



Title	氷結晶中の転位・点欠陥の動的過程
Author(s)	東, 晃; Higashi, Akira; 福田, 明治 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 125, 111-121
Issue Date	1985-03-29
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/41910
Type	departmental bulletin paper
File Information	125_111-122.pdf



氷結晶中の転位・点欠陥の動的過程

東 晃 福田 明治* 本堂 武夫
後藤 久美子 雨海 真也**

(昭和59年11月30日受理)

Dynamical Processes of Dislocations and Point Defects in Ice Crystal

Akira HIGASHI, Akeharu FUKUDA, Takeo HONDOH, Kumiko GOTO
and Shinya AMAKAI

(Received November 30, 1984)

Abstract

Various processes of dislocations and point defects in ice crystal have been revealed by "in situ" observations using X-ray diffraction topography with powerful sources. Based on a comparatively small value of the stacking-fault energy derived from observed shrinkage rates of faulted and unfaulted dislocation loops, it is concluded that the common dislocations ($B.V. = \frac{1}{3} \langle 11\bar{2}0 \rangle$) on the basal plane in ice crystal are dissociated. Faster movement of dislocations on the non-basal plane than on the basal plane were observed as characteristic features in continuously taken topographs of ice specimens under loading. The well-known easy glide on the basal plane of ice which at a first sight seems to conflict with the above anisotropy of the mobility of dislocations can be attributed to the much less dislocation density on the non-basal plane than on the basal plane.

Observations of the growth process of dislocation loops in quenched-in specimens supplied us with values of both the formation- and migration energy of self-interstitials in ice crystal. Comparing the above values with that of the activation energy of self-diffusion in ice measured by the tracer method, the interstitial mechanism for the self-diffusion in ice is concluded. Observed climb motions of the dislocation loops ($B.V. = \langle 0001 \rangle$) under uniaxial stress parallel to the c -axis clarified directly that the dislocation loops generated in quenched-in specimens are the interstitial type and the climb has a superior importance than Nabarro-Herring mechanism in diffusional creep in ice.

1. は し が き

氷結晶中の転位の存在をX線回折顕微鏡法で直接確めたのはアメリカの Webb¹⁾である。彼は水中で成長させた幅の広い樹枝状氷結晶薄片の顕微写真をとり、僅かな転位線を結晶の枝のつけ根

応用物理学科 応用物性学第一講座

*現在 室蘭工業大学, **現在 日本鋼管(株)

に見出している。丁度その頃、我々は氷単結晶のクリープ、応力-歪関係の実験を応力-歪速度・温度の広い範囲にわたって行い²⁾³⁾、マクロの力学試験を略々終了するところに来ており、氷結晶の塑性変形の機構を明らかにするためには実際の変形試料中の転位を観察する必要に迫られていた。著者の1人(東)は上記の研究の途中で新設の工学部応用物理学科に移ることになったので、その機会にX線回折顕微法の装置を購入し、これによって氷結晶中の転位およびその他の格子欠陥のミクロの研究を開始したのである。

X線回折顕微法が氷結晶中の格子欠陥観察に有利な理由は二つある。その一つは、この方法では、電子顕微鏡の場合と異なり試料を真空中におく必要がないことである。氷は蒸気圧の高い物質であるから、たとえ液体窒素などを用いる試料冷却装置を使っても、真空の電顕試料室に入られると、十分な観察が行われない中に昇華してしまう。そういうわけで、金属などでは有力な武器である電顕も水中の転位などを長時間にわたって観察するには全く不向きである。第二はX線顕微法は倍率こそ低い、その代り視野が広いので、氷結晶に特有の非常に幅の広い積層欠陥や大きな転位ループなどの観察に適している。また氷がX線に対して比較的透明であり、透過型のX線顕微法で良好なコントラストが得られる条件 $\mu t < 1$ (μ : 結晶のX線吸収係数, t : 試料の厚さ)からすると氷の場合 $M\alpha K\alpha$ 線を使用すると厚さ 8 mm 以下の厚い試料が使える。このことはバルクの試料中の格子欠陥の直接観察が可能であることを示しているのである。

さて、我々のX線顕微法の研究は、先ず天然氷単結晶を用いて転位のバーガース・ベクトルの決定⁴⁾、人工氷単結晶の成長条件による転位の配列⁵⁾⁶⁾・挙動⁷⁾等の観察が行われ、また塑性変形機構解明のための転位の速度の測定⁸⁾が行われた。

最近回転ターゲットX線源RU-200、本学共同利用施設として応用物理学科実験棟延長部に設けられた高エネルギー超強力X線装置RU-1000C2などを利用することによりいわゆる「その場」観察が可能になり、格子欠陥の動的挙動の観察が広汎に行われた。この論文では、このような観察の結果から明らかにされた、1)氷結晶の基底面上に横たわる最も普通の転位が部分転位に分解していること、2)結晶試片が急冷されたときに生ずる転位ループの成長過程が過剰格子間分子の拡散によること、ならびに3)塑性変形に対する転位ループの上昇運動の寄与について述べる。

2. 氷結晶中の転位の拡張と運動

氷結晶の転位のバーガース・ベクトル(以下B.V.と略する)としてよく出てくるものはFig.1に示されている。この中の文字記号はB.V.を一々ミラー指数で示す煩を避けるために、次のような約束に従って使われている。

$$\mathbf{a} = \frac{1}{3} \langle 11\bar{2}0 \rangle, \quad \mathbf{c} = \langle 0001 \rangle, \quad \mathbf{p} = \frac{1}{3} \langle 01\bar{1}0 \rangle$$

改良ブリッジマン法⁹⁾¹⁰⁾を用いて育成された直後の氷単結晶中によく見出され、また結晶の熱処理によっても生ずる積層欠陥の表面エネルギー γ_i は積層欠陥を含む転位ループと含まない転位ループの縮小速度の測定によって求められた¹¹⁾。その値は欠陥ベクトル $\mathbf{c}/2 + \mathbf{p}$ の積層欠陥に対して $0.31\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$ ($\text{erg}\cdot\text{cm}^{-2}$)であった。この値は金属その他の物質のそれと比べると遙かに小さい。上記の欠陥ベクトルに対してはFig.2(a)に示すように積層不整のダイヤモンド構造は一層であるが、バーガース・ベクトル \mathbf{a} の完全転位が分解した部分転位 \mathbf{p}_1 、 \mathbf{p}_2 の間に挟まれる積層欠陥(欠陥ベクトル \mathbf{p})に対してはFig.2(b)のように2枚の立方構造が入る。従ってこのタイプの積層欠陥エネルギーは γ_i は前者の約2倍、すなわち $0.6\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$ と推定される。

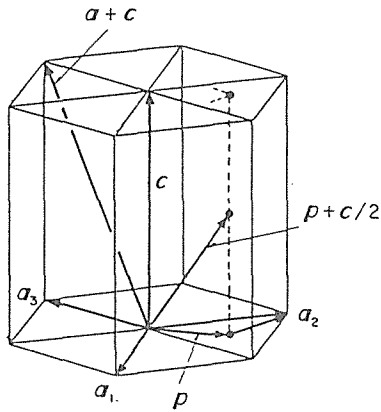


Fig.1 Burgers vectors in ice crystal.

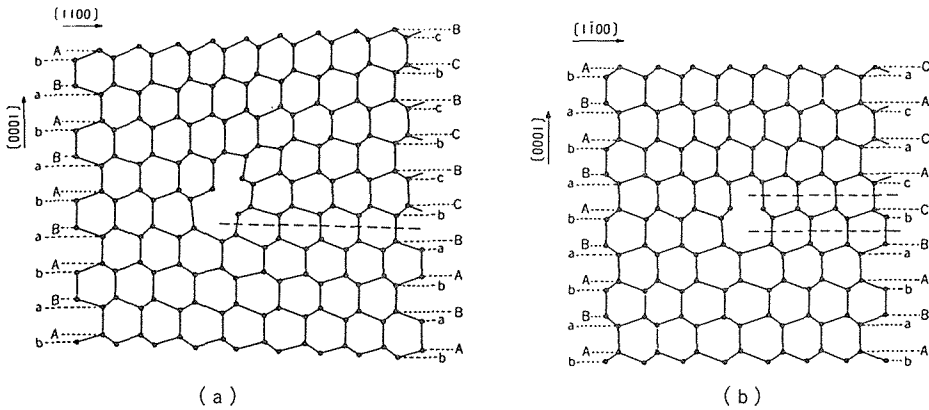


Fig.2 Partial dislocations in ice, (a) $B.V. = p + c / 2$, (b) $B.V. = p$, broken lines indicate layers of cubic structure.

この積層欠陥エネルギーでもまだ十分小さいので、基底面上 $B.V. = a$ の完全転位は間に挟み積層欠陥を挟んで2本の部分転位 ($B.V. = p$) に分解しているものと考えられる。この拡張転位の幅は部分転位間の反撥力と積層欠陥エネルギーによる引力とを等置して得られる。Fig. 3 の双曲線は反撥力 f とショックレイ部分転位 p_1 と p_2 の間隔 r の関係を刃状転位、らせん転位の両者に対して描いたものである。部分転位間の距離はこの曲線と $\gamma_f = 0.6 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ に相当する単位長さ当りの力 $f = 0.6 \times 10^{-3} \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ との交点の r 値によって与えられる。図に示されているように、それは基底面上の転位の中で優勢ならせん転位に対し 200 \AA である。この値は X 線顕微法では識別できないくらい小さいが、転位芯のひろがりよりはずっと大きい。かくして $B.V. = a$ の完全転位は基底面上で2本の平行な部分転位に分解しているものとみられる。しかし、この分解は基底面上に限られ、もしもこの転位が非基底面に移るときには合体して完全転位になっているものとみられる。

上記 $B.V. = a$ の転位は非基底面上の速度が基底面上の速度より速いことが最近の X 線回折顕微観察によって明らかにされている。Fig. 4 の a, b, c の3枚の X 線トポグラフは圧縮変形を与

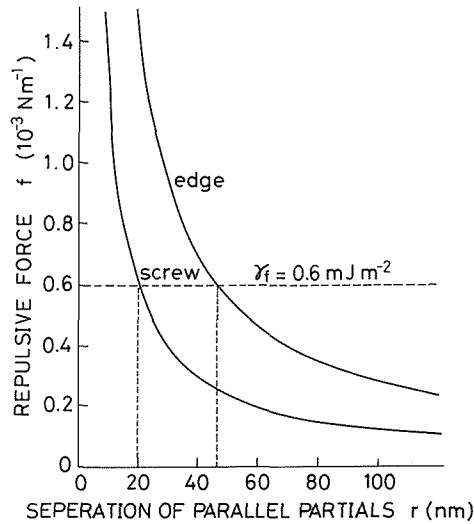


Fig.3 Repulsive force vs. separation between parallel partials p_1 and p_2 on the basal plane.

えた氷単結晶試片中の基底面上の転位（変形前 a）が荷重により上方に移動すると共にその一部（写真円内）が上の方向に急速に突出し（変形前と 2 重露出したもの b），除荷 3 時間後にはこの突出部は半分ほど元に戻っている(c)ことを示している。この過程は Fig. 4 左の線画のように考えると理解できる。すなわち, b の写真に示されている急速に上方に動いた部分は転位が非基底面（多分 $\{10\bar{1}0\}$ ）上にある転位のジョグであり，その運動によって基底面上の拡張転位が引張られて写真のようなフック状の形状を呈したものである。そして除荷によってこのようにのびた転位双極子はその線エネルギーによって収縮し写真 c のような非基底面上の安定な形に落ち着いたものである。非基底面を $\{10\bar{1}0\}$ とすると簡単な計算により，非基底面上でも基底面上でも転位に働く力は略同程度と考えられるから， $\{10\bar{1}0\}$ 上の転位速度は基底面上のそれより 10 倍は速いものと考えられる。

非基底面上の転位の運動速度については上述のような観察から大体の値の推定ができてはいるに過ぎないが，基底面上の運動速度については X 線トポグラフによる観察によって応力ならびに温度依存性が調べられた⁸⁾。Fig. 5 は我々を含めいろいろの研究者による結果を集約した応力依存性である。図中の実線は山本が二重露出トポグラフから多くの転位について速度を求め平均した値から得られたもの¹²⁾で，以前の我々の測定⁸⁾の中，屈曲した転位の速い場合と真直な転位のおそい場合（二本の破線）の中間に入る。また以前にフランスの Mai¹³⁾が純氷について行った測定値はだいたい我々の値を下廻っており，Peretz ら¹⁴⁾の HF ドープ氷中の転位の場合（△印と点線）が我々の値に近い。

氷単結晶の力学試験の結果，その降伏応力は基底面すべりの場合，非基底面すべりの場合より 1 桁も小さいことが知られている¹⁵⁾。或いは基底面すべりの方が非基底面すべりより遙かに優勢だという異方性を示す。このことは結晶の歪速度 $\dot{\epsilon}$ と転位速度 v の関係を表わす Orowan の式 $\dot{\epsilon} = \rho v b$ によって考えると，前述のように v は同じ応力に対し基底面上の方が非基底面上より小さいので $\dot{\epsilon}$ は一見基底面の方が非基底面より小さく上述の力学試験の結果と反するように思

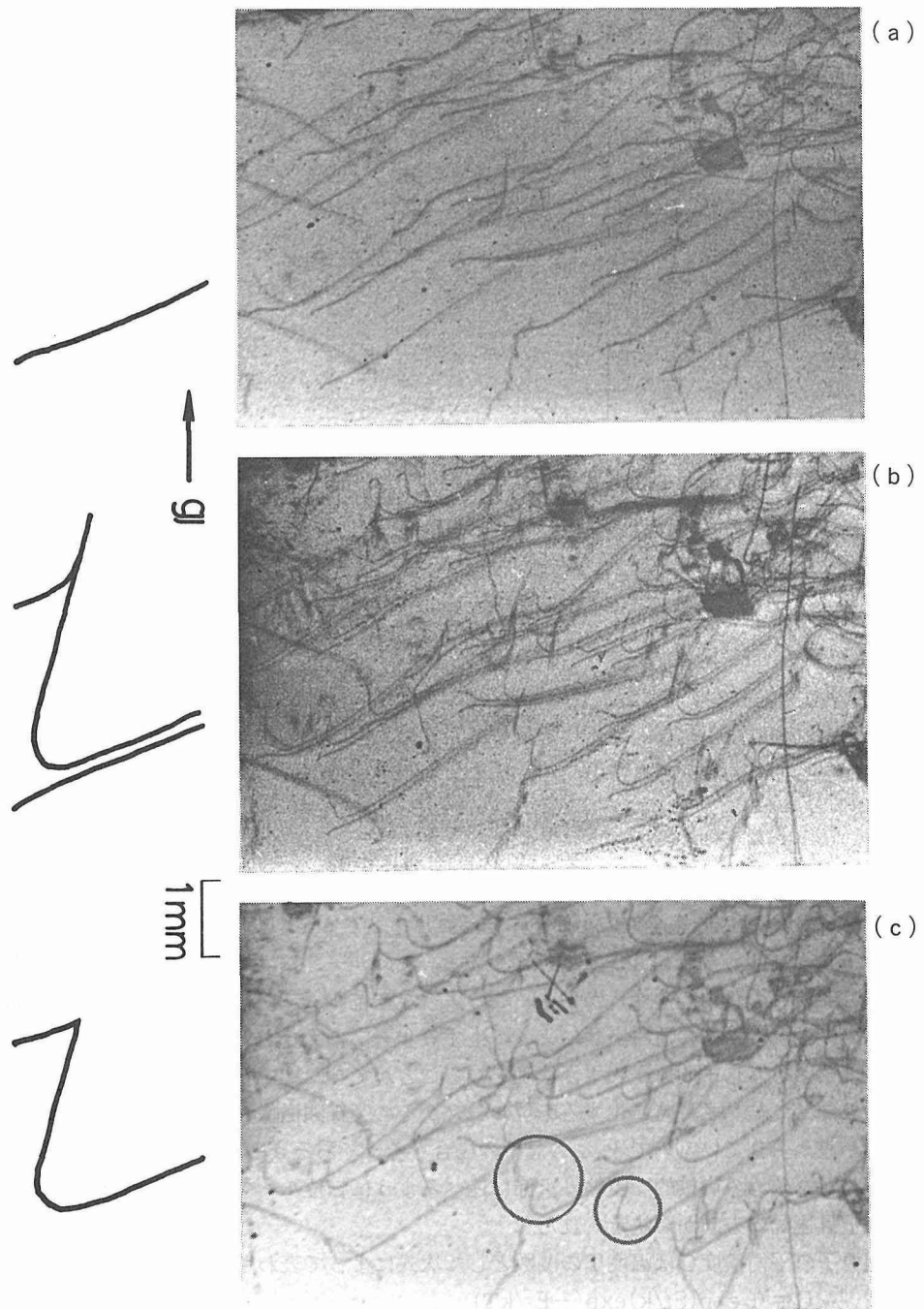


Fig.4 X-ray topographs showing fast movement of dislocation jogs lying on non-basal planes of ice crystal. (a) before applying stress, (b) double exposure before and after applying stress, (c) 3 hours after removal of applied load. Schematics on left side indicate shapes of jogged dislocations ($B.V. = \frac{1}{3} \langle 11\bar{2}0 \rangle$) as indicated by circles on the topograph.

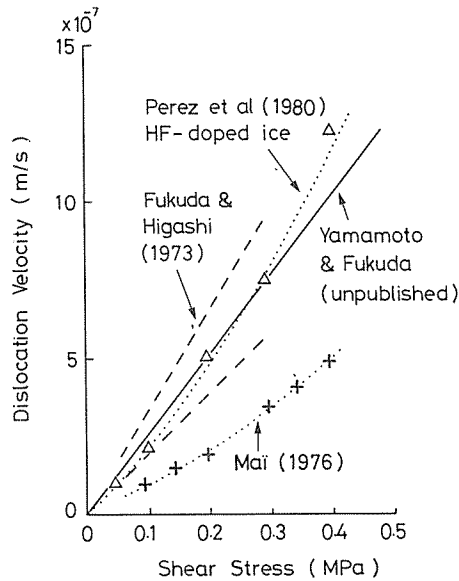


Fig.5 Dislocation velocity vs. shear stress on the basal plane in ice.

われる。しかし基底面のすべり優先性は Orowan の式での可動転位密度 ρ の基底面上のものが非基底面上のそれより遙かに多いことに起因している。事実、非基底面にのっている合体した転位は非常に短いものしか観察されておらず、その ρ は非常に小さいのである。

3. 氷結晶中の点欠陥

厚さ 2 ~ 5 mm 程度の完全性のよい氷単結晶試片を $2^{\circ}\text{C} \cdot \text{hr}^{-1}$ 以上の冷却速度で数十度冷却すると Fig. 6 に示すような転位ループが沢山生ずる。このループには積層欠陥を含むもの(黒い像)と、そうでないもの(中空の像)がある。このような転位ループが格子間原子型であると仮定して、種々の初期温度からの急冷実験によって生ずるループの大きさと数をしらべることにより、種々の温度における格子間原子の平衡濃度を知ることができた¹⁶⁾。

上記の仮定は、結晶成長時に生ずる転位ループがその X 線顕微像の解析により格子間原子型であることが確かめられているので¹⁷⁾、この急冷の場合もそうであろうと考えられたものである。この仮定の正しさを確かめる直接的な実験は次節に述べるように転位ループに圧縮・引張り応力をかけたときの上昇運動の方向から決定された。

格子間原子の平衡濃度 C は温度 T の関数として次式によって表わされる。

$$C = q \exp(S_f/k) \exp(-E_f/kT) \quad (1)$$

式中の q は格子点に対する格子間原子点の数の比で氷に対しては 0.5 である。 S_f は形成エントロピーで E_f は格子間原子の形成エネルギーである。 E_f と S_f は温度をかえて行った実験結果から夫々 0.40 eV, $4.2 \times 10^{-4} \text{eV} \cdot \text{K}^{-1}$ (又は 4.9 K) と与えられた¹⁶⁾。実際の濃度 C は 10^{16}cm^{-3} 程度で融点近くの金属中の空孔濃度より数桁小さい。相対濃度 C_e に直すと 10^{-6} のオーダーである。

このような転位ループは過剰格子間原子がループの核に向かって拡散移動することにより形成されるのであるから、それには試片の急冷が完了した後に時間がかかる。Fig. 6 は -11°C から -41°C

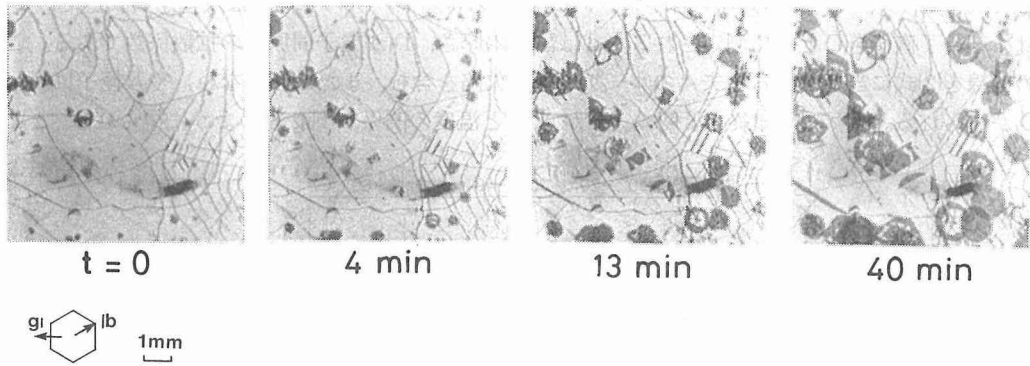


Fig.6 Growth process of dislocation loops and dipoles in an ice specimen quenched from -11°C to -41°C . Time after the completion of quench is indicated under each topograph.

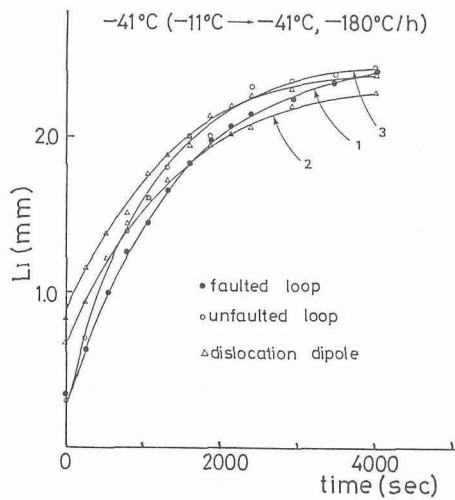


Fig.7 Time variation of the radius of dislocation loops and the length of dislocation dipoles growing in quenched-in specimens as shown in Fig. 6.

まで $180^{\circ}\cdot\text{hr}^{-1}$ の冷却速度で急冷された試片の冷却終了後40分間にわたるループの成長過程をとったX線トポグラフである。4枚のトポグラフは試片の同一部分を下に示した時間毎に撮影したもので、1枚の露出時間は数分程度である。観察しているプロセスの長さに比べこのような短い時間の露出で済むようになったことがこのような動的観察を可能にしたわけである。

Fig. 6 のような時間を追って撮ったトポグラフ上でループの半径又は転位双極子の長さを測り両者の時間的増加をプロットしたのが Fig. 7 である。この増加曲線は約4000秒後には飽和値に達する指数型であって、下記の式で表わされる。

$$L_i(x, t') - L_i(x, 0) = A \sin \frac{\pi x}{d} \left[1 - \exp\left(-\frac{\pi^2 D_1}{d^2} t\right) \right] \quad (2)$$

この式で $L_i(x, t')$ は試片中の深さ x , 時間 t' におけるループの半径又は双極子の長さで, t' は冷却終了直後を 0 として測定される。 d は試片の厚さ, D_i が格子間原子の拡散係数である。この曲線を(2)式に当てはめると夫々のループ (積層欠陥を含む, または含まない) や双極子に対し D_i が得られる。種々の冷却終了温度の実験から D_i と温度の関係が Fig. 8 のように得られる。ここ

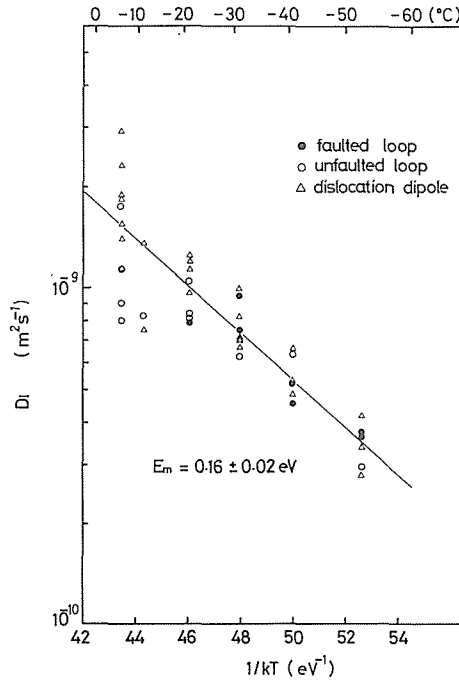


Fig.8 Temperature dependence of the diffusion coefficient of self-interstitials in ice derived from the application of eq. (2) to various data as shown in Fig. 7.

に引かれた直線の勾配から格子間原子の移動の活性化エネルギーは 0.16eV と与えられる。もしも氷結晶中の拡散が格子間原子機構によっておけるとすると, 自己拡散係数は D_i と相対点欠陥濃度の積で与えられ, 大体 $10^{-15}\text{m}^2\cdot\text{sec}^{-1}$ となる。過剰格子間原子の形成エネルギーは前述のように 0.40eV であるから, 拡散の活性化エネルギーは, $0.40 + 0.16 = 0.56\text{eV}$ でなくてはならない。放射性同位元素 (この場合 H^3) の追跡子法で測定した氷結晶中の拡散の活性化エネルギーとして板垣¹⁸⁾は C 軸方向で 0.54eV を, また Ramseier¹⁹⁾は 0.61eV (この場合異方性なし) を与えている。ここで得られた活性化エネルギーの値と上記実験値との一致は, この拡散機構として格子間原子を媒介するものとするのが正しいことを示している。またこれにより空孔か格子間原子かの議論が長く続いた氷結晶中の拡散機構について決着がついたことになる。

4. 氷結晶中の転位の上昇運動

前節で述べた氷単結晶試料中の冷却によって生ずる転位ループが格子間原子型であることは, 転位ループを含む試片に圧縮又は引張り変形を与えたときのループの収縮又は拡張を X 線トポグ

ラフでその場観察することによって確かめられた。Fig. 9に示すように、ループ内に余分の原子面をもつ格子間原子型のループに圧縮応力が作用すれば転位は空孔を吸収するか格子間原子を放出して正の上昇運動をおこす。引張り応力に対しては反対に負の上昇運動になる。すなわちループ全体は前者の場合は収縮し、後者の場合は拡張するのである。もしもループが空孔型であれば、この関係は逆転する。

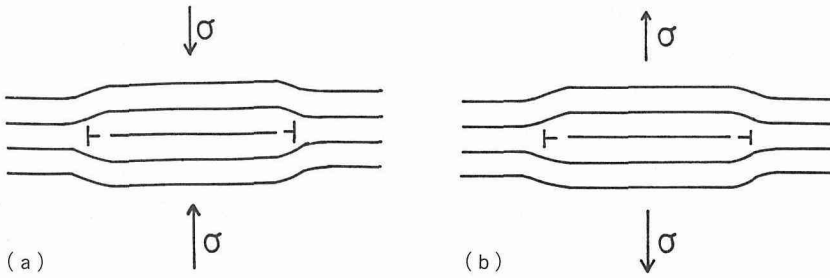


Fig.9 Climb motion of dislocation loops of interstitial type under uniaxial stress. (a) positive climb under compressive stress, (b) negative climb under tensile stress.

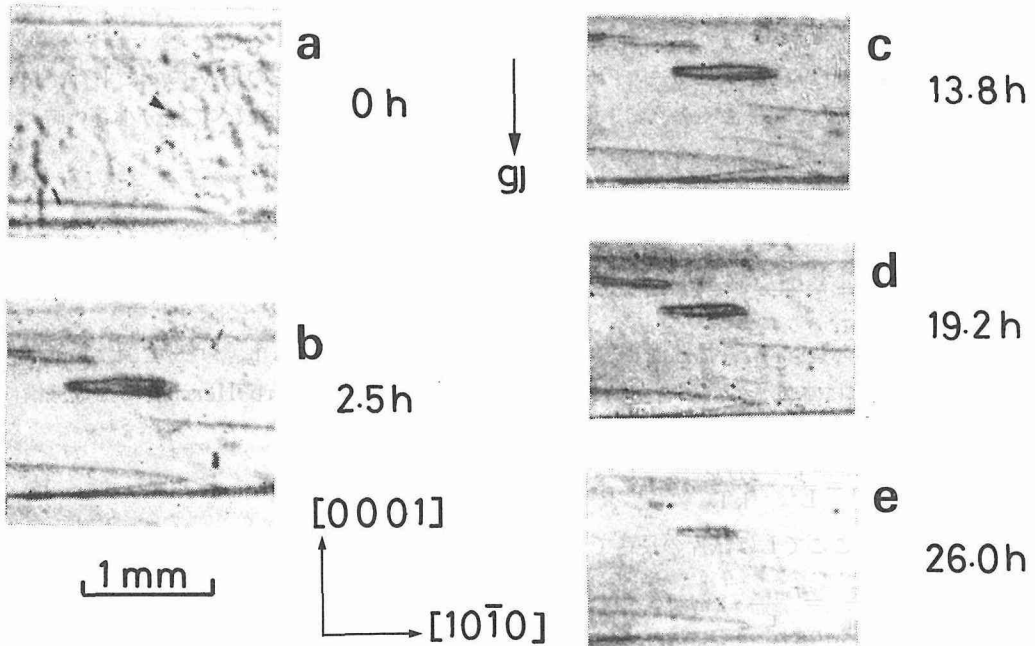


Fig.10 Shrinkage process of a quenched-in dislocation loop under compressive stress, (a) during quench, an embryo of a dislocation loop is indicated by an arrow, (b) grown loops after 2.5 hr after (a), (c) just before loading, 11.3 hr after (b), (d) shrunken loop after 5.4 hr after (c), (e) 6.8 hr after (d).

実験は転位密度の小さい人工単結晶氷から圧縮軸がC軸と平行で角型断面をもつ（正面が $\{2\bar{1}10\}$ に一致）ダンベル型試片（長さ60mm, 幅10mm, 厚さ5mm程度）を切出し、X線トポグラフ連続撮影用変形装置²⁰⁾に装着して行った。先ず温度 -5°C ～ -10°C の焼鈍中にトポグラフを撮影し、次いでこの試片を急冷し転位ループを導入する。冷却終了後2～3時間焼鈍すると、前節に述べたようにループが成長する。この間にトポグラフを撮影し、連続観察すべきループを確定しておく。試片に一定時間荷重をかけ、1～1.5MPa程度の応力を基底面上に発生させる。荷重を取除いてトポグラフを撮影する。この荷重一除荷一撮影の過程を数回くりかえした。

Fig.10は単結晶氷試片を -10°C から -20°C まで冷却速度 $-120^{\circ}\text{C}\cdot\text{hr}^{-1}$ で冷却して得られた転位ループにループに垂直（C軸に平行）に圧縮応力が加えられたときのループの収縮を示す一連のトポグラフである。冷却終了後数時間で略最大の径に達したループはその後の焼鈍中にも縮小するが、その割合はb, cのトポグラフ撮影の間（約11時間半）に無視できる程度であった。cのトポグラフ撮影後に1.5MPaの圧縮応力が加えられ、トポグラフ撮影のための数十分の露出時間を除いて連続して荷重がかけられた。d, eの写真は夫々5時間19分, 12時間10分荷重時間後のトポグラフである。転位ループは圧縮応力によって収縮しており、明らかに格子間原子型ループに対して予期される転位の上昇運動を示している。

この実験で用いられたC軸方向に平行な圧縮・引張り変形では2, で述べたような基底面上の転位のすべり運動は全くおこらない。従って変形の機構は上記のような転位ループ（B.V.=cあるいはc+a）の上昇運動を伴う拡散クリープと試片の上下面と側面の間で生ずる点欠陥の拡散、いわゆる Nabarro-Herring のクリープ機構である。転位ループの上昇運動がこの実験に使われたような棒状試片に与える垂直歪速度 $\dot{\epsilon}_c$ は

$$\dot{\epsilon}_c = 2 \pi \rho_c b_c \dot{r} \quad (3)$$

で与えられる。この式で ρ_c はB.V.=cの成分を持つ転位の密度、 b_c はこのB.V.のcに平行な成分の大きさ、 r はループの半径である。 r に対しては、 r が試料の厚さに較べて十分小さい時

$$dr/dt = -\frac{r_{\text{eff}}}{r} \cdot \frac{2D\Omega\sigma}{kTb_c} \quad (4)$$

を使うことができるので、

$$\dot{\epsilon}_c = \frac{r_{\text{eff}}}{r} \cdot \frac{4\pi D\sigma}{kT} \rho_c \sigma \quad (5)$$

となる。これらの式で r_{eff} は拡散源としての転位ループの実効半径で、 $r_{\text{eff}}/r \approx 0.64$ 、 D は点欠陥の拡散係数、 Ω は水分子の分子容、 σ は垂直応力である。一方 Nabarro-Herring の拡散機構による歪速度 $\dot{\epsilon}_{\text{NH}}$ は、

$$\dot{\epsilon}_{\text{NH}} = \frac{1}{L^2} \cdot \frac{2D\Omega}{kT} \sigma \quad (6)$$

で与えられる²²⁾。ここで L は試片の長さである。この二つの機構を比較するのに、その比をとると、

$$\frac{\dot{\epsilon}_c}{\dot{\epsilon}_{\text{NH}}} = \frac{r_{\text{eff}}}{r} \cdot 2\pi\rho_c L^2 \quad (7)$$

となる。 $\rho_c \approx 10^8 \text{m}^{-2}$ 、 $L \approx 5 \times 10^{-2} \text{m}$ を代入すると、この比は大体 10^6 となり、転位の上昇運動を伴う拡散機構は Nabarro-Herring の拡散機構のそれを大きく上廻ることがわかる。B.V.=cの転位が増殖して ρ_c が大きくなりすぎると上昇運動が互に干渉して \dot{r} の値は(4)式で与えられるものより小さくなるので、この比の値も小さくなる。それにしても、この実験で実測された試片の歪速度 $\dot{\epsilon}_c$ は約 $2 \times 10^{-8} \text{s}^{-1}$ であり、(6)式に試片の長さ、応力の実測値、 D 、 Ω に適当な値を入れて

計算した $\dot{\epsilon}_{NK} = 7 \times 10^{-15} \text{s}^{-1}$ と大体上記の値に相当する比率をなしていた。従って氷結晶の塑性変形に対して転位のすべりに次いで重要な機構としては B.V. = c の成分を持つ転位ループの上昇運動であると言うことができる。

なお、本論文の一部は昭和59年8月東京で行われた第9回山田コンファレンス「固体内の転位」国際会議で発表され、その報告書²³⁾に載せられる。

参考文献

- 1) Webb, W.W. and Hayes, C.E. : *Phil. Mag.*, **16** (1967), 909.
- 2) Higashi, A., Koinuma, S. and Mae, S. : *Japn. J. Appl. Phys.*, **3** (1964), 610
- 3) Higashi, A., Koinuma, S. and Mae, S. : *Japn. J. Appl. Phys.*, **4** (1965), 575.
- 4) Fukuda, A. and Higashi, A. : *Japn. J. Appl. Phys.*, **8** (1969), 993.
- 5) Higashi, A., Oguro, M. and Fukuda, A. : *J. Cryst. Growth*, **3-4** (1968), 728.
- 6) 東 晃, 小黒 貢, 福田明治 : *応用物理*, **38** (1969), 567.
- 7) Fukuda, A. and Higashi, A. : **Physics of Ice**, Proc. Int. Symp. on Physics of Ice, Munich, Plenum Press, New York, 1968 (1969), 239.
- 8) Fukuda, A. and Higashi, A. : *Crystal Lattice Defects*, **4** (1973), 203.
- 9) Oguro, M. and Higashi, A. : *Phil. Mag.*, **24** (1971), 713
- 10) Higashi, A. : *J. Cryst. Growth*, **24-25** (1974), 102
- 11) Hondoh, T., Ito, T., Amakai, S., Goto, K. and Higashi, A. : *J. Phys. Chem.*, **87** (1983), 4040
- 12) 山本義男 : 北海道大学大学院工学研究科応用物理学専攻修士論文, (1981)
- 13) Maï, C. : *Comptes Rendus Heldomadaires des Sciences de l'Academie des Sciences, Paris, Ser B*, **282** (1976), 515
- 14) Peretz, J., Maï, C., Tatibouet, J. and Vassoille, R. : *J. Glac.*, **25** (1980), 133
- 15) Higashi, A. : **Physics of Ice**, Plenum Press, New York, (1969), 197.
- 16) Goto, K., Hondoh, T. and Higashi, A. : **Point Defect Interactions in Metals**, Univ. of Tokyo Press, (1982), 174.
- 17) Oguro, M. and Higashi, A. : *J. Cryst. Growth*, **51** (1981), 71.
- 18) Itagaki, K. : *J. Phys. Soc. Japan*, **22** (1967), 427.
- 19) Ramseier, R.O. : *J. Appl. Phys.*, **38** (1967), 2553.
- 20) 東 晃, 本堂武夫 : *日本結晶学会誌*, **24** (1982), 365.
- 21) Seidman, D.N. and Balluffi, W. : *Phil. Mag.*, **13** (1966), 649
- 22) Cottrell, A.H. : **Dislocations and Plastic Flow in Crystals**, Oxford Univ. Press, (1953), 213.
- 23) Higashi, A., Fukuda, A., Hondoh, T., Goto, K. and Amakai, S. : **Dislocations in Solid**, Univ. of Tokyo Press, in press.