

Observations
sur la
Symétrie et sur les Formes du Diamant

PAR

G. FRIEDEL



OBSERVATIONS SUR LA SYMÉTRIE ET SUR LES FORMES DU DIAMANT

PAR

G. FRIEDEL

Le diamant est-il holoèdre ou antihémièdre ? La question est controversée depuis bien longtemps. Dans l'immense majorité des cas, les cristaux de diamant ne montrent rien d'autre que la symétrie cubique holoèdre. Mais dès 1824 Mohs ⁽¹⁾ a remarqué qu'un certain nombre de cristaux, offrant des angles rentrants, peuvent s'interpréter comme macles de deux individus de symétrie tétraédrique tournés l'un par rapport à l'autre de 90° autour de chacun des trois axes quaternaires du cube (ou aussi bien, symétriques l'un de l'autre par rapport à chacune des faces du cube, ou par rapport aux six axes binaires du cube, ou enfin par rapport au centre). Admettre que de tels édifices sont des macles et non des cristaux homogènes, c'est admettre que le diamant n'a, dans la direction des axes quaternaires du cube, que des axes binaires, et que les autres éléments de symétrie de l'holoédrie ci-dessus énumérés ne sont pas pour lui des éléments de symétrie ; c'est donc admettre que le diamant est antihémièdre. La macle serait la macle ordinaire de l'antihémiédrie.

D'autre part, on trouve parfois, très rarement il est vrai, des cristaux de diamant sans apparence de macle par mériédrie, mais présentant des formes tétraédriques.

Ces deux observations ont été diversement appréciées par les cristallographes. En majorité, ils ont admis la macle de Mohs et l'hémiédrie (Naumann, Rose, Breithaupt, Miller, Descloizeaux, Groth). Mais d'autres ont interprété la prétendue macle comme simple cristal homogène à angles rentrants, et les formes tétraédriques comme dues à un développement accidentel de quatre des faces octaédriques. Bournon paraît avoir été le premier à récuser la macle de Mohs : « La plupart des angles rentrants, écrit-il, sont un produit direct des lois de reculement de la cristallisation et n'appartiennent nullement à autant de macles ». Sadebeck, Hirschwald, Baker et d'autres ont adopté cette manière de voir et admis l'holoédrie. Van de Veen, qui seul a cherché un criterium ailleurs que dans les formes, n'a pu déceler dans le diamant aucune trace de pyroélectricité et a conclu aussi à l'holoédrie.

(1) Voir un résumé historique et une bibliographie dans Fersmann et Goldschmidt, *Der Diamant*, Heidelberg 1911.

En 1911, Fersmann et V. Goldschmidt (l. c), reprenant la question en litige, ont pensé la résoudre définitivement dans le sens de l'hémiédrie. Ils ne tirent pas argument de la macle de Mohs, et reconnaissent que les angles rentrants peuvent parfaitement se présenter dans un cristal homogène. La macle ne leur paraît devoir être admise que parce qu'il y a hémiédrie, et cette hémiédrie est démontrée, selon eux :

1° par la rencontre de quelques cristaux à formes tétraédriques, et dont (naturellement) les reflets goniométriques (Reflexbilder) montrent cette même symétrie. Certains de ces cristaux mettraient en évidence une corrosion naturelle plus active de l'un des tétraèdres que de l'autre ;

2° par un unique essai de corrosion fait au laboratoire et considéré comme positif, sur sept essais dont six négatifs.

En contradiction au moins apparente avec cette conclusion, la structure définie par l'étude au moyen des rayons X (Bragg), est holoèdre. Mais il ne s'agit là que de la répartition des centres atomiques. L'hémiédrie pourrait encore se réfugier dans la dyssymétrie de l'atome lui-même.

Ces divergences m'ont engagé à revoir de plus près les arguments de Fersmann et Goldschmidt, en tirant parti, notamment, de la belle série de plus de 200 cristaux appartenant à la collection de l'Université de Strasbourg, ainsi que de nombreux éclats de clivage que je dois à la libéralité de M. A. Lacroix. Bien qu'elles ne se rattachent qu'indirectement à la question, j'examinerai en même temps les idées émises par F. et G. au sujet des formes du diamant.

Les formes du diamant. — F. et G. estiment « que l'on en sait plus sur la genèse et l'histoire des formes du diamant que sur celles d'aucune autre espèce cristallisée » (Préface, p. VI). Une telle opinion a de quoi surprendre, s'appliquant à l'une des espèces dont les conditions de formation restent le plus mystérieuses, malgré des essais de synthèse souvent retentissants mais dont les résultats sont toujours restés suspects et dont les produits ne se trouvent guère dans les laboratoires ou les collections. Quand on recherche la base sur laquelle les auteurs ont fondé une si étonnante affirmation, on ne peut qu'en constater la fragilité. Dans l'étude des formes du diamant, F. et G. partent de cette idée, posée a priori et qu'ils n'essaient même pas de justifier, que toute forme due à la croissance d'un cristal est plane, et que les formes courbes ne peuvent résulter que de la corrosion. Il y a, assez rarement, des cristaux de diamant qui n'ont que des faces planes ; on les considérera comme limités uniquement par des formes de croissance. D'autres, auxquels les formes planes manquent tout à fait, seront admis, sans autre preuve, comme n'ayant que des formes dues à la corrosion. Mais, le plus souvent, il y a, pour un même cristal, par endroits des formes planes, ailleurs des surfaces courbes ; en ce cas, F. et G. n'hésitent pas à affirmer que le cristal, lorsqu'il a pris sa forme définitive, était en train de croître en certains points de sa surface et de se dissoudre en d'autres. Opération souvent invoquée, on le sait, depuis Lecoq de Boisbaudran, pour expliquer la genèse des formes cristallines,

mais dont l'impossibilité en solution homogène est aujourd'hui bien démontrée, et dont le mieux qu'on puisse dire est que son intervention ne saurait être admise à moins de preuves très convaincantes.

De ces formes planes ou courbes, arbitrairement considérées comme formes de croissance ou de dissolution, F. et G. ne jugent pas seulement par l'examen direct, mais surtout par l'observation des « Reflex » produits par une source lumineuse ponctuelle et vus sous le goniomètre à deux cercles. Les formes planes produisent des reflets ponctuels et, si elles sont striées par alternance assez fine de deux faces planes, des reflets rectilignes joignant entre eux ces reflets ponctuels. Des formes courbes donnent des taches sans limites précises. Dès lors, dans l'idée de F. et G., l'interprétation est des plus simples en son principe : Tout ce qui, soit dans les formes directement observées, soit dans les reflets, décèle des faces planes, est dû à la croissance ; tout ce qui dénote des formes courbes est dû à la corrosion. Voit-on sur un même cristal les deux sortes de reflets, on cherche quelles sont les régions, parfois très enchevêtrées, qui fournissent l'une et l'autre, et l'on conclut qu'en tels points il y avait croissance, en tels autres dissolution. On déduit de là les trajets de courants de convection qui sont censés avoir agi sur le cristal pour l'accroître ou le dissoudre. Et c'est uniquement en cela que consistent cette genèse et cette histoire des formes que les auteurs pensent avoir si parfaitement élucidées.

Les conclusions auxquelles conduit cette méthode sont singulières et s'accordent mal avec tout ce que l'on sait par ailleurs de la croissance et de la dissolution des cristaux. Par exemple, il y a des cristaux de diamant qui présentent, au milieu de chacune des faces du cube, une profonde dépression. F. et G., attribuant ces dépressions à la corrosion, n'hésitent pas à voir en elles l'effet de six courants de convection convergeant vers le centre du cristal normalement à chaque face du cube, pour s'écouler ensuite latéralement par des voies non moins déterminées, fixées par la seule symétrie du cristal. Qu'un tel ensemble de courants symétriques, si parfaitement indépendants de la pesanteur, soit incompréhensible, et ne s'observe d'ailleurs nullement dans les croissances ou dissolutions de cristaux au laboratoire, cela ne paraît avoir ébranlé en rien la confiance des auteurs en leur postulat. Ils admettent comme toute naturelle et n'ayant besoin d'aucune justification l'existence de divers groupes de courants de ce genre, non seulement des six courants normaux aux faces du cube, mais de huit autres normaux aux faces de l'octaèdre, d'autres dirigés suivant certaines zones. Bien plus, observant parfois un mélange de reflets « de croissance » et de reflets « de dissolution » produits, selon eux, par un même point de la surface, ils en arrivent à une conclusion si étrange qu'elle suffirait, à elle seule, pour révéler l'incohérence de tout l'édifice (p. 80) : « Nous avons donc, dans le reflet sur certaines arêtes, croissance et dissolution simultanées... Cette coexistence de la croissance et de la dissolution *au même point* n'est pas spéciale à ce seul cristal, mais se rencontre dans tout une série de cristaux de diamant. Si remarquable (merkwürdig) que cela soit, elle n'est pas une rareté ».

La conclusion que l'on peut tirer raisonnablement de ces faits me paraît tout autre, et mieux conforme à ce que l'on sait par l'observation des autres cristaux : C'est que le

postulatum doit être abandonné, et qu'il n'est pas vrai que les formes courbes soient toujours des formes de corrosion. A vrai dire, la démonstration par l'absurde qu'en donnent F. et G. n'était pas nécessaire. Mille exemples démontrent que très souvent la croissance donne naissance à des formes courbes. Il suffit de rappeler l'oligiste de l'île d'Elbe, avec ses faces latérales $(10\bar{1}1)$ et $(22\bar{4}3)$ planes et ses formes terminales arrondies, qu'il ne viendra à l'idée de personne d'attribuer à la corrosion ; les calcites, les gypses, les pyrargyrites, les blends, les micas, etc., d'une foule de gisements, qui ne montrent pas trace de corrosion, ont une structure bien homogène révélée par les clivages plans, et qui n'en sont pas moins limités en totalité ou en partie par des formes arrondies.

La « genèse et l'histoire » des formes du diamant, telles que les conçoivent F. et G., me semblent donc devoir être rejetées en totalité. Car : 1° Il n'est pas exact que les formes courbes soient toujours dues à la corrosion. 2° On n'a jamais vu, en solution homogène, un cristal se dissoudre en certains points de sa surface et s'accroître en d'autres. Cela reste vrai si l'homogénéité de la solution n'est troublée que par l'effet de la croissance ou de la dissolution du cristal. Et si la solution, pour d'autres causes que celles qui résultent de la cristallisation même, n'est pas homogène, il n'y a aucune raison pour que les endroits où elle dissout et ceux où elle dépose soient répartis suivant la symétrie du cristal. 3° Les systèmes de courants de convection symétriques invoqués sont purement imaginaires.

Il résulte d'ailleurs d'une observation de F. et G., confirmée par mes propres constatations, que très peu de cristaux de diamant naturels ont subi une corrosion. Les figures triangulaires bien connues que montrent les faces octaédriques du diamant sont dues, dans l'immense majorité des cas, à la croissance et non à la corrosion. Si l'argument tiré par F. et G. des formes planes ou courbes, ou des reflets correspondants, n'a rien de convaincant, il n'en est pas de même des essais de corrosion faits au laboratoire. Les figures

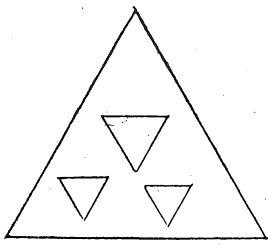


Fig. 1

observées sur la très grande majorité des faces octaédriques naturelles (fig. 1) sont des dépressions triangulaires dont les côtés sont parallèles aux arêtes de la face octaédrique et dont les sommets sont opposés à ceux de la face octaédrique dans l'octaèdre complet. Cela revient à dire que les saillies que ces dépressions laissent entre elles sont des triangles tournés comme celui qui, dans l'octaèdre complet, limite la face. Ces figures sont entièrement dues à la croissance. La corrosion, par quelque réactif qu'on l'obtienne, donne naissance au contraire à des dépressions triangulaires (à arêtes courbes) qui sont tournées comme le triangle limitant la face de l'octaèdre complet (fig. 2). Très peu de cristaux naturels de diamant portent de telles figures de corrosion. Il faut en conclure qu'à part ces rares exceptions, les cristaux de diamant, avec leurs formes courbes si fréquentes, et aussi avec leurs angles rentrants si communs, ont été modelés entièrement par la croissance.

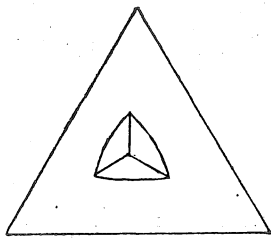


Fig. 2

Cristaux simples tétraédriques. — En ce qui concerne la symétrie, F. et G. apportent un premier argument assez impressionnant

en faveur de l'hémiédrie. Ils décrivent, en effet, huit exemples de cristaux simples, sans apparence de macle, et dont les formes révéleraient l'hémiédrie tétraédrique. Ces exemples viennent s'ajouter aux quelques-uns déjà signalés par d'autres auteurs (Naumann, Story-Maskelyne, Martin).

L'un (n° 74) est un dodécaèdre à faces arrondies, du type fréquent dans les cristaux du Brésil, et dont quatre sommets ternaires, répartis suivant la symétrie tétraédrique, portent des faces lamelleuses d'octaèdre. D'autres (n°s 75, 76, 77, 78, 79) sont nettement tétraédriques, quatre faces d'un des tétraèdres étant largement développées et planes, les quatre de l'autre tétraèdre réduites ou absentes. Un autre (n° 80) est un trioctaèdre grossier, semblant très corrodé, et portant les quatre faces arrondies d'un tétraèdre. Un enfin (n° 81), est un octaèdre, avec les arêtes abattues par de fausses faces de dodécaèdre dues à l'alternance des faces octaédriques contiguës, et dont les deux tétraèdres complémentaires sont inégalement développés. Il va de soi que les reflets goniométriques de tels cristaux montrent aussi la symétrie tétraédrique. L'observation de ces reflets, qui pourrait avoir son intérêt si elle mettait en évidence des dyssymétries non perceptibles dans l'examen direct des formes, n'ajoute rien d'utile à la constatation de la dyssymétrie quand celle-ci apparaît dans les formes. Et il est intéressant de remarquer que, seuls, les huit cristaux en question ont offert à F. et G. des reflets à symétrie tétraédrique. Cette observation réduit à sa juste valeur une méthode qui est présentée comme un grand perfectionnement dans l'étude des formes cristallines, mais qui, en réalité, si elle a servi de base au roman de la genèse des formes du diamant, n'a apporté aucun fait nouveau.

Quoi qu'il en soit, ainsi présentés isolément, ces huit cristaux tétraédriques paraissent convaincants. Ils cessent de l'être si l'on y regarde de plus près.

Lisons d'abord F. et G. : « ...dans les cristaux inégalement développés (*verzerrt*), il faut prendre garde de n'accepter l'hémiédrie pour assurée que lorsque la répartition des reflets s'accorde dans toutes les directions ». Sans doute. Mais c'est donc que, de l'aveu même des auteurs, il y a des cas où cette répartition des reflets (et aussi bien des formes) n'est pas d'accord avec la symétrie tétraédrique. Entre des milliers de cristaux examinés, les cristallographes, dont l'attention était depuis longtemps attirée sur ces anomalies, ont isolé et mis en évidence quelque douze ou quinze échantillons dans lesquels l'inégal développement des formes dans les huit octants est conforme à la symétrie tétraédrique. Mais il y en a beaucoup d'autres où ces difformités, tout aussi marquées, sont réparties autrement. Dans toute la collection de Strasbourg, il n'y a pas un seul cristal qui montre entre les différents octants des différences réparties suivant la symétrie tétraédrique. Il y en a beaucoup, en revanche, qui offrent de notables différences entre les octants ; mais ces différences ne présentent aucune régularité. Peut-on, dans ces conditions, conclure de quelques formes accidentellement tétraédriques que l'espèce possède réellement l'hémiédrie ?

Tenons-nous en d'abord aux cristaux décrits avec tant de détails par F. et G. Voici par exemple (fig. 3) un cristal du Brésil (n° 75) qui porte quatre belles faces planes de tétraèdre, avec arêtes arrondies. Les quatre sommets du tétraèdre sont remplacés par des

pyramides arrondies à six faces formant comme des mamelons dont la base est cernée d'un angle rentrant estompé. Ces sommets portent, en partie, de minuscules facettes du tétraèdre complémentaire. Voilà assurément un cristal dont la forme générale est tétraédrique.

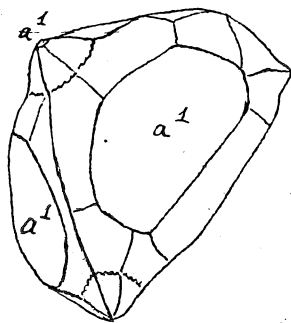


Fig. 3

Mais les mêmes auteurs nous décrivent un cristal du Brésil (n° 104) remarquablement analogue au précédent (fig. 4), lequel porte non plus quatre faces de tétraèdre, mais six faces d'octaèdre bien planes, avec entre elles des arêtes rentrantes arrondies. Dans deux octants opposés, ces faces sont remplacées par des mamelons à six faces arrondies tout à fait semblables à ceux du cristal n° 75, et portant à leur extrémité de petites faces d'octaèdre. Une telle forme n'a pas la symétrie tétraédrique, mais la symétrie ternaire holoèdre. Si, d'après le cristal 75, on croit pouvoir conclure que le diamant est de symétrie cubique antihémièdre, on ne pourra

se refuser à déduire de l'examen du cristal 104 que le diamant est ternaire. La même conclusion s'appliquerait aux nombreux cristaux allongés ou aplatis suivant un axe ternaire figurés par Bournon et par Rose-Sadebeck, et dans lesquels non seulement le développement des faces arrondies mais leurs orientations ne montrent que la symétrie ternaire. Ensemble d'échantillons ternaires tout aussi nombreux que le groupe des échantillons tétraédriques.

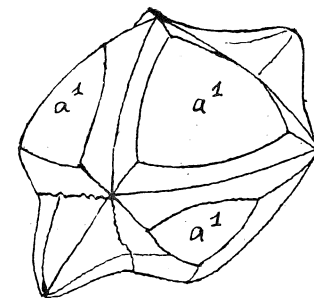


Fig. 4

Voici encore un cristal du Brésil (n° 91), limité par quatre

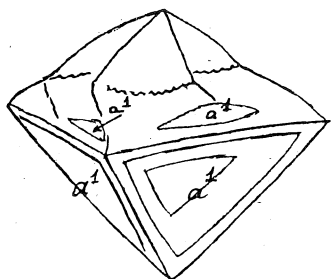


Fig. 5

des faces d'un octaèdre entourant un même sommet quaternaire (fig. 5). Le sommet quaternaire opposé est remplacé par un pointement moins aigu et tout différent : C'est encore un mamelon analogue à ceux des deux cristaux précédents, mais à huit faces arrondies, avec, à la base, des angles rentrants émoussés. Une telle bizarrerie n'est pas isolée. Rose-Sadebeck en 1876, Jeremeieff en 1899 en ont décrit d'analogues, celui de Jeremeieff même, semble-t-il, tout à fait identique. F. et G. en décrivent eux-mêmes trois autres, un peu différents mais

de même symétrie apparente (nos 52, 54, 55). Conclura-t-on, d'après ces six cristaux, que le diamant est quadratique ? Et si l'on se refuse à cette conclusion, comment justifier celle que l'on prétend tirer des quelques échantillons tétraédriques ?

Il arrive aussi bien que la distribution des irrégularités entre les huit octants soit quelconque. C'est même là, très probablement, le cas général, encore que l'on néglige habituellement comme sans intérêt les cristaux qui ne simulent aucune symétrie élevée et qu'on ne leur fasse guère les honneurs de la collection. F. et G. décrivent deux cristaux (nos 15 et 92) dans lesquels ce sont simplement deux octants contigus qui diffèrent fortement

des six autres. Mais on en trouverait sans aucun doute beaucoup de comparables, avec des répartitions quelconques.

Au total, on voit que les quelques cristaux à formes tétraédriques, triés parmi ceux qui offrent des apparences extérieures de symétries quelconques, sont bien loin de prouver l'existence réelle de l'hémiédrie. C'est tout à fait arbitrairement que les uns sont dits « mettre en évidence l'hémiédrie », les autres considérés comme offrant des irrégularités de développement accidentelles (*verzerrt*).

Bien entendu, il en est des reflets comme des formes. Les cristaux comme le n° 104, à formes ternaires, donnent des reflets ternaires ; les cristaux à formes quaternaires, comme le n° 91, donnent des reflets quaternaires. L'examen des reflets ne contribue donc en rien à confirmer l'hémiédrie ⁽¹⁾.

Cristaux simulant la macle par hémiédrie. — Si les cristaux simples à formes tétraédriques ne suffisent pas à prouver l'hémiédrie, que doit-on penser de ceux qui présentent des angles rentrants et simulent la macle de Mohs ? Ici, F. et G. admettent la macle, mais seulement comme conséquence de l'hémiédrie. En elles-mêmes, les formes à angles rentrants ne leur paraissent pas probantes, et cela est parfaitement justifié.

Les cristaux qui offrent la prétendue macle de Mohs sont très nombreux. La collection de Strasbourg en possède une quinzaine. Bien entendu, les collections ont accumulé ces échantillons curieux et donnent une idée très exagérée de la fréquence de telles formes. Toutefois, elles sont certainement beaucoup plus communes que les formes simples tétraédriques, ternaires ou quaternaires.

Ici, l'ensemble a bien la symétrie holoèdre. Mais il y a des angles rentrants, avec apparence de pénétration de deux (ou plusieurs) formes convexes, et chacune de ces formes convexes n'aurait pas, à elle seule, la symétrie holoèdre. Le cas le plus fréquent est celui de la macle supposée de Mohs. Mais il n'est pas le seul.

Dans le type classique, le plus abondant, la forme du cristal est octaédrique, et les arêtes de l'octaèdre sont remplacées par des angles rentrants plus ou moins profonds, limités tantôt par des faces octaédriques, tantôt par des formes arrondies. L'aspect est celui de la pénétration de deux cristaux tétraédriques, symétriques l'un de l'autre par rapport à tous les éléments de symétrie supplémentaires de l'antihémiédrie cubique. Présentés

(1) En raison de l'énorme développement donné par F. et G. aux descriptions de reflets, une lecture rapide de leur ouvrage peut induire en erreur sur ce point, et laisser croire que la méthode des reflets a ajouté quelque chose aux résultats du simple examen des formes. Voir, par exemple, Beckenkamp, *Zeitschr. f. Krist.*, Festband Groth, p. 22. En réalité il n'en est rien. Sauf dans l'essai de corrosion dont il sera question plus loin, l'ouvrage de F. et G. ne contient pas un seul exemple de cristal de diamant dont les formes aient paru holoèdres et dont les reflets se soient montrés hémièdres.

D'une manière générale, la méthode des reflets, qui consiste à interposer, entre l'œil et des faits simples et clairs, une lunette qui, sans leur ajouter grand chose, les transforme en faits complexes, obscurs et d'interprétation difficile, paraît plus dangereuse qu'utile, et il y a lieu de n'accueillir qu'avec réserve les résultats qu'on a prétendu en tirer.

isolément, de tels échantillons sont aussi impressionnants que les cristaux simples à formes tétraédriques, et portent à croire à la macle, donc à l'hémiédrie. Mais ici encore, il suffit d'y regarder de plus près pour que tout change.

En réalité, on trouve dans le diamant des angles rentrants disposés de manières très diverses, en sorte que si l'on voulait s'en rapporter à ces formes concaves pour affirmer la présence de macles, on serait contraint d'imaginer non pas seulement la macle par hémiédrie, mais des groupements divers et parfois contradictoires. Il ne s'agit pas ici, bien entendu, de la macle des spinelles, très commune, mais de macles mimétiques à symétrie totale cubique holoèdre.

Souvent, les angles rentrants ont leurs arêtes dans des plans parallèles aux faces du cube. C'est le cas de la macle de Mohs dans les cristaux à facies octaédrique, ou encore celui du cristal à forme générale cubique décrit en 1878 par Groth dans son catalogue de la collection de Strasbourg. Le groupement simulé est alors la macle par hémiédrie. Mais il y a bien d'autres dispositions. Je ne décrirai que deux cristaux, tous deux du Cap (collection de Strasbourg), qui suffisent à prouver que les angles rentrants n'impliquent pas l'existence d'une macle.

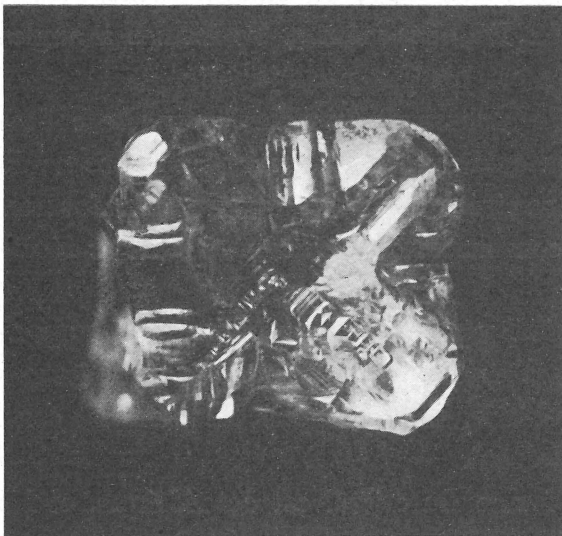


Fig. 6

L'un (fig. 6) a, en gros, la forme d'une pénétration de deux cristaux tétraédriques, avec sommets ternaires très saillants portant chacun une face réduite d'octaèdre. Des angles rentrants profonds, dans les plans médians parallèles aux faces du cube, séparent ces huit pointements, et sont limités par des faces d'octaèdre, en escaliers, mais bien planes et réfléchissantes. C'est la disposition de la macle de Mohs, avec développement exceptionnel des angles rentrants. Mais en outre, dans les plans de symétrie diagonaux, parallèles aux faces du dodé-

caèdre rhomboïdal, existent d'autres angles rentrants, limités latéralement par des faces arrondies approchant d'un trioctaèdre, et dont le fond constitue une rigole plus ou moins large, striée transversalement par des alternances de faces octaédriques ou trioctaédriques. Autour de chaque axe quaternaire, ces quatre rigoles s'approfondissent vers le centre et déterminent ainsi une dépression dont le maximum de profondeur correspond au milieu de la face cubique. Aucune forme, en dehors de l'octaèdre, n'est mesurable. Si l'on voulait attribuer ces angles rentrants à des macles, il faudrait conclure ici que non seulement le diamant n'a pas de plans de symétrie (100), mais que les plans de symétrie (110) lui font défaut aussi. Chaque tétraèdre de la macle de Mohs serait lui-même une macle de cristaux moins symétriques et pouvant tout au plus posséder la tétartoédrie cubique. Il n'y a pas ici contradiction, mais un abaissement de la symétrie qui serait difficilement acceptable.

L'autre cristal (fig. 7) est beaucoup plus remarquable encore, et il ne semble pas qu'aucune forme de ce genre ait été jusqu'à présent décrite. Il est limité par des faces cubiques grossières, rugueuses et arrondies. Chacune de ces faces est cernée d'angles rentrants remplaçant les arêtes du cube et limités par les mêmes faces cubiques grossières. Par endroits, au fond de ces angles rentrants, des facettes octaédriques forment comme des contreforts saillants. A ce détail près, la forme d'ensemble rappelle celle des assemblages bien connus de boléite et pseudoboléite. Si l'on voulait en faire une macle, force serait de considérer la symétrie du diamant comme quadratique, et le cristal comme composé de trois individus trirectangulaires à la façon de l'analcime, de la cristobalite ou de la boléite; conclusion qui serait en contradiction avec celles qui se tireraient, selon le même principe, des autres exemplaires à angles rentrants.



Fig. 7

Il est donc certain que c'est Bournon qui, dès 1815, avait vu clair dans cette question de la macle de Mohs. Les angles rentrants ne démontrent pas l'existence de macles. Ils peuvent exister dans les formes d'un cristal homogène. La prétendue macle de Mohs ne prouve rien quant à l'hémiédrie du diamant. Et plus généralement, les formes extérieures du diamant, pas plus les formes simples que celles qui simulent des groupements, ne fournissent aucun argument décisif en faveur de l'hémiédrie.

Il reste à s'adresser aux autres propriétés capables de mettre en évidence l'antihémiédrie, c'est-à-dire la pyroélectricité, les figures de corrosion, et peut-être aussi la diffraction des rayons X, cette dernière incapable par elle-même de montrer l'antihémiédrie mais pouvant, comme dans la blende par exemple, imposer une structure antihémièdre.

Pyroélectricité. — Consultée avec soin par Van de Veen, la pyroélectricité n'a pu être décelée. Ce résultat, sans être décisif en faveur de l'holoédrie, n'apporte aucune confirmation à l'hémiédrie.

Figures de corrosion. — Les figures de corrosion ont été étudiées par F. et G. Le diamant a été attaqué par le nitre fondu, accessoirement aussi par le carbonate de sodium fondu qui agit beaucoup plus lentement. F. et G. concluent en faveur de l'hémiédrie. Mais cette conclusion est bien loin de ressortir avec évidence de leurs essais. Elle paraît d'ailleurs résulter d'une singulière méprise. Ces auteurs commencent par déclarer (p. 210) que « dans les fragments de clivage... les deux faces (opposées) ne se distinguent pas physiquement ». Or c'est là précisément la question qui était à résoudre. Encore pourrait-on comprendre qu'il n'est question ici que des propriétés physiques autres que la corrosion. Mais lorsque ensuite les auteurs décrivent les six essais de corrosion (nos 1, 2, 3, 4, 6, 7) qu'ils ont faits sur des lamelles de clivage, ils ne parlent pas une seule fois d'une différence constatée, ni même cherchée, entre les figures de corrosion ou les reflets obtenus sur les deux faces. Il semble qu'ils n'aient pas conçu que leurs essais dussent tendre à mettre en évi-

dence une telle différence, et décrivent, pour chaque essai, *les reflets* sans distinguer aucunement entre eux ceux des deux faces opposées. Quoiqu'il en soit de leur idée, ils mettent en tout cas en évidence un fait certain : C'est qu'ils n'ont, ni dans les formes ni dans les reflets, observé pour ces six essais aucune différence entre les deux faces. Ces six essais sont donc nettement négatifs en ce qui concerne l'hémiédrie, et l'on peut seulement s'étonner de constater que les auteurs ne paraissent pas s'en rendre compte.

Un unique essai (n° 5), partiellement favorable à leur thèse, les conduit à conclure à l'hémiédrie. Cette fois, ils ont attaqué un octaèdre complet, et il semble bien certain qu'ils font une différence entre ce cas et celui d'une lame de clivage puisque, concluant d'après ce seul essai, ils ne songent même pas à dire pourquoi ils ne tiennent aucun compte des six cas contraires provenant de l'attaque des lames. L'octaèdre a été traité pendant 40 minutes dans le nitre fondu. Un second traitement de 30 minutes dans les mêmes conditions l'a fait disparaître en entier, sauf de petits résidus qui n'ont plus rien montré des reflets hémiédres. En revanche, après le premier traitement, bien qu'on ne vît rien d'hémiédre dans les formes, les reflets se seraient montrés conformes à l'hémiédrie tétraédrique.

Rappelons que d'abord ce cas est le seul de tout l'ouvrage de F. et G. où les reflets soient invoqués comme apportant au sujet de la symétrie quelque chose de plus que le simple examen des formes.

Rappelons aussi que la consultation de ces reflets, présentée par les auteurs comme une méthode ultra-sensible et perfectionnée d'étude des formes, n'a rien montré de l'hémiédrie dans six essais sur sept.

Enfin, le seul essai qui ait paru favorable à l'hémiédrie a été fait dans les plus mauvaises conditions. L'attaque n'a pas été ménagée de manière à produire des figures de corrosion nettes, mais poussée bien au delà puisqu'une seconde opération, moins longue, a eu pour résultat la dissolution presque complète du cristal. A un certain moment de cette attaque excessive, on a cru voir le solide restant montrer, non dans les formes visibles mais dans les reflets goniométriques, une dyssymétrie tétraédrique. Puis, l'attaque continuée, cette dyssymétrie ne s'est plus retrouvée. Et cet essai, si douteux et si important, n'a pas même été recommencé. En présence des six résultats contraires, et notamment des essais 2, 6, 7, où les figures triangulaires nettes se sont montrées identiques sur les deux faces opposées de l'octaèdre, on ne peut vraiment pas considérer l'essai n° 5 comme démonstratif.

Il m'a paru nécessaire de reprendre ces essais de corrosion.

Expliquons-nous d'abord sur ce que l'on peut attendre de tels essais. Leurs résultats ont été bien souvent admis sans assez de discernement, et beaucoup des dyssymétries admises d'après ces résultats ne sont pas réelles.

Il suffit d'avoir observé sous le microscope quelques figures de corrosion pour avoir été frappé de leur fréquente irrégularité, même dans les cas où la symétrie n'est pas contestable. Les figures de corrosion, en effet, ne sont pas, comme on l'admet trop souvent, un réactif de la symétrie du cristal. Leur symétrie est déterminée, non par celle du cristal seu-

lement, mais par *celle de la surface attaquée*. Si, par exemple, le cristal possède un plan de symétrie, ce plan ne se manifestera dans la symétrie des figures de corrosion que si l'attaque porte sur une surface rigoureusement normale au plan de symétrie. Si la surface est, même faiblement, oblique par rapport à ce plan, les figures pourront être très fortement dyssymétriques bien que le cristal ait réellement un plan de symétrie, et faire croire à l'absence de ce plan de symétrie. C'est ce qui arrive infailliblement si l'on opère sur une surface artificielle, taillée et polie, qui ne peut jamais suivre rigoureusement un plan normal à l'élément de symétrie dont on cherche à reconnaître l'existence ou l'absence. C'est ce qui arrive très souvent aussi avec les faces naturelles, fréquemment remplacées par des surfaces « vicinales », même quand elles sont sensiblement planes. C'est ce qui arrive avec les cassures de clivage, qui ne suivent pas toujours le plan réticulaire de clivage, même dans leurs parties lisses. C'est ce qui arrive enfin, soit sur les surfaces naturelles au voisinage des bords ou des petits accidents tels que stries, escaliers ou irrégularités quelconques de croissance, soit sur les cassures de clivage au voisinage des inégalités analogues produites par le clivage et qui ne manquent presque jamais. Et ce sont précisément ces inégalités qui, en offrant à l'attaque des surfaces orientées autrement que le plan réticulaire à vitesse de croissance (ou de décroissance) faible, constituent le point de départ de la plupart des corrosions, qu'elles déforment en même temps qu'elles les déterminent.

L'essai suivant est aisé à faire, par exemple, sur le spath d'Islande, et je l'ai répété un grand nombre de fois, toujours avec le même résultat :

Comme il est malaisé d'obtenir pour une face artificielle un poli parfait, on se procure plus facilement des surfaces s'écartant légèrement du plan réticulaire p (100) en brisant au hasard des fragments de spath et en observant les clivages par réflexion, à la loupe. On ne tarde pas ainsi à trouver des points où la cassure, quoique parfaitement lisse, n'est pas plane, mais conchoïdale, s'écartant plus ou moins fortement du plan réticulaire. La parfaite régularité de l'extinction entre nicols montre qu'en ces régions la structure du cristal est aussi homogène qu'ailleurs. Il faut, bien entendu, ne pas confondre ce cas avec celui, également fréquent mais facile à distinguer, où la surface de cassure est déformée par soulèvement de lamelles de clivage.

On délimite par un trait d'aiguille la petite zone où la cassure n'est pas plane ; on peut aussi aisément, sous le goniomètre, évaluer l'angle maximum que fait la cassure avec la face p , que le clivage, dans les régions avoisinantes, suit exactement. Puis on attaque l'échantillon, par exemple en le plongeant pendant 1 à 2 secondes dans l'acide chlorhydrique concentré des laboratoires, étendu de 4 à 5 volumes d'eau (Une attaque vive et brève donne toujours de meilleures figures de corrosion qu'une attaque lente). On constate alors, sous le microscope, que si les figures triangulaires à faces arrondies bien connues qui se produisent dans ces conditions sur la face p sont bien isocèles dans les parties planes de la cassure (fig. 8), mettant ainsi en évidence le plan de symétrie normal à p , les figures observées dans les parties inclinées par rapport à p sont *complètement dyssymétriques* par rapport à la trace du plan de symétrie, même quand l'inclinaison n'est que de 1 ou 2 degrés.

Cette dyssymétrie, très fortement accusée (fig. 9), ne porte pas seulement sur le contour de la figure, mais sur les arêtes même du petit trièdre courbe qui limite la corrosion. Le contour lui-même est d'ailleurs beaucoup trop déformé et le trièdre trop profond pour qu'on puisse attribuer la déformation du contour à l'intersection d'un trièdre constant par une surface oblique de quelques degrés sur p . Ce sont bien les faces arrondies du trièdre de corrosion qui prennent ici des orientations autres que celles qu'elles ont dans les régions où la surface suit exactement le plan p . Aussi bien l'observation des reflets que l'examen direct sous le microscope ne donneront, dans ces régions où la surface est oblique, que des

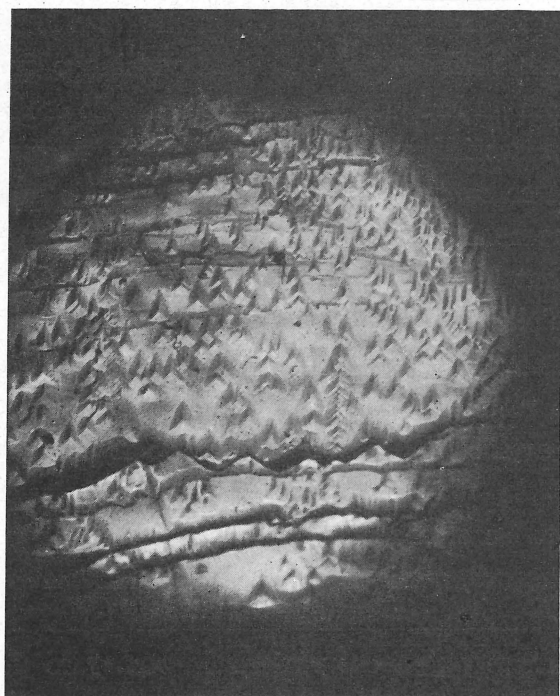


FIG. 8. — Spath, clivage p (100). Corrosions symétriques dans une région plane de la cassure. Plan de symétrie vertical.

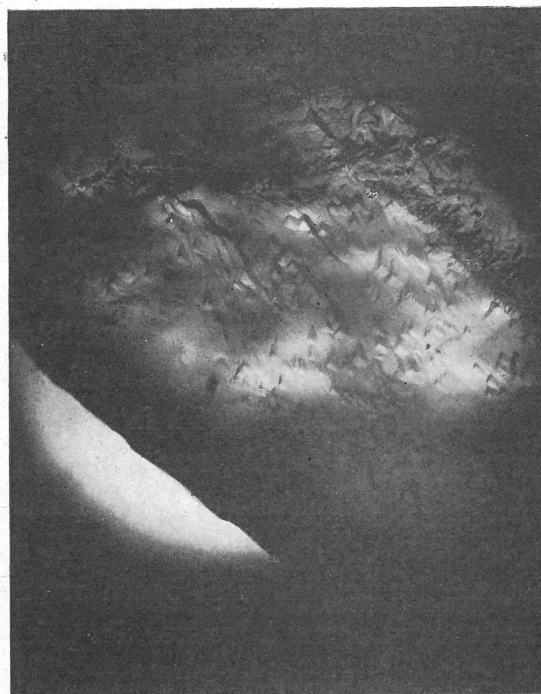


FIG. 9. — Spath, clivage p (100). Corrosions dyssymétriques dans une région du même clivage que celui de la figure 8, où la surface est inclinée par rapport au plan p . Angle maximum de la surface avec p : 4° . Le trait d'aiguille (marqué de fines corrosions) délimite la zone où la cassure n'est pas plane, et en même temps celle où se rencontrent les figures dyssymétriques. Plan de symétrie vertical, comme dans la fig. 8.

indications trompeuses, tendant à faire croire à l'absence du plan de symétrie. Il n'est guère douteux que l'on ait été souvent abusé par cette cause d'erreur.

Ainsi, pour observer des figures de corrosion correctes, on ne devrait, en théorie, s'en rapporter qu'à des parties centrales de faces parfaitement planes, parfaitement lisses, et surtout parfaitement normales aux éléments de symétrie qu'il s'agit de mettre en évidence. Cela est, en général, irréalisable en toute rigueur, et l'on ne peut jamais être assuré d'avoir rempli exactement toutes ces conditions, surtout celle de normalité.

D'autre part, lorsque la corrosion est trop avancée, les figures empiètent l'une sur l'autre ; les chaînes de figures irrégulières produites le long des bords, des traces de cassures

transversales, des inégalités linéaires de toute nature, s'étendent en largeur. La surface initiale attaquée disparaît bientôt entièrement, remplacée par une surface inégale et compliquée, très dépendante des irrégularités accidentelles de la surface originelle et où la symétrie de cette surface originelle est de plus en plus effacée, l'action des irrégularités de plus en plus exagérée. De l'examen d'une telle surface *on ne peut plus rien déduire du tout*. Elle dépend assurément, dans une certaine mesure, de la symétrie du cristal, mais est une fonction très complexe, et parfaitement indéchiffrable, de cette symétrie (qui ne régit que les variations de la vitesse de corrosion avec la direction de la surface en chaque point) et de la forme initiale du cristal (qui n'intervient pas seulement par la forme générale, mais au moins autant par les petits détails accidentels de cette forme). Il n'importe pas, à cet égard, que l'on observe directement ou que l'on s'en rapporte aux reflets, qui n'introduisent qu'une difficulté d'interprétation de plus. De toute manière, ce que l'on étudierait ainsi, ce ne serait pas du tout, comme on l'admet trop souvent, un corps résiduel en rapport avec la seule symétrie du cristal, ou avec celle-ci et la forme générale du corps initial, mais un objet reflétant, à côté de ces deux influences, l'action très exagérée des petites inégalités de ce corps initial (faces vicinales, irrégularités de croissance, cassures, etc).

Il résulte de là que, pour observer utilement les figures de corrosion, une autre précaution est indispensable : C'est d'arrêter l'attaque à temps pour observer des figures bien séparées.

Sous ces réserves, les figures de corrosion peuvent rendre des services et restent un excellent moyen de mettre en évidence des dyssymétries. Mais comme, dans un essai déterminé, on n'est jamais assuré de n'avoir pas laissé intervenir une des nombreuses causes de déformation de ces figures, il est nécessaire de ne conclure à une dyssymétrie que lorsque celle-ci s'est manifestée bien nette, constante et régulière dans un nombre assez grand d'essais assez variés, dans chacun desquels on s'est efforcé de s'écarter le moins possible des conditions idéales ci-dessus indiquées. C'est ce qui est loin d'avoir toujours été fait. On a bien plutôt, comme F. et G., conclu à des dyssymétries d'après des essais exceptionnels et qui ne peuvent rien prouver.

En ce qui concerne en particulier la durée de l'attaque, les essais de F. et G. ont été beaucoup trop poussés pour donner un résultat utile. En chauffant vers 800 à 900 degrés le diamant dans le nitre pendant trois quarts d'heure, une heure et plus, comme ils l'ont fait, ils ont dissous la moitié, sinon plus, de la masse de leurs petits échantillons. J'ai constaté que dans ces conditions la durée de l'attaque ne doit pas dépasser 4 à 6 minutes (selon la température) pour produire encore des figures de corrosion distinctes et séparées. Avec des durées d'attaque de l'ordre d'une heure, on n'a plus que ces surfaces complexes d'où rien ne peut être tiré de net.

J'ai attaqué d'abord par le nitre, vers 900°, pendant 5 minutes, un petit octaèdre très régulier, de 2 millimètres d'arête environ. Presque trop forte déjà, l'attaque a produit des figures encore régulières sur les parties planes des faces, mais déjà empiétant souvent les unes sur les autres. Le long des petits escaliers de croissance se sont produites de larges

bandes de corrosions irrégulières couvrant une bonne partie des faces. Enfin, le long des arêtes, chaque face d'octaèdre est bordée d'une corrosion grossièrement plane figurant un trioctaèdre. Sous le goniomètre, ces faces grossières de trioctaèdre ne donnent qu'une image floue, mais on peut mesurer à un degré près environ l'angle qu'elles font avec la face de l'octaèdre, angle qui oscille autour de $18^{\circ} \frac{3}{4}$. Il n'y a là, comme d'habitude, aucun plan réticulaire simple, mais au contraire une surface à vitesse de décroissance maxima, s'écartant autant que possible des plans réticulaires simples. Ce serait environ (2,38.2,38.1).

Les figures obtenues sur les parties planes des faces sont de petits trièdres à faces courbes, dont les arêtes, assez vives, se projettent sur la face de l'octaèdre suivant des lignes droites. En gros, ils sont à symétrie ternaire. Mais en beaucoup de points cette symétrie est troublée, très probablement parce que la surface, en ces points, suit mal le plan réticulaire octaédrique. Les sommets du contour triangulaire de la corrosion sont, comme l'ont indiqué F. et G., tournés comme ceux de la face octaédrique dans l'octaèdre complet. Parfois le fond de la corrosion est occupé par un reste de face octaédrique.

Toutes ces figures, aussi bien les petits trièdres des parties centrales des faces que les corrosions déformées le long des escaliers de croissance et que les faces grossières de trioctaèdre produites le long des arêtes, sont les mêmes sur les huit faces de l'octaèdre. Il n'y a pas trace d'une différence systématique entre quatre des octants et les quatre autres. Les seules différences que l'on observe entre les faces octaédriques sont celles qui résultent de l'état initial de ces faces, les unes étant plus unies, les autres portant plus d'escaliers ; après corrosion, les premières ont donné plus de figures triangulaires régulières, les autres sont plus envahies par les chaînes de corrosions irrégulières ; mais il n'y a aucune régularité dans la distribution de ces différences, tout à fait accidentelles. L'essai est nettement négatif en ce qui concerne l'hémiédrie.

J'ai pu, d'autre part, sur les fragments que je dois à M. A. Lacroix, attaquer un grand nombre de lamelles de clivage. J'ai choisi celles qui n'offraient aucune biréfringence, la question de la biréfringence accidentelle du diamant n'ayant pas à intervenir ici. Le clivage du diamant n'est d'ailleurs pas très parfait ; les surfaces qu'il détermine sont assez loin, en général, d'être planes et de suivre exactement le plan réticulaire octaédrique. Aussi, les choses se passent-elles, dans la corrosion, comme pour les régions mal planes des clivages du spath. En gros, les figures sont triangulaires, à côtés arrondis, et équilatérales, les trois arêtes du trièdre faisant entre elles des angles à peu près égaux. Mais dans le détail, beaucoup de ces figures sont déformées. J'ai mesuré, par exemple, sur l'une d'elles, des angles plans des trois arêtes (en projection sur le clivage) de 96° , 124° et 140° , et de pareilles différences ne sont pas rares. Ce n'est que très en gros que ces figures montrent un axe ternaire, et l'étude des reflets ne saurait en dire plus que cette constatation. Mais ces déformations, que les faits cités plus haut au sujet de la calcite conduisent à attribuer surtout à l'obliquité de la surface, ne suivent aucune loi de symétrie.

D'autre part, que l'attaque ait été faite par le nitre, ou par le carbonate de sodium qui agit lentement, ou par le chlorate de potasse qui donne aussi de moins bons résul-

tats, ou par la simple combustion à l'air qui fournit les meilleures figures, que l'attaque ait été courte ou longue, obtenue à plus haute ou plus basse température, le même résultat a toujours été obtenu : Il n'est pas possible d'observer une différence systématique entre les figures qui se produisent sur les deux faces opposées de l'octaèdre. Sur ces deux faces, elles sont naturellement tournées en sens inverse, mais symétriquement par rapport au centre, et exactement aussi semblables entre elles que le sont les figures obtenues en divers points d'une même face. C'est d'ailleurs, nous l'avons vu, à cette même conclusion que conduisaient six des sept essais faits par F. et G.

Je crois pouvoir conclure que les figures de corrosion, consultées comme elles doivent l'être, ne mettent nullement en évidence l'hémiédrie. Même si l'on admet la méthode des reflets comme un véritable perfectionnement, ce qui est plus que douteux, on doit reconnaître que ce n'est pas un essai sur sept, essai suspect puisque lors de la seconde attaque ses résultats ne se sont pas retrouvés, et en tout cas essai isolé que l'on n'a même pas tenté de répéter, qui peut suffire à étayer la conclusion que ses auteurs prétendent en tirer.

Structure atomique. — Reste enfin l'argument que pourrait fournir, pour ou contre l'hémiédrie, l'analyse par les rayons X. On sait que la répartition des centres atomiques obtenue par Bragg est holoèdre. Mais il reste possible que l'hémiédrie réside dans l'atome de carbone lui-même, qui avec sa tétravalence peut à bon droit être supposé de symétrie tétraédrique.

Sans entrer ici dans le détail, il est facile de voir que la répartition des centres atomiques proposée par Bragg, sans être tout à fait la seule possible, s'accorde si remarquablement avec les faits qu'on peut la considérer comme certaine. A son défaut, on ne pourrait admettre que des solutions beaucoup plus compliquées comportant 64, 216, 512 atomes par maille cubique (en général $(2n)^3$). Et si l'on admet la solution simple à huit atomes par maille cubique, la seule considération des réflexions obtenues sur la face p (100) suffit pour obliger à répartir ces huit atomes comme l'a indiqué Bragg ; à elles seules, les réflexions sur la face b^1 (110) conduisent nécessairement à cette même structure ; et cette structure enfin rend compte des faits beaucoup plus inattendus observés dans les réflexions sur la face a^1 (111). Elle s'impose ainsi comme rendant compte d'un nombre très surabondant de faits indépendants.

Cette structure est holoèdre. Chaque atome de carbone y est entouré de quatre autres formant les sommets d'un tétraèdre régulier dont il occupe le centre de gravité. Les tétraèdres enveloppant deux atomes voisins occupent les deux orientations A et B possibles pour le tétraèdre régulier. Il y a autant de tétraèdres A que de tétraèdres B, et l'ensemble, qui comporte des axes quaternaires hélicoïdaux droits et gauches en égal nombre, a la symétrie holoèdre.

Mais qu'arrivera-t-il si l'atome de carbone est supposé avoir lui-même la symétrie tétraédrique ? On voit aisément que deux cas sont possibles.

Si l'on figure l'atome de carbone par un tétraèdre, qui n'exprime bien entendu que sa symétrie, ce tétraèdre peut avoir, pour tous les atomes, la même orientation. Dans ce

cas, de deux atomes de carbone voisins l'un tourne toujours un de ses sommets vers une face de l'autre ; à cet égard, les relations mutuelles de position de deux atomes voisins restent les mêmes pour tous. Mais il y a deux sortes distinctes d'atomes, l'une au centre des tétraèdres A, l'autre au centre des tétraèdres B ; pour l'une, l'atome tourne ses sommets vers les quatre atomes enveloppants (qui lui présentent leurs faces). Pour l'autre, l'atome tourne ses faces vers les quatre voisins (qui lui présentent leurs sommets). En pareil cas, les axes quaternaires hélicoïdaux disparaissent, remplacés par des axes binaires, et l'ensemble n'a que la symétrie antihémièdre.

L'autre cas possible est celui où l'atome contenu dans chacun des tétraèdres enveloppants A et B est tourné de la même manière par rapport aux atomes qui occupent les sommets, de telle sorte qu'il y a, en nombre égal, des atomes de carbone ayant les deux orientations possibles. Deux atomes voisins tournent toujours l'un vers l'autre leurs sommets (ou leurs faces, ce qui revient au même). Les relations de position mutuelle de deux atomes voisins restent, ici aussi, les mêmes pour tous. Mais il n'y a qu'une sorte d'atomes, avec deux orientations différentes. En ce cas, malgré la symétrie tétraédrique de l'atome, l'ensemble de l'édifice est holoèdre.

Il ne semble pas que l'on puisse, dans l'état actuel, éliminer comme impossible l'une ou l'autre de ces solutions. Le choix entre elles ne paraît pouvoir être déterminé que par des idées théoriques encore bien incertaines. Beckenkamp (l. c.), sans se prononcer tout à fait pour la première, la juge plus conforme à l'idée qu'il se fait du clivage. Mais la raison est loin d'être décisive. Il semble qu'il faille se borner à constater, pour le moment, que l'analyse aux rayons X peut s'accorder avec l'une ou l'autre hypothèse, et à définir comme nous l'avons fait ci-dessus les relations mutuelles des atomes de carbone voisins dans les deux cas.

En résumé, aucune des raisons qui ont servi à étayer l'hypothèse de l'hémiédrie du diamant ne paraît démonstrative. Cela ne signifie pas absolument que l'holoédrie soit certaine. Elle ne peut pas l'être et ne le sera jamais, pas plus que pour aucune autre espèce. Ce qu'on appelle, en effet, symétrie d'une espèce, c'est la symétrie commune à toutes ses propriétés. Tant qu'il restera des propriétés à étudier, propriétés anciennes à mieux connaître ou propriétés nouvelles à découvrir, il restera possible que l'une d'elles vienne abaisser la symétrie jusqu'alors admise. Lorsqu'on dit qu'une espèce possède une symétrie, on veut dire simplement que telle est la symétrie commune à toutes ses propriétés *actuellement connues*. C'est une affirmation provisoire et constamment sujette à révision.

Sous cette réserve, la symétrie du diamant est holoèdre.

Strasbourg, le 5 janvier 1924.

G. FRIEDEL.