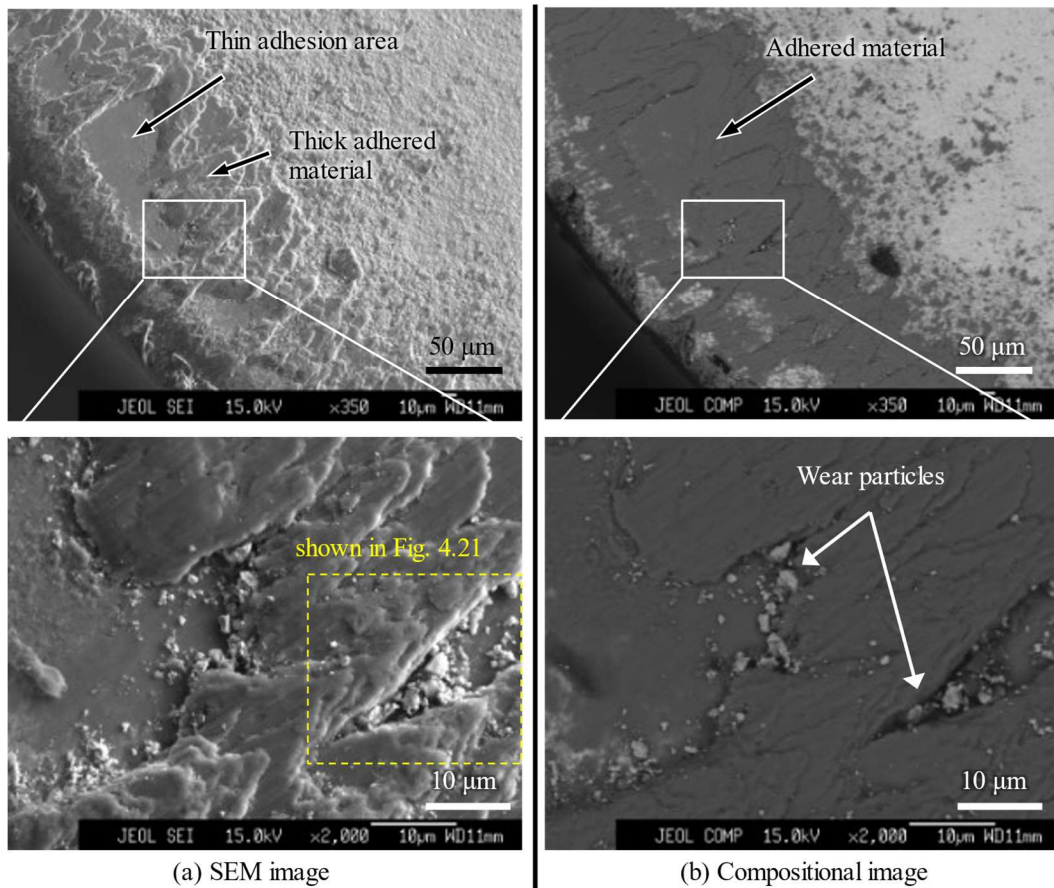


Fig. 4.20 SEM and compositional images of the cutting edge of the uncoated cutting tool after turning of Ti-6Al-4V alloy. The observed area corresponds to Fig. 4.19(a). Upper image: low magnification; lower image: high magnification. The wear particles are shown in the high-magnification images.

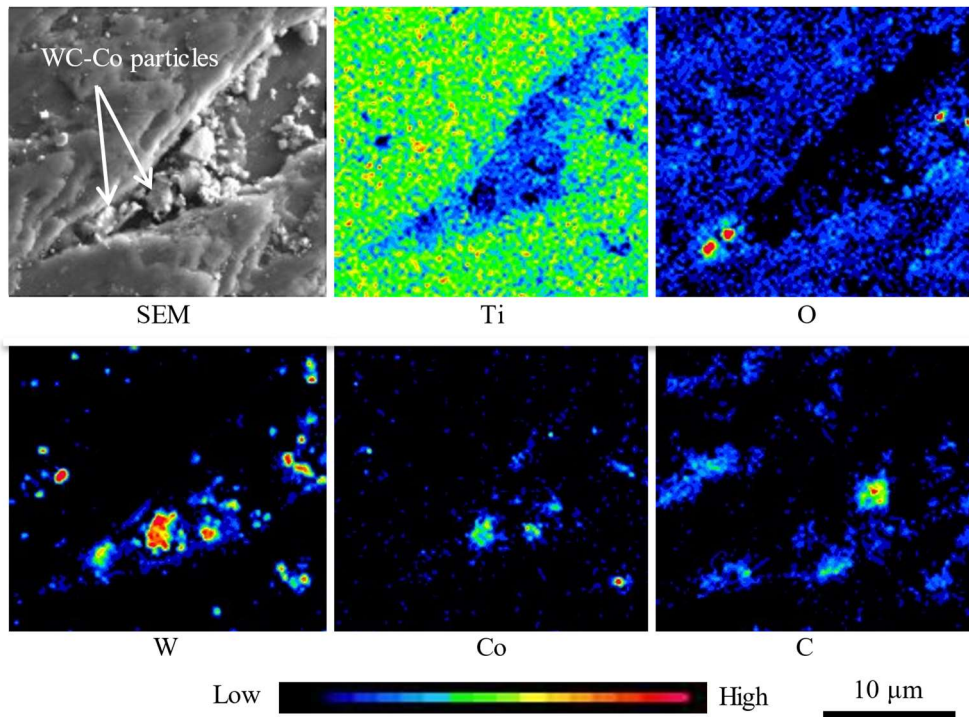


Fig. 4.21 WDS mapping of the rake face of the uncoated tool edge after turning of Ti-6Al-4V alloy. The analyzed area corresponds to that shown in Fig. 4.20(a).

Cemented carbide	Micro WC particles and high volume binder phase	Big WC particles and low volume binder phase
Damage model	<p>Drop off</p> <p>WC particles Co phase</p>	<p>Drop off</p> <p>WC particles Co phase</p>
Phenomena	<p>Micro WC + long m.f.p (mean free path: m.f.p) ⇒ easy to softening of Co phase ⇒ easy to fall of the WC particles</p>	<p>Big WC + short m.f.p ⇒ high strength for holding of WC particles ⇒ not easy to fall off the WC particles ⇒ a part of WC shows the micro fracture</p>

Fig. 4.22 Schematic diagram of damage for cemented carbide during turning of Ti-6Al-4V alloy.

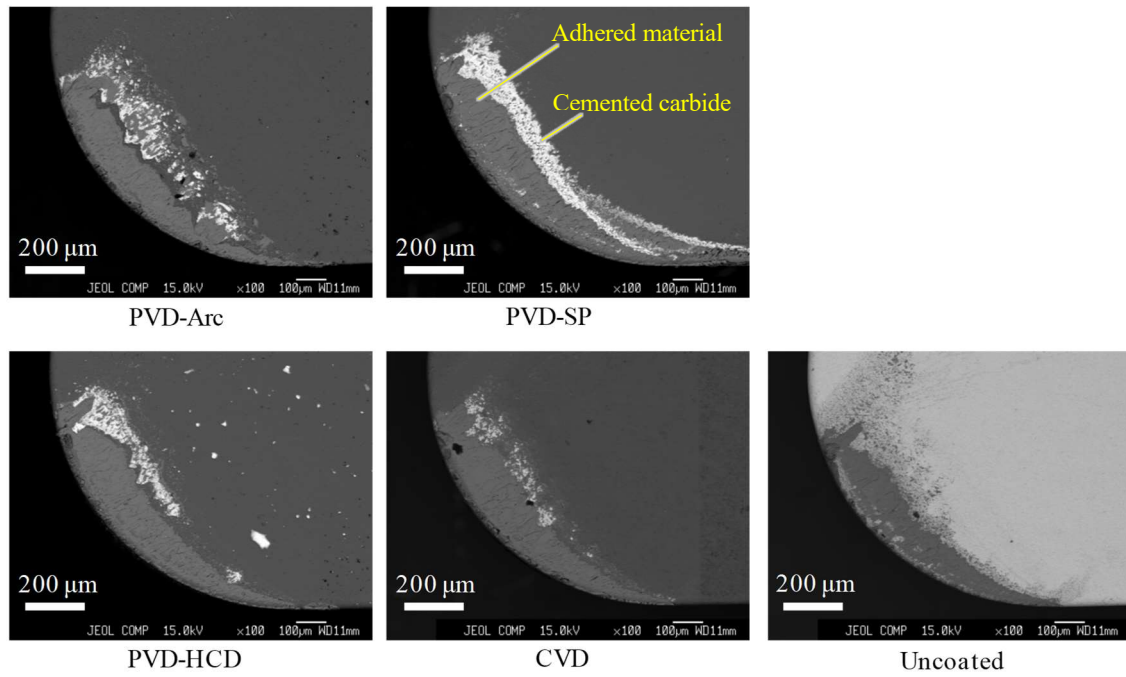


Fig. 4.23 Results of coating damage suppression by some TiN coatings processed by other coating method (cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m).

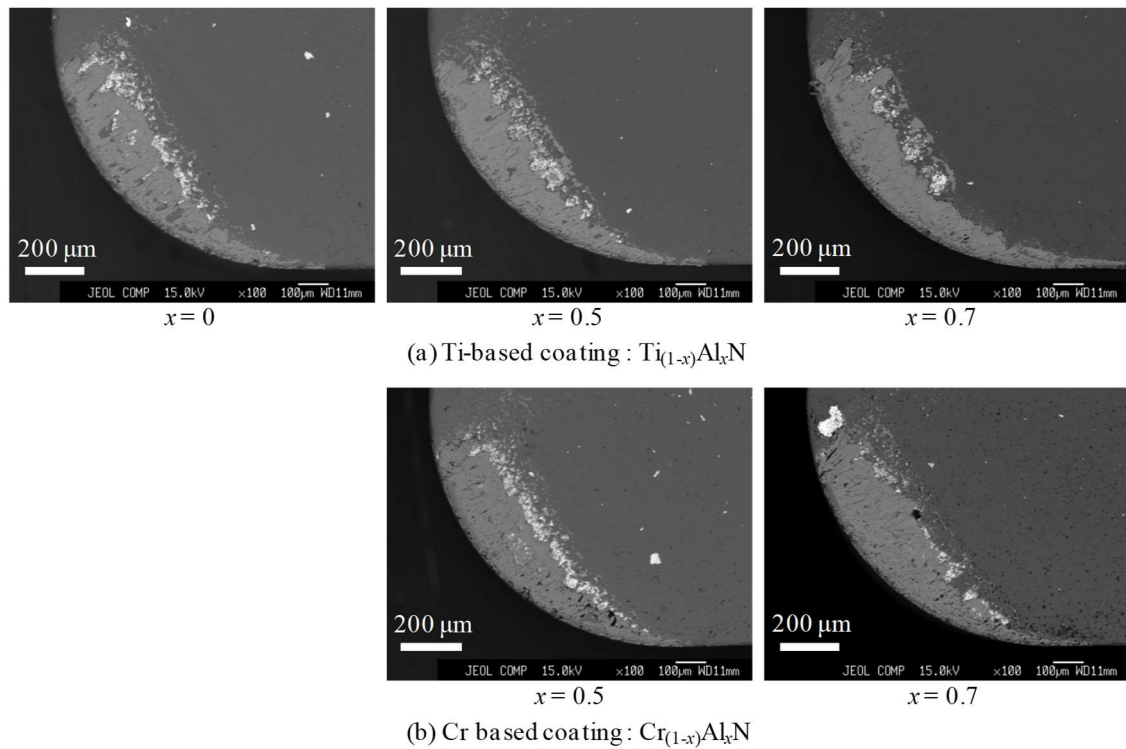


Fig. 4.24 Results of coating damage suppression by using some other coating compositions (cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.2$ mm/rev, cutting depth $d = 0.5$ mm, cutting length $L = 10$ m).

4.4 結言

Ti-6Al-4V 合金を連続切削加工したときの工具損傷機構を明らかにするために、PVD コーテッド工具とノンコート工具で切削後、工具のすくい面摩耗部を微視的に観察した結果、以下の結論を得た。

- (1) Ti-6Al-4V 合金切削時のコーティング損傷部に塑性変形は観察されず、脆性的な破壊形態を示した。コーテッド工具の損傷速度が超硬合金に比べて高かったのは、コーティングが比較的早期に脆性破壊したためと考えられる。
- (2) Ti-6Al-4V 合金切削時のコーティングに付着した凝着物の組織は 100 nm 以下に微細化し、緻密に付着しており、凝着界面の一部に Ti 合金と TiN コーティングの間に結晶方位関係が観察された。一方で、界面における反応層の形成や特定成分の濃化は確認されなかった。
- (3) Ti-6Al-4V 合金と Alloy 718 切削時のコーティング損傷状態の観察結果を比較し、コーティングの損傷は凝着物/コーティング界面の結晶方位関係の有無による界面強度（付着強度）と凝着物の破断強さの影響を受けると考えて、それぞれの材料を切削した時のコーティング損傷を説明できるモデルを提案した。Ti-6Al-4V 合金切削時のコーティングの破壊は、凝着物の破断に伴い生じたクラックが、コーティングに伝播することで起こったと考えられた。
- (4) 超硬合金の摩耗は WC-Co の複合粒子の脱落によって生じた。これは切削熱による Co の軟化によって、WC 粒子を保持する力が低下したためと考えられた。よって、切削加工時の刃先の冷却強化が損傷抑制に有効と考えられる。

参考文献

- 1) E.O. Ezugwu, Z.M. Wang: Titanium alloys and their machinability -a review-, J. Mater. Process. Technol., 68 (1997) 262.
- 2) 帯川利之, 臼井英治: チタン合金 (Ti-6Al-4V) の鋸歯状切りくず生成の FEM シミュレーション (第 2 報), 精密工学会誌, 59, 6 (1993) 933.
- 3) W. König, AGARD Conf. proc. 256 (1979) 1.1.-1.2.
- 4) 臼井英治, 帯川利之, 白樫高洋: 難削材の切削過程の解析 (第 2 報), 精密工学会誌, 52, 9 (1986) 1623.
- 5) P.D. Hartung, B.M. Kramer: Tool wear in Titanium Machining, Annuals of the CIRP, 31, 1 (1982) 75.
- 6) S. Koseki, K. Inoue, H. Usuki: Damage of physical vapor deposition coatings of cutting tools during alloy 718 turning, Precis. Eng., 44 (2016) 41.
- 7) S. Koseki, K. Inoue, K. Sekiya, S. Morito, T. Ohba, H. Usuki: Wear mechanisms of PVD coated cutting tools during continuous cutting of Ti-6Al-4V, Precis. Eng., (2016) in Press.
- 8) たとえば, 臼井英治: 切削研削加工学 上 一切削加工一, 共立出版 (1971) 37.
- 9) 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. Technol., 283 (2015) 353.
- 10) 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.
- 11) 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.
- 12) M. Umemoto: Nanocrystallization of Steels by Severe Plastic Deformation, Mater. Trans., 44, 10, (2003) 1900.

- 13) 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.
- 14) 辻伸泰, 鉄鋼材料の結晶粒超微細化, 鉄と鋼, 88, 7 (2002), 359.
- 15) 井上稔: 航空機用チタン合金の板金加工法, 塑性と加工, 21 (1980) 128.
- 16) B.T. Chao, K.J. Trigger: Temperature distribution at the tool-chip interface in metal cutting, Transactions of ASME, 77 (1955) 1107.
- 17) 平尾政利, 佐田登志夫: 切削工具面の局部温度測定, 精密機械, 40 (1974) 156.
- 18) 日本チタン協会: チタンの加工技術, 日刊工業新聞社 (2001) 15.
- 19) 長嶋晋一: チタン合金の集合組織, 鉄と鋼, 72, 2 (1986) 314.
- 20) 松本洋明, 千葉晶彦, 源島文彦, 花田修司: クロス圧延後の α' マルテンサイト Ti-V 系合金の結晶配向と機械的特性, 塑性と加工, 50 (2009) 249.
- 21) 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.
- 22) H. Opitz & W. König : On the Wear of Cutting Tools, Advances in MTDR, Part 1 (1967) 173.
- 23) 生田明彦, 篠崎賢二, 増田秀基, 黒木英憲, 山根八州男, 深谷保博: 切削時を考慮した各種 Ti 合金と超硬合金との接合性, 溶接学会論文集, 18, 2 (2000) 280.
- 24) 篠崎賢二, 生田明彦, 増田秀基, 山根八州男, 黒木英憲, 有年雅敏, 深谷保博: 難削剤切削時の凝着機構に関する基礎的検討 (第 1 報) , 精密工学会誌, 66 (2000) 224.

第5章 Alloy 718 断続切削加工時における PVD コーテッド工具の損傷機構

5.1 緒言

第 2 章から第 4 章では、切削加工時の機械的、熱的負荷の変動が小さく、比較的安定した切削条件といえる連続切削加工時のコーテッド工具損傷機構について述べた。Alloy 718 と Ti-6Al-4V 合金切削時の損傷は凝着に起因する損傷形態を示し、凝着物／コーティング界面の結晶方位関係の有無と凝着物の強度特性を考慮することで、損傷状態を説明できることを述べた。また、Alloy 718 切削加工時については、刃先が高温になったことでコーティングが軟化するが、この軟化の程度が定常摩耗進行速度と関係することを述べた。

本章と第 6 章では、切削方法をエンドミルを用いた断続切削（転削加工）としたときの刃先損傷状態を調べた。断続切削は、切削と空転を高速で繰り返すため、緻密な凝着界面を形成する時間が短く、空転時の刃先は酸素やクーラントと接触するため、凝着物／コーティング界面に不純物が混入しやすい。また、断続切削時の刃先温度は、連続切削に比べて 15 %程度低いりと報告されている。このようなことから、断続切削における凝着現象や工具損傷状態は連続切削時と異なる可能性がある。なお、エンドミルへの CVD コーティングは、高温成膜による工具形状の変形および刃先の脆化が問題となることから、PVD コーティングによる損傷抑制の検討を行った。

本章では、切削試験にコーテッドエンドミルを用い、Alloy 718 断続切削時の逃げ面摩耗状態を微視的に観察した。観察結果に基づき、逃げ面に作用した摩擦力が損傷要因であるとする工具損傷モデルを構築することを試みた²⁾。検討結果に基づき、Alloy 718 切削時のコーテッド工具の開発指針について述べる。

5.2 実験方法

5.2.1 供試材

被削材は連続切削時に用いた Alloy 718（時効処理材，440 Hv）を準備した。切削工具は 2 枚刃のソリッドエンドミル（工具径 10 mm，ねじれ角 30°，軸すくい角 2°，半径方向すくい角 6°）を用いた。工具材料は JIS 規格 K10 相当の超硬合金（WC (grain size 0.6 μm) - 11 mass%Co - Ta/Cr）とし、PVD-Arc 法により TiN を成膜したものを準備した。本コーティングは膜組成と成膜方法を組み合わせて TiN-Arc と記載する。損傷状態に差が見られるように膜厚を 2，4，8 μm とした。第 2 章と第 3 章の検討結果から、表面のドロップレットは損傷起点となりうるため、成膜後に刃先の磨き処理により除去した。

5.2.2 切削試験

切削試験は、主軸テーパ 30 番の立形マシニングセンター（FANUC 製，ROBODRILL α-T14）を用い側面切削を行った。切削条件は、切削速度 $V=40$ m/min.，切削距離（テーブル移動距離） $L=0.2$ m，軸方向切込量 $a_p=6$ mm，径方向切込量 $a_e=0.3$ mm，一刃送り $f=0.04$ mm/tooth とした。切削速度は工業的に用いられる条件である。クーラントはエマルジョンタイプの水溶性切削油を用い、湿式加工とした。Table 5.1 に切削条件をまとめて示す。

5.2.3 工具損傷状態の観察および分析

Fig. 5.1 に切削試験から損傷部の観察までの手順を示す。切削後の工具刃先について、表面および断面から損傷状態の観察を行った。表面形態を SEM により観察したのち、断面観察を行った。観察位置は軸方向切込み量の中心位置（軸端部から 3 mm 離れた位置）とした。その後、断面観察のため、SEM で観察した位置近傍で切断し、切断面を 1 μm のダイヤモンド粒子で鏡面になるまで加工した。Fig. 5.2 に準備した断面試料の SEM 像と損傷部の概略図を示した。コーティングの損傷状態の観察と凝着物とコーティングの界面における付着状態を調査するために刃先の観察位置に C 蒸着、Pt 蒸着を施した後、FIB 装置に設置し Pt を 1 μm 程度蒸着した。FIB 加工により試料断面の平滑化を行い、SIM 像を撮影した。次いで、マイクロサンプリングを行い、切り出した薄片試験片をイオンミリングしたのち、TEM による高倍率観察を行った。また、第 2 章と第 4 章の連続切削時の工具を評価したのと同様に凝着物とコーティングとの界面近傍の分析を行った。観察および分析条件は Table 2.2 と同様とした。

Table 5.1 Cutting conditions for machining of Alloy 718.

Work material	Alloy 718, aged, hardness: 440 Hv	
End-mill tool	Diameter	10 mm
	Number of teeth	2
	Geometry	Rake angle: 6 ° Clearance angle: 6 ° Torsion angle: 30 °
	Substrate	Cemented carbide (JIS K10 grade)
	Coating composition	TiN
	Coating method	PVD-Arc
	Coating thickness	2, 4, 8 μm
Cutting conditions	Cutting speed	40 m/min
	Cutting length	0.2 m
	Feed rate	0.04 mm/tooth
	Cutting depth	ap = 6 mm, ae = 0.3 mm
	Coolant	Wet (emulsion)

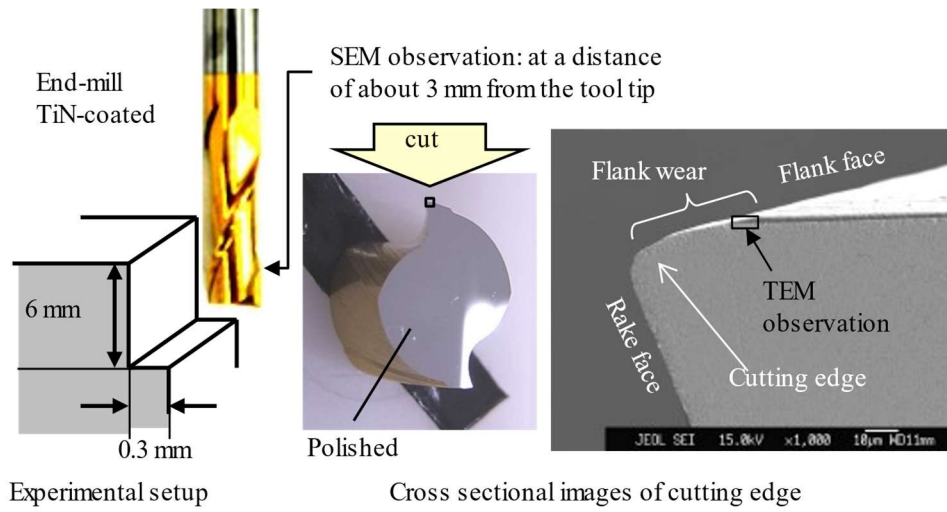


Fig. 5.1 Procedure for observation of cutting edge after machining.

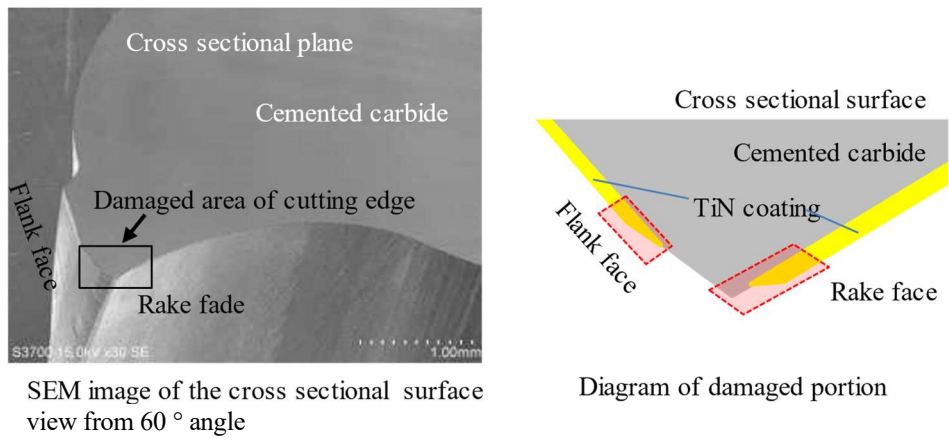


Fig. 5.2 SEM image of the cross-sectional surface view from 60° angle and diagram of the damaged cutting edge on flank and rake faces.

5.2.4 連続切削加工時の摩擦力測定方法

連続切削加工時の工具すくい面に働く摩擦力は、3.2.1 項に記載した切削抵抗測定の方法に準じ、得られた背分力と送り分力から、式(5.1)に従って算出した。コーティング組成は PVD コーティングの代表的な $Ti_{(1-x)}Al_xN$ と $Cr_{(1-x)}Al_xN$ とし、それぞれ Al 含有量を変えたものを作製した。切削に用いた供試工具と切削条件を Table 5.2 にまとめて示す。

$$\text{Friction force on rake face} = \sqrt{\text{Thrust force}(x)^2 + \text{Feed force}(z)^2} \quad \dots \text{式(5.1)}$$

Table 5.2 Cutting conditions for evaluating friction force.

Work material	Alloy 718, aged, hardness: 440 Hv	
Turning tool	Geometry	SNGA120404 -6, -6, 6, 6, 15, 15, 0.4
	Substrate	Cemented carbide (JIS K05 grade)
	Coating	$Ti_{(1-x)}Al_xN$, $Cr_{(1-x)}Al_xN$ $x = 0, 0.5, 0.7$ PVD-Arc coated Coating thickness = 2.5 μm
Cutting conditions	Cutting speed	30, 100 m/min
	Cutting length	5 m
	Feed rate	0.2 mm/rev
	Cutting depth	0.5 mm
	Coolant	Dry

5.3 結果および考察

5.3.1 刃先損傷形態の微視的観察

Fig. 5.3 に Alloy 718 を 0.2 m 切削後の刃先の SEM 像および組成像観察結果を示す。観察した工具は元々膜厚が 2 μm のものである。すくい面に比べて逃げ面の方が摩耗幅が大きいことがわかった。これを受け、エンドミルの工具損傷の観察と損傷抑制方法の検討は、主に逃げ面摩耗を対象に行った。

Fig. 5.4 に Alloy 718 切削後の工具逃げ面の SEM 像観察結果を示す。また、Fig. 5.5 に断面から損傷部を観察した結果を示す。切削距離は 0.2 m と短い、コーティングが摩耗し、刃先近傍では基材の露出が観察された。コーティングの損傷は、平滑な摩耗形態と破壊形態とを示した。平滑な摩耗形態とは、基材の露出部からコーティングにかけて連続的な摩耗痕跡が見られるような状態である。膜厚が 2 μm と薄い場合は、平滑な摩耗形態のみ示し、膜厚が 4 μm 以上と厚くなると、平滑な摩耗形態に加え破壊形態が観察され、損傷幅が大きくなる傾向を示した。なお、断面試料の観察結果において、コーティングが基材から剥がれるような損傷形態は観察されないことから、コーティングと基材との密着性は十分に高かったと考えられる。

Fig. 5.6 は Fig. 5.5 の矢印で示された位置の断面 SIM 像観察結果である。Fig. 5.4 および Fig. 5.5 において、破壊形態の領域には段差が観察され、平滑な摩耗形態の領域には段差は観察されな

かった。元の膜厚に関わらず、摩耗が進行し、コーティングがある一定厚み以下となると破壊の形態は起こらなくなり、平滑な摩耗状態となることが示唆された。

Fig. 5.7 は工具逃げ面側損傷部の表面および断面から、EPMA により元素分布を調べた結果である。連続切削時と同様に、Ni, Cr, Fe, Mn, Mo は同位置で検出され、特定元素が場所による偏りを生じることなく付着していた。また、断続切削であっても、O の検出量は微量であった。

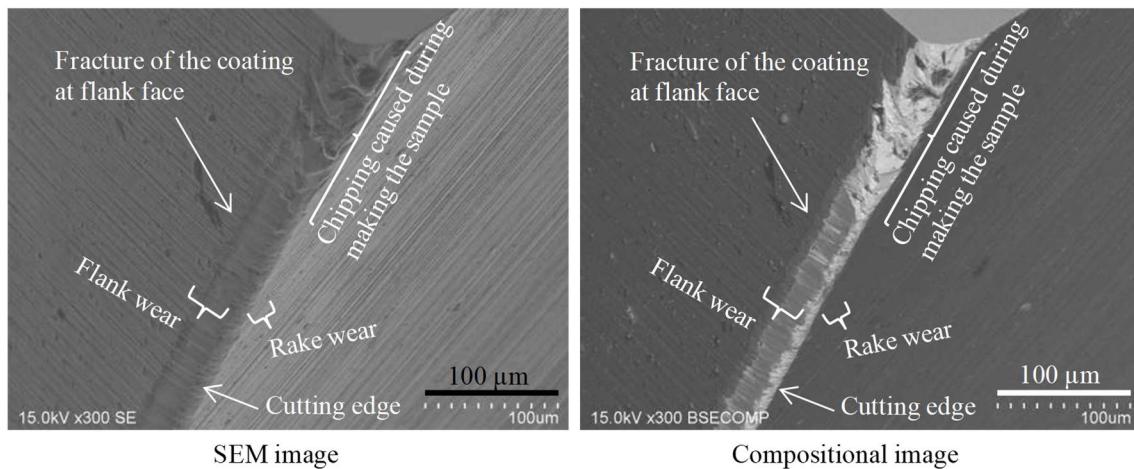


Fig. 5.3 SEM and compositional images of the coated cutting edge after machining of Alloy 718. TiN coated end-mill tool, cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.04$ mm/tooth, $a_p = 6$ mm, $a_e = 0.3$ mm, cutting length $L = 0.2$ m, coating thickness: $2 \mu\text{m}$.

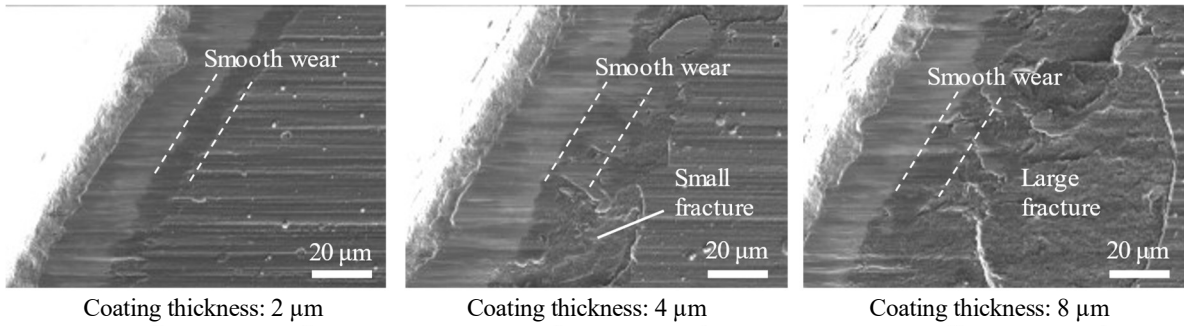


Fig. 5.4 SEM observation images of the coated cutting edges on the flank face after machining of Alloy 718. TiN coated end-mill tools, cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.04$ mm/tooth, $a_p = 6$ mm, $a_c = 0.3$ mm, cutting length $L = 0.2$ m, coating thickness: 2 μm , 4 μm , 8 μm respectively.

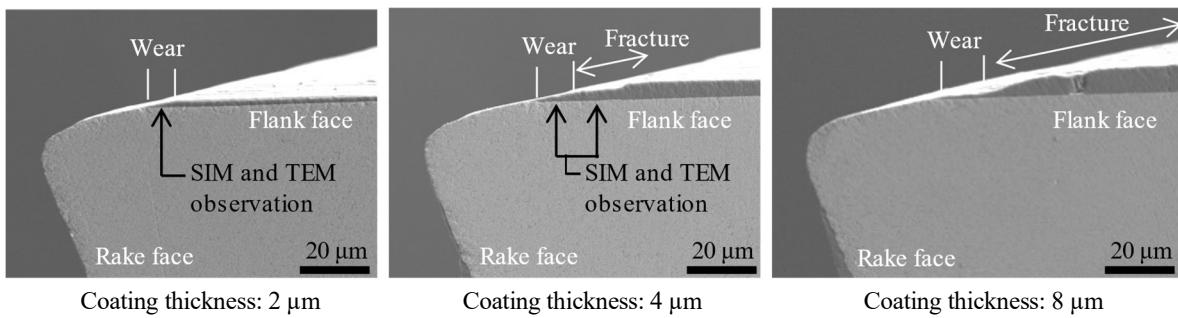


Fig. 5.5 Cross-sectional SEM observation images of the cutting edge face after machining of Alloy 718 (cutting length $L = 0.2$ m).

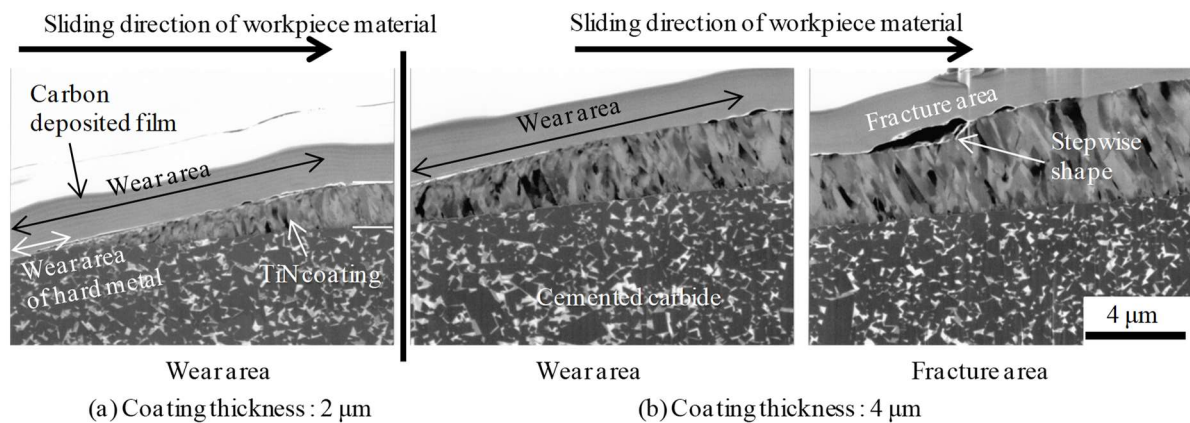


Fig. 5.6 Cross-sectional SIM images at wear or fracture area on the cutting edge after machining of Alloy 718. The observation area corresponds to the area shown in Fig. 5.5.

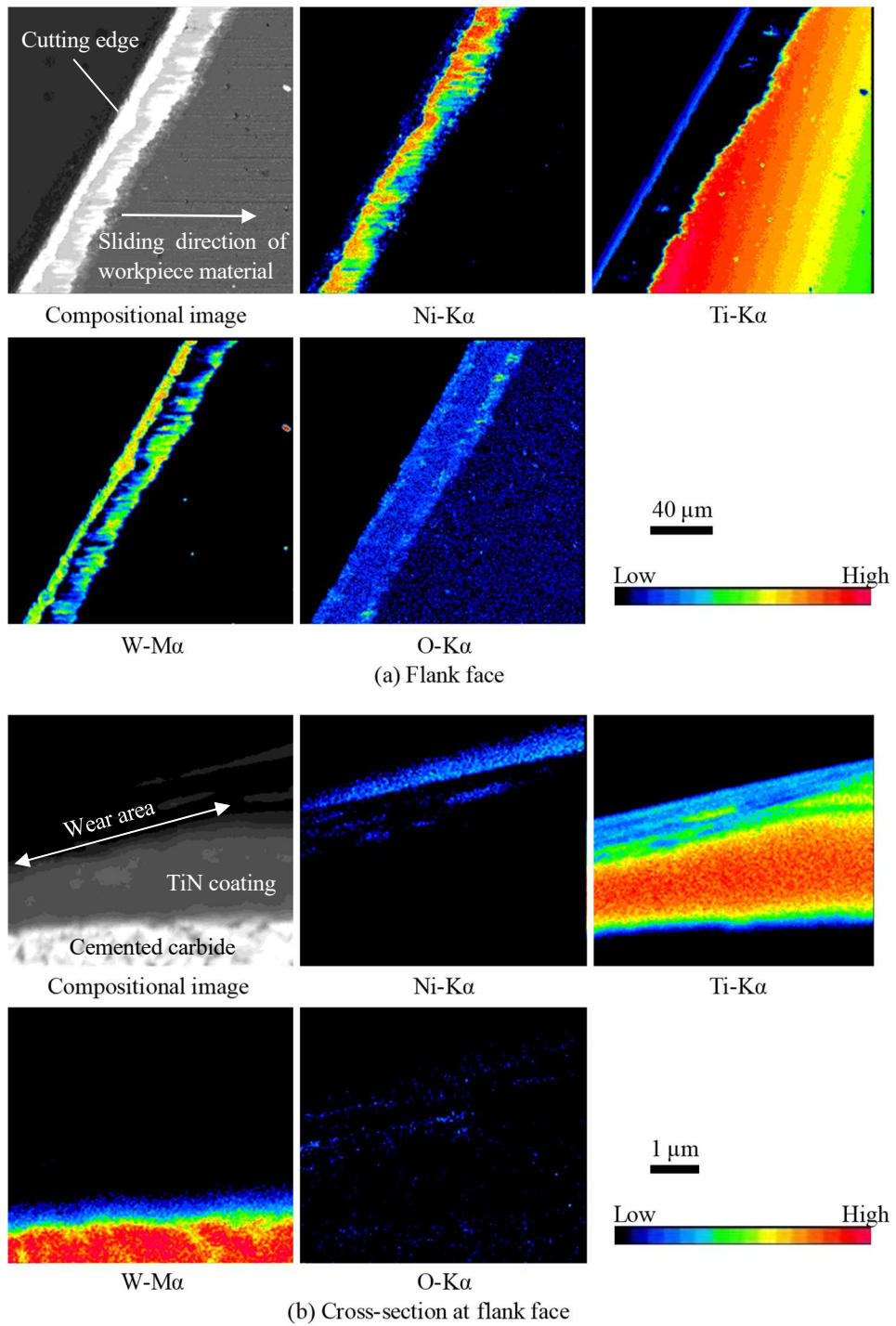


Fig. 5.7 WDS mapping on the flank face and the cross-sectional face at flank face of the TiN-coated cutting tool after machining of Alloy 718. The analyzed areas correspond to those shown in Figs. 5.4 (coating thickness: 2 μm) and 5.6(a).

5.3.2 逃げ面損傷部の断面 TEM 像観察結果

Fig. 5.8 に Fig. 5.6 の SIM 像観察位置における断面 TEM 像観察結果を示す。コーティング膜厚 2 μm と 4 μm で成膜したエンドミルの損傷部を観察した結果である。Fig. 5.8(a)は、膜厚 2 μm の工具が平滑な摩耗形態を示した位置の観察結果である。Fig. 5.8(b)は、元々は膜厚 4 μm であった工具のコーティングが破壊し、膜厚が薄くなったことで平滑な摩耗形態を示した位置 (wear area) と、膜厚が厚く破壊形態を示した位置 (fracture area) の観察結果である。Fig. 5.8 上段の暗視野 STEM 像は比較的低倍率で観察した結果であり、組成に依存したコントラストを示す。下段の明視野 TEM 像は比較的高倍率で観察した結果であり、コーティングの組織形態 (塑性変形の有無) が確認できる。

成膜時点の膜厚に関わらず、平滑な摩耗形態が観察された位置においては、コーティングに塑性変形が観察された。また、コーティングの塑性変形域の下部において、基材に対して平行方向にクラックが生じたことが観察された。クラックは表面から 1 μm 程度の位置に観察された。コーティングの破壊が観察された位置 (Fig. 5.8(b) STEM image) においては、1 μm 程度の高さの階段状の段差が観察された。これらの観察結果から、Alloy 718 切削時は、コーティングに表面から 1 μm 程度の深さのクラックが生じ、コーティングが破壊することによって損傷が生じたと推察された。第 2 章の連続切削時の損傷形態においてもコーティングの中腹に同様のクラックが観察されており (Fig. 2.14)、被削材と工具の接触応力 (Hertzian contact stress) に起因するせん断応力が原因と考えられる³⁴⁾。主せん断応力が最大となる位置は、工具と被削材の接触幅や垂直荷重、摩擦力によって決まるが、今回の切削条件においては、表面から 1 μm 程度であったと考えられる。なお、コーティング膜厚が薄い場合、損傷形態は破壊を伴わずに比較的軽微であったのは、せん断応力が最大となる位置が延性のある超硬合金内となったためと考察した。

以上の断面 TEM 像観察結果から、断続切削時のコーティングの損傷形態は、塑性変形と基材に対し平行に生じるクラックであることがわかった。なお、断続切削時の温度は、連続切削時に比べて 15 %程度低くなる³⁾と報告されている。このことから、断続切削時は、連続切削時に比べ機械的負荷の影響が大きく、クラックが発生しやすくなった可能性がある。

Fig. 5.9 に Fig. 5.8(a)の A 位置の拡大図を示す。Fig. 5.7 に示した面分析の結果では、逃げ面に凝着物の付着はほとんど確認されなかったが、高倍率の断面明視野 TEM 像において、塑性変形したコーティングの表層部にわずかに凝着物の付着が観察された。

Fig. 5.10 に Fig. 5.9 で観察した凝着物/コーティング界面近傍の高倍率 TEM 像観察結果と極微電子線回折図形を示す。極微電子線回折の結果、Alloy 718 切削時の凝着物は γ -Ni(fcc)で指数付けできることを確認した。凝着物/コーティング界面には、非晶質層と見られる領域 (Points 2 and 3) が存在しており、凝着界面に結晶方位関係は確認できなかった。

Table 5.3 に凝着界面近傍の各位置における EDS 分析結果を示す。軽元素は定量性が低いが参考として示した。凝着物/コーティング界面近傍の非晶質層 (Points 2 and 3) には、コーティングと凝着物それぞれの成分元素と O が検出された。この非晶質層は 10 nm 程度の厚みで存在しており、連続切削時 (第 2 章) には確認されていない。この O を含む非晶質層の存在は、耐酸化性の低いコーティングを適用した場合に、酸化摩耗の原因となる可能性がある。ただし、本結果において明瞭にコーティングが酸化摩耗を生じた痕跡は確認されていない。したがって、コーティングの摩耗は、コーティングの軟化による塑性変形や摩擦力によるせん断クラックの

発生などの凝着摩耗の寄与率が大きいと考えられた。以上から、Alloy 718 断続切削時の摩耗機構も連続切削時と同様に凝着摩耗や疲労摩耗が主要因であると考え、腐食摩耗の影響は小さいと判断した。

5.3.3 すくい面損傷部の断面 TEM 像観察結果

Fig. 5.11 から Fig. 5.14 に、5.3.2 項と同様に実施した、すくい面損傷部の観察と分析の結果を示す。また、Table 5.4 に凝着物の EDS 分析結果を示した。すくい面の損傷形態は逃げ面と同様であり、コーティングに塑性変形が生じていた。ただし、すくい面の塑性変形は表層のわずか数ミクロンの領域で生じており、基材に対して平行方向に生じるクラックは確認されなかった。また、逃げ面同様に、凝着物/コーティング界面には O を含む非晶質層が存在し、この界面に結晶方位関係などの整合性はみられないことを確認した。

断続切削時は空転時間があるので、連続切削に比べて凝着物/コーティング界面に O やその他の元素が混入しやすく、反応層の形成が起こりやすいと思われたが、実験結果からは、明瞭な反応層の形成に至らなかったことがわかった。よって、Alloy 718 断続切削時の凝着界面は、連続切削時と比べ凝着界面に O を巻き込むような現象は確認されるものの、損傷形態に影響を及ぼすような物理化学的な反応は生じておらず、凝着物とコーティングとの界面強度が変化することが原因で損傷形態に影響を及ぼすような現象は生じていないと判断した。したがって、Alloy 718 断続切削時のコーティングの損傷は、連続切削時と同様であり、コーティングの塑性変形と基材に対して水平方向に生じるクラックとが主な損傷要因であることがわかった。そのため、損傷抑制の方法としては、第 3 章の結論の適用が可能となると考えられる。ただし、先に述べたようにエンドミルへの CVD コーティングの適用は困難であることから、PVD コーティングによる損傷抑制の検討が必要である。

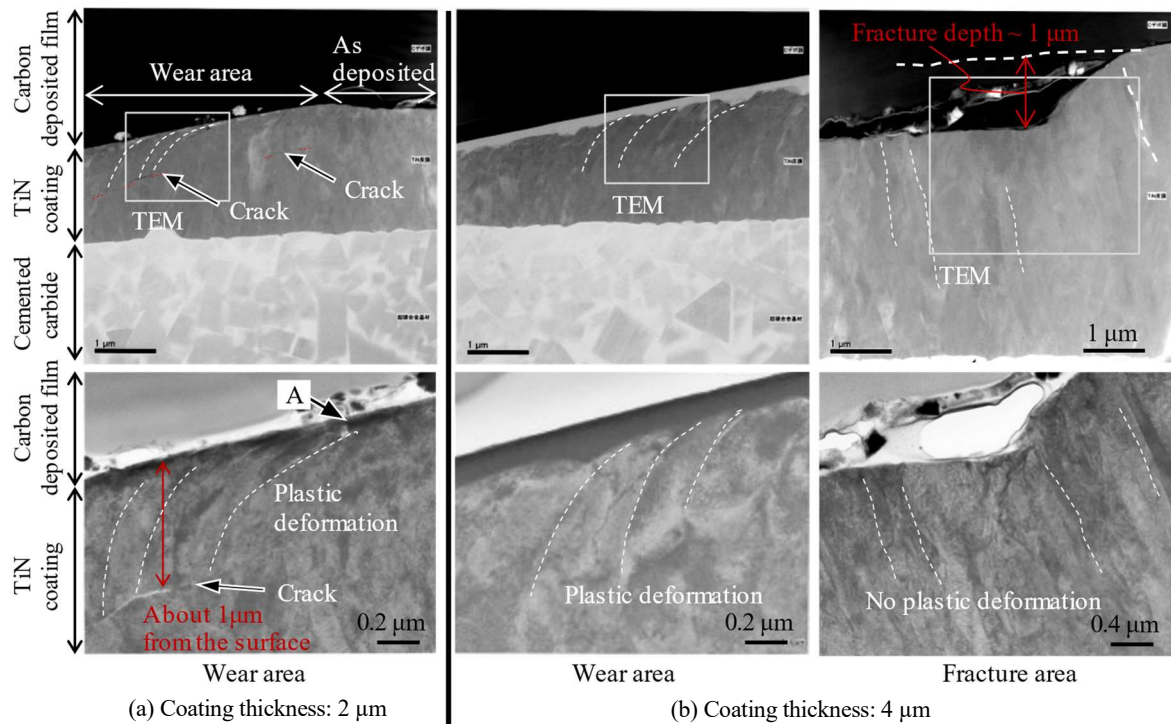


Fig. 5.8 Cross-sectional TEM images in wear and fracture area on the cutting edges after machining of Alloy 718. The observation area corresponds to the points shown in Fig. 5.6. Upper image: dark-field STEM images; lower image: bright-field TEM images.

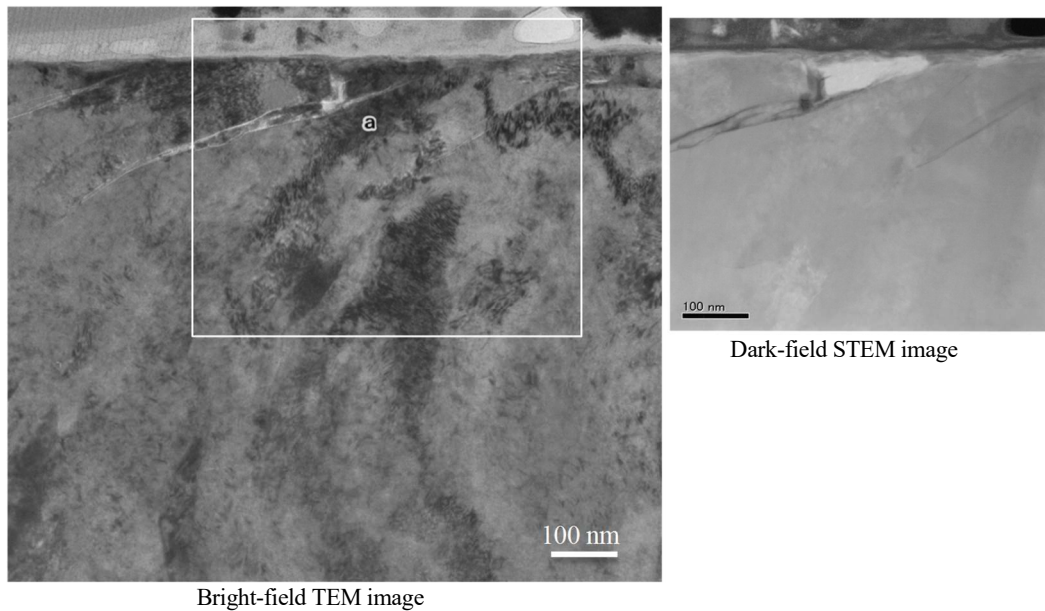


Fig. 5.9 High-magnification TEM images of the interface between the adhered material and TiN coating (observation position: Fig. 5.8(a), Point A, as indicated by arrow).

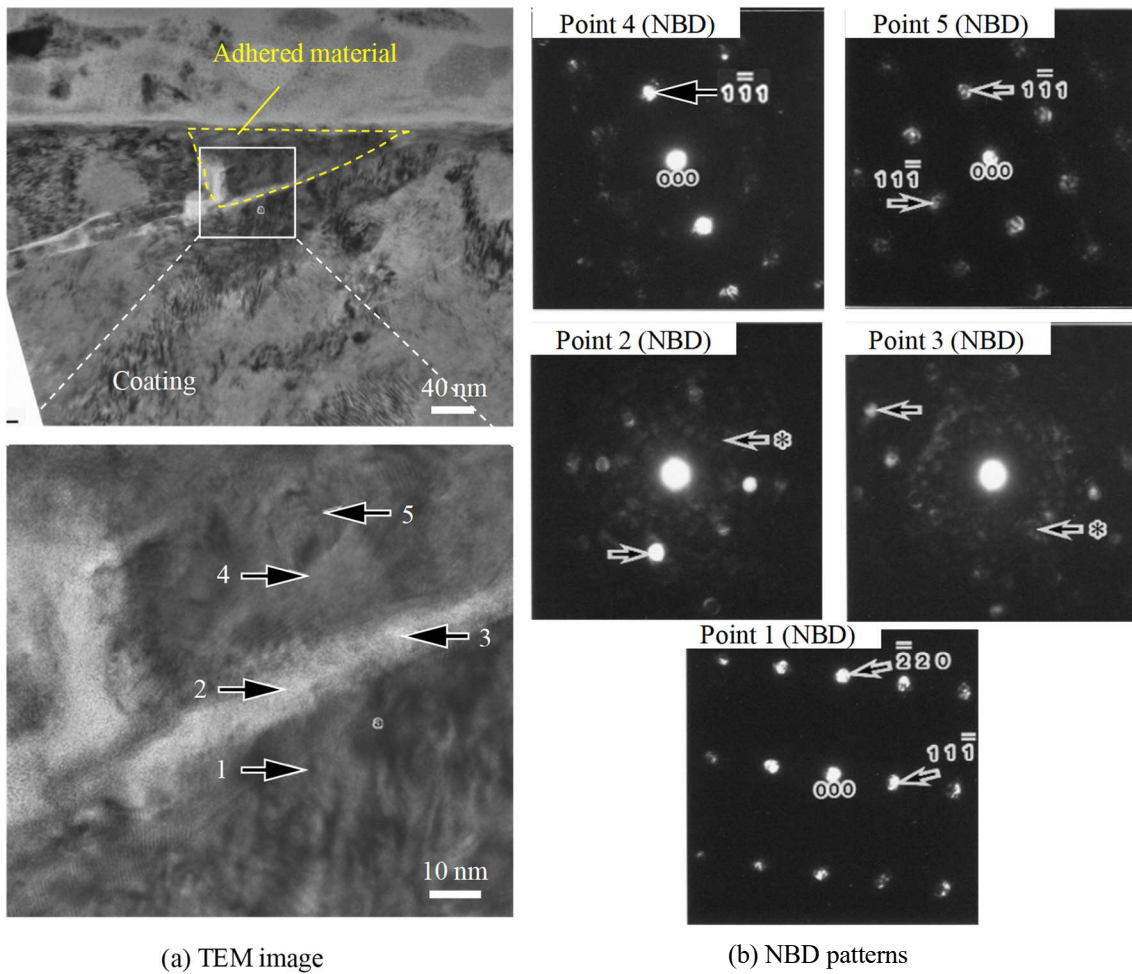


Fig. 5.10 High-resolution TEM images and nanobeam diffraction patterns at the interface of the TiN coating and adhered material (Point A in Fig. 5.8).

Table 5.3 TEM-EDS results at the adhered material and interface between the adhered material and TiN coating. The analyzed area corresponds to the areas shown in Fig. 5.10.

Analysis position		Identification result of crystal structure	(at. %)								
			Ni	Cr	Fe	Nb	Al	W	Ti	N	O
Coating	Point 1	TiN (fcc)	0	0	0	0	0	0	69	30	0
Interface	Point 2	Amorphous-like	17	19	7	3	2	0	26	17	26
	Point 3		4	20	4	4	3	0	10	10	43
Adhered material	Point 4	γ -Ni (fcc)	52	21	20	2	1	0	2	0	0
	Point 5		52	22	20	2	1	1	2	0	0

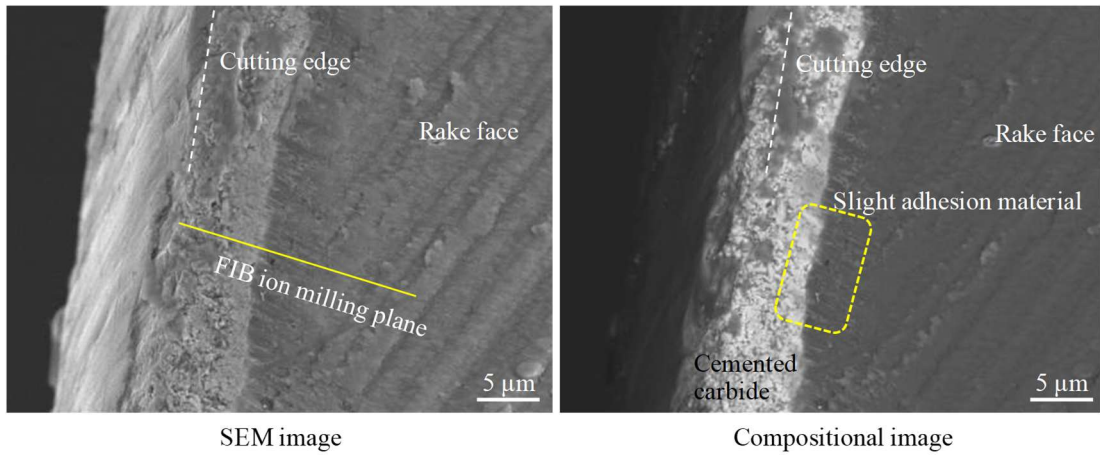


Fig. 5.11 SEM and compositional images of the coated cutting edge on the rake face after machining of Alloy 718. TiN coated end-mill tools, cutting speed $V = 40$ m/min, feed rate $f = 0.04$ mm/tooth, $a_p = 6$ mm, $a_e = 0.3$ mm, cutting length $L = 0.2$ m, coating thickness: $2 \mu\text{m}$.

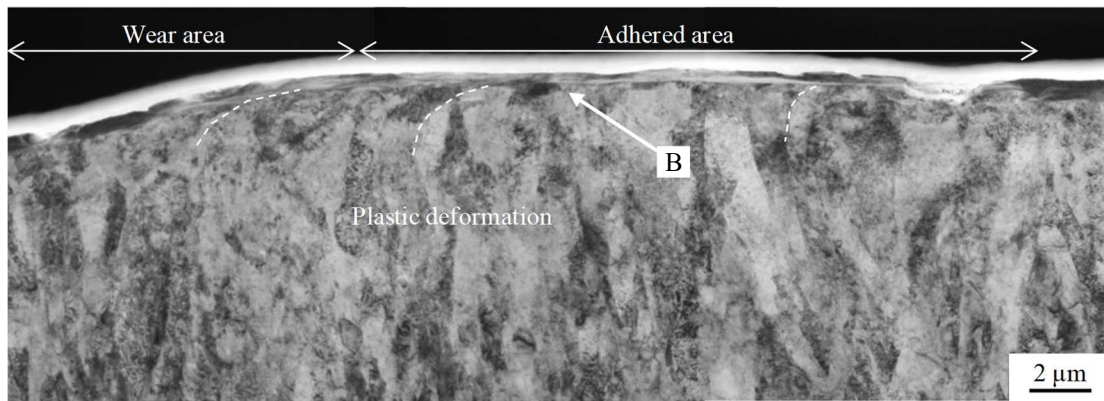


Fig. 5.12 Cross-sectional TEM image in wear and fracture area on the cutting edges after machining of Alloy 718. The observation area corresponds to the milling portion shown in Fig. 5.11.

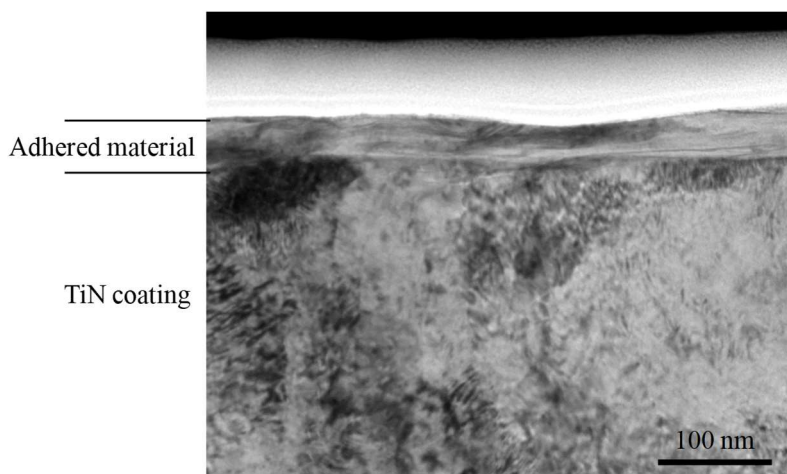


Fig. 5.13 Cross-sectional TEM image in wear area on the cutting edges after machining of Alloy 718. The observed area corresponds to the point shown in Fig. 5.12-B.

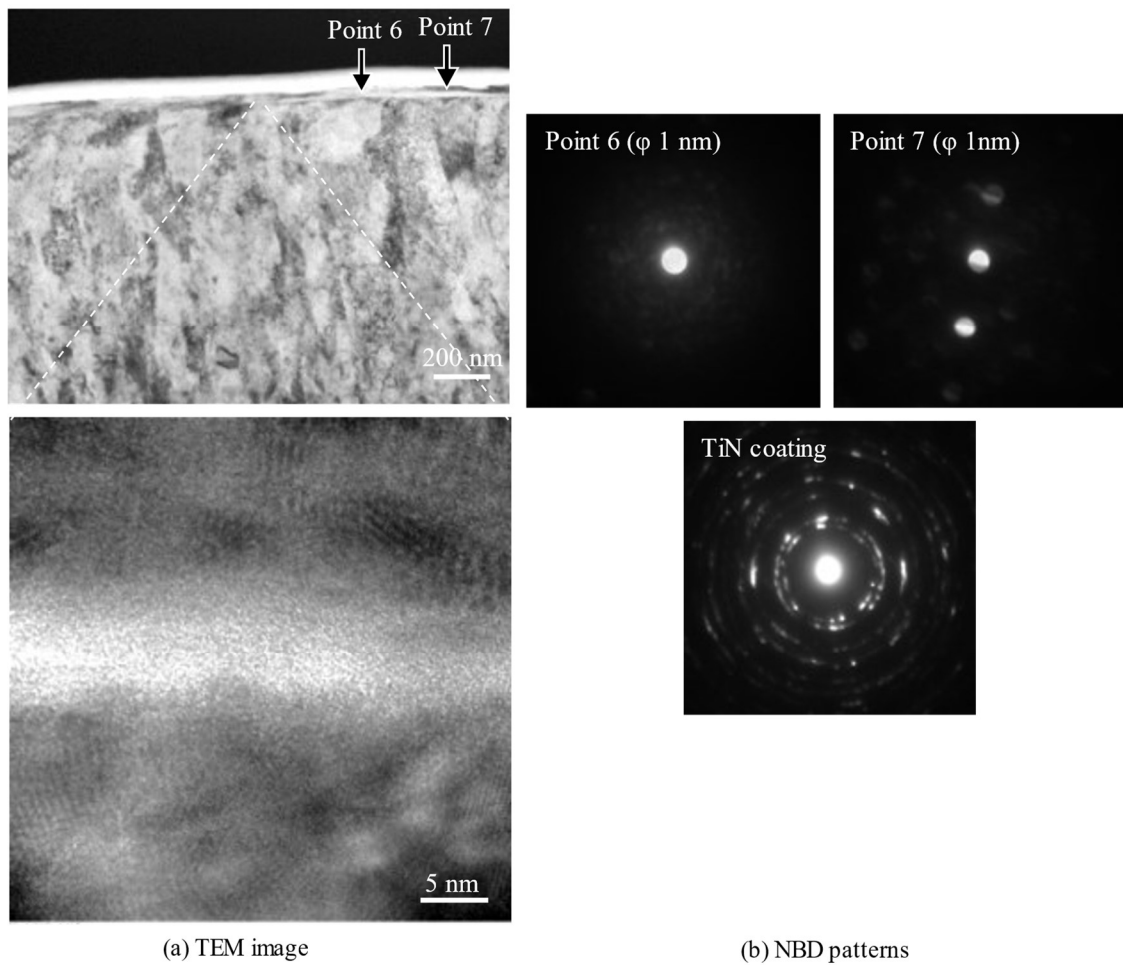


Fig. 5.14 High-resolution TEM images and nanobeam diffraction patterns at the interface of the TiN coating and adhered material. The observation area corresponds to the area shown in Fig. 5.13.

Table 5.4 TEM-EDS results at the adhered material and interface between the adhered material and TiN coating. The analyzed area corresponds to the areas shown in Fig. 5.14(a).

Analysis position	(at. %)						
	Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Ti	O
Point 6	2	6	1	3	30	9	49
Point 7	44	18	16	4	5	3	10

5.4 Ni基超耐熱合金断続切削時の工具損傷モデル

5.3節で観察した結果に基づき、Alloy 718 断続切削時の逃げ面損傷状態を示す工具損傷モデルを構築した。Fig. 5.15 は、コーティングの膜厚が厚い場合($\geq 1 \mu\text{m}$) と、膜厚が薄い場合($< 1 \mu\text{m}$) の工具損傷モデルである。損傷形態は、コーティングの塑性変形と、表面から $1 \mu\text{m}$ 程度内部の位置に基材に対して水平方向に生じるクラックであった。塑性変形は、コーティング上を凝着物（被削材）が移動したときの摩擦力によって生じたコーティングの内部応力が、高温におけるコーティングの降伏応力よりも大きくなったときに生じると考えられる。また、コーティング内部に生じたクラックは、摩擦力と垂直荷重によって、せん断応力が最大となる位置でコーティングがせん断破壊したことによると考えられる。そのため、コーティングが厚い場合は、脆性材料であるコーティング内でせん断応力が最大となるため、欠陥への応力集中も生じ、クラックが発生したと考えられる。この破壊は表面から $1 \mu\text{m}$ 程度の間隔で繰り返されると考えられる。コーティングが薄くなるとそれ以上の破壊が進行しなかったのは、コーティング厚さが $1 \mu\text{m}$ 以下となると、せん断応力が最大となる位置が、延性のある超硬合金内にあるため、破壊が生じ難かったためと考えられる。このように考えると、Alloy 718 切削時には、コーティングは薄い方が有効であったことが理解できる。

本モデルに従えば、コーティング損傷を抑制するには、①コーティング表面にかかる摩擦力を低減すること、②コーティングの高温強度（硬さ）を高くすること、③コーティングを薄膜化することが有効であると考えられる。

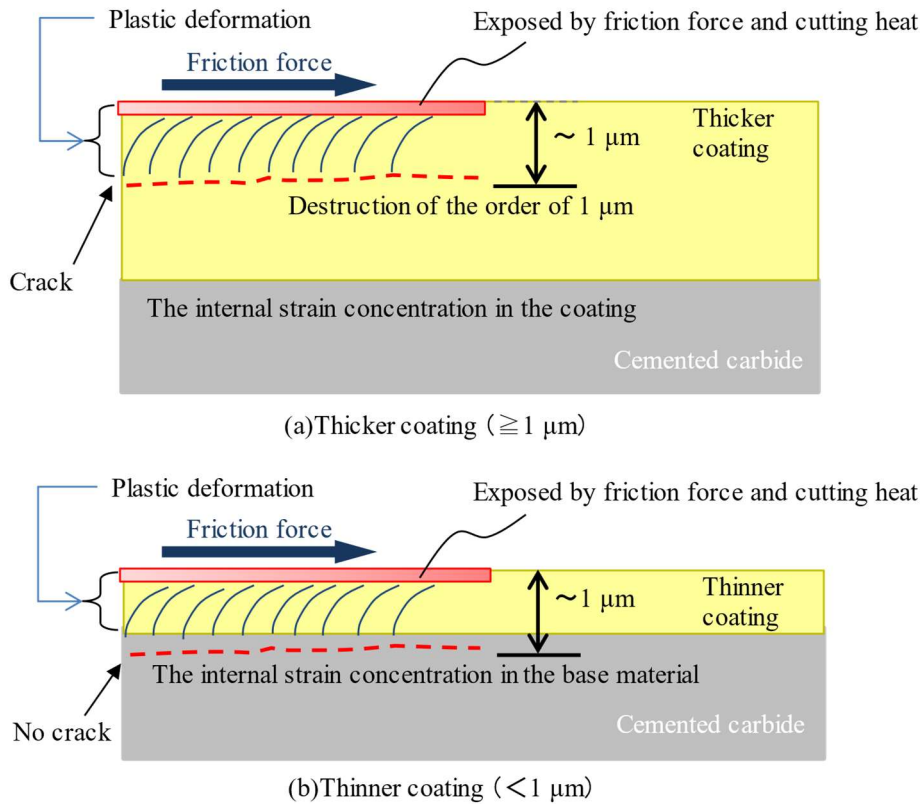


Fig. 5.15 Model for damage of the coating at the flank face of the cutting edge during machining of Ni-based superalloys.

5.5 工具損傷モデルの検証

5.4 節で構築したモデルに基づく、工具損傷を抑制するためには、切削加工時の摩擦力低減、コーティングの高温強度向上、コーティングの薄膜化が有効であると考えられる。ここで、第4章の結果を考慮すると連続切削加工時の摩擦力は凝着物を介したものとなっていることを考えると、摩擦力は凝着物のせん断強度と関係するといえる。材料強度は温度によって変わるため、工具表面の温度制御は摩擦力低減に寄与する可能性がある。一般に、切削熱は切りくずに8割程度、残りが工具と被削材に分配されるが、熱伝導率が低い材料を切削する場合は、切りくずに4~6割程度しか伝わらないため、その分工具への熱流入は多くなるとされている⁵⁾。そのため、コーティングの熱伝導率が変われば工具表面の温度が変わる可能性がある。つまり、摩擦力の低下をもたらすためには、コーティングの熱伝導率を下げるのが有効であると考えられる。実際には、熱伝導率のみを独立した変数として評価することは難しい。本節では、コーティング組成を変化させたときの連続切削加工時の摩擦力を実測し、コーティングの損傷抑制に及ぼす摩擦力の影響について実験的に評価した。

Fig. 5.16 にコーティングの Al 含有量と連続切削加工時の摩擦力の関係を示す。この結果は、コーティングの Al 含有量が増加するにつれ摩擦力が低下する傾向を示した。Ti_(1-x)Al_xN コーティングについては、Al 含有量が多いほど切削時の摩擦力が低下するという報告があるが⁶⁾、本検討では Cr_(1-x)Al_xN についても同じ傾向を確認した。これらの Ti 基、Cr 基のコーティングについて、熱伝導率を測定した結果、Al 含有量が多くなるほど熱伝導率が低下することが報告されている⁷⁾。このことは、Al 含有量の増加によって、熱伝導率が低下し、刃先の温度が増大したことで、凝着物の変形抵抗が低下し、結果的に摩擦力低減が生じた可能性を示唆する。Fig. 3.6 の結果から、切削速度 $V=30$ m/min と $V=100$ m/min のときの平均切削温度は、それぞれ 680 °C と 910 °C 程度であった。切削速度が高いと摩擦力低減の効果が大きくなったことから、しゅう動面の温度の影響が摩擦力に及ぼす影響が大きいと推定される。

Fig. 5.17 にコーティング硬さに及ぼす熱処理温度の影響を示す。本検討では、熱処理後の室温における硬さ測定結果、すなわち軟化抵抗を測定することで、コーティングの高温組織安定性と高温硬さの評価指標とした。TiN や CrN は 800 °C 以上で熱処理するとひずみの解放と粒成長によって軟化が生じたと考えられる。一方で、Al 含有コーティングは、これらの単純組成に比べて高い軟化抵抗を示した。特に、Ti_{0.3}Al_{0.7}N 組成は 1000 °C で熱処理すると二次硬化が生じ、さらに高い温度域で熱処理すると軟化が生じた。Al によって固溶強化された準安定組成における熱処理後の硬さの増大は、高温で熱処理されたときにスピノーダル分解を経て、微細な *c*-AlN が生じることでひずみが生まれたことに起因することや、さらに高温で熱処理すると相分離によって、硬さの低い *h*-AlN の生成に加え、ひずみが解放されることで軟化することが報告されている⁸⁾⁻¹⁵⁾。本検討において、Ti_(1-x)Al_xN と Cr_(1-x)Al_xN 組成のいずれについても同様の機構により硬さが変化したものと考えられる。3.1 節の切削温度測定結果から、エンドミル加工で適用した切削速度 $V=40$ m/min のときの局所的な切削温度は、およそ 870-1020 °C と見積もられる。この温度域での軟化抵抗は Cr 基よりも Ti 基コーティングの方が高い。したがって、連続切削時のコーティングとしては、高 Al 含有の Ti 基コーティングが適すると考えられる。本来は、第3章で評価したように、高温の耐塑性変形性を考えるために高温ナノインデンターによるその場測定を検討すべきであるが、それは今後の課題である。

Fig. 5.18 は各種の PVD コーテッドエンドミルにより, Alloy 718 を切削したときの工具摩耗状態の観察結果である. 膜厚が 4 μm と 2 μm のときについて評価し, 膜厚が薄い方が損傷形態が安定しており, 摩耗が小さかった. 組成については, Ti 基, Cr 基に関わらず, Al 含有量が増加するに従い, いずれも摩耗幅が低減する傾向を示した.

Fig. 5.19 に各コーティング組成における摩擦力と逃げ面摩耗幅の関係を示す. 摩擦力は切削速度 30 m/min の条件で測定した値を用いた. 連続切削加工時の摩擦力とコーテッドエンドミルの逃げ面摩耗幅に相関がみられ, 摩擦力が小さいほど逃げ面摩耗幅が小さくなる傾向を確認した.

Fig. 5.20 に 1000 $^{\circ}\text{C}$ 熱処理後の硬さと逃げ面摩耗幅の関係を示した. 熱処理後の硬さが高いとコーテッドエンドミルの逃げ面摩耗幅が小さくなる傾向を示した.

以上の結果は, 低摩擦力と高い軟化抵抗を有するコーティングの適用は損傷抑制に効果的であることを示した. また, 膜厚が薄いコーティングは損傷を軽減することがわかった. すなわち, 実験的検証により, Fig. 5.15 の損傷モデルの妥当性が示されたと考えられる.

なお, Al 添加による摩擦力低減の理由については, 今のところ有力な証拠はつかめてはいないが, 以下の二点を考察している. 一つ目はすでに述べたように, コーティングの低熱伝導率化による工具表面温度の上昇によるものである. もう一つは, Al 含有量が増えるに従って, コーティング内の Al が外向拡散し, 表面で酸化膜を形成することで化学的安定性が増し, すくい面を流れる切りくずの付着力が低減したことが原因として考えられる. この切削中の摩擦力が変わる要因については, 今後の調査が必要である.

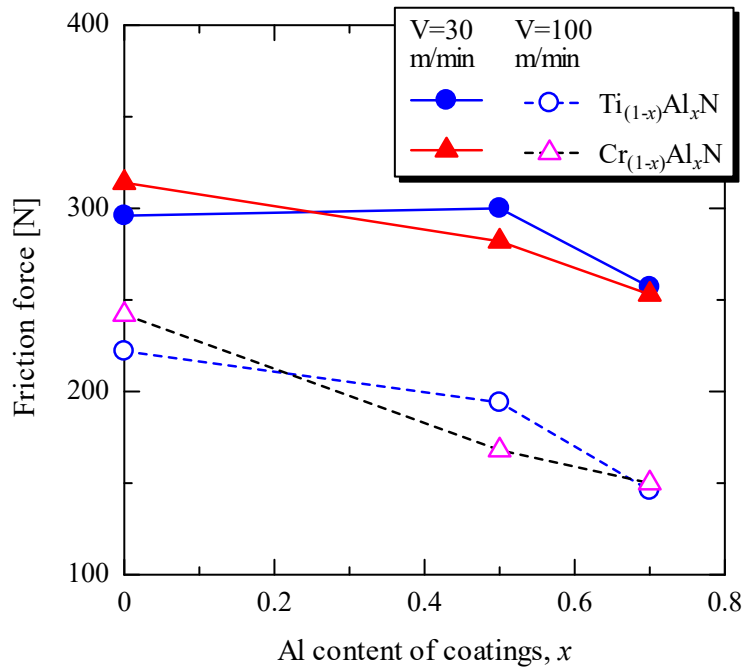


Fig. 5.16 Influence of coating composition on friction force during machining.

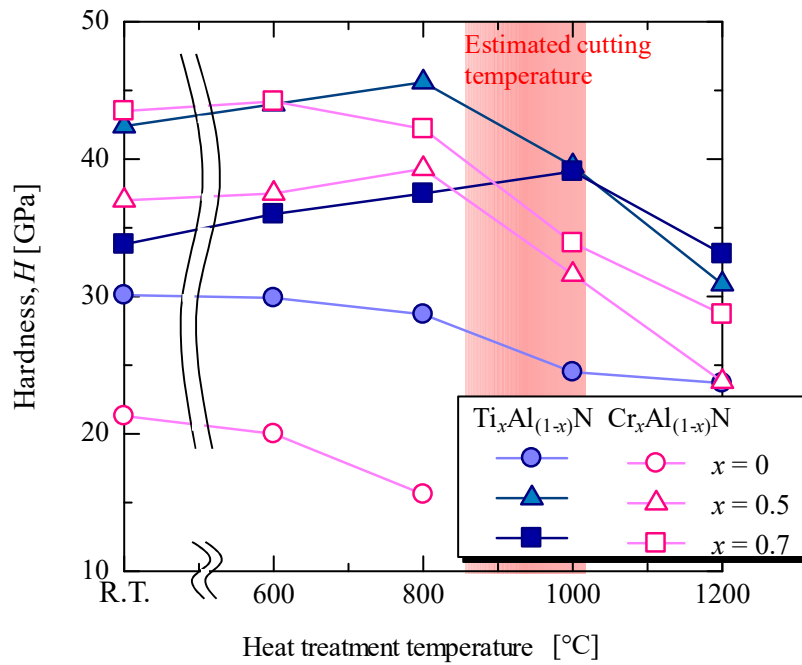
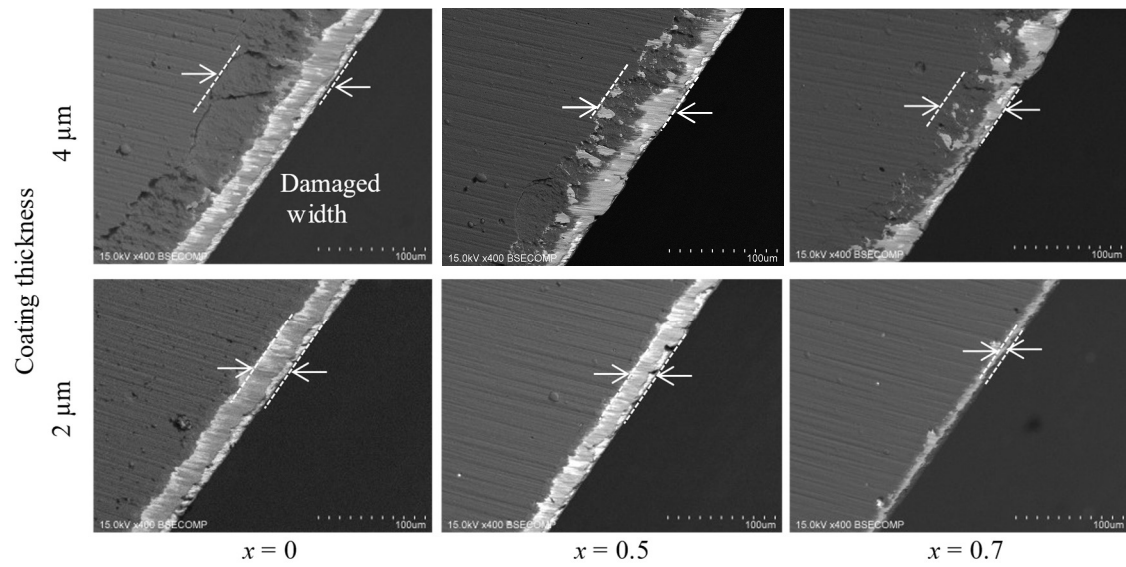
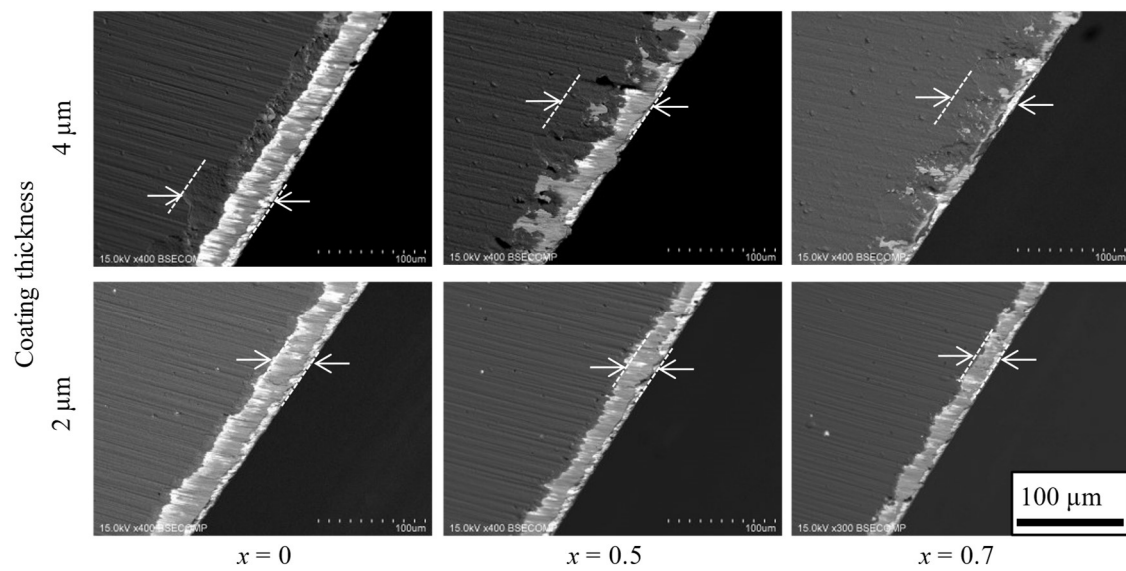


Fig. 5.17 Influence of coating composition on hardness after heat treatment.



(a) Ti based coating : $\text{Ti}_{(1-x)}\text{Al}_x\text{N}$



(b) Cr based coating : $\text{Cr}_{(1-x)}\text{Al}_x\text{N}$

Fig. 5.18 Compositional images of the damaged area of the cutting edges for various coatings. The images show the wear on flank faces of the end mill tools; upper images are thicker coatings and lower images are thinner coatings. The arrows in the figure indicate the maximum damage width.

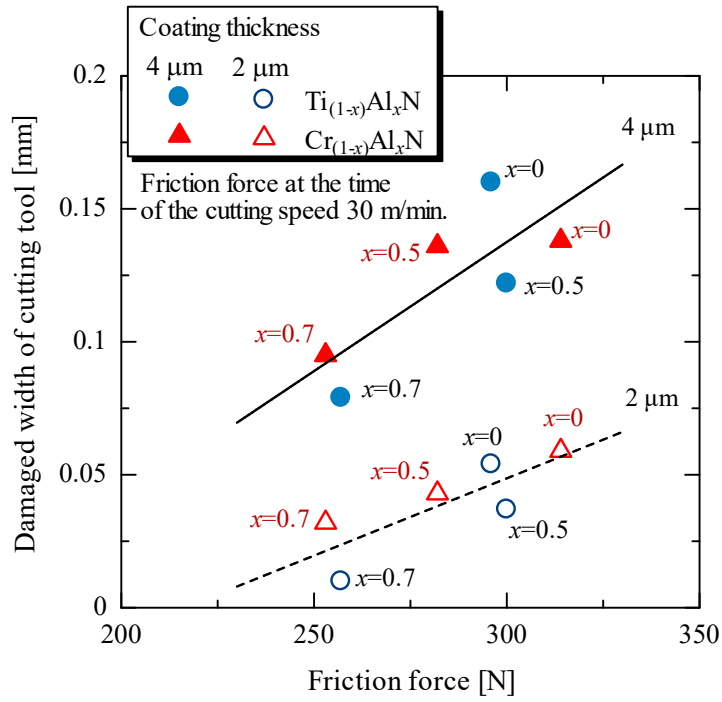


Fig. 5.19 Relationship between friction force and damaged width of cutting tools.

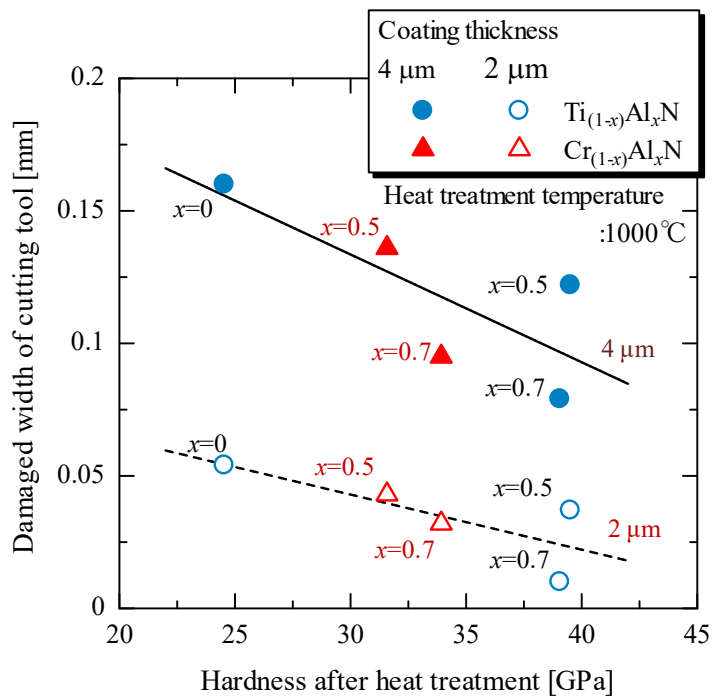


Fig. 5.20 Relationship between hardness after heat treatment at 1000 $^{\circ}\text{C}$ and damaged width of cutting tools.

5.6 Ni基超耐熱合金加工用加工用コーテッド工具の開発指針

Table 5.5 に第 2 章, 第 3 章, 第 4 章で述べた連続切削時および本章で述べた断続切削時の工具損傷状態に基づき, Ni 基超耐熱合金加工用工具の開発指針をまとめた。

摩耗形態は, 凝着摩耗主体であり疲労摩耗の要素が加わることでコーティングの塑性変形や微小破壊が生じた。特に逃げ面においては, 被削材に含まれる(Nb,Ti)C が摩耗粒子として存在し, 三元アブレシブ摩耗の要素が加わることで摩耗進行速度が高くなった。損傷要因は, コーティングの①高温強度の不足, ②高温における組織安定性の不足とそれに伴う軟化, ③高い摩擦係数, ④欠陥への応力集中と考えられた。これらの損傷要因を対策することが, そのまま工具の必要特性を付与したことになると考えられる。したがって, コーティングには高い高温強度, 組織安定性, 軟化抵抗, 低摩擦係数を生じる組成, 低欠陥密度が求められる。腐食摩耗は, 連続および断続切削共に寄与率は低いと考えられる。

初期摩耗については, ドロップレットの低減が有効であった。定常摩耗部については, 高温における組織安定性と硬さが必要である。連続切削のような熱的負荷が長時間作用する条件には, 特に高温の安定性が要求されるため, 材料の組織安定性に優れた CVD コーティングの適用を基本とし, 結晶粒の微細化や高温においても分解しない全率固溶組成の選択による固溶強化が工具性能向上に有効と考えられる。

断続切削においては, 空転時に冷却効果が得られるため, PVD コーティングの適用が可能である。さらに, PVD 法は組成選択の自由度が高いため, 各コーティングについて, 切削中の摩擦係数が小さく, 軟化抵抗が高い組成 (例えば高 Al 含有コーティング) を適用することで工具への負荷が低減し, 摩耗の抑制が期待できる。一方で, エンドミルのような刃先の鋭利な工具には成膜温度の高い CVD 法の適用は, 成膜中の工具の変形や刃先の脆化の問題から困難である。

いずれの加工方法についてもコーティング内部または表面に欠陥を含むと, これが破壊の起点になりうる。コーティング後の表面の磨き処理による欠陥除去や膜厚を薄くすることによって, コーティングに含有される欠陥の絶対量を低減することは損傷抑制にいずれも効果があることを確認している。膜厚については, 消耗部であるので工具形状と残留応力を考慮し, 可能な限り厚くできるように最適化する必要がある。

Table 5.5 Required coating properties for cutting Alloy 718.

Wear mode	Damage	Damage factor	Required coating properties	Development guidelines for tool coating
Adhesive wear	Plastic deformation of the coating	Low hardness of the coating at high temperature	High hardness at high temperature	Fine crystallization
Fatigue wear	Cracks in the coating	Softening (unstable) of the coating	High stability at high temperature (low strain in the coating as deposited)	Applying the complete solid solution phase
	Micro-fracturing			Applying the CVD coatings for the high stability at elevated temperature for continuous turning
Abrasive wear	Micro abrasion	High frictional force at high temperature	Low friction force during cutting	Applying the low friction PVD-coatings by for interrupted machining (ex. high Al contain coatings, low thermal conductivity coatings)
	Destruction of the coating	Stress concentration	Few defects in the coating	Applying the PVD-SP coatings
				Optimized thinner coating thickness
				Polishing the coating surface

5.7 結言

Alloy 718 をエンドミルを用いて断続切削加工したときのコーテッド工具の逃げ面の摩耗状態を観察し、コーティングに必要とされる特性について検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) Alloy 718 断続切削時のコーティング損傷は、平滑な摩耗域と破壊域が観察された。コーティングの膜厚が薄いほど破壊域は観察され難くなり、損傷幅は減少する傾向にあった。
- (2) 損傷部の断面観察の結果、平滑な摩耗域において、コーティングの塑性変形と変形したコーティングの下部に基材に平行方向にクラックの発生を観察した。コーティングの破壊はクラックが連結し、拡大したものと考えられた。コーティングは表面から 1 μm 程度の単位で剥離するように損失した。
- (3) コーティング損傷部に観察された塑性変形やクラックは、被削材（仕上げ面）や凝着物／コーティング界面に生じる摩擦力が原因とした損傷モデル図を提案し、その妥当性を実験的に検証した。
- (4) 切削中の摩擦力が小さくなるコーティング組成を適用すると損傷幅が低減し、コーティングの軟化抵抗が高いと摩耗幅が低減することを確認した。これらの損傷抑制効果は高 Al 含有コーティングで達成された。

以上を含め、Ni 基超耐熱合金加工用工具の工具開発指針を以下にまとめた。

(1) 連続切削用工具

初期摩耗低減のため、ドロップレットを低減する。

定常摩耗速度低減のため、①高温硬さの向上、②組織の微細化、③組織安定性の高い組成の選定が求められる。

上記の特性は、CVD 法により到達可能である。

(2) 断続切削用工具

切削中の摩擦力が小さい組成を選定する。

コーティング厚さを主せん断応力の最大となる深さより薄くする。

上記特性は、PVD 法による高 Al 含有組成で達成可能である。

参考文献

- 1) T. Kitagawa, A. Kubo, K. Maekawa: Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti-6Al-6V-2Sn, *Wear*, 202 (1997) 142.
- 2) S. Koseki, K. Inoue, K. Uehara, H. Usuki, M. Yoshinobu, R. Tanaka, and M. Hagino: Damage of PVD-Coated Cutting Tools during Interrupted Cutting for Alloy 718, *Key Eng. Mater.*, 656-657 (2015) 191.
- 3) T. Shioya, Y. Matsuo, T. Hattori, H. Kawada, *Fractography-Analysis and Case Studies*, Technosystem Co. Ltd. (2010) 68.
- 4) Y. Kimura, *Fracture theory of wear*, *J. Jpn. Soc. Precis. Eng.*, 59 (1993) 186.
- 5) たとえば、小坂弘道: 切削加工の基本知識, 日刊工業新聞社 (2007) 18.
- 6) 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.
- 7) 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.
- 8) 石川 剛史, 小幡 文雄, 井上 謙一: 高硬度鋼の高速切削加工における TiSiN 被覆切削工具の摩耗

メカニズム, 精密工学会誌, 75, 12 (2009) 1439.

- 9) A.E. Santana, A. Karimi, V.H. Derflinger, A. Schutze: Thermal treatment effects on microstructure and mechanical properties of TiAlN thin films, *Tribology Letters*, 17, 4 (2004) 689.
- 10) S. Veprek, M.G.J. Veprek-Heijman, P. Karvankova, J. Prochazka: Different approaches to superhard coatings and nanocomposites, *Thin Solid Films*, 476 (2005) 1.
- 11) P.H. Mayrhofer, A. Höring, L. Karlsson, J. Sjöln, T. Larsson, C. Mitterer, L. Hultman: Self-organized nanostructures in the Ti–Al–N system, *Appl. Phys. Lett.*, 83 (2003) 2049.
- 12) H. Willmann, P.H. Mayrhofer, P.O.A. Presson, A.E. Reier, L. Hulman, B. Sartory: Thermal stability of Al–Cr–N hard coatings, *Scr. Mater.*, 54 (2006) 1847.
- 13) A.E. Reiter, V.H. Derflinger, B. Hanselmann, T. Bachmann, B. Sartory: Investigation of the properties of $\text{Al}_{(1-x)}\text{Cr}_x\text{N}$ coatings prepared by cathodic arc evaporation, *Surf. Coat. Technol.*, 200, 7 (2005) 2114.
- 14) H. Willmann, P.H. Mayrhofer, L. Hulman, C. Mitterer: Hardness evolution of Al–Cr–N coatings under thermal load, *J. Mater. Res.*, 23, 11 (2008) 2880.
- 15) N. Norrby, M.P. Johansson, R. M'Saoubi, M. Odén: Pressure and temperature effects on the decomposition of arc evaporated $\text{Ti}_{0.6}\text{Al}_{0.4}\text{N}$ coatings in continuous turning, *Surf. Coat. Technol.*, 209 (2012) 203.

第6章 Ti-6Al-4V 合金断続切削加工時における PVD コーテッド工具の損傷機構

6.1 緒言

本章では、第 5 章で Alloy 718 を断続切削加工したときのコーテッド工具損傷状態を調べたのと同様に、被削材を Ti-6Al-4V 合金としたときの工具損傷状態を工具表面や断面から微視的に調べ、工具損傷機構を明らかにする。なお、第 4 章で Ti-6Al-4V 合金を連続切削加工した際に観察された凝着物／コーティング界面の結晶方位関係が、断続切削時にも生じるかについても調査した。

切削試験にコーテッドエンドミルを用い、Ti-6Al-4V 合金断続切削時の逃げ面摩耗状態を微視的に観察した。損傷状態は連続切削加工時と同様であり、工具損傷は破壊形態を示し、凝着界面に結晶方位関係があることを確認した。コーティングに破壊形態が観察されたのは、コーティング内部に働いたせん断応力がドロップレットに応力集中したためと考えられた。膜厚や成膜方法を変えることで、コーティング内のドロップレット量とコーティング損傷幅の関係を調べた結果、相関がみられた。以上を踏まえ、Ti-6Al-4V 合金切削時のコーテッド工具の開発指針について述べる。

6.2 実験方法

6.2.1 供試材

被削材は第 4 章で用いたものと同様とし、 $\alpha+\beta$ 型の Ti-6Al-4V 合金（焼鈍材，320 Hv，粒径 20-100 μm ）を準備した。工具形状および工具材種は 5.2.1 項に示されたものと同じとした。

6.2.2 切削試験

切削試験の条件は 5.2.2 項と同様とし、切削速度のみ工業的に Ti-6Al-4V 合金の切削加工に用いられている条件を参考にし、 $V = 60 \text{ m/min}$ とし、切削距離を 1 m とした。Table 6.1 に切削条件をまとめて示す。

6.2.3 工具損傷状態の観察および分析

切削試験後の工具損傷部の解析方法と手順は、5.2.3 項と同様とした。

Table 6.1 Cutting conditions for machining of Ti-6Al-4V alloy.

Work material	Ti-6Al-4V alloy, annealed, hardness: 320 Hv	
End-mill tool	Diameter	10 mm
	Number of teeth	2
	Geometry	Rake angle: 6 ° Clearance angle: 6 ° Torsion angle: 30 °
	Substrate	Cemented carbide (JIS K10 grade)
	Coating composition	TiN
	Coating method	PVD-Arc
	Coating thickness	2, 4, 8 μm
Cutting conditions	Cutting speed	60 m/min
	Cutting length	1.0 m
	Feed rate	0.04 mm/tooth
	Cutting depth	ap = 6 mm, ae = 0.3 mm
	Coolant	Wet (emulsion)

6.2.4 コーティングの欠陥（ドロップレット）量の評価

コーティング表面にレーザーを照射すると熱衝撃によってクラックが生じることが報告¹⁾されている。本検討では、電子線を極短時間照射することでコーティングに熱衝撃を与え、クラックの発生量や形態を評価した。コーティングのような脆性材料に熱衝撃による等方的な膨張収縮が生じると、材料中の欠陥に応力が集中²⁾し、破壊に至ると推定され、このときのクラックの発生量や形態は、欠陥量（ドロップレット）に依存すると考えられる。本検討では、コーティング内の欠陥量の評価方法として、次の手順で熱衝撃試験を行った。電子線照射には電子ビーム加工機（三菱電機株式会社製、e-Flush eFM-C50）を用いた。電子線照射の条件は、ビーム径 50 μm、加速電圧 40 kV、照射時間 0.1 msec.、照射電流 2 mA とした。試験片は超硬合金基材に(Ti,Al)N 組成のコーティングを成膜したものを準備した。Ti と Al の比率は 50:50 とした。ここで、成膜方法は PVD-Arc 法と、これに比べて膜欠陥（ドロップレット）が少ない PVD-SP 法の 2 種類を用いた。膜厚は 3 μm を基準とし、PVD-Arc 法で成膜したものは 1, 3, 6 μm と膜厚の異なるものを準備した。また、同一バッチで成膜処理した(Ti,Al)N コーテッドエンドミルを準備し、切削試験に用いた。

6.3 結果および考察

6.3.1 刃先損傷形態の微視的観察

Fig. 6.1 に Ti-6Al-4V 合金を 1 m 切削後の刃先の SEM および組成像観察結果を示す。観察した工具は元の膜厚が 2 μm のものである。すくい面に比べて逃げ面の方が摩耗幅が大きいことがわかった。この結果は、5.3.1 項の Alloy 718 断続切削時と同様の傾向である。これを受け、エンドミルの工具損傷の観察と損傷抑制方法の検討は、主に逃げ面摩耗を対象に行った。

Fig. 6.2 に Ti-6Al-4V 合金切削後の工具逃げ面の SEM 像観察結果を示す。また、Fig. 6.3 に断面から損傷部を観察した結果を示す。切削距離は 1 m と短いですが、刃先稜線近傍にコーティングの

損傷が観察された。切削距離が長くなるとこれらの損傷が拡大すると推察されたため、コーティングの損傷を検討するのに十分な切削距離と考えた。コーティングの損傷は、破壊形態のみ観察され、膜厚が薄いと破壊範囲が狭く、膜厚が厚くなるにつれ破壊範囲が拡大する傾向を確認した。断面試料の観察結果において、コーティングが基材から剥がれるような損傷形態は観察されないことから、コーティングと基材との密着性は十分に高かったと考えられる。コーティングの破壊部には形状的に凝着物が付着しやすくなり、破壊が繰り返されることで、損傷が拡大すると考えられる。

Fig. 6.4はFig. 6.3の矢印で示された位置の断面SIM像観察結果である。元の膜厚が2 μm と薄い領域は他と比べてほとんど損傷していなかったことから、損傷抑制のためには、コーティングの厚さを低減することが有効であることが示唆される。エンドミルの逃げ面摩耗において、コーティングの膜厚を薄くする方が摩耗形態が安定するのは、Alloy 718 断続切削加工時と同じ傾向であった。

Fig. 6.5は工具逃げ面側損傷部の表面および断面から、EPMAにより元素分布を調べた結果である。連続切削時と同様に、凝着物（被削材）成分のTi, Al, Vと、基材成分のW, Coとはそれぞれ同一位置で検出されたため、凝着物をAl, 超硬合金基材をWで代表して示した。凝着物は基材露出部よりもコーティングの上に付着する傾向にあった。凝着物の組成は場所によって特定元素が偏ることなく付着していた。なお、断続切削のため、Oが多く検出されることを予想したが、検出は微量であった。逃げ面の面分析結果からTi-6Al-4V合金の凝着量自体がAlloy 718に比べて少ないことがわかった。

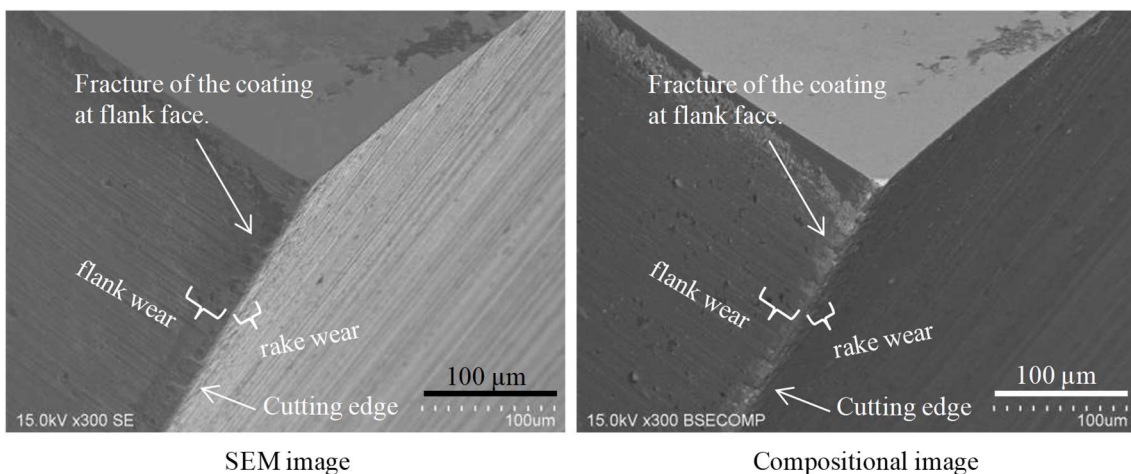


Fig. 6.1 SEM and compositional images of the coated cutting edge after machining of Ti-6Al-4V alloy. TiN coated end-mill tools, cutting speed $V = 60$ m/min, feed rate $f = 0.04$ mm/tooth, $a_p = 6$ mm, $a_e = 0.3$ mm, cutting length $L = 1$ m, coating thickness: 2 μm .

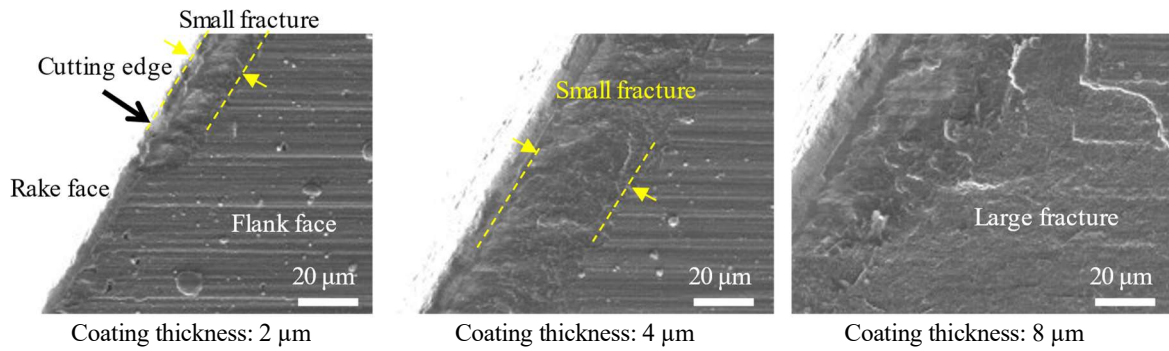


Fig. 6.2 SEM observation images of the coated cutting edges on the flank face after machining of Ti-6Al-4V alloy. TiN coated end-mill tools, cutting speed $V = 60$ m/min, feed rate $f = 0.04$ mm/tooth, $a_p = 6$ mm, $a_e = 0.3$ mm, cutting length $L = 1$ m, coating thickness: 2 μm, 4 μm, 8 μm respectively.

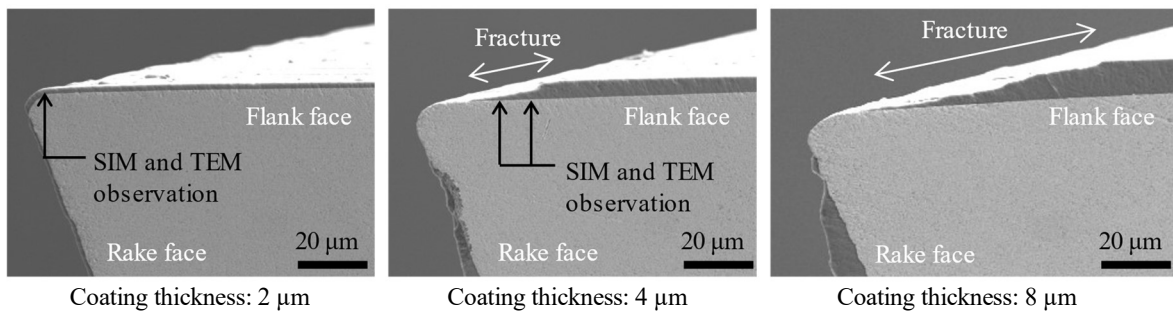


Fig. 6.3 Cross-sectional SEM observation images of the cutting edge face after machining of Ti-6Al-4V alloy (cutting length $L = 1$ m).

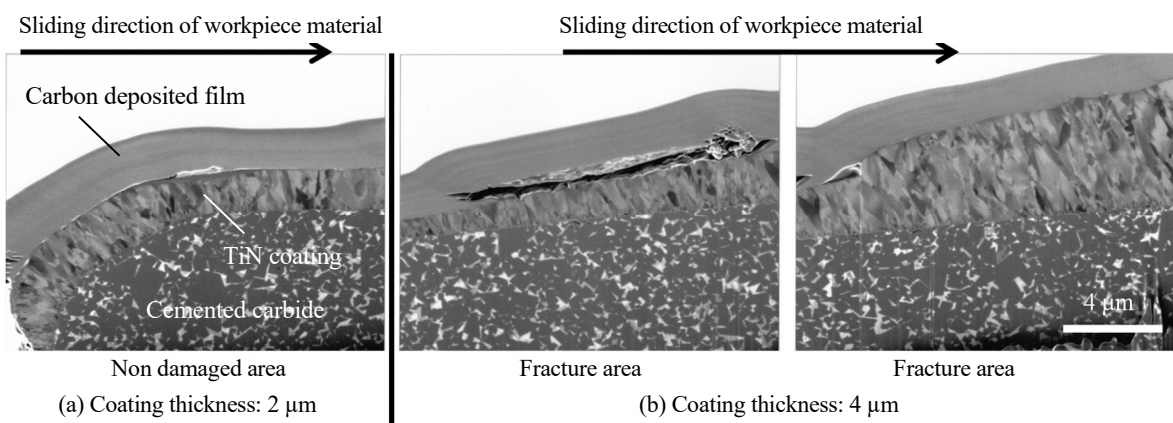


Fig. 6.4 Cross-sectional SIM images at non damaged area or fracture area on the cutting edge after machining of Ti-6Al-4V alloy. The observation area corresponds to the area shown in Fig. 6.3.

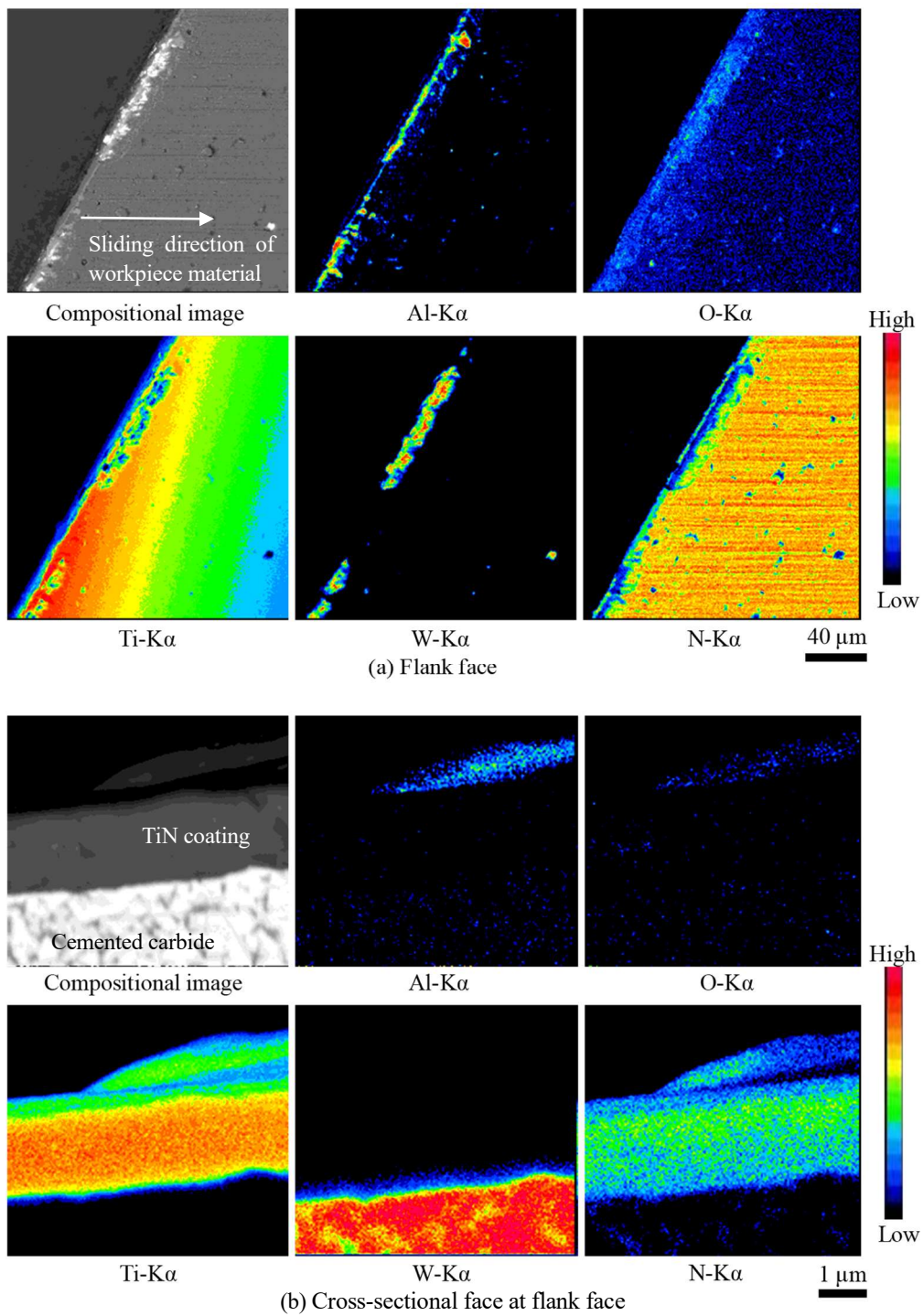


Fig. 6.5 WDS mapping on flank face and cross-sectional face at flank face of the TiN-coated cutting tool after machining of Ti-6Al-4V alloy. The analyzed areas correspond to those shown in Fig. 6.2, coating thickness 2 μm .

6.3.2 逃げ面損傷部の断面 TEM 像観察結果

Fig. 6.6 に逃げ面損傷部の断面 TEM 像観察結果を示す。観察位置は Fig. 6.3 の矢印で示された位置に対応する。Fig. 6.6(a)は、元の膜厚が $2\ \mu\text{m}$ であり、損傷が軽微であった位置、Fig. 6.4(b)は元の膜厚が $4\ \mu\text{m}$ であり、コーティングが損傷し、膜厚が減じた位置（刃先から $20\ \mu\text{m}$ 程度離れた位置）と、膜厚が厚く残存した位置（刃先から $30\ \mu\text{m}$ 程度離れた位置）の観察結果である。暗視野 STEM 像は比較的低倍率の観察結果であり、明視野 TEM 像は暗視野 STEM 像の一部を拡大したものである。いずれの損傷位置においても、コーティングの柱状晶組織に塑性変形の痕跡は観察されなかったことから、Fig. 6.2 と Fig. 6.3 の観察結果から判断したように、コーティングは脆性的に破壊したと考えられる。Fig. 6.6(b)では、コーティングの表層部に階段状の段差が観察された。また、コーティング内部に基材に対して平行方向にクラックが生じたことが観察された。このようなクラックは、被削材と工具の接触応力（Hertzian contact stress）³⁴⁾に起因するせん断応力が原因と考えられ、切削中の摩擦力と垂直力によって、コーティング内部にせん断力が生じたために発生したと考えられる。コーティングの破壊は、せん断力が最大となった位置の近傍において、コーティング内のドロップレットやその他の欠陥に応力集中が生じることでクラックが発生し、これに断続的な負荷が加わることによって、このクラックが進展したことで破壊が起こったと推察される。なお、クラックが発生した表面からの深さと、表面に観察された段差はおよそ $0.5\ \mu\text{m}$ 程度であったことから、せん断力は表面から $0.5\ \mu\text{m}$ 程度の深さで最大となったと推定され、結果的にコーティングは剥離するように損失したと考えられた。なお、コーティングの破壊領域には、凝着物の付着がほとんど認められないことから、凝着物とコーティングとの付着力が高いため、凝着物の脱落時にコーティングと一緒に持ち去られたものと推察される。上述のように、基材に対して水平方向にクラックが生じたことにより、剥離を繰り返すように損傷する形態は、第 5 章の Alloy 718 断続切削時にも観察されており、断続切削時の逃げ面にかかる応力状態は同様であることが示唆された。

Fig. 6.6(a)に示したように、元の膜厚が $2\ \mu\text{m}$ の工具には、明確な損傷形態は確認されなかったが、刃先の逃げ面側に $0.3\ \mu\text{m}$ 程度の厚さの凝着物が付着したことがわかる。その他の位置では、凝着物の明瞭な付着は観察されなかった。Fig. 6.7 に Fig. 6.6(a)中に矢印で示された領域の明視野 TEM 像観察結果を示す。切削後の刃先に付着していた凝着物は $50\text{-}100\ \text{nm}$ 程度の粒子径で存在しており、切削前の粒径（ $20\text{-}100\ \mu\text{m}$ 程度）と比べて微結晶化したことがわかる。凝着物粒子の形状は、薄く伸びたような板状と球状が混在した状態であった。板状の粒子は逃げ面に対して平行方向に並んでいることから、これらは切削中の圧力によって機械的に押し潰される過程で形成したと推察される。このような微細組織の形成は、前章で既に述べたように Alloy 718 や Ti-6Al-4V 合金切削時の凝着物に観察されており、結晶粒の分断機構（grain subdivision）⁵⁾によるものと考えられる。すなわち、Ti-6Al-4V 合金切削時の刃先に観察された微細組織を有する凝着物は、破断しやすい特性を有しており、これが刃先の損傷に作用したと推察される。なお、Fig. 6.7 に示した断続切削時の逃げ面における凝着物の組織は、Fig. 4.10 に示した連続切削時のすくい面に観察した凝着物の組織に比べ、凝着物中に板状粒子の比率が高いように観察された。これは、逃げ面の方がすくい面よりも温度が低く、被削材の擦過速度が高いため、凝着物内において十分な熱と時間によって起こるはずの原子の再配列が起こらずに、元の組織が潰れたような形態で留まったためと考えられる。

Fig. 6.8に Fig. 6.7 中の矢印 A で示された位置について、凝着物とコーティングの付着状態をさらに高倍率で観察した結果を示す。Fig. 6.8(a)の明視野像において、矢印で示された位置の極微電子線回折を行った結果を Fig. 6.8(b)に示した。電子線回折図形から結晶構造を同定すると、凝着物は α -Ti(hcp)で指数付された。凝着物はTiO₂(rutile)としても指数付可能であったが、後に示すEDS分析の結果のTiとOの比率を考慮すると、Oの比率が小さいため、凝着物は α -Ti(hcp)であると判断した。Point 1~Point 3にかけて $\{200\}_{\text{TiN}} \sim \{002\}_{\alpha\text{-Ti}}$ もしくは $\{111\}_{\text{TiN}} \sim \{101\}_{\alpha\text{-Ti}}$ の結晶方位関係が認められた。一方で、Point 4とPoint 5はPoint 1~Point 3の電子回折図形とは異なった。この解析結果は、結晶方位関係の存在は凝着界面の広範囲にあるわけではなく、部分的であることを示唆した。凝着界面の解析結果において $\{200\}_{\text{TiN}} \sim \{002\}_{\alpha\text{-Ti}}$ の結晶方位関係が確認された点は、連続切削時のすくい面の結果(4.3.2項)と同様であった。この結晶方位関係の頻度は連続切削時のすくい面に比べると低い傾向にあった。また、連続切削時のすくい面における凝着物は、コーティング表面の結晶方位に関わらず、コーティング表面の法線方向に α -Ti(hcp)のc軸が揃うように付着したが、連続切削時の逃げ面にはそのような現象は確認できなかった。これらは、連続切削時は工具と被削材の接触時間が短く、切削温度が低いことなどが影響し、コーティング表面に影響されて原子の再配列が生じるための十分な熱量が与えられなかったためと考えられる。

Table 6.2に凝着物/コーティング界面近傍の各分析点におけるEDSによる組成分析の結果を示す。軽元素は定量性が低いため、結果のみ示した。凝着物中にはわずかにOが検出された。 α -Tiには10 at.%程度のOの固溶域があるため、連続切削中に凝着物内にOが混入し、固溶した状態で存在したと考えられる。このように微量の固溶Oが確認されたが、切削現象に影響を及ぼしたような証拠は確認できなかった。

6.3.3 すくい面損傷部の断面TEM像観察結果

Fig. 6.9からFig. 6.12はすくい面について、逃げ面と同様に観察した結果である。Fig. 6.10はFig. 6.9において、コーティングが破壊した位置(黄色線部)の断面観察結果である。すくい面においては、基材に対して水平方向にクラックは見られず、コーティングの柱状晶粒界に沿ったクラックが複数個所に観察された。同様の損傷形態が連続切削時のすくい面損傷部(4.3.2項)でも観察されているが、それと比べクラックの本数が多いことから、別の原因(たとえば熱疲労)によって生じた可能性もある。

Fig. 6.11とFig. 6.12はコーティング/凝着界面近傍の拡大観察結果(Fig. 10-B位置)であり、コーティング/凝着界面や凝着物内の一部に隙間が生じているように観察された。また、Table 6.3に凝着物/界面近傍のEDS分析結果を示す。EDS分析の結果とFig. 6.12(b)の電子線回折図形から、凝着物や界面部の一部はOやその他の不純物を含む非晶質または微結晶であることがわかった。また、凝着物/コーティング界面に結晶方位関係は確認されなかった。これらの結果から、連続切削時のすくい面の損傷は、連続切削時とは異なる可能性がある。これらについては、今後明らかにしていきたい。

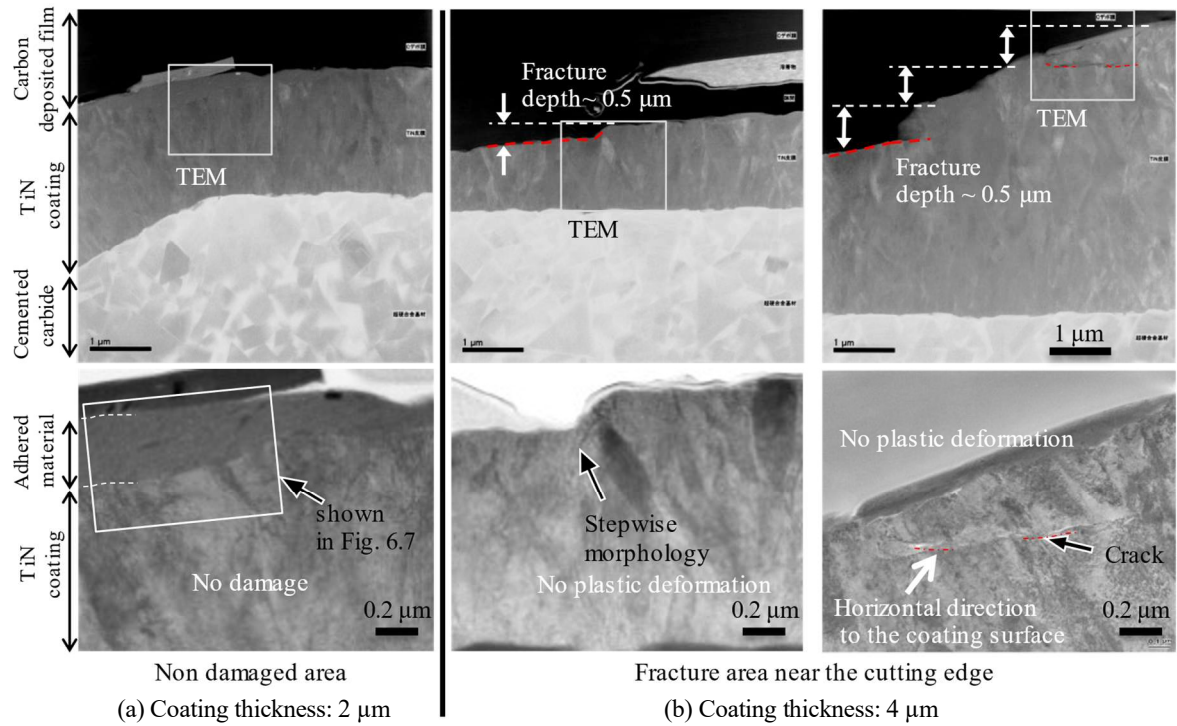


Fig. 6.6 Cross-sectional TEM images in wear and fracture area on the cutting edges after machining of Ti-6Al-4V alloy. The observation area corresponds to the points shown in Fig. 6.4. Upper image: dark-field STEM images; lower image: bright-field TEM images.

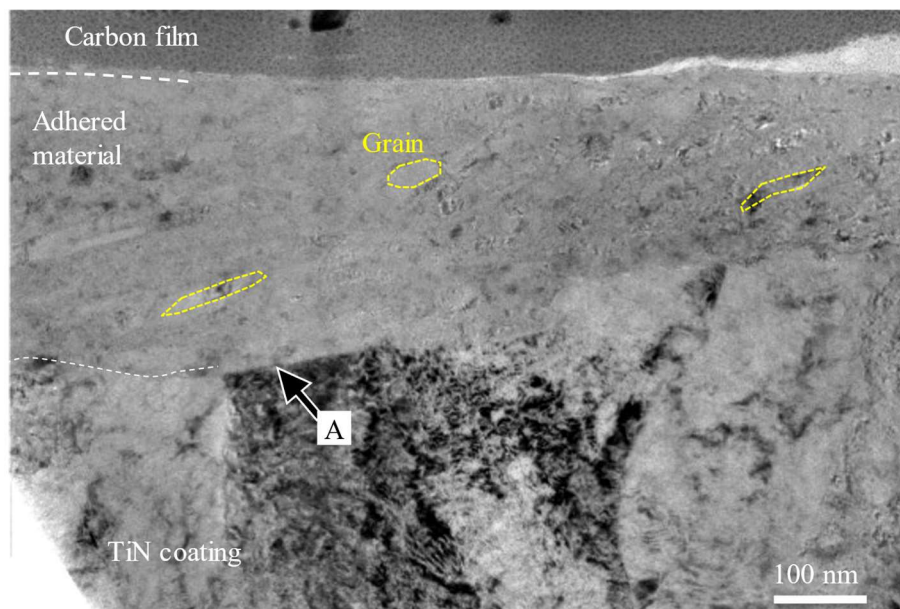


Fig. 6.7 High-magnification TEM image of the interface between the adhered material and TiN coating shown in Fig. 6.6(a).

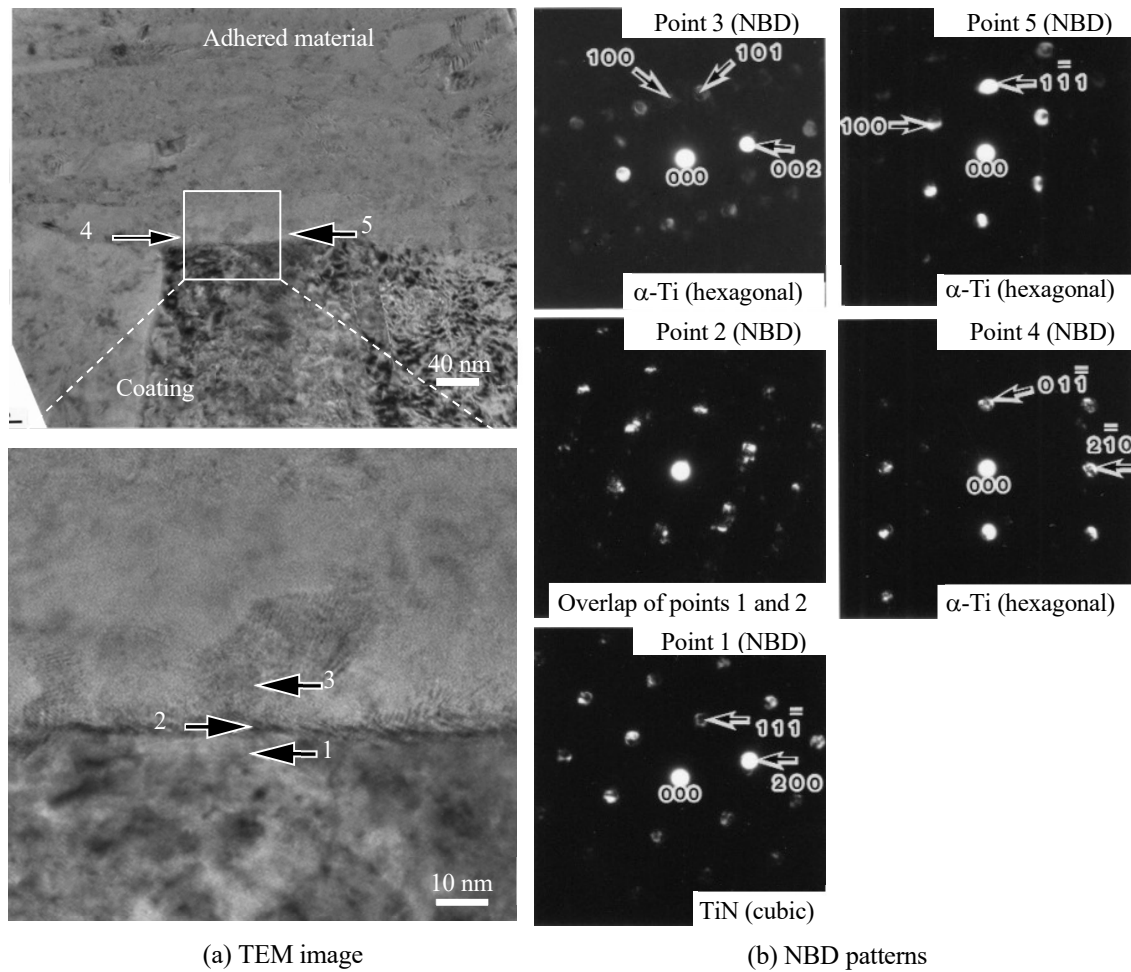


Fig. 6.8 High-resolution TEM images and nanobeam diffraction patterns at the interface of the TiN coating and adhered material (Point A in Fig. 6.7).

Table 6.2 TEM-EDS results at the adhered material and interface between the adhered material and TiN coating. The analyzed area corresponds to the areas shown in Fig. 6.8.

Analysis position		Identification result of crystal structure	Al	Si	W	Ti	N	O
Coating	Point 1	TiN (fcc)	0	0	-	56	43	0
Interface	Point 2	-	14	0	-	80	2	3
Adhered materials	Point 3	α -Ti (hcp)	13	1	-	76	0	10
	Point 4	α -Ti (hcp)	11	1	-	81	0	7
	Point 5	α -Ti (hcp)	12	0	-	79	0	9

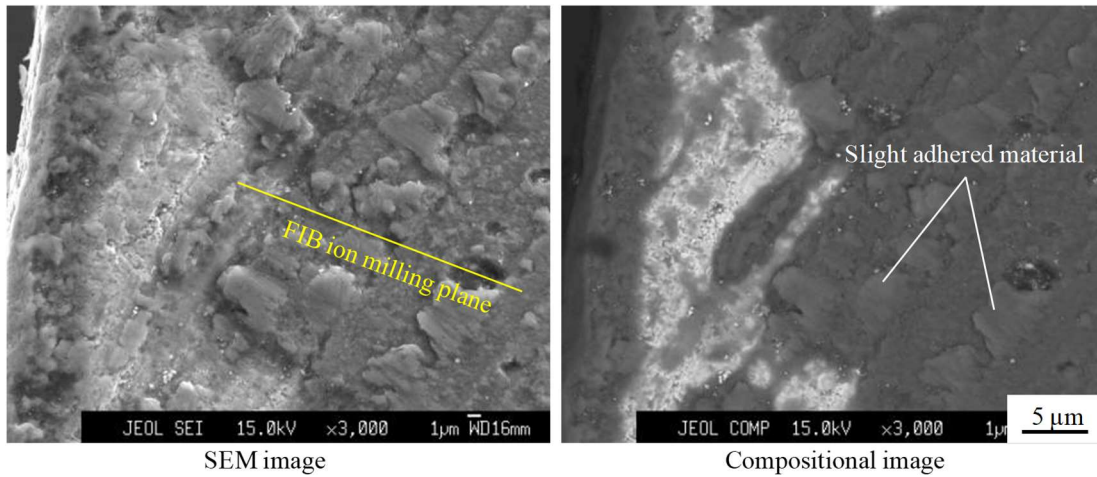


Fig. 6.9 SEM and compositional images of the coated cutting edge on the rake face after machining of Ti-6Al-4V alloy. TiN coated end-mill tool, cutting speed $V = 60$ m/min, feed rate $f = 0.04$ mm/tooth, $a_p = 6$ mm, $a_e = 0.3$ mm, cutting length $L = 1$ m, coating thickness: $2 \mu\text{m}$.

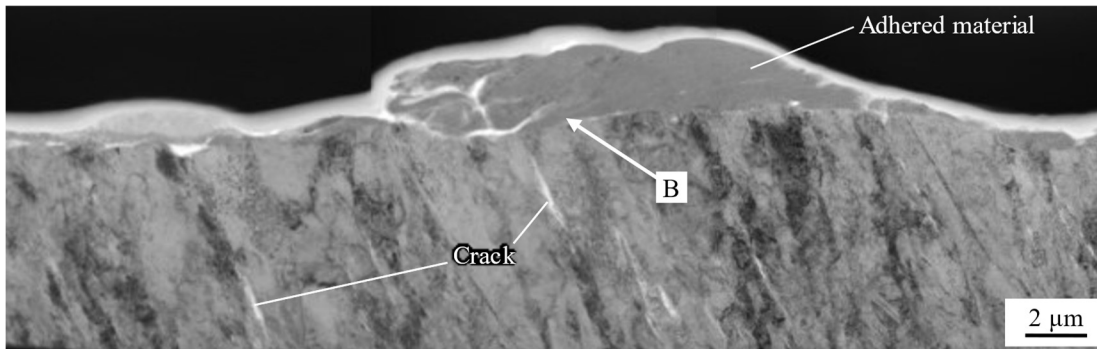


Fig. 6.10 Cross-sectional TEM images in wear and fracture area on the cutting edges after machining of Ti-6Al-4V alloy. The observation area corresponds to the milling position shown in Fig. 6.9.

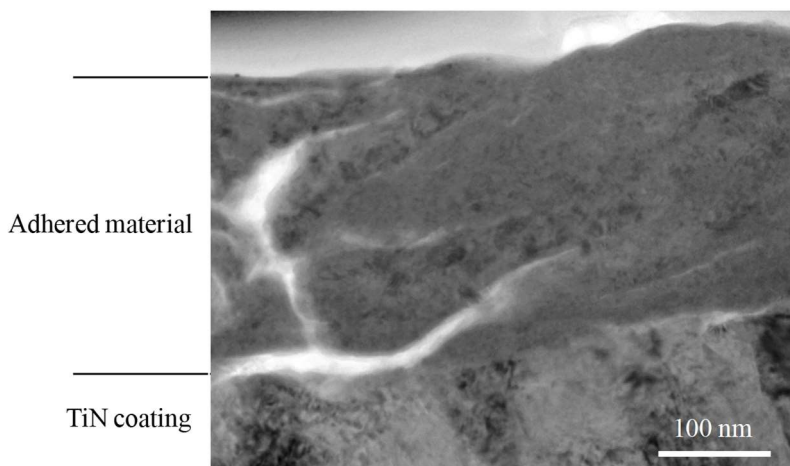


Fig. 6.11 Cross-sectional TEM images in wear and fracture area on the cutting edges after machining of Ti-6Al-4V alloy. The observed area corresponds to the point shown in Fig. 6.10-B.

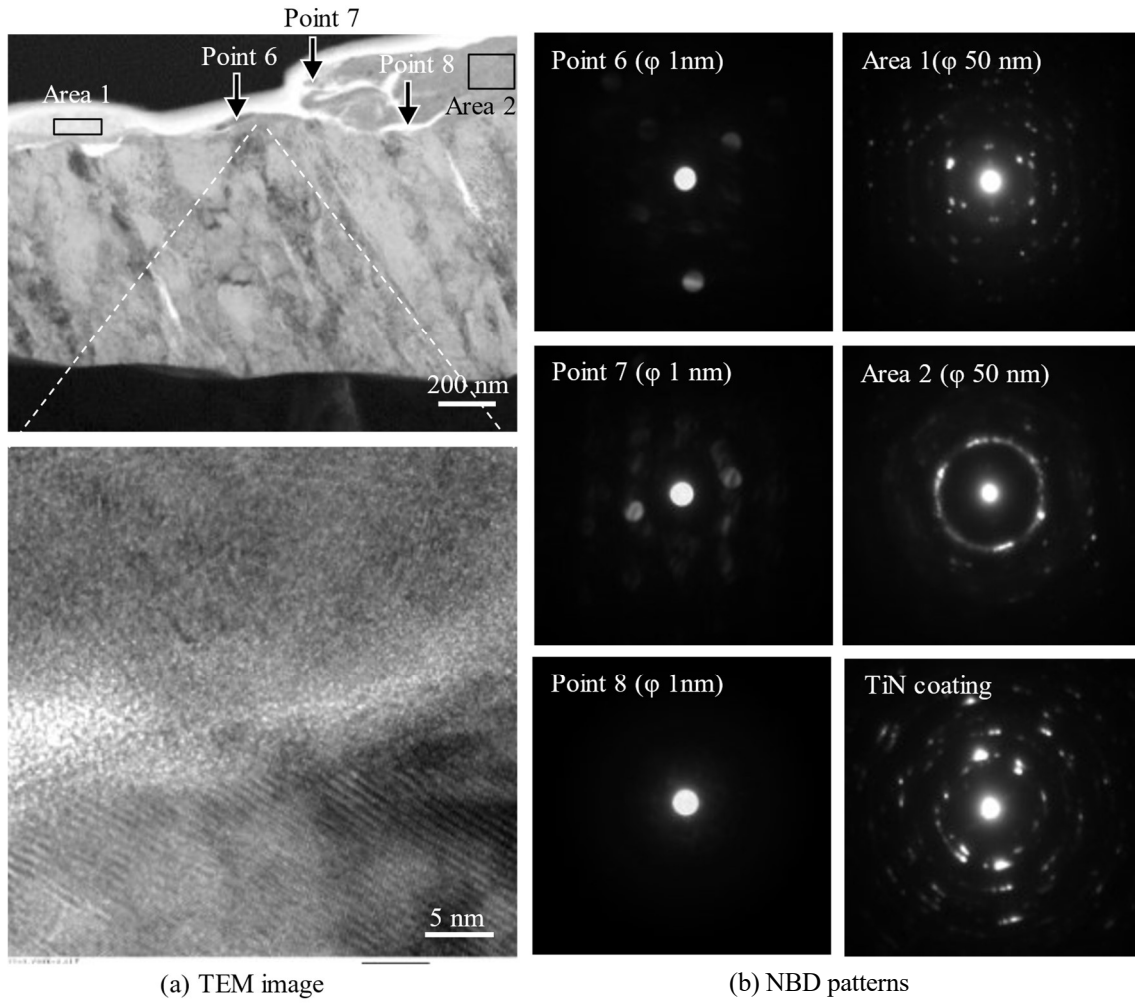


Fig. 6.12 High-resolution TEM images and nanobeam diffraction patterns at the interface of the TiN coating and adhered material. The observed area corresponds to the point shown in Fig. 6.10-B.

Table 6.3 TEM-EDS results at the adhered material and interface between the adhered material and TiN coating. The analyzed area corresponds to the areas shown in Fig. 6.12.

Analysis position	(at. %)								
	Ti	V	Al	Co	Fe	Ca	Sn	Cr	O
Point 6	24	—	5	1	—	4	30	—	36
Point 7	5	1	2	3	46	1	—	3	39
Point 8	27	1	5	—	—	—	—	—	67
Area 1	—	—	1	—	—	11	—	—	87
Area 2	77	3	8	—	—	—	—	—	12

6.4 Ti合金断続切削時における工具逃げ面の損傷モデル

Fig. 6.13(a)は Ti-6Al-4V 合金断続切削時の逃げ面におけるコーティング損傷状態を概念図にまとめたものである。損傷部の表面および断面観察の結果、切削中にはコーティング損傷部直上に凝着物が存在し、その凝着物が脱落する際にコーティングを取り去ったと考えられた。そこで、凝着物が被削材（仕上げ面）とコーティングとの間に存在するとし、コーティング、凝着物、被削材（仕上げ面）からなる概念図を作成した。凝着物／コーティング界面においては、わずかに O の存在が確認されたが、凝着界面の一部に結晶方位関係が確認されたことを示している。また、コーティング内部に基材に対して平行方向にクラックが発生しており、その深さは表面から 0.5 μm 程度であったことを記した。このクラックは被削材とコーティングの接触界面に摩擦力と垂直力が働いたことにより、コーティング内部にせん断応力が生じたことに起因すると考えられる。

ここで、2つの円筒の線接触の応力分布はヘルツ接触理論³⁾によって求められる。J.O. Smith ら⁹⁾はこれを用いて、2つの円筒が接触する場合、接触面に対する法線力と接線力を考慮した内部応力分布の算出方法を報告している。切削工具と被削材の接触面についても上記の算出方法が適用できるとし、工具内に生じる最大せん断応力の分布を算出した結果を Fig. 6.13(b)に示す。最大せん断応力が最大となる位置は、接触面に対する法線力と接線力の比によって異なり、接線力／法線力の値が大きくなると最大せん断応力が最大となる位置は表面側に近づく。

第5章では Alloy 718 を断続切削したときのエンドミルの逃げ面において、コーティング内に基材に平行にクラックが生じたことが観察されており、そのときのコーティング表面からクラックまでの距離は 1 μm 程度であった⁷⁾。Fig. 6.14 に Alloy 718 切削時を対象とした損傷モデルの概念図を Ti-6Al-4V 合金切削時の概念図 (Fig. 6.13) と比較する形で示した。ここで、工具形状は同じであるため、工具と被削材は幾何学的に同程度の長さで接し、被削材の弾性変形による接触幅が増える影響は小さかったと考え、接触幅は同じと仮定した。実際に観察されたクラックの位置が Ti-6Al-4V 合金の方が Alloy 718 切削時に比べて表面側に近い位置に生じたことは、Ti-6Al-4V 合金切削時の接線力／法線力の値は、Alloy 718 切削時に比べて大きかったことを示唆する。これは、Ti-6Al-4V 合金切削時の凝着界面には、結晶方位関係が観察されたことから、結果的に凝着物が工具表面をしゅう動することが難しく、接触界面に生じる接線力が高くなったためだと推察される。

両被削材の切削抵抗について、Alloy 718 切削時の抵抗は Ti-6Al-4V 切削時のものより 2 倍程度大きく、工具摩耗速度も Alloy 718 の方が Ti-6Al-4V 合金切削時よりも高い。すなわち、界面にはたらく摩擦力（接線力）は Alloy 718 の方が大きい。一方で、Ti-6Al-4V 切削時は法線力と接線力のいずれも Alloy 718 に比べて低いが、その比は Alloy 718 に比べて大きいと考えると Ti-6Al-4V 合金切削時のクラック発生位置が Alloy 718 切削時のクラックの発生位置よりも表面側にあったことと符合する。

以上のことから、結晶方位関係があることで接線力が法線力に比べて相対的に高まり、工具に加わる最大せん断応力位置が表面側に近づいたと考えられる。これまで、結晶方位関係が存在すると界面強度が高くなると考察してきたが、断続切削時の逃げ面のコーティング損傷状態を調べたことで、間接的ではあるものの、その妥当性を検証できたと考える。

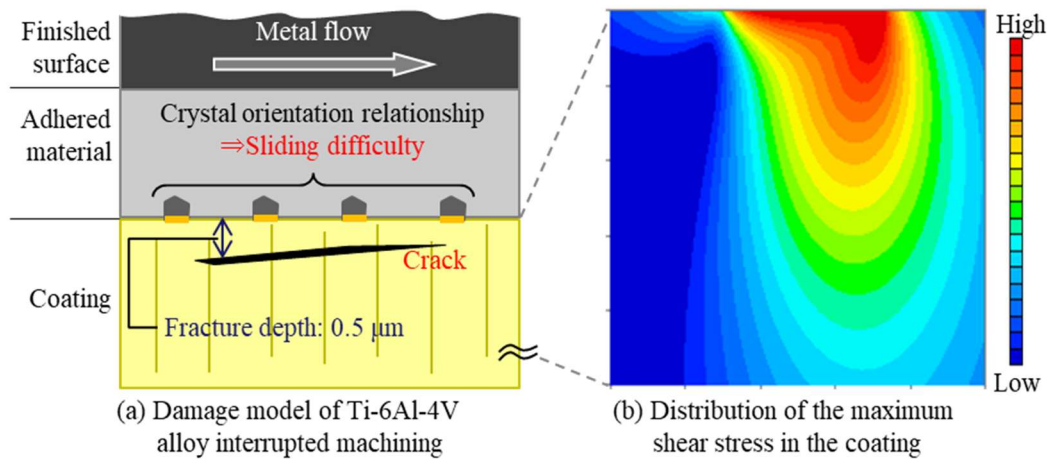


Fig. 6.13 Damage model of the coating on the flank face during interrupted machining of Ti-6Al-4V alloy, and distribution of the maximum shear stress in the coating.

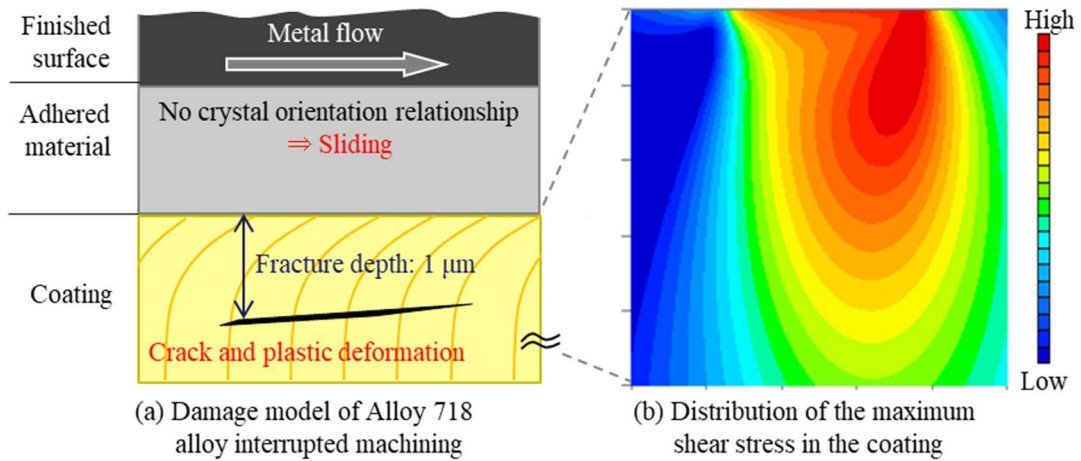


Fig. 6.14 Damage model of the coating on the flank face during interrupted machining of Alloy 718, and distribution of the maximum shear stress in the coating.

6.5 Ti-6Al-4V 合金切削時の工具損傷幅とコーティングの欠陥量の関係

Ti-6Al-4V 合金断続切削時のコーティングの破壊は、工具と被削材の接触によってコーティング内部に作用したせん断応力により、クラックが発生したことが原因と考えられた。Fig. 6.13(b)のようにせん断応力がある範囲に分布した場合、材料中に欠陥があるとそれに応力が集中し、そこを起点とした破壊が生じると推察される。例えば、均一な応力場に球状の異物が存在した場合、これにかかる応力集中は周辺の応力の2倍程度にもなる²⁾。そのため、材料内部からの破壊が原因と考えられる損傷においては、材料中の欠陥量の影響は大きいと推測される。PVD法によって成膜されたコーティングには、多種の欠陥が含まれており⁸⁾、特にドロップレットはコーティングの破壊の起点となることが報告されている⁹⁾¹⁰⁾。そこで、Ti-6Al-4V 合金切削時における膜内欠陥量とコーティングの損傷状態について評価し、破壊に及ぼす欠陥量の影響について調べることを試みた。

Fig. 6.15 に電子線照射による急速加熱後の(Ti,Al)N コーティング表面の組成像観察結果を示す。Fig. 6.15(a)~(c)はドロップレットを含む Arc 法によって成膜された膜厚の異なる試料である。コーティングが厚くなるにつれ、クラックの発生本数が増大したことがわかる。クラックはコーティングに含まれる欠陥（ドロップレット）に応力集中し、そこを起点として発生したとみられる形跡を示した。同じ膜厚 3 μm 同士の(b)Arc 法と(d)SP 法により成膜した場合を比較すると、ドロップレットを含まない SP 法で成膜された場合は、応力集中が起こり難いためか、一つひとつのクラックが湾曲しながら進展することで、応力を開放した形態を示した。これは、Arc 法で観察されるように、ドロップレットに応力集中することによって、一か所からクラックが生じる形態とは異なった。コーティングの膜厚が厚く、膜内欠陥の絶対量が多いと、クラックが多く発生し、欠陥量が少ない成膜方法を適用するとクラック発生量が低減する傾向が確認された。したがって、応力集中によって起こるコーティングの破壊を抑制するためには、コーティング内の欠陥量の低減が有効と考えられる。

Fig. 6.16 は Fig. 6.15 と同じ(Ti,Al)N をエンドミルに成膜し、Ti-6Al-4V 合金を断続切削した後の逃げ面の組成像観察結果である。(b)'の工具のみ、成膜後に表面の磨き処理を行い、表面欠陥を除去した。それ以外の工具表面はコーティングしたままであり、成膜後の表面の磨き処理は行っていない。そのため、Arc 法で成膜したものは表面にドロップレットが多数観察された。摩耗幅の大きさは、Fig. 6.15 の電子線照射試験で得られたクラックの発生量と相関があり、コーティング内の欠陥量が少ないほど摩耗幅が小さくなる傾向を示した。成膜後の表面研磨の有無を比較すると、表面研磨することで僅かに損傷幅が低減した。しかし、損傷形態に大きな差は見られず、破壊形態を示した。つまり、表面欠陥よりも内部欠陥の方が、損傷に対する寄与率が高かったことを示唆する。このことは、Fig. 6.13 のコーティング内部に生じた最大せん断応力によってクラックが生じたことを示す損傷モデルとも符合する。なお、コーティングの損傷は工具基材成形時についた研削痕に沿って生じたようにも観察されたことから、Ti-6Al-4V 合金切削用工具には、成膜前の表面状態の平滑性も求められると推察される。

以上から、Ti 合金切削用工具のコーティング損傷を抑制するには、切削時にコーティング内に生じるせん断応力の集中を避けるために、コーティング内のドロップレット量の低減が有効であると考えられる。

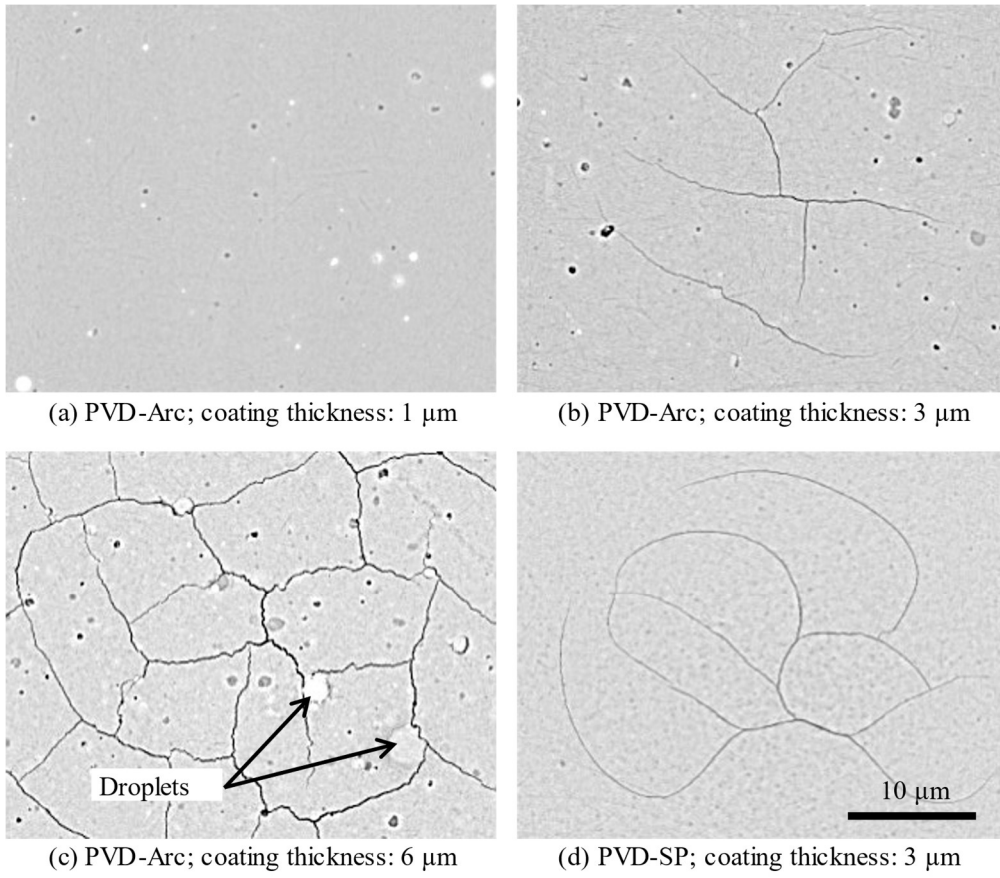


Fig. 6.15 Compositional images of the (Ti,Al)N coating surface after rapid heating test by electron beam irradiation. Coating thickness; (a) 1 μm , (b) 3 μm , (c) 6 μm , (d) 3 μm . (a), (b), (c) were deposited by arc method, (d) was deposited by sputtering method.

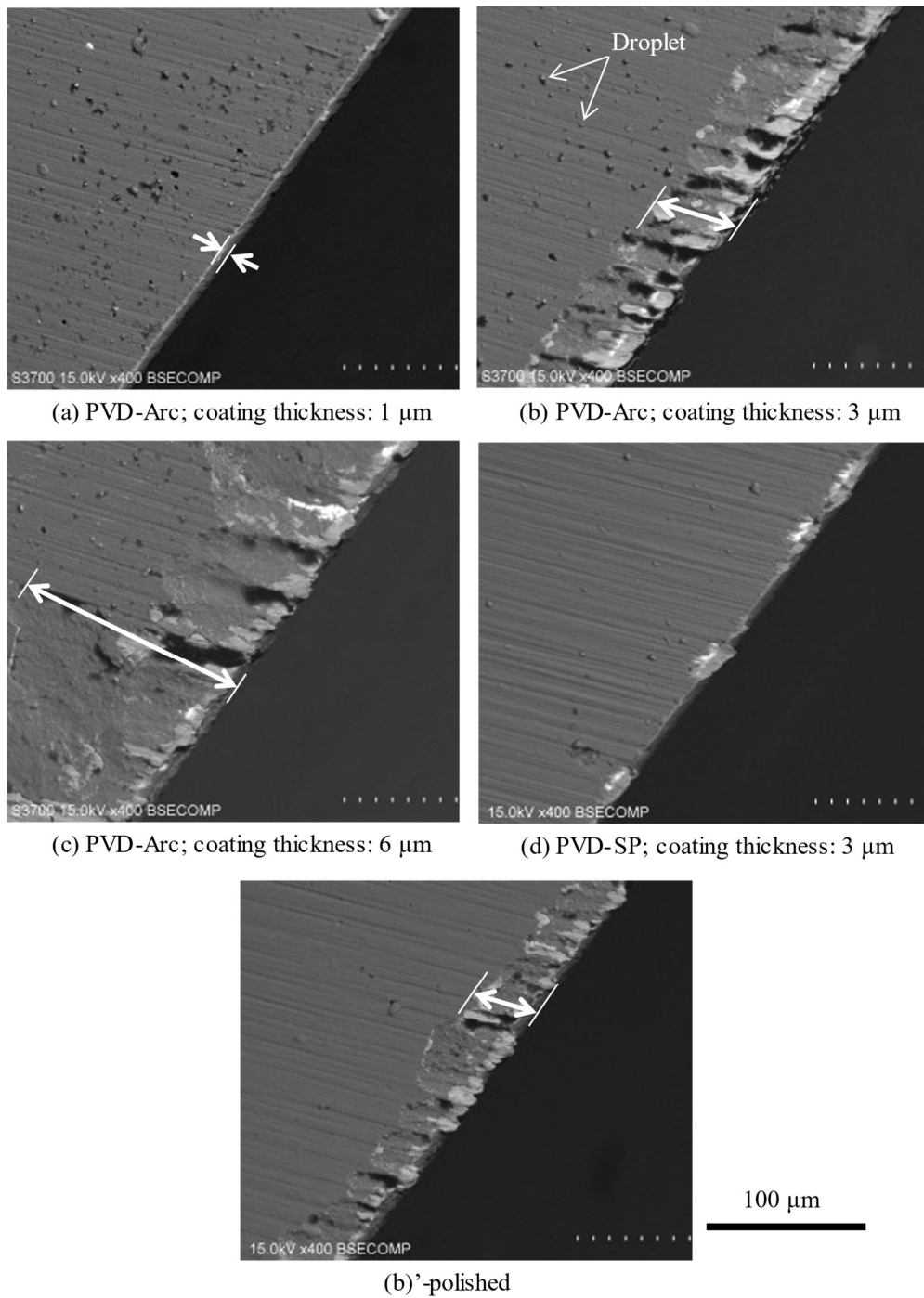


Fig. 6.16 Compositional images of the (Ti,Al)N coated cutting edges after machining of Ti-6Al-4V alloy. Coating thickness: (a) 1 μm , (b) 3 μm , (c) 6 μm , (d) 3 μm . (a), (b), (c) were deposited by arc method, (d) was deposited by sputtering method.

6.6 Ti合金加工用工具の開発指針

Fig. 6.17に、第4章で調べた連続切削時の損傷形態と本章で調べた断続切削時の工具損傷形態に基づき、損傷モデルをまとめた。また、これらの観察結果に基づき、Table 6.4に、Ti合金加工用工具の開発指針をまとめた。

Ti合金切削加工時には、凝着物がコーティングに緻密に付着し、部分的に結晶方位関係を生じた。このような凝着界面は単に付着しただけの状態よりも凝着力が高く、凝着物とコーティングは互いに拘束し合った状態と推察される。そのため、凝着物がせん断破壊されたとき、凝着物のみの破壊に留まらず、クラックがコーティングへ伝播し、結果的にコーティングが凝着物と共に持ち去られる凝着摩耗の現象が生じたと考えられた。旋削加工（連続切削）時のすくい面の損傷は、切りくずと凝着物の界面に働いた摩擦力により、凝着物が破断したことによって破壊が開始したと考えられる。特に脆性的な特性を有するセラミックコーティングでは、クラックの伝播を抑制することは困難であったと推察される。逃げ面は被削材の仕上げ面とコーティングの界面に摩擦力が働き、コーティング内のドロップレットなどの欠陥にせん断応力が集中し、破壊が生じたと考えられる。

連続切削時の工具すくい面においては、凝着物／コーティング界面が緻密に付着した状態が観察されており、コーティングの摩耗進行速度が高く、損傷抑制のための有効な対策は見出せなかった。現段階では、硬質粒子が適切な金属相量で焼結された超硬合金を十分に冷却しながら使用することが対策となる。

断続切削時の逃げ面においても、連続切削同様に、凝着摩耗による損傷であったため、有効な対策を見出すことは困難であった。逃げ面における損傷要因は、せん断応力がコーティング内部の欠陥に集中することとみられ、欠陥量を低減することが有効であることがわかった。そのため、せん断応力の集中箇所を低減するためにドロップレットの少ないPVD-SP法で成膜し、膜厚を薄くすることが損傷抑制に有効である。また、表面の平滑性を上げてからコーティングすることも、破壊の抑制に有効であった。

凝着が起こったときに結晶方位関係を生じずに、凝着物の付着力を低減するようなコーティングの組成、結晶構造、配向は、現段階では不明である。これらを明らかにすることが、Ti合金加工用のコーテッド工具を開発するために本質的に重要になると考えられる。

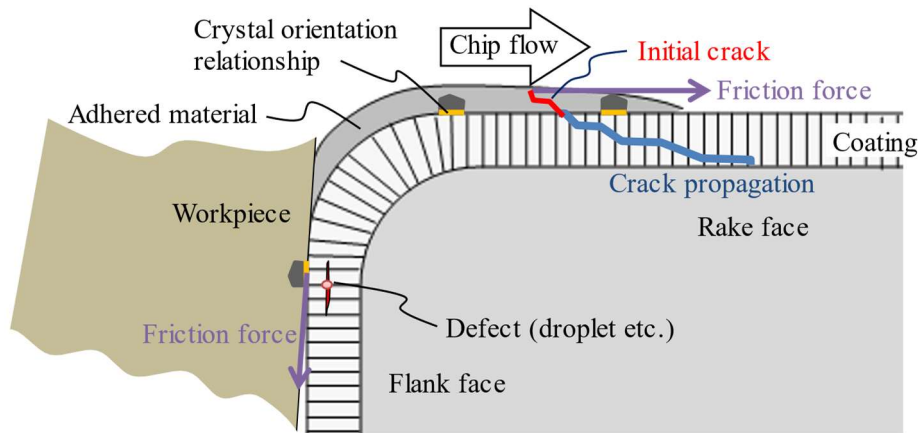


Fig. 6.17 Damage model of PVD-Arc coated cutting tool while cutting of Ti-6Al-4V alloy.

Table 6.4 Required coating properties for cutting Ti-6Al-4V alloy.

Wear mode	Damage	Damage factor	Required coating properties	Development guidelines for tool coating
Adhesive wear	Cracks in the coating Destruction of the coating	High frictional force	High toughness	— Cemented carbide — Un-known Applying the CVD or PVD-SP coatings Optimized thinner coating thickness Polishing the coating and the substrate surface
		Strong adhered by Crystal orientation relationship	Non crystal orientation relationship with adhered material	
		Stress concentration	Few defects in the coating	

6.7 結言

Ti-6Al-4V 合金をコーテッドエンドミルを用いて断続切削したときの逃げ面摩擦状態を観察し、コーティングに必要とされる特性について検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) コーティングの損傷は破壊形態を示し、平滑な摩擦形態は観察されなかった。コーティングの膜厚が薄くなるにつれ、破壊領域が縮小する傾向を示した。
- (2) 逃げ面損傷部の断面 TEM 像観察結果は、コーティングは塑性変形せず、基材表面に平行方向に生じたクラックによって破壊したことを示した。クラックは表層から 0.5 μm 程度の深さに生じ、これらが連結することでコーティングが破壊したと考えられる。
- (3) 断続切削時においても連続切削時と同様に凝着物／コーティングの界面の一部に、結晶方位関係が確認された。
- (4) コーティング損傷部に観察されたクラックの発生位置は、被削材（仕上げ面）／コーティング界面に働いた摩擦力と垂直力が原因とした損傷モデル図を提案した。Ti 合金切削時には、結晶方位関係があることで接線力が法線力に比べて相対的高くなることが示唆された。
- (5) コーティングの損傷は、切削時にコーティング内に生じるせん断応力がドロップレットなどの欠陥に応力集中することで生じたと考えられた。コーティング内のドロップレット量が少ないほどコーティングの摩擦が、軽減される傾向を確認した。

以上を含め、Ti 合金加工用工具の工具開発指針を以下にまとめた。

- ・ 靱性の高い超硬合金を適用し、Co 相の軟化を防ぐために刃先の冷却を強化する。
- ・ コーティングを適用する場合は、膜内の欠陥量を低減するため、PVD-Sputtering 法もしくは CVD 法を適用し、膜厚は薄くする。
- ・ 凝着物との結晶方位関係を生じないコーティング材料を探索する。

参考文献

- 1) Y. Choi, S. Jeon, M.S. Jeon, H.G. Shin, H.H Chun: Crack propagation behavior of TiN coatings by laser thermal shock experiments, *Appl. Surf. Sci.*, 258 (2012) 8752.
- 2) 土田栄一郎: 球状欠陥による応力集中, *日本機械学会誌*, 79, 693 (1976) 7.
- 3) T. Shioya, Y. Matsuo, T. Hattori, H. Kawada, *Fractography-Analysis and Case Studies*, Technosystem Co. Ltd, (2010) 68.
- 4) Y. Kimura, *Fracture theory of wear*, *J. Jpn. Soc. Precis. Eng.*, 59 (1993) 186.
- 5) 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.
- 6) J.O. Smith and C. K. Liu: Stresses Due to Tangential and Normal Loads on an Elastic Solid with Application to Some Contact Stress Problems, *Trans. ASME. J. Appl. Mech.*, 20, 2 (1953) 157.
- 7) 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.
- 8) Panjan, P. Gselman, D. Kek-Merl, M. Čekada, M. Panjana, G. Dražić, T. Bončina, F. Zupanić: Growth defect density in PVD hard coatings prepared by different deposition techniques, *Surf. Coat. Technol.*, 237, (2013) 349.
- 9) S. Koseki, K. Inoue, H. Usuki: Damage of physical vapor deposition coatings of cutting tools during alloy 718 turning, *Precis. Eng.*, 44 (2016) 41.
- 10) 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. Technol.*, 283, 15 (2015) 353.

第7章 結論

Ni 基超耐熱合金および Ti 合金は、航空機産業やエネルギー、発電産業において重要な部材に適用されている。これらは優れた材料特性を有するが、典型的な難削材として知られており、切削加工時の工具の摩耗進行速度が高く、高精度・高能率に加工することが難しい。近年、工作機械の剛性向上、制御機能の充実、クーラントの性能向上や塗布方法の開発などにより、切削加工システムの高機能化が進むなか、各々の性能を最大限に引き出し、安定的に運用可能なシステムを構築するためには、切削加工時の工具損傷機構を明らかにし、耐久性に優れた工具材料を開発することが求められる。

工具損傷については、過去より多くの研究がなされてきたが、その多くは巨視的な観察結果に基づくものであり、特に数ミクロンのコーティングが成膜されたコーテッド工具の損傷状態を微視的な観点で調査した報告は少なく、十分に解明されているとはいえない。

本研究では、Ni 基超耐熱合金および Ti 合金それぞれの代表的材料である Alloy 718 と Ti-6Al-4V 合金を被削材とし、切削加工時の工具損傷状態を微視的に観察することで、損傷機構を明らかにし、工具開発指針を得ることを目的とした。本検討では、工具材料に主として TiN コーテッド工具を用いた。TiN コーティングは切削工具に用いられる材料として基本的な特性を有しているが、その性能は高くはないため、近年の開発材に比べ損傷状態の観察に適すと考えた。また、工具形状を揃えた検討を行い、被削材を変えたときの工具損傷状態を比較することで、各材料の難削性要因について考察した。

第 2 章では、Ni 基超耐熱合金 Alloy 718 を PVD コーテッド工具で連続切削したときの工具損傷状態を切削距離毎に観察し、TiN コーティングの摩耗過程を調査した。工具損傷部を観察した結果、切削初期から工具表面に凝着物が付着し、その組成は Alloy 718 そのものであることを確認した。凝着物／コーティング界面において、酸化や原子の相互拡散を伴う物理化学的な反応および結晶の整合性は確認されなかったため、凝着物は物理的もしくは力学的に付着したものと考えられた。工具摩耗は、凝着物直下におけるコーティングの塑性変形と微細破壊によるものであることを観察により明らかにした。また、塑性変形したコーティング内部に、基材に対して平行方向にクラックが生じることで比較的大きな単位で摩耗したことを確認した。切削初期の逃げ面においては、コーティングに含まれる欠陥（ドロップレット）を起点とした破壊形態を伴う摩耗の痕跡が確認された。これらの損傷形態は、主として凝着摩耗と疲労摩耗が生じたことを示し、工具表面に作用した摩擦力がコーティングの高温強度を超えたことが損傷要因であると考えられた。なお、逃げ面については被削材に含まれる(Nb,Ti)C 粒子による三元アブレシブ摩耗の要素が加わったことで、摩耗速度が増加したと考えられた。以上のことから、工具の各部位における摩耗形態を分類するとともに、コーテッド工具の損傷モデルを提案した。

第 3 章では、Alloy 718 連続切削時の工具表面温度と工具にかかる抵抗を調べ、コーティングの高温特性と関連付けることで、コーティングに求められる特性について検討した。Alloy 718 切削時の切削温度と切削抵抗は他の比較材と比べて高く、切削速度 $V = 30 \text{ m/min}$ のときの刃先の局所温度は $820\text{-}950 \text{ }^\circ\text{C}$ 程度と推定され、この温度域における工具と被削材の硬さの差が小さくなったことが工具損傷の原因であると考えられた。また、第 2 章で提案した工具損傷モデルに基づき、損傷抑制効果が期待できる特性を付与した PVD コーテッド工具の切削性能を評価し

た。加えて、成膜方法の異なる TiN コーティングの損傷形態を評価した。PVD-SP 法と CVD 法で成膜されたコーティングはドロップレットを含まないため、応力集中による破壊が起こらずに平滑な逃げ面摩耗形態を呈した。ドロップレットの低減は特に切削初期における摩耗抑制の効果が大きいことがわかった。PVD 法により成膜した (Al,Cr,Si)N コーティングと CVD 法により成膜した TiN コーティングは、切削温度域を想定した熱負荷試験後に硬さの変化が小さく、軟化抵抗が高いことがわかった。軟化抵抗と高温硬さが高いほど定常摩耗進行速度が低く、コーティングの塑性変形が抑制されることを確認した。これらの結果は、第 2 章で提案した工具損傷モデルの妥当性を示した。

次いで、工具損傷に及ぼすコーティング特性の影響を調べるために、成膜方法の異なる TiN コーテッド工具を準備し、熱負荷前後における特性変化の度合いを耐熱性として評価し、切削性能との関係性について考察した。熱負荷後に生じた PVD コーティングの硬さ低下は、高温域でのひずみの解放、原子の再配列、結晶子径の増大、柱状粒子の成長が要因と考えられた。ドロップレットを含まず、高温での組織安定性に優れた CVD コーテッド工具は、PVD コーテッド工具に比べ、初期摩耗と定常摩耗進行速度がいずれも小さく、優れた切削性能を示した。高温での耐塑性変形性を向上させるためには、組織の微細化、切削温度域で分解しない組成による固溶強化など、金属材料と同様の強化機構が適用できると考えられる。

以上のことから、長時間高温に曝される Ni 基超耐熱合金の連続切削加工用の工具には、コーティングの欠陥が少なく、高温における組織安定性が高く、軟化抵抗に優れ、微細化により硬さを高めた CVD コーティングが適することを見出した。

第 4 章では、第 2 章と同様の手法により、Ti-6Al-4V 合金を PVD コーテッド工具で連続切削したときの工具損傷状態を調査した。観察結果を第 2 章で調べた Alloy 718 切削時の損傷状態と比較することで、それぞれの難削性の違いについても考察した。

Ti-6Al-4V 合金切削時のコーティングの損傷部には、平滑な摩耗形態は観察されず、脆性的な破壊形態が確認された。コーティングの損傷速度は超硬合金のそれと比べて高かったため、コーティングには延性的特性が求められることが示唆された。損傷部近傍のコーティング表面には 100 nm 以下に微結晶化した凝着物 (α -Ti) が緻密に付着しており、凝着物/コーティング界面の一部に結晶方位関係が認められた。界面における反応層の形成や特定成分の濃化は確認されなかったが、この結晶方位関係を有する凝着界面は高い付着強度を有し、凝着物とコーティングは互いに拘束された状態にあると考察した。この微結晶化した凝着物は降伏応力が高く、破断しやすい特性を有していることを考慮すると、Ti-6Al-4V 合金切削時のコーティングの破壊は、凝着物の破断に伴い生じたクラックがコーティングに伝播することで起こったと考えられた。一方で、Alloy 718 切削時の工具表面においても 100 nm 以下に微結晶化した凝着物が付着していたが、凝着物/コーティング界面に結晶方位関係は認められなかった。この凝着物は降伏応力と破断ひずみが共に大きく、破断せずにコーティング上をしゅう動したことで、凝着界面に高いせん断力が作用し、コーティングの軟化と塑性変形が生じたと考えられた。このように、Ti-6Al-4V 合金および Alloy 718 切削時の工具のコーティング損傷状態の観察結果を比較することで、コーティングの損傷は、凝着物/コーティング界面の結晶方位関係の有無による界面強度（付着強度）と凝着物の破断強さの影響を受けると考え、それぞれの材料を切削した際のコーティング損傷を説明できる損傷モデルを提案した。Ti-6Al-4V 合金切削時にコーティングの損傷

を軽減するためには、凝着物と結晶方位関係を生じない結晶構造，配向状態などを明らかにすることが必要であり，これが Ti 合金の切削加工用のコーティング材料を開発するための本質的な課題であると考えられた。

コーティングに比べ摩耗進行速度が低く，Ti 合金切削用の工具材料として適すると考えられた超硬合金の摩耗は，WC-Co の複合粒子の脱落によって生じたことを明らかにした。これは切削熱による Co の軟化によって，WC 粒子を保持する力が低下したためと考えられ，耐摩耗性を向上させるには，刃先の冷却強化が有効と考えられた。

第 5 章と第 6 章では，エンドミルにより断続切削したときの工具損傷状態について調べ，連続切削時（第 2 章，第 3 章，第 4 章）の損傷形態と比較し，損傷要因の差異について検討した。

第 5 章では，Alloy 718 断続切削時の PVD コーティングの損傷状態について，主に逃げ面損傷部に着目して調査した。その結果，損傷状態は第 2 章で調べた連続切削時と同様であり，コーティングに塑性変形と，基材に対して平行方向にクラックが生じたことを確認したことから，凝着摩耗および疲労摩耗が生じたと考えられた。凝着物／コーティング界面には酸素を含むアモルファス層が観察されたが，酸化摩耗の影響は小さいと判断した。コーティング内に生じたクラックは切削加工中の高い摩擦力が原因と推定された。第 3 章の結論に基づけば，高温下の切削には，CVD コーティングが適すると考えられたが，エンドミルへの CVD 法の適用は，工具精度や刃先強度の観点から困難であるため，損傷対策は PVD 法により検討した。組成の異なる PVD コーテッド工具を準備し，切削加工中の摩擦力および軟化抵抗を測定し，損傷抑制効果を調べた。その結果，摩擦力が小さくなるほど，軟化抵抗が高いほど，損傷抑制効果が高いことを実験的に検証した。このことから，損傷要因は連続切削時と同様であり，高温下の高い摩擦力であると考えられた。なお，断続切削は連続切削に比べ，切削中の熱影響は小さいので，PVD 法の選択が可能である。検討した PVD コーティングの組成の中では，推定切削温度における軟化抵抗が最も高く，切削中に低摩擦力を示すコーティング組成（高 Al 含有 (Al,Ti)N）の適用が工具損傷抑制に有効であることを確認した。

第 6 章では，Ti-6Al-4V 合金断続切削時の PVD コーティングの損傷状態について，主に逃げ面に着目して調査した。損傷状態は連続切削時と同じく破壊形態を示し，平滑な摩耗形態は観察されなかった。コーティングに塑性変形は観察されず，基材に対して平行方向に生じたクラックを起点した破壊形態が観察された。このクラックは，第 5 章の Alloy 718 断続切削時に観察されたものと同様の機構，すなわち高い摩擦力によって生じたものと考えられた。なお，凝着物／コーティング界面の一部では結晶方位関係が確認されており，凝着界面の強度は高いと考えられた。コーティング内に生じた基材に平行なクラックは，コーティング表面に高い摩擦力が作用し，コーティング内部においてせん断応力が最大となった位置の近傍で，ドロップレットなどの欠陥に応力集中したことが原因であり，コーティング内のドロップレット量が少ない PVD-SP 法の適用やコーティングの薄膜化によって軽減できることを確認した。

以下に、各章の検討結果に基づいて立案した Ni 基超耐熱合金および Ti 合金を切削加工するための工具開発指針を示す。

○ Ni 基超耐熱合金の切削加工用工具の開発指針（第 2 章，第 3 章，第 4 章，第 5 章）

凝着摩耗主体：凝着は物理的，力学的なもので，凝着面は互いに結合されていない。

損傷形態：凝着物のしゅう動に伴う摩擦力によるコーティングの塑性変形と微細破壊。

対策：コーティングの高温強度の向上。

コーティング内のひずみ量が少なく，組織安定性の高い材料選定。

工具表面形態の平滑化。

切削抵抗が小さくなるコーティング組成の適用。

(1) 連続切削用工具

・初期摩耗低減のため，コーティング内の応力集中による破壊の起点（たとえばドロップレット）を低減する。

・定常摩耗速度低減のため，高温硬さの向上，組織の微細化，組織安定性の高い組成を選定する。

上記の特性は，CVD 法の適用により実現可能である。

(2) 断続切削用工具（エンドミルのような比較的軽切削の条件）

・連続切削用工具の開発指針に則るが，工具形状から CVD 法の適用が困難の場合，PVD 法を適用し，切削中の摩擦力が小さくなる組成を選定する。

・コーティングの膜厚をせん断応力が最大となる深さより薄くする。

上記特性は，PVD 法による高 Al 含有組成を薄く成膜することで達成可能である。

○ Ti 合金の切削加工用工具の開発指針（第 4 章，第 6 章）

凝着摩耗主体：凝着界面は結晶方位関係を伴い，凝着面は互いに拘束されたと推定。

損傷形態：凝着物の破断に伴うクラックがコーティングに伝播したことによる破壊。

対策：凝着物との結晶方位関係を生じないコーティング材料の探索。

靱性の高い超硬合金を適用し，Co 相の軟化を防ぐために刃先の冷却を強化。

コーティング適用時は，コーティング内の応力集中による破壊の起点を低減。

連続切削，断続切削時に関わらず，コーティングによる摩耗抑制効果は小さい。

工具損傷状態の微視的観察結果に基づき，Ni 基超耐熱合金と Ti 合金切削加工時の工具損傷機構を明らかにした。また，それぞれの被削材についての工具開発指針をまとめた。今後，被削材の特性向上により，ますます難削性が高まることが予想されるが，本研究で調べた Alloy 718 や Ti-6Al-4V 合金と類似の特性を有する被削材に対しては，本知見を活かした工具開発や加工方法への展開が可能であると考えられる。

本論文に関する発表論文，特許

発表論文

- 1) S. Koseki, K. Inoue, H. Usuki: Damage of physical vapor deposition coatings of cutting tools during alloy 718 turning, *Precision Engineering*, 44 (2016) 41-54.
- 2) 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, *Surface and Coatings Technology*, 283 (2015) 353-363.
- 3) 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 Engineering Materials*, Vols 656-657 (2015) 191-197.
- 4) 小関秀峰, 井上謙一, 臼杵年: Alloy 718旋削加工時のPVDコーテッド工具の逃げ面摩耗, *精密工学会誌*, 82, 5 (2016) 460-466.

参考論文

- 1) S. Koseki, K. Inoue, K. Sekiya, S. Morito, T. Ohba, H. Usuki: Wear mechanisms of PVD coated cutting tools during continuous cutting of Ti-6Al-4V, *Precision Engineering*, (2016) in Press.
- 2) 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) 372-377.

口頭発表

- 1) 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, *The International Conference on Machining, Materials and Mechanical Technologies (IC3MT 2014)*, August 31 to September 5, 2014, Taipei, Taiwan. (Oral Session)
- 2) S. Koseki, K. Inoue, K. Uehara, H. Usuki: Required coating properties for turning process of Inconel 718 machining, *14th International Conference on Plasma Surface Engineering*, September 15 to 19, 2014, Garmisch-Partenkirchen, Germany. (Poster Session)
- 3) 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皮膜損傷状態, 2013年度精密工学会秋季大会学術講演会, 9月, 関西大学.
- 4) 小関秀峰, 井上謙一, 緒方真, 上原一剛, 臼杵年, 鹽津 陵雅: Ti-6Al-4V合金切削加工時のPVD皮膜損傷状態, 2015年度精密工学会秋春季大会学術講演会, 3月, 東洋大学.

特許出願

- 1) 硬質皮膜被覆工具及びその製造方法, WO2014/054591
- 2) 被覆切削工具及びその製造方法, 特許第 5673904 号
- 3) 高温下での耐塑性変形性に優れる切削工具用 WC 基超硬合金および被覆切削工具ならびにこれらの製造方法, 特許第 5851826 号
- 4) チタン又はチタン合金加工用の被覆切削工具及びその製造方法並びにそれを用いたチタン又はチタン合金の加工方法, 特開 2015-33757
- 5) 被覆切削工具, 特開 2015-110259

- 6) 被覆切削工具およびNi基超耐熱合金の切削方法, 特開 2015-168047
- 7) 被覆工具, 特開 2016-32861
- 8) 被覆切削工具, 特開 2016-64488

謝辞

本研究をまとめるにあたり、ご指導、ご助言を頂きました島根大学総合理工学研究科教授 臼杵 年 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 大庭 卓也 先生、同教授 山田 容二 先生、同准教授 森戸 茂一 先生に心より御礼申し上げます。

広島大学大学院機械システム工学専攻助教 關谷 克彦 先生には、本研究をまとめるにあたり、有益なご教示と御討論を頂きました。感謝の念に堪えません。心より御礼申し上げます。

本論文は、著者が日立ツール株式会社（現 三菱日立ツール株式会社）および日立金属株式会社におい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、多くの方々のご協力を頂きました。

日立金属株式会社 元常務取締役執行役員 島 順彦 氏には、コーティングや超硬合金の開発に関する数多くの有益なご教示とご鞭撻を頂きました。心より御礼申し上げます。

日立金属株式会社 安来工場工場長 佐藤 光司 氏、日立ツール株式会社 基盤技術研究センター 石川 剛史 氏には、多大なるご指導、ご助言を頂きました。心より感謝致します。

日立金属株式会社 安来工場 ソリューション&エンジニアリングセンター アブスアイリキ サーレ 氏、本多 史明 氏、森下 佳奈 氏には、本研究に関して数多く御討論を頂き、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。

三菱日立ツール株式会社 開発技術センター 福永 有三 氏、藤原 繁栄 氏、當麻 昭次郎 氏、末原 要 氏、佐々木 智也 氏には、コーティングや切削試験などの実験の遂行にご協力頂くと共に、多くのご助言を頂きました。謹んで感謝申し上げます。

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、切削加工技術に関する有益なご助言を頂きました。感謝の意を表します。

日立金属株式会社 磁性材料研究所 川田 常宏 氏、株式会社 UBE 科学分析センター 松原 徹 氏、松田 直樹 氏、前田 京子 氏には、TEM 解析に関して貴重なご意見と多大なるご協力を頂きました。心より御礼申し上げます。

日立金属株式会社 冶金研究所 赤井 誠 氏、株式会社日立製作所 日立研究所 緒方 真 氏には、工具表面の応力分布の考察にあたり、ご助言とご協力を頂きました。感謝申し上げます。

日立金属株式会社 冶金研究所 工具鋼グループ長 古谷 匡 氏、産機材グループ長 西田 純一 氏には、本論文の作成において有益なご助言、懇切丁寧なご指導を頂きました。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式会社 高級金属カンパニー技術部部长 井上 謙一 氏に深く感謝致します。