



Title	パルスレーザー誘起構造変化の計測とその応用： フェムト秒レーザーによる半導体超高速相転移および ナノ秒レーザーによるデブリフリーダイシング技術の 開発
Author(s)	井澤, 友策
Citation	大阪大学, 2009, 博士論文
Version Type	VoR
URL	<a href="https://hdl.handle.net/11094/23477">https://hdl.handle.net/11094/23477</a>
rights	
Note	

*The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA*

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

# パルスレーザー誘起構造変化の計測とその応用

— フェムト秒レーザーによる半導体超高速相転移

および

ナノ秒レーザーによるデブリフリーダイシング技術の開発 —

2009年1月

井澤 友策

大阪大学大学院工学研究科 環境・エネルギー工学専攻

# パルスレーザー誘起構造変化の計測とその応用

— フェムト秒レーザーによる半導体超高速相転移

および

ナノ秒レーザーによるデブリフリーダイシング技術の開発 —

2009年1月

井澤 友策

大阪大学大学院工学研究科 環境・エネルギー工学専攻

## 内容梗概

本論文は、著者が大阪大学大学院工学研究科博士課程において行った、パルスレーザー照射によって Si とガラスに誘起される様々な構造変化に関する研究の成果をまとめたものである。

レーザー加工で最も幅広い応用は試料の除去加工（切断・トリミング）であるが、近年のレーザー装置の短パルス化、マルチ波長化という多様化の流れをうけて、レーザープロセスの面でも、従来の応用分野以外にもレーザーを用いようとする動きが盛んになってい る。我々はパルスレーザー照射によって引き起こされる材料の構造変化に着目し、その加工特性を明らかにし、その応用を実現することを目的として研究を行った。フェムト秒レーザー照射によって超高速で発生する Si の超高速構造相転移においては、その加工特性と形成メカニズムを明らかにし、ナノメーター領域での結晶構造制御の可能性を示した。加えてナノ秒レーザーによって発生する Si とガラスの内部構造変化を利用した、新たなデブリフリーレーザーダイシングの開発を行い、本装置が積層 MEMS デバイスへのダイシングに高い有効性を持つことを示した。

本論文は、緒論、本章 6 章、結論の全 8 章で構成される。前半の 2~4 章においては、フェムト秒レーザー照射によって超高速で発生する Si の超高速構造相転移について、後半の 5~7 章においては、ナノ秒レーザーによって発生する Si とガラスの内部構造変化を利用した、デブリフリーレーザーダイシングについて述べた。

第 1 章では、緒論としてレーザープロセスの現状を示すとともに、本研究の意義と目的について述べた。

第 2 章では単結晶 Si (c-Si) のレーザーアブレーションのパルス幅依存性、c-Si のフェムト秒レーザーアブレーションの波長依存性、および Imaging Pump Probe 装置による c-Si アブレーションの時間分解計測について述べた。ここでは、フェムト秒レーザーアブレーションがレーザー照射後数 ps 経過した後で発生することを示した。

第 3 章ではフェムト秒レーザー照射による、c-Si アモルファス化の加工特性と Imaging Pump Probe 法によるアモルファス化における超高速融解現象の測定結果について述べた。また、波長 1550 nm のパルスレーザーによる Si 内部加工についても同時に示し、パルス幅がフェムト秒の領域になり、レーザーのピーク強度が高くなると、Si 内部加工は発生しにくくなることを明らかにした。

第 4 章では、波長 267 nm, 400 nm, 800 nm のフェムト秒レーザーによって発生したアモルファス Si (a-Si) の結晶化に対して行った HRTEM 観察、加工閾値測定、Imaging Pump Probe 測定の結果について述べた。この結果から、フェムト秒レーザーによる Si のアモルファス化はキャリア励起に起因した電子的融解によるもので、結晶化は熱的な融解によるエピタキシャル成長によるものであることを明らかにした。

第 5 章では従来のレーザーダイシング関連技術を述べた後、我々が新たに開発したデブリフリーレーザーダイシングをガラスに適応した成果について述べた。ここで、我々の装置はレーザー走査速度 700 mm/sec で加工できるため、非常に高いスループットを実現できることを示した。

第 6 章では、デブリフリーダイシングのレーザー加工量やレーザーパルス幅による Si ウエハ加工特性について述べた。

第 7 章では第 5 章、第 6 章の結果を踏まえて開発した、ハイブリットレーザーダイシング装置および自動チップ化装置について述べた。本装置を用いることで、ガラス・Si 積層 MEMS ウエハに対しても安定かつ高速でダイシングを実現した。

第 8 章は結論とし、得られた成果をまとめ、本論文の総括を行った。

# 目次

## 第1章 緒論

1

1.1 レーザープロセス .....	1
1.2 加工用高出力レーザーの種類と特徴 .....	1
1.2.1 Ti:Sapphire レーザー .....	1
1.2.2 Nd <sup>3+</sup> ドープレーザー .....	3
1.2.3 CO <sub>2</sub> レーザー .....	5
1.2.4 エキシマレーザー .....	5
1.2.5 ファイバーレーザー .....	7
1.2.6 波長変換技術 .....	8
1.2.6.1 高次高調波発生 .....	8
1.2.6.2 光パラメトリック增幅（Optical Parametric Amplification: OPA） .....	8
1.3 レーザー加工評価装置 .....	9
1.3.1 走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope: SEM） .....	9
1.3.2 電子プローブ微小分析（Electron Probe Micro Analyzer: EPMA） .....	10
1.3.3 電子後方散乱回折像法（Electron Backscatter Diffraction: EBSD） .....	10
1.3.4 透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope: TEM） .....	11
1.3.5 走査型レーザー顕微鏡（Laser Scanning Microscope: LSM） .....	12
1.3.6 顕微レーザーラマン分光法（Micro Laser Raman Spectroscopy） .....	12
1.3.7 ポンププローブ時間分解計測（Pump Probe Time-resolved Measurement） .....	13
1.4 Si とガラス .....	13
1.4.1 Si の物性 .....	13
1.4.2 ガラスの物性 .....	15
1.5 本論文の目的と構成 .....	16

## 第2章 フェムト秒レーザーによる単結晶 Si のアブレーション加工 18

2.1 はじめに .....	18
2.2 超短パルスレーザーアブレーション .....	18
2.3 単結晶 Si アブレーションのレーザーパルス幅依存性 .....	21
2.4 単結晶 Si アブレーションのレーザー波長幅依存性 .....	22
2.5 フェムト秒レーザーアブレーションの時間分解計測 .....	24
2.5.1 Pump Probe 測定装置 .....	24
2.5.2 フェムト秒レーザーアブレーションのダイナミクス .....	25

2.6 まとめ	27
---------	----

### 第3章 フェムト秒レーザーによる単結晶 Si のアモルファス化 28

3.1 はじめに	28
3.2 単結晶 Si アモルファス化のレーザーパルス幅依存性	28
3.3 単結晶 Si アモルファス化のレーザー波長依存性	33
3.3.1 HRTEM による加工深さ解析	33
3.3.2 加工閾値	35
3.4 アモルファス化の時間分解計測	35
3.4.1 UV pump 機能を備えた Imaging Pump Probe 測定装置	35
3.4.2 アモルファス化における超高速融解現象	36
3.5 透過波長レーザーによる Si の内部加工	40
3.6 まとめ	42

### 第4章 フェムト秒レーザーによるアモルファス Si の結晶化 44

4.1 はじめに	44
4.2 波長 800 nm のフェムト秒レーザーによるアモルファス Si の結晶化	44
4.2.1 HRTEM による結晶構造解析	44
4.2.2 加工閾値	46
4.3 フェムト秒レーザーによるアモルファス Si の結晶化の波長依存性	46
4.3.1 HRTEM による結晶構造解析	47
4.3.2 加工閾値	49
4.4 結晶化の時間分解計測	49
4.4.1 波長 800 nm のフェムト秒レーザーによる結晶化のダイナミクス	49
4.4.2 波長依存性	58
4.5 まとめ	59

### 第5章 デブリフリーレーザーダイシング技術の開発(ガラスウェハの切断方法) 61

5.1 はじめに	61
5.2 ダイシング関連技術	62
5.2.1 バックグラインディング	62
5.2.2 ブレードダイシング	64
5.2.3 DBG (Dicing Before Grinding) プロセス	65
5.2.4 レーザーアブレーション	66

5.2.5 レーザーマイクロジェット	68
5.2.6 ステルスダイシング	68
5.2.8 プラズマダイシング	69
5.3 MEMS に適したデブリフリーレーザーダイシングのプロセスフロー	70
5.4 レーザーダイシング装置	71
5.5 ガラス内へのレーザー集光	73
5.6 加工形状のパルス幅依存性	74
5.7 波長による加工幅の変化	74
5.8 ガラス表面への亀裂の発生	76
5.9 加工済みガラスウェハのチップ化に必要な曲げ応力の測定	77
5.9.1 最大曲げ応力評価装置	77
5.9.2 チップ化に必要な最大曲げ応力（レーザー走査速度依存性）	78
5.9.3 チップ化に必要な最大曲げ応力（レーザー加工層数依存性）	79
5.10 CO <sub>2</sub> レーザー照射による熱応力を用いた非接触チップ化	81
5.10.1 热応力割断の原理	81
5.10.2 热応力割断加工装置	82
5.10.3 割断特性	82
5.11 まとめ	86

## 第 6 章 デブリフリーレーザーダイシング技術の開発 (Si ウエハの切断方法)

87

6.1 はじめに	87
6.2 レーザー加工装置の概要	87
6.3 Si ウエハ内部への集光特性	89
6.4 Si ウエハのレーザー内部加工特性（照射パワー依存性）	91
6.5 Si ウエハのチップ化に必要な最大曲げ応力	92
6.5.1 走査速度依存性	92
6.5.2 加工層数依存性	94
6.5.3 レーザーパルス幅依存性	94
6.6 加工断面の構造解析	96
6.7 まとめ	97

## 第 7 章 デブリフリーレーザーダイシング技術の開発 (ガラス・Si 接合ウエハおよびMEMS 実デバイスの切断方法)

98

7.1 はじめに	98
7.2 ハイブリッドレーザーダイシング装置の開発	98

---

7.3 自動チップ化装置の開発.....	99
7.3.1 ブレードを用いた自動チップ化装置.....	100
7.3.2 球面エキスパンドを用いた自動チップ化装置.....	102
7.4 ガラス・Si接合ウェハのチップ化.....	104
7.5 MEMSデバイスのダイシング.....	105
7.6 まとめ.....	106

---

**第8章 結論 108**

---

謝辞	113
参考文献	114
業績目録	119

# 第1章

## 緒論

### 1.1 レーザープロセス

素材や部材などの特性を生かしたまま、用途や目的に応じた形状に整える加工工程は、製品を製造する上で、極めて重要な技術である。近年の産業技術の高度化に伴いその加工精度、汎用性や生産性の高さに対する要求はますます厳しくなってきており、従来法を凌駕する新手法の開発が望まれている。レーザーは素材に容易に光エネルギーを注入することができ、またレンズで小さく絞ることができるので、多種多様な材料に対して精密な相互作用を汎用性高く引き起こすことができる。この特徴に着目し、1960年 のレーザーの発明<sup>(1)</sup>以来、レーザーと機械制御技術を組み合わせたレーザー加工は進化し続けてきた。

現在利用されている主要なレーザープロセスの応用例だけでも表 1-1 に示すように非常に広い範囲を網羅している。光が物質に吸収されるプロセスは極めて早いので、一般に物質の相変化を伴うプロセスは、照射するレーザーのパルス幅の影響を大きく受ける。また、材料によっては、波長に対する吸収が大きく異なることがある。このため目的の加工形状と加工材料に応じて、パルス幅と波長を選択することがレーザープロセスにおいて重要なとなる。近年はレーザーの高出力化だけでなく、短パルス化（フェムト秒レーザー etc）および短波長化（高次高調波 etc）が進んでおり、ますますその応用と研究の範囲を広げようとしている<sup>(2-26)</sup>。

### 1.2 加工用高出力レーザーの種類と特徴

#### 1.2.1 Ti:Sapphire レーザー<sup>(27-29)</sup>

加工用の高強度 Ti:Sapphire フェムト秒レーザーシステムは主にフェムト秒パルス発振器、

Process		Laser	
Laser Cutting	CO <sub>2</sub> laser	YAG laser	
Laser Drilling	CO <sub>2</sub> laser	YAG laser	
Laser Trimming	YAG laser	CO <sub>2</sub> laser	
Laser Marking	YAG laser	CO <sub>2</sub> laser	
Laser Scribing	YAG laser	CO <sub>2</sub> laser	
Laser Welding	CO <sub>2</sub> laser	YAG laser	
Laser Soldering	YAG laser		
Laser Hardening	CO <sub>2</sub> laser		
Laser Cladding	CO <sub>2</sub> laser		
Laser Alloying	CO <sub>2</sub> laser		
Laser Glazing	CO <sub>2</sub> laser		
Laser Physical Vapor Deposition	YAG laser	Excimer laser	fs laser
Laser Chemical Vapor Deposition	Excimer laser	fs laser	
Laser Annealing	Excimer laser	YAG (SHG)	
Laser Repairing	YAG (SHG, THG)	Excimer laser	fs laser
Laser Lithography	Excimer laser		
Laser Ablation	Excimer laser	fs laser	YAG (SHG, THG)
Laser Isotope Separation	Dye laser		

表 1-1 レーザープロセシングの応用例

パルス伸延器・圧縮器、励起用レーザーおよび再生増幅器から構成される。発振器から発生した種光は大きくても数 nJ なので、これを 1,000,000 倍程度まで増幅して、加工に必要なエネルギーを得るのが一般的である。本論文内の研究で用いたフェムト秒レーザーもこれに当たる。

基本的な Ti:Sapphire フェムト秒レーザー発振器の構成図を図 1-1(a)に示す。発振波長は 800 nm 付近になる。励起光としては 500 nm 付近の CW (Continuous Wave : 連続発振) 光源が用いられる。近年はパルスの可干渉性や再現性・安定性に優れていることから、連続発振レーザーにおけるモードロックが用いられることが多くなっている。発振器の構造が Z 型になっているのは、Ti:Sapphire を励起するときにエネルギー損失を最小に抑えるよう、反射光学系を用いて結晶に集光するためである。この場合、集光する凹面鏡が off-axis の配置になっているため、収差が存在するが、結晶端面はブリュースターカットになっているので、結晶長と Z 型の折り返し角を調整することで、収差を補正することができる。発振器の分散を補償する手段としては、プリズムペアを挿入する方法とチャーピミラーを用いる

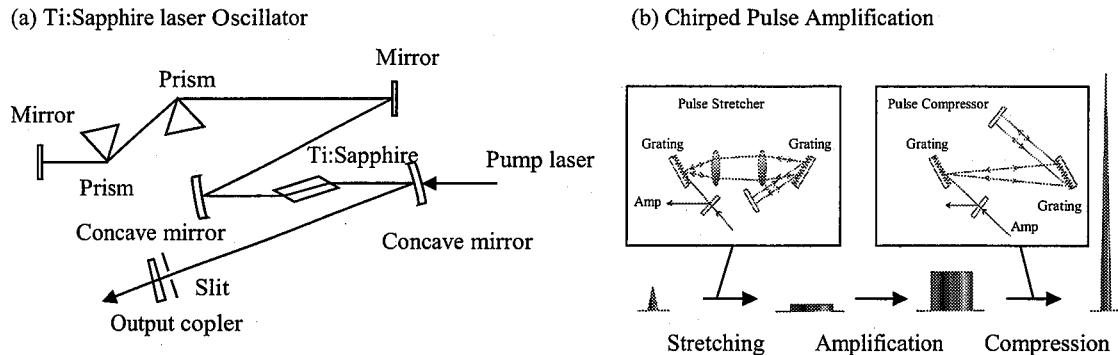


図 1-1 加工用 Ti:Sapphire レーザーの概要. (a) フェムト秒発振器 (b) CPA の概念図

方法がよく用いられる。

発振器から得られたフェムト秒の種光の増幅にはチャーブパルス増幅 (CPA) が一般的に用いられる。レーザーパルスのエネルギーが大きくても長いパルス幅であれば、レーザーパルスのピーク強度が固体媒質での非線形効果を引き起こすほど高くならないで飽和増幅が可能となる。そこで、増幅中はレーザーパルス幅を長くすることで、ピーク強度を下げておき、増幅後にパルス幅を圧縮して高い強度のレーザーパルス幅を得る手法が開発された。CPA の概念図は図 1-1(b) に示す。

通常のモードロック発振器からは数十～数百 MHz のパルス光列として 1 パルス数十 pJ ～数 nJ のエネルギーを持つ光が出てくる。この光を、超短パルスを回折格子等の分散光学系からなるパルスストレッチャーを用いて、飽和増幅に十分耐えられる長さまでパルス幅を伸ばす。レーザー媒質の飽和フルエンスや媒質長さによって値は異なるが、このとき、およそ数十～数 ns に延ばされる。延ばされた超短パルス光は増幅器に応じた繰り返し周波数（単一ショット～数百 kHz）でパルス列から選ばれて増幅される。加工用としては 100 μJ で数 10 kHz 程度の数 W モデルがよく利用される。

増幅されたレーザーパルスはストレッチャーで与えられた分散と増幅器自体の分散を取り除くパルスコンプレッサーを通過することによって超短パルスとなる。これにより、極めてピーク強度の高い光を得ることができる。

### 1.2.2 Nd<sup>3+</sup> ドープレーザー (Nd:YAG レーザー, Nd:YVO<sub>4</sub> レーザー)<sup>(30)</sup>

Nd<sup>3+</sup> を活性物質とした 4 準位レーザーで波長 1064 nm で発振する。Nd:YAG は YAG(Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>)結晶中の Y<sup>3+</sup>を、重量で通常 1 %以下の Nd<sup>3+</sup>に置換した結晶で、優れた母材結晶として広く利用されている。Nd:YVO<sub>4</sub>結晶は、YVO<sub>4</sub>結晶中の Y<sup>3+</sup>を Nd<sup>3+</sup>に置換した結晶である。YAG 結晶に比べると熱伝導率が半分以下と悪いので、通常 Nd の添加量は YAG

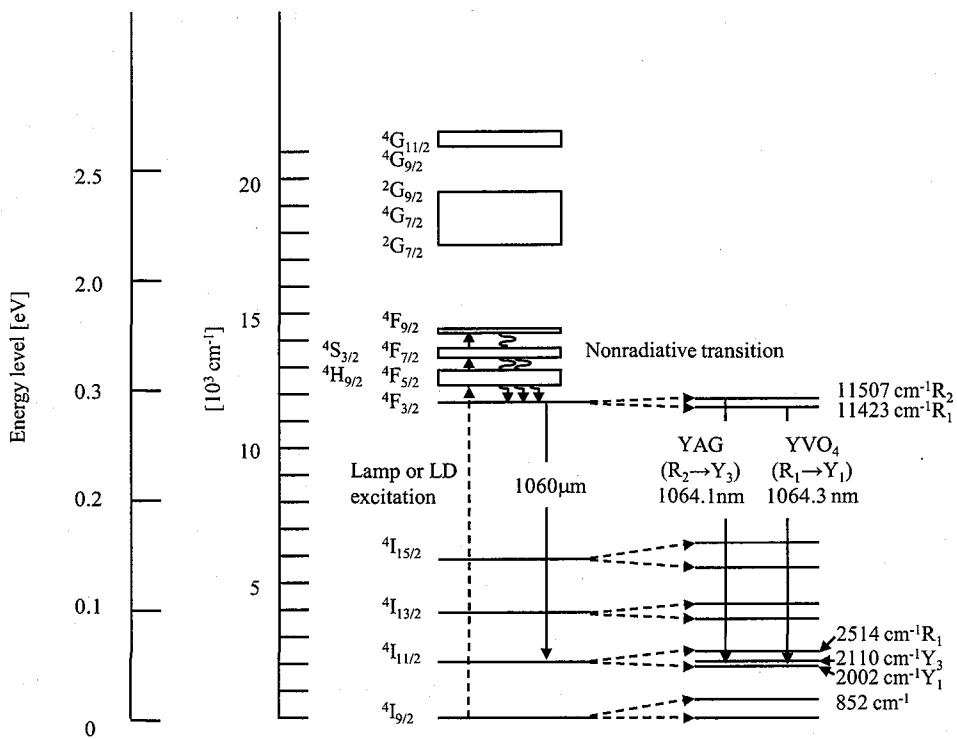


図 1-2 Nd:YAG および Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーに関するエネルギー準位

結晶よりも低い値で使用される。大きな結晶を得るのが困難という欠点があるものの、半導体レーザー励起に適した幅広い(Nd:YAG の約 3 倍)吸収スペクトルを有しており、また、Nd:YAG レーザーに比べて 5 倍程度誘導放出断面積が大きいため発振閾値が低い。このためコンパクトな LD 励起固体レーザーとして実用化されており、パルス幅 10 ns 程度で平均出力数 10 W クラスを利用することができる。

図 1-2 に Nd:YAG と Nd:YVO<sub>4</sub> のレーザーエネルギー準位を示す。レーザーは発振の上準位 <sup>4F</sup><sub>3/2</sub>、下準位 <sup>4I</sup><sub>11/2</sub> はともに結晶場の電界によりシュタルク分裂しているので、母材によって、発振波長は微妙に異なる。Nd:YAG レーザーは波長 1064.1 nm の <sup>4F</sup><sub>3/2</sub>(R<sub>2</sub>)-<sup>4I</sup><sub>11/2</sub>(Y<sub>3</sub>)のエネルギー準位間で発振する。Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーは波長 1064.3 nm の <sup>4F</sup><sub>3/2</sub>(R<sub>1</sub>)-<sup>4I</sup><sub>11/2</sub>(Y<sub>1</sub>)のエネルギー準位間で発振する。

一般に Nd:YAG は高エネルギー用途で、Nd:YVO<sub>4</sub> は高繰り返し用途で用いられる。どちらのレーザーも微細加工のニーズの高まりとともに高次高調波の利用も盛んになっている。第 2 高調波 (532 nm)、第 3 高調波 (355 nm)、第 4 高調波 (266 nm) までが、産業用として用いられており、加工する材料の吸収係数等によってこの中から波長を選択して利用する。ビーム品質は TEM<sub>00</sub> でレンズによりレーザーを小さく絞ることから、電子機器材料

の微細加工用途に利用される。

### 1.2.3 CO<sub>2</sub> レーザー<sup>(31,32)</sup>

炭酸ガスレーザーは、現在産業用として最も普及しているレーザーの一つである。加工用のレーザーとしては数 10 kW のレーザー装置が稼働しており、200 W 程度の出力までは封じ切りで動作する RF 励起方式が広く採用されている。このレーザーは炭酸ガス分子の振動順位間で発振し、10.6 μm および 9.6 μm を中心とした遠赤外の波長を持っている。10 μm 付近の波長は水やガラスといった可視域で透明な材料に対しても非常に大きな吸収係数を持っており、金属以外の加工にも盛んに用いられている。

発振に寄与する CO<sub>2</sub> 分子の振動エネルギー準位を図 1-3 に示す。通常は、低圧の CO<sub>2</sub>, He, N<sub>2</sub>などの混合ガス中のグロー放電などで励起される。はじめに N<sub>2</sub>分子が電子衝突で振動準位に励起され、そのエネルギーが CO<sub>2</sub> 分子に与えられることで効率的に 001 準位に励起される。この振動準位から 100 準位への遷移によって 10 μm 帯での発振が起きる。He は放電を均一化するとともに、下準位の熱的な緩和を促進し利得の向上をもたらすため利用される。

### 1.2.4 エキシマレーザー<sup>(33,34)</sup>

リソグラフィー用の紫外露光光源として開発され、CO<sub>2</sub> レーザーと並び実用化の進んだガ

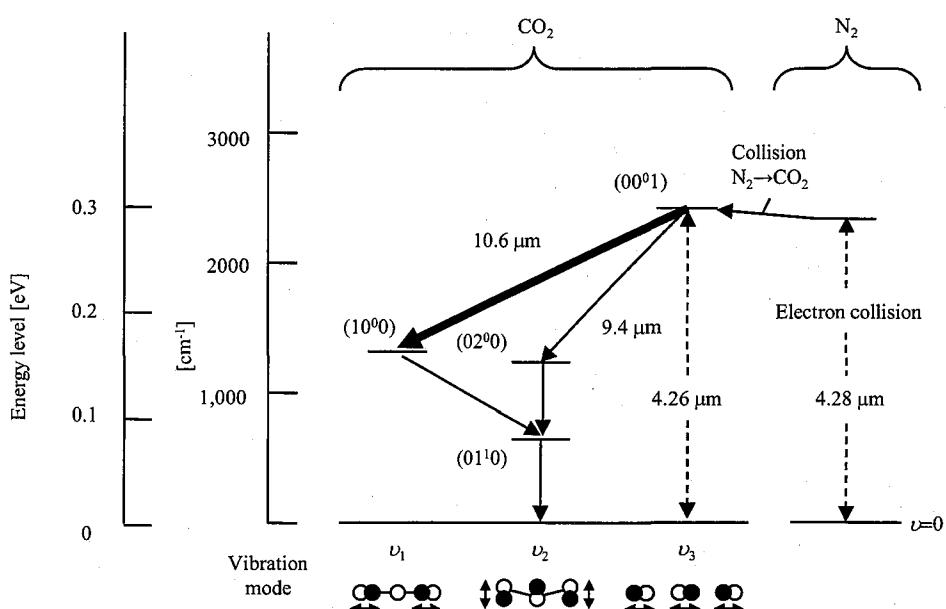


図 1-3 CO<sub>2</sub> レーザーの振動エネルギー準位

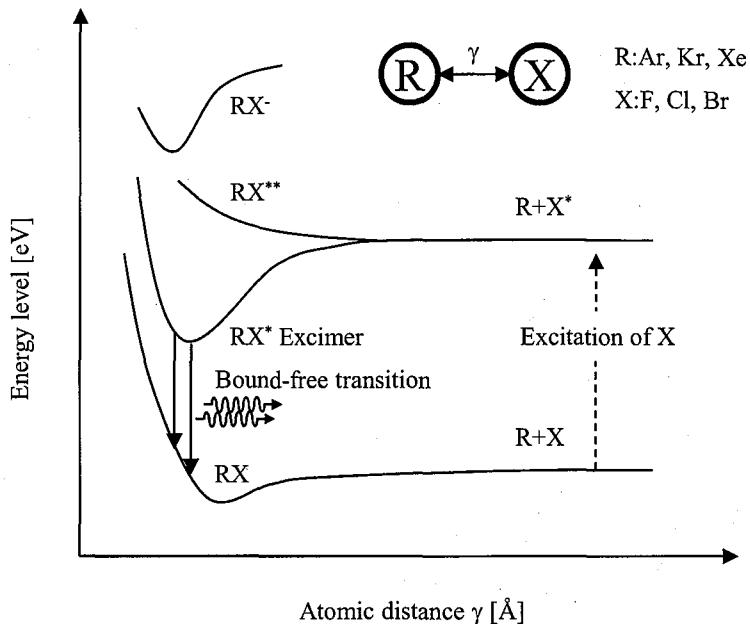


図 1-4 エキシマレーザーに関するエネルギー準位

スレーザーである。高圧（最大 4 気圧程度）の希ガスとハロゲンの混合気体に放電励起することで、希ガスとハロゲンが励起状態で結合するエキシマ（Excited Dimer を略して Excimer）が生成する。これをレーザー媒質として利用しパルス発振させる。希ガスとハロゲンの組み合わせでその発振波長は変化し、現在普及している KrF エキシマレーザーでは 248 nm、ArF エキシマレーザーでは 193 nm の光を得ることができる。エキシマレーザーのポテンシャル準位を図 1-4 に示す。Ar や Kr といった希ガス（R）は反応性が乏しく、通常は他元素と反応しない。しかし、一度イオン化すると、反応性が著しく増加し、ハロゲン原子（X）や分子と結合し、励起状態でのみ存在するエキシマ（ $RX^*$ ）を形成する。励起状態のエキシマの寿命は 5 ns 程度と極めて短く、紫外線を自然放出してすぐに基底状態へと戻る。基底状態になると、エキシマは再び希ガスとハロゲンに戻る（ $R+X$ ）。この遷移は Bound-free 遷移またはエキシマ遷移呼ばれる。エキシマ  $RX^*$  は基底状態に存在しないので、容易に反転分布が形成される。このためエキシマレーザーは高い効率の 2 準位レーザーとなる。

利得が高いため、共振器を数回往復しただけで、出力光として出射される。このため、レーザー光としての品質は高くなく基本的にマルチモードである。ただし、干渉性が低いので、スペックルの発生がほとんど無視できる。このため、フライアイレンズによるホモジナイズド光学系を用いて広い領域を均一に照射するのが一般的な使い方ある。数 100 W クラスのものは、液晶パネル用 TFT を作成するためのレーザーハニール装置や、半導体露光装置の光源として盛んに利用されている。

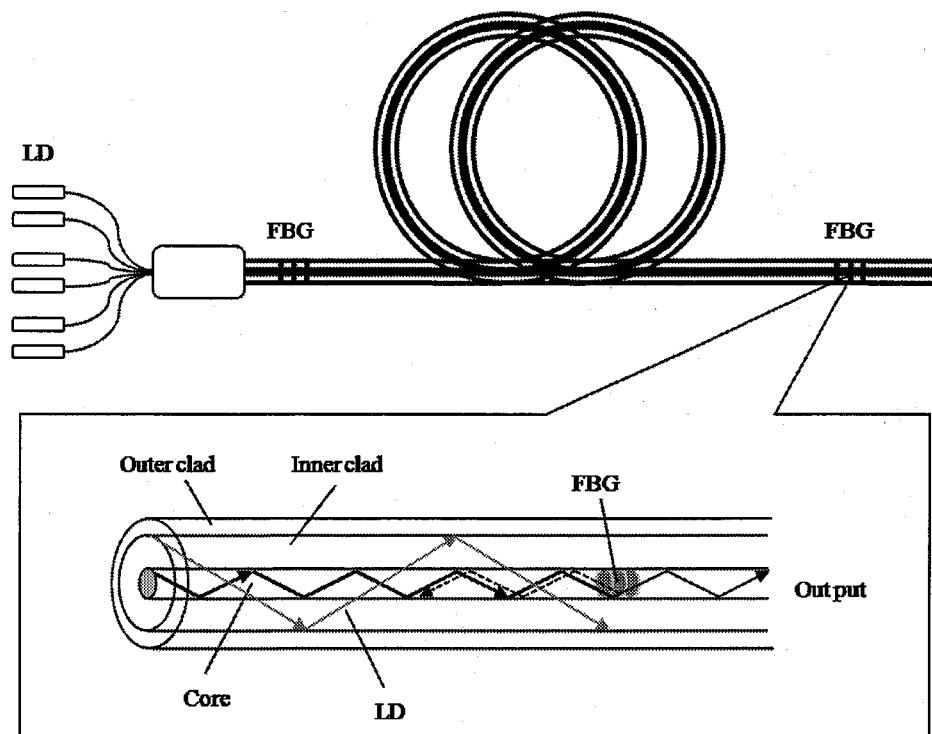


図 1-5 端面 LD 励起方式ファイバーレーザーの概要

### 1.2.5 ファイバーレーザー<sup>(35,36)</sup>

ファイバーレーザーは、ファイバーを光導波路として利用するだけでなく、利得を持たせたファイバーに共振器を組み込みレーザー機能を持つようにしたもので、高品質・高安定・高出力といった産業用レーザーに適しているため、近年注目を集めている。

典型的な端面 LD 励起ファイバーレーザーの構成を図 1-5 に示す。ファイバーは中心部のコアとその外側のクラッド部からなり、クラッド部は内側の第 1 クラッドと外側の第 2 クラッドからなる 2 重構造となっている。コアには利得媒質となる、Yb や Er や Nd が用いられる。コア径は数  $\mu\text{m}$  ~ 100  $\mu\text{m}$  である。励起には半導体レーザーがファイバー端面より入射されるが、小さなコア径内に大きなパワーの注入はダメージの関係上難しい。このため、第 1 クラッド以内に入射させ、第 2 クラッドとの境界で繰り返し全反射させながらコア内のレーザー媒質を励起する方式が一般的である。共振器用のミラーにはファイバーブラッギングレーティング (FBG) が用いられる。図に示すようにファイバーのコア部の屈折率を長さ方向に周期的に変化させ、回折格子を形成する。このような構造は波長

$$\lambda_b = 2n_{\text{eff}} l \quad (1.1)$$

の光を反射する干渉フィルターとして働く。ここで、 $l$  は回折格子の周期、 $n_{\text{eff}}$  はコアの実効屈折率である。高反射率と低反射率の FBG で共振器を構成することでレーザー発振する。

### 1.2.6 波長変換技術

#### 1.2.6.1 高次高調波発生<sup>(37)</sup>

非線形光学結晶を用いると、入射光の整数倍の周波数をもつ光を得ることができる。レーザープロセスにおいて、波長の持つ意味は材料の吸収の点から非常に大きい。このため、波長変換を行いより適当な加工を実現できるレーザー波長を選ぶことが少くない。高調波発生に用いられる非線形結晶は、使用的波長、必要とされる入射・出射パワーなどの条件により利用できるものは異なるが、代表的なものを上げると、LiB<sub>3</sub>O<sub>5</sub> (LBO) や KTiOPO<sub>4</sub> (KTP) や  $\beta$ -BaB<sub>2</sub>O<sub>4</sub> (BBO) などがある。これらの非線形光学結晶内の各点で発生した高調波が互いに強めあう角度（位相整合角）に結晶をセットし、これに元となる基本波を入射させることで、高調波は発生する。非線形光学結晶求められる性能としては、①大きな非線形光学定数、②高いダメージ耐久性、③広い位相整合角の範囲、④大きな結晶が得られる、⑤基本波と高調波に対して吸収が小さいなどである。

KTP は非線形光学定数が上で述べた 3 つの結晶の中では最も高く、加えて位相整合の許容角が大きく、またウォークオフ角（有効に相互作用する基本波と高調波の間の角度）も小さい。また、潮解性もないすぐれた材料である。しかし、残念なことにダメージ閾値は低く、また、経時的な光学劣化があるので、中高出力領域での第 2 高調波用の結晶 (SHG 結晶) として使われる。

LBO は 3 材料の中で最も非線形光学定数は低いが、ダメージ閾値は最も高い。ウォークオフ角も小さく、また、位相整合角の範囲が大きいことから、高平均出力・高ピーク用の SHG 結晶として使われる。Nd:YAG レーザーや Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーの SHG 結晶には KTP や LBO が用いられ、その変換効率は 50 %以上にもなる。また、LBO は第 3 高調波用や第 4 高調波発生用の結晶としても使われることがある。

BBO は非線形光学定数やダメージ閾値は KTP と LBO の中間であるが、潮解性があるので、使用には保護膜コーティングなどの対策が必要になる。ウォークオフ角は大きく、位相整合角の範囲は小さいので、高品質ビームでの使用が必要になる。LBO に比べて 2 倍程度非線形光学定数が大きいので THG や FHG の結晶として使用される。また、Ti:Sapphire フェムト秒レーザー用の高調波発生用の結晶としても使用される。

#### 1.2.6.2 光パラメトリック增幅 (Optical Parametric Amplification : OPA)<sup>(38)</sup>

非線形媒質中に振動数  $\omega_p$  の強いポンプ光と、振動数  $\omega_s$  ( $<\omega_p$ ) のシグナル光とを入射すると、差周波発生の過程を介して、シグナル光が増幅されると同時に、振動数  $\omega_i = \omega_p - \omega_s$  のア

イドラ光が発生して増幅されていく光パラメトリック増幅(OPA)が発生する。フェムト秒レーザーの自己位相変調等によって発生する広帯域光源から、回折格子等を用いて波長を選択し、この現象を増幅器として用いることで、加工に必要なパルスエネルギーをもつ波長可変超短パルスレーザーを利用することができる。高次高調波と異なり連続的に波長を変化させることができるので、加工により最適な波長を選択することができる装置として研究用途に用いられる。

### 1.3 レーザー加工評価装置<sup>(39,40)</sup>

ここでは本論文の研究で用いた測定装置に加えて、一般的なレーザー加工の評価に用いられる測定装置について述べる。

#### 1.3.1 走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope : SEM)

タンクステンフィラメント等から照射される電子を試料表面に走査させて、発生したあらゆる信号を画像化する顕微鏡。信号強度の大きい2次電子を検出することで像を得る方法が最も一般的である(図1-6)。電子は低NAでも小さく絞ることができるので、大きな

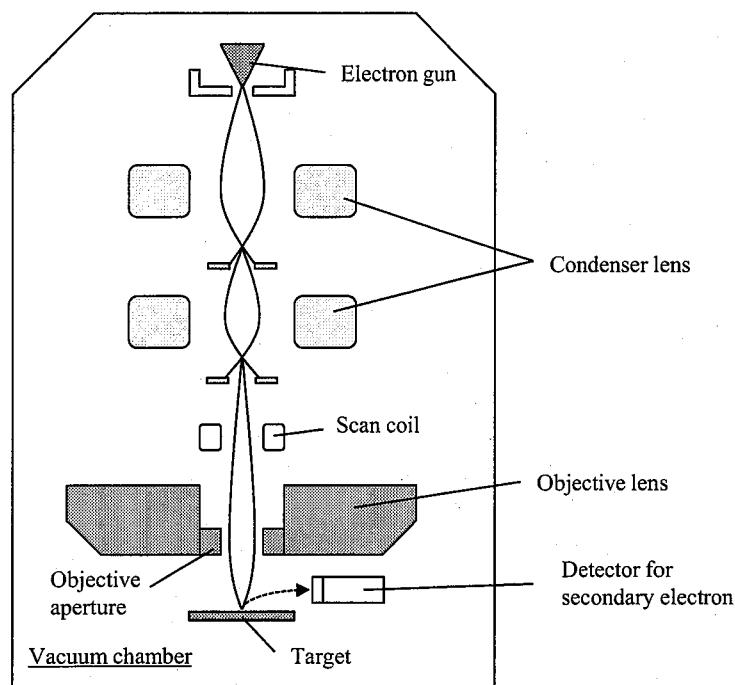


図1-6 SEMの構成模式図

焦点深度と高い分解能を実現しており、微細構造観察では最も一般的に使用される。電子銃の種類にもよるが、分解能は 5 nm 以下である。観察対象物が絶縁体の場合は、電子線の照射とともに試料に電荷がたまりコントラストが低下するので、必要に応じて、試料表面を薄い金属膜で覆うか、試料と試料台を電気的に導通があるようにして試料台を通してアースし、観察を行う。

### 1.3.2 電子プローブ微小分析（Electron Probe Micro Analyzer : EPMA）

電子線照射によって発生する特定 X 線を検出することで、試料表面の構成元素の同定と、各構成元素の比率を分析する装置。走査型電子顕微鏡のオプション機能として用いられる。特定 X 線の検出には波長分散型分光器（Wavelength Dispersive Spectrometer: WDS）または、エネルギー分散型分光器（Energy Dispersive Spectrometer: EDS）がもちいられる。WDS はブレッジの回折条件を満たす波長の X 線だけを結晶格子でよりわけ、X 線比例計測管などで検出するものである。EDS は入射した X 線のエネルギーに比例した数の電子正孔対を発生させる液体窒素冷却された Li ドープの Si 半導体を用いた検出方法である。WDS は X 線の波長分解能は高いが、測定に必要になる電子ビーム電流を EDS に比べて 2 衍程度高くする必要がある。一方 EDS は電子線による試料の破損が抑えられ、比較的短時間で計測することができるものの、その波長分解能は WDS に比べて 1 衍以上悪い。これらの点を考慮して、計測の目的に応じて適当な検出方法が用いられる。

### 1.3.3 電子後方散乱回折像法（Electron Backscatter Diffraction : EBSD）

後方散乱電子回折を利用して、試料表面から数 10 nm の深さの結晶方位解析を行う方法。SEM に組み込まれる形で利用される。鏡筒内に 70 度程度に傾けて試料を設置し、そこに電

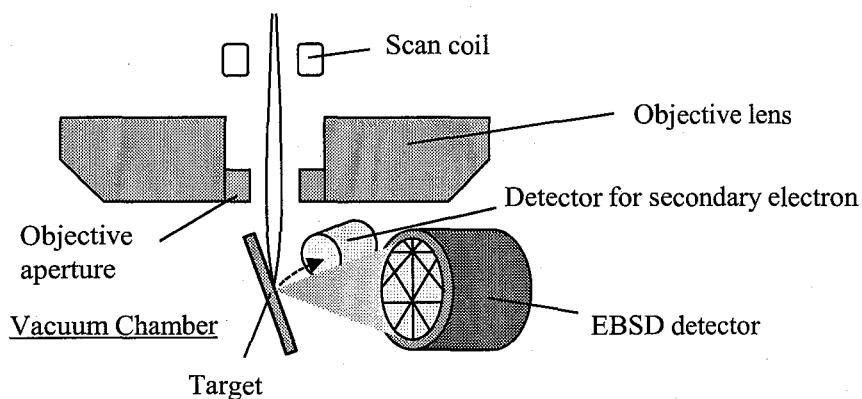


図 1-7 EBSD 装置の構成模式図

子線を照射すると、電子後方散乱回折パターンが電子線とほぼ 90 度の位置に設置されたスクリーン上に投影される（図 1-6）。このパターンを高感度カメラで取り込み、コンピュータによって基地の結晶系を用いたシミュレーションによるパターンとの比較することで、方位が決定される。試料上のグレインサイズを容易に測定することができるため、TFT デバイス用の薄膜 Si プロセス（a-Si 薄膜の結晶化）の評価に盛んに用いられるようになった。

### 1.3.4 透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope : TEM）

薄片化した試料に電子線を入射させ、透過した電子や散乱された電子を目的に応じて選択し、その像を観察する手法。サブ nm の空間分解能を有することから、格子欠陥や結晶構造の直接観察に用いられる。電子が試料を透過する必要があるため、試料は収束イオンビームやイオンミリングを用いて、観察希望箇所を 100 nm 以下に薄くしなければならない。TEM の概念図は図 1-8 に示す。また、原子像を見ることができる TEM は HRTEM（高分解能透過型電子顕微鏡：High Resolution TEM）と呼ばれる。

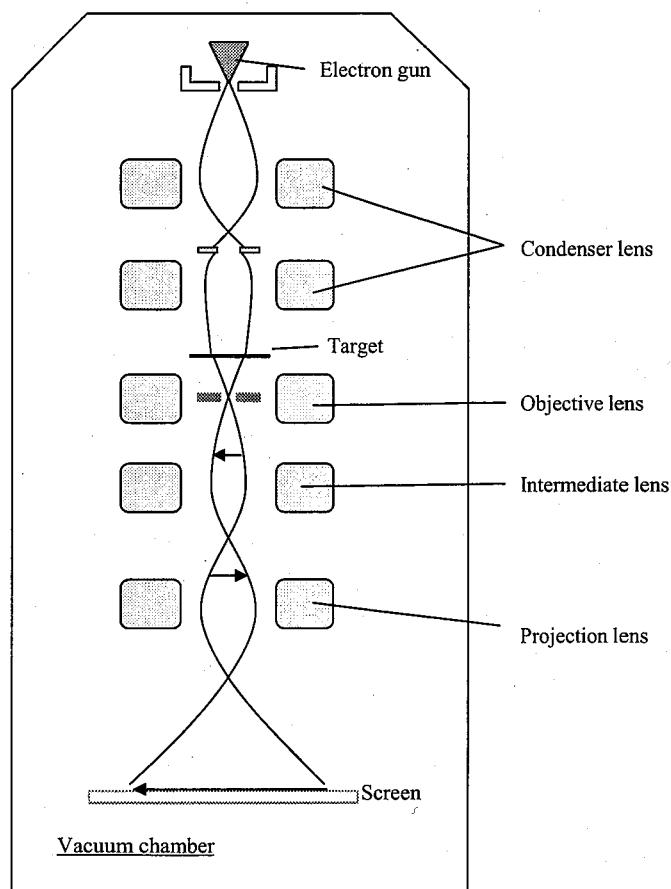


図 1-8 TEM 装置の構成模式図

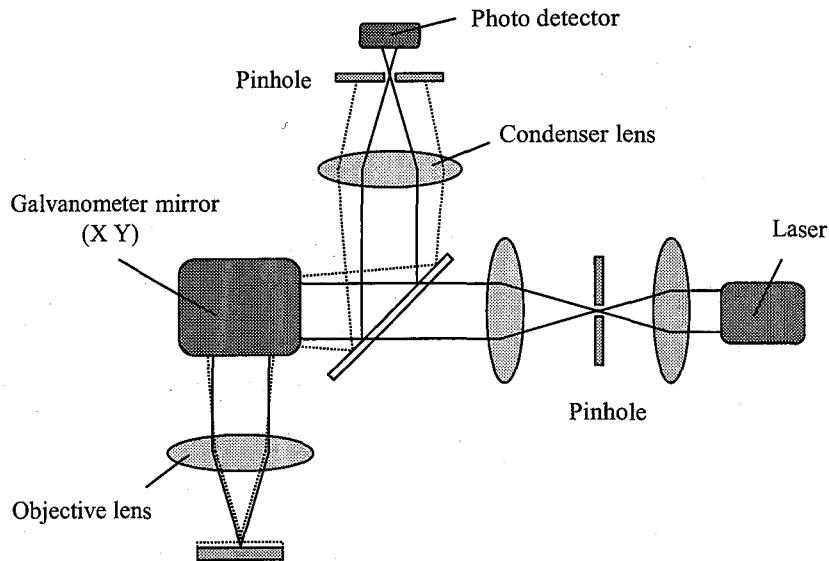


図 1-9 LSM の構成模式図

### 1.3.5 走査型レーザー顕微鏡 (Laser Scanning Microscope : LSM)

照明にランプではなくレーザーを用いた顕微鏡。3次元計測が可能であり、z分解能は10 nm以下で、水平分解能は用いるレーザーの波長によって異なるがUVレーザーを用いた場合は150 nm以下である。また、空間分解能こそ劣るが、近赤外波長のレーザーを用いてSiの内部観察が可能なものもある。大気中で用いることができ、試料サイズに制約がないことから、SEM程分解能が必要でなく、サイズの大きな試料に対して用いられる。ピントの合っていない箇所からの反射光は、ピンホールによって除去される（図1-9）ので、試料をZ方向にスキャンすることで、ピントの合った箇所のみを合成した画像を得ることができる。ピントが最も合った点のz座標は同時にコンピュータで処理され3次元計測が可能になる。

### 1.3.6 顕微レーザーラマン分光法 (Micro Laser Raman Spectroscopy)

レーザーを物質に照射すると、物質内のフォノンによって変調された光（ラマン散乱光）が発生する。このとき、振動数が小さくなるものを、ストークス散乱、逆に振動数の大きくなるものを、アンチストークス散乱という。分子・結晶の振動モードごとにこの変調は固有なので、波長変調を調べることで、試料の組成分析や結晶構造解析が可能になる。このレーザー照射によるラマン散乱光を顕微鏡で観察する装置がラマン顕微鏡である。レーザー顕微鏡と同様、ラマン散乱光の発生ポイントを走査することで2次元イメージを得ることができる。通常、強度の強いストークス散乱光を検出することで測定は行われる。

また、ラマン散乱は物質の結晶構造と分子振動に起因するので、結晶構造にゆがみが生じるとわずかに周波数がシフトする。Si の場合、圧縮応力がかかると高周波側に、引張応力がかかると低周波側に移動することが知られており、このシフト量から、試料に加えられた応力分布を求めることが可能である。

### 1.3.7 ポンププローブ時間分解計測 (Pump Probe Time-resolved Measurement)

電気的な測定では追いつかない超高速現象を超短パルスレーザーによってコマ割りで測定する方法。反応を誘起するためのポンプ光と、測定用のプローブ光を用いることからこう呼ばれる。プローブ光のパルス幅が測定の時間分解能となる。ポンプ光で励起された試料の状態の変化（緩和過程）は、プローブ光の反射率（透過率）に影響を与えるので、プローブ光の反射率（透過率）を遅延時間の関数として計測すると、プローブ光の反射率の変化を通して、ポンプ光により励起された試料の状態変化（緩和過程）を観察することができる。

## 1.4 Si とガラス

Si とガラスは、半導体やフラットパネルディスプレイの基板材料として、現在の高度マルチメディア社会を支える極めて重要な役割を担っている。ここでは本研究における加工対象である Si とガラスの物性について述べる。

### 1.4.1 Si の物性<sup>(41-43)</sup>

地殻中に 2 番目に多く含まれる元素であり、ホウ素やリンをドープすることで、p 型や n 型半導体となる。熱酸化法により、良質の絶縁材である  $\text{SiO}_2$  が容易に得ることができるため、現在最も広く LSI に用いられる半導体となっている。常温・常圧で安定な結晶構造はダイヤモンド構造であり、その格子定数は 5.43 Å である。古くから産業に利用されており、その物性値は数多く調べられている。表 1-2 に代表的な Si の物性値をまとめる。

規則的な結晶構造を持たないアモルファス Si も CVD 装置を用いると、安価に大面積の薄膜として作成することができる。アモルファス Si は電気的性質こそ結晶性の Si に劣るが、光吸収係数が大きいため、薄膜太陽電池材料として近年注目を浴びている。分光計測によって得られる a-Si と c-Si の光吸収係数の比較は図 1-10 に示しておく。400 nm 以下の紫外領域では大きな差はないものの、可視から近赤外にかけては a-Si の方が、1 衍以上、吸収係数が大きい。これは c-Si が間接遷移型半導体であるのに対し、a-Si が直接遷移型の半導体であるためである。なお、a-Si の融点は単結晶のそれと比べて一般的に数 100 度低くなる。

また、Siは高温で液体になると金属的性質を示し、電導度も100倍以上高くなる。それに伴いその光学定数も大きく変化する。図1-10に液体Siの屈折率の実部と虚部を示す。固体Siの屈折率は2.5 eV以下(波長500 nm以上)の光に対して実部で4程度、虚部はほぼ0であるが、液体Siは虚部が非常に大きい。このため約70%の高いフレネル反射を示す。

Refraction index	Reflectivity	Absorption coefficient	Energy gap	Density
4.4+i0.079 (at 488 nm)	39 % (at 488 nm)	0.0020 nm <sup>-1</sup> (at 488 nm)	1.17 eV	2.33 g/cm <sup>3</sup>
3.7+i0.007 (at 800 nm)	33 % (at 800 nm)	0.00011 nm <sup>-1</sup> (at 800 nm)		

Melting Point	Melting heat	Heat capacity	Specific heat	Heat conductivity
1412 °C	264 cal/g	4.78 cal/g·mol·°C (at 25 °C) 6.755 cal/g·mol·°C (at M.P.)	0.171 cal/g·deg (at 27 °C) 0.2215 cal/g·deg (at 800 °C)	1.6 W/cm·K (at 27 °C)

表1-2 Siの概略物性

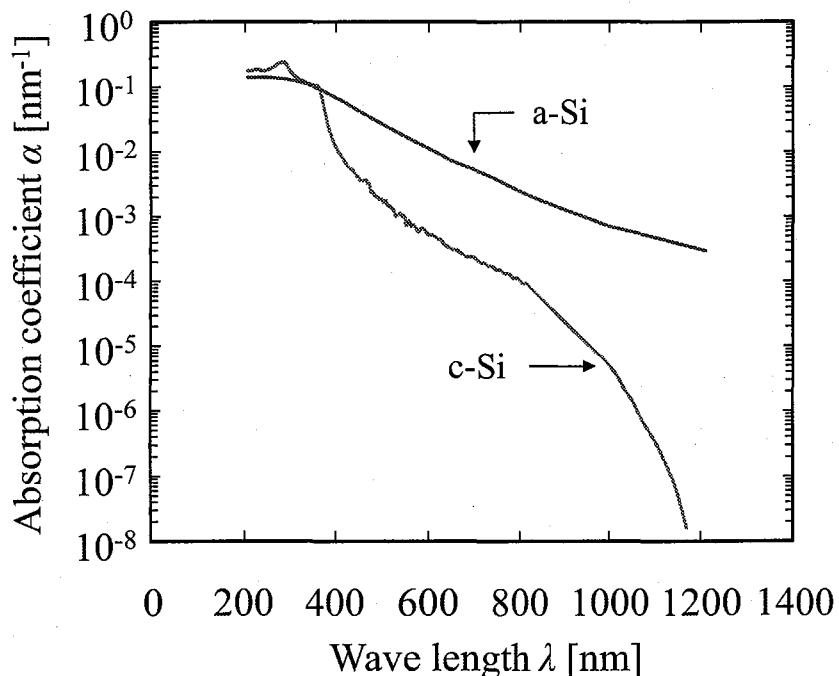


図1-10 a-Siとc-Siの吸収係数の比較

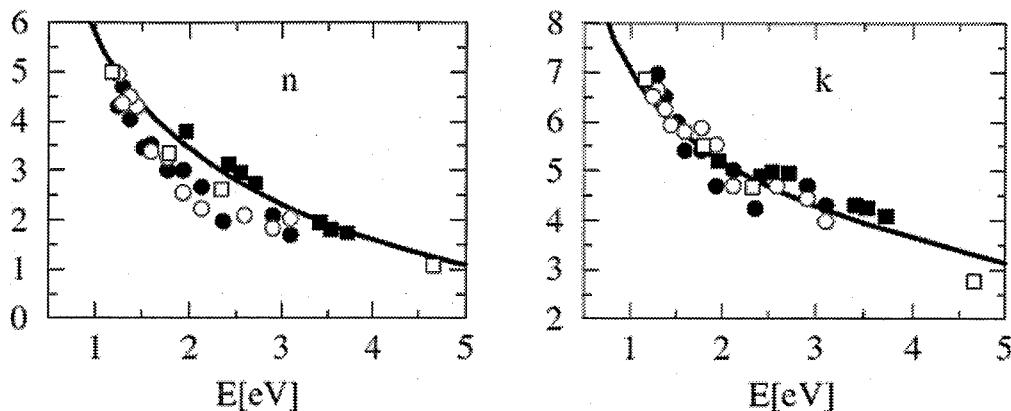


図 1-11 液体 Si の屈折率の実部と虚部

#### 1.4.2 ガラスの物性<sup>(44)</sup>

ガラスの（狭義の）定義は、「融解物を結晶化することなく（非晶質状態のまま）冷却して得られる無機物質」であるが、ここでは本研究で用いたケイ酸塩を主成分とするガラスについて述べる。

日常的に使われるガラスとしてはソーダライムシリカ ( $\text{Na}_2\text{O}-\text{CaO}-\text{SiO}_2$ ) の3成分系を基本形とし、これに様々な網目修飾酸化物( $\text{LiO}_2$ ,  $\text{K}_2\text{O}$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{BaO}$ など)や中間酸化物 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{ZrO}_2$ など)を含む多成分系ガラスが広く用いられている。ケイ酸塩ガラスの  $\text{SiO}_2$  の

	Soda-Lime glass	Borosilicate glass	Fused silica
Density [ $\text{g}/\text{cm}^3$ ]	2.49	2.23	2.20
Young's modulus [GPa]	73	64	74
Coefficient of thermal expansion [ $10^{-7}/^\circ\text{C}$ ]	83	32	5.5
Coefficient of thermal conductivity [W/mK]	1.01	1.09	1.39
Knoop hardness number [GPa]	5.4	5.0	8.0
Softening point [°C]	740	820	1600

表 1-3 各種ガラスの概略物性

一部を  $B_2O_3$  成分で置換したホウケイ酸塩ガラスは、耐熱衝撃性や化学的耐久性に優れていることから、理化学用途や加熱用途などに用いられる。中でも無アルカリのホウケイ酸塩ガラスはフラットパネルディスプレイ用の基板ガラスとして非常に重要なガラスとなっている。また、 $SiO_2$  単独成分で構成されるシリカガラスは、溶融・成型に高温が必要で高価であるものの、光学的、熱的、化学的性質すべてにおいて優れた特性を示す。このためシリカガラスは光ファイバーや IC 用フォトマスクといった、高い性能が要求される用途に用いられる。このように、外見上はほとんど同じように見えるものの、その性質は異なっている。各種ガラスの特性は表 1-3 に示す。

## 1.5 本論文の目的と論文の構成

レーザー加工で最も幅広い応用は試料の除去加工（切断・トリミング）であるが、近年のレーザー装置の短パルス化、マルチ波長化という多様化の流れをうけて、レーザープロセスの面でも、従来の応用分野以外にもレーザーを用いようとする動きが盛んになっている。本研究ではパルスレーザー照射によって引き起こされる材料の構造変化に着目し、その加工特性を明らかにし、その応用を実現することを目的として研究を行った。フェムト秒レーザー照射によって超高速で発生する Si の超高速構造相転移においては、その加工特性と形成メカニズムを明らかにし、ナノメーター領域で結晶構造を制御できることを示した。また、ナノ秒レーザーによって発生する Si とガラスの内部構造変化を利用した、新たなデブリフリーレーザーダイシングの開発を行い、本装置が積層 MEMS デバイスのダイシングに高い有効性を持つことを示した。

本論文は緒論である本章を含めて全 8 章で構成される。

第 2 章では c-Si のレーザーアブレーションのパルス幅依存性、c-Si のフェムト秒レーザーアブレーションの波長依存性、および Imaging Pump Probe 装置による c-Si アブレーションの時間分解計測について述べた。ここでは、フェムト秒レーザーアブレーションがレーザー照射後数 ps 経過した後で発生することを示した。

第 3 章ではフェムト秒レーザー照射による、c-Si アモルファス化の加工特性と Imaging Pump Probe 法によるアモルファス化における超高速融解現象の測定結果について述べた。また、波長 1550 nm のパルスレーザーによる Si 内部加工についても同時に示し、パルス幅がフェムト秒の領域になり、レーザーのピーク強度が高くなると、Si 内部加工は発生しにくくなることを明らかにした。

第 4 章では、波長 267 nm, 400 nm, 800 nm のフェムト秒レーザーによって発生した a-Si の結晶化に対して行った HRTEM 観察、加工閾値測定、Imaging Pump Probe 測定の結果について述べた。この結果から、フェムト秒レーザーによる Si のアモルファス化はキャリア励起に起因した電子的融解によるもので、結晶化は熱的融解によるエピタキシャル成長に

よるものであることを明らかにした。

第5章では従来のレーザーダイシング関連技術を述べた後、我々が新たに開発したデブリフリーレーザーダイシングをガラスに適応した成果について述べた。ここで、我々の装置はレーザー走査速度 700 mm/sec で加工できるため、非常に高いスループットを実現できることを示した。

第6章では、デブリフリーダイシングのレーザー加工量やレーザーパルス幅による Si ウエハ加工特性について述べた。

第7章では第5章、第6章の結果を踏まえて開発した、ハイブリットレーザーダイシング装置および自動チップ化装置について述べた。本装置を用いることで、ガラス・Si 積層 MEMS ウエハに対しても安定かつ高速でダイシングを実現した。

第8章は結論であり、得られた成果をまとめ、本論文の総括を行った。

## 第 2 章

# フェムト秒レーザーによる単結晶 Si のアブレーション

### 2.1 はじめに

レーザー加工分野において最初に超短パルスレーザーが注目されたのは、レーザー照射周辺部への熱影響がほぼ存在しない非熱的アブレーション<sup>(10, 16, 17, 45, 46)</sup>であった。従来のナノ秒レーザーによるアブレーションでは、蒸発に至るまでに、融解している時間が数 10 ns 存在するため、どうしても加工部周辺にバリが発生し、高精度の加工が困難であった。一方、超短パルスレーザーを用いた場合、レーザー照射後数 ps で加工対象は基板から除去される。この間加工部周辺への熱伝導はほとんどなく、光と直接相互作用した箇所のみがアブレーションされる。このためフェムト秒レーザーを用いた場合、極めてシャープなエッジをもつ深穴加工が実現できる。本章では、c-Si のレーザーアブレーションのパルス幅依存性、c-Si のフェムト秒レーザーアブレーションの波長依存性、および Imaging Pump Probe 装置による c-Si アブレーションの時間分解計測について述べる。

### 2.2 超短パルスレーザーアブレーション<sup>(47, 48)</sup>

レーザー加工の用途として最も多いのは、その集光性を生かした高精度な切断である。レーザーパルス幅が短い場合、加工対象は融解するだけでなく、アブレーションによってプラズマ化し除去される。これをを利用して試料の切断は行われる。パルス幅が短くなるに従い、アブレーション発生時に掛かる加工部周辺への熱影響は低下するので、よりシャープな加工が可能になる。ここでは、加工部周辺への熱影響がほとんどなく、今後の利用拡大が期待されるフェムト秒レーザーの非熱的アブレーションに関する理論的解釈について述べる。

まず、物質へのレーザーによるエネルギー輸送を考える。アブレーションの場合、電子とイオンの温度を用いた1次元の2温度拡散モデルで次の関係が成り立つことが知られている。

$$C_e \frac{\partial T_e}{\partial t} = -\frac{\partial Q(z)}{\partial z} - \gamma(T_e - T_i) + S \quad (2.1)$$

$$C_i \frac{\partial T_i}{\partial t} = \gamma(T_e - T_i) \quad (2.2)$$

$$Q(z) = -k_e \frac{\partial T_e}{\partial z} \quad (2.3)$$

$$S = I(t)(1-R)\alpha \exp(-\alpha z) \quad (2.4)$$

この式において、 $T_e$ は電子系の温度、 $T_i$ は格子系の温度、 $z$ は材料内部への垂直方向、 $Q(z)$ は熱流量、 $S$ はレーザーによる加熱量、 $I(t)$ はレーザー強度、 $R$ は反射率、 $\alpha$ は材料の吸収係数、 $C_e$ 及び $C_i$ は電子系及び格子系の熱容量、 $\gamma$ は電子・格子結合定数、 $k_e$ は電子の熱伝導率を表す。上モデルにおいては格子系の熱伝導は無視している。また、電子の熱容量はイオンの熱容量よりずっと小さいので、レーザー照射によって、電子はイオンよりずっと早く加熱される。電子温度がフェルミエネルギーより低い状態の時、電子の熱容量および、非平衡な電子の熱伝導率は

$$C_e = C'_e T_e \quad (2.5)$$

$$k_e = k_0(T_i) \cdot \frac{T_e}{T_i} \quad (2.6)$$

の関係で表わされる。この式において、 $C'_e$ は定数で、 $k_0(T_i)$ は平衡状態における熱伝導度である。方程式(2.1-2.4)は3つの時間スケール  $\tau_e$  (電子冷却時間 :  $C_e/\gamma$ )、 $\tau_i$  (格子加熱時間 :  $C_i/\gamma \gg \tau_e$ )、 $\tau_L$  (レーザーパルス幅) で表されることになる。

フェムト秒レーザー照射においては、電子冷却時間  $\tau_e$  よりレーザーパルス幅  $\tau_L$ の方がずっと短いので、 $t \ll \tau_e$  の時、 $C_e T_e / t \gg \gamma T_e$  が満たされ、電子・格子結合は無視することができる。また、電子の熱伝導の項は  $D_e \tau_L \ll \alpha^{-2}$  (電子の熱拡散係数  $D_e = k_e/C_e$ ) が満たされると無視できるので、(2.1)式は以下のように簡略化できる。

$$C'_e \frac{\partial T_e^2}{\partial t} = 2I_a \exp(-\alpha z) \quad (2.7)$$

これを  $T_e$  で表わすと、

$$T_e(t) = \left( T_0^2 + \frac{2I_a\alpha}{C'_e} t \exp(-\alpha z) \right)^{1/2} \quad (2.8)$$

となる。この式において  $I_a=I_0(1-R)$ （ここでは  $I(t)=I_0$  とした）であり、 $T_0$  は電子の初期温度  $T_e(0)$  である。レーザー照射が終わった時 ( $t=\tau_L$ ) の電子温度は、 $T_e(\tau_L) \gg T_0$  を満たすので、吸収されたフルーエンス ( $F_a=I_a\tau_L$ ) と、スキンデプス ( $\delta=2/\alpha$ ) を用いて書き換えると、(2.8) 式は、

$$T_e(\tau_L) \approx \left( \frac{2F_a\alpha}{C'_e} \right)^{1/2} \exp(-z/\delta) \quad (2.9)$$

となる。

レーザーパルス照射後の電子温度及び格子温度の進展は、式 (2.1-2.4) の  $S=0$  として考えればよい。また、電子温度と格子温度の初期状態は(2.9)式と  $T_i=T_e$  を用いて表すことができる。レーザーパルス照射後、電子温度は格子へのエネルギー輸送および、熱伝導により急速に低下する。電子冷却時間はきわめて短いので、(2.2) 式は  $T_i \sim T_e(\tau_L t / \tau_i)$  と書き換えられる。到達格子温度は、電子の平均冷却時間  $\tau_a = C'_e T_e(\tau_L) / 2\gamma$  で決定され以下の式で表される。

$$T_i \approx T_e^2(\tau_L) \frac{C'_e}{2C_i} \approx \frac{F_a\alpha}{C_i} \exp(-\alpha z) \quad (2.10)$$

アブレーションは  $Z=0$  において、吸収されるエネルギー  $C_i T_i$  が  $\rho\Omega$  ( $\rho$  は密度、 $\Omega$  は蒸発に必要な単位質量あたりの熱量) より大きくなると発生するので、この関係を(2.10)式に代入し、フェムト秒レーザー照射時にアブレーションが発生する条件を求めるとき、 $F_{th} = \rho\Omega/\alpha$  を用いて、

$$F_a \geq F_{th} \exp(\alpha z) \quad (2.11)$$

となる。アブレーション深さ  $L$  は  $z=L$  において吸収される光のエネルギーが  $F_{th}$  を満たせばよいので、

$$L \cong \alpha^{-1} \ln\left(\frac{F_a}{F_{th}}\right) \quad (2.12)$$

となる。このことから、フェムト秒レーザーによるシングルショットアブレーションの深さは光侵入長( $1/\alpha$ )の傾きをもつた、対数関数として表わされることが分かる。

### 2.3 単結晶 Si アブレーションのレーザーパルス幅依存性

図 2-1 にパルス幅 100 fs および 200 ps、波長 800 nm のレーザーで c-Si のアブレーションを行った際の、加工穴断面プロファイルを示す。200 ps のレーザーで加工したものは、穴の周りに融解した Si によって形成された大きく盛り上がったバリを確認できるが、100 fs の加工ではそのような構造は確認できない。電子と格子の衝突緩和時間は数 ps である<sup>(49)</sup>ことから、200 ps のレーザー照射を行った場合は、レーザー照射中に、格子間の熱伝導が起る時間が十分に存在する。このため、加工対象は固体→液体→気体（プラズマ）流れを経て穴加工がおこなわれ、バリが穴の周りに発生してしまう。一方、フェムト秒レーザーでアブレーション加工を行った場合は、電子格子の衝突緩和時間よりレーザーパルスが短いので、レーザーのエネルギーは電子にのみに吸収される。その後、格子系へとエネルギーが伝わる。電子に与えられたエネルギーが昇華熱を超えていると、格子にエネルギーが伝わ

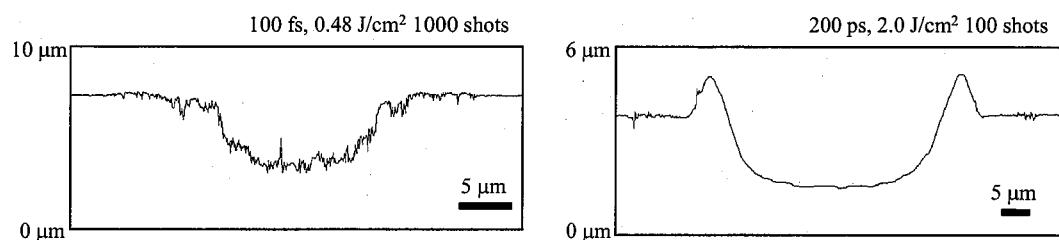


図 2-1 レーザーパルス幅によるアブレーション加工形状の比較. (a)パルス幅 100 fs, (b)パルス幅 200 ps.

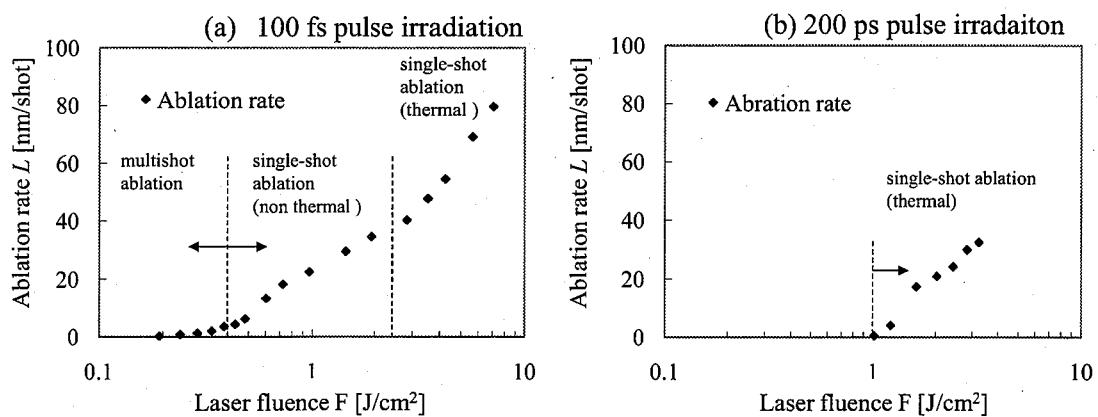


図 2-2 レーザーパルス幅によるアブレーションレートの比較. (a)パルス幅 100 fs, (b)パルス幅 200 ps.

った瞬間に物質はプラズマ化するので、液相を取る時間がほとんどない。このため、fs レーザーを用いた場合バリの発生は抑えられる（ただし、投入エネルギーが大きすぎるとアブレーションの発生に使われなかつた余剰エネルギーで周囲が溶けることはある）

次に、図 2-2 にそれぞれのパルス幅でのアブレーションレートの照射フルーエンス依存性のグラフを示す。このグラフから明らかのように、フェムト秒レーザーで加工した方がピコ秒で加工するよりも加工閾値が低下している。これはフェムト秒レーザーの照射がアブレーションで発生するプラズマに邪魔されないことと、レーザーの非常に高い電界強度によって発生したキャリアの影響で、吸収係数が増加することに起因する。このことから、レーザーエネルギーをロスなく、非常に浅い範囲に吸収させアブレーションを発生させることがフェムト秒レーザー特有の現象であることが分かる。また、ピコ秒レーザー照射と異なり、フェムト秒レーザーアブレーションにおいてはグラフの増加量が変わる点を複数確認することができる。最も低い箇所は、シングルショットではアブレーションせず、マルチショット照射して初めてアブレーションが発生する領域に対応する。次の箇所は、シングルショットでアブレーションし、バリのような熱影響層が発生しない領域であり、最後は、バリが発生する程の熱影響がでる領域である。熱影響が出る領域になると急激にアブレーションレートが増加し始める。この性質を利用した高速に良質な穴を形成する方法としては、高フルーエンスで粗加工、低フルーエンスで、仕上げ加工を行う等の方式が考えられる。

## 2.4 単結晶 Si アブレーションのレーザー波長依存性

単結晶 Si は約 1.1 eV のバンドギャップを持つ間接遷移型半導体で、前章の表 1-2 に示すような吸収係数を示す。現在最も普及しているフェムト秒レーザーである Ti:Sapphire レーザーの波長 800 nm 付近では線形吸収を示すものの、吸収係数は約  $0.0001 \text{ nm}^{-1}$  である。これは光進入長として  $10 \mu\text{m}$  に相当し、あまり高い吸収性とは言えない。一方、BBO 結晶等の非線形光学結晶により発生する第二高調波 400 nm 付近の吸収係数は上の値より二桁高く約  $0.01 \text{ nm}^{-1}$  を示す。フェムト秒レーザー加工では  $10^{13} \text{ W/cm}^2$  を超える非常に高いレーザー強度の影響があるので、実際の吸収係数はこれらの値よりさらに高くなることが予想される。

線形吸収によるフェムト秒レーザーアブレーションが発生した場合、シングルショットアブレーション領域においては、そのアブレーションレート  $L [\text{nm}]$  が(2.13)式で表されることが理論的に示されているおり、実験とよく合うことが確認されている。

$$L = \alpha^{-1} \ln(F/F_{th}) \quad (2.13)$$

ここで  $F [\text{J/cm}^2]$  は照射フルーエンス、 $\alpha [\text{nm}^{-1}]$  はレーザー加工時における実効的な吸収係数である。

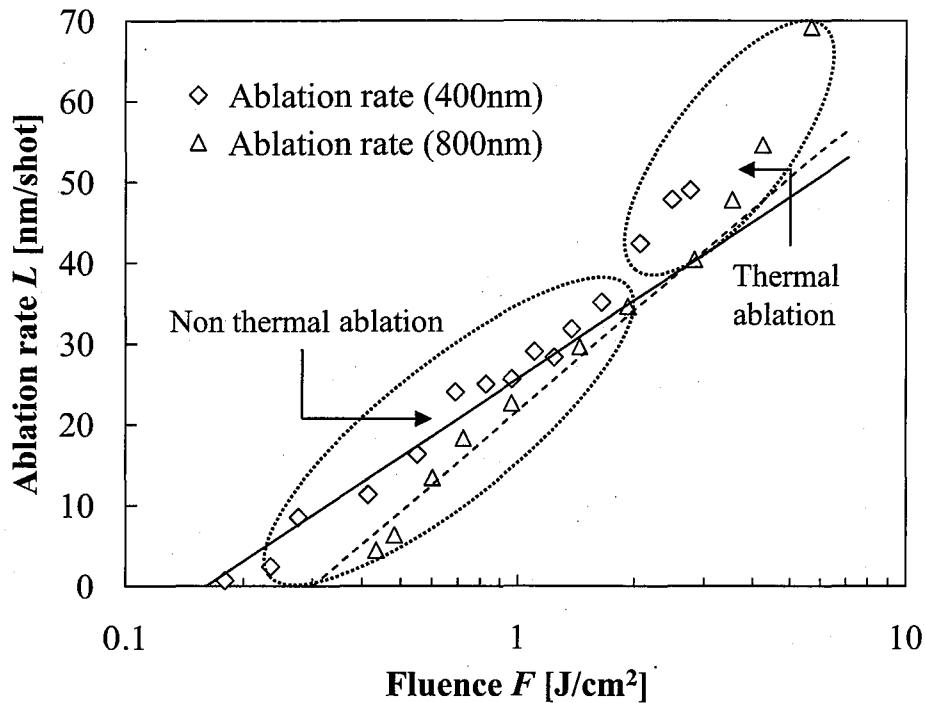


図 2-3 アブレーションレートのレーザー波長依存性

数,  $F_{th}$  [J/cm<sup>2</sup>] は閾値フルーエンスである。この式を用いれば、それぞれの波長での実効的な吸収係数を求めることができる。ただし、フェムト秒レーザー加工とはいってレーザーエネルギーを高くしすぎると熱影響を無視できなくなる。この領域においては、加工形状が光よりも熱に支配されるのでこの式は適応できない。

c-Si のレーザー加工時における実効的な光吸収係数を求めるため、Ti:Sapphire レーザー（パルス幅 100fs, 中心波長 400・800 nm, 繰り返し周波数 100 Hz）を焦点距離 100mm の平凸レンズで単結晶 Si (p 型, 面方位(100), 純度 99.999 %) に集光しアブレーション加工を行った。照射パルスはメカニカルシャッターで切り出し適宜照射パルス数を調整しながら実験した。加工形状の観察と深さ計測にはレーザー顕微鏡を用いた。

それぞれの波長でのアブレーションレートのフルーエンス依存性を図 2-3 に示す。(2.13) 式のフィッティング結果から、波長 800 nm でのシングルショットアブレーション閾値  $F_{th800}$  は 0.34 J/cm<sup>2</sup>, 実効的な吸収係数  $\alpha_{800}$  は 0.052 nm<sup>-1</sup> であり、波長 400 nm でのシングルショットアブレーション閾値  $F_{th400}$  は 0.19 J/cm<sup>2</sup>, 実効的な吸収係数  $\alpha_{400}$  は 0.067 nm<sup>-1</sup> であることが分かった。両波長においてレーザー加工時の吸収係数表 1-2 に示した値より増大し、特に 800 nm の光においては 500 倍もの大幅な増加を確認した。吸収係数の増大は光進入長の減少を意味する。これにより、Si のフェムト秒レーザーアブレーションの深さ分解能が 20 nm

以下と極めて小さいことが示された。

## 2.5 フェムト秒レーザーアブレーションの時間分解計測

### 2.5.1 Pump Probe 測定装置

上述のフェムト秒レーザーアブレーションがどのようなタイミングで発生しているのかを明らかにするため、Imaging Pump Probe 測定を行った。図 2-4 に開発した装置の概略図を示す。用いた Ti:Sapphire レーザーの繰り返し周波数は 10 Hz で、シングルパルスをメカニカルシャッターで切り出して測定を行った。まず、半波長板と薄膜偏光子からなるアッテネータを用いて、元のレーザーを Pump レーザーと Probe レーザーの 2 つに分ける。その後、加工用の Pump レーザーはエネルギーを調整するために、2 つ目のアッテネータを通り、焦点距離 150 mm の合成石英平凸レンズで c-Si ウエハ上に斜め約 30 度で照射される。集光サインズは約 40  $\mu\text{m}$  である。一方、測定用の Probe レーザーは、-300 ps ~ 1000 ps まで可変の光学ディレイを通った後で、焦点距離 -200 mm の平凹レンズで広げられ、最終的に焦点距離 50 mm のアクロマティック平凸レンズで約 500  $\mu\text{m}$  のスポットサイズで c-Si に照射される。c-Si から反射した Probe レーザーは結像レンズを通り、パルスジェネレーターで Ti:Sapphire レーザーと同期した CCD カメラへと結像される。光学ディレイを変化させた時に本装置から得られる c-Si 表面の反射光イメージを解析することで、レーザー照射後どのタイミング

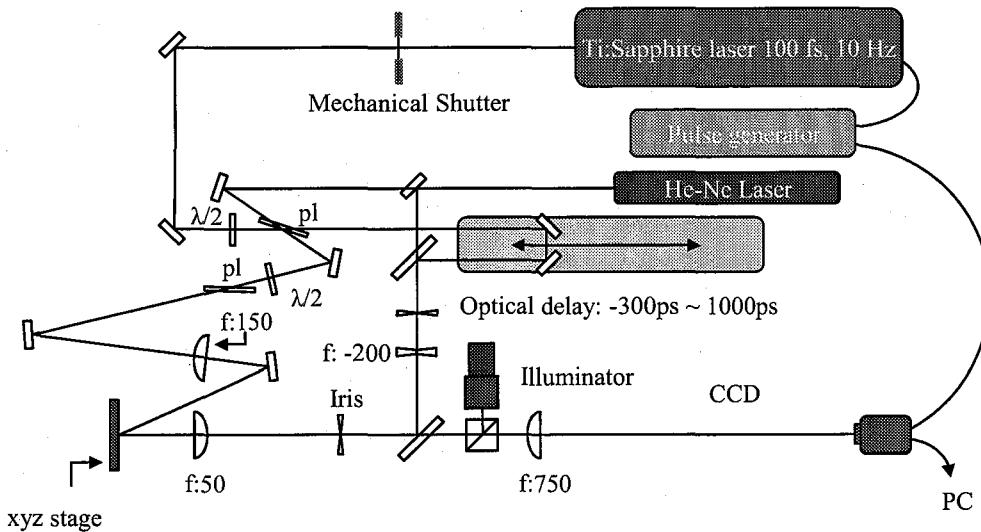


図 2-4 Imaging Pump Probe 測定装置の概略図

でアブレーションが発生したか測定することができる。

### 2.5.2 フェムト秒レーザーアブレーションのダイナミクス

図 2-5~図 2-7 にパルス幅 100 fs の Ti:Sapphire レーザーによって発生したシングルショットアブレーションを Imaging Pump Probe 装置で測定した結果を示す。レーザー照射とほぼ同時に表面反射率は急上昇し、200 fs たないうちのその反射率は液体 Si の反射率である 70 %に達した。熱誘融解が発生するのは電子と格子の衝突が起こったあとであるので、レーザー照射後数 ps かかるはずであるが、これはそれよりもずっと早い。このため、これは  $10^{22}$  carriers/cm<sup>3</sup> 以上のキャリアが c-Si 内部に励起されたことによる電子的融解<sup>(50-54)</sup>であると考えられる。レーザーフルーエンスの高い中心部付近では、レーザー照射後 4 ps あたりから急に反射率が低下し始める。この反射率の低下が観察された範囲と、最終的にアブレーションされた範囲は完全に一致したため、パルス幅 100 fs のフェムト秒レーザーによって Si のアブレーションが発生するのは、レーザー照射後 4 ps ということが分かった。この後で、発生したプラズマがウエハから離脱し始め、それによる Probe レーザーの吸収があるので反射イメージの中心部が暗くなる。また、レーザー照射後数 ps たつとフルーエンスの

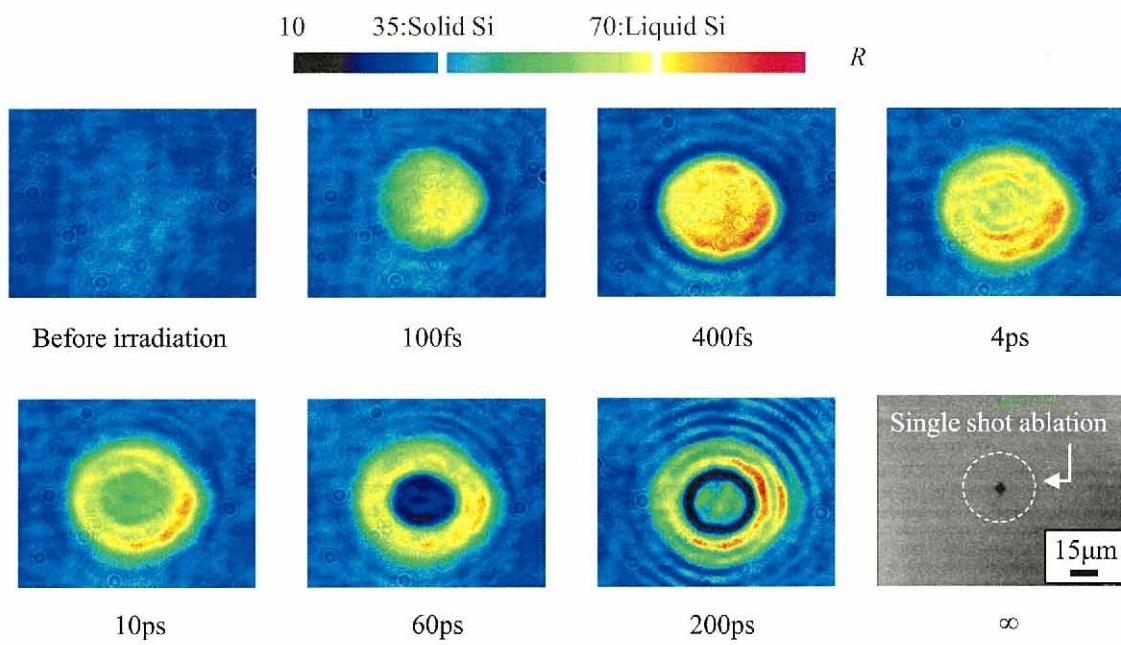


図 2-5 Imaging Pump Probe 測定装置で撮影した c-Si のシングルショットアブレーション。レーザー照射とほぼ同時に反射率の上昇を観察できる。

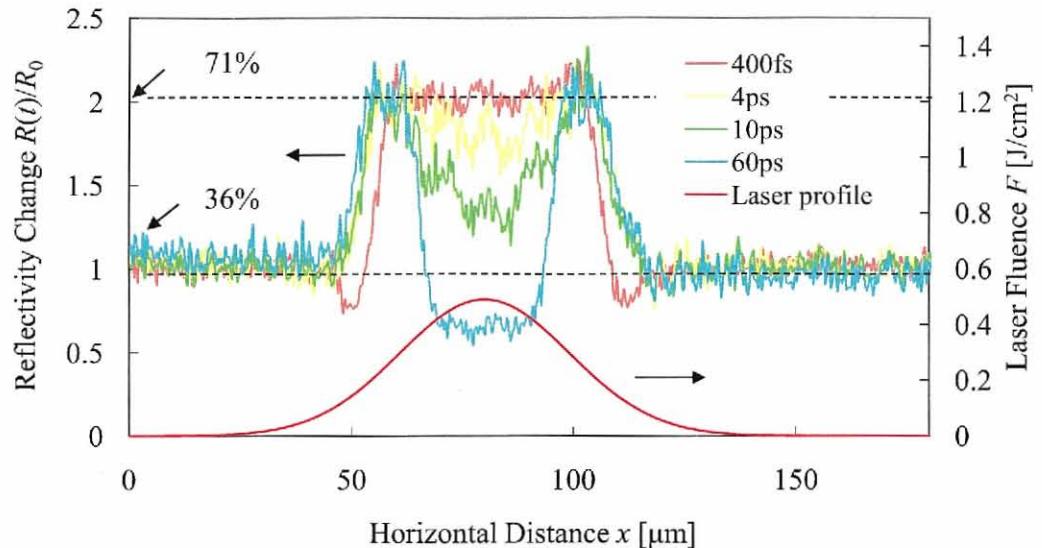
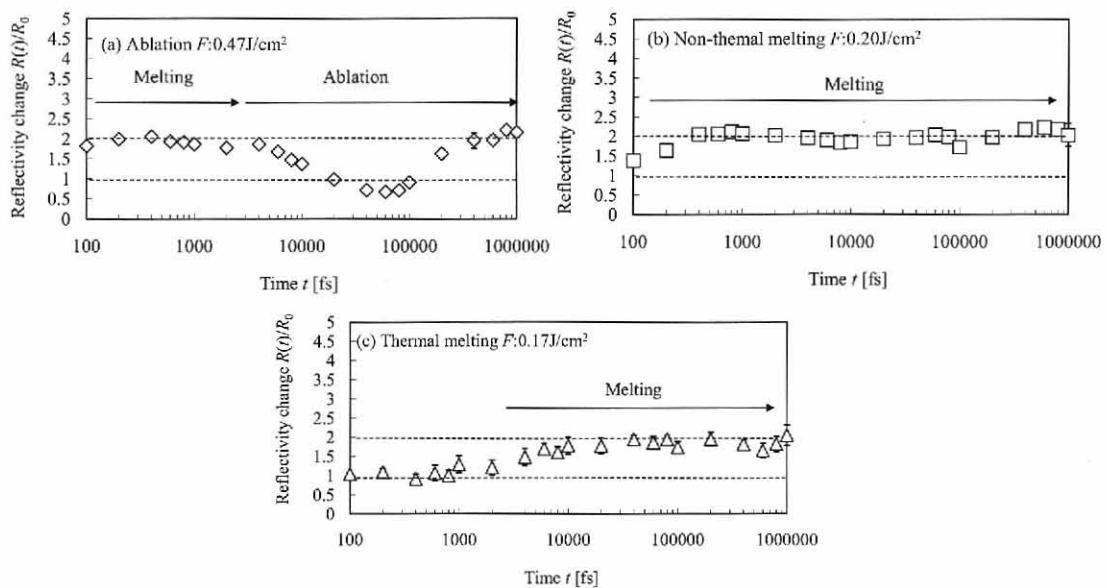


図 2-6 レーザー照射後各時間における表面反射率の断面データ

図 2-7 各レーザーフルーエンス箇所における過渡的な表面反射率変化. (a)  $0.47 \text{ J}/\text{cm}^2$ , (b)  $0.20 \text{ J}/\text{cm}^2$ , (c)  $0.17 \text{ J}/\text{cm}^2$ .

低い箇所においても緩やかに反射率が上昇するところを確認することができる。発生のタイミングを考えると、熱融解が発生していると思われる。アブレーションもほぼ同タイミ

ングで発生することから、c-Si の電子格子衝突緩和時間は数 ps 程度であることが確かめられた。

## 2.6 まとめ

本章において、c-Si のレーザーアブレーションのパルス幅依存性、c-Si のフェムト秒レーザーアブレーションの波長依存性、および Imaging Pump Probe 装置による c-Si アブレーションの時間分解計測について述べた。

パルス幅 200 ps のレーザーアブレーションによって形成された穴は周囲に熱影響でバリが発生してしまうが、パルス幅 100 fs のフェムト秒レーザーアブレーションではそのような発生はなく熱影響層の少ない加工が可能になることを示した。また、フルーエンスによって、異なる種類のアブレーションが発生していることも同時に示した。

アブレーションのレーザー波長依存性では、c-Si の加工をする場合は、波長 800 nm よりも 400 nm を用いた方が加工閾値を低下させることができ、また、そのアブレーションレートも低いことを示した。また、それぞれのレーザー加工時の実効的な光吸収係数が、800 nm の時、 $0.052 \text{ nm}^{-1}$  であり、400 nm の時、 $0.067 \text{ nm}^{-1}$  であることを示した。これらの値は、通常の分光計測で測定される値よりも高く、フェムト秒レーザーアブレーションが高い深さ加工分解能を持っており、薄膜加工に適していることを示した。

Imaging Pump Probe によるフェムト秒レーザーアブレーションの計測では、アブレーションが、レーザー照射とほぼ同時に発生する電子的融解を経た後で、レーザー照射後 4 ps で基板からプラズマが発生しはじめアブレーションに至ることを示した。また、アブレーションが発生するフルーエンスよりも低い箇所では、レーザー照射後数 ps 経つてから発生する熱融解が発生している箇所と、電子的融解が発生した後で熱融解に移行する箇所があることを示した。また、これらのプロセスはレーザー照射後 1 ns 経過しても終了しないことが明らかになった。

## 第3章

# フェムト秒レーザーによる単結晶 Si のアモルファス化

### 3.1 はじめに

先の第2章において c-Si のフェムト秒レーザーアブレーションについて述べた。本章では、アブレーション閾値より低いフルーエンスのフェムト秒レーザーを c-Si に照射したときに発生するアモルファス化について述べる。行った実験は、c-Si アモルファス化のレーザーパルス幅依存性の測定およびレーザー波長依存性の測定と Imaging Pump Probe 法によるアモルファス化における超高速融解現象の測定および、波長 1550 nm の Er ファイバーパルスレーザーによる内部加工である。

### 3.2 c 単結晶 Si アモルファス化のレーザーパルス幅依存性

波長 800 nm, パルス幅 100 fs の Ti:Sapphire レーザーを基準にレーザーのコンプレッサーでパルス幅を 400 fs, 850 fs, 4300 fs と変化させた時の c-Si のアモルファス化について比較を行った。用いた c-Si 基板は p 型、純度 99.999 %、面方位(100)のもので、これに各パルス幅で波長 800 nm の Ti:Sapphire レーザーを対物レンズで照射した。照射パルス数はメカニカルシャッターで調整し、ウェハをレーザー照射と同軸の観察光学系でリアルタイム観察を行いながら加工した。

はじめにパルス幅 100 fs のレーザーによって発生するアモルファス化の様子を図 3-1 に示す。このときはつきりとレーザー顕微鏡で確認できるアモルファス化はおよそ照射パルス数 6 の時に発生した。一度発生したアモルファス化は照射パルス数を増加させるに従いリングの内外へと成長する、さらに照射パルス数を増加させると、主にアモルファス化し

Peak fluence:  $0.33\text{J}/\text{cm}^2$

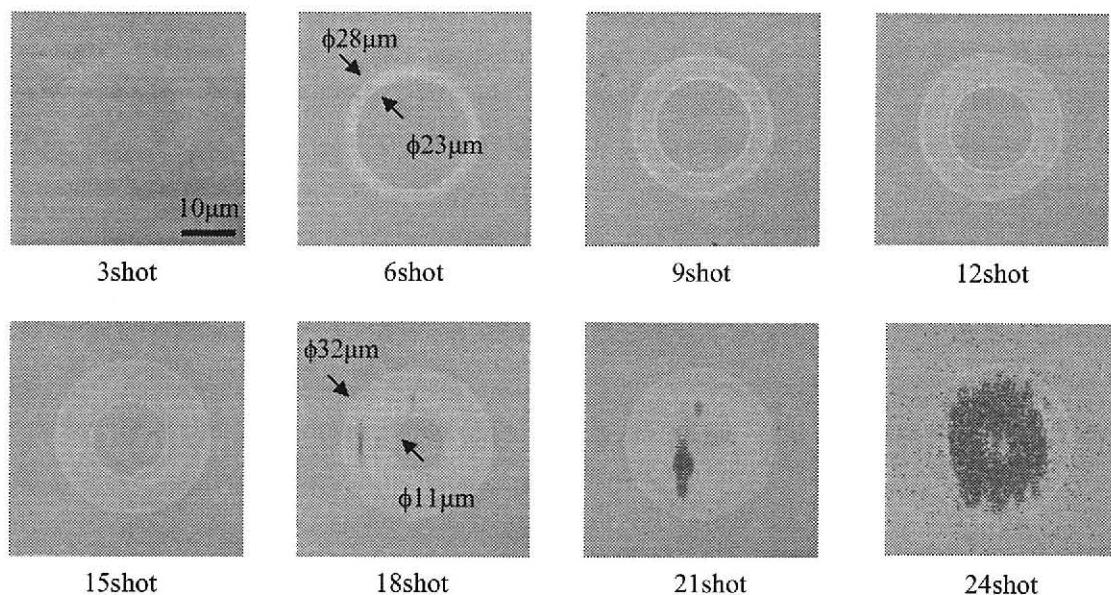


図3-1 中心レーザーフルーエンス  $0.33\text{ J}/\text{cm}^2$  のフェムト秒レーザーによつて発生したアモルファス化のレーザー顕微鏡写真（照射パルス数 3～24）

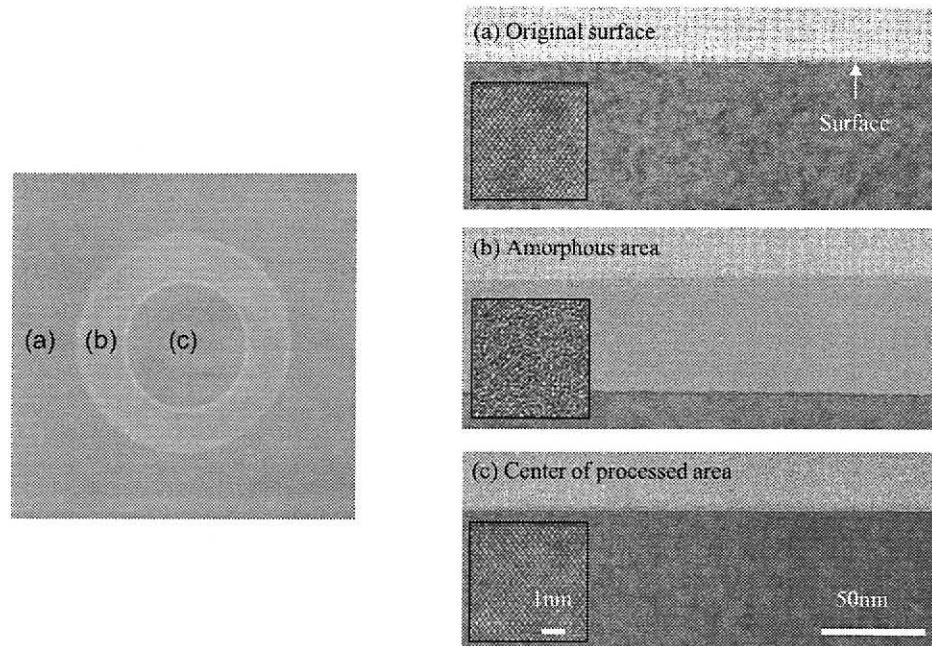


図3-2 中心レーザーフルーエンス  $0.33\text{ J}/\text{cm}^2$  のフェムト秒レーザーによつて発生したアモルファス化の断面 TEM 画像（照射パルス数 12）

た箇所からアブレーションが発生する。

図3-2に図3-1で示したようなリング状加工を行った際の、各加工位置での断面TEM観察の結果を示す。FIB(集束イオンビーム: Focused Ion Beam)リフトアウト法を用いて、試料を薄片化し、2万倍から格子像が確認できる200万倍まで観察を行った。観察結果から、図3-1の反射率上昇箇所では規則的な格子像を観察することはできず、c-Siがa-Siに相転移していることが明らかになった。また、フルーエンスが高い、加工中心部は格子欠陥もなく、完全な結晶性を保っていることが分かった。

この結果をもとに、パルス幅100 fsのTi:Sapphireレーザーによってアモルファス化が発生するフルーエンスの範囲を下の式<sup>(55)</sup>を用いて求めた。

$$D^2 = (2\omega)^2 \ln \frac{F_0}{F_{th}} \quad (3.1)$$

ここでは、 $D$ はアモルファス化の発生範囲(直径)、 $2\omega$ はSi表面でのレーザーのビーム径

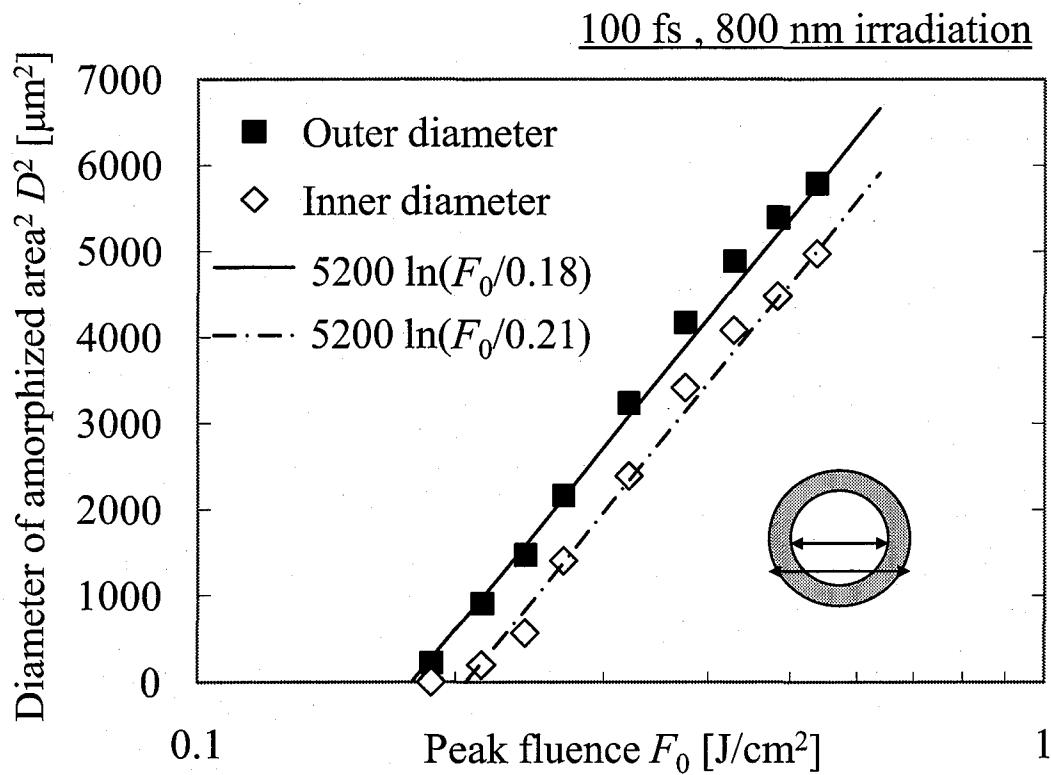


図3-3 パルス幅100 fs、波長800 nmのフェムト秒レーザーによって発生したアモルファス範囲のレーザーフルーエンス依存性

(1/e),  $F_0$  はレーザーの中心フルーエンス,  $F_{th}$  は加工閾値である。投入エネルギーに対する、アモルファス化の範囲をプロットするグラフに式をフィッティングさせることで、アモルファス化に必要なフルーエンスを求めることができる。ここでのアモルファス化の発生範囲はレーザー顕微鏡で観察できた反射率上昇箇所とした。

図3-3にフィッティング結果を示す。この結果よりパルス幅100 fsのときc-Siのアモルファス化が発生するフルーエンスは、180~210 mJ/cm<sup>2</sup>であることが分かった。また、フルーエンスを210 mJ/cm<sup>2</sup>以下にすると、円形のアモルファス化が発生することも確認できた。次に、パルス幅を400 fs, 850 fs, 4300 fsと変化させた時の変化について図3-4~図3-7に示す。パルス幅を増加させても、図3-1に示すような、アモルファス化を確認することはできたが、その形成範囲は徐々に狭まつた。測定したグラフもそれを表しており、アモルファス化が発生するフルーエンスはパルス幅が400 fsの時は240~270 mJ/cm<sup>2</sup>, 850 fsの時は260~280 mJ/cm<sup>2</sup>, 4300 fsの時は350~360 mJ/cm<sup>2</sup>と徐々に増加するとともに、プロセス WINDOWも狭まつていった。パルス幅200 psの際に同様の実験を行つたがこのようなアモルファス化を確認できなかつた。図3-7に示すグラフからおよそ、パルス幅8 psになるとこのアモルファス化は発生しないことが予測できる。

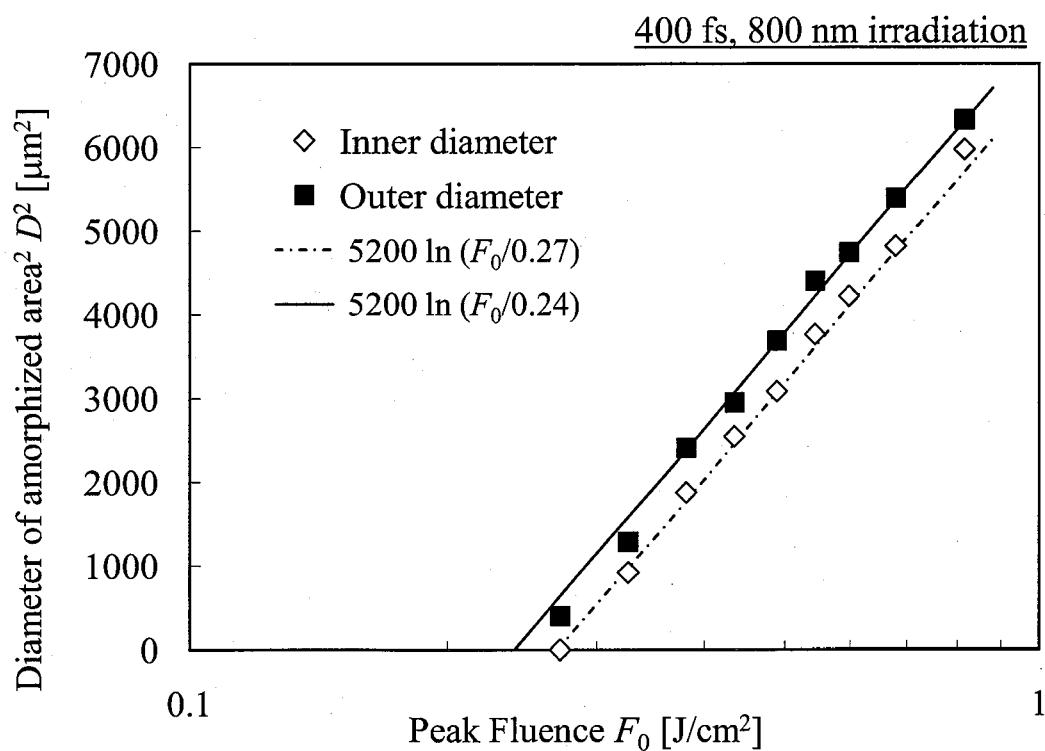


図3-4 パルス幅400 fs, 波長800 nmのフェムト秒レーザーによって発生したアモルファス範囲のレーザーフルーエンス依存性

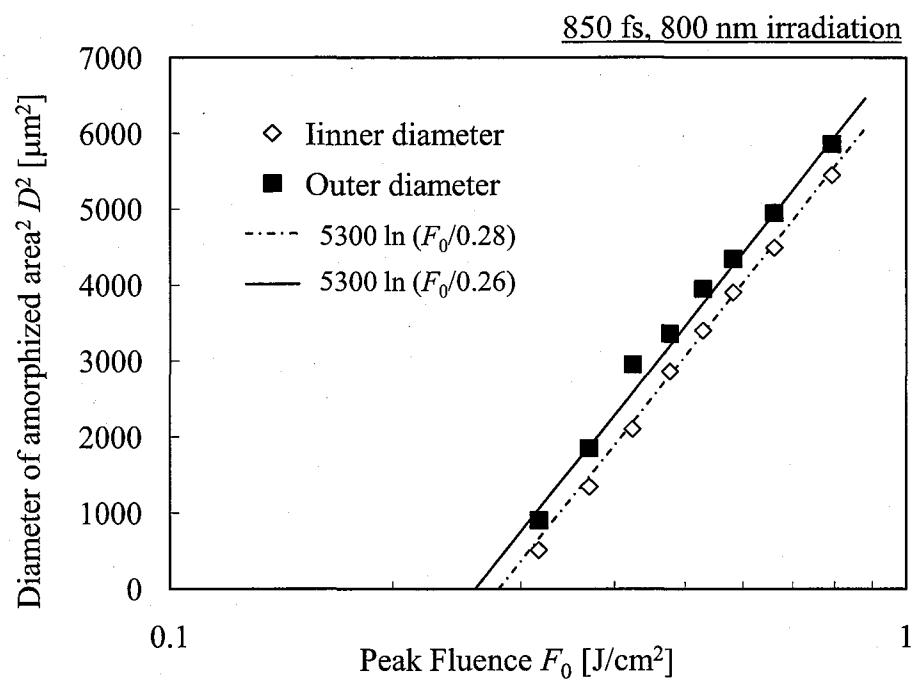


図 3-5 パルス幅 850 fs, 波長 800 nm のフェムト秒レーザーによって発生したアモルファス範囲のレーザーフルーエンス依存性

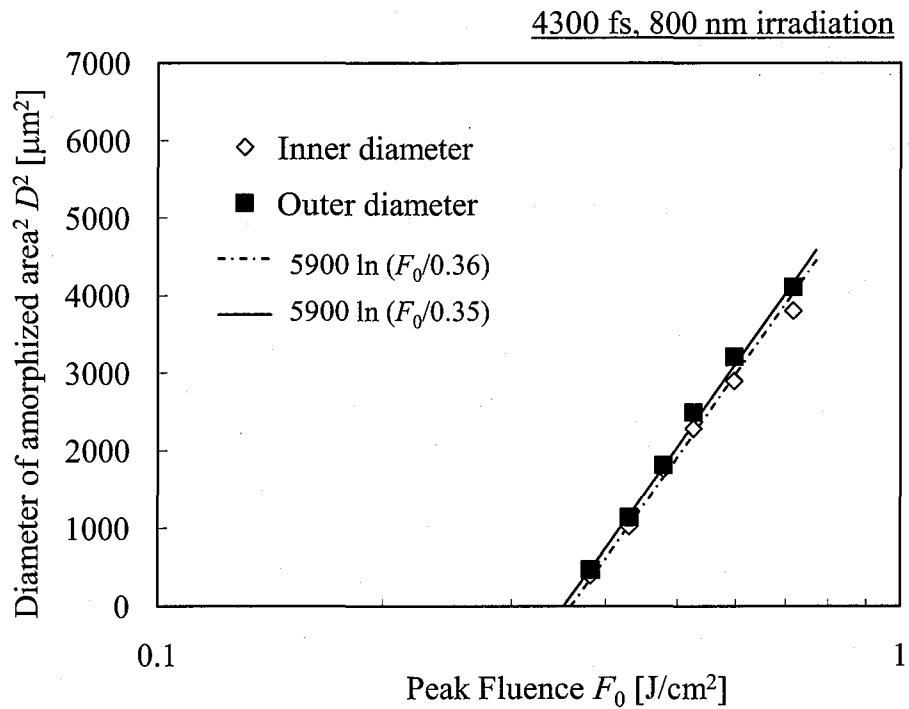


図 3-6 パルス幅 4300 fs, 波長 800 nm のフェムト秒レーザーによって発生したアモルファス範囲のレーザーフルーエンス依存性

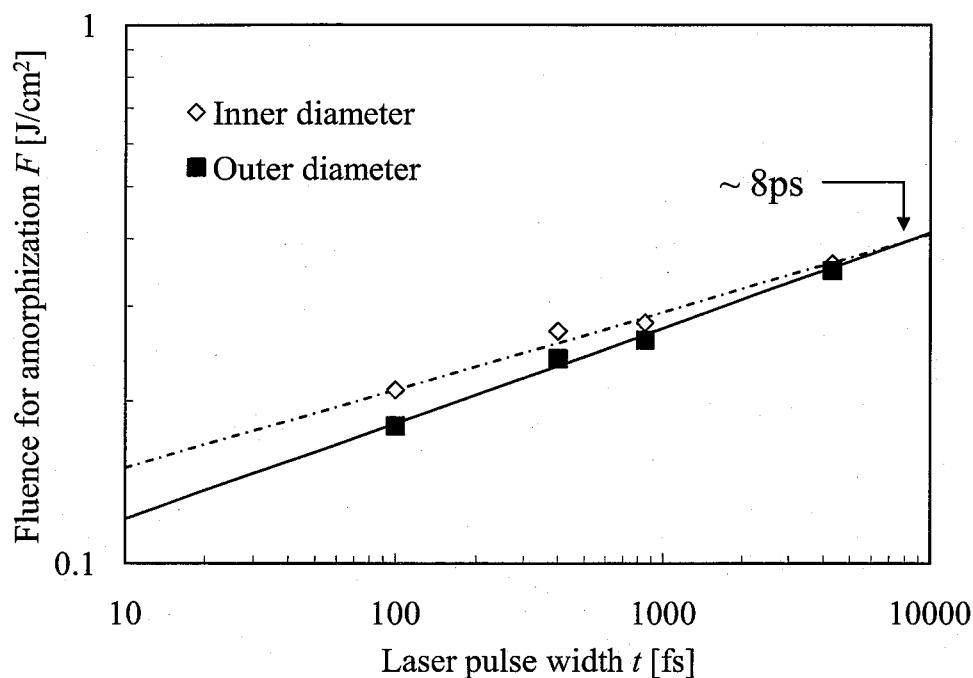


図 3-7 波長 800 nm のレーザーによってアモルファス化が発生するフルエンス範囲のレーザーパルス幅依存性

### 3.3 単結晶 Si アモルファス化のレーザー波長依存性

#### 3.3.1 HRTEM による加工深さ解析

Ti:Sapphire レーザーの第 2・第 3 高調波および OPA によって発生させた波長 1550 nm のレーザーを用いて c-Si のアモルファス化を行った。各波長でのアモルファス化の様子を図 3-8 に示す。すべてにおいて 800 nm の時と同様に、反射率の上昇箇所を確認することができる。最も加工閾値に近い円形に形成されたアモルファス層の断面 TEM 写真を図 3-9 に示す。図から明らかなように、レーザー波長が短くなるに従い形成されるアモルファス層の厚みが減少しているのがわかる。波長 267 nm のレーザーを用いた場合のその厚みは 7 nm と自然酸化膜より僅かに厚い程度であった。400 nm の時は 17 nm, 800 nm の時は 42 nm, 1550 nm の時は 63 nm であった。どの結果においても a-Si と c-Si の境界に格子欠陥が見られないことから、熱拡散の影響はほとんどないといえる。このことから、形成されたアモルファス層の厚みは、レーザーエネルギーが吸収された領域（レーザー加工時の実効的な光侵入長）にほぼ対応することがわかる。各波長の通常の光侵入長は  $D(267 \text{ nm})=4.7 \text{ nm}$ ,  $D(400 \text{ nm})=82.3 \text{ nm}$ ,  $D(800 \text{ nm})=10.7 \mu\text{m}$ ,  $D(1550 \text{ nm})=\infty$  であることから、もともと数 nm しか光が入らない 267 nm を除いて、レーザー加工によって急激に光侵入長が減少している

ことが見て取れる。

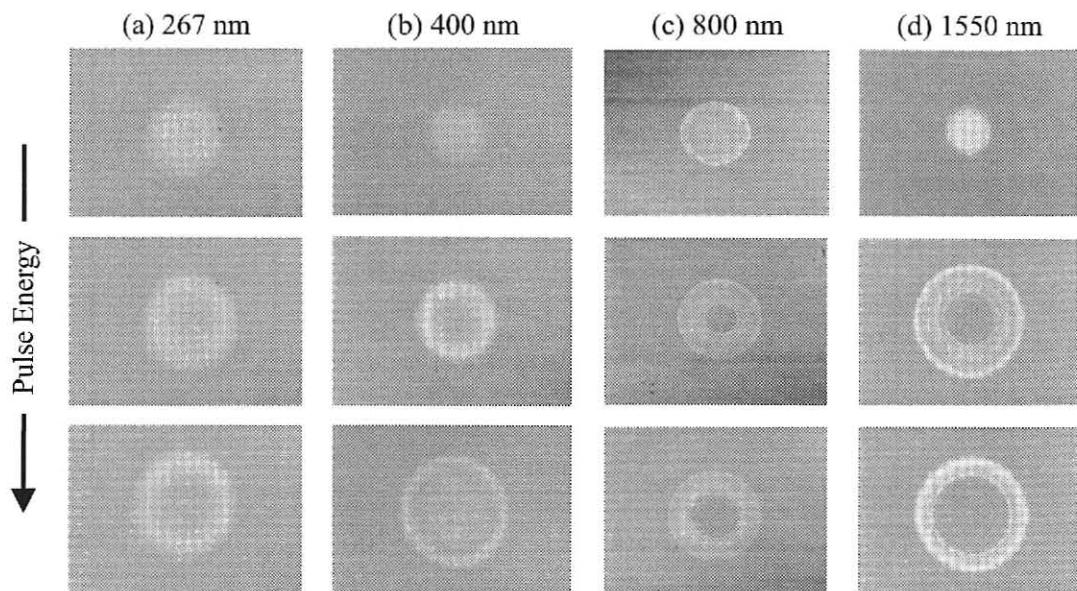


図 3-8 各レーザー波長によって発生した c-Si のアモルファス化のレーザー顕微鏡写真

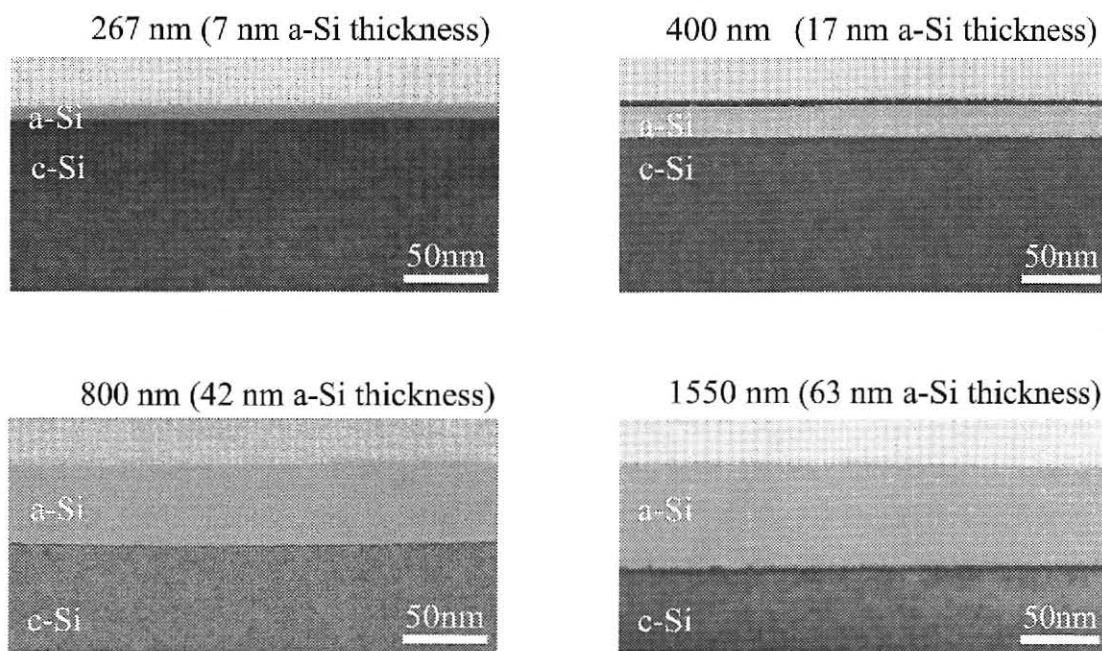


図 3-9 フェムト秒レーザー照射によって形成された a-Si 層のレーザー波長依存性 (HRTEM による断面観察像)

### 3.3.2 加工閾値

各波長でのアモルファス化の加工閾値を(3.1)式のモデルを用いて算出した。結果を図3-10に示す。形成されるアモルファス層の厚みが薄くなることは、光の吸収が大きいことを意味するので、それに伴い短波長を用いた時が最も加工閾値が小さくなっている。3.3.1で形成されたアモルファス層の厚みは、267 nmの時7 nm, 400 nmの時17 nm, 800 nmの時42 nm, 1550 nmの時63 nmと述べたが、それとほぼ比例して、加工閾値も変化した。それぞれの値は267 nmの時 $36 \text{ mJ/cm}^2$ , 400 nmの時 $60 \text{ mJ/cm}^2$ , 800 nmの時 $180 \text{ mJ/cm}^2$ , 1550 nmの時 $190 \text{ mJ/cm}^2$ である。このことから、このアモルファス化が発生する際にSiの単位体積当たりに吸収されるエネルギーは約 $30 \text{ kJ/cm}^3$ であることが明らかになった。Siを融解させるための単位体積あたりのエネルギーは約 $5 \text{ kJ/cm}^3$ であることから、十分に融点を超えた加熱がレーザーによって発生していることが分かる。

## 3.4 アモルファス化の時間分解計測

### 3.4.1 UV pump機能を備えた Imaging Pump Probe 測定装置

前述のアモルファス化がどのようなタイムスケールで発生しているのかを明らかにするため、Imaging pump Probe測定を行った。用いた装置は基本的には、図2-4で用いた装置と

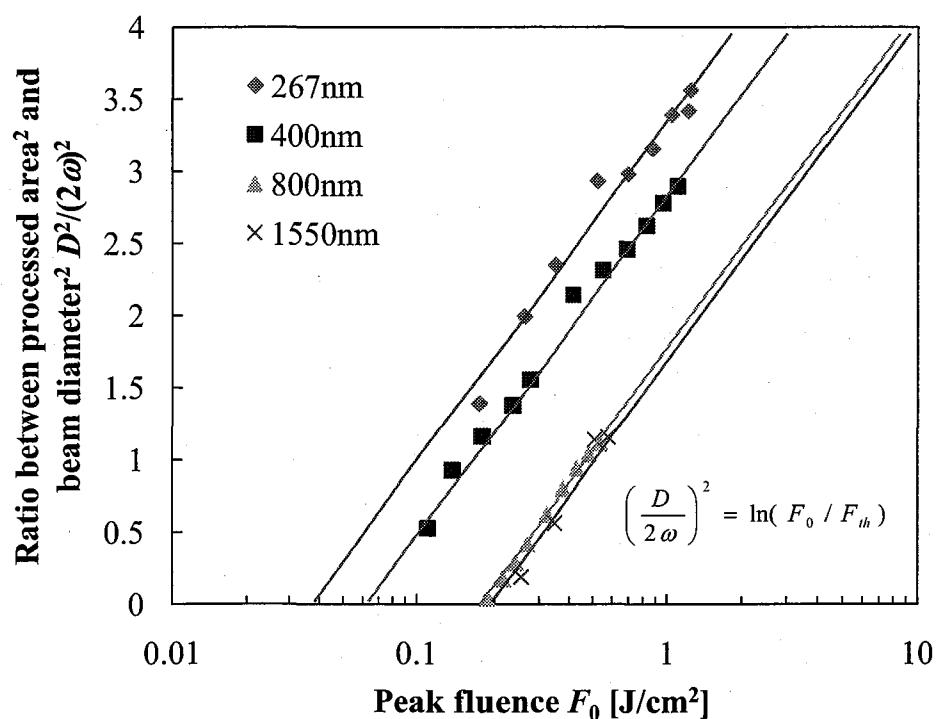


図3-10 c-Siのアモルファス化閾値のレーザー波長依存性

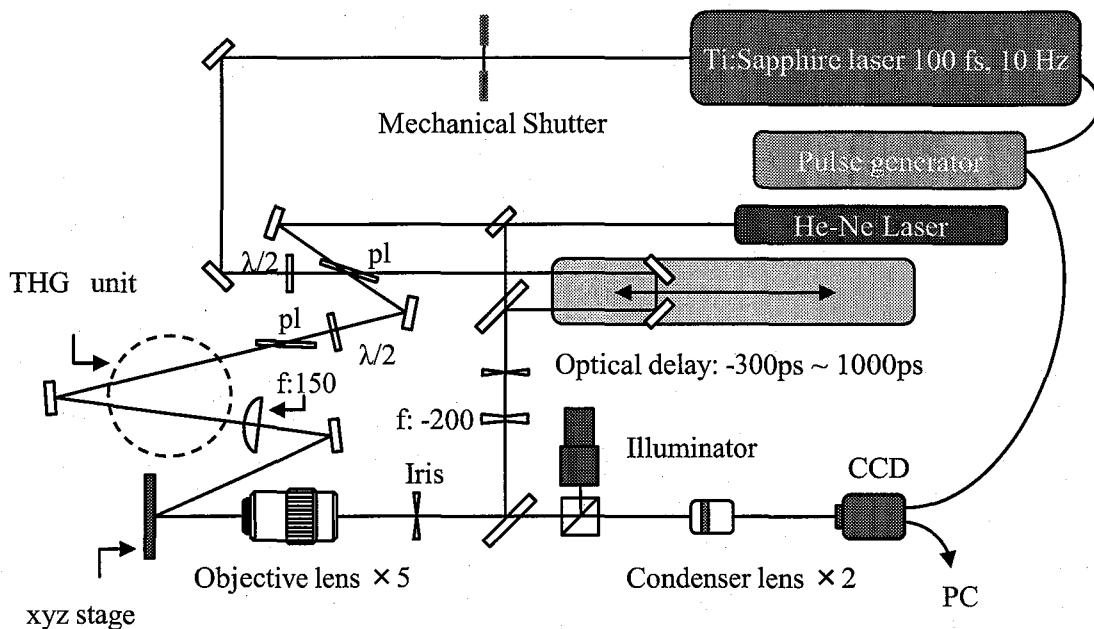


図 3-11 UV pump Imaging Pump Probe system の概要

同じであるが、波長 800 nm を用いた場合図 2-7 のアブレーション測定の時で示したように、測定時間の限界を過ぎても融解は終了しておらず、その反応全体を見ることはできなかつた。光学遅延を伸ばすもしくは、ディレイ信号を受け取るもう一台のフェムト秒レーザーを用意すればより長時間の測定が可能になるが、スペースや設備の問題がありそれは難しい。そこで、より短波長レーザーによるアモルファス化に対しての測定を行つた。図 3-9 に示すように、267 nm のレーザーを用いた時に融解するウエハの量は 800 nm のレーザーを用いた時に比べて 1/5 以下になる。このことは、ウエハの融解時間が短いことを意味するので、測定幅が 1ns でも反応全体を十分測定できる可能性がある。そこで、BBO 結晶、Time Plate、半波長からなる 3 倍波発生装置を Pump 光路内に組み込み、UV 励起できるよう装置を改造した。また、2 章の装置よりも解像度を上げるために、観察用の平凸レンズを倍率 5 倍の対物レンズへと変更を行つた。装置の概略図は図 3-11 に示す。

### 3.4.2 アモルファス化における超高速融解現象

図 3-12 および図 3-13 に波長 267 nm のフェムト秒レーザーによって発生したアモルファス化の時間分解測定結果を示す。TEM 観察によって観察したこのとき形成したアモルファス層の厚みは 7 nm であった。レーザー照射とほぼ同時に急激な反射率の上昇を確認した。レーザー照射後数 100 fs で反射率は 50 % にまで達し、その後レーザー照射後 100 ps までは、その反射率を維持する。反射率上昇のきっかけは、図 2-6 の時と同じ電子的融解<sup>(50-54)</sup>であ

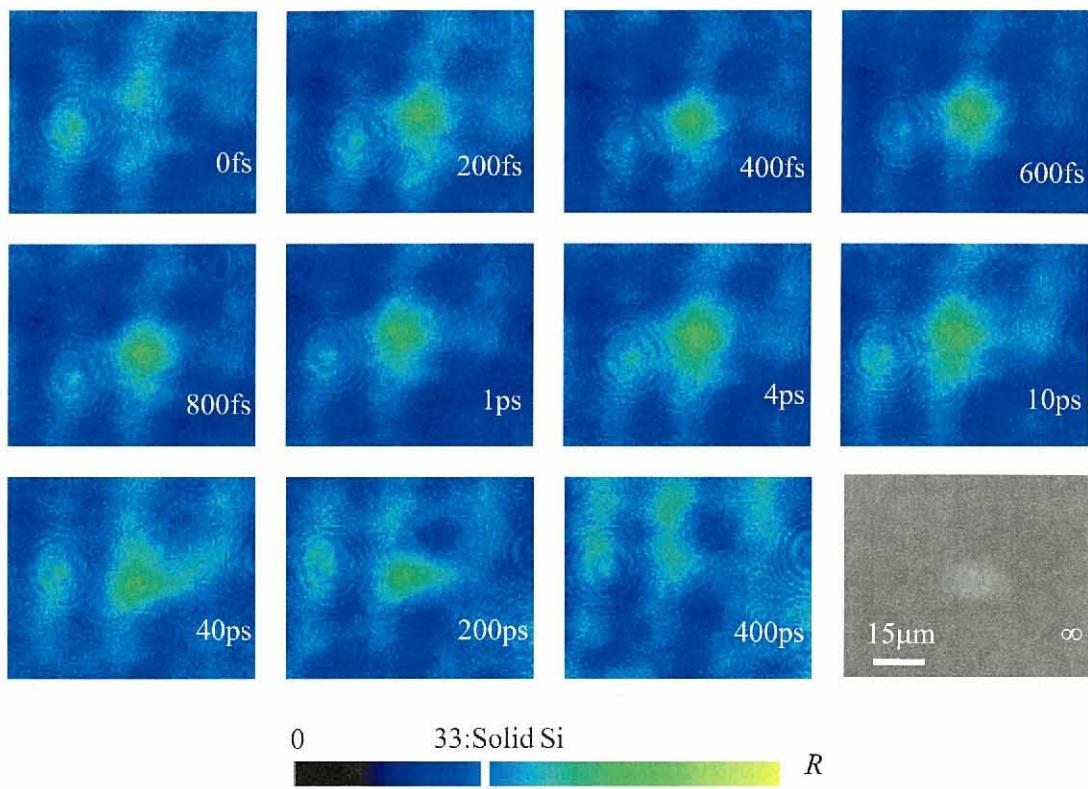


図 3-12 波長 267 nm のフェムト秒レーザーによって発生する c-Si アモルファス化の Imaging Pump Probe 測定結果

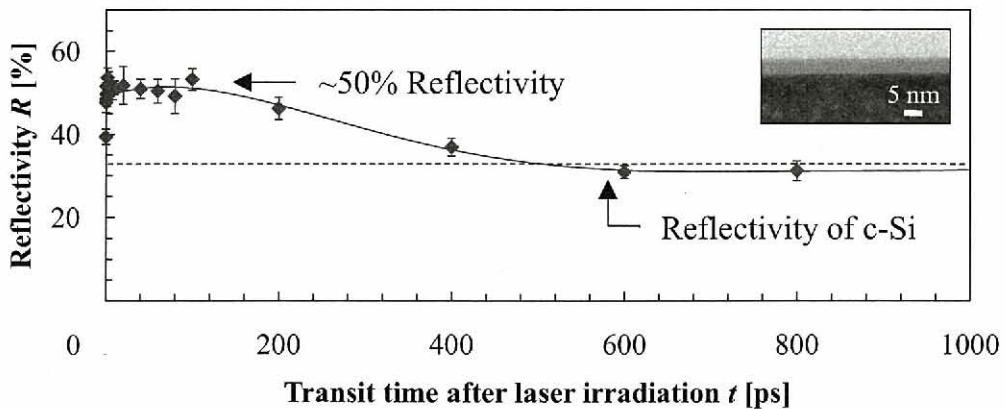


図 3-13 図 3-12 における中心測定箇所の過渡的な表面反射率変化

ると思われる。それ以上時間が経過すると反射率は緩やかに低下し、レーザー照射後 600 ps 経つともとの固体の反射率へと戻る。267 nm のレーザーを用いた場合も、単位体積当たり

	Native oxide <sup>(56)</sup>	Liquid Si <sup>(43)</sup>	c-Si <sup>(56)</sup>
Real part of refractive index $n$	1.45	3.9	3.69
Imaginary part of refractive index $k$	$4.6 \cdot 10^{-6}$	5.5	0.006

表 3-1 プローブレーザー光 (800 nm) に対する Si と表面酸化膜の屈折率

に吸収されるエネルギーは Si の融解に必要なエネルギーを超えており、レーザー照射後数 ps 後には電子的な融解から熱的な融解へと移行されるはずである。しかしながら、上昇した反射率が、図 2-6 の時と違い 70 %まで到達していない。これは波長 800 nm の時とは違い、267 nm のレーザーを用いることで、融解する Si の厚さが 10 nm 以下と非常に薄くなってしまったことに起因すると思われる。そこで、液体 Si の厚みに対する、表面反射率  $R$  を以下の方程式<sup>(56)</sup>を用いて算出し、最大融解深さであると思われる 50 %の反射率が何 nm の液体 Si に相当するか求めた。Si の融解過程を考える場合は、空気・表面酸化膜・液体 Si・c-Si の 4 層構造を考える必要があるので、下記式内の  $j$  は 0~3 の値をとる。

$$R = |r|^2 = \left| \frac{p_0 M_{11} + p_0 p_3 M_{12} - M_{21} - p_3 M_{22}}{p_0 M_{11} + p_0 p_3 M_{12} + M_{21} + p_3 M_{22}} \right|^2 \quad (3.2)$$

$$M = \begin{pmatrix} M_{11} & M_{12} \\ M_{21} & M_{22} \end{pmatrix} = \prod_{j=0}^3 M^{(j)} \quad (3.3)$$

なお、上式の  $M^{(j)}$  と  $p_j$  は以下のように定義づけされる。

$$M^{(j)} = \begin{pmatrix} \cos\left(\frac{2\pi}{\lambda} p_j d_j\right) & \frac{i}{p_j} \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda} p_j d_j\right) \\ i p_j \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda} p_j d_j\right) & \cos\left(\frac{2\pi}{\lambda} p_j d_j\right) \end{pmatrix} \quad (3.4)$$

$$p_j = (n_j - ik_j) \cos \theta_j \quad (3.5)$$

ここで  $n_j - ik_j$  は  $j$  番目の層での屈折率、各層への光の  $\theta_j$  は入射角(ここでは垂直入射なので 0 度)、 $d_j$  が各層の厚み、 $\lambda$  が測定に用いるレーザー波長である。この式に、表 3-1 に示すプローブ光の波長 800 nm に対する各層の屈折率を代入し、液体 Si 層の厚みに対する表面反射率を求めた。

結果は図 3-14 に示す。この計算結果から、50 %の反射率を示す液体 Si の厚みは、約 7 nm であることが分かった。この時のレーザー照射によって形成されたアモルファス層の厚み

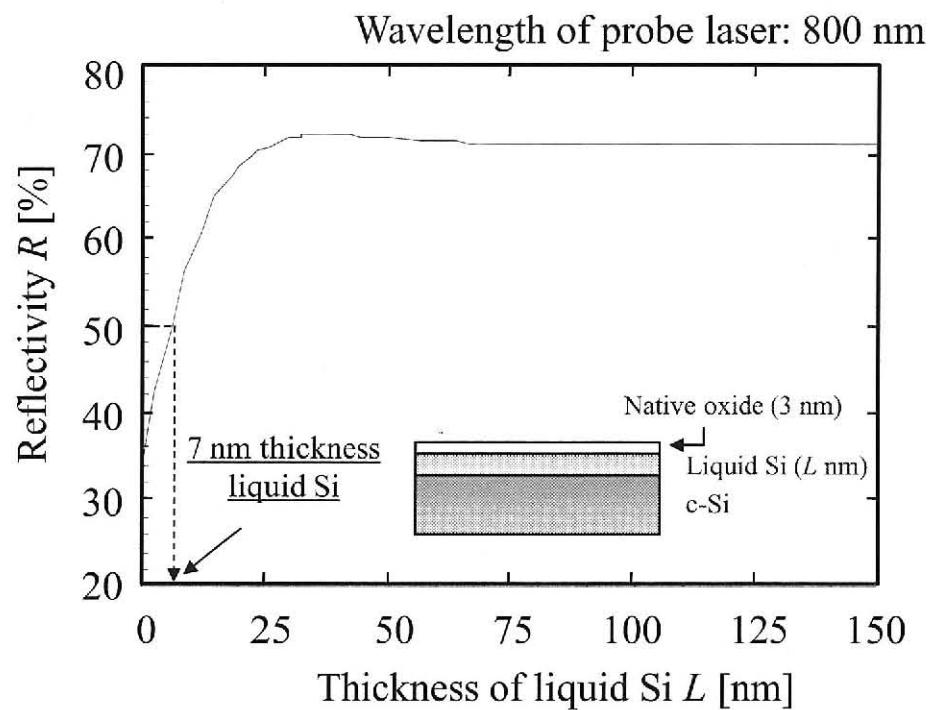


図3-14 反射率50%時のSiの融解深さ

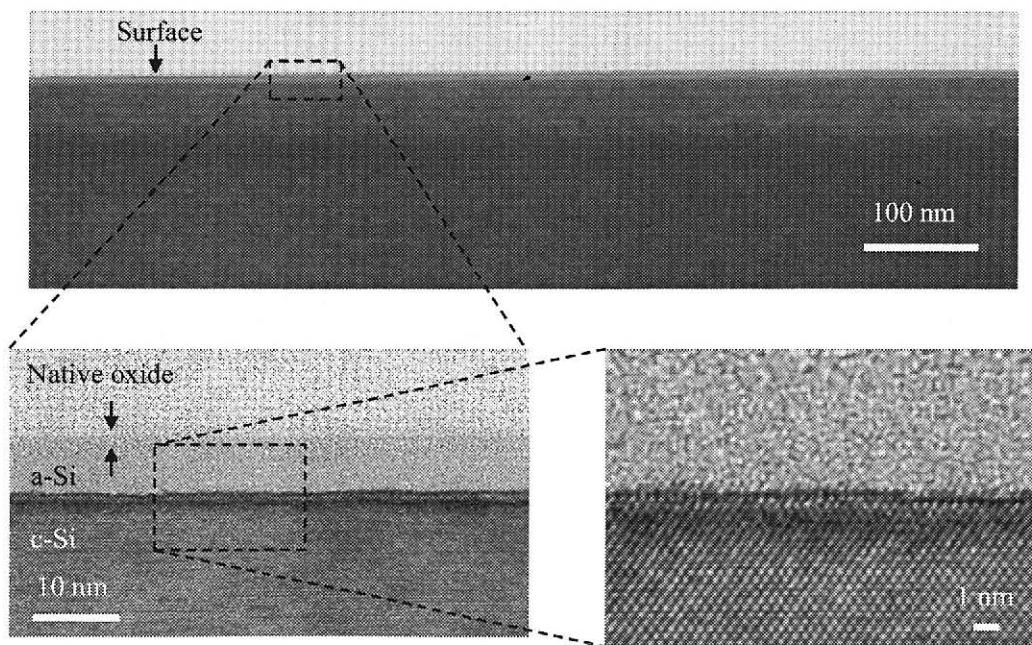


図3-15 波長267 nm フェムト秒レーザーによって形成される極薄a-Si層

は図 3-15 に示す様に 7 nm であるので、最大融解深さと形成されるアモルファス Si 層の厚さは同じである。レーザー照射による Si の融解時間は 600 ps と非常に短いのでその冷却スピードは  $10^{12}$  K/s のオーダーと見積もれる。このため凝固する際に結晶が再配置に間に合わず、融解箇所はすべてアモルファス状態となってしまうことが明らかになった。

### 3.5 Si 透過波長レーザーによる Si の内部加工

波長 1550 nm のレーザーは Si に対して透過性を持っているので内部加工ができる可能性がある。本節では波長 1550 nm、パルス幅 1 ps および 200 ps の Er ファイバーレーザーによる Si 内部加工特性について述べる。表面に関しては図 3-16 に示すようにパルス幅 1 ps でもパルス幅 100 fs の時と同じように、c-Si 表面にアモルファス化を発生させることは可能であった。

図 3-17 のように、デフォーカス量を 5 μm ずつシフトさせるプログラムを作成し、NA 0.8 の対物レンズを用いて、内部集光を行った。照射エネルギーは 0.65 μJ であった。図 3-18 に加工部の透過型近赤外顕微鏡像を示す。パルス幅 1 ps の場合、アブレーションの発生を確認することはできるものの、内部加工を観察することはできなかった。一方パルス幅が 200 ps の場合は内部加工がしっかりと発生しているのが分かる。図 3-19 にそれぞれの加工部を劈開して断面観察を行ったものをしめすが、パルス幅 1 ps の場合は何も確認することができなかった。200 ps の場合は、ウエハの深部まで内部加工されていることが見て取れる。このことから、パルス幅 1 ps の場合はウエハ内部に加工に十分なエネルギーを伝えることができないと思われる。図 3-12 にしめすように、フェムト秒レーザー加工が起こる場合、レーザーが当たったとほぼ同時にキャリアの励起が発生し、その吸収係数が大幅に増加する。内部加工を行う場合、集光点に達するまでに Si ウエハを通過するので、そのたびに多

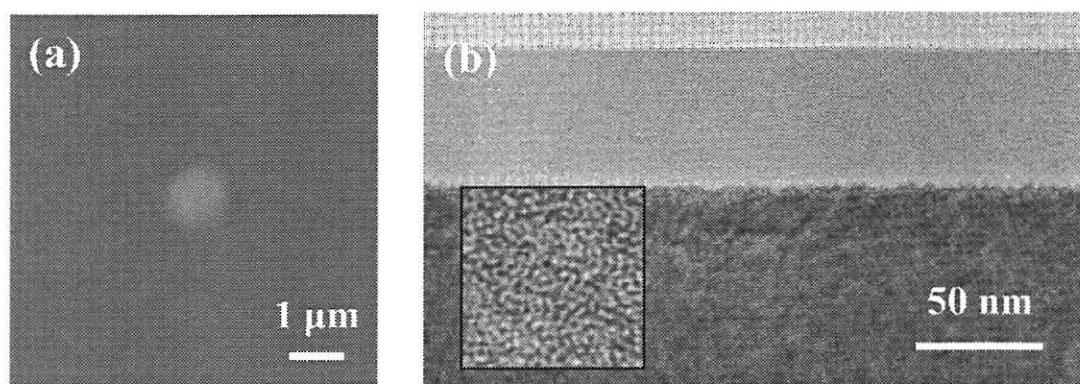


図 3-16 パルス幅 1 ps の Er ファイバーレーザーによって発生した c-Si のアモルファス化

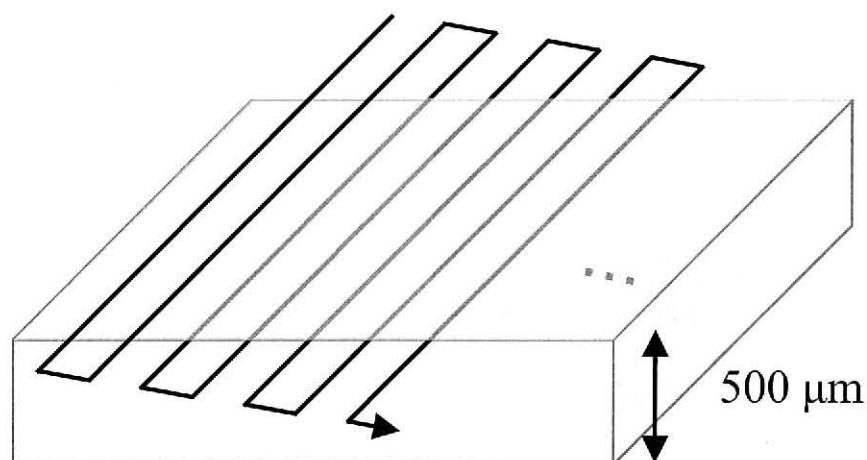


図 3-17 内部加工条件だしプログラムの一例

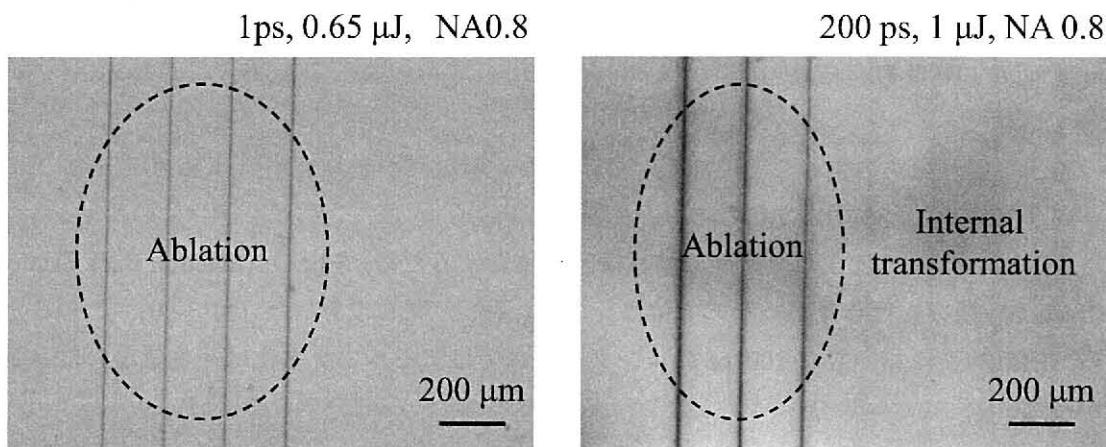


図 3-18 透過型近赤外顕微鏡による Si 内部加工の観察. 右図：レーザーパルス幅 200 ps, 左図：レーザーパルス幅 1 ps.

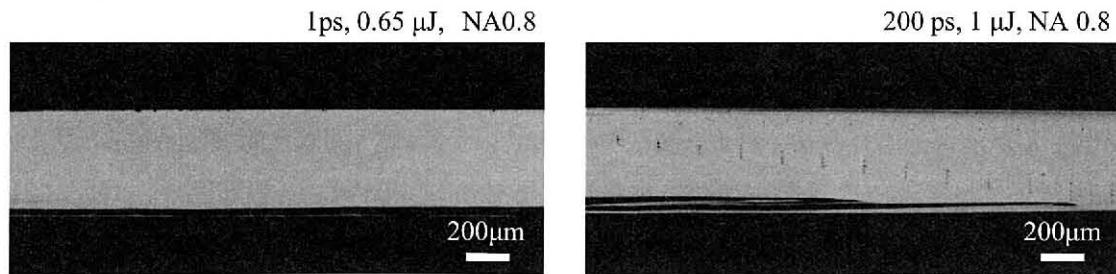


図 3-19 図 3-18 のレーザー加工部の劈開箇所におけるレーザー顕微鏡像

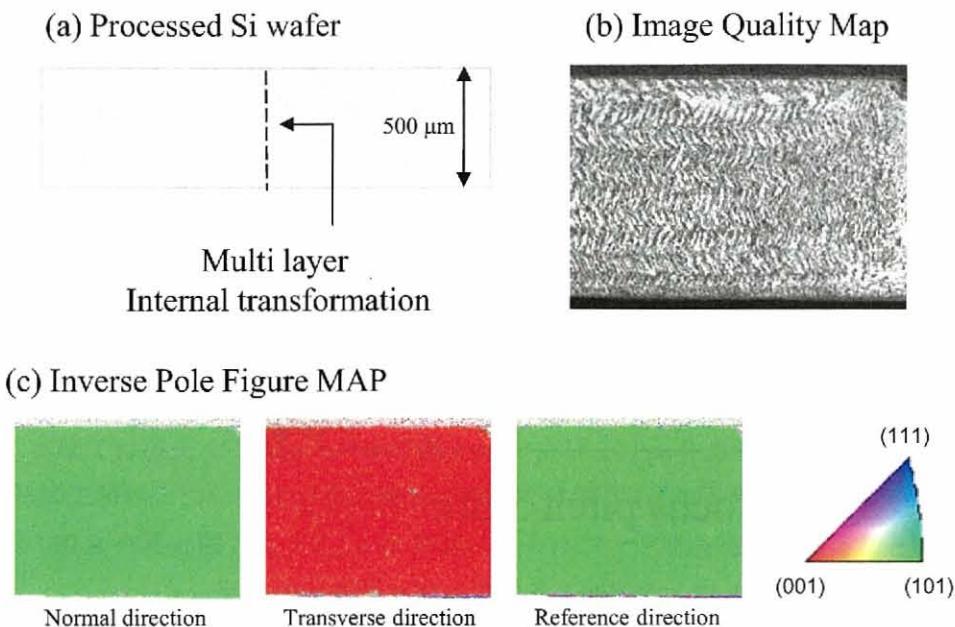


図 3-20 パルス幅 200 ps の Er ファイバーレーザーによる c-Si 内部加工断面の EBSD 観察結果

くのエネルギーをロスすることになる。このため、超短パルスレーザーは Si の内部加工には向きであることが明らかになった。

パルス幅 200 ps で加工した断面の結晶構造を確認するため、EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) 観察を行ったが、その方位は元の Si 基板と同じであった (図 3-20)。このことから、内部加工においても 200 ps のロングパルスではアモルファス化は発生しないことが分かった。

### 3.6 まとめ

本章では c-Si アモルファス化のレーザーパルス幅依存性・レーザー波長依存性と Imaging Pump Probe 法によるアモルファス化における超高速融解現象の測定に加えて、波長 1550 nm のパルスレーザーによる Si 内部加工について述べた。

アモルファス化のレーザーパルス幅依存性では、パルス幅 100 fs で波長 800 nm のフェムト秒レーザーによってアモルファス化を発生させるフルーエンスの範囲が、180 ~ 210 mJ/cm<sup>2</sup> であることを示した後で、そのパルス幅を長くした時の加工範囲の変化を示した。パルス幅が長くなると、アモルファス化が発生するフルーエンスの範囲も狭まり、パルス幅 8 ps で発生しなくなることを示した。

波長依存性においては波長が短くなればなるほど形成されるアモルファス層の厚みが薄

くなることを断面 TEM 観察から示した。また、薄い膜が形成されることは吸収係数が高いことを意味するので、それに対応する加工閾値も、短波長を用いた方が低くなることを示した。各波長の 267 nm の時  $36 \text{ mJ/cm}^2$ , 400 nm の時  $60 \text{ mJ/cm}^2$ , 800 nm の時  $180 \text{ mJ/cm}^2$ , 1550 nm の時  $190 \text{ mJ/cm}^2$  であった。

この中で、最も薄いアモルファス層が形成された波長 267 nm 照射における Imaging Pump Probe 計測を行った。測定により、アモルファス化はレーザー照射とほぼ同時に発生する電子的融解によるものであり、また、融解が発生した箇所すべてがアモルファス化することを明らかにした。また、波長 267 nm 照射の場合、融解して凝固するまでの時間が 600 ps と非常に短時間であることも示した。

最後に、c-Si に透過性のある波長 1550 nm のパルス幅 1 ps と 200 ps のレーザーによって Si 内部へのアモルファス化を試みた。パルス幅 1 ps の時は、表面にこそアモルファス化を発生させることはできたが、内部に加工を行うことはできなかった。これは、強いレーザー強度による Si 表面付近での吸収が大きいためと思われる。パルス幅 200 ps の時は、内部加工は可能であったが、その結晶構造はアモルファスではなく元の c-Si 基板と同じであった。このことから、フェムト秒レーザーによる Si の内部のアモルファス化は困難であることが示めされた。

## 第4章

# フェムト秒レーザーによるアモルファス Si の結晶化

### 4.1 はじめに

3章ではフェムト秒レーザーによる c-Si のアモルファス化について述べた。本章ではその逆の反応である a-Si の結晶化について述べる。行った実験は波長 267 nm, 400 nm, 800 nm, 1550 nm のフェムト秒レーザーによって発生した結晶化に対して、HRTEM 観察、加工閾値測定、Imaging Pump Probe 測定である。

### 4.2 波長 800 nm のフェムト秒レーザーによるアモルファス Si の結晶化

フェムト秒レーザーによる a-Si の結晶化の実験を行うにあたって、c-Si 上にスパッタ製膜装置で 8 nm の a-Si 膜を作成した試料を用意した。c-Si 基板は p 型、純度 99.999%，面方位(100)のものを用いている。スパッタ製膜前にフッ酸により自然酸化膜を除去した後で製膜した。これにパルス幅 100 fs、波長 800 nm の Ti:Sapphire レーザーを対物レンズで照射した。照射パルス数はメカニカルシャッターで調整し、ウェハをレーザー照射と同軸の観察光学系でリアルタイム観察を行いながら加工した。

#### 4.2.1 HRTEM による結晶構造解析

レーザーフルーエンスに対する加工範囲の変化を図 4-1 に示す。いずれも 100 パルス照射したものであるが、最もフルーエンスの低い箇所で反射率の低下を確認することができる。レーザーフルーエンスの上昇とともにそれは外側へと移る。a-Si の反射率より c-Si の反射率

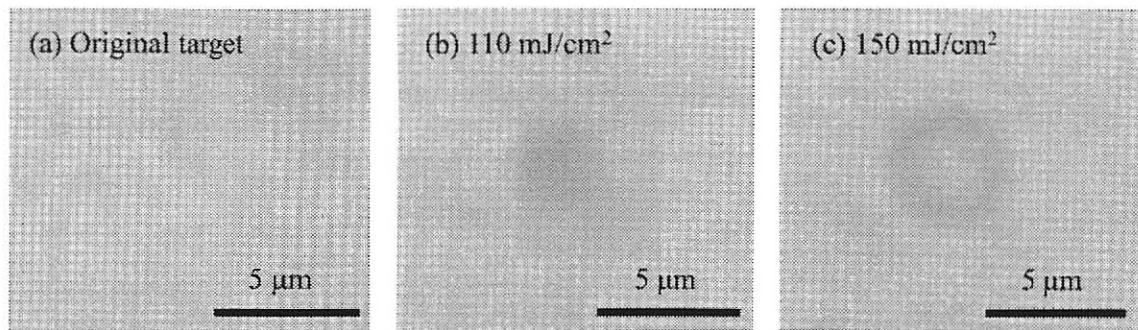


図 4-1 レーザーフルーエンス上昇に伴い発生する a-Si 薄膜結晶化のレーザー顕微鏡写真

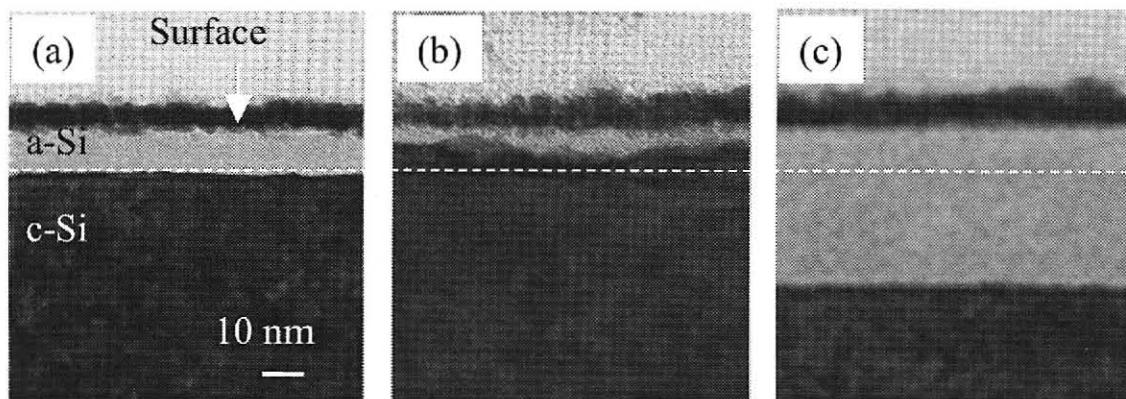


図 4-2 図 4-1 に示す加工部の中心における断面 TEM 画像

の方が低い<sup>(42)</sup>ことから、この箇所で結晶化が起こったと考えられる。各フルーエンスでの結晶構造を確認するためにそれぞれの中心部に対し、断面 TEM 観察を行ったところ、図 4-2 に示す様に反射率の低下した箇所において、結晶化を確認することができた。一方、エネルギーが高くなると、3 章で示したようなアモルファス化（ここではアモルファス層の増加）を観察することができた。

照射パルス数に対する結晶化の進行具合を把握するため、結晶化箇所の表面反射率の変化を観察した。結晶化が進行するほど、a-Si 部が減少するため、その反射率は c-Si のものに近づく。また、照射パルス数が 40 パルスの時と 80 パルスの時においては合わせて、断面 TEM 観察も行った。図 4-3 に結果を示す。40 パルスの時はまだ十分に結晶化が進んでいるとは言い難いが、80 パルスになると、もともとあった a-Si 層の 8 割程度が結晶化していることが分かる。結晶化は a-Si と c-Si の界面から成長し、その結晶方位が基板の c-Si と同じことから、結晶化のメカニズムはエピタキシャル成長によるものと思われる。およそ、100 パルス程度レーザーを照射すると、ほぼすべての a-Si は結晶化した。

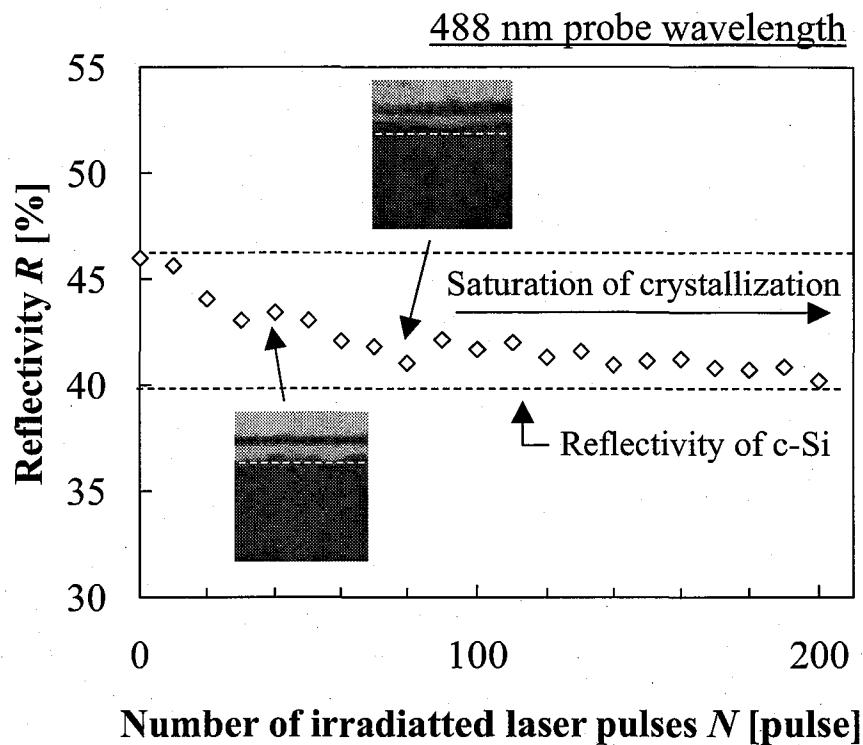


図 4-3 レーザー照射パルス増加に伴う a-Si 表面の反射率変化および、結晶化成長の様子

#### 4.2.2 加工閾値

結晶化の発生するフルーエンスの範囲を求めるため、3 章の c-Si のアモルファス化の時と同様、中心レーザーフルーエンスに対する、加工範囲の計測を行いグラフ化した。その結果が図 4-4 である。加工範囲はモデル式に非常によいフィッティングを示した。X 軸切片が加工閾値であるので、波長 800 nm、パルス幅 100 fs のレーザーによって a-Si が結晶化するフルーエンスの範囲は 100 ~ 140 mJ/cm<sup>2</sup> であることが分かった。これは、アモルファス層の増加が起こすには 140 mJ/cm<sup>2</sup> 以上照射すればよいことを同時に示している。この値は c-Si のアモルファス化の閾値 180 mJ/cm<sup>2</sup> よりもわずかに低い。a-Si の吸収係数の方が c-Si より大きいためこのような関係になったと思われる。

#### 4.3 フェムト秒レーザーによるアモルファス Si 結晶化の波長依存性

a-Si 結晶化の波長依存性を見るために、第 2 高調波と第 3 高調波および OPA によって発

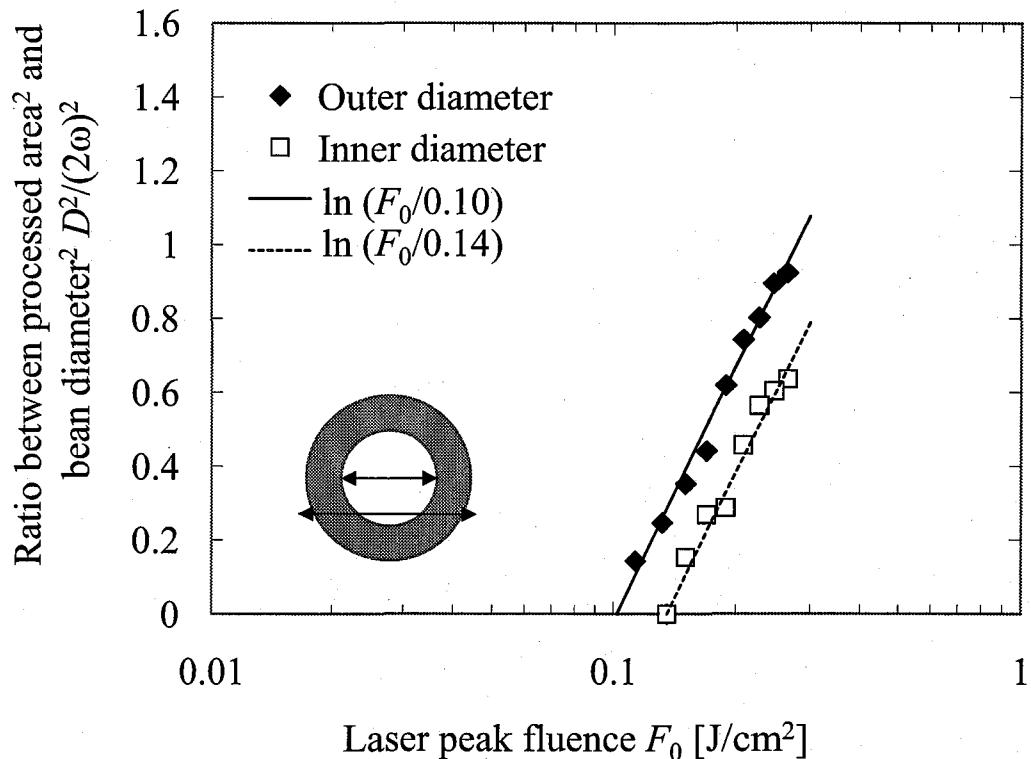


図 4-4 a-Si 薄膜に波長 800 nm, パルス幅 100 fs の Ti:Sapphire レーザーを照射した際に発生する結晶化範囲のレーザーフルーエンス依存性

生させた 1550 nm のフェムト秒レーザーによる照射を行った。図 4-5 に各フルーエンスでの照射箇所のレーザー顕微鏡写真を示す。レーザー顕微鏡観察だけでは、800 nm の照射を行った時と大差のない反応を確認することができた。ただし、波長が短くなるに従い、同様の加工に必要なレーザーエネルギーは小さくなつた。

#### 4.3.1 HRTEM による結晶構造解析

各波長における結晶化の様子を観察するために、HRTEM 観察を行った。図 4-6 に観察結果を示す。このとき照射したレーザーパルス数は、レーザー顕微鏡による表面観察の変化が止まった 300 パルスである。(a)に示す波長 800 nm の時は、図 4-2 よりもさらに進んだ結晶化を観察することができる。一方、波長 400 nm の時の(b)では、結晶化こそ発生しているものの、その頻度は 800 nm の時よりも低い。波長 267 nm の時の(c)に至っては、結晶化が発生している箇所は極僅かで、他の 2 波長に比べて表面粗さが格段に増加していた。この

ことから、図 4-6において波長 267 nm のレーザー照射部に観察された反射率低下部は、結晶化によるものではなく、表面粗さによるものであることが分かった。波長が短くなるに従い、エピタキシャル成長による結晶化の発生頻度が低下するので、フェムト秒レーザーを用いた場合は a-Si の結晶化には長波長の方が向いているといえる。

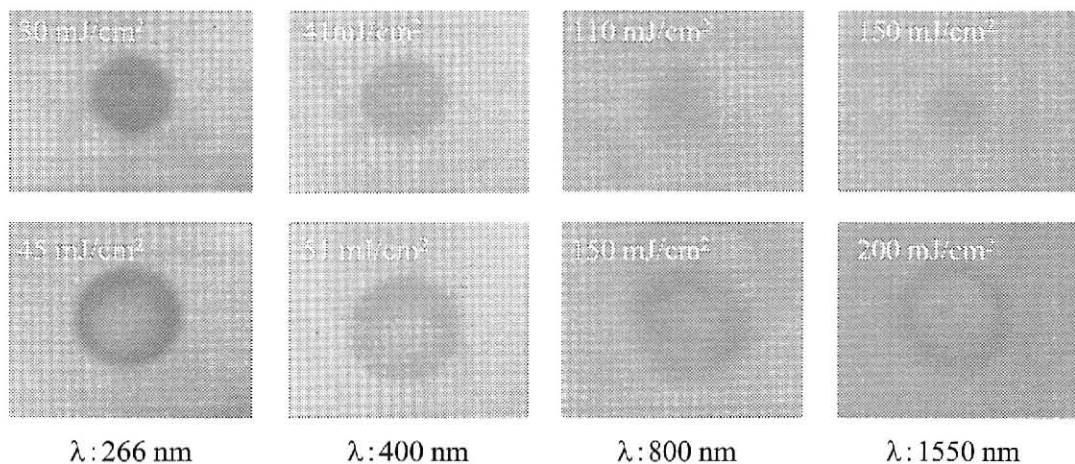


図 4-5 各波長のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si の結晶化箇所のレーザー顕微鏡写真

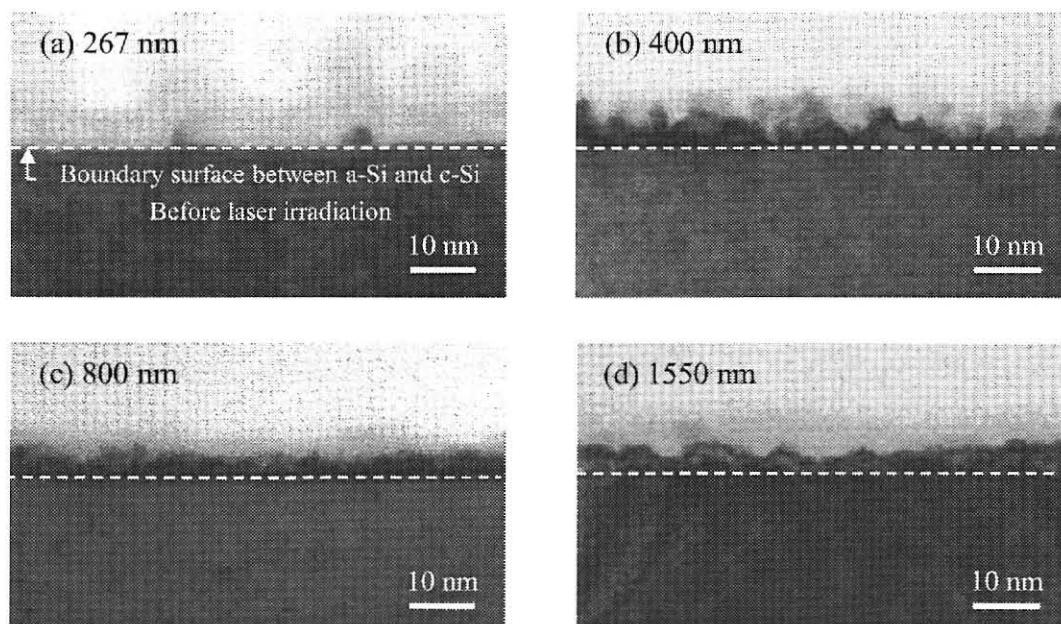


図 4-6 各波長のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si の結晶化の断面 TEM 観察

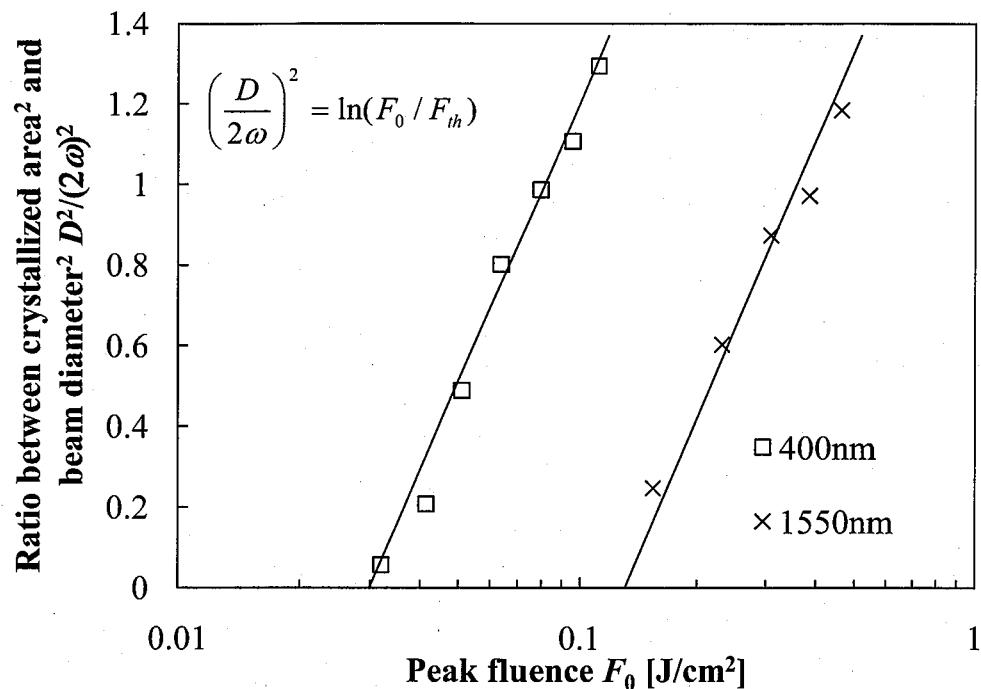


図 4-7 波長 400 nm と 1550 nm のフェムト秒レーザーによる、a-Si 結晶化外径のレーザーフルーエンス依存性

### 4.3.2 加工閾値

波長 400 nm 波長 1550 nm を用いた場合も、結晶化の発生を確認することができたので、その発生に必要な閾値フルーエンスを 800 nm の結晶化と同様に求めた。図 4-7 がその結果である。評価式に対して、非常によいフィッティングを示し、波長 400 nm の時は結晶化に必要なフルーエンスは 30 mJ/cm<sup>2</sup> で 1550 nm の時は 130 mJ/cm<sup>2</sup> であることが明らかになった。このことから 3 章のアモルファス化の時と同様に結晶化においてもその加工閾値は短波長の方が低下することが示された。

## 4.4 結晶化の時間分解計測

### 4.4.1 波長 800 nm のフェムト秒レーザーによる結晶化の加工ダイナミクス

フェムト秒レーザーによる加工のダイナミクスを調べるために Imaging Pump Probe 測定を行った。はじめに、上述の 3 波長で最も結晶化が発生した波長 800 nm の場合について調

べた。結晶化は図 4-3 に示すように、マルチショット照射で徐々に進んでいく反応であるので、照射パルス数が、1, 10, 20, 40, 60, 80 ショットの 6 つの条件で測定を行った。用いた Imaging Pump Probe 装置は 3 章のアモルファス化の際に用いたものと同じである。

各照射パルス数での測定結果を図 4-8～図 4-13 に、それらをまとめたものを図 4-14 に示す。レーザー照射パルスが 1 ショットの時は、反射率の上昇は比較的緩やかで、レーザー照射後 1 ps 以上時間が経過したあとで、増加はじめ 40 ps でその範囲が最大になる。この反射率の増加はレーザー照射後 200 ps 程度経過するまで観測することができた。発生のタイミングを考えると、3 章の c-Si のアモルファス化の時に観測された強力なキャリア励起による電子的な融解<sup>(50-54)</sup>ではなく、熱的な融解が発生していると思われる。このゆっくりとした融解は照射パルス数が増加するに従いその発生頻度は徐々に低下したが、照射パルスが 40 ショットになるまで観察することができた。一方、照射パルス数が増加するに従い、レーザー照射とほぼ同時に発生する、超高速の反射率の上昇も確認できるようになる。照射パルス数が 20 以上になると、その存在をはっきりと見ることができる。これは、発生の早さを考えると c-Si のアモルファス化の時に観測された電子的融解と考えるのが適当と思われる。この超高速の電子的融解はレーザー照射後 60 ps 程度で観察できなくなった。照射パルス数が 10, 20, 40 の時は、この 2 種類の融解が混在しているのを観察することができた。照射パルス数が 60 ショット以上になると、熱融解による反射率上昇は確認できなくなり、電子的融解による反射率上昇のみ観測できるようになる。

熱的融解が発生した箇所と電子的融解が発生した箇所で最終的にどのような加工がおこなわれるのかを調べると、熱的融解が発生した箇所で a-Si の結晶化が、電子的融解が発生した箇所でアモルファス層の増大が発生していることが分かった。結晶化が起こると、吸収係数が元の a-Si に比べて低下するので、単位体積当たりに吸収されるエネルギーが減少する、このため、結晶化が飽和するに従い熱的融解は発生しなくなる。熱的融解が照射パルス数の増加とともに観測されなくなるのはこのためと思われる。一方、高フルーエンス箇所で発生したアモルファス化箇所はアブレーションでウエハがなくならない限り存在し、また、その吸収係数もアモルファス層の厚みが増えている分だけ少し上昇するので、常に電子的融解に起因する反射率上昇が観測されることになると考えられる。

結晶化が発生する際の融解量を明らかにするため、結晶化箇所の反射率の経過時間に対する変化からその最大融解深さを求めた。図 4-14 に示すように、結晶化箇所で反射率上昇が最大になるのは 1 パルス照射の時であるので、測定には 1 パルス時の値を用いた。結果を図 4-15 に示す。グラフから最大反射率は 61 % で、レーザー照射後数 ps ~ 100 ps 程度までそれが持続することが分かる。その後、100 ps オーダーで緩やかに凝固し、ほぼ元の反射率まで低下した。61 % の反射率は図 3-14 を利用すれば、13 nm の液体 Si に相当するので、今回用いた 8 nm 厚の a-Si の下にある c-Si まで溶け込みが到達していることが分かる。この融解により c-Si からのエピタキシャル成長が発生するので、波長 800 nm のフェムト秒レーザーを用いた場合、a-Si 層の十分な結晶化が可能になったと思われる。

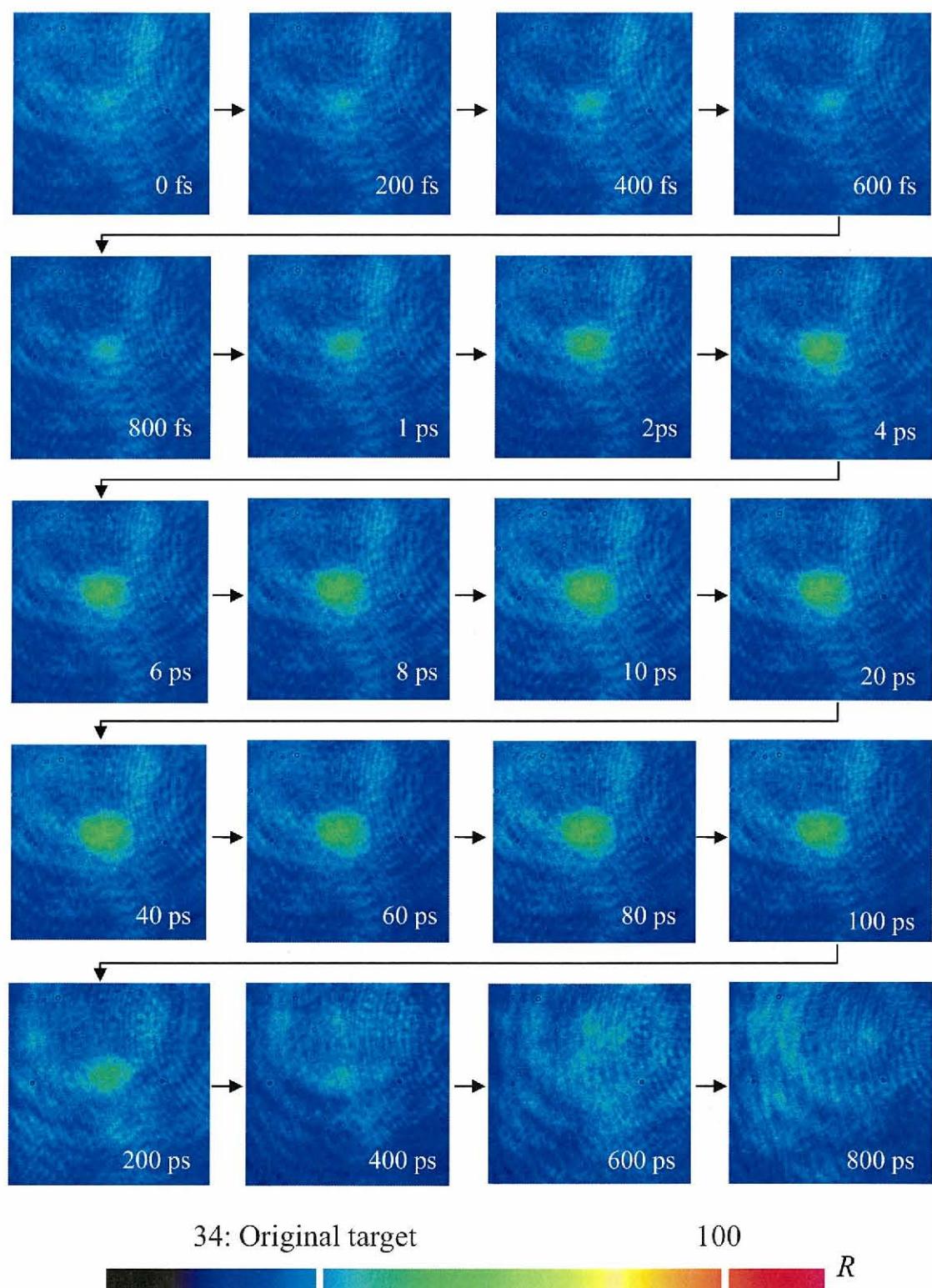


図4-8 波長800 nmのフェムト秒レーザー照射によって発生するa-Si結晶化に対するImaging Pump Probe測定結果（照射パルス数：1 pulse）

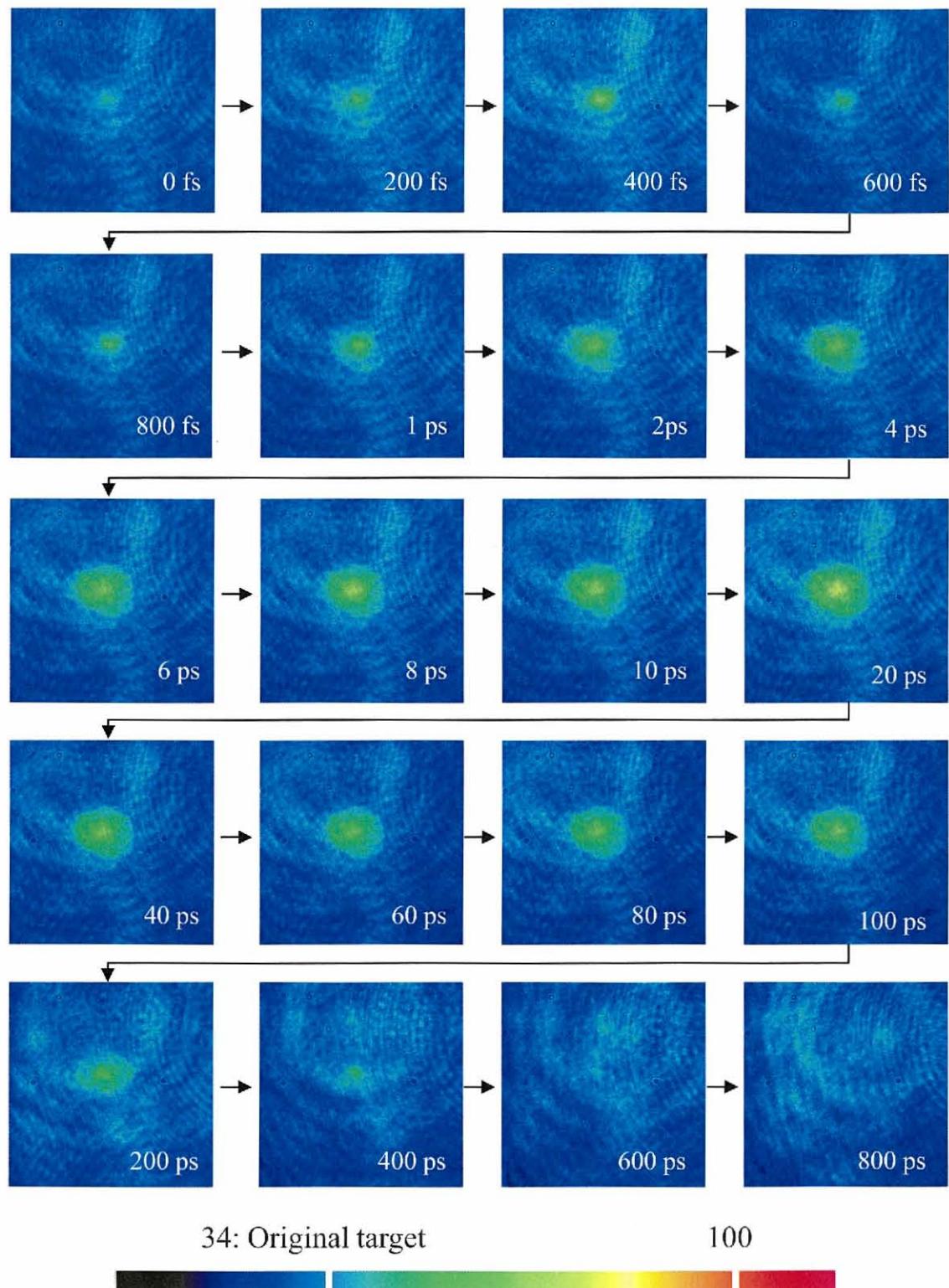


図 4-9 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si 結晶化に対する Imaging Pump Probe 測定結果（照射パルス数：10 pulse）

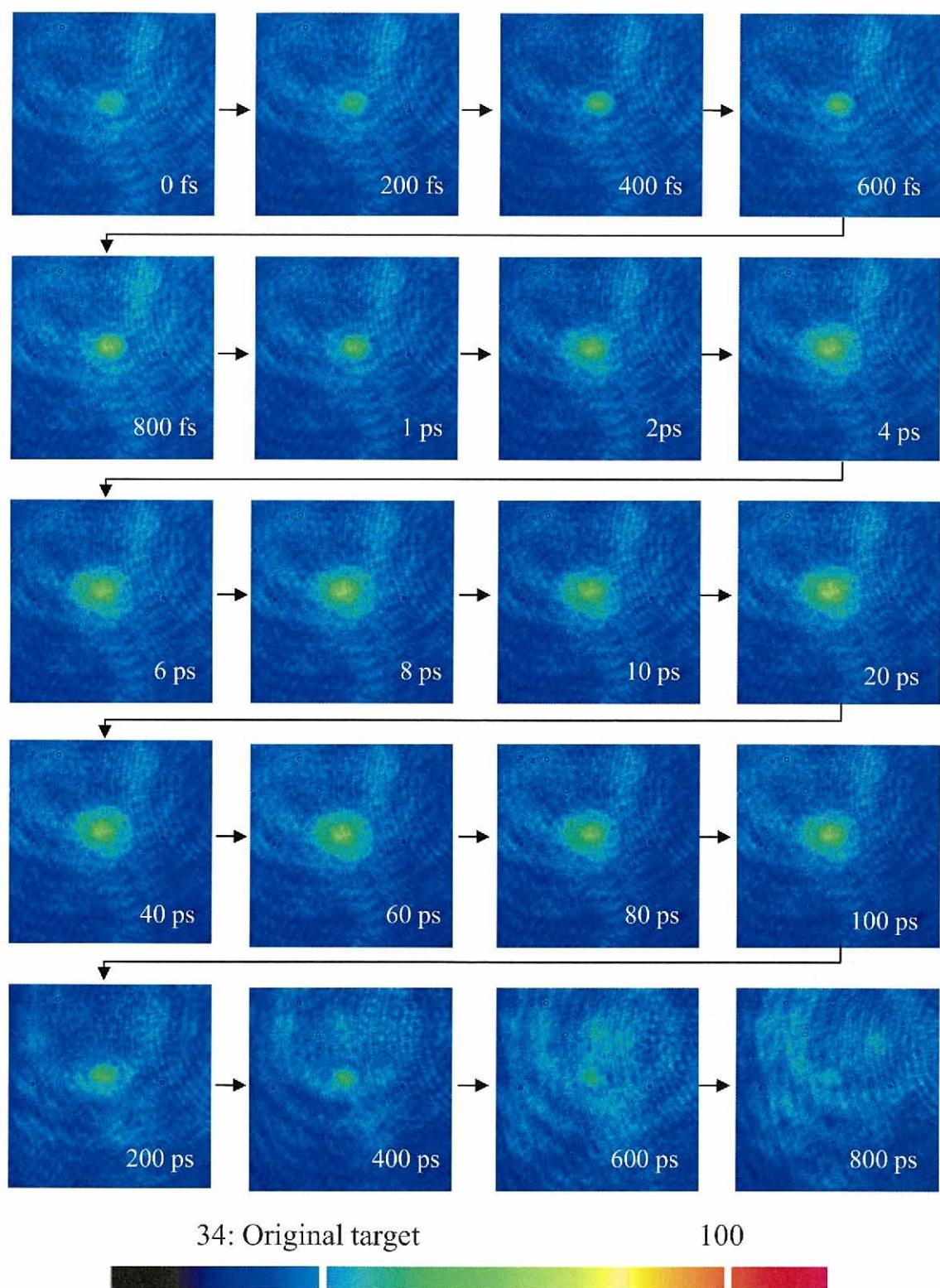


図 4-10 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si 結晶化に対する Imaging Pump Probe 測定結果（照射パルス数：20pulse）

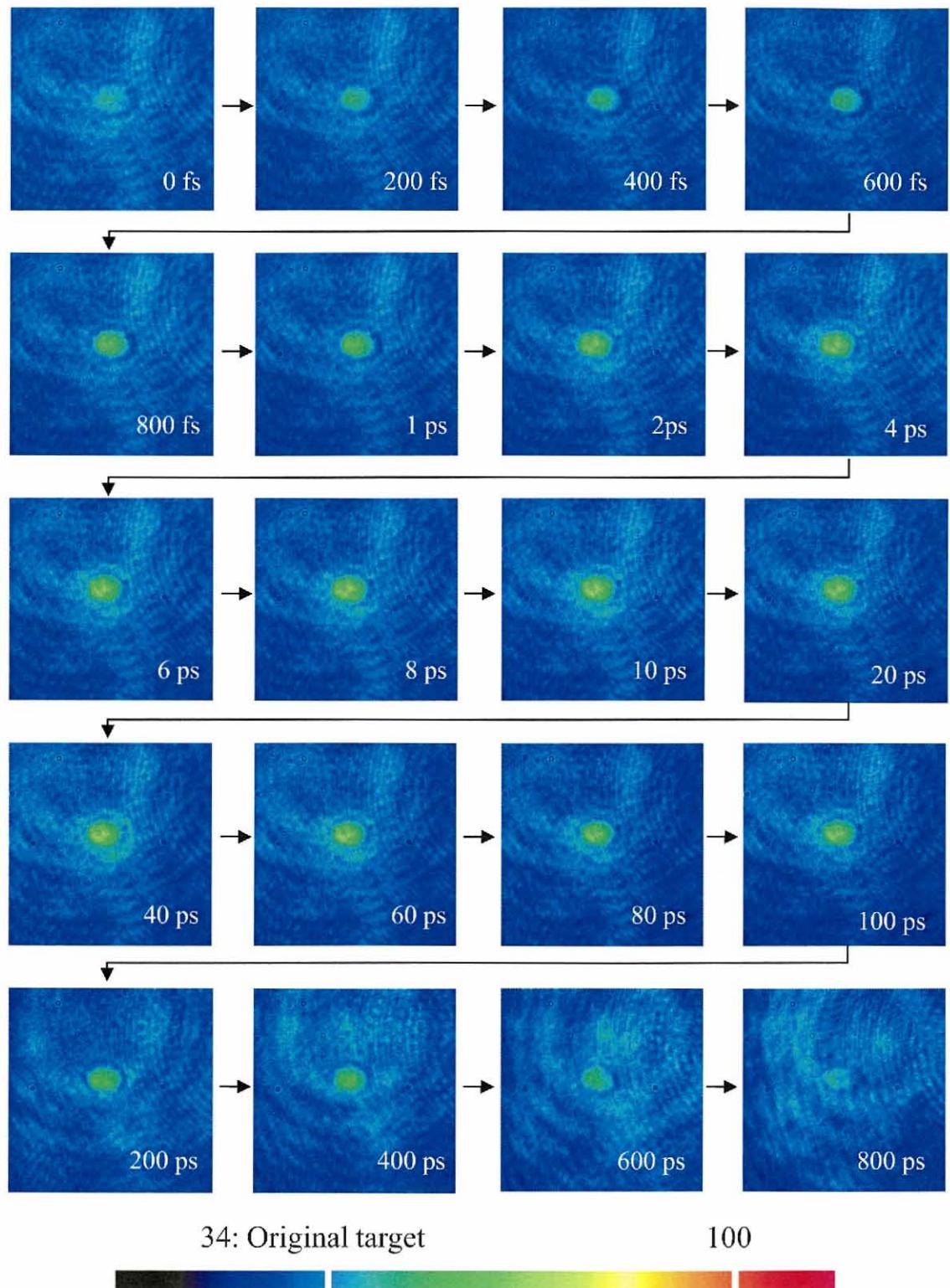


図 4-11 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si 結晶化に対する Imaging Pump Probe 測定結果（照射パルス数：40 pulse）

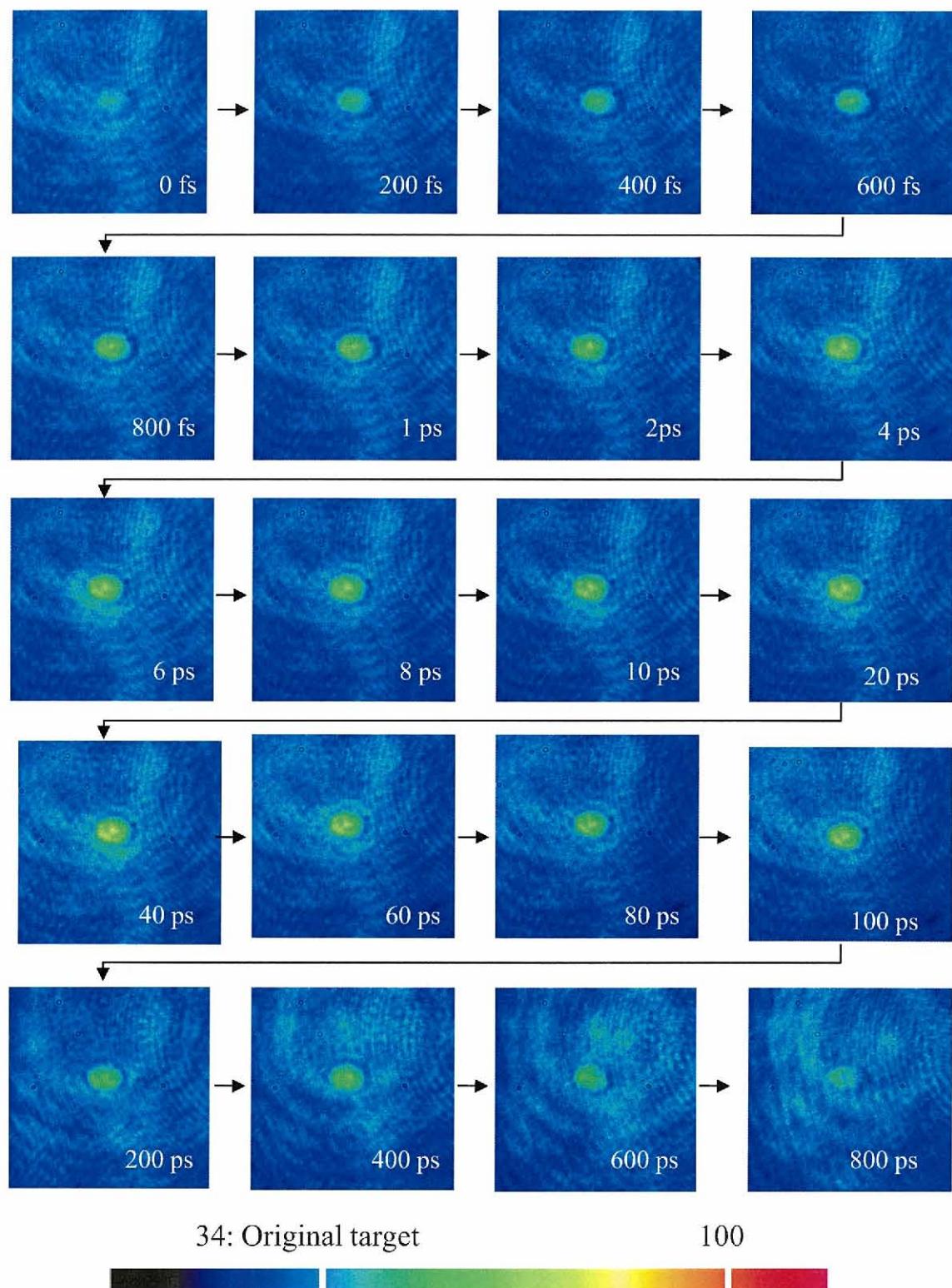


図 4-12 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si 結晶化に対する Imaging Pump Probe 測定結果 (照射パルス数 : 60 pulse)

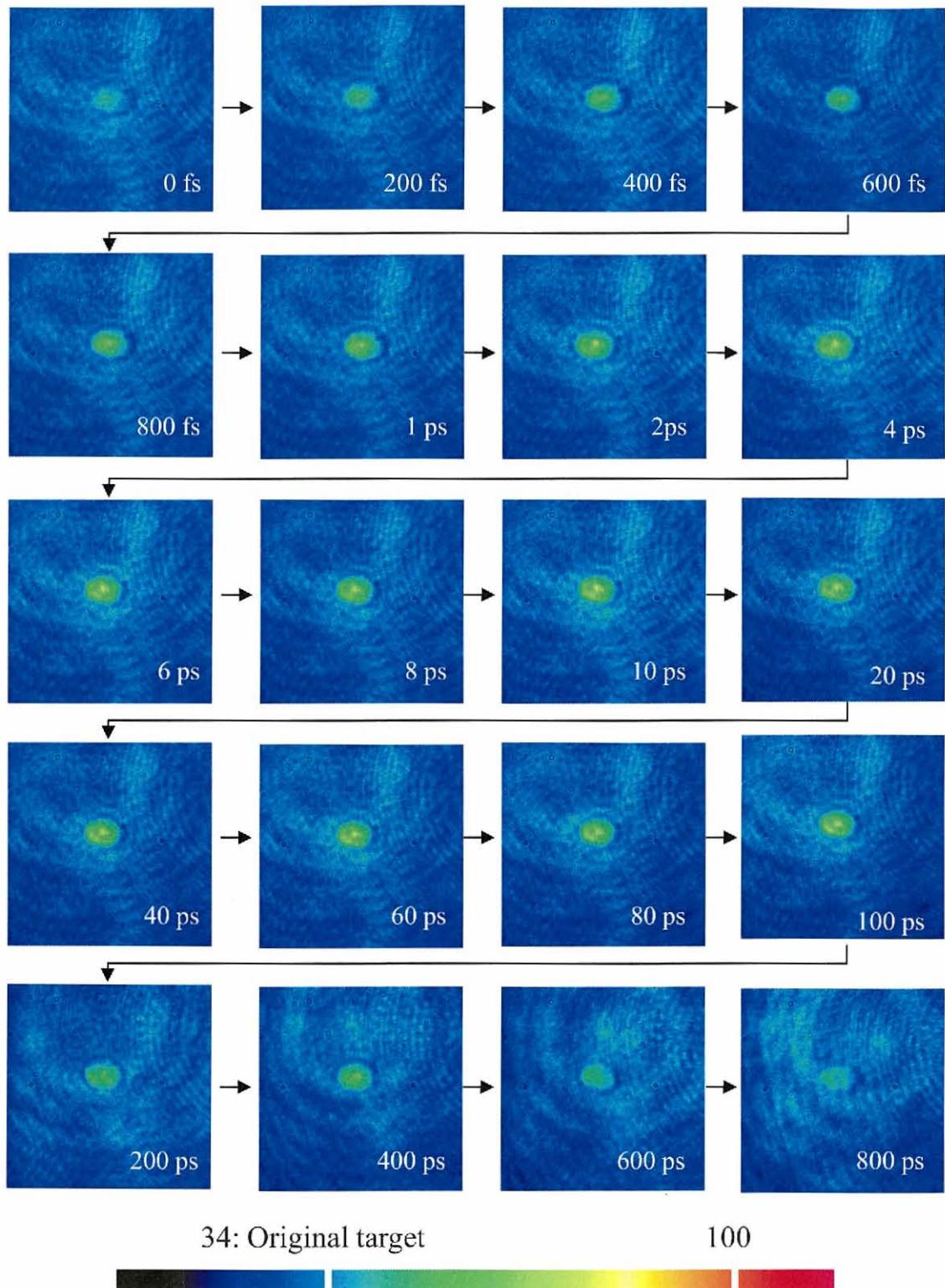


図 4-13 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si 結晶化に対する Imaging Pump Probe 測定結果（照射パルス数：80 pulse）

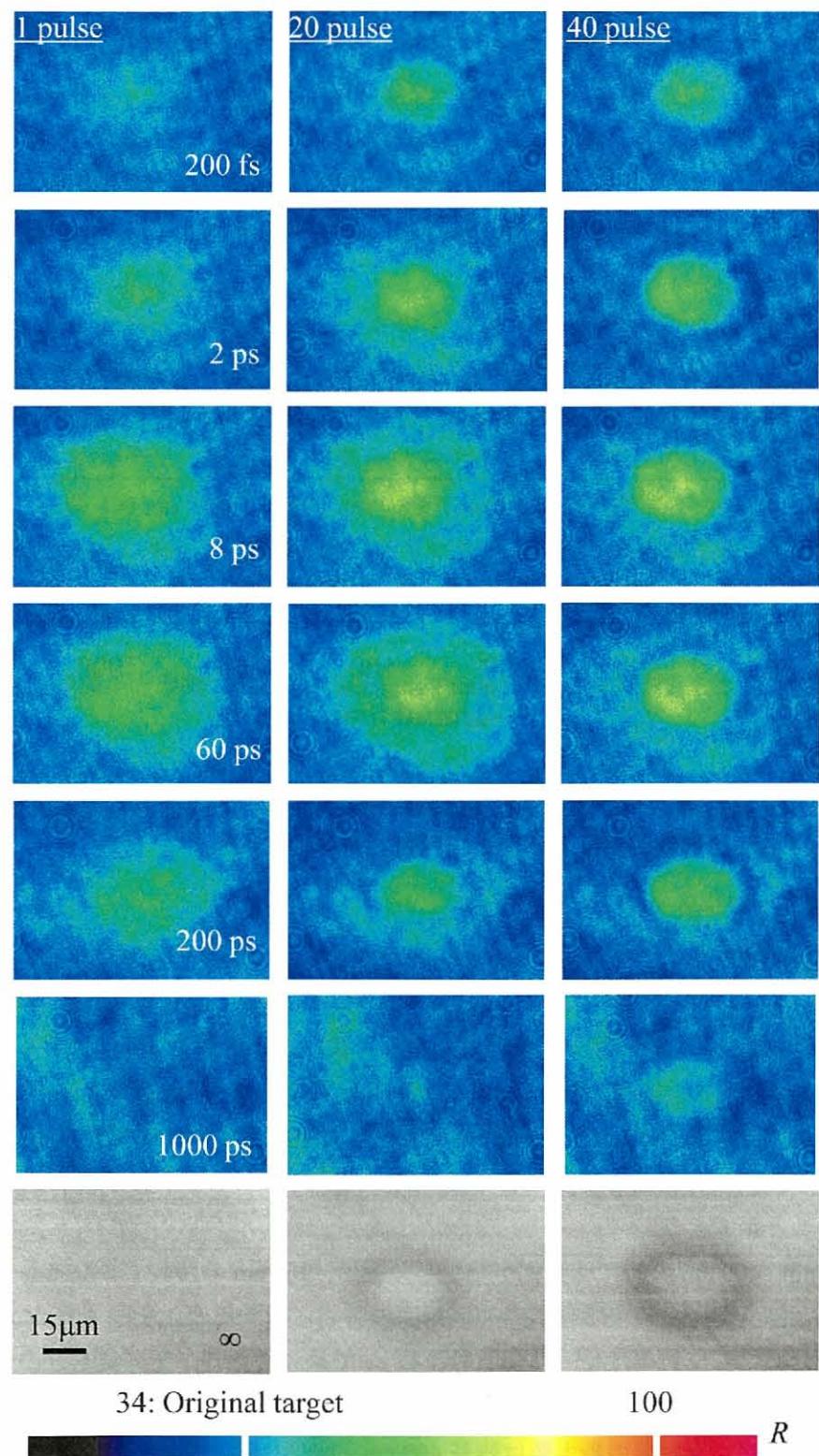


図 4-14 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって発生する a-Si 結晶化に対する Imaging Pump Probe 測定結果 (照射パルス数: 1, 20, 40 pulse) の比較

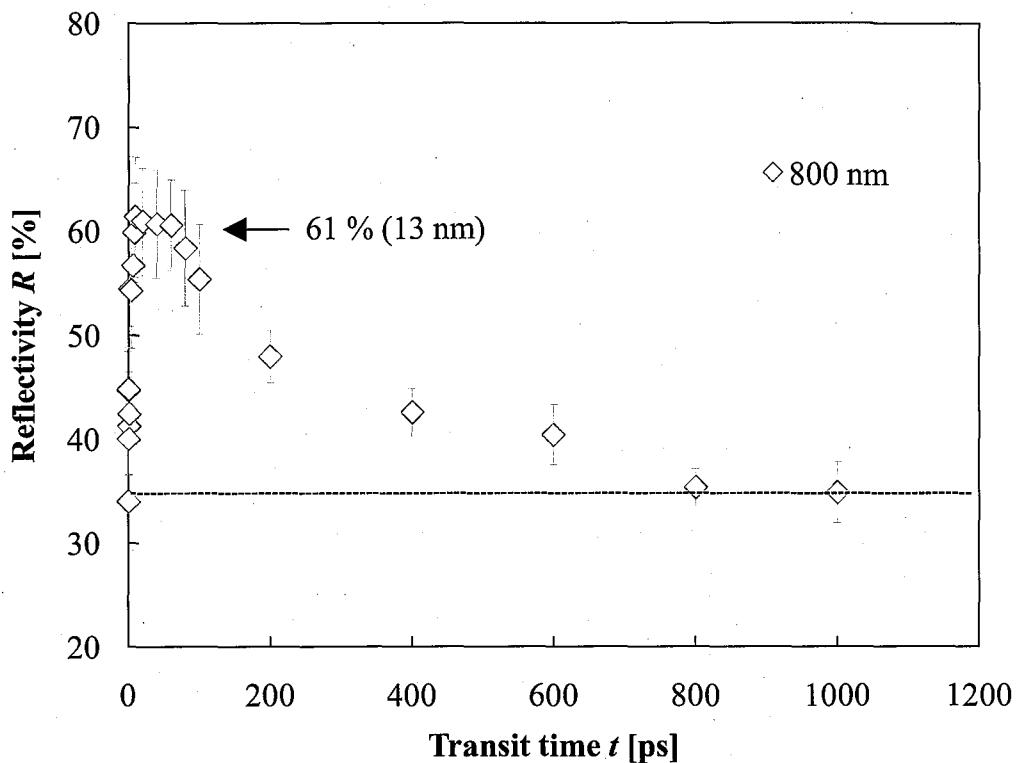


図 4-15 波長 800 nm のフェムト秒レーザー照射によって a-Si 結晶化が発生した箇所の過渡的な反射率変化（照射パルス数 1 pulse）

#### 4.4.2 波長依存性

図 4-6 に示すように、レーザー波長が短くなるに従い、結晶化の頻度は低下した。その理由を明らかにするため、波長 400 nm および、267 nm においても Imaging Pump Probe 測定を行った。用いた装置は、図 3-11 で示したものと同じである。図 3-11 の装置は BBO 結晶を 2 つ用いて第 3 高調波を発生させているので、BBO を一つだけにすれば Pump 光に第 2 高調波も用いることができる。

波長 800 nm・400 nm の時に結晶化が発生した箇所、267 nm の時わずかな結晶化と表面荒れが発生した箇所の 1 ショット照射時の反射率の時間に対する変化を図 4-16 に示す。いずれの波長においても反射率はレーザー照射後数 ps で最大になり、その後もとの値まで緩やかに減少する。溶け込み深さが大きいほど、凝固に時間がかかるので、完全に低下するまでに時間も大きい。反射率の最大値は波長 400 nm の時 51%，267 nm の時 45 %であった。それぞれの最大反射率を液体 Si の厚みに換算すると、400 nm の時が 8 nm, 267 nm の時が 5 nm に相当する。つまり、400 nm を用いた場合は融解した Si の端がかろうじて下の c-Si に到達するが、267 nm の場合は届かないことになる。届かなければエピタキシャル成長は発

生しないので、そのため結晶化が発生しなくなっていたことが明らかになった。このことから、フェムト秒レーザーによって a-Si に対してこの結晶化を発生させるには、c-Si までの溶け込みを発生させる波長を用いる必要があることが示された。

#### 4.5 まとめ

本章では、波長 267 nm, 400 nm, 800 nm のフェムト秒レーザーによって発生した結晶化の HRTEM 観察、加工閾値測定、Imaging Pump Probe 測定を行った結果について述べた。HRTEM 観察から、波長 400 nm と 800 nm の場合は結晶化の発生を容易に確認することができたが、267 nm の場合は、ほとんど結晶化は発生せず、表面荒れのみ発生することが明らかになった。波長 400 nm の時と、800 nm の時の結晶化の発生するフルーエンスの範囲は、30~39 mJ/cm<sup>2</sup> および、100~140 mJ/cm<sup>2</sup> であり短波長の方が、その加工閾値は低かった。これは、3 章のアモルファス化の時と同様に、短波長になるに従い吸収係数が増加したためと思われる。

結晶化の発生の様子を理解するため、Imaging Pump Probe 測定を行った。いずれの波長に

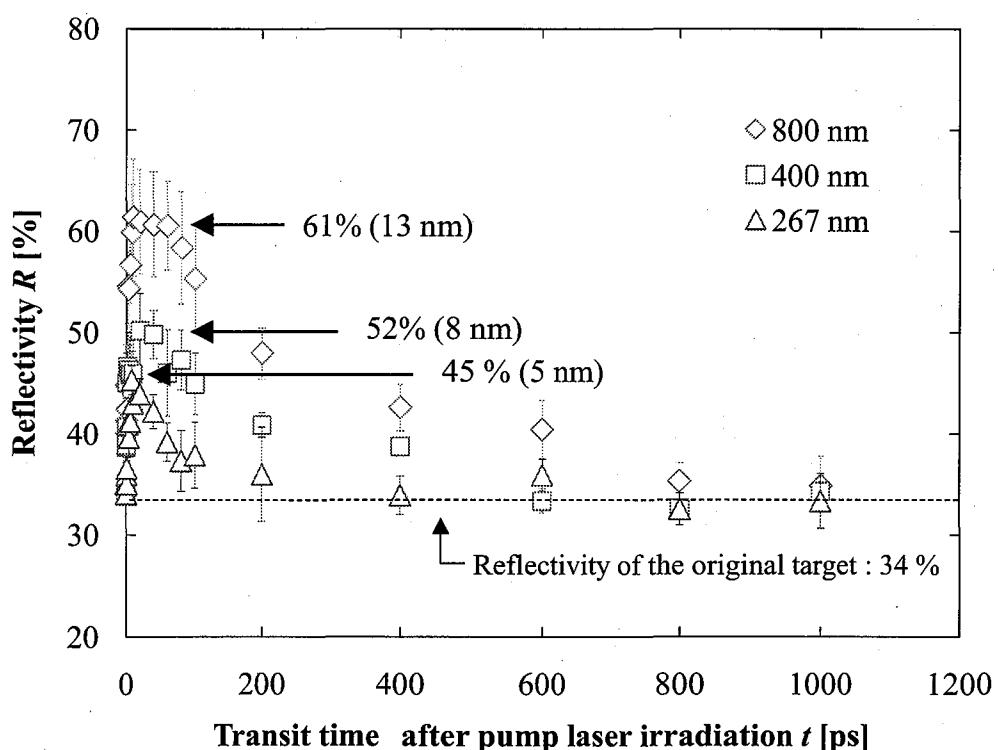


図 4-16 フェムト秒レーザー照射によって発生した熱融解箇所に対する Imaging Pump Probe 測定結果 (Pump 波長 : 267, 400, 800 nm)

おいても、レーザーによる融解は 1ns 以内で非常に速い融解再凝固現象が発生していた。測定から、結晶化を発生させる融解はレーザー照射後数 ps 後に発生する熱融解であり、フルーエンスが高くなり、電子的融解が発生してしまうと、そこはアモルファス層の成長が起こってしまうことが明らかになった。また、レーザー波長が長くなるに従い、その熱融解による溶け込み深さが増大することが判明した。波長 800 nm の時は 13 nm の深さまで、400 nm の時は 8 nm の深さまで、267 nm の時は 5 nm の深さまで融解が発生していた。この融解と下の c-Si の結晶構造が起点となってエピタキシャル成長が発生するが、溶け込み量が小さく 5 nm しか融解しない 267 nm 照射の場合は、液体 Si 層が下の c-Si まで到達しないので、ほとんど結晶化が発生しない。このことから、a-Si のフェムト秒レーザー結晶化の発生には「結晶化したい a-Si 層の膜厚 < レーザー照射によって発生する溶け込み深さ」の条件を満たす必要があることが明らかになった。

## 第5章

# デブリフリーレーザーダイシング技術の開発（ガラスウェハの切断方法）

---

---

### 5.1 はじめに

従来 MEMS (Micro Electro Mechanical System) ウエハのダイシングにはダイヤモンドブレードが用いられてきたが、接触式のダイシング手法であるため、加工時のストレスが大きく、脆弱構造を有する MEMS 用のダイシングとしては適しているとは言い難かった。また、加工時に掛かる負荷だけでなく、ブレードを冷却し、研削粉を取り除くために、研削水をかけ続ける必要があり、これによる MEMS 構造内へのゴミの進入および乾燥時の貼りつきが発生するとして問題となっていた。このようなことを避けるため、一般的にダイシング前にレジストで構造を保護する等の対策が立てられるが、そのために余計な工程が複数必要になり、MEMS 設計時の制約となっている。このような問題から、MEMS に適した低ストレスかつドライでゴミの発生しない新たなダイシング手法の登場が望まれている。

低ストレスを実現するためには非接触のダイシング手法を用いる必要がある。レーザーアブレーションによる方法<sup>1)</sup>が候補の一つであるが、この手法ではデブリの発生が避けられず、ダイシング後に洗浄工程を行わねばならず、それが問題となっている。グリーンレーザーとウォーターガイドを用いた、レーザーマイクロジェット<sup>62,63)</sup>と呼ばれる手法を用いれば、デブリを洗い流しながら加工できるが、これは MEMS への水の進入が問題となる。これらの問題を完全に解決する手法として内部加工を利用するステルスダイシング<sup>64-66)</sup>が期待されているが、Si 以外のウエハへの対応はまだ十分ではない。

レーザーを用いる以外の手法としては、プラズマエッチングを用いて、ウエハをチップ化する技術が現在開発されているが、現状では厚みのあるウエハへの適応は難しく、また、フォトリソグラフィー用のマスクが必要となることから、ランニングコストも点で問題がある。

MEMS のダイシングにとって望まれている条件としては、以下のようなものが一般的に挙げられる。

1. 工程がシンプルで、前後の工程に影響を与えない

(従来の MEMS のダイシングではダイシング前のレジストによる保護とダイシング後のレジストの除去工程がそれぞれ必要になり、これによりプロセスの設計において制約が生まれている。)

2. 安定して数  $100 \mu\text{m}$  以上の厚みのある Pyrex ガラス・Tempax ガラス・Si の切断ができる

3. 脆弱構造を破損しないためダイシング時にデバイスにかかる負荷が小さい

(レジストで保護しなくともチップ化できることが望ましい)

4. ドライプロセスである

(水を用いると、ダイヤフラム等の構造内に侵入し、素子の貼り付きが発生する)

5. ゴミの発生がない

(ダイシング後の洗浄工程が不要、ミラー等の光学素子を有するデバイスの効率を低下させるため)

これらの課題をクリアするため、我々はレーザー照射によって発生する構造変化や亀裂の発生を用いた新たなダイシング手法の開発を行った。4 章～7 章にかけて、その研究成果を述べる。本章においては、現在産業界で利用されているダイシング技術および、Pyrex ガラスや Tempax ガラスといった、MEMS 用の耐熱ガラスに対して、フェムト秒レーザー～ナノ秒レーザーによってダイシングを行った際の加工特性について述べる。

## 5.2 ダイシング関連技術

ダイシング工程と関わりの深いグライディングと、従来から用いられているブレードダイシングについて述べた後で、現在開発が進められている各種ダイシング手法について述べる。現在、半導体は高密度化を図るために薄く小さくなってきており、従来のブレードダイシングでは、そのような薄いウエハを安定してダイシングすることは困難になってきている。このような背景から、現在次々と新しい手法が開発されている。

### 5.2.1 バックグラインディング<sup>(57)</sup>

近年、パッケージの薄型化やチップ積層技術による高密度化が求められており、ウエハの薄型化が進んでいる。一般的な MEMS はその構造を支えるために、数  $100 \mu\text{m}$  の厚みを

有しているが、IC タグ等の製品によっては、 $100\text{ }\mu\text{m}$  を切るものも登場している。このような薄型デバイスは前工程が終了した後で、ダイヤモンド砥粒を含んだ平面砥石ホイールで厚さ  $725\text{ }\mu\text{m}$  のウエハを裏面から研削することで作成される。これがバックグラインディングとよばれる工程である。本工程はダイシングの直前に行われ、ダイシング工程と深いかかわりを持っている。バックグラインディングの工程を以下にしめす。

- ①表面保護テープによりウエハを固定する。このとき用いられるテープは PET (ポリエチレンテレフタラート) や PO (ポリオフレン) からなり、弱粘着もしくは UV 硬化型の粘着剤が塗布されている。
- ②上歯の表面保護テープが付けられた面を真空チャックテーブルに固定し、チャックテーブルを回転させる。一般的に複数のウエハを一度に処理できるような装置となっており、メイン回転台の上はいくつかのチャックテーブルが取り付けられている（図 5-1）。
- ③メインテーブルを回転させることで、ウエハを惑星運動させながら、毎分約 5000 回転という高速回転しているダイヤモンド平面砥石ホイールによって裏面研削を行う。裏面研削は約 400 番の粗研削部と約 2000 番の仕上げ研削部の 2 段階で行われる。

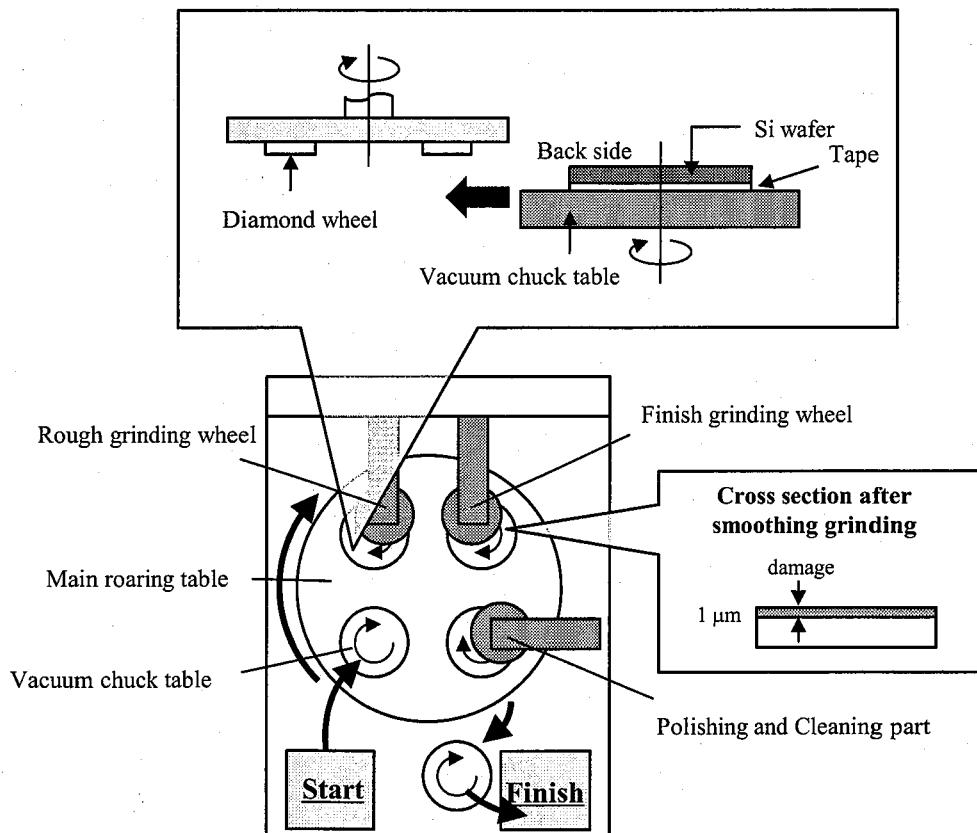


図 5-1 バックグラインダの概念図

- ④研削終了時に発生した裏面のダメージ (1 μm 厚程度) を除去するため、ドライポリッシングを行う。これにより、ウエハの抗折強度を上げることができ、この後の工程でのストレスによるクラックの発生確率を低減できる。必要に応じて超音波洗浄、イオン洗浄やプラズマ洗浄も行う。
- ⑤紫外線硬化型粘着剤が塗布された保護テープに紫外線を照射することで、テープの粘着力を低下させ、はがしやすくした後で、ローラーを用いてテープを取り去る。

この後で、ダイシング工程を行う。近年は搬送をインライン化することで、ウエハの着脱を無くし、負担を軽減する等の工夫が行われている。

### 5.2.2 ブレードダイシング<sup>(58)</sup>

現在最も普及しているダイシング方法。一般的な装置はバックグラインディング済みのウエハごとにフレームに取り付けて搬送するローディング部、ウエハをダイシングするブレードを数万回/分で回転させるスピンドル部、ウエハをチップサイズに合わせて移動させる、XYテーブルからなる本体部、ダイシング済みのウエハをウエハフレームごとに収納するアンローディング部から構成される。ダイシング工程は以下流れ(図 5-2)で実行される。

- ①テープマウンタを用いて、ウエハ裏面に粘着テープを貼り付けフレーム上にセットした後で、真空チャックテーブルに固定する。ダイシングテープの素材としては伸縮性の面で、ダイレクトピックアップ性に優れたポリオレフィン(PO)系のものが、粘着剤としては、ダイシング工程時は強固に粘着固定し、次工程のダイボンディング時には粘着力を弱めることが可能な、UV硬化型接着剤が用いられる
  - ②回転ブレードを用いてダイシングストリートに沿って、ウエハに 10 mm/sec 前後のスピードで切れ込み溝を入れる。ウエハの切削の際には、高速回転によるブレードの発熱や、シリコンの研削粉の目詰まりを抑えるためや、研削粉のウエハ面からの除去のために、静電気対策がされた高圧の純水がダイシング箇所に向かって供給される。ウエハを完全に分離する方法をフルカットダイシング、ウエハ厚さをわずかに残す方法をハーフカットダイシングと呼ぶ。両者の違いは図 5-2 に示す。現在は工程数が少なく、品質上有利なフルカットダイシングが主流となっている。
  - ③切り出されたチップを取り出しやすくするために、チップ間隔をテープエキスパンダによって数 100 μm まで広げる。ヒータによってテープを加熱し、伸縮性を増加させた後で、上昇する平面ステージによって、テープを引き伸ばす。引き伸ばしたあとはテープが縮まないように O リングでしっかりと固定する。
  - ④外観検査を行う。不良品にはインクでマーキングがされ、次工程に送られる。
- 今後進む、ウエハの薄型化、およびウエハ上形成膜の脆弱化等に対応できなくなってきて

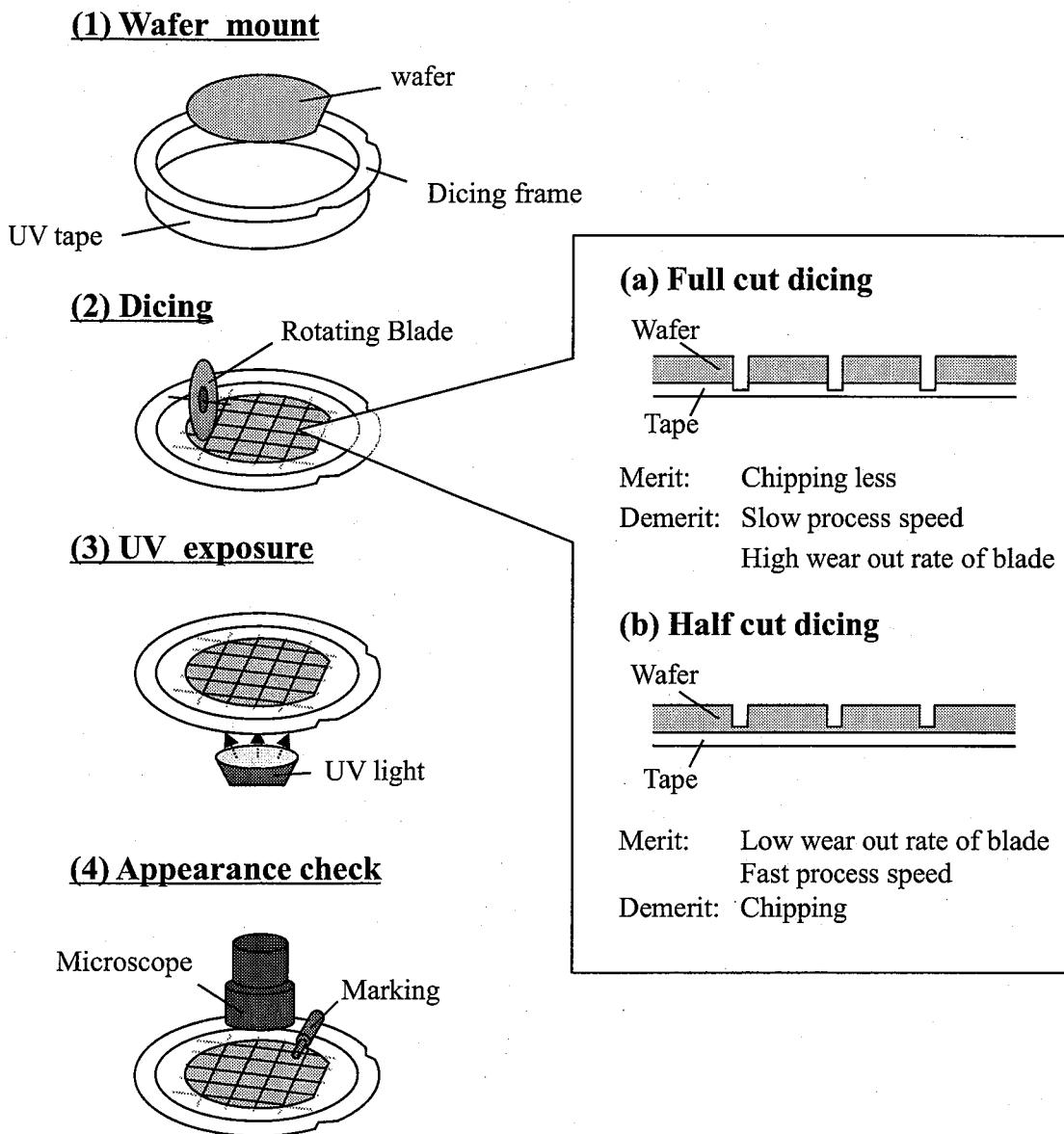


図 5-2 ブレードダイシングのプロセスフロー

おり、新たな手法が必要とされている。

### 5.2.3 DBG(Dicing Before Grinding)プロセス<sup>(59)</sup>

従来の「バックグラインディング→ダイシング」という流れではなく、「ハーフカットダイシング→バックグラインディングによるチップ化」という風に、プロセスの順番を変えた技術。バックグラインディングで極薄化したウエハはダイシングの際に破損することが

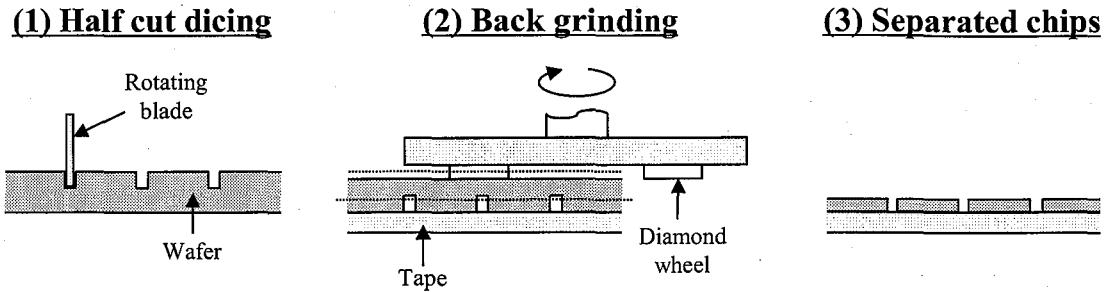


図 5-3 Dicing Before Grinding のプロセスフロー

多いためこれを解決するために考案された技術。ダイシング時に発生する裏面チッピングを気にする必要がなくなるため、高い抗折強度を維持しながら、薄仕上げ加工ができる、強度の高いチップを得ることができる。また、グラインダによる研削でチップ化を行うので、薄いウエハを搬送するリスクを回避することができる。プロセスは以下の手順で進められる。

- ①ダイシングストリートに沿ってハーフカットダイシングを行う。このときの切り込み深さは目的のチップ厚になるようにする。
- ②ウエハ表面に保護テープを貼り付け、グラインダで裏面研削を行う。研削が進み、①で加工した溝にまで達した時に、チップ化が完了する（図 5-3）。
- ③チップ化されたウエハの裏面をテープマウンタを用いて固定した後で、表面に貼られた保護テープを剥離する。
- ④テープエキスパンドによってチップ間距離を広げてから、次工程へと搬送される。

#### 5.2.4 レーザーアブレーション<sup>(60,61)</sup>

非接触型のダイシング方法として最も一般的なダイシング方法（図 5-4）。ハイパワーレーザー技術の発展に伴い、近年は Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーの 3 倍波 (355 nm) もしくは 4 倍波 (266 nm) や超短パルスレーザーが用いられるようになった。GaAs 等の非常に脆いウエハにブレードダイシングを行うと、ウエハの割れや欠けが発生しやすいため、高速化が困難になってしまっており、これを解決するために、非接触加工が可能なレーザーアブレーションが採用された。また、レーザーダイシングはブレードダイシングと比較して、カーフロスが少ないことから 1 枚のウエハからより多くのチップを取り出すことが可能になる。ウエハ材料に対しての制約は少なく、Low-k 膜付き Si ウエハ、裏面メタル膜付きの Si ウエハ、GaP ウエハ、InP ウエハ、GaN ウエハ等のダイシングにも用いることができる。加工時に発生するデブリがウエハに付着するので、必要に応じて洗浄を行う。

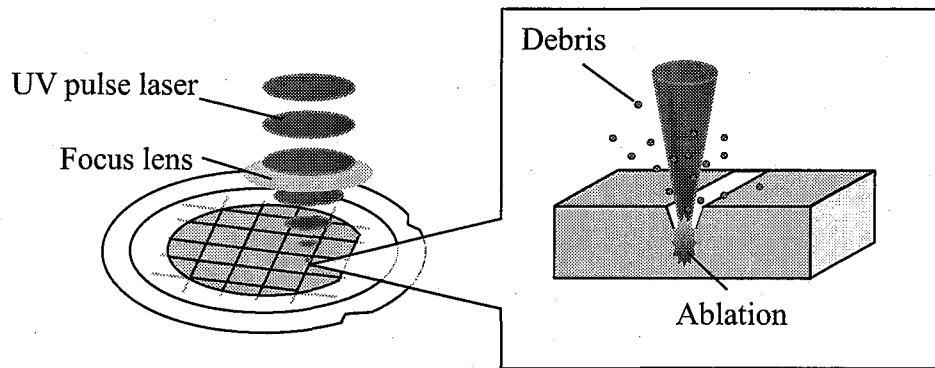


図 5-4 レーザー・アブレーションによるダイシングの概念図

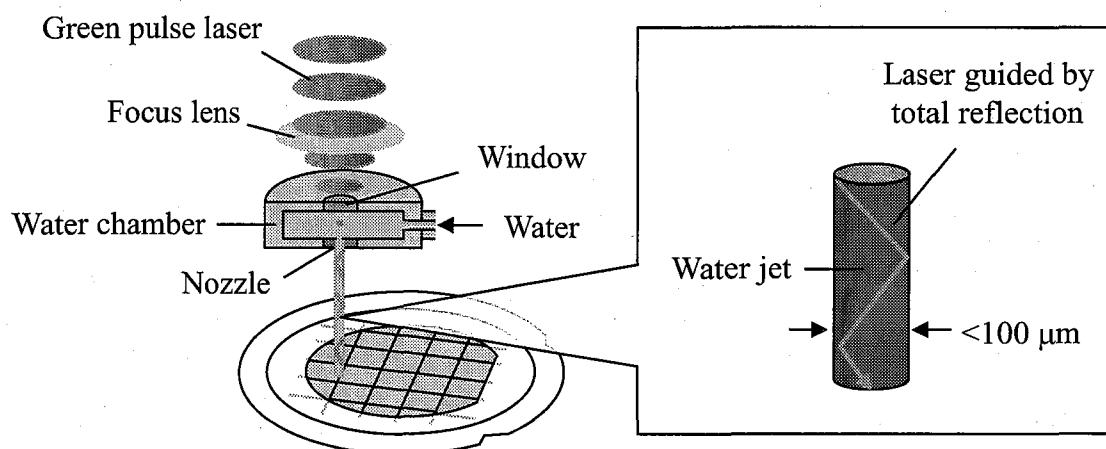


図 5-5 レーザー・マイクロジェットによるダイシングの概念図

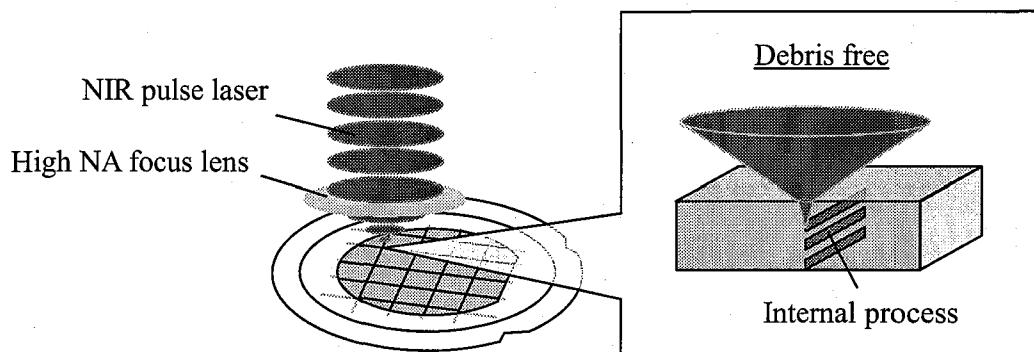


図 5-6 ステルスダイシングの概念図

### 5.2.5 レーザーマイクロジェット<sup>(62,63)</sup>

スイスの Synova 社が開発した新しいダイシング方法。波長 532 nm のレーザーを幅 50 μm のウォーターガイド中を光ファイバーのように伝搬させることで、効率よく深溝加工ができるようになった技術（図 5-5）。ウォーターガイドによって、レーザーアブレーションで問題であったデブリの付着を防ぐことができ、また、同時にレーザーアブレーション時の熱影響も低減させることができる。ウォーターガイドの水圧でウェハを切るわけではなく、レーザー照射によるアブレーションでダイシングを行う。ウォーターガイドを用いて、ウェハにエネルギーを伝えるため、従来のレンズによる集光よりも長い距離を一定のエネルギー密度を保ち伝搬させることができる。Si ウェハであれば 20 mm 厚程度、ステンレスウェハなら 2 mm 厚程度までの切断が可能となる。50 μm 厚のウェハの場合 300 mm/sec の送り速度でダイシングすることができる。レーザーアブレーション方式と比べてカーフロスは若干増加するが、線幅は 50 μm 程度とブレードダイシングより優れている。

### 5.2.6 ステルスダイシング<sup>(64-66)</sup>

日本の浜松ホトニクス社が開発した新しいダイシング方法。レーザーアブレーションとは異なり、ウェハに対して透過性のあるレーザーを内部に集光した際に形成される内部加工を利用することで、完全デブリフリーのダイシングを実現した。またカーフロスがほぼ 0 であることから、1 枚のウェハから取り出されるチップ数を限界まで高めることができる。最初は IC タグ等の薄型 Si ウェハ用に開発されたことから、Si に対して高い適応性を持っている。レーザースキャンスピードは 1 層あたり約 300 mm/sec で 100 μm 以下のウェハに対しては 1 層で十分分割できるためブレードダイシングに比べて、非常に高いスループットを持っている。現在 Si 以外のウェハへも対応できるよう改良が進められている。工程は以下のようになる。（図 5-6）

- ①ブレードダイシングと同様に、テープマウンタを用いて、ウェハをテープとフレームに固定した後で、加工ステージの真空チャックにセットする。
- ②波長 1 μm 以上、パルス幅 150 ns 程度のロングパルスレーザーを Si 内部へと集光し、内部に高密度転移および亀裂を発生させる。レーザースキャンにより連続的に亀裂をつなげることで、ダイシングラインに沿ってウェハの強度を低下させる。
- ③テープエキスパンダーによって、ウェハ内部の亀裂に引っ張り応力が集中的に附加される。この応力集中により、ウェハ内部の亀裂を進展させ、加工済みウェハのチップ化を行う。引っ張り応力を用いたチップ化を利用するので、レーザーの内部加工を行う際は、テープ側（ウェハ裏面側）に亀裂を形成することが望ましい。

### 5.2.7 プラズマダイシング<sup>(67,68)</sup>

日本のパナソニックファクトリーソリューションズ社が開発した新しいダイシング方法。従来、前工程で行われてきたプラズマエッチングを後工程であるダイシングに応用した技術。

従来から用いられている前工程用のプラズマエッチングでは、放電圧力を数 MPa 程度まで低くして、イオンの直進性を維持することで、エッチング幅が  $1\text{ }\mu\text{m}$  以下の異方性エッチングが用いられるが、この場合、エッチングレートはせいぜい数  $\mu\text{m}/\text{min}$  と高くはなかった。ダイシング用の深堀エッチングには、このような微細な異方性エッチングは適しておらず、広範囲なエリアを高速にエッチングする加工が求められる。彼らは放電圧力を前工程用よりも 2 衍程度高くし、シリコンのエッチングレートの大きい  $\text{SF}_6$  を用いることで、ダイシングに適した  $20\text{ }\mu\text{m}/\text{min}$  のエッチング速度を達成している。

これを用いることでチッピングフリーかつドライなプロセスで高品質のチップ化が実現される。ブレードやレーザーを用いたダイシングはチップサイズが小さくなると、加工量が増加するためウエハ 1 枚あたりの処理にかかる加工時間が著しく大きくなるのに対し、プラズマダイシングはウエハを一括で処理するため、チップサイズによる制約を受けない。このことから、大口径上で小チップの生産に適している技術といえる。また、マスク形状を工夫すればビアホールの形成も可能であること、バックグラインディング後のストレスリリーフ技術としても利用可能なことから、高い汎用性を有している。工程は以下のようになる。(図 5-7)

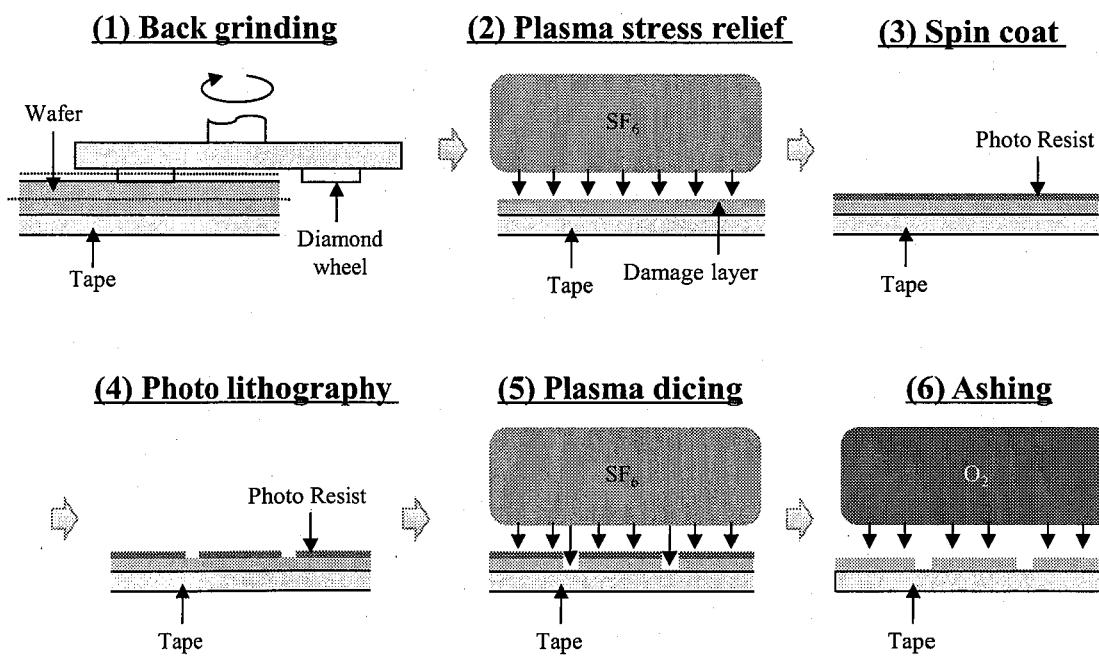


図 5-7 プラズマダイシングのプロセスフロー

- ①ウエハ表面に保護テープを貼り、バックグラインディングを行う。
- ②バックグラインディングによって形成される、Si ウエハのダメージ層を SF<sub>6</sub> プラズマのエッチングによって除去し、ストレスリリーフを行う。
- ③レジストをウエハ裏面にスピンドルコートしたあとで、フォトリソグラフィーによって、ダイシングストリート上のレジストを除去する。
- ④SF<sub>6</sub> プラズマで深堀エッチングを行い、完全にウエハを切りはなす。
- ⑤O<sub>2</sub> プラズマを用いて裏面のレジストをアッシングする。
- ⑥チップ化されたウエハの裏面をテープマウンタで固定した後、表面に貼られた保護テープを剥離する。
- ⑦テープエキスパンドによってチップ間距離を広げてから、次工程へと搬送される。

### 5.3 MEMS に適したデブリフリーレーザーダイシングのプロセスフロー

5.1 で MEMS に適した、ダイシングの条件を示したが、現状では、まだすべてを満たすものは存在しない。Si ウエハ上に形成された MEMS に対してはステルスダイシングが最も適当と思われるが、MEMS は Tempax ガラスや Pyrex ガラスといった耐熱ガラスを用いているものも多く、現状では不十分といえる。そこで、我々はガラスにも適応可能なデブリフリーなレーザーダイシング手法を開発する目的で、各種レーザーを用いてガラス内部加工の最適化を行った。プロセスフローを図 5-8 に示す。

用いる内部加工用のレーザーはフェムト秒・ピコ秒の Ti:Sapphire レーザー、ナノ秒の Nd:YAG または Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーである。Si のステルスダイシングは約 150 ns のパルスを

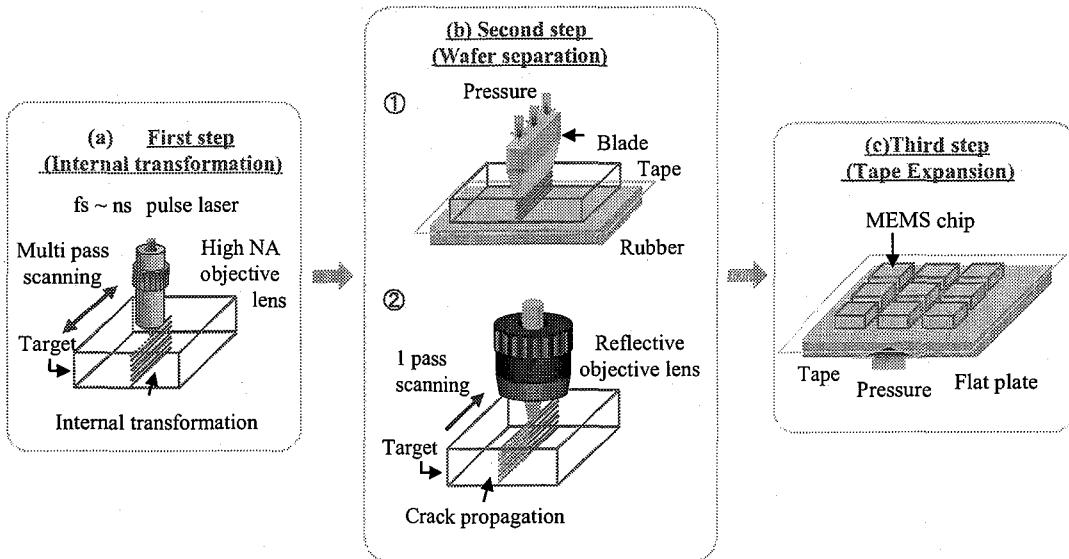


図 5-8 脆弱構造を有する MEMS のためのレーザーダイシングの概念図

用いているが、このようなロングパルスのレーザーでは吸収のないガラスウェハの加工は低エネルギーで行うことが困難になる。そこで我々は、より短い 100 fs, 200 ps, 10 ns のレーザーを用いて内部加工を行った。次の第6章においては Si ウエハに対する最適化の結果について述べるが、Si にはパルス幅 10ns ~ 100ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザー、200 ns の Yb ファイバーレーザーを内部加工に用いている。

第1プロセスの内部加工だけではウエハは完全に分離されていないので、第2プロセスで、外部応力によってクラックを完全に厚さ方向につなげてチップ化する。外部応力としては、接触式の機械的に曲げ応力を加える方法（5.9節）と非接触式のCO<sub>2</sub>レーザーによって曲げ応力を加える方法（5.10節）を検討した。

完全にチップ化されたあと、テープエキスパンドにかけ、チップ間距離を確保しプロセスは完了する。

#### 5.4 レーザーダイシング装置

ガラス用に開発したレーザーダイシング装置（図5-9）の概要について述べる。各種レーザーは個別にパスをくみ、レーザー波長に応じて導入用のミラーを切り替えて実験を行った。ウエハ観察用の顕微鏡ユニットには、明暗視野顕微鏡に加え、基板に発生したゆがみ

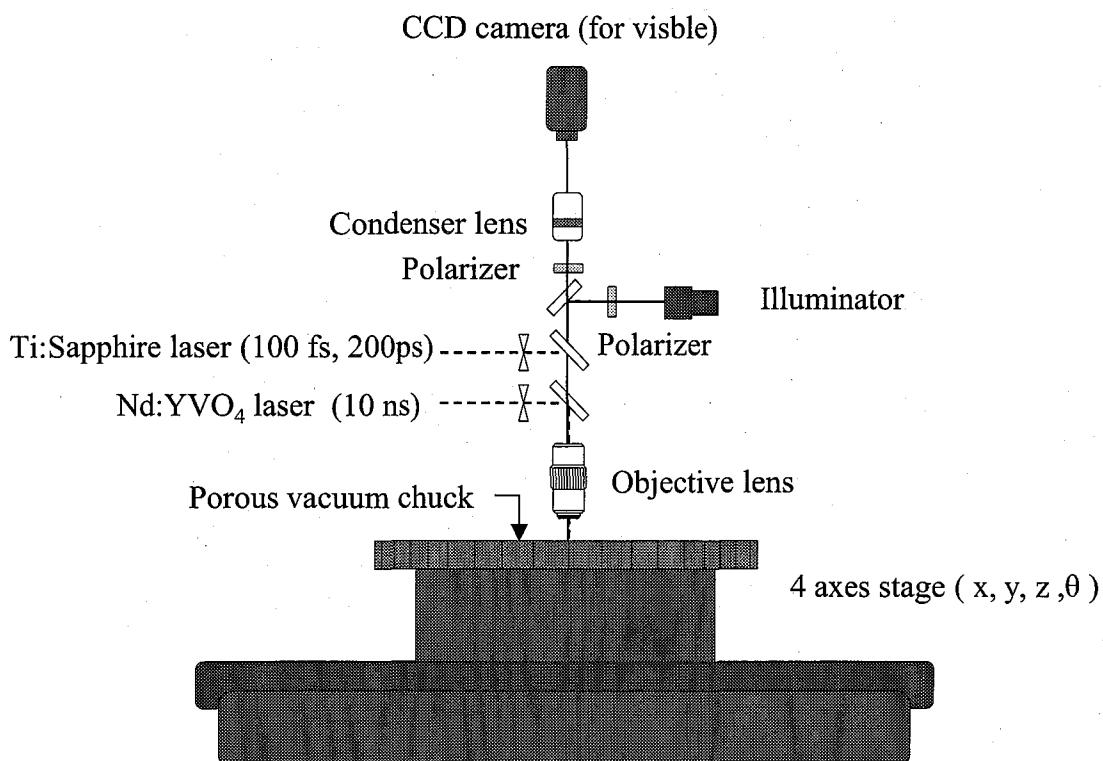
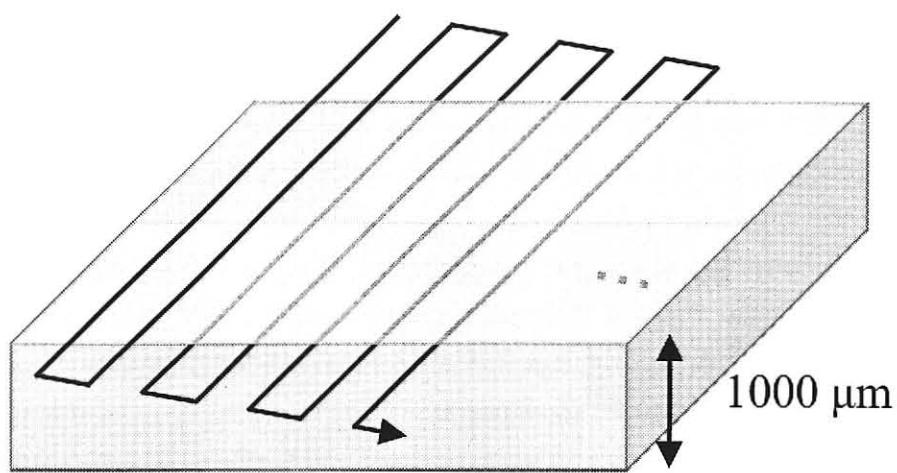


図5-9 ガラスウェハ用レーザーダイシング装置の概略図



Defocus pitch 50  $\mu\text{m}$

図 5-10 ガラス内部加工の条件だしプログラムの概要

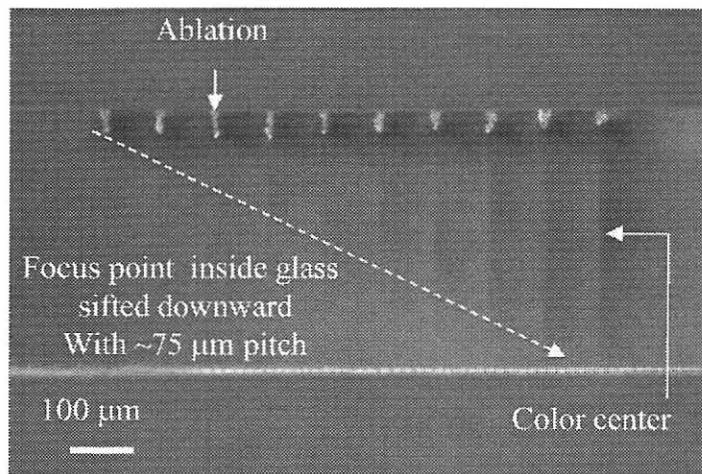


図 5-11 フェムト秒レーザーを NA0.14 の対物レンズを用いて集光し、図 5-10 の条件だしプログラムを実行した時の加工結果

を観察できるよう偏光顕微鏡が組み込まれている。レボルバには 5, 20 倍, 100 倍の対物レンズがセットされ, 5 倍対物レンズでウエハアライメントを行った後 100 倍レンズで加工を行う。ウエハは加工ステージ上のポーラス真空チャックで固定される。3 軸自動加工ステージの最大速度は 700 mm/sec で移動分解能は 100 nm で,  $\theta$  は加工プログラムには関係ないので手動である。

## 5.5 ガラス内へのレーザー集光

レーザー加工に適した対物レンズを選定するために、各種 NA の対物レンズによる加工比較を行った。用いたレーザーはパルス幅 100 fs の Ti:Sapphire レーザーである。内部加工の条件だしには、図 5-10 に示す動作をするプログラムを用いた。本プログラムによって各 Z 座標での加工特性の確認が可能になる。図 5-11 に NA0.14 の対物レンズを用いた時の結果について示す。ただし、対物レンズの瞳よりもレーザーのビームの方が小さいため、実際のレーザーの入射 NA は 0.09 程度である。この場合、どの Z 位置においても内部加工を確認することができなかった。

内部加工を行うにはウェハ表面でのエネルギー密度がアブレーション閾値以下でなおかつ、内部集光点でのエネルギー密度が加工閾値以上になることが必要である。一般に、内部加工の加工閾値の方が表面の加工閾値よりも高いため、低 NA の対物レンズを用いると、内部と表面でのエネルギー密度の差が小さくなってしまう。このため、表面でのアブレーションの方が先に発生し、レーザーエネルギーが消費され、内部加工に必要なエネルギーがウェハ内部に伝えられなくなる。この結果として、図 5-11 に示す加工形状になったと思われる。加工部をよく見ると、アブレーション箇所の下に細長くのびたカラーセンターを確認することができる。フェムト秒レーザーによるフィラメンテーション効果<sup>(69)</sup>によって発生したと考えられる。

レーザーの NA を大きくすると上記の内部加工の条件が満たされるので、内部加工できるようになる NA 0.5 の場合で複数の深さに内部加工を行った場合の、断面写真を図 5-12 に示す。低 NA の場合と異なり、しっかりとウェハ内部に加工できることがわかる。ガラスの場

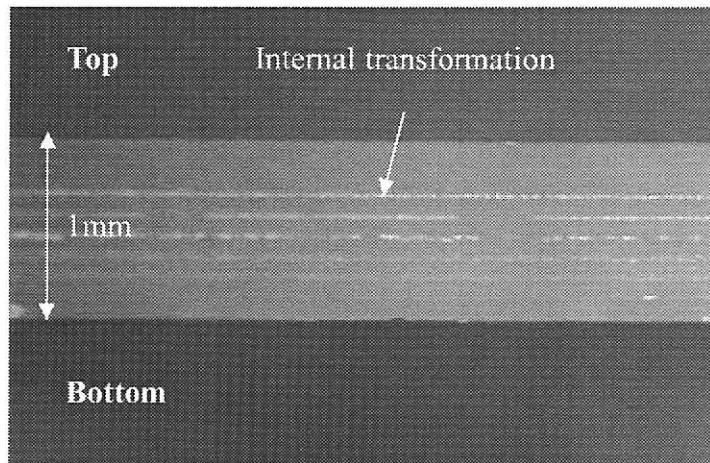


図 5-12 NA0.5 対物レンズを用いて集光したフェムト秒レーザーによって形成されたガラス内部クラック

合、レーザーの NA が 0.2 程あれば、深さ 250  $\mu\text{m}$  以上のところに内部加工を形成することができるこことを確認している。

なるべく表面近くに内部加工を行いたい場合はより NA の高いレンズを用いる必要がある。NA が大きくなるに従いウエハ内部での集光サイズも小さくなるため、より精密な加工も可能となる。以降の実験では NA 0.7 または 0.8 の対物レンズを用いて加工を行った。

## 5.6 加工形状のパルス幅依存性

ガラス内部加工におけるレーザーパルス幅の影響について述べる。図 5-13 にパルス幅 100 fs, 200ps (それぞれ波長 800 nm), 10 ns (1064 nm) の NA 0.7 のレーザーによる内部加工の比較写真を示す。いずれの場合も、内部に亀裂が形成されているが、その大きさがレーザーパルス幅によって大きく異なることが確認できる。また、パルス幅が大きくなるに従いその加工閾値も大きくなる。100 fs の場合は 3  $\mu\text{J}$  程度のエネルギーで加工できるが、200 ps は 6  $\mu\text{J}$ , 10 ns は 65  $\mu\text{J}$  程度が必要になった。フェムト秒とピコ秒の閾値の変化に対して、10 ns を用いた時の変化が大きいのは、波長が長くなった分、多光子吸収の次数が上がったことと、集光サイズが大きくなったことによるものと思われる。

図 5-14 に投入エネルギーに対する、クラックサイズの増加の様子を示す。投入エネルギーが小さいほど、クラックサイズは小さな値をとるが、ナノ秒レーザーを用いた場合、亀裂の長さは 30  $\mu\text{m}$  以下になることはなかった。一方、フェムト秒レーザーを用いた場合、3  $\mu\text{m}$  程度まで小さくできることが分かる。この結果から、ガラスに精細な内部加工を行うには、パルス幅の短いレーザーを用いることが適当であるといえる。

## 5.7 波長による加工幅の変化

波長による違いをみるために、パルス幅 10 ns で、波長 1064 nm と 532 nm の 2 つを用いて

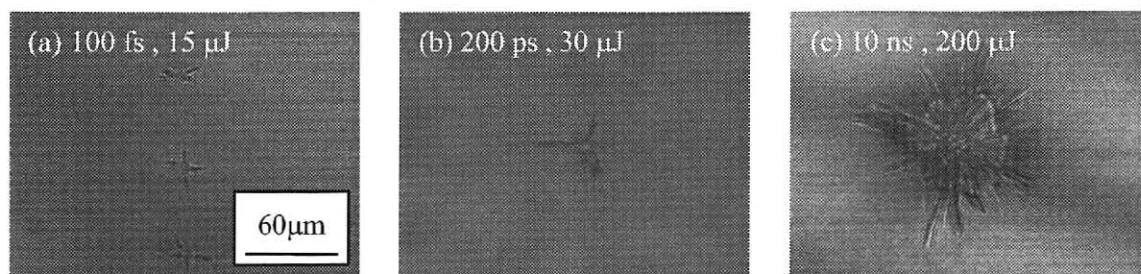


図 5-13 ガラス内部のマイクロクラックのレーザーパルス幅依存性

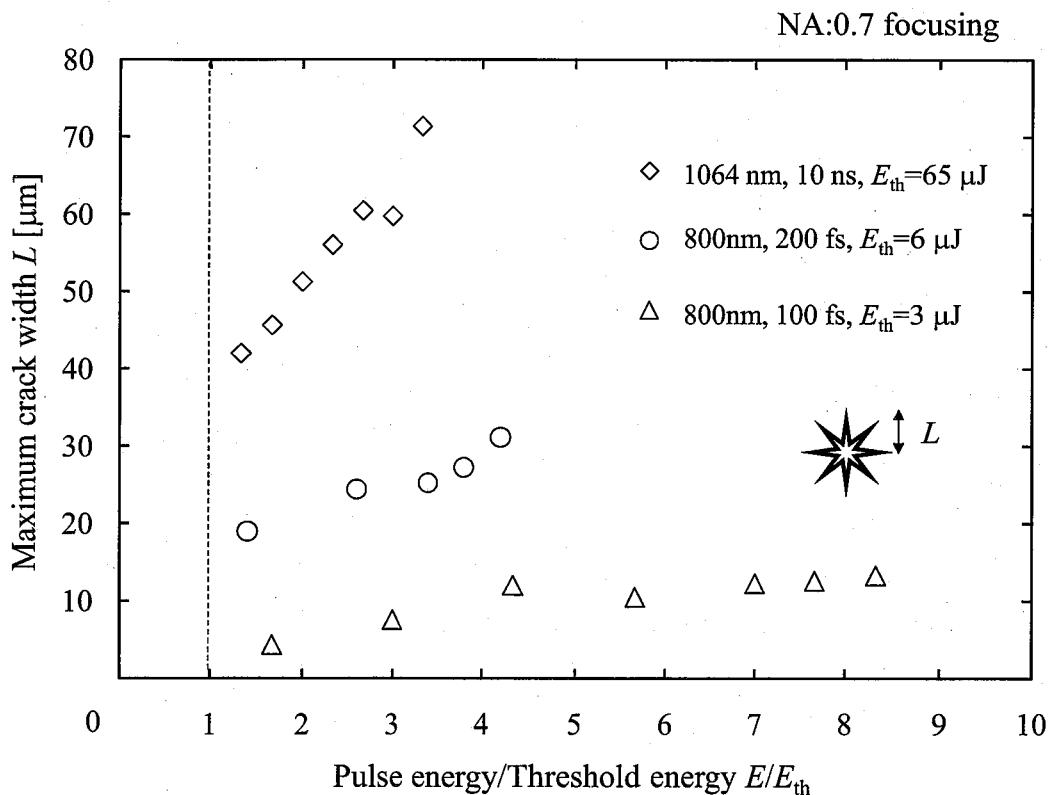


図 5-14 それぞれのレーザーを用いた時に、ガラス内部に形成されるマイクロクラックの投入エネルギーに対する大きさの変化

比較を行った。図 5-15 に投入エネルギーに対するクラックサイズのグラフを示す。532 nm を用いた場合、クラックサイズが 1064 nm よりも 3 割程度小さくなることが分かる。これは、波長が半分になったため、多光子吸収の次数が減り、加工閾値が半分程度まで低下したことと、集光スポットサイズが小さくなったことに起因すると思われる。第三高調波である 355 nm を用いると、更なる微細化が見込めるが、紫外線領域になると、ガラスの不純物吸収が発生しやすくなるため、532 nm の方が汎用性は高いと思われる。

5.6 節、5.7 節の結果から、ガラス内部により微細なクラックを発生させるには、短パルス・短波長のレーザーが適していることがわかった。しかしながら、現状ではフェムト秒やピコ秒の超短パルスレーザーは数 1000 万円と非常に高額であるため、ダイシング装置としては適当とは言い難い。そこで本節以降では、おもにナノ秒の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いることとする。波長は 532 nm の方が、ガラスにとって微細な加工ができる適当であるが、Si の内部加工が不可能であるため、ガラスと Si の両方を加工したい場合は YAG レーザーの基本波を、ガラスのみでよい場合は YAG レーザーの第 2 高調波をもいるのが適当と思われる。

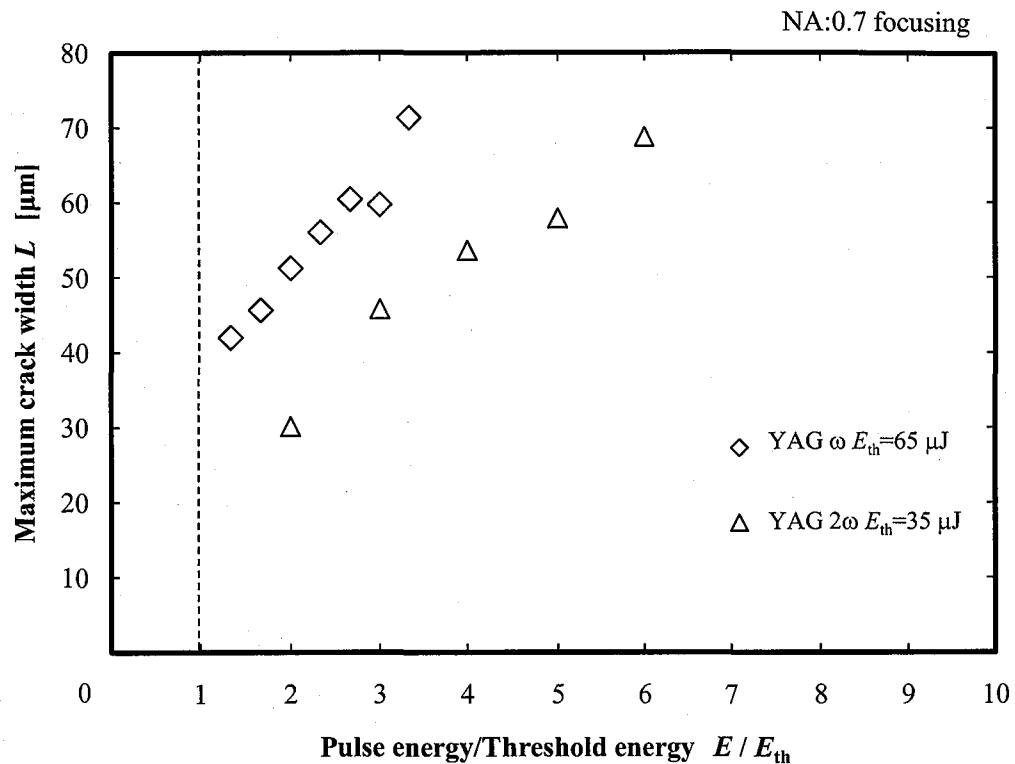


図 5-15 レーザー照射によってガラス内部に形成されるマイクロクラックのレーザー波長依存性

### 5.8 ガラス表面への亀裂の発生

ナノ秒レーザーを用いた場合、その内部に形成されるクラックのサイズは  $60 \mu\text{m}$  程度である。レーザー集光点が内部深くにある時は、加工するエネルギーがある限り、加工部の状態に大きな変化はない。しかしながら、集光点が表面付近になるとその状況は一変する。図 5-16 にそれぞれのレーザーデフォーカス量でガラスウェハ内部に集光し速さ  $700 \text{ mm/sec}$  でスキャンした場合の、ウェハ表面の状態を示す。(d)が最も深くデフォーカスした場合で、図 5-13 で示したような内部クラックが連続的につながった加工がおこなわれている。この時点では、表面にクラックは見受けられない。(c)から(a)に向かって徐々にデフォーカス量が低下するに従い、ウェハ表面に亀裂が発生するようになる。デフォーカス量が  $70 \mu\text{m}$  程度になると表面に直線状の亀裂が形成されるようになる。さらにデフォーカス量を下げるに従い、亀裂の直進性は低下し、ランダムに表面亀裂が入るようになる。(a)に至っては、亀裂発生の衝撃で、ウェハの一部が欠けて飛び出てしまっている。(c)のような直線状の亀裂が第 2 プロセスでの分離を容易にし、かつ、その亀裂に沿った直線的の割断を実現するので、ウェハの表面はこの状態になるようにデフォーカス量を維持するべきである。ただし、

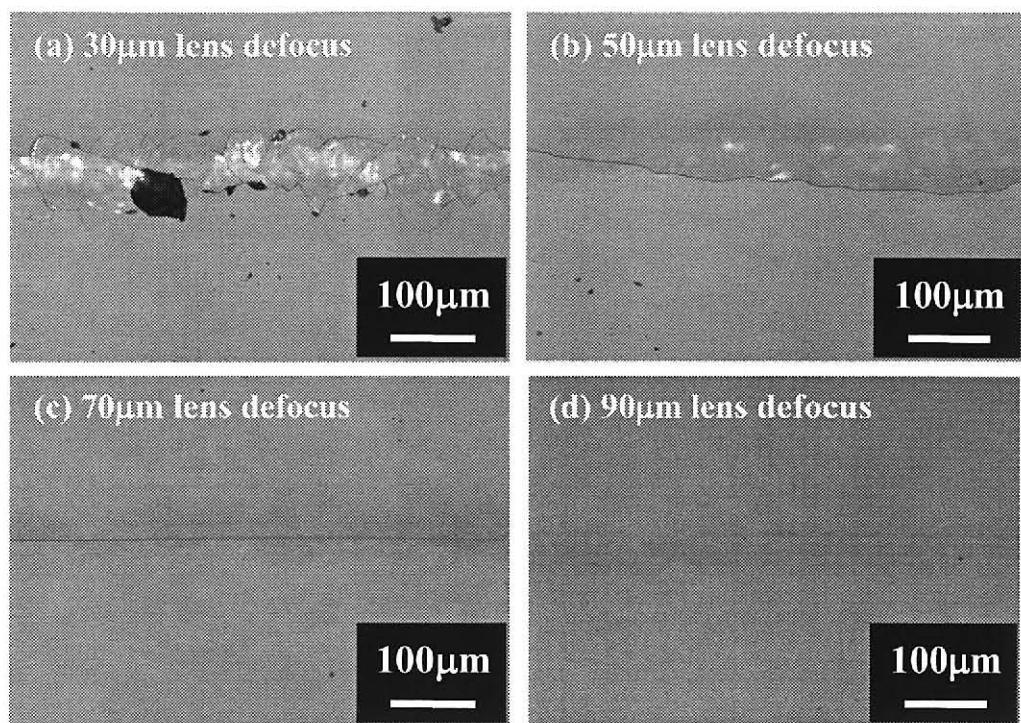


図 5-16 ガラスウェハ表面に発生する亀裂のレンズデフォーカス量に対する変化

パルス幅 10 ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いた場合、このような直線状の亀裂が発生するレンズのデフォーカス量は、60 ~ 80 μm と幅があるので、オートフォーカスの必要性は低い。

## 5.9 加工済みガラスウェハのチップ化に必要な曲げ応力の測定

### 5.9.1 最大曲げ応力評価装置

レーザー加工されたウェハはその時点では、チップ化されていないので、図 5-8 に示した第 2 プロセスで外部応力を加えて完全に分離する必要がある。この分離プロセスの最適化を行うために我々は、加工済ウエハへの完全分離に必要な最大曲げ応力を測定した。MEMS は一般的に脆弱構造を有しているため、なるべく弱い力でチップ化することが望まれる。図 5-17 に示すような 3 点曲げの装置を用いて、その評価を行った。装置には x 軸と θ 軸の位置調整機能が付いており、レーザー加工線にブレードを完全に沿わせることができる。ブレードに加えられる力はエアシリンダーから供給される。本実験の評価用試料として、Si は厚さ 300 μm で 6 mm × 20 mm のものをガラスは厚さ 500 μm で 6 mm × 20 mm のものを用

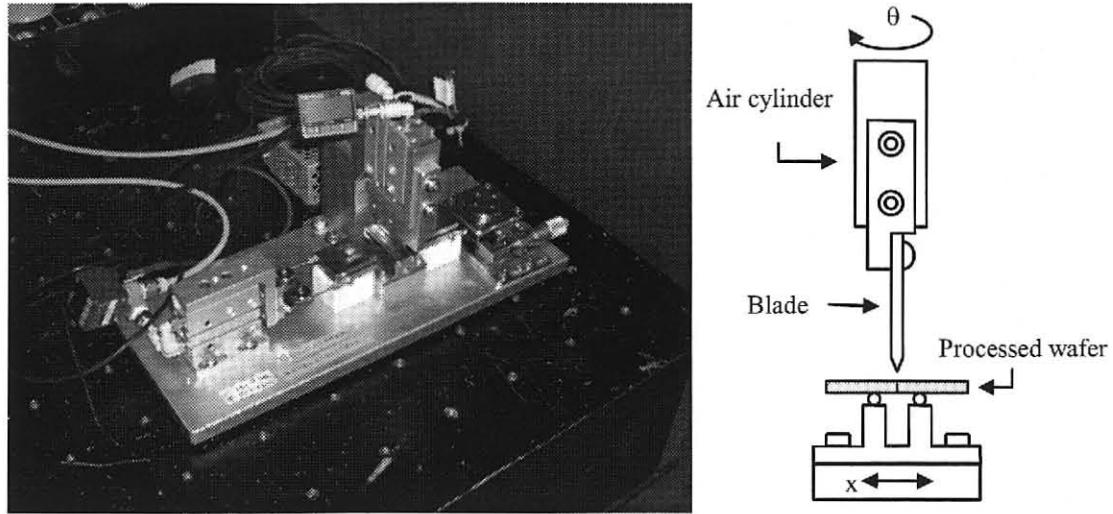


図 5-17 加工済みウエハの分離に必要な応力を測定するために開発した、3 点曲げ応力測定器

いた。加工済みウエハの裏面をブレードで押すように設置し計測を行った。本装置の支点間距離は 10 mm なので、ウエハに加えられる曲げ応力は以下の式から求められる。

$$\sigma = \frac{3Fl}{2bh^2} \quad (5.1)$$

この式の、 $\sigma$ [MPa]はウエハ分離時に加えられた曲げ応力、 $F$ [N]はブレードによって加えられた押し力、 $l$ [mm]が支点間距離(図 5-17 の装置では 10 mm)、 $b$ [mm]が試料幅、 $h$ [mm]が試料厚さである。

### 5.9.2 チップ化に必要な最大曲げ応力（レーザー走査速度依存性）

加工済みウエハの分離に必要な曲げ応力および加工線幅の測定を行った結果を図 5-18 に示す。加工層数 5・パルスエネルギー 125 μJ・繰り返し周波数 20 kHz で、レーザーの走査速度を変えた際の結果である。加工速度が上昇するに伴い、分離に必要な曲げ応力は若干増加するものの、15 MPa 以下と十分弱い曲げ応力での分離が達成できることがわかる。一方、ダイシング幅となる内部クラックの幅は、レーザー走査速度が低いほど、大きくなつた。これは、マルチショット照射によって、図 5-13 に示したクラックが成長することを意味する。ダイシング幅はなるべく小さくすることが望まれるため、クラックがつながらない程度の走査速度でレーザーをスキャンし、クラックの成長を抑制することが必要になる。

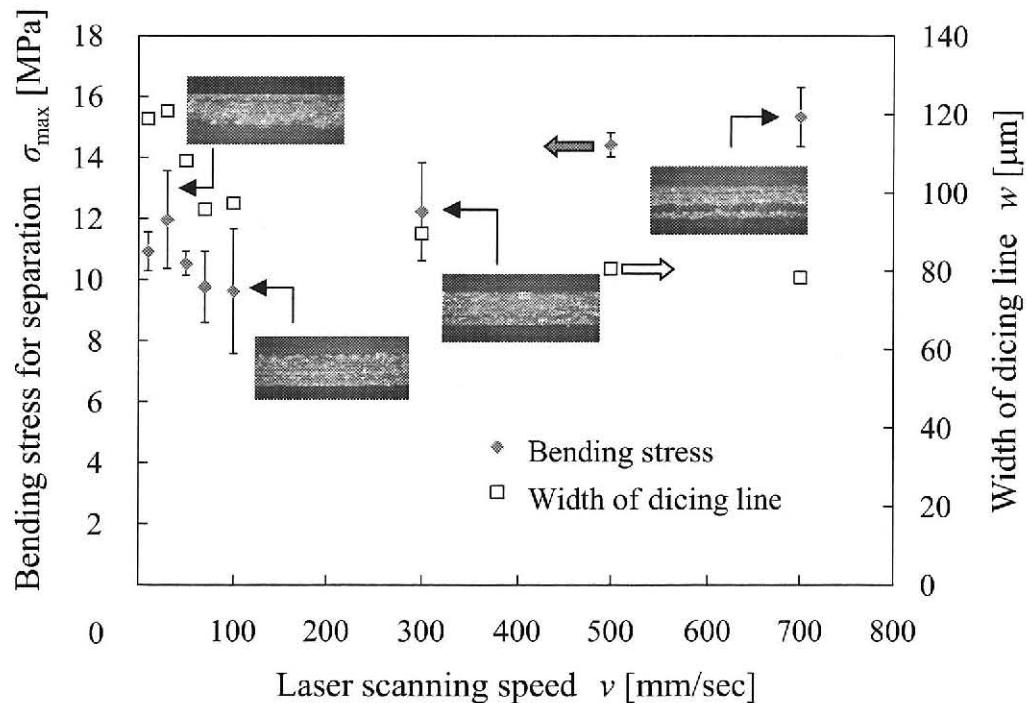


図 5-18 加工済みウエハの分離に必要な曲げ応力のレーザー走査速度依存性（照射パルスエネルギー  $125 \mu\text{J}$ , レーザー繰り返し周波数  $20\text{kHz}$ , 加工層数 5 層）

### 5.9.3 チップ化に必要な最大曲げ応力（レーザー加工層数依存性）

レーザー加工層数を変えた時の加工済みウエハの分離に必要な曲げ応力および加工線幅の測定結果を図 5-19 に示す。この時のレーザー繰り返し周波数および走査速度は  $20\text{ kHz}$  で  $100\text{ mm/sec}$  であった。この時の分離に必要な曲げ応力は図 5-18 の時と同様  $10\text{ MPa}$  程度で、およそ 3 層で、その曲げ応力は飽和した。クラックが深さ方向に全面でつながるのは 5 層加工した時であるが、すでに 3 層加工においてすでに飽和している。これ以上加工総数を増加させても、ウエハは弱くならず、ただ、マイクロクラックの成長を促進するだけになってしまう。

1 層加工でも  $500\text{ }\mu\text{m}$  厚の Tempax ガラスを  $20\text{ MPa}$  程度の弱い曲げ応力で分離できることから、これで十分ともいえるが、この場合はウエハ分離の際に傾いて割れることが多いため、結果として品質は低下してしまう。分離されたウエハの側面が傾かないようにするには、深さ方向に対してガイドが必要になる。割断方向にあらかじめ弱い箇所を作つておけ

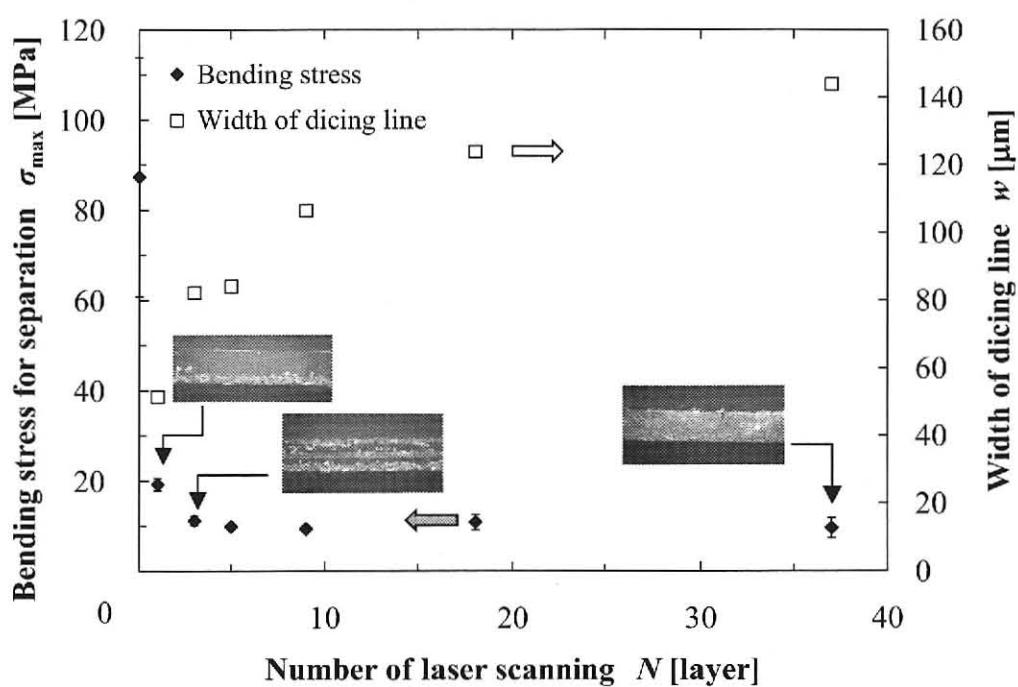


図 5-19 加工済みウエハの分離に必要な曲げ応力の加工層数依存性（照射パルスエネルギー  $125 \mu\text{J}$ , レーザー繰り返し周波数  $20\text{kHz}$ , 1 層あたりのスキヤンスピード  $100 \text{ mm/sec}$ ）

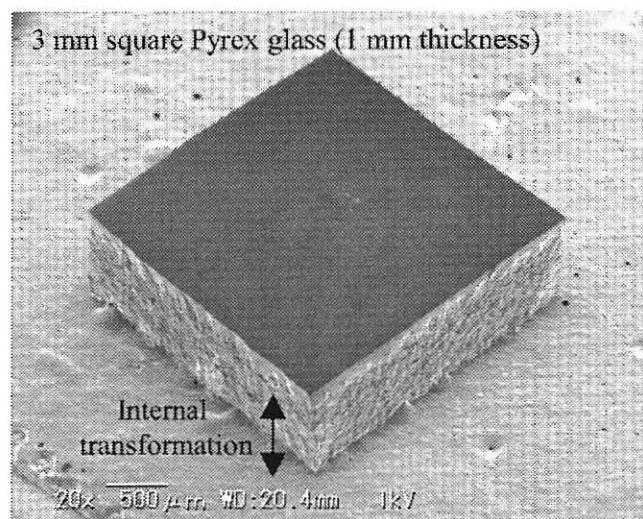


図 5-20 機械的分離を用いて、3 mm 角にチップ化された 1 mm 厚のパイレックスガラスの SEM 画像

ば、そこに目がけて亀裂が進展するので倒れは緩和される。このことから、500  $\mu\text{m}$  厚のガラスには2層または3層の加工をする(160~250  $\mu\text{m}$  で1層加工する)のが適当と思われる。最後に、本技術を用いて3 mm 角にチップ化した厚さ1mmのパイレックスガラスのSEM画像を図5-20に示す。内部加工に完全に沿ってウェハが割断されており、また、エッジの欠けも発生していないことが分かる。

### 5.10 CO<sub>2</sub> レーザー照射による熱応力を用いた非接触チップ化

5.8節で機械的に曲げ応力を加えることで内部加工済みのウェハの割断を行ったが、デバイスによっては、接触できないものも存在する。そのようなデバイスに対応するため、非接触式の分離方法についての実験を行った。

#### 5.10.1 热応力割断の原理<sup>(70-74)</sup>

热応力割断の概念図を図5-21に示す。レーザーによって材料に熱を加えると、その周りには圧縮応力が、少し離れた所に引っ張り応力が発生する。ウェハ端にレーザーや工具を用いて作成した初期亀裂を形成すると、そこに熱応力を集中させることができるので、そこから亀裂が成長する。これを切断に利用したのが熱応力割断である。レーザー中心に向かって亀裂は進展するので、熱源を移動させることで、直線状にその亀裂を成長させることができる。最終的にウェハの端から端まで亀裂を発生させることで、ウェハは分離される。

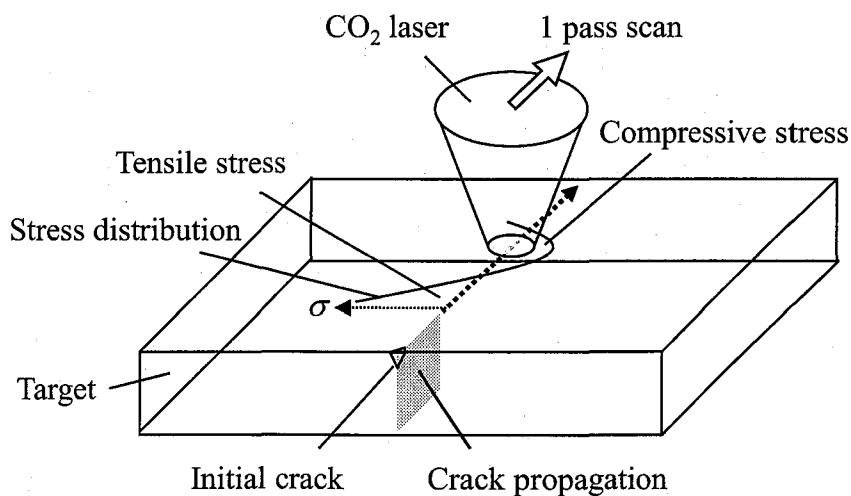


図5-21 レーザーによる熱応力割断の概念図

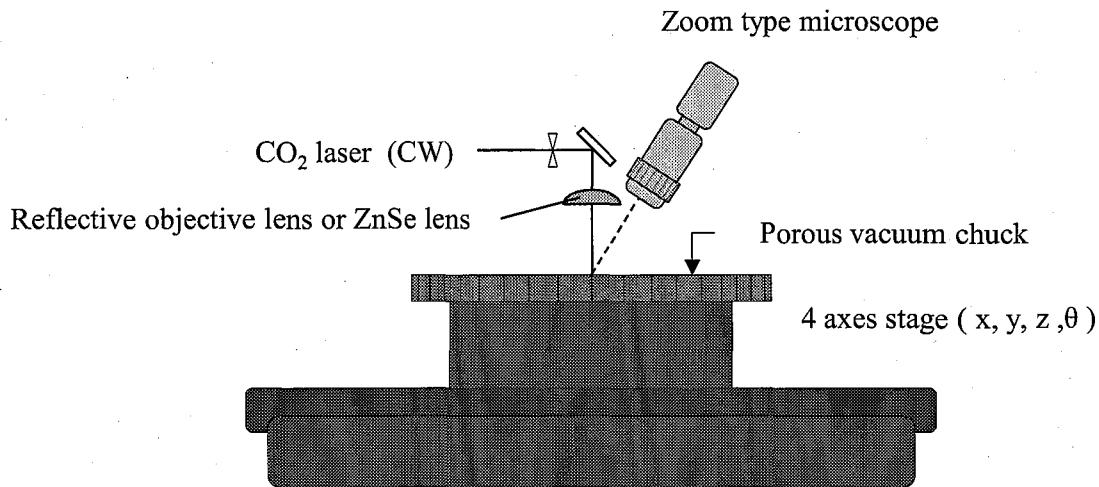


図 5-22  $\text{CO}_2$  レーザーによる熱応力割断装置の概略図

### 5.10.2 热応力割断加工装置

図 5-22 に熱応力割断加工装置の概略図を示す。ZnSe レンズ（平凸レンズまたはシリンドリカルレンズ）または金コート反射型対物レンズを通して、 $\text{CO}_2$  レーザーをウェハに照射する。大きな熱応力を発生させるためには、数  $\text{mm}^2$  程度の面積を加熱する必要があるため、レンズは焦点位置から、数 mm デフォーカスさせた。照射位置合わせには  $\text{CO}_2$  レーザーと同軸に調整した赤色 LD をもちいた。LD 光を頼りに、レーザーと別軸に設置した CCD カメラでマクロ観察を行い内部加工線に沿って、 $\text{CO}_2$  レーザーをスキャンできるよう  $\theta$  軸を調整したあとでレーザー照射を行った。

### 5.10.3 割断特性

割断特性を見るために、熱膨張係数が  $8.3 \text{ ppm/K}$  と大きいソーダライムガラスを用いて、実験を行った。行った実験は以下の 2 つ（図 5-23 参照）である。

- ①ミシン目内部加工線に沿っての熱応力割断
- ②切り出しサイズにおける切断品質の影響

図 5-24 にミシン目加工を施したウェハに対して熱応力割断を行った結果を示す。内部加工はパルス幅 100 fs の Ti:Sapphire レーザーによって厚さ方向に全面に加工されるよう 16 層形成している。 $\text{CO}_2$  レーザーの出力は 5 W でスキャンスピード 3 mm/sec で加工を行った。

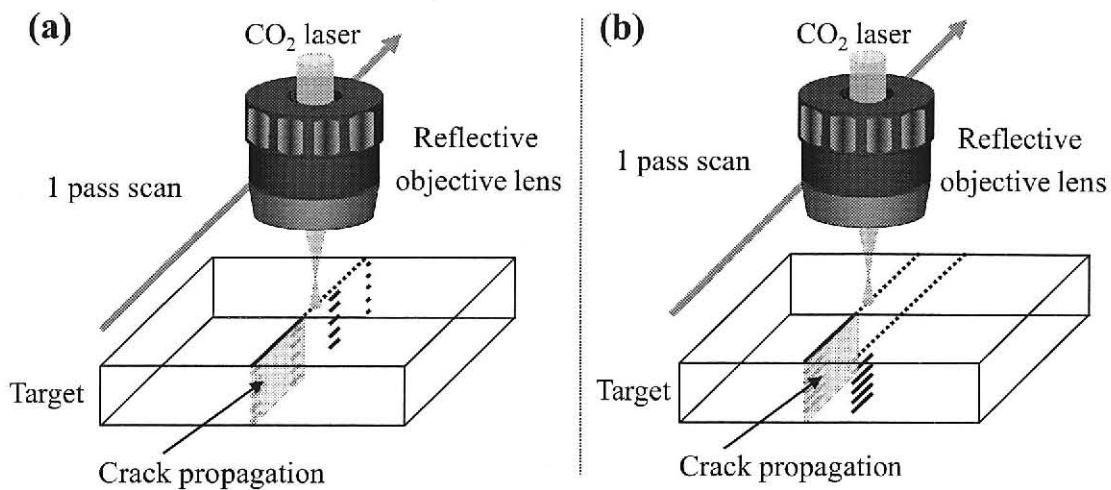


図 5-23 ミシン目内部加工による熱応力割断および、切りだしサイズによる割断品質の検査実験

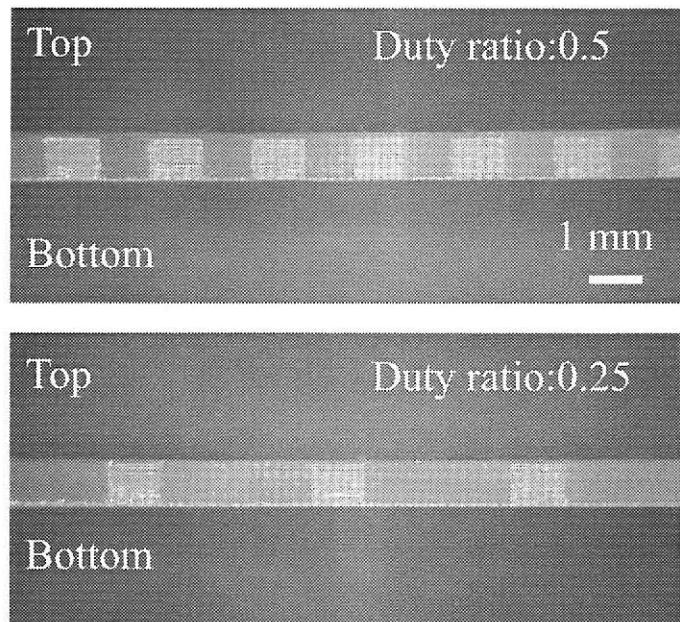


図 5-24 ミシン目内部加工を施したガラスウェハの割断面. 上図 Duty ratio 0.5, 下図 Duty ratio 0.25.

割断結果を見て分かるように、ウェハ端に入れた内部加工を起点に、熱応力によって亀裂が進展し、加工予定線に完全に沿って割断が行われていることが分かる。デューティー比が 0.5, 0.33, 0.25, 0.2, 0.16 の 5 条件で加工を行ったが、いずれにおいても、加工線から

のそれは確認できなかった。このことから、レーザーによる内部加工が熱応力割断の有効なガイドとなることが明らかになった。

次に、チップサイズにおける割断品質の評価を行った。図 5-25 に切り出し幅 2 mm と 10 mm の時の割断結果を示す。このときのレーザー加工は上で述べたミシン目加工ではなく、ウエハの端にのみ加工を行っている。どちらの加工条件でも最初の割断は、直線状に割断が進んでいるが、切り出し幅が 2 mm のときは第 2 割断で、亀裂が大きく湾曲していることが分かる。一方、切り出し幅が 10 mm の場合は、第 2 割断も湾曲せずに進んでいる。切りだし幅が狭くなると、第 1 割断でウエハが分断された結果、亀裂に掛かる熱応力が左右で不均一なり、このような悪影響を及ぼすと考えられる。このような第 2 亀裂の湾曲は切り出し幅が 7 mm 程度になると発生した。本実験で用いた CO<sub>2</sub> レーザーのビーム径が 2 mm 程

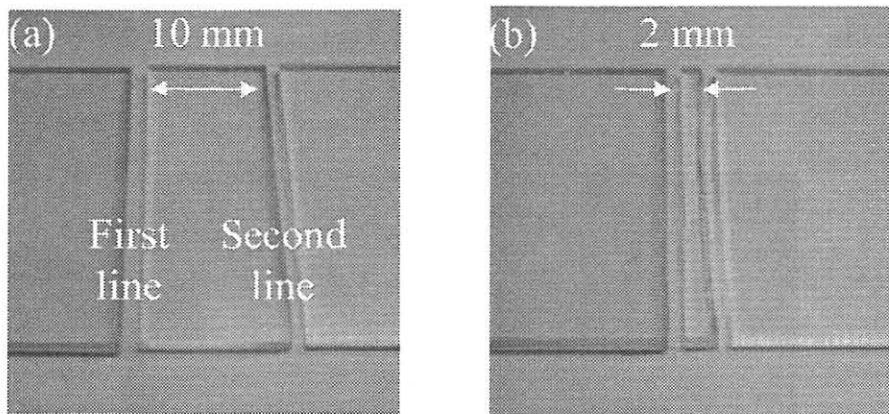


図 5-25 切り出し幅による割断面の比較. (a)切り出し幅 10 mm, (b)切り出し幅 2 mm.

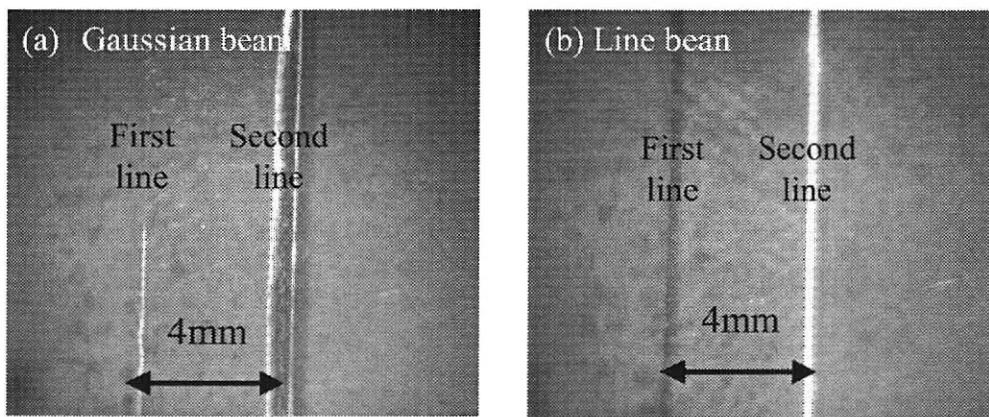


図 5-26 ガウシアンビームとラインビームによる熱応力割断の比較

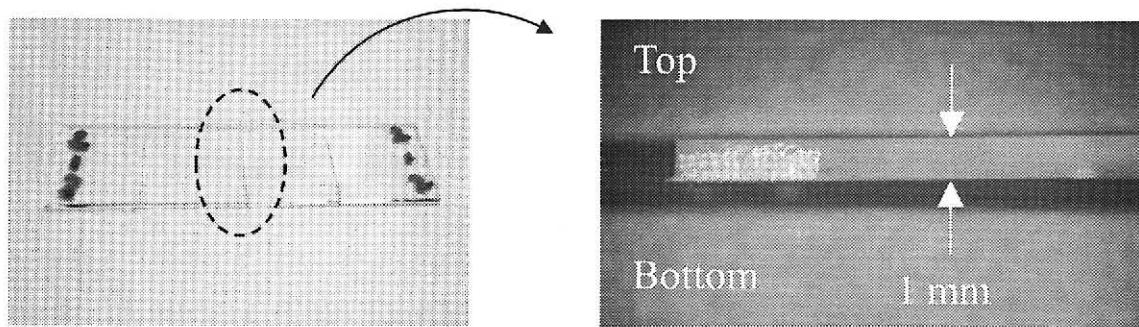


図 5-27 厚さ 1 mm のパイレックスガラスに対する、CO<sub>2</sub> レーザーによる熱応力割断結果

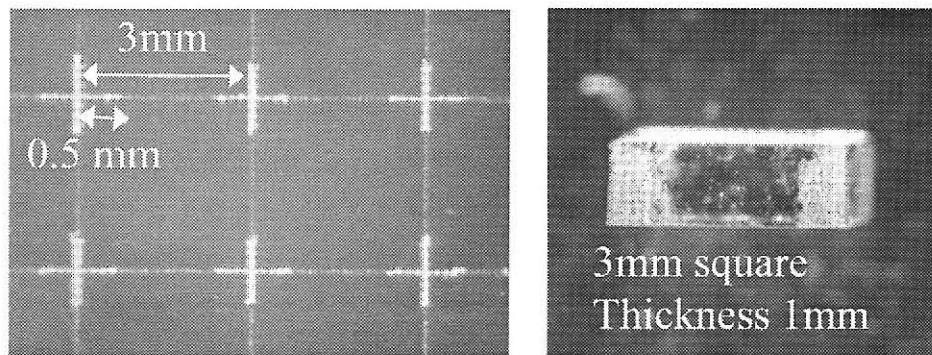


図 5-28 十字内部加工を用いて 3 mm 角にチップ化したパイレックスガラスの熱応力割断結果

度であることから、ビーム径は切り出し幅の 1/4 以下にすることが望ましいといえる。ただし端だけにレーザー加工を行うのではなく、ミシン目で加工を行った場合は、あらかじめウエハがガイドに沿って割れやすくなっているためビーム径の大きさに対する制約は多少緩和できる。

ガウシアンビームを用いる場合ビーム径を小さくすると、ガラスを融解させずに加えられるレーザーエネルギーも低下し、割断に必要な熱応力を確保できなくなる問題がある。そこで、シリンドリカルレンズを用いて、レーザーのスポットサイズをレーザースキャン方向に 14 mm、切りだし方向に 500 μm とライン集光しレーザーエネルギーを下げることなく熱割断を実行する方法を試みた。切り出し幅 4 mm の時の割断結果を図 5-26 に示す。ウエハ端だけにレーザー加工を行ったウエハに対して、ビーム径 2 mm で割断を行った場合は、第 2 割断で大きく亀裂が曲がってしまったが、ライン集光した場合は第 2 亀裂も直進していることが分かる。このことから、熱応力割断においてはライン集光が効果的であることを確認した。

この結果を踏まえて、MEM 用の Pyrex ガラスの熱応力割断を試みた。結果を図 5-27 に示す。フェムト秒レーザーで 20  $\mu\text{m}$  幅の初期亀裂の加工を行った場合は、ウエハを融解させずに熱応力割断を行うことは不可能であったが、ナノ秒 YAG レーザーを用いてより大きな 60  $\mu\text{m}$  幅の亀裂を発生させたウエハに関しては、安定して熱応力割断を行うことができた。これによりナノ秒レーザーで加工した Pyrex ガラスに対しては熱応力割断が実現できることを確認したので、図 5-28(a)に示す 3mm 間隔で十時のレーザー内部加工を行った試料に対して、熱応力割断を試みた。切り出されたチップの顕微鏡写真を図 5-28(b)に示す。レーザー加工部に沿って完全にチップ化されており、レーザー内部加工が熱応力割断のガイドとして有効であることを示している。

## 5.11 まとめ

本章では、レーザーダイシング技術に関する技術について紹介を行った後、我々が新たに開発したデブリフリーレーザーダイシングをガラスに適応した成果について述べた。第 1 プロセスとして、ガラスウエハ内部にマイクロクラックを発生させるが、それには NAO.2 以上で照射する必要があった。形成される内部クラックは短パルスで短波長のレーザーを用いた方が小さくなり、精密な加工が可能になることを示した。また、パルス幅 10 ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いた場合、内部集光点が表面近くになると、ウエハ表面に亀裂が発生し、これを利用することで、第 2 プロセスの分離において低ストレスでチップ化できることを示した。レンズデフォーカス量が 70  $\mu\text{m}$  の時は、表面のクラックの直進性が非常に高くなるので、チップ化されたウエハの品質が向上することを明らかにした。

内部加工を施したガラスウエハの分離に必要な曲げ応力は、Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いた場合、10 MPa 程度であり、レーザーの繰り返しが 20 kHz の場合 1 層あたり、700 mm/sec で厚さは 160~250  $\mu\text{m}$  で 1 層加工するので第 2 プロセスの分離には十分であることを示した。

また、非接触の分離を検討するため第 2 プロセスにおいて CO<sub>2</sub> レーザーを用いた熱応力割断を試みた。レーザーによって形成される内部加工は熱応力割断のガイドとしても十分に作用することが分かった。内部加工は全面に形成する必要はなく、チップの角に十字加工する程度で十分であるので、第 1 プロセスでのレーザー内部加工時間の低減につなげられると期待できる。また、レーザープロファイルは、熱応力の左右対称性を維持しやすいように、円形よりも、ライン形状の方が適していることを示した。

---

---

## 第6章

# デブリフリーレーザーダイシング技術の開発 (Si ウエハの切断方法)

---

---

### 6.1 はじめに

第5章では我々が開発したデブリフリーレーザーダイシングをガラスウエハに適応した際の実験結果について述べた。本章では、MEMS にとってもう一つの重要な材料である Si のダイシングについて述べる。行った実験は、Si の内部集光特性の評価、レーザー加工量によるウエハ分離に必要な曲げ応力の評価、レーザーパルス幅によるウエハ分離力の評価である。

### 6.2 レーザー加工装置の概要

本章で用いたレーザー加工装置の概略図を図6-1に示す。基本構成は5章でガラス加工に用いたものと同じであるが、Si の内部観察は可視光では不可能であるので、近赤外顕微鏡機能を新たに追加した。照明用光源にはハロゲンランプを用いるが、Si は表面反射が 35 % 程度と比較的大きいので、不要な波長をもちいると、透過光よりも反射光の方が強くなってしまい、内部観察するのを妨げてしまう。このため、ロングパスフィルターを用いて、Si を透過する波長のみをウエハに照射するようにしている。

反射型近赤外顕微鏡機能はレーザー加工軸と同軸に設置されているので、加工前にウエハの位置合わせを行う際、Si ウエハ裏面のパターンを基準に、アライメントすることができる。

透過型の近赤外装置は、加工後のウエハの観察を行うために設置した。透過型であるため、反射型に比べて Si 内部を高いコントラストで観察することができる。また、マクロ観

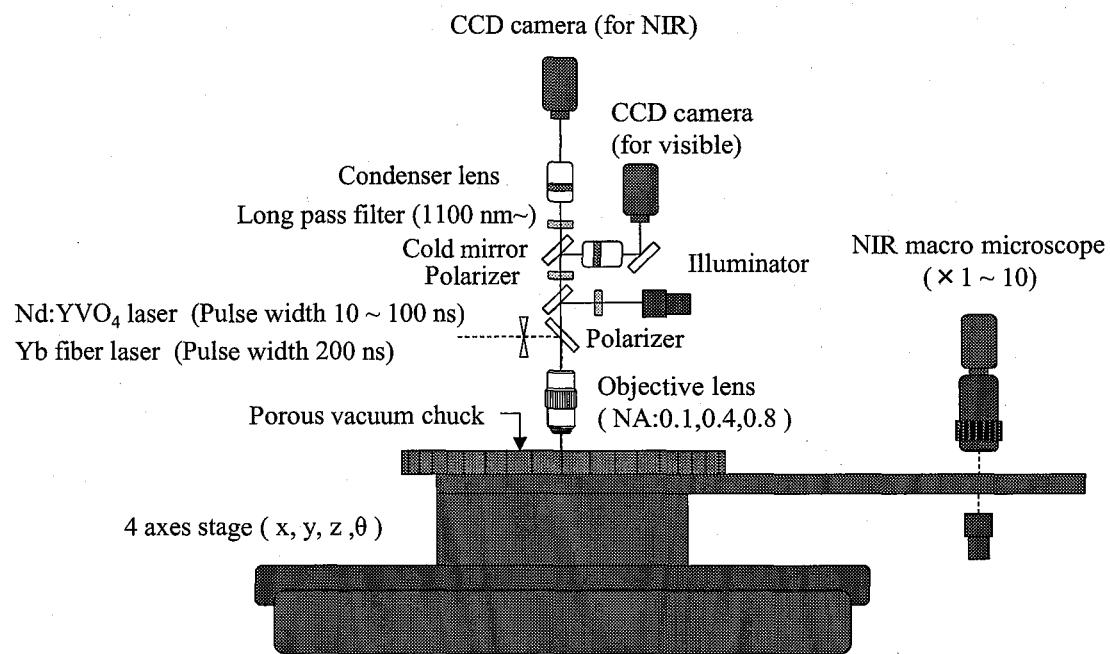


図 6-1 Si 用に開発したデブフリーレーザーダイシングシステム

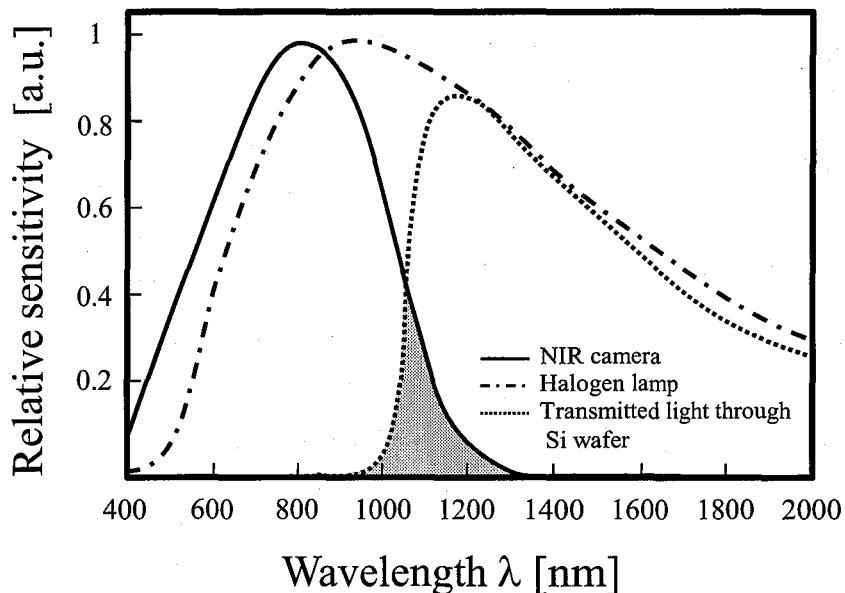


図 6-2 実験に用いた NIRCCD カメラの感度と、Si 透過光の関係

察ができるよう、ズーム式(1~10倍)のレンズを用いている。それぞれのディテクターには近赤外域にも感度を持たせた CCD カメラ(テキサスインスルツメンツ)を用いている。図 6-2

に NIR CCD カメラの感度曲線と、Si の透過率特性の関係を示しておく。グラフ内の灰色で示された箇所の光を検出することで、Si の内部観察が可能になる。

加工用のレーザーにはパルス幅 10-100ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザー、200 ns の Yb ファイバーレーザーを用いた。

### 6.3 Si ウエハ内部への集光特性

Si の屈折率は、ガラスとは大きく異なりおよそ 3.6 程度である。図 6-3 に可視～近赤外域の光に対する Si の屈折率<sup>(42)</sup>を示す。この高い屈折率によって、Si 表面では 35 %程度のフレネル反射が発生し、これにより Si は金属のような灰色の光沢を示す。今回加工で用いる Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーおよび Yb ファイバーレーザーの波長である 1064 nm は Si の吸収が少ないことで、約 65 %のエネルギーをウエハ内部へと伝えることができる。

ではこれらのレーザーを用いて、Si 内部の加工を行った際のレーザー顕微鏡写真を図 6-4 に示そう。ガラスの内部加工（アスペクト比 3 程度）に比べてずっとアスペクト比の高い加工が実現されている。このような加工形状を取った理由は Si が高い屈折率を持っているからということに他ならない。通常、対物レンズは大気中で使用されることが前提となっているので、何かものを通して光を伝搬させると球面収差が発生してしまう。このため、光はレンズの焦点 1 点に集まらず、奥行き方向にずれて集光されることとなる。光を物質内部にレンズで照射した時の集光位置は、スネルの法則から導かれる次式で表わさ

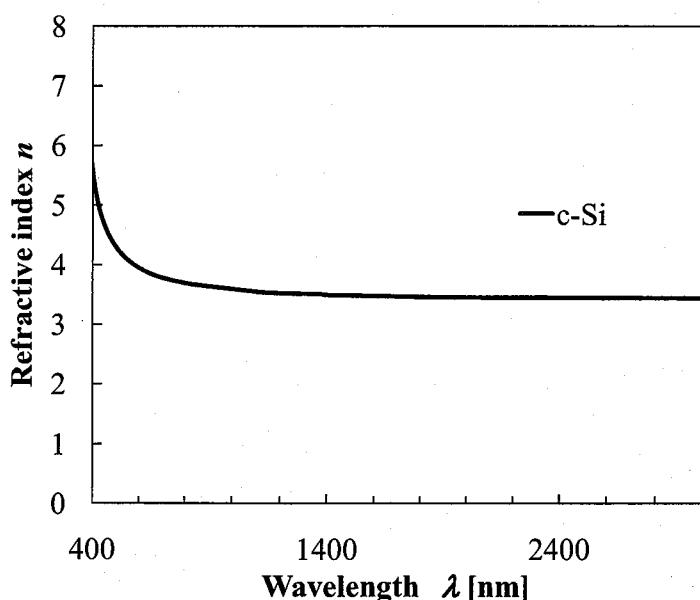


図 6-3 可視域～近赤外域の光に対する c-Si の屈折率

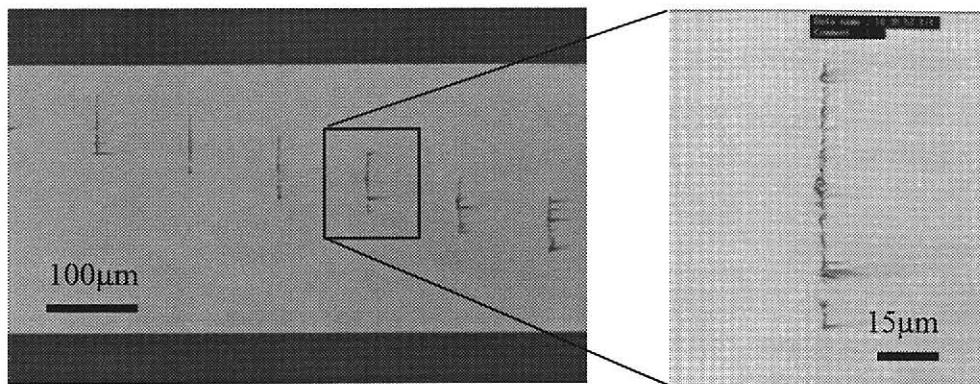


図 6-4 ナノ秒レーザー照射によって形成される Si の内部加工のレーザー顕微鏡による断面観察

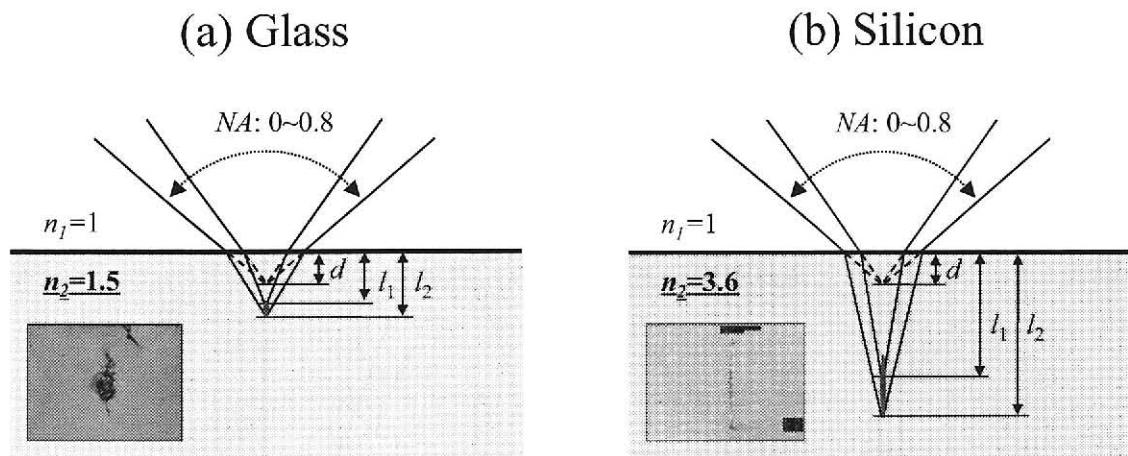


図 6-5 ガラスと Si に対して、高 NA 対物レンズで内部集光を行った時の集光パターンの比較

れる(図 6-5 参照).

$$l = n_2 \sqrt{\frac{1 - (NA/n_2)^2}{1 - NA^2}} d \quad (6.1)$$

この式から分かるように内部集光位置は、レンズの物質内部へのデフォーカス量だけでなく、物質の屈折率と、光の照射角度にも影響を受ける。球面収差は $\sqrt{\cdot}$ の項で表わされ、入射 NA が大きくなるほど集光位置がウエハの奥に移動することを示している。屈折率が大

きくなるほどこの影響は大きくなるので、ガラスの内部集光と比べて Si は非常に長尺な集光となり疑似的なベッセルビームが形成される。これにより図 6-4 に示すような、アスペクト比が非常に高い加工がおこなわれる。

レーザーの入射 NA が小さい場合、その球面収差は小さいので集光パターンはそこまで長尺にならないが、Si の場合、屈折率が高いのでウエハ内部での集光角度はガラスに比べてずっと小さくなる。内部加工を引き起こす条件は①表面でのエネルギー密度 < アブレーション閾値②内部でのエネルギー密度 > 内部加工閾値であるが、これはこの 2 条件を満たすための対物レンズの NA の制約が Si はガラスより厳しいことを意味する。ガラスの場合、NA 0.2 程度あればウエハ表面近くに内部加工を引き起こすことが可能となることを 5.5 節で述べたが、Si の場合は NA 0.5 でも内部加工を引き起こすことはできず、NA 0.7 以上が必要になる。NA が大きなものを使わざるをえない、自然と長尺な加工となる。ダイシングのガイドとしての内部加工は長尺な方が適しているため、なるべく高い NA を利用するのが適しているといえる。そこで本研究では Si の内部加工には作動距離が 3 mm で NA 0.8 の対物レンズを用いた。

#### 6.4 Si ウエハのレーザー内部加工特性 (照射パワー依存性)

Si ウエハの内部加工の形成範囲を知るために照射パワー依存性を測定した。用いたレーザーはパルス幅 10 ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーである。図 6-6 に各照射パワーで形成される内部加工断面（レンズデフォーカス量 45 μm）のレーザー顕微鏡写真を示す。5 μJ 照射したものと、10 μJ 照射したものは、その大きさが大きく異なるのに対し、10 μJ 以上のものに大きさの変化がほとんどない。これは、6-3 節で述べた疑似的なベッセルビームの形成範囲がここまでということを示している。NA 0.8 の場合ベッセルビームの形成範囲はレンズデフォーカス量が 45 μm のとき約 90 μm なので、加工サイズともほぼ一致する。レーザーエネルギーを増加させてもその大きさに変化がないので、レーザーダイシングに必要なパルスエネルギー

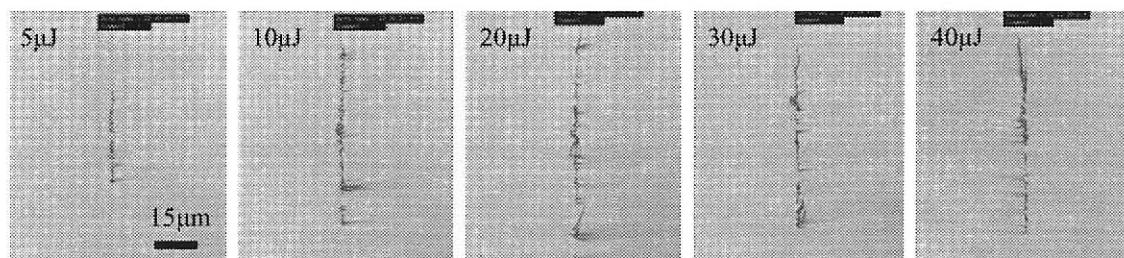


図 6-6 照射パルスエネルギーに対する Si 内部加工の比較（対物レンズ NA:0.8）

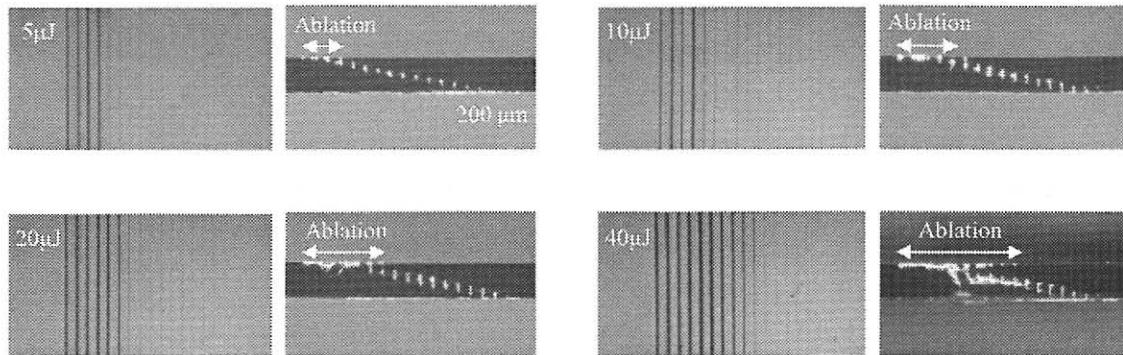


図 6-7 Si 加工部の透過型近赤外顕微鏡写真および、加工部劈開後の断面顕微鏡写真

ギーは  $10 \mu\text{J}$  あればよいということが分かった。

図 6-7 に各パルスエネルギーに対して、図 5-10 で示した条件だしプログラムを実行した結果を示す。ただし、ここでのレンズのデフォーカスピッチは  $5 \mu\text{m}$  である。加工箇所を劈開し顕微鏡による断面観察を行った。アブレーションが発生しても、内部加工が発生することを確認した。また、レーザーパルスエネルギーが小さくなるにつれて、アブレーションせずに内部加工のみ行えるレンズのデフォーカス量の範囲が増加する。 $40 \mu\text{J}$  照射した場合はアブレーションなしに加工しようとすると、 $45 \mu\text{m}$  デフォーカスしなくてはならないため、ウエハの上半分に約  $150 \mu\text{m}$  程度の未加工部が形成されてしまうが、 $10 \mu\text{J}$  では  $50 \mu\text{m}$ 、 $5 \mu\text{J}$  では  $20 \mu\text{m}$  まで低減できる（図 6-7）。未加工部を多く残すと、その分ウエハ分離の第 2 プロセスで大きな曲げ応力が必要になるので、ウエハ厚によって、適当なパルスエネルギーを選ぶ必要がある。

## 6.5 Si ウエハのチップ化に必要な最大曲げ応力

### 6.5.1 走査速度依存性

内部加工を行った Si ウエハの分離に必要な曲げ応力の走査速度依存性を図 6-8 に示す。この時の加工条件は加工層数 5・パルスエネルギー  $10 \mu\text{J}$ ・繰り返し周波数  $100 \text{ kHz}$  ある。ガラス同様、問題なく分離することはできたが、分離に必要な曲げ応力が  $100 \text{ MPa}$  以上とガラスの  $10 \text{ MPa}$  に比べて、非常に大きい結果となった。走査速度を変えても加工線幅はほぼ一定であるが、走査速度を上げると 1 層あたりの長さが若干減少し、内部加工が深さ方向に連続的に繋がらなくなった。このため分離に必要な曲げ応力は少し増加した。また Si の場合、加工線幅が数  $\mu\text{m}$  と非常に小さいため連続的な内部加工が形成されていないと、分離の際に加工部からずれてしまうことが明らかになった。このことより、Si の内部加工の形成においてはガラスとは異なり、完全に内部加工を繋げることが望ましいことが分かった。

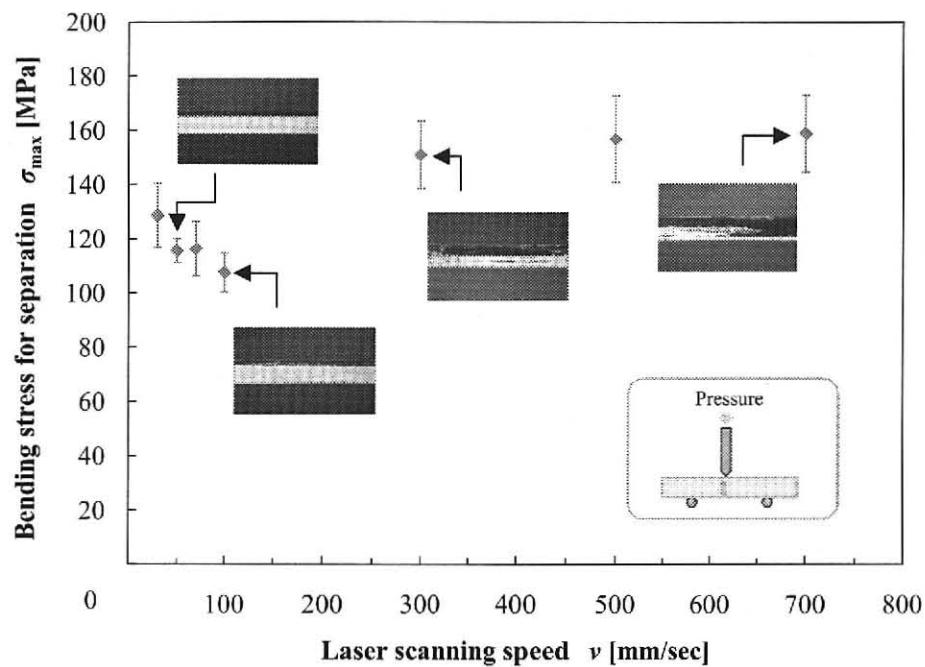


図 6-8 加工済み Si ウエハの分離に必要な曲げ応力のレーザー走査速度依存性 (パルス幅 10 ns, パルスエネルギー 10  $\mu$ J, 繰り返し 100 kHz, 加工層数 5 層)

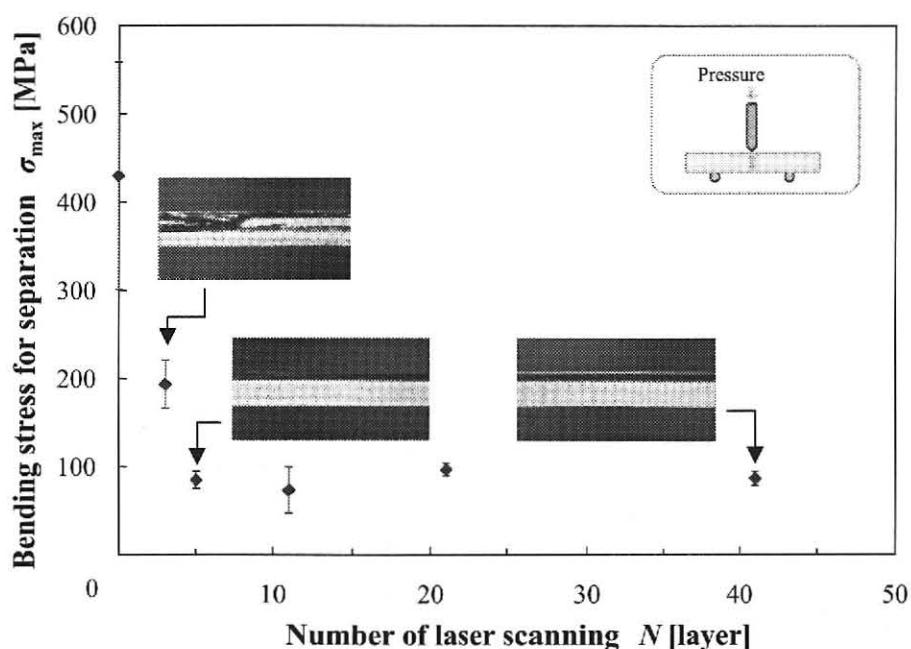


図 6-9 加工済み Si ウエハの分離に必要な曲げ応力のレーザー加工層数依存性 (パルス幅 10 ns, パルスエネルギー 10  $\mu$ J, 繰り返し 100 kHz, 1 層あたりのレーザースキャンスピード 100 mm/sec )

### 6.5.2 加工層数依存性

内部加工を行った Si ウエハの分離に必要な曲げ応力の内部層数依存性の測定結果を図 6-9 に示す。レーザーの走査速度 100 mm/sec, レーザーパルスエネルギー 10 μJ 繰り返し周波数 100 kHz で加工を行った。5 層加工でちょうど、深さ方向に対して全面に加工できた。これ以上加工密度を増やしても、ウエハの分離に必要な曲げ応力は低下することなく常に 100 MPa 程度であった。加工総数を減らし、未加工部分ができると、分離に必要な曲げ応力はとたんに増加し、また、内部加工線からのずれも大きくなる。Si の割断の加工品質を維持するためには、内部加工がつながった状態にする必要があることをここでも確認した。

6.4 節においても述べたが、パルスエネルギー 10 μJ で加工を行った場合、未加工部が 50 μm 程度できてしまう。そこで、この未加工部を少なくするため、より弱いパルスを用いることで表面でのアブレーションを抑え内部加工を行った。5 μJ のパルスを用いた場合、より表面に近い加工が可能になるため未加工部を 20 μm まで低下させることができる。これに伴い分離に必要な曲げ応力も低下し、73 MPa まで低下させることができた。このことから、Si ウエハの分離においては、なるべく未加工部を残さない加工が必要となる。10 μJ と 5 μJ では加工長さが 2 倍ほど異なるため、すべて 5 μJ で加工すると、約 2 倍の時間がかかるてしまう。パルスエネルギーを変えても形成される内部加工の性質に大きな違いはないため、はじめは 10 μJ で加工を行い、残りを 5 μJ 以下で加工を行うことが適当と思われる。

### 6.5.3 レーザーパルス幅依存性

10 ns のパルス幅のレーザーを用いると加工済みの Si ウエハの分離に必要な曲げ応力は 73 MPa まで低減できることがわかった。しかしながら、この値はガラスの分離に必要な曲げ応力と比べると比較的大きい。ダイシングの際に MEMS デバイスに大きなストレスをかけないために、より弱い力で分離することが求められる。そこで我々は次に加工済 Si ウエハの分離に必要な曲げ応力のレーザーパルス幅依存性について調べた。

まず始めに、ウエハ表面近くに内部集光した時の表面亀裂の発生について述べる。前述のように 10 ns のパルスを用いた場合、ガラスのようなウエハ表面への亀裂の進展は確認することができなかった。もしロングパルスのレーザーを用いることで、Si においてものような亀裂が発生すれば、テンパックスガラス並みに加工済ウエハの分離に必要な曲げ応力が期待できる。

図 6-10 にパルスエネルギー 5 μJ・パルス幅 10 ns, 50 ns, 100 ns のレーザーをレンズデフォーカス量 10 μm で集光した時の表面の様子を示す。10 ns のレーザーを用いた場合、亀裂の発生は確認できないが、50 ns, 100 ns の場合は亀裂を確認することができた。ただ、50 ns の場合は亀裂の形成範囲が非常に狭く、安定して表面に直線状に亀裂を形成できなかつた。一方 100 ns のレーザーを用いた場合は表面亀裂を発生させるレンズデフォーカス量のプロ

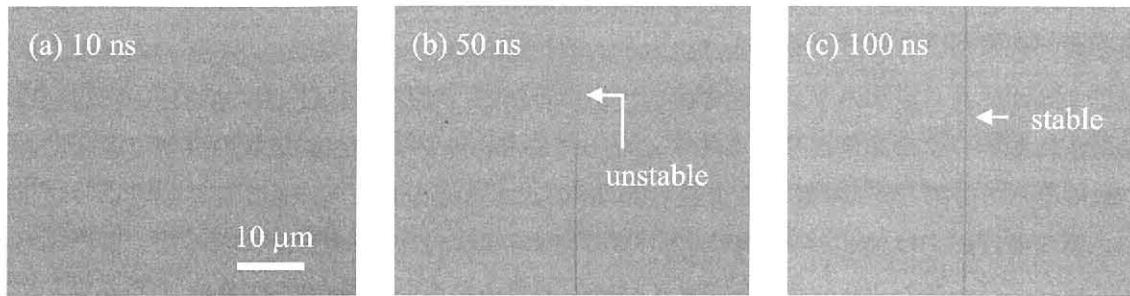


図 6-10 Si ウエハ表面に発生する亀裂のレーザーパルス幅による比較 (パルスエネルギー 5  $\mu\text{J}$ , レンズデフォーカス量 10  $\mu\text{m}$ )

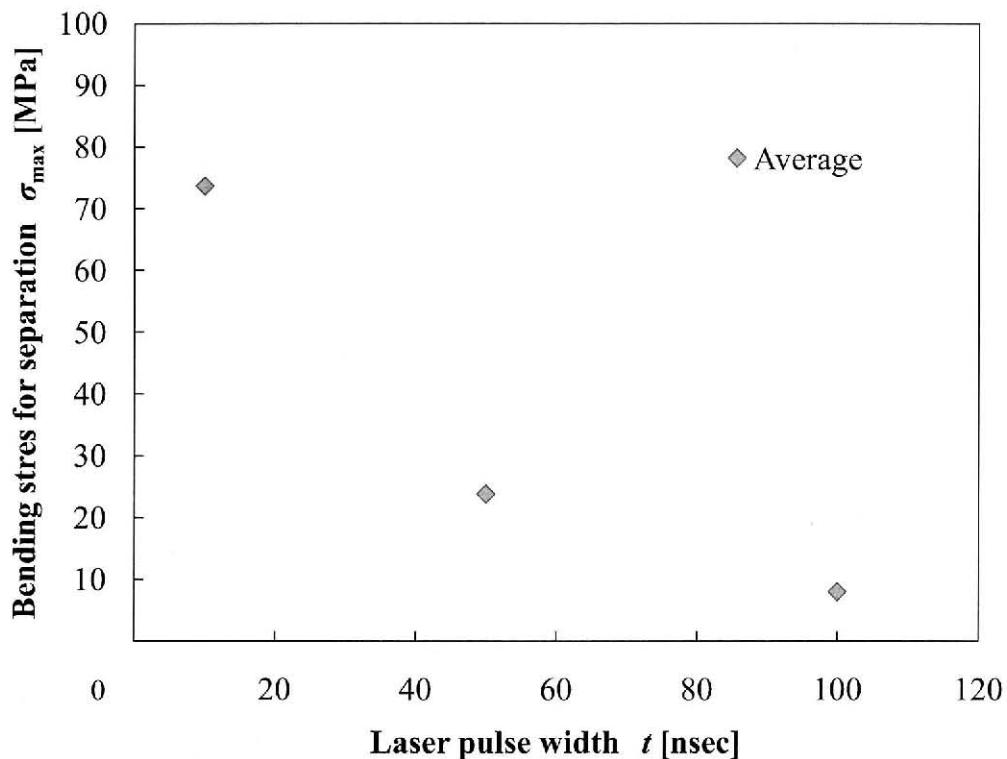


図 6-11 加工済み Si ウエハの分離に必要な曲げ応力のレーザーパルス幅依存性 (パルス幅 10 ns, 50 ns, 100 ns)

セスマージンが 5  $\mu\text{m}$  程度あった。このことから、Si の場合は 100 ns より長いパルスが適していることが明らかになった。

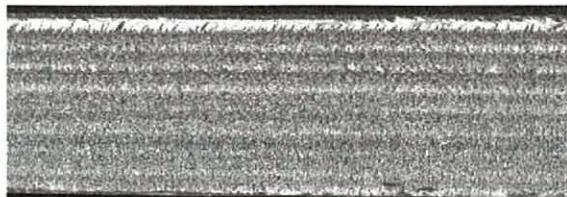
次に、これらのパルス幅のレーザーによる Si ウエハの分離に必要な曲げ応力の測定結果を図 6-11 に示す。パルスエネルギーは 5  $\mu\text{J}$  走査方向に対するレーザーパルスの送り間隔 1  $\mu\text{m}$  でスキャンし、深さ方向は全面に加工できるよう 13 層形成している。50 ns, 100 ns

の場合は、表面に亀裂が発生している。グラフから明らかなようにレーザーパルス幅が増加するにしたがい分離に必要な曲げ応力が低下している。このことからも Si の内部加工に対してはロングパルスの方が適していることがわかる。特に 100 ns パルスを用いた場合は加工されたチップは非常に分離しやすくなっている。その大半が測定前の段階で完全に加工線に沿って分離した。このことから 100 ns のパルス幅のレーザーを用いた場合チップ化に必要な曲げ応力は前述のテンパックスガラスより低いことが明らかになった。また、さらにロングパルスの 200 ns の Yb ファイバーレーザーを用いた場合は、100 ns より安定して表面亀裂を発生できるようになったため、さらに安定度を高めた加工が可能となった。また、この種のファイバーレーザーは繰り返し周波数を MHz 近くまで高めることができるのでも、より高速加工に対して適していると思われる。

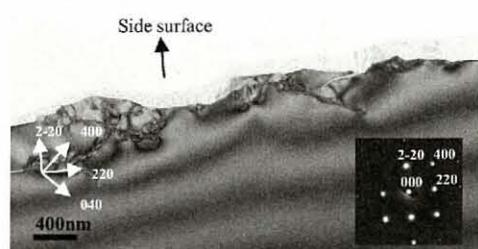
## 6.6 加工断面の構造解析

Si 割断を行った試料の割断面に対して、EBSD 解析と HRTEM 観察を行った。図 6-12 にパルス幅 50 ns の時の観察結果を示す。(a)の EBSD 観察から、割断面の結晶構造は、元の(100)

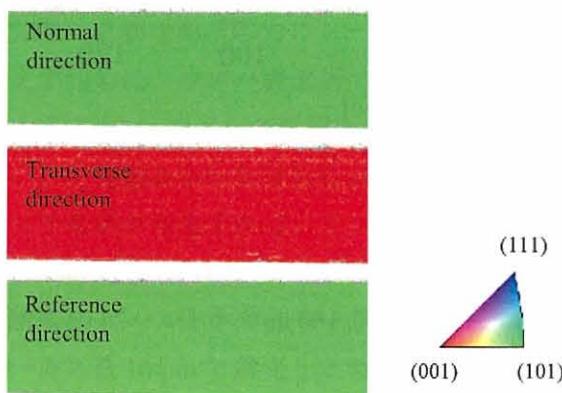
(a-1) Image quality MAP



(b-1) HRTEM image × 50,000



(a-2) Inverse Pole Figure MAP



(b-2) HRTEM image × 2,000,000

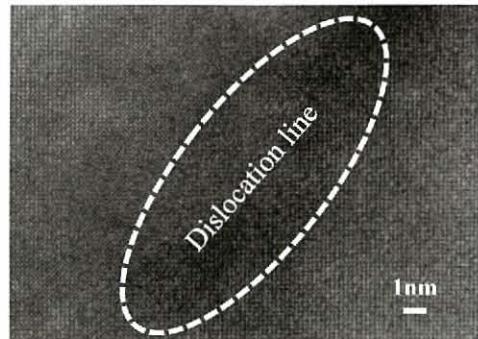


図 6-12 パルス幅 50 ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーによる Si 内部加工断面への  
(a)EBSD 測定および(b)HRTEM 測定

ウエハと同じ方位を向いており、多結晶化も発生していないことが明らかになった。これは図3-20で示したパルス幅200 psのErファイバーレーザーによって加工したものに対する結果と変わらなかった。奥行方向のウエハのダメージを観察するために行ったHRTEM観察(b)からは、奥行き方向に最大で長さ1 μm程度の転位の発生を確認できたが、周囲での結晶性の変化は見られなかった。このことから、本技術によるSiの割断面はレーザーアブレーションに比べて熱的ダメージが極めて少ないことが明らかになった。

## 6.7 まとめ

本章では、MEMS用に開発したデブリフリーダイシングのSiウエハ加工特性について述べた。Si内部に加工を行うにはNA 0.7以上での集光が必要であった。Si内部にレーザー集光を行うと、Siの3.6という高い屈折率と大きな入射角度のせいで発生した球面収差によって自然と長尺集光される。このため加工形状も幅1 μm長さ60 μm程度の非常にアスペクト比の高いものとなった。5章で述べたガラスとは異なり、マイクロクラックの等方的な発生がないので、ダイシングライン周辺へのウエハのダメージがほとんどなく、ダイシングのための内部加工としては利用的な形状を得ることができた。また、内部加工のサイズはパルス幅10 nsのNd:YVO<sub>4</sub>レーザーを用いた場合、パルスエネルギー10 μJで飽和することも示した。

また、レーザーのパルス幅を長くすることで、Si内部の表面近くにレーザーを集光した場合、直進性の高い亀裂をウエハ表面に安定して形成できることを示した。このため内部加工を施したSiウエハの分離に必要な曲げ応力は、レーザーのパルス幅に大きく依存した。ほぼ、厚さ300 μmのSiウエハに対して、レーザースキャンを13層行い280 μm程度の長さの内部加工を行った試料の分離に必要な曲げ応力は、パルス幅が10 nsの時は70 MPa程度必要であるが、パルス幅が50 nsの時は20 MPa程度、パルス幅が100 nsの時は6 MPa程度まで低下させることができた。パルス幅を長くしても、内部加工の幅はほとんど変化しなかったので、パルス幅が100 ns以上のレーザーを用いることがSiウエハに対して、低ストレスでチップ化するのには適していることを明らかにした。また、EBSD観察およびHRTEM観察から、割断面の奥行方向に発生する転位は、最大で1 μm程度しかなく、極めて熱影響が少ないことが分かった。

## 第 7 章

# デブリフリーレーザーダイシング技術の開 発（ガラス・Si 接合ウェハおよび MEMS 実デバイスの切断方法）

### 7.1 はじめに

第 5 章と第 6 章の結果から、デブリフリーレーザーダイシングには、ガラスに対しては短パルスで短波長の方が精密な加工ができる、Si には 100 ns 以上のロングパルスが適していることが分かった。この結果を踏まえて、ガラスと Si の両方のウェハにより対応できるよう、パルス幅 10 ns で波長 532 nm の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーおよびパルス幅 200 ns、波長 1064 nm の Yb ファイバーレーザーの 2 つを搭載したハイブリッドレーザーダイシング装置を新たに開発した。パルス幅可変の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いれば 1 台のレーザーでも、十分に加工可能であるが、より最適化を図るために 2 台のレーザーを用いることにした。本章では、ガラスと Si を陽極接合した多層ウェハおよび、多層 MEMS の実デバイスに対して、本装置を用いてレーザーダイシングを行った結果について述べる。また、プロセスのスループットを上げるために第 2 プロセスを自動化する装置の開発も合わせて行ったので、それについても合わせて述べる。

### 7.2 ハイブリッドレーザーダイシング装置の開発

5 章・6 章の結果を踏まえて、ガラス・Si それぞれに最適なレーザーを搭載したハイブリッドレーザーダイシングシステムを新たに設計した。ガラス用にパルス幅 10 ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーの第 2 高調波を、Si 用にパルス幅 200 ns の Yb ファイバーレーザーを搭載している。図 7-1 に示すように、ハーモニックセパレーターを用いて異なる 2 波長を同

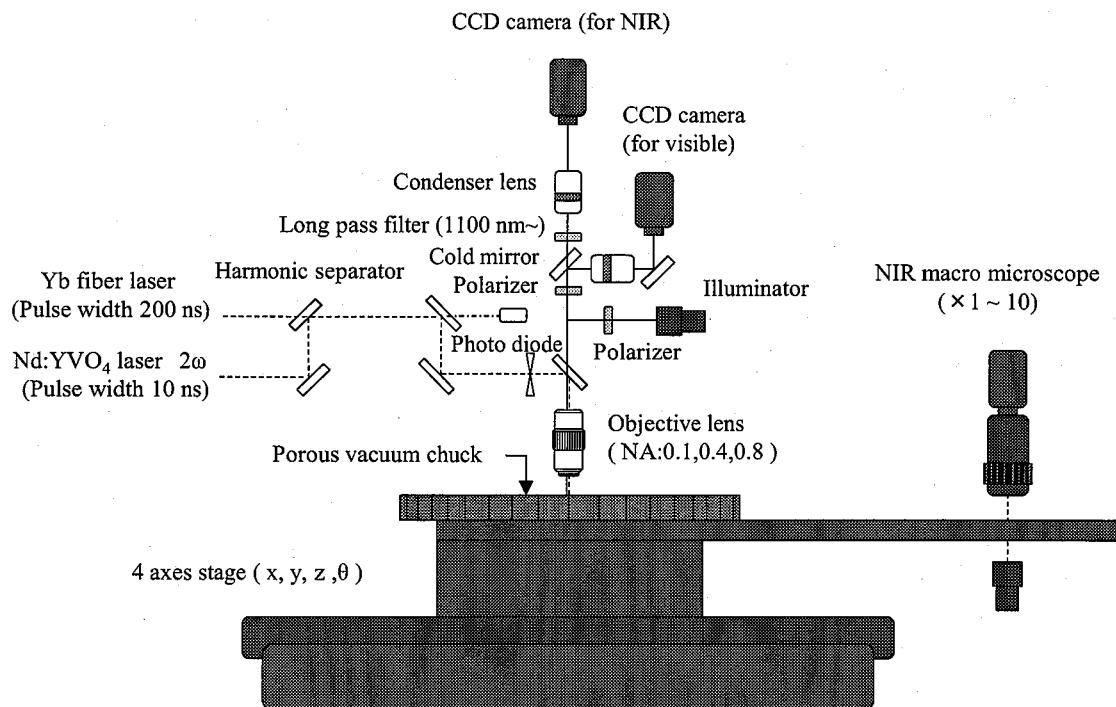


図 7-1 ハイブリッドレーザーダイシングシステムの概要

軸に調整し、532 nm, 1064 nm の 2 波長反射ミラーで伝送する。加工はそれぞれ NA0.8 の対物レンズを用いるが、前章までで用いていた近赤外対物レンズでは 532 nm の透過率が 30 % 程度しかないため、可視域用の AR コートがされ 90 % の透過率を持つ対物レンズを新たに用意した。多層ウェハに対しては、波長 1064 nm のレーザーで Si を加工する時は Si を表に、波長 532 nm のレーザーでガラスを加工する時はガラスを表にと、用いるレーザーによって多層ウェハを反転させてから内部加工を行った。内部加工を行ったウェハは、テープマウンタによってフレームに固定されて、第 2 プロセスのための自動チップ化装置へと送られる。

### 7.3 自動チップ化装置の開発

第 1 プロセスで内部加工されたウェハは、第 2 プロセスで外部応力によってチップ化される。このプロセスの高速化を図るため、自動化チップ化装置を開発した。1 つはブレードによって曲げ応力を加えチップ化する装置で、もう一つは、強粘着テープ (20 N/25mm) にホールドされたウェハに球面を押しあてることで、曲げ応力を加えチップ化する装置である。

### 7.3.1 ブレードを用いた自動チップ化装置

はじめにブレードによる自動チップ化装置について述べる。装置の概略図と外観は図 7-2 に示す。ブレードは 1 つだけでも用いることができるし、また、櫛刃のように連結させて用いることができる。ブレードの押しあて方は、ウエハの状態にもよるが、基本的には図 7-3 に示す 2 パターンを用いる。ただし、空中に浮かせた場合は、曲げ応力を加えるための支えがテープしかないため、接触方式に比べて、加えられる力は少ない。また、この場合ウエハがテープから離はがれないようにする必要があるため、テープは粘着力が 20 N/25mm 程度の強力なものを用いなければならない。安定なチップ化を実現するため、ウエハ表面を触ることができない特別な理由がない限りはウエハ表面に接触する方式を用いる。また、場合によっては、図 7-4 に示す様なローラーブレードを用いることもある。

チップ化の手順は、はじめに 1 方向のラインの亀裂を伸展させて短冊化を行い、その後

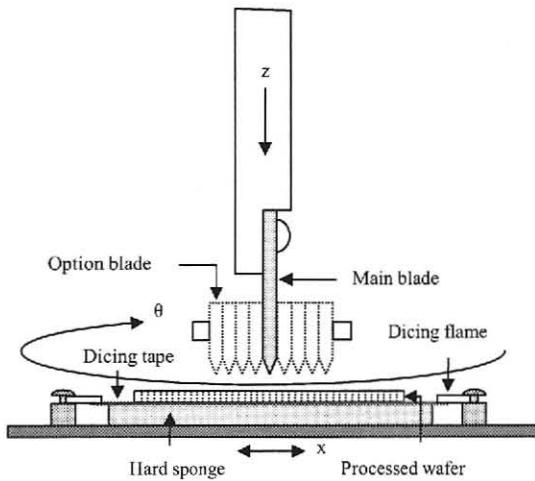
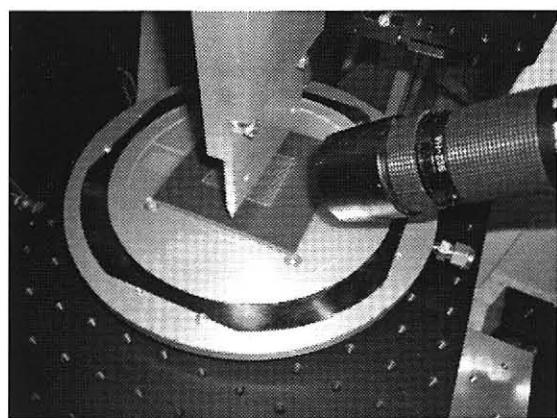
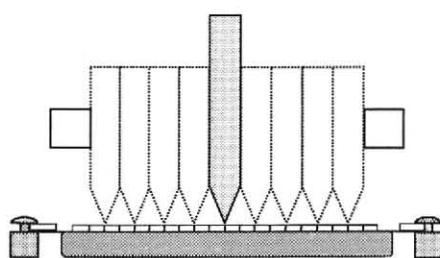


図 7-2 ブレードによる自動チップ化装置の概要

(a) Contact mode



(b) Non contact mode

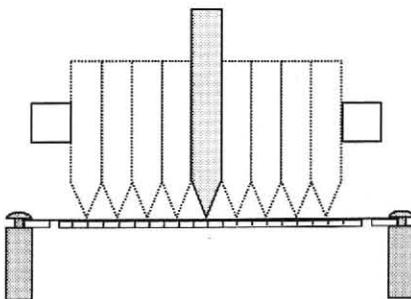


図 7-3 ブレードの押しあて方 (a)接触式, (b)非接触式

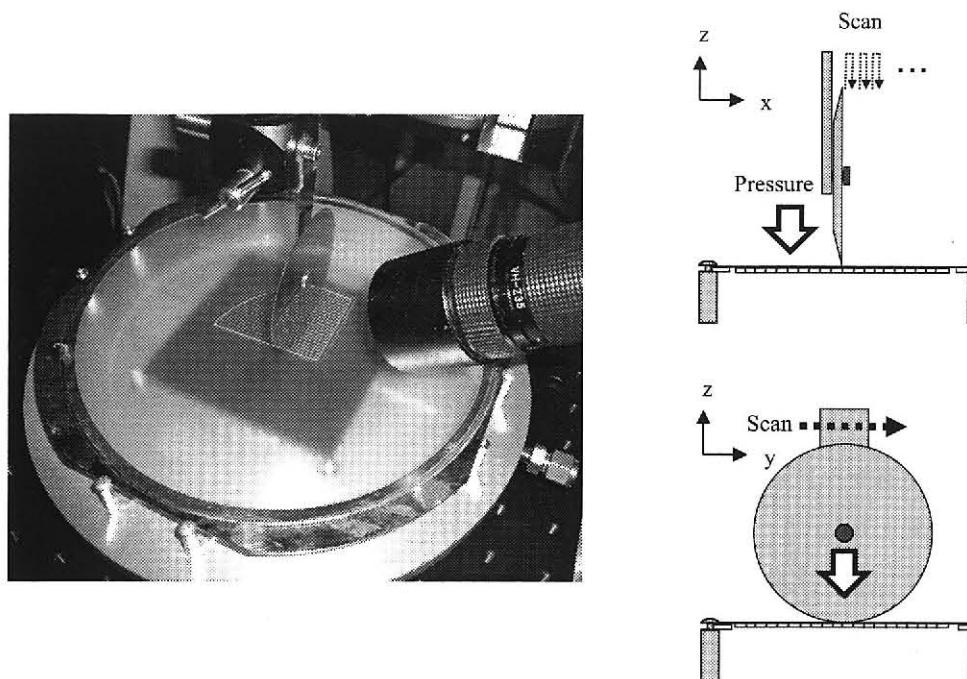


図 7-4 ローラーブレードによる自動チップ化装置の概要

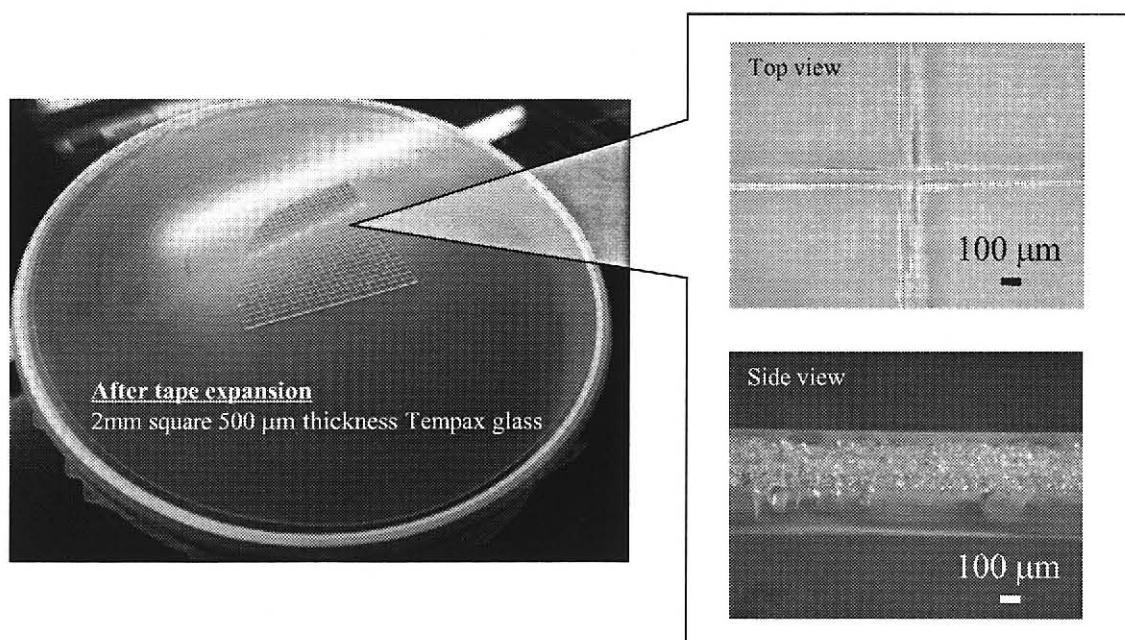


図 7-5 ブレードによって 2 mm 角にチップ化された厚さ 500  $\mu\text{m}$  のテン  
パックスウエハ

90 度回転させて、もう 1 方向の加工部にも亀裂を伸展させてチップ化する。ただし、ローラーブレードを用いてチップ化を行う時は、ブレード直径がウエハより小さいため、ブレードを加工部に沿って移動させる必要がある。

ブレードに櫛刃を用いると、ブレードの枚数分だけ動作回数を減らすことができるのでスループットを上げることができる。ただし、多くしそぎると力の加わり方が不十分なところがでてくるので、ウエハ状態に応じて枚数を決定するのが適当である。また、櫛刃を用いた時のブレードの間隔は、図 7-3 に示すようにダイシングラインを少なくとも 1 つ飛ばして設置するのが適当である。これはダイシングラインすべてを同時に押すと、亀裂の進展に必要なウエハの変形が阻害されてしまうからである。亀裂を伸展させチップ化を行ったウエハはその後テープエキスパンダーにかけられ、チップを取り出しやすいようその間隔をあけてプロセスは終了する。

では本装置を用いて、2 mm 角にウエハを分離し、その後テープエキスパンダーによってチップ化した、厚さ 500  $\mu\text{m}$  のテンパックスウエハを図 7-5 に示す。レーザー加工線に沿ってウエハがチップ化され、シャープな切断面を得ることができた。

### 7.3.2 球面エキスパンドを用いた自動チップ化装置

ブレードを押しあてて、チップ化する方法は、ブレードを複数回押しあてる必要があり、また、ウエハを 90 回転させなければならないので、作業が面倒であった。内部加工を行ったウエハが十分弱ければ、ブレードを用いなくとも球面を押しつける程度の曲げ応力でウエハはチップ化できる。球面を押しあてる場合は、1 回の押し付けでウエハ全部をチップ化することができ、また、ウエハとの接触時にチップを破損する頻度もブレードに比べると

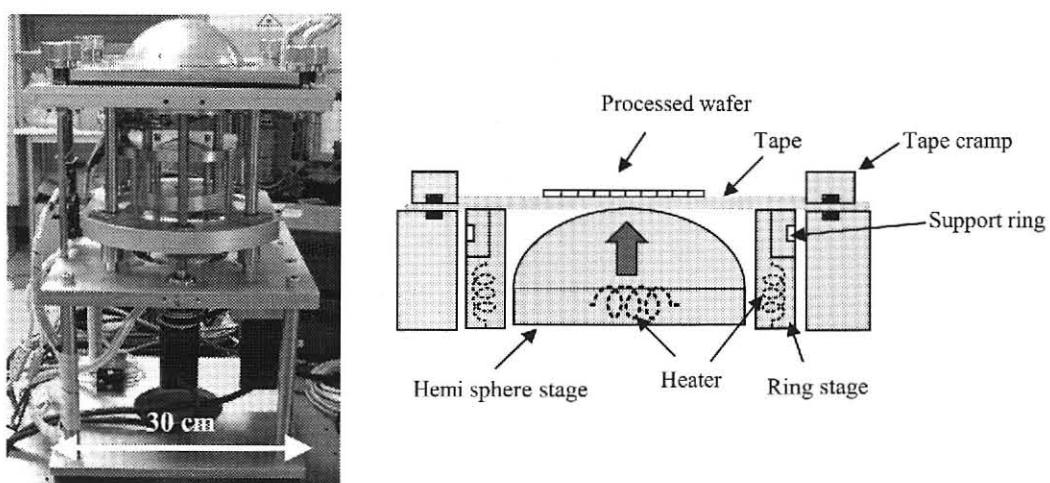


図 7-6 球面エキスパンド自動チップ化装置の概要

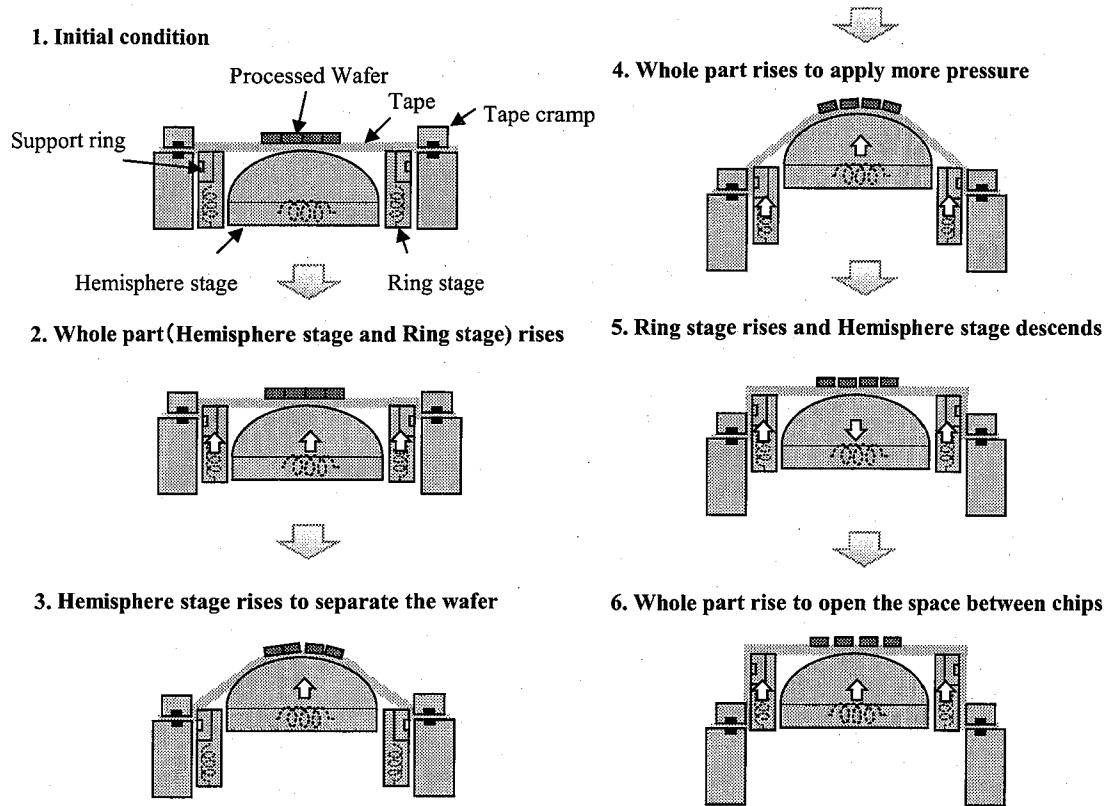


図 7-7 球面エキスパンド自動チップ化装置の一連動作

少ない。チップ化するのに必要な力が少なく、また壊れやすい薄いウェハにとっては、ブレードよりもこちらの方が適しているといえる。第6章で示したようにパルス幅が100 ns以上のロングパルスで加工を行ったSiはガラスよりもチップ化されやすくなっている。このため、この方式でも十分チップ化できる可能性がある。そこで図7-6に示す装置を開発し、検証を行った。本装置は、チップ化用の球面の外側にテープエキスパンド用のリングが付属しており、図5-8に示す第2プロセスと第3プロセスを同時にを行うことができる。

プロセスフローを図7-7に示す。ダイシングテープを加熱し、テープを伸びやすくするためにヒーターを用いる。はじめにリングが上昇し、テープに引っ張り応力をかける。レーザーの内部加工によってウェハが非常に弱くなっている場合は、これだけでチップ化が完了する。これだけではチップ化されない場合、中央から球面が上昇し、ウェハに曲げ応力を加える。曲げ応力が十分に加えられるようウェハのマウントに用いるテープには粘着力が20 N/25mm程度の強力なUV剥離タイプのものを用いた。これは、テープの粘着力が弱いと、曲げ応力を加えた際にウェハがテープから浮き上がり、力がかからなくなってしまうからである。球面の上昇が終わり、ウェハがチップ化されたあと、さらに、外側のリングが上昇し、チップ間隔を広げる。このとき同時に球面は降下し、チップは最終的に平らなテープの上に個片化されてマウントされる。

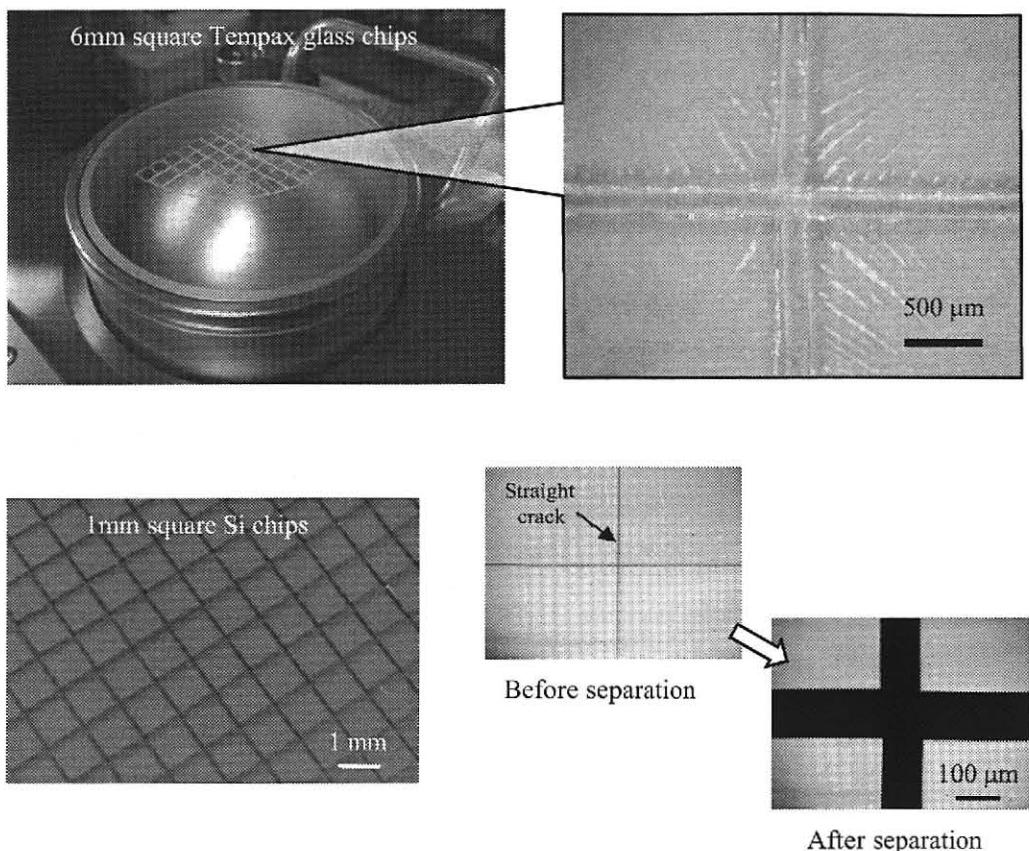


図 7-8 球面エキスパンド装置によるチップ化の一例. (上) 6 mm 角に切り出された厚さ 500  $\mu\text{m}$  のテンパックスガラス, (下) 1 mm 角に切り出された厚さ 300  $\mu\text{m}$  の Si.

それでは、本装置を用いてチップ化を行った Si ウエハおよびガラスウエハを図 7-8 に示す。500  $\mu\text{m}$  厚のテンパックスガラスは 6 mm 程度までしか安定にチップ化することは出来なかつたが、300  $\mu\text{m}$  厚の Si は 1mm 角以下でもチップ化が可能であり、この方式が Si にとっては非常に有効であることが分かつた。

#### 7.4 ガラス・Si 接合ウエハのチップ化

ガラス (300  $\mu\text{m}$ ) と Si (300  $\mu\text{m}$ ) を陽極接合した積層ウエハに対して、レーザーダイシングによるチップ化を行った。用いた装置は図 7-1 に示したハイブリッドレーザーダイシング装置である。ガラスはパルス幅 10 ns, 繰り返し周波数 30 kHz の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーの第 2 高調波で、Si はパルス幅 200 ns, 繰り返し周波数 100 kHz の Yb ファイバーレーザーで加工を行った。ガラスの加工条件は、走査速度 700 mm/sec で 2 層、Si の加工条件は

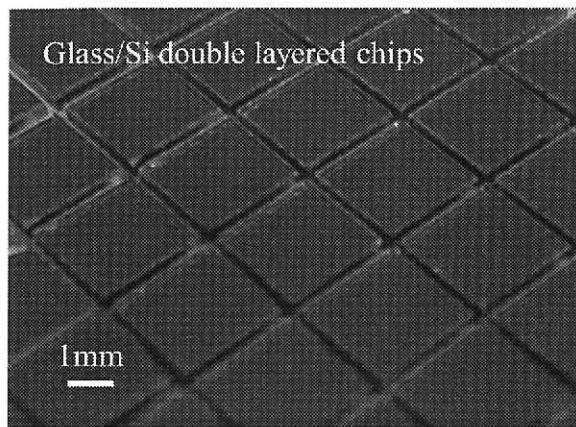


図 7-9 3 mm 角にチップ化されたガラス/Si 2 層ウェハ

走査速度 300 mm/sec で 13 層である。ガラス/Si 接合ウェハは 600  $\mu\text{m}$  の厚みを持っており、球面エキスパンダーではチップ化に必要な曲げ応力を十分に加えることができないので、ここでは、ブレードによるチップ化を行った。

図 7-9 にチップ化の結果をしめす。2 層ウェハに対しても本手法によって高速かつ安定したダイシング行えることが明らかになった。

## 7.5 MEMS デバイスのダイシング

本手法が、ガラス/Si 積層ウェハに対しても適応できることができたので、実デバイス

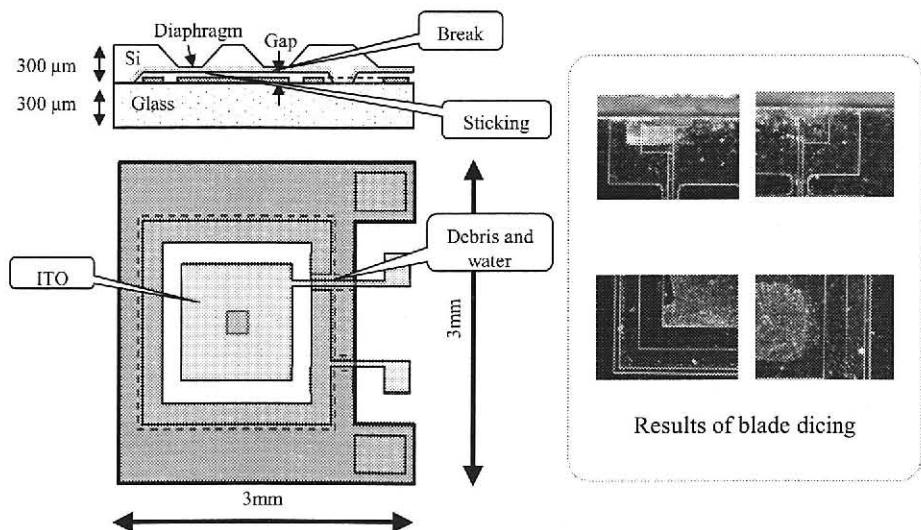


図 7-10 ダイシングの評価用に設計した MEMS 圧力センサ

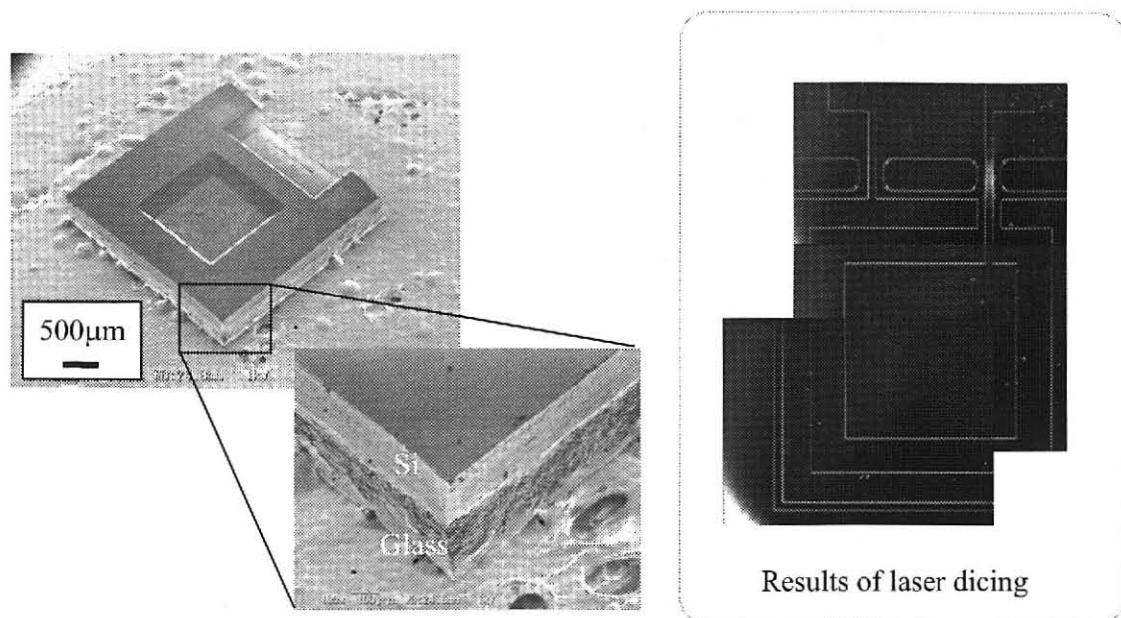


図 7-11 MEMS 壓力センサのダイシング結果

に対しても有効か確認するため、図 7-10 に示すような MEMS 壓力センサを作成し、ダイシングを行った。この圧力センサは、プレードダイシングでチップ化した場合、ダイヤフラム内に研削粉が水とともに進入してしまうため、デバイスが全滅してしまう。我々が開発したレーザーダイシングは完全デブリフリーであるので、チップ化後、ダイヤフラム内にゴミが入ることはなく、安定してデバイスをチップ化することができる。図 7-12 にチップ化したデバイスの SEM 画像とダイヤフラム内を暗視野顕微鏡で観察した様子を示す。ウエハはレーザー加工線に沿って完全に分離され、また、ダイヤフラム内へのゴミの侵入も皆無である。この結果により、本技術がガラス/Si の積層 MEMS デバイスに対して、安定かつ高速なダイシングが実現できることが示された。

## 7.6 まとめ

第 5 章、第 6 章の結果を踏まえて、プロセスの最適化を行った。パルス幅 10 ns で波長 532 nm の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーおよびパルス幅 200 ns の Yb ファイバーレーザーの 2 つを搭載したハイブリッドレーザーダイシング装置を用いることで、ガラス・Si 積層ウエハに対しても安定かつ高速でダイシングに必要な内部加工ができるこことを示した。また、レーザー加工済みウエハに曲げ応力を自動で加えることのできる自動チップ化装置を開発した。この 2 つの装置を用いることで、ガラス/Si 積層ウエハの新たな高速ダイシング技術を確立した。

本技術は、デブリの発生がほとんどなく、また、ブレードダイシングに比べて圧倒的に速い加工時間を達成することができる。レジストによるウェハの保護も不要であるため、MEMSダイシングのキー技術となると考えられる。

## 第 8 章

### 結論

パルスレーザー照射による材料構造変化の加工特性および発生メカニズムの解明とその応用を目指して、フェムト秒レーザー照射による Si の超高速相転移に対する研究と、ナノ秒レーザー照射によるガラスと Si のデブリフリーレーザーダイシング技術の開発を行った。本論文の成果を総括すると、次のようになる。

## 第 2 章

c-Si のレーザーアブレーションのパルス幅依存性、c-Si のフェムト秒レーザーアブレーションの波長依存性、および Imaging Pump Probe 装置による c-Si アブレーションの時間分解計測について述べた。

パルス幅 200 ps のレーザーアブレーションによって形成された穴は周囲に熱影響でバリが発生してしまうが、パルス幅 100 fs のフェムト秒レーザーアブレーションではそのような発生はなく熱影響層の少ない加工が可能になることを示した。また、フルーエンスによって、異なる種類のアブレーションが発生していることも同時に示した。

アブレーションのレーザー波長依存性では、c-Si の加工をする場合は、波長 800 nm よりも 400 nm を用いた方が加工閾値を低下させることができ、また、そのアブレーションレートも低いことを示した。加えて、それぞれのレーザー加工時の実効的な光吸収係数が、800 nm の時、 $0.052 \text{ nm}^{-1}$  であり、400 nm の時、 $0.067 \text{ nm}^{-1}$  であることを示した。レーザー照射によって Si が高い吸収係数を示す様になるので、フェムト秒レーザーアブレーションが高い深さ加工分解能を持ち薄膜加工に適していることを示した。

Imaging Pump Probe によるフェムト秒レーザーアブレーションの計測では、アブレーションが、レーザー照射とほぼ同時に発生する電子的融解を経た後で、レーザー照射後 4 ps で基板からプラズマが発生はじめアブレーションに至ることを示した。また、アブレーションが発生するフルーエンスよりも低い箇所では、レーザー照射後数 ps 経ってから発生す

る熱融解が発生している箇所と、電子的融解が発生した後で熱融解に移行する箇所があることを示した。また、これらのプロセスはレーザー照射後 1 ns 経過しても終了しないことが明らかになった。

### 第3章

c-Si アモルファス化のレーザーパルス幅依存性・レーザー波長依存性と Imaging Pump Probe 法によるアモルファス化における超高速融解現象の測定に加えて、波長 1550 nm のパルスレーザーによる Si 内部加工について述べた。

アモルファス化のレーザーパルス幅依存性では、パルス幅 100 fs で波長 800 nm のフェムト秒レーザーによってアモルファス化を発生させるフルーエンスの範囲が、180 ~ 210 mJ/cm<sup>2</sup> であることを示した後で、そのパルス幅を長くした時の加工範囲の変化を示した。パルス幅が長くなると、アモルファス化が発生するフルーエンスの範囲も狭まり、パルス幅 8 ps で発生しなくなることを示した。

波長依存性においては波長が短くなればなるほど形成されるアモルファス層の厚みが薄くなることを断面 TEM 観察から示した。また、薄い膜が形成されることは吸収係数が高いことを意味するので、それに対応する加工閾値も、短波長を用いた方が低くなることを示した。各波長の 267 nm の時 36 mJ/cm<sup>2</sup>, 400 nm の時 60 mJ/cm<sup>2</sup>, 800 nm の時 180 mJ/cm<sup>2</sup>, 1550 nm の時 190 mJ/cm<sup>2</sup> であった。

最も薄いアモルファス層が形成された波長 267 nm 照射において、Imaging Pump Probe 計測を行った。測定により、アモルファス化はレーザー照射とほぼ同時に発生する電子的融解によるものであり、また、融解が発生した箇所すべてがアモルファス化することを明らかにした。また、波長 267 nm 照射の場合、融解して凝固するまでの時間が 600 ps と非常に短時間であり、その冷却スピードは 10<sup>12</sup> K/s に達していることも示した。

最後に、c-Si に透過性のある波長 1550 nm のパルス幅 1 ps と 200 ps のレーザーによって Si 内部へのアモルファス化を試みた。パルス幅 1 ps の時は、表面にこそアモルファス化を発生させることはできたが、内部に加工を行うことはできなかった。これは、強いレーザー強度による Si 表面付近での吸収が大きいためと思われる。パルス幅 200 ps の時は、内部加工は可能であったが、その結晶構造はアモルファスではなく元の c-Si 基板と同じであった。このことから、フェムト秒レーザーによる Si の内部のアモルファス化は困難であることが示めされた。

### 第4章

波長 267 nm, 400 nm, 800 nm のフェムト秒レーザーによって発生した結晶化の HRTEM 観察、加工閾値測定、Imaging Pump Probe 測定を行った結果について述べた。HRTEM 観察から、波長 400 nm と 800 nm の場合は結晶化の発生を容易に確認することができたが、267 nm の場合は、ほとんど結晶化は発生せず、表面荒れのみ発生することが明らかになった。波

長 400 nm の時と、 800 nm の時の結晶化の発生するフルーエンスの範囲は、  $30 \sim 39 \text{ mJ/cm}^2$  および、  $100 \sim 140 \text{ mJ/cm}^2$  であり短波長の方が、 その加工閾値は低かった。これは、 3 章のアモルファス化の時と同様に、 短波長になるに従い吸収係数が増加したためと思われる。

結晶化の発生の様子を理解するため、 Imaging Pump Probe 測定を行った。 いずれの波長においても、 レーザーによる融解は 1 ns 以内で非常に速い融解再凝固現象が発生していた。 測定から、 結晶化を発生させる融解はレーザー照射後数 ps 後に発生する熱融解であり、 フルーエンスが高くなり、 電子的融解が発生してしまうと、 そこはアモルファス層の成長が起こってしまうことが明らかになった。 また、 レーザー波長が長くなるに従い、 その熱融解による溶け込み深さが増大し、 波長 800 nm の時は 13 nm の深さまで、 400 nm の時は 8 nm の深さまで、 267 nm の時は 5 nm の深さまで融解が発生していることが明らかになった。 この融解と a-Si の下にある c-Si の結晶構造が起点となってエピタキシャル成長が発生するが、 溶け込み量が小さく 5 nm しか融解しない 267 nm 照射の場合は、 液体 Si 層が下の c-Si まで到達しないので、 ほとんど結晶化が発生しない。 このことから、 a-Si のフェムト秒レーザー結晶化の発生には「結晶化したい a-Si 層の膜厚 < レーザー照射によって発生する溶け込み深さ」の条件を満たす必要があることが明らかになった。

## 第 5 章

レーザーダイシング技術に関する技術について紹介を行った後、 我々が新たに開発したデブリフリーレーザーダイシングをガラスに適応した成果について述べた。 第 1 プロセスとして、 ガラスウェハ内部にマイクロクラックを発生させるが、 それには NA0.2 以上で照射する必要があった形成される内部クラックは短パルスで短波長のレーザーを用いた方が小さくなり、 精密な加工が可能になることを示した。 また、 パルス幅 10 ns の Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いた場合、 内部集光点が表面近くになると、 ウエハ表面に亀裂が発生し、 これを利用することで、 第 2 プロセスの分離において低ストレスでチップ化できることを示した。 レンズデフォーカス量が 70 μm の時は、 表面のクラックの直進性が非常に高くなるので、 チップ化されたウエハの品質が向上することを明らかにした。

内部加工を施したガラスウェハの分離に必要な曲げ応力は、 Nd:YVO<sub>4</sub> レーザーを用いた場合、 10 MPa 程度であり、 レーザーの繰り返しが 20 kHz の場合 1 層あたり、 700 mm/sec で厚さは 160~250 μm で 1 層加工するので第 2 プロセスの分離には十分であることを示した。 また、 非接触の分離を検討するため第 2 プロセスにおいて CO<sub>2</sub> レーザーを用いた熱応力割断を試みた。 レーザーによって形成される内部加工は熱応力割断のガイドとしても十分に作用することが分かった。 内部加工は全面に形成する必要はなく、 チップの角に十字加工する程度で十分であるので、 第 1 プロセスでのレーザー内部加工時間の低減につなげられると期待できる。 また、 レーザープロファイルは、 热応力の左右対称性を維持しやすいように、 円形よりも、 ライン形状の方が適していることを示した。

## 第6章

MEMS用に開発したデブリフリーダイシングのSiウェハ加工特性について述べた。Si内部に加工を行うにはNA 0.7以上での集光が必要であった。Si内部にレーザー集光を行うと、Siの3.6という高い屈折率と大きな入射角度のせいで発生した球面収差によって自然と長尺集光される。このため加工形状も幅1 μm長さ60 μm程度の非常にアスペクト比の高いものとなった。5章で述べたガラスとは異なり、マイクロクラックの等方的な発生がないので、ダイシングライン周辺へのウェハのダメージがほとんどなく、ダイシングのための内部加工としては利用的な形状を得ることができた。また、内部加工のサイズはパルス幅10 nsのNd:YVO<sub>4</sub>レーザーを用いた場合、パルスエネルギー10 μJで飽和することも示した。

また、レーザーのパルス幅を長くすることで、Si内部の表面近くにレーザーを集光した場合、直進性の高い亀裂をウェハ表面に安定して形成できることを示した。このため内部加工を施したSiウェハの分離に必要な曲げ応力は、レーザーのパルス幅に大きく依存したほぼ、厚さ300 μmのSiウェハに対して、レーザースキャンを13層行い280 μm程度の長さの内部加工を行った試料の分離に必要な曲げ応力は、パルス幅が10 nsの時は70 MPa程度必要であるが、パルス幅が50 nsの時は20 MPa程度、パルス幅が100 nsの時は6 MPa程度まで低下させることができた。パルス幅を長くしても、内部加工の幅はほとんど変化しなかったので、パルス幅が100 ns以上のレーザーを用いることがSiウェハに対して、低ストレスでチップ化するのには適していることを明らかにした。また、EBSD観察およびHRTEM観察から、割断面の奥行方向に発生する転位は、最大で1 μm程度しかなく、極めて熱影響が少ないことが分かった。

## 第7章

第5章、第6章の結果を踏まえて、プロセスの最適化を行った。パルス幅10 nsで波長532 nmのNd:YVO<sub>4</sub>レーザーおよびパルス幅200 nsのYbファイバーレーザーの2つを搭載したハイブリッドレーザーダイシング装置を用いることで、ガラス・Si積層ウェハに対しても安定かつ高速でダイシングに必要な内部加工ができる事を示した。また、レーザー加工済みウェハに曲げ応力を自動で加えることのできる自動チップ化装置を開発した。この2つの装置を用いることで、ガラス/Si積層ウェハの新たな高速ダイシング技術を確立した。本技術は、デブリの発生がほとんどなく、また、ブレードダイシングに比べて圧倒的に速い加工時間を達成することができる。レジストによるウェハの保護も不要であるため、MEMSダイシングのキー技術となると考えられる。

以上の結果、フェムト秒レーザー照射によってSiの表面数nmの結晶構造を制御できることが明らかになり、これによる極薄の表面改質技術の可能性を示した。また、パルス幅10 nsのNd:YVO<sub>4</sub>レーザーとパルス幅200 nsのYbファイバーレーザーを搭載したハイブリ

ッドレーザーダイシング装置を用いることで、ガラスと Si の表面および内部に亀裂を発生させることができ、これにより低ストレスでデブリフリーなダイシングが実現可能であることを明らかにしたこれらの新しいレーザープロセスは、今後より精密さが求められる半導体・MEMS 分野の発展に大きく貢献すると考えられる。

## 謝辞

本研究の遂行に際し、終始懇意なるご指導、ご鞭撻を賜りました、乗松孝好教授、中井光男准教授、レーザー技術総合研究所の藤田雅之主任研究員に深厚なる謝意を表します。

本研究は、大阪大学レーザーエネルギー学研究センターにおいて行われたものであり、素晴らしい研究の場を提供して下さいました井澤靖和名誉教授（前センター長）並びに三間圓興教授（現センター長）に深く感謝いたします。

また、本論文の作成に当たり、貴重なご指導とご助言を頂きました。猿倉信彦教授、河仲準二准教授に深厚なる謝意を表します。

本研究を進めるにあたり、惜しみないご協力をいただきました、宮永憲明教授、節原裕一教授、中田芳樹准教授、阿倍信行准教授、塙本雅裕准教授、山中千博准教授、佐野智一助教、末田敬一研究員、東北大学工学研究科の江刺正喜教授、田中秀治准教授、福士秀幸研究員ならびに京都大学化学研究所の阪部周二教授、橋田昌樹准教授、時田茂樹助教に心から感謝いたします。

さらに、大学院在学中に講義などを通じてご指導いただきました、加賀昭和教授、谷村克己教授、堀池寛教授、栗津邦夫教授、竹田敏一教授、山中伸介教授、西嶋茂宏教授、池道彦教授、澤木昌典教授、下田吉之教授、盛岡通教授、東海明宏教授、泉佳伸准教授、宇佐正美准教授、桐原聰秀准教授、福田知弘准教授に謝意を示します。

また、大阪大学レーザーエネルギー学研究センターにおいて、ご指導ご助言を頂きました、實野孝久教授、西村博明教授、椿本孝治助教、長井圭治助教、藤岡慎介助教、藤本靖助教、吉田英次研究員、藤岡加奈研究員、本越伸二研究員、島田義則研究員に深く感謝いたします。

あわせて、大阪大学レーザーエネルギー学研究センターにおいて研究生活の苦楽を共にし、活発な議論、ご協力、激励をいただきました、岡田大博士、小川奏博士、染川智弘博士、古瀬裕章博士、川嶋利幸博士、池川恭史博士、安原亮博士、片井隆志博士、Pearce Stuart John 博士、佐藤英児研究員、竹内康樹氏、田辺稔氏、栗田隆史氏、関根尊史氏、吉田陽氏、鶴見洋輔氏、安野裕介氏、多田尚史氏、濱村隆司氏、三上勝大氏をはじめ諸氏にお礼申し上げます。また、その他様々な形でご協力いただいた大阪大学レーザーエネルギー学研究センターの職員の方々に深く感謝いたします。

最後に、私の大学院進学に対して寛大な理解ならび、精神的、経済的な支援をいただきました家族に心から感謝いたします。

## 参考文献

- (1) T. H. Maiman, " Stimulated Optical Radiation in Ruby" Nature, 187, pp. 493-494 (1960)
- (2) A. Neumerister, R. Himmelhuber, C. Materlik, T. Temme, F. Pape, H-H, Gatzen and A. Ostendorf, " property of Three-Dimensional Precision Objects Fabricated by Using Laser Based Micro Stereo Lithograph" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 3, 2, pp. 67-72 (2008)
- (3) A. Horn, I. Mingareev and A. Werth "Investigation on Melting and Welding of Glass by Ultra-short Laser Radiation" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 3, 2, pp. 114-118 (2008)
- (4) Z. B. Wang, W. Guo, B. Luk'yanchuk, D. J. Whitehead, L. Li and Z. Liu "Optical Near-field Interaction between Neighboring Micro/Nano-Particles" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 3, 1, pp. 14-18 (2008)
- (5) V. Schmidt, L. Kuna, V. Satzinger, G. Jakopic and G. Leising "Two-Photon 3D lithography: A Versatile Fabrication Method for Complex 3D shapes and Optical Interconnects within the Scope of Innovative Industrial Application" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 2, 3, pp. 170-177 (2007)
- (6) Z. Q. Hung, M. H. Hong, K. S. Tiaw and Q. Y. Lin "Quality Glass Processing by Laser Induced Backside Wet Etching" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 2, 3, pp. 194-199 (2008)
- (7) W. Guo, Z. B. Wang, L. Li, Z. Liu, B. Luk'yanchuk and D. J. Whitehead " Laser Parallel Nanopatterning of Lines and Cueves by Micro-Particles Lens Arrays" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 2 3, pp. 212-215 (2008)
- (8) J. -H. Klein-Wiele, J. Békési, P. Simon and J. Ihlemann "Fabrication of SiO<sub>2</sub> Phase Gratings by UV Laser Paterning of Silicon Suboxide Layers and Subsequent Oxidation" Journal of Laser Micro/ Nano engineering, 1, 3, pp. 211-214 (2008)
- (9) J. Reif, O. Varlamova and F. Costache "Femtosecond laser induced nanostructure formation: self-organization control parameters" Applied Physics A, 92, pp.1019-1024 (2008)
- (10) G. Kamlage, T. Bauer, A. Ostendorf and B. N. Chichkov "Deep Drilling of metals by femtosecond laser pulses" Applied Physics A, 77, pp. 307-310 (2003)
- (11) J. Qiu, K. Miura and K. Hirao " Femtosecond laser-induced microfeatures in glasses and their application" Journal of Non-crystalline Solid, 354, pp. 1100-1111 (2008)
- (12) D. Dhupa, B. Doloi and B. Bhattacharyya " Pulsed Nd:YAG laser turning of micro-groove on aluminum oxide ceramic (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)" International Journal of Machine Tools & Manufacture, 48, pp. 236-248 (2008)
- (13) Z. Guo, S. Qu, Y. Han and S. Liu " Multi-photon fabrication of two-dimensional periodic structure by three interfered femtosecond laser pulses on the surface of the silica glass" Optics

Communication, 280, pp. 23-26 (2007)

- (14) T. Sano, M. Yanai, E. Ohmura, Y. Nomura, I. Miyamoto, A. Hirose and K. F. Kobayashi "Femtosecond laser fabrication of microspike-arrays on tungsten surface" Applied Surface Science, 247, pp. 340-346 (2005)
- (15) K. König, I. Riemann, F. Stracke and R. L. Harzic " Nanoprocessing with nanojoule near-infrared femtosecond laser pulses" Medical Laser Application, 20, pp. 164-184 (2005)
- (16) L. Shah, J. Tawney, M. Richardson and K. Richardson " Femtosecond laser deep hole drilling silicate glass in air" Applied Surface Science, 183, pp. 151-164 (2001)
- (17) T. H. R. Crawford, A. Borowiec and H. K. Haugen "Femtosecond laser micromachining of groove in silicon with 800 nm pulses" Applied Physics A, 80, pp. 1717-1724 (2005)
- (18) Jia-Min Shieh, Z-H. Chen, B-T. Dai, Y-C. Wang, A. Zaitsev and C-L. Pan "Near-infrared femtosecond laser-induced crystallization of amorphous silicon" Applied Physics Letters, 85, 7, pp. 1232-1234 (2004)
- (19) Y. Nakata, H. Kaki and S. Horita "Influence of the Beam Irradiation Conditions on an Si Film Melting-Crystallized by a Nd:YAG pulse Laser Beam with Linear Polarization" Japanese Journal of Applied Physics, 43, 5A, pp. 2630-2635 (2004)
- (20) S. Horita, Y. Nakata and A. Shimoyama "Alignment of grain Boundary in a Si film crystallized by a linearly polarized laser beam on a glass substrate" Applied Physics Letters, 78, 15, pp. 2250-2252 (2001)
- (21) J. S. Im, R. S. S. Sposili and M. A. Crowder "Single-crystal Si films for thin-film transistor devices" Applied Physics Letters, 70, 25, pp. 3434-3436, (1997)
- (22) B. Tan "Deep micro hole drilling in a silicon substrate using multi-bursts of nanosecond UV laser pulses" Journal of Micromechanics and Microengineering, 16, pp. 109-112 (2006)
- (23) M. Hatano, S. Moon, M. Lee, K. Suzui and C. P. Grigoropoulos "In situ and ex situ diagnostics on melting and resolidification dynamics of amorphous and polycrystalline silicon thin films during excimer laser annealing" Journal of Non-Crystalline Solid, 266-269, pp. 654-658 (2000)
- (24) K. Miura, J. Qiu, S. Fujiwara, S. Sakaguchi and K. Hirao " Three-dimensional optical memory with rewriteable and ultrahigh density using the valence-state change of samarium ions" Applied Physics Letters, 80, 13, pp. 2263-2265 (2002)
- (25) J-Y. Cheng, M-H. Yen, C-W. Wei, Y-C. Chuang and T-H. Young " Crack-free direct-writing on glass using a low-power UV laser in the manufacture of a microfluidic chip" Journal of Micromechanics and Microengineering, 15, pp. 1147-1156 (2005)
- (26) Y- C. Wang, C-L. Pan, J-M. Shieh and B-T. Dai "Dopant profile engineering by near-infrared femtosecond laser activation" Applied Physics Letters, 88, pp. 131104-1-131104-3 (2006)
- (27) 小原實, 神成文彦, 佐藤俊一 "レーザー応用光学" Vol.1, pp. 103-104, 共立出版 (1998)
- (28) レーザー学会 編 "レーザーハンドブック" Vol.2, pp. 445-454, オーム社 (2005)

- (29) D. Strickland and G. Mourou "Compression of Amplified chirped optical pulses" *Optics Communications*, 56, pp. 219-221 (1985)
- (30) 永井治彦 "レーザープロセス技術 増補改定版" Vol.1, pp. 130-133, オプトロニクス社 (2008)
- (31) レーザー学会 編 "レーザーハンドブック" Vol. 2, pp. 226-228, オーム社 (2005)
- (32) 永井治彦 "レーザープロセス技術 増補改定版" Vol. 1, pp. 85-106, オプトロニクス社 (2008)
- (33) レーザー学会 編 "レーザーハンドブック" Vol. 2, pp. 231-236, オーム社 (2005)
- (34) 永井治彦 "レーザープロセス技術 増補改定版" Vol. 1, pp. 106-118, オプトロニクス社 (2008)
- (35) レーザー学会 編 "レーザーハンドブック" Vol. 2, pp. 305-311, オーム社 (2005)
- (36) 永井治彦 "レーザープロセス技術 増補改定版" Vol. 1, pp. 164-178, オプトロニクス社 (2008)
- (37) 永井治彦 "レーザープロセス技術 増補改定版" Vol. 1, pp. 184-189, オプトロニクス社 (2008)
- (38) レーザー学会 編 "レーザーハンドブック" Vol. 2, pp. 114-115, オーム社 (2005)
- (39) 河東田隆 編著 "半導体評価技術" Vol. 9, pp. 159-308, 産業図書社 (2006)
- (40) 次世代レーザープロセシングとその産業応用調査専門委員会 編 "最新レーザープロセシングの基礎と産業応用" Vol. 1, pp. 173-211, オーム社 (2007)
- (41) UCS 半導体基盤技術研究会 編 大見忠弘, 新田雄久 監修 "シリコンの科学" Vol.1, pp. 983-1023 リアライズ社 (1996)
- (42) E. D. Palik "Handbook of Optical Constants of Solid" Vol1, pp. 547-586, Academic Press (1985)
- (43) M. S K Fuchs "Optical properties of liquid silicon: the integral equation approach" *Journal of Physics: Condensed Matter*, 12, pp. 4341-4351 (2000)
- (44) 伊藤節郎 "ガラスの機能と応用" レーザー加工学会誌, 13 2, pp. 22-27 (2006)
- (45) S.Nolte, C. Monnma, H. Jacobs, A. Tünnerman, B. N. Chichkov, B. Wellegehausen and H. Welling "ablation of metal by ultrashort laser pulses" *Journal of the Optical Society of America B*, 14, 10, pp. 2716-2722 (1997)
- (46) S. Nakamura, K. Midorikawa, H. Kumagai, M. Obara and K. Toyoda "Effect of pulse Duration on Ablation Characteristics of Tetrafluoroethylene-hexafluoropropylene Copolymer Film Using Ti:Sapphire Laser" *Japanese Journal of Applied Physics*, 35 pp. 101-106 (1996)
- (47) B.N. Chichkov, C. Momma, S. Nolte, F. von Alvensleben and Tünnermann "Femtosecond, picoseconds and nanosecond laser ablation of solid" *Applied Physics A*, 63, pp. 109-115 (1996)
- (48) E.G.Gamaly, A. V. Rode, B. Luther-Davies and V. T. Tikhonchuk "Ablation of solid by femtosecond lasers: Ablation mechanism and ablation threshold for metals and dielectrics"

- Physics of Plasmas, 9, 3, pp. 949-957 (2002)
- (49) S. I. Anisimov, B. Rethfeld "Theory of ultrashort laser pulse interaction with a metal" Proceedings of SPIE, 3093, 192, pp. 192-203 (1997)
- (50) P. Stapfli, and K. H. Bennemann " Theory for the instability of the diamond structure of Si, Ge, and C induced by a dense electron-hole plasma" Physical Review B, 42, 11, pp. 7163-7173 (1990)
- (51) C.W.Siders, A. Cavalleri, K. Sokolowski-Tinten, T. Guo, C. Töth, R. Jimenez, C. Rose-Petrucci, M. Kammler, M. H. von Hoegen, D. von der Linde, k. R. Wilson and C. P. J. Barty "Ultrafast movies of atomic motion with femtosecond laser-based x-rays" Proceedings of SPIE , 3776, 302, pp. 302-311 (1999)
- (52) J. Bonse S. M. Wiggins and J. Solis "Ultrafast phase transition after femtosecond laser irradiation of indium phosphide" Journal of Applied Physics, 96, 5, pp. 2628-2631 (2004)
- (53) K. Sokolowski-Tinten, J. Bialkowski, M. Boing, A. Cavalleri and D. von der Linde " Thermal and nonthermal melting of gallium arsenide after femtosecond laser excitation" Physical Revier B, 58, 18, pp. 805-808 (1998)
- (54) B. Rethfeld. K. Sokolowski-Tinten, D. von der Linde and S. I. Anisimov "Timescales in the response of materials to femtosecond laser excitation" Applied Physics A, 79, pp. 767-769 (2004)
- (55) S. Martin, A. Hertwig, M. lenzner, J. Krüger and W. Kautek "Spot-size dependence of the ablation threshold in dielectrics for femtosecond laser pulses" Applied Physics A, 77, pp. 883-884 (2003)
- (56) J. Bonse, K. -W. Brzezinka, A. J. Meixner "Modifying single-crystalline silicon by femtosecond laser pulses: an analysis by micro Raman spectroscopy, scanning laser microscopy and atomic force microscopy" Applied Surface Science, 221, pp. 215-230 (2004)
- (57) 菊池正典 監修 "半導体製造装置" Vol. 1, pp. 118-119, 日本実業出版社 (2008)
- (58) 菊池正典 監修 "半導体製造装置" Vol. 1, pp. 120-123, 日本実業出版社 (2008)
- (59) 田久真也, 黒澤哲也, 清水紀子, 原田亨 "薄型チップを高強度化するダイシング技術" 電子情報通信学会論文誌 C, 91-C, 11, pp. 603-609 (2008)
- (60) N. Bärsch, K. Körber, A. Ostendorf and K. H. Tönshoff "Ablation and cutting of planar silicon devices using femtosecond laser pulses" Applied Physics A, 77, pp. 237-242 (2003)
- (61) M. Mendes, I. Shklyar, J. Fu, C. Porneala, X. Song, and Serel " Application of Short Pulsed UV Lasers" Proceedings of ICALEO 2008 Laser Microprocessing Conference, pp. 392-398 (2008)
- (62) Y. Kozuki, S. Perrottet, P. Durrant and B. Richerzhagen " Gentle dicing of thin semiconductor materials by water-jet-guides laser" Proceedings of LAMP 2006, #06-126 (2006)
- (63) M. D. Marco, A. Pauchard, A. Spiegel, B. Richerzhagen and N. U. Kling "Dicing of HB-LED

- Devices Embedded in Copper Substrate" Proceedings of ICALEO 2008 Laser Microprocessing Conference, pp. 1-5 (2008)
- (64) K. Fukumitsu, M. Kumagai, E. Ohmura, H. Morita, K. Atsumi and N. Uchiyama "The Mechanism of Semiconductor Wafer Dicing by Stealth Dicing Technology" Proceedings of LAMP2006, #06-124 (2006)
- (65) T. Monodane and E. Ohmura, F. Fukuyo, K. Fukumitsu, H. Morita and Y. Hirata "Thermo-Elastic-Plastic Analysis on Internal Processing Phenomena of Single-Crystal Silicon by nanosecond Laser" Proceedings of LAMP2006, #06-125 (2006)
- (66) E. Ohmura, M. Kumagai, K. Fukumitsu, K. Kuno, M. Nakano and H. Morita "Internal modification of Ultra Thin Silicon Wafer by Permeable Pulse Laser" Proceedings of LPM2007, #07-33 (2007)
- (67) 有田潔, 岩井哲博, 土師宏, 新田永留夢, 狩豊, 荒井一尚 "プラズマによるウェハ加工変質層の除去技術" Proceedings of Mate2002, pp. 87-92 (2002)
- (68) 須賀唯知 監修 "3 次元システムインパッケージと材料技術" Vol.1, pp. 72-82, シーエム シー出版 (2007)
- (69) L. Sudrie, A. Couairon, M. Franco, B. Lamouroux, B. Prade, S. Tzortzakis and A. Mysyrowicz "Femtosecond Laser-Induced Damage and Filamentary Propagation in Fused Silica" Physical Review Letters, 89, 18, pp. 186601-1-186601-4 (2002)
- (70) 沖山俊裕 "レーザー割断" 精密工学会誌, 60, 2, pp. 196-199 (1994)
- (71) 山本幸司, 羽阪登, 森田英毅, 大村悦二 "ガラスのレーザースクライブにおける熱応力解析" 精密工学会誌, 71, 9, pp. 1157-1162 (2005)
- (72) 今井康文, 才木明秀, 本村文孝 "移動熱源による自由縁近傍の熱応力割断" 日本機械学会論文集(A編), 68, 670, pp. 993-998 (2002)
- (73) G. Lu, A. Kotousov and E. Siores "Elementary mathematical theory of thermal stresses and feature during welding and cutting" Journal of Materials Processing Technology, 89-90, pp. 298-302 (1999)
- (74) C-H. Tsai and H-W. Chen "Laser cutting of thick ceramic substrates by controlled fracture technique" Journal of Materials Processing Technology, 136, pp. 166-173 (2003)

## 業績目録

・学術雑誌に発表した論文 7 件

1. Yu. Izawa, Y. Setsuhara, M. Hashida, M. Fujita and Y. Izawa "Ablation and Amorphization of Crystalline Si by Femtosecond and Picosecond Laser Irradiation" Japanese Journal of Applied Physics, 45, pp. 5791-5794, 7 (2006)
2. 井澤友策, 時田茂樹, 橋田昌樹, 藤田雅之, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーと単結晶 Si の超高速相互作用” レーザー研究, 第 34 卷 11 号 pp.773-778 (2006)
3. Yusaku Izawa, Yuichi Setsuhara, Masayuki Fujita, Ryuichiro Sasaki, Hiroyuki Nagai, Makoto Yoshida, and Yasukazu Izawa "Ultrathin amorphous Si layer formation by femtosecond laser pulse irradiation" Applied Physics Letters, 90, pp. 044107-1-044107-2 (2007)
4. Y. Izawa, Y. Tsurumi., S. Tanaka, H. Kikuchi, K. Sueda, Y. Nakata, M. Esashi, N. Miyanaga, and M. Fujita "Debris-free Laser-assisted Low-stress Dicing for Multi-layered MEMS –Separation Method of Glass Layer–" IEEJ Trans MS, 128, 3, pp. 91-96 (2008)
5. Y. Izawa, Y. Tsurumi., S. Tanaka, H. Kikuchi, K. Sueda, Y. Nakata, M. Esashi, N. Miyanaga, and M. Fujita "Debris-Free High-Speed Laser-Assisted Low-Stress Dicing for Multi-Layered MEMS" IEEJ Trans MS, in press
6. Yu. Izawa, S. Tokita, M. Fujita, T. Norimatsu, and Y. Izawa "Ultra Fast Melting Process in Femtosecond Laser Crystallization of Thin a-Si Layer" Applied Surface Science, in press
7. Yusaku Izawa, Shigeki Tokita, Masayuki Fujita, Mitsuo Nakai, Takayoshi Norimatsu, and Yasukazu Izawa "Ultra thin amorphization of single-crystal silicon by ultra violet femtosecond laser pulse irradiation" Journal of Applied Physics, in press

・国内学会・国際会議で発表した論文 12 件

1. 井澤友策, 節原裕一, 藤田雅之, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーを用いた半導体微細加工” レーザー学会第 343 回研究会報告, pp.19-25, (2005)
2. K. Tanaka, Yu. Izawa, M. Kubo, M. Fujita, M. Nakai and T. Norimatsu "Femtosecond-laser-induced periodic structures on SiO<sub>2</sub> surface with copper coating" Proceedings of The 12th International Display Workshops in conjunction with Asia Display 2005 Volume 2, MEMS4-3, pp. 2025-2028 (2005)
3. 田中健一郎, 井澤友策, 久保雅男, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “フェムト秒レーザーを用いた金属コーティング光学部品表面へのナノ構造形成” 第 6 5 回レーザ加工学会講演論文集, pp. 135-140 (2005)
4. 田中健一郎, 井澤友策, 久保雅男, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “フェムト秒レーザーによる金属コーティング石英ガラスへのナノ周期構造形成” 第 12 回エレクトロニクス

- におけるマイクロ接合・実装技術シンポジウム論文集, Vol.12, pp. 495-500 (2006)
5. Yu. Izawa, M. Fujita, Y. Setsuhara, and Y. Izawa "Crystallization of amorphous Si layer on crystalline Si by femtosecond laser" Proceedings of LAMP 2006 the forth international congress on Laser Advanced Material Processing, #06-75 Tu3-1#57 (2006)
  6. Yu. Izawa, S. Tokita, M. Fujita, M. Hashida, and Y. Izawa "Characteristics of near-infrared and visible femtosecond laser processing for semiconductor" Proceedings of The 13th International Display Workshops, Volume 2, MEMS3-4 pp. 1573-1576 (2006)
  7. Yu. Izawa, M. Fujita, S. Tokita, T. Norimatsu, and Y. Izawa "Ultra low energy crystallization process for Si by femtosecond laser irradiation" Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Symposium on Laser Precise Microfabrication, #07-04:We S1-07 (2007)
  8. Y. Izawa, Y. Tsurumi, S. Tanaka, H. Kikuchi, K. Sueda, Y. Nakata, M. Esashi, N. Miyanaga, and M. Fujita "Debris-free Laser-assisted Low-stress Dicing for Multi-layered MEMS –Separation Method of Glass Layer–" Proceedings of the 24<sup>th</sup> Sensor Symposium2007, pp. 19-23 (2007)
  9. Y. Izawa, S. Tanaka, H. Kikuchi, Y. Tsurumi, N. Miyanaga, M. Esahi and M. Fujita "DEBRIS-FREE IN AIR LASER DICING FOR MULTI-LAYER MEMS BY PERFORATED INTERNAL TRANSFORMATION AND THERMALLY INDUCED CRACK PROPAGATION" Proceedings of the 21<sup>st</sup> IEEE Internal Conference on Micro Electro Mechanical Systems MEMS 2008, pp. 822-827 (2008)
  10. Masayuki Fujita, Yusaku Izawa, Yosuke Tsurumi, Shuji Tanaka, Hideyuki Fyukushi, Keiichi Sueda, Yoshiki Nakata, Noriaki Miyanaga, and Masayoshi Esashi "DEBRIS-FREE LASER DICING FOR MULTI LAYERED MEMS" Proceedings of 27<sup>th</sup> INTERNATIONAL CONGRESS ON APPLICATIONS OF LASERS & ELECTRO-OPTICS, pp. 6-10 (2008)
  11. Masayuki Fujita, Yusaku Izawa, Yosuke Tsurumi, Shuji Tanaka, Hideyuki Fyukushi, Keiichi Sueda, Yoshiki Nakata, Noriaki Miyanaga, and Masayoshi Esashi "DEBRIS-FREE LASER DICING FOR MULTI LAYERED MEMS" Proceedings of 15<sup>th</sup> International Display workshops IDW'08, pp. 1329-1332 (2008)
  12. 井澤友策, 鶴見洋輔, 田中秀治, 福士秀幸, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲明, 藤田雅之 "積層 MEMS のためのパルスレーザー支援低ストレスダイシング技術の開発" Mate2009 エレクトロニクスにおけるマイクロ接合・実装技術シンポジウム論文集, pp. 319-324 (2009)

#### ・学術雑誌又は商業誌における解説, 総説 4 件

1. 井澤友策, 藤田雅之 "フェムト秒レーザーを用いた半導体微細加工" オプトロニクス, vol25, No.292, pp. 181- 184 (2006)
2. 井澤友策, 藤田雅之 "フェムト秒レーザーによる半導体の超高速相転移" OplusE, Vol.

30, No. 5, pp. 475-479 (2008)

3. 藤田雅之, 井澤友策 “フェムト秒レーザー加工の現状と将来動向” レーザー研究 Vol36, No. 5, pp.257-262 (2008)
4. 井澤友策, 藤田雅之“半導体のフェムト秒レーザー加工特性 一アブレーションとアモルファス化一” 光アライアンス 2008, Vol. 19, No. 12, pp. 28-32 (2008)

#### ・紀要論文 4 件

1. Yu. Izawa, T. Setsuhara, M. Fujita, and Y. Izawa “Ablation and amorphization of crystalline Si by femtosecond and picoseconds laser irradiation” Annual Progress Report 2005 of Institute of Laser Engineering, Osaka University, pp. 181-184 (2006)
2. Yu. Izawa, S. Tokita, N. Fujita, T. Norimatsu, and Y. Izawa “Ultra fast crystallization of amorphous Si by femtosecond laser irradiation” Annual Progress Report 2006 of Institute of Laser Engineering, Osaka University, pp. 221-224 (2007)
3. Yu. Izawa, S. Tokita, N. Fujita, T. Norimatsu, and Y. Izawa “The Time-resolved Measurement of Ultrafast Melting Process in the Femtosecond laser Crystallization for Si” Annual Progress Report 2007 of Institute of Laser Engineering, Osaka University, pp. 207-208 (2008)
4. Y. Tsurumi, Y. Izawa, H. Kikuchi, K. Sueda, Y. Nakata, M. Esashi, N. Miyanaga, S. Tanaka, and M. Fujita “Debris-free Low-stress Dicing Assisted by pulsed Laser for Multi-Layered MEMS” Annual Progress Report 2007 of Institute of Laser Engineering, Osaka University, pp. 209-210 (2008)

#### ・国際会議における発表 13 件

1. ○Yu. Izawa, M. Fujita, Y. Setsuhara, M. Hashida, Y. Izawa “Surface modification of crystalline Si irradiated by femtosecond laser pulses” CLEO/Europe-EQEC 2005, CM-2-WED, Internationals Congress Center Munchen, 2005 年 6 月
2. ○M. Fujita, A. Kinoshita, Y. Wada, Yu. Izawa, M. Hashida, H. Nakano, Y. Izawa, and C. Yamanaka “Possibility of Controllable Ablation by Femtosecond Lasers” CLEO/Europe - EQEC 2005, CM-3-WED, Internationals Congress Center Munchen, 2005 年 6 月
3. ○Yu. Izawa, M. Fujita, Y. Setsuhara, Y. Izawa “Crystallization of amorphous Si layer on crystalline Si by femtosecond laser” LAMP 2006, LPM-03#57, Kyoto Research Park, 2006 年 5 月
4. ○K. Tanaka, Yu. Izawa, M. Kubo, M. Fujita, M. Nakai and T. Norimatsu “Femtosecond-laser-induced periodic structures on SiO<sub>2</sub> surface with copper coating” IDW/AD '05 The 12th International Display Workshops in conjunction with Asia Display 2005, Sunport Takamatsu, Takamatsu, Japan, 2005 年 12 月
5. ○M. Fujita, Yu. Izawa, M.i Hashida, Y. Setsuhara, Y. Izawa, C. Yamanaka “Ultrafast Phase

Transition of Si by Femtosecond Laser Pulse Irradiation" GCL/HPL2006 (XVI. International Symposium on Gas Flow and Chemical Lasers & High Power Lasers Conference), 2006/Sept. 4-8, Gmunden, Austria, 2006 年 9 月

6. ○Yu. Izawa, S. Tokita, M. Fujita, M. Hashida, Y. Izawa "Characteristics of near-infrared and visible femtosecond laser processing for semiconductor" The 13th International Display Workshops, MEMS3-4, Otsu prince hotel, Otsu, Japan, 2006 年 12 月
7. ○Yu. Izawa, M. Fujita, S. Tokita, T. Norimatsu, Y. Izawa "Ultra low energy crystallization process for Si by femtosecond laser irradiation" The 8<sup>th</sup> International Symposium on laser precise microfabrication, We S1-07, University of Vienna, Vienna, Austria, 2007 年 4 月
8. ○M. Fujita, C. Yamanaka, Yu. Izawa, Y. Izawa, S. Tokita "Ultrafast phase transition of Si by femtosecond laser pulse irradiation" IFS2007, FPo59, Kobe, Japan, 2008 年 9 月
9. ○Y. Izawa, S. Tanaka, H. Kikuchi, Y. Tsurumi, N. Miyanaga, M. Esahi and M. Fujita "DEBRIS-FREE IN AIR LASER DICING FOR MULTI-LAYER MEMS BY PERFORATED INTERNAL TRANSFORMATION AND THERMALLY-INDUCED CRACK PROPAGATION" The 21<sup>st</sup> IEEE Internal Conference on Micro Electro Mechanical Systems MEMS 2008, 162-T, JW Marriot to Starr Pass, Tucson, Arizona, USA, 2008 年 1 月
10. ○Yu. Izawa, S. Tokita, M. Fujita, T. Norimatsu, Y. Izawa "Ultra Fast Melting Process in Femtosecond Laser Crystallization of Thin a-Si Layer" 6th International Conference on Photo-Excited Process and Applications, P-62, Sapporo, Hokkaido, Japan, 2008 年 9 月
11. ○Masayuki Fujita, Yusaku Izawa, Yosuke Tsurumi, Shuji Tanaka, Hideyuki Fukushi, Keiichi Sueda, Yoshiki Nakata, Noriaki Miyanaga, Masayoshi Esashi "DEBRIS-FREE LASER DICING FOR MULTI LAYERED MEMS" 27th INTERNATIONAL CONGRESS ON APPLICATIONS OF LASERS & ELECTRO-OPTICS, M102, Pechanga Resort & Casino Temecula, CA, USA, 2008 年 10 月
12. ○Masayuki Fujita, Yusaku Izawa, Yosuke Tsurumi, Shuji Tanaka, Hideyuki Fyukushi, Keiichi Sueda, Yoshiki Nakata, Noriaki Miyanaga, Masayoshi Esashi "DEBRIS-FREE LASER DICING FOR MULTI LAYERED MEMS" 15<sup>th</sup> International Display workshops IDW'08, MEMS3-2, TOKI MESSE NIIGATA CONVENTION CENTER, NIIGATA, JAPAN, 2008 年 12 月
13. ○Masayuki Fujita, Yusaku Izawa, Yosuke Tsurumi, Shuji Tanaka, Hideyuki Fyukushi, Keiichi Sueda, Yoshiki Nakata, Noriaki Miyanaga, Masayoshi Esashi (Invited) "Low-stress dicing assited by pulsed laser for multilayer MEMS" Photonics West 2009, 7202-14, San Jose Convention Center, San Jose, CA, USA, 2009 年 1 月

#### ・国内学会における発表 32 件

1. ○木下篤, 井澤友策, 藤田雅之, 橋田昌樹, 井澤靖和 "半導体のフェムト秒レーザーア

ブレーション” レーザー学会学術講演会第 25 回年次大会, 21aVIII10, けいはんなプラザ, 2005 年 1 月

2. ○藤田雅之, 木下篤, 和田勇次郎, 井澤友策, 橋田昌樹, 中野人志, 井澤靖和, 山中千代衛 “金属・セラミックス・半導体のフェムト秒レーザ加工特性” K407-B1-3-011, 徳島大学, 電気学会全国大会, 2005 年 3 月
3. ○井澤友策, 藤田雅之, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーアブレーションによる半導体と絶縁体のナノ周期構造” 第 52 回応用物理学関係連合講演会, 31p-YR-1, 埼玉大学, 2005 年 3 月
4. ○井澤友策, 節原裕一, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “低エネルギー密度領域におけるフェムト秒レーザーと単結晶 Si の相互作用” 第 66 回応用物理学会学術講演会, 8p-B-8, 徳島大学常三島キャンパス, 2005 年 9 月
5. ○井澤友策, 田中健一郎, 久保雅男, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “フェムト秒レーザーアブレーションによる銅コート  $\text{SiO}_2$  のナノ周期構造” 第 66 回応用物理学会学術講演会, 8p-B-12, 徳島大学常三島キャンパス, 2005 年 9 月
6. ○田中健一郎, 井澤友策, 久保雅男, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “フェムト秒レーザーアブレーションによる銅コート  $\text{SiO}_2$  のナノ周期構造 II” 第 66 回応用物理学会学術講演会, 8p-B-12, 徳島大学常三島キャンパス, 2005 年 9 月
7. ○田中健一郎, 井澤友策, 久保雅男, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “フェムト秒レーザを用いた金属コーティング光学部品表面へのナノ構造形成” 第 65 回レーザ加工学会, 上智大学四谷キャンパス, 2005 年 12 月
8. ○井澤友策, 節原裕一, 藤田雅之, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーを用いた半導体微細加工” レーザー学会第 343 回研究会, RTM-05-54, 広島ガーデンパレス, 2005 年 12 月
9. ○田中健一郎, 井澤友策, 久保雅男, 藤田雅之, 中井光男, 乗松孝好 “フェムト秒レーザによる金属コーティング石英ガラスへのナノ周期構造形成” 第 12 回エレクトロニクスにおけるマイクロ接合・実装技術シンポジウム, No 98, パシフィコ横浜, 2006 年 2 月
10. ○井澤友策, 節原裕一, 藤田雅之, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーを用いた Si 表面改質” レーザー学会学術講演会第 26 回年次大会, 10pIV12, 大宮ソニックシティ, 2006 年 2 月
11. ○藤田雅之, 井澤友策, 近田和敬, 中野仁志, 塚本雅裕, 井澤靖和, 山中千代衛 “フェムト秒レーザーによる表面ナノ周期構造の形成” A305-A4-3-015, 横浜国大, 平成 18 年電気学会全国大会, 2006 年 3 月
12. ○田辺 稔, 西村博明, 藤岡慎介, 犬伏雄一, 藤田雅之, 竹内康樹, 井澤友策, 三間園興 “レーザー誘起サブピコ秒 X 線パルス光源の開発” 第 53 回応用物理関係連合講演会, 24p-E-2, 武藏工業大学, 2006 年 3 月
13. ○井澤友策, 節原裕一, 藤田雅之, 井澤靖和 “フェムト秒レーザー励起によるシリコンの相転移に関する研究” 第 53 回応用物理関係連合講演会, 25p-L-2, 武藏工業大学, 2006

年 3 月

14. ○井澤友策, 節原裕一, 藤田雅之, 井澤靖和 “Si のフェムト秒レーザー加工における Pump-Probe 時間分解測定” 第 53 回応用物理関係連合講演会, 25p-L-3, 武藏工業大学, 2006 年 3 月
15. ○井澤友策, 時田茂樹, 藤田雅之, 井澤靖和 “超短パルスレーザーによる極薄アモルファス Si 層の結晶化” 第 67 回応用物理学会学術講演会, 30p-P7-8, 立命館大学琵琶湖・草津キャンパス, 2006 年 8 月
16. ○近田和敬, 中野人志, 井澤友策, 藤田雅之, 塚本雅裕 “フェムト秒レーザー生成ナノ周期構造の形成過程に関する研究” 第 67 回応用物理学会学術講演会, 29a-P1-5, 立命館大学琵琶湖・草津キャンパス, 2006 年 8 月
17. ○藤田雅之, 井澤友策, 井澤靖和, 山中千代衛 (招待講演) “半導体のフェムト秒レーザー加工 一相変化と超高速ダイナミクス” レーザー学会学術講演会第 27 回年次大会, 17pX-10, 宮崎市フェニックスシーガイアリゾート, 2007 年 1 月
18. ○井澤友策, 時田茂樹, 藤田雅之, 乗松孝好, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーによる Si の超高速相転移” レーザー学会学術講演会第 27 回年次大会, 17pX-11, 宮崎市フェニックスシーガイアリゾート, 2007 年 1 月
19. ○藤田雅之, 井澤友策, 近田和敬, 鶴見洋輔, 中野人志, 吉田実, 井澤靖和, 山中千代衛 “フェムト秒レーザーを用いた Si の相制御” 平成 19 年電気学会全国大会, K433-A4-3-011, 富山大学 五福キャンパス, 2007 年 3 月
20. ○井澤友策, 時田茂樹, 藤田雅之, 乗松孝好, 井澤靖和 “超短パルスレーザー Si 結晶化における超高速融解過程の時間分解計測” 第 68 回応用物理学術講演会, 4p-Y-1, 北海道工業大学, 2007 年 9 月
21. ○鶴見洋輔, 井澤友策, 藤田雅之, 吉田実, 宮永憲明 “フェムト秒レーザーによる誘電体表面への微細構造形成” 第 68 回応用物理学術講演会, 5p-Y-4, 北海道工業大学, 2007 年 9 月
22. ○近田和敬, 中野人志, 井澤友策, 濱村隆司, 藤田雅之 “フェムト秒レーザー生成ナノ周期構造の形成に関する研究—角度依存性” 第 68 回応用物理学術講演会, 5p-Y-5, 北海道工業大学, 2007 年 9 月
23. ○井澤友策, 鶴見洋輔, 菊池秀幸, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲明, 田中秀治, 藤田雅之 “積層 MEMS のための超短パルスレーザー支援低ストレスダイシング技術の開発” 第 68 回応用物理学術講演会, 5p-Y-14, 北海道工業大学, 2007 年 9 月
24. ○井澤友策, 鶴見洋輔, 菊池秀幸, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲明, 田中秀治, 藤田雅之 “積層 MEMS のための低ストレスレーザー支援ダイシング：ガラス層の割断法” 第 24 回 「センサ・マイクロマシンと応用システムシンポジウム」, A1-3, タワーホール船堀, 2007 年 10 月
25. ○鶴見洋輔, 井澤友策, 菊池秀幸, 田中秀治, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲

明, 藤田雅之 “積層 MEMS のためのパルスレーザー支援デブリフリー低ストレスダイシング技術の開発” レーザー学会学術講演会第 28 回年次大会, D-1aIV-3, 名古屋国際会議場, 2008 年 2 月

26. ○藤田雅之, 井澤友策, 鶴見洋輔, 福士秀幸, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲明, 田中秀治, 山中千代衛 “積層 MEMS のためのパルスレーザー支援デブリフリー低ストレスダイシング技術の開発” 平成 20 年電気学会全国大会, B-36-C3-3-003, 福岡工業大学, 2008 年 3 月
27. ○鶴見洋輔, ○井澤友策, 本越伸二, 末田敬一, 宮永憲明, 藤田雅之 “軸対称偏光フェムト秒レーザーによる Si のアブレーション加工” 第 55 回応用物理学関係連合講演会, 29p-NB-8, 日本大学理工学部船橋キャンパス, 2008 年 3 月
28. ○井澤友策, ○鶴見洋輔, 福士秀幸, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲明, 田中秀治, 藤田雅之 “積層 MEMS のための高繰り返し短パルスレーザー支援低ストレス高速ダイシング技術の開発” 第 55 回応用物理学関係連合講演会, 29p-NB-14, 日本大学理工学部船橋キャンパス, 2008 年 3 月
29. 井澤友策, ○藤田雅之 (招待講演) “フェムト秒レーザーパルスを用いた微細加工の可能性” 第 3 回集積光デバイス技術研究会, IPD08-03, ホテルまほろば, 2008 年 5 月
30. ○井澤友策, 藤田雅之, 乗松孝好, 井澤靖和 “波長可変フェムト秒レーザーを用いた Si の構造相転移” 第 69 回応用物理学会学術講演会, 4a-V-11, 中部大学, 2008 年 9 月
31. ○井澤友策, 鶴見洋輔, 末田敬一, 中田芳樹, 宮永憲明, 田中秀治, 福士秀幸, 江刺正喜, 藤田雅之 “積層 MEMS のためのデブリフリー高速レーザ支援ダイシング” 第 25 回 「センサ・マイクロマシンと応用システム」 シンポジウム, A2-2, 沖縄コンベンションセンター, 2008 年 10 月
32. ○井澤友策, 鶴見洋輔, 田中秀治, 福士秀幸, 末田敬一, 中田芳樹, 江刺正喜, 宮永憲明, 藤田雅之 “積層 MEMS のためのパルスレーザー支援低ストレスダイシング技術の開発” Mate2009 エレクトロニクスにおけるマイクロ接合・実装技術シンポジウム, パシフィコ横浜アネックスホール, B7-61, 2009 年 1 月

#### ・受賞

1. レーザー学会学術講演会第 27 回年次大会優秀論文発表賞 ○井澤友策, 時田茂樹, 藤田雅之, 乗松孝好, 井澤靖和 “フェムト秒レーザーによる Si の超高速相転移” 2007 年 4 月,

