

# イオン照射による 半導体表面ナノ構造形成

# 新田紀子\*

## 1. はじめに

通常,半導体にイオン照射を行うと表面からイオン飛程程 度の深さにわたり損傷が導入され、高照射量ではアモルファ ス化する(例えば GaAs<sup>(1)-(3)</sup>, InP<sup>(4)</sup>). 一方, III-V 族化合物 半導体 GaSb<sup>(5)-(15)</sup>, InSb<sup>(5)(13)(16)(17)</sup>, 元素半導体 Ge<sup>(18)-(27)</sup> では、表面にナノからサブミクロンオーダのポーラス構造が 形成される. この特異な現象は1957年に Kleitman と Yearian により重水素を照射した GaSb 表面の盛り上がりに おいて報告されたのが最初である(5). それから30年以上の 空白期間を経て1980年代後半から、再び多くの研究者らに よって、活発な研究が行われている.著者らは GaSb の低温 (150 K) イオン照射において高いアスペクト比をもつセル状 構造が形成されることを示した<sup>(9)</sup>.図1は GaSb に 60 kV に加速した Sn イオンを 150 K で 9×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup> 照射した 試料の断面透過型電子顕微鏡(TEM)像である.形成された 構造は直径が 50 nm, 深さ 250 nm, 壁の厚さ 10 nm のセル の集合体である. 深さは SRIM (The Stopping and Range of Ions in Matter)コード<sup>(28)</sup>によって求めた Sn のイオン飛程 25 nm(図2, 弾き出しの閾値エネルギーは Ga 6.2 eV, Sb 7.5 eV, In 5.8 eV, Sb 6.8 eV を用いた)<sup>(29)(30)</sup>の10倍近くも ある.これまでにこのようなセル状構造の形成機構の検討を 行なってきた. そして構造形成は照射によって固体内に導入 される点欠陥(格子間原子と原子空孔)によって支配されてい ることを明らかにした<sup>(9)(11)(13)(14)(31)</sup>.図3にセル状構造形 成機構の模式図を示す.まずイオン照射によって,格子間原 子と原子空孔が形成される. 照射初期では, 過飽和に蓄積さ れた原子空孔が集合し、イオン飛程の深さにボイドが形成さ



図1 GaSbに 60 kV に加速した Sn イオンを 150 K で 9×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup> 照射した試料の断面 TEM 像<sup>(9)</sup>.

れる. さらに照射を続けると、ボイド間に格子間原子が移動 し、壁が縦方向に成長することによって(駆動力は照射によ って発生した歪),高アスペクト比のセル状構造が形成され る.

本稿では、セル状構造の詳細な形成機構を調べるために行った実験について紹介する.形成機構を詳しく調べるために は点欠陥の挙動を明らかにすることが重要である.そのため に照射量,照射温度,照射試料の形状および照射する荷電粒 子を変化させ実験を行った.照射条件を変化させることで, 点欠陥の形成量,移動度,形成密度を変化させることができ る.導入される点欠陥を制御し,それによって形成される構 造を調べることにより,この特異な構造の生成機構を探求し た.本研究で観察された構造はナノオーダであるが規則的で はない.半導体表面に形成される規則的に配列されたナノ構 造は電子デバイス等への応用が考えられる.集束イオンビー ム(FIB)を用いた規則的に配列されたナノセル構造作製の試 みについても紹介する.

\* 高知工科大学ナノテクノロジー研究所;講師(〒782-8502 香美市土佐山田町宮ノ口185) Formation of Nano-structure on Semiconductor Surface by Ion Irradiation; Noriko Nitta (Institute for Nanotechnology, Kochi University

of Technology, Kochi)

Keywords: ion irradiation, electron irradiation, GaSb, InSb, nano structure, transmission electron microscopy 2012年7月18日受理



図2 SRIM コードによって求めた GaSb, InSb に 60 kV に加速した Sn イオンを照射したときの深さ 方向におけるイオンと形成される原子空孔の分 布<sup>(28)-(30)</sup>.



図3 イオン照射による GaSb, InSb 表面のセル状構造 形成機構の模式図<sup>(9)</sup>.

#### 2. 形成機構の検証

セル状構造形成がイオン照射によって形成される点欠陥挙 動に支配されていることを確かめるために,以下の4つの パラメータを変えて実験を行った.まず1つめはSnイオン の照射量である.1個の60kVのSnイオンをGaSbに照射 すると約4500個(図2)<sup>(28)-(30)</sup>のフレンケル対(格子間原子と 原子空孔)をGaSb表面領域に作り出す.照射量によって点 欠陥形成量を変化させ,形成されるセル状構造の発達を調べ た.2つめは照射時の基板温度である.点欠陥の移動は熱活 性化過程であり,その移動度は温度によって変化する.基板 温度によって形成される構造の形状が大きく異なるようであ れば,セル状構造の形成が点欠陥に支配されていることの証 拠となる.3つめは試料の形状である.試料の形状を変化さ せると点欠陥がシンクで消滅する割合が変化する.バルクよ



図4 GaSb に形成されるセル状構造の照射量依存性<sup>(9)</sup>.

り表面シンクの多い薄膜にイオン照射を行い形成される構造 を調べた.4つめは照射する荷電粒子をイオンから高エネル ギーの電子に変えた.同じ損傷量でも、イオン照射ではカス ケード損傷によって高密度にフレンケル対が形成されるが、 高エネルギーの電子照射では一様にフレンケル対が形成され るため、点欠陥の形成密度が異なる.点欠陥の形成密度の違 いによる構造変化を調べた.実験はイオン照射を京都大学原 子炉実験所の重イオン加速装置、電子照射を大阪大学超高圧 電子顕微鏡センターの HITACHI H-3000を用い、評価は透 過型電子顕微鏡(TEM, JEOL JEM-2010F, 2010, HITACHI H-7000)、走査型電子顕微鏡(SEM, JEOL JSM-6400F, 7401F)によって行った.

#### (1) 照射量依存性<sup>(9)</sup>

照射量つまり点欠陥の形成量を変化させ、形成されるセル 状構造の形状を調べた. 図4は GaSb に 60 kV の Sn イオン を~150 K で照射した試料の断面 TEM 像と制限視野回折像 (SAED)である. 照射量が図4(a) 2×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup>の試料で はボイドが観察された. 直径約50 nm の球形ボイドが30 nmの深さ(イオン飛程領域に相当する)にほぼ等間隔(60 nm 程度)に形成されている.ボイドの間には[111]方向に面状 欠陥(この方位では線状に見える)が観察された.図4(a')の SAEDのエクストラスポットで確認されるようにこれは {111} 双晶である. 照射量が図4(b)4×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup> に増加 するとボイドは表面に平行な方向にはほとんど成長せず、深 さ方向に成長し、その形は楕円球になる.図4(b')のSAED には GaSb デバイシェラーリングが観察されている.図4 (c) 9×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup> ではより深さ方向に成長したセル状構 造へと発達している. これはボイドが深さ方向に急速に発達 した結果である.多くのセルでは表面がなくなりオープンに なっているが、表面が閉じたままのものも残されている. セ ル直下のマトリックスには強い歪を示すコントラスト(損傷 領域)が観察されている. セルを隔てる壁の部分は,結晶性 のコントラストを示さず,図4(c')のSAEDに非晶質ハロー



図5 GaSb に形成されるセル状構造の基板温度依存性<sup>(11)</sup>.

が観察されることから,アモルファス化している.照射量 (点欠陥形成量)が増加することで,セルを隔てる壁の厚さ, ボイドあるいはセルの径にはあまり変化はないが,セルは深 さ方向に増大している.

#### (2) 照射温度依存性<sup>(11)</sup>

照射温度つまり点欠陥の移動度を変化させ、形成されるセ ル状構造の形状を調べた.図5にGaSbに60kVのSnを室 温と低温(150K)で照射した表面SEM像(図5(a),(c))と断 面TEM像(図5(b),(d))を示す.室温で照射した試料(図5 (c),(d))の場合、低温照射(図5(a),(b))と大きく違ってい る.室温照射では、丸く小さなボイドが高密度にいくつも縦 に重なって形成されてスポンジ状の構造となり、低温照射の ようなセル状構造は形成されなかった.室温照射でのボイド 直径(5-50 nm)および壁の厚さ(5 nm)はいずれも低温照射の 場合(直径50 nm,壁の厚さ(5 nm)はいずれも低温照射の 場合(直径50 nm,壁の厚さ10 nm)より小さい.また、一つ のボイドが深さ方向に伸びる長さは、室温照射ではたかだか 50 nm 程度であるが、低温照射では250 nm であった.基板 温度が高いと原子空孔の移動度が活発になり、合体頻度が上 がり、ボイド密度が増加したものと考えられる.

#### (3) 照射試料の形状<sup>(14)</sup>

照射試料の形状つまり点欠陥がシンクで消滅する割合を変 化させ、形成される構造を調べた.図6にGaSb薄膜(200 kV TEMにおいて電子線が透過する程度の約100 nmの厚 さ)に60 kVのSnイオンを室温で照射した場合に形成され る構造の照射量依存性を示す.図6(a)は照射前,図6(b)-(e)は照射後である.ボイドのサイズはバルク試料では図4 で示したように直径約50 nmであったが、薄膜試料ではバ



図6 GaSb 薄膜に形成されるボイドの照射量依存性<sup>(14)</sup>.



図7 InSb 薄膜に形成されるボイドの照射量依存性<sup>(14)</sup>.

ルク試料の場合に比べて小さなボイドが形成されている.ボ イドの密度は照射したバルク試料より薄膜試料の方が高くな っている.薄膜試料の場合,格子間原子が容易に表面シンク に到達することができるので,フレンケル対の再結合が抑制 される.そのため薄膜試料ではバルク試料よりも原子空孔濃 度が高くなり,ボイド形成が促進されるものと考えられる. ボイドのサイズは,低照射量領域では照射量の増加に伴い大 きく変化したのに対し,高照射量領域ではその変化は小さく なっている.これは新しく形成されたボイドが格子間原子, 原子空孔双方のシンクになりボイドの成長が抑制されたと考 えられる.SAED(図6(b')-(e'))には微結晶が形成されたこ とに起因するデバイシェラーリングが観察された.

図7にInSb 薄膜に60kVのSnイオンを室温で照射した 場合に形成される構造の照射量依存性を示す.図7(a)は照 射前,図7(b)-(e)は照射後である.GaSbと同様にボイドの 形成が観察され,その変化の傾向も同じであった.SAED (図7(b')-(e'))にはGaSbと同じく微結晶の形成に起因する デバイシェラーリングが観察された.それに加え200規則格 子斑点の消失とその近傍にストリークが観察された(図7 (b').新たに現れたストリークについて,より詳細な構造を 調べるため,高分解能像を撮影しフーリエ変換によって像を 得た.図8に照射量 0.25×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup>の高分解能像とその



図8 イオン照射した InSb 薄膜の高分解能像とそのフ ーリエ変換像<sup>(14)</sup>.



図 9 GaSb, InSb 薄膜に形成されるボイド直径の照射 量依存性<sup>(14)</sup>.

フーリエ変換像を示す.場所により,200規則格子斑点の消 失の度合いが変化し,その近傍にエクストラスポットが観察 された(図8(a')-(c')).エクストラスポットの位置も場所ご とに違っている.これよりTEMのSAEDで見られた200規 則格子斑点近傍のストリークは,いくつかのエクストラスポ ットの集まりであることが明らかになった.スポットの分裂 は CuAu 合金等で逆位相境界(APB)形成により生ずること がよく知られており<sup>(32)</sup>イオン照射したInSbでは規則相が APBを介してドメインを形成していると考えられる.In原 子とSb原子の質量比は小さく短距離での原子移動が容易で あるためAPBが形成されたものと考えられる.

図9はGaSb, InSb 薄膜に形成されるボイド直径の照射量 依存性を示す.形成されたボイドのサイズはInSbの方が GaSbよりも大きい.SRIMコードを用いた計算<sup>(28)-(30)</sup>よ り,照射するSnイオン1個に対してできる原子空孔数は GaSbでは約4500個,InSbでは約5000個であり,InSbの方 が多い.これよりGaSbよりもInSbの方が大きなボイドが 形成されたと考えられる.

#### (4) イオン照射と電子照射との比較<sup>(31)</sup>

照射する荷電粒子をイオンから電子に変え、イオン照射に



 
 イオン照射
 電子照射

 図10
 等損傷量(6 dpa)における GaSb 薄膜のイオン照 射と電子照射の比較<sup>(31)</sup>.

よるカスケード損傷によって高密度に点欠陥が導入される場 合と電子照射によって低密度に点欠陥が導入される場合で, 形成される構造を比較した.つまり点欠陥の形成密度を変 え,形成される構造を調べた.図10に低温(イオン照射103 K,電子照射105 K)でGaSbに等損傷量(6 dpa (displacements per atom))の60 kVのSnイオン(図10(a))と2 MV の電子(図10(b))を照射した結果を示す.イオン照射では, 平均直径約20 nmのボイドが全面に形成されている.一方, 2 MVの電子照射では,転位ループのみが観察され,イオン 照射でみられるボイドの形成は見られなかった.イオン照射 でのボイドの密度と電子照射での転位ループの密度は同程度 (8×10<sup>14</sup> voids/m<sup>2</sup>と3×10<sup>14</sup> loops/m<sup>2</sup>)であった.転位ルー プは格子間原子型であると思われる<sup>(33)(34)</sup>.以上の結果か ら,点欠陥の形成密度がボイド形成に影響を与えていると示 唆される.

以上,照射量,照射温度,試料の形状および照射する荷電 粒子を変化させた系統的な実験を行い,形成される構造とそ の変化を調べた.これらの結果から,イオン照射によるセル 状構造形成は導入される点欠陥の挙動によって支配されてい ることを明らかにした.

#### 3. 規則的ナノ構造作製の試み<sup>(35)(36)</sup>

イオン照射によって半導体表面に形成される微細なセル構 造は様々なナノテクノロジーへの応用が可能であると考えら れる.例としてセル自体に機能をもたせる電子エミッタ,フ ォトニック結晶やセル構造に磁性体を充填することによって 磁気メモリなどへの応用が挙げられる.しかしながら幅広い 応用には規則性と高いアスペクト比を持ったセル構造が必要 になる.この条件を満たすセル構造を作製するために,新し い微細構造作製法を先に提案している<sup>(37)</sup>.この方法は,実 験室的には FIB を使うのが簡便である.まず FIB で Ga イ

オンを用い照射することで表面に浅い窪みあるいはボイドを 規則的に配列した初期構造を作製する(トップダウン).この 後, FIB のスキャンモードによって試料表面全体にイオン 照射を行い,初期構造を発達させる(ボトムアップ). 窪みを 隔てる壁に形成される格子間原子と原子空孔は合体消滅ある いは表面シンクに抜けるので、構造発達にはほとんど寄与し ない.一方,窪みの下に形成された格子間原子と原子空孔は 構造発達に寄与する.格子間原子は移動度が大きいので,窪 みの下に形成された格子間原子の一部は形成された場所から 窪みを隔てる壁の下に移動する. ここは Ga イオン照射によ って原子空孔が形成されていない領域であるので、格子間原 子は原子空孔との合体消滅を免れ、壁の上方への発達に寄与 する.一方,消滅を免れ窪みの下に残された原子空孔は窪み に吸収されこれを深くする. このようにして初期構造を表面 に垂直方向に発達させ、アスペクト比の高いセルからなる表 面微細構造を作製する.これまでの研究<sup>(35)-(39)</sup>で,微細で 規則的なセル構造作製するための初期構造作製条件(各スポ ットにおける照射量およびスポット間隔),初期構造を発達 させる照射量(スキャン照射量)の選定を行ってきた.

まず GaSb において各スポットにおける照射量を一定に し、スポット間隔を変えて実験を行った.次にスポット間隔 を一定にし、スキャン回数を変えて実験を行った.

GaSbに FIB で加速電圧 30 kV の Ga イオン(以下同じ加 速電圧とイオン種である)を用い,初期構造作製時の照射量 2×10<sup>5</sup> ions/spot,スキャン1回あたりの照射量1×10<sup>19</sup> ions/m<sup>2</sup> でスポット間隔は 30-300 nm で変化させてセル構 造を作製した.図11にスキャン前(a)とスキャンを20回繰り 返した(b)セル構造の表面 SEM 像を示す.図11(a)に示すよ うに規則的な初期構造はスポット間隔 80 nm 以上で形成さ れ,それ以下では規則的な初期構造は観察されなかった.ス キャンを20回することで,セルの発達が確認された.スキ ャン前には規則的な初期構造が観察されなかったスポット間 隔 50 nm のボックスにおいて規則的な構造に成長してい る.これは基板表面に規則構造が観察されなかっただけで, 基板中には規則的にボイドが形成されており,それが照射量



Scan 0

Scan 20

図11 GaSb において,スポット間隔を 30-300 nm ま で変化させたナノセル構造の表面 SEM 像(照射 量 2 × 10<sup>5</sup> ions / spot, 1 × 10<sup>19</sup> ions / m<sup>2</sup> / one scan)<sup>(35)</sup>. の増加によって成長したためと考えられる.

GaSb に初期構造作製時の照射量 2×10<sup>5</sup> ions/spot, スポ ット間隔 200 nm, スキャン1回あたりの照射量 8×10<sup>17</sup> ions/m<sup>2</sup>で,スキャン回数を変化させることによりセル構造 を作製した.図12はスキャン前(a)とスキャンを5回から20 回まで繰り返した((b)-(e))セル構造の断面 SEM 像であ る.初期構造は黒いコントラストの小さな穴で,表面からの 深さは約 86 nm,スキャン20回では約 155 nm と約1.8倍に 成長している.スキャン15回ではセルの中に 2次的な構造 が形成されている.スキャン20回ではセルとセルの間の壁 にも 2次的な構造ができ,規則性が崩れていることがわか る.

次に材料を GaSb から InSb に代えて初期構造作製時の照 射量 2×10<sup>5</sup> ions/spot,スキャン1回あたりの照射量 3× 10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup> で,スポット間隔は 30 nm から 300 nm まで変 化させてセル構造を作製した.図13にスキャン前(a) と20回 繰り返した(b)セル構造の表面 SEM 像を示す.InSb におい ても GaSb と同様に,初期構造はスポット間隔 80 nm 以上 で形成され,それ以下では形成されていない.スキャン回数 が増えると,構造の成長が大きく,スポット間隔 200 nm で 作製した初期構造の径はスキャン前では約 85 nm,スキャン 20回では約 153 nm と約1.8倍に径が広がり構造が成長して



図12 GaSb において,スキャン回数を変化させたナノ セル構造の断面 SEM 像(スポット間隔 200 nm, 照射量 2×10<sup>5</sup> ions/spot, 8×10<sup>17</sup> ions/m<sup>2</sup>/one scan)<sup>(35)</sup>.



Scan 0

Scan 20

図13 InSb において、スポット間隔を 30-300 nm まで変化させたナノセル構造の表面 SEM 像(スポット間隔 200 nm,照射量 2×10<sup>5</sup> ions/spot, 3×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup>/one scan)<sup>(36)</sup>.



セル構造の断面 SEM 像(スパット同隔 200 nm, 照射量  $2 \times 10^5$  ions/spot,  $8 \times 10^{17}$  ions/m<sup>2</sup>/one scan) <sup>(36)</sup>.

いる.しかしながら,スポット間隔の小さいもの(80 nm)から構造が崩れている.

InSb に初期構造作製時の照射量 2×10<sup>5</sup> ions/spot, スポッ ト間隔 200 nm, スキャン1回あたりの照射量 1×10<sup>18</sup> ions/ m<sup>2</sup>でスキャン回数を変化させてセル構造を作製した. 図14 にスキャン前(a)とスキャンを5回から20回まで繰り返した ((b)-(e))セル構造の断面 SEM 像を示す. 初期構造の深さ は約 35 nm, スキャン20回では約 126 nm と約3.5倍に成長 している. 断面から2次的な構造が形成されているが, GaSb と比べその構造には規則性が見られた. また縦方向の 成長も GaSb よりも InSb の方が大きい.

GaSb, InSb それぞれにおいて、スポット間隔が狭い(≤50 nm)と表面から見て規則構造ではない.スポット間隔が広い (200 nm)では、表面から見ると規則構造に見えるが、断面 から見るとセルの中に2次的な構造が形成されており、規 則性が崩れていることが分かった.断面観察の結果、スポット間隔が200 nm の場合、セルの中に2次的な構造が形成され、,規則的なセル構造が形成されないことが示された.そこでスポット間隔 100 nm で初期構造を InSb(高アスペクト比のセル構造形成が期待できる)に作製し実験を行った.

初期構造作製時の照射量1×10<sup>5</sup> ions/spot, スポット間隔 100 nm, スキャン1回あたりの照射量1×10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup> でセ ル構造をInSbに作製した.スキャン5回と30回繰り返した セル構造のSEM像を図15に示す.断面構造が図15(a), (b),表面構造が図15(a'),(b')である.スポット間隔を小さ くするとセルの中に2次的な構造が形成されず,規則的な セル構造が形成された.各スキャン回数でのセルの深さと直 径を図16に示す.セル構造の直径はほとんど変化していない が,深さ方向には深くなっている.スキャン30回では深さ 約142 nm まで成長しており,その時のアスペクト比は1: 2.1である.スポット間隔が小さいと,点欠陥の移動距離が セル構造の大きさと一致し,2次的な構造が形成されずセル 構造が成長したと考えられる.今後イオン照射条件を変化さ せることで,さらに微細で高アスペクト比の規則的セル構造 の作製を目指す.



図15 InSb において,スキャン回数を変化させたナノ セル構造の表面・断面 SEM 像(スポット間隔 100 nm,照射量1×10<sup>5</sup> ions/spot,照射量1× 10<sup>18</sup> ions/m<sup>2</sup>/one scan).



図16 InSb において,形成されるナノセル構造の FIB による照射スキャン回数依存性.

#### 4. おわりに

本稿では、イオン照射による半導体表面セル状構造形成に ついて照射量、照射温度、試料の形状および照射する荷電粒 子を変化させて系統的な実験を行った.導入される点欠陥を 制御することにより、このセル状構造の生成機構について検 証した.さらにこの現象を利用して半導体表面に規則的なナ ノ構造を作製することを試み、アスペクト比の高いナノセル 構造を得た.GaSb, InSb, Ge におけるイオン照射によって 導入される点欠陥の挙動は他の半導体に比べて特異である. 今後はこの現象を低エネルギーの電子照射実験をはじめ、点 欠陥の発生方法を変えた実験を行うことにより解明したい. 加えてさらなる微細化、異種物質充填のよるヘテロ構造の形 成、および電気的・光学的物性測定を行って、規則的ナノセ ル構造の電子・光デバイス等への応用のための基礎的データ を取得する予定である.

最後に本研究の遂行にあたり,ご指導いただいた高知工科 大学谷脇雅文教授,京都大学原子炉実験所義家敏正教授,大 阪大学 UHVEM 保田英洋教授にこの場を借りて感謝申し上 げます.本研究の遂行にあたり,多大なるご尽力をいただい た京都大学原子炉実験所故林 禎彦技術職員,佐藤紘一助 教,徐虬准教授,大阪大学 UHVEM 田口英次技術専門職 員,吉田清和特任准教授,森 博太郎教授,東北大学金属材 料研究所佐藤裕樹准教授,高知工科大学鈴木朝夫名誉教授に 感謝申し上げます.本研究は高知工科大学谷脇研究室,神戸 大学保田研究室に所属した学生との共同研究によって行われ ています.感謝申し上げます.本研究の一部は,文部科学省 科学研究費補助金,日本板硝子材料工学助成会研究助成,村 田学術振興財団研究助成,池谷科学技術振興財団研究助成, 神戸大学工学振興会海外研修援助からの支援を受けていま

サースチェチ派與会研究的修復的からの又接を又行ている す.ここに記して感謝申し上げます.

### 文 献

- M. G. Grimaldi, B. M. Paine, M-A. Nicolet and D. K. Sadana: J. Appl. Phys., 52(1981), 4038–4046.
- (2) W. G. Opyd, J. F. Gibbones, J. C. Bravman and M. A. Parker: Appl. Phys. Lett., 49(1986), 947–976.
- (3) M. Taniwaki, H. Koide, N. Yoshimoto, T. Yoshiie, S. Ohnuki, M. Maeda and K. Sassa: J. Appl. Phys., 67 (1990), 4036–4041.
- (4) A. Gasparotto, A. Carnera, C. Frigeri, F. Priolo, B. Fraboni, A. Camporese and G. Rossetto: J. Appl. Phys., 85(1999), 753–760.
- (5) D. Kleitman and H. J. Yearian: Phys. Rev., 108(1957), 901.
- (6) Y. Homma: J. Vac. Sci. Technol. A, 5(1987), 321–326.
- (7) R. Callec, P. N. Favennce, M. Salvi, H. L'Haridon and M. Gauneau: Appl. Phys. Lett., 59 (1991), 1872–1874.
- (8) R. Callec and A. Poudoulec: J. Appl. Phys., 73(1993), 4831– 4835.
- (9) N. Nitta, M. Taniwaki, Y. Hayashi and T. Yoshiie: J. Appl. Phys., 92(2002), 1799–1802.
- (10) S. M. Kluth, J. D. F. Gerald and M. C. Ridgway: Appl. Phys. Lett., 86 (2005), 131920.
- (11) N. Nitta, M. Taniwaki, Y. Hayashi and T. Yoshiie: Physica B, 376–377 (2006), 881–885.
- (12) A. Perez-Bergqu, S. Zhu, K. Sun, X. Xiang, Y. Zhang and L. M. Wang: Small, 4(2008), 1119–1124.
- (13) N. Nitta, Y. Ohoka, K. Sato, Q. Xu, Y. Hayashi, T. Yoshiie and M. Taniwaki: Mater. Trans., 49(2008), 1546–1549.
- (14) N. Nitta, T. Hasegawa, H. Yasuda, Y. Hayashi, T. Yoshiie, M. Taniwaki and H. Mori: Mater. Trans., 51 (2010), 1059–1063.
- (15) C. C. Jacobi, T. Steinbach and W. Wesch: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B, 272(2012), 326–329.
- (16) S. M. Kluth, D. Llewellyn and M. C. Ridgway: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B, 242(2006), 640–642.

- (17) A. G. Perez-Bergquist, K. Li, Y. Zhang and L. M. Wang: Nanotechnology, **21** (2010), 325602.
- (18) I. H. Wilson: J. Appl. Phys., 53(1982), 1698–1705.
- (19) B. R. Appleton, O. W. Holland, J. Narayan, O. E. Schow III, J. S. Williams, K. T. Short and E. Lawson: Appl. Phys. Lett., 41 (1982), 711–712.
- (20) O. W. Holland, B. R. Appleton and J. Narayan: J. Appl. Phys., 54(1983), 2285–2301.
- (21) L. M. Wang and R. C. Birtcher: Appl. Phys. Lett., 55(1989), 2494–2796.
- (22) L. M. Wang and R. C. Birtcher: Philos. Mag. A, 64(1991), 1209–1223.
- (23) H. Huber, W. Assmann, S. A. Karamina, A. Mucklich, W. Prusseit, E. Gazis, R. Grotzschel, M. Kokkoris, E. Kossionidis, H. D. Mieskes and R. Vlastou: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B, **122**(1997), 542–546.
- (24) L. Ottavianoa, A. Vernaa, V. Grossia, P. Parissea, S. Pipernoa, M. Passacantandoa, G. Impellizzerib and F. Priolob: Surf. Sci., 601 (2007), 2623–2627.
- (25) J. Yanagisawa, K. Takarabe, K. Ogushi, K. Gamo and Y. Akasaka: J. Phys., 19(2007), 445002.
- (26) S. Koffel, P. Scheiblin, A. Claverie and G. Benassayag: J. Appl. Phys., 105 (2009), 013528.
- (27) M. Fritzsche, A. Muecklich and S. Facsko: Appl. Phys. Lett., 100(2012), 223108.
- (28) J. P. Biersack and L. G. Haggmark: Nucl. Instrum. Methods, 174(1980), 257–269; J. Ziegler: Software and web site, http:// www.SRIM.org.
- (29) D. Thommen: Phys. Rev., 174(1968), 938–945; erattum, Phys. Rev., 179(1969), 920.
- (30) R. Bauerlein: Z. Phys., **176**(1963), 497–509.
- (31) N. Nitta, E. Taguchi, H. Yasuda, H. Mori, Y. Hayashi, T. Yoshiie and M. Taniwaki: Philo. Mag. Lett., 91(2011), 223– 228.
- (32) S. Ogawa and D. Watanabe: J. Phys. Soc. Jpn., 9(1954), 475– 488.
- (33) M. Hirata: Bull. Kobe C. Col. Nursing, 9(1990), 121-128.
- (34) H. Yasuda and K. Furuya: Phil. Mag. A, 80 (2000), 2355-2363.
- (35) N. Nitta, S. Morita and M. Taniwaki: Surface and Coatings Technology, 203(2009), 2463–2467.
- (36) S. Morita, N. Nitta and M. Taniwaki: Surface and Coatings Technology, 206(2011), 792–796.
- (37) N. Nitta and M. Taniwaki: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B, 206 (2003), 482–485.
- (38) N. Nitta and M. Taniwaki: Physica B, 376-377 (2006), 872-876.
- (39) N. Nitta and M. Taniwaki: Surface and Coating Technology, 201 (2007), 8521–8525.



新田紀子