

機械と工具の発達史

2011年5月(1971年執筆し、社内報に掲載したものを追補)

<まえがき>

人間は道具を発明し、それを効果的に使用できたがゆえに他の動物とは異なる歴史を歩むことができた。

人類の歴史はすなわち道具(TOOL)の歴史であり、人間が作った物(ハード)も、自然の力を利用すること(ソフト)も全ては人間の生活を豊かにするための道具であった。(しかし、戦争のための道具も相当に多く、残念なことである)

人間の歴史上、最も大きな影響を与えたものとして「社会の膨張」あるいは「人工の増加」がある。

自分が使うものを自分で作っていた自給自足の時代なら生産量も小さいので少ない道具を大切に使ってさえおれば良かったが、社会が大きくなり、構造が複雑化してくると、それぞれが専門化、分業化しないと対応できないことに気が始めた。

そして、今までより多くの人々に安定的に物を供給するため、工業化が進み、さらには手工業(家内工業)から機械工業(生産の機械化)へと急速に進歩発展していった。

工業生産の機械化とは必然的に「より良いもの」を、「より安く」そして、「より早く」生産できる機械を必要とし、多くの機械技術者は機械を作るための機械=工作機械(マザーマシン)=の開発に血のにじむような努力研鑽をしてきた。

18世紀後半から19世紀にかけてイギリスに起こった工業生産機械化の波(産業革命)も工作機械の開発と改良がなければ実現しなかった。

より良い物を、より安く、より早くつくるためには性能のすぐれた機械(Machine)が必要となる。

この機械を作るための道具(TOOL)がすなわち工作機械(Machine Tool)であり、切削工具(Cutting Tool)である。

それでは、切削工具と工作機械の開発史をたどることにしましょう。

木製の旋盤

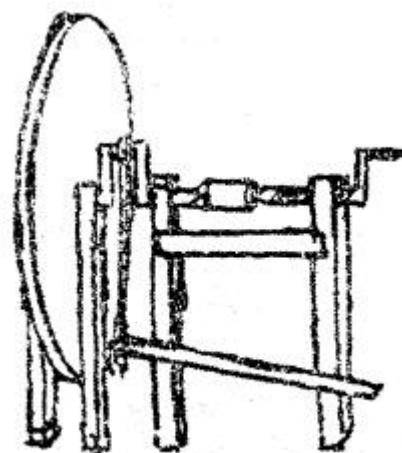
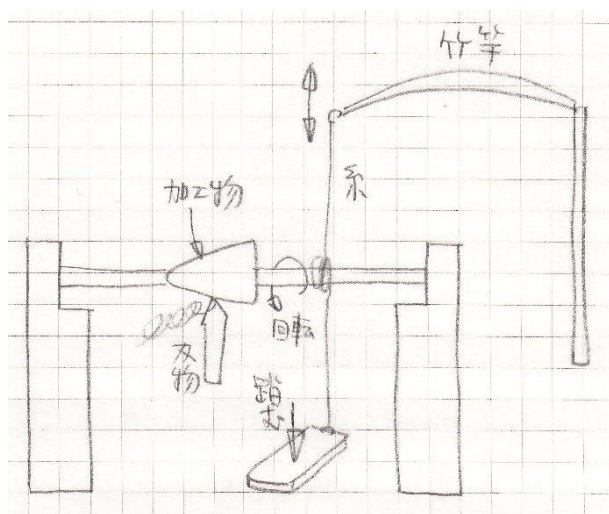


図2 レオナルド・ダ・ビンチのスケッチ(旋盤)

＜旋盤を木で作る＞

私達が今日言うところの切削工具は 19 世紀中頃にならないと出現しない。

この最大の原因は製鋼技術が未熟であったからである。鋳鉄が大量に作られ、鋳造技術が発達し始めた 16～17 世紀頃ではこの材料を工業用機械に応用することは不可能であった。

当然ながら、良質の鋼は 19 世紀に入らなければ得られず、製鋼技術の進歩を待つよりほか手のくだしようもなかった。

このような木製の構造では剛性も低く、強力な切削は当然のこととして不可能であった。

また、工具は作業者が自ら手に持っているため、あまり無理な加工はできず、なによりも精度は極めて悪かった。

従って、金属材料を削るということはほとんどなく、もっぱら木材加工に用いられていた。

因みに「加工精度」は 19 世紀初めにおいてさえ誤差 1.5mm 程度で、このくらいの精度の加工出来れば非常に優秀な職人であったことから当時の加工技術がどの程度のものか推察できる。

今日、私たちが目にすることのできる工作機械（機械を作るための機械）の原形は世界で最も早く工業化の進んだイギリスに生まれた。

この引き金となったのが 1769 年にジェームスワットが発明した蒸気機関でした。

ワットの蒸気機関は人類が最初に開発した人工の動力源であること、また、これが引き金となって産業革命が起こり、工業化の波が世界中に広ま

このようなわけで、18 世紀の終わり頃までの機械類はほとんどの部分が木材で作られていた。

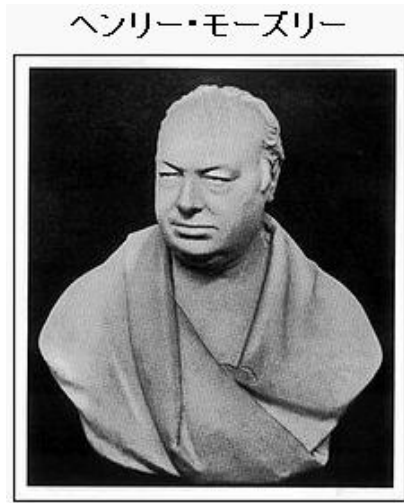
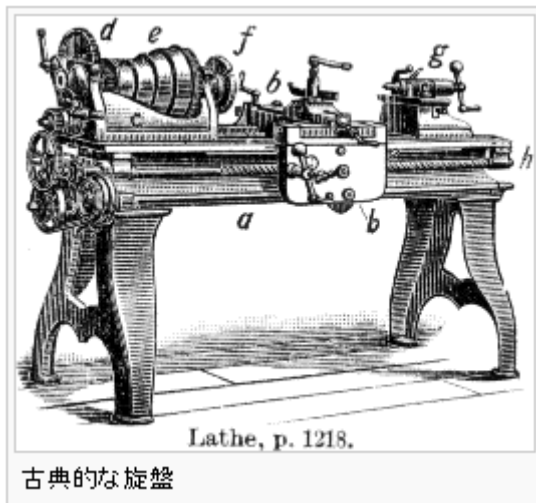
金属材料は軸受けとか切削刃など、ごく稀に用いられる程度であった。

16 世紀末頃の旋盤は木製の非常に簡単な構造で、固定された両センターに支えられた加工物を紐で巻きつけ、足踏みによって回転させ、職人が手に持った刃物で削った。

っていったこと、さらに、工業化の進展とともに封建主義的社会が資本主義的社会へと構造変化していったことなどなど、この発明が人類の歴史上、いかに大きな意義を持つものであったかよく分かる。しかし、ワットの蒸気機関も当初はピストンとシリンダーの嵌合精度、特にシリンダーの中ぐり加工精度が悪く、理論上の性能を発揮するまでには至らなかった。

1775 年ジョン・ウilkキンソンは蒸気機関のシリンダーを中ぐり加工するための横中ぐり盤を発明した。ワットの蒸気機関もウilkキンソンの横中ぐり盤がなければ実用化しなかったと言っても過言ではない。（ウilkキンソンはこの他にも、巨大な大砲の中ぐり盤なども考案している。）

この他、時計や装飾品を作るためのカム駆動専用機など、いろいろな機械の発明は産業革命の担い手として産業の機械化を促進させ、さらには新たな工作機械発明の礎石として大いなる貢献をした。（2つづく3）



<近代的工作機械の出現>

1797 年、ヘンリー・モーズレイはスライドレスト（送り台）を著しく改良した画期的な旋盤を発明した。ここに初めてバイト（切削工具）が職人の手から機械に移り、直接機械に取り付けられるようになり、加工精度は飛躍的に向上し、しかも大きな加工（重切削）が可能となった。

モーズレイはスライドレストを正確に作動させるため、3つの改良を行った。

- ① 旋盤を金属製にした。
- ② 工具の送りを導く正確な平面を製作した。
- ③ 十分な長さの正確な案内ねじを切る技術を開発し、大きな工作物に対して工具を正確に横送りできるようにした。

これらの 3 つの改良点はいずれも金属加工用工作機械の原形であり、最も重要な業績といえる。

その後においては今日まで、あらゆる産業分野の工業標準化にともない、互換性部品の大量生産に適した機械が凄まじい勢いで、次々と発明されていった。これを年代順に示す。

1800 年、銃製造用専用機の考案

1817 年>平面盤（リチャード・ロバート：英）

1818 年>フライス盤（ホイットニー：米）

1818 年>銃床旋盤（模型倣い削り）

1822 年振れドリルの考案（ヤコブ・パーキン：米）

1835 年>門型平削り盤（ジョゼフ・ウイトワース：英）

1839 年平面盤の発明（ジェームス・ナスミス：英）

1841 年標準ねじの規格化（ジョゼフ・ウイトワース：英）

1850 年頃>ボール盤

1855 年>歯切り盤の発明（ブラウン：米）

1855 年>タレット旋盤（ストーン：米）

1861 年>万能フライス盤（ブラウン：米）

1864 年>シリンダー研削盤

1868 年>万能研削盤（ブラウン：米）

1870 年代>自動ねじ切り盤

1880 年頃>自動旋盤

1885 年>自動車の発明（ダイムラー：独）

1895 年>多軸旋盤、多軸自動盤

1896 年>歯車型削り盤（フェロース：？）

1897 年>ホブ歯切り盤（ハウター：独）

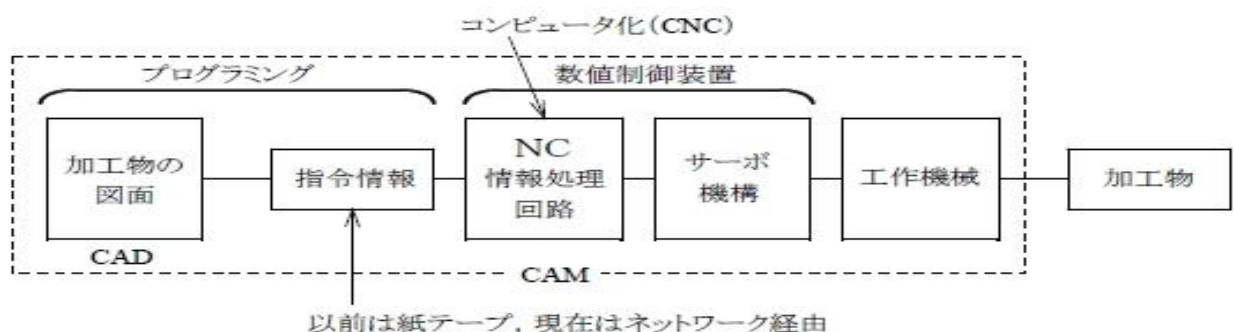
そして、1900 年代に突入すると自動車工業の飛躍的発展が大量生産用工作機械開発の原動力となり、莫大な数の各種工作機械が生み出されていった。

また、発明の波はヨーロッパ大陸からアメリカ大陸へと移り、以後、米国が世界の工作機械開発の最先端を歩むことになった。

1952 年、MIT のサーボ機構研究所は数値制御フライス盤を開発した。このときから世界の工作機械は急速に NC 化されていった。すなわち、

NC 式ならいフライス盤（ギディング&ルイス社）、NC 式タレットボール盤（バークマスター社）などの出現が NC 工作機械開発の引き金となり、1955 年シカゴで開催された工作機械見本市には数台の NC マシンが出品された。

1958 年、カーネイ・アンド・トレッカー社（K&T）のマシニングセンター「ミルウオーキーマチック」の完成は、NC 工作機械の黄金時代到来を確信できるものであった。（3つづく4）



この頃、我が日本はどのような状況であったかを以下に示す。

1956 年>NC タレットパンチプレス(富士通)
1957 年>NC 旋盤
(東京工業大学精密工学研究所)
1958 年>NC フライス盤
(牧野フライス、日立精機)
1959 年>NC 治具中ぐり盤
(通産省機械試験所)
1968 年>NC 工作機械の群管理システム開発
→国鉄大宮工場に設置
(池貝鉄工、富士通、国鉄)
1970 年>ATC 付マシニングセンター(池貝鉄工)
1970 年>ロボット付 DNC システムの開発
(富士通)
18台の NC 工作機械群を集中制御

また、NC システム(ソフトウェア)も次の通り急速に進歩してきた。

1961 年>自動プログラミング APT の完成
1965 年>ミニコンの出現
1967 年>自動プログラミング EXAPT1 の完成
1970 年頃>ミニコン内臓の NC 装置(CNC)の出現
1971 年>マイクロコンピュータの完成(インテル社:米)

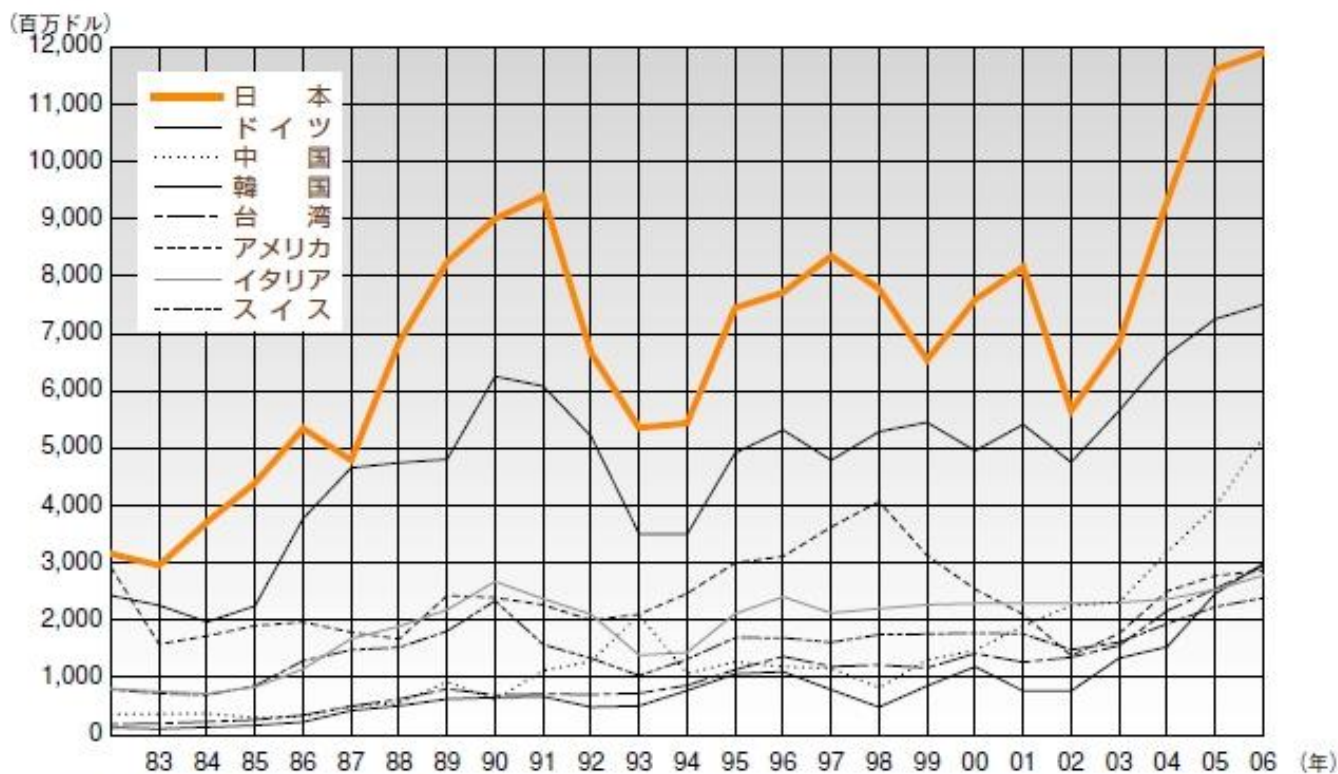
今や、NC マシンはミニコンやマイコンとの結合による CNC、あるいは 1 台のコンピュータで多数の NC マシンを直接制御する DNC へと進歩発展しており、加工物をロボットで取り扱いながら無人運転するという段階にまで到達している。
(4つづく5)

1.3 NCの歴史

- 1728 フランス人 Joseph Jacquard (ジャカード) が原理発明 (パンチカードによる機織り機)
- 1947 J.T.Parsons が米空軍と NC 開発研究を契約
- 1949 Parsons MIT の協力 で フライス盤の NC 化に成功
- 1952 MIT フライス盤 (Cincinnati の Hydrotel) の公開, NC と命名
- 1955 Bendix 社 連続制御 NC 装置を製品化
米空軍 計算機による自動テープ作成システム研究プロジェクト
- 1956 Burgmaster 社 NC ボール盤 (NC: Westinghouse)
MIT の A.Siegel APT (Automatic Programming Tools) 言語開発
- 1957 Ginding & Lwis 社 NC スキンミラ (Numericord)
東工大・池貝 NC 旋盤試作
富士通 (NC 部門: 現ファナック) NC タレット・パンチプレス 公開展示
- 1958 Kearney & Trecker 社 マシニングセンタ (ATC: Milwaukee-Matic)
Pratt & Whitney 社 NC ボール盤 (Tape-0-Matic(1961?))
牧野フライス・富士通 NC フライス盤を見本市出品
- 1959 機械試験所(現機械技術研究所)・日立精機・富士通など NC フライス盤を見本市出品
機械試験所・三井精機 NC ジグボアを特別出品
電気油圧パルスモータ発明
代数演算方式パルス補間回路
- 1964 GE 社 トランジスタ NC 装置開発
- 1966 富士通 全 IC 化 NC 装置開発
- 1985 ファナック デジタルサーボ開発

データシート①(1982年～2006年)

主要国・地域の切削型工作機械生産高

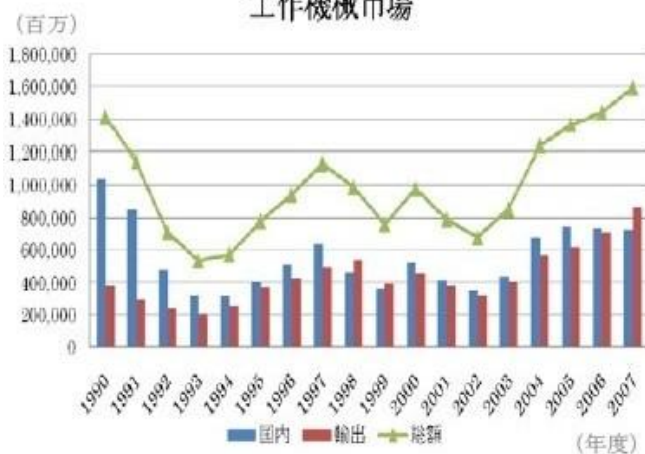


(注) 1. 「ドイツ」の90年までは「旧西ドイツ」。
2. 成型型を含みます。

資料: 「Metalworking Insiders' Report (2007年2月)」 Gardner Publications, inc.

データシート②(1990年～2007年の工作機械と産業用ロボットの市場)

工作機械市場



(出所) 日本工作機械工業会 HP より 作成

産業用ロボット市場



(出所) 日本ロボット工業会 HP より 作成

私達は大きくて、動きのある機械に目を奪われがちです。がしかし、機械を作る機械「工作機械」には加工工具が必要です。

工具は小さくて目立たないのですが、この工具がなければどんなに優れた性能を持った機械でも役に立ちません。

「より良いものを、より安く、より早く」作るために機械と工具は、それぞれの技術を競合させてきました。

<工具鋼の夜明け>

合金鋼あるいは特殊鋼のそもそもの発端はより耐摩耗性の高い鋼を必要とした19世紀半ばに合金元素の「タングステン」が発見され、これが極めて摩耗に強いことが解った時であった。

1861年、イギリス人、ロバート・ムシェットはマンガン合金中にタングステンを添加し、それが空气中で硬化する「自硬性鋼」であることを発見した。このタングステン・マンガン鋼のことを開発者の名前を取って「ムシェット鋼」とも呼ばれた。ムシェット鋼はその後の合金鋼あるいは工具鋼の開発に非常に大きな影響を与えるものであった。

新しい機械の発明が新しい工具を生み出し、また、新しい工具の発明が新しい機械の開発を可能とさせる。

このような優れた機械と優れた工具の開発競争が優れた機械加工技術を生み出してきました。

それでは、工具開発の歴史を見ることにします。

ちょうどワットの蒸気機関が工作機械の開発欲を促したと同じように、冶金技術者に工具鋼を研究させる原動力となった。

その後、ハドフィールド(英)は1883年に高マンガン鋼を開発。これ以降、合金鋼の組織的な研究と実用化が活発となった。

1887年>ニッケル鋼の発明(トレシダー:英)

1894年>タングステン・クローム鋼(ミッドバーレ製鋼所:米)

(このタングステン・クローム鋼は今日の高速度鋼となるもの。)

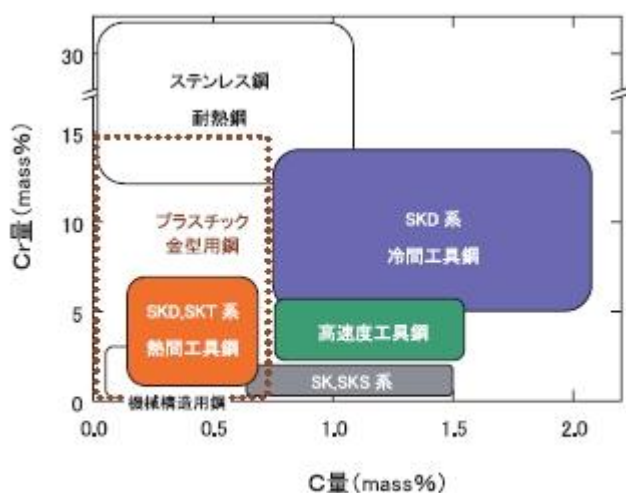


図1. 工具鋼のC量-Cr量 (mass%) における区分

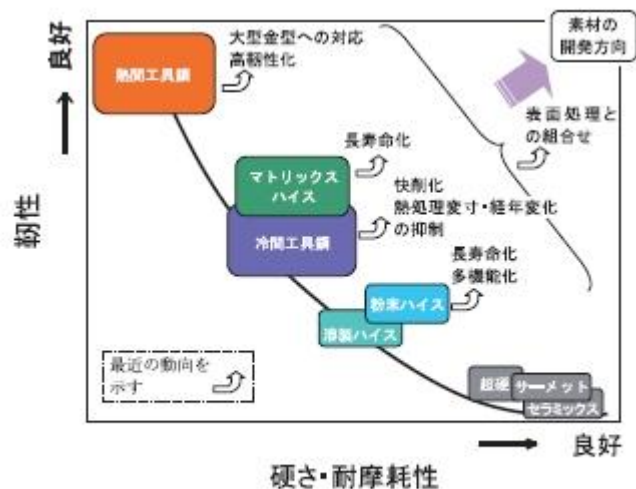


図2. 工具鋼の硬さ-靱性における位置付けと開発動向

引用>Sanyo Technical Report Vol.15(2008)No.1

<高速度鋼の出現>

工具材料の革命的進歩ともいえる高速度鋼は、1898 年(明治 31 年)アメリカ人のテーラーとホワイトによって発明された。

従来の工具鋼に比べ、切削速度を 4～5 倍も上げることができたことから、機械加工上の一大発明といえる。高速度鋼がハイスピードスチール(Higt Speed Steel)と呼ばれるのは高速で切削できるからなのである。

日本ではハイスピードスチールを簡略化して「ハイス」と呼び、高速度鋼工具の代名詞となっている。

「科学的管理法の父」とも呼ばれる、発明者のテーラーは切削現象の研究も進め、特に工具寿命に関する研究では、かの有名な寿命方程式「 $VT^n = \text{Constant}$ 」を生み出している。

これは、「工具の寿命は、そのときの切削速度と指数関数的比例関係にある」という意味を示し、今日でも大いに活用されている法則である。

ちょうどこの頃、研削砥石に用いられる人工砥粒である「カーボランダム」(SiC)が 1891 年、カーボランダム社により、また、アランダム(Al_2O_3)が 1897 年、ノートン社により合成され、研削加工の能率向上に寄与したことで、研削加工法が機械工作法において重要な位置を占めるようになっていった。

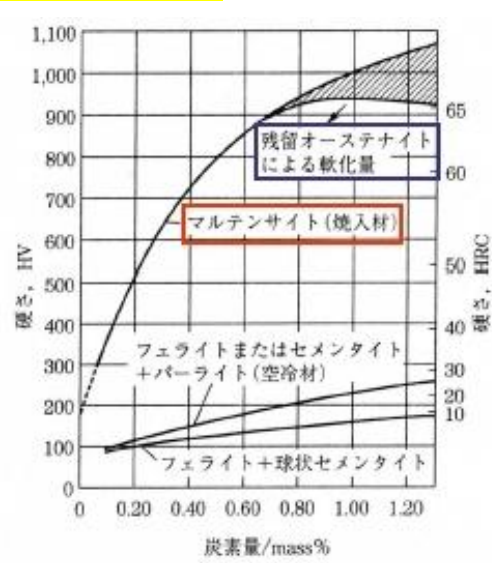
このあと、高速度鋼の工具材料としての研究も急速に進められてきたが、1927 年に販売が開始された超硬合金工具材料の出現により高速度鋼工具の需要は漸減傾向となった。(7つづく8)

<JIS 工具鋼の主な規格>

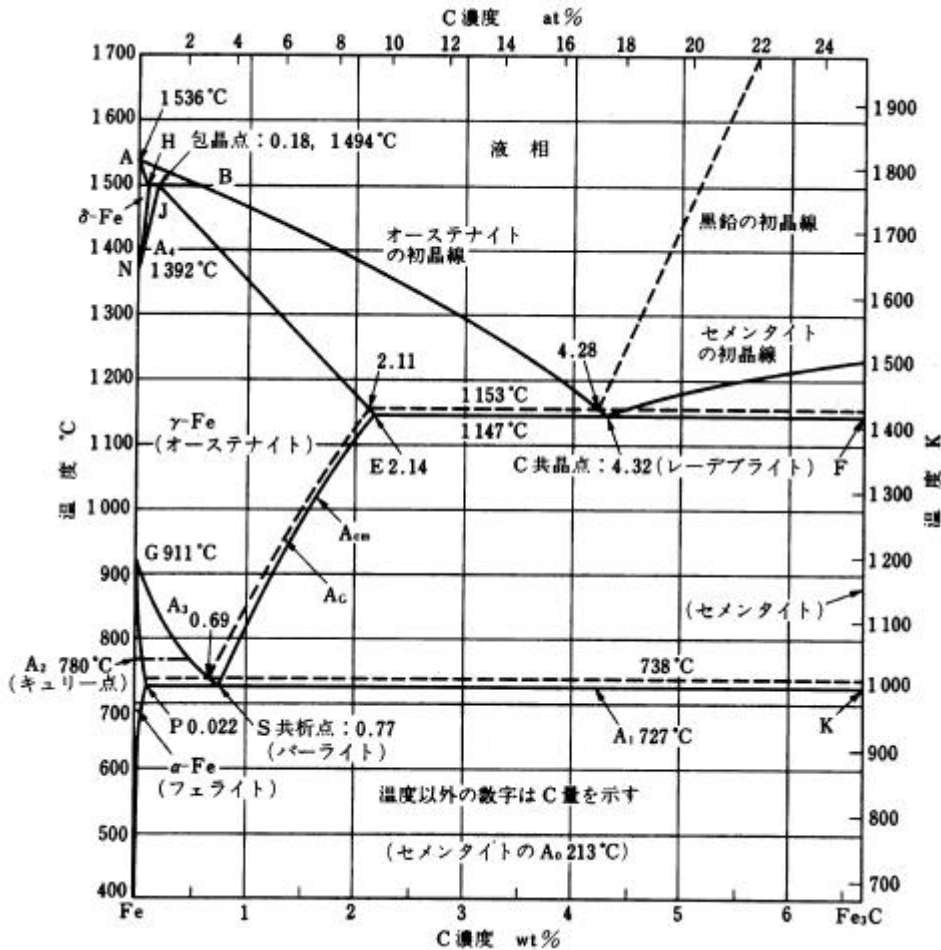
炭素工具鋼>JIS G 4401 合金工具鋼>JIS G 4402 高速度鋼>JIS G 4403

名称	記号	化学成分%								その他成分および備考 Ni ニッケル、P リン S 硫黄、Cu 銅
		C 炭素	Si 珪素	Mn マンガン	Cr クローム	Mo モ リブデン	W タン グステン	V パナ ジウム	Co コバルト	
炭素 工具鋼	SK2	1.20	<0.35	<0.5	<0.3					Ni<0.25、Cu<0.25 S<0.03、P<0.03
	SK3	1.05	<0.35	<0.5	<0.3					
	SK5	0.85	<0.35	<0.5	<0.3					
	SK7	0.65	<0.35	<0.5	<0.3					
合金 工具鋼	SKS2	1.05	<0.35	<0.8	0.75		1.25	<0.2		Ni<0.25、Cu<0.3 S<0.03、P<0.03
	SKS3	0.95	<0.35	1.05	0.75		0.75			
	SKS7	1.15	<0.35	<0.5	0.35		2.25	<0.2		
	SKD11	1.50	<0.4	<0.6	12.0	1.0		0.3		
高速度 工具鋼	SKH2	0.78	<0.45	<0.4	4.15		18.0	1.0		Ni<0.25、Cu<0.25 S<0.03、P<0.03
	SKH3	0.78	<0.45	<0.4	4.15		18.0	1.0	5.0	
	SKH4	0.78	<0.45	<0.4	4.15		18.0	1.25	10.0	SKH40>粉末冶金
	SKH10	1.53	<0.45	<0.4	4.15		12.5	1.25	4.7	
	SKH40	1.28	<0.45	<0.4	4.15	5.0	6.2	1.8	8.4	
	SKH51	0.85	<0.45	<0.4	4.15	4.95	6.3	1.9		
	SKH53	1.20	<0.45	<0.4	4.15	4.95	6.3	3.0		SKH2～10>タングステン系 SKH40～59>モリブデン系
	SKH55	0.91	<0.45	<0.4	4.15	4.95	6.2	1.9	4.75	
	SKH57	1.27	<0.45	<0.4	4.15	3.55	9.5	3.25	10.0	
	SKH59	1.10	<0.70	<0.4	4.15	9.5	1.55	1.1	8.0	

＜工具鋼の特性に及ぼす合金元素の影響＞引用：ヤマト特殊鋼(株)HP、大井工業(株)HP

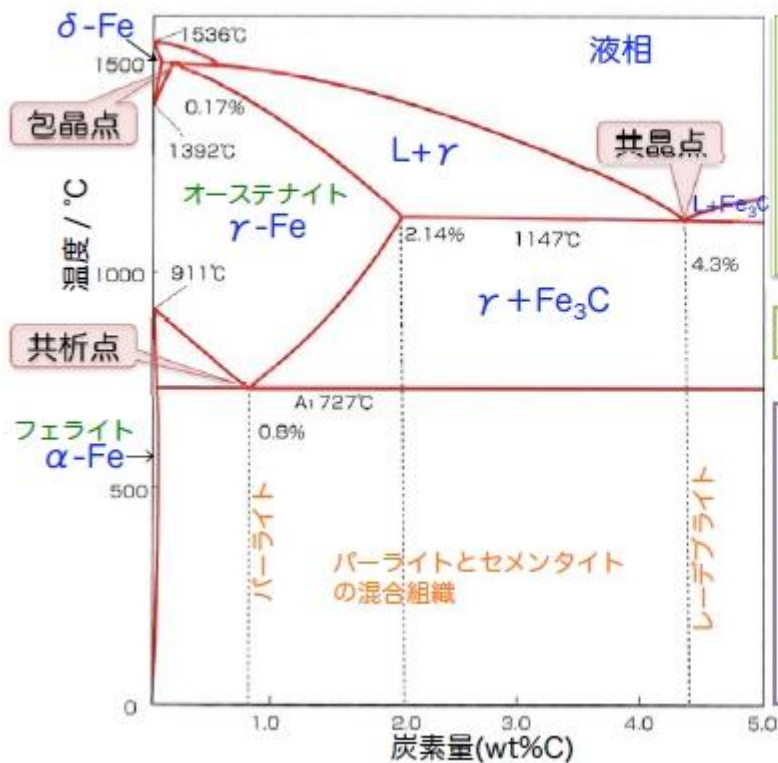
C 炭素	含有量により鋼種を左右する重要な元素。 C 量が 0.6%までは C 量の増大とともに焼入れ硬さを増し、耐摩耗性を増すが、脆くなっていく。								
Si 珪素	耐熱性、強さ、硬さを増す。Si 量を増すと耐酸化性および加熱による結晶粒の成長を防止する。 炭素工具鋼に多量に加えるとセメンタイトを黒鉛化し、脆化したり可鍛性を悪くさせる。								
Mn マンガン	焼入れ性を増し、耐摩耗性を高める。 多量に加えると焼き割れを起こしたり、残留オーステナイトを生じさせ脆化する。								
Cr クロム	焼入れ性を増す。炭化物をつくり耐摩耗性を増す。 V、Mo、W などと複炭化物を形成し、焼戻し抵抗を増す。韌性・耐酸化性を向上させる。								
Mo モリブデン	高温硬さ・強さ・粘りを増す。合金元素の中で、最も信頼性が高い。 焼入れ性を増す。焼戻し脆性を防止する。W の半分の量で W と同様の性質が得られる。								
W タングステン	600℃までの高温硬さを増す。耐摩耗性を増大させる。 Cr の存在により焼戻し抵抗を高め、二次硬化を引き起こす。								
V バナジウム	結晶粒を微細化し、焼戻し抵抗性を増大させ、600℃までの高温硬さを高める。さらに、焼割れ防止、韌性を与え脱炭を防止する。含有量増大により焼入れ性が悪化するので通常2%以下である。難溶性の炭化物を形成するので耐摩耗性は向上するが加工性は悪化する。								
Co コバルト	マルテンサイト地を強化し、韌性を向上させる。耐摩耗性、高温硬さを増す。 多量に加えると脆化するが、V の添加により防止できる。								
Ni ニッケル	韌性を増大させるのと、焼入れ性を増す。耐食性を増す。 多量に加えると残留オーステナイトを生じさせ、脆化する。								
P 燐	鋼にとって有害元素＞脆くさせる。								
S 硫黄	鋼にとって有害元素＞赤熱脆性を起こす。Mn,Mo と結合して被削性・研削性をよくする。								
Cu 銅	赤熱脆性を起こす。								
用語の説明	脆化(ぜいか)＞もろくなる減少。韌性(じんせい)＞粘り強さ セメンタイト＞高温において鋼中に生成する炭化物。非常に硬くて脆い性質 オーステナイト＞723℃以上の高温で存在する組織。焼きが入らないので軟らかく粘っこい。 マルテンサイト＞安定したオーステナイトから急冷して得られる組織。焼入れ組織の代表。 赤熱脆性＞加熱した時、もろくなる現象 残留オーステナイト＞焼入れ(マルテンサイト化)不完全で、オーステナイトが残ったもの。								
合金元素と特性の関係	 <table border="1" data-bbox="989 1545 1516 1881"> <caption>合金元素と特性の関係</caption> <thead> <tr> <th>特 性</th><th>合 金 元 素</th></tr> </thead> <tbody> <tr> <td>熱間強度</td><td>W、Mo、Co、V、Cr、Mn</td></tr> <tr> <td>耐摩耗性</td><td>V、W、Mo、Cr、Mn</td></tr> <tr> <td>焼入れ性</td><td>Mn、Mo、Cr、Si、V</td></tr> </tbody> </table>	特 性	合 金 元 素	熱間強度	W、Mo、Co、V、Cr、Mn	耐摩耗性	V、W、Mo、Cr、Mn	焼入れ性	Mn、Mo、Cr、Si、V
特 性	合 金 元 素								
熱間強度	W、Mo、Co、V、Cr、Mn								
耐摩耗性	V、W、Mo、Cr、Mn								
焼入れ性	Mn、Mo、Cr、Si、V								

<参考資料>鉄 Fe-炭素 C 系状態図



<解説>

鉄-炭素系状態図



パーライトとは、フェライト（ α -Fe）とセメンタイト（Fe₃C）との混合組織の名称

レデブライトは、オーステナイト（ γ -Fe）とセメンタイト（Fe₃C）との混合組織の名称

Fe₃Cの化合物名はセメンタイト

純Fe { α -Fe : ~911°C
 γ -Fe : 911~1392°C
 δ -Fe : 1392~1536°C
 液相 : 1536°C(融点)~

ギリシア文字のアルファベットは $\alpha, \beta, \gamma, \delta, \dots$ $\Rightarrow \beta$ -Feは？
 cf) 純Feのキュリー温度(磁気変態点)は770°C

<高速度鋼の特性・用途・規格>

系列	特性	用途	規格呼称
タングステン系	Wを11.5～19%含み、硬く、耐摩耗性が大きい	切削工具	SKH2, SKH3, SKH4, SKH10
モリブデン系	Moを3.2～10%含み、粘さがあり、靱性に優れる	ドリル等の工具、切削、各種工具	SKH50, SKH51, SKH52, SKH53, SKH54, SKH55, SKH56, SKH57, SKH58, SKH59
粉末、冶金で製造したモリブデン系	Moを4.7～5.30%含み、硬度、じん性、耐摩耗性に優れる	切削工具、各種工具	SKH40

高速度工具鋼鋼材(SKH材)の材料記号の変遷・JISの新旧対照表

1950年	1953年	1956年	1968年	1983年	2000年
SKH2	SKH2	SKH2	SKH2	SKH2	SKH2
SKH3	SKH3	SKH3	SKH3	SKH3	SKH3
SKH4A	SKH4A	SKH4A	SKH4A	SKH4	SKH4
SKH4B	SKH4B	SKH4B	SKH4B	廃止	-
SKH5	SKH5	SKH5	SKH5	廃止	-
SKH6	SKH6	SKH6	廃止	-	SKH40
-	-	SKH8	廃止	-	SKH50
-	-	SKH9	SKH9	SKH51	SKH51
SKH7	SKH7	-	SKH10	SKH10	SKH10
SKH1	-	-	SKH52	SKH52	SKH52
-	-	-	SKH53	SKH53	SKH53
-	-	-	SKH54	SKH54	SKH54
-	-	-	SKH55	SKH55	SKH55
-	-	-	SKH56	SKH56	SKH56
-	-	-	SKH57	SKH57	SKH57
-	-	-	-	SKH58	SKH58
-	-	-	-	SKH59	SKH59

< 鑄造合金の出現とその進歩 >

超硬工具時代に入る前に、その過程において非鉄鑄造合金工具が高速度鋼よりも若干ではあるが切削性能が優れているとして使用されたこともあった。

1907 年、ヘインズ社(米)は Co-Cr-W 合金(商品名:ステライト)を発明した。この材料は今日でもその特性を買われ、工具材料として一部使われている。

しかし、何といっても従来の高速度鋼工具に比べ切削速度を6～7倍にも上げられる超硬合金工具の敵ではなかった。

今日、ステライトはその耐摩耗性、耐熱性、耐食性を評価され、切削工具以外の分野に広く利用されているが、この鑄造合金の考え方は今でも主としてアメリカにおいて根強く残っている。

例えば、

- ① TUNTUNG (タンタング) (商品名)
VASCOROY RAMET 社:米
- ② CAST CARBIDE
Teredyne Firth Sterling 社:米
- ③ UCON(商品名)Union Carbide 社:米

タンタングも鑄造カーバイドもともにタングステンにチタンカーバイドなどの異種炭化物を分散化さ

せた鑄造合金で、超硬合金のように鉄系金属を結合成分としていないため、高温における硬さや耐溶着性に優れた工具材料であった。

1970 年、ユニオンカーバイド社が開発した耐熱合金「UCON」は 2 年以上も秘密にされていたが、1973 年になって一般に発表されたもので、全 2 者とは異なり全く炭化物を含まない Non Carbide 工具材料であった。

成分構成は重量%でコロンビウム(ニオブ)50%、チタン30%、タングステン20%となっており、これらを超硬合金のような粉末冶金法ではなく、鑄造・圧延し、その後に工具形状に成形して表面処理(窒化)したもので、表面硬度は Hv2500～3000 にも上り、セラミックスやサーメットよりも硬い。

全 2 者の鑄造合金同様、鉄系成分を含まないので高温における安定性は高く、セラミックスやサーメットの切削領域でしかも、重切削が可能な非常に面白い工具材料であった。

しかしながら鑄造合金では切削工具への展開、すなわち刃先形成が難しく、優れた特性があるにもかかわらず普及はしなかった。

元素の周期表

1A	2A	3A	4A	5A	6A	7A	8	1B	2B	3B	4B	5B	6B	7B	0		
1 H															2 He		
3 Li	4 Be									5 B	6 C	7 N	8 O	9 F	10 Ne		
11 Na	12 Mg									13 Al	14 Si	15 P	16 S	17 Cl	18 Ar		
19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	35 Br	36 Kr
37 Rb	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	53 I	54 Xe
55 Cs	56 Ba	57 La	58 Ce	59 Pr	60 Nd	61 Pm	62 Sm	63 Eu	64 Gd	65 Tb	66 Dy	67 Ho	68 Er	69 Tm	70 Yb	71 Lu	
87 Fr	88 Ra	89 Ac	90 Th	91 Pa	92 U	93 Np	94 Pu	95 Am	96 Cm	97 Bk	98 Cf	99 Es	100 Fm	101 Md	102 No	103 Lr	

- 典型金属元素
- 半金属元素
- 非金属元素
- 遷移金属元素
- 希ガス

<超硬合金工具の花神・タングステンカーバイド>

超硬合金工具を語るには、まずその主成分である WC(タングステンカーバイド)を、さらには W(タングステン)の生い立ちを知らなければならぬ。W(タングステン)は原子番号74、原子量183.84で銀白色に輝く非常に重い(比重19.3)金属で、極めて融点(3380℃)が高い。

このタングステンの実用化を研究したのはエジソンの発明した白熱電球の発熱繊維条(フィラメント)としてであった。

タングステンのほかにもいろいろな金属が研究されたが、結局タングステンが最も優れていることが解り、数多くの実験を経て、1910年クーリッジ(Coolidge:米)はダクタイル・タングステンの製造に成功。粉末冶金の工業的第一歩が印された。

その後、W(タングステン)のほかに、Mo(モリブデン)やTa(タンタル)などが粉末冶金法で製造され、電球・電子工学・X線・化学機器などの多方面に利用されるようになった。

さらに Nb(ニオブ)、Ti(チタン)、Th(トリウム)などの各種高融点金属も作られるようになった。ところが、このタングステン線を電球に用いるためには細い繊維条に伸線しなければならない、伸線用のダイス(金型)はタングステンの大きな摩耗性によって鋼製では寿命が短く、ダイヤモンド

製ダイスのほか耐えられない。

しかし、ダイヤモンドの加工は非常に難しく、かつ、それ自体高価でもあることから代用品を探すことになった。その結果、考え出されたのが WC(炭化タングステン)であった。W(タングステン)は高温で容易に C(炭素)と化合し、非常に硬い物質 WC(炭化タングステン)を形成することが解った。

最初に WC(炭化タングステン)を作ったのはフランスの化学者モアッサン(Moissan)で、大体1893年頃であった。その後、アメリカ、ドイツにおいても WC(炭化タングステン)の製造研究がなされたが、いずれも満足すべき品質は得られていない。

それはこれまでの方法がすべて、融点の高いタングステンを溶融して作ろうとしたからで、組成も不定で、純度も悪く、均質でなかったためであった。

その後の研究で微細な WC 粉末をその溶融点以下の温度で焼結して作る方法が発明され、ついに 1923 年、ドイツ Osram 研究所において、

Skaupy と Schroter は WC-Co 系超硬合金の開発に成功した。これは Co を結合金属として用いており、脆性なく、強度の高い合金で、フィラメントの伸線用ダイスのみならず、金属の切削加工用工具として十分使用に耐えるものであった。

<ダイヤモンドのように硬く>

WC(タングステンカーバイド: Tungsten Carbide)の出現は人類の夢の実現に一歩も二歩も近づくものでした。WC は人間が作った物の中で最も硬い物質で、天然のダイヤモンドに次ぐものだったからです。

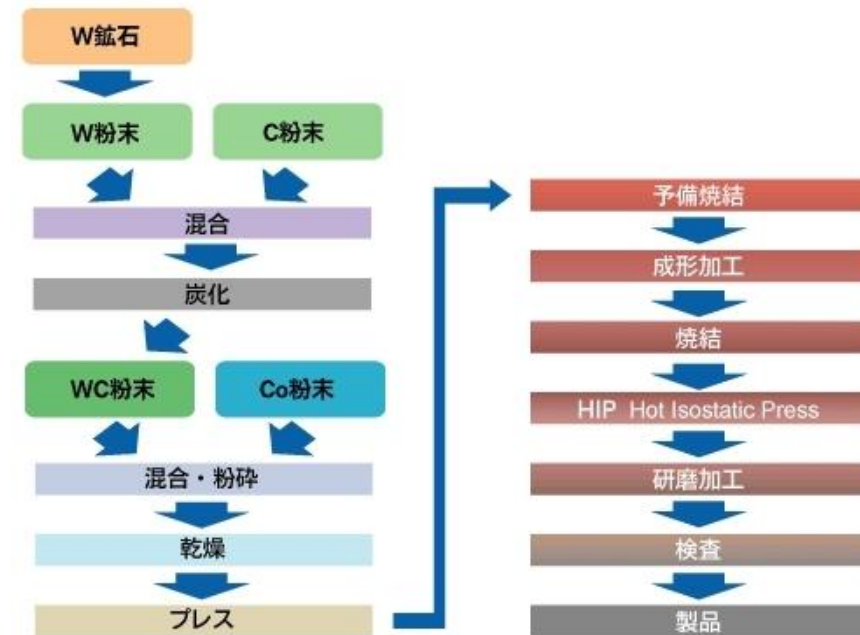
さらに特筆すべきことは、タングステンカーバイドの製法が粉末冶金法(powdered metallurgy)という全く新しい技術によるものであるということです。これまではすべての金属を溶かして合金化する「溶解冶金法」が採られていたが、超硬合金の

主成分であるタングステンカーバイドなどの高融点金属合金(融点 2600℃程度)は溶解することが困難なため微細な粉末状にして、融点の低い Co(コバルト:融点 1495℃)などの結合金属(粉末)で焼結した焼結炭化物合金(Sintered Carbide)です。

1927 年、ドイツの鉄鋼財団クルップ社(Friedrich Krupp)は、世界で最初に超硬合金工具を販売した。商品名は「Widia」(ヴィディア)、意味は「ダイヤモンドのように」でした。(12つづく13)

<超合金工具のできるまで>

引用:三菱マテリアル HP



<WC の製造工程>

引用:住友電工資料

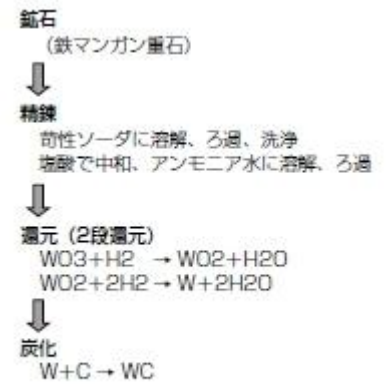


図4 WCの製造工程

<超合金粉末と工具材料の製法> (引用:住友電工「イゲタロイの歴史」)

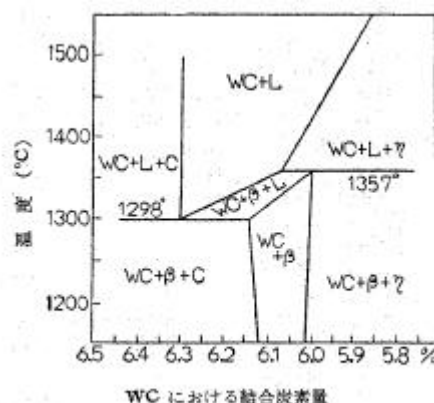
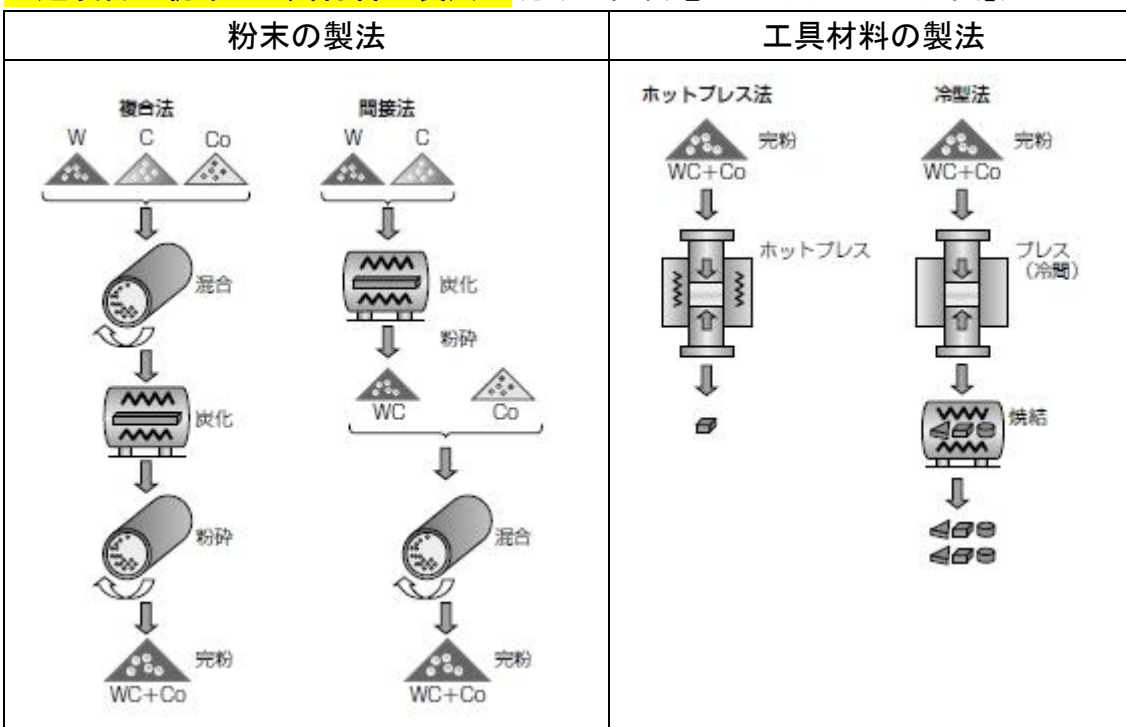


図-2 W-Co-C 状態図(Co 16%) (Gurland による)

<タングステンカーバイド系超硬合金工具の発展とその後>

1927 年、クルップ社から市販された「Widia」はタングステンカーバイドをコバルトで結合させ焼結した、単一炭化物合金(WC+Co)でしたから鑄鉄や非鉄金属や非金属材料には適していたが、鋼のような加工屑が連続的に流出し、加工負荷や加工熱が高い加工物には不向きであった。

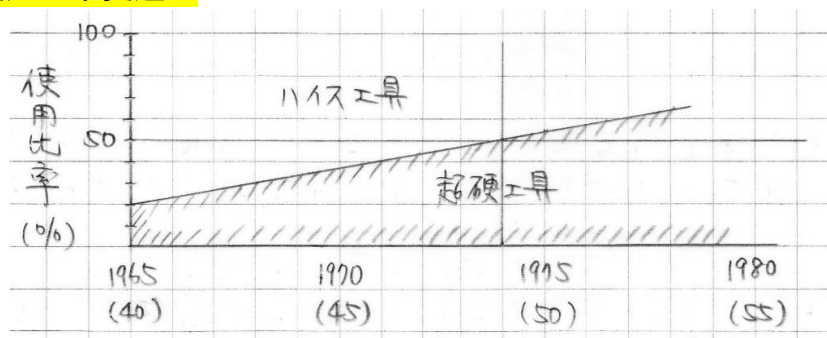
これらの加工(切削)では工具のすくい面にクレータと呼ばれる凹みを形成する摩耗形態となるが、単一炭化物(WC+Co)系合金工具ではクレータ摩耗に対する抵抗力が低いため寿命が短い。

その後の粉末製造技術と焼結技術の目覚ましい進歩発展により異種炭化物を加えた超硬合金が次々と開発、市販され、今日では複合炭化物超硬合金のほうが圧倒的に多くなっている。

最近では、高速度鋼工具の切削領域にまで靱性を高めた「超微粒子超硬合金」(WC 粒子 $0.5\mu\text{m}$)の開発もあるが、炭化物以外の金属化合物(窒化物、硼化物など)や酸化物(セラミックス)などの工具、あるいはそれらを単一炭化物(WC+Co)系合金にコーティングした表面被覆超硬合金など、さらに、人工ダイヤモンドや CBN(立方晶窒化硼素)を超硬合金とともに焼結した工具などなど、他の超硬質合金工具の開発に押され気味である。

高速度鋼から主役の座を奪ったタングステンカーバイド系超硬合金工具は発生から約 50 年でその座を群雄割拠の次なる工具材料に少しずつボタンタッチすることとなる。

<ハイスと超硬の使用比率変遷>



<WC 系超硬合金の開発経過>

1927 年>Widia(商品名)Krupp 社:独

1928 年>Carboloy(商品名)GE 社:米
(クルップ社から特許購入)

1929 年>タンガロイ(商品名)芝浦製作所:日本
GE 社の技術導入(のち東芝タンガロイ)

1929 年>Titanit(商品名)DEW 社:独
(P.Schwarzkopf, R.kieffer)
Mo₂C-TiC-Ni 系超硬合金
TiC を含有することによって鋼切削時に発生するクレータ摩耗が著しく減少。
従来の WC-Co 系合金よりはるかに優れた切削性能を発揮。

1930 年>Ramet(商品名)FanSteel 社:米

TaC-Ni 系合金(TaC をはじめて添加)
以後、アメリカではこの TaC を次第に多く添加するようになる。

1932 年>WC-TiC-TaC-Co 系合金の開発
G.J.Comstock:米

1950 年代>WC-TiC-Ta(Nb)C-Co 系合金の開発:独
Widia:TT 品種、Titanit:STi 品種

1967 年>超微粒子合金>「マイクロアロイ」
(東芝タンガロイ)

1970 年>超微粒子合金>「UF」(三菱金属)、
「N70」(住友電工)

<セラミックスの出現>

セラミックス (Ceramics) とは無機質、非金属材料を高温で焼結したものの総称である。

周期表の第4族、第5族、第6族元素の、

- ① 酸化物 (Oxides)、② 炭化物 (carbides)、
③ 硼化物 (Borides)、④ 窒化物 (Nitrides) などがある。

このうち切削工具として使用できるのは古くから研削砥粒として使用されてきたアルミナ (Al_2O_3) を主原料とする酸化物系セラミックスで、WC や TiC などに近い硬さを持っている。

アルミナ粒子を高温で焼結する技術は 1912 年イギリス、1913 年ドイツにおいてそれぞれ特許が取得されている。しかし、当時の焼結技術では粒子の大きさ $50\mu\text{m}$ が精一杯であったため非常に脆いものであったと予想される。

このため実用化されずに 1940 年頃には各国とも研究を中断させてしまった。一方、超硬合金は 1928 年市販以降、焼結技術の著しい進歩で、品質の改良が急速に進んだ。

第二次大戦中 W や Co の軍事物資不足がきっかけとなり、再びセラミックス工具の研究が活発に行われるようになった。アルミナ粒子を 1700°C 以上の高温で結晶粒子を成長させることのない焼結方法が開発されてきた。

そして、第二次世界大戦後の 1952 年、ソ連のブイコフは純アルミナ (Al_2O_3) の焼結体であるセラミックス工具を開発し、鋳鉄を 1000m/min 以上の切削速度で削り、世界を驚嘆させた。

ついに実用に耐えうる世界最初のセラミックス工具「マイクロリット」(Mikrolit) が生まれたのである。

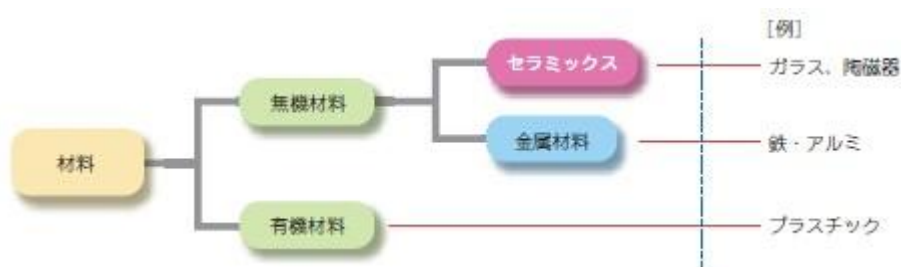
その後のおよそ 20 年間でセラミックス粒子は $5\mu\text{m}$ から $2\mu\text{m}$ にまで小さくなり、焼結方法もコールドプレスからホットプレス法となって靱性 (抗折力) も改善され、 $20\sim 30\text{Kg/mm}^2$ から $50\sim 80\text{Kg/mm}^2$ にまで向上した。

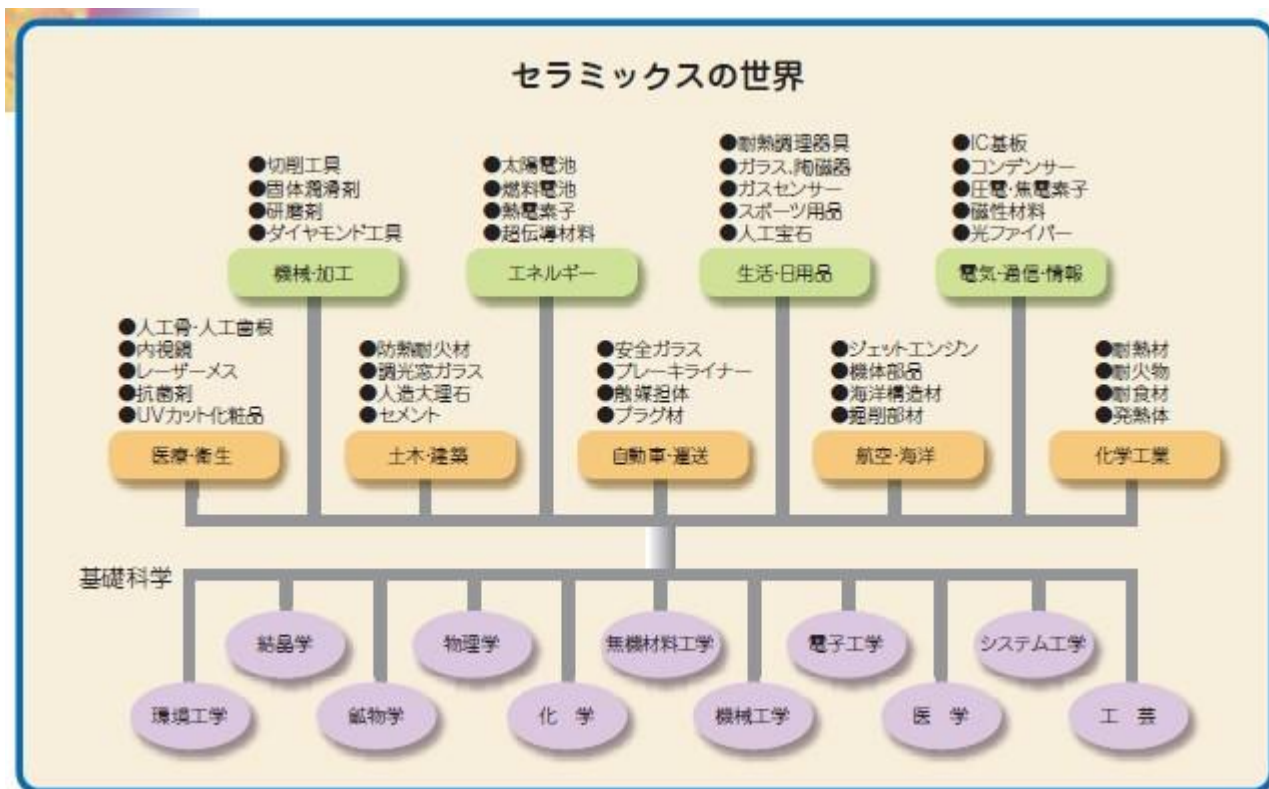
また、高温での衝撃強度についても 1970 年代初頭から TiO、MgO、NiO、TiC、WC+Co、 Cr_3C_2 などの添加により著しく改善され、さらに最近では「熱間静水圧成形装置」(Hot Isostatic Press) による高密度、結晶無方向性セラミックスが出現し、フライス加工も夢ではなくなってきた。

工具屋はセラミックス工具の靱性 (抗折力) アップに、また、機械屋は工作機械の剛性と馬力アップに懸命な研究が進められた結果、セラミックス工具の弱点解消と機械の改善で用途も大幅に拡大した。

特に、これまでの酸化物 (アルミナ Al_2O_3) 系セラミックスから、耐熱性・耐摩耗性・耐衝撃性に優れた炭化物 (カーバイド) 系セラミックスの出現により断続加工も可能になった。

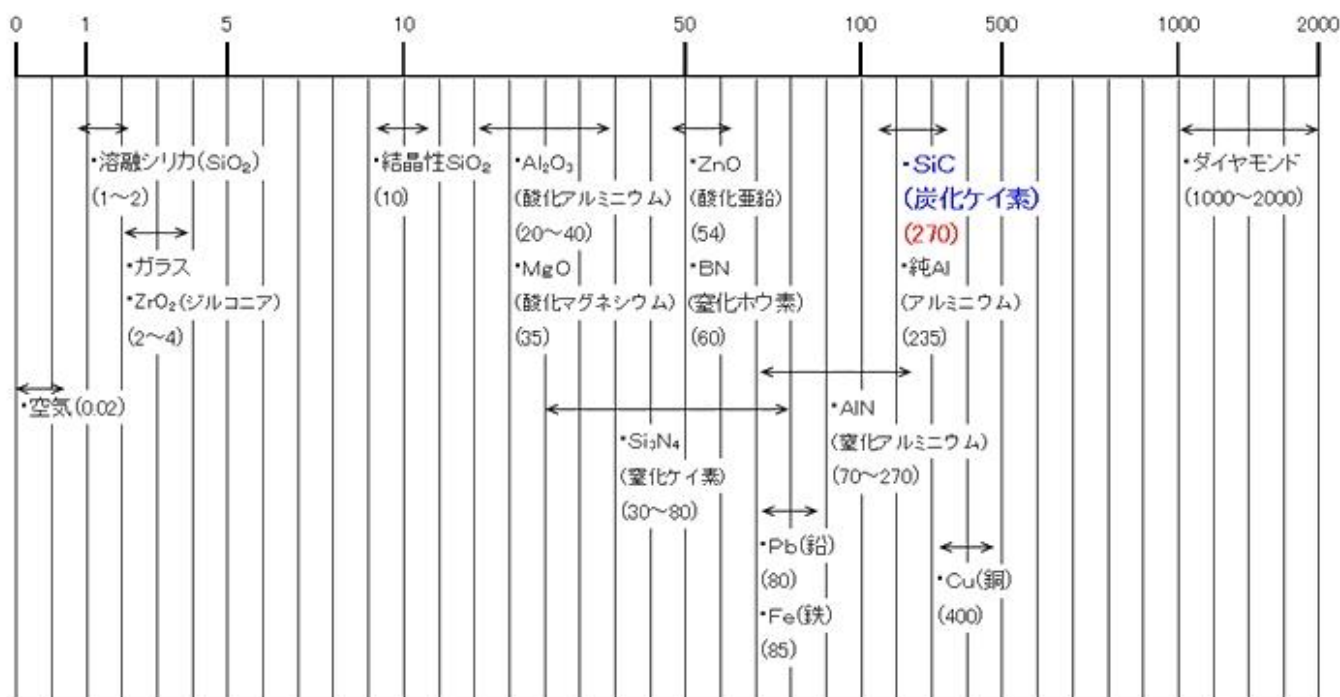
<セラミックスとは？> 引用: 日本セラミックス協会 HP





引用: 日本セラミックス協会 HP

【炭化ケイ素とその他セラミック・金属の熱伝導率 (単位: $W/(m \cdot K)$)】



注) () 内数値 = 熱伝導率
熱伝導率数値、文献値参考

熱伝導率 $W/m \cdot K = 2.39 \times 10^{-3} \text{ cal/cm} \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$

引用: 信濃電気精錬 HP

<セラミックス工具の開発経過>

1897 年>研削砥粒アルミナ(Al_2O_3)の開発

ノートン社:米(商品名:アランダム)

1912 年>アルミナ粒子を高温で焼結する特許
:英

1913 年>アルミナ粒子を高温で焼結する特許
:独

1933 年~36 年>セラミックスによるプラスチックの切削に成功(W.Osenberg:独)

1938 年>鋼切削に使用
(商品名:Degussit、Degussa 社:独)

開発活動中断>セラミックスの靱性不足を改良する研究開発。

1952 年>Mikrolit(ソ連)

1954 年>Sintox(Lodge Plugs Ltd:英)

1956 年>O-30 市販(GE 社 Carboloy Div:米)

Revorox(Soderfors Bruks AB:瑞典)

Diamonite(Diamonite Products
Mfg.Co:米)

Widalox(krupp 社:独)

1957 年>Hypalox(SPK)(Feldmuhle:独)

Titox

(Deutsche Edelmetall Werke:独)

Stupalox(Carborundum Co.:米)

1958 年>Tungalox(東芝タンガロイ)

NTK 市販(日本特殊陶業)

1959 年>Alox 市販>住友電工

Dialox(三菱金属)

この他、1956 年から 1960 年代初頭までに日本、アメリカ、イギリス、ドイツ、フランス、スウェーデンなどで市販されたセラミックス工具は 10 件ほどにもなる。

1960 年代末から 1970 年代初頭にかけて高靱性セラミックスの開発が急速に進む。

1968 年>NPC-A

HIP、 Al_2O_3 -30TiC、日本タングステン)

1969 年>HC1(HIP、 Al_2O_3 、日本特殊陶業)

1971 年>HC2

(HIP、 Al_2O_3 -TiC、日本特殊陶業)

1972 年>セラチップ B

(HIP、 Al_2O_3 -TiC、京都セラミック)

西ドイツ Feldmuhle(SPK)と技術提携

1975 年>LX21

(HIP、 Al_2O_3 -TiC、東芝タンガロイ)

1976 年>G10

(Al_2O_3 -TiC、Babcock&Wilcox:米)

以降、V32(Al_2O_3 -TiC、Valeron Corp:米)、

SHT-1(Al_2O_3 -TiC、Feldmuhle:西独)、

Revolox(Al_2O_3 -WC、SecoToolsAB:瑞典)、

WidaloxR(Al_2O_3 -TiC、Fried.Krupp:西独)

1977 年>W80 スミットホワイト

(Al_2O_3 、住友電工)

1978 年>B90 スミットブラック

(HIP- Al_2O_3 -TiC、住友電工)

以上 1970 年代までではあるが凄まじい開発競争の一端を紹介した。

今後もセラミックス工具はその優れた熱特性を有することからさらに改良を加え、唯一の欠点である靱性不足を補うべく研究が続けられることであろう。(17つづく18)

アルミナ系セラミックス工具



窒化ケイ素系セラミックス工具



<超硬合金とセラミックスの愛の子、サーメットの誕生>

cermet(サーメット)は **ceramics**(セラミックス)と **metal**(金属)とから生まれた造語である。

セラミックス工具は耐熱性、耐摩耗性において、超硬合金よりはるかに優れていたが、強度(靱性)は $1/2 \sim 1/3$ と非常に脆いため、振動を伴う切削負荷の高い鋼材切削には不向きであった。

そこで考えられたのがセラミックスと金属の中間的特性を持ったサーメットの開発であった。

サーメットは脆いセラミックスに Fe、Ni、Co、Cr、Mo、W、などの金属元素とともに混合、成形、焼結する工程を経て製造される。

製造技術は超硬合金(WC-Co 系合金、WC-TiC-TaC-Co 系合金)と同様の粉末冶金技術である。

超硬合金の開発過程において、TiC(炭化チタン)や TaC(炭化タンタル)などの炭化物セラミックスを含有させると優れた鋼切削性能を有することが判明したため、次々と WC-TiC-TaC-Co 系超硬合金が開発された。

WCを主体とする超硬合金に対し、TiC や TiNなどを主体とするサーメットはこの過程で開発されたものである。

典型的なサーメットの組成(wt%)

> TiC-20TiN-15WC-10Mo₂C-5Ni

サーメットは主体的セラミックス成分により3系統に分類される。

- ① 炭化物系(TiC)
- ② 窒化物系(TiN)
- ③ 炭・窒化物系(TiCN)

最も多く製造されているのは、鉄との親和性が低く、鋼の仕上げ切削に向いている TiC 系サーメットである。

世界で最初にサーメット工具を使用したのはアメリカの自動車会社「フォードモーター」であった。製造メーカは不明であるが、鋼加工における驚異的な成果が発表され、世界中が注目した。時は1959年であった。

<工具材料開発の寵児たち>

ざっと1970年頃までの工具開発を見てきた。高温高压に曝される切削作業では、工具の刃先に「熱に強く、硬くて、粘い」性質が求められる。工具は削る相手(被加工物)より硬くなければならない。が、硬ければ良いというものでもない。硬すぎれば刃先に掛る切削力で破損してしまう。しかし、「天は二物を与えず」の喩え通り、硬い物は脆く欠け易く、軟らかくては刃物にはならない。この二律背反する性質を獲得しようと、血のにじむような研究と開発が進められてきた。

人間の英知はこの相反する特性(硬い物は脆い)を金属学の見地より追求し、改善してきた。工具は様々な物質を、適材適所に調合し、多様化する工業材料の加工技術の最適化を求めてきた。

以下は新しい工具材料の開発に貢献した組成(物質)たちの物理的・機械的性質である。これらの諸特性をじっくり眺めると、どのような物質がどのような切削作業に適切かが解ってくる。

硬質物質の諸特性

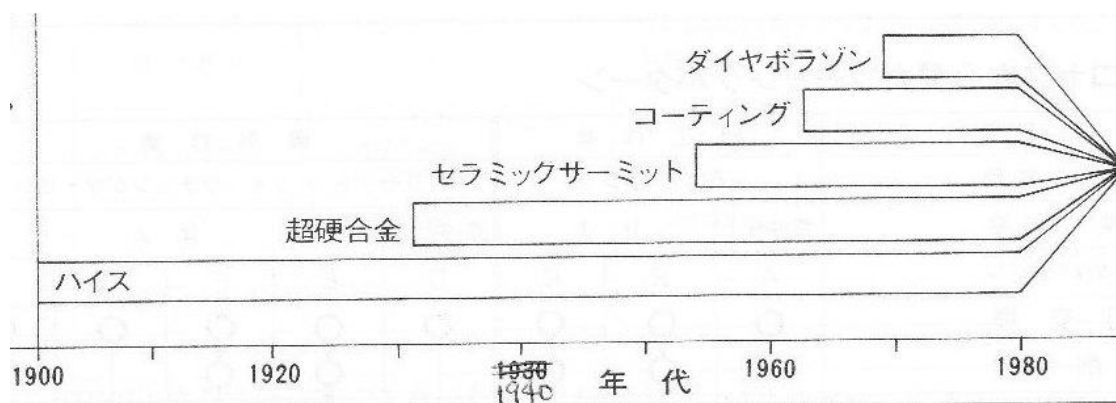
名称	カタサ mHv GPa(Ra)	融点℃	比重 g/cc	熱伝導率 w/m・k(注1)	熱膨張率 ×10 ⁻⁶ /k	ヤング率 MPa
ダイヤモンド	90 以上	800	4	2000	3.1	1000
CBN 立方晶窒化硼素	45 以上	1280	4	1300	4.7	700
TiC 炭化チタン	32	3170	5	21	7.4	380
TiN 窒化チタン	25	3000	5.2	29	9.4	260
Al ₂ O ₃ アルミナ	25	2054	4	30	7.5	400
SiC 炭化ケイ素	22(Ra94)	2545	3.2	100	4.0	450
WC 炭化タングステン	20	2860	15	120	5.0	650
NbC 炭化ニオブ	20	3500	8.2	17	6.8	330
TaC 炭化タンタル	18	3880	14	21	6.3	360
Si ₃ N ₄ 窒化ケイ素	16(Ra93)	1900	3.3	25	3.4	300
ZrO ₂ ジルコニア	12	2715	6	2.7	7.9	200
参考 Co コバルト(注2)	—	1495	8.9	70	12.3	200
参考 Ni ニッケル(注2)	—	1455	8.9	92	13.3	200

注1) 熱伝導率 W/m・k = $2.39 \times 10^{-3} \text{ cal/cm} \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$

注2) 参考 Co と Ni は粉末冶金法における硬質物質の結合金属の代表例

＜工具材料開発の中間まとめ＞ 工具鋼から超硬合金へ＜溶解冶金から粉末冶金へ

- | | |
|-------------------------------|-----------------------------|
| 1898 年＞高速度鋼(テラー&ホワイト:米) | 1932 年＞モリブデンハイス |
| 1906 年＞高速度鋼(18-4-1)(テラー:米) | (モーマックス M2:SKH9) |
| 1912 年＞コバルトハイス(SKH3) | (クリーブランド・ツイストドリル社:米) |
| (ベッカー社:米) | 1952 年＞セラミックス工具「ミクロリット」 |
| 1916 年＞モリブデンハイスの研究(??? :独) | (ブイコフ:ソ連) |
| 1924 年＞標準ハイス(18-4-1:SKH2)(日本) | 1959 年＞サーメット工具の発表(フォード社:米) |
| 1927 年＞超硬工具 Widia 販売(クルップ社:独) | 1963 年＞HRc70ハイス(ハイパーカットハイス) |
| 1928 年＞コバルトハイス | バナジウム・アロイスチール社:米 |
| (スーパーハイス:SKH4) | 1969 年＞CVD コーティング工具開発 |
| 1928 年＞高 C 高 V ハイス(SKH10) | 1971 年＞粉末ハイスの開発(ストラ社:瑞典) |
| 1932 年＞モリブデンハイス(モーマックス MI) | 1971 年＞粉末ハイスの開発(クルシブル社:米) |

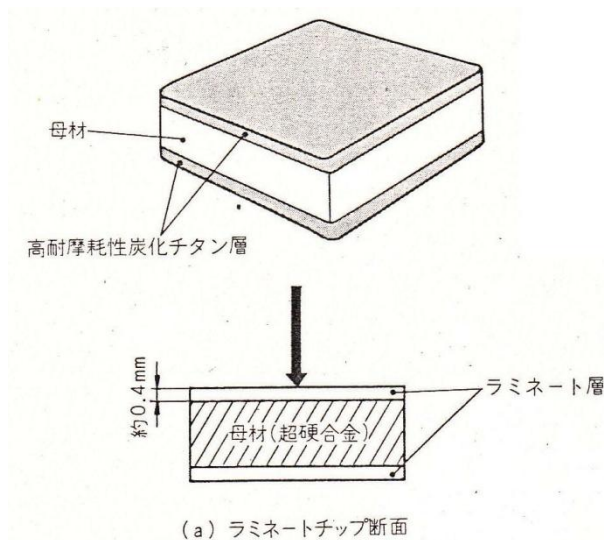


<切削工具の理想郷、コーティング技術の開発>

1967 年、英国の Wickman&Wimet 社は Laminate Tip と称する工具を開発した。

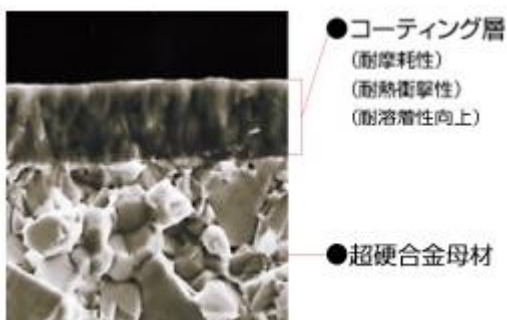
耐熱・耐摩耗性を追求したセラミックス工具やサーメット工具は軽切削や仕上げ切削作業には革命的な進歩をもたらしたが、過酷な重荷重切削ではその靱性不足から実用に耐えるものではなかった。そこで、開発されたのが母材(内部)の靱性と、表面層(刃先部分)の耐熱・耐摩耗・耐溶着性を確保する積層(Laminate)構造の工具である。

このチップは WC-13%Co 超硬合金(硬さ Hv1410)の母材に WC-15%TiC-6.5%Co 超硬合金(硬さ Hv1640)を約 0.5mm 積層させたものであった。



しかしながら、この Laminate-Tip は側面(工具逃げ面)への積層がないので寿命が短く、実用されなかった。

1969 年、世界で最初に WC-Co 系超硬合金工具を開発した西独の Krupp-Widia 社は TiC をコーティング(表面被覆)した「Widia-Extra」を世界で初めて販売した。



その後、次々と世界各国の工具メーカーから表面被覆超硬合金工具が開発市販された。

- ① Sandvic-Coromant 社(瑞典)＞GC コート
- ② 三菱金属＞ダイヤコート
- ③ 東芝タンガロイ＞TC コート
- ④ 住友電工＞PC チップ

これらのコーティングは気相蒸着法により **1000℃**前後の高温雰囲気中(常圧または減圧下)で四塩化チタン TiCl_4 、メタン CH_4 、水素 H_2 の混合ガスを化学反応で分解し、TiC を析出(化学蒸着)させる CVD 法(Chemical Vapor Deposition)と呼ばれる化学気相成長法である。

当初は混合ガスの化学反応により形成される硬質物質(TiC)と母材との間に高脆層が形成され実用的ではなかったが、コーティング技術の研究開発により飛躍的に改良されていった。

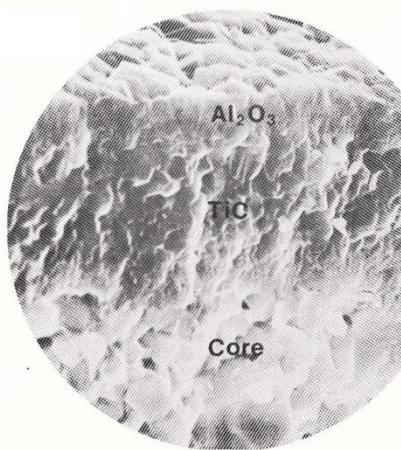
1980 年代に入り、プラズマを用いる PVD 法による TiN コーティングが切削や金型などの工具類に展開されるようになってきた。コーティング層も TiC だけでなく、様々なセラミックスやサーメットなどの硬質物質を組み合わせ積層させる多層コーティング技術が開発された。

PVD 法(Physical Vapor Deposition)は CVD 法と同じ気相蒸着法であるが、高真空中でチタン等の金属をプラズマ中でイオン化し、**500℃**前後の低温で窒素ガス等と反応させて金属膜を形成(物理蒸着)させる物理気相成長法である

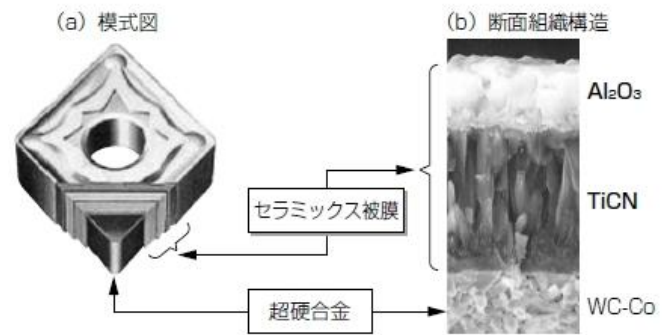
PVD 法は低温処理というメリットが生かされ、その後、飛躍的に技術開発が進む。

2層コーティング例

① サンドビックコロマント瑞典

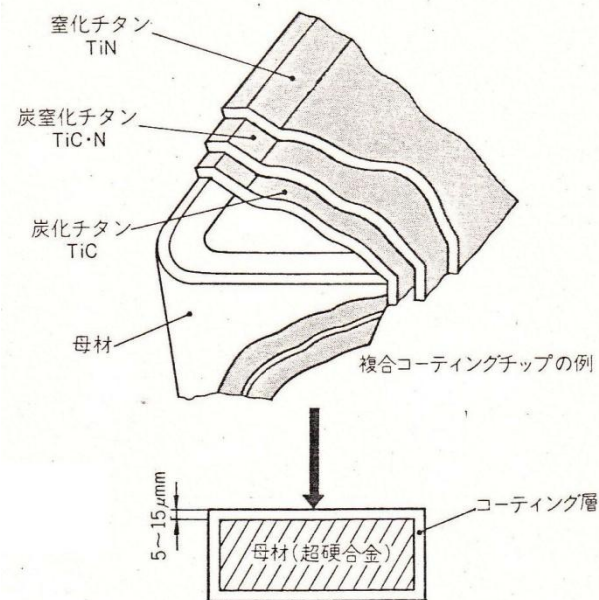


② 住友電工

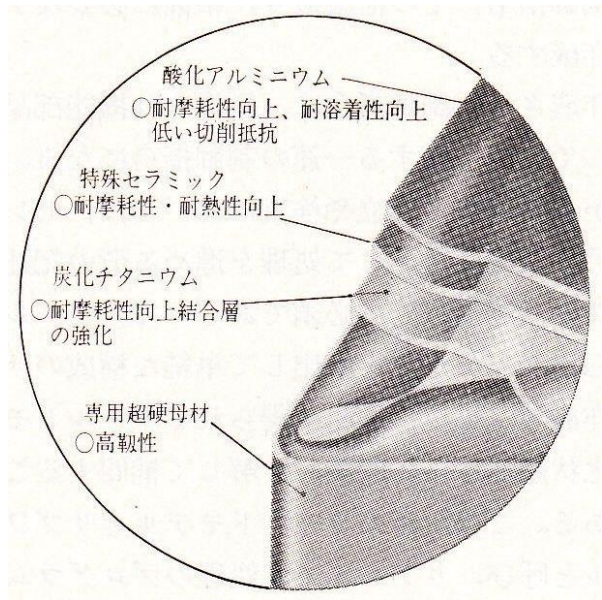


3層コーティング例

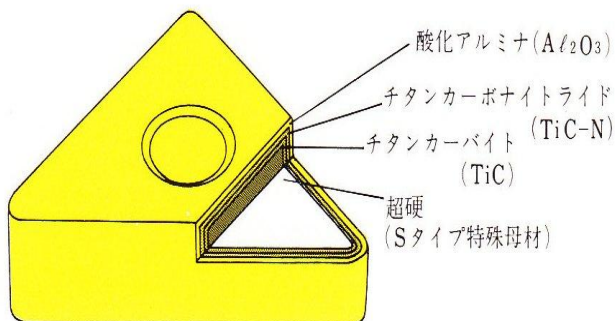
① 1976 年ケナメタル米



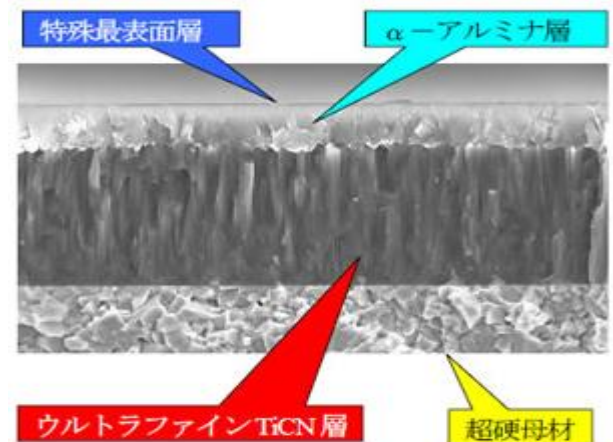
② 1977 年三菱



③ 1978 年セコツールズ瑞典



④ 京セラ



最近では 6 層コーティングも出現し、物理的・化学的耐性の改良が著しい。

(引用右図>表面技術 Vol.58、No.12、2007

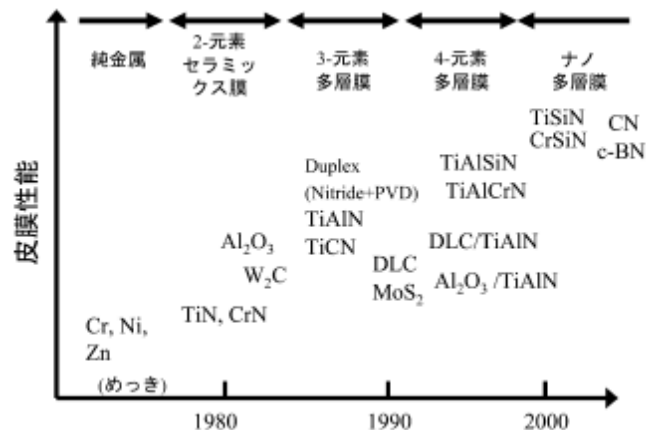
「切削工具への硬質膜コーティング市場の動向」

コーティング層の厚みは大体5～10μ m であり、全体としても 0.1mm 以下である。

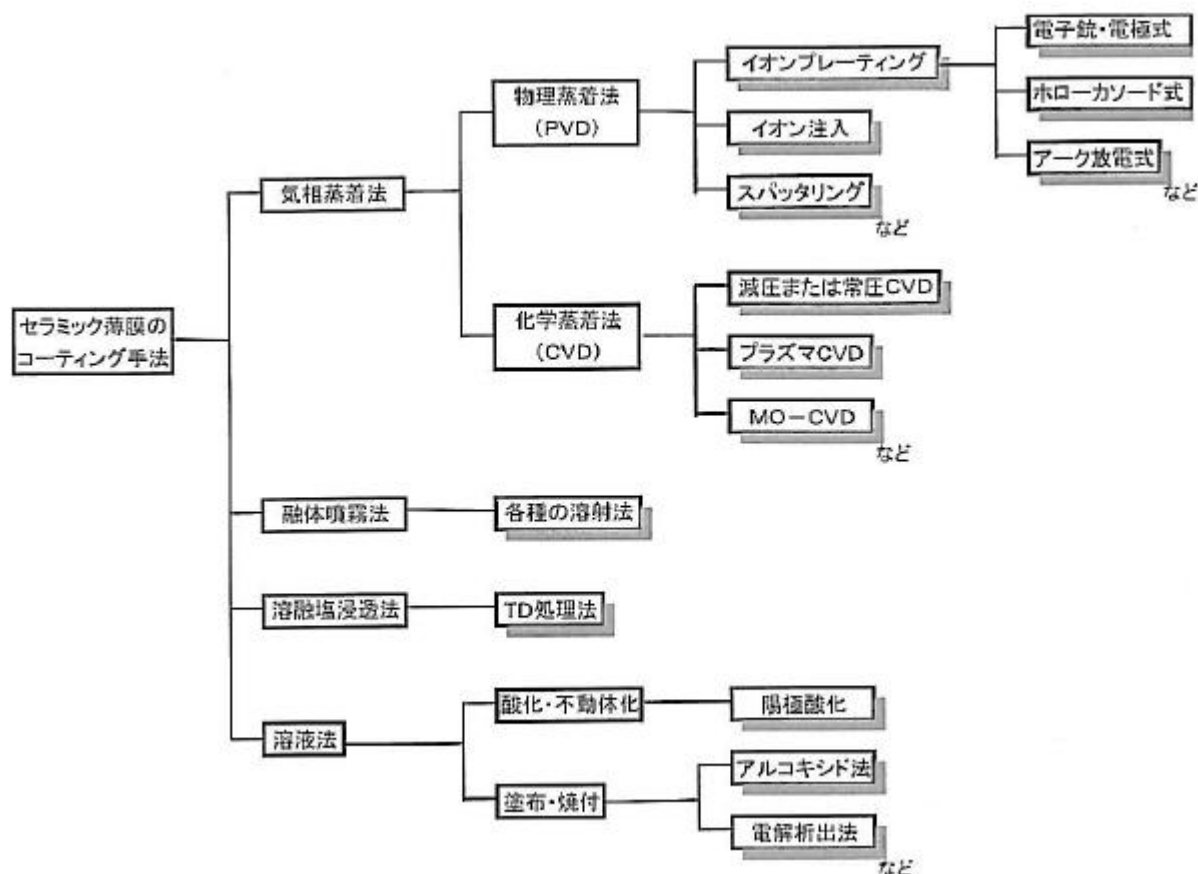
切削工具では一般的に膜厚5μ m 程度の 3 層コーティングが多いので、コーティング層は 0.015mm 程度の非常に薄いものである。

今や、コーティング技術は切削やプレスなどの工具だけでなく、高硬度・耐熱性(耐酸化性)・耐溶着性(耐焼付け性)・耐摩耗性・耐食性・低摩擦などの優れた特性を生かして、金型部品や機械部品など広範囲に適用されている。

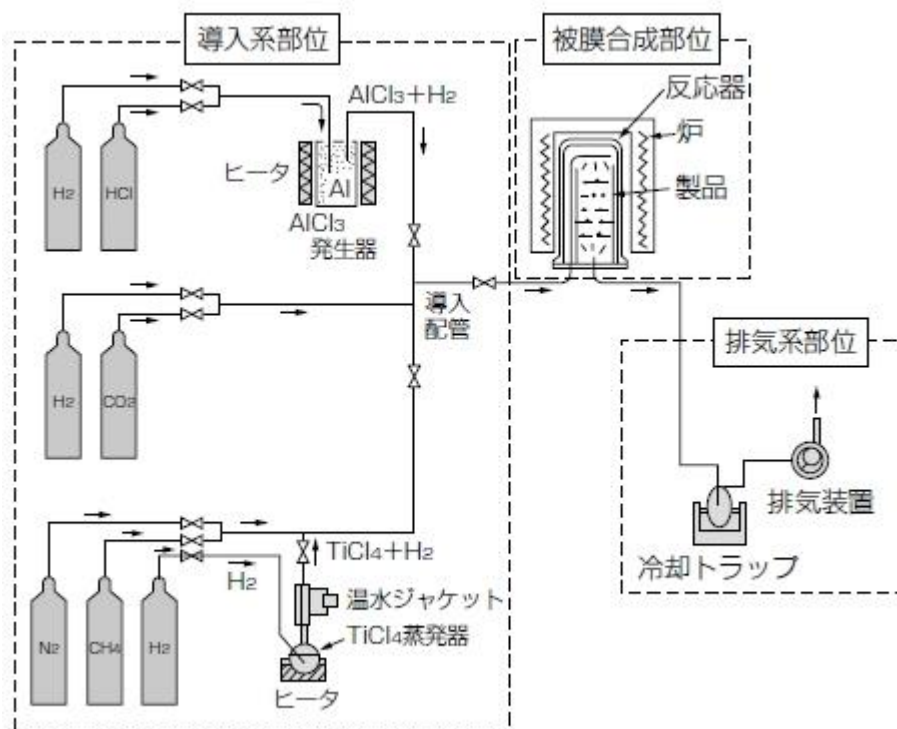
それではここで、「硬くて粘り」理想の切削工具を生み出した、コーティング(表面被覆)技術の概要を解説しましょう。



＜硬くて脆いセラミックスを靱性のある超硬合金にコーティングする方法＞気相蒸着法



<CVD コーティング装置の模式図> 引用:住友電工資料



<代表的なコーティング膜の化学反応例>

膜種	化学反応
TiC	$\text{TiCl}_4 + \text{CH}_4 \xrightarrow{\text{H}_2} \text{TiC} + 4\text{HCl}$
TiN	$\text{TiCl}_4 + 1/2\text{N}_2 \xrightarrow{\text{H}_2} \text{TiN} + 4\text{HCl}$
Al_2O_3	$2\text{AlCl}_3 + 3\text{CO}_2 \xrightarrow{\text{H}_2} \text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{CO} + 6\text{HCl}$

<CVD コーティング装置例> 引用:??



高温減圧CVD炉 1500℃

仕様

- サイズ 300φ×500L
- 温度 1200℃ 1500℃
- コート 単層膜: SiC, Al₂O₃, TiAlN, TiC, TiN
複合膜: TiC+TiN
- 反応炉 昇降式電気加熱炉
- 制御方式 マニュアルまたはプログラマル全自動運転



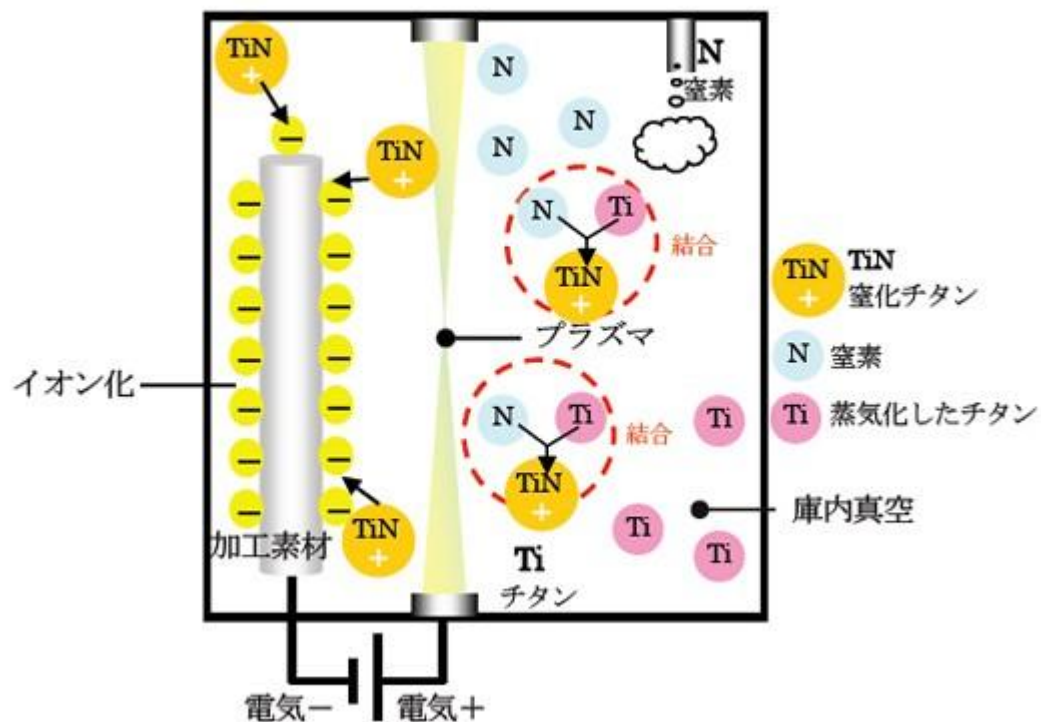
減圧CVD炉

仕様

- サイズ 200φ×500L~600φ×600L
- 温度 1100℃
- コート 単層膜: TiC, TiN, TiCO, TiCN, TiCNO
複合膜: TiC+TiN, TiC+TiCN, TiC+TiCO, TiC+TiCNO+TiN
- 反応炉 縦型加熱式昇降式電気加熱炉
- 制御方式 マニュアルまたはプログラマル全自動運転

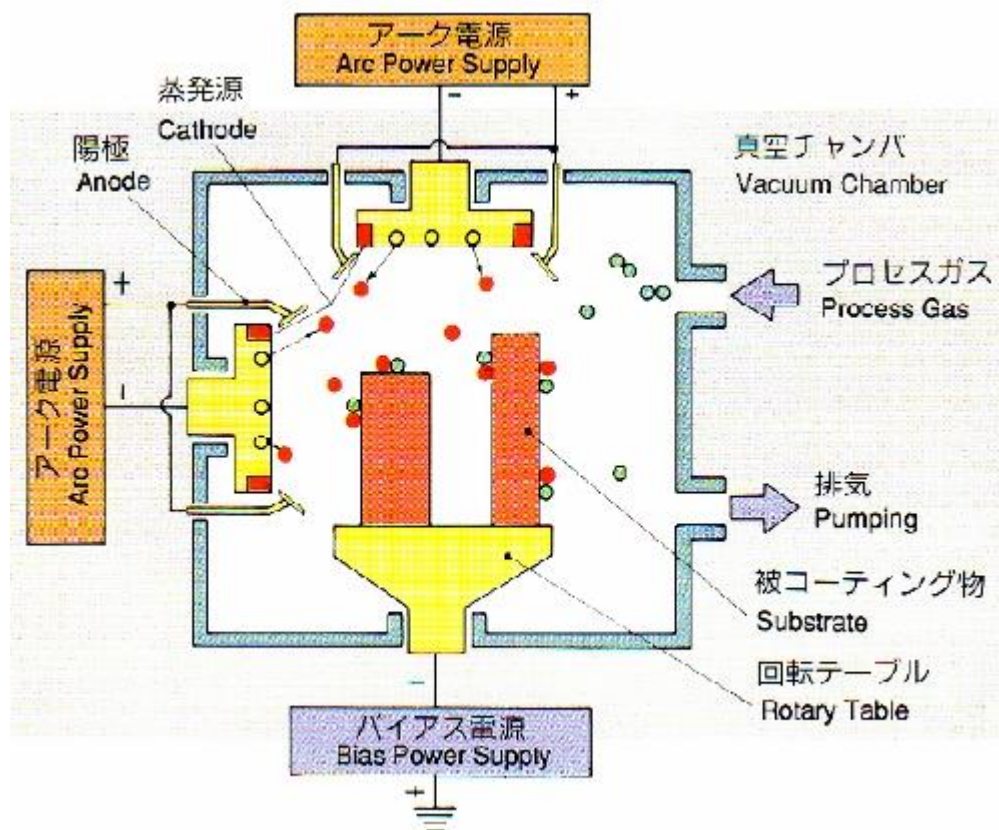
<PVD コーティングのしくみ>引用:>??

PVD コーティングのしくみ TiN(窒化チタン)の場合



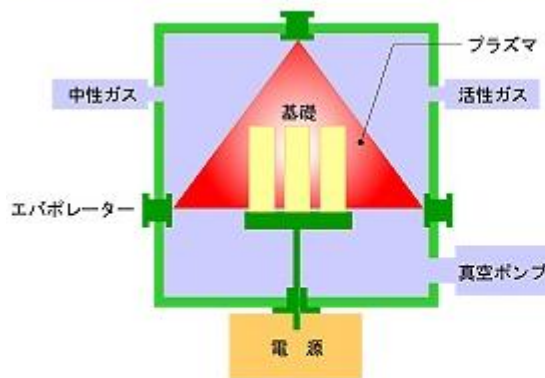
<PVD コーティングの各種方法>引用:??

① AIP 法 (Arc Ion Plating)



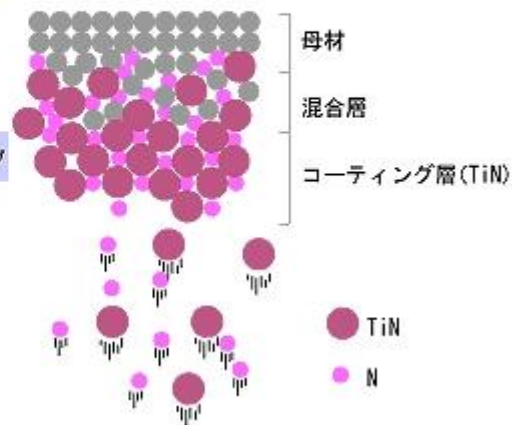
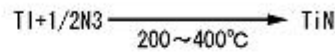
カソードアーク方式イオンプレーティング装置の特徴

カソードアーク式PVD法の装置概要



TiNの皮膜型形成原理

●反応式



<PVD コーティング装置>

例 1> 引用: 日本コーティングセンター(株)

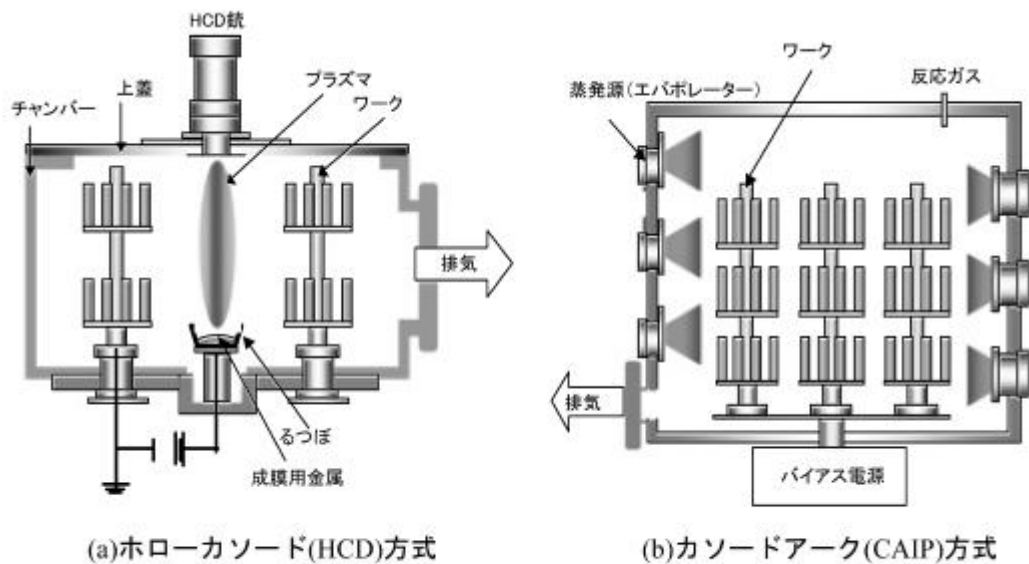
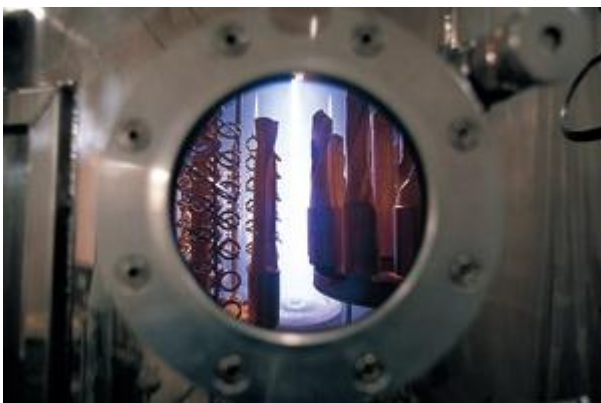


図2 代表的なイオンプレーティング装置の概略図



(コーティング作業中炉内) 引用: 石川工具研磨製作所 HP

例 2>電子銃式イオンプレーティング PVD 装置(引用:日本 ITF)

電子銃式イオンプレーティングは、膜の平滑性に優れる反面、他の方式に比べ密着性に劣るという欠点がありました。

当社では、下地密着層、主コート層、最表面層を最適化することによって、密着性を改善したジニアスコート™で、精密金型等の表面平滑性が必要な製品に対応します。



例 3>ホローカソード式 PVD 装置>HCD(Hollow Cathod Discharge Ion Plating)

HCD(Hollow Cathod Discharge Ion Plating) 法によって生み出されるプラズマエネルギーが、強固な密着力で、滑らかな緻密構造の皮膜形成を実現。

例えば、窒化チタン(TiN)等の皮膜形成材をイオン・プレーティング処理で工具の表面に被膜すると、耐磨耗性を備えた工具へと生まれ変わります。

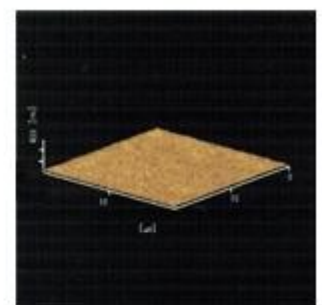
わが社では、HCD法のほか、AIP(Arc Discharge Ion Planting) 法による硬質材の被膜加工も実施。AIP法で窒化アルミチタン(TiAlN)等の皮膜形成材を蒸着した工具は、抜群の耐磨耗性を有しています。



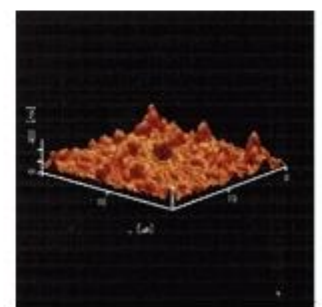
3元ターゲット型 HCD-PVD装置



[装置内プラズマ放電時の動画はこちらをクリック](#)



3H-HCD TiAlN



AIP TiAlN

ホロカソード方式による3種合金膜
成膜種類: TiAlN, TiSiCrN, TiCrN等

Ti系、Cr系等の各種コーティングが
可能な製作設計をいたします。

ご希望に合わせて、HCD法、スパッタ法、
AIP法
または混合のコーティング装置製作設計可
能。

＜コーティング手法 CVD と PVD の膜特性比較＞引用：日本 ITF
 CVD 法と PVD 法の特性をうまくまとめた表に感謝します。

表 3 気相法各種コーティングによる膜特性の一般的な比較

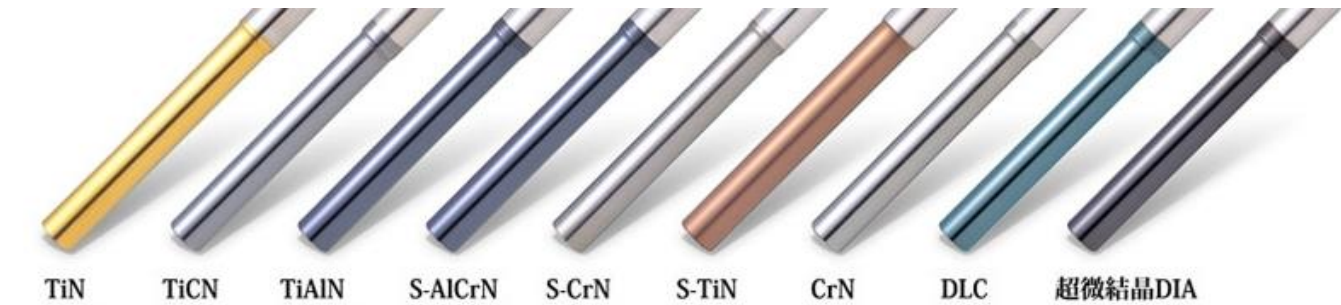
分類	処理法	被覆物質	結晶組織	処理温度	膜厚(μm)	密着性	表面粗さ	付き回り性
PVD 法	電子銃式PVD	TiN TiC TiCN	微細粒状晶	500～600℃	2～3	○	○	△
	アーク式PVD	TiN TiCN CrN TiAlN	微細粒状晶	200～700℃	2～5 膜によっては 30まで	◎	○	△
CVD 法	熱CVD	TiN TiC Al ₂ O ₃ SiC等	粗粒 or 柱状晶	700～1200℃	2～10	◎	△	◎
	プラズマ CVD	TiN・TiC Al ₂ O ₃ SiC、Si ₃ N ₄ DLC	微細粒状晶	500～900℃	1～4 場合により 30～120	○	○	○

◎：非常によい ○：よい △：やや不適合

＜PVD コーティング膜種の特性と用途＞

本件については膨大な資料がネット上に掲載されている。その中から一部を利用した。

① 切削工具への各種コーティング膜の色調＞引用：石川工具研磨製作所



コーティング種類		TiN	TiCN	TiAlN	S-AlCrN	S-CrN	S-TiN	WXS	WXL	WDL	CrN	DLC	超微結晶DIA / DG
特 性	硬 度 (Hv0.05)	2,300	3,000	2,800	3,000	2,500	3,500	3,500	3,100	3,300	1,800	3,000	> 9,000
	摩擦係数	0.4	0.3	0.3	0.3	0.25	0.4	0.35	0.25	0.3	0.25	0.1	0.15 / 0.2
	コーティング厚 (μm)	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	1 0.5 0.2 0.1	φ0.5<φ2 8±2 (※1) φ2≧φ25 12±3
	最高使用温度 (℃)	600	460	850	1,100	1,000	1,100	1,300	1,100	1,100	700	400	600
	色 調	ゴールド	ブルー グレー	ブラック バイオレット	ブルー グレー	シルバー	銅 ゴールド	ブラック バイオレット	ダークグレー	干渉色	シルバー グレー	干渉色	ブラック
適用工具 材 種	超 硬	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○ K種(Co含有8%未満)
	ハイス鋼	○	○	○	○	○	×	×	○	○	○	○	×
	粉末ハイス鋼	○	○	○	○	○	×	×	○	○	○	○	×



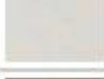
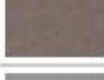
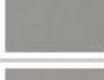
特 徴	耐摩耗性	耐摩耗性	耐熱性 耐摩耗性	超耐熱性 超耐摩耗性 潤滑性	低摩擦性 耐熱性 耐溶着性 潤滑性	超耐熱性 超耐摩耗性	超耐熱性 超耐摩耗性	超耐熱性 超耐摩耗性 潤滑性	低摩擦性 耐熱性 耐溶着性 潤滑性	耐溶着性	超低摩擦性 耐摩耗性 耐溶着性	超微結晶 低摩擦性 耐摩耗性 耐溶着性
被 削 材	一般鋼材	一般鋼材～焼入鋼			一般鋼材	一般鋼材～焼入鋼		非鉄～焼入鋼	一般鋼材 鋳物	銅	銅 アルミ合金(※2)	グラファイト 銅 アルミ合金(※2)
被削材最適硬度の目安 (HRC)	～40	～55	20～60	～55	～40	35～70	35～70	～50	～35	－	－	－
切削方法	ドライ (エアブロー)	△	×	◎	◎	◎	◎	◎	△	○	△	○
	ウエット	○	◎	△	○	△	△	○	◎	○	○	△
	凡例	記号の説明(切削方法): ◎最適 ○適用 △やや適用 ×不適 切削方法の適用基準については、一般的な選定基準を示すもので、使用条件により変わることがあります。										

(※1) ドリルについてはφ2未満においても12μ±3となります。

(※2) アルミ合金加工においてSi含有率13%以上の場合はDIAコーティングを推奨いたします。

● S-TiN / S-CrN / S-AlCrNは日立ツール株式会社のコーティング特許使用許諾の元に開発したコーティング業者に委託しております。
● TiAlN(FX) / WXS / WXL / WDI / CrN / DLC / 超微結晶DIA / DGは オーエスジー株式会社に委託しております。また呼称は同社の商標です。

② コーティング膜種の特性＞引用:ics-21.com

膜種	色調		成膜温度 (℃)	硬さ (HV)	標準 膜厚 (μm)	最大 膜厚 (μm)	表面粗さ Ra/μm	動摩擦 係数	酸化開始 温度
DLC	黒		250℃ 以下	2000～3000	2～3 μm	5	0.03～0.1	0.05～0.15	350℃
Cr2N	銀白			1400～2000		10		0.25～0.30	550℃
CrN	銀白			1800～2200					
TiN	黄金		400～ 450℃	2000～2500		30	0.18～0.28	0.35～0.40	450℃
CrN	銀白			1800～2200			0.10～0.20	0.25～0.30	550℃
TiAlN	紫			2800～3300		6	0.25～0.35	0.40～0.45	800℃
TiCN	青灰			2300～2800		5	0.15～0.25	0.10～0.20	350℃
TiCrN	茶灰			2500～3000		10	0.10～0.20	0.25～0.30	550℃
SX-1	銅			3500～3700	3.5～4.5 μm	5		0.05～0.10	0.30～0.35
SX-2	灰			2700～3200	2～3 μm		0.20～0.25		550℃
SX-3	暗灰			3000～3400			0.15～0.25		0.25～0.30

＜ダイヤモンド膜をコーティングする＞DLC コーティング

DLC (Diamond Like Carbon) は 1971 年、Aisenbergt と Chabot がイオンビームを使って合成した。

DLC コーティングはダイヤモンド状の炭素－炭素結合を持った非晶質炭素膜(アモルファス)の総称で、気相合成によってのみ得られる薄膜材料のこと。

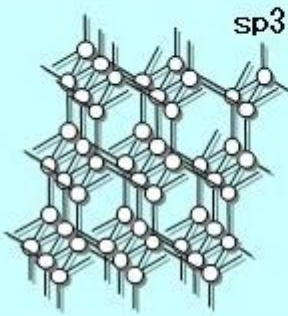
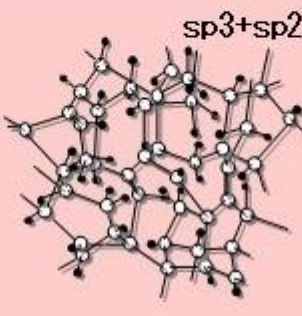
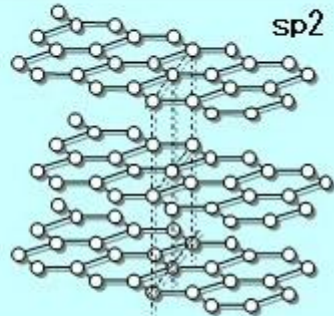
DLC コーティングは高い硬さ(Hv3500)、低い摩擦係数(0.1 程度)の膜で、しかも低温(200℃)でコーティングできることから、金型や機械部品などの摺動抵抗を低減できる画期的な膜である。

DLC コーティング膜の一般的性質

- ◆ 高硬度で優れた耐摩耗性
- ◆ 無潤滑下で低い摩擦係数
- ◆ 摺動時、相手材を摩耗・損傷させない
(低相手攻撃性)
- ◆ 化学的に不活性で安定しており、焼付き・凝着・溶着を起こさない
- ◆ 腐食性雰囲気中でも侵されない

以上、DLC は摺動部品の表面に要求される特性をすべて備えた、卓越した表面処理である。

DLC コーティングの構造と特長(引用:nissin-pvd.com)

	ダイヤモンド	DLC (Diamond-Like Carbon)	炭
構造 (模式図)	 sp3	 sp3+sp2	 sp2
特長	高硬度	高硬度	低摩擦
弱点	欠損し易い	低摩擦	硬度が低い
合成温度	700℃以上	室温～200℃	1500℃以上

炭素物質の状態図(引用:熱処理 48-3-2008 日本 ITF)

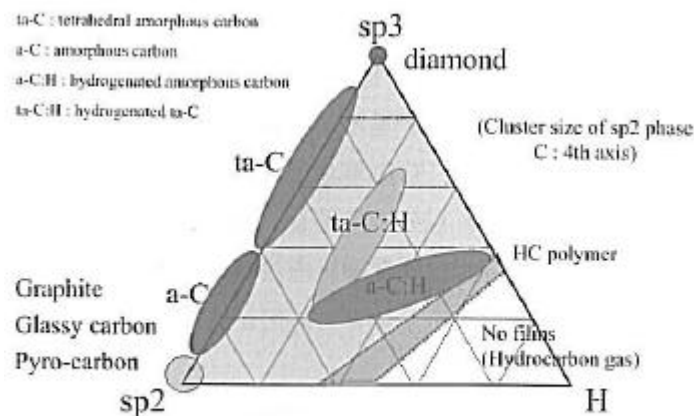


図8 炭素物質の状態図

製法	高周波プラズマCVD法	イオン化蒸着法	スパッタ法	アークイオンブレーティング法
成膜原理				
成膜原料	CH ₄ (メタン)	C ₆ H ₆ (ベンゼン)	グラファイト, C ₂ H ₂ (アセチレン)	グラファイト
成膜温度	<200℃	<200℃	<200℃	<200℃
水素含有量	30~40atm%	~15atm%	0~30atm%	0~5atm%
ヌーブ硬度	Hk=1,500~2,000	Hk=2,000~2,500	Hk=800~2,000	Hk=2,500~4,000
密着性	○ (薄体~絶縁体)	○ (薄体)	○ (薄体)	○ (薄体)
摩擦摩耗特性	◎0.05~0.2	○0.1~0.2	◎0.05~0.2	△0.1~0.5
平面平滑性	◎0.002~0.01 μm	○0.01~0.1 μm	○0.005~0.01 μm	×0.05~0.1 μm
量産性	◎	○	○	×
絶縁物基材	◎	△	○	△

図2 代表的な DLC の形成方法

最後に、コーティング膜物質の基本特性をまとめて紹介します。(引用は資料内参照)

コーティング膜物質データ集

以下のデータはバルクのデータです。

出典; H. Holleck: Metaerial selection for hard coatings, J. Vac. Sci. Technol. A, Vol.4, No.6, Nov/Dec 1986

■ 金属結合性物質

	密度(g/cm ³)	融点(℃)	硬度HV	ヤング率kN/mm ²	電気伝導率(μΩ cm)	熱膨張率(10 ⁻⁶ K ⁻¹)
TiB ₂	4.50	3225	3000	560	7	7.8
TiC	4.93	3067	2800	470	52	8.0~8.6
TiN	5.40	2950	2100	590	25	9.4
ZrB ₂	6.11	3245	2300	540	6	5.9
ZrC	6.63	3445	2560	400	42	7.0~7.4
ZrN	7.32	2982	1600	510	21	7.2
VB ₂	5.05	2747	2150	510	13	7.6
VC	5.41	2648	2900	430	59	7.3
VN	6.11	2177	1560	460	85	9.2
NbB ₂	6.98	3036	2600	630	12	8.0
NbC	7.78	3613	1800	580	19	7.2
NbN	8.43	2204(±)	1400	480	58	10.1
TaB ₂	12.58	3037	2100	680	14	8.2
TaC	14.48	3985	1550	560	15	7.1
CrB ₂	5.58	2188	2250	540	18	10.5
Cr ₃ C ₂	6.68	1810	2150	400	75	11.7
CrN	6.12	1050	1100	400	640	(2.3)
Mo ₂ B ₃	7.45	2140	2350	670	18	8.6
Mo ₂ C	9.18	2517	1660	540	57	7.8~9.3
W ₂ B ₃	13.03	2365	2700	770	19	7.8
WC	15.72	2776	2350	720	17	3.8~3.9
LaB ₆	4.73	2770	2530	(400)	15	6.4

■共有結合性物質

	密度(g/cm ³)	融点(°C)	硬度HV	ヤング率(kN/mm ²)	電気伝導率(μΩcm)	熱膨張率(10 ⁻⁶ K ⁻¹)
B ₄ C	2.52	2450	3-4000	441	0.5×10 ⁶	4.5(5.6)
BN(kub.)	3.48	2730	~5000	660	10 ¹⁸	...
C(diamond)	3.52	3800	~8000	910	10 ²⁰	1.0
B	2.34	2100	2700	490	10 ¹²	8.3
AlB ₁₂	2.58	2150(±)	2600	430	2×10 ¹²	...
SiC	3.22	2760(±)	2600	480	10 ⁵	5.3
SiB ₆	2.43	1900	2300	330	10 ⁷	5.4
Si ₃ N ₄	3.19	1900	1720	210	10 ¹⁸	2.5
AlN	3.26	2250(±)	1230	350	10 ¹⁵	5.7

■イオン結合性物質

	密度(g/cm ³)	融点(°C)	硬度HV	ヤング率(kN/mm ²)	電気伝導率(μΩcm)	熱膨張率(10 ⁻⁶ K ⁻¹)
Al ₂ O ₃	3.98	2047	2100	400	10 ²⁰	8.4
AlTiO ₄	3.68	1894	...	13	10 ¹⁶	0.8
TiO ₂	4.25	1867	1100	205	...	9.0
ZrO ₂	5.76	2677	1200	190	10 ¹⁶	11(7.6)
HfO ₂	10.2	2900	780	...	...	6.5
ThO ₂	10.0	3300	950	240	10 ¹⁶	9.3
BeO	3.03	2550	1500	390	10 ²⁴	9.0
MgO	3.77	2827	750	320	10 ¹²	13.0

■摩擦係数比較



(引用: トーヨーエイトック株)

コーティングは高熱高荷重という過酷な環境にある工具の刃先を的確に守ることのできる技術です。今後とも、靱性と硬さの両立を目指してより優れ

たコーティング膜の開発と、より靱性の高い母材の開発および双方の強固な結合を実現できるコーティング技術の開発が進められるであろう。

(31つづく32)

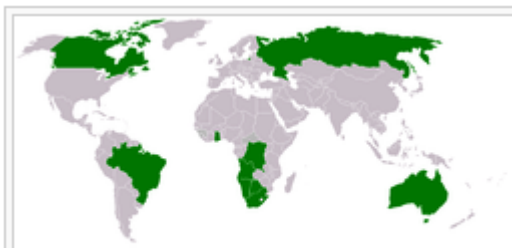
<地球で最も硬い物質“ダイヤモンド”を作る>

ダイヤモンドは太古の地殻変動における地殻深部(地下150Km～190Km)の高圧(6万～10万気圧)と地熱の高温(2000～3000℃)により何億年もの年月をかけて炭素がダイヤモンドに変態したものである。

それが噴火活動で地殻を突き破って周囲の岩石を粉砕し、ダイヤモンドに富んだ母岩が地表近くに押しだされたり、さらに母岩が風化浸食してダイヤモンドが母岩から離れ、それが洪水などで流されて露出したものと言われている。



ダイヤモンド母岩は「キンバーライト」(Kimberleit)あるいはキンバレー岩と呼ばれ、世界中で一定地域にのみ、パイプ状の鉱脈を形成する。



ダイヤモンドの産出量が多い国 本文のリ



ロシア連邦サハ共和国ウダチナヤ鉱山

母岩から採掘するダイヤモンド鉱床で有名なところは南アフリカやシベリヤの鉱山がある。

(写真引用:wikipedia)

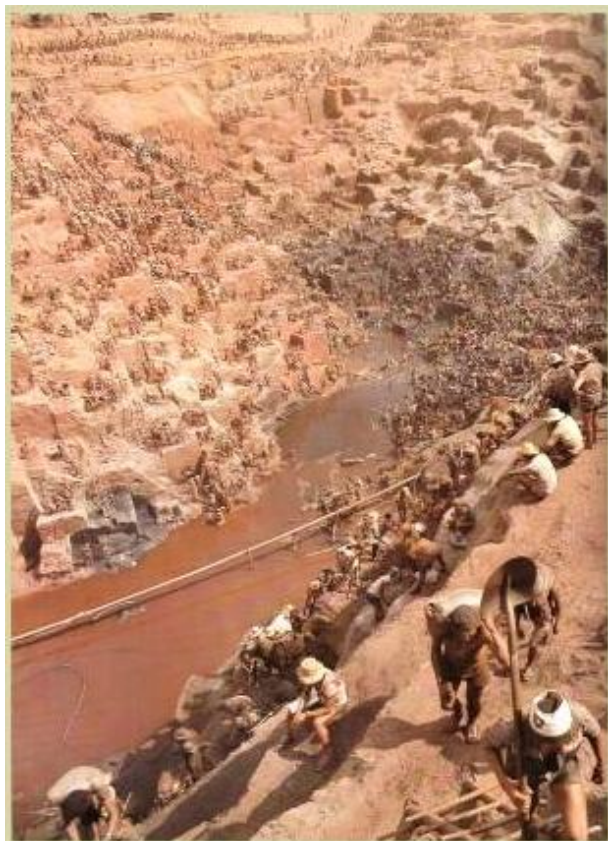


母岩からダイヤモンド原石の収率は、2000分の1と言われているので、4トンの母岩から1カラットの原石が産出され、この原石から宝飾用とし

て使用できるのは約10%で、ほかは工業用となる。

露出したダイヤモンドは漂砂鉱床と呼ばれる場所に存在する。ダイヤモンド漂砂鉱床はダイヤモンドを含む土砂が岩石化していないので、採掘が

容易で設備投資も少なくすむ。また形状も流出中にもまれて丸みを帯びており、良質のダイヤモンドが得られる。

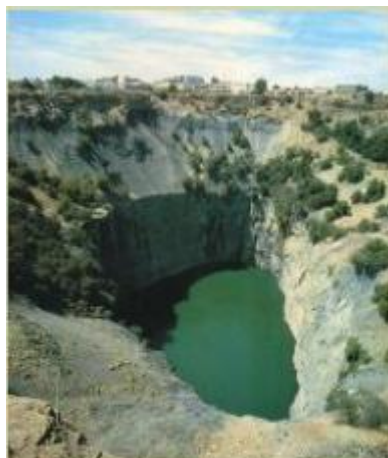


上・左 ブラジル, Serra Peladaの漂砂金鉱床 1980年
(top & left Alluvial gold mine at Serra Pelada, Brazil, 1980)

(引用:www15.plala.or.jp)

<世界で最も有名な南アフリカのキンバリー漂砂鉱床 採掘跡>

この鉱山は1867年に発見されてから掘り尽くすまで(1914年)、わずか47年であった。鉱区は1600にも分割され、何10万人の作業者が硬い岩盤を掘り続け、最後の一粒まで掘り尽くした。



人類の掘った最大の穴
キンバリーダイヤモンド鉱山
"Big Hole" of Kimberley

(引用:www15.plala.or.jp)

漂砂鉱床中からの収率は、約1億分の1で原石が産出され、この原石から宝飾用として使用できるのは30~40%ある。

ダイヤモンドは指輪などの宝飾用が身近であるが、工業用としてはカラーダイヤなどの屑ダイヤを粉砕して研磨剤や砥石の砥粒として、その硬さを利用してきた。

ダイヤモンドの採掘に関する詳細サイト

>大地を掘る人々(Garimpeiros)

<http://www15.plala.or.jp/gemuseum/gemstry-gmm.html>

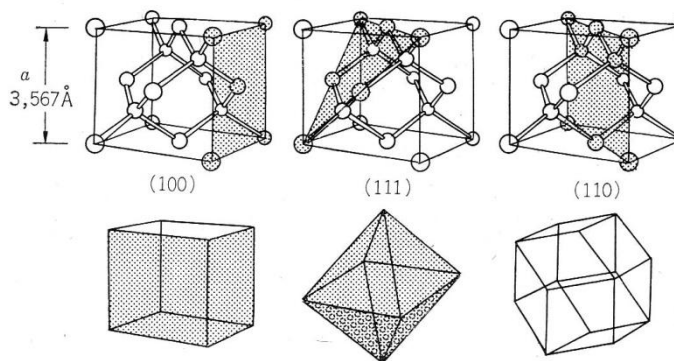
以上のほかに隕石中にも発見されている。隕石中のダイヤモンドには、かなり高いニッケル(Ni)が含まれていることから形成過程が天然ダイヤモンドとは異なることが特徴である。このことが、人工ダイヤモンド合成において大きなヒント(Niを触媒として用いる)となるのである。

(33つづく34)

<ダイヤモンドの基本> 結晶構造・耐摩耗性・平衡状態図

① 結晶構造

硬さ順位>最硬面:111面(8面体面)、次が110面(12面体面)、次が100面(6面体面)



② 摩擦方向と耐摩耗性

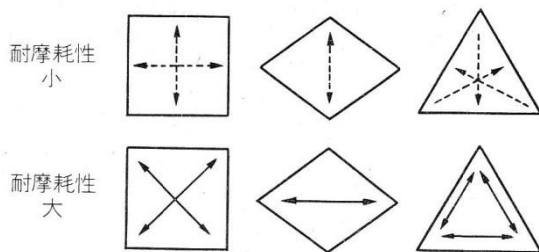


図 2 摩擦方向と耐摩耗性

③ ダイヤモンドー石墨の平衡状態図

ダイヤモンドの安定的形成には超高压(5万～10万気圧)の環境が必要となる。

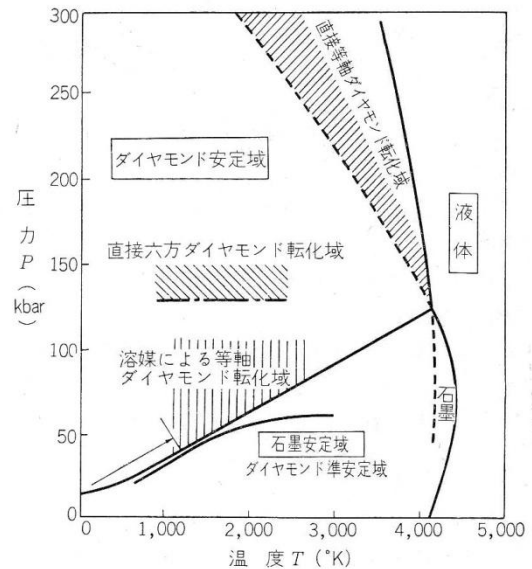


図 6 ダイヤモンドー石墨の相平衡図

(引用:機械技術、第29巻第5号
機械技術研究所、村田良司)

<人工ダイヤモンド Synthetic Diamond の合成>

人工ダイヤモンドを合成しようとする願いは、人間の長い間の夢であった。1890年にノーベル賞受賞のフランス人、ヘンリー・モアッサンがダイヤモンド合成の実験を行ってからは多数の科学者が試みた。

終局は高温高压(3000℃、10万気圧)技術と、そしてヒントになった隕石ダイヤモンド中に含有されたニッケルを触媒として、1953年3月米国ゼネラル・エレクトリック社(GE)の研究所で、合成に成功した。

現在では、周期律第8族の金属を触媒として、市販の石墨や砂糖から取った炭素などを原料として、高温高压装置で、5～20分くらいで合成され

る。人工ダイヤモンド合成法は、当初はトップレベルの国家機密として極秘にされていたが、現在では世界各国で製造されている。

- ① 米国 GE 社
- ② 南アフリカ共和国(De beers 社)
- ③ アイルランド英国(De beers 社)
- ④ スウェーデン(De beers 社)
- ⑤ 日本(東名ダイヤモンド、東芝タンガロイ、住友電工、国立無機材研)
- ⑥ ソ連(モスクワ硬質物研究所)
- ⑦ 中国(山東省工廠)

(以上引用:機械と工具1979年7月

東京電機大学 吉田邦彦)



人工ダイヤモンド例(引用:旭ダイヤ)



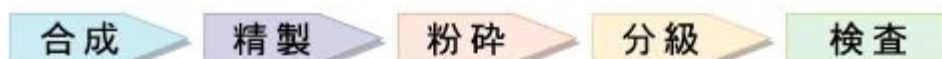
人工ダイヤモンドの合成装置例>引用:不明



人工ダイヤモンドの製法および結晶構造の特徴>引用:住金マテリアルズ

高压合成法	
■ 静圧法	単結晶ダイヤモンド
■ 衝撃圧縮法	多結晶ダイヤモンド
低压合成法	
■ CVD法	薄膜ダイヤモンド

爆発合成工程後、不純物を取り除く精製工程、形状やサイズを調整する粉碎工程、高精度なサイズ域を分別する分級工程、厳格な社内規格に基づいた検査工程があります。



SCMファインダイヤの粒度規格

スタンダードグレード(SF)

粒度幅	呼称粒度	D50	SD
0-0.5	0.25	0.20-0.35	<0.15
0-1	0.5	0.35-0.55	<0.25
0-2	1	0.85-1.15	<0.25
1-3	2	1.45-2.15	<0.60
2-4	3	2.20-3.50	<0.85
2-6	4	3.50-4.00	<1.50
3-7	5	4.00-4.50	<1.50
4-8	6	4.50-6.20	<1.70
6-12	9	6.30-9.20	<3.00
8-16	12	9.00-12.0	<4.00
10-20	15	12.0-16.0	<4.00
15-25	20	13.2-18.5	<4.00

スペシャルグレード(SQ)

粒度幅	呼称粒度	D50	SD
0-0.05	0.025	-0.07	<0.050
0-0.1	0.05	0.07-0.10	<0.060
0-0.2	0.1	0.10-0.15	<0.075
0-0.25	0.125	0.15-0.23	<0.095
0.1-0.5	0.25	0.23-0.31	<0.130
0.25-0.75	0.5	0.31-0.45	<0.250
0.5-1	0.75	0.45-0.70	<0.250
0.5-1.5	1	0.70-1.10	<0.250
1-2	1.5	1.10-1.30	<0.350
1.25-2.25	2	1.30-1.50	<0.350
1.5-3.5	2.5	1.50-2.20	<0.550
2.25-3.75	3	2.20-2.60	<0.650
3-5	4	3.20-3.60	<0.950
4-6	5	3.60-4.40	<1.25
6-10	8	6.00-8.20	<2.00
8-12	10	8.20-10.5	<4.00

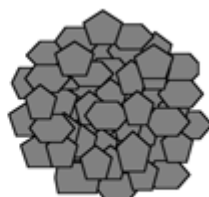
単結晶と多結晶の特徴>



単結晶

- 数少ない鋭い刃
- ヘキ開面有り
- 角張った形状

スクラッチが多く、
低い研磨速度



多結晶

- 無数の細かい刃
- ヘキ開面無し
- ブロッキーな形状

スクラッチが少なく、
高い研磨速度

＜単結晶人工ダイヤモンドの合成法＞引用:住友電工



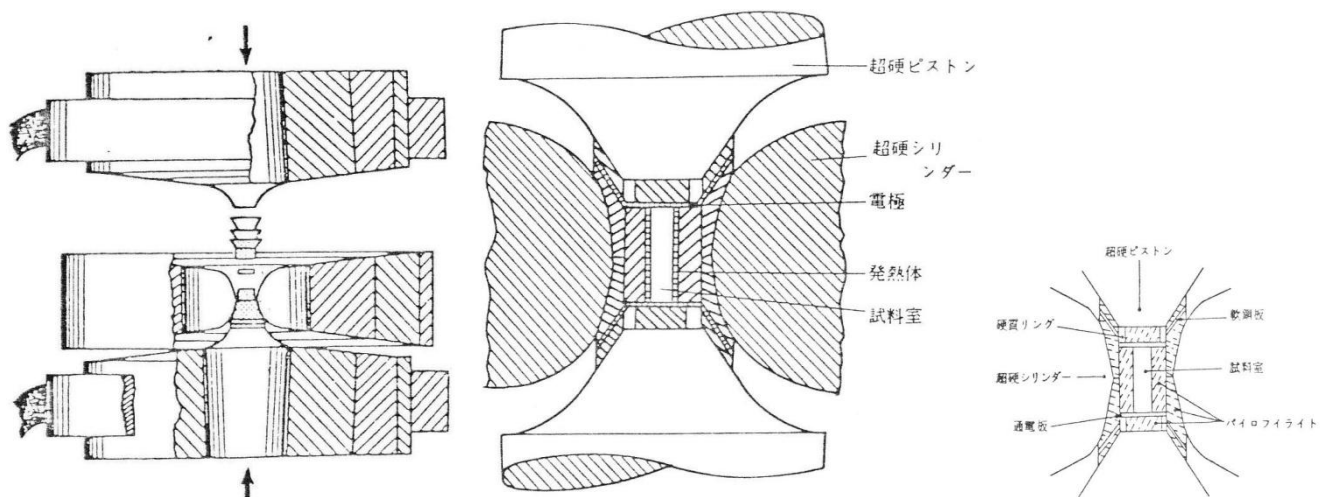
人工ダイヤモンド例



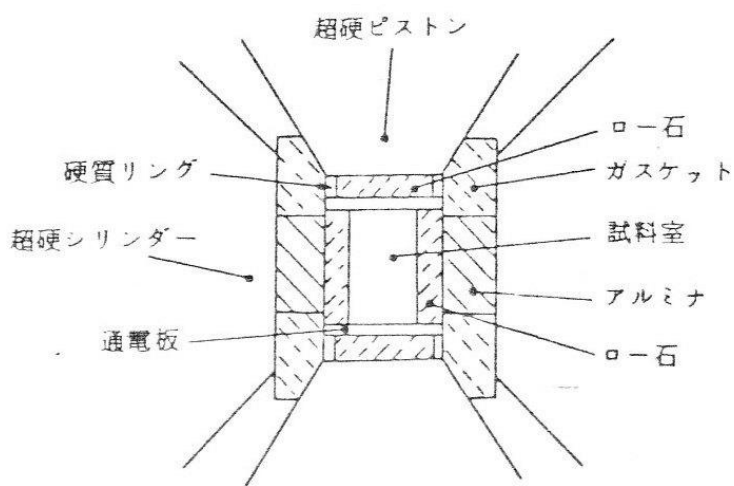
引用: 旭ダイヤ

<ダイヤモンド合成装置の各種> (後に開発された窒化硼素 BN も同様の合成装置)

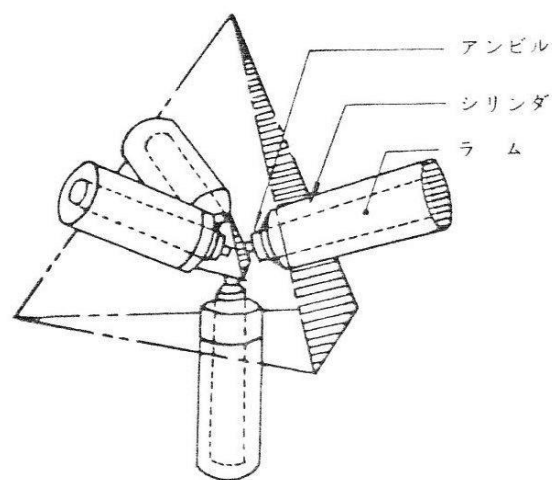
① ベルト型(米国 GE 社)



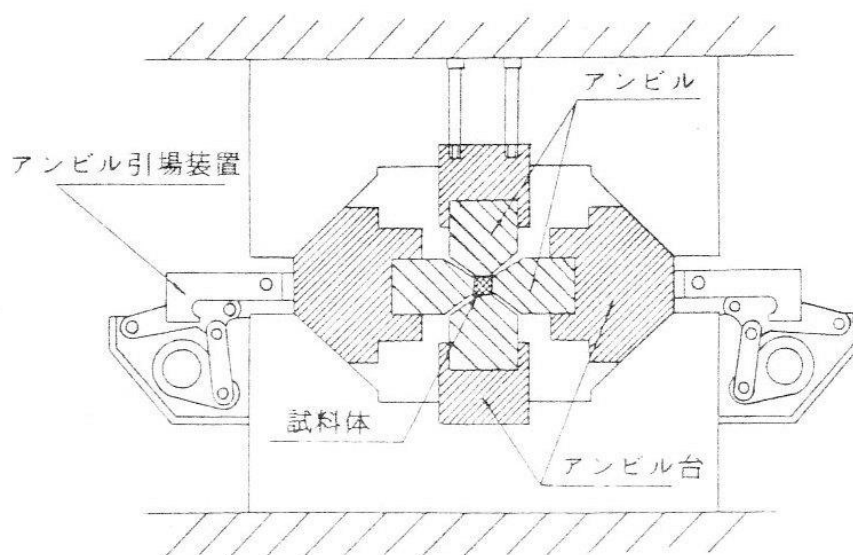
② アンビルシリンダ型(東名ダイヤモンド社)



③ 4面体型(Hall)



④ ダイヤ型(日本コベルコ社)



⑤ 爆発法(住金マテリアルズ社)

➡ SCMファインダイヤの製造工程

合成工程

多結晶ダイヤモンドは、火薬の爆発力により合成されますが、弊社では北海道赤平市に人工の爆発合成ドームを所有しています。この設備は、爆発によるダイヤモンド合成ドームとしては最大級を自負しています。産学官からの依頼により、爆発や合成試験にも積極的に協力させて頂いています。



世界最大級を誇る爆発によるダイヤ合成ドーム

<多結晶ダイヤモンド焼結体工具の出現>

米国 GE の人工ダイヤモンド合成から10年後、同じく米国 GE は超高压合成装置により人工ダイヤモンドの粉末を超合金の台座に焼結する、多結晶ダイヤモンド(PCD)焼結体工具材料を開発し、商品名「COMPAX」として市販を開始した。

* PCD> **P**oly **C**rystalline **D**iamond *

以後、天然ダイヤモンド(単結晶)の欠点(劈開性、異方性、資源、価格)を補い、また人工ダイヤモンド粉末の利用拡大をはかって次々にPCD材が

開発市販されていった。

① 1973年>多結晶ダイヤモンド焼結体工具「COMPAX」市販(米、GE)

② 同上、「MEGADIAMOND」市販(米、メガダイヤモンド)

③ 同上、「SYNDITE」市販(アイルランド英、De Beers)

以降、日本でも、三菱ノートン、住友電工、東名ダイヤモンド、東芝タンガロイなどが製品化している。



➡ ダイヤモンドの特性

機械的特性

超精密研磨への展開

■ 市場要求

- (1) 高精度化 仕上面は粒径依存
- (2) CMP代替 高速化・超鏡面要求、化学反応の限界

■ 技術的課題

- (1) 微粒化 精密な分級技術
分散性(凝集)による粗大化)
ハンドリング性
- (2) 研磨特性 マイクロクラック発生低減
- (3) 高純度化 精製技術

	密度[g/cm ³]	Hv[kg/mm ²]
ダイヤモンド	3.52	10,000
c BN	3.48	5,000
炭化硼素	2.52	3,500
炭化珪素	3.19	2,400
アルミナ	3.90	1,800
超硬	>10.0	1,800
窒化珪素	3.25	1,600
ジルコニア	6.05	1,300
石英	2.66	1,000

摺動特性特性

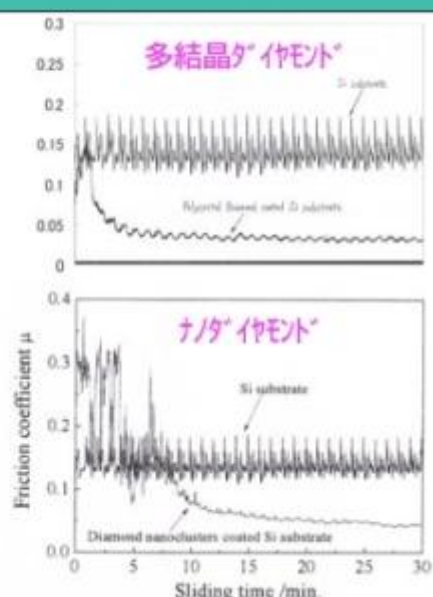
摺動材料に必要な特性

→超微粒ダイヤモンドの特徴と一致

- (1) 耐摩耗性 硬度依存(ダイヤ=No.1)
- (2) 低摩擦係数 超微粒ダイヤ $\mu < 0.1$
- (3) 高強度 限界PV値、高弾性率)
- (4) 相手との親和性 Fe系には不向き
- (5) 耐蝕性 ダイヤモンド=化学的安定

課題:コーティング、量産化、加工etc

	摩擦係数	安定
Si基板	0.12-0.18	-
多結晶	0.04-0.05	3分
ナノ	0.04-0.05	10分



熱・電気的特性

ヒートシンク材料に必要な特性

- (1) 熱伝導性=高い
- (2) 熱膨張係数=低い
- (3) 誘電率=低い
- (4) 絶縁(比抵抗)=高い
- (5) 特性の安定性
- (6) 密着性=良い

課題:難加工性、量産化、コスト競争力etc

	熱伝導率 [W/m·K]	線膨張率 [×10 ⁻⁶ /K]	比抵抗 [Ω·cm]	誘電率 [1MHz]	絶縁耐圧 [kV/mm]
ダイヤモンド	2000	2.3	10 ¹⁶	5.6	350
AlPO ₃	20	8.0	>10 ¹⁴	9.2	14
SiC	60-490	4.2	<10 ⁶	4.4	400
AlN	70-260	4.7	>10 ¹⁴	8.7	15
BeO	250	7.8	>10 ¹⁴	6.5	10
シリコン Si	150	2.6		11.8	30
銀 Ag	430	19.1	1.6×10 ⁻⁶		
銅 Cu	400	16.8	1.7×10 ⁻⁶		

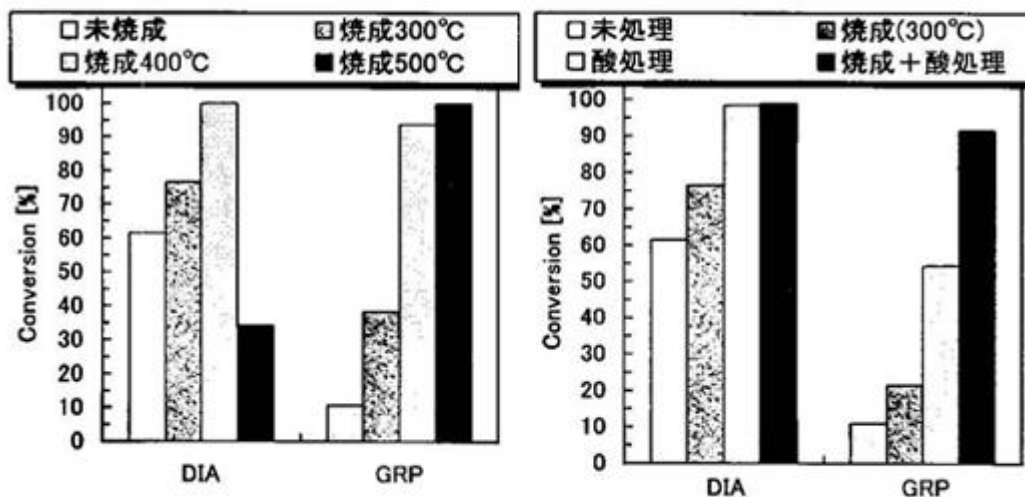
半導体材料としての優れた特性 ダイヤモンド基板 ←結晶成長の種結晶

- (1) 高いバンドギャップ・熱伝導性→高温使用対応
- (2) 高い移動度・絶縁耐圧→高速・大電力対応
- (3) 高い飽和速度・絶縁耐圧→高周波対応
- (4) 低い誘電率→高速対応

	格子定数 [Å]	BandGap [eV]	移動度 [cm ² /V·s]		飽和電子速度 [cm/s]	絶縁耐圧 [kV/mm]
			(電子)	(正孔)		
ダイヤモンド	3.57	5.47	1800	1600	2.5×10 ⁷	>350
3C-SiC	4.36	2.23	1000	700	2.7×10 ⁷	400
6H-SiC	3.09	2.93	500		2.0×10 ⁷	250
シリコン Si	5.43	1.12	1500	600	1.0×10 ⁷	30
GaAs	5.65	1.43	8000	400	2.0×10 ⁷	40
GaN	3.19	3.39	900		2.7×10 ⁷	40
ZnSe	5.67	2.67				

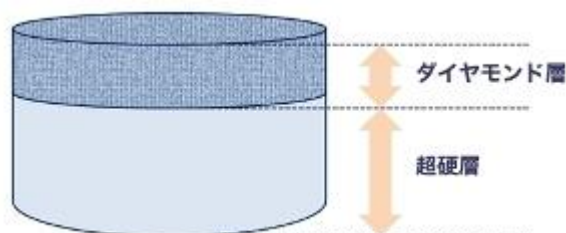
その他の特性

- (1) 靱性 7.5(水晶と同等)
- (2) 光学特性 単屈折性、屈折率2.417分散度0.044、透明度
- (3) X線 透過性あり
- (4) 耐薬品性に優れる
- (5) 音響材料特性 比弾性率:325 [10¹⁰dyne/g/cm] 伝播速度:18,000 [m/sec]
- (6) 触媒担体



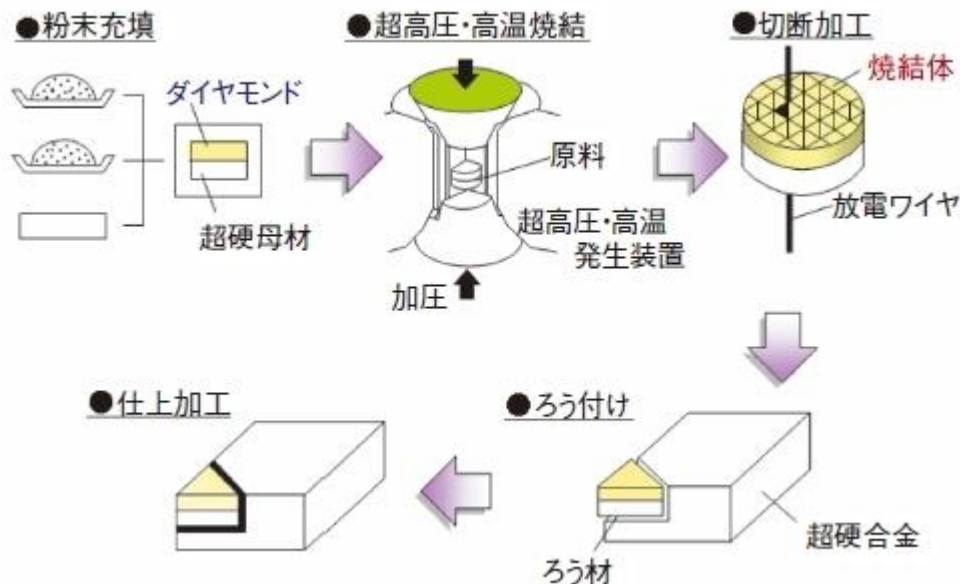
(例) 2-PA分解活性(300°C)測定結果

焼成・酸処理による表面処理により高活性な酸性触媒となることを確認



(引用:コンパックス精密 HP)

<PCD 焼結体工具の製造工程> 引用:住友電工、セラミックス 43(2008)No8



<超高压合成工具材料の用途> 引用:応用機械工学1976-3、機械技術1981-5

	PCD 多結晶ダイヤモンド焼結体工具 Poly Crystalline Diamond	PCBN 多結晶窒化硼素焼結体工具 Poly Crystalline Boron Nitride
適応 加工物材質	◆ 非鉄金属 (アルミ合金、銅合金、亜鉛合金 軸受メタル、金、銀、白金、ほか) ◆ 非金属材料 (硬質ゴム、ベークライト、塩ビ、ナイロン、 FRP、黒鉛、ほか) ◆ 難削材料 (超硬合金、焼結メタル、ほか)	◆ 高硬度材料 (ダイス鋼、ハイス、チルドロールほか) ◆ 焼入れ鋼 ◆ 耐熱合金 ◆ 焼結合金 ◆ 鋳鉄
用途	◇ 仕上げ旋削加工全般 ◇ アルミ合金のフライス加工 ◇ リーマー加工 ◇ 仕上げ中ぐり加工	◇ 旋削加工全般 ◇ 仕上げフライス加工 ◇ 金型加工(ボールエンドミル) ◇ 仕上げ中ぐり加工

<窒化硼素ボロンナイトライド(BN)系工具の開発> Boron Nitride

ダイヤモンドは熱に弱く、760℃くらいで燃えてしまう。また、原料が炭素であるため、鉄とは高温で反応し、鉄鋼材料の切削には使用できない。

この問題を解決できる救世主が「窒化硼素 BN」である。製法や特徴などは後にして、まずは BN 工具の開発競争について振り返ってみよう。

<窒化硼素 BN 工具の開発経過>

1956年、立方晶窒化硼素 CBN (Cubic Boron Nitride) の合成に成功(米、GE)

1971年、ウルツ鉱型窒化硼素 wBN の合成に成功(日本油脂)

1972年、CBN 焼結体工具「エルボル elbore」(商品名)の開発(旧ソ連)

1976年、CBN 焼結体工具「ボラゾン BORAZON」(商品名)市販(米、GE)

1977年、CBN 焼結体工具「アンボライト」(商品名)市販(英、De Beers)

1977年、CBN 焼結体工具の開発試作(日本油脂)

1978年、CBN 焼結体工具「スミボロン」市販(住友電工)

1979年、CBN 焼結体工具「JBN」市販(ダイジェット工業)

1979年、CBN 焼結体工具「Q-BONITE」市販(東芝タンガロイ)

1980年、CBN 焼結体工具「CB50」市販(瑞典、サンドヴィックコロマント)

1980年、wBN 焼結体工具「ウルジン WURZIN」市販(日本油脂)

米国 GE に遅れること20年、我が国においても窒化硼素の合成に成功し、砥粒として工具として使用されていった。

特筆すべきは爆薬製造メーカーである日本油脂

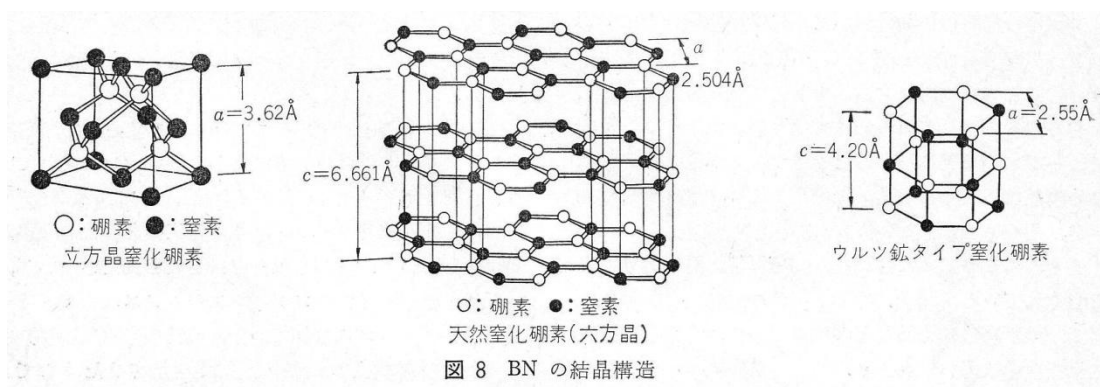
が、爆薬の爆発による10GPa(10 万気圧)を超える衝撃圧により、触媒なしで世界初の(ウルツ鉱型窒化硼素 wBN)を合成したことである。

窒化硼素 BN は、常温常圧では六方晶または非晶質の物質で、高融点(2730℃)ではあるが黒鉛に似た(色は白色)軟らかい材料である。

この結晶を超高圧装置で C 軸方向に押しつぶすとダイヤモンドに似た立方晶構造に変化する。

これを立方晶窒化硼素 CBN (Cubic Boron

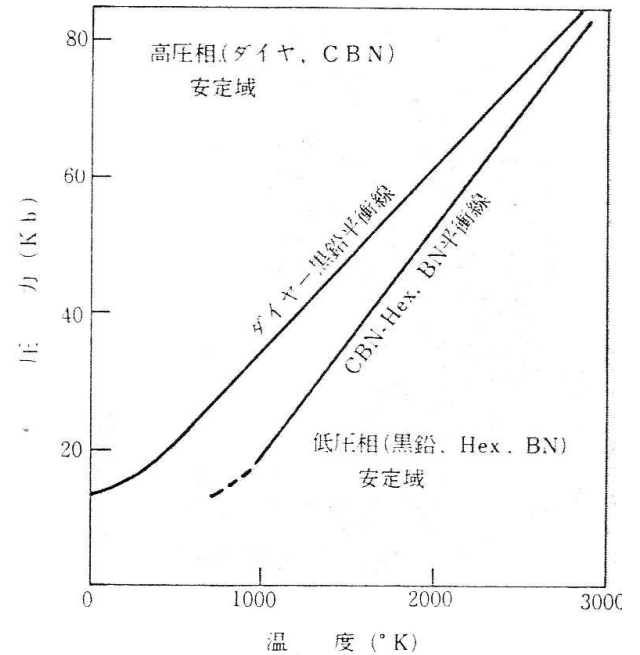
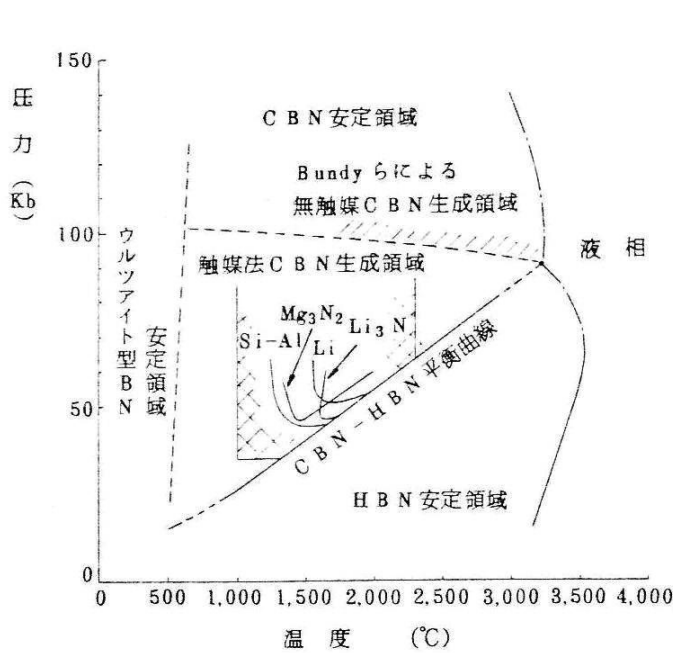
Nitride)といい、これはダイヤモンドに次いで硬く(Hv4700)、しかも空気中で 1000℃程度の高温に耐えることができる。さらに最大の特徴は高温下において鉄鋼と反応しないことである。このため、この工具はダイヤモンドでは削れなかった鉄系材料を切削することができる。



(引用: 機械技術 1981.5、機械技術研究所 村田良司)

<参考資料>

- ① BN の温度—圧力状態図(左図)＞引用: マシニシ 1977.8、小松製作所 樺山敬彦
- ② ダイヤ—黒鉛、CBN—Hex、BN 相平衡線(右図)＞引用: マシニシ 1978.8.8、住友電工



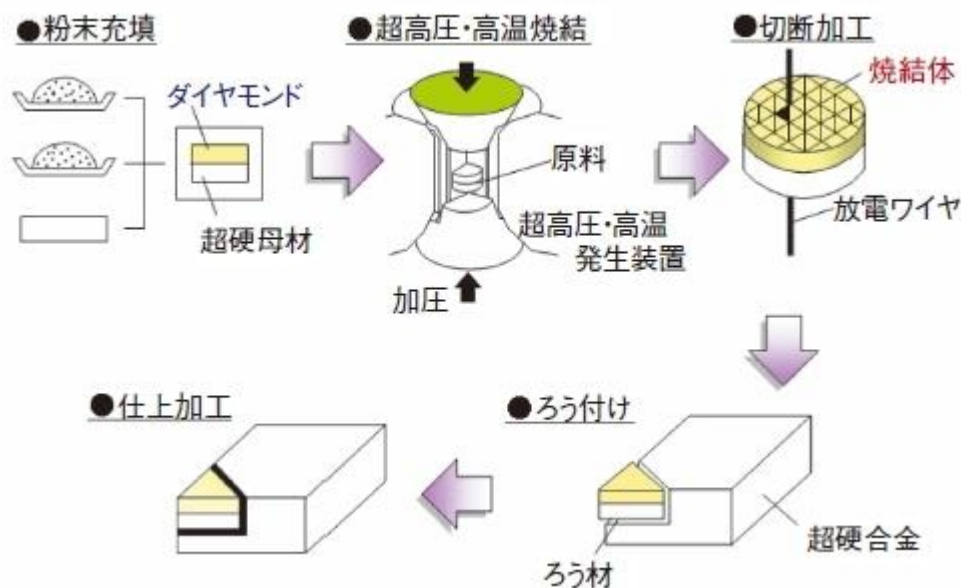
<BN 焼結体工具の製造方法>

BN 焼結体工具の製造方法は多結晶ダイヤモンド焼結体工具(PCD)と基本的には同じである。まず、BN 結晶体(粉末)は人工ダイヤモンドの合成と同じ、超高压合成装置で製造する。次に、完成した BN 粉末に金属やセラミックスの

粉末を添加混合し、ペレット状に成形後、これを超合金の台座に載せ、超高压装置によって4～7GPa、1000～1500℃の高压高温下で焼結する。

下図は 40 頁で掲載したものであるが、図中の「ダイヤモンド」を「BN」と置き換えればよい。

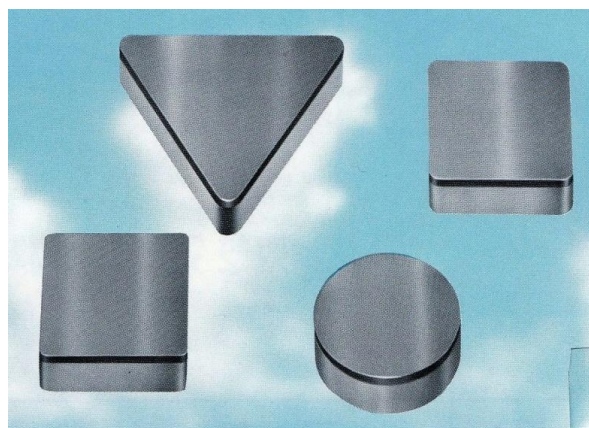
<BN 焼結体工具の製造工程>引用: 住友電工、セラミックス 43(2008)No8



超高压装置での焼結体製造イメージと完成品



1980. 7、機械雑誌に掲載されたサンドヴィックコロマント(瑞典)の CBN 工具「CB50」の広告写真



＜wBN 結晶体(粉末)の衝撃合成法＞引用:機械技術 1981.5 第 29 巻第 5 号、日本油脂 荒木正任

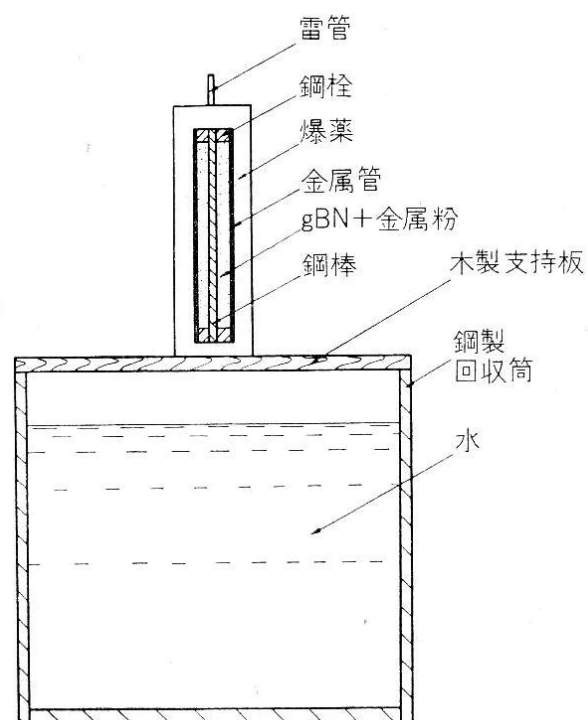
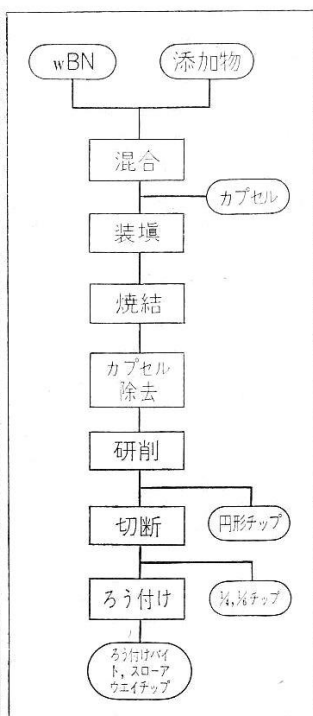
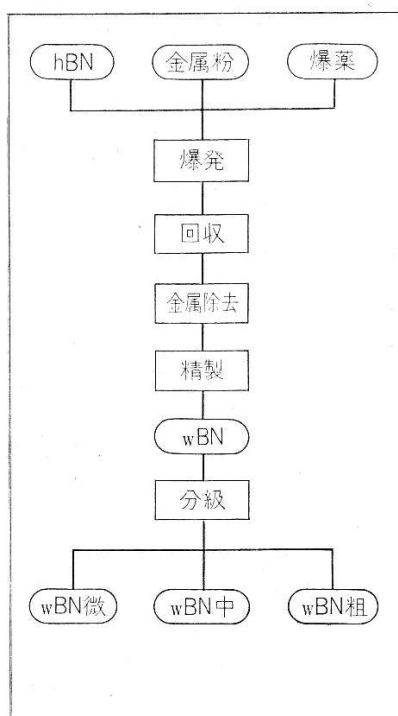


図 1 wBN 粉製造工程図 図 2 ウルジン焼結工程図

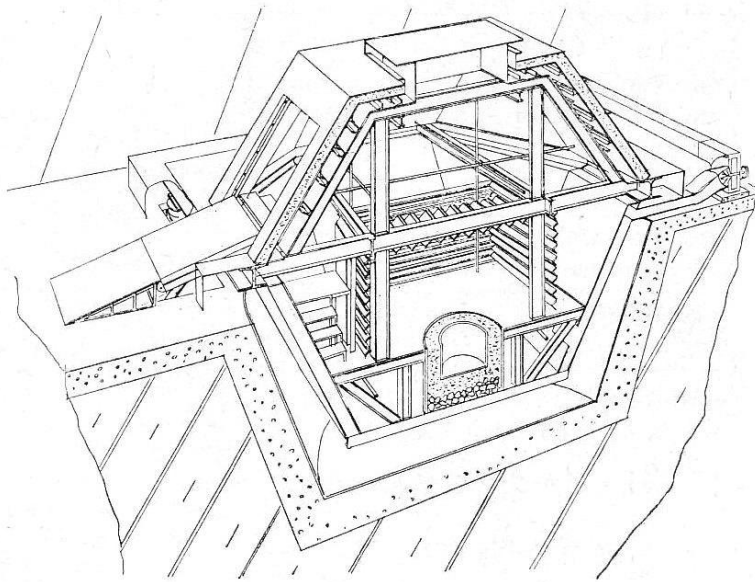
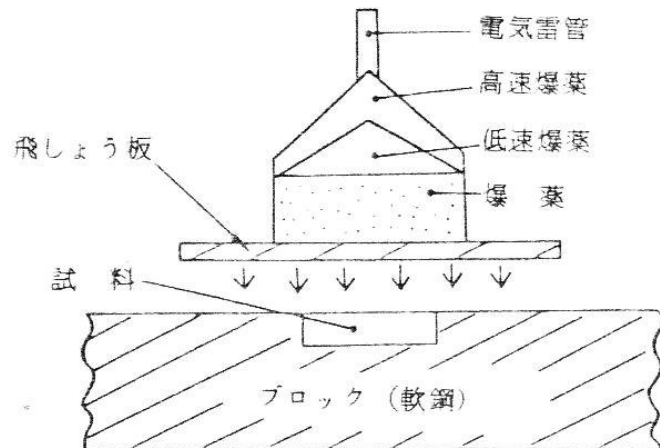


図 3 爆発消音装置透視図

＜CBN 粉末の衝撃合成法＞引用: マシニスト 1977.8、小松製作所 樺山敬彦



＜超高圧合成工具材料の用途＞引用: 応用機械工学1976-3、機械技術1981-5

超高圧合成工具材料の用途

(引用文献: 応用機械工学1976-3、機械技術1981-5)

	PCD 多結晶ダイヤモンド焼結体工具 Poly Crystalline Diamond	PCBN 多結晶窒化硼素焼結体工具 Poly Crystalline Boron Nitride
適応 加工物材質	◆ 非鉄金属 (アルミ合金、銅合金、亜鉛合金 軸受メタル、金、銀、白金、ほか) ◆ 非金属材料 (硬質ゴム、ベークライト、塩ビ、ナイロン、 FRP、黒鉛、ほか) ◆ 難削材料 (超硬合金、焼結メタル、ほか)	◆ 高硬度材料 (ダイス鋼、ハイス、チルドロールほか) ◆ 焼入れ鋼 ◆ 耐熱合金 ◆ 焼結合金 ◆ 鋳鉄
用途	◇ 仕上げ旋削加工全般 ◇ アルミ合金のフライス加工 ◇ リーマー加工 ◇ 仕上げ中ぐり加工	◇ 旋削加工全般 ◇ 仕上げフライス加工 ◇ 金型加工 (ボールエンドミル) ◇ 仕上げ中ぐり加工

＜CBN 焼結体工具の推奨切削条件＞引用：米 GE 社資料より

材料 耐熱合金	切削速度 (m/分)	送り (mm/回転)	切込み (mm)	SCEA*
インコネル600	183	0.152	3.175	15°
インコネル718	183	0.152	3.175	45°
ルネ41	183	0.152	3.175	45°
ルネ77	152	0.152	0.381	71°
ルネ95(鍛造)	137	0.127	3.175	45°
インコロイ901	244	0.152	3.175	45°
K-モネル	183	0.152	3.175	15°
ステライト	183	0.152	3.175	15°
コルモノイ	183	0.076	3.175	15°
ワスポロイ	183	0.076	1.524	45°
ルネ95 (熱間平衡プレス)	274	0.152	3.175	45°
焼入れした合金				
チル鋳鉄(Rc)	122	0.203	5.080	45°
ミーハナイト鉄 (56 Rc)	183	0.203	6.35	45°
モリクロム 鋼ロール(68Rc)	91	0.203	3.175	45°
M-2(62Rc)	76	0.127	1.524	45°
D-2(58Rc)	76	0.127	1.524	45°
A-2, A-6(58Rc)	76	0.127	1.524	45°
8620(63Rc)	76	0.127	1.524	45°
D-6 AC(54 Rc)	122	0.152	1.524	45°
52100(60~62Rc)	76	0.381	1.270	R°**

硬度が 45 H_{RC} 以下の材料の加工は技術的には成功している場合が多いが、経済的には不適である。

* SCEA=横切れ刃角(リード角)

** R=丸形インサートを使用

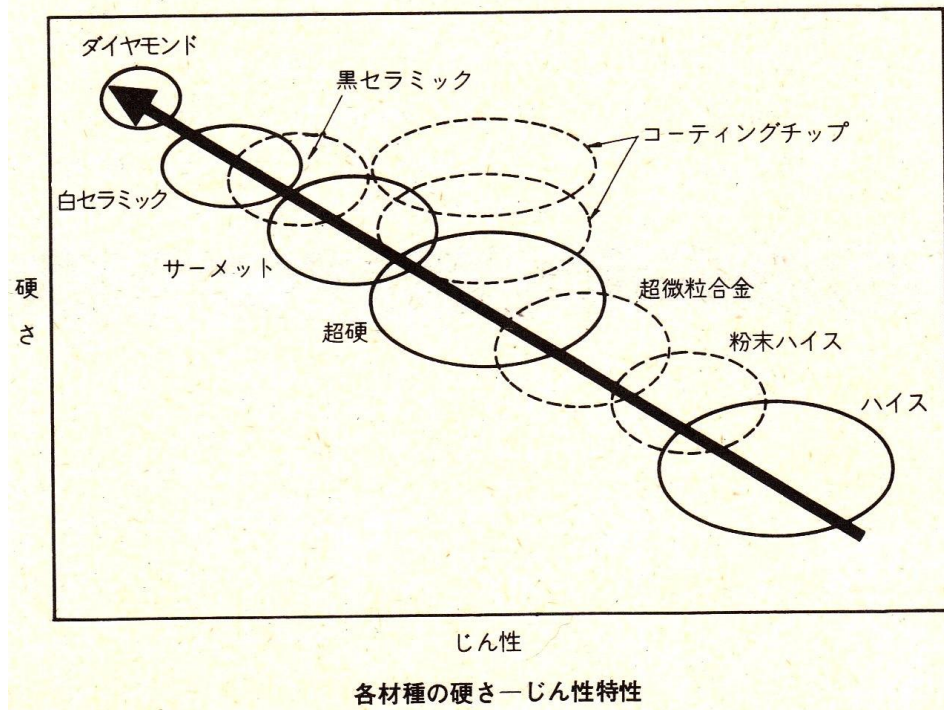
＜超高圧合成工具材料の特性＞引用：機械技術 1981.5、機械技術研究所 村田良司

	工 具 材 種	比重	硬 さ Hk(Hv)	ヤング率 (kg/mm ²)	抗折力 (kg/mm ²)	組成・添加物など	備 考
	ダイヤモンド	3.51	8000~12000	9×10 ⁴	へきかい		熱伝導率良し、耐熱性低
	CBN	3.48	4700				閃亜鉛鉱形結晶 a=3.62Å
	wBN	3.49	2600		靱性良		ウルツァイト 鉱形 a=2.55Å, C=4.20Å
C B N 系 工 具	BZN		3400~3900			Co, W	GE
	BN200		(3500)			TiN系サーメット	国産
	QBN		(3300)			CBN約50% TiC, NbC, Al	国産
	ウルジン					wBN+CBN	国産 やや軟質、靱性期待
	アンボライト	3.12	4050	6.8×10 ⁴	57	金属触媒→セラミック Al ₂ O ₃	デ・ビアース
グ ド イ ヤ 焼 結 体 工 具	コンパックス		6000~8000			Co数%, Mo若干検出	GE人工ダイヤモンド粉末使用
	DA400					サーメット系ボンド	国産
	シンダイト		(4900)			金属マトリクス Co, Cu検出	デ・ビアース
	メガダイヤ		7800		42		メガダイヤ社
超硬	K10	14.8	1800~2000	6.3×10 ⁴	150	WC+Co	参考例

* 表の数値はデータ源の異なるものを含む参考値である。またこの表以外にも各社の製品がある。

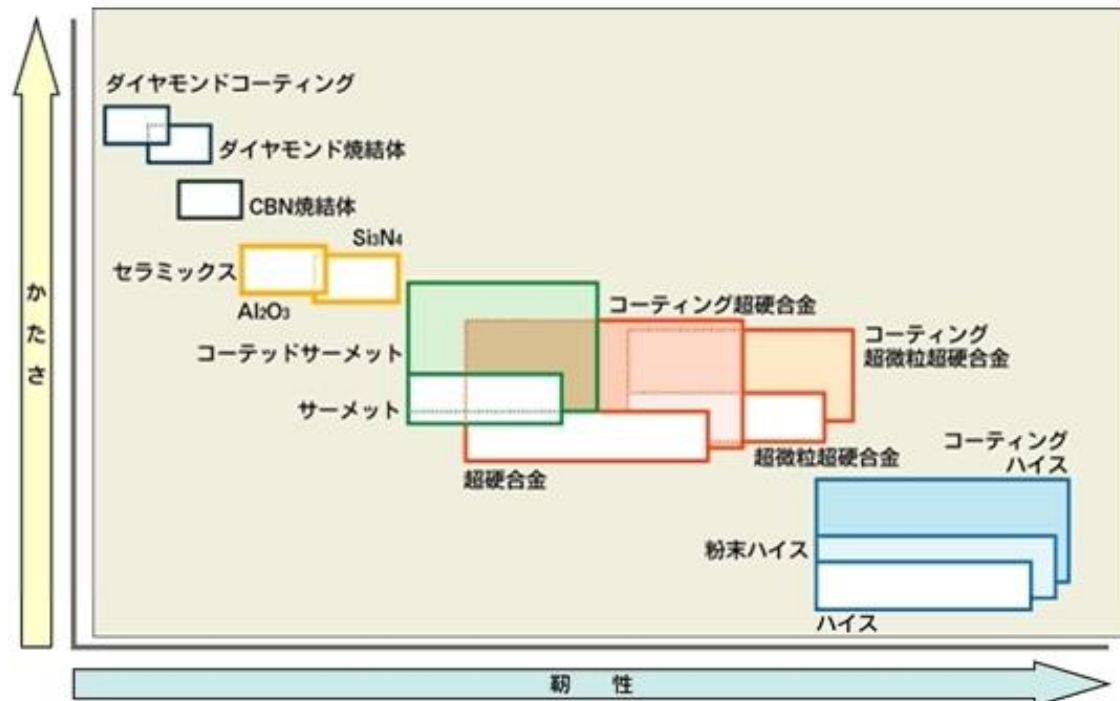
＜あとがき＞

以上、17世紀から20世紀後半までの機械と工具の開発史について、ネット情報を追加、詳述してきた。特に、切削工具開発において「硬くて、粘り強い」という、相反する性質の確保にいかにかに挑戦してきたかを示した。結論を論ずるのはまだ早いかもしれないが、そのヒントは掴んでもらえたのではと思う。



(引用:1977.10 技能士の友、三菱金属 宇宿 徹)

最後に、19 世紀末(1898 年)高速度鋼(ハイス)の誕生から 20 世紀末(1970 年代)PCD、PCBN、DLC の実用化まで、約 1 世紀にわたる「機械と工具の発達史」を下図により締めくくる。



(引用:三菱マテリアル HP より)