

解説

放射光ミラー

佐藤 繁

東北大学理学部物理学教室

Synchrotron Radiation Mirrors

Shigeru Sato

Department of Physics, Faculty of Science, Tohoku University

Developments of synchrotron radiation mirrors in several facilities are historically surveyed. At the Photon Factory, large-size mirrors coated with a thin layer of CVD-SiC for intense synchrotron radiation have been developed and commissioned. Substrates of these mirrors are high-purity graphite, recrystallized SiC and sintered SiC. Various properties of mirror-materials are described in connection with thermal resistance against intense synchrotron radiation.

1. はじめに

シンクロトロン放射 (Synchrotron Radiation, SRと略記) 光源は偏向電磁石を中心とした第2世代の電子蓄積リングからウィグラー, アンジュレーター等を主体にした第3世代蓄積リングにうつりかわりつつある。第3世代の高輝度大強度放射光を有効利用するためには放射光ミラーの特性を格段に向上させなければならない。本報告では放射光ミラーが放射光光源の発展に対応して材料面でどのように開発研究されてきたかを概観する。また放射光ミラーの今後の課題や方向についても簡単に述べる。

SRを光源とする真空紫外 (VUV) ~ 軟X線 (SX) 領域の分光系において, 最初にSRに照射されるミラー (偏向反射あるいは分離反射ミラーと

呼ぶ。) は, SRに含まれる短波長成分を弱め, SRの進行方向を反射によって変え, さらには集光して強度を上げてから分光系に送り込む働きをする。また分光器からの出射光強度は時間的に安定していることが望ましいので, 大強度SRの照射に対しても偏向反射ミラーの反射効率が変動しない必要がある。分光器の出力強度の低下は光学素子の熱変形¹⁾, 熱損傷及び残留ガスの炭素成分が光化学反応によってミラー表面に付着推積する“炭素汚染”²⁾, 光学系の位置ずれ等の原因による。特に熱損傷と炭素汚染は, 程度の違いはあるけれどもSRに照射されている偏向反射ミラーの表面上では必ず起こっている。炭素付着を少なくするためにはミラー槽内の圧力を 10^{-10} Torr ($\sim 10^{-6}$ Pa) 台までに下げることが先ず必要である。それに加え

て、SRに照射されていない時のミラーのガス放出速度を少なくし、さらに照射時の光脱離や熱脱離によるガス放出量を小さくし、また放出継続時間を短くすることも重要である。

本報告ではしかしながらミラーの熱変形及び耐熱ミラー材の開発についてとり上げる³⁾。SRの出力強度はよく知られているように近似的に光源用蓄積リングの運転エネルギーの4乗に比例するので、X線利用中心の数GeV級リングでは、大出力SRによる光学素子の変形、損傷の度合はVUVリングに比べてより深刻になることが予想される。さらに最近では挿入光源の発展によりSR出力が急激に上昇しており、強力なSRに耐える偏向反射ミラーの開発研究が急がれているからである。また偏向反射ミラーは、熱負荷に対し種々の光学素子中で最も厳しい条件で使用されるのでその開発結果は下流側に配置される分光器系ミラーにも応用でき、今後の大強度SR用分光系の設計製作にとっても有用である。以下に、第1、第2世代の大規模SR光源において得られた偏向反射ミラーの照射損傷と開発に関する事例をあげてみる。

蓄積リングDORISから放出されるSRをX線域に利用するため、HASYLABでは最初ガラス製偏向反射ミラーを使用した⁴⁾。従来の実験室用光学系の延長線上で選んだものと思われる。典型的な使用条件はDORISの運転エネルギーが1.7~2.5GeV、蓄積電流が最大300mA程度であった。照射時間は不明であるが、しばらく使用した後分光器の出射光強度が最初に比べて極端に小さくなったに違いない。ミラーを取り出して表面を観察すると、照射部にクラックが入り、内部にはカラーセンターが出来て変色していた。この結果によりガラス材はDORISの様な数GeV級リングのX線偏向反射ミラーとしあまり適当でないことがわかった。しかし、損傷の程度は、リングの運転エネルギー、蓄積電流、照射時間、入射角など使用条件に大きく依存するので、条件を適切に設定して照射強度を低くすれば、相当期間使用することが出来る。

2~3 GeV級の電子蓄積リングを利用していた他のSR施設でもガラスミラーの損傷例は多数あったと思われる。

ガラス材に代わって考えられるのは熱伝導性の良い金属製ミラーである。SSRL⁵⁾ではレーザー反射用ミラーとして製造実績のある無酸素銅を基盤に選び、大型偏向反射用ミラーを開発した。使用入射角によって二種類あり、それぞれ4°ビームライン(SX)、8°ビームライン(VUV)用ミラーと呼ばれた。

4°ミラーは、SRビームを4°水平に反射偏向し、8.4m離れた軟X線単色計の入口スリット上に結像させる。長さ43cm、幅7cm、厚さ4cmで曲率半径210mの球面鏡である。裏面から直径3cm、長さ23cmの支柱が突き出している。全散乱積分球で測定したRMS表面粗さは64Åであり、研磨後の表面は600Å厚さに白金でコートされている。水平広がり角が2.5mradのSRを取り込む。このときのミラーを照射する出力は4Wであった。8°ミラーは長さ33cm、幅5cmの平面鏡で裏面から1本の支柱が突き出しRMS表面粗さは34Åである。表面コートは同じく白金であり、5.3mradのSRを取り込み瀬谷波岡型単色計に送り込む。照射出力は12Wであった。それぞれのミラーは、支柱の先端をミラー真空槽の外に突出した形で設置される。支柱の端面に熱電冷却装置をとりつけ熱伝導によりミラー表面を間接冷却する。これらのミラーの開発はマイケルソン研究所で行われた。4°ミラーを2年間使用しつづけると反射率が著しく低下し散乱光レベルが増大した。またRMS表面粗さは186Åまで劣化した。

HASYLABでもそれまで得た経験をもとに金属ミラーの開発⁶⁾を行った。無酸素銅やアルミニウムを基盤にして表面にカニゼンコート(Canigen; Catalytic nickel generation)を施してミラー基材としたものである。SSRLのミラーは、銅基材表面を直接精密加工したものであるが無酸素銅が難削材なのでRMS表面粗さはそれほどよくない。

これに対して HASYLAB では加工研磨性にすぐれたニッケルを無酸素銅やアルミニウムの表面に形成し表層を精密研磨することで 10 Å オーダーの RMS 粗さを得ている。表 1 に 1980 年代の初頭に HASYLAB の DORIS ビームラインに設置されたミラーのまとめを示す。ほとんどが無酸素銅-カニゼンメッキの組合せでありツァイス社で研磨された。すでに非球面ミラーも製作され大部分が現在も使用中であり完成度の高いものである。

2. 大強度、高輝度放射光用ミラー材の探究

SSRL, HASYLAB で開発された金属製偏向反射ミラーは主に電子蓄積リングの偏向電磁石から放出される通常の SR 光に使用されてきた。これらのミラーをより強力な SR 光の発生源であるウィグラーやアンジュレーターに対して使用した例がある。

HASYLAB では偏向電磁石用ビームラインに設置されていたフリッパー型平面回折格子単色計をそっくり 32 極ウィグラー/アンジュレータービームラインに転用してみた⁷⁾。ウィグラーからは最大約 600 ワットの SR が放出される。これは偏向電磁石から放出される水平発散角 1 mrad 当りの最大出力の約 13 倍である。ウィグラー中心から 14m 離れた場所に 200 × 50 × 50mm³ の水冷銅ミラー (S₋₁) を設置し、入射角 2.2 度で受けとめて短波長成分を吸収した後、AlMg₅ 合金製の第 2 ミラー (S₀) に送り出す。分光器中には S₀ に加えて使用波長域に対応して入射角を予め固定した 6 枚の AlMg₅ 製ミラーが設置してあり、これらを使い分けて平面回折格子に短波長成分を少くした SR 光を入射する。フリッパー型単色計の出射エネルギー域は 15 - 450eV であり、ウィグラーを使用したことによって出射光強度は平均して 2 桁上がった。特に 450eV 付近では 4 桁も強くなった。しかしながら問題になったのは偏向反射ミラー S₋₁ の熱変形である。ビームシャッターを開けてウィグラー光をフリッパーに入射すると短時間の間に射出光強度が

減少した。典型的な場合は照射開始 20 秒後に最初の強度が約 1/3 に減少してしまった。この変化は可逆的であり、ビームシャッターを閉じてミラーが冷えてから再び開けるとまた同様の変化を繰り返した。ミラーはインジウム箔を裏面にはさんだ状態で水冷機構を備えたミラーホルダーに取付けられており、ウィグラー光の照射によりその表面温度は数十度上昇した。次に冷却方式を改良して表面の温度上昇をより小さくしたが射出光強度はやはり減少した。この結果は、ウィグラー光によって照射されているミラー表面はあたかも細長い畑の畝のように局所的に膨張し、そのため、反射の方向が変化して入射光が単色計の光軸からずれてしまう現象として理解される。熱伝導性のいい無酸素銅でも局所的加熱に対して変形してしまい平面を保持できないことがわかった。HASYLAB では挿入光源の進展によってさらにウィグラー光の輝度が上がることを予測し、無酸素銅以外に偏向反射ミラー基材として適当な物質を系統的に探索した。以下で耐熱ミラー材の探究の主な経緯を HASYLAB での経験をまじえて概観しこれからの開発研究の参考にする。

最初の実験は HASYLAB で行われた⁸⁾。DORIS 蓄積リングの偏向電磁石発光点から 3.7m 離れた場所に超高真空照射槽を設置しリングドーナツと接続する。水冷していないステンレス鋼の回転試料ホルダーに 8 枚のサンプルを取付け、リングの運転エネルギー 5GeV、蓄積電流 15mA のとき最高 84W/cm² の出力密度の SR を照射する。照射時間はサンプルによって異なるが平均 20 分である。サンプルはスプラシル (光学グレード SiO₂)、ゼロデュア (低膨張率ガラス)、シリコンウェハー、無酸素銅基盤 (電解ニッケルコート)、無酸素銅基盤 (カニゼンコート)、ステンレス鋼基盤 (カニゼンコート)、アルミニウム (カニゼンコート)、シリコンカーバイド (SiC) であった。照射後ガラス製ミラーは照射部の中心軸に沿って溶け、深さ数千オングストロームの谷や同程度の高さの成り上がり

Table 1. The new generation of mirrors installed in the beam lines at HASYLAB 1980 - 1982. T3 and U2 have been manufactured by Jobin - Yvon, France, and Halle, FRG, respectively; all others by C. Zeiss, FRG. R_T and R_S denote the tangential and sagittal radii, respectively. (Ref. 6)

Beam line mirror	Type	Substrate material coating	Reflecting surface (mm × mm)	Grazing angle [deg]	R_S [mm]	R_T [mm]	Rms roughness [Å] ≤
C1/H1	plane	Cu/Kanigen	330 × 65	7.5	∞	∞	10
C4/H	plane	Cu/Kanigen	330 × 65	7.5	∞	∞	10
C2/F1	plane	Cu/Kanigen	440 × 20	4	∞	∞	10
C2/F2	plane	Zerodur	160 × 40	4.25	∞	∞	10
D3/R1	cylindric	Cu/Kanigen	195 × 40	1.5	386.14	∞	20
D3/R2	plane-elliptic	Al/Kanigen	196 × 12.2	2	∞	~ 33 705.8	15
D4/T0	plane	Cu/Kanigen	416 × 132.5	4	∞	∞	10
D4/T1	toroidal with elliptical mantle-line	Al/Kanigen	293 × 138	6	~ 334.9	~ 48 715.6	20
D4/T2	convex cylindric	B270-glass/Au	172 × 18	5	48.4	∞	20
D4/T3	toroidal	Duran 50NSK/Pt	250 × 26	5	203.4	26 772	nm
E1/M1	plane	Cu/Kanigen	440 × 20	4	∞	∞	10
E4/E1	4 identical toroidal mirrors	Cu/Kanigen/Au	312.5 × 80	0.4	129.5	2 642 878.7	15
F2/S1	cylindric	Cu/Kanigen	277 × 96	10	1 691.2	∞	15
F2/S2	plane-elliptic	Al/Kanigen	301 × 118	12.5	∞	~ 11 480.2	15
F2/S3	toroidal	Al/Kanigen	160 × 5	12.5	616.2	2 772.1	20
G1/G1	plane	Cu/Kanigen	330 × 65	2	∞	∞	10
I/L1	cylindric	Cu/Kanigen	150 × 233	17.5	1 682.3	∞	15
I/L2	plane-elliptic	Al/Kanigen	112 × 17	17.5	∞	~ 3 183.0	15
I/L3	ellipsoidal	Al/Kanigen	150 × 20	12	~ 62.37	~ 1 442.9	15
H/U1	plane	Cu/Kanigen	100 × 200	52.5	∞	∞	10
H/U2	spherical	Glass/Al-MgF ₂	200 Ø	82.5	4 500	4 500	nm

が形成されていた。もちろん表面の金属コーティングは蒸発していた。無酸素銅ミラーは照射中に表面温度が600~800°Cに上がり、とり出してみると照射部はわずかに溶け、全体は焼き鈍されたような感じになっていた。ステンレス鋼ミラーの場合は表面温度がやはり600°C程度になり、照射後の表面の照射部には、コーティングが細片となって付着していたが照射されない部分は最初の状態のままで残っていた。一方、アルミウム基盤ミラーは、惨状を呈していた。表面温度は800°Cに達し照射後は、カニゼンコーティングが全面剥離していた。この原因は基盤（アルミニウム）とコーティング（ニッケル）の間の熱膨張率の違いによるものと考えられている。シリコンカーバイドだけが表面損傷なしで元の状態を保っていた。

より系統的なミラー材料のSR照射損傷試験は英国Daresbury研究所と高エネルギー物理学研究所放射光実験施設の共同研究によって行われた⁹⁾。高エ研から照射槽とSiCミラー試料等を持ち込み、Daresbury 2 GeV電子蓄積リングを用い蓄積電流最大300mAで照射試験を行った。

試料照射位置は発光点から3.5m、出力密度は約70W/cm²である。照射試験に合せてミラー冷却機構の性能試験も行なった。表2に冷却していない各種ミラー材の照射結果を示す。熔融石英、ゼロデュア、パイレックス、フロートガラス、サファイアガラス等のガラス類は損傷を受け偏向反射ミラーとしては不相当であることがわかった。金属ミラーでは損傷が認められなかった。製造法の異なるシリコンカーバイド、シリコンナイトライド、タングステンカーバイド等セラミックス類は全然変化がなかった。

この実験ではミラーホルダーは無酸素銅製で裏側に銅パイプが銀ろう付けしてある。ミラーとホルダー間の熱伝導をよくするため金属ガリウムを中間にはさんでミラーを取りつける。ガリウムは飽和蒸気圧も低く融点も低いのでわずかの温度上昇でも溶けて熱接触をよくする。ホルダーによる

ミラーの冷却効果は、シリコンカーバイドミラーを取付けた状態で確かめられた。照射実験中に冷却水を止めると15分後にミラー表面温度は200°Cに上昇したが、再び流すとすぐに46°Cに冷えてしまった。この事実は偏向反射ミラー自身の材料開発とともに、ミラーの冷却方式の開発が重要であることを示している。

なお、Daresbury研究所では早い時期から反応結合シリコンカーバイド(REFEL, 次節で説明)を用いて大寸法ミラーの実用化を図っていた。1980年の初頭に世界で初めて実用化に成功した¹⁰⁾。一方、高エ研放射光実験施設でも少し遅れてグラファイトを基盤にしたクリヤーカーボンシリコンカーバイド(次節参照)ミラーを実用化している¹¹⁾。

HASYLABでは、本節の冒頭で述べたような、ウィグラービームラインへの金属ミラーの実装実験をふまえ、高輝度光に照射されているミラーの局所的熱変形を定量的に求める実験を行なった。熱変形を調べるために最も適当なパラメーターは表面パワー密度 Ps'' (W/mm²)である。

Saile等¹²⁾はDORISの硬X線ウィグラーW2(20極、長さ2.4m)からの高輝度ウィグラー光を用い、 Ps'' をパラメーターとして、種々のミラー材の温度上昇、変形などの熱特性を調べた。この実験に用いられたシリコンカーバイドミラー等は日本で製造されたものである。W2の臨界波長はDORISの運転エネルギーが3.7GeVのとき8.6keV、5.3GeVのとき17.6keVである。図1にウィグラーから放出される放射光のパワー密度の軌道面に垂直な方向に対する分布を示す。ウィグラーのパワー密度はピークで2W/mm²に達していることがわかる。図2は実験用ミラーの配置図である。φは入射角で35°と62°の2つの配置で照射を行った。IRは赤外線カメラで温度測定に、MIはマイケルソン干渉計でミラー表面の熱変形測定に用いる。IRとMIの測定結果を解析し、図3に示すような熱変形についての定量的情報が得られ

Table 2. Radiation damage tests(Ref. 9)

Material	Average current [mA]	Energy SRS [GeV]	Maximum thermocouple temperature [°C]	Exposure time [h]	Observations
Si ₃ N ₄ Toshiba Ceramics Co. Japan [7]	150	2	247	12	No apparent physical damage except for slight brown mark (carbon?) on X-ray axis
SiC (CVD) on graphite Toshiba Ceramics Co. Japan	150	2	313	8	No visible damage
WC Toshiba Ceramics Co. Japan	170	2	536	10	No visible damage
Fused Silica	228	1.8	90	2	Brown mark on X-ray axis at 1.8 GeV (carbon)
		2	150	18	At 2 GeV: no brown deposits (carbon desorbed), surface melting
SiC, hot pressed British Nuclear Fuels [5]	100	1.8	175	3	No visible damage
Zerodur	90	1.8	122	9	Surface destroyed and colour centres local to X-ray axis
SiC, hot pressed British Nuclear Fuels	100	2	213	2	No visible damage
SiC, refel British Nuclear Fuels	100	2	235	4	No visible damage
SiC on refel British Nuclear Fuels	100	2	214	4	No visible damage, Green fluorescence on X-ray axis
Aluminium machined surface	100	2	213	2	No visible damage
Molybdenum	80	2	400	16.5	No visible damage
Copper OFHC	100	2	470	11	Ripples present over entire surface
Invar	110	2	300	11	No visible damage
Borosilicate glass	120	2	-	1 min	Broke up into several pieces, surface melting, colour centres throughout sample
SiC, CVD on refel Astron Ltd, U.K. [8]	200	1.8	371	48	No visible damage, did not fluoresce on X-ray axis (unlike CVD sample from BNF)
Float glass	119	1.8	-	1 min	Broke up into several pieces
Sapphire	150	1.8	-	3	Surface damage/melting on X-ray axis Broke into several pieces, no surface melting
Pyrex	200	1.8	-	27	Broke into several pieces surface melting on X-ray axis

た。A_p, Wはダイヤフラムで整形したウィグラー光の照射位置での縦寸法と横寸法である。P_Tはウィグラー光の全出力, p_sはパワー密度, Tはミラー照射部での最高温度, ΔTは周辺部と比較した照射部での最大温度上昇, Δαは干渉パターンから求められた最大スロープエラーでΔα自身の精度は50%である。また照射によるミラー表面の盛り上がり高さはΔHである。実験結果をまとめて表3に示す。諸記号の意味は図3に示したものと同一である。ミラーホルダーには水冷パイプがつ

いており、水冷している時は“y”, 水冷していないときは“n”と記されている。表3を検討することにより次の様な結論が得られた。

- (1) ウィグラー光の照射が始まるとすぐミラー表面に局所的で可逆的な変形が生じる。照射を止めると元に戻る。
- (2) ミラーホルダーを水冷することによりミラーの平均温度を著しく低下させることが出来る。GaInSn系合金を間にはさんで熱接触をよくすると照射してから30秒後に

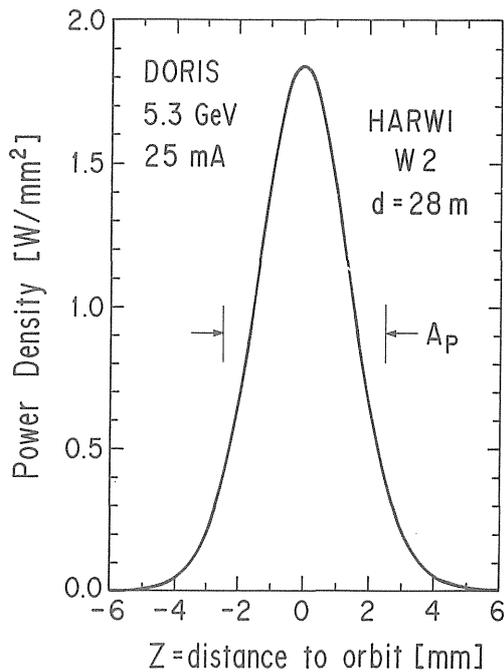


Fig.1. Power density at the sample position (28m from the W2 source) as a function of the distance to the orbit plane for a beam current of 25 mA and behind several filters (in total 0.4mm C and 3mm Be). The bars indicated with A_p mark the standard aperture used with a height of 5mm. (Ref.12)

低い温度の平衡状態に達する。他方、合金をはさまない場合は、約30分後にゆっくりと比較的高い温度の平衡状態に到達する。しかし今回の実験のように1 cmもの厚いサンプルを裏面及び側面から冷却している場合、たとえ熱接触をよくして全体を冷やしても局所の変形と温度勾配を小さくすることは出来ない。小さくするためにはミラー材内部に照射部に極く近接して冷却水路を設けるような構造を考えるべきである。

- (3) シリコンカーバイドだけが最大 $2\text{W}/\text{mm}^2$ の熱負荷に対して明らかに確認できるような変形は示さなかった ($\Delta H \ll 100\text{nm}$)。異なった製法によるシリコンカーバイドも同じ結果を示した。他の全ての物質(無酸素銅, アルミニウム合金, モリブデン)は

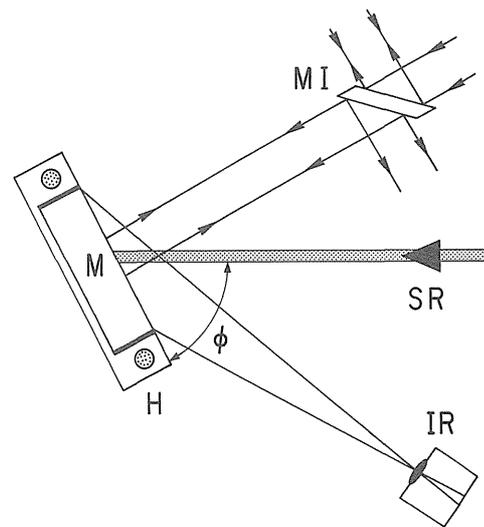


Fig.2. Side view of the configuration used for this investigation (not drawn to scale) with angle of grazing incidence ϕ . ϕ was chosen as 90° , 62° and 35° , respectively.

M = mirror
MI = Michelson interferometer
IR = infrared camera
H = mirror holder with water channel
Sr = incident synchrotron radiation.
(Ref.12)

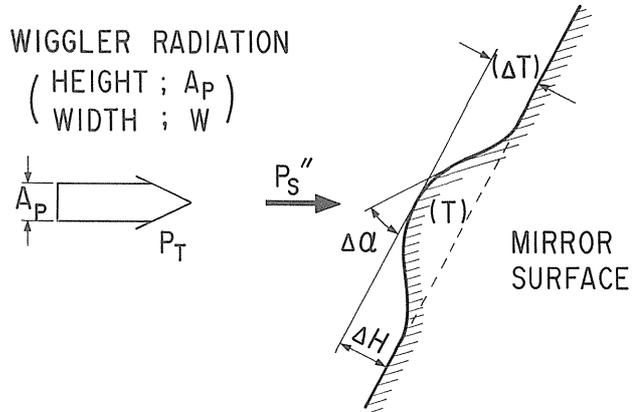


Fig.3. Schematic thermal deformation of a mirror surface. Meanings of symbols are same as those in Table 3.

大きな変形を示した。

- (4) 表面を超平滑研磨するために金属製ミラー基盤は $50\ \mu\text{m}$ 厚さにカニゼンコートされている。入射パワーの大部分は実験に用いたウイグラー光の侵入の深さが小さいことと斜入射で使用するによりカニゼン層で吸収される。金属基盤材とコート材

Table 3. Some experimental results for mirrors. ϕ is the grazing angle and $A_p \times W$ the aperture for the beam. P_T and P_s denote the total power and power density at the surface, respectively. ΔH and $\Delta \alpha$ stand for the height of the deformation and the maximum slope error extracted from the fringe pattern. $\Delta \alpha$ was evaluated applying different models to the shape of the curved interference fringes. The different results were averaged. The error for $\Delta \alpha$ is estimated to be approximately 50%. T is the average temperature in the illuminated area of the mirror and ΔT the maximum temperature increase across the surface (not necessarily derived for thermal equilibrium conditions). If the sample holder was water-cooled and liquid metal provided a good thermal contact to the mirror, this configuration is indicated by "y" in the last column. Cases with no water flow and/or no liquid metal contact are denoted by "n".

(*Temperature' gradient could not be evaluated).(Ref.12)

Sample	ϕ ($^\circ$)	$A_p \times W$ (mm 2)	P_T (W)	P_s (W/mm 2)	ΔH (μ m)	$\Delta \alpha$ (arc s)	ΔT ($^\circ$)	T ($^\circ$ C)	Cool.
SiC A	90	10.4 \times 22.4	141	1.76	<0.08	<2	12	57	y
	35	10.4 \times 22.4	137	0.99	<0.08	<2	8.5	41.5	y
	90	10.4 \times 22.4	118	1.47	<0.08	<2	12	134	n
SiC B	35	10 \times 20	115	0.93	<0.08	<2	7.7	48.7	y
	35	5 \times 10	64	1.14	<0.08	<2	6.5	37	y
AlMg ₅	35	5 \times 22.9	179	1.38	1.1	16	*	*	n
	35	5 \times 22.9	109	0.84	0.8	16	*	*	n
AlMg ₅ /Kan.	35	5 \times 22.9	162	1.26	1.6	20	13	45	y
	35	5 \times 22.9	118	0.91	1.3	19	11	67	n
	35	5 \times 5	37	1.3	0.8	8	9	64	n
Cu	62	10 \times 20	121	1.49	0.6	8	*	38	y
	35	10 \times 20	152	1.22	0.6	10	*	51	y
	35	10 \times 20	162	1.31	0.5	9	*	61	n
Cu/Kan.	35	10 \times 20	98	0.78	0.3	7	2	33	y
	35	10 \times 20	168	1.35	0.5	8	6	116	n
	62	10 \times 20	157	1.95	0.8	10	6	40	y
	62	10 \times 20	175	2.16	0.8	13	14	131	n
	62	5 \times 20	122	1.67	0.7	12	9	114	n
Mo	35	6 \times 20	150	1.26	0.5	9	*	38*	y
	35	10 \times 20	37	0.30	0.2	3	*	29*	y
	35	2 \times 20	19	0.30	0.2	3	*	*	y
	35	6 \times 5	35	1.18	0.2	5	*	*	y

の間の熱膨張係数が大きく異なるとコート層の熱変形は大きく膨張係数の近い無酸素銅/カニゼンでは変形はそれほど大きくないがAlMg₅/カニゼンではかなり大きかった。

- (5) 熱変形の幅は照射領域の幅より幾分大きい。パワー密度を減少させると、変形の高さ ΔH も減る。

3. シリコンカーバイド (SiC) ミラーの開発

1978年には2.5GeV電子蓄積リングを中心設備とする高エネルギー物理学研究所放射光実験施設 (Photon Factory, PF) の建設が始まった。リングから放出されるSRの出力は蓄積電流が500mAのとき32W/mradと見積られていた。この値は、発光点から10m離れた偏向反射ミラーの設置を予定している地点で約32W/cmの出力に相当しかな

り大きい。したがって偏向反射ミラーとしてどのような耐熱基盤材を選択するかは重要な問題だった。さらに1982年のPF共同利用実験開始までに大型のミラーを準備する必要があった。当時SiC等が大強度SR用ミラー材として有望らしいという報告¹³⁾は前節で紹介したものも含めていくつかあった。そこで最初に可能性のありそうな出来るだけ多くの種類の材料を用いてテストミラー(35×40×10mm³)を製作した。この準備過程でSiCミラー(正確に言うと黒鉛基盤にSiC膜をコートした素材、後出)の試作に初めて成功した(素材製作は東芝セラミクス, 研磨はサンコー技研, 後にキャノン)。試作したテストミラーの軟X線領域における反射率¹⁴⁾を東大物性研SOR-RINGを用いて測定した。それらのなかで, SiC, 無酸素銅, ステンレス鋼, タングステンカーバイド等の候補材料はいずれも十分な反射率を示すことがわかった。次のステップはこれらの材料のなかのどれを用いると400×170×50mm³に及ぶ大きな材料の製造とその研磨が可能であるかを検討して1つの候補に絞ることである。種々の調査と検討を行なった結果, 柔らかくて微妙な取扱いを必要とする無酸素銅ではなく, 硬くて耐熱性にすぐれた物理的・化学的に安定しているSiCを選んだ。また全く実績のない大型化については, テストミラー試作の経験をもとに種々の検討を行った結果従来の技術と設備を用いて一応対処できる見込が得られた。大型素材として当初はテストミラーと同じく, 黒鉛を基盤として表面に化学反応形成(Chemical Vapor Depositim, CVD)によるSiCコーティングしたものを試作することにした。以下にSiCミラーの特性と開発研究¹⁵⁾の概要を述べる。なお, 大型SiCミラーの開発が進められる一方で, 前節で紹介した材料照射試験等基礎研究が相前後しながら行われて, 両者は相補的に情報を交換しながらミラー技術全体を進展させてきたことを付記する。

3-1. SiCの生成

SiCは硬くて(モース硬度9.2~9.3)機械的強度も大きく, 酸, アルカリにも強く放射線照射に対しても耐性がある。研磨性もよく超平滑平面を生成することが出来る。特にすぐれているのは熱的特性である。熱伝達率 K (W/cm K) と線膨張係数 α ($10^{-6}/K$) の比 K/α ($10^5 W/cm$) を熱変形に対するFigure of Meritと呼んでいる。 K/α が大きければ熱歪みは小さい。表4に種々の物質の室温におけるFigure of Meritを示す。ダイヤモンドが最も理想的であるがCVD-SiCはそれに次いでいる。

SiCの結晶構造は高温相(α 相)と低温相(β 相)に大別される。 α 相は結晶構造が六方晶系で約50種類の多型を示す。

β 相は2100°C以下では単一相の閃亜鉛鉱型を示し2100°Cを超えると α 相に相転移する。 β -SiCは研磨性もよくSR用ミラーとしては最も優れていることがわかっているが, 成長速度の遅い低温気相反応(例えばCVD)でしか生成されない。ミラー素材製作に必要な反応プロセスは次の2つに分類することが出来る。

Table 4. Figure of Merit for thermal distortion for several materials near room temperature. (Ref. 13)

Material	K (W/cm K)	α ($10^{-6}/K$)	K/α (10^5 W/cm)
Diamond, single crystal	6.0	1.5	40.0
CVD-SiC	2.0	3.0	6.7
W	1.7	4.6	3.7
Super Invar	0.12	0.36	3.3
Zerodur	0.016	0.05	3.2
Mo	1.14	5.1	2.7
Si	1.0	4.0	2.5
Cu	4.0	16.0	2.5
Ir	1.6	6.7	2.4
Ag	4.3	19.5	2.2
Au	3.1	14.5	2.1
Os	0.86	4.8	1.8
Be	2.1	12.7	1.7
Cr	0.9	7.0	1.3
Al	2.4	24.0	1.0
α -SiO ₂	0.014	0.55	0.25
TI no. 1173	0.0029	15.0	0.019
BS 37A	4.2×10^{-5}	9.3	4.5×10^{-4}

(A) 通常のCVDプロセスによるSiC

いくつかある中で最もよく使われる反応は
 $\text{CH}_3\text{SiCl}_3 \rightarrow \text{SiC} + 3\text{HCl}$ (H_2 ガス存在下)。
 SiC 分子が基盤表面につぎつぎに付着成長
 していくプロセスである。

(B) クリヤーカーボン (Clear Carbon) プロ
セスによるSiC (東芝セラミクス開発)

CVDの一種であり基盤の黒鉛材とSiOガス
 が直接反応し強固な結合をする；
 $\text{SiO} + 2\text{C} \rightarrow \text{SiC} + \text{CO}$ (Cの存在下)。

一般にCVD-SiCの成長速度は非常に遅いので、
 大きなミラー材全体をCVDプロセスによる β -SiC
 で製造することは難しい。したがって α -SiCなど
 の非CVD-SiC材で基盤を形成し、その上に上記の
 (A) か (B) のプロセスで β -SiCを数百 μm 厚
 さに成長させてコーティングしたものを研磨する
 のが現実的である。(A) と (B) はミラーの使用
 条件を考慮して選ぶことになる。

3-2. 放射光ミラーの基盤材料

CVDプロセスによらないミラーの基盤材料とし
 て以下の物質が挙げられる。

(1) グラファイト (Graphite)

特殊製法による等方性グラファイトで電気
 抵抗から求めた異方性の比は1.03である。
 線膨張係数は $4.4 \times 10^{-6}/\text{K}$ であるが熱的、
 機械的性質とともに製造工程によってある
 程度調節することが出来る。機械工作が容
 易なので設計に従って種々の形状のミラー
 基盤をつくることが出来る。グラファイト
 基盤上に“クリヤーカーボンSiC”を成長
 させると基盤内にSiCの島が成長したり、
 表層から柱状にSiCが貫入したりする。ま
 た深さが変わるとつれてグラファイトと
 SiC の組成比が変わって、いわゆる“傾斜組
 成材料”を形成している。図4にグラファ
 イト基盤上に“クリヤーカーボン”成長さ

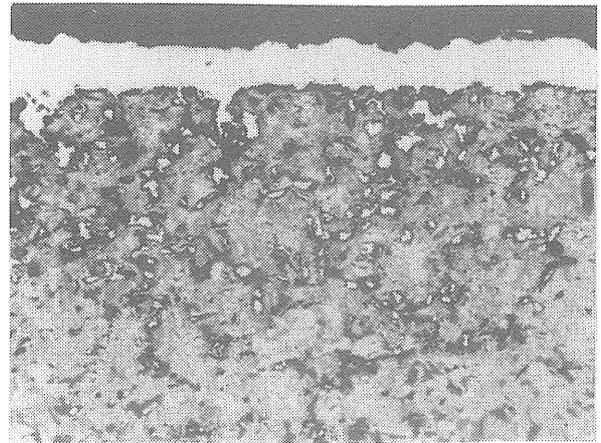


Fig.4. The enlarged cross section photograph showing
 the surface of the raw mirror - material. "Clear -
 Carbon" SiC, about 50 μm thick, is deposited
 onto the graphite substrate. (Ref.15)

せた材料の断面写真を示す。上方に白く見
 えるのがSiC成分で厚さは50 μm である。
 SiC 層とグラファイト基盤の結合は非常に
 強固である。これに対して“CVD-SiC”
 を成長させると基盤との境界は比較的単純
 で積層しているだけのように見え、SiC表
 層の基盤への貫入や浸透はあまり観察され
 ない。両者の結合の強さは定量的に測定さ
 れていないが、極端に異なるわけではなく
 SRの照射出力の大小によって使いわけ
 ることが出来る。CVD-SiCの利点は“ク
 リヤーカーボンSiC”に比べて成長速度が早
 いことである。図5にグラファイト基盤に
 “CVD-SiC”を成長させた材料の断面写
 真を示す。白く見えるSiC層はやはり50 μm
 厚である。

(2) 再結晶SiC (Recrystallized SiC)

α -SiC粉末を SiO_2 やカーボン粉末と混合
 して成形し2000 $^\circ\text{C}$ 前後に加熱してつくる。
 純 α -SiCで15~20%の空孔を含む。基盤
 がSiCであるから表面にCVD-SiCを成長
 させる場合、熱膨張に対し整合性がよく最適
 な基盤材の1つである。しかし内部に空孔

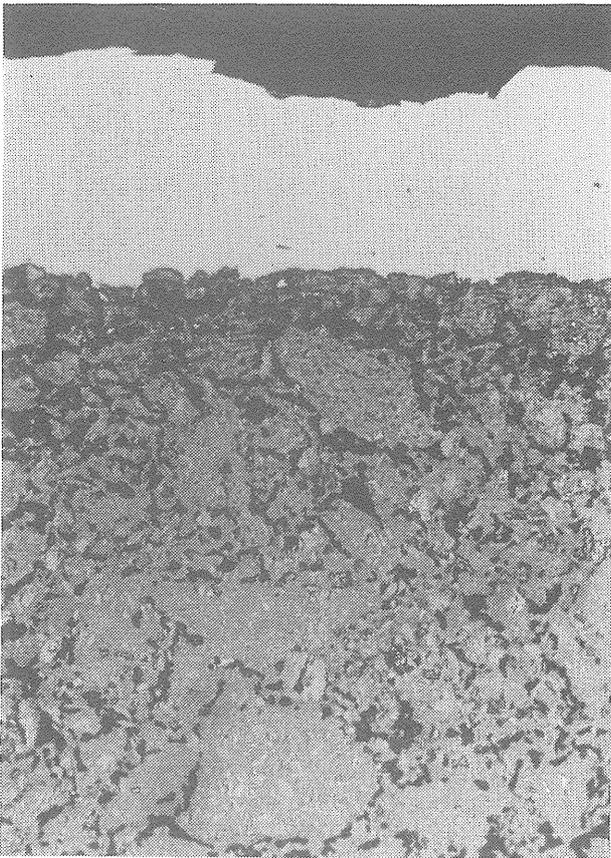


Fig.5. The enlarged cross section photograph showing the surface of the raw mirror - material. "CVD" SiC, about 50 μ m thick, is deposited onto graphite substrate.

を多く含むので、十分なコーティングをした後、排気試験を行って機密性を確め到達圧力も確認する必要がある。図6に再結晶SiC基盤に"CVD-SiC"を成長させた材料の断面写真を示す。上方の白く見える表層のSiCの厚さは40 μ mであり、写真の下方に見える黒い沢山の島は空孔である。

(3) 焼結SiC (Sintered SiC)

α -SiC粉末に接着剤として適当量のボロンやカーボン等を混合して焼結したもので、製造工程中に原材料の体積が15~20%収縮する。したがって残っている空孔は2%以下であり緻密であるため機械的特性や超高真空への対応性の点で優れている。この材料

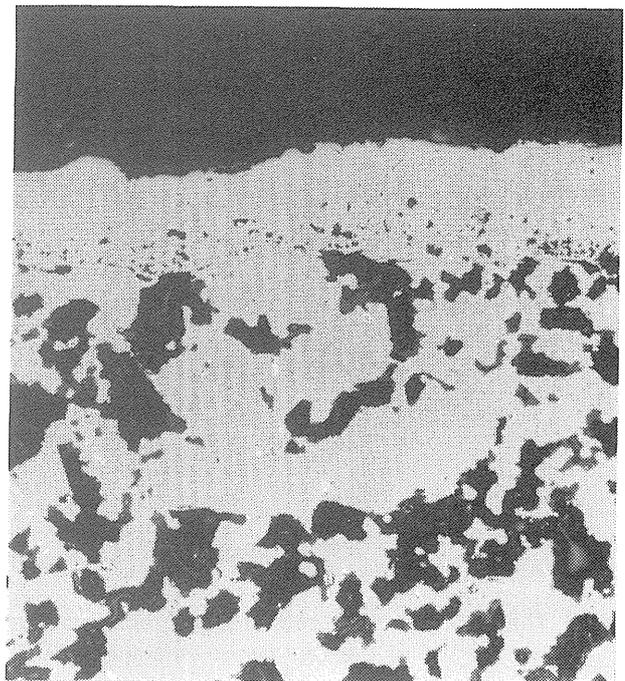


Fig.6. The enlarged cross section photograph showing the surface of the raw mirror - material. "CVD" SiC about 40 μ m thick, is deposited onto the recrystallized SiC substrate. (Ref.15)

は高輝度SR用ミラー基材として最適と考えられる。

図7に焼結SiC基盤に"CVD-SiC"を成長させた材料の断面写真を示す。上方に白く見えているのは厚さ25 μ mの表層SiCである。基盤との結合性はよい。

(4) 反応結合SiC (Reaction-bonded SiC, 英国商標名REFEL)

α -SiC粉末とカーボン粉末を混合して成型し、それからシリコンを含浸したもの。カーボン粉末の量を調整すると生成されるSiCの量も変わるので、シリコン含有量を調整することが出来る。空孔の多い再結晶SiCをシリコンで含浸し空孔をなくしたものである。シリコンの融点(1413 $^{\circ}$ C)以下では、超高真空への対応性や熱伝導性で優れている。CVD-SiC層との付着もよい。難点をあげれば他のSiC材に比べて最高使用温度がシリコンの融点で制限され1000 $^{\circ}$ C近く低

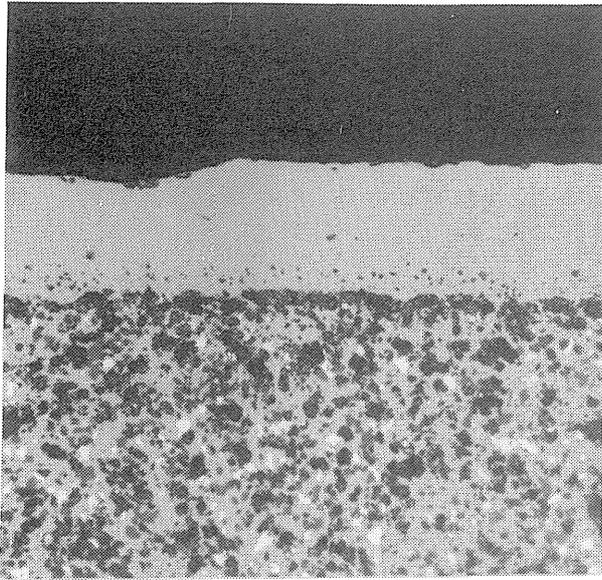


Fig.7. The enlarged cross section photograph showing the surface of the raw mirror - material. "CVD" SiC, about 25 μ m thick, is deposited onto the sintered SiC subst - rate. (Ref.15)

いことと高輝度SRにより局所的熱負荷を受けた場合、熱変形が均一でないこと及びシリコンが脱離するかもしれないことなどである。図8に反応焼結SiC基盤に“CVD - SiC”を成長させた材料の断面写真を示す。上方の灰白色に見えるSiC表層の厚さは40 μ mである。基盤との結合性は大変よい。下方の白く見える多くの島は含浸されたシリコンである。

- (5) その他のSiC材（ホットプレス等）については検討していない。ホットプレスSiCは20kg/cm²程度の圧力をかけながら加熱焼結を行なうもので、常圧焼結に比べて低い温度で高緻密材が得られる利点がある。不利な点は簡単な形状の成型体の製作に限られることであるがこれもそれほど大きな難点ではない。表5に本研究で使用可能なSiC素材の特性を示す。

3-3. テストミラーの研磨性と光学的性質

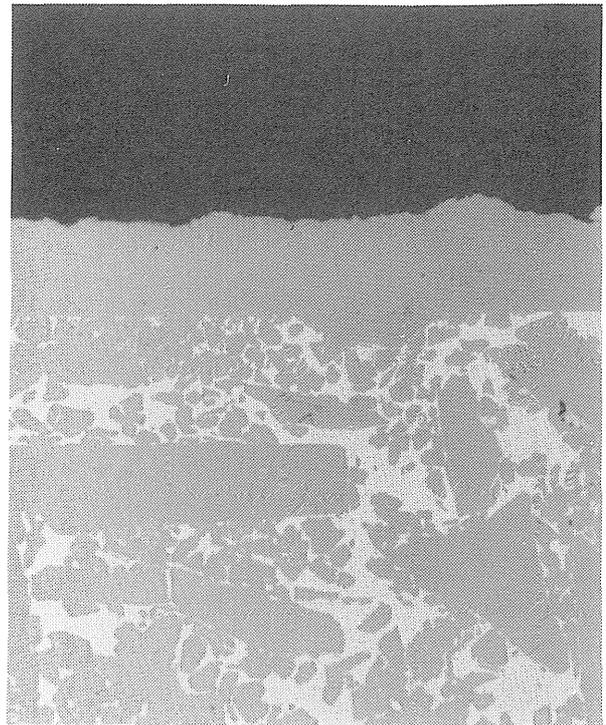


Fig.8. The enlarged cross section photograph showing the surface of the raw mirror - material. "CVD" SiC, about 40 μ m thick, is deposited onto the reaction bonded SiC substrare. (Ref.15)

2種類のCVDコーティング (A), (B) と3種類のミラー基盤 (1), (2), (3) を組み合わせると6種類のミラー素材が出来る。

いずれも寸法は40 × 35 × 10mm³である。表6にテスト用ミラーの種類とザイゴヘテロダイン干渉計で測ったRMS表面粗さを示す。基盤上のコーティングの厚さは350~800 μ mの範囲にある。研磨はダイヤモンド微粉を用いたラッピングであるが、クリヤーカーボンSiCでもCVD - SiCコートでもRMS粗さで5 Å以下の値が得られており光学表面として問題はない。別のシリーズで焼結SiCとCVD - SiCを組合せた素材を注意深く磨き1.2 Åの粗さの表面を得た。最近では1 Å程度の粗さを得るのはそれほど珍らしくなくなっている。これら6ケのミラーの軟X線領域における光学的性質を測定した。素材の種類によらず得られた光学定数はほとんど同じ値を示していた。図9に光学測定の代表例として“グラファイト+クリヤーカーボ

Table 5. Properties of possible mirror materials(Ref. 15)

	β -SiC	Graphite (high purity)	Recrystallized SiC	Sintered SiC	Reaction bonded SiC
Bulk density, g/cm ³	3.22	1.8	2.5~2.7	3.0~3.15	3.0~3.1
Sublimation point, °C	2830 (35 atm)	3700 (100 atm)	~2800 (30 atm)	~2800 (30 atm)	~1400 (1 atm) (Melting point of Si)
Porosity, %	0	~20	15~20	<2	<1
Thermal expansion coefficient, 10 ⁻⁶ K ⁻¹	4.4	2.5~5.0 (adjustable)	4.4	4.4	4.3
Thermal conductivity, W/cm K	1.7~2.0	0.8~2.0	1.6	1.5	1.7~2.0
Working temperature in inert gas, °C	2500	~3000	2500	~2500	~1400
Thermal shock resistance, °C	400	>1000	500	350	400

Table 6. List of test mirrors. (Ref. 15)

No.	Substrate	Coating	Thickness of coating (μ m)	RMS roughness (\AA)
1	High-purity graphite	clear carbon	750	3.4
2	High-purity graphite	CVD	420	2.5
3	Recrystallized SiC	clear carbon	800	3.7
4	Recrystallized SiC	CVD	720	3.0
5	Sintered SiC	clear carbon	800	5.1
6	Sintered SiC	CVD	350	2.9

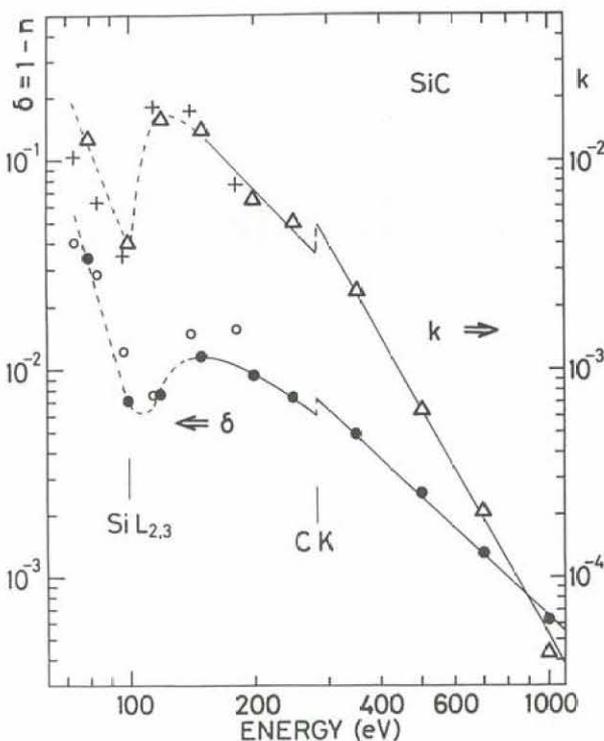


Fig.9. Optical constants as a function of the photon energy for "Clear Carbon" SiC: ●; $\delta = 1 - n$, Δ ; k. O and + show δ and k obtained by Rife and Osantowski.

The energy positions of the onset of the carbon K and the silicon $L_{2,3}$ excitation are indicated. (Ref.16)

ンSiC”ミラーの軟X線領域における光学定数を¹⁶⁾示す。精密反射率計を用いて反射率の入射角依存性を測りフレネルの式を用いて解析した結果である。上記の結果及びミラー表材の製造時間、技術的利点等を考慮すると、表5に示された素材のなかで、“グラファイト+クリヤカーボンSiC”、“再結晶SiC + CVD-SiC”、“焼結SiC + CVD-SiC”の3種類がSR用ミラー基材として有望であると言える。実際上は、SR光の輝度や強度等使用条件に応じて、これらの中から最適と思われる組合せを選ばばよい。

3-4. 大型SiCミラー

大寸法のSiCミラーは用途に応じて大きく2つに分類される。1つは偏向電磁石から発生するそれほど強くない(22W/mrad, 350mA蓄積時)SRのための偏向反射ミラーであり、もう1つはウィグラーやアンジュレーターから発生する1kWにも及ぶ大強度高輝度光用ミラーである。

大型ミラー基材の開発が間に合ったこともあっ

Table 7. Silicon carbide mirrors at the Photon Factory. (Ref. 15)

Branchline*	Source	Mirror material		Type	Dimension (mm) $l \times w \times t$	Monochromator
		coating	substrate			
BL-2B ₁ BL-2B ₂	60 period -undulator	clear carbon + graphite	clear carbon + graphite	Plane Plane	120×60×15 120×60×15	Fresnel zone microscope, 10-m grazing incidence,
BL-11A BL-11C BL-11D	bend. mag.	clear carbon + graphite	clear carbon + graphite	Spherical Plane Toroidal	400×170×40 250×100×40 400×60×40	Grasshopper Mark VII, 1-m Seya-Namioka, 2-m grazing incidence constant deviation,
BL-12A BL-12B	bend. mag.	clear carbon + graphite	clear carbon + graphite	Cylindrical Plane	250×200×40 280×100×40	1-m Seya-Namioka, 6.65-m normal incidence off-plane eagle mounting, channel-cut double crystal,
BL-12C		clear carbon + graphite		Toroidal	400×100×40	
BL-16U	53 pole -wiggler	(I) CVD + recrystallized SiC CVD + sintered SiC (II) CVD + recrystallized SiC CVD + sintered SiC		Plane Plane Cylindrical Cylindrical	500×50×40	grazing incidence,

* Beamlines affiliated to outer organizations are omitted.

て高エ研放射光実験施設のVUV, SX領域の偏向反射ミラーにはほとんど全てSiCミラーが使用されてきた。表7に放射光実験施設で用いられているSiCミラーのまとめを示す。この表には外部機関のビームラインで使用されている分は含まれていない。表7のなかでBL-2, BL-11, BL-12で扱うSRの出力は小さく、これらのビームライン中の偏向反射ミラーは第1のグループに入る。BL-16には53極のウィグラー/アンジュレーターが光源として設置されているので強力なSRを扱うことになりそこでのミラーは第2のグループに含まれる。

第1のグループのSiCミラーの基盤としてグラファイトが選ばれている。これは大型の材料を比較的容易に準備でき、機械加工も容易だからである。この利点を生かしてつくったグラファイト基盤にクリアカーボンSiCをコートした偏向反射ミラーの例を図10に示す。

図から明らかのようにこのトロイダルミラーの全体的形状は両側に取付け固定用の張り出し部分が出ていてそれほど簡単ではない。しかし基盤がグラファイトなので容易に機械工作が出来、この

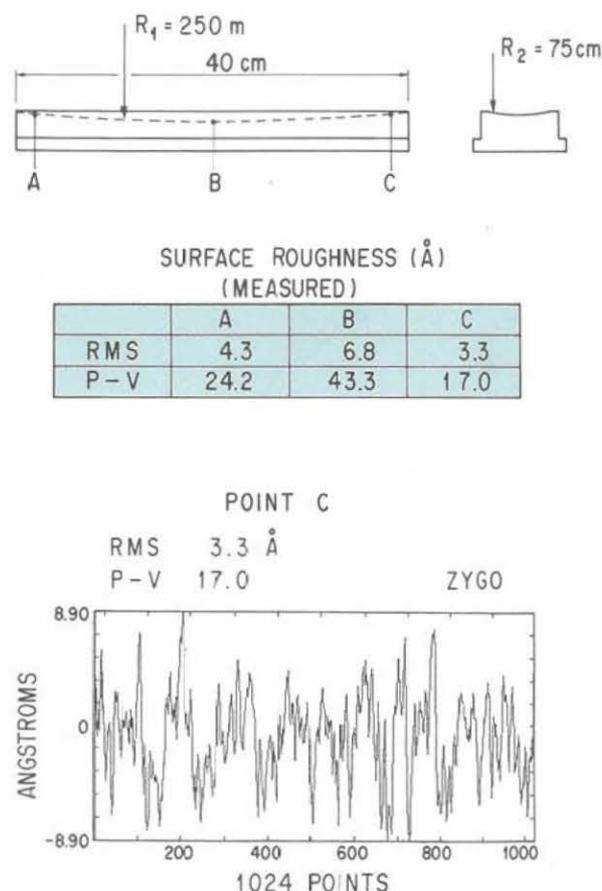


Fig.10. A toroidal "Clear Carbon" - SiC mirror with a graphite substrate. The measured radius of curvature is indicated. RMS roughnesses at different points are shown with the surface profile measurement record. (Ref.15)

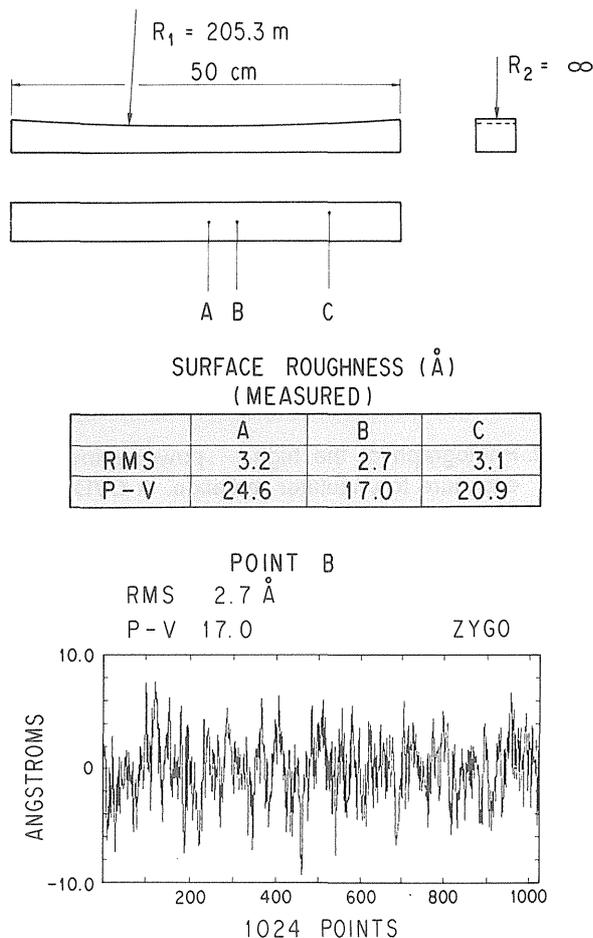


Fig.11. A cylindrical "CVD" - SiC mirror with a recrystallized SiC substrate. The measured radius of curvature is indicated. RMS roughnesses at different points are shown with the surface profile measurement record. (Ref.15)

ような形状を製作できたわけである。干渉縞による曲率測定の結果は、ビーム入射方向の $R_1 = 250\text{m} \pm 5\%$ 、直交する方向の $R_2 = 75\text{cm} \pm 1\%$ だった。また表面粗さはザイゴヘテロダイン干渉計で測定された。図10の中段に測定値が示してある。仕上がりはよい。このミラーはBL-11D 2 m定偏角分光器用の偏向反射ミラーである。以前は円筒ミラーを使用していたがそれに代えてこのミラーを実装した結果分光器の出射光強度は6~7倍になった。

第2のグループのミラー基盤として再結晶及び焼結SiCが選ばれた。表層と基盤物質の膨張係数が

大きく異なる時熱変形が大きくなることは前節のHASYLABの照射実験からも明らかである。したがって強烈なウィグラー光を受けとめた場合、表層と基盤を同じSiCにしておけば熱変形は小さく、極端に強い場合でも、表層剥離、割れ等は起こりにくいと予想された。500×50×40mm³の二種類のSiC基盤が準備され粗成型したあと、CVD-SiC (500 μm厚) でコートされた。ミラー表面は3 μm及び1 μmのダイヤモンド微粒子によりラッピング研磨された。こうしてつくられたBL-16の軟X線分光器用偏向反射ミラーを図11に示す。ビーム入射方向にのみ曲率をもつ円筒ミラーで干渉縞により測定した曲率は $R_1 = 205.3\text{m} \pm 1\%$ だった。また表面のRMS粗さは5 Å以下で前の例よりもよかった。表面形状が単純で研磨しやすかったためと思われる。これら2つのミラーの形状測定は参照用原器との間の干渉縞を解析することで行われていたが測定精度も限られ非球面の検定も難しいので新たに測定法を考えるべきである。

第2グループの全てSiCで構成された耐熱ミラーの照射試験を行なった¹⁷⁾。円筒ミラーはビームラインに実装されるべきものなので試験には平面ミラーを用いた。

テストミラーは再結晶SiC基盤、焼結SiC基盤にCVD-SiCコートしたものである。ミラー表面には1000 Å厚さに白金が蒸着されている。テスト用ミラーは1ケずつミラー槽中にセットされ、53極アンジュレーターから発生する約1 kWのSRに入射角87°で2~3ヶ月間照射された。

耐熱照射試験と同時に表面変形評価測定も行なった。SR光鏡面反射の方向にスリットをおき、フォトダイオードを検出器に用いて反射強度の照射時間依存性を測定する。ビームシャッターを開けて照射が始まるや否や強度は減少し始めて2時間後では最初の強度の約1/2まで減少して平衡状態に達した。変形をガウス型と仮定して変形の最大高さを39 μm、最大傾斜を13mrad、最大温度上昇を240°Cと評価した。変形量がSaileの実験結果¹²⁾

に比べて大きいですが、ミラーの寸法が格段に大きく冷却効果の悪いことが主な原因と思われる。照射終了後ミラーを取り出し目視したが明らかな破損や変形は認められなかった。しかし照射部の白金コートがかすかに白濁したり（再結晶SiC基盤）入射ビーム方向に沿って、両端が炭素汚染され、中心部は白濁して抜けたようになっていたり（焼結SiC基盤）反射面に多少の変化があった。図12に焼結SiC基盤ミラーの照射試験終了後の状態を示す。またSR照射中のミラーからのガス放出によってミラー槽内の圧力が一時 $10^{-8} \sim 10^{-7}$ Torr台まで上昇し照射時間が経過するにつれて徐々に低下していった。

以上の実験により全SiCミラーはkW級ビームラインの偏向反射ミラーとして一応使用可能であることが認められた。しかしこれから解決しなければならない問題もいくつか挙げる事が出来る。これらを次節でまとめて示すことにする。

3-5. 放射光ミラーの課題と将来

第3世代光源の急速な進展に対応して、SRはますます高輝度化、大強度化し、その光学的取扱いは難しくなる一方である。理想的な放射光ミラーの特性は、熱変形が少なく、ガス放出も少なく、材質的に安定しており大型化でき、非球面等の正確な曲面形状を有していることであろう。しかしながら現状の放射光ミラーは理想には程遠く解決しなければならない問題がいくつかある。以下一部検討中のものもあるが列挙しまとめる。

- (1) 耐熱ミラー材として現在のところシリコンカーバイドが適当なようである。これ以外の材料はないか。新しい複合材の可能性はないか。
- (2) シリコンカーバイド材自身の問題、ガス放出を少なくするための処理方法の開発を行ない、材料を高純度化してさらに特性を向上できないか。ミラー材として最適なSiC間の組合せは何か。

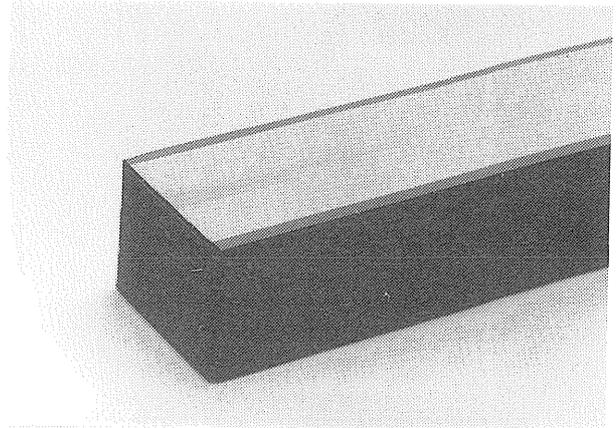


Fig.12. Photograph of the high - power mirror after exposure to undulator radiation. A CVD - SiC mirror with a sintered SiC substrate.

- (3) ミラー表面の局所的変形を小さくするためには局所的に照射加熱されている場所に接近して冷却通路を設ける必要がある。ミラー表面近傍に冷却通路をつくることとミラー表面の精密研磨が両立するか。これはすでにX線分光用シリコン単結晶で成功している¹⁸⁾がシリコンカーバイドでも同様の試みを進めるべきである。
- (4) VUV, SX領域で偏向反射ミラーは超高真空下に設置される。超高真空下で使用できるミラー冷却通路とそれに接続する高効率冷却系の開発が必要である。これには液体ガリウムポンプなどが考えられる。また水冷方式でどこまでいけるかどうか検討すべきである。
- (5) X線領域での全反射ミラー開発のため長さ50cm以上の大型ミラー基材の製造と加工研磨技術が必要となる。これは一部進行中である。
- (6) 大曲率非球面ミラーの高精度研磨加工。
- (7) 大曲率非球面の計測技術、これは(6)と関連しており、高分解能分光系の設計製作にとっては大変重要である。基礎研究が進行中である¹⁹⁾。
- (8) 多層膜をコートした大型高効率ミラーへの

発展, 蒸着技術も関連して発展させる必要がある。

謝辞

SiCミラーの開発研究は著者が高エネルギー物理学研究所放射光実験施設に在職中多くのスタッフの協力を得て行われました。また開発の過程において民間各社の多大な御協力をいただきました。厚く感謝いたします。

文献

- 1) T.Ohta and T.Fujikawa, KEK Report, No81 - 10 (1981).
- 2) T.Koide, M.Yanagihara, Y.Aiura, S.Sato, H. Kato and H. Fukutani, Physica Scripta 35 (1987) 313 - 317.
- 3) 佐藤繁, シンポジウム「X線光学における超精密技術の現状と将来」テキスト(精密工学会, 昭和62年7月) 23 - 44頁; 佐藤繁, 「X線光学素子」研究計画化調査報告書(理研, 平成元年12月) 46 - 58頁.
- 4) W.Gudat, Synchrotron Radiation (Topics in Current Physics, vol.10, Springer - Verlag 1979, ed. C.Kunz) P80.
- 5) J.L.Stanford, V.Rehn, D.S.Kyser, V.O.Jones and A.Klugman, Vacuum Ultraviolet Radiation Physics (Pergamon - Vieweg, 1974, ed. E.E. Koch, R.Haensel and C.Kunz) P783 - 784.
- 6) V.Saile and J.B.West, Nucl. Instr. and Meth. **208** (1983) 199 - 213.
- 7) F.Senf, K.Berens, V.Rautenfeldt, S.Cramm, C.Kunz, J.Lamp, V.Saile, J.Schmidt - May and J.Voss, Nucl. Instr. and Meth. **A246** (1986) 314 - 319.
- 8) R.Zietz, V.Saile and R.Haelbich, Proceedings of the International Conference on Vacuum Ultraviolet Radiation Physics VUV6, Charlottesville, Virginia (1980), P,III - 42.
- 9) A.A.MacDowell, J.B.West and T.Koide, Nucl. Instr. and Meth. **A246** (1986) 216 - 222.
- 10) M.M.Kelly and J.B.West, Soc. Photo - Opt. Instrum. Eng. **315** (1981) 135.
- 11) S.Sato, T.Koide, Y.Morioka, T.Ishii, H. Sugawara and I.Nagakura, Nucl. Instr. and Meth. **208** (1983) 31 - 36.
- 12) S.Mourikis, W.Jark, E.E.Koch and V.Saile, Rev. Sci, Instrum. **60 (7)** (1989) 1474 - 1478.
- 13) V.Rehn and W.J.Choke, Nucl. Instr. and Meth. **177** (1980) 173 - 178.
- 14) H.Sugawara, S.Sato, T.Miyahara, A.Kakizaki, Y.Morioka, Y.Iguchi, I.Nagakura, M.Ando, T.Ohta and S.Aoki, Nucl. Instr. and Meth. **228** (1985) 549 - 555, *ibid*, Activity Report of SRL, ISSP, Univ. of Tokyo (1980) P67.
- 15) S.Sato, A.Iijima, S.Takeda, M.Yanagihara, T. Miyahara, A.Yagishita, T.Koide and H. Maezawa, Rev. Sci. Instrum, **60 (7)** (1989) 1479 - 1485.
- 16) M.Yanagihara, M.Niwano, T.Koide, S.Sato, T.Miyahara, Y.Iguchi, S.Yamaguchi and T. Sasaki, Appl. Opt. **25** (1986) 4586 - 4590.
- 17) H.Maezawa, S.Sato and A.Iijima, Rev, Sci, Instrum, **60 (7)** (1989) 1979 - 1982.
- 18) T.Oversluizen, T.Matsushita, I.Ishikawa, P. M.Stefan, S.Sharma and A.Mikuni, Rev. Sci. Instrum, **60 (7)** (1989) 1493 - 1500.
- 19) 佐藤繁, 東保男, 山本碩徳, 平成元年度文部省科研費重点領域研究「X線結像光学」第1回研究会講演資料集(1989年9月22日) 33 - 39頁。

きいわーど

光学素子の炭素汚染

炭素汚染はSR照射されている光学素子に発生するダメージの大きな原因である。もう1つの原因は熱変形、または熱損傷。CO, CO₂, C₃H₈などの炭素を含んだ残留ガスがSR照射によって光化学的に解離し、遊離炭素基が形成されて主にミラーのSR照射部分に推積し反射率を著しく低下させる現象。炭素汚染のプロセスは詳細に調べられていない。汚染を少なくする対策としてはミラーを含む真空槽内部をオイルフリーの清浄な環境にし、ベース圧力をなるべく 10^{-9} ~ 10^{-10} Torr台まで低くすること。一旦光学素子が汚染されたら交換するか酸素放電洗浄か光アッシングによって付着炭素を除去する以外に分光系を復旧させる方法はない。最近SR光源の高輝度化がすすみ、炭素汚染の問題がより深刻になってきた。

表面粗さ (Surface Roughness)

JISによると、機械表面からランダムに抜きとった各部分の断面曲線にあらわれる凹凸の、(1)最大高さ(高低差) (R_{max})、(2)10点平均粗さ (R_z) 及び(3)中心線平均粗さ (R_a) のそれぞれの算術平均値の3つが表面粗さとして規定されている。測定範囲の長さを基準長さ (L) といい粗さの程度に対応して0.08mmから25mmまでの値をとる。例えば R_{max} が $6.3 \mu m$ のときこれが2.5mmの範囲で測定した結果とすれば、 $6.3 \mu m R_{max}, L 2.5mm$ のように表わす。最近よく使われる“RMS表面粗さ”は二乗平均 (Root Mean Square) 表面粗さを略記したものである。適当な測定範囲内で表面の断面曲線の凹凸の差の平均値を求め、そのまわりの高低差の二乗平均値をとる。超精密研磨面の加工精度を表わすときに使われることが多い。JISには規定されていない。