半導体結晶のポリシ加工に関する研究 (第4報)

——超ミクロ引かきかたさによる光学的ポリシ面の
加工変質層の検討 (その2)*——

井 田 一 郎** 新 井 湧 三** 鈴 木 誠***

Study on Polishing of Semiconductor Crystals (4)

——Worked Layers of Optically Polished Surfaces in view of
the Ultra-micro Scratching Hardness (Ⅱ)——

Ichiro IDA, Yuzo ARAI, Makoto SUZUKI

By the use of the trially made ultra-micro scratching hardness tester, the relation between the scratching loads and the deformations has been clarified on the optically polished silicon. Hardness numbers having been obtained, along the depths from the polished surfaces of germanium and silicon the worked layers are discussed in view of the hardness variations. The results obtained are as follows:

(1) The work softening exists in silicon to a depth of 700 Å, while the indication of softening is seen in germanium at a depth of less than 200 Å.

(2) The constant hardness numbers are shown at a depth of 10,000—15,000 Å for both crystals, which is very close to that obtained from the etching rate curves.

(3) The softening phenomenon is caused by the temperature rises due to surface friction. According to the simplified model, the temperatures reach near the softening points for both crystals.

1. 緒 言

加工変質層をかたさによつて直接、評価するため、前報¹⁾ではこれに適する超ミクロ引かきかたさ測定機を試作してこの概要を述べ、あわせてこれを用いて行なつた Ge の光学的ポリシ面の超ミクロ引かきを位相差ならびに電顕によつて観察し、その荷重範囲と変形領域との関係を求めた。

本報においてはひきつづきこれを Si の光学的ポリシ面に適用して、上記関係を求めるとともに、Ge の場合とあわせて表面からの深さの方向におけるかたさ分布を算出し、力学的ならびに熱的に考察した結果を報告する。

2. 実験装置および実験方法

前報で述べた超ミクロ引かきかたさ測定機 (先端半径 0.8μ のダイヤモンド三角すい、荷重範囲 10~5,000 mg、引かき速度 4.5 mm/min) を用い、第1報²⁾に述べた方

法でえた Si の光学的ポリシ面(111)の一定方向を引かく。引かき後位相差顕微鏡および電子顕微鏡によつて、引かきこんを観察・測定した。

3. Si における引かき

Si は従来のデータによれば Ge よりもかたい (ヌープかたさ Si 950 kg/mm², Ge 750 kg/mm²) とされているが、光学的ポリシ面においては、第2報³⁾で考察したように鏡面となるためには摩擦熱の発生が大きくなり、むしろ表層では軟化すべきことが予想され、事実、測定結果はこれを示したのである。

3.1 すい面引かき

高荷重域では図 1 a, b に示すように Ge と同様に脆性破壊を生じ、チップの飛散と、特に 3,000 mg 以上における貝がら状破面の生成が認められる。ところが中荷重 800 mg ではかなり滑らかな引かきこんとなり、レプリカ作成後は図 2 に示すとおり、その塑性効果の著しいことがわかる。低荷重域においては図 1 c にあるように、破壊はほとんど観察されていない。以上の傾向は一般に Ge と異ならないとみられるが、中~低荷重域の引かきこんの滑らかさは Si において著しいようである。

* 昭和37年4月8日 精機学会春季大会で講演

** 電気通信研究所 正会員

*** 電気通信研究所

(a) 中一高荷重域, レプリカ作成前, 上より 800, 800, 1,500, 3,000 mg

(b) 高荷重域, レプリカ作成前, 上より 2,000, 1,000, 4,000 mg

(c) 低荷重域, レプリカ作成後, 上より 300, 10, 20, 10, 10 mg

図1 Siのすい面引かきこんの位相差顕微鏡写真

材料の付着や「もり上がり」が明瞭で、塑性変形の効果がきわめて大きいことである。この場合の「もり上がり」の幅は引かき幅の $\frac{1}{9}$ 程度であつて、Ge よりも大きく、熱軟化の2次の影響がありそうである。さらに低荷重になると、ほぼ塑性的になつたと考えてよく、このため「もり上がり」幅も引かき幅の $\frac{1}{4} \sim \frac{1}{8}$ ($10 \sim 85$ mg において) に増大し、Ge にみられた切れ刃によるシヤ・マークがそれほど明瞭でない。

なお2次われの発生が認められるのは800 mg 付近からで Ge とほぼ同様であるけれども、その長さは 0.2μ で Ge の約 $\frac{1}{2} \sim \frac{1}{4}$ にすぎない。これは第1報で触れたSiの小破砕に対する説明と同じく、われを起

図2 Siすい面引かきこんにおける塑性変形効果 (800 mg)

これはつぎの電顕によつて確認された。

すなわち図3に示す2, 3の例をみても、一般的にいって切削成分の大きいすい面引かきにもかかわらず、Siでは材料の付着、「もり上がり」が活発であり、また3,000 mg においてはじめてシヤ・マークの顕著に表われているのも注目される。つまり3,000 mg では切れ刃による材料の除去があつて、その際のふちにおける「もり上がり」はなく、シヤ・マークのピッチが $0.3 \sim 0.6 \mu$ とほぼ一定し、さらにこれと密接に関係してヘア・クラックがある。ところが1,000 mg になると、800 mg 程度の引かきこんと大差なく、Ge に比べわれが減少し、またシヤ・マークのピッチは 0.3μ とつまる。

中荷重域で特に著しいのは図3bに示す1例のように

(a) 3,000 mg 1,000 mg

(b) 230 mg

(c) 10 mg

図3 Siすい面引かきこんの電顕写真

(a) 高荷重域, レプリカ作成後, 上より 2,000, 3,000, 4,000, 5,000 mg

(b) 中荷重域, レプリカ作成前, 上より 1,000, 800 600, 400 mg

(c) 低荷重域, レプリカ作成前, 上より 250, 150, 85, 250 mg

図 4 Si 稜引きの位相差顕微鏡写真

この領域では当然の結果といえる。

以上の結果を従来と同様にまとめるとつぎのようになる。

弾性域	15 mg 以下
塑性域	15~400 mg
塑性—2次われ域	400~1,000 mg
塑性—切削域	1,000~3,000 mg
切削—破壊域	3,000~5,000 mg
破壊域	5,000 mg

3.2 稜 引 き

高荷重域においてはほぼ一定の 20μ おきの貝がら状破面を生じているとはいえ、その間には比較的滑らかな引きこんがあつて、塑性-切削効果は Ge と同様に大きくなっている (図 4)。特に 3,000~4,000 mg において片側へのチップの排出は図 5 に示されるように顕著である。したがって荷重が中程度になれば図 4b に示されるように細長いカールしたチップが相当部分を占めるにいたり、貝がら状のわれはほとんど認められない。その程度は Ge よりも激しい (前報図 14b の 1,000 mg と比べ

高荷重域, レプリカ作成前, 上より 2,000, 3,000, 4,000, 5,000 mg

図 5 Si 稜引きこんの位相差顕微鏡写真

てみるとわかる)。さらに軽荷重になると、図 4c に示されるとおり、85~150 mg ではチップがほとんどなく、ほぼ塑性変形のみで引きこんを生じたことを示唆する。また、やや大きな 250 mg では、Ge と同様に片側への「もり上がり」とチップの生成がある。

さて電顕写真についてさらに引きこんの様相を検討すると、高荷重では図 6a に示すように、従来の場合にくらべて塑性-切削効果が大きく、かつ壁面の隆起の存在と2次われのほとんど見あたらないことが特徴である。つぎに中荷重では2次われがまつたく生じていないこと壁面とふちに「もり上がり」を生じてい

ることが目だつ。この傾向は以後、荷重を小さくするほど強調され、特にふちにおいて連続性のある幅方向への

(a) 2000 mg

(b) 800 mg

(c) 70 mg

図 6 Si 稜引きこんの電顕写真

18 mg

図7 Si 稜引きこんとポリシこんとの交叉

材料の排出がみられる。このため低荷重では一般に微細構造がやや不明瞭となるようで、壁面の隆起が著しく、そのピッチは約 0.06μ と密である。また 18mg の引きこんでは図7に示すようにポリシこんを完全に消している。この結果からも前記位相差顕微鏡写真においてチップが存在しなかつたのが塑性変形によるものであることを裏付ける。結局、低荷重では壁面における材料の移動としての塑性変形の結果を示す隆起を与え、荷重が高くなるにつれて、これが切削成分の増大によるシャ・マークへの転換ということになる。

以上の結果を荷重範囲と変形領域の関係で整理するとつぎのようになる。

弾性域	18 mg 以下
塑性域	18~1,000 mg
塑性—2次われ—切削域	1,000~3,000 mg
切削—破壊域	3,000~5,000 mg
破壊域	5,000 mg 以上

つぎに Ge と Si の光学的ポリシ面における超ミクロ引きこんによつてえられた結果を総括したのが表1である。これからつぎのように要約される。

表1 光学的ポリシ面における引きこん荷重と変形領域の関係

領域	材料	領域				
		弾性域	塑性域	塑性—切削域	切削—破壊域	破壊域
すい面	Ge	< 10 mg	10—100 mg	100—1,000 mg	1,000—5,000 mg	> 5,000 mg
	Si	< 15 mg	15—400 mg	400—3,000 mg	3,000—5,000 mg	> 5,000 mg
稜	Ge	< 40 mg	40—700 mg	700—3,000 mg	3,000—5,000 mg	> 5,000 mg
	Si	< 18 mg	18—1,000 mg	1,000—3,000 mg	3,000—5,000 mg	> 5,000 mg
ガラス*		< 10 mg	10—500 mg	500—1,000 mg	—	< 10,000 mg

* E. Brüche : Glasstechn. Ber. Bd. 27 (1954) S. 239

(1) 表層では Si の方が Ge よりも塑性的である。

(2) すい面と稜とによる引きこんを比較すると、前者より後者的の方がより塑性的性質を示し、塑性域の延長となる。

(3) Ge も Si も 5,000 mg 以上の荷重では完全に脆性破壊を起こす。

4. 引きこんかたさよりみた加工変質層

いままで述べてきた方法によつてえた引きこんの幅を測定し、次式によつて「かたさ」数として求める。

$$H = \frac{4}{\pi} \left(\frac{P}{S^2} \right) \text{kg/mm}^2$$

ここに、 P は荷重、 S は引きこん幅である。上式の意味は等価的に考えた弦直径 S をもつ「マイヤかたさ」ということであり、また平均接触圧力にもなる。この取扱いはもちろん第1近似であつて、加工層に関連した貫入深さや先端曲率半径の影響も考慮してさらに修正されるべきものであるが、ここでは相対値を問題にしているから近似的に取扱う。なお引きこんの深さ h は

$$h = 0.2 S$$

という幾何学的関係から求まる。

4.1 引きこんかたさとその考察

引きこん幅 S と引きこん荷重 P について整理すると図8を得る。指数 n の比較からつぎのことがわかる。すなわち Ge も Si も荷重領域がおおむね二つにわかれることと、Si においては n がきわめて大きく、高荷重域の曲線の延長と低荷重域のそれとを比較すれば、同一荷重に対して低荷重域ではより大きい引きこん幅を示し、Si がこの領域で軟化していることである。

ところで第2領域の n の値は一定の傾向を示していない。前述したように、すい面と稜の引きこんの差は切削効果が大きい、塑性変形効果が大きいにある。しかし塑性的な場合に、チップの形状がカールした細長いくずとなつていること、ないし「もり上がり」の大きいことが

図 8 引きかき荷重と引きかき幅の関係

事実上存在するということがあるにせよ、チップとして材料が除去されるかぎり、これらの事実は切削成分のないということを意味しない。つまり両者の混合であつて、その程度がおおの場合で異なる。したがつて指数 n の傾向が一定とならなかつたのは、主として両成分の混合に帰因される。特に第1領域と第2領域とで Ge と Si の傾向が逆になるのは、両者の実際のかたさの差ひいては塑性の差のためである。つまりある程度深く貫入した第2領域では Ge のかたさがもともと小さくて切削しやすく、ピラミッドが深く貫入して、見かけの引きかき幅が大きくなるということの説明される。

一方、第1領域では Si の方が軟化が強く、上の説明と同様にすい面が深く食いこまれやすいことになる。ところが加工硬化した場合には、稜のほうが n の値が大きくでている。これは塑性の影響が束縛条件によつて強調されたとみられる。つまり束縛がなければ本来われるべきものが、われずに貫入するという作用が大きいことにある。Ge の第1領域の傾向もこれを裏付ける。

つぎに主として第1領域の Ge と Si の特性を比較するため、引きかき荷重 P と投影面積 $A = S^2$ との関係を求めたのが図 9 である。この場合、上記の関係は以下のようなになる。

Ge すい面	$A = 0.0002 P^{2.13}$
稜	$A = 0.0003 P^{1.32}$
Si すい面	$A = 0.0027 P^{0.74}$
稜	$A = 0.0073 P^{0.57}$

この結果は Si の表層では塑性的になつて金属とほぼ同様な性質を示すのに対し、Ge では比較的その程度が低いことを示す。逆にいえば Si の軟化は表面を塑性的

図 9 引きかき投影面積と引きかき荷重の関係

図 10 平均接触圧力と引きかき荷重の関係

にしたことを意味する。そこで上記の関係をさらに検討するために引きかき荷重 P と平均接触圧力 $p_m = P/S^2$ との関係に改め、塑性的性質を調べる。図 10 にその結果を示した。やはり注目されるのは Si の著しい塑性に対し、Ge がまだその領域にないようにみえることである。

さて、 $P-p_m$ 曲線は完全塑性の場合、その領域では P にかかわらず p_m が一定となるべきである⁴⁾。ところが Ge では 10 mg でも、Si ではほぼ 80 mg 以降、かえつて p_m が低下している。この理由についてはまだ十分に検討されていないが、いちおうつぎのように考える。 p_m が低下するということは完全塑性でないことを示し、その原因は荷重 P の寸法効果にある。つまり極微荷重とはいえ、Ge, Si のこの領域における超微視的クラックの発生がまったくないとは断言しがたい。この意

味で Ge においては塑性曲線を示さず、表面の軟化はまだ顕著ではない。図10に示す曲線の下降傾向を超微視的クラックの発生で説明すれば、引かき荷重の増大に伴う実効面積の増大で p_m がかえつて低下するか、荷重を支えている真実接触面積の微小な向きの変化があつて、そこにかかる圧力の平均としての平均接触圧力がベクトル和としてはかえつて小さくなるということになる。

さて、Si においては塑性域以前の条件が成りたちそうなのでこの領域について数値的検討を行なう。完全塑性域と塑性変形進行域との転移点と弾性域と塑性変形開始域との転移点をそれぞれ図10から求めると、690 kg/mm²と340 kg/mm² になり、この比は $690/340 \approx 2.15$ である。つぎに塑性理論から求められる上記の比は $2.8/1.1 = 2.42$ であつて、これら二つの値は比較的良好一致する。したがつてさらに Si の弾性限を求めると、 $Y = 340/1.1 = 310 \text{ kg/mm}^2$ となる。

以上の値を Pearson ら⁵⁾ が 15μ の直径をもつ Si の whisker についてえた曲げによる応力と比較してみよう。彼らの結果では、軟化開始点 (650°C) において、112 kg/mm² となるから、上記の値はかなり大きいことになる。しかし、この場合 whisker といえども 15μ とかなり大きく、寸法が小さくなるほど強度が理論値に近づき、それがきわめて大きくなることを考慮すれば上述のように大きく評価されても不思議ではない。

つぎに相対的なかたさ数という意味で深さ h の方向で変化するかたさ数 H_s を求めると、図11を得る。いままでの論議から当然出てくる帰結であるが、Si の 700 Å 付近より浅い表層における軟化と Ge における 200 Å 以前の加工軟化の兆候とがまず注目される。また 10,000 ~ 15,000 Å においてはほぼ「かたさ数」として一定となる

こと、ならびにこれらの深さは第2報のエッチ速度の飽和に対する深さとよくあつていることもわかる。したがつて上述の結果はおおむね加工変質層の深さと考えてよい。

なお比較のため従来から発表されている Ge, Si のヌープかたさと比べると、引かきの場合前進方向の断面面積がかたさに寄与すると考えて $H_s' = 4/\pi (P/S^2/2)$ として安定した「かたさ数」、すなわち結晶生地のを求めると、Ge は 796 kg/mm², Si は 1,000 kg/mm² になる。これに対し Wang⁶⁾ の結果ではそれぞれ 860 kg/mm² と 1,130 kg/mm² であるから、まず妥当な値といえよう。さらに H_s' を投影面積でなく表面積を用いて求めると、この場合はさきの場合の約1.5倍となるので、上記の値はそれぞれ 1,090 kg/mm² と 1,500 kg/mm² になり Wang の与えた値よりも大きい。この理由はすでに述べたように一般の微小かたさ測定における荷重は小さくても 10g、普通 50g を用いているため、クラックの発生があるにもかかわらずこれを無視しているからである。

4.2 熱的にみた加工変質層

前項の結果から、Si においては軟化が認められ、これは力学的にも推論された。その原因をポリシ中における表面の温度上昇に求めるとすれば、それがどの程度になるかを知ることがある。

光学的なポリシ加工では多数の砥粒がピッチ・ポリシヤの上にのつたり、埋めこめたりして、きわめて複雑な現象である。しかし第2報で述べたように鏡面とするには少なくともいみゆる乾式状態にもちこむ必要があるから微小接触点 (砥粒の面積を想定) と、それに比べてはるかに大きい試料の半無限固体面の組合わせを考えるのが、まず妥当な近似であろう。このようなモデルを考えた場合、もつとも問題になるのは熱分配であるが、これはいまのところ仮定せざるをえない (なんとすればポリシ砥粒の熱伝導率 κ_2 が不明のため) ので、簡単のためにこれを 100% とする。つぎに砥粒と試料の相対すべり速度は、場合によつて転動またはすべりを伴い、必ずしもピッチ・ポリシヤそのものの速度が作用するわけではない。しかし実際上乾式状態であるから、ピッチ・ポリシヤに砥粒が埋めこまれているとしてよいから、これも簡単のためにピッチ・ポリシヤの速度をとる。つぎに表面が摩擦されるさいの摩擦係数であるけれども、これには実測値がない。しかし前報で述べたサファイヤとの摩擦係数が 0 ~ 20g の荷重範囲で 0.05 であることがわかつていたので、いちおうこれを用いよう。この点については後でさらに考察を加えることにする。

図 11 光学的ポリシ面のかたさ分布

表 2 各種材料の物理的および機械的性質

材 料	比 重 ρ	融 点 $^{\circ}\text{C}$	線ばう張係数 α $^{\circ}\text{C}^{-1}$	比 熱 C cal/g $\cdot^{\circ}\text{C}$	熱伝導率 λ cal/cm $\cdot$ sec $^{\circ}\text{C}$	ヤング係数 E kg/mm 2	ポアソン比 ν
ゲルマニウム	5.35	960	15×10^{-6}	0.073	0.151	14,100	0.252
シリコン	2.33	1,415	2.3×10^{-6}	0.183	0.270	17,400	0.262
銅	7.89	1,300—1,400	10×10^{-6}	0.117—0.118	0.161	21,000	0.25—0.33
水晶	2.65	1,600	7.97×10^{-6}	0.186	0.022	10,400	0.113
ダイヤモンド	3.45—3.56	3,500—3,700	1.34×10^{-6}	—	0.33—0.445	90,000	—

以上の仮定のもとで、一般的に広い接触面を考えたとき、みかけの接触面中で微小な点が真の発熱源となるという移動熱源の問題を考えるならば、Jaeger の理論⁴⁾が適用するのにもつとも真実性がある。そこでこれによつて以下に発生温度を求めてみる。表 2 は物理的および機械的性質についてほかの材料とともに調べた結果をまとめたものである。この表の数値を用いると、発生温度はつぎのようになる。

(1) 温度伝導率 K は

$$K = \frac{\lambda}{c\rho} \text{ で}$$

$$K_{\text{Si}} = 0.640 \text{ cm}^2/\text{sec}$$

$$K_{\text{Ge}} = 0.384 \text{ cm}^2/\text{sec}$$

(2) 速度効果を示す無次元数 L は

$$L = \frac{vl}{2K} \text{ で}$$

いま、 $v \doteq 130 \text{ cm/sec}$, $2l \doteq 0.001 \mu = 10^{-7} \text{ cm}$ (正方形熱源の一辺の長さで、砥粒と引かきこんの大きさより推定) とすれば、

$$L_{\text{Si}} = 5.1 \times 10^{-6} < 0.1$$

$$L_{\text{Ge}} = 8.4 \times 10^{-6} < 0.1$$

となるから速度の効果は小さい。

(3) 発熱量 q は摩擦による仕事を熱的に置き換えることによつて、

$$q = \frac{\mu \cdot W \cdot v}{J \cdot (2l)^2} \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec}$$

で表わされる。ここに、 W は真実接触面積を支えている荷重で、前項の結果から $W_{\text{Si}} = 20 \text{ mg}$, $W_{\text{Ge}} = 15 \text{ mg}$ 熱軟化を起こす原因を与える荷重を P-S 曲線より外挿して求めた)、 μ は摩擦係数で Ge に対しては前記のように 0.05 をとるが、Si に対しては 0.1 を与える (これは Si の方が付着などが多いので μ が大きいと考えられるからである)、 J は熱の仕事当量である。したがつて、

$$q_{\text{Si}} = 6.1 \times 10^8 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec}$$

$$q_{\text{Ge}} = 2.3 \times 10^8 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec}$$

(4) したがつて表面の最高温度 θ は⁴⁾

$$\theta = 1.122 \times \frac{q \cdot l}{\lambda} \text{ であるから、}$$

$$\theta_{\text{Si}} = 254^{\circ}\text{C}$$

$$\theta_{\text{Ge}} = 170^{\circ}\text{C}$$

を得る。

以上の値はさきに示した Pearson のえた軟化点、すなわち Ge の 350°C , Si の 650°C にくらべると低い。しかし、いまは砥粒を 1 個しか考えていないことを考慮すれば、表面が十分に温度上昇し、両結晶とも熱軟化を起こす可能性はきわめて大きいと結論される。さらに極微荷重における μ の値はいま 0.05 ないし 0.1 としたが、Whitehead⁷⁾ の微小荷重における摩擦実験によると、表面の酸化膜が貫通されるか否かが、Amontons's の法則からのかたよりを示す原因である。いまは熱軟化を起こすとすれば活性のある Ge や Si は酸化物の生成をきたし、表層の性質は純 Ge や Si のそれではなくなつてくるであろう。事実、エッチ速度からみた特性⁸⁾ はそのような存在を示唆する。この酸化膜が貫通されないと考えてもよさそうな表面摩擦の場合 (なんとすれば前節までの引かき荷重領域からみて)、 μ が増すかどうかは、表面における潤滑状況によつて支配されるであろう。いまポリシ加工の状況を見ると、水がきわめて少ないそして薄い境界潤滑膜として作用すると考えられ (これはポリシ中にピッチ・ポリシヤ上に試料をごく短時間でも放置するとそれがポリシヤに固着されたり、水平抵抗が非常に大きいことから十分ありえよう)、 μ はむしろ増大する傾向になければならない。したがつて表面温度はさらに上まわる傾向をもつと考えてよい。

つぎに考慮すべき点は熱的性質、特に熱伝導率の温度依存性である。Carruthers⁹⁾らの研究によればこれは温度の上昇とともに低下することが示されている。これを考えると、 K は小さくなるが L にはさして影響しない。ところが表面温度を決定する式において熱伝導率が小さくなれば、 θ はさらに高くなることになる。したが

つて前掲の計算値は最低条件における評価という意味でむしろ安全側にたつから、上記の値は十分に意味があることになる。Ge についていえば Slack ら⁹⁾が 1020°K まで測定しており、それによれば 300°C 付近では熱伝導率が常温の場合の約 $\frac{1}{3}$ となり、Ge においても熱軟化の可能性がますます強まる。

以上の論議から少なくとも表面摩擦による温度上昇のために表面が軟化して塑性的となり、これに微小領域にはたらく高圧の発生があるので、ごく表層では流動が起こつて鏡面が生成されるということになる。

5. 結 言

Si の超マイクロ引かきを行ない、荷重範囲と変形領域の関係を求め、ついで Ge とともに表面からの深さの方向におけるかたさ分布を算出し、これを力学的および熱的に考察した。以上を要約すれば以下のとおりである。

- (1) Si は表層において Ge よりも塑性的であることが顕著であるほか、すい面引かきと稜引かきとによる差はより著しく、高荷重域において破壊を起こすまでの荷重も大きい。
- (2) 表層約 700Å までは Si において軟化があり、200Å 以前に Ge の軟化の兆候が認められる。
- (3) 表面より 10,000~15,000 Å 下では、一定のかたさ数を示し、エッチ速度より求めた値にきわめて近い。
- (4) 表層における軟化現象は表面摩擦による温度上昇に基づき、数値的にみてもその可能性は大きく、簡

単化したモデルによれば、Ge, Si とともに軟化点付近の温度になる。(1962, 11月19日受付)

文 献

- 1) 井田・新井・鈴木：半導体結晶のポリシ加工に関する研究（第3報）超マイクロ引かきかたさによる光学的ポリシ面の加工変質層の検討（その1），精密機械，29巻6号（1963）444.
- 2) 井田・新井：同上（第1報）光学的ポリシ面と金相学的ポリシ面の比較，精密機械，28巻11号（1962）651.
- 3) 井田・新井・鈴木：同上（第2報）ポリシ過程とポリシ加工層，精密機械，28巻12号（1962）719.
- 4) 佐藤健児：表面工学概論，養賢堂（1962）.
- 5) G.L. Pearson et al : Deformation and Fracture of Small Silicon Crystals, Acta Met., Vol. 5 No. 4 (1957) 181.
- 6) C. C. Wang & B.H. Alexander : Hardness of Germanium. Silicon Alloys at Room Temperature, Acta Met., Vol. 3 (1955) 515.
- 7) J.R. Whitehead : Surface Deformation and Friction of Metals at Light Loads, Proc. Roy. Soc., A 201 (1950) 109.
- 8) J.A. Carruthers et al : The Thermal Conductivity of Germanium and Silicon between 2 and 300°K, Proc. Roy. Soc., A 238 (1957) 502.
- 9) G. A. Slack & C. Glassbrenner : Thermal Conductivity of Germanium from 3°K to 1020°K, Phys. Rev., Vol. 120 No. 3 (1960) 782.