文 献

- 1) R. Holm; Electric Contact Hand Book (1958)
- 2) Shobert II; A. I. E. E. Tech. Paper 54-91 Dec. (1953)
- 3) 国分; 炭素材料講演発表会予報 昭和36年12月
- 4) 国分; 炭素材料講演発表会予報 昭和37年12月
- 5) Bowden F. P. and D. Tabor, The Friction and Lubrication of Solid (1954) Oxford.

(昭和 39.4.11 受理)

炭 素 材 料 の 黒 鉛 化 度 と 被 削 性

柳 瀬 徹*

Effect of Graphitization Degree on Machinability of Carbon

by Tooru Yanase

(Showa Denko Co. Ltd.)

The purpose of the present study is to establish the standards for carbon products.

This paper reports the effect of the graphitizing degree on the machinability of carbons.

The test was carried out by machining eight grade of carbons of different graphitizing degree with milling machine.

The Results show that there exists a remarkable correlation between the machinability and the graphitization degree of carbon.

1. ま え が き

本研究は炭素材料の切削特性に関する一連①②③の試験研究の続報となるものであり報告①においては黒鉛質材料の切削特性を金属のそれと比較検討し、報告②においては人造黒鉛電極の切削上の問題点について検討し人造黒鉛電極内にもいわゆる削り難い電極の存在することを確かめ、その削り難い電極の発生する原因として炉内における黒鉛化温度のアンバランスに起因する黒鉛化度の相違が被削性に影響をもたらすものであろうと推定した。

今回の研究はその原因をさらに追求し併せて炭素材料にしばしばみられる研削性について微視的角度から究明することにより炭素材料の保有する研削性ないしは研削のメカニズムについて考察を加え被削性をもって炭素材料の黒鉛化度判定の一手段として利用し得る可能性についても確かめたく考えた。

すなわち被削性を左右するものとして黒鉛化処理温度の差により炭素材料中の非晶質炭素量に差が生じ、非晶質炭素量の差が被削性を左右するのであろうとの前提に

立脚することとした。

勿論被削性から推定される黒鉛化度の判定はX線回折等による2次元3次元的に結晶構造を直接確かめるものではなく、非晶質炭素の保有するであろうと考えられる研削性を仮定した間接的な方法であることはいまでもないことである。

2. 試 験 方 法

2.1 試験方法の概要

黒鉛化度と被削性の間の相関についての解明の手段としては被削材として黒鉛化処理温度の異なる各種炭素材料を用意し、それ等のサンプルを特定工具により切削し工具フランク磨耗幅 $VB=0.4$ を寿命基準に採用することにより各サンプル毎の切削速度と工具寿命についての実験式から被削性常数を求め黒鉛化度と被削性の良否について判定する方法を採用した。黒鉛化度と被削性についての究明手段として被削性常数以外に各炭素材料サンプルをX線回折装置により結晶層面長さ C_0 , L_c の測定や光学電子顕微鏡による切削面を観察する直視的な方法も併用し被削性に差の生ずる因子についての究明もおこなった。

試験に使用した材料機器のうち共通である炭素材料サ

* 昭和電工株式会社

Table 1 被削品の物理特性

黒鉛化処理温℃	見 掛 比 重			比抵抗 $\Omega \text{ cm}$ 103			抗 折 力 kg/cm^2			ショア硬度
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	
2900	1790	1772	1790	98	107	106	351	298	303	44
2700	1786	1775	1582	101	111	121	305	323	306	39
2500	1582	1776	1779	115	99	95	292	216	289	49
2300	1751	1746	1760	274	249	274	294	273	258	80
2100	1783	1767	1774	313	295	293	304	255	263	91
1900	1780	1763	1765	298	300	300	283	273	270	83
1700	1765	1773	1775	307	299	308	371	396	391	92
1500	1772	1787	1778	312	299	308	382	400	397	85

ンプル, 工具, 試験機測定具等の諸元を以下に示すが切削条件その他の特記事項については各項目毎に記載することとした。

2.1.1 被削材

被削材は Fig. 1 の昇温速度で加熱し, 測温は炉内に計測用パイプを挿入しパイプ内に窒素ガスを圧入し高温のため炭素材料内から発生するガスを排除しながら光高温計により測定した。

Table 1 に黒鉛化処理後得られた各サンプルの物理的機械的性質を示す。

Fig. 1 graphitizing temperature time curve.

2.1.2 切削刃具

炭素材料の切削に用いた刃具は 12" タンガロイフルベックカッターに G₂ 種 S K H₂ 種のブレードを所定枚数セットし使用した。

2.1.3 切削機械

切削には以下に示すフライス盤を使用した。

フライス盤仕様

テーブル作業面	450×3,200 mm
送り量	24~2,400 mm/min
刃具回転数	50~1,500 RPM
主電動機	25 HP

2.2.4 カッター研磨機

使用する刃具は実験誤差を恐れ以下に示す自動刃具研磨盤を使用し, 研磨には G C 砥石による粗研削後ダイヤモンド砥石により仕上研削したものを使用した。

刃具研磨盤仕様

研磨能力	カッター径	100~700 mmφ
	ブレード長	70 mm
	ブレード数	6~40枚
	研削送り	0.02 mm
	研削速度	1,500 m/min

2.2.5 測定器

刃具フランク摩耗量は工具顕微鏡により, また炭素材料の結晶構造については X 線発生装置ゴニオメーター, 自動記録装置から成る粉末式自動記録回折装置を使用した。

2.2.6 カッター刃先および被削面の観察

カッターフランク摩耗面および炭素材料被削面の観察はオリンパス光学顕微鏡および 5 万 V 分解能 20Å の明石表電子顕微鏡によりおこなった。

2.2 試験方法

2.3.1 切削条件

切削条件は切削速度 44 m/min~1,300 m/min 送り 0.08~0.09 の間で実施したがその詳細は各次目毎に示す。

2.3.2 結晶構造 Co, Lc の測定

Co, Lc を測定するには結晶からの回折角度を測定し Bragg の式から求められるのであるが, サンプルとしては単結晶と粉末を使用する方法があるが炭素材料の場合には粉体として使用するほうがアルミ杵にスタンプする場合バインダーなしにスタンプが可能であるという利点があるため各処理温度別炭素材料よりサンプルを採取し

325メッシュ一下に粉碎使用した。325メッシュ一下にサンプルが粉碎されたとしても普通の多結晶体と呼ばれる物質の結晶は大きなもので $1,000\text{\AA}$ 程度であるので結晶そのものを破壊する恐れはきわめて少ないと考えられるためである。

測定法の詳細は学振 117 委員会測定方案によるものである。

3. 試験結果および考察

3.1 試験方法に対する考察

試験結果の考察に入るまえに本研究の本質的な意義をたしかめる意味合から試験の方法ならびにそれらの意義についての筆者の考察を加え今後の説明を助けることとしたい。

3.1.1 被削材に対する考え方

被削材としては、 $100\text{mm}\times 300\text{L}$ の炭素材料を内径寸法 $1,400\times 500\times 500$ の黒鉛化炉に2個あて炉詰めし各サンプル毎に均一加熱に注意し、目的とする黒鉛化度の異なった被削材を得たがその黒鉛化処理方法およびそれにより得られた被削材についての見解をのべてみよう。

まず被削材として得られた炭素材料の処理方法が正しいものであるかどうかという問題である。

黒鉛化に影響する因子としては我々は常識的知識として処理温度、添加物、処理温度、気圧、原料バインター粒度配合、製造上の操作等多くの因子が含まれるはずであるが今回使用された炭素材料は処理温度以外は一応同一条件で製造されたものであること、および処理温度 $2,000^{\circ}\text{C}$ 以上では黒鉛化は最高処理温度に左右され、時間制約は少いとの通説から黒鉛化度は処理温度のみにより影響をうけるとの見解に立脚して図に示す昇温曲線に従って黒鉛化処理をすることとした。

したがって被削材は処理温度 $1,500^{\circ}\text{C}\sim 2,900^{\circ}\text{C}$ の間に階級的に黒鉛化度の異なった、すなわち非晶質炭素量に変化した被削材が得られたと考えた。

被削材に供するための $100\text{mm}\times 300\text{L}$ 寸法の炭素材料を黒鉛化するため炭素材料寸法に比べ割合大きな寸法を有する黒鉛化炉を使用した理由は炭素材料の均質加熱すなわち黒鉛化度がサンプル内でバラックのを極力防止しようという目的からに外ならない。事実、同一黒鉛化炉で黒鉛化処理を実施した場合においても黒鉛化炉内における電圧分布、それに伴う消費電力やさらに炉詰方法、詰粉コークス等に関連して生ずる炉内電気回路の複雑性を考えた場合均一加熱がいかに困難を伴うかということが想像にかたくなく事実また筆者等の過去の線験上からも均質黒鉛処理は難しい作業であった。

3.1.2 フランク摩耗量により被削性を判定することの

適否。

本研究では黒鉛化度判定の手段として被削性を採用することとしたが被削性という解釈には種々あろうがこの報告では一応フランク摩耗量の難易を尺度とすることとした。

したがって黒鉛化度の判定手段として被削性を採用することの適否について先ず検討を加えなければならない。被削性をあらわすものとしてはフランク摩耗量以外に数多くの尺度があるがその詳細について検討を加えることは極めて労力を要することでもあり本論の目的とするものでもないので割愛するがその一例として加工品の仕上がり寸法、精度、表面あらさ等の判定による簡便な表示手段もあるがいずれも炭素材料という特殊な材質のためそれらの方法による判定は先ず正確さを期し難いと考えべきであろう。

次に被削材料の切削抵抗、特に主切削力、背分力増加率の測定による方法が考えられるがこの方法も炭素材料特有の脆性のため必ずしも正確な値を示さないという事実がある。

また切削熱の判定による被削性の判定が考えられるが、この方法は切削をせん断エネルギー的なものという見地からすれば極めて合理的なものと考えられる。なぜならば刃先に発生する熱量は炭素材料自身ないし炭素材料に含まれていると考えられる黒鉛化度の差に起因する微小硬度物質による切削刃具自身の切削ないしは研削に伴う内部摩擦せん断エネルギーによる切削熱および切くずによる刃面擦過摩擦熱等が総合されたものと考えられるからであり、この方法は炭素材料の被削性を解明するうえに有力な一手段となるであろうが、ただその測定方法がカラーペイント法以外簡便さを欠き現場向きでない点が不都合であるため本研究では割合簡便であり、かつ被削性が炭素材料中の非晶質炭素量に影響されるとの推定に立った場合、一応炭素材料の被削性を正確に表現出来ると考えられるフランク摩耗量を採用することとしたものである。

摩耗量測定位置としてはノーズ、フランク、クレーター摩耗等がありそのいずれを採用するかという問題があるが過去の試験結果により炭素材料にはフランク摩耗量研究においてもフランク摩耗量を採用することとした。

したがって本研究は今後フランク摩耗量のしやすさをもって被削性の良否を採用することとする。

3.2 黒鉛化処理温度と被削性

被削材は Fig. 1 に示す昇温曲線により加熱され図示された位置からのサンプリングした炭素粉末をX線回折装置により解析し結晶層面間隔 C_0 および結晶の大きさ L_c の測定結果として Table 2 を得た。

Table 2 lattice Spacing Co
crystallite size in the direction of C-axis

加熱温度	Co (002)	Lc (002)
1500° C	6873 ± 0.000 Å	46 ± 3 Å
1700	6867 ± 0.003	62 ± 0
1900	6858 ± 0.002	230 ± 10
2100	6859 ± 0.002	86 ± 2
2300	6843 ± 0.002	250 ± 10
2500	6736 ± 0.002	380 ± 40
2700	6732 ± 0.003	440 ± 60
2900	6727 ± 0.002	530 ± 50

Table 3 切削速度工具寿命実験式

被削材処理温度	工具材質	実 験
1500° C	G 2	$VT0.35= 5 \times 10^2$ $VT1.57=29 \times 10^3$
1700° C	G 2	$VT0.30= 7 \times 10^2$ $VT1.54= 5.6 \times 10^3$
1900° C	G 2	$VT0.32= 1.1 \times 10^3$ $VT1.52= 9.5 \times 10^3$
2300° C	G 2	$VT1.49=29 \times 10^4$
2300° C	G 2	$VT1.48=23 \times 10^5$
2700° C	G 2	$VT1.49= 3.1 \times 10^5$
2900° C	G 2	$VT1.47= 3.4 \times 10^5$
2500° C	S K H 2	$VT1.47= 4.1 \times 10^4$
2900° C	S K H 2	$VT1.47= 5.2 \times 10^4$

Emperical formula when machining various carbons
with carbide grade Tools

constant C=the cutting Speed for a tool life of
time (5.60,120 minuts)

V=cutting Speed

T=the tool life of out between regrinds

n=the slope of a straight line (plotted on
on log-log paper)

また各被削材のフランク摩耗量と切削時間の変化から **Fig. 2** にその VT 線図を示す。

Fig. 2 から求めた工具寿命と切削速度の関係を実験式として示せば **Table 3** となる。

この傾向は先の報告と極めて類似しており参考までにその試験結果を **Fig. 3** に示すが炭素材料では $VT^n=C$ のうち n 指数は $n=1.5\sim 1.9$ 程度であり 鋳鉄等の $n=$

Fig. 2

cutting Speed-Tool life curve

wear land of 0.4mm.

feed of Tool 0.087~0.093mm/Rev.blade

cutting Speed 84~1440m/min

work materials 7 grade carbon

tip materials Carbide grade G₂
High speed grade SKH₂

Fig. 3

feed of tool 0.087~0.093mm/Rev.blade

cutting speed 84~1440m/min

work, materials	X	Graphite
	Y	carbon electrode
	Z	cast Iron

tip, materials	A	ceramic grade
	B	ceramic grade

H₃
TH₂
G₂
G₃
GA
CT₂ } carbide grade

0.2~0.3 にくらべ極めて特異な値をとることや、切削速度が 100 m/min 以下では常識的にはやわらかいと考

えられる炭素材料それが特に高度の黒鉛化が進行したものであるとしても常識的には硬いと考えられる鋳鉄よりしかえって工具寿命が短くなる等の興味ある現象についての報告はすでに発表済であるので、Fig. 2 および Fig. 3 に対する考察は本論では割愛し以下には主として黒鉛化度と被削性および炭素材料の保有する研削性の究明に限定して考察を進めることとした。

3.3 被削性常数X線回折 Co, Lc 測定値による黒鉛化度の測定

Fig. 4 に得られた黒鉛化処理温度と線回折によるCo,

Fig. 4

Lc - C curve

Lc crystallite size in the direction of C - axis
C cutting Speed for a Tool life of the time

Fig. 5

Co-graphitizing temperature curve
Co lattice Spacing Co

Lc および被削性常数と黒鉛化処理温度の関係を示し、Fig. 5 に黒鉛化処理温度と Co の関係を示す。

なお被削性常数とは筆者が便宜的に名づけたものでありその値としては30分工具寿命の場合における各被削材の示す最高切削速度により表示することとした。

Fig. 4, Fig. 5 で明らかのように被削性常数と黒鉛化処理温度の間には1,500°C~2,300°Cまでは図表上で一定の勾配で変化し2,300°C~2,500°Cの間で被削性が急に向上し2,700°C以上では大きな変化を示さないことがわかる。この点について考えてみよう。すでに周知の事実であろうが炭素材料はその黒鉛化処理温度によって黒鉛が結晶構造を形成するものと非晶状態に止まるものが存在すると考えられるはずである。結晶状態にあるならば当然炭素原子が規則性をもって3次元的に配しているはずであり、したがって層面に垂直方向に測られた層面間隔 Co が完全黒鉛の場合の $Co=6.708\text{\AA}$ に近づいて変化していることは、すなわち処理温度のアップと共に黒鉛化の進行を示すものであり Co の値が1,500°C~2,300°Cの間では比例的な変化をするのに対し2,300°C~2,500°Cの間ではその黒鉛化進行度が急激に進行していると考えられ2,700°C~2,900°Cの間ではその進行度は暫増する程度であり2,700°C以上になると黒鉛化が行理温度のアップにかかわらず進行速度が純化する。すなわち飽和の状態に近くなる傾向を示すものであり Co により表わされる黒鉛化度と被削性常数によるそれとは極めて高い相関性を示し変化している点は注目してよいであろう。換言すれば被削性常数という巨視的な工学的な単位操作によっても相当正確に炭素材料の黒鉛化度の進行程度を表示し得るということであろう。次に Lc の値であるがこの場合も同様な傾向を示すのであるが Lc の場合 Co および被削性常数では2,300~2,500°Cの間で急激な変化を示すのに対し、2,100°C~2,300°Cの間で急激な黒鉛化の進行がみられるのが特徴であろう。

以上のような事実について若干の考察を加えるが黒鉛化処理温度と黒鉛化進行度の関係については従来から多くの研究があり古くは層の重なるの秩序性は2,000°C前後で始まり2,200°C~2,400°Cで著しくその厚さを増すといわれ、最近の発表でも黒鉛化の転位理論⁵⁾として2次元的成長としての結晶子径の処理温度による変化とし、2,000~2,400°Cの間に黒鉛化が急速に進行するとの発表がある。

このような研究結果を肯定するとした場合、被削性常数から求めた黒鉛化処理温度と黒鉛化進行度の関係はその方法自体X線回折法のそれと比べ間接的な方法ではあるがX線回折法の測定結果や他の研究結果と極めて類似する結果を示す点は大いに注目する必要がある。

被削性常数 Co が共に $2,300^{\circ}\text{C} \sim 2,500^{\circ}\text{C}$ の間で急激に黒鉛化が進行していると考えられるのに対し Lc のみは $2,100 \sim 2,300^{\circ}\text{C}$ の間で変化を示す原因については不明であるが、これは測定精度に関する問題のようである。すなわち X 線回折の手段として一般に $d002$ と $d004$ の方法から求められるのであるが一般的には $d004$ の方が精度が良いのであるが、今回使用したサンプルは黒鉛化度が極めて広い範囲で変化しているため $d004$ の方法が使えなかったという理由と今一つは Lc の精度が Co のそれに比べ測定技術上不正確になりやすく黒鉛化度の尺度としては Co が常用される場合が多いが、あるいはこんな点が関係しているのかもしれない。

3.4 被削性に影響を及ぼすと考えられる因子に対する見解

次に問題となるのは黒鉛化度の測定方法としては X 線回折結果でみられる黒鉛化度となぜ一致するのであろうかという疑問に対する説明が必要となってくる。

先ず常識的に考えられることは炭素材料の硬度が被削性に影響しないであろうかという点である。

しかし硬いという定義には組織的にみた場合、材質の基質そのものが硬い場合と基質の内に硬い物質が混入している場合が考えられるが、硬度は普通 2 者の平均値的なものを示すと推定されるため、平均硬さは同じであっても被削性としては必ずしもその結果が一致しないであろうとの推定は容易に成り立つであろうし **Table 1** に示す炭素材料の硬度、特にショアー硬度のようなより粗い硬度測定方法の結果と被削性を比べた場合一段と判然とするであろう。

さらにその事情を複雑にすることは被削性は硬さだけでなく炭素材料の展延性、強度、破碎、せん断力の合成された力および変型破壊に対する抵抗等に関係するため炭素材料に関しては被削性はやわらかければ良く割ければ削りたいという簡単な概念を常に正しいものとするにはあまりにも複雑である。

ちなみに筆者が先に実施した試験結果⁴⁾⁵⁾によれば炭素質電極、人造黒鉛電極、鋳鉄の切削抵抗および硬度は炭素質電極が鋳鉄にくらべ切削抵抗硬度共に小さいにもかかわらず炭素質電極の場合切削速度 200 m/min 以上では被削性が鋳鉄のそれに比較して極めて悪化する事実や常識的には鋳鉄にくらべ極めて軟かいと考えられる黒鉛化された炭素材料としても切削速度 100 m/min 以下になると機械的強度が黒鉛材料にくらべ極めて大きな鋳鉄の切削における場合よりも刃具摩耗が多くなるという事実¹⁾を考えた場合炭素材料に関するかぎり単に平均値的硬度や切削抵抗、機械的強度のみでは律し得ないことを示し、さらに炭素材料特有の脆性のため微少硬度のよ

うな被削性解明に有力な方法が測定の問題として実験室的に困難を伴うという点も問題解決をおくらせる一つの原因ともなっている。

このように考えた場合、炭素材料の被削性というよりはこの場合炭素材料の保有する研削性は以上に述べたような巨視的なものとするよりは結晶構造学的なものにまでいたらないまでも必然的にもっと微視的角度から眺める必要性を感じるのである。

Tarasou⁶⁾ は硬度は結晶方向に無関係に計った平均値であるが実際の値は単結晶の硬さは方向によって異なるものであるから平均値としては非常に異なったものになるとし、被削性は炭化物の硬さと量によってきまると述べているが炭素材料の場合単結晶という点に問題は残るが炭化物の硬さと量によって決まると説明していることは炭素材料中の非晶質炭素量が黒鉛化処理温度によって変化しその非晶質炭素量が被削性を左右していると考えたらどんなものであろうか。

従来より黒鉛は潤滑性が良い原因として黒鉛の結晶構造的なものに求めその構造を呈しているため滑りを生じ易いことが黒鉛の潤滑性が良いとする説明とされているが、この場合その切削条件から考えてその原因を積層構造に求めるよりはやはり非晶質炭素量が被削性を左右するより大きな原因であることを確率的な意義において肯定したいのである。

事実小柴²⁾は高クローム高バナジウム高速度鋼の被削性の悪化原因として複炭化物量の比率により説明し M. M. Khrashchew⁸⁾ は硬度と摩耗量の関係を取りあげ相対摩耗速度は硬度に一応比例はするが炭素含有量を変えて試験した結果では比例関係が成立しなくなると報告している。

すなわち被削性を示す最も正確な方法は単にその材質の平均値硬度や機械的性質のみに左右されるものではなくその材質の化学的成分と顕微組織を明らかにすることにより最終的な解決が得られるものようである。

以上のような見地から筆者は炭素材料の被削性、換言すれば炭素材料の保有する研削性の微視的究明手段として X 線回折や光学顕微鏡さらには電子顕微鏡による観察を試みたのであるが炭素材料の研削性に関する報告は残念ながら見当たらないことと実験設備的な制約面から筆者の本報告には必然的にある推定が加味されることとなるがそれらに対する定量的なつかみ方については現在実施しないしは計画中のものであるので後程報告の機会もあると考えるが今後は炭素材料の保有する研削性について物理的なものとして考察を加えてみよう。

炭素材料の摩耗のメカニズムに割合近いと考えられる砥粒切削の摩耗のメカニズムを観察した津和⁹⁾によれば

砥粒切削は結晶が割れたり壁開したりして生ずる摩耗よりも表面摩耗による微少摩耗量が減耗を反動的なものにしているとし、さらに M. Seal¹⁰⁾, F. P. Bowden¹¹⁾ はダイヤモンドの摩耗のメカニズムを究明し、そのなかですべり速度が十分早い時は接触点は非常に高温となりその温度のため部分的に非晶質炭素が生じそれが摩耗原因として作用するものであろうとのべている。

このような報告結果およびX線回折による黒鉛化処理温度と黒鉛化進行度、換言すれば炭素材料中の非晶質炭素量の含有比率と刃具摩耗量の相関性の事実からやはりその原因を非晶質炭素量に求めざるを得なくなるのである。また炭素材料自体の切削ないしは摩耗のメカニズムについては炭素材料を構成するコークス粒単体のあるいはコークス粒を結合しているバインダーの炭化状態における微視的な機械強度、コークス粒単体に含まれるボイドやヘヤークラックの影響等極めて多くのまたそれらを解決するのに技術的実験室的手法として多くの困難な問題を含むためこの点については別の機会に報告することとし以下に刃具摩耗面や炭素材料の被削面の光学、電子顕微鏡による観察結果についてのべよう。

3.5 刃具摩耗面および被削面の顕微鏡観察結果ならびに考察

光学顕微鏡は炭素材料刃具摩耗面の研削性ないしは摩耗状態を直視的につかむことといま一つの観察手段として採用した電子顕微鏡観察上生じやすい観察技術上考えられるエラーを防止する意味合から光学顕微鏡観察を併用することとしたものである。

電子顕微鏡は先にのべたが分解能 $20\text{\AA}$ の設備を使用し、レプリカ法によったものであるがレプリカの作製は

Photo.1 Electron microscopic photo of abrasive surface of Tool.
Tool material carbide grade Diamond Regrind.

酢酸ブチール樹脂を観察物表面にはりつけ得られた樹脂プレートをゼラチンで補強後真空蒸着によりクロームシヤドーをほどこした後樹脂を溶解しレプリカ膜を得る方法を用いた。

3.51. 刃具摩耗面の観察

炭素材料の保有する研削性という見地に立った場合刃具摩耗面は被削材である炭素材料によって研削されたと考えられるのであるがその刃具摩耗面の写真を観察しながら考察を進めてみよう。

Photo. 1 は刃先をダイヤモンド研削した電子顕微鏡写真面であるがその状態は、切削鈍化によるためにしばしば見られる発熱による金属の溶融も見られず極めて鋭利な研削条痕が認められる。

Photo. 2 は黒鉛化処理温度 $1,500^{\circ}\text{C}$ の被削材を切削した刃具摩耗面である。ダイヤモンド研削面に比べれば条痕は鈍化しているがその傾向はダイヤモンド研削面になり類似しているのが認められる。

事実同一被削材の施削加工に使用したバイトではこの場合切粉である炭素切削くずが単にバイトすくい面上を流出するのみなのであるが、すくい面上が切粉の流れにそって凹状に極めて鋭利に研削除去されているのが明らかに認められた。

Photo. 2 Electron microscope photo of abrasive surface of Tool.
Tool material carbide grade work material carbon 4500°C

写真は省略してあるが切削速度 $1,315\text{m/min}$ の高速で切削した場合の刃先の状態では切削時に発生する熱により超硬工具 G_2 種の刃先が溶融しているのが観察され G_2 種の溶融点から考えても相当の研削熱が発生しているものと推定される。特に SKH_2 種刃具による切削試験にいたっては高速切削時にはその刃先の摩耗は瞬間的なものであり被削材に対する切込量相当分の刃具が完全に研削除去され刃具の摩耗面は粗粒ダイヤモンド砥石で研削されたときと類似した研削面を示し黒鉛化処理温度

1,500°C程度の非晶質炭素量が大部分を占めると思われる炭素材料の場合被削材そのものが研削材として作用し刃具を研削していると考えてよいであろう。

次に先に示した被削性常数やX線回折の結果から黒鉛化が急激に発達するものと思われる2,300°C~2,500°C近辺の炭素材料を切削した場合の状態を観察しよう。

処理温度2,500°Cの炭素材料を切削した光学顕微鏡によれば刃具摩耗面はこの場合もいわゆる ploughing 状態が認められるのであるが1,500°C処理のものにくらべその条痕そのものに光沢があり, ploughing 条痕そのものが平滑である点に特徴が出せよう。

すなわち2,500°C程度の炭素材料では先の被削性常数やX線回折で得られた結果と同様に黒鉛結晶が割合発達し, 非晶質炭素量が減少しているため研削性が減少し刃具摩耗面が研削作用と共にラップされた状態にあるため光沢ある摩耗面がみられるのではなかろうか。

3.5.2 炭素材料切削面の観察

Photo. 3, 4, 5 に処理温度別炭素材料の切削面の電子顕微鏡写真を示すが処理温度2,300°C以下の黒鉛化が比較的進行していないと思われる材料の切削面には電子顕微鏡写真のそれでは鋭角的な凹凸がみられ切刃状態を呈している部分が観察されこのような部分が切刃作用を行なうものであろうと推察される。ただ残念ながら光学顕微鏡による写真はコントラスト不足のため誌上に発表してもおそらく判別は困難であろうと思われたので本誌では割愛することにした。光学顕微鏡による観察結果でも電子顕微鏡のそれと同様であった点を附記しておきたい。電子顕微鏡写真による **Photo. 3** でも同様で炭化時にみられる流れ状態が観察されるが黒鉛化度が悪いと考えられる1,500~2,300°Cの間のその他の炭素材料の切削面にも同様の状態が明らかに観察された。

Photo. 3 Electron Microscopic photo out surface of carbon (1500°C)

Photo. 4 Electron microscopic photo out surface of carbon (2500°)

次に被削性常数線X回折の結果から比較的黒鉛化が進行していると思われる2,500°C~2,900°Cの間に黒鉛化処理されたものの切削面について観察してみよう。

Photo. 4 は電子顕微鏡による2,500°C処理の切削面であり, また2,900°C処理のもので, 特に光学顕微鏡により組織的にポケット状を呈した材料をしては極めてエッジ欠損を生じやすい位置を観察したがエッジ欠損もなくシャープに切削されており切削面そのものも2,300°C以下に処理されたものに比較し非常に平滑な状態すなわち切削されているという感じを受け2,300°C以下の切削面にみられた鋭角的な切刃状性凹凸状態とくらべ明らかな相違が認められ2,300°C~2,500°Cの間に急激に黒鉛化の進行状態を暗示する被削性常数X線回折結果と直視的な観察結果とが極めて良く一致することは興味のもてる現象である。

Photo. 5 Electron Microscopic photo cut surface of carbon (2900°C)

Photo. 5 は処理温度 $2,900^{\circ}\text{C}$ の電子顕微鏡写真であるが、この場合も $2,300^{\circ}\text{C}$ 以下のそれにくらべて極めてフラットな状態であることが観察され写真からは黒鉛化が進行し結晶が大きく発達していると思われる状態が写真から推定されるが結晶そのものが切断されているかあるいは層面すべりであるかは不明であり切削ないしは研削のメカニズムが通常の切削理論に基くものであるのか、あるいは微細な欠けの累積によるものであるかの究明については別の手段によらねばならないであろう。

3.6 炭素材料中の灰分の被削性に対する影響

いままで炭素材料の被削性を左右する最大のものとして炭素材料中の非晶質炭素量の問題であろうとの見解をとってきたが筆者は先に被削性に影響をおよぼす因子として化学的組成についても考慮する必要について言及したが炭素材料の場合はどうであろうか。

この点についての検討がなされて後はじめて非晶質炭素量と被削性との関係についての筆者の考えている見解が正当化されるべきものであると思うので以下にその点

Table 4 硬軟質電極特性値比較表

項 目	黒鉛度	A	D	B	C	備 考
切 削 性		硬	601 より軟	軟	軟 (頭部散水)	
切 削 屑		mash mash 200 上 200 下		mash mash 200 上 200 下		
	上	59.0% 41.0%		73.5% 26.5%		
	下	70.0 30.0		82.0 18.0		
真 比 重	上	2.223		2.214	2.221	2.218
	下	2.216		2.210	2.219	2.216
硬 度	上	25		25		
	下	25		26		
灰 分	上	0.20		0.15	0.22	0.20
	下	0.10		0.08	0.09	0.17
Co	上	6.737		6.733		
	下	6.732		6.730		
P	上	0.37		0.38		
	下	0.36		0.38		
粘 度 別 (上 部)		200上を200下 200パスにした切				
真 比 重		2.212 2.219				
灰 分		0.24 0.25				
Co		6.732 6.732				
P		0.37 0.37				
比 抵 抗 $\bar{X}$		100.3				
O		3.4				

灰 分 分 析 表

成分	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	NiO	CaO	MgO	MnO	MnO ₂	V ₂ O ₅	SO ₃	NaO	Al ₂ O ₃	計
炉番 601 上	42.00	10.20	1.50	4.52	10.48	0.10	0.10	微	1.25	0.34	—	0.65	71.04%
203 上	46.80	10.20	1.67	3.51	17.04	0.14	0.14	微	1.87	0.07	—	0.90	82.20

について触れてみたい。

今回被削材として 使用された 炭素 材料は 1,500°C ~ 2,700°C の間で加熱処理されており灰分の40~50%を占めるであろうと思われる SiO₂ の分解温度2,200°C前後から考えて2,200°C以下では当然その存在が推定されるのであるがその場合の炭素材料中の灰分比率0.2%程度から考えてほとんど黒鉛化が進行していない状態である。2,200°C以下の炭素材料の非晶質炭素量に比較すればほとんど無視し得る存在とも考えられ、むしろ灰分の影響を受けやすいと思われるのは黒鉛化が割合進行した常識的には切削しやすいた状態におかれている、2,500°C以上に処理された炭素材料中の灰分が問題として残るものと思われるので処理温度2,500°C以上の炭素材料について考えてみよう。

炭素材料の黒鉛処理は通常黒鉛化する炭素材料をレンガで構築された黒鉛化炉内に格納しその周囲をコークスでパッキングした状態で通電加熱により黒鉛化処理されるのであるがその場合 Si が存在すれば周囲のコークスと反応し気化状態の Si は直ちにコークスないしは炭素材料と反応し

が生成するものと思われる。

しかし研削性に関係に関係すると考えられる SiC 等の分解温度が2,200°C前後であるので炭素の材質のポラスである点を考えれば当然炭素材料内には気体として存在は許されないはずであるがこの場合最も炭素材料内に存在しやすいた状態を前提として考えてみよう。

すなわち SiC 等の 蒸気が炭素材料内に残留し炭素材料外に排出されるチャンスがなく炭素材料がそのままの状態で炉から外部に搬出冷却されそのまま炭素材料内にコンデンスした状態を想定し人工的に 2,500~2,700°C に加熱散水急冷した炭素材料についての灰分について調査した結果を Table 4 に示す。

Table 4 の特性値表で示される硬は切削性の悪かったものであり、軟は切削性の良かったものであるが硬軟散水したもの3者の間には灰分の影響はほとんど認め得なかった。また炭素材料中に残留した灰分の分析結果でもやはり SiO₂ が約50%を占めていることがわかるが全灰分比較がわずかに0.2%前後であること、普通の黒鉛と称される材質においても非晶質炭素の混入比率が15%¹²⁾程度が考えられ最も良質の天然黒鉛においてさえ 1.5%¹³⁾の非晶質炭素を含むとしていることを考えればやはり被削性に影響するものは灰分よりも非晶質炭素量の多少によって左右されるという、見解に従ったほうが妥当のようである。

Table 5 に示した各炭素材料についての灰分は分析に

よる以外にもX線投過写真により分布状態についても調査したが、その間に差は認め得なかったことを附記しておこう。

4. む す び

本研究においては炭素材料の黒鉛化処理温度による黒鉛化度と被削性の関係について検討し 2,300~2,500°C の間に急激に黒鉛化が進行することについて被削性常数で表示した場合でもX線回折による黒鉛化度の尺度に相当高い精度で一致し、被削性からも黒鉛化度を判定できる可能性があることが明らかとなった。また光学および電子顕微鏡による炭素材料切削面刃具摩耗面の観察により被削性に最も影響をもたらすものとして炭素材料中の非晶質炭素量であろうと推定した。

しかし非晶質炭素の存在がなぜ被削性に影響するのであろうかということの実験的定量的裏づけは本論ではと

り上げるまでにはいたらなかった。
光学および電子顕微鏡写真にも見られたようにそれぞれの炭素材料によりその切削面にかんりの大きな相違が認められそれらが真実接触面の問題としてすなわち adhesive abrasive carrasive として解決すべきものであるのかあるいは surface fatigue の問題として取扱うべきなのであろうか、また微少硬度の問題として検討すべき多くの問題を今後に残すことになるが、いずれにしろ写真でみられた被削面の粗さは微少硬度と同様に重要な因子である点には間違いのないであろう。

また adhesive なものとしては考えるならば当然塑性変型の問題、特に炭素材料のような脆性材料の場合には当然やっかいなボイドやヘヤークラックを含む炭素材料の微少強度、特にせん断強さの問題と対決しなければならないであろう。

あるいは摩耗性ないしは潤滑性の問題として結晶構造的なもの、すなわち黒鉛結晶の積層構造に、または J. Spreadborough¹⁴⁾ のいう Roller mechanism まで考慮する必要があるのかもしれない。この問題にはいろいろの因子が極めて複雑に関連するものと考えてるのであるが本論ではそれらに対し信頼するに足る十分な資料が未だ揃っていないので別の機会にそれ等に対する解答をゆずり本論を終ることとする。

最後に本研究の発表を許可下さった当社加納、杉本、園田各部長に厚く御礼申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 柳瀬: 39期日本機械学会
炭素 No 32
- 2) 柳瀬: 機械と工具

- 3) 柳瀬: 大技報 62-30
- 4) 柳瀬: 未発表 (炭素材料の切削抵抗 (1964) 1 完)
- 5) 都竹: 炭素 No 29
- 6) L. P. Tarasou Trans f the A. S. M. E. (1951)
- 7) 小柴: 日本金属学会誌 Vol 24 No. 7
- 8) M. M. Khrushchew 機械の研究 Vol 7 訳文
- 9) 津和: 精密機械 Vol 27 No 11
- 10) M. Seal: Articho Vol. 248 (1958)
- 11) F. P. Bowden: SAE Transocion Vol. 67 (1959)
- 12) Frankline: アチソン 電極を サンプルとしてこの値を得ている。
- 13) Baeom
- 14) T. Spreadborough Wear×105 (1962)

(39.4.20 受理)

既刊 “Carbon” のご紹介

アメリカの carbon 誌は現在第 1～3 号が発行されております。内容は次の通りです。

VOLUME 1 NUMBER 1 (OCTOBER 1963)

S. MROZUWSKI: Foreword	1
M. A. SHORT and P. L. WALKER, JR.: Measurement of interlayer spacings and crystal sizes in turbostratic carbons	3
F. J. VASTOLA, P. L. WALKER, JR. and J. P. WIGHTMAN: The reaction between carbon and the products of hydrogen, oxygen and water microwave discharges	11
K. A. KINI and W. O. STACY: The absorption of helium by carbonaceous solids	17
T. TSUZUKU: Mechanical energy losses due to motion of dislocation in graphite and carbons	25
F. M. LANG, P. MAGNIER et S. MAY: Contribution à l'étude de l'oxydation de carbone	33
T. YAMAGUCHI: Galvanomagnetic properties of glassy carbon	47
M. S. B. MUNSON and R. C. ANDERSON: Vinylacetylene as an intermediate in the formation of acetylenic carbon	51
H. B. PALMER: An analysis of carbon deposition kinetics in isothermal flow systems	55
T. J. HIRT and H. B. PALMER: Kinetics of deposition of pyrolytic carbon films from methane and carbon suboxide	65
E. POQUET et A. PACAULT: Mise au point sur le magnétisme des carbones	71
A. MARCHAND: Anisotropie magnétique des pyrocarbones	75
<i>Letters to the Editor</i>	
J. O. SCHIFFGENS and W. S. DIETHORN: Fission recoil impregnation of graphite powder with Xenon-133	85
M. INAGAKI and T. NODA: Determination of degree of crystallite orientation in graphite products	86
<i>Literature Section</i>	88

<i>Editorial Section</i>	91
------------------------------------	----

VOLUME 1 NUMBER 2 (FEBRUARY 1964)

J. RAPPENEAU, M. BOCQUET, G. MICAUD et A. FILLATRE: Effets de l'irradiation sur les propriétés physiques des graphites	97
K. ANTONOWICZ: The interaction of strongly adsorbed oxygen with free spin centers in carbon	111
V. R. DEITZ and E. F. MCFARLANE: Hydrogen reaction with carbon and nickel evaporated films	117
H. HONDA, Y. SANADA and K. INOUE: Diamond synthesis by electric discharge shock technique	127
W. H. MARTIN and J. E. BROCKLEHURST: The thermal expansion behaviour of pyrolytic graphite-bromine residue compounds	133
MAXIME NECHTSCHIEIN et TILO KESTER: Variation avec la température du signal de résonance paramagnétique électronique de graphite polycristallin irradié neutrons	143
MORTON C. SMITH: Effects of temperature and strain rate on transverse tensile properties of H4LM graphite tested in helium and in vacuum	147
H. HONDA, K. EGI, S. TOYODA, Y. SANADA and T. FURUTA: Electronic properties of heat-treated coals	155
G. G. LAUER and K. P. BONSTEDT: Factors influencing the performance of pitch binders in the baking of small carbon electrodes	165
R. H. BRAGG, D. D. CROOKS, R. W. FENN and M. L. HAMMOND: The effects of applied stress on the graphitization of pyrolytic graphite	171
M. C. SMITH, D. T. EASH and K. MCKIBBIN: Longitudinal tensile properties of H4LM graphite in the temperature range—253 to 500°C	181

(31 頁へつづく)