半導体／金属・接合界面の構造と形成過程 ——主としてSi-金属系について——

平 木 昭 夫*

1. はじめに

コンピュータをはじめエレクトロニクスの最近のめざましい発展は、Siを材料とする半導体デバイス-LSI製造技術の進歩に負うところ大である。LSIはトランジスタ、ダイオードなどの集合体であり、それらが互いに結合されてその機能を発揮する。これらの構成要素間の結合は通常、蒸着金属配線によって行なわれるので、LSI中にはSiと金属との接触(コンタクト)部分が多数存在する。そうして、LSIを更に大規模にした超LSIではコンタクトの部数はチップ当り100万個にも達するといわれている。したがって、LSIが正常に安定に動作するためには、丈夫で電気特性のすぐれたコンタクトが再現性よく形成される技術が必須である。この要請に応えることは、半導体デバイス製造に関連する技術者や研究者にとっての重要な課題の1つである。

それには、まずSiと金属とが接触界面においていかに振舞うかを知る必要がある。驚くべきことには、界面での両者は、室温程度の低い温度で互いの構成原子の相互移動を伴う固相間の反応(低温固相反応と呼ぶ)を誘起する。その顕著な例は、既に筆者らにより本誌⁽¹⁾⁽²⁾にて解説したごとく、SiとAuとの系にみられる次の現象である。Si単結晶(基板)上にAu膜(100nm程度)を蒸着した試料を酸化雰囲気中(たとえば空気中)で473K(200°C)前後で熱すると、またたく間に(600s(10min)程度)Au膜の黄金色は黒く変る。この変色はAu膜上への約100nmのSiの酸化膜(SiO₂)形成に由来するためである⁽³⁾。

このSiO₂膜の生成は図1に模式的に示されるように、Si原子がSi/Au界面より放出され、それがAu中を通過(粒界拡散)しAu膜上で酸化される過程による。Siは

強い共有結合の結晶で、そのSi-Si結合は1本当たり約2eV†と大きい。そのため融点も1673K(1400°C)と高い。この結合が473K(200°C)程度の低温で熱的に切れる††ことは困難である。

図1 SiとAuの界面固相反応に基づくSiO₂膜の低温生成(模式図)。

したがって、Si結晶へのAuの接触効果のためSi-Si結合が弱まり、界面からのSi原子の放出が可能になるという事情(または機構)がなくてはならぬ。このことは、重要な半導体プロセスの1つであるSiの熱酸化と比較するとよくわかる。すなわち、Si表面に酸化雰囲気中で前記Si-Au系の場合と同様な100nmのSiO₂を作るには1273K(1000°C)以上の高温と数時間の長い(プロセス)時間が必要なのである。つまり、この熱酸化ではSi-Si結合が熱的に切断されることが必要なのである。これに対し、Si-Auの場合は、Si原子の(界面からの)供給(放出)が容易に起こるためSiの熱酸化とは根本的に事情が異なる。

さて、Si-Au系のように低温固相反応を起こすのは、この系に限ったものでなく、多くの半導体と金属との組合せにも認められる。すなわち、この種の反応は、エネ

* 大阪大学助教授；工学部電気工学科
Formation Process of Si/Metal Interfaces and their Structure; Akio Hiraki (Dept. of Electrical Eng., Faculty of Eng., Osaka Univ., Suita, Osaka)
Keywords: silicon/metal interface, low temperature reaction, silicon, gold, palladium, silicide, atomistic structure
1984年10月12日受理

† 1 eV = 1.6 × 10⁻¹⁹ J

†† Si-Si結合の切断は、室温またはそれ以下の液体窒素温度でも起こり得ることがわかっている。

ルギー・ギャップ (E_g) が 2.5 eV 以下の半導体と金属との接触系ではほとんど例外なく起こることが筆者らにより明らかになった⁽⁴⁾。表 1 に示されるように、これら半導体は Si はもちろん、Ge, GaAs, InP など半導体デバイスとして現在または将来使用されるものが多く含まれているからこの事実は重要である。

表 1 半導体 - 金属の接触系での低温 (室温) 固相反応⁽²⁾ (反応の認められる条件は $E_g \leq 2.5$ eV または $\epsilon \geq 8$ である)。

半導体	金 属	界 面	半導体の	
			比誘電率 ϵ	禁制帯幅 E_g (eV)
HgSe	Au	合金化	25.6	-0.15
Ge	Au	合金化	16	0.67
InSb	Au	合金化	15.2	0.18
Si	Al, Au, Ag, Cu, Pd, Ni, Ti	合金化	12	1.11
GaAs	Au	合金化	10.5	1.35
CdS	Au, Cu	合金化	10.3	2.4
InP	Au, Cu	合金化	9.5	1.26
GaP	Au, Cu, Pd	合金化	8.4	2.24
SiC	Au	非合金化	6.4	2.9
SiO ₂	Au	非合金化	3.5	6.5
NaCl	Au	非合金化	2.5	7.7

実際、このため現在最も広く実用に供されている Si とその電極金属との接触は深刻な問題をもたらした。電極として以前には Al がよく使われてきた。理由は、この金属が Si および SiO₂ に対して密着性が良い、電気抵抗が低い、耐腐食性が良い…などによる。しかし、超 LSI で代表される、最近の素子の超小型化、超高集積化は、もはや上記低温反応を起こしている部分を微小部分として無視することを許さぬまでになった。そのため、以前は問題にならなかった Si-Al 接触部に起こる低温反応が接合の短絡など素子機能の破壊を多発せしめたのである。

しかし、一方、このような低温固相反応は素子性能を向上せしめる技術開発のきっかけも作った。これは低温固相反応によって安定なシリコン化合物 (シリサイド) が Si/金属・界面に低い温度で形成され得る事実に基づいている。PtSi はそのようなシリサイドの典型である。Pt は Si より高い融点 (1873 K (1600°C)) をもつ。しかし、Si 基板上に付着せしめた Pt は Si と僅か 573~673 K (300~400°C) で反応し、PtSi ができる。この PtSi をはじめシリサイドは、一般に金属の性質をもつので、電極 (オーミックおよびショットキー) として機能を得る。その上、この種のシリサイドは半導体素子作製に好ましい次の諸利点をもつ。

(1) 図 2 に示されるように、シリサイドと Si との界面は元来の Si 表面でなく、その内部に形成されるため不純物により汚染されていない：そのため電気的特性

図 2 (a) Si 基板上への tm 膜蒸着によるショットキーバリア (界面は汚染されている)。(b) 固相反応により生じたシリサイド (tmSi) と Si 間のショットキーバリア (界面は汚染されていない)。

(たとえば、PtSi と Si 間のショットキー・バリアの高さ ϕ_B) の再現性は非常に良い[†]。

(2) シリサイド層の組成や厚さは極めて均一である。

(3) Si との密着性は強大である：反応の結果であるから当然である。また他の金属 (たとえば、Al, Au や W など) ともよく接着する。

(4) シリサイドの形成が十分低いプロセス温度で行える：素子の他の特性を熱的に劣化することなく、再現性のよい素子の精密なデザインが可能である。

このような実用面からの要求と、低温固相反応という一見不可解な現象の機構説明という学問上の動機から、Si/金属・界面での低温反応の研究は約 10 年前から活発になされてきた。その結果として、上記 PtSi などシリサイドの形成についての再現性のよいデータ (形成条件、カインティックス、シリサイドの種類など) が集積されている⁽⁵⁾。これらのデータはシリサイド形成の実用上極めて有効な知見をもたらした。しかし、同時にまだ解決されていない幾つかの問題も示した。それらには、まず上記の低温固相反応機構、それから、この反応の結果生じるシリサイドの組成などがある。後者は、Si-金属系の相図には多くのシリサイド組成 (M_xSi_y) がある場合でも、常に M_2Si , MSi , MSi_2 のいずれかに限定されるという事実である。

そこで本稿では、半導体と金属との接合界面についての問題のうち、半導体として Si を選びこれら低温反応とシリサイド組成、特に一番低温で生じる 1st-phase と

[†] シリサイドを形成する金属は遷移金属 (tm) が多いので、図 2 には金属を tm で、また形成されるシリサイドは tmSi にて表現している。

呼ばれるシリサイド相やその界面における構造などについて、Si/金属・界面構造についての最新の研究に立脚した筆者の見解を述べる。

2. Si/金属・接合界面形成過程とその機構

表1に示されるごとく、金属と低温反応を起す半導体の多くはGaAsやInPなどのごとくSiと同様に強い共有結合により結晶が作られているのがほとんどである。

これらの共有結合がどうして金属の接触により弱められるのだろうか？ これについて筆者は反応の引き金(trigger)は金属のもつ遮蔽(screening)能により共有結合の原因となるクーロン相互作用(Siの場合、 Si^{4+} イオンと結合電子(bond charge と呼ばれる)間の)が弱められ、金属に隣接した半導体部分の共有結合が破壊されるとする“Screening モデル”を提案した⁽⁶⁾。また、金属の接触により界面での半導体の電子状態が大きく変化する可能性は1977年のノーベル物理学賞の受賞者であるベル研究所のAndersonらにより指摘されている⁽⁷⁾。これは、かつての同じくノーベル賞受賞者であるBardeenが30年前に提案した表面単位(Surface states)により従来理解されてきたショットキー・バリヤ(Schottky-barrier)に関する歴史的な現象⁽⁸⁾についての新しい理論的説明のためのものであった。

すなわち、ある種の半導体においては、それに接触する金属の仕事関数の値に依存しないショットキー・バリヤが認められる現象のことである。この種のバリヤは、彼の名をとってBardeen-barrierとも呼ばれている。はからずも、このバーディーン・バリヤが認められるある種の半導体とは、筆者らが見出した低温固相反応を起こすものと同じ条件、すなわち $E_g \leq 2.5 \text{ eV}$ (この条件は半導体の誘電率を ϵ とすると $\epsilon \geq 8$ と書き直せる)をみたすものである。この事実は、バーディーン・バリヤの形成と低温反応の原因が大いに関係することを暗示している。実際、金属による電子状態の変化(Andersonの指摘)はとりもなおさず凝集機構の変化をもたらすはずである。

さて、反応機構としての筆者の“Screening モデル”は、Siが金属と正に反応を開始する初期過程の電子分光とイオン分光による観測結果を矛盾なく説明することがわかる。この観測内容は“Siと金属(M)が反応を開始するためには、Mの膜厚が臨界値を超えねばならぬ。この値は3~4原子層(ML)[†]である”。Si-Au反応についての実験例を次に紹介してみる。既に説明されたようにSiとAuとは473 K (200°C)前後は勿論のこと、室温においてすら容易に反応する。しかし、これらの場合、Au膜厚は50~100 nm程度の時であった。だが面白いことには、Si基板は1~2 MLのAu膜に対して全く反

応性を示さないのである。この非反応性は基板温度を上げてても変わらない。たとえば、973 K (700°C)でもAu膜は反応を起こすことなくSi表面にとどまる。しかし、膜厚が3~4 MLを超すと、Siは直ちに(室温にて)Au膜と反応を開始する。

このAu臨界膜厚の存在を示す実験は奥野と筆者ら⁽⁹⁾、BraicovichとSpicerら⁽¹⁰⁾や成沢と筆者ら⁽¹¹⁾の電子分光やイオン散乱などにより行なわれた。

図3にBraicovichらのシンクロトロン放射を使った電子分光によるAu被覆量(θ : ML)の関数としてのSi-2pとAu-4f内殻(コア)単位の束縛エネルギーの変化を示す⁽¹⁰⁾。明らかに $0 < \theta \leq 2$ の場合、束縛エネルギーは変化を示さず一定値にとどまる。つまり、この場合SiとAuは積極的な相互作用をしない。しかし、臨界膜厚を超える($\theta > 3$)と両者が反応を開始することが、Si-2pとAu-4fのエネルギーが連続的に、それぞれ増加と減少することからわかる。AuはSiより電気陰性度が強いので、反応(相互作用)に伴い、SiからAuに電子が移動するためのエネルギー値の変化である。次に高速イオン散乱法による実験を示す。数MeVの He^+ イオンをSi(111)表面に垂直方向から打ち込む($\langle 111 \rangle$ 方向への軸合せ)ことを考えよう。

図4より、この方向からは①、②、④で示される第1、2と4層のSi原子のみが見え、他のすべての原子は上記原子を第1原子とする $\langle 111 \rangle$ に平行な原子列に属

図3 Au-4f_{7/2}とSi-2pの内殻単位の束縛エネルギーとAu被覆量との関係。

図4 Si(111)表面の鳥瞰図(①、②、④は表面第1、2、4層のSi原子を示す)。

[†] 1原子層(1 ML)は約 8×10^{18} 原子/ m^2 であるが、簡単のため以下 MLを用いる。

しており、第1原子の影にかくされる。実際、イオンを打ち込むと、その散乱過程に同様な現象が起こる。これをシャドウイング(shadowing)と呼ぶ⁽¹²⁾。シャドウされていない第1原子のみが散乱に効くから、散乱強度(表面ピークという)より、これら第1原子が形成する表面の構造を知り得る。

また、金属を被覆せしめる時の表面ピークの変化より反応の初期過程を調べることが可能になる。

成沢らは Au 被覆量 (θ) と 1 MeV の He^+ イオンによる Si (111) の表面ピークの関係性を調べた⁽¹¹⁾。図 5 では表面ピークの変化より求められる(反応のため)変位した Si の量 (ML で示す) が示されている——比較のため、Si と室温固相反応を行なわない Ge の付着結果も示している。これより、Si (111) 表面は Au の付着が 3 ML ($\theta=3$) を超すまでは反応を起こさない。

図 5 Si (111)-7×7 面への Au および Ge の室温付着。 $\theta \geq 3$ (原子層) の Au 付着(または被覆)において Si-Au 界面反応が起こることがわかる。1 MeV $\text{He}^+ \rightarrow \text{Au}$ および Ge/Si (111) [$\langle 111 \rangle$ 方向]。また、●は Au、○は Ge の場合。

なお、 $\theta \approx 1$ のとき表面での Si 原子は少し変位 (0.5 ML の Si) する。また、これ以後 $\theta \sim 3$ まではこの種の変位が起こらないことがわかる。 $\theta \approx 1$ の Si の変位は Ge 付着の時も認められる。成沢らの更に詳しい研究⁽¹³⁾より、Ge 原子は Si 原子(図 4 での①)の真上 (on-top site) に付着して Si-Ge の共有結合を形成するものの、Si と Ge の格子不整合のため Si を少し変位させることがわかっていて、したがって、 $\theta \sim 3$ からの急激な変位 Si 量の増加は反応への臨界値の存在を示すものである。

誌面の都合で詳細は省略するが、Au の付着実験はこの Si (111) のほかに Si (100) 基板でも行なわれた⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。特に薄い ($\sim 1 \mu\text{m}$) の単結晶を用いての透過チャンネルング法によると、反応開始に到るまでの Si (100) 面上の Au 原子の位置や挙動がよくわかる。結果のみを紹介する。Si (100) 清浄面は 2×1 構造と呼ばれる表面原子配列をしている。すなわち、図 6 のように第 1 原子層は Si

図 6 Si-Au 反応初期過程における Si (100)- 2×1 面上への Au 原子付着開始位置(斜線部)。

原子当り 2 つのダングリングボンドをもつが、これらが隣接原子同士で(共有)結合しペア(またはダイマー)を形成し、矢印で示される方向に変位している。この面に Au を付着せしめると $\theta \sim 0.5$ の時には、これらは斜線部(図 6)で示されるポテンシャルの谷間に(1次元ガスのように)ランダムに存在する。しかし、付着量が増し $\theta \sim 1.5$ になるとランダムに位置する自由度が減少するため $\langle 100 \rangle$ 原子列上に位置するようになる。

そうして、臨界量 ($\theta \sim 3$) を超すと Si-Au 反応が開始するために Si/Au の界面が非晶質化する。この反応による界面の非晶質化は重要であり、これについては後で議論する。

また、臨界膜厚以下 ($\theta < 3$) の Au 膜が 973 K (700°C) まで安定であることもイオン散乱により確かめられた⁽¹¹⁾⁽¹⁴⁾。このことは臨界値以上の膜が室温で容易に反応することと対比して興味がある。

Si-Au 系は、その初期過程が最も多面的に調べられた系である。このように電子および原子の構造の両面から調べられたのは、この Si-Au 以外では Si-Pd, Si-Ni などに限られる⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾。頁数の制限から、これらに触れることはできないが、初期過程における金属原子の付着位置などは互いに異なる場合もあるものの、反応開始には Au の場合と同様、金属膜厚に臨界値が存在することは共通の現象である。このことから Screening モデルは支持されるものと考えられている。次節において、Si-Pd 系の反応についての簡単な紹介があるが、この場合の臨界値は $\theta \sim 3$ である。

3. Si/金属・接合界面の構造とシリサイド

Si と金属 (M) が反応して界面の合金化が認められるには、M の膜厚が臨界値を超えねばならぬことがわかった。この臨界膜厚の存在は、筆者の Screening モデルの立場から考えると、Screening のため図 7 の (b) と (c) で示されるような効果が期待されるには、M 膜中の自由電子の Z 方向(膜厚方向)の自由度が必要なこと、しかもこ

ある。これは、格子整合が良い場合に認められるエピタキシャル・シリサイド結晶の形成を調べることににより明確となる。Pd₂Si シリサイドは Si(111) 基板との整合が良い。しかし、このエピタキシャル結晶は必ず Si/Pd 界面の非晶質化を経由して形成されるのである。これを図 8 に示す。これは成沢と筆者ら⁽¹⁸⁾による透過チャネルリングによる Si(111) 基板上への Pd の付着の実験である。それによると詳細は文献(14)にゆずるとして、次の事がらが結論される。

(a) 付着量が $\theta \geq 1$ では Pd 原子は Si(111) 面の第 2 原子(図 4 にて②で示される)の真上、すなわち hollow-site と呼ばれる 3 回対称の位置に存在し、以後 $\theta \sim 3$ までは Si 表面上に単に堆積する：図中のⅡと、普通チャネルリング⁽¹⁹⁾よりの結論。

(b) $\theta > 3$ で Si-Pd 反応が室温で起こり、非晶質 Pd₂Si 合金層が生じる(つまり Si-Pd の場合も臨界膜厚は $\theta \sim 3$)。図中のⅢより。

(c) この非晶質合金は 773 K (500°C) の熱処理で安定なエピタキシャル結晶に変る：図中のⅣより。なお、このエピタキシャル Pd₂Si と Si の界面は図 9 の如く急峻であることが透過電顕法による界面断層格子像⁽²⁰⁾などによりわかっている。

図 8 Si(111) 面上での Pd 付着量に伴う透過チャネルリング散乱強度の角度変化。Ⅱの dip の存在より Pd 原子の付着位置が、Ⅲでの dip の消失より非晶質 Pd₂Si の形成が、またⅣでの dip の再出現より Pd₂Si 層のエピタキシャル化がそれぞれ結論される。Ⅰ：Si バルク、Ⅱ：Pd (~1 原子層単位、室温付着)、Ⅲ：Pd (~8 原子層単位、室温付着) → 非晶質 Pd₂Si 形成、Ⅳ：Pd (~8 原子層単位) + 熱処理 (773 K (500°C)) → エピタキシャル Pd₂Si 形成。

図 9 Pd₂Si/Si(111) 界面の断面格子像(模型図)。

図 10 Si 基板への M-付着より 1st-phase シリサイド (1st-silicide phase) が生じる過程。

このような反応(室温でも起こる)直後の Si/M 界面での非晶質相を Walser と Bené は glassy membrane と呼んだ⁽¹⁷⁾。この glassy な層は室温以上の熱処理 (lowest または deepest eutectic point を T_{DE} [絶対温度] とすると $\sim 1/2 T_{DE}$ での) により 1st-phase シリサイドに変わってゆくが最後まで痕跡をとどめるものと考えられる。このことはシリサイド(金属である)と Si 基板との間に生じるショットキー・バリヤの値の測定からも推論される⁽¹⁴⁾⁽²¹⁾。以上のことをまとめて、図 10 に室温(R.T.)での M の付着から熱処理による 1st-phase シリサイドの形成に至る模式図を示しこの稿を終りたい。

文 献

- (1) 平木昭夫, 岩見基弘: 日本金属学会会報, **15** (1976), 665.
- (2) 岩見基弘, 平木昭夫: 日本金属学会会報, **19** (1980), 333.
- (3) A. Hiraki, E. Lugujjo and J. W. Mayer: J. Appl. Phys., **43** (1972), 3643.
- (4) A. Hiraki, K. Shuto, S. Kim, W. Kammura and M. Iwami: Appl. Phys. Lett., **31** (1977), 611.
- (5) たとえば, *Thin Films-Interdiffusion and Reactions*, Ed. by J. M. Poate, K. N. Tu and J. W. Mayer, John Wiley & Sons, Inc. New York, (1978), p. 459, および平木昭夫: 応用物理, **51** (1982), 143.
- (6) A. Hiraki: J. Electrochem. Soc., **127** (1980), 2662.

- (7) P.W.Anderson: *Elementary Excitation in Solids, Molecules and Atoms*, NATO Advanced Study Institute Series, Plenum Press, New York, (1974), Part A p.1.
- (8) たとえば, 平木昭夫: 固体物理, **12**(1977), 109.
- (9) K.Okuno, T.Ito, M.Iwami and A.Hiraki: *Solid State Commu.*, **34**(1980), 493.
- (10) L.Braicovich, M.Garner, P.R.Sheath, C.Y.Su, P.W.Chye, I.Lindau and W.E.Spicer: *Phys. Rev.*, **B20**(1979), 5131.
- (11) T.Narusawa, K.Kinoshita, W.M.Gibson and A.Hiraki: *J. Vac. Sci. & Technol.*, **18**(1981), 872.
- (12) たとえば, 平木昭夫: 応用物理, **50**(1981), 236.
- (13) T.Narusawa and W.M.Gibson: *Phys. Rev. Lett.*, **47**(1981), 1459.
- (14) A.Hiraki: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **22**(1983), 549.
- (15) 平木昭夫: 応用物理, **51**(1982), 902.
- (16) 平木昭夫, 小林啓介: 固体物理, **18**(1983), 183.
- (17) R.W.Walser and Bené: *Appl. Phys. Lett.*, **28**(1976), 624.
- (18) A.Hiraki, T.Narusawa and W.M.Gibson: *Thin Solid Films*, **93**(1983), 151.
- (19) T.Narusawa, W.M.Gibson and A.Hiraki: *Phys. Rev.*, **B24**(1981), 4835.
- (20) P.S.Ho, P.E.Schmid and H.Föll: *Phys. Rev. Lett.*, **46**(1981), 917.
- (21) M.Iwami, K.Okuno, S.Kamei, T.Ito and A.Hiraki: *J. Electrochem. Soc.*, **127**(1980), 1542.

＜新刊案内＞

フ レ ッ チング 損 傷 と そ の 防 止 法

R.B.Waterhouse 著
佐藤準一 訳

本書は英国 Nottingham 大学の R.B.Waterhouse 著 “Fretting Corrosion (1972 年版)” の全訳である。フレッチング損傷すなわち微小振動の下で互に接触する表面に発生する損傷に関する基礎から応用に至る研究を展望、解説した書であり、次の各章から成る。

1. 緒論, 2. 接触の理論的見解, 3. 表面と接触を調べるための実験的方法, 4. フレッチング損傷の実例, 5. フレッチングの実験的研究, 6. フレッチング損傷の特徴, 7. フレッチング摩耗に及ぼす諸因子の影響, 8. フレッチングと疲れ, 9. フレッチングと凝着, 10. 電気化学および腐食反応から見たフレッチング, 11. フレッチング損傷の防止法, 12. フレッチングの機構。

金属材料は、たとえば、軸受、リベット接合、焼ばめ、ワイヤロープ、原子炉用炉心管、外科医療用補てん材、電気接点などのように、互に接触する構成部品として使用される分野が多岐多端であるからフレッチング損傷によるサービス機能の低下は古くから、しかも、広範な分野において経験されており、その防止は

工業技術者にとって重要な課題である。しかし、フレッチング現象は複雑で難解であり、その支配機構については、いまだ、定説が確立されていないのが現状である。そこで、上記した各章の標題からも察せられるように、著者は注意深い実験によって得られる実験事実にもとづいて現象を正しく理解することを念頭に記述を進めている。そのため、研究論文においては、しばしば、略されてしまうような細かい実験技術の説明にもかなりの頁を割いている。これは本書の一つの特徴であろう。もう一つの特徴は第 11 章の損傷防止法であり、ここでは多くの事例をあげて理由づけしながら解説している。こうして本書はフレッチングのみでなく、広くトライボロジに関心を持つ、研究者、技術者、大学院生の座右の書ともなる好著であるといえる。訳者の意見も註として各所で述べられており、原著は 1972 年版であるが、訳書は十分、今日的である。

(H.T.)

[A5判 251頁 1984年 3,600円 (株)養賢堂]