



# 切削工具のコーティングに関する研究

山田, 保之

---

(Degree)

博士 (工学)

(Date of Degree)

1998-03-11

(Date of Publication)

2012-07-12

(Resource Type)

doctoral thesis

(Report Number)

乙2215

(JaLCD0I)

<https://doi.org/10.11501/3141260>

(URL)

<https://hdl.handle.net/20.500.14094/D2002215>

※ 当コンテンツは神戸大学の学術成果です。無断複製・不正使用等を禁じます。著作権法で認められている範囲内で、適切にご利用ください。



神戸大学博士論文

切削工具のコーティング  
に関する研究

平成10年1月

山田 保之

神戸大学博士論文

切削工具のコーティング  
に関する研究

平成10年1月

山田 保之

# 目 次

第1章 緒 論	1
1・1 はじめに	1
1・2 切削工具の表面処理の概要	1
1・3 本研究の背景	3
1・4 本研究の目的と主な内容	3
1・5 参考文献	6
第2章 従来の切削工具へのコーティング方法	7
2・1 コーティング処理方法の種類	7
2・2 従来のコーティング方法	9
2・2・1 CVD法	9
2・2・1・1 高温CVD法	9
2・2・1・2 プラズマCVD法	14
2・2・1・3 中温CVD法	16
2・2・2 PVD法	17
2・2・2・1 放電とプラズマ	17
2・2・2・2 蒸着法	19
2・2・2・3 スパッタリング法	19
2・2・2・4 イオンプレーティング法	21
2・2・3・4・1 HCD法	23
2・2・3・4・2 陰極アークイオンプレーティング法	28
2・3 参考文献	30
第3章 新しく開発したコーティング方法	31
3・1 CVD法	31
3・1・1 高周波プラズマCVD法	31
3・2 PVD法（イオンプレーティング法）	33
3・2・1 アーク・HCD併用法	33
3・3 小括	41
3・4 参考文献	41



第4章 切削工具用コーティング膜	42
4・1 コーティング膜の種類	42
4・1・2 TiN, TiC, TiCN	42
4・1・3 (Ti, Al)N	42
4・2 (Ti, Al)N膜とTiN膜の基本特性	43
4・2・1 組成と結晶構造	43
4・2・2 皮膜硬度	46
4・2・3 密着力	49
4・2・4 耐酸化性	51
4・2・5 切削中の(Ti, Al)N膜の酸化挙動モデル	53
4・3 小括	56
4・4 参考文献	57
第5章 汎用型(Al, Ti)Nコーティド超硬工具の切削性能	58
5・1 汎用型(Al, Ti)Nコーティド超硬ドリル	58
5・2 汎用型(Al, Ti)Nコーティド超硬エンドミル	62
5・3 小括	65
5・4 参考文献	69
第6章 高硬度用(Al, Ti)Nコーティド超硬工具の切削性能	70
6・1 開発手順	70
6・2 高硬度用(Al, Ti)Nコーティド超硬ドリル	70
6・3 高硬度用(Al, Ti)Nコーティド超硬エンドミル	73
6・4 小括	78
6・5 参考文献	82
第7章 高硬度金型材の高速フライス加工	83
7・1 SKD61の高速フライス加工試験	83
7・1・1 逃げ面摩耗量と切削速度の関係	83
7・1・2 摩耗形態	86
7・1・3 'Levee Effect'モデル	91
7・2 SKD11の高速フライス加工試験	91

7・3	小括	96
7・4	参考文献	97
第8章	難削材の高速フライス加工	98
8・1	難削材用超硬エンドミルの要求特性	98
8・2	ステンレス鋼のフライス加工試験	100
8・3	チタン合金の高速フライス加工試験	102
8・4	小括	106
8・5	参考文献	106
第9章	(Al, Ti)Nコーティングの高速工具鋼への適用	109
9・1	高速工具鋼への(AI, Ti)N膜の低温下・高密着力 被覆技術	109
9・2	(Al, Ti)Nコーティド高速鋼工具の切削性能	113
9・2・1	(Al, Ti)Nコーティド高速鋼歯切工具	115
9・2・2	(Al, Ti)Nコーティド高速鋼エンドミル	115
9・2・3	(Al, Ti)Nコーティド高速鋼ドリル	120
9・3	小括	124
9・4	参考文献	124
第10章	(Al, Ti)N膜の摩耗特性と酸化膜硬度	126
10・1	(Al, Ti)N膜の摩耗特性	126
10・2	(Al, Ti)N膜の酸化膜硬度	129
10・3	(Al, Ti)N膜の酸化特性	129
10・4	小括	136
10・5	参考文献	136
第11章	総括	137
11・1	本研究の成果	137
11・2	今後の課題と展開	139
11・3	参考文献	140
謝辞		141

## 第1章 緒 論

### 1・1 はじめに

素材から機械部品などを加工する技術は、厚延、鍛造などの変形技術、溶接、盛金などの付着技術、そして放電加工や切削加工などの除去技術に大別される。その中でも、切削加工は古くから利用されている加工法であるが、最近では、高硬度の金型材やステンレス鋼、チタン合金などの難削材<sup>1)</sup>を高能率で、しかも精度よく切削加工したいという要求が増加している。

切削加工の技術要素として、切削工具、被削材、切削油、工作機械と、これらの要素を組み合わせる切削条件がある。それぞれの要素の技術革新は目覚ましい。切削工具においては、今世紀のはじめに高速度工具鋼が出現し、続いて、超硬合金が実用化され、さらには、これらの表面に硬質皮膜を被覆したコーティド工具が出現して、切削性能は大きく向上した。

切削工具に要求される特性<sup>2)</sup>のなかで、耐摩耗性、耐熱性および靱性の3つは、工具材料の材質特性によって決まる要素が大きく、その意味で材料の機械的性質や熱的性質は工具性能向上の重要な要因である。現在、汎用的に用いられている工具材料は上記の高速度工具鋼と超硬合金に大別できる。高速度工具鋼は高い靱性を持つことから幅広く使用されており、さらに耐摩耗性・耐熱性を向上させた粉末高速度工具鋼<sup>3)</sup>(粉末冶金法により製造された高速度工具鋼)も開発され実用化されている。一方、超硬合金は、その優れた耐摩耗性と耐熱性により、旋削工具を主体として高速加工用に用途が広がりにつつある。いずれも優れた特性を持つ工具材料であるが、その反面、各々に欠点を有しており、その改善すべき点として高速度工具鋼では高い耐摩耗性・耐熱性の追及であり、超硬合金ではより高い靱性があげられる。

### 1・2 切削工具への表面処理の概要

切削工具の材料特性を改善する方法として、表面処理技術がある。これは材料本体の特性を生かしたまま欠点を補い、改善するもので、耐摩耗性を向上させるための表面硬化法や、潤滑性を与える処理法など各種の表面処理技術が開発されてきた。その代表的なものを整理して表1-1に示す。

この内、拡散処理<sup>4)</sup>とは、C,N,B,S,Oなどの元素を処理物の表面から侵入・

**Table 1-1 Surface treatment methods for cutting tools**

表1-1 切削工具に用いられる表面処理方法

Classification		Effect		
		Hardness	Lubrication	Stress relief
Diffusion	Oxidizing		○	
	Nitriding	○		○
	Oxi-nitriding	○	○	○
	Sulphurizing		○	
	Sulph-nitriding	○	○	○
	Metal diffusion	○	○	
Coating	Hard-chrome plating	○	○	
	Ni-P plating	○	○	
	Spark hardening	○		
	Hard-metal lining	○		
	Chemical vapor deposition	○	○	
	Physical vapor deposition	○	○	

拡散させて、母材金属とこれらの元素の化合物を表面に形成する方法である。一方、被覆処理（コーティング）とは、一般に、工具の表面に硬質金属および金属の窒化物、炭化物、酸化物など種々の化合物を被覆させたものの総称である。このなかで、切削工具の表面に硬質化合物皮膜を被覆するコーティング処理が主流となってきた。そのコーティング方法としてCVD法(Chemical Vapor Deposition)やPVD法 (Physical Vapor Deposition)などの種々の方式が開発・実用化されている。<sup>5)</sup>

### 1・3 本研究の背景

切削工具の性能向上のために、従来から種々のコーティング技術と新しい膜質が開発されてきた。

従来のコーティング方法については第2章において詳細に述べるが、切削工具の寿命向上には、特に従来のTiN膜やTiC膜にかわる新しい膜質の開発が重要である。

低温で処理できるPVD法の一つであるスパッタリング法を用いて、1981年に季木<sup>6)</sup>はAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>膜を超硬工具や高速度鋼工具にコーティングし、性能評価を行ったが、密着力が不十分であった。またLeyendecker<sup>7)</sup>は、1985年に同じくスパッタリング法を用いて、始めて3元系の化合物であるTiAlN膜を成膜したが、皮膜の組成の制御が困難で密着力も不十分であった。さらに池田ら<sup>8)</sup>は、本研究でも用いている陰極アークイオンプレーティング法により種々の組成比のTiAlN膜を成膜することに成功し、硬度や耐酸化性が優れていることを報告した。

以上のように、従来から種々のコーティング法を用いて、種々の新膜質が開発されてきたが、いずれも基礎的な研究である。

### 1・4 本研究の目的と主な内容

以上に述べたように、切削工具へのコーティング方法や新膜質の開発については、従来、基礎的な研究が種々行われてきた。しかしながら、コーティング方法とコーティング膜の特性および切削性能との関連は複雑であり、従来、系統的、総合的な研究はあまり行われていない。また、新しいコーティ

ング技術や新しいコーティング膜を実際の切削工具に適用し、形状も含めて新しい切削工具を開発・実用化した研究・開発の報告も少ない。

そこで本研究では、コーティド切削工具の大幅な性能向上のために、コーティング技術の研究を系統的に行った。そして、形状も含めて新しい切削工具を開発し、切削性能を評価した。

本研究の内容は、以下の3項目に大別される。

- (1) 低温下(500℃以下)での新しいコーティング方法の開発
- (2) 新しい膜質である(Al,Ti)N膜の基本特性評価
- (3) 新しい(Al,Ti)Nコーティド超硬工具の開発、および低温下高密着力被覆技術による(Al,Ti)Nコーティド高速度鋼工具の開発

以上の研究の結果、従来のコーティド工具では困難であった高硬度焼入れ鋼や耐熱性の難削材を高速で切削できる高性能なコーティド工具と、そのためのコーティング技術を開発することができた。

本論文は以下の12章で構成されており、それぞれの内容の概略は下記の通りである。

## 第1章 緒論

従来の切削工具の表面処理法の概要、本研究の背景、本研究の目的と主要内容および本論文の構成と概要について述べる。

## 第2章 従来の切削工具へのコーティング方法

切削工具用に従来から開発・実用化されてきた種々のコーティング方法について調査した。特に、低温でコーティング処理できるPVD法のうち、イオンプレーティング法が現在の主流である。これらの処理方法の特徴や切削工具の性能を調査した結果を示す。

## 第3章 新しく開発したコーティング方法

低温で緻密なコーティング膜を施すために、本研究で開発した処理方法について述べる。通常は高温処理であるCVD法に、高周波放電を導入することにより低温で処理することが可能になった「高周波プラズマCVD法」と、イオンプレーティング法の中で、緻密な皮膜を高い密着力でコーティングできる「アーク・HCD併用法」について、それらの特徴と工具の性能を示す。

#### 第4章 切削工具用コーティング膜

イオンプレーティング法を用いて切削工具にコーティングされる皮膜として、従来のTiN, TiC, TiCN膜の特徴について述べる。続いて、池田ら<sup>8)</sup>の研究に基づいて、陰極アークイオンプレーティングを用いて種々の組成比の(Ti, Al)Nの特性について調査した。その結果、Al添加量が多い方が、硬度や耐酸化性が良好であることが再確認され、本研究ではAlがTiより多い組成を (Al, Ti)N膜と表現することにした。また、陰極アークイオンプレーティング法によるコーティング膜は超硬素材への密着力も良好であった。

#### 第5章 汎用型(Al, Ti)Nコーティド超硬工具の切削性能

汎用形状の超硬ドリルや超硬エンドミルに陰極アークイオンプレーティング法により(Al, Ti)N膜をコーティングした。その切削性能について述べる。

#### 第6章 高硬度用(Al, Ti)Nコーティド超硬工具の切削性能

剛性や刃先強度が優れた新しい形状の超硬ドリルや超硬エンドミルを開発し、(Al, Ti)Nコーティングを施した。その結果、従来のTiNコーティド超硬工具では穴明けやフライス加工が困難であった高硬度材の加工が容易にできるようになった。

#### 第7章 高硬度金型材の高速フライス加工

高硬度用の(Al, Ti)Nコーティド超硬エンドミルにて熱処理後のSKD61 (52HRC)を高速で側面加工し、その摩耗状態を調査した。詳細な分析の結果、コーティング膜は、皮膜自体と超硬母材の両者の摩耗進行を抑制する効果が重要であると考えられる。この効果を'Levee Effect' (堤防効果または踏ん張り効果)と呼ぶことにする。

続いて、SKD61よりもさらに硬度が高い熱処理後のSKD11(60HRC)を高硬度用(Al, Ti)Nコーティド超硬エンドミルを用いて、高速フライス加工での性能を調査した。その結果、'Levee Effect'において、(Al, Ti)N膜が従来のTiCN膜より非常に優れていることが認められた。

#### 第8章 難削材の高速フライス加工

熱伝導率の小さい難削材であるステンレス鋼やチタン合金を被削材として種々の切削試験を行った。特に切削抵抗の低減を重視した形状の(Al, Ti)Nコーティド超硬エンドミルは、ステンレス鋼の高速加工を行うことが可能で

あった。

## 第9章 (Al,Ti)Nコーティングの高速工具鋼への適用

従来の陰極アークイオンプレーティング法の処理条件では、高速工具鋼に(Al,Ti)N膜を高い密着力でコーティングすることは困難であった。そこで本研究では、コーティング条件を種々探索し、(Al,Ti)N膜を低温でかつ高い密着力でコーティングする技術を開発した。この技術を各種の高速鋼工具に適用し、切削試験した結果を示す。

## 第10章 (Al,Ti)N膜の摩耗特性と酸化膜硬度

(Al,Ti)N膜の基本的な摩耗特性を調査するために、大越式迅速摩耗試験を実施した。また高温酸化処理後の皮膜硬度や酸化挙動について調査した結果を示す。

## 第11章 総括

本研究で得られた成果をまとめ、今後の課題と展望について述べる。

### 1・5 参考文献

- 1) 鳴瀧則彦：難削材の切削加工、日刊工業新聞社(1989) 1
- 2) 杉田忠彰、上田完次、稲村豊四郎：基礎切削加工学、共立出版(1984) 115
- 3) 本間克彦、河合伸泰：神戸製鋼技法、31、3(1981) 3
- 4) 堂山昌男、高井治 編：表面改質データハンドブック、サイエンスフォーラム(1991) 200
- 5) 表面技術協会編：PVD・CVD皮膜の基礎と応用、槇書店(1994) 52
- 6) 季木経孝：スパッタリング法による耐摩耗厚膜の工具へのコーティングとその膜の諸特性の評価、広島大学・博士論文(1981)
- 7) Toni Leyendecker: Über neuartige Schneidwerkzeugbeschichtungen auf Titan- und Aluminiumbasis, Technischen Hochschule Aachen, 博士論文(1985)
- 8) 池田孜、佐藤廣士：日本金属学会誌、57、8(1993) 919



## 第2章 従来の切削工具へのコーティング方法

### 2・1 コーティング処理方法の種類

切削工具に適用されてきた主なコーティング方法を開発および実用化された時期に従って整理して、表2-1に示す。

切削工具の表面に硬質皮膜をコーティングする方法は、化学蒸着法（CVD法、Chemical Vapor Deposition）と物理蒸着法（PVD法、Physical Vapor Deposition）に大別される。

まず最初に、CVD法が1959年にドイツのMetallgesellschaft社で開発され、TiC膜が金型などにコーティングされたようである。切削工具の分野では、1969年にKrupp-Widia社とSandvik社が超合金のスローアウェイチップにTiCコーティングを実用化したのが最初である。この技術は、国内外の超硬工具メーカーに急速に広がった。その後の膜質や超硬母材の改善によって切削性能も向上し、主に旋削用の超硬チップの40～50%がコーティング品となってきている。しかしながら、従来のCVD法の最大の欠点は、処理温度が900℃～1,200℃と高温であることである。そのため、断続切削用超硬工具や焼き戻し温度が500℃程度である高速度工具鋼には適用が困難であった。そこで、500℃以下の低温でコーティング処理するために開発されてきたのがPVD法であり、その中で密着力が優れるイオンプレーティング法が切削工具へ適用・実用化されてきた。

PVD法は、1964年にアメリカNASAのD.M.Mattoxによって、真空容器内で金属を溶解・蒸発させ、イオン化させて蒸着したのが最初である。そして、1972年にUCLAのR.F.Bunshahら<sup>1)</sup>が活性化反応蒸着法（ARE法、Activated Reactive Evaporation）により、はじめて蒸発金属と反応ガスを用いて化合物（TiC）を成膜した。この基本技術を基にして、化合物皮膜を基板に密着力良くコーティングしようとして開発されてきたのが「イオンプレーティング法」である。

本研究では、特に切削工具に500℃以下の低温でコーティングできるCVD法（高周波CVD法）や、密着性と膜質の両方が良好なイオンプレーティング法（アーク+HCD法）を開発した。開発した方法については第3章にて詳述する。

Table 2-1 Development milestones of coating methods

表2-1 コーティング方法の開発の歴史

\* Practically used in the industry

\*\* R & D by authors

Year	CVD method	PVD method		
		Evaporation	Ion plating	Others
1950	1959 Metallgesellschaft TiC on die			
1960	1969 Krupp-Widia TiC on carbide inserts	1964 NASA/ D.M.Mattox		
1970	Low pressure CVD  Atmospheric pressure CVD	1972 UCLA/ R.F.Bunshah ARE method (TiC)	1973 Cluster method  1978 RF method  <b>* 1978 HCD method (TiN on HSS)</b>	
1980	<b>** 1980--1986 RF plasma CVD method (TiN)</b>  (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )		<b>* 1985</b> Vertical type HCD method (TiN)  <b>* 1985</b> <b>Cathodic arc ion plating (TiN)</b>  <b>** 1987</b> <b>Cathodic arc &amp; HCD method (TiN)</b>  <b>** 1987--1989</b> <b>(Al,Ti)N coating by cathodic arc ion plating</b>	1981 RF sputter (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )   1985--1988 RF sputter (Ti,Al)N
1990	DC plasma CVD (TiN)  MT CVD (W <sub>2</sub> C)  Micro wave plasma CVD (Diamond)		<b>** (Al,Ti)N coated cutting tools</b>  <i>1990 (Al,Ti)N coated carbide drills</i> <i>1991 (Al,Ti)N coated carbide eedmills</i> <i>1993 (Al,Ti)N coated HSS hobs</i> <i>1994 (Al,Ti)N coated HSS endmills</i> <i>1996 (Al,Ti)N coated HSS drills</i>	Ion implantation

## 2・2 従来のコーティング方法

本節では、表2-1にしたがって、従来開発されてきたコーティング方法について述べる。さらに、その中で産業界で切削工具へのコーティング方法として用いられてきた主な処理技術については、本研究において、その基本特性を調査した。

### 2・2・1 CVD法

化学蒸着法（CVD法）は気相成長法の一様であり、原料ガスを高温で化学反応させることによりコーティング膜を形成する方法である。高温の領域（約900℃～1,200℃）で反応させるので、高純度で結晶性の良いコーティング膜が、強い密着力でコーティングされ、基板中にコーティング物質の拡散浸透もみられる。

この方法は、1969年に開発されて以来、旋削用の超硬チップを安価に大量にコーティング処理するために、広く用いられている方法である。また、最近では処理温度を低くするための、低温CVD法やプラズマCVD法が開発されてきている。

#### 2・2・1・1 高温CVD法

前述したように、気相成長法による高温CVD法が、旋削用超硬チップのコーティング処理に広く用いられている。

この方法は、揮発性の金属ハロゲン化合物や金属の有機化合物などの窒化物、炭化物、酸化物などのコーティング膜を、気相化学反応（熱分解、水素還元、酸化、置換反応など）によって、基板上に形成する方法である。<sup>2)</sup>

当初に開発された装置は、反応圧力が5～50Torr程度の減圧法である。この減圧法では、排気ポンプが塩素系の排気ガスにより腐食しやすいなどの問題があった。そこで、大気圧で処理できる常圧法が開発され、排気ポンプが不要となり、設備費も低減された。

本節では、常圧法の高温CVD装置を用いて成膜されたコーティング膜の基本特性を調査した結果について述べる。

図 2-1に、本研究で用いた常圧CVD法の概略を示す。原料ガス系として、反応ガス（N<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub> など）とキャリアガス（H<sub>2</sub>）がある。Tiの原料ガスは、液体のTiCl<sub>4</sub> に、このキャリアガスを導入してバブリングさせることにより、TiCl<sub>4</sub> を気化させて生成する。これらの原料ガスを所定の流量で、反応炉に導入する。反応炉は耐熱合金製であり、そ

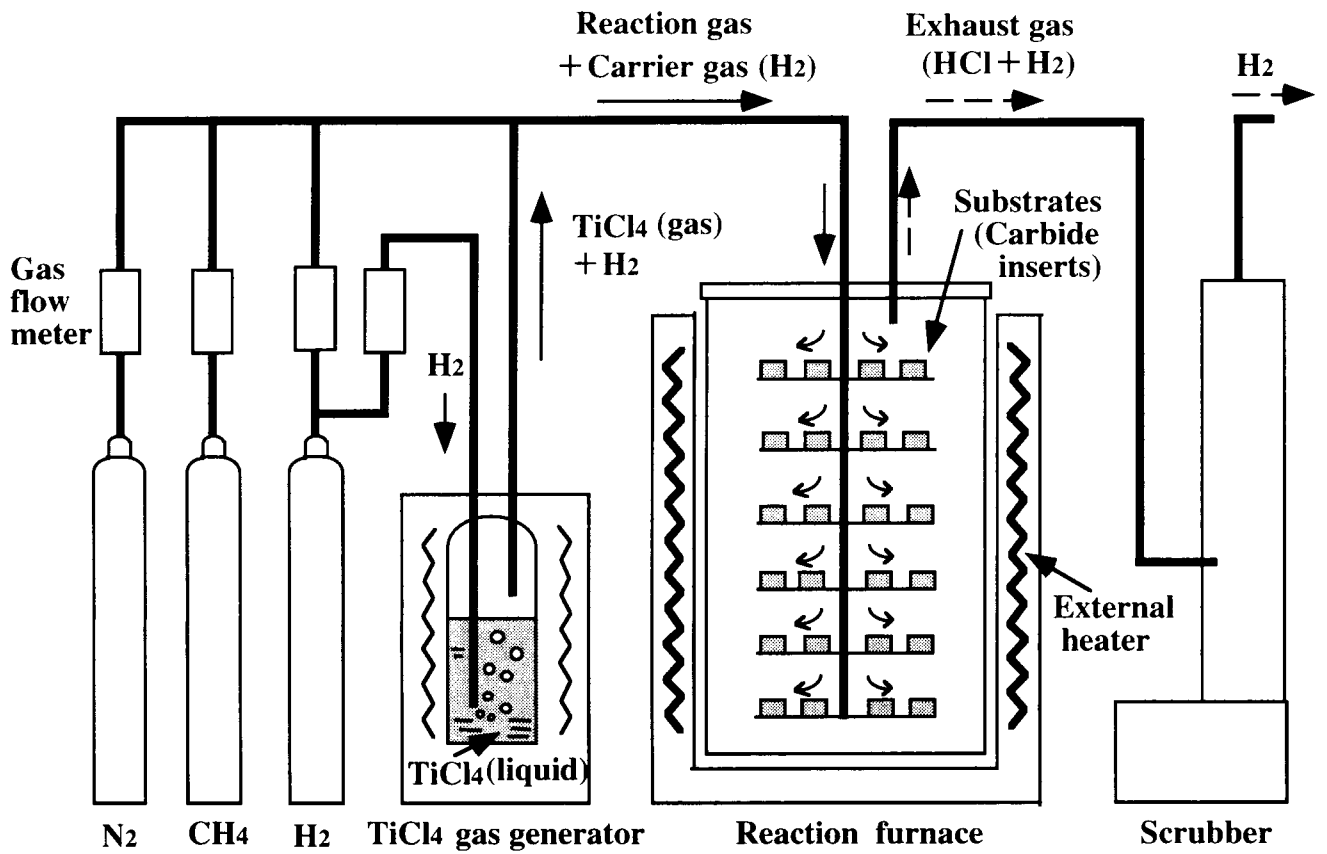
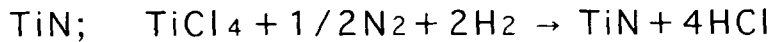
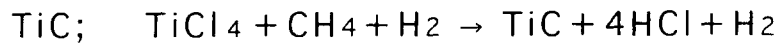


Fig. 2-1 Schematic diagram of atmospheric pressure CVD equipment

図 2-1 常圧CVD法の概略図

の外周に加熱ヒータが設置されている。被処理物の基板（超硬チップ）は、炉内の治具上に配置され、所定の温度に加熱することにより、基板の表面にTiC, TiN, TiCNなどのTi化合物が形成される。その化学反応式は、次のようになる。



これは、基板表面での熱化学反応であり、特にTiCコーティングの場合は、基板中の炭素がコーティング膜側に拡散して、基板表面直下には脱炭層である $\eta$ 相が形成されやすい。この $\eta$ 相がもろいために、高温CVDでTiCコーティングした超硬チップは、連続切削の旋削用には適しているが、断続切削であるフライス加工の場合には、チッピングが発生しやすく不向きであった。

そこで、本研究では、 $\eta$ 相が形成されにくいと予想されるTiNコーティングにおいて、処理温度の影響について調査した。まず、比較として超硬チップ（P20相当）にTiCコーティング（1035℃、2hr）を実施した結果、5~6 $\mu\text{m}$ のTiC膜が形成されたが、6~7 $\mu\text{m}$ の $\eta$ 相が発生した。さらに、TiCコーティングの前行程として、CH<sub>4</sub>ガスによる炭素のエンリッチ処理を実施しても、 $\eta$ 相は3~4 $\mu\text{m}$ に減少したのみであった。

続いて、種々の処理温度で、超硬チップにTiNコーティングした結果を、図 2-2に示す。原料ガスの流量と蒸着時間を一定にし、蒸着温度を600℃~985℃に変化させて形成されたTiN膜や $\eta$ 相を、チップ断面の金属顕微鏡や走査型電子顕微鏡（SEM）観察により調査した。温度が600℃の場合は、部分的に変色はあるが、コーティング膜はほとんど形成されていない。処理温度が、800℃、900℃と増加するにつれてTiN膜は形成され膜厚も増加するが、 $\eta$ 相は形成されていない。しかしながら、TiNコーティングに通常用いられる985℃では、膜厚は6 $\mu\text{m}$ となったが、 $\eta$ 相が2 $\mu\text{m}$ 発生した。これは、950℃を越える高温条件では、基板からの炭素の拡散が増加するためと考える。

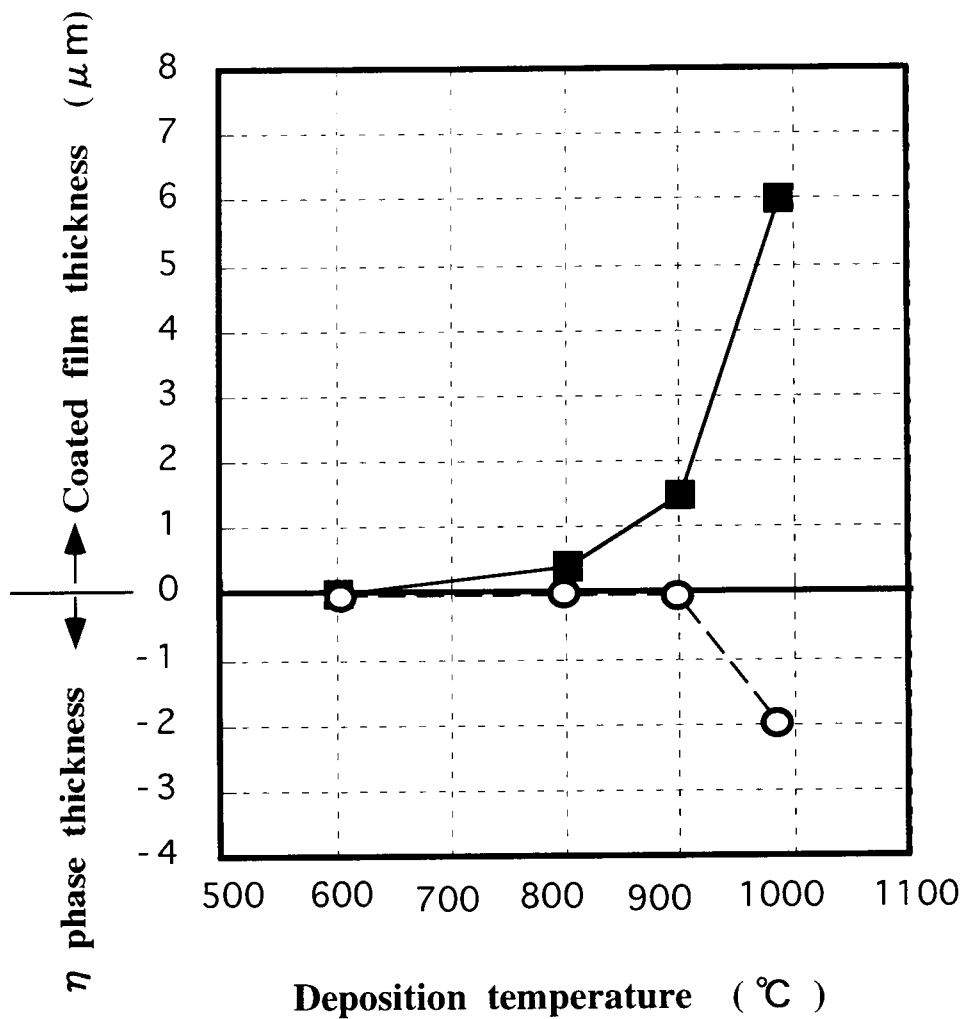
以上のように、TiNコーティングの場合、900℃以下の処理温度では $\eta$ 相は発生しないが、通常の処理温度である985℃では $\eta$ 相が発生することがわかった。

また、図 2-3に、成膜速度と処理温度の関係を対数グラフで示す。これらのデータはほぼ直線上にあり、この実験式は次のようになる。

$$\ln V = -19.76 (10^3 / T) + 16.81$$

または

$$V = 2.0 \times 10^7 \exp(-19.76 \cdot 10^3 / T)$$



Coating ; TiN

Coating conditions;

Deposition temperature; 600, 800, 900, 985 °C

Gas flow rate; H<sub>2</sub> (→ TiCl<sub>4</sub>) / 75 CFH

N<sub>2</sub> / 45 CFH

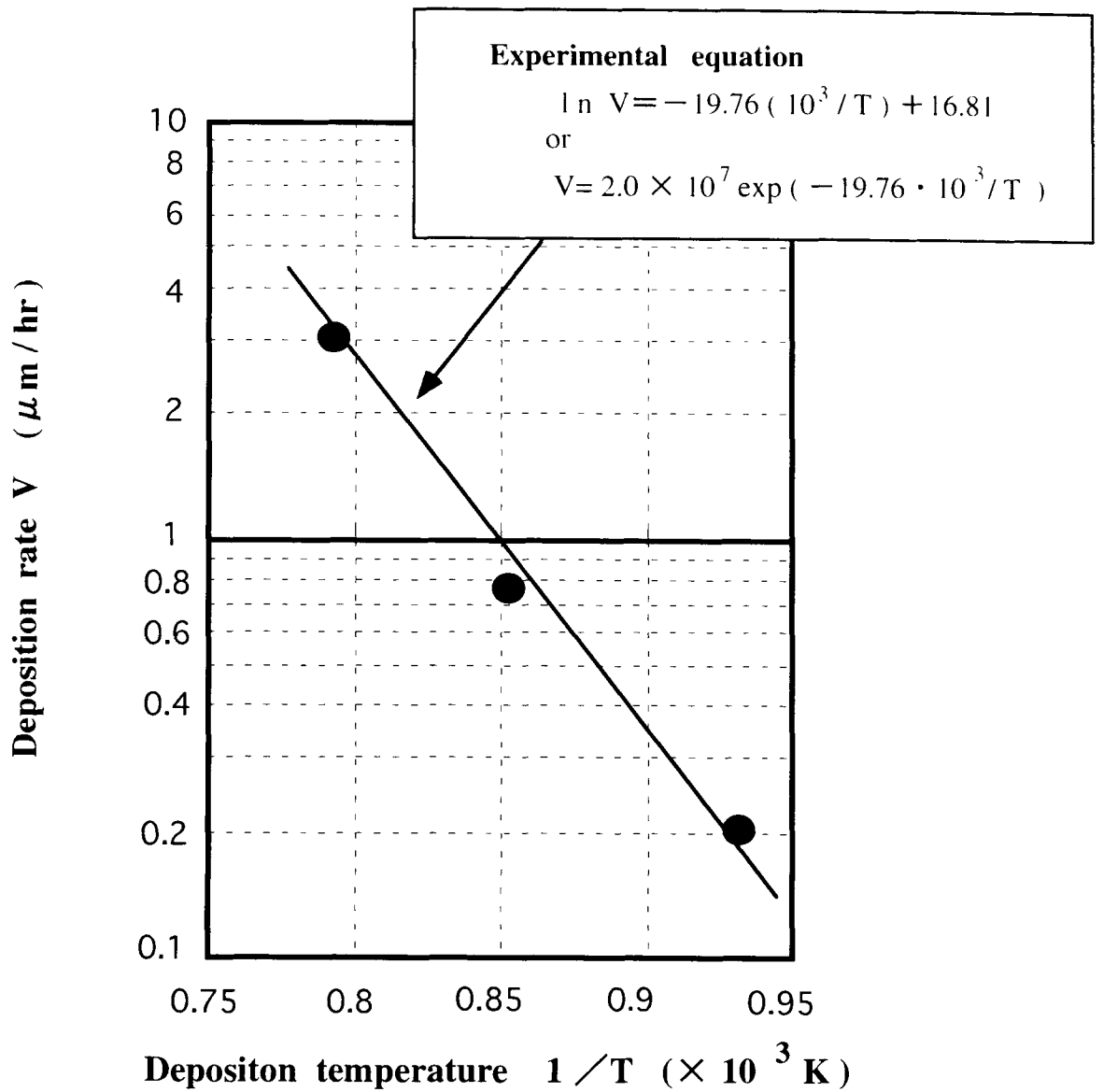
H<sub>2</sub> / 50 CFH

Deposition time; 2 Hr

Substate; Carbide inserts (P20)

**Fig. 2-2 Effects of deposition temperature on thickness of TiN coating and  $\eta$  phase in atmospheric pressure CVD process**

図2-2 常圧CVD法における処理温度のコーティング膜厚と $\eta$ 相への影響



Coating ; TiN

Coating conditions;

**Deposition temperature; 800, 900, 985 °C**

Gas flow rate; H<sub>2</sub> ( → TiCl<sub>4</sub> ) / 75 CFH

N<sub>2</sub> / 45 CFH

H<sub>2</sub> / 50 CFH

Deposition time; 2 Hr

Substate; Carbide inserts (P20)

**Fig. 2-3 Relationship between deposition rate of TiN coating and deposition temperature in atmospheric pressure CVD process**

**図2-3 常圧CVD法における成膜速度と蒸着温度の関係 (TiNコーティング)**

この式を、Arrheniusの式の形で表わすと、次のようになる。

$$V = A \cdot \exp(-E/RT)$$

V; 成膜速度 ( $\mu\text{m}/\text{hr}$ )

T; 反応温度 (K)

R; ガス定数  $1.985 \text{ cal/mol} \cdot \text{K}$

A; 定数  $2.0 \times 10$

E; TiN反応の活性化エネルギー  $39.2 \text{ Kcal/mol}$

このように、気相成長法の高温CVD法によるTiNコーティングの成膜速度と温度の関係はArrheniusの式で表現でき、この反応が表面反応律速による化学反応であることがわかる。

ただし、前述したように、通常の処理温度である $950^\circ\text{C}$ 以上の高温では、TiNコーティングであっても $\eta$ 相が発生し、断続切削であるフライス加工用の超硬チップとしては適用が困難であるのがわかった。

また、同様に高速度工具鋼製のエンドミル(外径 $10\text{mm} \times$ 全長 $75\text{mm}$ )に高温CVDによりTiNコーティングを実施した。基板が高速度工具鋼の場合は、その焼戻し温度が $530 \sim 560^\circ\text{C}$ であるため、基板の硬度が低下した。そこで、再度、真空熱処理炉により、焼入れ・焼き戻し処理を実施した結果、基板の硬度は $64.8\text{HRC}$ となり、復帰した。しかしながら、外周の振れが処理前において数 $\mu\text{m}$ であったのに対し、処理後は約 $80\mu\text{m}$ と拡大した。これは、高温処理のための変態や熱変形のためであり、エンドミルのような精密工具では規格値(振れ精度; $10\mu\text{m}$ )を大きくはずれて使用できない。

以上のように従来の高温CVD法によってコーティングした超硬チップや高速度鋼工具は、断続切削であるフライス工具には適用が困難であるのがわかった。

## 2・2・1・2 プラズマCVD法

CVD法において、処理温度を低下させるために、放電現象を利用する方法がプラズマCVD法である。この方法は、 $10^{-1} \sim 10\text{torr}$ 程度の圧力の反応ガス雰囲気中で放電を発生させ、反応に必要なエネルギーを高温CVD法のような熱エネルギーだけでなく、電子の運動エネルギーとして利用する方法である。反応ガスはプラズマ中で励起、イオン化してラジカルやイオン



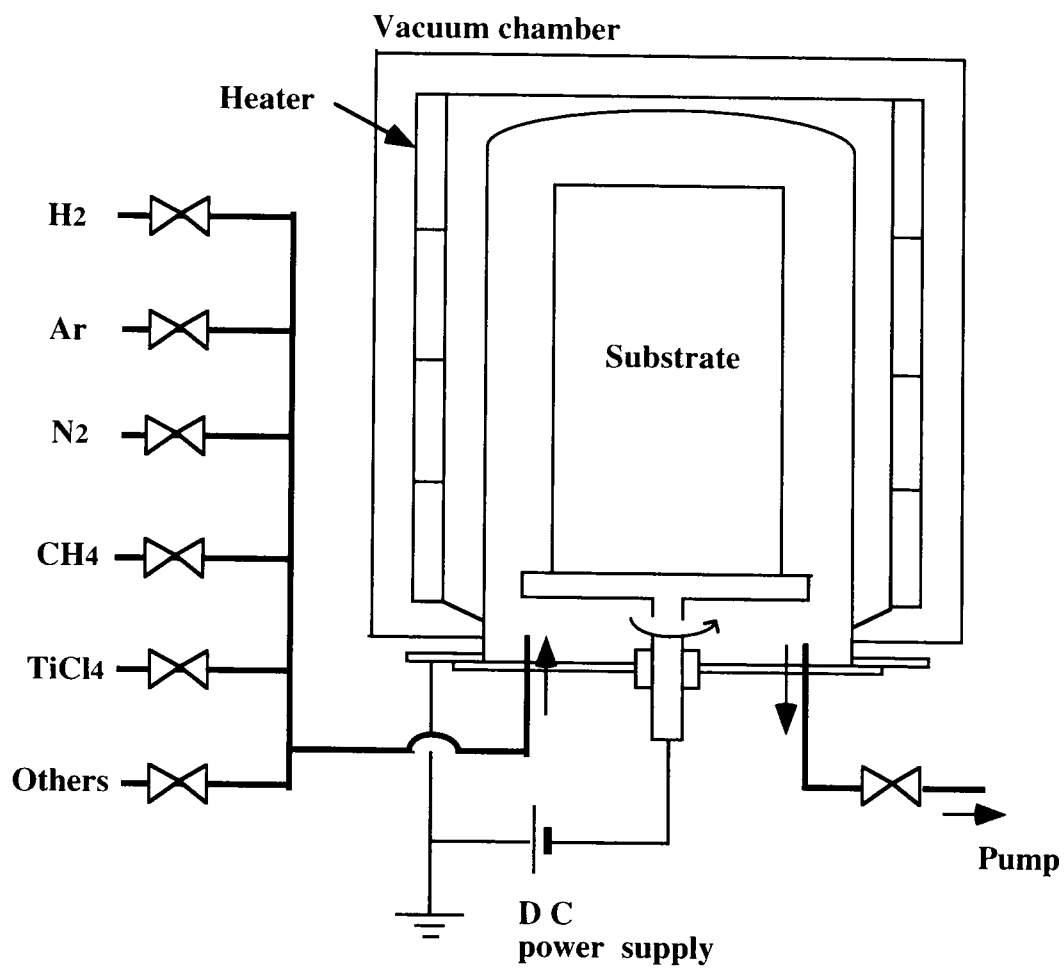


Fig. 2-4 Schematic diagram of plasma CVD equipment (DC method)

図2-4 プラズマCVD法（直流法）の概略図<sup>3)</sup>

などを生成する。これらが基板の表面で反応してコーティング膜を形成する。この方法は、半導体や太陽電池などの成膜方法として開発されてきた技術であり、放電方法により直流法、高周波法（発振周波数13.56MHz）、そしてマイクロ波法（発振周波数2.45GHz）に大別される。このうち、マイクロ波CVD法は、超硬工具へのダイヤモンド膜コーティングを目的に開発が進められ、1992～1994年頃に実用化された。しかしながら、処理温度は800℃～1000℃程度と高温であり、高速度鋼工具への適用は困難である。

汎用的なTiNコーティングにおいては、直流法と高周波法の開発が行われてきた。図2-4に直流法の概略<sup>3)</sup>を示す。本法では、高温CVD法と同様の原料ガスを真空容器内に導入し、 $10^{-1}$ ～10torr程度の圧力に保持する。そして、基板に負電位を印加して、直流グロー放電を発生させることにより、原料ガスを励起、イオン化させ、基板上にコーティング膜を形成させる。加熱ヒータとの併用により、処理温度は、300℃～800℃まで制御が可能である。この方法は、主に金型へのTiCやTiNコーティングの分野で実用化されてきており、切削工具への適用が進められているところである。また、さらに反応性を高めるために高周波放電を利用する方法が高周波法であり、本研究では、アンテナによって高周波放電を導入する方法を開発した。この高周波法については、第3章において詳述する。

#### 2・2・1・3 中温CVD法

中温CVD法<sup>4)</sup> (MT CVD; Moderate Temperature CVD) とは、400℃～850℃の中温領域において分解できる原料ガスを用いるCVD法の一つである。用いる設備は、減圧CVD法と同様である。W<sub>2</sub>Cコーティングの場合は、原料ガスとしてWF<sub>6</sub>とC<sub>6</sub>H<sub>6</sub>を用い、500℃で反応させる。この方法は、現在、ダイカスト金型への適用が多く、切削工具への適用はまだである。

また、CNの原料ガスとしてCH<sub>3</sub>CN<sup>5)</sup>を用いて、700℃～850℃の処理温度で超硬工具にTiCNコーティングを行う開発も進められている。いずれにしても、これらの方法は、原料ガスが高価であり、排気ガス処理などの問題もあって実用的な生産技術として確立されるには、まだ多くの課題が残されている。

## 2・2・2 PVD法

PVD法（物理蒸着法）とは、真空雰囲気中でTiなどの金属を抵抗加熱や電子ビーム加熱またはアーク放電などにより、急速に溶解・気化させ、これを基板の表面にとばして堆積させてコーティング膜を形成する方法である。この時に、N<sub>2</sub>やC<sub>2</sub>H<sub>2</sub>などの反応ガスを導入することにより、金属の窒化物や炭化物などの化合物を生成することができる。これらの化合物の生成反応に放電現象を利用するため、前述したCVD法に比べて低温でコーティング処理できるのが大きな特徴である。

主な方法としては、蒸着法、スパッタリング法、イオンプレーティング法がある。蒸着法やスパッタリング法は、主に電子材料や光学材料などのコーティング処理に用いられている。しかしながら、これらの方法を切削工具に適用した場合、コーティング膜の基板への密着力が不十分であった。そこで、密着力を向上させるために開発されてきたのがイオンプレーティング法である。

### 2・2・2・1 放電とプラズマ

プラズマCVD法にも関連するが、放電とプラズマはPVD法の基本的な現象であるので、本節で整理しておく。

気体放電とは、電気絶縁性の良好な気体が、何らかの要因により導電性を表す現象である。図2-5<sup>6)</sup>に示すように、1~10torr程度の圧力にガスを封入したガラス管内の電極に、高抵抗を介して直流電圧を供給する。電流を増加させていっても、電圧がほぼ一定（300V~600V程度）である領域があり、柔らかい発光を伴うグロー放電が発生する。陰極からは電子が発生し、陰極付近の陰極暗部にはガスの正イオンがあって、陰極に向かって加速されている。主に発光している領域は、プラズマ状態となり、このグロー放電は安定した放電現象である。続いて電流を増加させると、一旦電圧が上昇した後、電圧は急激に降下して強い発光を伴うアーク放電に移行する。アーク放電での電圧は10~20V程度で、陰極輝点の輝度や電流密度が非常に高い放電である。

プラズマとは、気体中にイオンと電子が等しく高密度に共存する状態である。プラズマは平衡である高温プラズマと非平衡である低温プラズマに大別

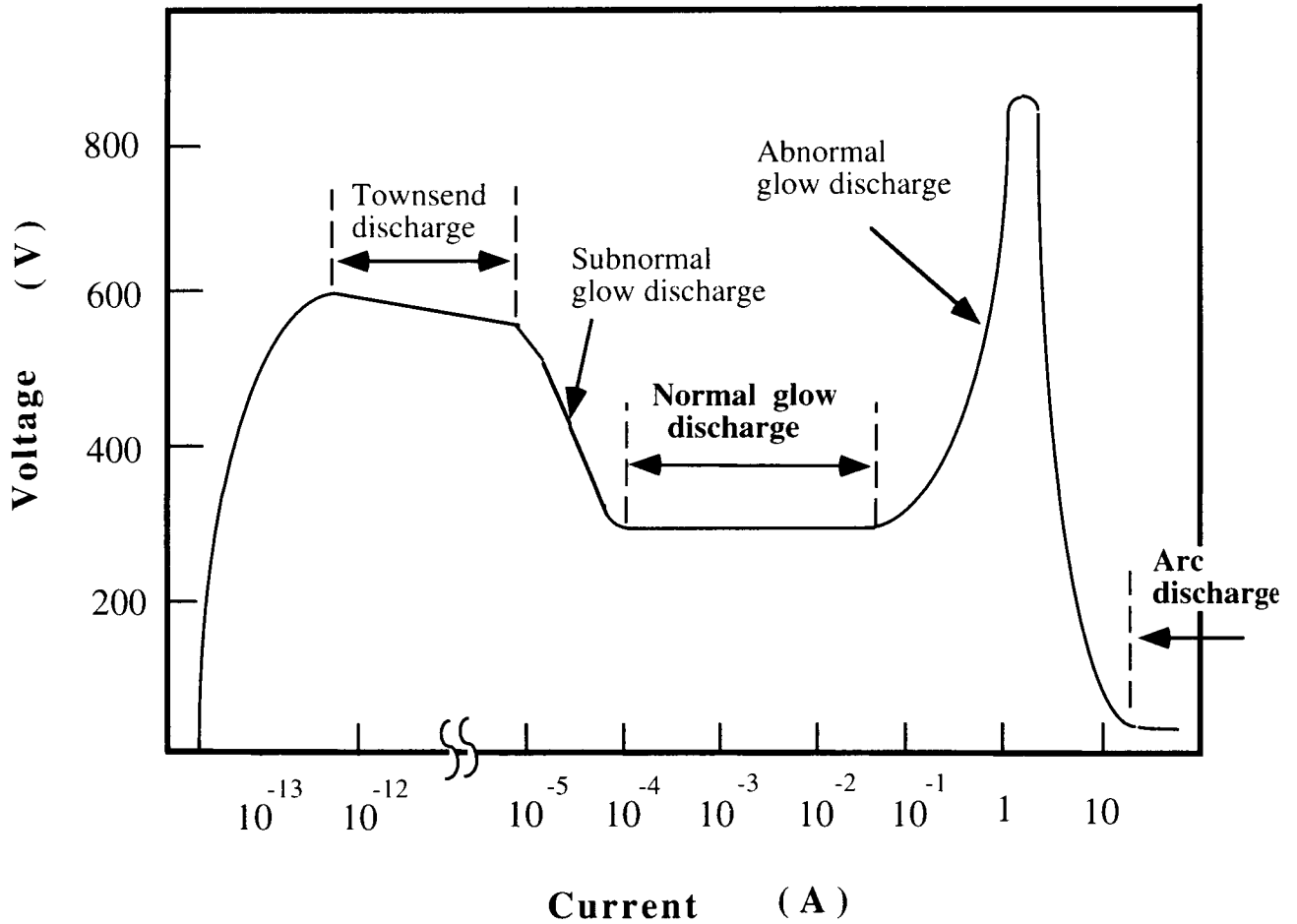
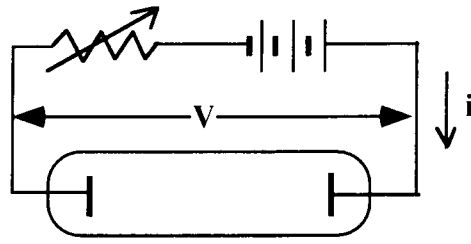


Fig. 2-5 Relationship between voltage and current in discharge process

図2-5 放電過程での電圧と電流の関係<sup>6)</sup>

され、高温プラズマにはアーク放電が多く用いられる。低温プラズマは直流グロー放電や高周波やマイクロ波による放電で発生する。PVD法は、主に低温プラズマを利用して、気体の励起粒子、イオン、原子、ラジカルなどの高い内部エネルギー粒子により、低温でも化合物を基板上に形成させることができる方法である。

#### 2・2・2・2 蒸着法

真空蒸着法は、 $10^{-4}$  torr以下の圧力の高真空中で、Au, Ti, Crなどの金属を加熱蒸発させて、基板上にコーティング膜を形成する方法である。最も簡単なコーティング方法であるが、TiCやCrCなど化合物の成膜は困難である。

そこで真空槽内に反応ガスを導入し、蒸発物を反応させて、化合物を基板の上に形成させるために開発されたのが反応蒸着法である。

活性化反応蒸着法<sup>1)</sup>(ARE法; Activated Reactive Evaporation)は1972年にBunshahによって開発された方法であり、概略図を図2-6に示す。本法によってPVD法ではじめて、電子ビームによって溶解・蒸発したTi粒子と反応ガスのC<sub>2</sub>H<sub>2</sub>ガスを放電を利用して反応させTiC膜を基板上に形成させた。プローブ電極には、50~300V程度の正電位を印加し、これらの粒子やガスをイオン化して反応を促進する方法である。

本研究でも、本装置を試作し、TiNコーティングを試みたが、再現性よくTiN膜を形成することができなかった。その理由は、電子ビーム溶解を用いるため、反応ガスのN<sub>2</sub>ガスの分圧が $10^{-3}$ ~ $10^{-4}$ 程度までしか導入できず不十分であることと、正電位のプローブ電極での電流値が100~300mA程度で小さく、イオン化も不十分であったためと考えられる。また基板の電位がアース電位であるため、コーティング膜の密着力も不十分であり、切削工具のコーティング処理方法としては実用化には至らなかった。

#### 2・2・2・3 スパッタリング法

気体放電で発生したイオンが加速されて個体表面に衝突して、個体表面から原子がはじき出される現象をスパッタリング<sup>7)</sup>という。 $10^{-2}$ ~ $10^{-3}$  torr程度の圧力のArガス中でグロー放電を発生させると、高いエネルギーのAr

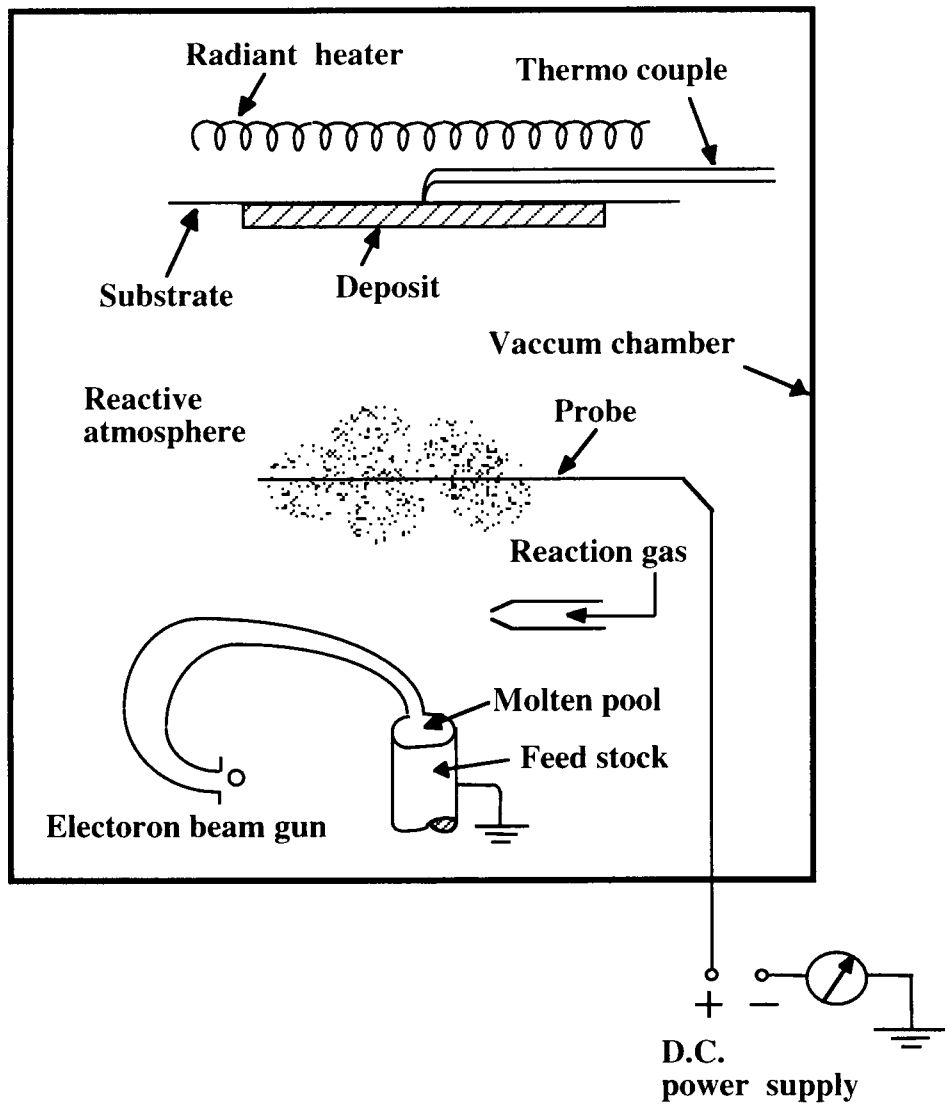


Fig. 2-6 Schematic diagram of activated reactive evaporation method

図2-6 活性化反応蒸着法（ARE法）の概略図<sup>1)</sup>

イオンが負電位のターゲットに衝突して、はじき出されたターゲット原子が対抗電極上の基板の上に堆積していく方法をスパッタリング法という。使用する電源により直流法と高周波法に大別される。高周波スパッタリング法は、自己バイアス効果のために絶縁物をターゲットに用いることができる方法である。従って、本法によって $\text{Al}_2\text{O}_3$ を超硬や高速度鋼のチップ上に成膜し、切削性能を評価した研究も行われた<sup>8)</sup>。これらの従来の方法では基板はアース電位であったが、最近コーティング膜の基板への密着力を改善させるため基板に負のバイアス電位を印加する方法が用いられている。後述するTiAlN膜のコーティングも、当初は、マグネトロンスパッタリング法により研究・開発された<sup>9)</sup>。本研究でも、図2-7に示すような高周波スパッタリング法によってTiAlN膜を成膜し、膜組成や切削性能などを評価した。しかしながら、スパッタリング法による多成分系化合物膜のコーティングの場合、組成比の制御が困難で、コーティング膜の密着力も不十分であり、切削工具としては十分な性能は発揮できないことがわかった。

#### 2・2・2・4 イオンプレーティング法

イオンプレーティング法とは、放電によるプラズマを利用して、蒸発粒子をイオン化または励起させ、負の電位に印加された基板の上に強く衝突させることにより、コーティング膜の密着力を向上させる方法である。従って、コーティング物質のエネルギーは10～数KeVにも達し、反応蒸着法が0.1～数eV、スパッタリング法が約10eVであるのに比べ、かなり大きいのが特徴である。イオンプレーティング法の性能の指標として、イオン化率（蒸発原子のうちのイオン化された割合）が重要であり、このイオン化率を向上させるために種々の方式が開発されてきた。

まず最初に、1964年に米国NASAのMattox<sup>10)</sup>によって直流法が開発された。真空槽内の圧力を $10^{-2}$  torr程度に保ち、蒸発源フィラメント(陽極)と基板(陰極)との間に直流を印加し、グロー放電を生じさせる。このプラズマ中を蒸発粒子が通過する間に正イオンになり基板に衝突する方法である。しかしながら、蒸発粒子のイオン化率は、1～10%程度と推定されており、大部分の粒子は励起状態であるか、中性粒子であると考えられている。

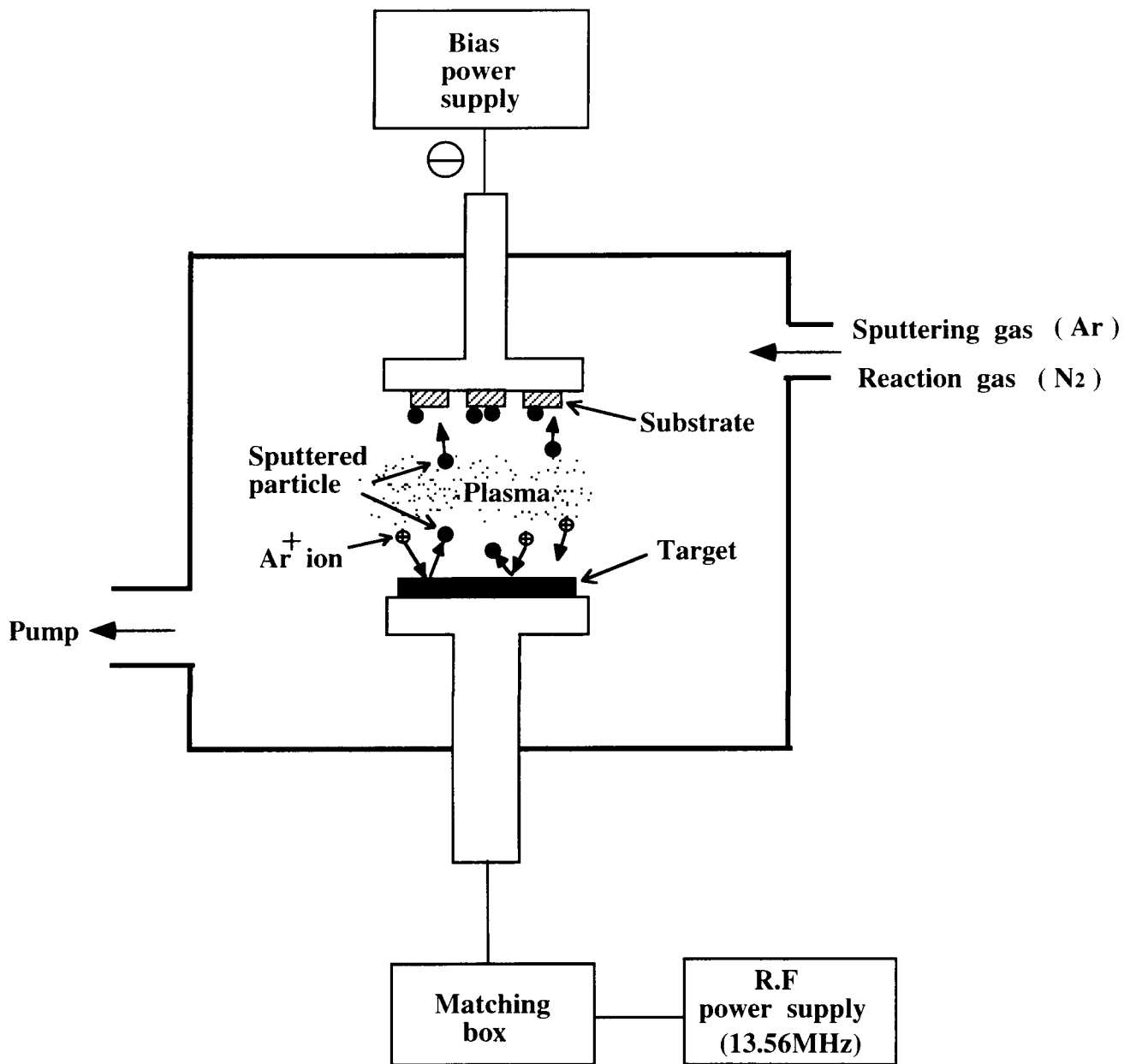


Fig. 2-7 Schematic diagram of R. F sputtering method

図2-7 高周波スパッタリング法の概略図



その後、種々の方法が開発されてきた。クラスタ法は京都大学の高木ら<sup>11)</sup>によって開発された方法である。小さい穴をもったルツボの中で蒸発物を蒸発させ、噴射ノズルから高真空中に噴射させると、断熱膨張による過冷現象により $10^2 \sim 10^3$ 個程度の原子の集団（クラスタ）ができる。このクラスタをイオン化し、負電圧で加速してコーティングする方法である。高周波法は、東洋大学の村山ら<sup>12)</sup>による方法であり、蒸発源と基板との間に高周波コイルを設置し、 $10^{-3}$  Torr以下の高真空でも放電を持続できる方法であり、イオン化率も向上した。その他、熱陰極法<sup>13)</sup>なども開発された。

しかしながら、これらの方法は、TiNやTiCなどの化合物を成膜するにはイオン化率は不十分であり、切削工具への化合物膜のコーティング法としては産業界では採用されなかった。

## 2・2・2・4・1 HCD法

500℃以下の低温下での切削工具へのコーティング法として、はじめて産業界に普及した方法は、HCD法<sup>14)</sup> (Hollow Cathode Discharge) である。この方法は、1978年頃に日本真空技術（株）により開発・実用化された。

一般に用いられている電子ビームは、加速電圧が高く(10kV)、小電流(1A)である。これに対し、中空陰極プラズマ電子ビームガン(Hollow Cathode Plasma Electron Beam Gun)は、低電圧(数10eV)、大電流(300~600A)の電子ビームを取り出すことができる。そこで、このHCDガンを用いて、金属を加熱・蒸発させる方法がHCD法である。大量の電子により、イオン化率が20~40%に向上したともいわれ、化合物が容易に生成できる。しかしながら、逆に低電圧であるため、W、Taなどの高融点金属を溶解できない欠点がある。

本研究で用いたHCD法の概略図を図2-8に示す。本法は、高速度工具鋼製切削工具の中でも比較的高価である歯切工具のコーティング処理に用いられている。この装置による処理手順は、次のとおりである。

- 基板（高速度工具鋼製組立ホブのブレード）を洗浄した後、回転アーバにセットする。

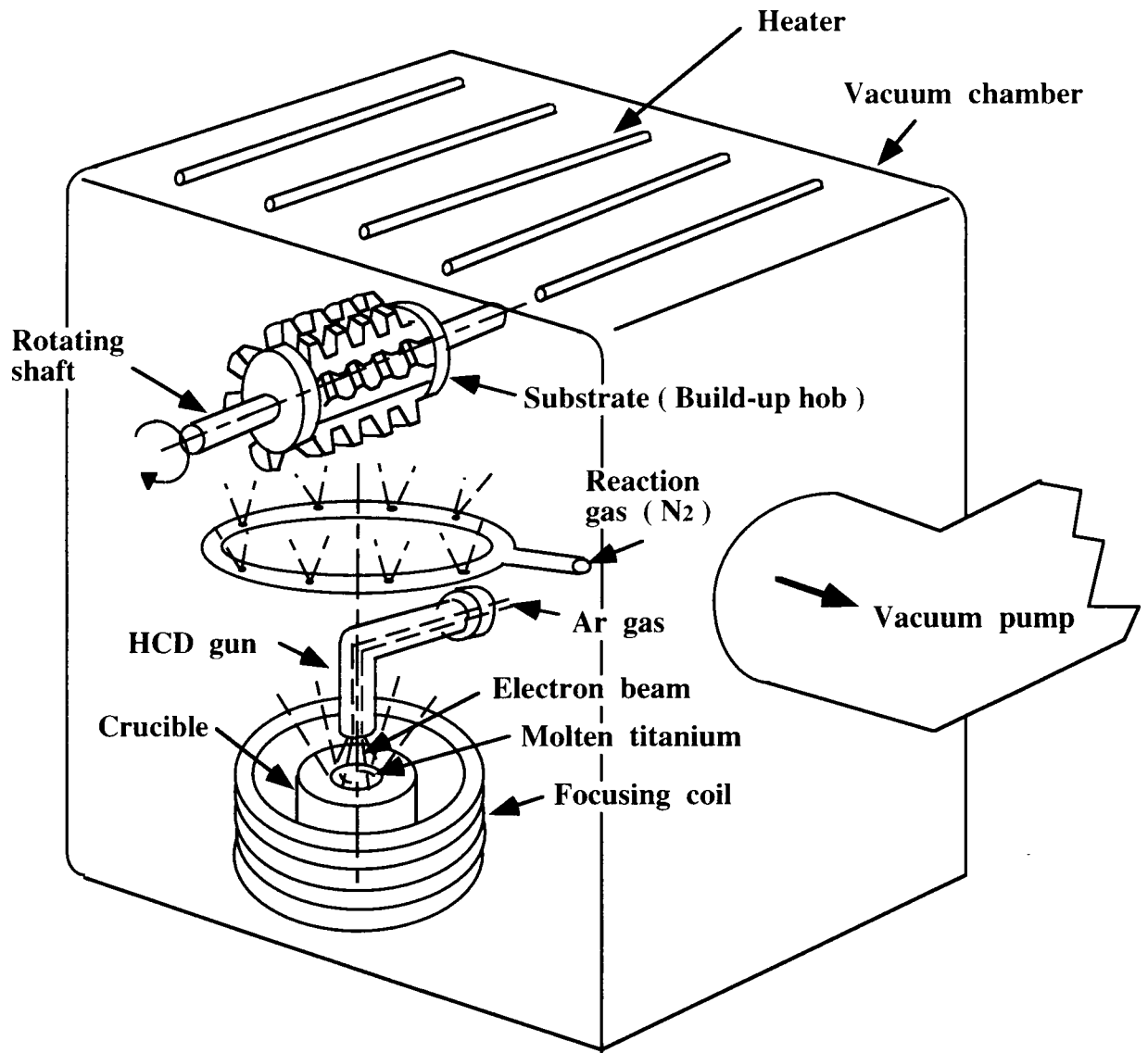


Fig. 2-8 Schematic diagram of hollow cathode discharge (HCD) method

図2-8 HCD法の概略図

排気ポンプにて $10^{-5}$  torr以下まで真空排気し、基板を約 $500^{\circ}\text{C}$ に加熱する。

Arガスを $0.1$  torr程度まで導入し、基板に $-500\text{V}$ 印加する。このArイオンボンバードによって、基板表面をスパッタクリーニングする。

このArガスを排気した後、HCDガンを起動させ、水冷ルツボ上のTiを溶解させる。

ノズルから反応ガスを導入する。ガスに $\text{N}_2$ や $\text{C}_2\text{H}_2$ を用いると、TiNやTiCが形成される。

所定の時間反応させた後に、HCDガンを停止し、冷却後基板を取り出す。

図2-9に、以上の工程によって高速度工具鋼の基板上に膜厚 $3\ \mu\text{m}$ 程度にコーティングしたTiN膜やTiC膜の硬度と、蒸着中の反応ガスの流量との関係を示す。TiC膜の硬度は、最大で $2900\text{HV}$ 程度で高いが、 $\text{C}_2\text{H}_2$ ガス流量に大きく影響され安定性に欠ける。それに対しTiN膜の硬度は、 $1800\text{HV}$ 程度であるが、 $\text{N}_2$ ガス流量の変化には余り影響されず安定である。さらにTiN膜は金色を呈し、工具の管理も容易であるなどの理由で、高速度工具鋼製の切削工具のコーティング膜は、主にTiN膜が採用されてきた。

図2-10に、HCD法によってTiNコーティングした高速度工具鋼製組立ホブの切削試験の結果を示す。切削速度は、無処理のホブで用いられる低速条件であるが、TiNコーティングは無処理の4~5倍以上に寿命が向上した。

このように、特に自動車部品の歯車加工での効果が大きく、HCD法によるTiNコーティングは、1980年頃から先ず日本において急速に拡大した。

続いて図2-11に示すように、低電圧・大電流の電子ビームガンを真空槽の上部に設置する方式<sup>15)</sup>が、1985年頃にリヒテンシュタインのBalzers社によって実用化された。この方式では、熔融ルツボの周囲に基板を立てて設置できることなどから、歯切工具だけでなく、ドリルやエンドミルなど軸物工具のコーティング処理にも適しており、広く使用されるようになった。

近年は、この縦型HCD法によるTiCN膜のコーティングも開発・実用化され、ヨーロッパをはじめ米国や日本などで採用されてきている。

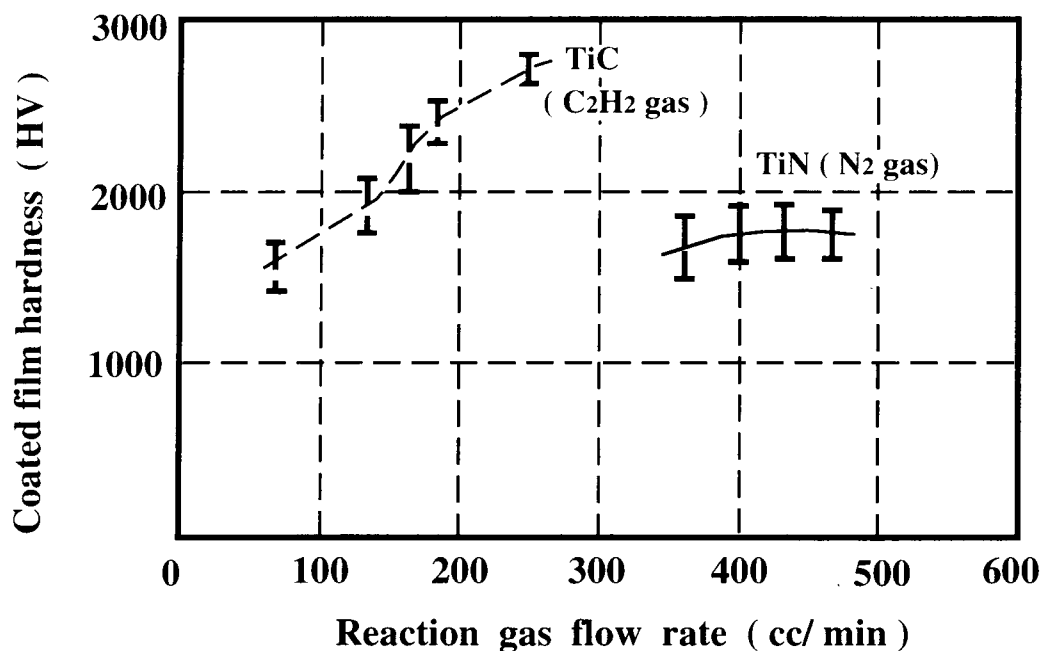
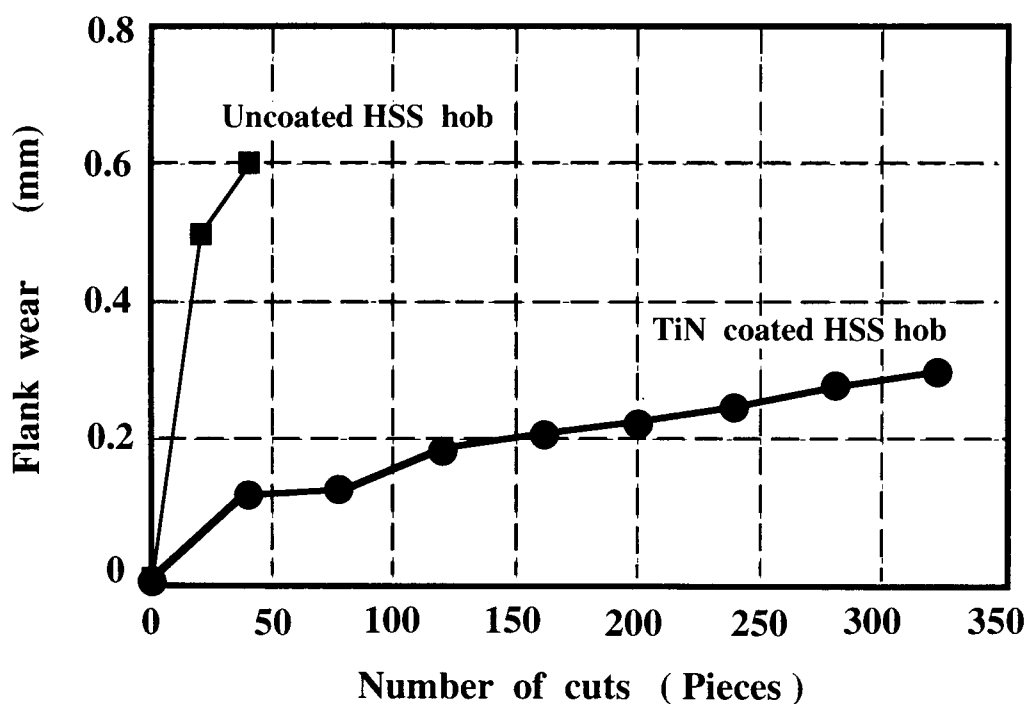


Fig. 2-9 Relationship between film hardness and reaction gas flow rate

図2-9 反応ガス流量とコーティング膜硬度の関係



Cutting tool; Build-up hob, High speed tool steel KMC4, M 2.5×PA20°×1TH  
 Work material; SCM21 (HB 150), φ82.5×25□×Ng 31  
 Cutting conditions; Cutting speed 62m/min, Feed rate 2.5 mm/rev  
 Climb cut, Oil

Fig. 2-10 Cutting performance of uncoated and TiN coated HSS hobs

図2-10 TiNコーティドホブ（高速度工具鋼製）の切削性能

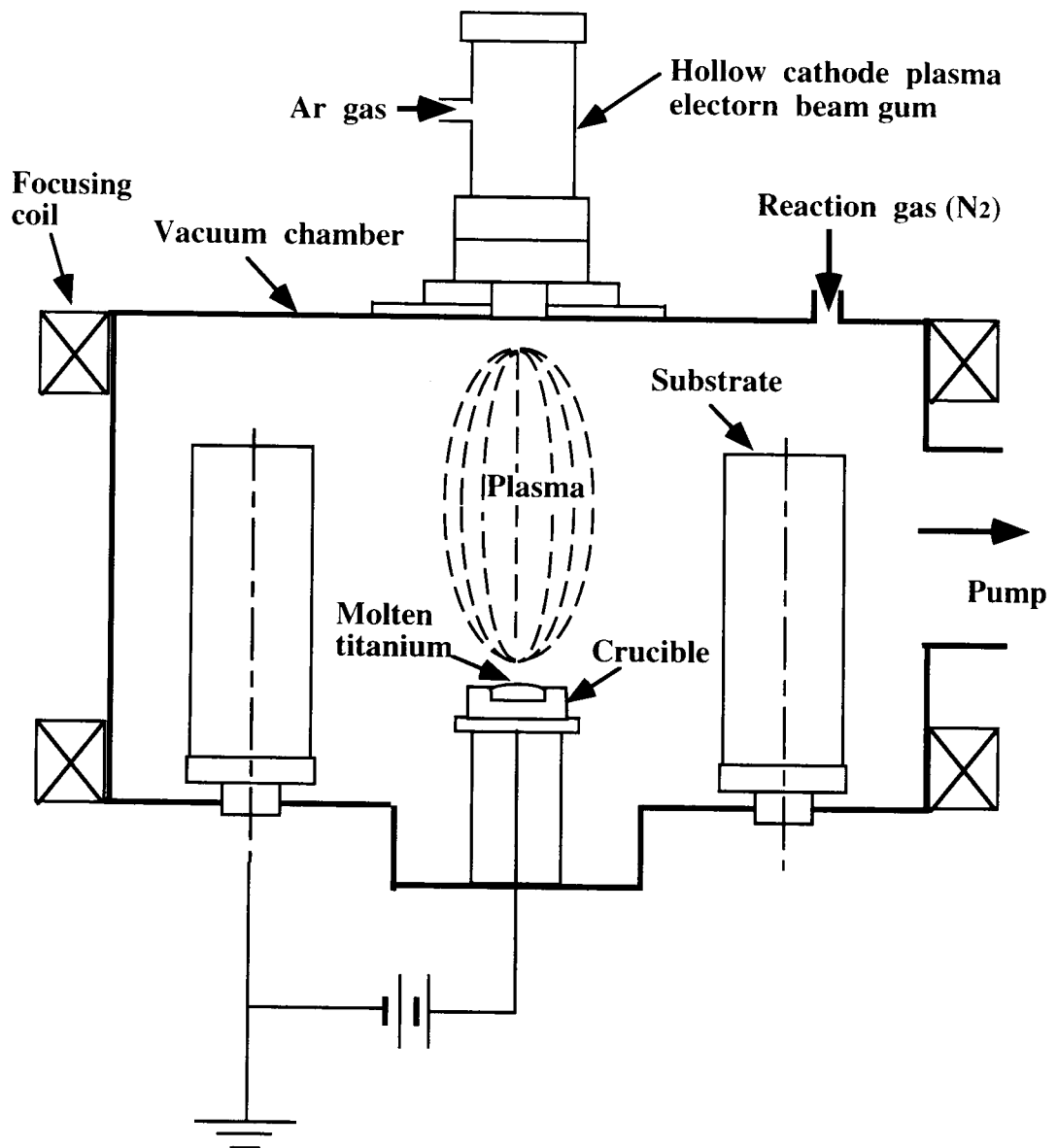


Fig. 2-11 Schematic diagram of vertical type HCD method

図2-11 豎型HCD法の概略図<sup>15)</sup>

## 2・2・2・4・2 陰極アーク・イオンプレーティング法

蒸発源を陰極にしてアーク放電させる方法<sup>16)</sup>の基礎的な研究は、ソ連や米国でなされ、1984年頃に米国で実用化された。日本では、1985年に著者が最初に導入し、種々の研究・開発を行ってきた。また、生産性に優れていることから装置も国産化され、現在では量産機としてもかなり普及している方式である。図2-12に概略図を示す。

この方法は従来の電子ビームによる金属の溶解法と異なり、蒸発させる金属を陰極とし真空槽などを陽極として直流電位を印加し、陰極ターゲット上でアーク放電を発生させることによって金属を蒸発・イオン化させる方式である。大電流アーク放電による陰極物質の放出に関するモデルはDaalder<sup>17)</sup>によって提案されている。すなわち陰極表面に $10^{10} \sim 10^{12} \text{ A/m}^2$ の大電流密度を有するアークスポットが形成され、そのジュール熱によって放出された電子と金属粒子の衝突により陰極表面近傍で正イオンが形成されることが考えられている。従って見かけ上、金属は固体から直接気化する。そのためHCD法などの電子ビームによる溶解法と異なり、アーク蒸発源は真空槽内の側面や上面にも取り付けることができる。またアーク放電によるイオン化率も80%程度と高いので、化合物の形成が容易で成膜速度も高い。

さらに本法では、蒸着前のスパッタクリーニングに金属イオンの放電を利用して金属イオンボンバードが実施できるのが大きな特徴である。金属イオンボンバードは、 $10^{-5}$  torr以下の高真空で実施でき、かつArガスに比べて金属イオンの質量が大きく、高エネルギーを有することから、基板表面のクリーニング効果が大きい。従って、コーティング膜の基板への密着力も優れている。

以上のような特徴から、歯切工具だけでなくドリルやエンドミルなどの量産品の切削工具を対象にして、高品質のコーティング膜を高い生産性で処理できるようになった。

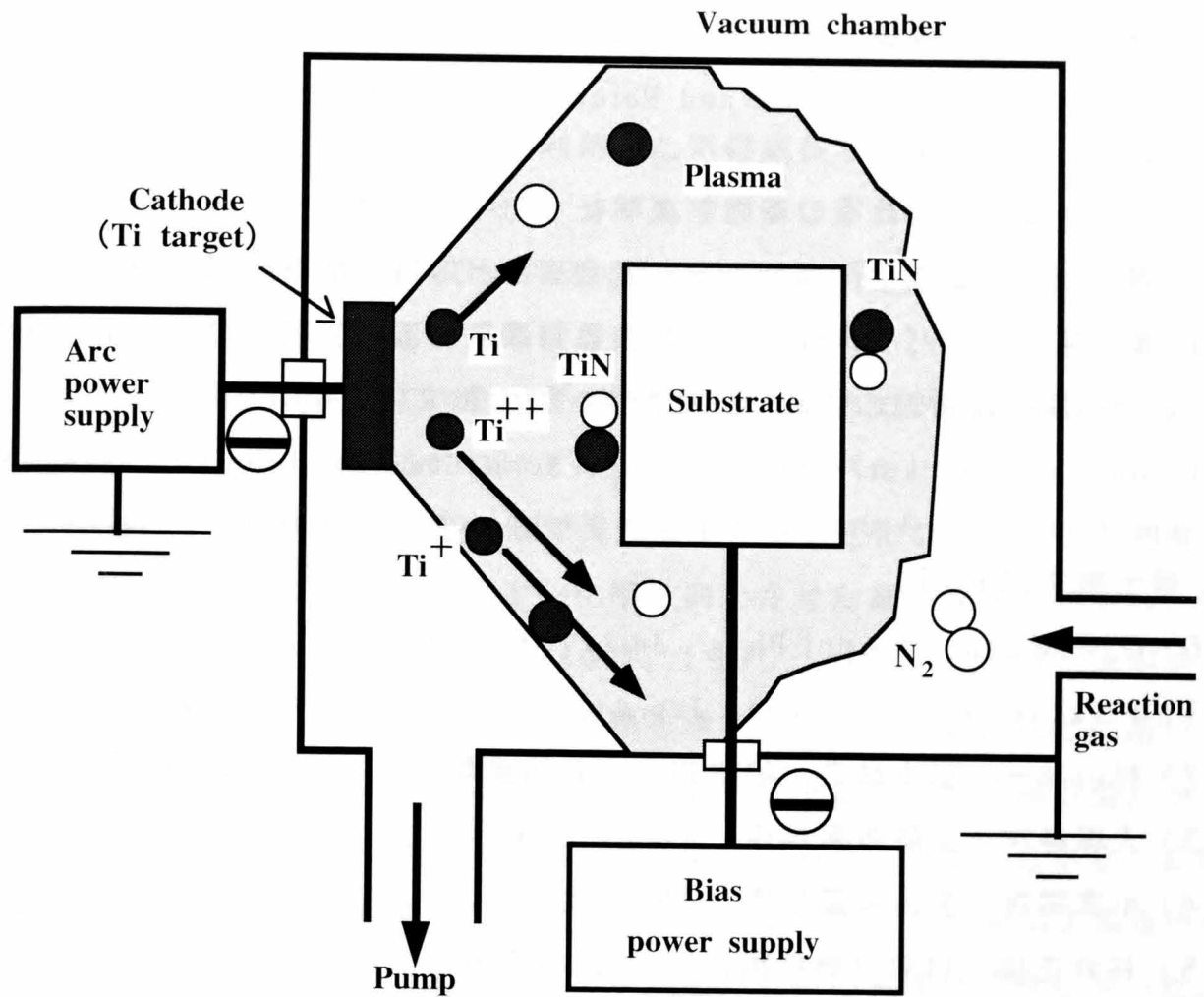


Fig. 2-12 Schematic diagram of cathodic arc-ion-plating method

図2-12 陰極アーク・イオンプレティング法の概略図

## 2・3 参考文献

- 1) A.C.Raughuram and R.F.Bunshah: J.Vac.Sci.Technol., 9, 6 (1972) 1385
- 2) 麻蒔立男：薄膜作成の基礎、日刊工業新聞社 (1977) 174
- 3) 河田一喜：特殊鋼、45、9 (1996) 26
- 4) 丹羽庄一：特殊鋼、45、9 (1996) 23
- 5) Ruth Chatterjee-Fischer and Peter Mayr : Metal Progress, feb(1986) 35
- 6) 武田 進：気体放電の基礎、東明社 (1973) 89
- 7) 表面技術協会編：PVD・CVD皮膜の基礎と応用、槇書店(1994) 58
- 8) 季木経孝：スパッタリング法による耐摩耗厚膜の工具へのコーティングとその膜の諸特性の評価、広島大学・博士論文(1981)
- 9) Toni Leyendecker: Über neuartige Schneidwerkzeugbeschichtungen auf Titan- und Aluminiumbasis, Technischen Hochschule Aachen, 博士論文(1985)
- 10) D.M.Mattox: J.Appl.Phys., 34 (1963) 2493
- 11) T.Takagi and I.Yamada : Jap.Appl.Phys., 12 (1973) 315
- 12) 村山洋一、松本政之、柏木邦広：応用物理、47 (1978) 485
- 13) 大塚寿次：金属表面技術、29 (1984) 25
- 14) 小宮宗次：金属表面技術、29 (1978) 166
- 15) 桜井正俊：材料試験技術、35、2 (1990)17
- 16) P.W.Hatto and D.G.Teer : Vacuum, 36, 1-3 (1986) 67
- 17) J.E.Daalder : J.Phys., D. 11 (1978) 1667



### 第3章 新しく開発したコーティング方法

第2章においては、従来、開発・実用化されてきたコーティング方法の概要と特徴を述べた。しかしながら、それぞれの方法には一長一短があり、本研究では、従来法をさらに改善した新しい方式を開発した。

#### 3・1 CVD法

##### 3・1・1 高周波プラズマCVD法

第2章において、熱化学反応を利用した気相成長法である高温CVD法は連続切削用の超硬チップのコーティング処理に用いられていることを述べた。しかし、高温CVD法は、1000℃程度の高温で処理されるために、断続切削用の超硬工具や高速度工具鋼の処理には適していない。そこで、CVD法において、放電を利用して処理温度を低下させるためにプラズマCVD法が開発され、その内の直流法については、第2章で述べた。

本研究では、500℃以下の低温で高速度工具鋼などにコーティング処理するために、直流法よりさらにイオン化率を向上させた高周波法を開発し、特許も取得した（実用新案第1803636号、1990.1.16）。図3-1に本研究で開発した高周波プラズマCVD法の概略を示す。従来、半導体などに用いられていた高周波法は、図2-7に示したような平行平板型（容量結合型）か、石英ベルジャーの外側にコイルを巻く誘導型<sup>1)</sup>がある。しかしながら、これらの方法では、装置の大型化が困難でドリル、エンドミルや歯切工具などSiウエハや超硬チップなどに比べて体積が大きい基板の処理はできなかった。そこで本研究では、図3-1に示すように従来より大型のSUS製の真空槽を製作し、その内部にアンテナを設けて、高周波放電を励起できるような方式を開発した。また、内部にはヒータも設置し、コーティング膜質への加熱温度の影響も調査した。開発当初は、反応ガスとしてSiH<sub>4</sub>とN<sub>2</sub>を用いて、高速度工具鋼製のチップ上にSiNコーティングを実施したが、SiN膜は切削中にクラックが発生しやすく切削工具には適さないことがわかった。続いて、表3-1に示すように、TiCl<sub>4</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>ガスを用いて、種々の条件で、高速度工具鋼製チップ上にTiN膜を成膜した。主な成膜条件としては、処理温度、処理圧力、高周波電力、基板のバイアス電位などであり、膜厚が3μm程度にな

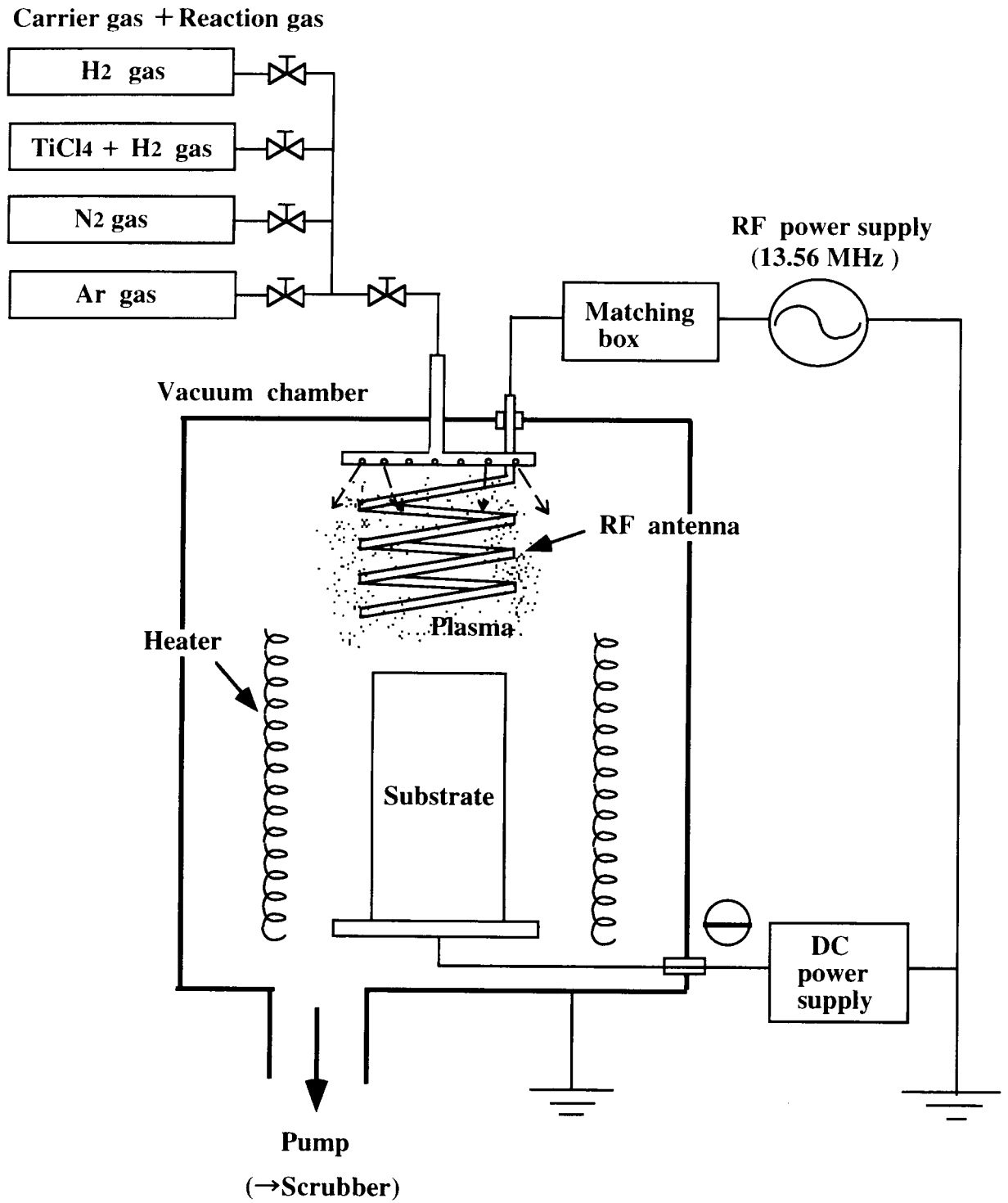


Fig. 3-1 Schematic diagram of RF plasma CVD method

図3-1 高周波プラズマCVD法の概略図

るように成膜時間を調整した。そして、これらの条件で成膜されたTiN膜中のCl量を電子プローブ微小分析法(EPMA)にて分析した。参考として、HCD法によってTiN膜を高速度鋼チップ上に3 $\mu$ m成膜し、EPMAにて分析したが、Clは検出されなかった。

図3-2に高周波電力を150W投入した場合(No.1)と、0Wの場合(No.2)そして参考としてHCD法によってTiN膜をコーティングした高速度鋼チップの切削試験結果を示す。高周波電力を投入した方が逃げ摩耗量が少なく、またHCD法よりも性能が優れていた。さらに、処理温度や処理圧力および高周波電力などをパラメータとしてTiN膜を成膜し、膜中のCl量と切削性能の関係を調査した。高速度鋼チップの切削試験において、被削材の切削長が40mでの逃げ面摩耗量とTiN膜中のCl量の関係を図3-3に示す。参考として、HCD法によってコーティングしたチップの逃げ面摩耗量は、0.039mmであった。

図3-3より高周波プラズマCVD法によってコーティングしたチップの逃げ面摩耗量がHCD法によってコーティングしたチップの摩耗量より少ないのは、TiN膜中のCl量が4%以下の場合であることがわかる。すなわち、原料ガス(TiCl<sub>4</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>)の分解・反応が不十分で、形成されたTiN膜中にClが多く残留すると、耐摩耗性が劣化すると言える。表3-1より、高周波プラズマCVD法によるTiN膜中のCl量を4%以下にするには、処理温度が500 $^{\circ}$ Cで、高周波電力が150W以上必要であることがわかる。しかしながら、この条件でも成膜速度が1 $\mu$ m/Hr程度であり、HCD法の6 $\mu$ m/Hrに比べてかなり遅いの欠点である。

### 3・2 PVD法(イオンプレーティング法)

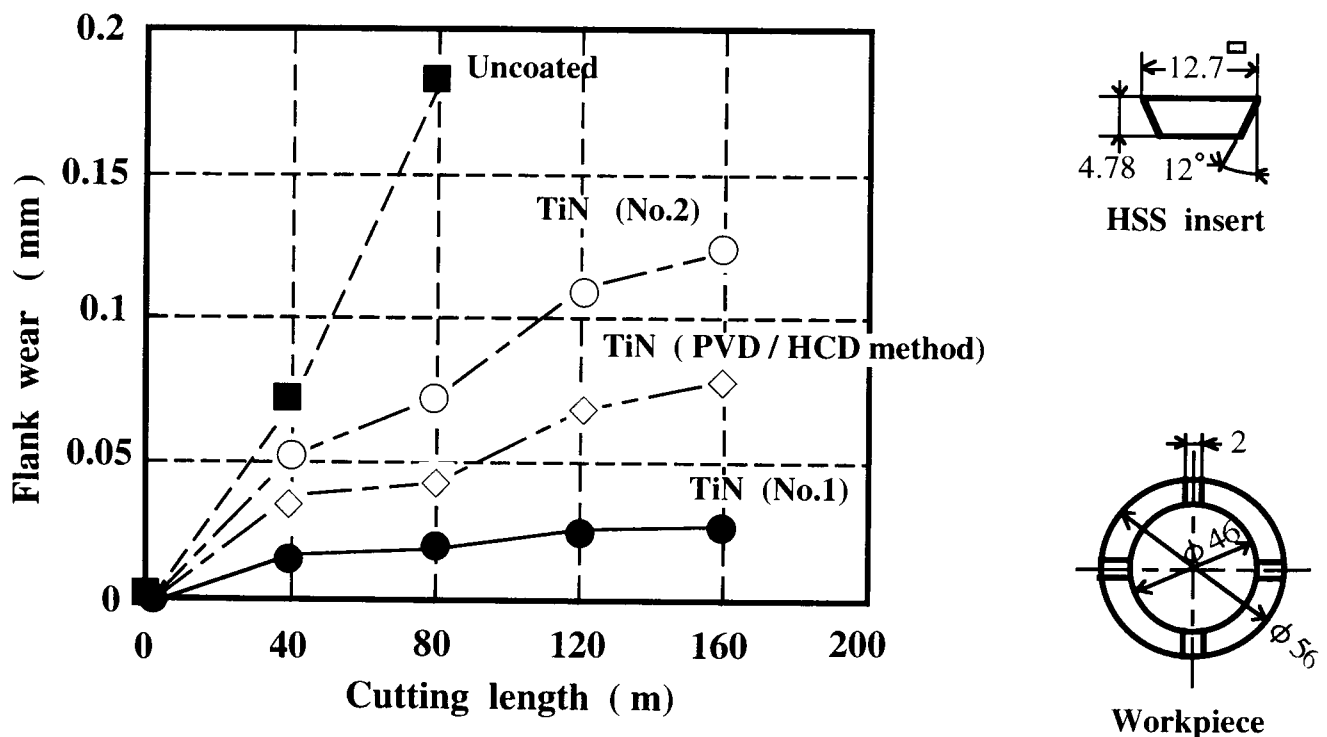
#### 3・2・1 アーク・HCD併用法

第2章においては、比較的低温で切削工具にコーティング処理を施すことができるイオンプレーティング法の中で、産業界で主に用いられているHCD法と陰極アークイオンプレーティング法について述べた。これらの方法は量産機として優れた特徴があるが、欠点もある。これらの欠点を解決するために、本研究で開発・実用化したのがアーク・HCD併用法である。特に本法は

Table 3-1 Coating conditions and characteristics of TiN coatings deposited by RF plasma CVD method

表3-1 高周波プラズマCVD法の成膜条件とTiN膜の特性

Test No.	Coating conditions					Characteristics of coatings	
	Temperature	Pressure	RF power	Bias voltage	Deposition time	Thickness	Cl content (wt%)
1	500°C	0.8~1 Torr	150 W	-450 V	3 Hr	3.0 μm	1.7~3.2%
2	500°C	0.8~1 Torr	0 W	-450 V	7 Hr	2.7 μm	4.3~4.9%
3	500°C	1.6~2.8 Torr	200 W	-450 V	3 Hr	2.8 μm	2.2~3.6%
4	400°C	1.6~2.8 Torr	50 W	-400 V	4 Hr	2.5 μm	4.5~6.4%
5	300°C	1.6~2.8 Torr	0 W	-450 V	7 Hr	2.2 μm	7.8~8.5%
(HCD)	500°C	$2 \times 10^{-3}$ Torr	—	-100 V	0.5 Hr	3.0 μm	0%



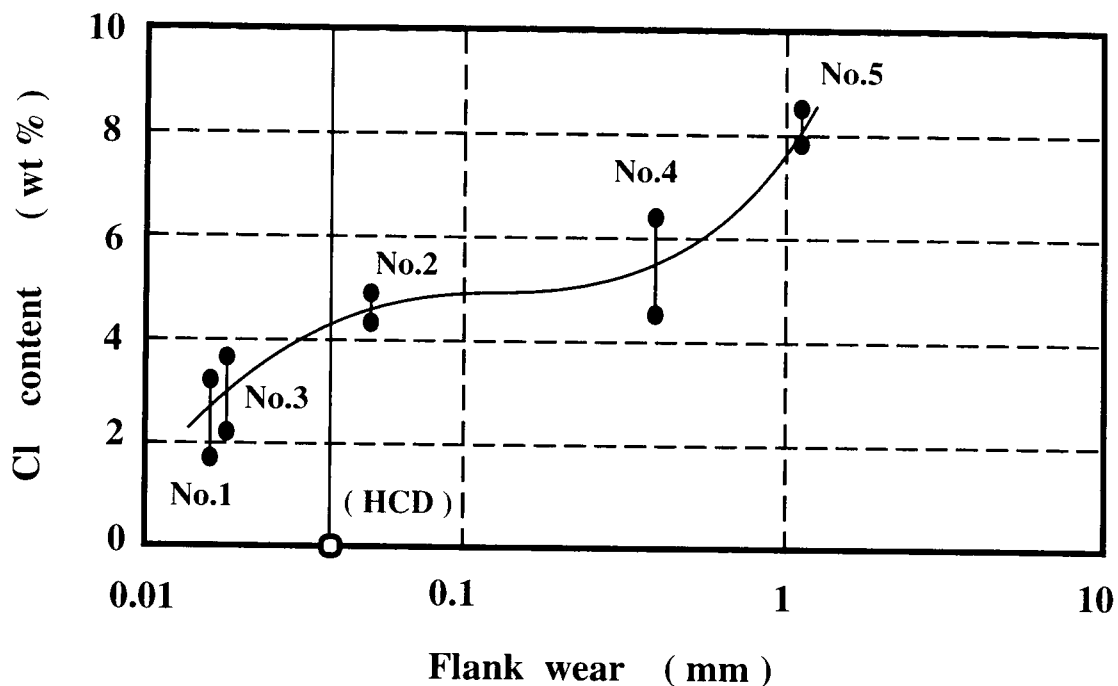
Cutting tool; Insert, High speed tool steel SKH51

Work material; SCM415 (HB 230~260)

Cutting conditions; Cutting speed 72 m/min (450 rpm), Feed rate 0.06 mm/rev, Oil

Fig. 3-2 Cutting performance of TiN coated HSS inserts deposited by RF plasma CVD method

図3-2 高周波プラズマCVD法によるTiNコーティド高速鋼チップの切削性能



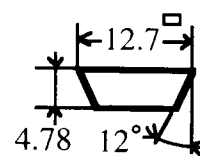
Cutting tool; Insert , High speed tool steel SKH51

Work material; SCM415 (HB 230~ 260 )

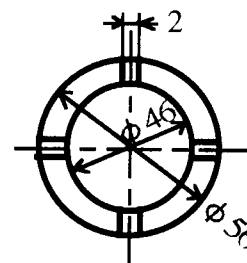
Cutting length; 40 m

Cutting conditions; Cutting speed 72 m/min (450 rpm),

Feed rate 0.06 mm/rev, Oil



HSS insert



Workpiece

**Fig. 3-3 Relationship between Cl contents and flank wear of TiN coated HSS inserts deposited by RF plasma CVD Process**

**図3-3 高周波プラズマCVD法によるTiNコーティド高速度鋼チップのCl含有量と逃げ面摩耗量の関係**

TiNコーティングにおいて、密着力が優れ、かつコーティング膜も緻密で面粗度も良好なことから、切削工具だけでなく金型へのコーティング処理にも適用し、特許を取得した。(特許第1801083号、1993.11.12)

従来のHCD法では、HCDガンからの電子ビームによってTiを一旦溶解して非常に微細なTi蒸気を発生させ、基板表面にTiN膜を形成するため、コーティング膜はピンホールの少ない緻密な膜となる。しかしながら、蒸着前のボンバードによるクリーニング工程が、Arガスのイオンを用いた低真空度・低エネルギー条件でしか実施できないため、コーティング膜の密着力が不安定であるのが欠点である。一方、陰極アーク法では、金属Tiのイオンによる高真空中の高エネルギーのボンバードが実施でき、コーティング膜の密着力は非常に良好である。しかしながら、Ti製の陰極をアーク放電で蒸発させる際に陰極上のアークスポットが最大5  $\mu\text{m}$ にもなる場合があり、アーク放電で飛び出す粒子の中には、マクロパーティクルと呼ばれる大きなクラスター状の粒子が混在する。その結果、成膜されたTiN膜には、最大5  $\mu\text{m}$ 程度のマクロパーティクルが混在して、この大きな粒子が面粗度を劣化させたり、ピンホールの原因にもなる。

そこで、本研究では、従来のHCD法や陰極アーク法の欠点を解消し、それぞれの長所を活かしうる方法として、アーク・HCD併用法を開発・実用化した。本方式の概略を図3-4に示す。本法では蒸着前のスパッタクリーニングに陰極アークイオンプレーティング法で用いられる金属イオンボンバードを行い、基板を十分に洗浄した後、HCD法により蒸着を行う。これにより、密着力が良好で、かつピンホールが少ない緻密な膜を形成することができる。

本法でTiN膜をコーティングする工程は、以下の手順で行う。

真空容器内を  $1 \times 10^{-4}$  torr以下まで排気した後、ヒータを用いて基板を400~500℃に加熱する。基板を十分加熱した後、ヒータを停止し、真空容器上部のTiカソードを用いアーク放電を発生させる。この時基板に-600~-1000 Vのバイアス電位を印加し、基板を回転させる。このようにして基板の表面をTiイオンにて十分にスパッタクリーニングする。

続いて、シャッターを閉じた状態でHCDガンを起動し、るつぼ内のチタンを溶融する。反応ガスとしてN<sub>2</sub>ガスを導入し、シャッターを開けてTiN膜を

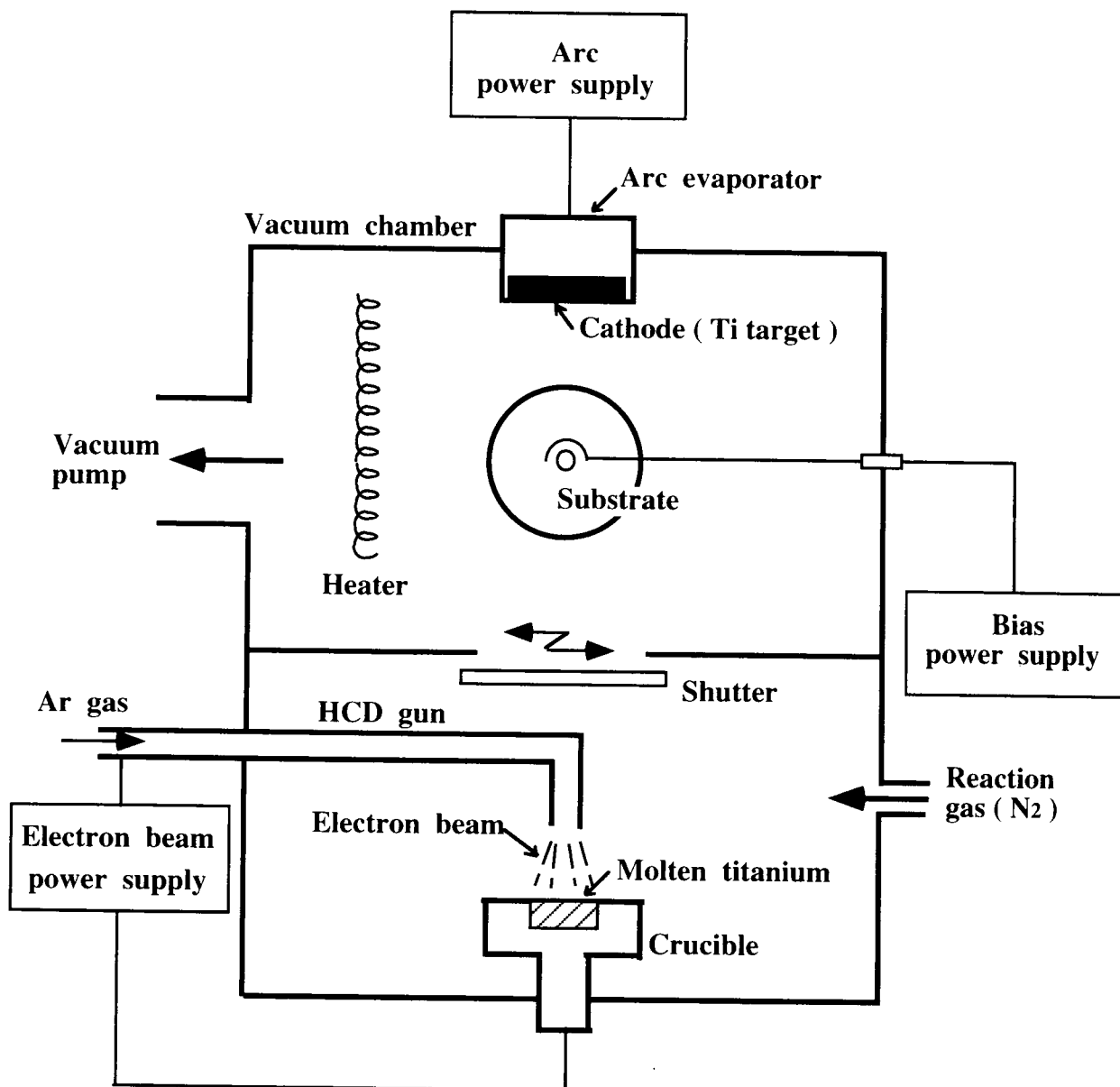


Fig.3-4 Schematic diagram of cathodic arc and hollow cathode discharge method

図3-4 アーク・HCD併用法の概略図

コーティングする。このときHCDガンのビーム出力は 30~60V、300~600Aの低電圧・大電流を用いる。基板には-50~-300Vのバイアス電位を印加し、緻密なTiN膜を形成させる。

次に、従来のHCD法、陰極アークイオンプレーティング法、そして本研究で開発したアーク・HCD併用法でコーティングしたTiN膜の基本特性（外観、結晶構造、密着力）や切削性能を調査した。

図3-5に、鏡面仕上げした高速度工具鋼製の基板上に、これらの方法で成膜したTiN膜表面の光学顕微鏡写真を示す。陰極アーク法で形成した膜は、数 $\mu\text{m}$ 程度のマクロパーティクルが多く存在し、面粗度が粗くなっている。一方、HCD法やアーク・HCD併用法で形成した膜は、ピンホールも少なく、平滑な表面状態になっているのがわかる。図3-6に、これらのTiN膜のX線回折の結果を示す。いずれも面心立方晶のTiNの結晶構造を示すが、陰極アーク法で形成した膜は、HCD法による膜に比べ、(111)面により強く配向している。図3-7にTiN膜の高速度工具鋼製基板への密着力をスクラッチテスト<sup>2)</sup>によって測定した結果を示す。スクラッチテストについては次章で詳述する。同図から、密着力の目安となる臨界荷重がHCD法、陰極アーク法、アーク・HCD併用法の順に大きくなっていることがわかる。スクラッチテストによる密着性の評価では資料表面の面粗度を考慮する必要があり、一般に面粗度が粗い方がダイヤモンド圧子がひっかかりやすく、低荷重でコーティング膜が剥離しやすい。陰極アーク法で形成した膜は、HCD法による膜より面粗度が粗いにもかかわらず、臨界荷重が大きい。これは、陰極アーク法での金属Tiイオンによるボンバードの効果が大きく、密着力が向上したことによるものと言える。さらに、アーク・HCD併用法では、Tiイオンボンバードにより密着力が向上しているのに加え、表面状態も良好なため、臨界荷重がさらに大きくなったと考えられる。

これらの方法によって高速度工具鋼製のホブにTiNコーティングを行い、切削性能を比較した。図3-8に切削試験結果を示す。工具寿命は、アーク・HCD併用法によるものが、HCD法の2倍以上向上した。次いで陰極アーク法によるTiNコーティドホブの寿命が良好である。これは、アーク・HCD法によって得られた、密着力が優れ、かつ面粗度が良好なTiNコーティングが、



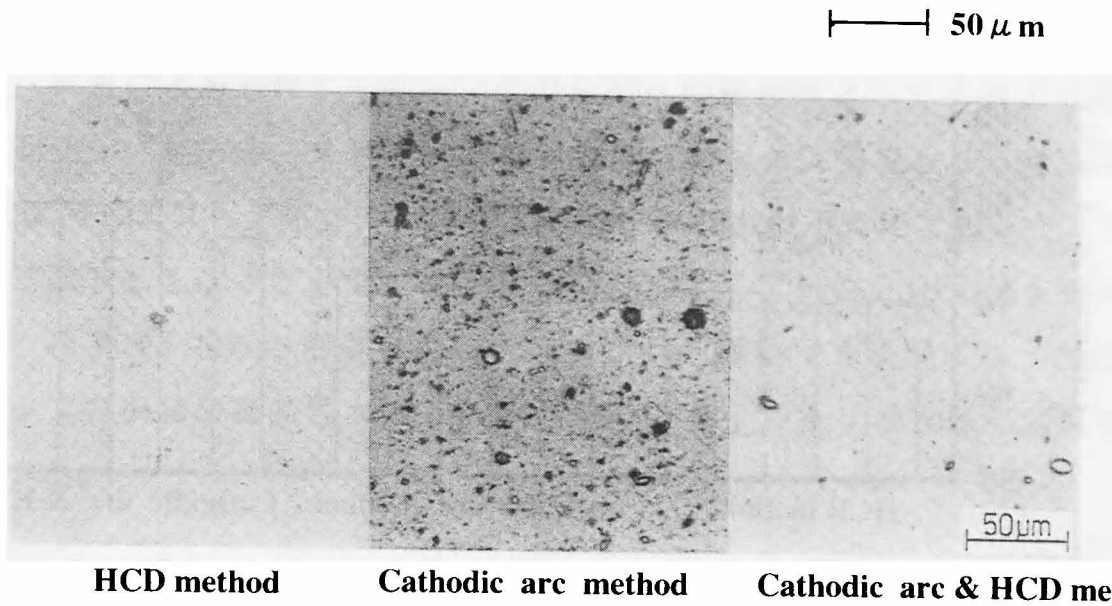


Fig.3-5 Surface Conditions of TiN coatings deposited by various methods

図3-5 種々の方法によるTiNコーティング膜の表面状態

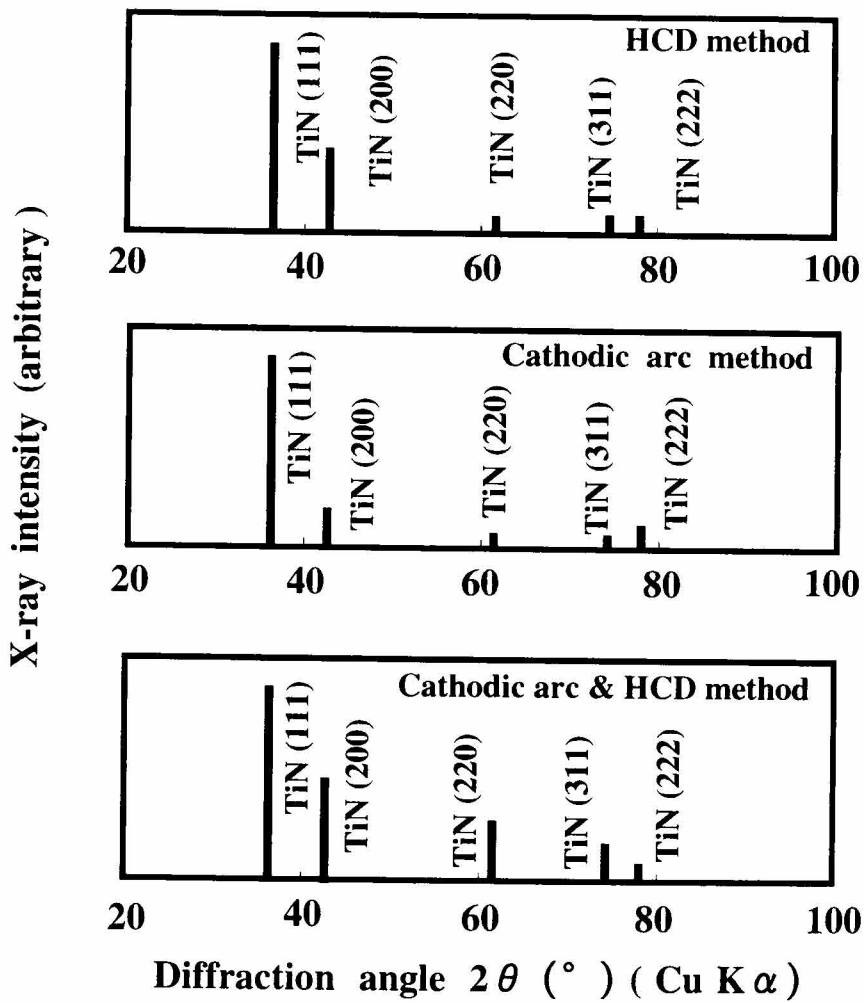


Fig.3-6 X-ray diffraction patterns of TiN coatings deposited by various methods

図3-6 種々の方法によるTiNコーティング膜のX線回折結果

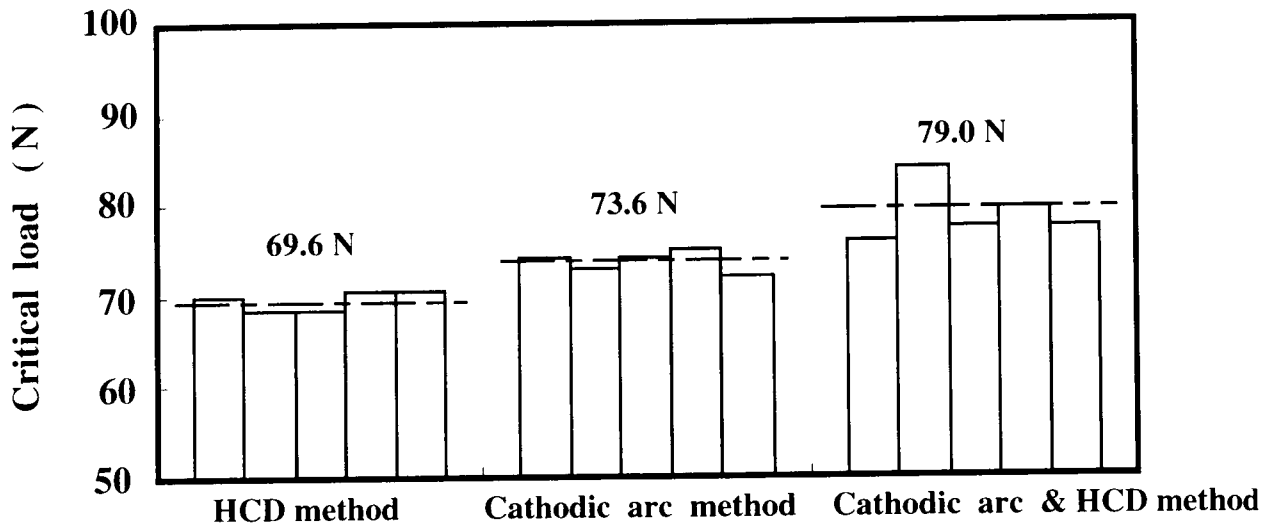
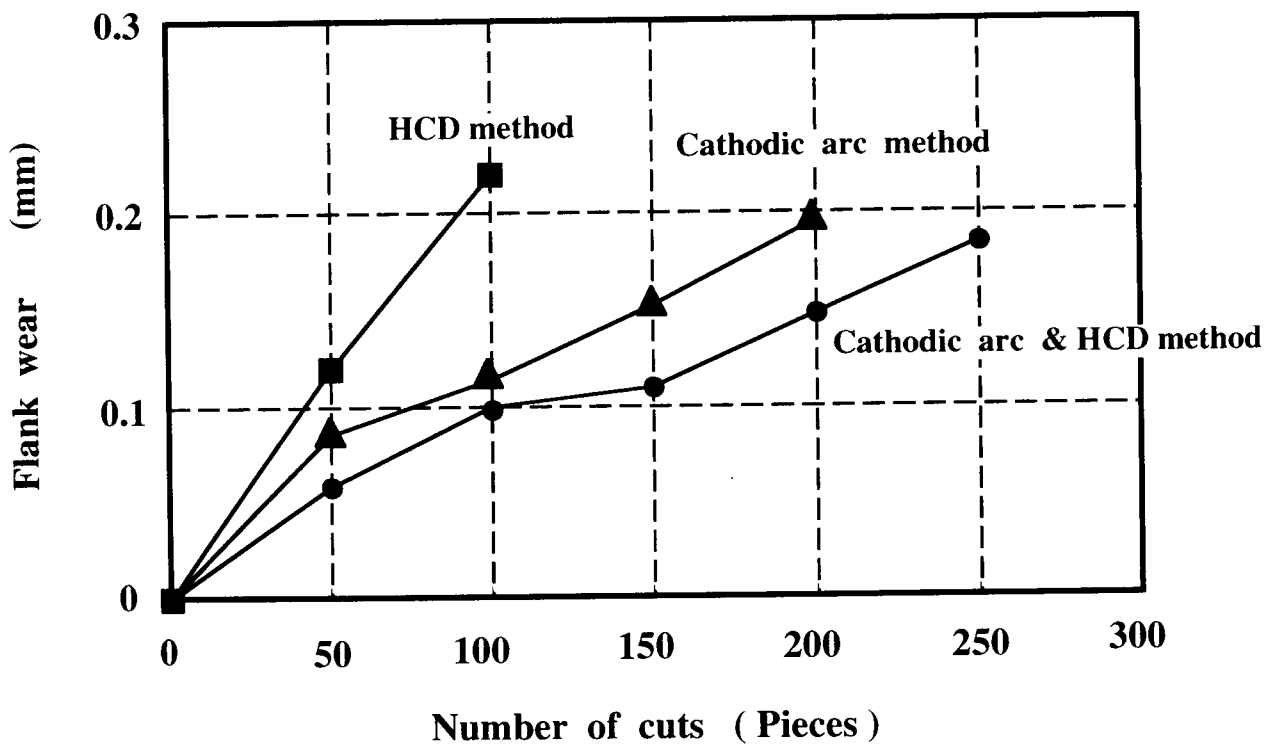


Fig.3-7 Adhesion of TiN coatings deposited by various methods ( Scratch test)

図3-7 種々の方法によるTiN膜の密着力測定結果 (スクラッチテスト)



Cutting tool; Hob, High speed tool steel KMC3 , M 2.5×PA20° × 1TH  
 Work material; SCR420, φ95 × 25w  
 Cutting conditions; Cutting speed 100 m/min , Feed rate 3.1 mm/rev  
 Climb cut, Oil

Fig. 3-8 Cutting performance of TiN coated gear hobs deposited by various methods

図3-8 種々の方法でTiNコーティングしたホブの切削性能

切削工具の性能に大きく寄与することを示している。

また、本法によるTiNコーティングの金型への適用例として、射出成形機用のスクリーがある。スクリーの素材はステンレス系であり、従来のHCD法によるTiNコーティングでは、TiN膜の密着力が不安定であった。また表面も鏡面であることが必要であり、本研究によるアーク・HCD法を適用した。その結果、TiN膜の密着力は向上・安定し、面粗度も良好になったため、射出成形での樹脂の離型性が良く、樹脂焼けも減少するなど大きな効果を発揮している。

### 3・3 小 括

本研究では、第2章で述べた従来のコーティング方法を、さらに改善した新しい方式を開発した。そして、この新方式にて高速度鋼工具にTiN膜をコーティングし、切削試験を行った結果、下記のことになった。

- (1) 500℃程度の低温で処理できるCVD法として、内部にアンテナを設けた高周波プラズマCVD法を開発した。TiNコーティングの場合、原料ガスとしてTiCl<sub>4</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> などを用いるため、皮膜中にClが残存するのが認められた。コーティング条件としては処理温度が500℃で、高周波電力が150 W以上必要である。
- (2) 陰極アークイオンプレーティング法は、イオン化率や密着力が高く、生産性も優れた方式であるが、数μm程度のマクロパーティクルが皮膜に含まれ、面粗度が劣化する欠点がある。そこで良好な面粗度を有し緻密な皮膜を高い密着力でコーティングすることができるアーク・HCD併用法を開発した。

この新方式でTiN膜をコーティングした高速度鋼工具は優れた切削性能を示した。

### 3・4 参考文献

- 1) 表面技術協会編：PVD・CVD皮膜の基礎と応用、槇書店(1994) 106
- 2) 日本規格協会：JISハンドブック金属表面処理 (1995) 330

## 第4章 切削工具用コーティング膜

第2章と第3章で述べたように、500℃程度以下の低温でコーティング処理できるPVD法、特にイオンプレーティング法が開発・実用化され、高速度工具鋼や断続切削用の超硬工具に適した種々の硬質コーティング膜が開発されてきた。

本章では、切削工具用に開発された種々のコーティング膜の基本的な特性を調査した。特に、アークイオンプレーティング法によって形成されたTiN膜と(Ti,Al)N膜について、基本特性を詳細に調査した。

### 4・1 コーティング膜の種類

#### 4・1・2 TiN, TiC, TiCN

第2章で述べたように、イオンプレーティング法で最初に実用化された硬質コーティング膜は、TiNとTiCである。これは、それ以前の高温CVD法によって超硬チップに適用されていたコーティング膜がTiCやTiN, TiCNなどであったためである。これらの化合物はⅣa族である金属TiとⅣb族の炭素やⅤb族の窒素との固溶体化合物であり、面心立方晶の結晶構造を有する硬質膜である。

当初のイオンプレーティング法では、高温CVD法に比べ密着力が劣っていたため、硬度が高いTiC膜は密着力が不十分で余り用いられず、品質が安定しているTiN膜が広く用いられるようになった。また、TiCN膜は、CとNの比率によって、特性が変化するが、基本的にはTiNとTiCの中間的な特性となる。最近のTiCNコーティングは、基板側はTiNとし、最表層はCが多いTiCNとする多層や傾斜組成となってきた。

#### 4・1・2 (Ti,Al)N

1985年にAachen工科大学のKnotek, Leyendeckerら<sup>1)</sup>は、スパッタリング法により耐熱性に優れたTiAlを蒸発源として、(Ti,Al)N膜を成膜し、種々の特性や切削性能を調査した。ただし、蒸発源のTiとAlの比率は、75:25と50:50であるのに対し、スパッタ法により形成された膜中の比率はAlが多い方にずれていた。このスパッタ法による(Ti,Al)N膜のコーティング

は、ドイツのLeybold-Heraeus社<sup>2)</sup>などによって実用化されたが、コーティング膜の組成や密着力が切削工具としては品質が不十分であり、主に装飾品の処理に適用されている。それに対して、陰極アークイオンプレーティング法を用いて(Ti,Al)N膜の成膜を研究開発したのが、神鋼コベルコツールの池田ら<sup>3)4)</sup>である。陰極アーク法によって形成された(Ti,Al)N膜の組成は、硬度や耐酸化性の優れたコーティング膜が得られ、基本特許も取得した(池田ら、特許第2126424号、1997.1.28) 本研究では、この池田による研究を基にして、切削工具への適用・実用化を目的に、コーティング膜の基本特性を調査した。

#### 4・2 (Ti,Al)N膜とTiN膜の基本特性

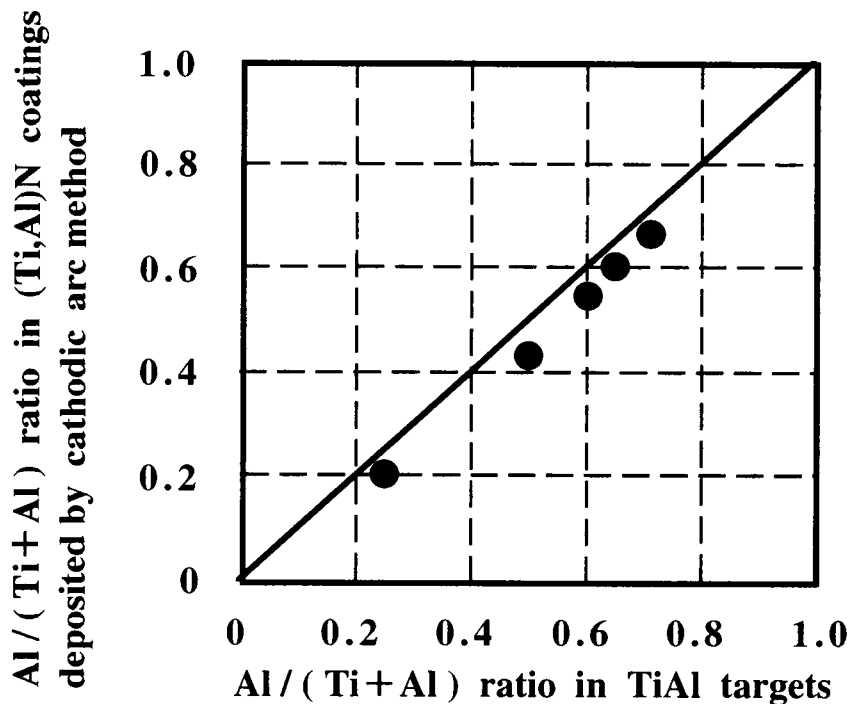
##### 4・2・1 組成と結晶構造

本研究で用いた陰極アークイオンプレーティング法については、第2章で詳述した。池田は、この陰極アーク法を用いて、種々の(Ti,Al)N膜を成膜し、その結晶構造を調査した。この調査結果を参考にして、本研究では、蒸発源に用いるTiAlターゲットを、Ti粉末とAl粉末を所定の比率(原子量比)で混合・焼結して作成した。表4-1に示すような組成のターゲットと蒸着条件で、陰極アークイオンプレーティング法を用いて超硬基板上に(Ti,Al)N膜とTiN膜を成膜した。そして、形成された(Ti,Al)N膜の組成を電子プローブ微小分析法(EPMA)にて分析した。この分析によって判明した膜中の金属成分に対するAlの組成比(原子量の比)を、蒸発源であるTiAlターゲットの組成比と比較した結果を図4-1に示す。膜中のAlの比率は、ほぼターゲットと同じ組成比になっている。これは、前述したスパッタリング法がAlが多い傾向を示すのと異なっており、多成分の金属ターゲットを用いるコーティング方法としては、陰極アークイオンプレーティング法の方が膜組成の制御性に優れていると言える。これは、焼結体ターゲットを用いたスパッタリング法の場合、Alのスパッタ率がTiより約2倍程度大きいことと、成膜速度が遅いことなどにより、コーティング膜の組成がAlが多い方にずれると推定される。一方、陰極アークイオンプレーティング法では、ターゲット表面を高速で移動する大電流密度のアークスポット内で、TiとAlが瞬時に溶解

**Table 4-1 Deposition conditions for (Ti,Al) N coatings deposited by cathodic arc-ion-plating method**

**表4-1 陰極アークイオンプレーティング法による(Ti,Al)N膜の蒸着条件**

Arc current	100 A
Bias voltage	- 100 V
Maximum temperature	400 - 500 °C
N <sub>2</sub> gas pressure	$4 \times 10^{-1}$ Pa
Substrate	Carbide inserts
Film thickness	3 - 5 $\mu$ m
Cathode materials	Ti Ti <sub>0.75</sub> Al <sub>0.25</sub> Ti <sub>0.5</sub> Al <sub>0.5</sub> Ti <sub>0.4</sub> Al <sub>0.6</sub> Ti <sub>0.35</sub> Al <sub>0.65</sub> Ti <sub>0.3</sub> Al <sub>0.7</sub>



**Fig. 4-1 Al/(Ti + Al) ratio in TiAl targets and (Ti,Al) N coatings deposited by cathodic arc-ion-plating method**

**図4-1 陰極アークイオンプレーティング法によるTiAlターゲットと成膜された(Ti,Al)N膜中のAl含有量の比較**

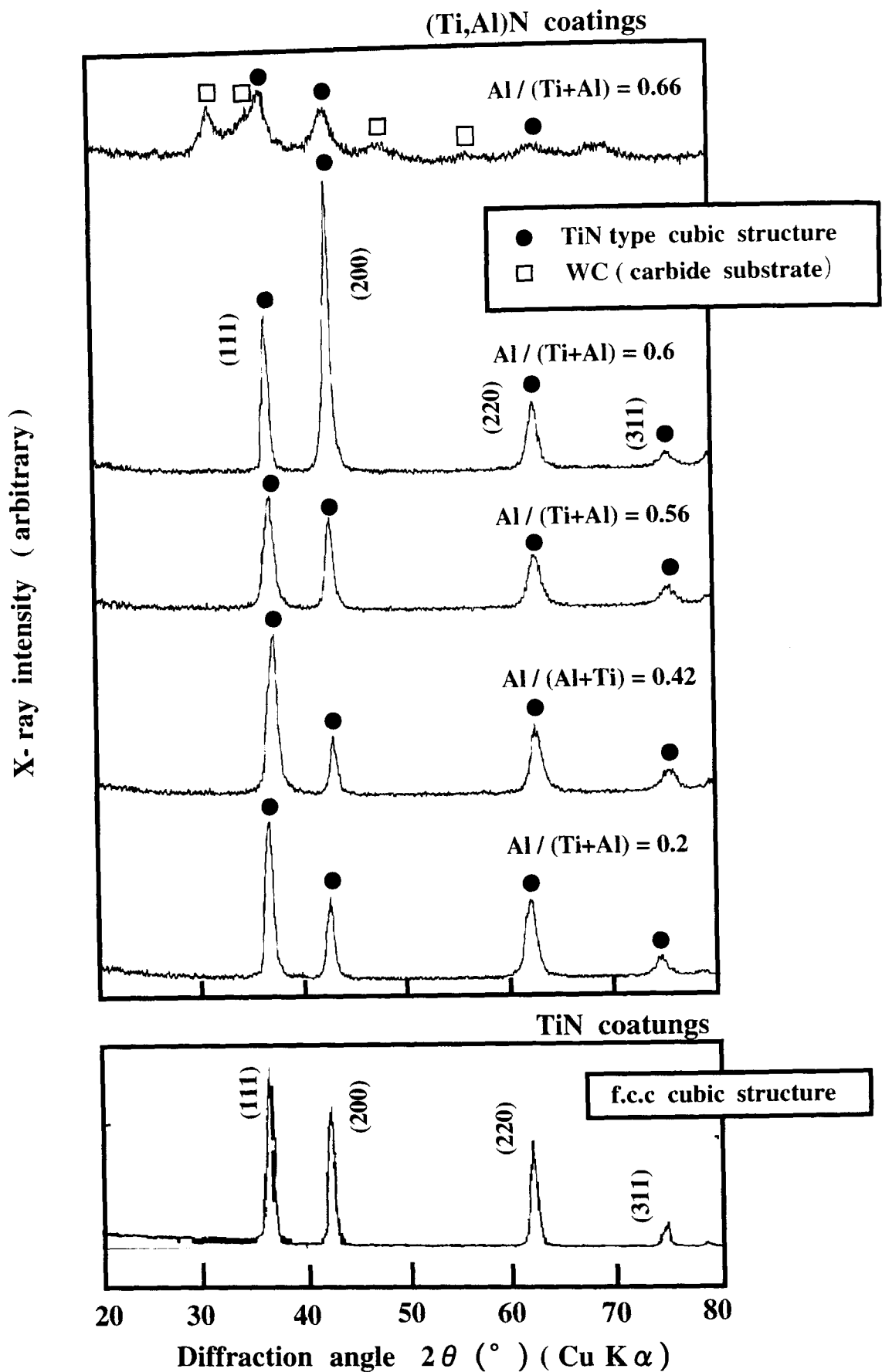


Fig. 4-2 X-ray diffraction patterns of (Ti,Al)N and TiN coatings deposited by cathodic arc-ion-plating method

図4-2 陰極アークイオンプレーティング法による(Ti,Al)N膜とTiN膜のX線回折結果

・蒸気化し、かつ成膜速度やイオン化率も高いため、ターゲットの組成と形成された膜の組成がほぼ一致すると考えられる。

図4-2は、本実験によって成膜された(Ti,Al)N膜とTiN膜のX線回折結果を示す。第3章でも述べたが、陰極アークイオンプレーティング法によって形成されたTiN膜は(111)面に強く配向した面心立方晶の結晶構造を示す。

(Ti,Al)N膜の結晶構造もTiN膜と同様の面心立方晶の結晶構造を示すが、池田らによるとTiN格子のTi原子を、より原子半径の小さいAlで置き換えていると考えられている。また、池田によると膜中のAl組成比が75%を超えると六方晶の結晶構造を有するAlNのピークがあらわれてきたが、本実験でもAl組成比が66%まではTiN型のピークのみが観察された。また、図4-2からは膜中のAlが増加するにつれて(200)面の配向が強まり、Alが60%で(200)面に最も強く配向し、さらにAlが増加すると(200)面や全体の配向が弱まってくるのがわかった。

#### 4・2・2 皮膜硬度

硬度とは、外部からの力に対する変形抵抗であると言えるが、薄くて硬いコーティング膜の硬度を正確に測定するのは困難である。本研究では、ビッカース硬度計を用いてコーティング膜の硬度を測定した。その測定法の概略を図4-3に示す。ビッカース硬度計のダイヤモンド圧子は、対角面が $136^\circ$ の正四角錐であるので、その圧痕の深さは対角線長さの $1/7$ になる。コーティング膜自体の硬度を正確に測定するには、圧痕の深さを膜厚の $1/5 \sim 1/10$ 以下に小さくすることが望ましい。しかしながら、圧痕があまり小さすぎると対角線の読み取り誤差の影響が生じやすくなる。図4-4に、高速度工具鋼の上にTiN膜を $3 \mu\text{m}$ コーティングしたサンプルを、測定荷重を種々変化させて測定した値を示す。測定荷重が $0.5 \text{Kgf}$ 以上では、圧痕の深さが膜厚より大きくなって、測定値は基板の影響を受けているのがわかる。そこで、本研究では、超硬基板上にコーティング膜を $3 \sim 5 \mu\text{m}$ 形成し、測定荷重を $0.1 \text{Kgf}$ としてビッカース硬度を測定した。図4-5に種々のAl組成比の(Ti,Al)N膜とTiN膜のマイクロビッカース硬度計による測定結果を示す。(Ti,Al)N膜硬度へのAl組成比の影響は池田の調査結果<sup>3)</sup>とほぼ一致している。本研究では、



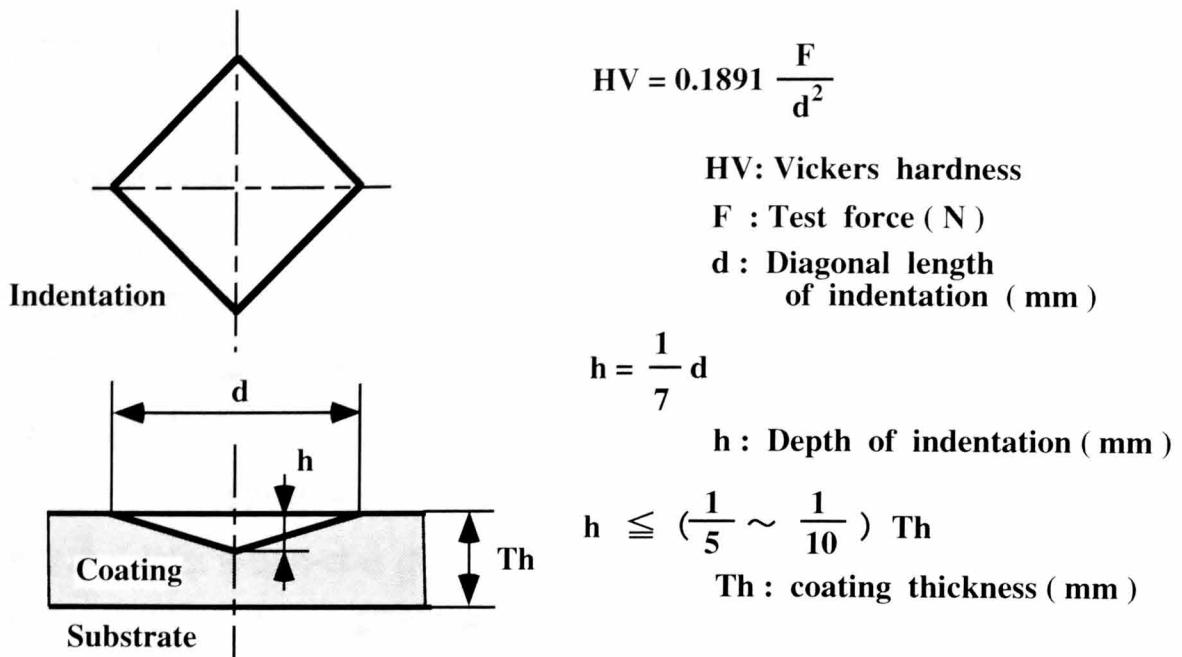


Fig. 4-3 Schematic diagram of vickers hardness test for coating

図4-3 コーティング膜のビッカース硬度測定法の概略

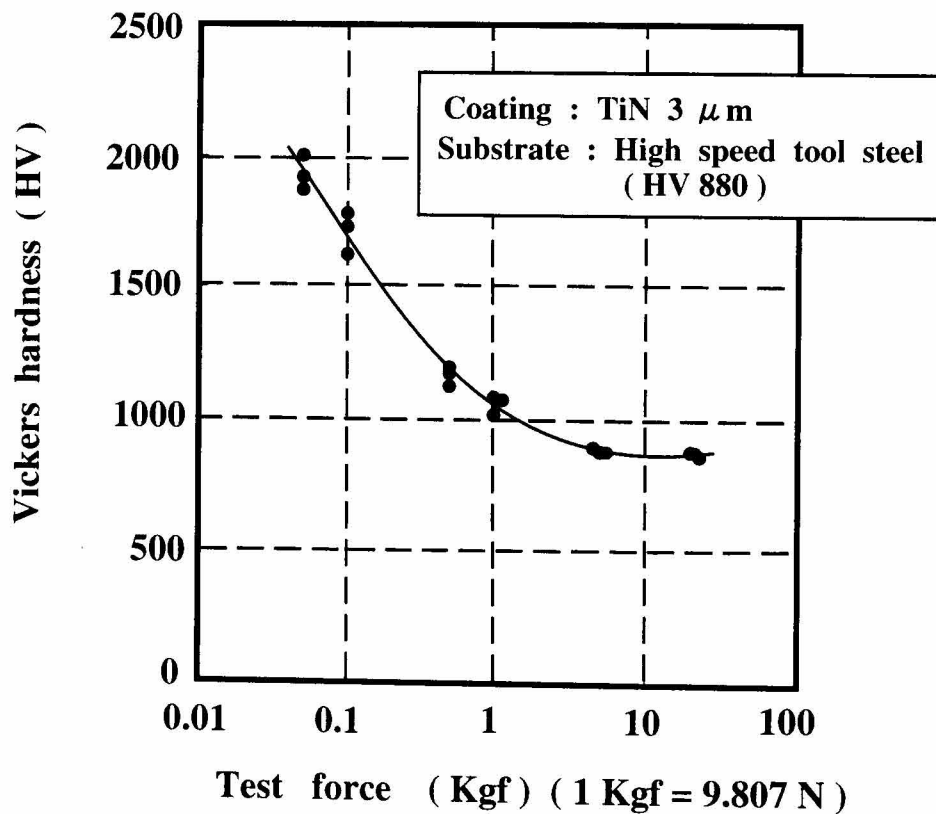
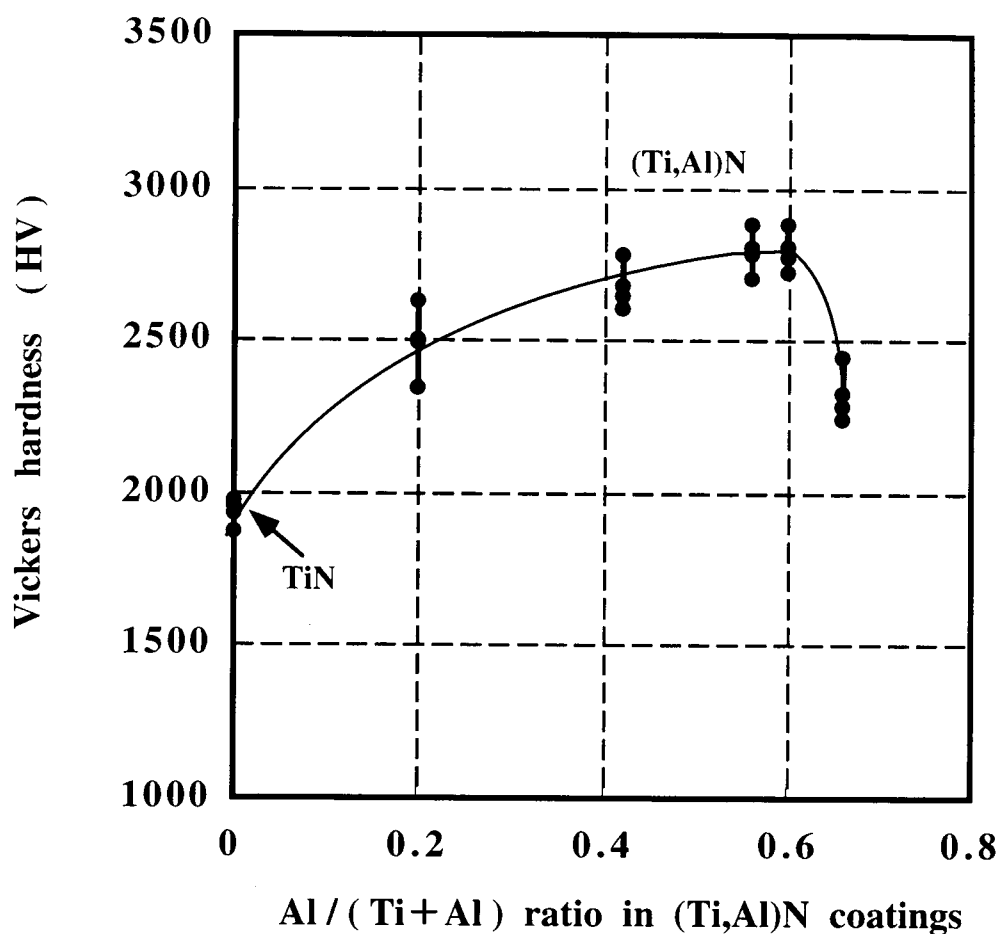


Fig. 4-4 Relationship between TiN coating hardness and test force ( Vickers hardness test, substrate : high speed tool steel )

図4-4 TiN膜のビッカース硬度と測定荷重の関係 (基板：高速度工具鋼)



Test force : 0.1 Kgf = 0.98 N  
 Coating thickness : 3 - 5  $\mu$  m  
 Substrate : Carbide inserts

**Fig. 4-5 Relationship between vickers hardness of (Ti,Al)N coatings and Al / (Ti + Al) ratio, deposited by cathodic arc-ion-plating method ( Test force : 0.1 Kgf = 0.98 N)**

**図4-5 陰極アークイオンプレーティング法による(Ti,Al)N膜とTiN膜のビッカース硬度と膜中のAl組成比の関係**

Alが56～60%で最大の硬度を示した。これは前節で示した(Ti,Al)N膜の結晶配向への膜中のAl組成比の影響とも関連すると言える。すなわち、陰極アークイオンプレーティング法で形成された(Ti,Al)N膜では、金属成分中のAlの組成比が60%近傍で、(200)面に最も強く配向した結晶構造となり、かつ皮膜硬度も最大値を示すことがわかった。しかしながら、その理由や機構の解明は今後の課題であり、さらに詳細な分析・調査が必要である。

#### 4・2・3 密着力

コーティングは、硬度や耐酸化性など膜質が優れていても、基板から簡単に剥離してしまっては役に立たない。特に切削工具や耐摩部品などでは、コーティング膜と基板との高い密着力が最も重要である。

密着力とは、コーティング膜と基板とが一体化している強さの目安であるが、定量的に測定することは非常に困難である。特に、イオンプレーティング法によって成膜されたコーティング膜は、比較的密着力が高いため、大きな外力を負荷して、基板も含めて大きな変形を発生させ、その損傷状態から密着力を判定する測定法が用いられている。定性的な測定法としては、ロックウエル硬度計やピッカース硬度計を用いる「圧痕法」がある。この方法では、20Kgf～150Kgfの大荷重で圧子をコーティング膜の表面に押し付けて、膜の損傷状態を観察する方法であるが、その判定基準は経験による所が多い。本研究では、図4-6に示すような「スクラッチ法」を密着力の測定方法として用いた。この試験機はLSRH(Laboratoire Suisse de Recherches)のHintermann<sup>5)</sup>が開発した装置であり、現在では最も普及している測定機である。本法は、頂角120°、先端半径0.2mmのダイヤモンド圧子をコーティング膜の表面に押し付け、定速で荷重を増加させ、同時に定速で引っ掻きながら、ダイヤモンド圧子の支持台に貼付したAEセンサーにてAE信号の変化を測定する方法である。コーティング膜が破壊または剥離する時に、AE信号が急激に増大するため、この時の荷重を「臨界荷重」として読み取り、密着力の目安とする。図4-6には、スクラッチテストによるコーティング膜の損傷状態やAE信号のプロファイルも例示する。

なおスクラッチテストによる密着性評価に関しては、日本高周波鋼業(株)

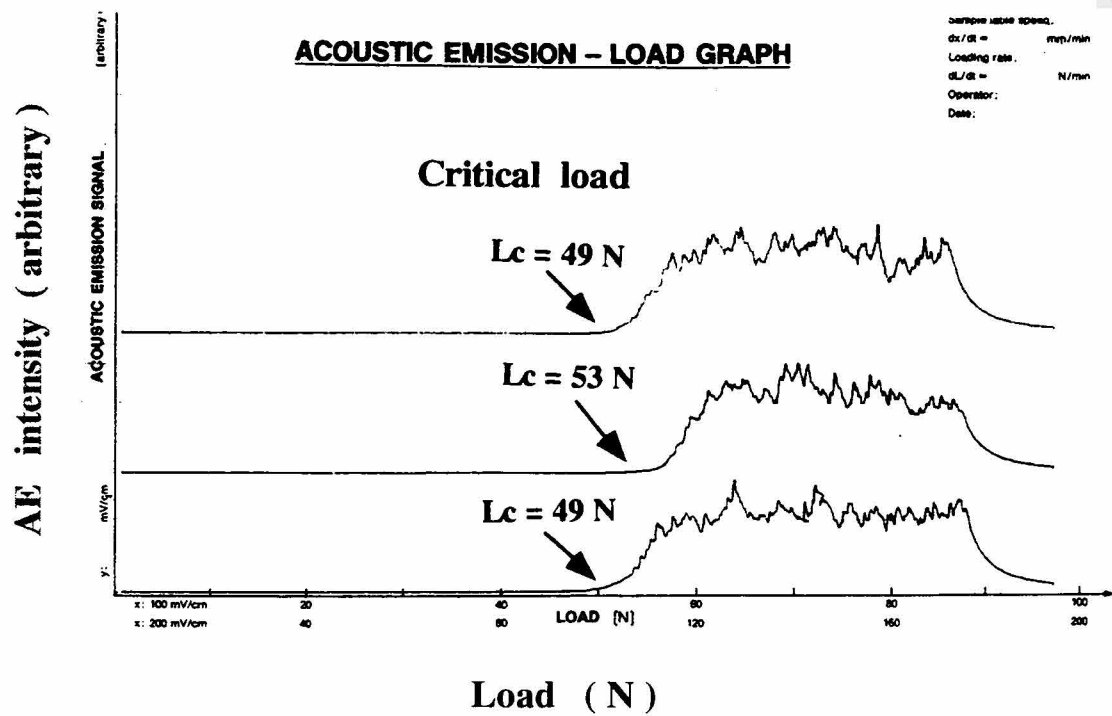
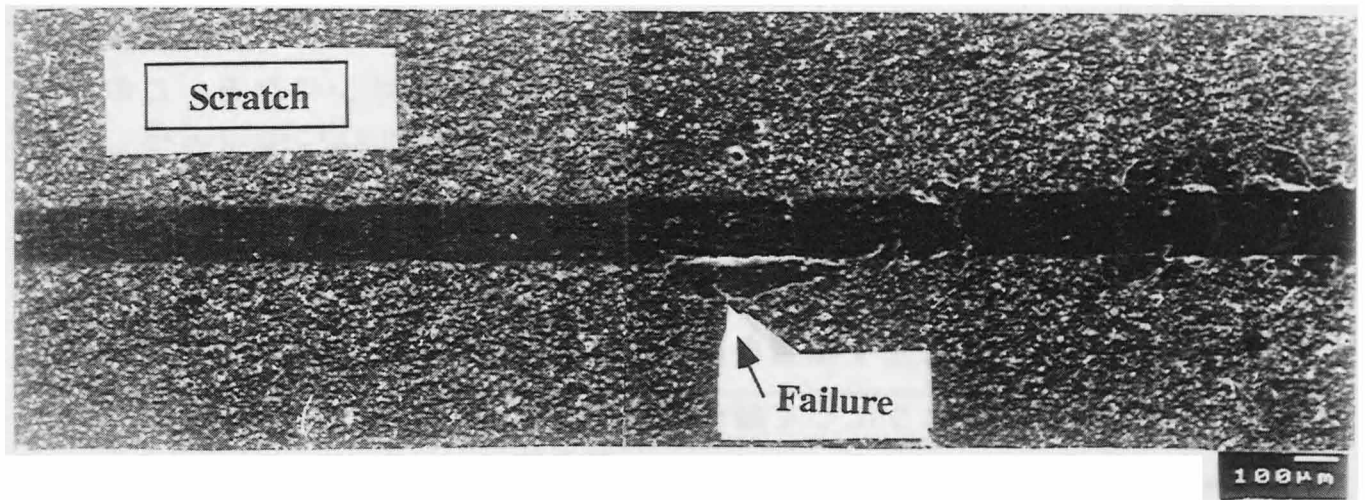
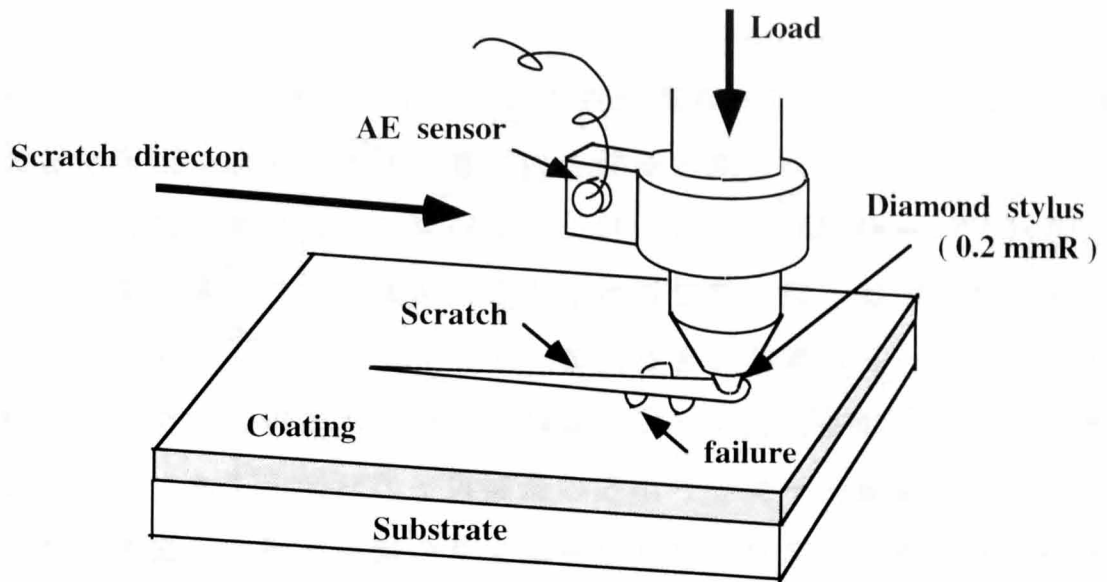


Fig. 4-6 Schematic diagram of scratch test for adhesion evaluation

図4-6 スクラッチ・テストの概略 (密着力評価)

の大中<sup>6)</sup>の優れた研究がある。

本研究では、表4-1に示す蒸着条件でコーティング膜を超硬基板上に成膜したが、このコーティング膜と基板との密着力に最も大きく影響するのは、蒸着前のボンバード工程である。特に、本研究で用いた陰極アークイオンプレーティング法では、第2章で述べたように高真空中で、高エネルギーの金属イオンボンバードが実施できるため、イオンプレーティング法の中でも最も密着力が優れている。図4-7に、本研究で用いた陰極アークイオンプレーティング法での陰極ターゲットからの金属粒子の蒸発・イオン化と、この金属イオンによる基板のスパッタクリーニングの概要を示す。まず、アーク放電によって、陰極（ターゲット）表面に発生するアークスポットから金属粒子が放出され、陰極近傍にて正の1価や2価の金属イオンになる。この時、直流バイアス電源を用いて、基板側に負の高電位を印加することにより、この金属イオンを基板表面に衝突させる。本研究の超硬基板の場合、-1000V程度の高電位を印加して、基板表面を高エネルギーでスパッタクリーニングを行った後、表4-1に示す蒸着条件で(Ti,Al)N膜とTiN膜を成膜した。

図4-8には、このようにして超硬基板上に3 $\mu$ mの厚さに成膜した(Ti<sub>0.4</sub>,Al<sub>0.6</sub>)N膜とTiN膜について、スクラッチテストを実施した結果を示す。臨界荷重は、TiN膜で60.3N、(Ti<sub>0.4</sub>,Al<sub>0.6</sub>)N膜で80.3Nであり、両方とも高い密着力を示している。また (Ti<sub>0.4</sub>,Al<sub>0.6</sub>)N膜の臨界荷重がTiN膜より高いのは、膜の硬度の影響もあると考えられる。

#### 4・2・4 耐酸化性

難削材の切削や高速での切削においては、切削工具の刃先近傍はかなりの高温になるため、コーティング膜としては高温での特性が優れていることが必要である。その一つの指標として大気中での酸化特性が重要であり、池田らは種々の組成の(Ti,Al)N膜の質量変化と反応熱をTG-GTA法によって調査した。池田らの研究<sup>3)</sup>ではTiNの酸化開始温度は550℃である。また、(Ti,Al)N膜の酸化開始温度は、膜中のAlが増加するほど高温側に移行し、Al50%で780℃、Al60%で830℃であった。

本研究では、前節までに述べたように、金属成分中のAl組成比が60%の場

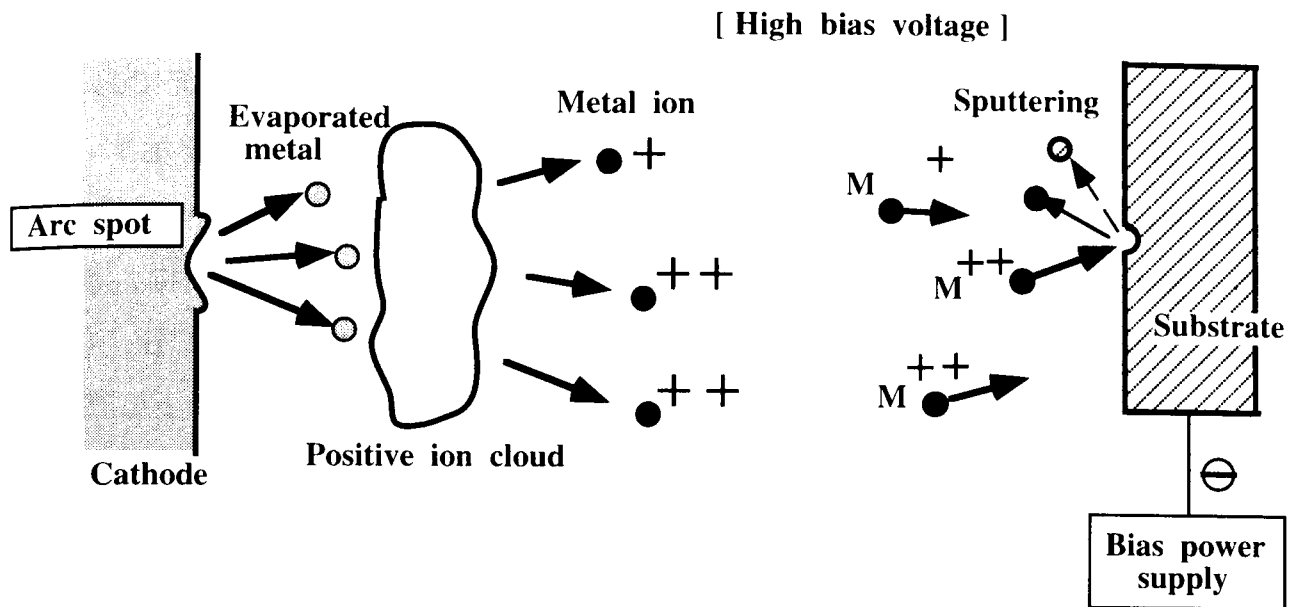


Fig.4-7 Schematic diagram of arc evaporation and metal-ion bombardment

図4-7 アーク方式による蒸発と金属イオンボンバードの概略図

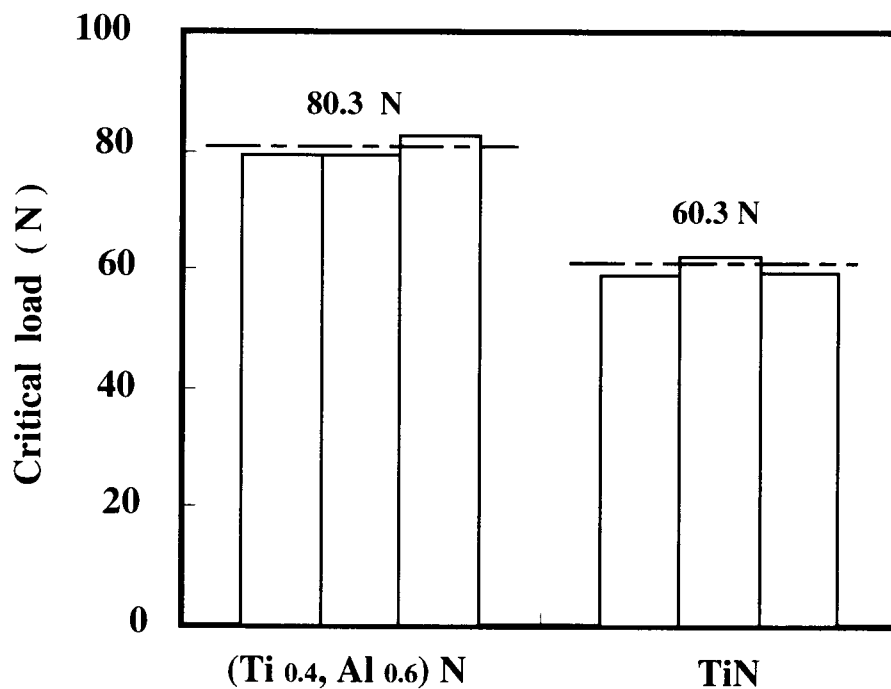


Fig. 4-8 Adhesion of (Ti 0.4, Al 0.6) N and TiN coatings to carbide substrate deposited by cathodic arc-ion-plating method ( Scratch test )

図4-8 陰極アークイオンプレーティング法による超硬基板上の (Ti 0.4, Al 0.6) N膜とTiN膜の密着力 (スクラッチ・テスト)

合に最大硬度を示したため、 $(\text{Ti}_{0.4}, \text{Al}_{0.6})\text{N}$ 膜とTiN膜を箔金箔上に $3\ \mu\text{m}$ 成膜した試料を作成して、酸化増量を測定した。図4-9に本研究で用いた熱重量測定装置(TG法)を示す。また、図4-10にその測定結果を示す。本研究での酸化開始温度の測定値は、TiN膜で $620^\circ\text{C}$ 、 $(\text{Ti}_{0.4}, \text{Al}_{0.6})\text{N}$ 膜で $840^\circ\text{C}$ であり、池田の測定値より若干高めの値が得られた。その差異は、試料作成や測定における誤差などによるものと考えられる。いずれにしても、 $(\text{Ti}_{0.4}, \text{Al}_{0.6})\text{N}$ 膜の酸化開始温度は、TiN膜より $200^\circ\text{C}$ 以上高温側に向上しており、優れた耐酸化性を示している。

耐熱合金としての金属間化合物である $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}$ の酸化機構については、大阪大学の谷口<sup>7)</sup>、横浜国立大学の吉原ら<sup>8)</sup>の報告がある。それらによると $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}$ 合金は、大気中で $900^\circ\text{C}$ 以下では保護性の高い $\text{Al}_2\text{O}_3$ スケールが形成され、それ以上の温度では最表面から $\text{TiO}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、そして $\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ の3層状のスケールが形成される。また、 $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}$ の窒化膜である $(\text{Ti}_{0.5}, \text{Al}_{0.5})\text{N}$ の酸化挙動については、池田ら<sup>3)</sup>が詳細に調査している。それによると大気中、 $800^\circ\text{C}$ での酸化テストでは、最表面にAl酸化物が形成され、続いてTi-Alの酸化物、そしてTiの酸化物が形成されている。すなわち、 $800^\circ\text{C}$ での大気中では、 $(\text{Ti}_{0.5}, \text{Al}_{0.5})\text{N}$ の最表面にAlが選択的に酸化して保護膜が形成されるため、TiNに比べて優れた耐酸化性を発揮するようになったと考えられている。

本研究でのAl量が多い $(\text{Ti}_{0.4}, \text{Al}_{0.6})\text{N}$ 膜の酸化挙動については、第11章において詳細に述べるが、基本的な酸化機構は池田の報告<sup>3)</sup>と同様であると考えられる。

#### 4・2・5 切削中の $(\text{Ti}, \text{Al})\text{N}$ 膜の酸化挙動モデル

切削工具のコーティング膜として、 $(\text{Ti}, \text{Al})\text{N}$ 膜は優れた耐酸化性を示すが、その切削中の酸化挙動のモデルを図4-11に示すように整理した。なお、このモデル図は、前述の池田の酸化挙動や概念図の報告<sup>3)</sup>を基に整理・再検討したものである。

$(\text{Ti}, \text{Al})\text{N}$ 膜は、前述したように、TiN型の面心立方晶の結晶構造を有し、Ti原子の位置にAl原子が置換して配置されていると考えられている。切削の場合、切屑や被削材と接触している工具刃先近傍では酸素分圧が小さく、

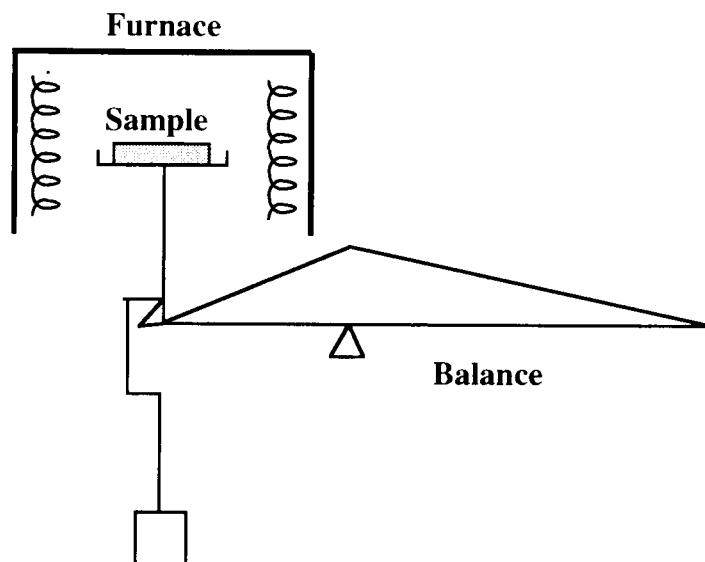


Fig.4-9 Schematic diagram of thermogravimeter ( TG method )

図4-9 熱重量測定装置 (TG法) の概略図

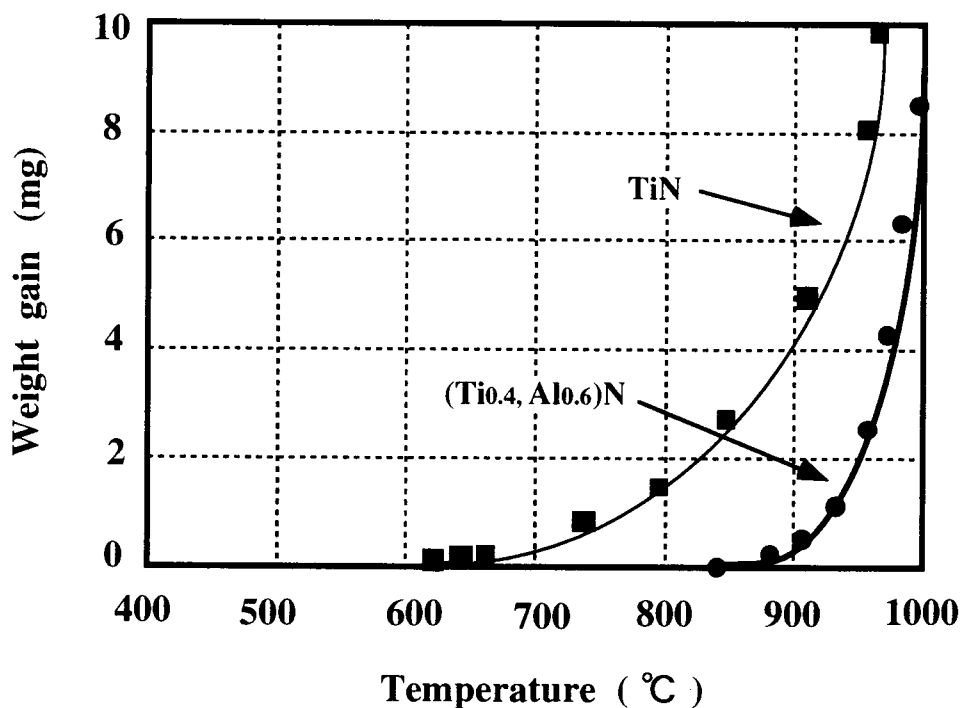


Fig.4-10 Oxidation curves of (Ti<sub>0.4</sub>, Al<sub>0.6</sub>)N and TiN coatings deposited to Pt sheets by cathodic arc-ion-plating method

図4-10 陰極アークイオンプレーティング法による白金箔上の (Ti<sub>0.4</sub>, Al<sub>0.6</sub>)N膜とTiN膜の酸化特性



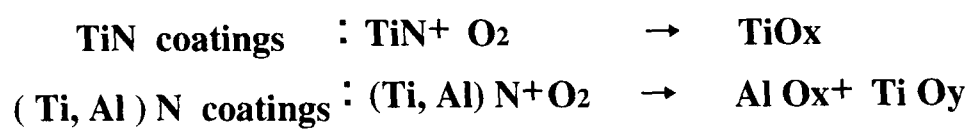
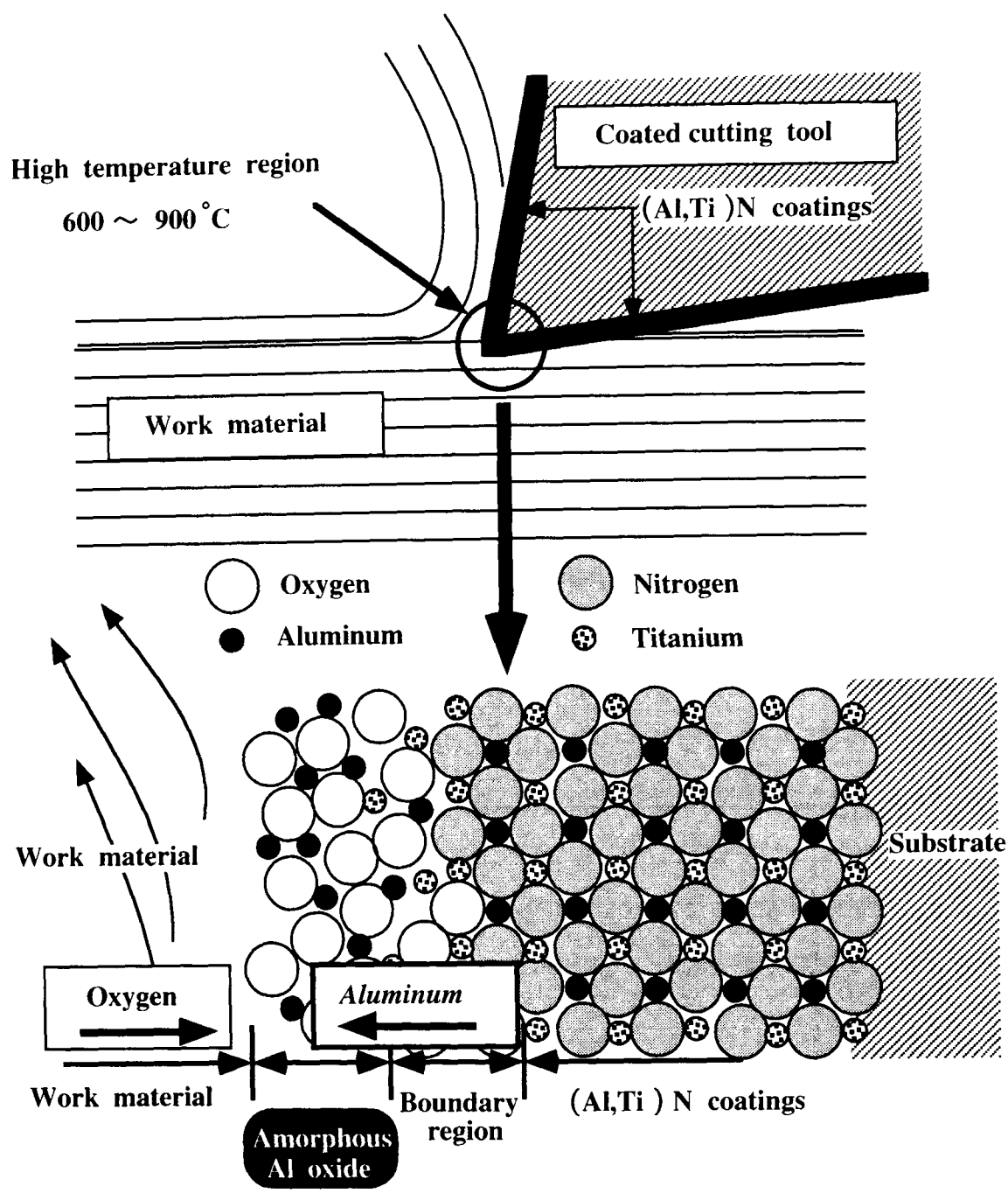
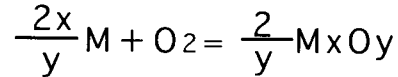


Fig. 4-11 Schematic diagram of oxidation model of (Ti, Al)N coatings during cutting process

図4-11 切削中の(Ti,Al)Nコーティング膜の酸化挙動の概念図<sup>3)</sup>

かつ、600～900℃の高温になっていると推定される。このような条件下では、(Ti,Al)N膜の中で、Alの方がTiよりも先に選択的に酸化が始まり、コーティング膜の最表面には非晶質のAl酸化物が形成されると推察される。これは、金属の酸化平衡論から推定できる。金属の酸化物 $M_xO_y$ を生成する一般的な反応は次式で表わされる。



この時の、標準自由エネルギー変化は、次のようになる。

$$\Delta G^0 = -RT \ln PO_2$$

R : 気体定数 (1.987cal/mol·K)

T : 気体の絶対温度 (° K)

PO<sub>2</sub> : 平衡酸素分圧 (atm)

例えば、気体温度が 800℃の場合での酸化物の標準生成自由エネルギーは、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>で-212Kcal/mol·K、TiO<sub>2</sub>で-170Kcal/mol·Kである。この数値と上式によって酸化物の平衡酸素分圧を試算すると、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>で $6.5 \times 10^{-44}$  atm, TiO<sub>2</sub>で  $2.4 \times 10^{-35}$  atmとなる。これらのことから、AlはTiよりも酸化物の標準生成自由エネルギーが負に大きく、酸素分圧の低い工具刃先近傍ではAlが選択的に酸化され、表面にAl酸化物が形成されると推定できる。

また、このようにして形成されたAl酸化物は安定しているため、これが一種の保護膜となって、(Ti,Al)N膜内部への酸化の進行を抑制している<sup>3)</sup>と考えられる。

#### 4・3 小括

本研究では、陰極アークイオンプレーティング法によって成膜した (Ti, Al)N膜とTiN膜の基本特性について調査した。これらの膜の組成や酸化特性については池田ら<sup>3)</sup>の基礎的な研究を基にして、本研究では、さらにターゲットと形成されたコーティング膜の組成比較や硬度、密着力などについて調査を行った。

その結果、陰極アークイオンプレーティング法による(Ti,Al)N膜において、金属成分中のAl組成比が0.56～0.65の範囲が最大硬度を示し、酸化特性や密着力も良好であることを確認した。そこで、本研究では、膜中のAlが多い

(Ti,Al)N膜を、(Al,Ti)N膜を表記することにする。(金属成分中のAlの組成比：0.56~0.65) この(Al,Ti)N膜とTiN膜の本研究で調査した基本特性を表4-2に整理して示す。なお、熱伝導率と熱膨張係数は、池田の研究と金属データハンドブック<sup>9)</sup>から引用した。

**Table 4-2 Characteristics of (Al,Ti)N and TiN coatings deposited to carbide substrate by cathodic arc-ion-plating method**

**表4-2 陰極アークイオンプレーティング法によって超硬基板上に成膜された(Al,Ti)NとTiN膜の基本特性**

Coatings	Crystal structure	Vickers hardness HV	Oxidation temperature °C	Thermal conductivity W/m·K	Thermal expansion 10 <sup>-6</sup> /°C	Adhesion <sup>*4</sup> to carbide N
(Al,Ti)N <sup>*1</sup>	f.c.c	2700 - 2900	840	100 <sup>*2</sup>	—	80
TiN	f.c.c	1800 - 2000	620	21	9.35 <sup>*3</sup>	60

\*1 (Al,Ti)N : Al rich composition, Al / (Al+Ti) = 0.56 - 0.65

\*2 Thermal conductivity : Estimated value by Ikeda

\*3 Thermal expansion : Value of bulk referred to Metal Data Handbook

\*4 Adhesion to carbide substrate : Measured value by scratch test

#### 4・4 参考文献

- 1) O.Knotek, W.Bosch and T.Leyendecker : Surface Engineering Conf. '85,3 (1985) 199
- 2) 服部幸司、松尾博 : 金属、7 (1988) 68
- 3) 池田孜、佐藤廣士 : 日本金属学会誌、57、8 (1993) 919
- 4) Tsutomu Ikeda and Hiroshi Satoh : Thin Solid Films, 195 (1991) 99
- 5) H.E.Hintermann : Thin Solid Films, 84 (1991) 215
- 6) 大中年樹 : セラミックスコーティング皮膜の密着性に関する研究、千葉大学・博士論文(1994)
- 7) 谷口滋次 : 耐熱金属材料第123回委員会研究報告、32、3
- 8) 吉原美知子、田中良平 : 日本金属学会会報、30、1(1991) 61
- 9) 日本金属学会編 : 金属データブック、丸善 (1974)

## 第5章 汎用型(AI,Ti)Nコーティド超硬工具の切削性能

第4章では、切削工具用に開発されたコーティング膜として(Ti,Al)N膜とTiN膜の基本特性を調査した。その結果、(Ti,Al)N膜の中で、金属成分中のAl組成比が0.56~0.65において最大硬度を示し、本研究では、膜中のAlが多い(Ti,Al)N膜を、(Al,Ti)N膜と表記することにした。この(Al,Ti)N膜は、硬度が高いだけでなく、酸化特性や超硬基板との密着力も良好である。

本章では、この基本特性が優れた(Al,Ti)N膜を汎用形状の超硬ドリルや超硬エンドミルにコーティングし、その切削性能を調査した。

### 5・1 汎用型(AI,Ti)Nコーティド超硬ドリル

ドリルによる穴明け加工は、金属切削加工分野の約30%を占め、最も割合の大きな加工である。<sup>1)</sup> 穴明け加工用工具の主流は、依然として高速度鋼ドリルであるが、近年、超硬ドリルが急速に普及してきている。本研究では、特に鋼加工用の超硬ドリルに(Al,Ti)Nコーティングを施し、その切削性能を調査した。

図5-1に、本研究で用いた超硬ドリルの断面形状<sup>2)</sup>を示す。このドリルは先端部のみに副溝をつけることにより、心厚を小さくすると共に、切屑の破断性を改善した点に特徴がある。また、刃先は円錐刃立てで、シンニングを施さないため、再研削も容易である。超硬ドリルで鋼を加工する場合、切刃にチッピングが発生しやすい傾向がある。その対策として切刃には面取りが必要であり、図5-2に示すような形状の面取りを切刃に施した。また、超硬素材は、高硬度かつ耐摩耗性、耐欠損性に優れたP30相当のドリル専用の素材を用いた。

図5-3に、同一の形状、素材の超硬ドリルに、コーティングのみを変えて切削試験を行い、得られた切削性能の結果を示す。被削材がS50C鋼、切削速度が80m/minの場合、(Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルは、TiNコーティド超硬ドリルの約2倍の寿命を示した。図5-4に切削速度と穴明け数の関係を示す。無処理の超硬ドリルで常用されている切削速度(30m/min)の場合、(Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルは、TiNコーティド超硬ドリルの2.4倍の穴

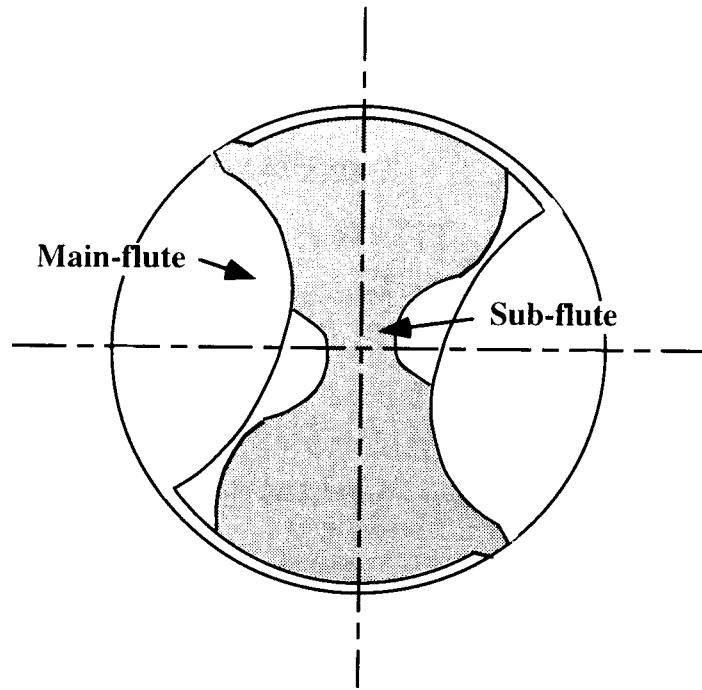


Fig. 5-1 Cross-sectional profile of (Al,Ti)N coated carbide drill

図5-1 (Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルの断面形状

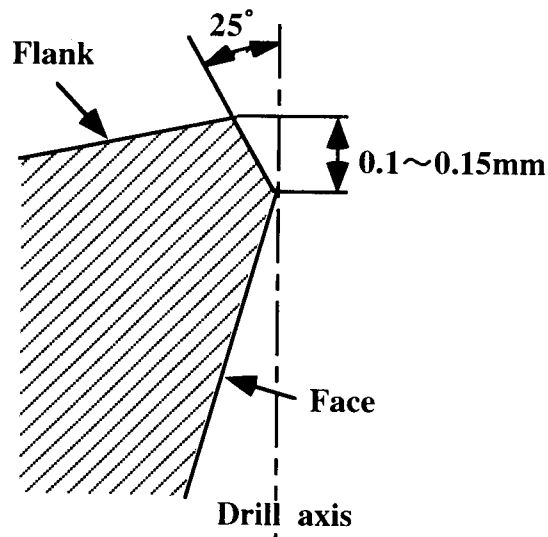
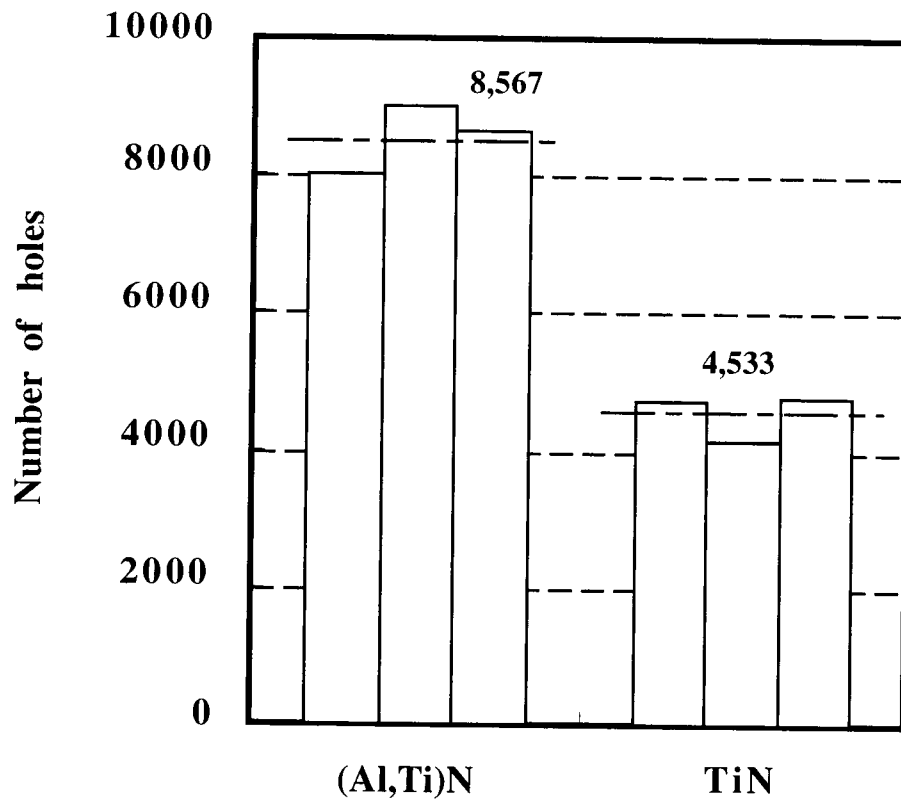


Fig. 5-2 Chamfered cutting edge of (Al,Ti)N coated carbide drill

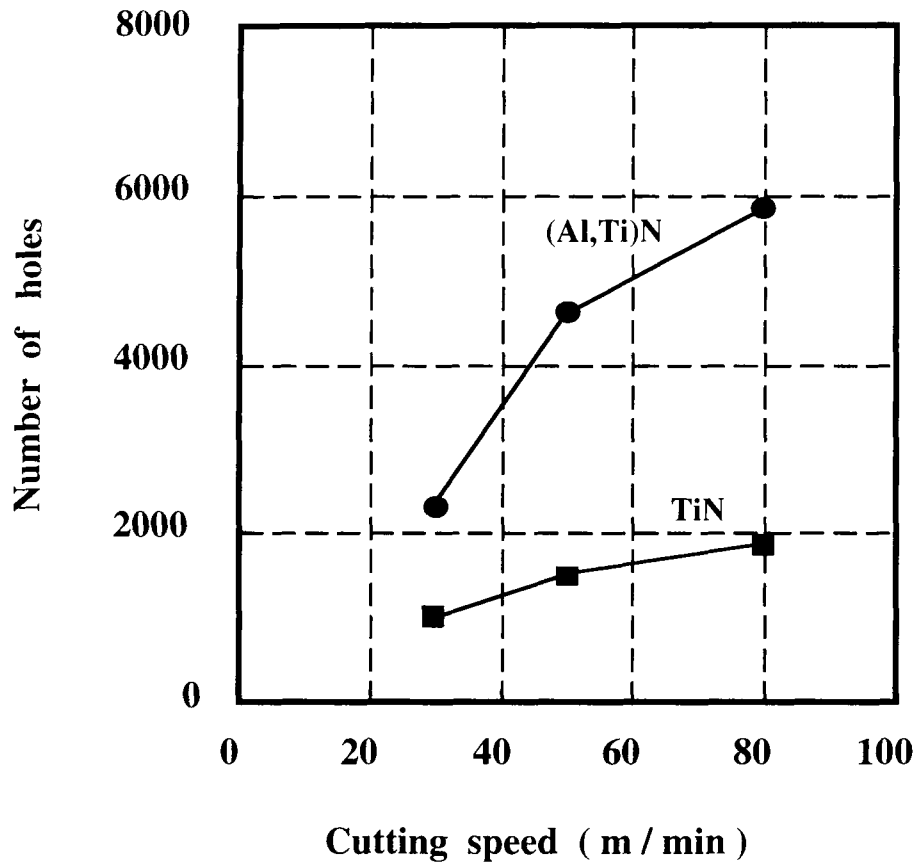
図5-2 (Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルの切刃面取り形状



Cutting tool;  $\phi 6$  mm Carbide drill ( Sub-flute type )  
 Tool material; Cemented carbide ( P30 )  
 Work material ; S50C ( HB240 )  
 Cutting conditions ; Cutting speed 80m/min  
 Feed rate 0.2mm/rev.  
 Depth of cut 13mm (through)  
 Emulsion

**Fig. 5-3 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide drills ( S50C, HB240)**

**図5-3 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬ドリルの切削性能 (被削材 : S50C, HB 240)**



Cutting tool;  $\phi 8$  mm Carbide drill ( Sub-flute type )  
 Tool material; Cemented carbide ( P30 )  
 Work material ; S50C ( HB230~268 )  
 Cutting conditions ; Cutting speed 80m/min  
 Feed rate 0.2mm/rev.  
 Depth of cut 16mm (through)  
 Emulsion

**Fig. 5-4 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide drills as a function of cutting speed**

**図5-4 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬ドリルの切削速度と穴明け数の関係 (被削材 : S50C)**

明け数である。切削速度を50m/min、80m/minと増大させると、穴明け数は増大した。特に、(Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルの穴明け数が大幅に増大し、切削速度が80m/minではTiNコーティド超硬ドリルの場合の3.2倍の穴明け数を示した。これは、(Al,Ti)NコーティングがTiNコーティングに比べて、より高い硬度、耐酸化性、および超硬母材への優れた密着性を有するため、条件の厳しい高速条件において、より高い性能を示したものと考えられる。

図5-5に、(Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬ドリルを用いて、切削速度と送りを変化させて、切削抵抗（トルク、スラスト）への影響を調査した結果を示す。切削抵抗には膜質の差異の影響は認められなかった。トルクは切削速度の増大につれてほぼ一定かやや減少するが、送りの増大に対しては、大きく増大した。また、スラストは、切削速度の増大に対してほぼ一定かやや増加するが、送りの増大に対しては著しく増大する傾向を示した。これらのことから、単位時間当たりの穴明け数を増大するには、送りよりも切削速度を増大させる方が有効であるといえる。また、切削速度を増大させる場合は、図5-4に示したように(Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルの方が長寿命で、優れた切削性能を示す。

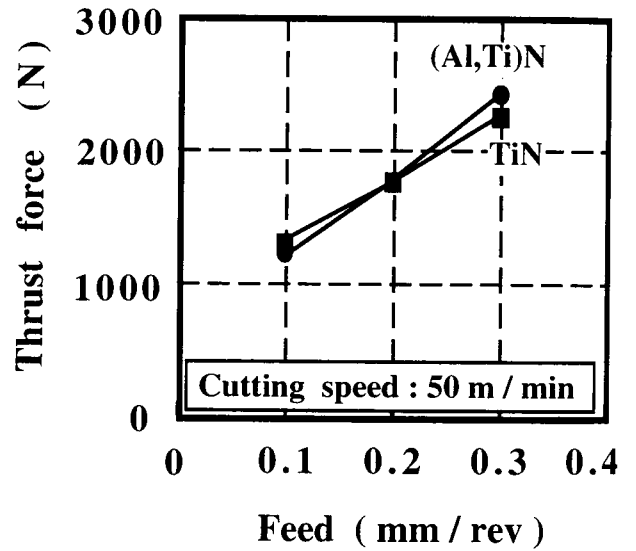
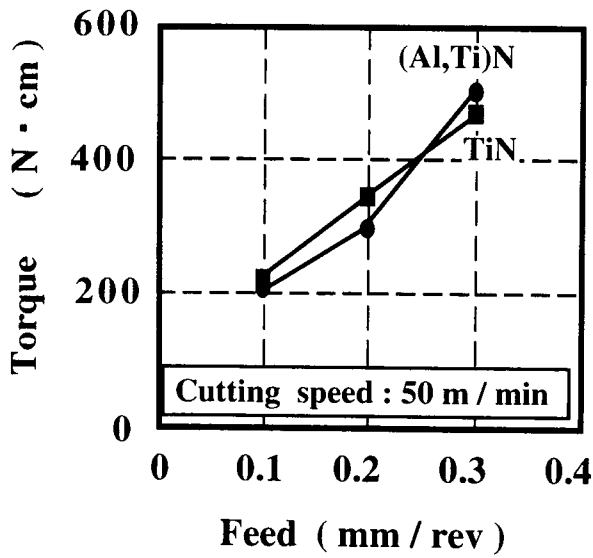
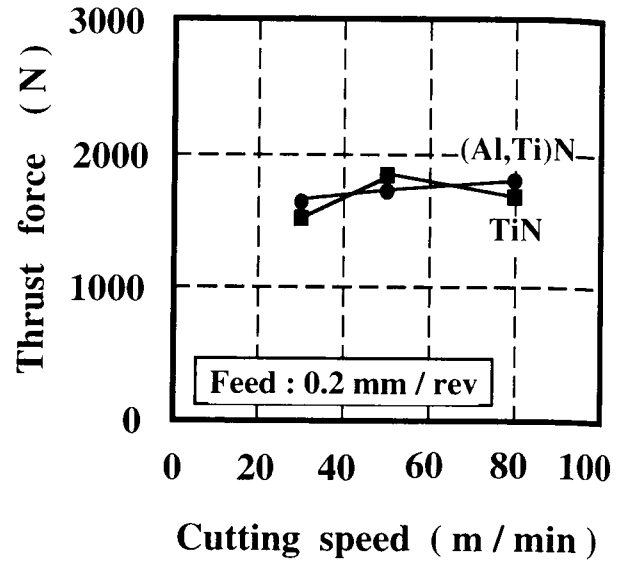
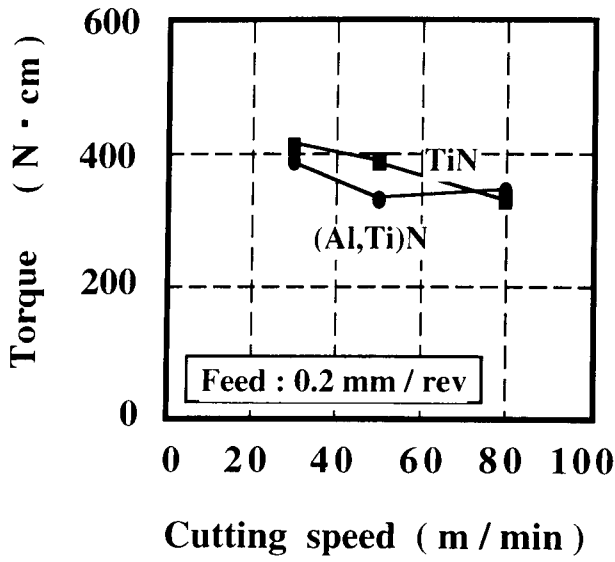
## 5・2 汎用型(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミル

フライス加工については、TiNコーティド超硬チップを用いた正面フライス加工での切削性能の報告<sup>3)</sup>などがあるが、従来、超硬ソリッドエンドミルでの新コーティングの開発は、あまり行われていなかった。そこで、本研究では、汎用形状の超硬エンドミルに(Al,Ti)Nコーティングを施し、切削性能を調査した。

母材としては、微小チップングを抑制するため、超微粒子系の超硬素材を用いた。硬度が91.5HRAで、抗折力が $400\text{kg}/\text{mm}^2$ の高い靱性をもつ。

形状は、従来から広く用いられている汎用形状であり、切刃はシャープエッジで面取りは施していない。図5-6に、この汎用形状の超硬エンドミルに種々のコーティングを施して、被削材としてS50C鋼を高速条件で切削試験した結果を示す。減径摩耗量は、摩耗によりエンドミルの外径が減少した量

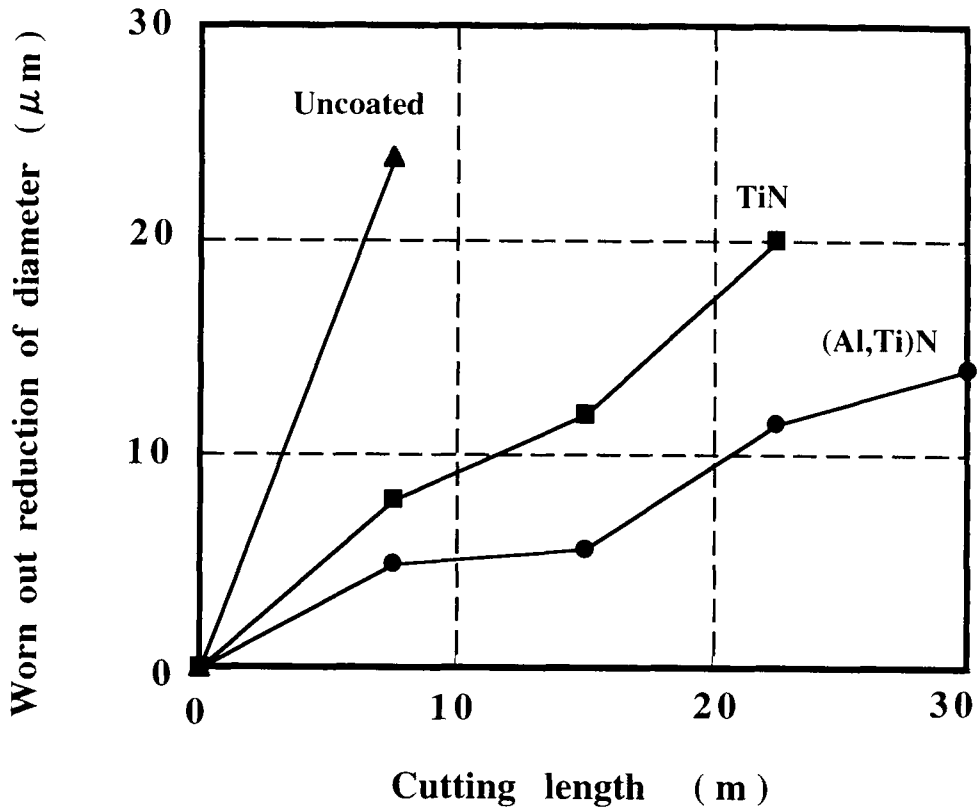




Cutting tool;  $\phi 6$  mm Carbide drill ( Sub-flute type )  
 Tool material; Cemented carbide ( P30 )  
 Work material ; S50C ( HB230~250 )  
 Cutting conditions ; Depth of hole 13 mm (through)  
 Emulsion

Fig. 5-5 Relationship between cutting force and cutting conditions for various coated carbide drills

図5-5 コーティド超硬ドリルの切削条件と切削抵抗の関係



Cutting tool;  $\phi$  10 mm Carbide endmill ( Conventional type, 2 teeth )  
 Work material ; S50C ( HB241 )  
 Cutting conditions ; Side milling  
 Uncoated and TiN coated--Cutting speed 60m/min, Feed rate 306mm/min  
 (Al,Ti)N coated-----Cutting speed 80m/min, Feed rate 408mm/min  
 Depth of cut Rd 1 mm  $\times$  Ad 15mm  
 Down cut, Air blow

**Fig. 5-6 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills ( Conventional type, work material S50C, HB241 )**

**図5-6 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬エンドミルの切削性能 (汎用形状、被削材：S50C,HB241)**

を表わし、レーザ外径測定機を用いて測定した。60m/minの切削速度では、無処理の超硬エンドミルは切削長が7.5mで大きな摩耗を生じていた。TiNコーティド超硬エンドミルは、同じ切削条件で、切削長が22.5mでも切削可能であった。(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの場合、TiNコーティド超硬エンドミルの1.3倍の高速である80m/minで加工しても摩耗量は少なく、TiNの約2倍の工具寿命を示した。図5-7には (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでの切削速度と減径摩耗量との関係を示す。S50C鋼のような一般鋼材を側面切削する場合、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは高速切削になるほど摩耗量が減少する傾向を示した。しかしながら、切削速度が100m/min以上の高速条件で使用する場合は、工作機械、チャックおよび加工物などに十分な剛性が必要であると考えられる。

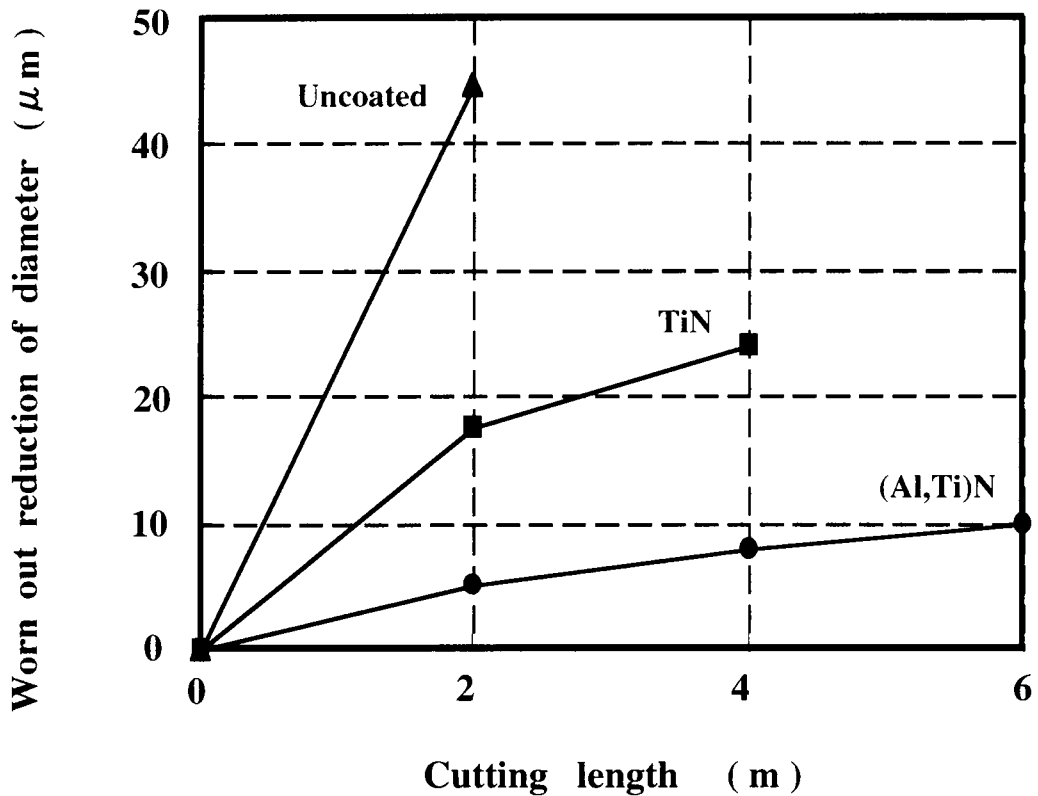
さらに、汎用形状の種々のコーティング超硬エンドミルで高硬度材の切削試験を実施した。図5-8に被削材として熱処理後のダイス鋼SKD61(52HRC)を側面加工した結果を示す。コーティングの効果は大きく、(Al,Ti)Nコーティングの減径摩耗量は、TiNコーティングの1/3であり、無処理の1/9であった。しかしながら、汎用形状での超硬エンドミルでは、高硬度材を加工する場合、切削速度を増大すると微小チッピングが発生しやすくなるなど問題がある。

図5-9に、SKD61(39HRC)を湿式と乾式で溝切削した結果を示す。湿式の場合や乾式の場合でも、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの逃げ面摩耗量はTiNコーティド超硬エンドミルの50~70%、無処理の超硬エンドミルの1/4~1/3であった。湿式と乾式の結果を比較すると、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは湿式の方が乾式の2倍の切削長であるが、摩耗はむしろ小さくなっていた。このように溝切削のような重切削の場合には、不水溶性切削油の使用は寿命延長の効果が認められた。

### 5・3 小 括

本章では、膜中のAl添加量が多い(Al,Ti)N膜を汎用形状の超硬ドリルや超硬エンドミルにコーティングして、切削性能を調査した。その結果、下記のことになった。

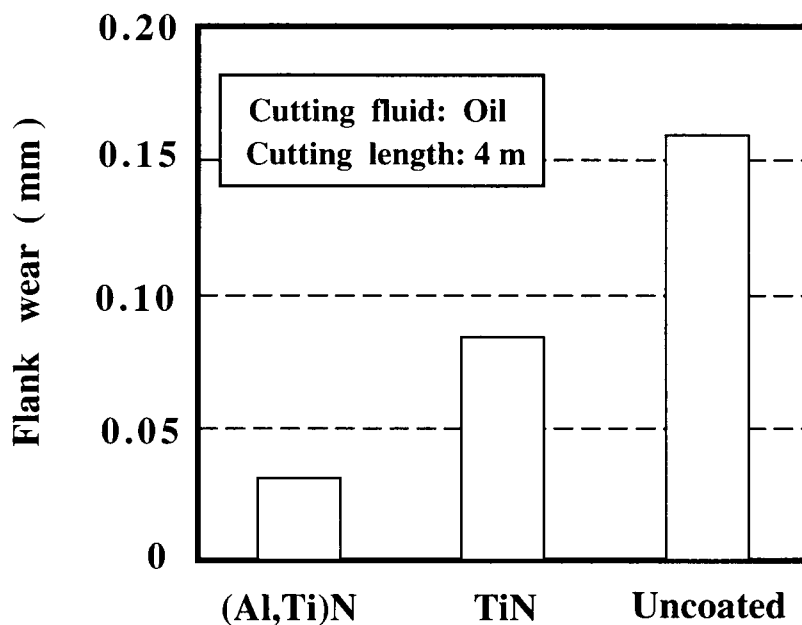
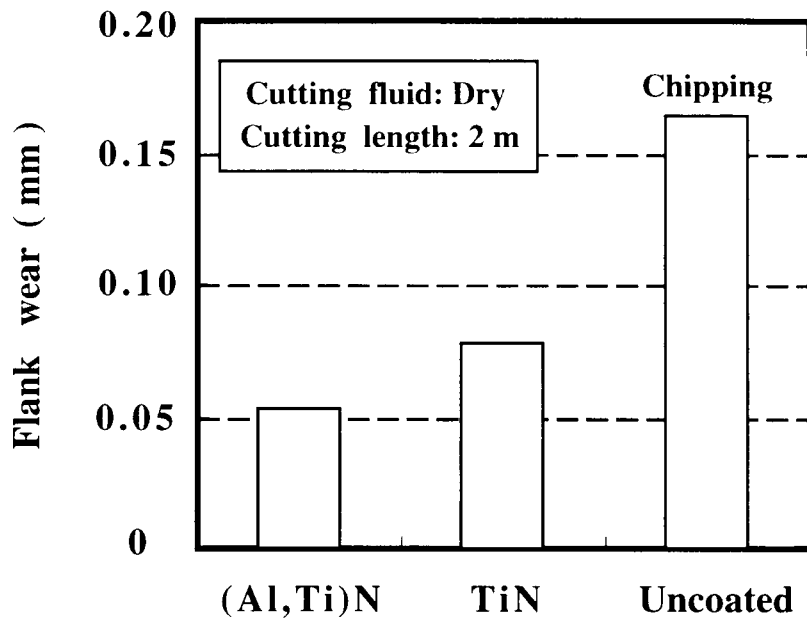




Cutting tool;  $\phi$  10 mm Carbide endmill ( Conventional type, 2 teeth )  
 Work material ; SKD61 ( 52HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
     Cutting speed 30 m/min ( 995rpm )  
     Feed rate 134 mm /min ( 0.07 mm / tooth )  
     Depth of cut Rd 0.5 mm  $\times$  Ad 15mm  
     Down cut, Air blow

**Fig. 5-8 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills ( Conventional type, work material SKD61, 52HRC )**

**図5-8 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬エンドミルの切削性能 (汎用形状、被削材：SKD61, 52HRC)**



Cutting tool;  $\phi 6$  mm Carbide endmill ( Conventional type, 2 teeth )  
 Work material ; SKD61 ( 39HRC )  
 Cutting conditions ; Grooving  
     Cutting speed 40 m / min ( 2,100rpm )  
     Feed rate 170 mm / min ( 0.04 mm / tooth )  
     Depth of cut 6.0 mm

**Fig.5-9 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills ( Grooving, work material : SKD61, 39HRC )**

**図5-9 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬エンドミルの切削性能 (溝切削、被削材 : SKD61,39HRC)**

- (1) 副溝を有する超硬ドリルに(Al,Ti)Nコーティングした場合、S50C鋼の穴明け数はTiNコーティド超硬ドリルの2.4~3.2倍に増大した。また、切削速度が30m/minから80m/minに増大すると、寿命はむしろ向上した。
- (2) 汎用形状の超硬エンドミルによるS50C鋼の側面加工の場合、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは、TiNコーティド超硬エンドミルの2倍以上の寿命向上を示す。また、切削速度が40m/minから140m/minに増大しても、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの減径摩耗量は小さくなる傾向を示した。
- (3) 熱処理後の高硬度材であるダイス鋼SKD61(52HRC)の側面加工においても、切削速度30m/minでは、汎用形状の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでも加工は可能であった。しかしながら、さらに高速での高硬度材の加工は、汎用形状のエンドミルでは困難である。
- (4) ダイス鋼SKD61(39HRC)の溝切削においても、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは優れた切削性能を示した。また、溝切削の場合、不水溶性切削油の使用が、寿命向上に効果があることが認められた。

#### 5・4 参考文献

- 1) H.K.Tönshoff, W.Spintig and W.König : Ann. CIRP, 43, 2 (1994) 551
- 2) 勝田通隆、山田保之、田中裕介 : 機械と工具、9 (1990) 29
- 3) V.C.Venkatesh, C.T.Ye, D.T.Quinto and D.F.P.Hoy : Ann. CIRP, 43, 2 (1994) 545

## 第6章 高硬度用(Al,Ti)Nコーティド超硬工具の切削性能

金型の高精度化・高品質化の要求にともない、素材が難削材化、特に高硬度化してきている。焼入れ鋼の外周仕上げには、従来の研削加工にかわってCBN焼結体工具による旋削加工が実用化されてきた。<sup>1)</sup> また、焼入れ後に金型を加工するには、穴明け加工やフライス加工も必要であるが、従来のドリルやエンドミルでは、高硬度材の加工は困難である。

そこで本章では、高硬度被削材（熱処理後のダイス鋼や高速度工具鋼）の穴明け加工やフライス加工を容易に、かつ長寿命で加工できる(Al,Ti)Nコーティド超硬工具を開発し、その切削性能を調査した。<sup>2)</sup>

### 6・1 開発手順

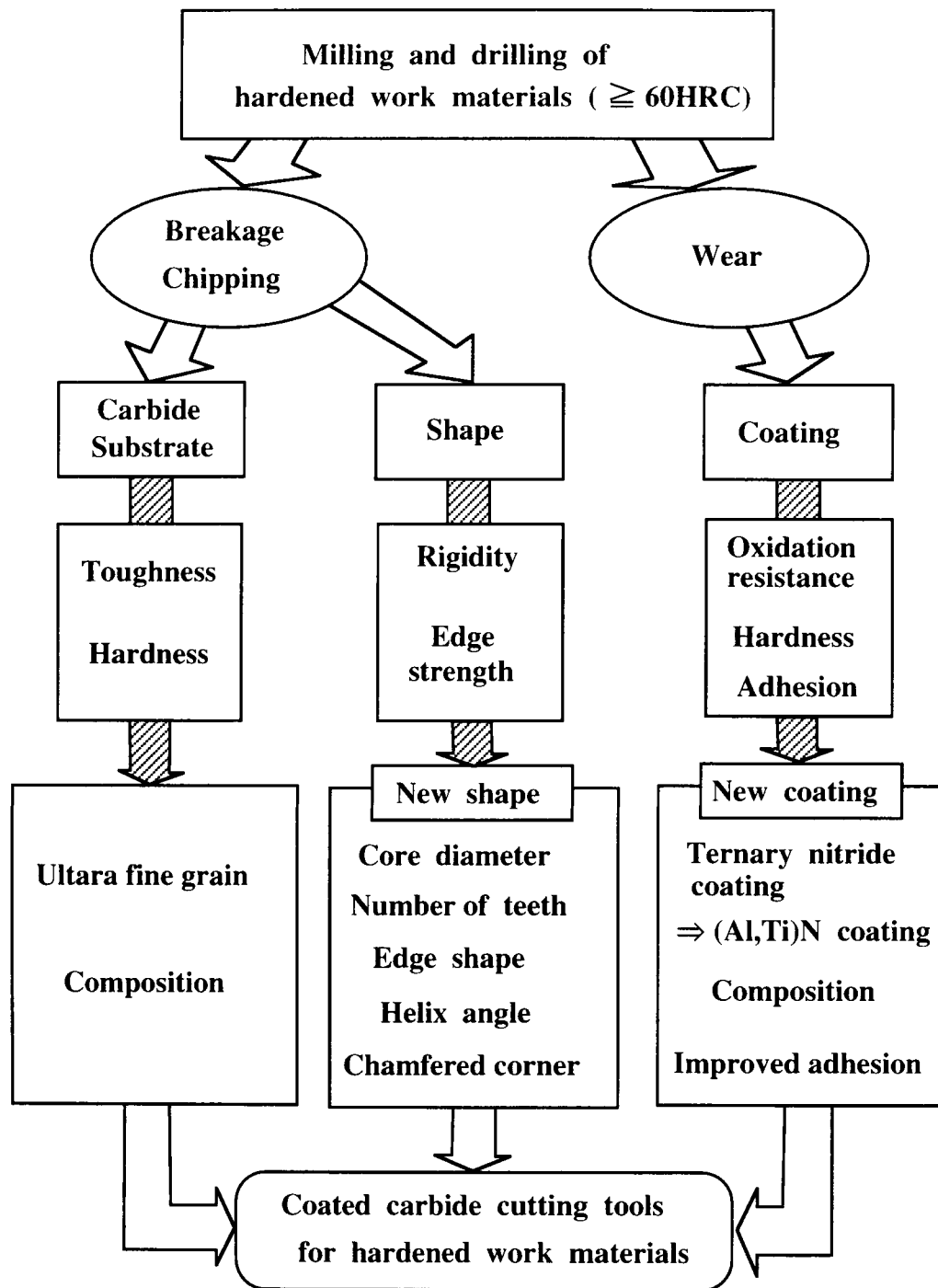
図6-1に、高硬度用(Al,Ti)Nコーティド超硬工具の開発手順を示す。硬度が60HRC以上の高硬度材を穴明け加工やフライス加工する場合、従来の超硬工具では、折損やチッピング、さらには摩耗が大きいことなどが問題である。これらの課題を解決するには、工具の母材、形状、コーティングの改善が必要である。超硬素材については、第5章で示したような、超硬ドリルや超硬エンドミル用に開発した高硬度、高じん性の素材を用いた。折損、チッピングに対しては、剛性を高め、刃先強度の強化が必要である。そのため心厚、刃数、刃先形状、ねじれ角などの形状を検討した。切刃摩耗対策としては、コーティング技術の開発が重要である。特に耐酸化性を向上させるために、第4章で示した三元系の新膜質である(Al,Ti)N膜を適用して、従来のTiNコーティングと切削性能を比較した。

### 6・2 高硬度用(Al,Ti)Nコーティド超硬ドリル

第5章で示した(Al,Ti)Nコーティングを施した従来形状の超硬ドリルでは、50HRC程度の焼入れ鋼の浅穴加工は可能である。しかしながら60HRC以上の高硬度材の穴明け試験では、従来の超硬ドリルでは早期にチッピングや折損が発生し、切削不能になった。

そこで、高硬度材の穴明けを容易に、長寿命で加工するための、超硬ドリル形状を種々検討した。その結果、表6-1に示す形状が良好な性能を示した。



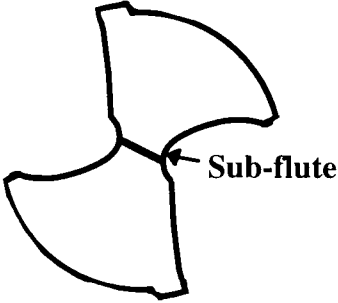
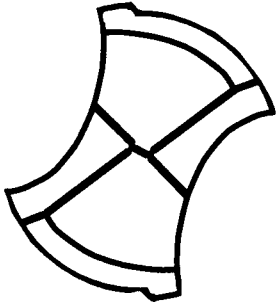


**Fig.6-1 Development procedure of (Al,Ti)N coated carbide drills and endmills for hardened work materials**

**図6-1 高硬度用(Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルおよび超硬エンドミルの開発手順**

Table 6-1 Shapes of carbide drills for various work materials

表6-1 被削材硬度に対応した超硬ドリルの形状

Type	Conventional type	Hard type
Point shape		
Point angle	135°	120° / 140°
Thinning	None	Semi-cross type
Chamfered corner length	0.1~0.15mm	0.05mm
Helix angle	30°	15°
Applicable work hardness	20~55HRC	50~65HRC

この高硬度被削材用の超硬ドリル形状の特徴は、ねじれ角をゆるくして剛性を向上させ、刃先は二段刃立てで、シンニングを施してあることである。通常の刃先形状では、高硬度材の穴明け加工ができて、貫通時に被削材にコバカケが発生する問題が発生した。そこで、このコバカケを防止するために二段刃立ての刃先形状を採用した。

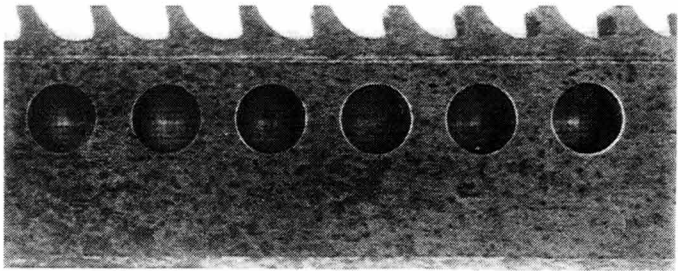
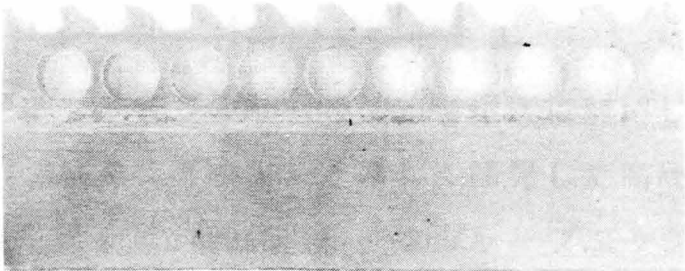
図6-2に焼入れ後のSKD11(61HRC)を穴明け試験した結果を示す。穴深さが2Dの浅穴加工であるが、従来形状の(AI,Ti)Nコーティド超硬ドリルでは5~6個しか穴明け加工ができないのに対し、高硬度被削材の形状では52個程度の穴明けが可能となった。このドリルではさらに硬度が高い被削材の穴明けも可能である。図6-3に、熱処理後の高速度工具鋼に穴明け加工した例を示す。硬度が66HRCの通常の高速度工具鋼や、さらに硬い68HRCの粉末高速度鋼製の切削工具であるブローチの穴明け加工が可能になった。

### 6・3 高硬度用(AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミル

フライス加工に用いる超硬エンドミルの形状を被削材硬度に対応して種々検討した。従来の汎用形状(2枚刃、4枚刃)と新しく開発した高硬度材用の形状を表6-2に示す。従来形状では、刃先は鋭利なシャープエッジである。この従来形状の超硬エンドミルに(AI,Ti)Nコーティングを施すことにより、硬度が50~60HRC程度の高硬度材の加工が可能になった。第5章の図5-8にも事例を示したが、図6-4にも同様の事例を示す。この切削試験では、従来形状(2枚刃)を用い、切削速度が30m/min, 送りが0.05mm/刃の切削条件で、焼入れ後のSKD61(52HRC)の側面加工を行い、エンドミルの逃げ面摩耗量を測定した。コーティング膜がTiNの場合は、摩耗は急速に増大する。これに対し(AI,Ti)N膜では、摩耗が少なく安定している。また、鋭利な刃先も損傷していない。しかしながら、被削材の硬度が55HRC以上になると、切削速度を20m/min, 一刃当たりの送りを0.02~0.03mm/刃に下げるほうが切削状態が安定する傾向がある。

さらに硬度が高い60HRC以上の高硬度材の場合には、従来形状では切刃にチッピングが発生しやすくなる。そこで表6-2に示したように、高硬度被削材用の形状を検討した。剛性と耐チッピング性を向上させるため、心厚と



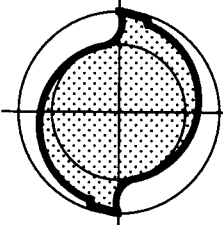
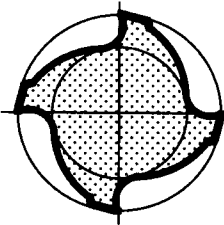
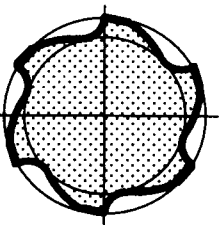
<p>High Speed Tool Steel</p> <p>SKH51 ( 66 HRC )</p>	 <p>Broach</p>
<p>Powder metallurgy High Speed Tool Steel</p> <p>KHA30 ( 68 HRC )</p>	 <p>Broach</p>

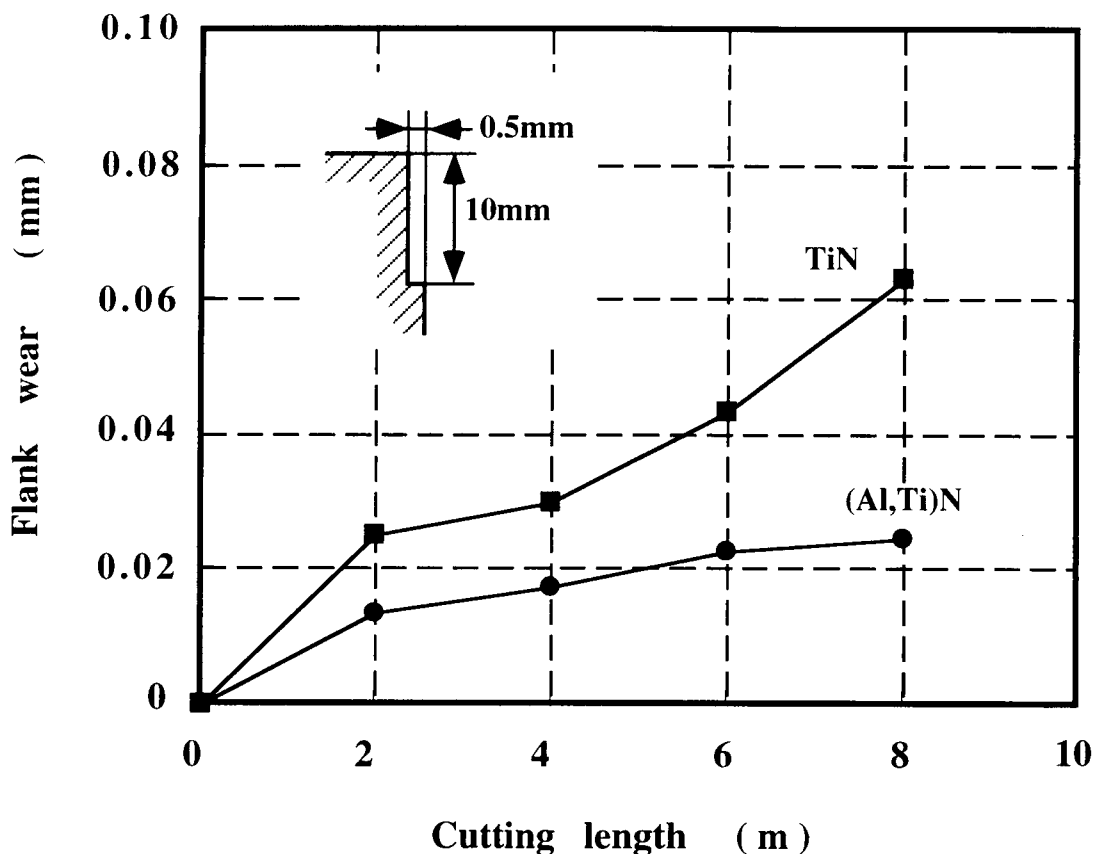
**Fig.6-3 Drilled Holes of Hardened High Speed Tool Steels  
( Hard type (Al,Ti)N coated Carbide Drill )**

**図6-3 高硬度被削材（高速度工具鋼）のドリル穴の例  
（高硬度用(Al,Ti)Nコーティング超硬ドリル）**

Table 6-2 Shapes of carbide endmills for various work materials

表6-2 被削材硬度に対応した超硬エンドミルの形状

Type	Conventional type	Conventional type	Hard type
Number of teeth	2	4	6
Cross-sectional profile			
Core / outside diameter ratio	60%	60%	80%
Rake angle	Positive	Positive	Negative
Helix angle	30°	30°	45°
Corner edge	Sharp	Sharp	Chamfered
Applicable work hardness	20~55HRC	30~60HRC	50~65HRC



Cutting tool;  $\phi 10$  mm Carbide endmill ( Conventional type, 2 teeth )  
 Work material ; SKD61 ( 52HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
 Cutting speed 30 m/min ( 995rpm )  
 Feed rate 96 mm /min ( 0.05 mm / tooth )  
 Depth of cut Rd 0.5 mm  $\times$  Ad 10mm  
 Down cut, Air blow

**Fig. 6-4 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills ( Conventional type, work material : SKD61, 52HRC )**

**図6-4 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬エンドミルの切削性能 (汎用形状、被削材：SKD61,52HRC)**

刃数を増加した。さらに刃先強度を増大させるため、すくい角を負にし、刃先には面取りを施した。また、切削抵抗の増加を抑制するため、ねじれ角を $45^{\circ}$ と大きくした。図6-5にこの高硬度材用の形状に設計した6枚刃超硬エンドミルを用い、 $20\text{m}/\text{min}$ の切削速度で焼入れ後のSKD11(60HRC)を加工した場合の摩耗曲線を示す。この場合も、(Al,Ti)N膜の効果が大きく、TiN膜に比べて摩耗は均一で少なく、チッピングも発生していない。

図6-6には、高硬度用形状の種々のコーティド超硬エンドミルで、焼入れ後のSKD61(55HRC)を、 $63\text{m}/\text{min}$ のやや高速条件で切削試験した結果を示す。無処理とTiNコーティド超硬エンドミルは、摩耗が急速に増大して早期に切削が不能になったが、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでは摩耗が小さく、刃先も損傷せず、寿命はTiNの5倍以上となった。すなわち、被削材の硬度が高く、また高速条件になるほど(Al,Ti)Nコーティングの効果が顕著になるのが認められた。

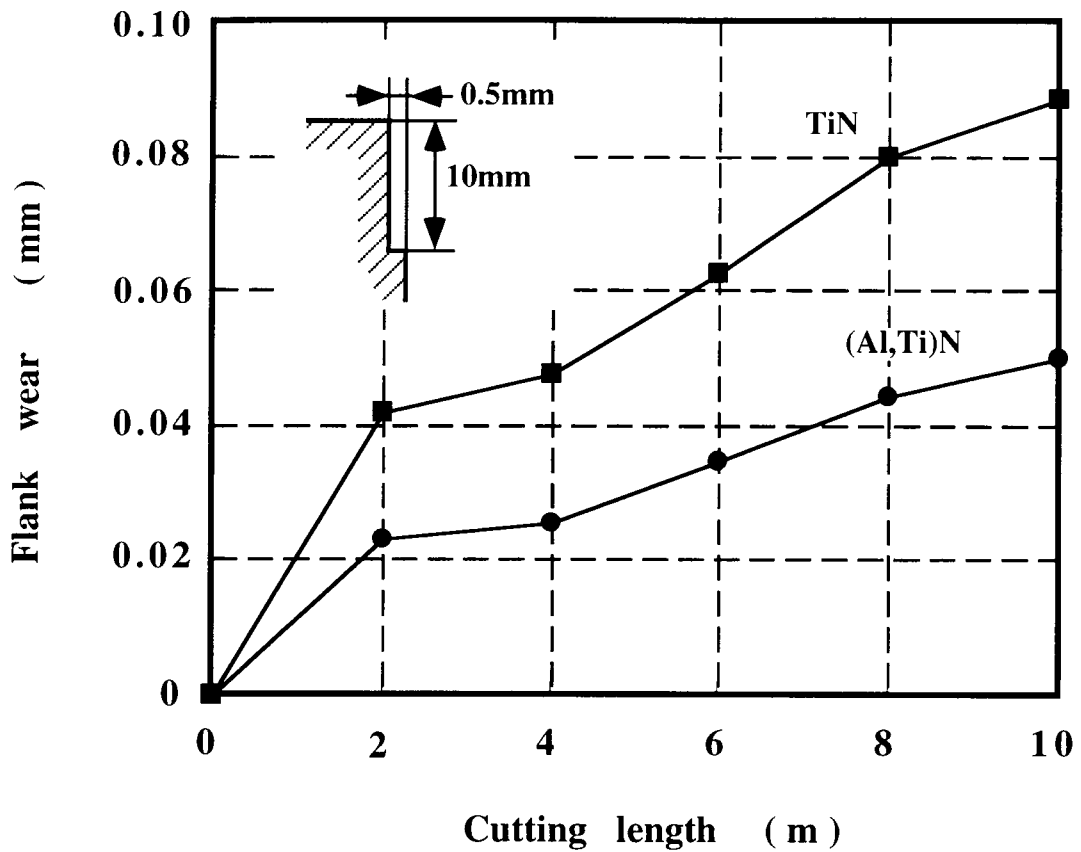
合金工具鋼のなかでは最も硬度が高い熱処理後の高速度工具鋼(SKH51, 62HRC)を側面加工した例を図6-7に示す。外径 $20\text{mm}$ の高硬度用形状の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを用いて半径方向切込みを $1\text{mm}$ 、軸方向切込みを $36\text{mm}$ 、切削速度を $20\text{m}/\text{min}$ 、送り速度を $40\text{mm}/\text{min}$ ( $0.024\text{mm}/\text{刃}$ )の切削条件で側面加工した。切削音も小さく、クリープフィード研削と同等の送り速度で、切削加工が可能であった。切刃の損傷状態から判断して、寿命に至るまでの被削材の切削長は8から $10\text{m}$ と推定される。また、高硬度材の溝加工の場合には、軸方向の切込みを超硬エンドミルの外径の $0.05$ 倍程度に設定すると安定した切削状態になるのが認められた。

#### 6・4 小 括

本章では、高硬度被削材(熱処理後のダイス鋼や高速度工具鋼)の穴明け加工やフライス加工を容易に、かつ長寿命で加工できる(Al,Ti)Nコーティド超硬工具を開発し、その切削性能を調査した。その結果、下記のことになった。

- (1) 熱処理後の高硬度材の加工において、(Al,Ti)Nコーティングは、TiNコーティングに比べて顕著な寿命向上の効果を示した。

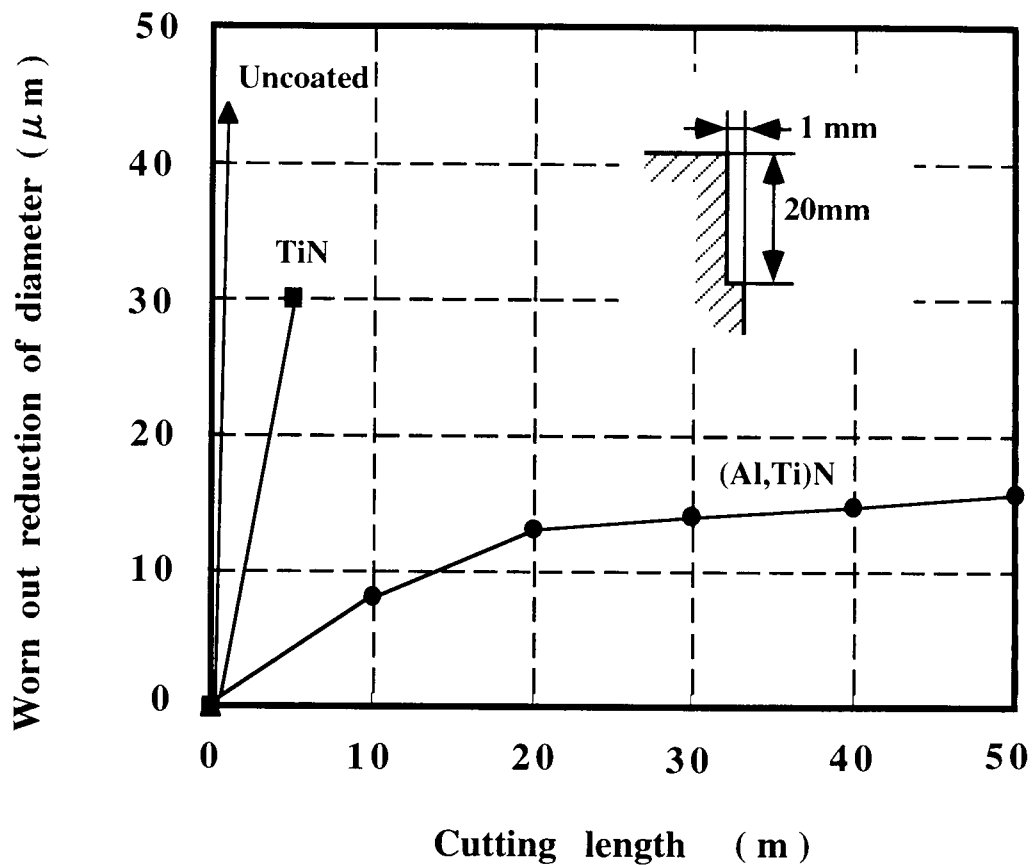




Cutting tool;  $\phi$  10 mm Carbide endmill ( Hard type, 6 teeth )  
 Work material ; SKD11 ( 60HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
 Cutting speed 20 m/min ( 650rpm )  
 Feed rate 100 mm /min ( 0.026 mm / tooth )  
 Depth of cut Rd 0.5 mm  $\times$  Ad 10mm  
 Down cut, Air blow

**Fig. 6-5 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills ( Hard type, work material : SKD11, 60HRC )**

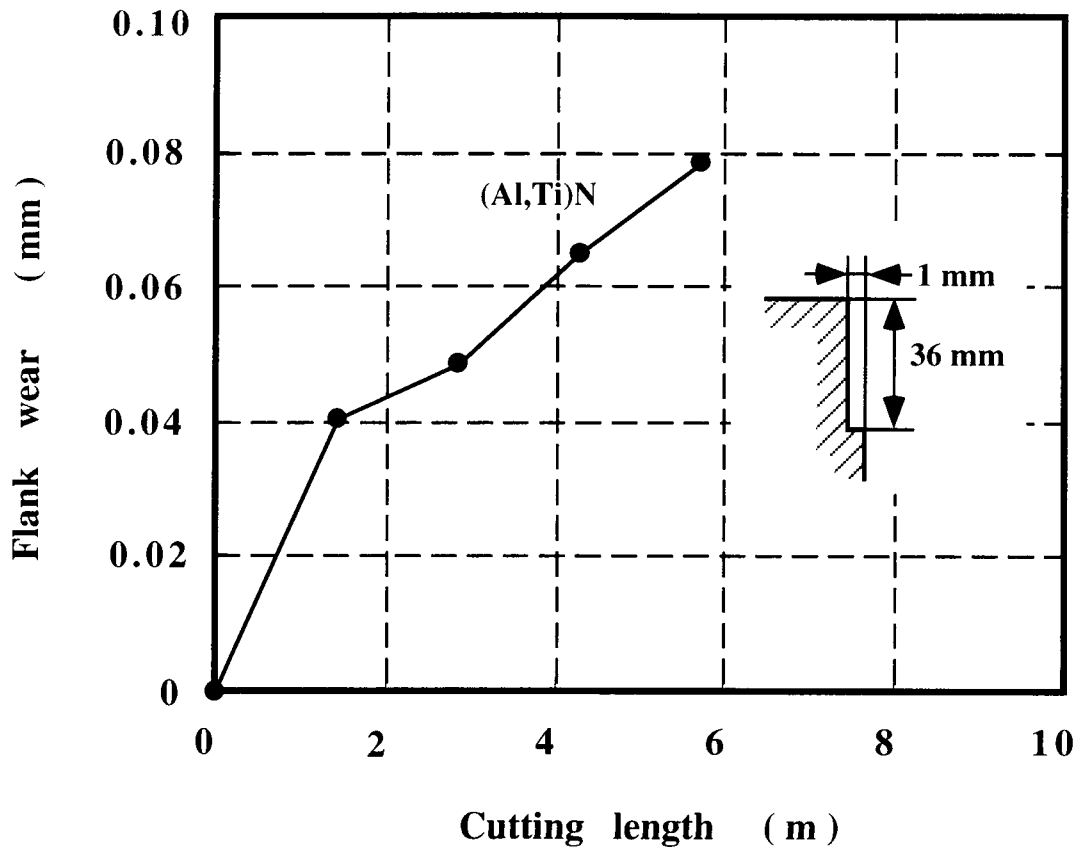
**図6-5 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬エンドミルの切削性能 (高硬度用形状、被削材：SKD11,60HRC)**



Cutting tool;  $\phi 20$  mm Carbide endmill ( Hard type, 6 teeth )  
 Work material ; SKD61 ( 55HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
     Cutting speed 63 m/min ( 1,000 rpm )  
     Feed rate 600 mm /min ( 0.10 mm / tooth )  
     Depth of cut Rd 1 mm  $\times$  Ad 20mm  
     Down cut, Air blow

**Fig.6-6 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills ( Hard type, 6 teeth, work material : SKD61, 55HRC )**

**図6-6 高硬度用(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの切削性能 (高硬度用形状、6枚刃、被削材：SKD61,55HRC)**



Cutting tool;  $\phi 20$  mm Carbide endmill ( Hard type, 6 teeth )  
 Work material ; SKH51 ( 62HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
     Cutting speed 17.6 m/min ( 280 rpm )  
     Feed rate 40 mm /min ( 0.024 mm / tooth )  
     Depth of cut Rd 1 mm  $\times$  Ad 36 mm  
     Down cut, Air blow

**Fig. 6-7 Cutting performance of (Al,Ti)N coated carbide endmills ( Hard type, work material: SKH51, 62HRC )**

**図6-7 (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの切削性能 (高硬度用形状、被削材：SKH51,62HRC)**

- (2) 従来形状の超硬ドリルでは、高硬度被削材を穴明け加工する場合、貫通時にコバカケが発生した。この対策として、新しい工具形状を開発し、熱処理後の合金工具鋼を容易に穴明け加工ができるようになった。
- (3) 耐チップング性を重視した形状の超硬エンドミルに (Al,Ti)Nコーティングを施すことにより、高硬度被削材を容易に長寿命で加工できるのが認められた。
- (4) 開発した高硬度材用の (Al,Ti)Nコーティド超硬ドリルと超硬エンドミルの切削性能は良好である。これは、耐チップング性を重視した形状と耐酸化性に優れた (Al,Ti)N膜のためと考えられる。

#### 6・5 参考文献

- 1) Shinzo Emoto, Masamichi Kato and Shinichi Miyazawa: Proceedings of the 6th International Conference on Production Engineering(1987) 155
- 2) 山田保之、青木太一、田中裕介、脇平浩一郎：日本機軸学会論文集、C、60、577 (1994) 2906

## 第7章 高硬度金型材の高速フライス加工

第6章では、新しく開発した高硬度材用の形状の(AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミルが、熱処理後の高硬度の合金工具鋼を20~60m/minの切削速度で加工できることを示した。そして最近では、さらに切削加工の加工能率を一層向上させるために、熱処理後の高硬度被削材を高速で加工する要求が増大してきている。そこで本章では、被削材として熱処理後のダイス鋼SKD61(52HRC)とSKD11(60HRC)を用いて、種々の切削条件でフライス加工を行い、超硬エンドミルの高速での切削性能を調査した<sup>1) 2)</sup>。

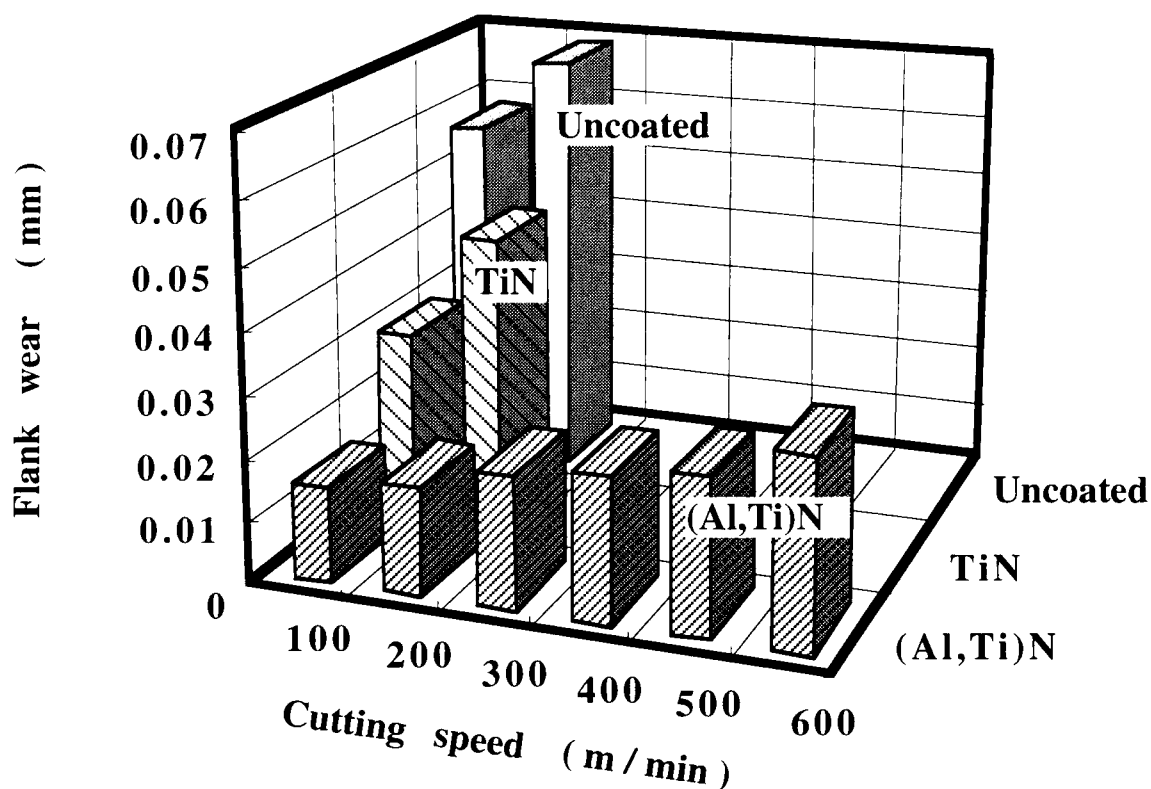
### 7・1 SKD61の高速フライス加工試験

#### 7・1・1 逃げ面摩耗量と切削速度の関係

本研究で用いた超硬エンドミル( $\phi 10\text{mm}$ )は、第6章の表6-2で示した高硬度材用の形状である。この超硬エンドミルに陰極アークイオンプレATING法によりTiNおよび(AI,Ti)Nコーティングを施し、無処理も含めて、高剛性のマシニングセンタ(最大回転数; 20,000rpm)を用いて切削試験を実施した。側面加工において、一刃当たりの送りを一定(0.10mm/刃)とし、切削速度を100~600m/minに変化させ、切削長が50mの時点での逃げ面摩耗量を測定した。摩耗状況は、走査型電子顕微鏡(SEM)とエネルギー分散型X線分析(EDS)にて詳細に調査した。

図7-1に種々の超硬エンドミルの逃げ面摩耗量と切削速度の関係を示す。無処理およびTiNコーティド超硬エンドミルは、切削速度が200m/minで摩耗の進行が著しく、微小チップングも発生して切削不能になった。これに対し、(AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは切削速度が増大しても摩耗の進行は小さく、切削速度が600m/minの高速条件においても十分切削が可能であった。

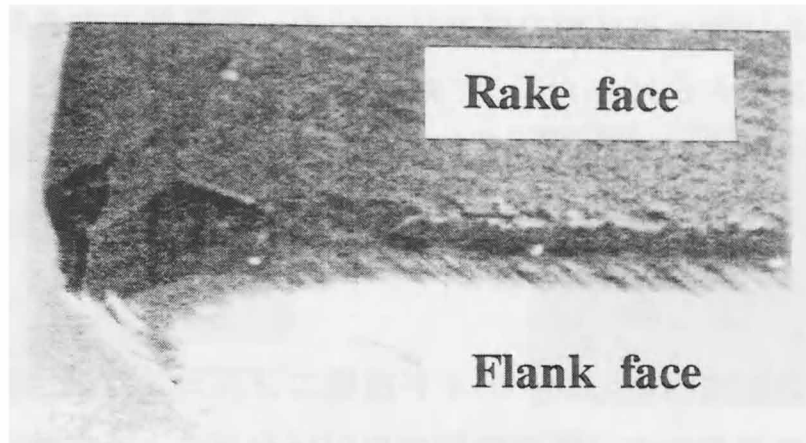
図7-2に、切刃の摩耗状態の写真を示す。切削速度が100m/minで加工した無処理の超硬エンドミルの逃げ面には、アブレッシブな摩耗形態が観察され、先端部ではチップングも発生していた。また、すくい面には被削材の溶着も認められた。切削速度が200m/minで加工したTiNコーティド超硬エンドミルでは、無処理と比較して、逃げ面摩耗の進行は遅くなった。しか



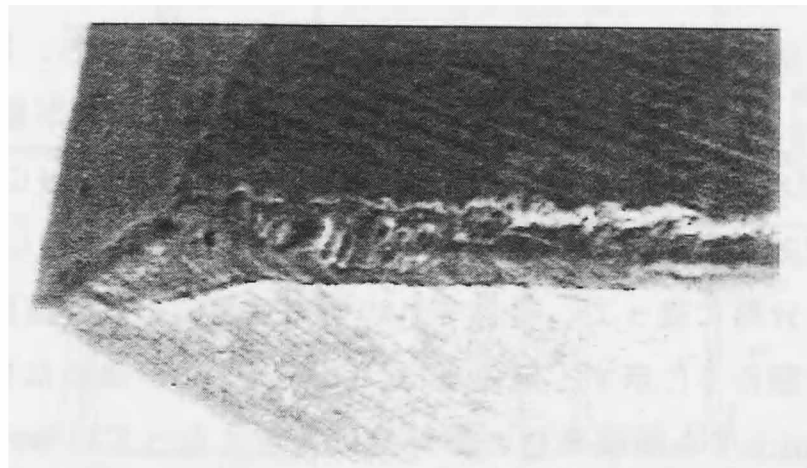
Cutting tool;  $\phi 10$  mm Carbide endmill ( Hard type, 6 teeth )  
 Work material ; SKD61 ( 52HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
     Cutting length 50 m  
     Cutting speed 100 -- 600 m/min ( 3,200 -- 19,200 rpm )  
     Feed rate 1,920 -- 11,520 mm /min ( 0.10 mm / tooth )  
     Depth of cut Rd 0.5 mm  $\times$  Ad 10 mm  
     Down cut  
     Air blow

**Fig.7-1 Relationship between flank wear and cutting speed  
 of various carbide endmills  
 ( Hard type, work material : SKD61,52HRC )**

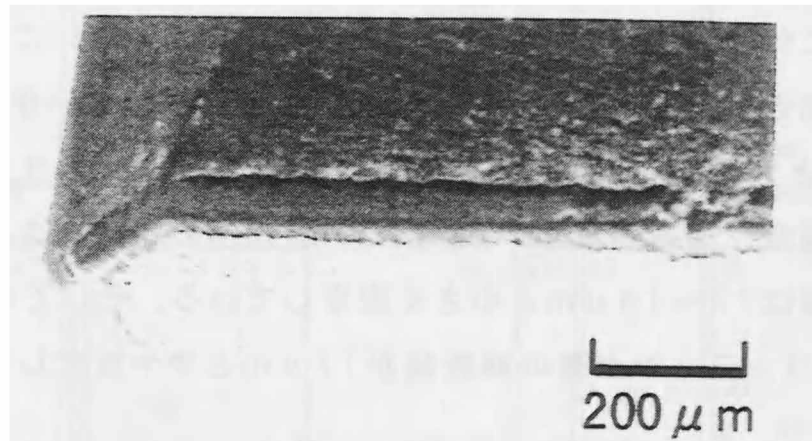
**図7-1 種々の超硬エンドミルの切削速度と逃げ面摩耗量の関係  
 ( 高硬度用形状、被削材 : SKD61,52HRC )**



(a) Wear of uncoated carbide endmill after cut at 100 m / min



(b) Wear of TiN coated carbide endmill after cut at 200 m / min



(c) Wear of (Al,Ti)N coated carbide endmill after cut at 600 m / min

**Fig.7-2 Photos of wear of various carbide endmills  
( Hard type, work material : SKD61,52HRC)**

**図7-2 種々の超硬エンドミルの摩耗写真  
(高硬度用形状、被削材：SKD61,52HRC)**

しながら、すくい面と逃げ面の両方において、被削材の溶着が著しい。それに対し、切削速度が600m/minで側面加工した(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでは、摩耗量はかなり小さく、逃げ面への被削材の溶着もほとんどなく、優れた耐摩耗性を示すことが認められた。

### 7・1・2 摩耗形態

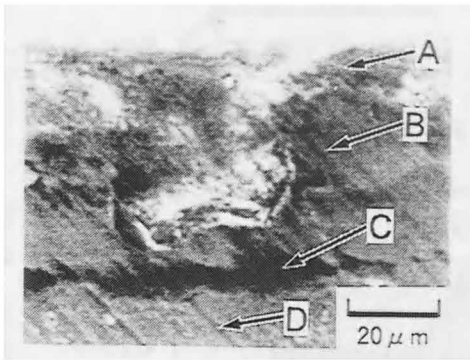
図7-3に、切削試験後のコーティド超硬エンドミルの逃げ面のSEM観察およびEDS分析結果を示す。局所領域でのEDS分析によって検出された元素と摩耗状態から判断して、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの逃げ面摩耗は3つの部分から構成されていると考えられる。すなわち、図7-4に模式的に示すように、エンドミルの切刃から順に、(A)超硬素材が露出している領域、(B)摩耗しながらも(Al,Ti)N膜が残存している領域、(C)摩耗部と非摩耗部の境界であり、被削材の一部が(Al,Ti)N膜の上に溶着している領域、である。この分類に従って、それぞれの切削速度での逃げ面摩耗を詳細に測定した結果を図7-5に示す。無処理は、コーティング膜がないため、切削速度が100m/minでも超硬素材の摩耗量は大きくなっている。TiNコーティド超硬エンドミルでは、TiN膜の摩耗している部分と被削材が溶着している部分が明確に分けられないため、併せた部分を測定した。このTiN膜の摩耗領域は、切削速度が100m/minでは20 $\mu$ m程度で小さいが、200m/minでは35 $\mu$ mと大きくなっていた。これに対し、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの場合、切削速度が100~500m/minの範囲では、コーティング膜の摩耗領域は12~14 $\mu$ mと小さく安定している。そして切削速度が600m/minで、コーティング膜の摩耗幅が17 $\mu$ mとやや拡大しているのが認められた。

以上のように、(Al,Ti)N膜の場合は、高速条件においても、コーティング膜の摩耗領域が小さく安定しているのが認められた。

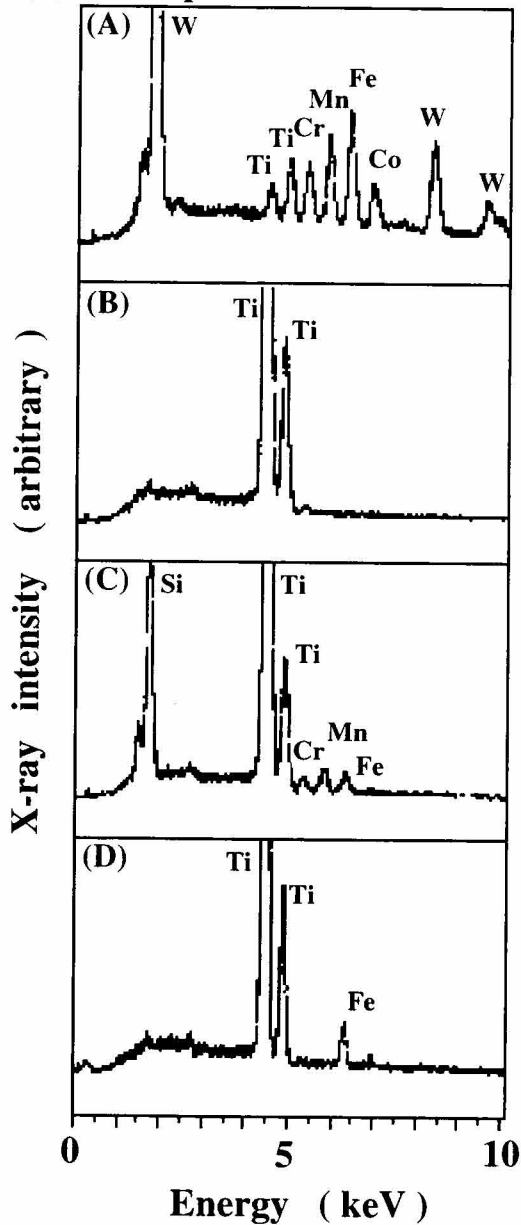
また、露出している超硬素材の摩耗域は、無処理で60~70 $\mu$ m、TiNコーティド超硬エンドミルは10~13 $\mu$ m、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでは1~6 $\mu$ mであった。この結果から、コーティング膜は、露出している超硬素材の摩耗進行を抑制する効果が大きく、特に(Al,Ti)N膜が優れている



(a) Photos of flank wear

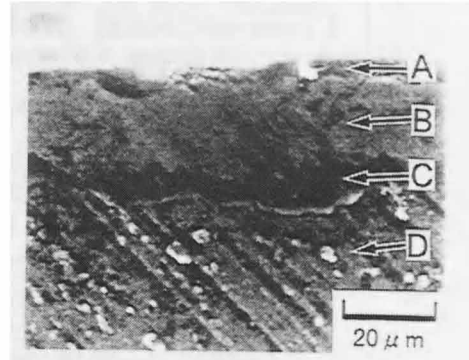


(b) EDS profiles

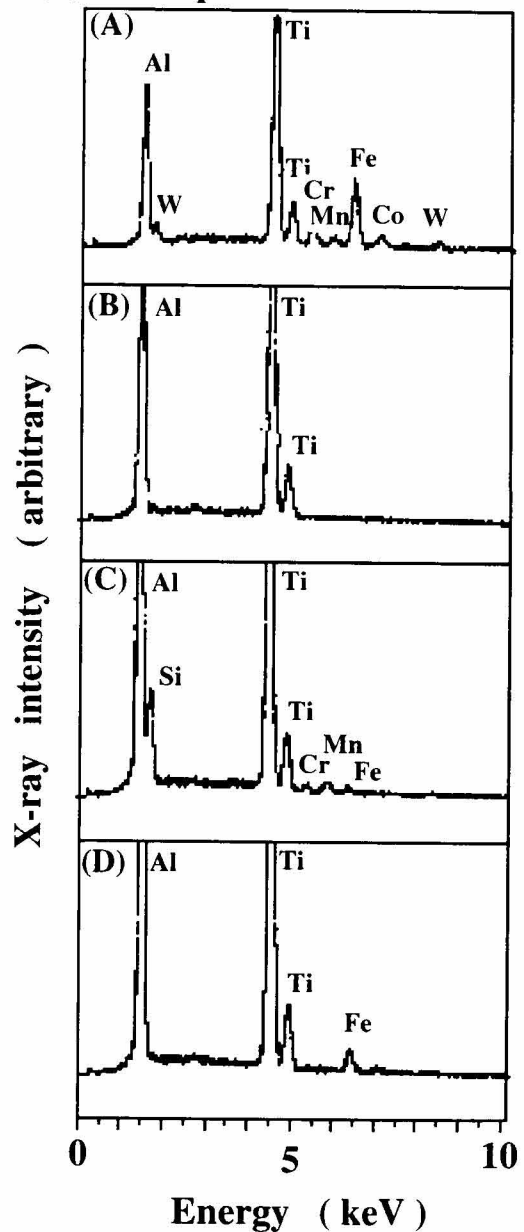


TiN coated carbide endmill  
after cut at 200 m / min

(a) Photos of flank wear



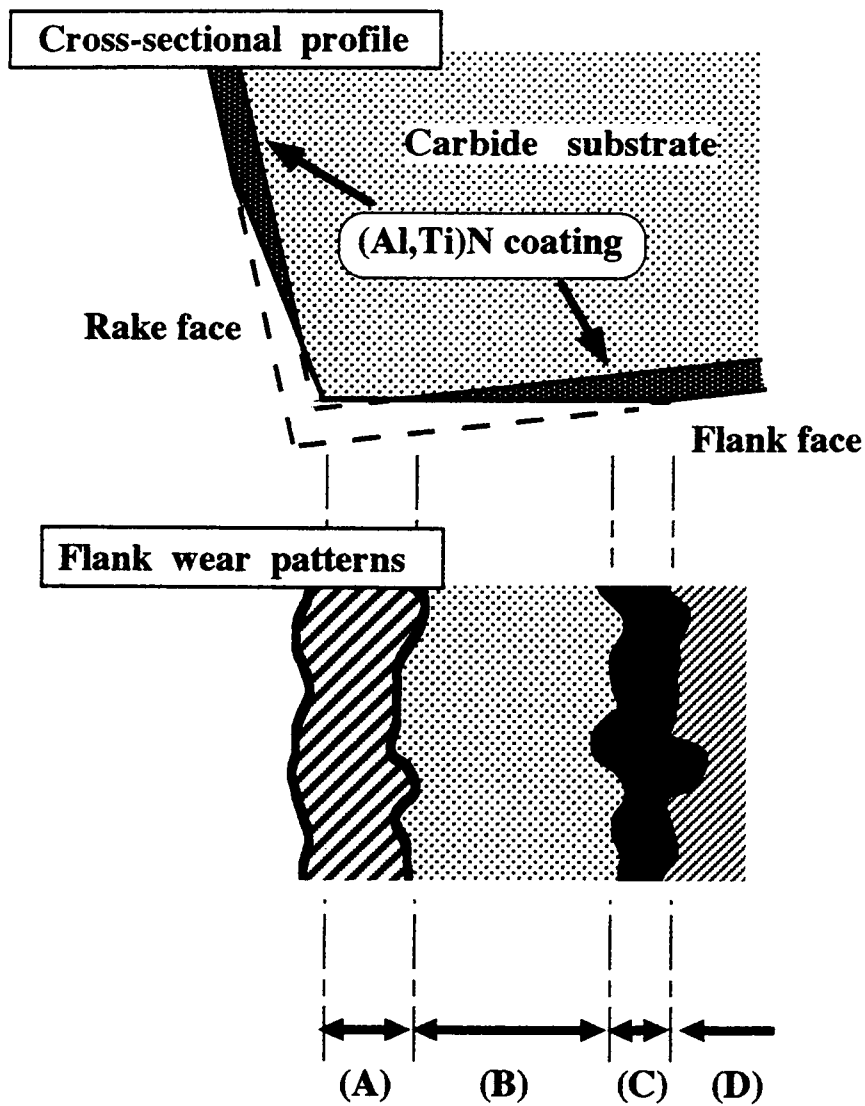
(b) EDS profiles



(Al,Ti)N coated carbide endmill  
after cut at 600 m / min

Fig.7-3 Photos of flank wear and EDS profiles of various coated carbide endmills

図7-3 種々のコーティング超硬エンドミルの逃げ面摩耗写真とEDS分析結果



Portion	Detected elements by EDS
(A) Exposed carbide substrate	Al,Ti,W,Co,Fe,Cr,Mn
(B) Worn coating film	Al,Ti
(C) Adhered work material	Al,Ti,Si,Fe,Cr,Mn
(D) Unworn coating film	Al,Ti,Fe

Fig.7-4 Wear patterns and detected elements by EDS of (Al,Ti)N coated carbide endmill

図7-4 (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの摩耗形態とEDS分析結果

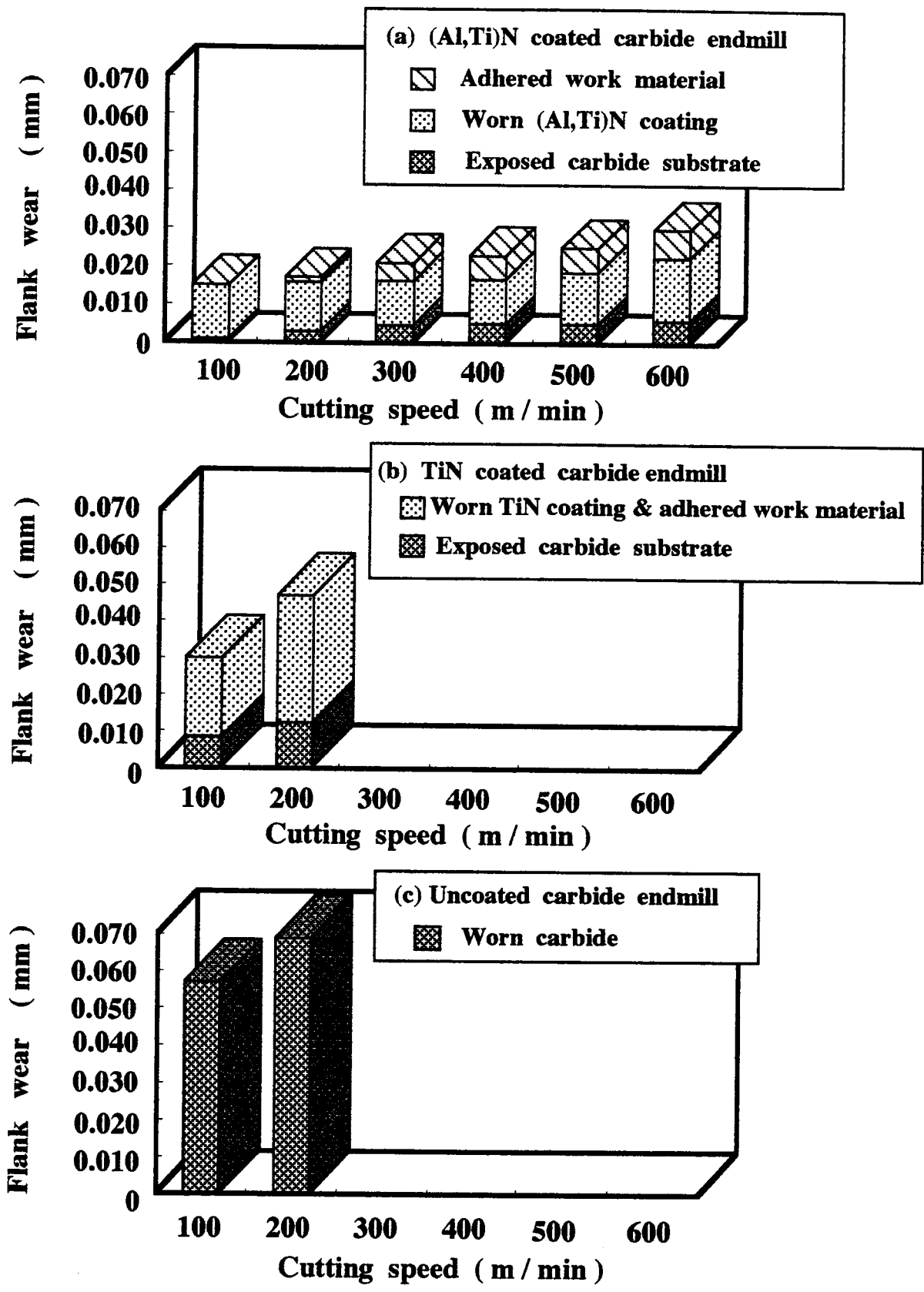


Fig. 7-5 Relationship between flank wear and cutting speed in detail by each portion (Cutting length : 50 m)

図7-5 切削速度と逃げ面摩耗量の関係 (詳細な摩耗形態の分類)

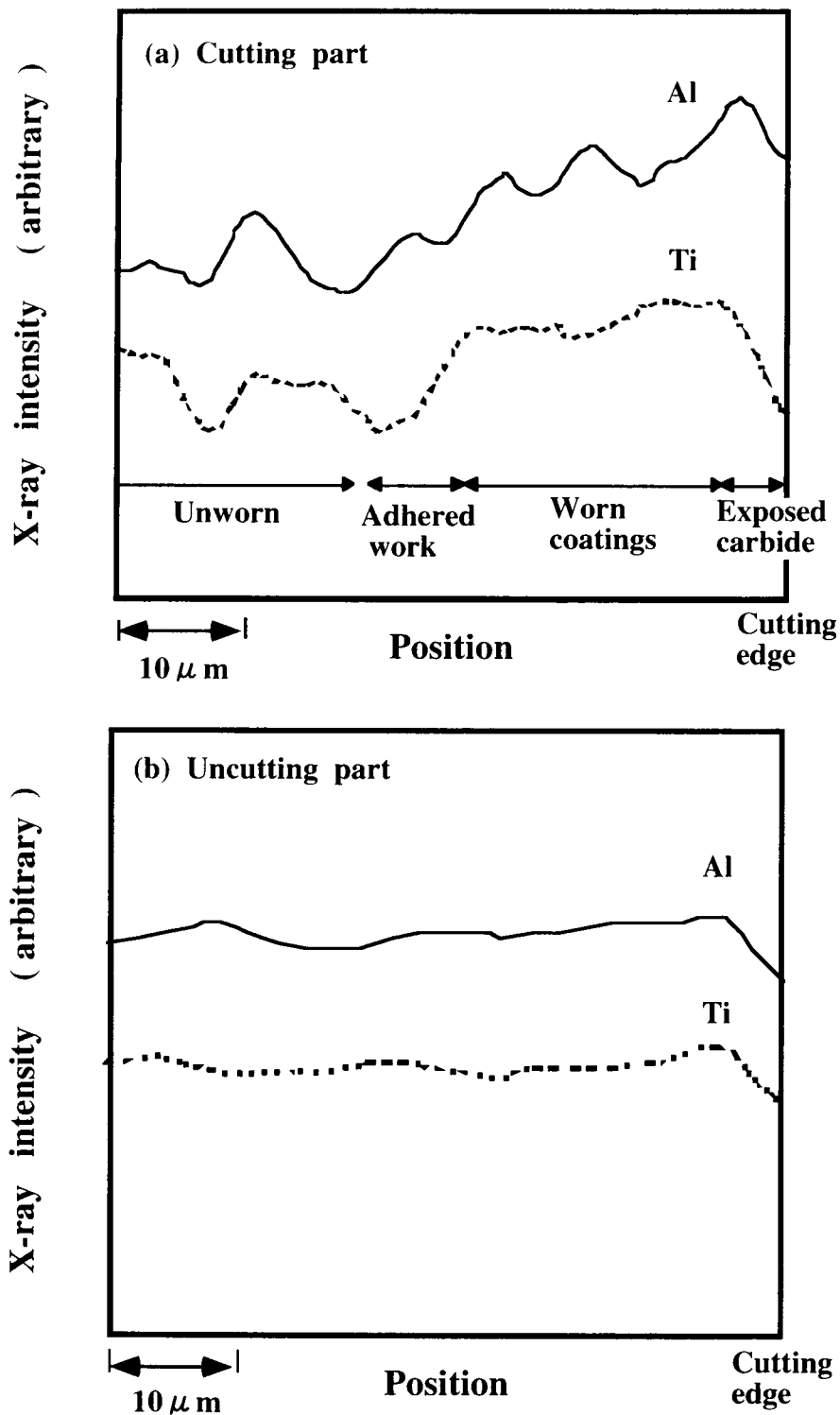


Fig.7-6 EDS linear analysis profiles of (Al,Ti)N coated carbide endmills after cut at 600 m / min ( Hard type, work material : SKD61,52HRC )  
 (a) Cutting part (b) Uncutting part

図7-6 (Al,Ti)Nコーティング超硬エンドミルのEDS線分析結果  
 (高硬度用形状、被削材 : SKD61,52HRC )  
 (a) 切削領域 (b) 非切削領域

のがわかった。

そこで、(Al,Ti)N膜の摩耗特性を明らかにするために、逃げ面のAlとTiの分布を調べた。図7-6に逃げ面で切削している部分と非切削部のEDS線分析結果を示す。非切削部においては、(Al,Ti)N膜のAlとTiの強度の分布は一樣である。これに対し、切削領域においては、特にAlが切刃に向かって増加する傾向が認められた。これは、切刃付近では、切削熱によりコーティング膜がより高温になっていると考えられ、その結果、第4章に示したようにAlが選択的に酸化して、Al強度が相対的に増加したと推察される。

### 7・1・3 'Levee Effect' モデル

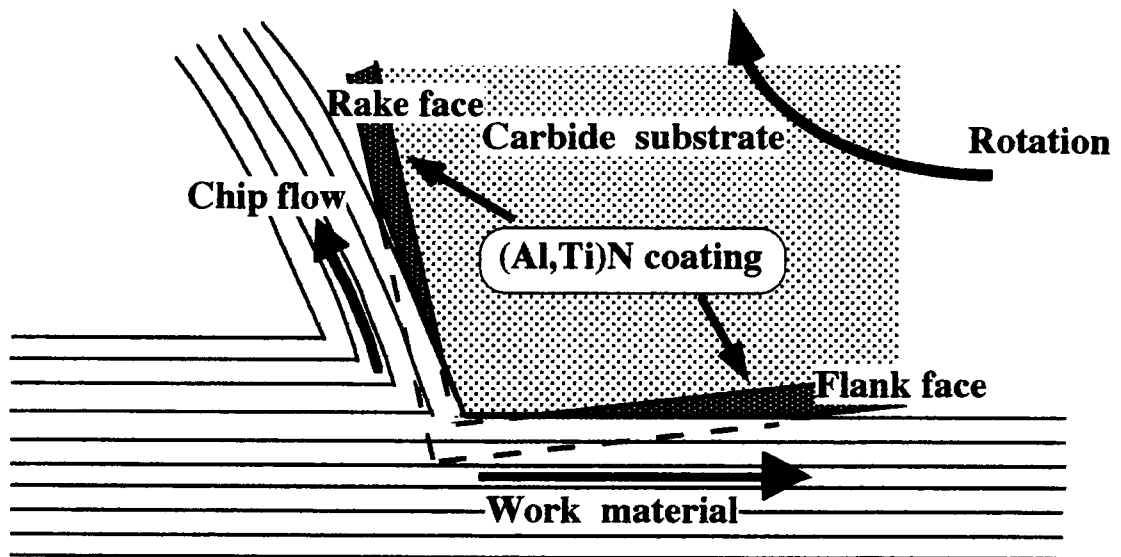
前節で示したように、無処理の超硬エンドミルは摩耗の進行が早いですが、コーティド超硬エンドミルはコーティング膜自体が優れた耐摩耗性を示すとともに、露出した超硬素材の摩耗進行も抑制する効果を示した。そして、この効果はTiN膜よりも(Al,Ti)N膜の方が優れていることがわかった。

このコーティング膜は、川に沿う堤防のような働き、つまり川の水や土砂の浸食に対して踏ん張っている働きをしていると考えられる。そこで、本研究では、このようなコーティング膜の耐摩耗特性を 'Levee Effect'(堤防効果または踏ん張り効果) モデルと名付けた。

図7-7に 'Levee Effect'モデルの概略図を示す。被削材は、切り屑となって工具のすくい面上を移動していく。同時に、工具の逃げ面においても、切削された被削材が擦過しながら移動している。そして、コーティング膜は被削材の擦過に対して抵抗しながら、膜自体と露出している工具素材の両者の摩耗進行を抑制していると考えられる。そして、この'Levee Effect'において、(Al,Ti)N膜の方がTiN膜より優れているのがわかった。その理由は、第4章の表4-2で示したように、(Al,Ti)N膜の方が、硬度、耐酸化性、超硬素材との密着力の点で優れているためと考えられる。特に、本研究での高硬度材の高速切削の場合、刃先温度がかなり高温になっているため、(Al,Ti)N膜の優れた耐酸化性の効果が大きいと推察される。

### 7・2 SKD11の高速フライス加工試験

続いて、SKD61よりもさらに硬度が高い被削材として熱処理後のダイス



**Model of 'Levee Effect'**

Suppressing wear increment

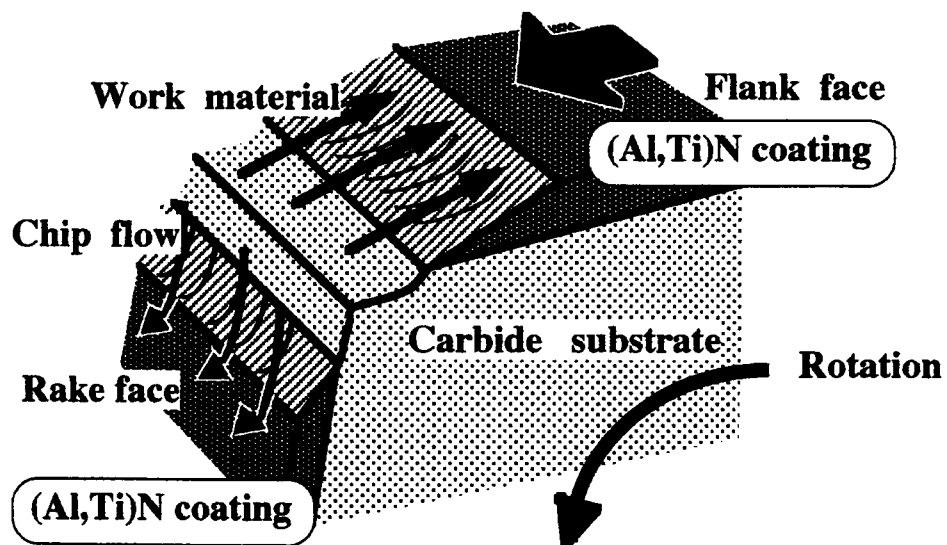


Fig.7-7 Schematic wear resistant model of (Al,Ti)N coated carbide endmill ( Model of 'Levee Effect' )

図.7-7 (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの耐摩耗性のモデル図 ('堤防効果' または '踏ん張り効果' モデル)

鋼SKD11(60HRC)を用いて、高硬度材用の形状の(Al,Ti)NおよびTiCNコーティド超硬エンドミルの高速条件での切削性能を調査した。

硬度が非常に高い熱処理後のSKD11(60HRC)を被削材として、高速での切削性能を調査するため、送り速度は0.02mm/刃と小さくし、切削速度を50~200m/min(1,600~6,400rpm)に変化させ、切削長が5mの時点での逃げ面摩耗量を測定した。さらに、切刃の摩耗状態をSEM観察し、EDS分析を行った。図7-8に摩耗量の測定結果を、図7-9にSEM/EDS分析結果を示す。

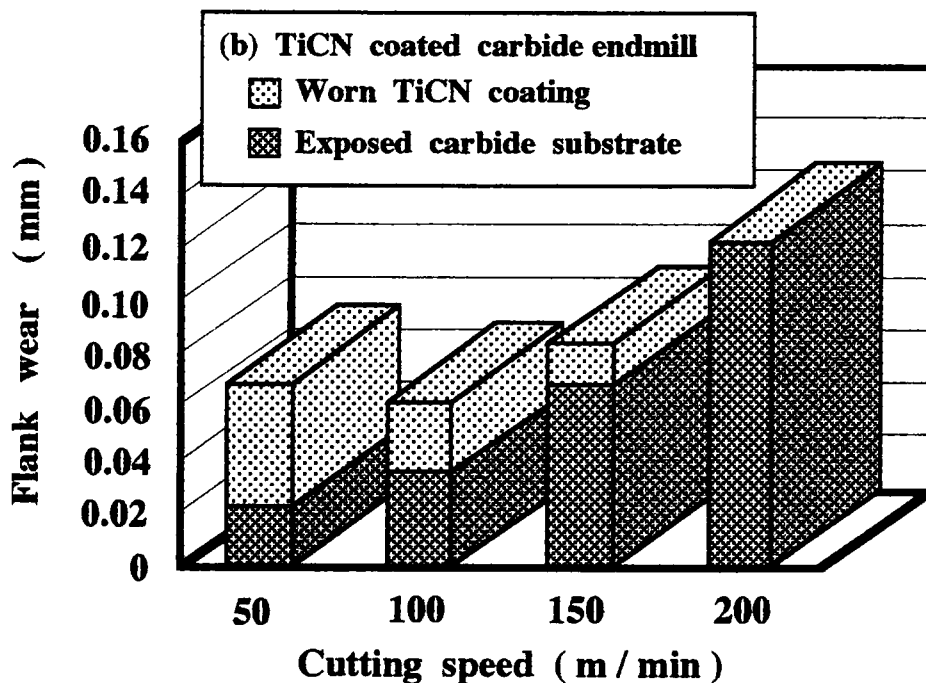
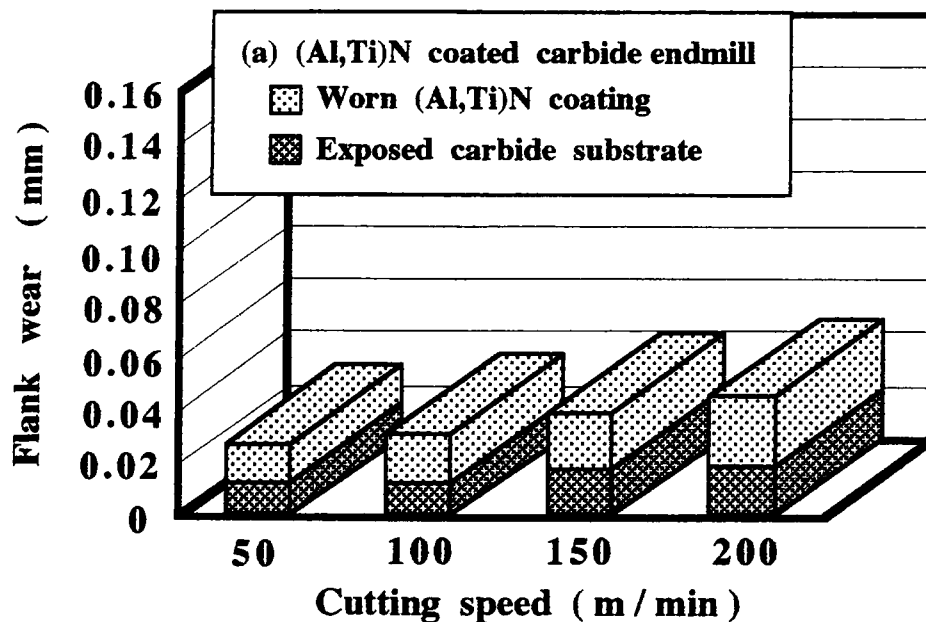
その結果、この切削条件では、コーティド超硬エンドミルの逃げ面摩耗は、大きくは2つの部分より構成されるのが認められた。切刃から順に、(A)超硬素材が露出して摩耗している領域、(B)コーティング膜が摩耗しながらも超硬素材を被覆し、かつ被削材も一部溶着している領域、である。

TiCNコーティド超硬エンドミルでは、切削速度の増加につれてコーティング膜の摩耗領域が減少し、逆に超硬素材の露出部領域が増加する傾向が認められた。切削速度が150m/minで摩耗が急速に大きくなり、200m/min以上の高速ではコーティング膜の効果が小さくなって、切削加工は困難であった。これに対し、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでは、50~200m/minの切削速度の範囲で、露出している超硬素材領域およびコーティング膜が摩耗している領域も摩耗量は小さく、優れた耐摩耗性を示した。

これらの結果から、本節での厳しい切削条件では、コーティング膜の効果('Levee Effect')の差異が顕著に認められるようになったと考えられる。すなわち、TiCN膜では切削速度の増大につれてLevee Effectが急速に失われているのに対して、(Al,Ti)N膜では200m/minの高速でもLevee Effectを十分維持しているのが認められた。これは、SKD61(52HRC)での切削試験結果と同様であり、(Al,Ti)N膜の優れた耐酸化特性によるものと推察される。

そして、実際のSKD11(60HRC)製の金型のポケット加工(60mm×60×15深さ)においては、下記の手順で加工することができた。

- (Al,Ti)Nコーティド超硬ボールエンドミル(R5,4枚刃)を用いて、ヘリカル切削方式で、中央部にφ16mm(深さ17mm)の穴明け加工を行う。

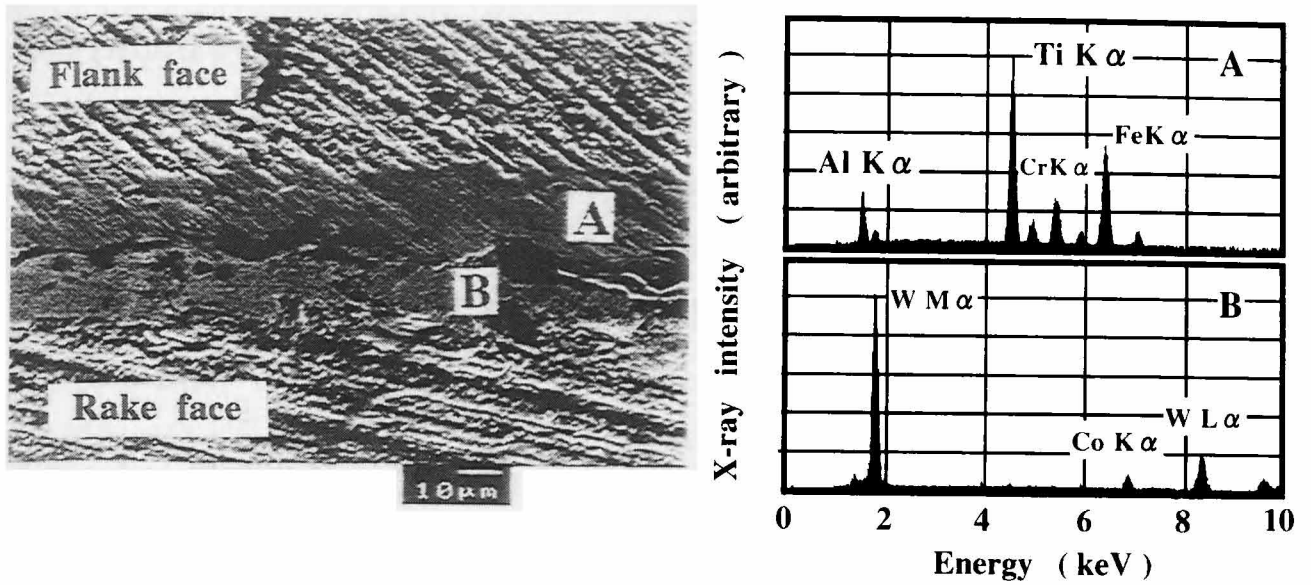


Cutting tool;  $\phi$  10 mm Carbide endmill ( Hard type, 6 teeth )  
 Work material ; SKD11 ( 60 HRC )  
 Cutting conditions ; Side milling  
 Cutting length 5 m  
 Cutting speed 50 -- 200 m/min ( 1,600 -- 6,400 rpm )  
 Feed rate 192 -- 768 mm /min ( 0.02 mm / tooth )  
 Depth of cut Rd 0.3 mm  $\times$  Ad 10 mm  
 Down cut, Air blow

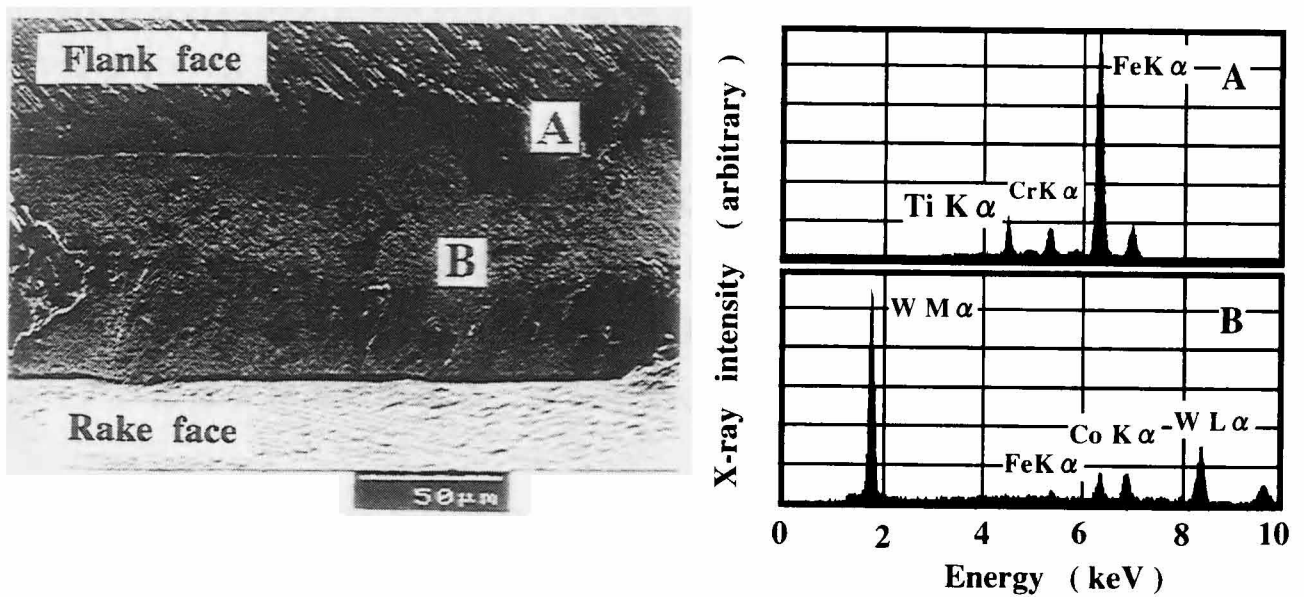
Fig.7-8 Relationship between flank wear and cutting speed of various coated carbide endmills ( Hard type, work material : SKD11,60HRC )

図7-8 種々の超硬エンドミルの切削速度と逃げ面摩耗量の関係  
 ( 高硬度用形状、被削材 : SKD11,60HRC )





(a) (Al,Ti)N coated carbide endmill after cut at 150 m / min



(b) TiCN coated carbide endmill after cut at 150 m / min

Fig.7-9 SEM / EDS observation results of various coated carbide endmills after cut at cutting speed of 150 m / min ( Hard type, work material : SKD11,60HRC )

図7-9 種々のコーティング超硬エンドミルのSEM観察とEDS分析結果 (高硬度用形状、被削材：SKD11,60HRC)

切削速度は157m/min、送りはXY 1500mm/min、Z 0.3mm/周で、エアブローの切削条件である。

続いて、高硬度用(AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミル(φ10mm)を用いて、この穴を起点に側面切削にて所定の寸法にポケット加工を行う。

切込みは半径方向0.3mm、軸方向10mmである。切削速度が157m/min、送りが3000mm/min、エアブローの切削条件の場合、エンドミルの寿命までに3個の金型の加工(切削長約100m)が可能であった。

### 7・3 小 括

本章では、高硬度材用の超硬エンドミルに(AI,Ti)N、TiNおよびTiCNコーティングを施し、熱処理後のダイス鋼SKD61(52HRC)とSKD11(60HRC)の高速での切削性能を調査した。その結果、下記のことことが明らかとなった。

(1) SKD61(52HRC)の側面加工において、TiNコーティド超硬エンドミルは切削速度が200m/minが限界である。これに対し、(AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは、切削速度が600m/minの高速条件においても優れた耐摩耗性を示した。

(2) (AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの逃げ面の摩耗は、大きくは3つの部分から構成されているのが認められた。すなわち、

(A) 超硬素材が露出して摩耗している領域

(B) コーティング膜が摩耗しながらも、なお超硬素材を被覆している領域

(C) 摩耗部と非摩耗部の境界であり、被削材の一部が溶着している領域

である。

(3) コーティング膜は、膜自体と露出している超硬素材の両方の摩耗進行に対する抑制効果があると考えられる。本研究では、この効果を 'Levee Effect' (堤防効果または踏ん張り効果) と名付けた。

(4) さらに硬度が高い熱処理後のSKD11(60HRC)を、高速(200m/min)で側面加工試験した結果、従来のTiCNコーティド超硬エンドミルでは、切削速度の増加につれて超硬素材の露出部領域が増加した。切削速度が

150m/minで摩耗が急速に大きくなり、200m/minの高速ではコーティング膜の効果が小さくなって、切削加工は困難であった。これに対し、(Al, Ti)Nコーティド超硬エンドミルでは、50~200m/minの切削速度の範囲で、露出している超硬素材領域およびコーティング膜が摩耗している領域も摩耗量は小さく、優れた耐摩耗性を示した。

(5) 'Levee Effect'において、(Al,Ti)N膜の方がTiN膜やTiCN膜より優れている。これは、(Al,Ti)N膜の優れた耐酸化性、硬度、密着力によるものと推察される。

#### 7・4 参考文献

- 1) Yasuyuki Yamada, Taiitu Aoki, Yusuke Tanaka, Hiroshi Hayasaki and Suguru Motonishi: Proceedings of the Third International Conference on Progress of Cutting and Grinding (1996) 211
- 2) Y. Yamada, T. Aoki, S. Kitaura, Y. Tanaka, Y. Okazaki and H. Hayasaki: Proceedings of First French and German Conference on High Speed Machining (1997) 486

## 第8章 難削材の高速フライス加工

近年、切削加工の納期短縮やコスト削減など生産性向上のために、難削材の高速加工の要求が増大してきている。難削材としては、硬度が高い熱処理後のダイス鋼などの工具鋼や、熱伝導性が小さいために切削温度が高くなるステンレス鋼やチタン合金などが代表的である。これらの難削材の切削加工にはフライス加工が必要であり、TiNコーティド超硬工具が実用化されてきた。しかしながら従来のTiNコーティド超硬エンドミルでは、特に高速加工条件の場合に、微小チッピングが発生して摩耗も大きく、難削材の加工は困難である。

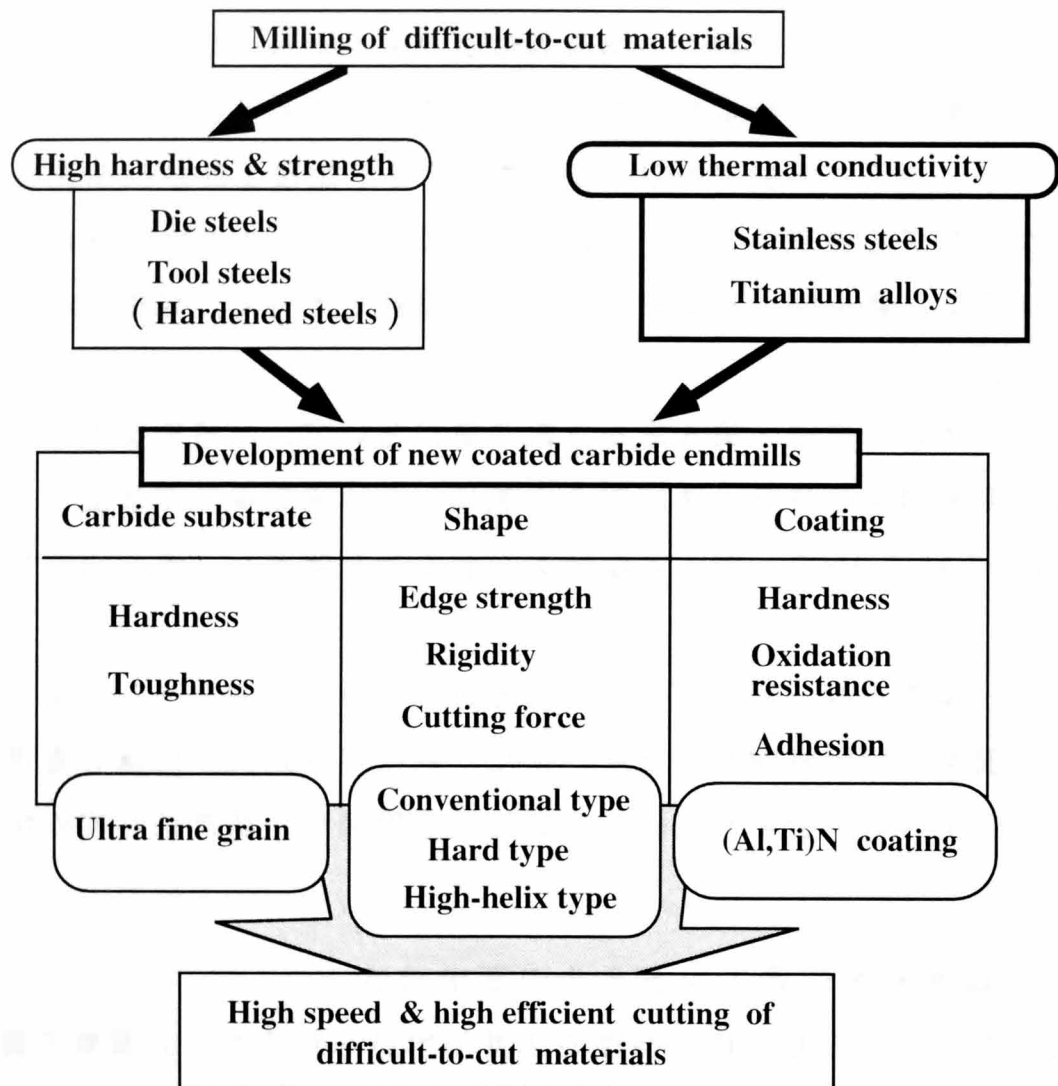
そこで、本研究では、第6章から第7章において、熱処理後のダイス鋼などの高硬度被削材のフライス加工を容易に、かつ高速条件で加工できる高硬度材用の (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを開発し、その切削性能を調査した。

続いて、本章では、他の難削材であるステンレス鋼やチタン合金を被削材として、種々の切削試験を行った。また、特に切削抵抗の低減を重視した形状の (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを開発し、高速条件での切削性能を調査した。<sup>1)</sup>

### 8・1 難削材用超硬エンドミルの要求特性

一般的な難削材としては、金型や工具に用いられるダイス鋼や工具鋼などの高硬度・高強度材と、切削中の温度が上昇しやすく、また切り屑が溶着しやすいステンレス鋼やチタン合金などの熱伝導率の低い材料に大別される。これらの難削材を高速・高能率でフライス加工するには、従来のTiNコーティド超硬エンドミルでは困難である。図8-1に、難削材用のコーティド超硬エンドミルに要求される特性と開発手順を示す。第6章から第7章では熱処理後のダイス鋼 (SKD11,SKD61)のフライス加工には、新しく開発した高剛性形状の (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルが、高速条件でも優れた切削性能を示すことを述べた。

一方、熱伝導性が小さいために切削温度が上昇し、切削性が悪い代表的な被削材として、ステンレス鋼やチタン合金がある。これらの被削材に対して



**Fig.8-1 Development procedure of (Al,Ti)N coated carbide endmills for difficult-to-cut materials**

図8-1 難削材用の(Al,Ti)コーティド超硬エンドミルの開発手順

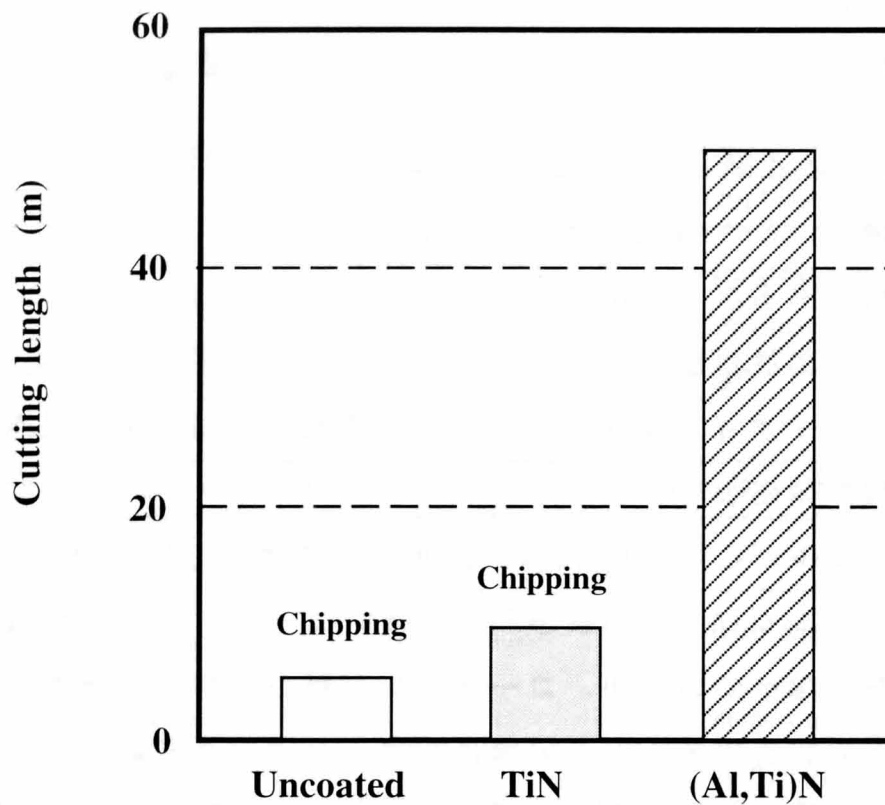
は、図8-1に示すように、韌性に優れた超硬素材、切削抵抗が小さい工具形状、および耐酸化性が良好なコーティング膜が必要である。本章では、陰極アークイオンプレーティング法にて種々のコーティングを施し、特に切削抵抗を低減する形状について検討して、その切削性能を調査した。

## 8・2 ステンレス鋼のフライス加工試験

ステンレス鋼は、CrやNiなどを多く含む合金鋼であり、耐食性や耐酸化性に優れた材料であるが、欠点としては、加工硬化が起こりやすく、熱伝導が小さいため、被削性が悪い代表的な難削材の一つとされている。特にSUS304などのオーステナイト系ステンレス鋼の場合、切屑が刃先に溶着し、チッピングや欠損が発生しやすい。

従来<sup>2)</sup>の研究では、このSUS304の正面フライス加工において、スパッタイオンプレーティング法でTiN膜やTiAlN膜をコーティングした超硬チップの性能評価をおこなっているが、コーティング膜の剥離に起因するチッピングが発生したとの報告がある。この場合、コーティング方法がスパッタ法であり、TiAlN膜の硬度が2300HV、密着力が48Nと報告されている。これに対し、本研究での陰極アークイオンプレーティング法による(AI,Ti)N膜は、第4章で示したように、皮膜硬度は2700~2900HV、超硬基板への密着力は80Nと高い。従来研究のスパッタ法によるTiAlN膜は、特に密着力が不十分であったため、コーティング膜が剥離したと考えられる。その理由は、第2章で示したような通常のスパッタ法の場合、蒸着前のスパッタクリーニングにArガスを用いているためと推察される。すなわち、Arガスを導入するため真空度は低下し、イオンエネルギーも陰極アークイオンプレーティング法での金属イオンに比べて低いために、クリーニング効果は陰極アークイオンプレーティング法より劣るといえる。

図8-2に汎用形状の超硬エンドミルに陰極アークイオンプレーティング法にてTiNおよび(AI,Ti)Nコーティングを施し、通常の切削条件でSUS304を側面加工した場合の工具寿命を示す。従来の無処理やTiNコーティド超硬エンドミルでは、欠けやチッピングが発生して早期に寿命になる。それに対し、(AI,Ti)Nコーティド超硬エンドミルでは、微小チッピングも発生せず、



Cutting tool;  $\phi$  10mm Carbide endmill (Conventional type, 2 teeth)

Work material; SUS 304 (HB 150)

Cutting conditions; Side milling

Cutting speed 30m/min (950 rpm)

Feed rate 135mm/min (0.07 mm/tooth)

Depth of cut Rd. 1mm  $\times$  Ad. 15mm

Down cut, Oil

**Fig. 8-2 Cutting performance of (Al,Ti)N, TiN coated and uncoated carbide endmills for SUS 304**

**図8-2 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬エンドミルのステンレス鋼の切削性能 (汎用形状、被削材：SUS304)**

小さいため、寿命は大幅に向上した。

表8-1に、種々の被削材に対応して開発した超硬エンドミルの形状を示す。第6章でも示した高硬度材用の形状は、心厚を大きくし、すくい角を負にして刃先強度を増加させた焼入れ材の加工に効果の大きい形状である。さらに本章では切削抵抗を低減させる強ねじれ形状の超硬エンドミルを開発した。この強ねじれ型は、ねじれ角をさらに増加し、すくい角を汎用形状の2倍程度に大きくして、切れ味を向上させて切削抵抗を低減させる形状である。図8-3に、これらの形状の (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルにて加工速度を増加させた場合の切削試験結果を示す。汎用形状では、逃げ面摩耗量は20 $\mu$ m程度であったが200m/minで折損した。高硬度用の形状では、摩耗は10~20 $\mu$ m程度で小さかったが、100m/minでビビリが大きくなった。他方、すくい角が大きい強ねじれ形状の場合では、いずれの切削速度でも摩耗は数 $\mu$ mで非常に小さく、300m/minの高速条件でも切削状態に大きな変化はなかった。また、面粗度もRmax3 $\mu$ mと良好であった。

以上のように、本章での切削条件では、ステンレス鋼の高速条件でのフライス加工には、大きなすくい角の強ねじれ形状の (Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルが適しているといえる。

### 8・3 チタン合金の高速フライス加工試験

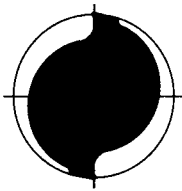
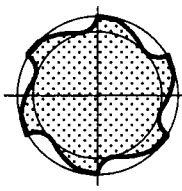
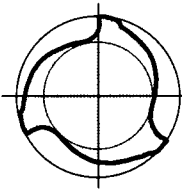
チタン合金は、航空機部品に使用される強度の優れた金属であるが、熱伝導率が小さく、化学的にも活性なため工具材料と反応して摩耗が発生しやすい難削材である。

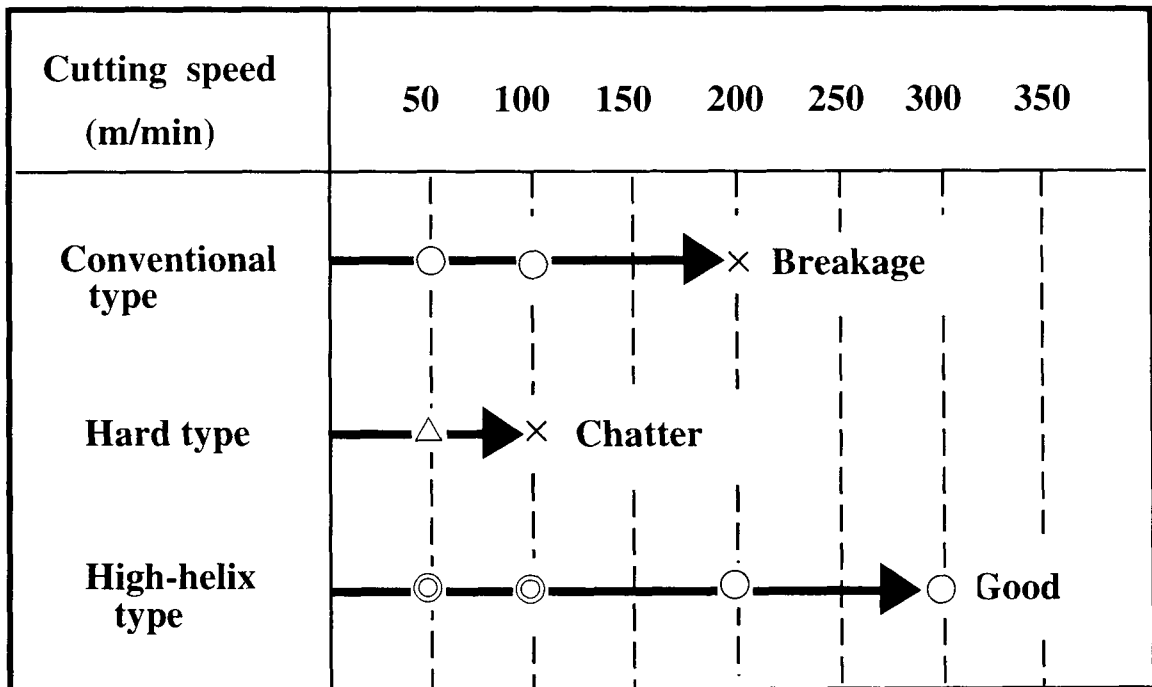
従来の超硬エンドミルによるチタン合金のフライス加工の加工速度は40~60m/min程度である。コーティングの効果を確認するために、無処理、TiNおよび(Al,Ti)Nコーティングを施した汎用形状の超硬エンドミルを用いて、代表的なチタン合金であるTi-6Al-4Vを切削テストした結果を図8-4に示す。無処理の超硬エンドミルは早期に摩耗が大きくなり、切削長が10mで寿命となる。TiNコーティド超硬エンドミルでは切削長で40~50m程度までは切削可能である。(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは、さらに摩耗が小さくなり、寿命はTiNコーティングの3倍程向上した。



**Table 8-1 Shapes of carbide endmills for various work materials**

**表8-1 種々の被削材に対応した超硬エンドミルの形状**

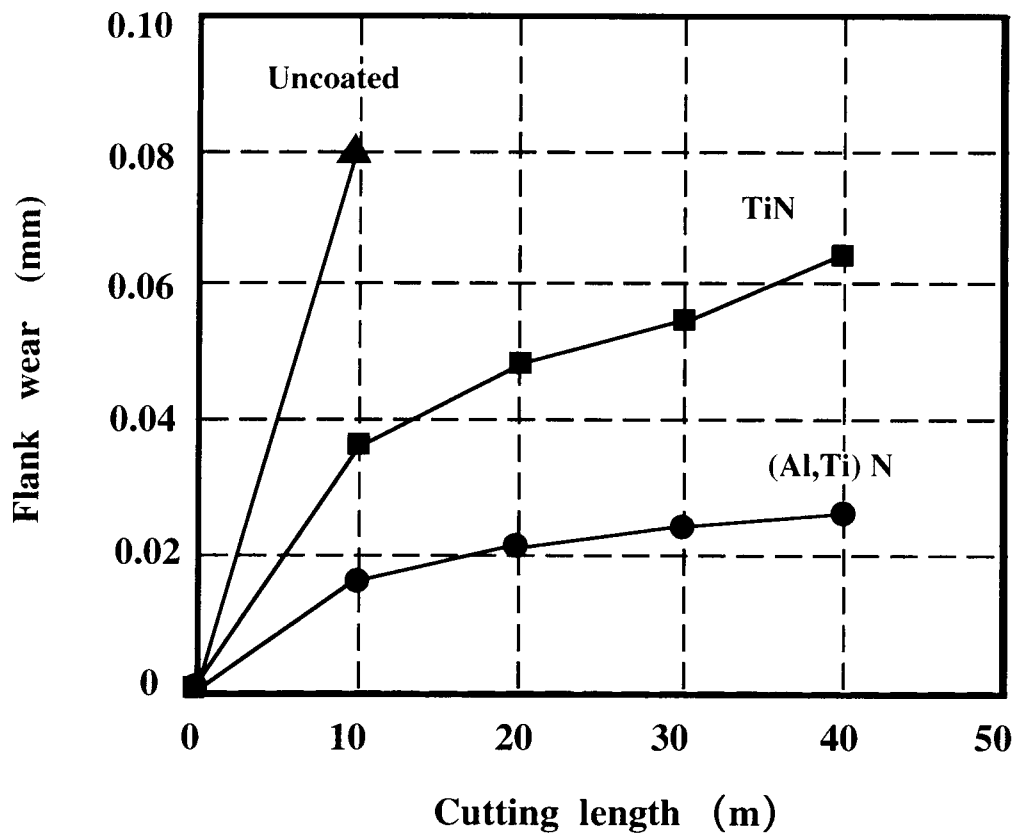
Type	Conventional type	Hard type	High-helix type
Number of teeth	2	6	3
Cross-sectional profile			
Core / outside diameter ratio	60%	80%	60%
Rake angle	6°	- 14°	13°
Relief angle	9°	6°	8°
Helix angle	30°	45°	50°



Cutting tool;  $\phi$  10mm , (Al,Ti)N coated carbide endmills  
 Work material; SUS 304 (HB 150)  
 . Cutting conditions; Side milling  
 Cutting speed 50~300m/min (1590~9540rpm)  
 Feed rate 0.06 mm/tooth  
 Depth of cut Rd. 0.5mm  $\times$  Ad.15mm  
 Cutting length 10m,  
 Down cut, Air blow

**Fig.8-3 High speed cutting performace of (Al,Ti)N coated carbide endmills with various shapes for SUS 304**

**図8-3 ステンレス鋼の側面加工における種々の形状の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの高速切削性能**



Cutting tool;  $\phi$  10mm Carbide endmill (Conventional type, 2 teeth)  
 Work material ; Ti- 6Al- 4V (HB321)  
 Cutting conditions ; Side milling  
     Cutting speed 60 m/min (1,910rpm)  
     Feed rate 190 mm/min (0.05mm/tooth)  
     Depth of cut Rd. 1mm  $\times$  Ad. 15mm  
     Down cut, Dry

**Fig. 8-4 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated carbide endmills for Ti alloy**  
 ( Conventional type , work material : Ti-6Al-4V )

図8-4 Ti合金の側面加工における(Al,Ti)NおよびTiN  
 コーティド超硬エンドミルの切削性能  
 (汎用形状、被削材 : Ti-6Al-4V)

さらに加工能率を向上させるために、刃数を4枚に増加させて汎用形状の超硬エンドミルを用い、(Al,Ti)Nコーティングを施した。加工速度を300m/minまで増加させて実施した切削試験結果を図8-5に示す。また、図8-6には切削長が5mでの逃げ面の摩耗状態を示す。チタン合金の加工でも(Al,Ti)Nコーティングの効果は大きく、切削速度が225m/minまでは摩耗は小さい。しかしながら、切削速度が300m/minでは切刃に溶着が発生し、摩耗も急激に増大した。以上の結果から加工速度の限界は、汎用形状の場合では200m/min程度といえる。

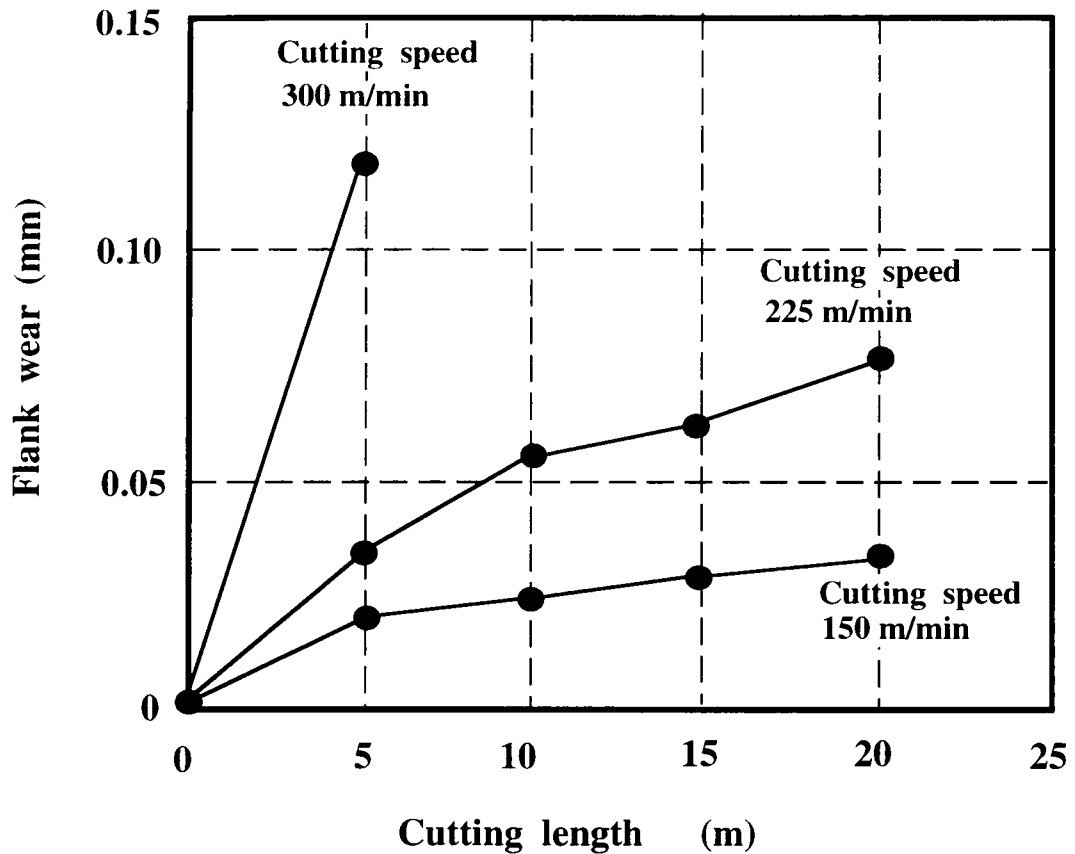
#### 8・4 小 括

本章では、ステンレス鋼やチタン合金などの難削材を被削材として、種々の切削試験を行った。特に、切削抵抗の低減を重視した形状の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを開発し、高速条件での切削性能を調査した結果、下記のことになった。

- (1) (Al,Ti)Nコーティング膜は、ステンレス鋼やチタン合金などの熱伝導率の小さい難削材のフライス加工においても、従来のTiN膜に比べて寿命延長の効果が大きい。
- (2) 特にステンレス鋼の場合、すくい角の大きい強ねじれ形状の効果が大きいといえる。この形状の超硬エンドミルに(Al,Ti)Nコーティングを施した場合、切削速度が300m/minの高速条件でも摩耗は小さく、加工面は良好である。
- (3) これは、(Al,Ti)N膜の優れた耐酸化性、耐摩耗性と、強ねじれ形状による切削抵抗の低減の効果であると考えられる。

#### 8・5 参考文献

- 1) 山田保之、青木太一、田中裕介、北浦精一郎、早崎浩（日本機械学会論文集に投稿中。査読完了）
- 2) 香川正信、池田悟至、前田秀治：山口県工業技術センター研究報告書、7（1995）20



Cutting tool;  $\phi$  10mm , (Al,Ti)N coated carbide endmill  
(Conventional type, 4 teeth)

Work material; Ti - 6Al - 4V

Cutting conditions; Side milling

Cutting speed 150, 225, 300 m/min

Feed rate 0.10 mm/tooth

Depth of cut Rd. 0.5mm  $\times$  Ad.15mm

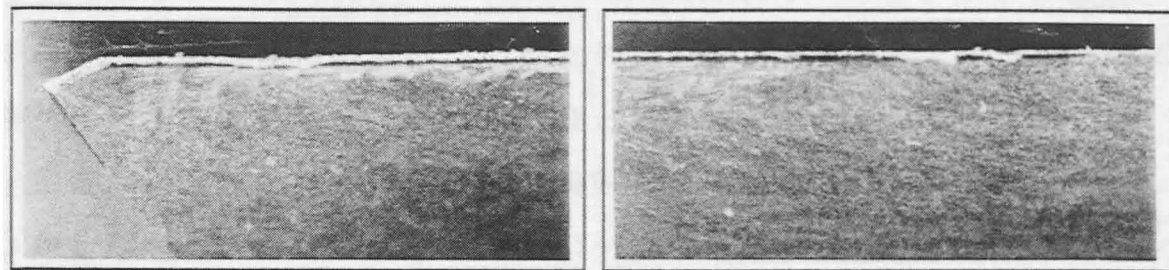
Down cut, Emulsion

**Fig.8-5 Cutting performance of (Al,Ti)N coated carbide endmills for Ti alloy under various cutting speeds ( Conventional type, work material : Ti-Al-4V )**

**図8-5 Ti合金の加工における(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの種々の切削速度での切削性能 (汎用形状、被削材：Ti-6Al-4V)**

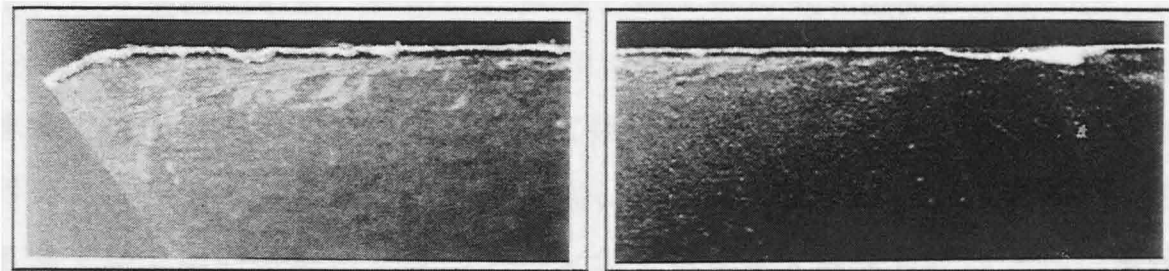
**Cutting speed 150 m/min**

┆ 0.1mm



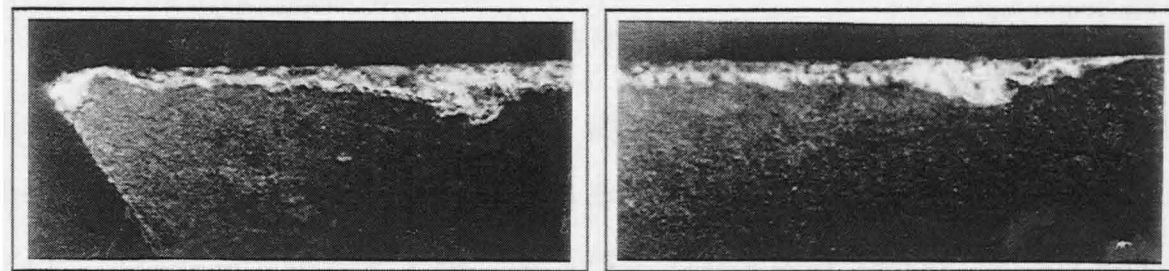
**Cutting speed 225 m/min**

┆ 0.1mm



**Cutting speed 300 m/min**

┆ 0.1mm



Cutting tool;  $\phi$  10mm , (Al,Ti)N coated carbide endmill  
(Conventional type, 4 teeth)

Work material; Ti - 6Al - 4V

Cutting conditions; Side milling

Cutting speed 150, 225, 300 m/min

Feed rate 0.10 mm/tooth

Depth of cut Rd. 0.5mm  $\times$  Ad.15mm

Cutting length 5 m, Down cut, Emulsion

**Fig.8-6 Flank wear of (Al,Ti)N coated carbide endmills  
after machining Ti alloys at various cutting speeds  
( Conventional type, work material : Ti-6Al-4V )**

**図8-6 Ti合金の加工における(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの  
種々の切削速度での摩耗状態  
(汎用形状、被削材：Ti-6Al-4V)**

## 第9章 (Al,Ti)Nコーティングの高速工具鋼への適用

第5章から第8章では、Al添加量が多い(Al,Ti)Nコーティング膜は、硬度が高く、耐酸化性にも優れているため、超硬工具に適用した場合は、非常に優れた切削性能を示し、焼入れ鋼などの高硬度被削材やステンレス鋼、チタン合金などの難削材の切削性能も良好であることを示した。

しかしながら、母材が合金工具鋼の一種である高速工具鋼（以下ハイスと略す）の場合には、「焼戻し温度(550℃)以下でのコーティング処理」という大きな制約がある。単純に、低温・低エネルギーにするだけでは、(Al,Ti)N膜とハイス母材との密着力は弱くなるだけである。

本章では、コーティング方法として陰極アークイオンプレーティング装置を用い、コーティング条件を種々探索した結果、(Al,Ti)N膜をハイス工具に低温でかつ高い密着力でコーティングする技術を開発した。さらに本技術をハイス製の歯切工具やエンドミルなどに適用し、切削性能を調査した<sup>1)</sup>

### 9・1 高速工具鋼への(Al,Ti)N膜の低温下・高密着力被覆技術

表9-1にハイス母材上に被覆された種々のコーティング膜の代表的な物性値を示す。表9-2には母材に用いられるハイスと超硬の代表的な物性値も示す。ハイス用のコーティング膜としては、TiN膜が広く用いられている。その主な理由は、ハイス母材との密着力が優れ、皮膜の硬度や酸化開始温度もハイス母材より大幅に優れたバランスのよい特性を有しているからである。それに対し、TiC膜は皮膜硬度が3,000HVで最も硬度が高いが、耐酸化性は低く、ハイス母材との密着力も弱く、不安定である。密着力が弱い原因はコーティング皮膜と母材との熱膨張係数や硬度の差が大きいため、両者の界面でひずみや残留応力が発生するためと推定される。そこで、TiNとTiCの中間の特性をねらって開発されたのがTiCN膜である。TiCN膜の場合、Cの添加量によって物性値は変化するので、表9-1には代表的な値を示す。その密着力はTiC膜よりは改善されたが、TiN膜よりは劣る。また、皮膜の硬度や耐酸化性もTiNとTiCの中間の特性値を示す。これに対し、(Al,Ti)N膜は、耐酸化性が優れ、皮膜硬度も高い。そして母材が超硬の場合には、第4章で示したように密着力も優れている。しかしながら、母材がハイスの場合

**Table 9-1 Characteristics of various coatings deposited to HSS substrate**

**表9-1 高速度工具鋼上に成膜された種々のコーティング膜の基本特性**

Coatings	Vickers hardness HV	Oxidation temperature °C	Thermal expansion * <sub>2</sub> 10 <sup>-6</sup> /°C	Adhesion to * <sub>3</sub> HSS substrate N
TiN	1800 - 2000	600 - 620	9.4	60 - 70
TiC	2500 - 3000	400 - 500	7.6	30 - 40
TiCN	2200 - 2500	500 - 600	8.1	40 - 50
(Al,Ti)N * <sub>1</sub>	2700 - 2900	820 - 840	—	30 - 40

\*<sub>1</sub> (Al,Ti)N : Al rich composition, Al / (Al+Ti) = 0.56 - 0.65

\*<sub>2</sub> Thermal expansion : Value of bulk referred to Metal Data Handbook

\*<sub>3</sub> Adhesion to carbide substrate : Measured value by scratch test

**Table 9-2 Characteristics of substrate materials**

**表9-2 基板の基本特性**

Substrate materials	Vickers hardness HV	Oxidation temperature °C	Thermal expansion * <sub>1</sub> 10 <sup>-6</sup> /°C
High speed tool steel	830 - 1030	200 - 300	11.0
Cemented carbide	1500 - 1800	500 - 600	6.2

\*<sub>1</sub> Thermal expansion : Value of bulk referred to Metal Data Handbook



にはTiC膜と同様に、密着力が弱く不安定であるという欠点があった。

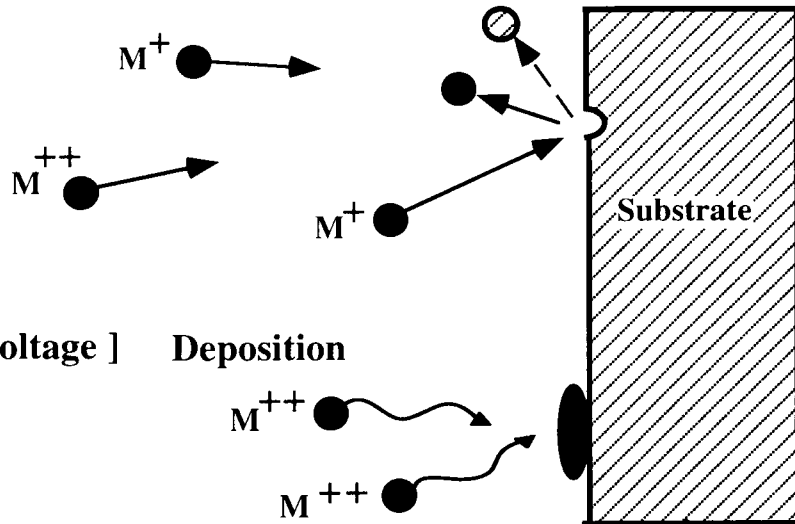
そこで、本研究では、まず、物性の優れた (Al,Ti)N膜をハイス母材上に焼戻し温度(550℃)以下の低温で、かつ高い密着力でコーティングする技術を開発した。

第2章において陰極アークイオンプレーティング法の概略を、そして第4章において蒸着の前工程である金属イオンボンバードについて述べた。本章でも、この陰極アークイオンプレーティング法を用いて、超硬母材とハイス母材の上にTiN膜と(Al,Ti)N膜を形成した。

母材との密着力に大きく影響するのは、蒸着前の金属イオンボンバード工程である。まず、アーク放電によって陰極(ターゲット)表面に大電流密度を有するアークスポットが形成される。そして陰極から放出された金属粒子は大量の電子との衝突により正の1価や2価の金属イオンになる。この時、母材側に直流バイアス電源により負の高電位を印加することにより、この金属イオンを母材に衝突させる。この金属イオンボンバードの挙動を模式的に図9-1に示す。バイアス電位が-1000V程度の高電位の場合は、金属イオンが母材に衝突するエネルギーが大きく、母材表面の物質がはじきとばされるスパッタリングが行われる。この場合、母材表面のクリーニング効果は非常に大きいですが、母材も急速に加熱される。一方、バイアス電位が-400V程度以下の低い電位の場合は、金属イオンのエネルギーが小さいためスパッタ効果は小さく、むしろ金属イオンは母材表面に付着しやすくなる。

そこで、本研究では、ハイス母材に最適なエネルギー範囲のボンバード条件(改善法)を開発した。従来法と改善法のボンバード条件を表9-3に示す。高バイアス電位を用いる従来法では、母材が加熱されやすい。そこで、赤外線表面温度計により母材の表面温度を測定しながら、所定の温度に達するまでボンバード処理を実施した。その結果、ハイス母材の場合は、最大温度を500℃としたため、超硬母材(800~900℃)より短い処理時間となった。これに対し、ボンバード中の加熱速度を緩やかにし、かつクリーニング効果もあるバイアス電位と処理時間を探索した結果、改善法に示す範囲のボンバード条件がハイス母材に最適であることを見出した。

[ High bias voltage ] Sputtering



[ Low bias voltage ] Deposition

Fig.9-1 Schematic illustration of metal-ion bombardment

図9-1 金属イオンボンバードの概略図

Tabel 9-3 Metal-ion bombardment conditions

表9-3 金属イオンボンバード条件

Bombardment		Conventional method		Improved method for HSS
Substrate		Carbide	HSS	HSS
Arc current	A	100	100	100
Bias voltage	V	-1000 ~ -1200	-1000 ~ -1200	-500 ~ -900
Maximum temp.	°C	800 ~ 900	400 ~ 500	400 ~ 500
Bomb. time	min	3 ~ 5	1 ~ 2	2 ~ 5

Tabel 9-4 Deposition conditions

表9-4 蒸着条件

Arc current	A	100
Bias voltage	V	-100
Deposition time	min	60
Cathode materials		Ti or TiAl
N <sub>2</sub> gas pressure	Pa	$4 \times 10^{-1}$

また、表9-4に次工程である蒸着の処理条件を示す。TiN膜と(Al,Ti)N膜の場合は陰極（ターゲット）が異なるだけで、条件は同一である。

以上のように、従来法と改善法のコーティング条件の差異はボンバード条件のみであり、各母材上のTiN膜や(Al,Ti)N膜は同一である。

このようにして形成したコーティング膜の密着力を測定する方法として、第4章で述べた「スクラッチ・テスト法」を用いた。表9-3と表9-4の条件でコーティングした皮膜（膜厚4~5 $\mu$ m）のスクラッチ・テスト結果を図9-2に示す。従来法で(Al,Ti)N膜を超硬母材にコーティングした場合には臨界荷重は81.2Nと非常に高いが、ハイス母材では32.5Nと低い。これに対し、従来法でTiN膜をコーティングした場合、超硬母材とハイス母材の両者での臨界荷重の差はほとんどない。これは、従来法のハイス母材用の条件では、ボンバード処理時間が、超硬材用に比べて約1/2に短くなったため、母材表面のクリーニング効果が弱くなったことが原因と考えられる。さらに(Al,Ti)N膜の場合には、皮膜の硬度が2800HV程度で非常に硬く、ハイス母材の硬度（860HV程度）との差も大きいため、従来法のハイス母材用ボンバード条件の弱いクリーニングでは、密着力が低下したと考えられる。一方、TiN膜の場合は、ハイス母材との硬度の差が小さく、また熱膨張率がハイス母材に近いこと、密着力の低下がほとんどなかったと考えられる。

以上のように、従来法のハイス用ボンバード条件でコーティングした(Al,Ti)N膜のハイス母材との密着力は低い。そこで「ハイスの焼戻し温度（550 $^{\circ}$ C）以下でのコーティング処理」という制約条件のもとで開発したのが表9-3に示したハイス用のボンバード条件（改善法）である。この条件でコーティングしたハイス母材上の(Al,Ti)N膜の臨界荷重は79.7Nと大幅に改善され、超硬母材の場合と同等のレベルまで密着力が向上した。これはボンバード中のバイアス電位を最適化することにより、500 $^{\circ}$ C以下で、十分にクリーニングすることができたことによると考えられる。

## 9・2 (Al,Ti)Nコーティド高速度鋼工具の切削性能

陰極アークイオンプレーティング法の金属イオンボンバード条件の改善法により、スクラッチテストでは、(Al,Ti)N膜のハイス母材への密着力が大

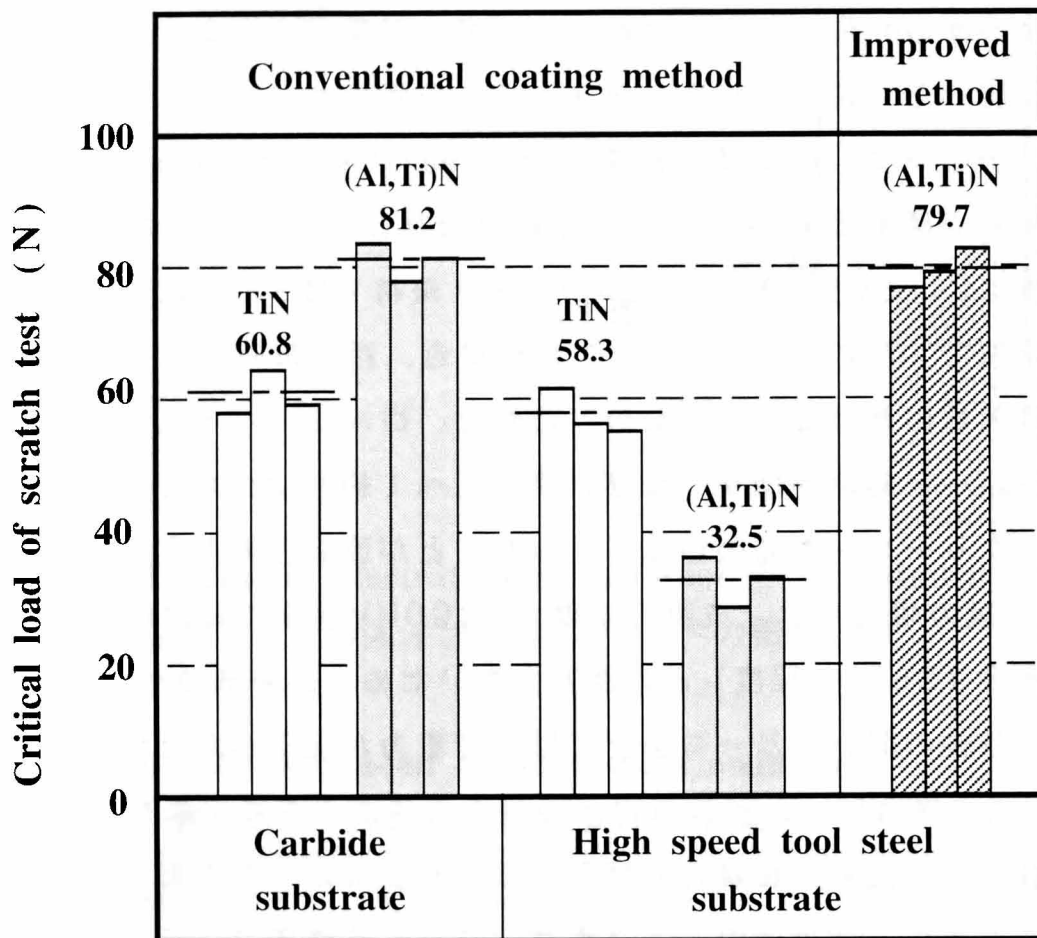


Fig.9-2 Adhesion of various coated samples ( Scratch test )

図 9 -2 種々の方法で成膜したコーティング膜の密着力  
(スクラッチ・テスト)

幅に向上した。そして、高速度工具鋼を母材とする種々の切削工具に本技術を適用して、その切削性能を調査した。

#### 9・2・1 (Al,Ti)Nコーティド高速度鋼歯切工具

自動車や産業機械の歯車の切削加工には、歯切工具としてハイス製のホブやピニオンカッターなどが広く用いられている。

図9-3に、種々の条件でコーティングしたソリッドホブの切削試験の結果を示す。従来法の(Al,Ti)NコーティドホブでもTiNやTiCNコーティドホブよりは良好である。これは(Al,Ti)N膜の高い硬度と優れた耐酸化性によるものと考えられる。

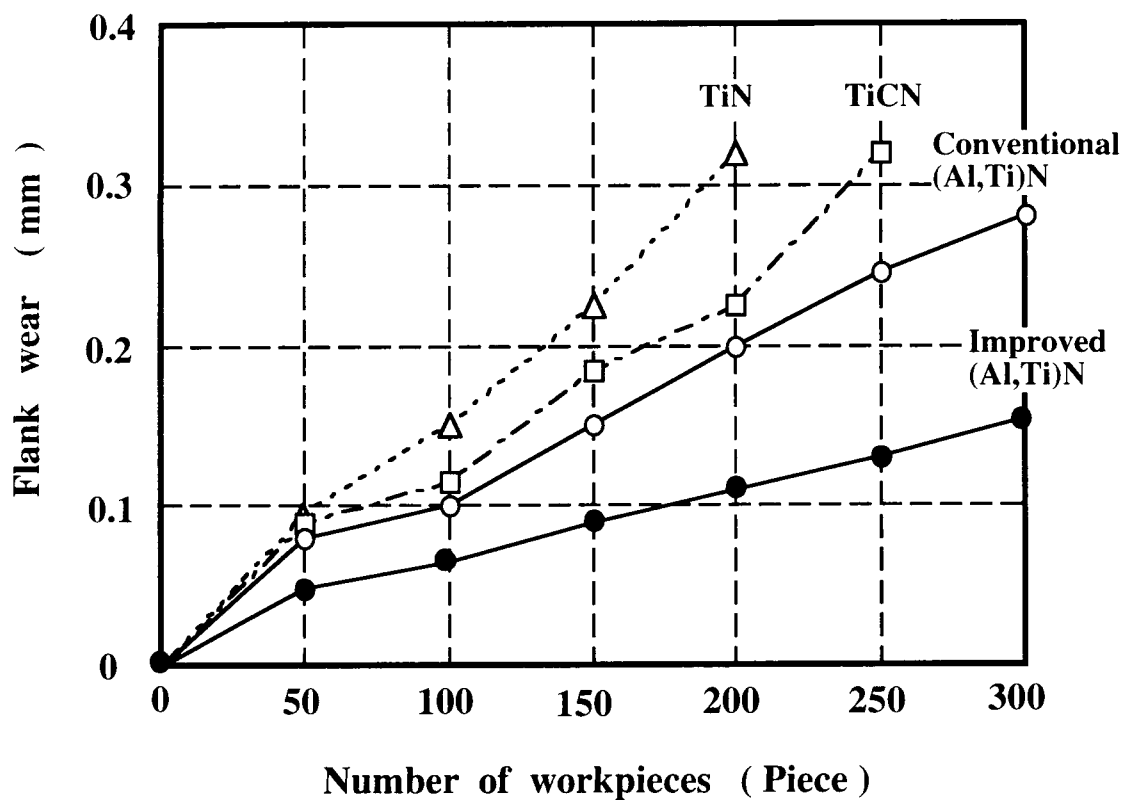
さらに改善法による(Al,Ti)Nコーティドホブは、非常に優れた耐摩耗性を示し、従来法の(Al,Ti)Nコーティドホブに比べ、1.8倍程度寿命が向上した。その結果、TiNコーティドホブの3倍以上の寿命となった。

これは、(Al,Ti)N膜の優れた特性が十分に発揮されるようになったためと考えられる。図9-4に切刃の摩耗状況を示す。右フランク面に最大摩耗が発生し、従来法と改善法とでは、摩耗形態が異なる。両者の摩耗機構の差異は、従来法の密着力が低い場合には切削中にコーティング膜が局部的に掘り起こされて損傷が早く進行するのに対し、改善法の密着力が高い場合にはコーティング膜が「堤防」となって徐々にコーティング膜が磨滅していくため摩耗量は小さい。

すなわち、第7章で提案した'Levee Effect'（堤防効果）において、改善法の方が従来法よりも優れているといえる。

#### 9・2・2 (Al,Ti)Nコーティド高速度鋼エンドミル

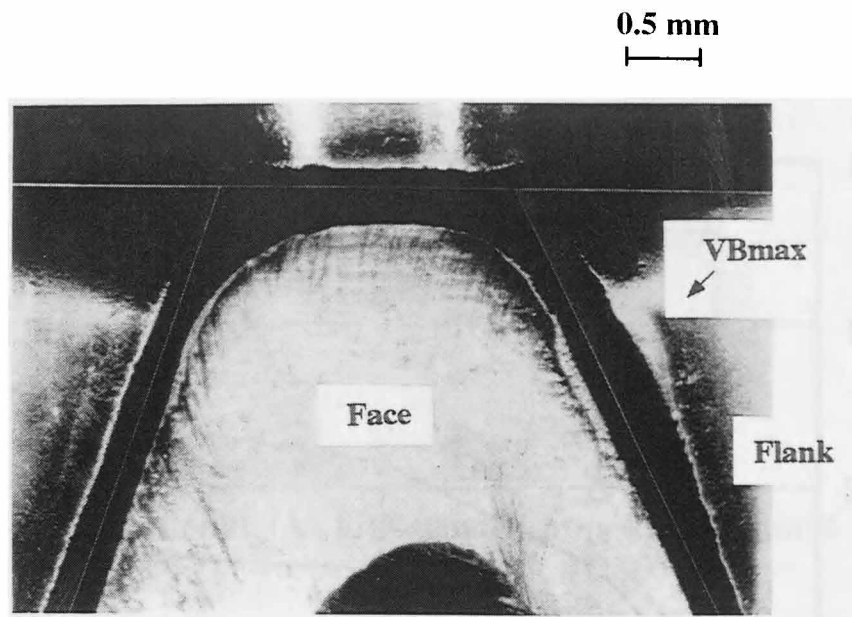
図9-5に、種々の条件でコーティングした粉末ハイス製ラフィングエンドミルを用いてSKD61を側面切削した試験結果を示す。耐摩耗性の傾向はソリッドホブの場合と同様である。特に、TiN膜やTiCN膜は摩耗が大きくなると微小チッピングが発生しやすい。図9-6に摩耗形態を示すが、従来法による(Al,Ti)N膜はチッピング気味の大きな摩耗が発生するのに対して、改善法の(Al,Ti)Nコーティドラフィングエンドミルには微小チッピングが発生せず、摩耗も小さく安定している。その結果、改善法の(Al,Ti)Nコーティドラフィ



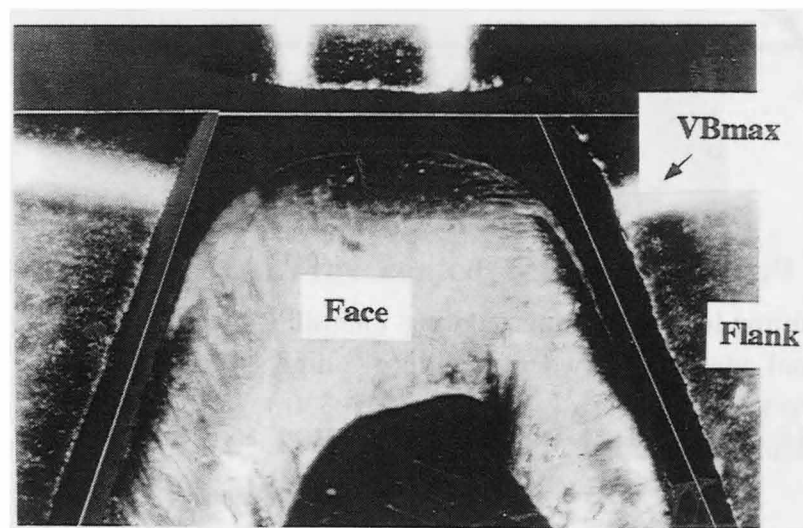
Hob : M 2.5, PA20°、3RH, SKH55, φ80×80□ × φ32  
 Work material : M 2.5, PA20°、31T, 30° 34', RH, φ95×25w  
 SCr 420H (HB 140~160)  
 Cutting conditions : Cutting speed 100 m/min  
 Feed rate 3.1 mm/rev  
 Climb cut, Oil

Fig.9-3 Cutting performance of various coated HSS hobs

図9-3 種々のコーティド高速度鋼ホブの切削性能



(a) Conventional (Al,Ti)N coated HSS hob



(b) Improved (Al,Ti)N coated HSS hob

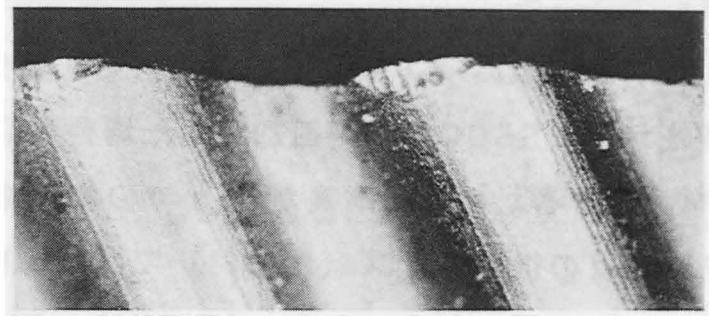
**Fig.9-4 Flank wear of conventional and improved (Al,Ti)N coated HSS hobs ( after 300 cuts )**

**図9-4 従来法と改善法による(Al,Ti)Nコーティド高速度鋼ホブの逃げ面摩耗状態 (300個加工後)**

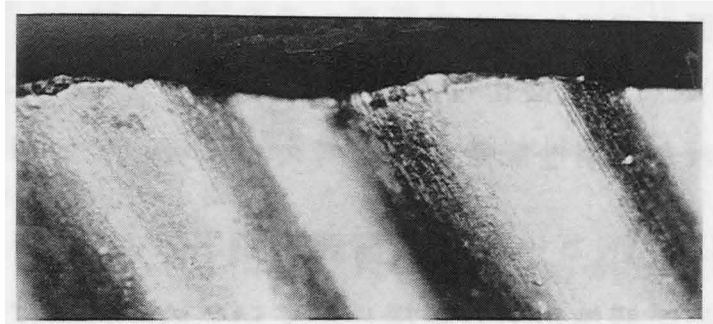




0.5 mm  
|-----|



(a) Conventional (Al,Ti)N coated roughing endmill



(b) Improved (Al,Ti)N coated roughing endmill

**Fig.9-6 Flank wear of conventional and improved (Al,Ti)N coated roughing endmills**  
(  $\phi$  20mm, work material : SKD61, cutting length : 6 m )

**図9-6 従来法と改善法による(Al,Ti)Nコーティド  
ラフィングエンドミルの逃げ面摩耗状態  
( $\phi$  20mm, 被削材 SKD61, 切削長 6m )**

ングエンドミルは、従来法の(Al,Ti)Nより1.5倍に寿命が改善され、TiNの3倍以上の寿命向上を示した。また、被削材としてS50C鋼を用いて溝切削を実施した場合も同様の結果を示し、改善法による(Al,Ti)Nコーティドドラフィングエンドミルが良好であった。

図9-7に、汎用エンドミルのハイス母材とコーティング膜を変化させて切削試験を行った結果を示す。S50C鋼を側面加工した場合の切削速度の影響(40~80m/min)を調査するため、切削長が15mでの摩耗量を測定して比較した。TiNコーティングの従来ハイス(溶解材)では、60m/minの速度で摩耗が顕著に大きくなり、試験を中止した。TiCNコーティングの粉末ハイスでは、40~80m/minの速度の増加に対応して摩耗量の増加が大きい。

それに対して、改善法による(Al,Ti)Nコーティングの粉末ハイス製エンドミルでは、切削速度が増加しても摩耗量の増加は少ない。

これは、(Al,Ti)N膜の耐酸化性が優れているため、他のコーティング膜より高速条件で優れた切削性能を示すと考えられる。

### 9・2・3 (Al,Ti)Nコーティド高速度鋼ドリル

高速度鋼ドリルは、靱性があり折損しにくいため、穴明け加工には広く用いられている切削工具である。本研究では、改善法による(Al,Ti)Nコーティングを汎用のハイスドリルに適用し切削性能を調査した。切削試験には、十分な剛性を確保するため、主軸BT40のNCボール盤を使用し、ドリルはコレットチャックで保持した。被削材として炭素鋼S50C、ステンレス鋼SUS304、そして合金工具鋼SKD11を用いた。ドリルの断面形状は、JISストレートドリルと同じ汎用形状であり、刃先は円錐刃立にシンニングを施した。

図9-8に種々のコーティドハイスドリルを用いて S50C鋼の穴明け試験を行った結果を示す。TiCNコーティドハイスドリルはTiNの1.8倍に穴明け数が向上した。改善法による(Al,Ti)Nコーティドハイスドリルは、さらに寿命が向上し、TiNの3倍の穴明けが可能であった。

図9-9には、熱伝導率が小さい難削材であるSUS304の穴明け試験の結果を示す。ステンレス鋼の場合の切削条件は、S50C鋼の約1/2の切削速度と送り速度である。この場合でも、改善法の(Al,Ti)Nコーティドハイスドリル







はTiNコーティドハイスドリルの2倍の穴明け数であり、優れた性能を示した。

図9-10に硬い炭化物を含有する難削材であるSKD11の切削試験結果を示す。改善法の(Al,Ti)NコーティドハイスドリルはTiNの2倍の寿命を示した。

以上のように種々の被削材を用いて穴明け試験を行った結果、改善法による(Al,Ti)Nコーティドハイスドリルは、優れた切削性能を示した。これは、改善法によって(Al,Ti)N膜のハイス母材への密着力が向上したことにより、ドリルのマージン部の摩耗が抑制されたためと考えられる。

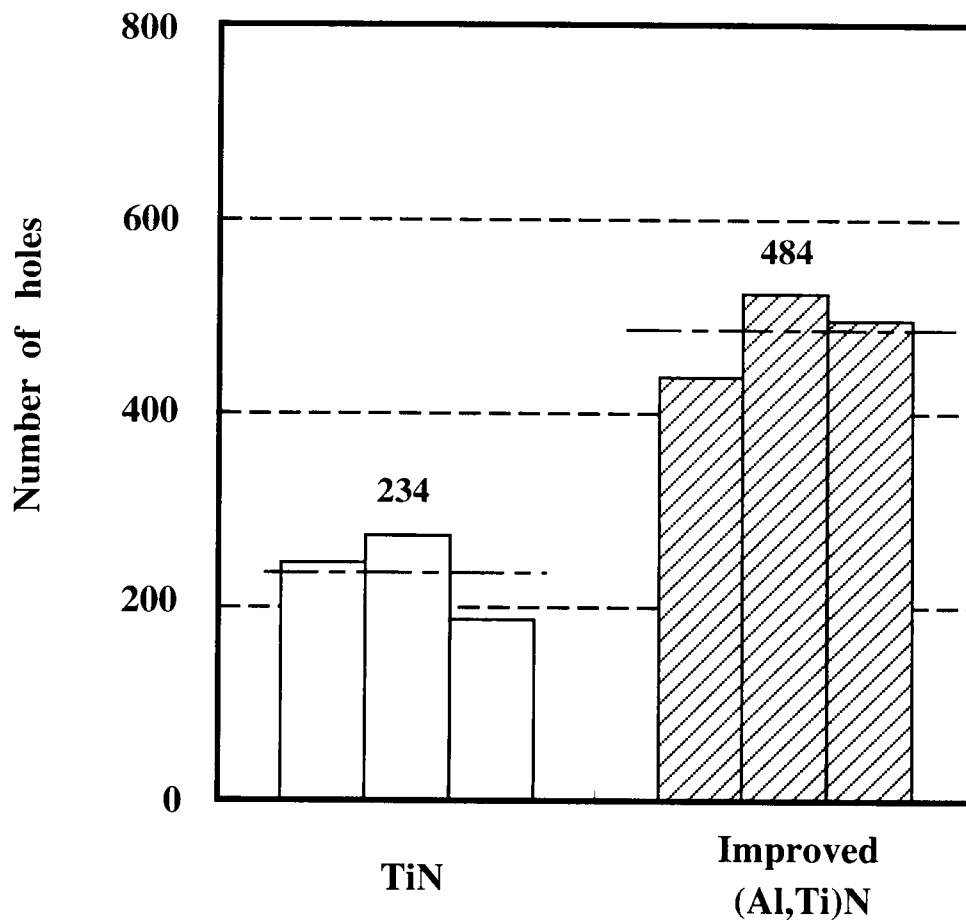
### 9・3 小 括

本章では、コーティング方法として陰極アークイオンプレーティング法を用い、(Al,Ti)N膜をハイス工具に低温でかつ高い密着力でコーティングする技術を開発した。この技術を種々のハイス工具に適用し、切削試験を行った結果、下記のことになった。

- (1) 陰極アークイオンプレーティング法を用いて、金属イオンボンバード条件を探索した結果、高速度工具鋼製の切削工具に、(Al,Ti)N膜を低温でかつ高い密着力でコーティングする技術を開発した。
- (2) 本技術をハイス製のホブ、エンドミルそしてドリルに適用し切削試験をした結果、非常に優れた切削性能を示した。改善法の(Al,Ti)Nコーティングは、従来法の(Al,Ti)Nの1.5~1.8倍に寿命が改善され、その結果TiNの2~3倍以上に寿命が向上した。
- (3) これは、(Al,Ti)N膜とハイス工具との密着力が向上し、硬度や耐酸化性が高い(Al,Ti)N膜の優れた特性が十分機能するようになったためと考えられる。

### 9・4 参考文献

- 1) 山田保之、青木太一、田中裕介、大西泰司、小谷和弘、脇平浩一郎：  
精密工学会誌、62、2 (1996) 215



Cutting tool;  $\phi 6.8$  mm drill ( Conventional type )  
 Tool material; High speed tool steel ( SKH51 )  
 Work material ; SKD11  
 Cutting conditions ; Cutting speed 15.8 m/min  
 Feed rate 0.06 mm / rev.  
 Depth of hole 23 mm (through)  
 Emulsion

**Fig.9-10 Cutting performance of (Al,Ti)N and TiN coated HSS drills ( SKD 11 )**

**図9-10 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド高速度鋼ドリルの切削性能 (被削材：SKD11)**

## 第10章 (Al,Ti)N膜の摩耗特性と酸化膜硬度

前章までは、Al添加量が多い(Al,Ti)Nコーティングを切削工具に適用した結果、非常に優れた性能を示すことを述べた。特に、第7章では、高硬度材用の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを用いて、SKD61(52HRC)を高速条件でフライス加工ができることを示した。

しかしながら、(Al,Ti)N膜の摩耗特性は、まだ詳細には明らかにされていない。そこで、本章では、(Al,Ti)Nコーティング膜の基本的な摩耗特性を調査するために、大越式迅速摩耗試験を実施した。また、高温酸化処理後の皮膜硬度を測定し、摩耗特性への影響を調査した。

### 10・1 (Al,Ti)N膜の摩耗特性

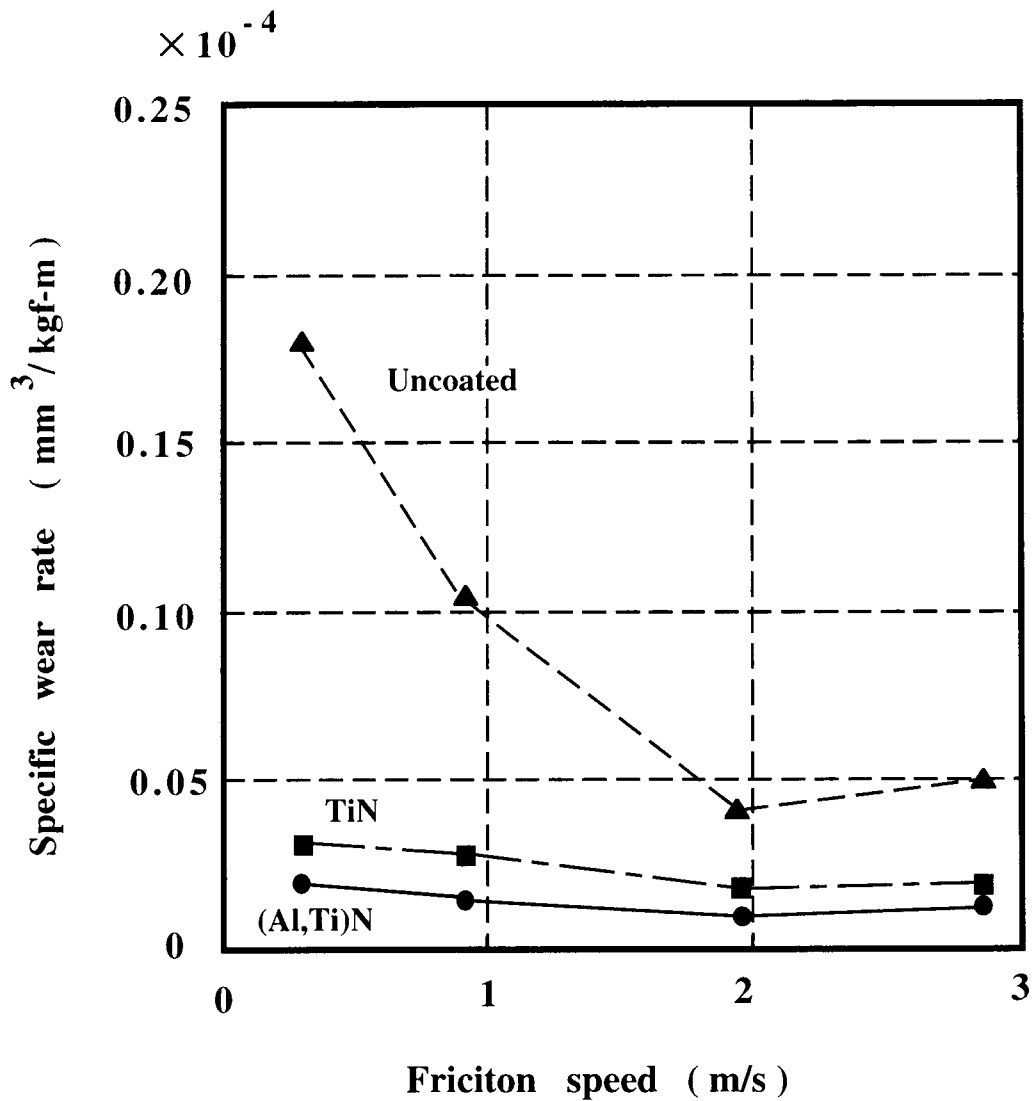
本研究では、工具鋼の摩耗試験で従来から広く利用されてきた大越式迅速摩耗試験法を用いた。市販の超硬チップ(P20相当)を板材にロー付け後、表面を研削し、陰極アークイオンプレーティング法によって(Al,Ti)N膜やTiN膜を約4 $\mu$ mコーティングして平板試験片を製作した。相手のリング材( $\phi$ 30mm $\times$ 3t)にはダイス鋼であるSKD61を用いた。

図10-1に熱処理をしていないSKD61を用いた場合、図10-2に熱処理後のSKD61(52HRC)を用いた場合の摩耗試験結果を示す。

平板試験片の表面は円筒状に摩耗し、摩擦速度が0.3m/secおよび0.93m/secの低速領域ではアブレッシブな摩耗形態を示した。摩擦速度が1.96m/secでは、リング材に黒色の酸化物が多く生成され、これが潤滑材となって摩耗は小さくなった。さらに高速の2.86m/secでは摩擦熱が高くなり、リング材の溶着が発生して凝着摩耗の形態を示した。相手材が生材の場合はコーティング膜の効果が大きく、(Al,Ti)N膜、TiN膜の両者とも全ての速度領域で摩耗量は小さかった。

一方、相手リング材が高硬度のSKD61(52HRC)の場合は、低速域でのアブレッシブ摩耗が著しく、TiN膜の摩耗は大きくなった。(Al,Ti)N膜の摩耗量は小さく、TiN膜の摩耗量の1/3程度で最も優れた耐摩耗性を示した。しかしながら、高速域では、リング材の酸化物の影響で全体の摩耗量が小さくなったため、コーティング膜の差異は余り認められなくなった。高速域で

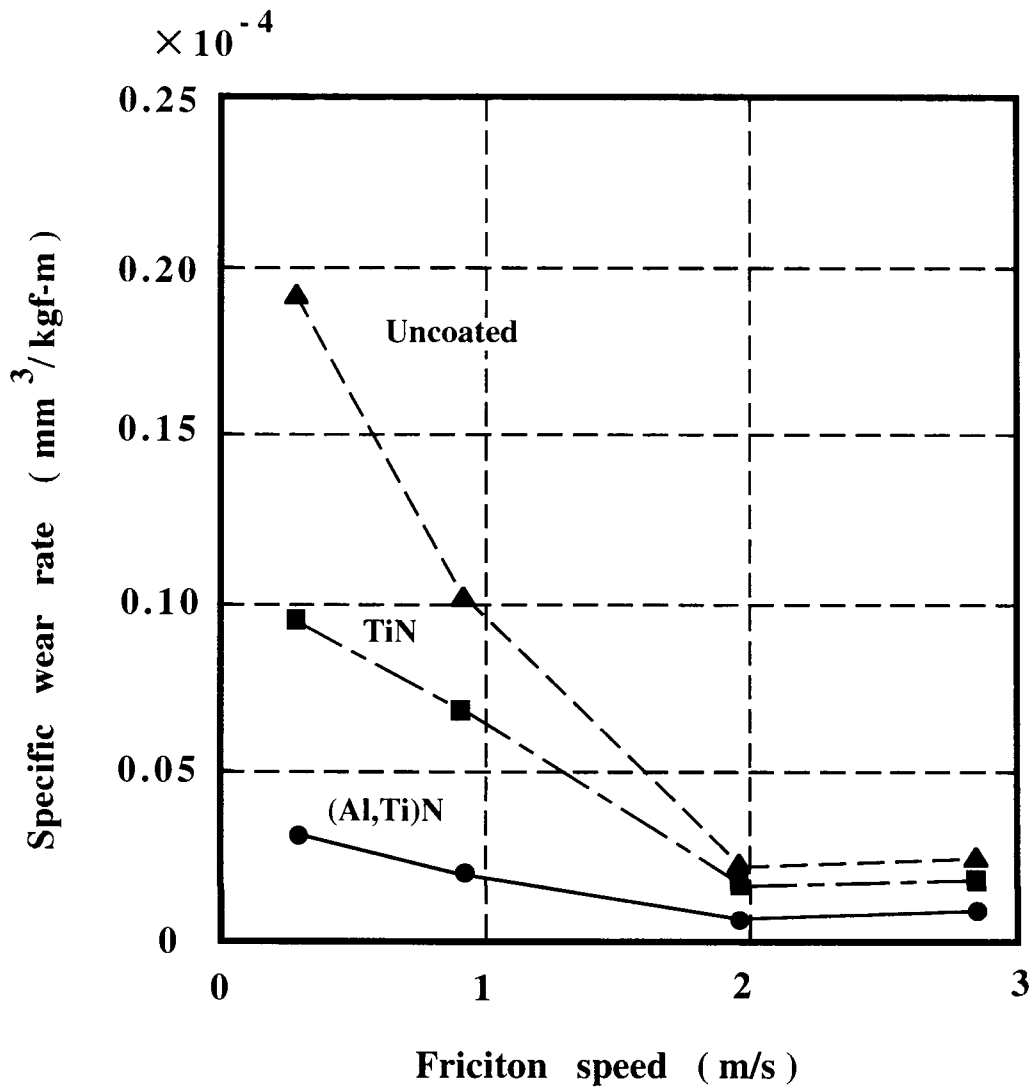




Ring material : SKD61, 192HV (  $\phi$  30 mm  $\times$  3 t )  
 Plate material : (Al,Ti)N or TiN coated ( 4  $\mu$  m )  
 cemented carbide substrate ( P20 )  
 Total friction length: 400m  
 Final load : 6.3 kgf, Dry

**Fig.10-1 Specific wear rate of (Al,Ti)N and TiN coated carbide substrate ( Ring : SKD61, 192HV)**

**図10-1 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬基板の比摩耗量 (リング : SKD61, 192HV)**



Ring material : SKD61, 548HV (52HRC) (  $\phi$  30 mm  $\times$  3 t )

Plate material : (Al,Ti)N or TiN coated ( 4  $\mu$  m )

cemented carbide substrate ( P20 )

Total friction length: 400m

Final load : 6.3 kgf, Dry

**Fig.10-2 Specific wear rate of (Al,Ti)N and TiN coated carbide substrate (Ring: hardened SKD61, 52HRC)**

**図10-2 (Al,Ti)NおよびTiNコーティド超硬基板の比摩耗量 (リング : SKD61, 548HV(52HRC))**

の摩耗試験結果は、超硬エンドミルでの高硬度材の高速フライス加工の場合、無処理やTiNコーティド超硬エンドミルが微小チッピングを発生して短寿命であるが、(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルの摩耗が小さく長寿命であるのと異なっている。

### 10・2 (Al,Ti)N膜の酸化膜硬度

高硬度材の高速加工時の刃先や、高速域での摩擦面はかなりの高温になっていると推定される。そこで、本研究では、(Al,Ti)N膜とTiN膜を高温で酸化させた後に、皮膜の硬度を調査した。

超硬チップに約7 $\mu$ mの各種のコーティングを実施し、大気雰囲気中で所定温度に加熱保持(1Hr)して酸化させた後、マイクロビッカース硬度計(荷重0.98N)で皮膜の硬度を測定した結果を図10-3に示す。

無処理の超硬基板とTiN膜は600 $^{\circ}$ Cから硬度が低下した。(Al,Ti)N膜は700 $^{\circ}$ C付近まで高い硬度(2800HV)を維持し、800 $^{\circ}$ Cから硬度低下を始めが2000HV程度であり、高温硬度特性が優れているといえる。

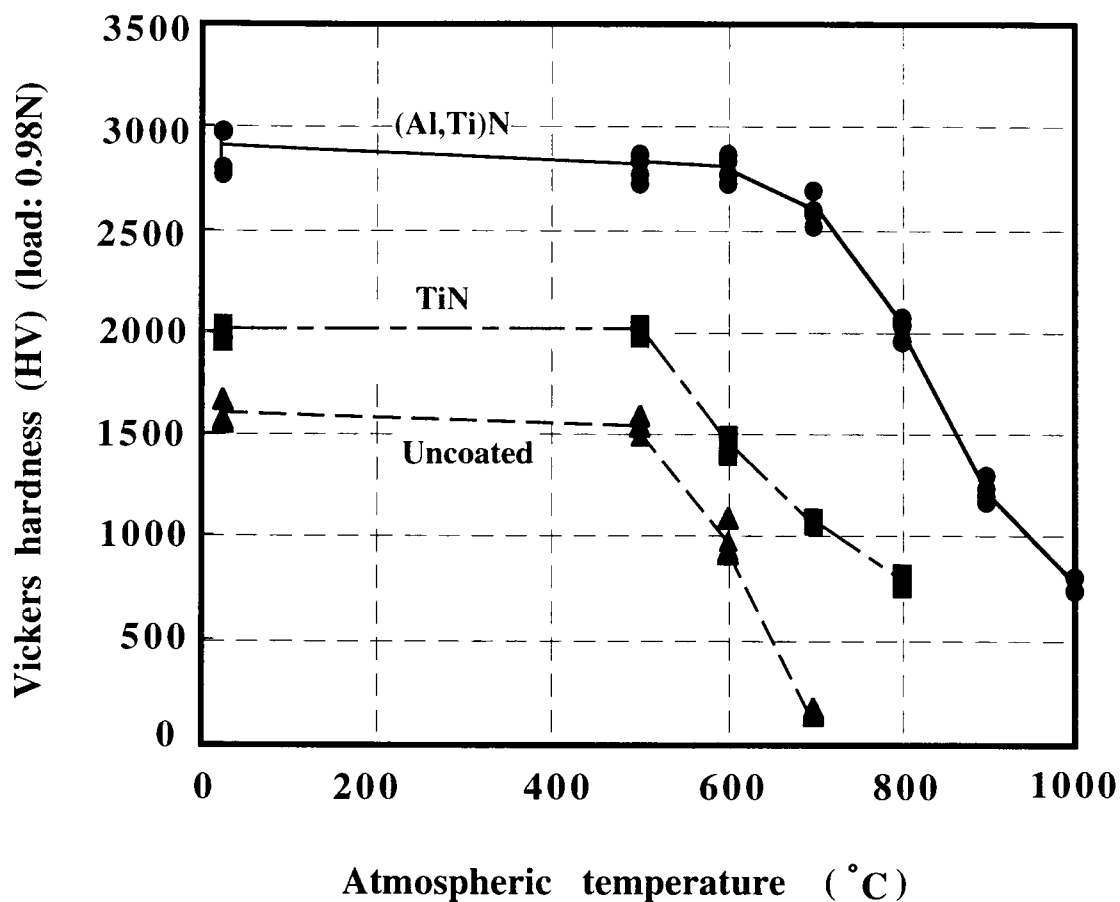
図10-2の相手リング材が高硬度材の場合、低速域での摩耗特性には、低温での皮膜硬度の差異が影響していると考えられる。しかしながら、高速域での摩耗特性については、リング材の酸化物や溶着物の影響が大きく、高温硬度特性との相関は認められない。むしろ、高温硬度特性は、高速でのエンドミルの切削性能に影響すると推定される。

### 10・3 (Al,Ti)N膜の酸化特性

(Al,Ti)N膜の酸化挙動については第4章においても若干述べたが、本章では、さらに詳細に調査した。

陰極アークイオンプレーティング法によって成膜された(Ti<sub>0.5</sub>,Al<sub>0.5</sub>)N膜の酸化挙動については池田ら<sup>1)</sup>が、またTiが多い(Ti<sub>0.6</sub>,Al<sub>0.4</sub>)N膜の酸化特性については川名ら<sup>2)</sup>の報告がある。本研究で用いたAlが多い(Al,Ti)N膜の酸化特性については田中ら<sup>3)</sup>のX線回折分析の報告だけであるので、本研究ではさらに詳細に調査した。

図10-4に、前節で用いた種々の温度で酸化処理した(Al,Ti)N膜やTiN膜



Substrate : Cemented carbide (P20)  
 Coating : (Al,Ti)N, TiN (7 μm)  
 Heating conditions : Heating rate: 20°  
 Holding time: 60 min  
 Air composition gas 1000 cc / min

**Fig. 10-3 Vickers hardness of (Al,Ti)N and TiN coatings , oxidized under various temperatures**

**図10-3 種々の温度で酸化後の(Al,Ti)N、TiNコーティング膜のビッカース硬度（荷重：0.98N）**



Table 10-1 Phases of (Al,Ti)N and TiN coatings oxidized under various temperatures, identified by X-ray diffraction analysis

表10-1 種々の温度で酸化後の(Al,Ti)NおよびTiN膜のX線回折分析によって同定された物質(超硬基板)

Temperature (°C)	Carbide substrate	TiN coatings	(Al,Ti)N coatings
Room temp.	WC Co TiC	TiN WC TiC	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) WC TiC
500 °C	WC WO <sub>3</sub> Co TiC	TiN TiO <sub>2</sub> (Anatase) WC TiC	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) WC TiC
600 °C	WC WO <sub>3</sub> CoWO <sub>4</sub> TiC	TiN TiO <sub>2</sub> (Anatase) TiO <sub>2</sub> (Rutile) WC TiC	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) WC TiC
700 °C	WC WO <sub>3</sub> CoWO <sub>4</sub>	TiN TiO <sub>2</sub> (Rutile) WC TiC	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) WC TiC
800 °C	WC WO <sub>3</sub> CoWO <sub>4</sub>	TiN TiO <sub>2</sub> (Rutile) WC TiC	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) WC TiC
900 °C	WO <sub>3</sub> CoWO <sub>4</sub> TiO <sub>2</sub> (Rutile)	TiN TiO <sub>2</sub> (Rutile) WC	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) TiO <sub>2</sub> (Anatase) TiO <sub>2</sub> (Rutile) WC TiC
1000 °C	WO <sub>3</sub> CoWO <sub>4</sub> TiO <sub>2</sub> (Rutile)	TiO <sub>2</sub> (Rutile) WC WO <sub>3</sub> CoWO <sub>4</sub>	(Ti,Al)N (a=4.17 Å) TiO <sub>2</sub> (Rutile) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (Corundum) WC

Substrate : Cemented carbide (P20)

Coating : (Al,Ti)N, TiN (7 μm)

Heating conditions : Heating rate: 20°

Holding time: 60 min

Air composition gas 1000 cc / min

のX線回折結果を示す。また、表10-1には、このX線回折によって同定された物質を整理して示す。無処理の超硬基板は、500℃でWO<sub>3</sub>が若干認められるが硬度低下はなかった。600℃では、CWO<sub>4</sub>も発生し、灰色に変色すると共に硬度低下が始まった。さらに高温になると酸化が進行し、900℃では添加剤と推定されるTiCがTiO<sub>2</sub>(Rutile)となって完全に酸化されていた。

TiN膜の場合、500℃で、微小なTiO<sub>2</sub>(Anatase)が認められるが硬度は維持されていた。600℃では、さらにTiO<sub>2</sub>(Rutile)も発生するようになり、硬度は若干低下した。さらに高温になるにつれてTiNの酸化が進行し、TiO<sub>2</sub>(Rutile)が大幅に増加した。

一方、(Al,Ti)N膜の場合、池田ら<sup>1)</sup>の報告と同様の結晶方位のピークが認められ、700℃まではほとんど変化がなかった。800℃においても酸化物のピークは認められないが、硬度は若干低下していた。900℃では微小のTiO<sub>2</sub>(AnataseとRutile)が認められ、硬度は低下した。そして1000℃の場合ではTiO<sub>2</sub>(Rutile)が増加し、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(Corundum)も認められるようになった。

そこで800℃での酸化挙動を詳細に調査するため、オージェ電子分光(AES)による深さ方向分析を行った。図10-5にオージェ分析によるモニタージュスペクトルを示す。(Al,Ti)N膜の表面では、60eV付近にAl酸化物のピークが明瞭に認められた。また、TiN膜の表面では、Ti,O,Nなどのピークが認められた。図10-6にはオージェ分析での深さ方向のプロファイルを示す。深さ方向には、Arガスのイオンビーム(3kV,25mA)にて資料の表面からスパッタして掘りながら分析している。TiN膜を120minスパッタした後を、表面粗さ計で測定した結果、深さは4.4μmであった。そこで(Al,Ti)N膜や酸化膜のスパッタ率がTiN膜と同じと仮定して、深さを推定した。

800℃の大気雰囲気中で1Hr加熱された(Al,Ti)N膜の場合、酸素は表面から0.15μm程入っているのが認められる。そして表面付近ではAlやOが増加し、TiやNが減少している。最も表面の0.06μm程度の領域は非晶質のAl酸化物になっていると考えられる。他方、800℃で酸化したTiN膜の場合、表面から3μmまでがTi酸化物であるのが認められた。これは、図10-4のX線回折の結果から、TiO<sub>2</sub>(Rutile)が形成されていると考えられる。

以上の本研究による(Al,Ti)N膜の酸化特性の調査結果は、池田ら<sup>1)</sup>による

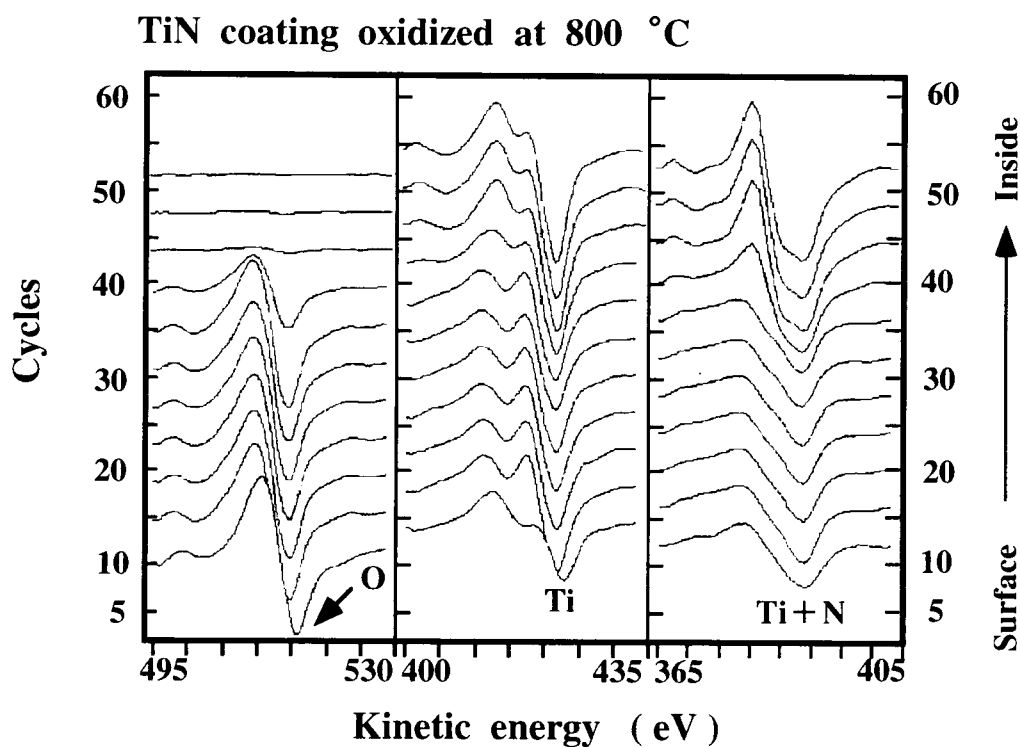
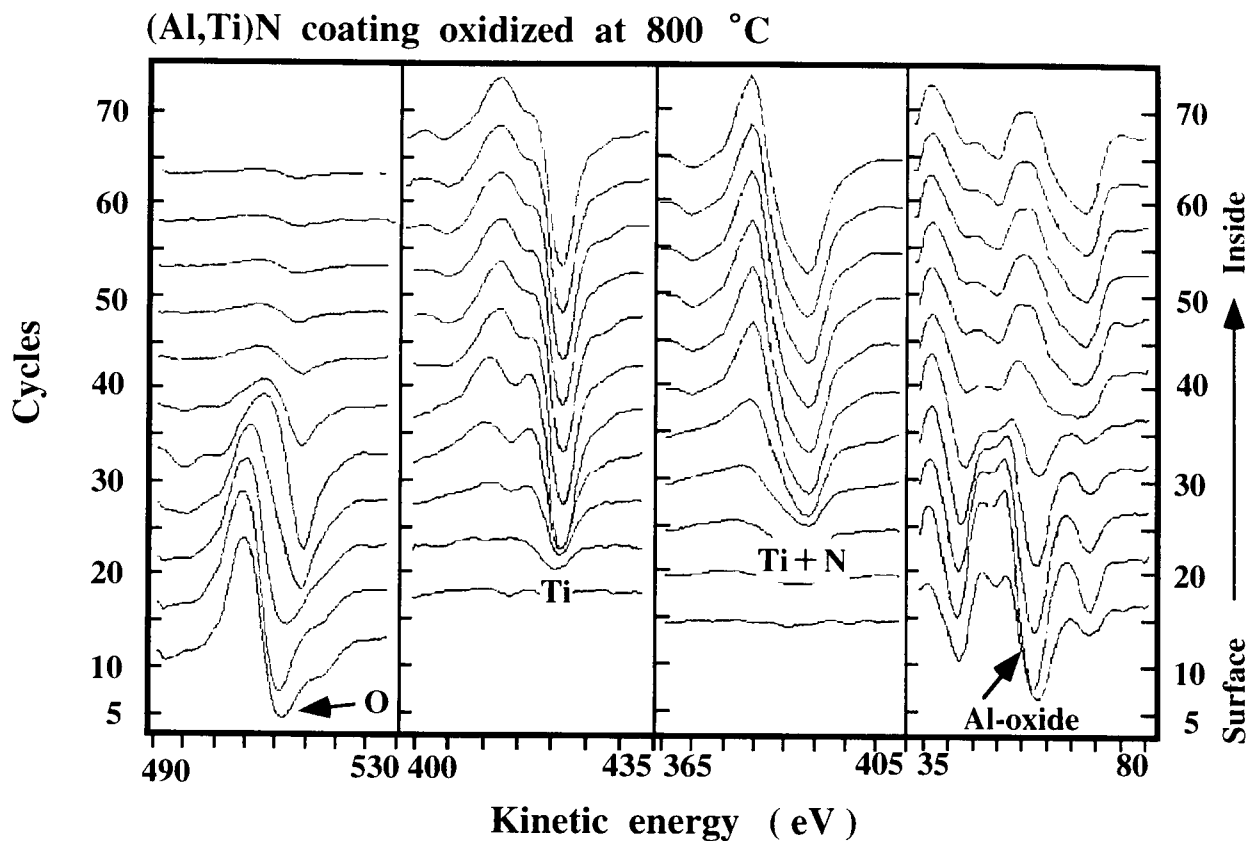


Fig. 10-5 Montage spectrum of (Al,Ti)N and TiN coatings, oxidized at 800 °C (Auger depth analysis)

図10-5 800°Cで酸化後の(Al,Ti)NおよびTiN膜のモンタージュスペクトル (オージェ深さ方向分析)



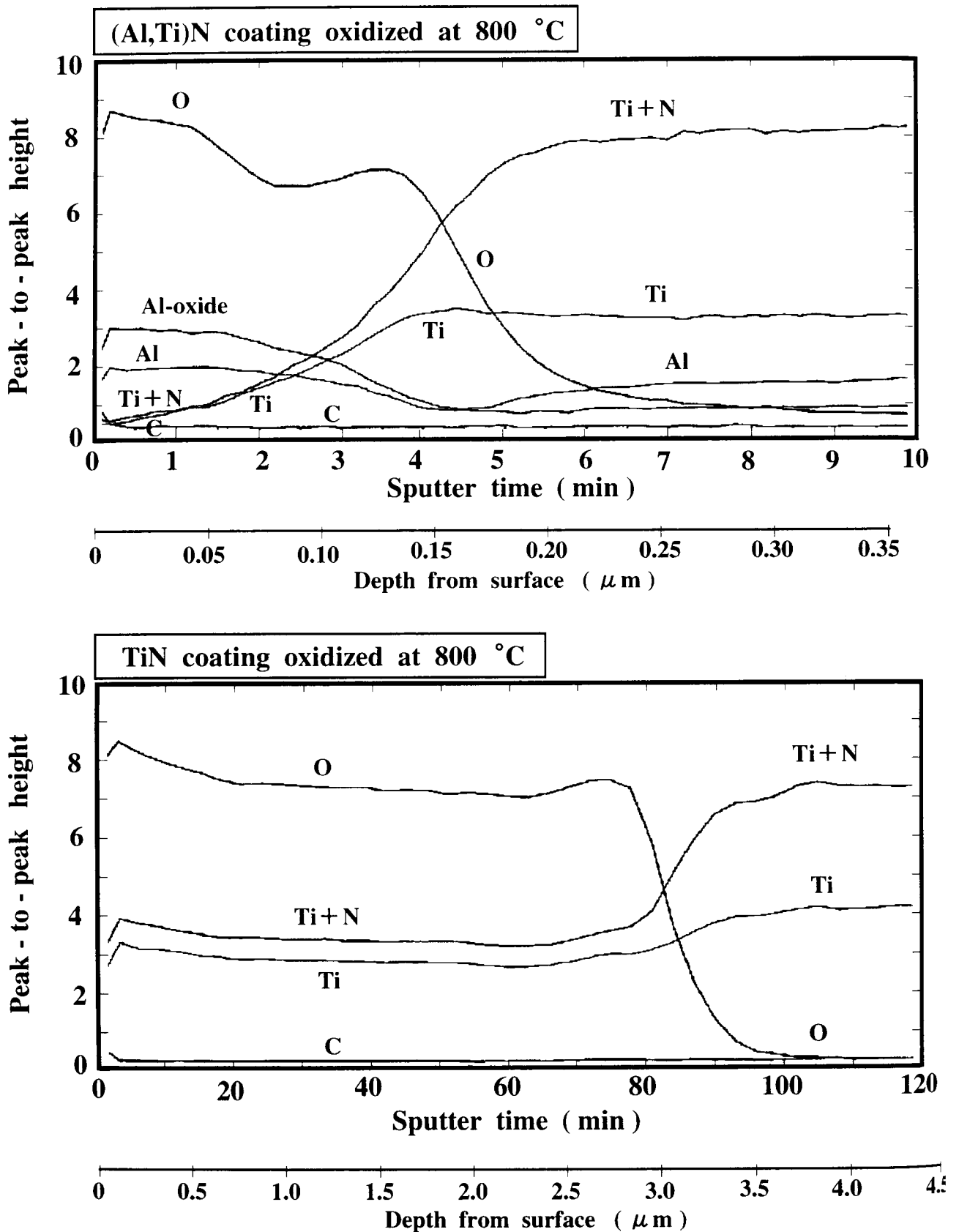


Fig. 10-6 Auger depth profiles of (Al,Ti)N and TiN coatings, oxidized at 800 °C

図10-6 800°Cで酸化後の(Al,Ti)NおよびTiN膜のオージェ深さ方向分析結果

(Ti<sub>0.5</sub>,Al<sub>0.5</sub>)N膜の調査結果と同様であり、800℃で加熱した(Al,Ti)N膜の最表面には極めて薄い非晶質のAl酸化物が形成されるのが認められた。

#### 10・4 小 括

本章では、Al添加量が多い(Al,Ti)N膜の基本的な摩耗特性を調査するために大越式迅速摩耗試験を実施した。また、高温酸化処理後の皮膜硬度を測定し、摩耗特性への影響を調査した。そして、これらのコーティング膜の酸化特性についても詳細に調査した結果、下記のことになった。

- (1) 大越式迅速摩耗試験の結果、リング材が生材のSKD61の場合、全ての速度領域で、コーティング膜は良好な耐摩耗性を示した。
- (2) リング材が熱処理後のSKD61の場合、低速域ではアブレッシブ摩耗が著しく、TiN膜の摩耗は大きくなった。一方、(Al,Ti)N膜の摩耗は小さく、優れた耐摩耗性を示した。
- (3) 大気雰囲気での加熱により、無処理の超硬基板とTiN膜は600℃から硬度が低下した。(Al,Ti)N膜は700℃付近までは高い硬度を維持し、800℃から硬度低下を始めた。
- (4) (Al,Ti)N膜は800℃の加熱では、最表面に極めて薄い非晶質のAl酸化物を形成するのが認められた。さらに高温になるとTiO<sub>2</sub>(Rutile)が形成され、1000℃ではAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(Corundum)も認められるようになった。  
一方、TiN膜は、500℃では微量のTiO<sub>2</sub>(Anatase)が認められるが、硬度変化はない。600℃からはTiO<sub>2</sub>(Rutile)が形成され、硬度が低下していくのが認められた。
- (5) 低速域での摩耗特性には、低温での皮膜硬度の差異が影響していると考えられる。

#### 10・5 参考文献

- 1) 池田孜、佐藤廣士：日本金属学会誌、57、8 (1993) 919
- 2) 川名淳雄、市村博司：資源・素材秋季大会 (1991) 49
- 3) Y.Tanaka, T.M.Gür, M.Kelly, S.B.Hagstrom, T.Ikeda, K.Wakihira and H.Satoh : J.Vac.Sci.Technol.A,10-4 (1992) 1749

## 第 1 1 章 総 括

本研究では、コーティド切削工具の大幅な性能向上のために、コーティング技術の研究・開発を系統的に行った。そして、形状も含めて新しいコーティド切削工具を開発し、その性能の評価を実施した。

本研究の内容は、以下に大別される。

- (1) 低温下(500℃以下)での新しいコーティング方法の開発
- (2) 新しい膜質である(Al,Ti)N膜の基本特性の評価
- (3) 新しい(Al,Ti)Nコーティド超硬工具の開発、および低温下高密着力被覆技術による(Al,Ti)Nコーティド高速度鋼工具の開発

### 1 1 ・ 1 本研究の成果

本研究で得られた主な成果を下記にまとめる。

- (1) 500℃以下で化合物皮膜を成膜でき、密着力が優れているコーティング方法は、陰極アークイオンプレーティング法である。

しかしながら、本法では数 $\mu\text{m}$ のマクロパーティクルがコーティング膜中に含有され、皮膜の面粗度は熔融法(HCD法など)に比べて劣る。そこで、緻密な皮膜を高い密着力でコーティングするために、本研究で開発したのが「アーク・HCD併用法」である。この新方式によるTiNコーティングを施した高速度鋼歯切工具や金型は優れた耐摩耗性を示した。

- (2) 切削工具用の新しいコーティング膜として、池田ら<sup>1)</sup>の研究に基づいて、陰極アークイオンプレーティング法を用いて種々の(Ti,Al)N膜の基本特性について調査した。その結果、Al添加量が多い方が、硬度や耐酸化性が良好であることが再確認され、本研究ではAlがTiより多い組成比の窒化物を(Al,Ti)N膜と表現することにした。この(Al,Ti)N膜は、皮膜硬度が約2800HV、酸化開始温度が840℃であり、特に耐熱性がTiN膜より220℃程度優れている。また、陰極アークイオンプレーティング法によるコーティング膜は、超硬基板への密着力も良好であることが認められた。

- (3) 新しいコーティング膜である(Al,Ti)N膜を、汎用形状の超硬ドリルや超硬エンドミルに適用した結果、優れた切削性能を示した。従来のTiNコーティド超硬工具に比べ2~3倍に寿命が向上し、しかも切削条件が高速に

なる程、摩耗が減少するのが認められた。

- (4) 剛性や刃先強度を増加させた新しい形状の超硬ドリルや超硬エンドミルに(Al,Ti)Nコーティングを施し、熱処理後の高硬度材の切削試験を行った。その結果、従来のTiNコーティド超硬工具ではチッピングが発生して困難であった高硬度材の穴明けやフライス加工が容易に加工できるようになった。
- (5) この高硬度用の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを用いて、熱処理後のSKD61(52HRC)の高速での側面加工試験を実施した結果、600m/minの高速でも加工が可能であった。切刃の摩耗状態を詳細に分析した結果、コーティング膜は、皮膜自体と超硬母材の両者の摩耗進行を抑制しているのが認められた。この効果を'Levee Effect'(堤防効果または踏ん張り効果)と呼ぶことにする。
- (6) SKD61よりもさらに硬度が高い熱処理後のSKD11(60HRC)を、高硬度用(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを用いて、高速(200m/min)での側面加工試験を行った。その結果 'Levee Effect'において(Al,Ti)N膜が従来のTiCN膜より非常に優れているのが認められた。これは(Al,Ti)N膜の優れた耐熱性と硬度や高い密着力によるものと考えられる。
- (7) 熱伝導率の小さい難削材であるステンレス鋼やチタン合金を被削材として種々の切削試験を行った。特に切削抵抗の低減を重視した強ねじれ形状の(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルは、ステンレス鋼の高速加工が可能であった。
- (8) 従来の陰極アークイオンプレーティング法の処理条件では、高速度工具鋼に(Al,Ti)N膜を高い密着力でコーティングすることは困難であった。
- そこでコーティング条件を種々探索した結果、高速度工具鋼に(Al,Ti)N膜を低温でかつ高い密着力でコーティングする技術を開発した。この技術を各種の高速度鋼工具に適用し切削試験をした結果、従来法の(Al,Ti)Nコーティド高速度鋼工具の1.5~1.8倍に寿命が向上した。その結果、改善法の(Al,Ti)Nコーティド高速度鋼工具は、TiNコーティド高速度鋼工具の2~3倍の寿命となった。これは、(Al,Ti)N膜と高速度鋼工具との密着力が向上し、硬度や耐酸化性の高い(Al,Ti)N膜の優れた特性が十分機

能するようになったためと考えられる。

- (9) (Al,Ti)N膜の基本的な摩耗特性を明らかにするため、大越式迅速摩耗試験を実施した。また、高温酸化処理後の皮膜硬度や酸化挙動についても調査した。その結果、相手リング材が熱処理後のSKD61(52HRC)の場合、低速域ではアブレッシブ摩耗が著しくTiN膜の摩耗は大きい。一方、(Al,Ti)N膜の摩耗は小さく、優れた耐摩耗性を示した。

大気雰囲気中での加熱により、無処理の超硬基板とTiN膜は600℃から硬度が低下した。他方、(Al,Ti)N膜は700℃付近までは高い硬度を維持し、800℃から硬度低下を始めた。

X線回折とオージェ電子分光分析の結果、800℃で加熱した(Al,Ti)N膜の最表面には極めて薄い非晶質のAl酸化物が形成されているのが認められた。これは池田らの(Ti<sub>0.5</sub>,Al<sub>0.5</sub>)Nでの酸化膜の分析結果と傾向が一致しており、この非晶質のAl酸化物が皮膜内部への酸化の進行を抑制している<sup>1)</sup>と考えられている。

## 1 1 ・ 2 今後の課題と展望

本研究では、切削工具へのコーティング技術として、新しいコーティング方法の開発、新しい膜質の開発と基本特性の評価を行った。そして、これらの技術を切削工具に適用し、新しい形状も含めて高性能の切削工具を開発した。その結果、熱処理後の高硬度材やステンレス鋼などの難削材を高速でフライス加工できる(Al,Ti)Nコーティド超硬エンドミルを開発でき、金型の製造時間の短縮に大きな効果をもたらした。

しかしながら、本研究を通じて、まだ解明できていない課題も多く残っており、それらの課題を下記に示す。

- (1) 良好な面粗度と緻密な構造を有する非平衡化合物を、高い密着力でコーティングする方法の開発

現状の陰極アークイオンプレーティング法では、面粗度が問題である。本研究で開発した「アーク・HCD併用法」では、熔融法で成膜するため、(Al,Ti)N膜のような非平衡化合物の組成比の制御が困難である。

- (2) コーティング膜の基本特性の解明

コーティング膜の基本的な特性である硬度、酸化開始温度、密着力については本研究で調査した。しかしながら、皮膜のじん性、内部応力、熱膨張率、熱伝導率などの特性は、薄い膜であるために正確な測定が困難であり、今後の課題である。

また、本研究では大越式迅速摩耗試験を実施したが、コーティング膜の摩擦・摩耗特性のさらなる解明も必要である。

### (3) コーティド切削工具の摩耗・損傷機構の解明と皮膜特性との関連

本研究では、コーティング膜が皮膜自体と超硬母材の摩耗進行を抑制する効果として、'Levee Effect'（堤防効果または踏ん張り効果）を提唱した。この'Levee Effect'の詳細な調査と、'Levee Effect'に影響するコーティング膜の特性の解明が課題である。

### (4) さらに特性が優れた新膜質の開発

本研究で開発・実用化した(AI,Ti)N膜より、さらに優れた特性を有する新しい膜質の開発が期待される。

### (5) さらに高性能なコーティド切削工具の開発

本研究では、実用レベルで熱処理後のSKD61(52HRC)やSKD11(60HRC)を高速でフライス加工できる新しい超硬エンドミルを開発できた。今後は、さらに硬い高速度工具鋼(65HRC)や超硬素材などを高速で、かつドライで加工できる切削工具の開発が待たれる。

最近では、新しい高エネルギーのコーティング・表面改質技術としてレーザーやイオン注入<sup>2)</sup>も研究されている。また、コーティング技術は切削工具だけでなく耐摩工具、機械部品さらには光学部品<sup>3)</sup>にも適用されてきており、これらの分野への展開も拡大していくと思われる。

## 1 1 ・ 3 参考文献

1) 池田孜、佐藤廣士：日本金属学会誌、57、8(1993)919

2) 精密工学会編：表面改質技術、日刊工業新聞社(1988)162

3) 表面技術協会編：PVD・CVD皮膜の基礎と応用、槇書店(1994)277

## 謝 辞

本研究の遂行にあたり、終始懇切な御指導、御鞭撻を頂きました神戸大学工学部森脇俊道教授に深甚の謝意を表します。また、有益な御助言を頂いた神戸大学工学部 峯本工教授、上田完次教授、柴坂敏郎助教授に深く感謝いたします。

そして、本研究の遂行にあたり有益な御助言を頂いた神鋼コベルコツール（株）本西英開発部長、池田孜博士に厚く御礼申し上げます。さらに、本研究のコーティング技術や切削試験などで御協力・御支援を頂いた神鋼コベルコツール（株）阿部康男取締役工場長、青木太一課長、田中裕介氏、和田恭典博士、北浦精一郎氏、阿部和正氏、大西泰司氏、一宮夏樹氏、早崎浩氏をはじめ多くの方々に厚く御礼申し上げます。

また、新膜質の開発や基本特性の解明などで終始、御指導、御協力を頂きました（株）神戸製鋼所取締役 佐藤廣士博士、技術開発本部材料研究所長 板山克広博士をはじめ表面制御研究室の方々に心から感謝申し上げます。