レーザー解説

レーザーアニーリング[†]

高 井 幹 夫*

(1983年3月17日 受理)

Laser Annealing[†]

Mikio TAKAI*

(Received March 17, 1983)

1. 序

半導体への不純物添加法として従来の熱拡散法に代って制御性の良いイオン注入法が用いられているが、この方法は不純物イオンを加速して非熱平衡的に半導体中に導入するため半導体結晶中に照射損傷(欠陥)を生じる。イオン注入された半導体を再結晶化させ、注入不純物原子を活性化し、素子として用いるためには注入後のアニーリングを必要とする¹⁾。

イオン注入された半導体のアニーリング法としては、電気炉による熱アニーリングがこれまで用いられており、数100℃から1000℃までの温度で数10分から数時間の処理を必要とする¹⁾。

この電気炉によるアニーリングに代わる方法として1977年以来盛んに研究されているレーザー光を用いたアニーリング法は、^{2~7)} 現在では、単なる結晶欠陥のアニーリングにとどまらず、従来法では不可能な準安定状態を実現する方法として用いられ、最近では、オーミック接触電極の製作⁸⁾ や非晶質基板上の単結晶成長(SOI;

Silicon on Insulator)⁷⁾ などの3次元集積回路を実現する方法の1つとして研究されている。

また、レーザーアニーリングの研究に伴って、フラッシュランプや太陽光を用いた瞬時アニール技術や、^{2~8)} 電子、イオンさらにX線を用いたアニール技術⁷⁾ に関する研究も盛んに行なわれている。Fig. 1に、各種アニール法とそのアニール時間を示す。従来の電気炉によるアニーリングに比較して、レーザーアニーリングの場合には、その処理が瞬間的に行われることが分る。

レーザーアニーリングの研究は、1974年頃からソビエトで始められ、⁹⁾ 1976年以降、各国で活発に行われており、^{2~8)} シリコン(Si)やガリウム砒素(GaAs)などの半導体のアニール層に関する研究は、1979年までに詳しく行われ、その特徴が殆んど明らかになっており、最近の研究の中心としては、パルスレーザーアニーリングの機構に関する基礎的問題^{6,7)} やSOI技術に関するもの、^{6,7)} エキシマーレーザー¹⁰⁾ などの短波長レーザーを用いたもの、レーザーのパルス発振波形を整形した場合のアニール機構に関す

* 大阪大学基礎工学部(〒560 大阪府豊中市待兼山町1-1)

* Faculty of Engineering Science, Osaka University (1-1, Machikaneyama Toyonaka, Osaka 560)

† エレクトロ-optics/レーザー'83(主催:レーザー学会, CEGジャパン)セミナープログラムより転載

Fig. 1 各種アニール法とアニール時間

Table I レーザーアニーリングに用いられるレーザー装置の性能の比較

	cw Ar/Kr	Pulsed Ruby	Pulsed YAG	Repetitively Q-S YAG
Wavelength	visible	.69μm	1.06/.53μm	1.06/.53μm
Average Power	20 W	1 watt	10/1 watt	20/2 watt
Spatial Mode	TEM-00	multi	multi/TEM-00	TEM-00
Pulse Energy	-	1 - 2 J	2/0.2J	5/0.5mj
Spot Diameter	25μm	local 1 mm areas in 10 mm	5 mm	0.2 mm
Typ. Operating Flux	200 J/cm ²	1 J/cm ²	5/0.5 J/cm ²	5/0.5 J/cm ²
Overlap	1 axis 75%	-	2 axis 50%	2 axis 50%
Throughput	0.1 cm ² /sec	.01 cm ² /sec	.5 cm ² /sec	1 cm ² /sec
Pulse duration	~1 ms (Eff)	10 - 50 nsec	10- 50 nsec	50 - 100 nsec
Heated Depth	~50μm	0.1 - 0.5μm	0.5 - 1μm	0.2 - 1μm
Stability	very good	poor	fair	very good
Controllability	very good	poor	fair	very good
Operating cost/hr	\$4.00	\$1.50	\$4.00	\$1.50
Operating cost/cm ²	1.1¢	4¢	0.2¢	.04¢

するものなどである。

2. レーザー装置と照射方法

半導体のレーザーアニーリングのパラメータとしては、用いるレーザーの波長、エネルギー又はパワー密度、パルス幅又は走査速度などがあり、実際に用いるレーザーと半導体基板の組合せにより決まる。

Table I にレーザーアニーリングに用いられるレーザーの種類とその特徴を示す。また、Fig. 2 に各種半導体の光吸収係数の波長依存性を示す。これより、例えばルビーレーザーに対しては、Ge, GaAs, Siの順に効率よく光が吸収される

ことが分る。しかし、実際には、イオン注入層の吸収係数は単結晶層の値より3桁程大きく、Nd: YAGレーザーの1.06μmの波長を用いてもGaAsやSiをアニールできる。また、CO₂レーザーについても同じことが言える。

第3図に、レーザーアニーリングに用いられるパワー密度とその処理時間の関係を他の加工法と比較して示す。アニールに必要なパワー密度が、1 MW/cm²から数百MW/cm²であることが分る。

レーザー照射の方法としては、ビーム走査を用いず固定した試料に照射する静的な方法とビームまたは試料台を動かす動的な方法があり、

Fig. 2 各種半導体中の光吸収係数の波長依存性

Fig. 3 レーザ加工法のパワー密度と処理時間

後者の場合には、ガルバノメータを用いた可動鏡によるレーザービームの走査、試料台の回転または、X-Yステージによる走査等を用いる

A - MODES OF IRRADIATIONS

I static

II dynamic

(a) X-Y table

(b) Rotating table

(c) Limited area Scanning

(d) Moving optics, stationary laser and sample

Fig. 4 レーザ照射の方法

(Fig. 4)。

さらに、連続発振レーザーによるアニール時には、試料中の熱勾配を小さくしたり、冷却速度を小さくするために試料台の温度を100℃～500℃の間に保つ場合もある。

Fig. 5に、パルスレーザー照射装置の1例を示す。ビームの走査は、試料台で行っており、ビームの空間強度の一様性を得るために石英ディフューザーを用いている。各パルスごとの波形とエネルギーのモニターも同時に行える測定系を持ち、試料の過渡的な反射率と透過率の測定も可能としている。

レーザービームを走査する場合は、さらに、ビーム形状によるアニール特性の違いが生ずる。この問題は、SOI技術の部で述べる。

3. レーザーアニーリングの特徴

Fig. 1に示す各アニール法に比べてレーザー

Fig. 5 パルスレーザーアニール装置

アニーリングの持つ特徴は、

- 1) 処理時間が極めて短時間（数10ナノ秒～数百ミリ秒）であり、昇温・冷却速度が大きい、
- 2) 試料表面層（ $< 1 \mu\text{m}$ ）のみを処理でき、基板に影響を与えない、
- 3) 試料表面の任意の場所を局所的、選択的に処理できる、
- 4) 材料や結晶状態の違いによるレーザー光に対する吸収係数の差を利用して深さ方向または面内の必要部分のみを処理できる、等である。

昇温速度が大きいのは、ナノ秒（パルス）からミリ秒（CW：連続）の短時間内に試料表面層に高密度にレーザー光のエネルギーが吸収されるためであり、冷却速度が大きいのは試料基板が雰囲気温度に保たれ熱接触が良く効率的なヒートシンクとして働くからである。この冷却速度は、レーザー照射エネルギー、パルス幅、試料の熱拡散係数等に依存するが、半導体の場合にはTable IIに示す値となる。これ等の値は、電気炉によるアニーリングの場合に比べて遥かに大きく、この結果種々の特徴があらわれる。また、この急冷却速度は準安定の新材料の合成に用いられている各種の冷却法と同等の速さであり、レーザーアニーリングは新材料の合成法としても注目されている。

試料を局所的、選択的にアニールできること

Table II 冷却速度の比較

アニール法	冷却速度* (K/sec)
レーザー	
パルス { ピコ秒	$\sim 10^{10}$
ナノ秒	$\sim 10^{10}$
マイクロ秒	$\sim 10^7$
CW ミリ秒**	$10^3 \sim 10^6$
電気炉	10

* Siをアニールした場合

** ビーム走査時のビーム滞留時間

は従来法では不可能であり、ビームアニーリングの大きな特長となっている。

4. レーザーアニーリングの機構

レーザーアニーリングの機構としては、吸収されたレーザー光のエネルギーが緩和されて熱となり熱アニール効果が生じるという熱モデル¹¹⁾が一般的であるが、数十ピコから数十ナノ秒の照射時間の短いパルスレーザーアニーリングでは強励起された高密度の電子正孔対（ $\geq 10^{21}/\text{cm}^3$ ）が直接の原因となり相変化を起しその結果アニールされるというプラズマモデル¹²⁾も提唱されている。Fig. 6にレーザー光により強励起された半導体中の電子のエネルギーモード図を示す。半導体に入射したレーザーフォトン $h\nu$ は、バンド間遷移、自由電子励起等により吸収され、その結果、高密度の電子正孔対ができる。この電子系に蓄えられたエネルギーが、 $10^{-11} \sim 10^{-12}$

Fig. 6 強励起下の半導体の電子のエネルギーモード図

Table III 電子正孔対生成率と電子正孔対濃度の比較

	Q-switched Nd:YAG	Mode-locked Nd:YAG pulse train	Mode-locked Nd:YAG single pulse
PULSE DURATION τ_p	30 -nsec	30 -psec separation: 10 ns duration: about 150 ns	30 -psec
POWER DENSITY FOR CRYSTALLIZATION p	1 - 10 J/cm ² 30 - 300 MW/cm ²	1 - 10 J/cm ² min.: 300 MW/cm ² - 3 GW/cm ² max.: 3 - 30 GW/cm ²	1 - 5 J/cm ² 30 - 150 GW/cm ²
e-h PRODUCTION RATE g	$9.6 - 96 \times 10^{29}$ cm ⁻³ ·s ⁻¹	min.: $9.6 - 96 \times 10^{30}$ max.: $9.6 - 96 \times 10^{31}$	$9.6 - 48 \times 10^{32}$
e-h CONCENTRATION N _{e-h}	6.4×10^{18} cm ⁻³ at 100MW/cm ²	min.: 6.4×10^{19} at 1 GW/cm ² max.: 6.4×10^{20} at 10 GW/cm ²	6.4×10^{21} at 100 GW/cm ²

a) Solid Phase Regrowth

b) Liquid Phase Regrowth

Fig. 7 熱モデルによるイオン注入非晶質層の再結晶過程

秒程度の間に電子とフォノンの相互作用により緩和され格子系に移り熱となってアニール効果が起こるとするのが熱モデルである。いっぽう、高密度の電子正孔対プラズマの状態エネルギーが数十ナノ秒から数百ナノ秒の時間に電子系に蓄えられ、この間に原子の結合力が弱まって原子が動きやすくなり（流動状態）、その結果として原子の再配列が起り（相転位）アニールされるとするのがプラズマモデルである。Table IIIに、ピコ秒およびナノ秒パルスレーザー照射時の電子正孔対生成率と電子正孔対濃度の比較を示す。¹³⁾ これによると、プラズマ説で考えられている電子正孔対の値 ($\geq 10^{21}/\text{cm}^3$) は、ピコ秒

パルスレーザー照射時に、キャリア相互の散乱やオージェ再結合などの非線型吸収及び緩和過程をへて実現される可能性がある。

Fig. 7に、熱モデルによる結晶欠陥の回復過程を示す。連続発振レーザーによるアニールの場合には、その処理時間がミリ秒台であり、パルスレーザー照射に比べて長く、ピークパワーが低いために熔融過程を経ずに電気炉によるアニールと同様に非晶質・結晶界面より固相エピタキシャル成長により再結晶化が起る (Fig. 7 (a))。

パルスレーザーの場合には、そのパルス幅が短く、ピークパワーが大きいため試料表面層の

温度は融点に達し、液相・固相界面は内部へ移動し溶融が進む。表面近傍の溶融層は融点以上となっているため、レーザーパルスの終了後も液相界面は熱拡散により内部へ進む (Fig. 7(b))。このとき液相固相界面が基板側の単結晶層に達すると、これを種として冷却過程で注入層が単結晶成長する (液相エピタキシャル成長)。非晶質層全体が溶融されずに冷却が始まると成長層は単結晶とならず多結晶化する。この非晶質層全体を溶融するのに必要なレーザーのエネルギー密度をパルスレーザーアニーリングの臨界エネルギー密度と呼ぶ。この様に、パルスレーザーアニーリングでは、一旦溶融過程を経て結晶成長すると考えるとこれまで得られた結果を理解しやすい。

パルスレーザーアニーリングの機構を解明するためにこれまで行われてきた実験を大別するとTable IVのようになる。ここで、時間分解の光反射・透過の実験と時間分解の電気伝導の実験は

Table IV パルスレーザーアニーリングの機構を明らかにするための実験
MECHANISM

SUMMARY OF EXPERIMENTAL RESULTS

1. Resolidification Morphology
2. Energy threshold for phase transition
3. Time-resolved optical probing
 - Reflectivity
 - Transmission
 - Raman(T_L)
4. Emission of charged particles
 - $T_e \gg T_L$ Thermionic electrons
 - $T_e = T_L$ Ions/electrons
5. Evaporation of Si atoms
 - T_L Time of flight
6. Synchrotron X-ray study
 - T_L (Strain;Temp.)
7. Time resolved conductivity
 - 30 fold conductivity

高密度プラズマの有無を調べる方法として1967年頃から行われており、¹⁴⁾ 荷電粒子 (電子, イオン) の放出の測定は、レーザー加工の試料温度測定法として用いられてきた方法である。¹⁵⁾ レーザーアニーリングの研究に伴って新しく用いら

れた方法としては、時間分解のラマン散乱の測定により格子温度を測定する方法¹⁶⁾と高エネルギーシンクロトロン軌道放射により得られるX線を用いた格子歪と格子温度を決定する方法¹⁷⁾である。

パルスレーザーアニーリング中の試料表面層における反射率 (R_{11}) と試料透過光 (I_t) の時間分解測定結果をFig. 8に示す。¹⁸⁾ レーザー照射以前には、反射率 (R_{11}) は非晶質Siの値を示すが、入射光強度 (I_0) が增大するに伴い上昇し、一定の値 (R^b) となる。このとき透過光強度 (I_t) は急激に減少する。熱モデルでは、この

Fig. 8 Nd:YAGレーザー入射光 (I_0) と試料透過光 (I_t) およびHe-Neレーザー光による反射率変化 (R_{11})

一定の反射率が溶融Siの値と一致していることより、時刻 t_2 まで表面層が溶融しており、この溶融層でレーザー光が完全に吸収されるため透過光強度 (I_t) が零となるとしている。時刻 t_2 から t_3 までに反射光強度が下がるのは、プローブ光の溶融Si中での侵入深さ (約120Å) での再結晶化を示し、これより数m/secの結晶成長速度が得られる。また、 t_2 における反射率 (R^c) は、単結晶Siの値に一致している。プラズマモデルでは、この一定の高反射率が強励起された電子正孔対プラズマによるものとしているが、持続時間が通常のプラズマの寿命より長いことやプローブ・ビームの波長による依存性がないため否定されている。¹⁹⁾ また、この高反射率がプラズマの表面層への閉じ込めによるという解釈²⁰⁾も透過光強度が零となるという実験により否定されている。^{21,22)}

パルスレーザーアニーリング中のSi格子温度を時間分解のラマン散乱の実験により求めた結果をFig.9に示す。¹⁹⁾ 格子温度は、ラマン散乱のストークス・反ストークス強度比より求めており、光反射率の高反射率相直後から温度が決定されている。この結果によれば、熱モデルの溶解直後の温度が高々400℃と非常に低い値であり、明らかに熱溶解モデルに反しており、アニール中の格子温度は数100℃以上には上がらな

Fig.9 時間分解のラマン散乱法による格子温度測定結果 (中段は反射率変化, 下段は入射レーザーパルス)

いとするプラズマモデルを支持する結果となっている。この時間分解のラマン散乱による温度決定にはその計算上のパラメータの取り方により温度が変わり、融点に達するという熱溶解モデルを支持する結果も報告されている。²³⁾

Fig.10に、パルスレーザーアニーリング中のSi格子温度をSi基板表面より放出されるSi原子の飛行時間を測定することにより求めた結果を示す。²⁴⁾ これは、アニール時に放出されるSi原子の速度分布をマックスウェル分布とし、その分布の最大値を与える時間を古典的な飛行時間法により求め、これよりSi格子温度を決定したもので、レーザーエネルギー密度が 1.0 J/cm^2 から 2.0 J/cm^2 に変化するに伴ってSi格子温度が1200 Kから3000 Kとなっていることが分る。この結果は、熱溶解モデルと一致しているが時間分解の測定でないという問題が残っている。

光学的手段を用いずにパルスレーザーアニーリング中の格子温度の測定を時間分解で行った

Fig.10 ナノ秒レーザー照射エネルギー密度とSi基板温度

Fig.11 ナノ秒レーザー照射時のSi基板内温度分布

結果をFig.11に示す。¹⁷⁾ Si格子温度は高エネルギーシンクロトロン軌道放射によるX線を用いたSi中の歪分布の温度依存性より決定しており、これによると、パルスレーザー照射後100 nsecで試料表面近傍が1150℃、195 nsec後で770℃となっていることが分る。この結果は、熱溶解モデルを支持するものであるが、Fig.8のような光反射率の測定を同時に行い、高反射率相での温度分布を測定することが望まれる。Fig.10,

Fig.11の結果は、パルスレーザーアニーリング時のSi格子温度が融点あるいはその近傍にあることを測定し、アニールの機構として熱溶融モデルが妥当とするものである。

Fig.12にピコ秒パルスレーザー照射時に試料基板から放出される荷電粒子の測定結果を示す。²⁵⁾

Fig.12 ピコ秒Nd:YAGレーザー照射時の反射率変化と照射試料より放出される荷電粒子の測定結果

反射率が急上昇する照射レーザーエネルギー密度以上でイオンと電子の両方が測定されている。この結果より、高反射率相においては格子系の温度が数百度以下で電子系の温度が遥かに高いというプラズマ説とは異って、電子系と格子系の温度がほぼ一致しており溶融状態にあるものと考えられる。

以上の様に、レーザーアニーリングの機構としては、その処理時間の長い cw レーザーの場合 ($\sim \text{msec}$) には熱モデルが受け入れられており、数ピコ秒から数100ナノ秒のパルスレーザーアニーリングにおいても熱モデルが一般的であるが、熱モデルでは解釈できない実験結果も報告されている。また、温度上昇が直接の原因でなく、電子系の励起により再結晶化する系も報告されている。

5. アニール層の特性

レーザーアニーリング後の結晶性については、ヘリウムイオンのチャネリング法や透過電顕

(TEM) により Si や GaAs について調べられており、パルスレーザーの場合には非晶質層を完全に溶融すると転位や析出などのマクロな欠陥の無い結晶性が得られることが確かめられている。

ビームを走査する cw レーザーアニーリングやビーム径の大きい静的 cw レーザーアニーリングでは、試料表面の温度勾配が大きいためスリップ転位や転位ループなどが起きやすい。

Fig.13に cw-CO₂ レーザーを走査せずに照射

(a)

(b)

Fig.13 レーザー照射によるスリップ転位 ((a): (100) 面, (b): (111) 面)

した場合のスリップ転位を示す²⁶⁾スリップ転位は、基板面方位に依存したパターンを持ち、

(100)面は 90° 、(111)面では 60° の交差角度を示す。このような転位は、レーザー照射時の試料温度を $100^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$ に保つことにより温度勾配を少くしたり、走査速度やパワーを選ぶことにより除去できる。

Fig. 14に、Siイオン注入により表面より約 $2500\text{\AA}$ の厚さを非晶質とした試料のパルスレーザーアニリング前後の後方散乱スペクトルを示す。レーザー照射前には、表面より $2500\text{\AA}$ の厚さの格子不正によるピークがチャネリングスペクトル中に存在するが、 $0.7\text{J}/\text{cm}^2$ 、 $1.0\text{J}/\text{cm}^2$ のエネルギー密度のレーザー照射によりこのピークが小さくなっており、 $1.3\text{J}/\text{cm}^2$ の照射ではチャネリングスペクトルは未注入試料（単結晶）のものと一致している。これより、 $1.3\text{J}/\text{cm}^2$ のエネルギー密度の照射によりイオン注入により生じた格子欠陥が一瞬にしてアニールされることが分る。cw- CO_2 レーザーによるアニール

Fig. 14 パルス・レーザーアニリング前後のイオン注入Siの後方散乱スペクトル

の結果をFig. 15に示す²⁶⁾この場合でも $500\text{W}/\text{cm}^2$ のパワー密度で5秒間の照射でイオン注入による欠陥層は除去されている。

点欠陥については、DLTS (Deep Level Transient Spectroscopy) や PL (Photoluminescence)により調べられており、レーザーアニリング後に $10^{13}/\text{cm}^3$ から $10^{16}/\text{cm}^3$ 程度残留していることが確かめられている。また、レーザーアニリング自身が誘起する欠陥も見つけられている。

Fig. 16に、未添加、VPE成長GaAsのレーザー照射前後のDLTS測定の結果を示す²⁷⁾レーザー照射により 0.83eV のレベルがアニールされ消滅しているが、 0.70eV の新しい深い準位ができていることが分る。

レーザーアニリング後の不純物原子の挙動

Fig. 15 cw- CO_2 レーザーによるアニール効果

Fig. 16 パルス・レーザー照射前後のVPE-GaAsのDLTSスペクトル

Fig. 17 パルス・レーザーアニーリング前後のイオン注入不純物原子の分布

に関しては、後方散乱法により詳しく調べられており、イオン注入層を溶融させるパルスアニーリングでは電気炉アニーリングでは得られない不純物分布・固溶度が得られる。

Fig. 17に、パルスレーザーアニーリング前後の注入不純物 (In, Bi) の分布を示す²⁸⁾ アニーリングにより不純物は拡散し、その拡散係数は $10^{-4} \sim 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ と溶融Si中での値と一致している。また不純物は熱平衡時の固溶度 ($\sim 8 \times 10^{17}/\text{cm}^3$) 以上に固溶しており ($\sim 5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$)、偏析も少なく、偏析係数 K' は熱平衡時の値より遥かに大きな値となっている。

Table V にパルスレーザーアニーリングにより得られる固溶度の比較を示す²⁹⁾ 熱平衡時に比べて4倍から500倍の固溶限度がパルスレーザーにより達成できることが分る。このような超固溶度は準安定状態のものであり、レーザーアニーリング後の500℃以上の電気炉アニーリングによ

Table V 熱平衡時 (C_s^0) とレーザーアニーリングによる固溶限界 (C_s^{max}) の比較

ドーパント	$C_s^0 (\text{cm}^{-3})$	$C_s^{\text{max}} (\text{cm}^{-3})$	C_s^{max}/C_s^0
As	1.5×10^{21}	6×10^{21}	4
Sb	7×10^{19}	1.3×10^{21}	18
Bi	8×10^{17}	4×10^{20}	500
Ga	4.5×10^{19}	4.5×10^{20}	10
In	8×10^{17}	1.5×10^{20}	188

り不純物の析出が起り、固溶度も熱平衡の値に近づく。

cwレーザーの場合にも、冷却速度は電気炉アニーリングに比べて早く、準安定状態が得られる。また、再結晶が固相成長の場合には、イオン注入不純物の拡散はみられない。

パルスレーザーアニール層の電気的特性は、その超固溶度を反映して、高濃度イオン注入Si層では電気炉アニーリングより高いキャリア濃

Table VI レーザーと電気炉によるアニールSi層の特性の比較

	FURNACE	CW LASER	PULSED LASER
Regrowth Mechanism	Solid Phase Epi	Solid Phase Epi	Liquid Phase Epi
Anneal Parameters	Regrowth takes place at $>550^{\circ}\text{C}$. Regrowth quality depends on time/temp.	Regrowth quality depends on power/dwell time.	Single crystal recovery above Threshold power. Poly below threshold.
Dose Dependence	i) High doses regrow poorly. ii) For low doses of dopant, regrowth rate increases with dose.	Same as furnace	Essentially no dose dependence
Orientation Dependence	Poor regrowth for (111): best regrowth for (100)	Same as furnace	No orientation dependence
Microstructure	Never completely defect free: some dislocations (twins in (111)).	Lower dislocation density than furnace	Perfect crystal; extended defect-free.
Implant Profile and substitutionality	No redistribution below solubility limit ($<850^{\circ}\text{C}$). Normal diffusion above $\sim 850^{\circ}\text{C}$. Grain boundary outdiffusion and "push out" above solubility limit	No redistribution below solubility limit. Same as furnace above solubility limit	Always redistribution within melt. Zone refining. Substitutionality exceeding equilibrium values
Surface Topography	Featureless	Usually featureless but surface slip and cracking for "overannealing" and (111)	Appearance of frozen liquid: gross surface damage at excessively high laser powers

度が得られ、移動度もほぼバルクの値に等しくなっており、その結果従来法では得られない低抵抗層が実現される。低濃度イオン注入Si層では、ドーピング効率は、残留点欠陥のため、電気炉アニリングに比べ低くなっている。cwレーザーアニリングでは、低濃度イオン注入層のドーピング効率も高い。

Table VIに、レーザーおよび電気炉を用いた場合のアニール層の諸特性のまとめを示す。

6. SOI技術

絶縁薄膜上の単結晶Si成長 (SOI; Silicon on Insulator) 技術は、3次元集積回路やフラットパネル表示器駆動素子等を実現する基礎技術として注目されているが、この単結晶成長法としてレーザービームや電子ビームによる局所加熱とカーボンストリップヒーターによる全面加熱が用いられている⁷⁾

レーザーを用いた単結晶成長法には、結晶成

Table VII SOI構造作製のための結晶成長法

結晶成長種を用いない方法	グラフォエピタキシー
	アイランド法 (ゾーンメルティング法)
結晶成長種を用いる方法	ラテラルシーディング法

長のための種を用いる方法と用いない方法に分けられ (Table VII), 前者の場合は, さらに絶縁膜上に周期構造 (グレーティング) を持たせる方法 (グラフォエピタキシー法) と加工形状を持たせず Si 層をアイランド状に作り単結晶化させる方法 (アイランド法) がある。結晶種を用いる場合には, 絶縁膜保持用の Si 基板を一部露呈させ, これを種として横方向に結晶成長させる (ラテラルシーディング法)。

用いるレーザーは, 主として cw-Ar レーザーで, 絶縁膜上に CVD 法によりつけられた多結晶 Si やアモルファス Si 層を溶融させる。このとき, 用いるレーザービームの形状により固化過程で成長するグレインの傾向が異ってくる。Fig.18 に各種のビーム形状に対するグレイン成

Fig. 18 レーザービーム形状とグレイン成長の傾向

長傾向を示す。このように, ビーム形状により冷却過程の温度分布に差が生じ, 丸形ビームより半円形状やクレセント形ビームの方が大きいグレインサイズの結晶が得られることが分っている。

得られた単結晶層の評価法としては, グレインサイズの測定や直接 MOSFET を製作しその特性を測る方法がとられている。Table VIII にこれまで報告されている SOI 構造の特性例を示す。

7. まとめ

Table VIII 絶縁膜上の結晶成長

試料	アニール処理法	特性	文献
i) グラフォエピタキシー			
α -Si/溶融石英	cw-Ar	空气中, または酸素中で成長	30
α -Si/溶融石英 or 熱酸化膜 (ストリップヒータ SiO ₂ キャップ)		$\mu_p = 400 \text{ cm}^2/\text{V sec}$ ($p = 10^{16}/\text{cm}^3$) 溶融石英のとき Si 膜にクラック, 結晶方位グレーティング方向 $3 \sim 7^\circ$ (100) 方向 (基板に垂直) $0.25 \sim 0.75^\circ$ のバラツキ	
ii) 単結晶島			
p_0 -Si/SiO ₂ , /Si ₃ N ₄ /SiO ₂	cw-Ar	20 μm 幅の単結晶, Si ₃ N ₄ キャップ効果, 転位ループ	31 32
	cw-Ar	2 $\times$ 20 μm 単結晶, 25 $\times$ 25 μm 多結晶	33
iii) ブリッジングエピタキシー			
p_0 -Si/Si, SiO ₂	Qスイッチルビー	SiO ₂ 上 4 μm の長さまで成長, 積層欠陥	34, 35
α -Si/SiO ₂ , Si ₃ N ₄ (ストリップヒータ SiO ₂ でキャップ)		SiO ₂ 上 50 $\mu\text{m} \sim 500 \mu\text{m}$, Si ₃ N ₄ 上 4 mm の長さまで成長	36
iv) 多結晶粒径成長			
α -Ge/溶融石英	cw-Nd: YAG	粒径 2 $\sim$ 3 $\times$ 100 μm , 自発結晶成長, 成長速度 1.4 $\sim$ 2.6 m/sec	37, 38
p_0 -Si/SiO ₂ , Si ₃ N ₄	cw-Ar	粒径 $\sim$ 25 $\times$ 2 μm , $\mu = 45 \text{ cm}^2/\text{V sec}$	39
α -Ge/溶融石英	cw-Ar	液相再結晶機構の確認, Sb, Pb の拡散	40
Si/SiO ₂	cw-Ar	液相再結晶	41

イオン注入された半導体のアニーリング法として近年盛んに研究されているレーザーアニーリングについて、その方法、用いられるレーザー装置、特徴、機構、アニール層の特性、派生したレーザー結晶成長技術などについて述べた。

レーザーアニーリングにより得られる結果は、準安定状態であり、アニール層の特性はその後の熱処理過程で変化するため素子作製技術としては好ましくないが、新物質合成などの新しい物理状態を作り出す方法として今後も盛んに研究されると思われる。また、レーザーアニーリング技術より派生したレーザーSOI技術は3次元構造のVLSIや薄膜トランジスタを実現する方法として期待される。さらに、レーザー光を清浄で制御性の良い熱源として用いた半導体の種々の熱処理プロセスへの応用も有望である。

参 考 文 献

- 1) 例えば、難波 進：「イオン注入技術」工業調査会，(1975)。
- 2) E. Rimini, ed., "Laser Effects in Ion Implanted Semiconductors," (Uniersità di Catania, Catania, 1978)。
- 3) J. Gyulai, T. Lohner and E. Pašztor, eds., Proc. of Int. Conf. on "Ion Beam Modification of Materials" 4—8, Sept., 1978, Budapest.
- 4) S. D. Ferris, H. J. Leamy and J. M. Poate, eds.: "Laser-Solid Interactions and Laser Processing-1978" (American Institute of Physics, New York, 1979)。
- 5) C. W. White and P. S. Peercy, eds., "Laser and Electron Beam Processing of Materials" (Academic Press, New York, 1980)。
- 6) J. F. Gibbons, L. D. Hess and T. W. Sigmon, eds., "Laser and Electron-Beam Solid Interactions and Materials Processing," (North Holland, New York, 1981)。
- 7) B. R. Appleton and G. K. Celler, eds., "Laser and Electron-Beam Interactions with Solids" (North Holland, New York, 1982)。
- 8) C. L. Anderson, G. K. Celler and G. A. Rozgonyi, eds.: "Laser and Electron Beam Processing of Electronic Materials," (Electrochemical Society, Princeton, 1980)。
- 9) G. A. Kachurin, N. B. Pridachin and L. S. Smirnov, Fiz. Techh. Poluprovod., 9, (1975), 1428
- 10) D. H. Lowndes et al., Appl. Phys. Lett., 41, (1982) 938.
- 11) P. Baeri et al., J. Appl. Phys. 50, (1979) 788; C. M. Surko et al., Appl. Phys. Lett. 34, (1979) 635.
- 12) J. A. Van Vechten et al., Phys. Lett. 74A, (1979) 422; J. A. Van Vechten et al., Solid State Comm., 39, (1981) 867.
- 13) K. Gamo et al., in ref. 6, p. 97.
- 14) L. M. Blinov et al., Sov. Phys. Sem. 1, (1967) 1124.
- 15) S. Namba et al., Jpn. J. Appl. Phys. 4, (1965) 153.
- 16) A. Compaan et al., ibid in ref. 7, p. 43.
- 17) B. C. Larson et al., Phys. Rev. Lett., 48, (1982) 337.
- 18) D. H. Auston et al., Appl. Phys. Lett., 33, (1978) 437.
- 19) M. I. Nathan et al., Appl. Phys. Lett., 36, (1980) 512.
- 20) M. Wautelet and J. A. Van Vechten, Phys. Rev. B23, (1981) 5551.
- 21) M. Takai et al., ibid in ref. 7, p. 91.
- 22) D. H. Lowndes et al., ibid in ref. 7, p. 73.
- 23) D. Von der Linde and G. Wartmann, Appl. Phys. Lett. 41, (1982) 700.
- 24) B. Stritzker et al., Phys. Rev. Lett., 47, (1981) 356.
- 25) J. M. Liu et al., Appl. Phys. Lett., 39, (1981) 755.
- 26) M. Takai et al., Appl. Phys., 22, (1980) 129.
- 27) P. M. Mooney et al., ibid in ref. 6, p. 255.
- 28) C. W. White et al., ibid in ref. 5, p. 124.
- 29) C. W. White et al., ibid in ref. 5, p. 111.
- 30) M. W. Geis et al., Appl. Phys. Lett., 35, (1979) 71.
- 31) M. W. Geis et al., Appl. Phys. Lett. 37, (1980) 454.
- 32) D. K. Biegelson et al., Appl. Phys. Lett. 38, (1981) 150.
- 33) J. F. Gibbons et al., Appl. Phys. Lett. 34, (1979) 831.
- 34) M. Tamura et al., Jpn. J. Appl. Phys. 19, (1980) L23.
- 35) M. Tamura et al., Proc. 12th Conf. Solid State Devices, Tokyo. 1980, p. 43.
- 36) J. C. C. Fan et al., Appl. Phys. Lett. 38, (1980) 365.
- 37) J. C. C. Fan et al., Appl. Phys. Lett. 36, (1980) 158.
- 38) R. L. Chapman et al., Appl. Phys. Lett. 37, (1980) 292.
- 39) A. Gat et al., Appl. Phys. Lett. 33, (1978) 775.
- 40) H. J. Leamy et al. Appl. Phys. Lett. 38, (1981) 137.
- 41) R. A. Lemons and M. A. Bosch, Appl. Phys. Lett (in Press).