



図9 アーク放電プラズマCVDによるダイヤモンド膜内部の転位を示すTEM写真。

密度の転位が観察される。

面心立方格子の結晶では、 $\{111\}$  上で完全転位が2本の部分転位に分かれ、その間に積層欠陥が生じる。積層欠陥のエネルギーは、二つの部分転位があまり離れすぎないように作用する。反して二つの部分転位はお互いに反発しあうので、これらのエネルギーの釣合いで転位の分離の距離  $d$  が決まる。逆に、 $d$  を測定することにより積層欠陥エネルギーを求めることができる。気相合成ダイヤモンド中にもこのような拡張した部分転位が観察され、これから求められる気相合成ダイヤモンドの積層欠陥エネルギーは  $290 \pm 40 \text{ mJ/m}^2$  と、天然ダイヤモンドの値である  $279 \pm 41 \text{ mJ/m}^2$  とほぼ一致している<sup>5)</sup>。

このように、気相合成ダイヤモンド膜中には高い密度の転位の存在が明らかにされているが、同じ膜中に転位の観察されない部分もある。その部分の結晶のTEM写真を図10に示す。転位を示す白い線は全くみられないが、そのかわりに厚さ数 nm の高密度の双晶の存在していることがわかる。このような双晶は、天然ダイヤモンドにはみられないものである。一般に、積層欠陥エネルギーの小さい物質ほど結晶成長時に双晶の生成が起きやすいと言われており、Siの5倍もの積層欠陥エネルギーを持つダイヤモンドにこのような高密度双晶が存在するのは、気相成長時の結晶成長様式が非常に特殊なものであることを示している。

転位の多い部分と双晶の多い部分は成長セクタによって分けられ、 $\{111\}$  セクタでは高密度の双晶が形成され、 $\{100\}$  セクタでは粒界近く以外には双晶はみられず、高密度の転位がみられる場合が多いように見受けられる。

基板との界面をTEMにより観察することも行われる。それによると、Siを基板に用いた場合、核生成位置でSi基板とダイヤモンドは直接接している場合もあり、 $\beta$



図10 マイクロ波プラズマCVD法によるダイヤモンドにみられる高密度双晶のTEM写真。

$4\text{SiC}$  の中間層をはさむ場合も観察されており、これも基板上に成長するが故のCVDダイヤモンドの特徴である。

不純物を含まない単結晶ダイヤモンドは、可視光を吸収しない。気相合成ダイヤモンドでもこれは同じだが、気相合成ダイヤモンドは通常多結晶なので、透明なダイヤモンドを得るには、不純物の量を減らしたり、表面や粒界、欠陥での光の吸収と散乱を減らしたりする必要がある。

成長時に不純物の混入を抑えるには、原料ガスの濃度を減少させて、非ダイヤモンド炭素や水素の堆積を抑制する必要がある。熱フィラメント法やマイクロ波プラズマ法では、メタンの水素による流量比（メタン濃度と呼ぶ）を0.5%以下、アーク放電プラズマジェット法では2%以下にする必要がある。原料ガスに酸素を添加することは、非ダイヤモンド炭素や水素の混入を抑制する効果がある。熱フィラメント法では、メタン1%水素99%に対し酸素を0.4%混入させることにより、燃焼炎法では酸素の流量をアセチレンの95~98%にすることにより透明なダイヤモンド膜が生成される。

現在、マイクロ波プラズマCVD法によりSi基板上に直径150mm程度のダイヤモンドウエハが合成できるようになっており、既に市販されているウエハもある。これまでに市販されるようになったダイヤモンドウエハを表2に示す。

さらに、将来考えられているダイヤモンドの半導体デバイスを実現するためには、単結晶の膜を合成する技術が重要であり、ホモエピタキシャル成長及びヘテロエピタキシャル成長の研究が行われている。ホモエピタキシャル成長については、図11示すようにオフ角が $1^\circ$ 以下のIb型単結晶ダイヤモンド上にマイクロ波プラズマ

表1 被削材の材料成分組成<sup>3)</sup>

	単位：%						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
FCT	3.33	2.16	0.76	0.044	0.031	0.56	-
SCM420H	0.82	0.19	0.75	0.021	0.014	1.05	0.02
SCM440H	0.38	0.22	0.83	0.013	0.010	1.05	0.22

(SCM420HのC含有率は浸炭層内の平均値)

表1に、対象とする3種類の鉄鋼材料（チル铸铁（以下FCT）、浸炭焼入れ鋼（以下SCM420H）、調質鋼（以下SCM440H））の材料成分組成の実測値を示す。硬さはFCT、SCM420H、SCM440Hの順にそれぞれHRC55、63、54程度である。

まず、cBNホイールによるSCM420H材の研削特性について平面研削盤による実験結果を示す。なお、以下の図における研削条件パラメータは次のように記す。砥石周速度： $V_s$ 、工作物速度： $V_w$ 、砥石切込み深さ： $\Delta$ 、研削能率 $Z'$ 、ツールイングリッド： $f_d$ 、工作物1回転あたりの切込み： $\Delta_r$ とする。図3に、砥石周速度と研削抵抗および表面粗さの関係を示す。砥石周速度の増大とともに研削抵抗および表面粗さは減少することがわかる。また図4に、砥石周速度と工作物速度を同時に増大したときの研削抵抗と表面粗さの関係を示す。砥石周速度および工作物速度の増大すなわち加工能率の増大にもかかわらず、研削抵抗および表面粗さはほぼ一定となる。以上のことから、鉄鋼材料の研削加工において、超高速研削の領域まで研削理論が適用できること、および高速研削が有効であることがわかる。現状では、砥石周速度80m/sから120m/sが主体であるが、160m/sを超える砥石周速度も実用化されている。

次に、3種類の鉄鋼材料の高速研削特性を比較する。図5に、砥石周速度200m/sにおける砥石切込み深さと研削抵抗の関係を示す。同一の砥石切込み深さに対する研削抵抗はほぼ同程度となった。横川らは、硬度や組織の異なる被削材を同一加工条件で研削し、研削抵抗がほぼ同じになることを示した<sup>2)</sup>。cBNホイールによる研削では、被削材種によらず常に鋭利な切れ刃で切削が行われるため、研削抵抗に明確な差が現れなかったものと考えられる。

しかしながら、研削量を増大した場合の砥石摩耗の進行度合いは被削材種によって大きく異なる。研削量を増大したときの研削特性について、FCTの場合を図6に、SCM420Hの場合を図7にそれぞれ示す。砥石周速度は80m/sと200m/sである。FCTの研削特性として以下の傾

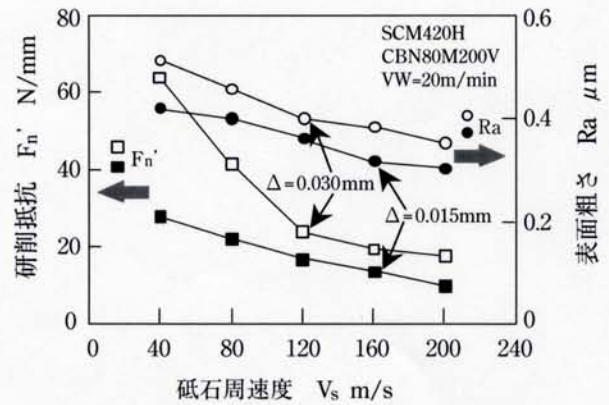


図3 砥石周速度と研削抵抗、表面粗さの関係<sup>3)</sup>

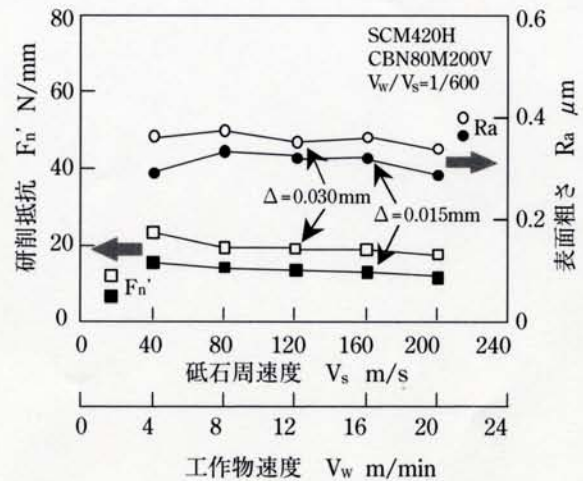


図4 砥石周速度、工作物速度と研削抵抗、表面粗さの関係<sup>3)</sup>

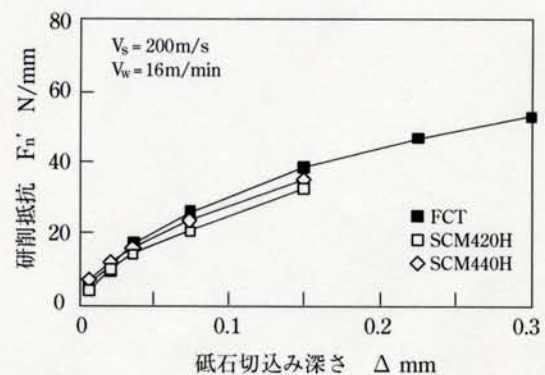


図5 被削材の違いによる研削抵抗の比較<sup>3)</sup>