

## Conditions d'utilisation des contenus du Conservatoire numérique

1- [Le Conservatoire numérique](#) communément appelé [le Cnum](#) constitue une base de données, produite par le Conservatoire national des arts et métiers et protégée au sens des articles L341-1 et suivants du code de la propriété intellectuelle. La conception graphique du présent site a été réalisée par Eclydre ([www.eclydre.fr](http://www.eclydre.fr)).

2- Les contenus accessibles sur le site du Cnum sont majoritairement des reproductions numériques d'œuvres tombées dans le domaine public, provenant des collections patrimoniales imprimées du Cnam.

Leur réutilisation s'inscrit dans le cadre de la loi n° 78-753 du 17 juillet 1978 :

- la réutilisation non commerciale de ces contenus est libre et gratuite dans le respect de la législation en vigueur ; la mention de source doit être maintenue ([Cnum - Conservatoire numérique des Arts et Métiers - https://cnum.cnam.fr](#))
- la réutilisation commerciale de ces contenus doit faire l'objet d'une licence. Est entendue par réutilisation commerciale la revente de contenus sous forme de produits élaborés ou de fourniture de service.

3- Certains documents sont soumis à un régime de réutilisation particulier :

- les reproductions de documents protégés par le droit d'auteur, uniquement consultables dans l'enceinte de la bibliothèque centrale du Cnam. Ces reproductions ne peuvent être réutilisées, sauf dans le cadre de la copie privée, sans l'autorisation préalable du titulaire des droits.

4- Pour obtenir la reproduction numérique d'un document du Cnum en haute définition, contacter [cnum\(at\)cnam.fr](mailto:cnum(at)cnam.fr)

5- L'utilisateur s'engage à respecter les présentes conditions d'utilisation ainsi que la législation en vigueur. En cas de non respect de ces dispositions, il est notamment passible d'une amende prévue par la loi du 17 juillet 1978.

6- Les présentes conditions d'utilisation des contenus du Cnum sont régies par la loi française. En cas de réutilisation prévue dans un autre pays, il appartient à chaque utilisateur de vérifier la conformité de son projet avec le droit de ce pays.

## NOTICE BIBLIOGRAPHIQUE

|                                     |                                                                                                                                                    |
|-------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <b>NOTICE DE LA REVUE</b>           |                                                                                                                                                    |
| <b>Auteur(s) ou collectivité(s)</b> | <b>Auteur collectif - Revue</b>                                                                                                                    |
| <b>Titre</b>                        | <b>L'Industrie nationale : comptes rendus et conférences de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale</b>                              |
| <b>Adresse</b>                      | <b>Paris : Société d'encouragement pour l'industrie nationale, 1949-2003</b>                                                                       |
| <b>Collation</b>                    | <b>167 vol.</b>                                                                                                                                    |
| <b>Nombre de volumes</b>            | <b>167</b>                                                                                                                                         |
| <b>Cote</b>                         | <b>INDNAT</b>                                                                                                                                      |
| <b>Sujet(s)</b>                     | <b>Industrie</b>                                                                                                                                   |
| <b>Note</b>                         | <b>Numérisation effectuée grâce au prêt de la collection complète accordé par la Société d'encouragement pour l'industrie nationale (S.E.I.N.)</b> |
| <b>Notice complète</b>              | <a href="https://www.sudoc.fr/039224155">https://www.sudoc.fr/039224155</a>                                                                        |
| <b>Permalien</b>                    | <a href="https://cnum.cnam.fr/redir?INDNAT">https://cnum.cnam.fr/redir?INDNAT</a>                                                                  |
|                                     |                                                                                                                                                    |
| <b>LISTE DES VOLUMES</b>            |                                                                                                                                                    |
|                                     | <a href="#">1949, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1949, n° 2 (avril-juin)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1949, n° 3 (juil.-sept.)</a>                                                                                                           |
|                                     | <a href="#">1949, n° 4 (oct.-déc.)</a>                                                                                                             |
|                                     | <a href="#">1949, n° 4 bis</a>                                                                                                                     |
|                                     | <a href="#">1950, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1950, n° 2 (avril-juin)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1950, n° 3 (juil.-sept.)</a>                                                                                                           |
|                                     | <a href="#">1950, n° 4 bis</a>                                                                                                                     |
|                                     | <a href="#">1951, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1951, n° 2 (avril-juin)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1951, n° 3 (juil.-sept.)</a>                                                                                                           |
|                                     | <a href="#">1951, n° 4 (oct.-déc.)</a>                                                                                                             |
|                                     | <a href="#">1952, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1952, n° 2 (avril-juin)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1952, n° 3 (juil.-sept.)</a>                                                                                                           |
|                                     | <a href="#">1952, n° 4 (oct.-déc.)</a>                                                                                                             |
|                                     | <a href="#">1952, n° spécial</a>                                                                                                                   |
|                                     | <a href="#">1953, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1953, n° 2 (avril-juin)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1953, n° 3 (juil.-sept.)</a>                                                                                                           |
|                                     | <a href="#">1953, n° 4 (oct.-déc.)</a>                                                                                                             |
|                                     | <a href="#">1953, n° spécial</a>                                                                                                                   |
|                                     | <a href="#">1954, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1954, n° 2 (avril-juin)</a>                                                                                                            |
|                                     | <a href="#">1954, n° 3 (juil.-sept.)</a>                                                                                                           |
|                                     | <a href="#">1954, n° 4 (oct.-déc.)</a>                                                                                                             |
|                                     | <a href="#">1955, n° 1 (janv.-mars)</a>                                                                                                            |
|                                     |                                                                                                                                                    |



|                          |                                              |
|--------------------------|----------------------------------------------|
|                          | <a href="#">1955, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1955, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1955, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1956, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1956, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1956, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1956, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1957, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1957, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1957, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1957, n° spécial (1956-1957)</a> |
|                          | <a href="#">1958, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1958, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1958 n° 3 (juil.-sept.)</a>      |
|                          | <a href="#">1958, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1959, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1959, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1959 n° 3 (juil.-sept.)</a>      |
|                          | <a href="#">1959, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1960, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1960, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1960, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1960, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1961, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1961, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1961, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1961, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1962, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1962, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1962, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
| <b>VOLUME TÉLÉCHARGÉ</b> | <a href="#">1962, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1963, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1963, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1963, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1963, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1964, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1964, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1964, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1964, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1965, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1965, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1965, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1965, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1966, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1966, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1966, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |
|                          | <a href="#">1966, n° 4 (oct.-déc.)</a>       |
|                          | <a href="#">1967, n° 1 (janv.-mars)</a>      |
|                          | <a href="#">1967, n° 2 (avril-juin)</a>      |
|                          | <a href="#">1967, n° 3 (juil.-sept.)</a>     |

|  |                                         |
|--|-----------------------------------------|
|  | <a href="#">1967, n° 4 (oct.-déc.)</a>  |
|  | <a href="#">1968, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1968, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1968, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1968, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1969, n° 1 (janv.-mars)</a> |
|  | <a href="#">1969, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1969, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1969, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1970, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1970, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1970, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1970, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1971, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1971, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1971, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1972, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1972, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1972, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1972, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1973, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1973, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1973, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1973, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1974, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1974, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1974, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1974, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1975, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1975, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1975, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1975, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1976, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1976, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1976, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1976, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1977, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1977, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1977, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1977, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1978, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1978, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1978, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1978, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1979, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1979, n° 2</a>              |
|  | <a href="#">1979, n° 3</a>              |
|  | <a href="#">1979, n° 4</a>              |
|  | <a href="#">1980, n° 1</a>              |
|  | <a href="#">1982, n° spécial</a>        |

|  |                                                                       |
|--|-----------------------------------------------------------------------|
|  | <a href="#">1983, n° 1</a>                                            |
|  | <a href="#">1983, n° 3-4</a>                                          |
|  | <a href="#">1983, n° 3-4</a>                                          |
|  | <a href="#">1984, n° 1 (1er semestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1984, n° 2</a>                                            |
|  | <a href="#">1985, n° 1</a>                                            |
|  | <a href="#">1985, n° 2</a>                                            |
|  | <a href="#">1986, n° 1</a>                                            |
|  | <a href="#">1986, n° 2</a>                                            |
|  | <a href="#">1987, n° 1</a>                                            |
|  | <a href="#">1987, n° 2</a>                                            |
|  | <a href="#">1988, n° 1</a>                                            |
|  | <a href="#">1988, n° 2</a>                                            |
|  | <a href="#">1989</a>                                                  |
|  | <a href="#">1990</a>                                                  |
|  | <a href="#">1991</a>                                                  |
|  | <a href="#">1992</a>                                                  |
|  | <a href="#">1993, n° 1 (1er semestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1993, n° 2 (2eme semestre)</a>                            |
|  | <a href="#">1994, n° 1 (1er semestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1994, n° 2 (2eme semestre)</a>                            |
|  | <a href="#">1995, n° 1 (1er semestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1995, n° 2 (2eme semestre)</a>                            |
|  | <a href="#">1996, n° 1 (1er semestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1997, n° 1 (1er semestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1997, n°2 (2e semestre) + 1998, n°1 (1er semestre)</a>    |
|  | <a href="#">1998, n° 4 (4e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1999, n° 2 (2e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1999, n° 3 (3e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">1999, n° 4 (4e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">2000, n° 1 (1er trimestre)</a>                            |
|  | <a href="#">2000, n° 2 (2e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">2000, n° 3 (3e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">2000, n° 4 (4e trimestre)</a>                             |
|  | <a href="#">2001, n° 1 (1er trimestre)</a>                            |
|  | <a href="#">2001, n° 2-3 (2e et 3e trimestres)</a>                    |
|  | <a href="#">2001, n°4 (4e trimestre) et 2002, n°1 (1er trimestre)</a> |
|  | <a href="#">2002, n° 2 (décembre)</a>                                 |
|  | <a href="#">2003 (décembre)</a>                                       |

|                                    |                                                                                                                       |
|------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <b>NOTICE DU VOLUME TÉLÉCHARGÉ</b> |                                                                                                                       |
| <b>Titre</b>                       | <b>L'Industrie nationale : comptes rendus et conférences de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale</b> |
| <b>Volume</b>                      | <a href="#">1962, n° 4 (oct.-déc.)</a>                                                                                |
| <b>Adresse</b>                     | <b>Paris : Société d'encouragement pour l'industrie nationale, 1962</b>                                               |

|                           |                                                                                         |
|---------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------|
| Collation                 | 1 vol. (p. [109]-142 [i.e. 146]) : ill. ; 27 cm                                         |
| Nombre de vues            | 52                                                                                      |
| Cote                      | INDNAT (61)                                                                             |
| Sujet(s)                  | Industrie                                                                               |
| Thématique(s)             | Généralités scientifiques et vulgarisation                                              |
| Typologie                 | Revue                                                                                   |
| Langue                    | Français                                                                                |
| Date de mise en ligne     | 03/09/2025                                                                              |
| Date de génération du PDF | 08/09/2025                                                                              |
| Recherche plein texte     | Non disponible                                                                          |
| Permalien                 | <a href="https://cnum.cnam.fr/redir?INDNAT.61">https://cnum.cnam.fr/redir?INDNAT.61</a> |

## Note d'introduction à [l'Industrie nationale \(1947-2003\)](#)

---

[L'Industrie nationale](#) prend, de 1947 à 2003, la suite du [Bulletin de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale](#), publié de 1802 à 1943 et que l'on trouve également numérisé sur le CNUM. Cette notice est destinée à donner un éclairage sur sa création et son évolution ; pour la présentation générale de la Société d'encouragement, on se reportera à la [notice publiée en 2012 : « Pour en savoir plus »](#)

### [Une publication indispensable pour une société savante](#)

La Société, aux lendemains du conflit, fait paraître dans un premier temps, en 1948, des [Comptes rendus de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale](#), publication trimestrielle de petit format résumant ses activités durant l'année sociale 1947-1948. À partir du premier trimestre 1949, elle lance une publication plus complète sous le titre de [L'Industrie nationale. Mémoires et comptes rendus de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale](#).

Cette publication est différente de l'ancien [Bulletin](#) par son format, sa disposition et sa périodicité, trimestrielle là où ce dernier était publié en cahiers mensuels (sauf dans ses dernières années). Elle est surtout moins diversifiée, se limitant à des textes de conférences et à des rapports plus ou moins développés sur les remises de récompenses de la Société.

### [Une publication qui reflète les ambitions comme les aléas de la Société d'encouragement](#)

À partir de sa création et jusqu'au début des années 1980, [L'Industrie nationale](#) ambitionne d'être une revue de référence abordant, dans une sélection des conférences qu'elle organise — entre 8 et 10 publiées annuellement —, des thèmes extrêmement divers, allant de la mécanique à la biologie et aux questions commerciales, en passant par la chimie, les différents domaines de la physique ou l'agriculture, mettant l'accent sur de grandes avancées ou de grandes réalisations. Elle bénéficie d'ailleurs entre 1954 et 1966 d'une subvention du CNRS qui témoigne de son importance.

À partir du début des années 1980, pour diverses raisons associées, problèmes financiers, perte de son rayonnement, fin des conférences, remise en question du modèle industriel sur lequel se fondait l'activité de la Société, [L'Industrie nationale](#) devient un organe de communication interne, rendant compte des réunions, publiant les rapports sur les récompenses ainsi que quelques articles à caractère rétrospectif ou historique.

La publication disparaît logiquement en 2003 pour être remplacée par un site Internet de même nom, complété par la suite par une lettre d'information.

Commission d'histoire de la Société d'Encouragement,

Juillet 2025.

### *Bibliographie*

Daniel Blouin, Gérard Emptoz, [« 220 ans de la Société d'encouragement »](#), Histoire et Innovation, le carnet de recherche de la commission d'histoire de la Société d'encouragement, en ligne le 25 octobre 2023.

Gérard EMPTOZ, [« Les parcours des présidents de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale des années 1920 à nos jours. Deuxième partie : de la Libération à nos jours »](#), Histoire et Innovation, carnet de recherche de la commission d'histoire de la Société d'encouragement pour l'industrie nationale, en ligne le 26 octobre 2024.



S. E. I. N.  
Bibliothèque

# L'INDUSTRIE NATIONALE

●  
COMPTES RENDUS ET CONFÉRENCES  
DE LA SOCIÉTÉ D'ENCOURAGEMENT  
POUR L'INDUSTRIE NATIONALE  
●

PUBLIÉS AVEC LE CONCOURS  
DU CENTRE NATIONAL DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

1962

N° 4

Revue trimestrielle



N° 4 : OCTOBRE - DÉCEMBRE 1962

SOMMAIRE ET RÉSUMÉS DES ARTICLES

**LA CONNAISSANCE SCIENTIFIQUE DE L'ÉTAT VITREUX  
ET LES HORIZONS QU'ELLE DÉCOUVRE A L'INDUSTRIE DU VERRE**

par M. I. PEYCHÈS 109

Les plus récents travaux sur la structure des états vitreux tendent à établir une absolue continuité entre les vrais liquides du type sels fondus à empiilage ionique serré se disloquant en flots plus ou moins indépendants au cours de la fusion, et les faux liquides ou verres issus de structures cristallines à architecture déjà lâche, et peu affectée par l'élévation de température.

Dans les verres, les îlots d'assez grandes dimensions peuvent être décelés. Leur centre reste bien organisé et s'identifie aux « cristallites » postulés par les anciennes théories alors que leur pourtour est plutôt du type réseau continu distordu.

La question se pose de savoir si la technique saura maîtriser la forme, les dimensions ou l'orientation de ces échafaudages, de manière à en tirer des propriétés que jusqu'ici nous subissons plus que nous ne les contrôlons.

L'exceptionnelle résistance spécifique du verre en fibre par exemple est-elle due à une telle orientation, et peut-on espérer l'obtenir en masse dans un verre dont toutes les propriétés ne seraient plus isotropes ? L'action des rayonnements nucléaires apporte déjà certaines réponses partielles à toutes ces questions.

Les « défauts » spontanés ou provoqués par rayonnement dans le réseau vitreux, outre qu'ils en permettent l'étude fine, laissent entrevoir des applications très nouvelles allant du stockage d'images à la réémission phasée de l'énergie stockée dans les verres à effet laser.

**LA FRACTURE DU VERRE**

**Propagation - Influence des Précontraintes**

Par M. P. ACLOQUE 127

Le verre est un corps fragile par excellence, c'est-à-dire doué de cette qualité exceptionnelle que les déformations qu'on lui impose sont intégralement réversibles jusqu'à la limite de rupture. Cette parfaite élasticité d'une part, sa transparence d'autre part, font du verre un matériau idéal pour l'étude de la fracture. L'auteur s'efforce de montrer d'abord comment on peut concevoir le départ de fracture soit à partir d'effets de localisation de contrainte (théorie de Griffith), soit à partir des fluctuations mêmes de l'énergie d'agitation moléculaire (théorie de Poncelet). La propagation est ensuite elle-même envisagée et l'on étudie les caractères principaux de cette propagation, son accélération au départ, sa vitesse, ses déviations et furcations, éventuellement son arrêt. Le moyen d'étude le plus puissant est la chronophotographie à très haute fréquence (500.000 images par seconde), dont on décrit brièvement la mise en œuvre, et dont on donne les derniers résultats. Les cas particuliers des différents types de sollicitation sont considérés : la flexion, l'extension isotrope, la contrainte de trempé conduisent à des modes de propagation différenciés, tandis que l'état de compression amène des ralentissements ou des arrêts de propagation.



|                                           |     |
|-------------------------------------------|-----|
| Prix et Médailles pour l'année 1961 ..... | 141 |
| Index des noms d'auteurs .....            | 143 |

Publication sous la direction de **M. Jean LECOMTE**, Membre de l'Institut, Président, avec le concours du Secrétariat de la Société.

Les textes paraissant dans *L'Industrie Nationale* n'engagent pas la responsabilité de la Société d'Encouragement quant aux opinions exprimées par leurs auteurs.

44, rue de Rennes, PARIS 6° (LIT 55-61)

Le n° : 7,50 NF

C. C. P. Paris n° 618-48



## LA CONNAISSANCE SCIENTIFIQUE DE L'ÉTAT VITREUX ET LES HORIZONS QU'ELLE DÉCOUVRE A L'INDUSTRIE DU VERRE <sup>(1)</sup>

par M. Ivan PEYCHÈS,  
*Directeur des Recherches de la Compagnie de Saint-Gobain.*

J'avoue être toujours très gêné lorsque l'on me demande à brûle-pourpoint : « Qu'est-ce que le verre ? » J'ai pris un malsain plaisir, un jour, à bâtir une conférence destinée au Palais de la Découverte en prenant l'antithèse de chacun des termes utilisés par le Larousse pour définir le verre. Je m'abstiendrai donc, aujourd'hui, de me hasarder à une définition, mais le fait qu'une telle question soit si fréquemment posée souligne que le grand public semble plus intrigué par cet étrange matériau que par un morceau de métal ou de bois par exemple.

Je crois que ce qui frappe le public, c'est la transparence, mais pas la transparence

seule puisque le public commence à s'habituer à voir des résines également transparentes et appelées, de ce fait, par extension : verres organiques, la transparence alliée à une grande dureté et à une inactivité chimique quasi totale qui permet au verre de contenir sans dommage la presque totalité des produits liquides chimiques et alimentaires ; il s'y ajoute une sorte de respect qui fait manipuler une pièce de verre avec le soin qu'on réserverait à une œuvre d'art.

Si donc nous essayons de pénétrer ce « mystère » de la constitution intime du verre, la tendance naturelle est évidemment de s'adresser aux techniques directes de la microscopie qui, en cristallographie

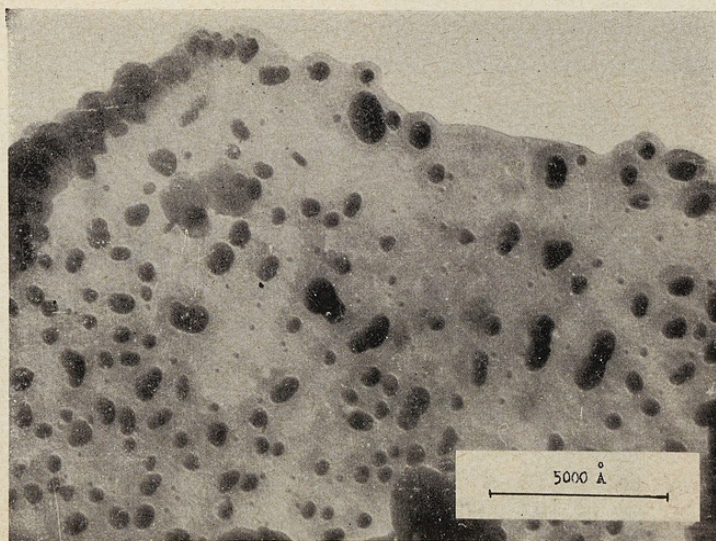


FIG. 1

(1) Conférence faite le 1<sup>er</sup> mars 1962 à la Société d'Encouragement pour l'Industrie Nationale.



et en métallurgie, ont conduit à de si fructueuses moissons d'informations. Hélas, et vous vous en doutez, la microscopie optique ne donne rien puisque justement les lentilles sont de verre. La microscopie électronique elle-même, pendant longtemps, fut muette. Il fallait attendre les progrès de ces instruments pour que, leur résolution atteignant maintenant la dizaine d'angströms, c'est-à-dire quelques unités atomiques, on commençât à voir quelque chose.



FIG. 2

Les premiers clichés publiés risquaient pourtant de nous induire en erreur. En effet, les verres étudiés étaient des borosilicates, c'est-à-dire des verres qui ne nous apparaissent plus maintenant comme idéaux, mais comme la juxtaposition de phases imbriquées mais structuralement indépendantes. Voici un cliché obtenu au microscope électronique, d'une pellicule de verre borosilicaté (fig. 1) ; cet aspect évoque celui de phases non miscibles, il rappelle les « yeux du bouillon ». Réservez pour une autre fois l'interprétation de tels clichés et poussons plus loin.

Voici une photographie au grossissement photographique de 140.000, d'une pellicule d'un verre classique sodo-calcique (fig. 2). Cette fois, la résolution de la masse vitreuse en domaines granulaires est incontestable. La dimension de ces granulations est de l'ordre de la centaine d'Å. Elles caractérisent un degré d'ordre, vis-à-vis de la longueur d'onde associée aux électrons d'exploration, différent de celui du milieu environnant et vraisemblablement supérieur. S'agit-il d'un artefact ? Point, car ces granulations, avec les mêmes dimensions, apparaissent encore, dans des conditions très différentes de préparation de l'échantillon. Le long des bords d'une bulle de verre éclaté apparaissent parfois des

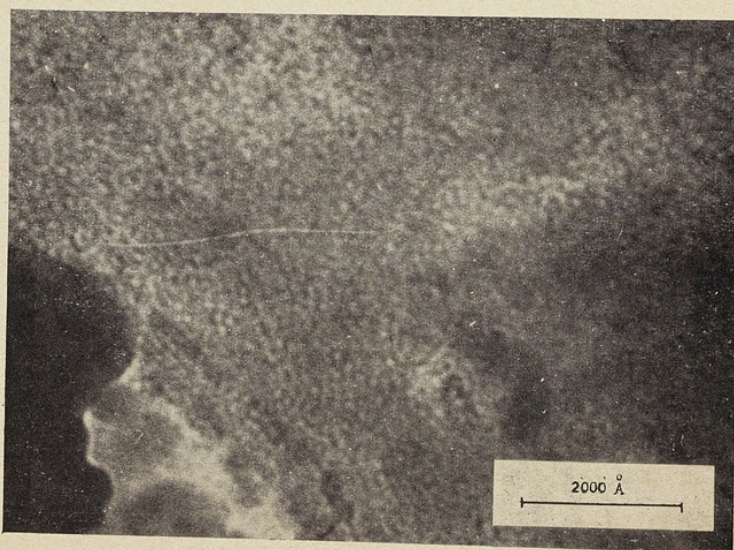


FIG. 2 bis



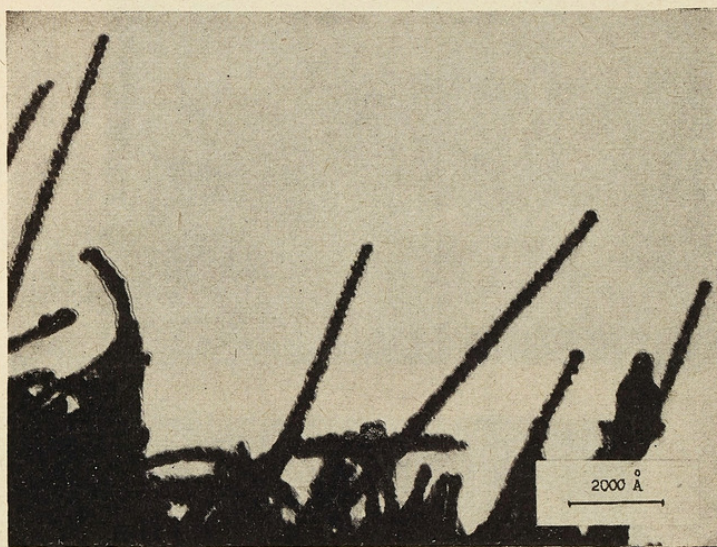


FIG. 3

microfibres qui présentent la même structure granulaire mais ici linéaire (fig. 3). Si maintenant nous obtenons, dans des conditions particulièrement contrôlées, et notamment par fracture sous vide avec réplique immédiate, une surface fraîche de fracture du verre en masse, cette fracture apparaît granuleuse et les dimensions des granulations restent de l'ordre de la centaine d'Å (fig. 4 et 4 bis). Il semble donc que la constitution intime du verre soit une structure granuleuse dont seules les dimensions très petites — de l'ordre du centième — par rapport aux longueurs d'ondes de la lumière visible, ou plus généralement par rapport aux grandeurs intervenant dans les mesures habituelles, confèrent une apparence de continuité et d'isotropie.

Que sont ces granulations ? Il semble qu'elles se transportent en bloc comme si les forces de liaisons entre atomes assurant la cohésion de cette sorte de nucléus étaient plus fortes que sur les frontières de ces petits domaines. Je n'en voudrais pour preuve que ce que montre une étude fine de la morphologie superficielle du verre au cours d'un processus de polissage mécanique. De la matière se trouve transportée,

ou déposée, comme des nappes de charriage, en lits successifs définissant des sortes de gradins dont l'épaisseur est toujours de l'ordre de la centaine d'Å (fig. 5).

Si un bombardement par des particules à l'échelle atomique arrache des fragments de verre, il doit être possible de constater que les fragments arrachés ont la dimension de ces nucléi. La surface attaquée elle-même est peu significative, car se superpose à la structure de la cible l'influence des conditions géométriques et cinétiques du faisceau. Néanmoins, je présente deux effets dus à des attaques obliques et normales où se décèlent les effets de seiches (fig. 6 et 6 bis), analogues à ce que chacun peut observer sur les plages à marée basse. Mais la réception sur cristal de Na Cl des particules arrachées montre des sphérules de quelques centaines d'angströms de diamètre (fig. 7) qui semblent provenir de la coalescence, par attraction électrostatique, de particules plus petites, processus que nous surprenons sur la figure suivante (fig. 8).

Nous arrivons donc à un ensemble de phénomènes qui postulent une constitution intime granulaire du verre.



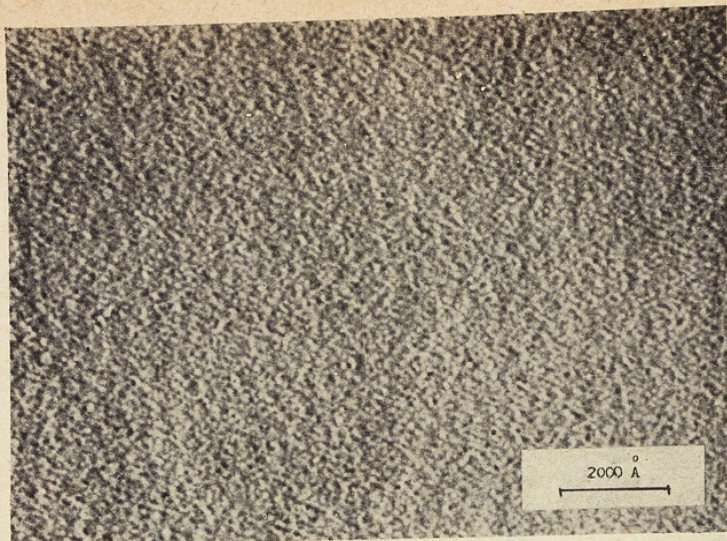


FIG. 4

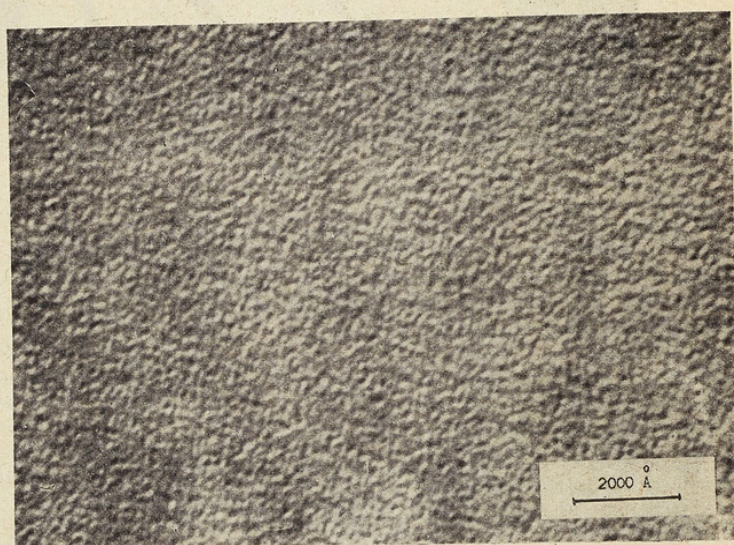


FIG. 4 bis

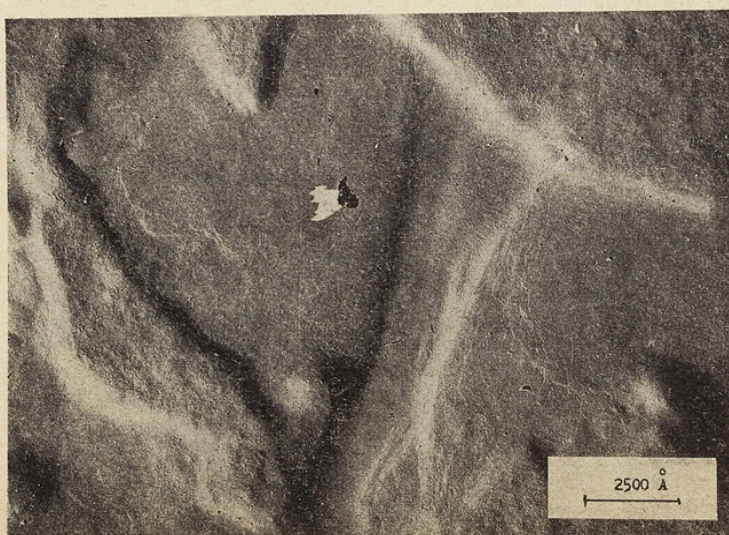


FIG. 5



FIG. 6

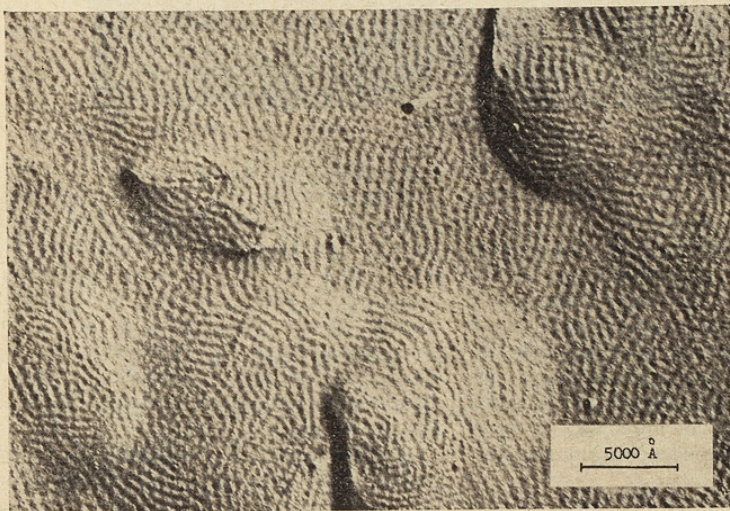
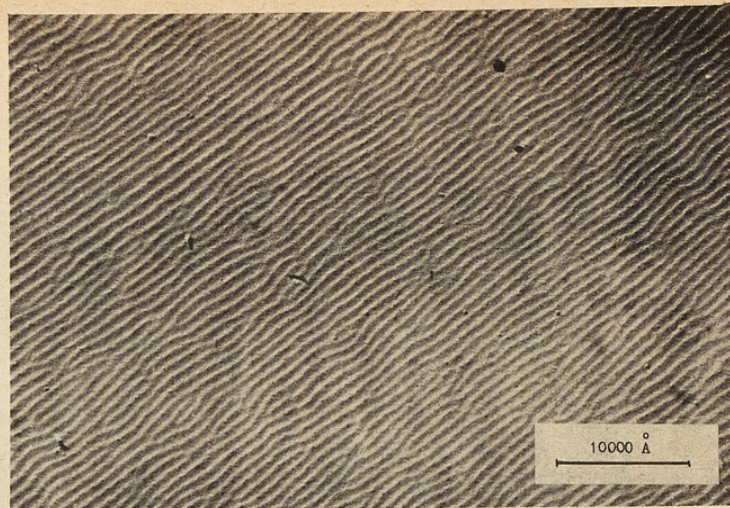
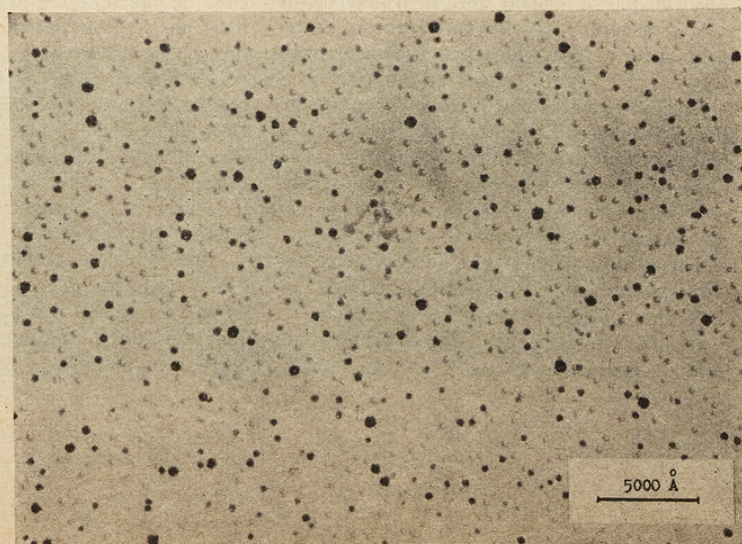


FIG. 6 bis

FIG. 7





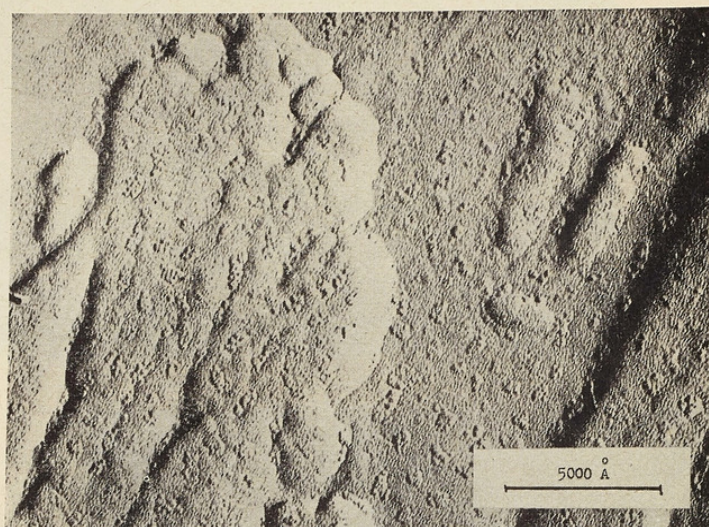


FIG. 8

Pour pénétrer maintenant la structure de ces granules, nous n'avons plus aucune méthode directe d'observation. Il vient à l'esprit qu'il pourrait s'agir de noyaux cristallisés. Or, un cristal a une stoechiométrie parfaitement définie et nous savons qu'un verre courant même réduit à son aspects ternaire silice-soude-chaux ne correspond à aucun composé défini et que des variations continues de composition conduisent à une même apparence de verre dans un domaine de concentrations parfois considérable.

S'il y a construction cristalline, l'excès d'un ou de plusieurs constituants non absorbé par le cristal doit se trouver dans une phase interstitielle amorphe ou s'intégrer à une nouvelle construction cristalline.

Dans le premier cas, nous aurions comme image macroscopique de structure celle des blocs réfractaires électro-fondus dans lesquels les cristaux enchevêtrés ont ressuscité une phase amorphe, vitreuse, qui a recueilli tous les matériaux inutilisés par leur construction ; dans le second cas, nous aurions pour image une sorte d'alliage de différents composés cristallisés, avec éventuellement une phase parasite formant joint de grains.

Pourtant, une théorie générale des états vitreux minéraux doit tenir compte aussi du fait que certains verres binaires répondent à une formule stoechiométrique définie, dont les formes cristallisées sont connues, et n'en sont pas moins, pour autant, vitreux. Ainsi, la silice  $\text{SiO}_2$ , qui sans parler du quartz, existe sous diverses formes cristallisées (tridymites, cristobalites hautes et basses) présente aussi la forme vitreuse.

Il n'est donc pas indispensable de recourir à l'explication d'une réutilisation des excès stoechiométriques pour rendre compte de la structure vitreuse. Ou bien c'est qu'une tentative d'explication unitaire n'est pas légitime, et qu'il existe des structures très différentes de la matière qui conduisent à des apparences similaires. Un élément tel que le sélénium, peut présenter tout seul l'état vitreux. Nous avons vu tout à l'heure, que la démixon des borosilicates, si elle reste de petite échelle, peut conserver à la masse l'aspect vitreux. Les grosses molécules organiques conduisent elles-mêmes, dans certains cas, à ces résines transparentes, dont nous parlions il y a un instant. Quand on parle ici de verre, et que nous en définissons les propriétés, il faut bien avoir en mémoire qu'il s'agit



du verre minéral classique, celui qui constitue le fond de l'énorme industrie mondiale verrière, et qui conduit aux applications illimitées dont vous connaissez les principales, allant du vitrage au flacon, du moulage d'architecture à la fibre.

C'est ce verre, le verre commun, que nous allons étudier dans sa constitution intime. Et l'un des moyens les plus fins pour cela, c'est la technique de diffraction des rayons X.

Il ne faut peut-être pas s'attendre à ce que les spectres de diffraction X puissent aisément révéler la structure cristalline éventuelle des granulations, car on sait qu'au-dessous d'un millier d'angströms, les dimensions des grains interviennent pour élargir les raies et que les spectres sont totalement estompés aux approches de quelques dizaines d'angströms. Mais n'oublions pas que les poudres cristallines servant à de telles expériences sont des poudres *broyées*, c'est-à-dire qu'un véritable travail à froid a pu faire glisser les plans réticulaires, provoquer des dislocations, produire un micro-écrouissage. Rien d'étonnant à ce que l'ordre primitif ait été profondément perturbé. Ici, les granulations seraient des constructions ordonnées équivalentes à une croissance de grains dont les perturbations, si elles existent, ne pourraient être dues qu'à l'environnement ou aux écarts de construction. On devrait donc espérer quand même voir l'apparition de quelques raies caractéristiques de ces constructions. Or, il n'en est rien. A première vue, le spectre d'un verre, par exemple d'une silice vitreuse, est si profon-

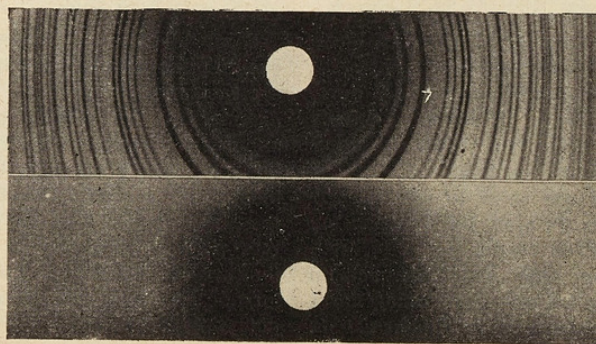
dément différent d'une silice cristallisée, par exemple la cristobalite, qu'on pourrait le juger inexploitable (fig. 9). C'est pourtant à partir de tels spectres que nous allons tenter d'avancer nos connaissances. Avec des microphotomètres enregistreurs à haut contraste, on peut faire dire quelque chose à ces spectres flous, et la transformation de Fourier permet de passer à une courbe de répartition radiale, qui signifie la distance qui sépare deux atomes voisins et le nombre de ces voisins.

Depuis vingt-cinq ans, on sait ainsi que dans un verre de silice (fig. 10) chaque atome de silicium est entouré de quatre oxygènes à la distance, de centre à centre, de 1,62 Å, et que deux des tétraèdres ainsi formés sont opposés par un sommet ayant un oxygène commun. *Cette disposition est la même que dans les formes cristallines de la silice et des silicates* et la répétition indéfinie de ce motif, sans altération, nous conduirait à un cristal macroscopique en contradiction avec les propriétés des verres.

C'est donc que nous n'avons pas le droit de répéter ce motif. Nous ne retiendrons que le fait qu'une telle structure doit être, de toutes façons, très creuse, très « ouverte ». Dans un tel réseau, il y a autant de vide que de plein.

Je ne rabâcherai pas ici la vieille querelle de savoir si la répétition du motif n'est valable que dans un petit domaine au-delà duquel des altérations brusques ou progressives interviennent. (Nous serions tentés d'ailleurs d'identifier ces domaines à nos granulations, directement observées,

FIG. 9





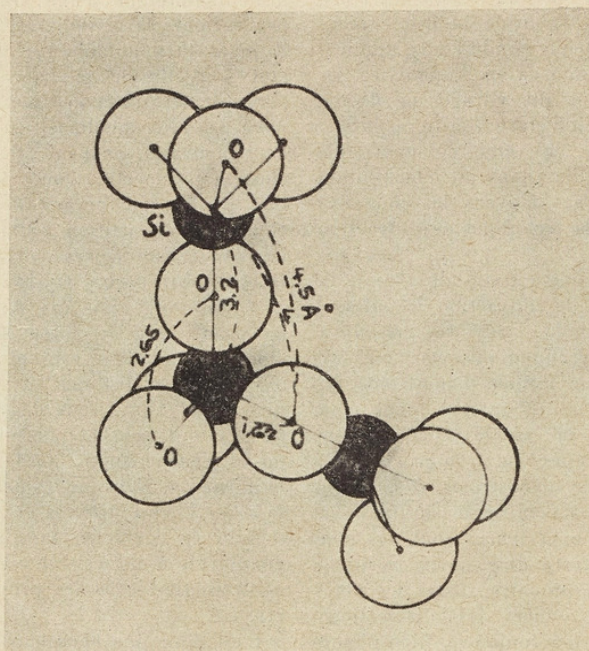


FIG. 10

si le calcul ne montrait qu'ils devraient être beaucoup plus petits) — ou bien si le motif n'est que statistique et s'enchaîne indéfiniment en se déformant, théorie dite du « random network » et qui a rendu populaire le nom de ZACCHARIASEN. Je voudrais approcher le problème par une voie détournée. A tout prendre, le verre ressemble tant à un liquide qui aurait durci en refroidissant sans abdiquer sa structure, que nous pouvons espérer trouver des idées en étudiant les sels fondus, qui sont des liquides provenant de structures cristallines.

Justement, des techniques récentes développées par ZARZYCKI permettent d'obtenir des spectres de diffraction X sur des liquides à la température de  $1.600^{\circ}\text{C}$ . Elles ont permis d'étudier une série de sels du type cristaux ioniques d'empilement compact ou ouvert, mais à l'état fondu.

Si nous partons d'un cristal compact, tel par exemple que les cristaux d'halogénures alcalins, pour lesquels l'empilement est du

type cubique, tous les ions étant au contact, on s'aperçoit à partir du dépouillement en répartition radiale dont il a déjà été question, que les distances entre ions restent pratiquement inchangées au cours du passage de l'état cristallin à l'état liquide, mais que le nombre d'ions entourant un ion donné, c'est-à-dire le nombre de coordination, a fortement déchu. A l'échelle macroscopique il y a en même temps une forte diminution de densité.

Il n'y a donc pas expansion homothétique du réseau par simple dilatation, car cela est incompatible avec la persistance des distances. Il faut donc admettre qu'il y a apparition de trous dans le réseau cristallin, trous qui diminuent statistiquement le nombre de voisins existant à une distance donnée et restée fixe. La part du volume pris par les trous est de 25 % pour le fluorure de lithium et s'abaisse à 15 % lorsque les ions grossissent (chlorure de potassium).



De toute évidence, la chaleur de fusion du cristal doit correspondre à la création des nouvelles surfaces correspondant à ces trous. Comme il ne s'agit pas de défauts ponctuels, on peut admettre la valeur macroscopique de l'énergie superficielle et déterminer ainsi, après le volume, la surface des trous. Pour aller plus loin, il faut faire une hypothèse de forme et de distribution de ces trous. Sans entrer dans les détails, la seule hypothèse compatible

tion normale. Si le granule est gros, donc les couches nombreuses, on doit tendre évidemment vers la valeur 6 s'il s'agit d'un empilage cubique d'ions sphériques, ce qui est le cas pour les premiers halogénures alcalins. Si les granules sont petits mais interconnectés, la valeur mesurée doit être supérieure à la valeur théorique tout en restant inférieure à 6. De la position expérimentale du nombre de coordination on peut donc se faire une idée de la grosseur

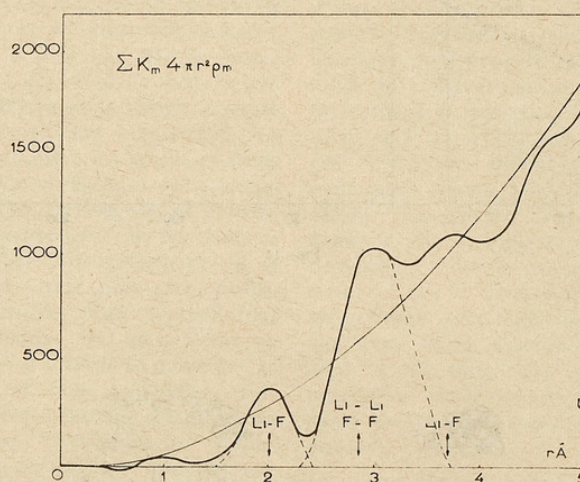


FIG. 10 bis

avec les variations expérimentales du nombre de coordination, qui passe par exemple de 6 pour le cristal LiF à 3,7 pour ce sel fondu, est la formation de fissures délimitant des îlots dans lesquels persiste la structure initiale. Il faut évidemment interpréter ces fissures comme incessamment fluctuantes sous l'effet de l'agitation thermique, de même qu'il faut s'attendre à ce que les dimensions de l'îlot, donc le nombre de coordination varient avec la température ; mais cet effet doit être secondaire par rapport au phénomène principal qui est la création des fissures, au moment de la fusion, à partir du réseau cristallin initial.

On peut calculer quel est le nombre de coordinations apparent que présenterait une structure granulaire comportant autour d'un ion central, une couche, deux couches...,  $n$  couches d'ions en coordina-

des granules. Nous voyons sur la figure 11 que pour les halogénures alcalins la population des îlots serait de quelques dizaines d'ions, ce qui correspond à des dimensions inférieures à la dizaine d'Å. Dans de tels sels, le morcellement est donc très avancé, dès la fusion : la variation de volume est grande et la viscosité très faible.

Mais si maintenant nous nous adressons à des structures cristallines non compactes, c'est-à-dire dans lesquelles un certain degré de covalence à liaisons dirigées intervient pour constituer un ion complexe, les choses vont changer. Par exemple, l'unité structurale de l'anion  $\text{CO}_3^{2-}$  ou  $\text{SO}_4^{2-}$  est respectée lors de la fusion des carbonates et des sulfates alcalins, tant en ce qui concerne les distances C-O ou S-O qu'en ce qui concerne le nombre de coordination qui reste très voisin respective-



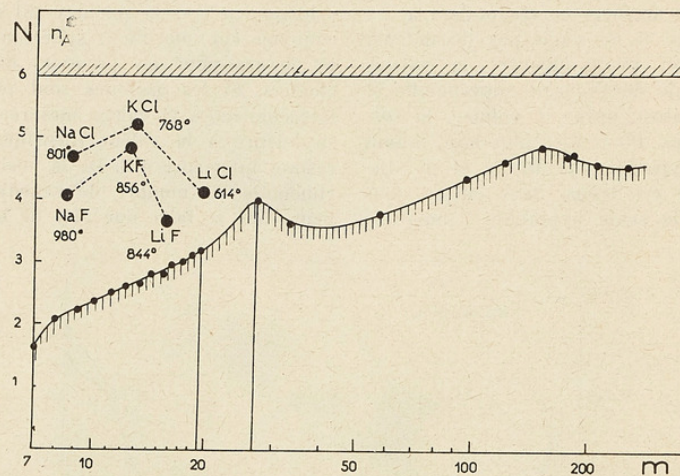


FIG. 11

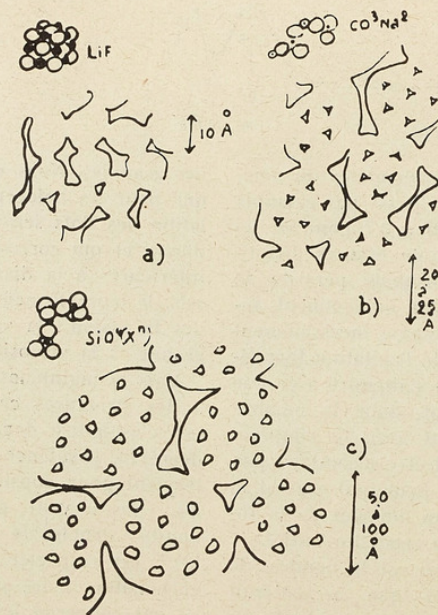


FIG. 12



ment de 3 et de 4. Vis-à-vis de cette unité structurale (supposée non sphérique) le cation peut occuper plusieurs positions, avoir par exemple un point de contact avec 3 oxygènes, ou 2, ou seulement un oxygène pour chaque anion. Quand le cation grossit — du Li au K — probablement pour des questions d'empêchement stérique — le cation a tendance à occuper la position la plus excentrée, c'est-à-dire dans le prolongement d'un seul oxygène de l'unité structurale considérée. L'empilement qui résulte de cette disposition est donc *non compact*, ce qui revient à dire que dès la forme cristalline, *il y a des vides de matière non résorbables*. La fusion va se borner à agrandir certains de ces vides préexistants. La variation d'énergie libre est faible, et l'augmentation de volume résultant de la fusion est également faible, en fait, elle ne dépasse pas, pour les carbonates et les sulfates alcalins, 5 %. Les îlots provenant de la fusion du cristal seront plus gros, probablement plus peuplés, mais comporteront des vides structuraux. Or, nous avons vu que la construction *cristalline* basée sur le tétraèdre  $\text{SiO}_4$  est très « ouverte », très lacunaire, plus fortement liée que dans les structures faisant intervenir les anions  $\text{SO}_4$  ou  $\text{CO}_3$ ; les phénomènes observés sur ces derniers doivent s'en trouver exagérés : très faible variation d'entropie à la fusion, très faible variation de volume, rares dislocations aboutissant à de gros îlots interconnectés (d'où le caractère pâteux de la fusion), relative stabilité des défauts créés par l'agitation thermique avec tendance à la persistance de ceux-ci lors d'un refroidissement point trop lent : c'est bien là le tableau clinique de l'état vitreux.

*Il apparaît donc qu'après fusion le retour à une forme solide dans l'état vitreux soit le fait des corps présentant une structure cristalline très ouverte, c'est-à-dire comportant déjà par construction de nombreux vides dont l'énergie superficielle totale est peu modifiée par la création ou la résorption des nouvelles surfaces de discontinuités d'origine thermique. La figure suivante (fig. 12) résume et synthétise tout ce que nous venons de dire.*

Une représentation physique, quelque

peu simplifiée de l'ensemble de ces phénomènes peut être tentée. Imaginons un cristal formé d'un empilage dense d'ions, tel que tous les ions soient en contact, comme dans le chlorure de sodium. Si l'agitation thermique déplace un de ces ions hors de son site, la lacune formée a tendance, on le sait, à « coalescer » avec des lacunes voisines. Les lacunes ont tendance à « précipiter » en trous car leurs déplacements relatifs requièrent de moins en moins d'énergie. De son côté, l'ion déplacé va se reloger en position interstitielle ou l'excès d'énergie qu'il apporte va diminuer la stabilité de l'environnement. C'est un facteur favorable à la formation d'une dislocation. Ainsi dans un cristal dense, dès que le degré d'agitation thermique devient suffisant pour qu'une population critique de défauts soit atteinte, le phénomène a tendance à s'auto-exagérer et tout le réseau s'effondre : c'est la fusion franche. Nous avons vu que le morcellement s'arrête lorsqu'il atteint une certaine taille minimum que nous avons appelée îlot ou granule, dont la loi d'équilibre n'est encore que pressentie, mais dont nous pouvons supposer les dimensions de l'ordre de quelques dizaines d'atomes.

Si, au contraire, nous avons affaire à un réseau cristallin « ouvert » comportant par construction de nombreux vides, la mise hors de site d'un atome ne va entraîner aucune des conséquences précédentes : la lacune créée va seulement s'ajouter à un trou préexistant en en modifiant peu l'énergie libre. Il n'y a pas tendance à la coalescence de lacunes éventuellement présentes dans le voisinage et greffées sur des trous préexistants dans les mêmes conditions. L'atome mis en position interstitielle trouve de son côté tellement de places disponibles pour se loger sans trop déplacer les voisins, que la structure n'en sera que peu affectée. Si les lacunes migrent et viennent à se résoudre en fissures, celles-ci seront relativement rares et isoleront de gros îlots pouvant être peuplés de centaines ou de milliers d'atomes.

L'essentiel des liaisons du réseau sera sauvegardé et il n'y aura rien de ressem-



blant à la fusion franche signalée plus haut.

GARINO-CANINA a eu l'idée de vérifier cette hypothèse en faisant remarquer tout d'abord que les oxydes *cristallisés* qui présentent déjà sous cette forme la fusion pâteuse, puis se refroidissent sous forme vitreuse, ont tous des structures très ouvertes. Puis il a observé, en vue d'une simplification, que dans les structures vitreuses courantes le cation formateur est nettement plus petit que l'oxygène qui sert généralement à l'enchaînement de ces cations. Le silicium a en effet un rayon de 0,4 Å. contre 1,4 Å pour l'oxygène; c'est donc le cation qui a le plus de chances de se déplacer pour aller occuper un des volumes vides du réseau, et en première approche nous pouvons considérer ces seuls déplacements. GARINO fait alors le quotient du volume des vides au volume des cations et obtient un paramètre lié à ce quotient, dont l'ordre des valeurs correspond exactement au classement empirique de l'aptitude à la vitrification des différents oxydes. C'est ainsi que ce paramètre prend sa valeur la plus élevée 455, pour l'anhydride borique  $B_2O_3$ , remarquable vitrificateur, il vaut encore respectivement 126 et 70 pour  $P_2O_5$  et  $SiO_2$ , mais n'est plus que de l'ordre de quelques unités pour les oxydes alcalins et alcalino-terreux, de même que pour toute une série d'oxydes Zn, Cd, Al, In, Sn, Pb, Ti, Zr, W, etc..., qui ne sont pas obtenables seuls sous forme vitreuse.

Voilà donc maintenant de quoi supporter l'image empirique que nous nous sommes faite à partir de l'aspect granulaire des verres. Les granulations de l'ordre de la centaine d'angströms ne seraient-elles pas autre chose, devenus visibles, que les îlots postulés dans les sels fondus ?

Mais alors pourquoi les spectres de rayons X n'identifient-ils pas dans ces îlots une structure ordonnée qui devrait être mieux appréhendée dans ces gros domaines que dans les micro-îlots de sels fondus ? GARINO a là encore proposé une explication. Si la vitrification consiste en la création de défauts stables, rien ne nous autorise à penser à autre chose qu'à une

répartition *statistique* de ces défauts en équilibre, mais il peut y avoir *localement* des excès de défauts d'un signe ou de l'autre (lacunes de valeur négative, ou interstitiels positifs).

Le champ local peut ne pas être nul. Essayons d'en préciser la valeur. On connaît l'excès d'énergie libre de la forme vitreuse de la silice par rapport à la forme cristallisée la plus proche : la cristobalite : elle est faible et de l'ordre de 20 cal./cm<sup>3</sup>. On connaît d'autre part l'énergie de formation d'une paire de Frenkel lacune-interstitielle. Elle est de l'ordre de l'électron-volt. On peut en déduire le nombre de paires formées en supposant qu'elles sont toutes de ce type. Il y aurait  $5 \times 10^{20}$  paires par cm<sup>3</sup>, séparées en moyenne par 10 Å. Si les défauts sont groupés cette dimension s'accroît. Entre les constituants de la paire de charge + Ze et - Ze règne à la distance r un champ dont l'action déformante s'exerce au travers d'une section de l'ordre de r<sup>2</sup>. La contrainte supportée par le réseau entre les constituants

d'une telle paire est  $\frac{1}{K} \frac{(Ze)^2}{r^2} - \frac{1}{r^2}$ . Appli-

quée à la paire + 4e, - 4e à la distance r = 10 Å, cette formule donne à la contrainte une valeur de l'ordre du dixième du modèle de rigidité. Ainsi dans le champ local dû à la présence irrégulière de défauts le réseau « cristallin » intercalaire non morcelé et lui-même sans défaut, peut très bien se trouver suffisamment déformé pour qu'il perde sa régularité et que s'efface la netteté des spectres de rayons X. L'approximation de ce calcul n'échappera à personne. Nous pouvons cependant comprendre que si, au lieu d'être ponctuels, les défauts sont groupés par exemple en « fissures », le champ local ci-dessus peut intéresser des distances beaucoup plus grandes. Peut-être arriverons-nous à montrer que les granules d'une centaine d'angströms de diamètre, placés dans les champs locaux dus à une répartition irrégulière des fissures, sont suffisamment déformés pour que ne soit plus reconnaissable leur véritable caractère périodique. Nous ferions ainsi la synthèse des deux théories, rivales depuis



30 ans, des cristalites et du random network.

D'autre part, nous devons peut-être nous garder de nous faire une image trop réelle des granules avec leurs dimensions précises. Il est connu en métallurgie qu'une précipitation locale de faibles dimensions peut, pour des raisons de *cohérence*, induire une déformation beaucoup plus importante de la solution solide environnante ; la zone déformée, d'apparence globulaire, se comporte comme une inclusion étrangère se raccordant progressivement au milieu intact.

De tout ce qui précède une impression demeure. C'est que si nous n'avons pas donné une définition et une description de l'état vitreux, nous avons approché d'une synthèse certainement beaucoup plus riche de promesses entre les structures cristallines et les structures vitreuses.

Nous inspirant alors de ce que les cristallographes nous ont appris, nous sommes encouragés à tenter maintenant une préfiguration de ce que nous réserve le verre dans le proche avenir.

Nous avons vu que le rôle principal dans les propriétés ultimes des verres, est réservé aux défauts. L'élaboration d'une théorie cohérente des défauts applicables aux verres et transposée de la physique du solide développée au cours de ces vingt dernières années, sera encore une opération de longue haleine, mais déjà des indices de maîtrise de ces défauts, et donc des voies de recherche d'application se manifestent de-ci, de-là. On connaît déjà les propriétés mécaniques extraordinaires des « cat whiskers », ces sortes de cristaux métalliques qui poussent en hélice autour d'une dislocation axiale, ce qui, localisant les défauts dans le sens de la sollicitation mécanique, en annule les effets nocifs. La résistance spécifique à la traction des whiskers atteint alors la valeur théorique, soit plusieurs dizaines de fois la valeur ordinaire.

Or, les fibres de verre ont une résistance spécifique — c'est-à-dire rapportée à l'unité de surface — déjà de dix à cent fois supérieure à la résistance du verre en masse. Nul doute que l'opération de fi-

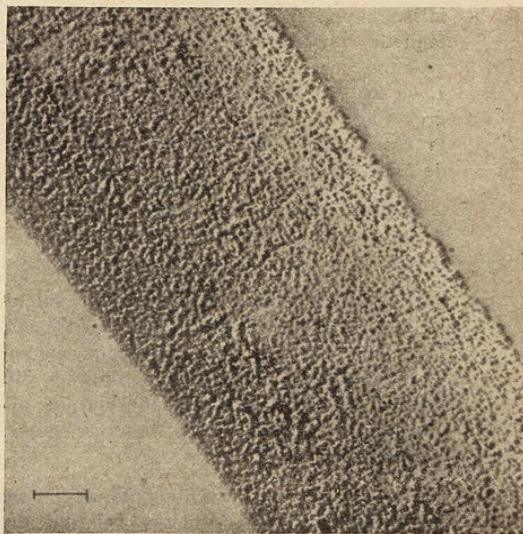


FIG. 13

brage ne s'accompagne d'une distribution différente des gros défauts que met peut-être en évidence la photographie suivante (13) d'une fibre de verre très légèrement attaquée par une solution alcaline. Un espoir d'amélioration est encore possible sur ces fibres puisque l'on n'est encore qu'au tiers de la résistance théorique que

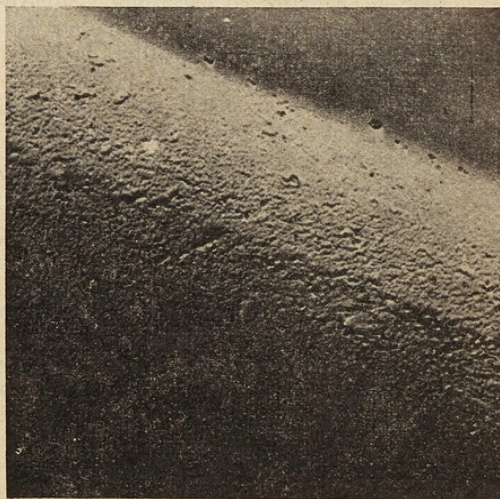


FIG. 13 bis



laisse supposer l'énergie de liaison Si-O, laquelle est de 106 KCal. par liaison-gramme, ce qui correspond à plus de 1.500 kg par m/m<sup>2</sup>. Mais que dire du progrès à accomplir sur le verre en masse dont la résistance à la traction est de l'ordre de 5 kg par m/m<sup>2</sup> ?

Peut-on contrôler, orienter, annuler ces défauts dans le verre en masse ?

Les remèdes à la faiblesse du verre apportés jusqu'ici, aussi spectaculaires soient-ils, tels que la trempe du verre, sont étrangers à la structure ou ne portent, comme c'est le cas des traitements chimiques dits améliorants, que sur une diminution des conséquences des défauts macroscopiques superficiels.

Tout ce que nous venons de dire nous fait sentir que la faiblesse relative des propriétés mécaniques des verres, et notamment leur fragilité, est en relation avec la présence d'une grande quantité de défauts accumulés en fissures à des distances relativement courtes — disons d'une centaine d'angströms, de sorte que le déplacement d'éventuelles dislocations réglées ne peut se propager à grande distance, elles viennent buter sur ces fissures. On sait que cette propagation est dans un cristal le critère de la plasticité. Si donc il était possible de maîtriser et d'accroître la dimension des granules, que nous supposons être le domaine ordonné susceptible de laisser migrer les dislocations, nous pourrions espérer accroître en même temps la plasticité. Accroître les dimensions des domaines ordonnés, c'est tendre vers la cristallisation. Si ces domaines atteignent le dixième de la longueur d'onde de la lumière visible, le verre devient opalescent, puis opaque. La marge est donc courte entre 100 et 500 ou 1.000 Å. Néanmoins, si l'on admet la perte d'une partie de la transparence, une très nette amélioration des propriétés mécaniques du verre a déjà été obtenue en laissant se développer un squelette cristallin noyé dans la phase vitreuse. Les « cérames » issus de verres ont largement contribué à l'apport des matériaux nouveaux nécessités par les problèmes spatiaux.

Pour maintenir un degré de désordre suffisant, malgré le développement des domaines cristallins, on peut songer à créer de très nombreux défauts ponctuels, qui rompent la périodicité, sans atteindre la dimension des dislocations. BEZBORODOV suggère que l'on pourrait soumettre le verre à une irradiation intense par rayons  $\gamma$ . Le caractère essentiellement ionisant de ces rayonnements ne nous laisse pas espérer un grand succès pour le but cherché. Par contre, on peut songer à accroître les liaisons entre îlots. PAYMAL a soumis des verres à un bombardement corpusculaire in situ, grâce à une technique qui consiste à introduire dans le verre une faible dose de bore. La capture d'un neutron produit alors une réaction n- $\alpha$  et l'explosion de  $^{10}_5\text{B}$  en deux fragments lourds  $^7_3\text{Li}$  et  $^4_2\text{He}$  qui sont susceptibles de semer le désordre dans le réseau vitreux environ-

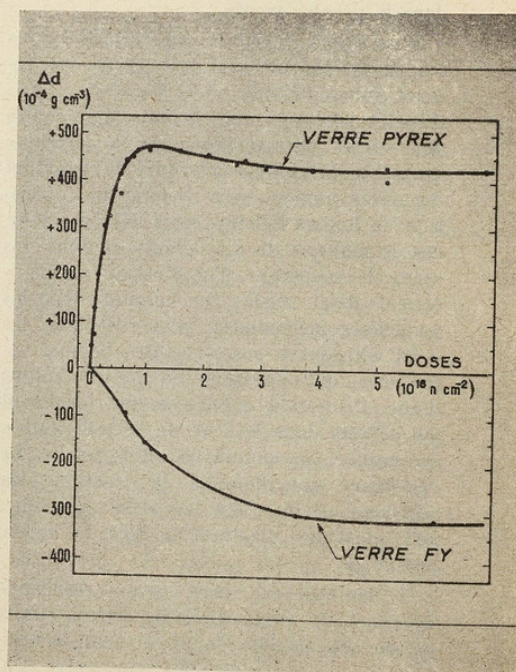


FIG. 14



nant. Par la cascade des chocs, 500 atomes sont en moyenne déplacés pour chaque réaction  $\alpha\alpha$ .

PAYMAL constate alors un comportement bien différent suivant le type de verre. Par exemple le pyrex (verre borosilicate comme la silice) se compacte. La densité s'accroît : pour fixer les ordres de grandeur disons de 2 %.

Le verre au plomb se dilate, la densité diminue de 1,5 %.

Les verres courants participent de ces deux cas extrêmes, se densifiant aux faibles doses, ils se dilatent aux fortes doses. Une étude plus fine de la tête de ces courbes permet de penser que les faibles doses ont une action de *restauration*.

Les défauts provenant de l'agitation thermique au moment du figeage et stéréotypés dans cet état par le refroidissement peuvent se résorber par une agitation artificielle ménagée ; c'est un effet de guérissement bien connu. PAYMAL a pu mettre en évidence une légère augmentation des modules élastiques. Le fait que les courbes s'inversent dans certains cas montre que ce phénomène est complexe et que nous ne savons pas en séparer tous les paramètres.

D'autres voies ont été proposées, pour améliorer les propriétés des verres et notamment leur résistance, par différents théoriciens s'appuyant sur les notions actuelles de la physique du solide. BREKHOVSKIKH les résume : outre les rayonnements  $\gamma$  et les actions corpusculaires, il cite comme action possible les très hautes pressions. BRIDGMAN a effectivement constaté de fortes compactions permanentes de verres à l'état solide pouvant dépasser 5 % sous des pressions de l'ordre de la centaine de milliers d'atmosphères. Il a mis en évidence, par les méthodes de diffraction X dont nous avons parlé une diminution de la distance interatomique dans le sens de la pression unidirectionnelle utilisée (anisotropie). Sa technique d'obtention d'échantillons ne permettait pas de mesurer une éventuelle modification des propriétés mécaniques. L'application de pressions beaucoup plus modestes sur le verre à l'état fondu et refroidi sous cette contrainte, a été proposée par plusieurs

auteurs dont BEZBORODOV, mais les difficultés expérimentales sont considérables et aucun résultat pratique ne semble s'être encore affirmé. BREKHOVSKIKH poursuit encore en envisageant le rôle d'orientation provenant de champs extérieurs. Un champ de vitesse, en fait un fort gradient cylindrique de cisaillement produit, nous l'avons vu, un effet spectaculairement améliorant pour les fibres de verre. Pourrait-on obtenir un effet similaire d'orientation sur du verre en masse par des champs électriques par exemple ? La confrontation des ordres de grandeurs des forces en présence laisse peu d'espoir, et les travaux très sérieux qui sont poursuivis dans toutes ces voies n'ont encore abouti à rien.

Plus sérieuses peut-être dans l'immédiat sont les études de caractère physico-chimique qui tendent à la compréhension des causes qui favorisent ou inhibent la nucléation.

Je voudrais citer un seul exemple : j'ai montré plus haut une photographie au microscope électronique d'une fibre de verre manifestant des nodosités. Voici maintenant, extraites d'un travail tout récent de ZARZYCKI, trois photographies (fig. 15, a, b, c) d'un éclat de verre obtenu dans le microscope, sous argon et mettant bien en évidence les granulations de 100 Å. L'entrée de l'air dans la chambre d'expérience modifie très notablement cet aspect. Les granulations diminuent et se voilent, si l'atmosphère contient de la vapeur d'eau, ce phénomène s'exagère et les éclats se gonflent. Je ne veux retenir de cette expérience que le fait que les granulations, dans l'état solide, ne semblent pas avoir une permanence absolue. Outre l'effet de température, pression ou autres, déjà mis en évidence, la nature chimique du verre ou de son environnement semblent être très importantes. La chimie n'a pas dit son dernier mot, et les travaux qui se poursuivent en U.R.S.S., aux U.S.A., notamment à Stanford, ainsi qu'ailleurs, qui jonglent avec la grosseur des ions, leur charge et leur coordination, pourraient aboutir à des structures notablement différentes de celles que nous connaissons.

Beaucoup de départs ont donc été pris,



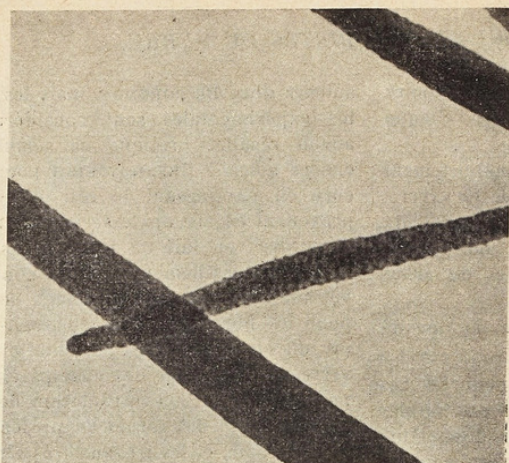


FIG. 15 a

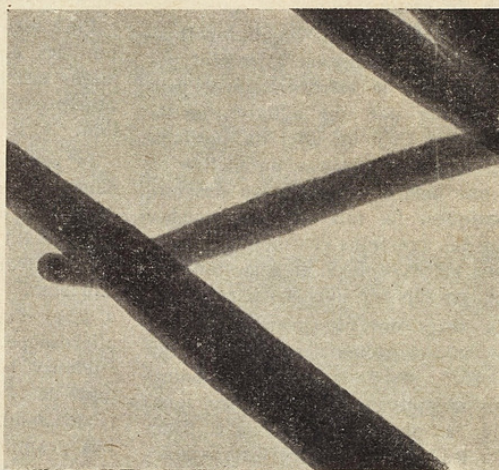


FIG. 15 b

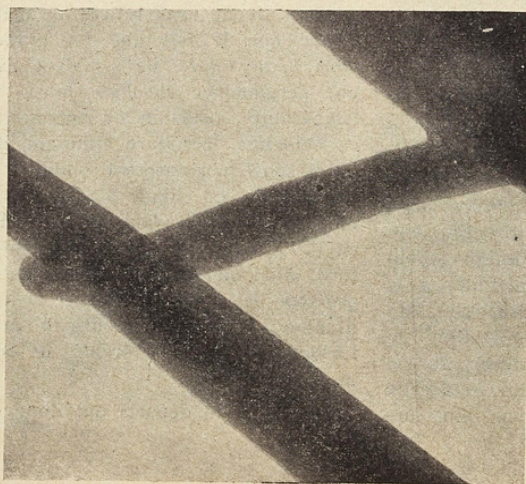


FIG. 15 c



des possibilités théoriques se dégagent, mais tout chercheur sérieux s'abstiendra sous peine d'escroquerie intellectuelle, de prétendre protéger des domaines encore aussi évanescents qui ne relèvent que de la science pure.

Il eût été facile de faire de la science fiction. De laisser entendre que le verre métallurgique, écrouissable, martelable, « cabossable » est pour demain. Dans le monde entier, des chercheurs approchent par des voies lointaines de ces buts qui pourront conduire à une révision de nos concepts industriels sur le verre et ses usages. Laissons-les travailler ; les progrès accomplis au cours de ces dernières décennies nous conduisent déjà tellement plus loin que les conceptions simplistes de naguère que nous ne pouvons que bien augurer de développements prochains et sans doute sensationnels.

Pour en montrer une voie, je conclurai sur deux exemples d'un comportement inattendu du verre. Nous avons parlé de ces îlots peuplés d'atomes mais sans trop attacher d'importance à ces atomes, pris individuellement. Nous avons vu que la compaction due à certaines actions extérieures pouvait provenir de la résorption de défauts ; mais elle pourrait aussi faire intervenir des remaniements d'orbitales électroniques, particulièrement de ces orbitales hésitantes que présentent les éléments des longues périodes. C'est sans doute ce qu'a fait BRIDGMAN. VODAR nous a ici même, il y a quelques semaines, dit que les hyperpressions pouvaient écraser les orbitales électroniques et conduire à des sortes de plasmas. Sans aller si loin, voyons ce à quoi peut nous conduire la simple maîtrise des états excités de quelques atomes constitutifs du verre ou introduits sous forme d'impuretés. Voici un verre qui a été soumis à une irradiation ionisante de courte durée, ici simplement des rayons X durs (150 keV). Ce verre ne manifeste par aucun phénomène particulier, le changement qu'il a subi. Des électrons ont été déplacés, des pièges les retiennent prisonniers pendant un temps qui peut être considérable : des semaines. Mais si, par chauffage, nous accroissons l'agitation

thermique générale, le retour de ces électrons excités sur le niveau fondamental va libérer de l'énergie qui se retrouvera sous forme de photons lumineux. Des images peuvent ainsi être mises en réserve et libérées à volonté. La proportionnalité du flash à l'excitation ferait de ces verres de remarquables dosimètres dans un champ de dose extrêmement large.

Le second exemple est plus subtil encore. On sait que certaines impuretés de substitution dans un cristal présentent une curieuse propriété : sous l'influence d'un rayonnement excitant dit de « pompage » un ion se trouve porté à un état excité dont le retour à l'état fondamental est différé par la présence d'un niveau intermédiaire à vie longue. Il y a donc stockage sur ce niveau d'attente d'une importante population d'atomes qui, lors du retour à leur niveau fondamental, vont tous émettre un photon de même fréquence mais à des époques désordonnées. C'est là un cas de fluorescence. Mais le déclenchement de ce retour peut se faire sous l'influence d'un photon de stimulation possédant cette fréquence. Une sorte de réaction en chaîne s'amorce de sorte que tous les photons stockés sont libérés et émis d'une manière cohérente dans un faisceau étroit et strictement monochromatique.

C'est l'effet laser. — Les lasers ou masers optiques *solides* utilisent habituellement un cristal de rubis en forme de tige. Pour une question de contrôle et de sélection des modes excités, il est utile d'avoir des tiges très fines et très longues, le pompage se fait latéralement et la réémission axialement. Un cristal naturel ne permet pas d'obtenir de telles formes. Le verre, par contre, se prête aisément à la fabrication économique de fibres ou de baguettes de tous diamètres et de toutes longueurs. Le verre convenablement dopé serait donc tout indiqué pour réaliser des lasers — mais le désordre structural du verre risque d'affecter les niveaux de restitution s'il y a une notable interaction entre l'ion actif et le réseau. Aussi ne peut-on s'adresser qu'à des atomes d'impuretés dont les orbitales électroniques excitables sont bien protégées des champs extérieurs ; c'est le cas



du néodyme. SNITZER, de l'American Optical Co., a tout récemment annoncé la mise au point de lasers verre au néodyme. Mais ce n'est là qu'un premier pas dans un domaine aux possibilités aujourd'hui incalculables.

Je ne vous montrerai pas aujourd'hui de laser. De toutes façons, je n'aurais pas fait de démonstration devant vous car le laser, ce n'est autre, en particulier, qu'un générateur possible de ce que les journalistes appellent « le rayon de la mort ». Certaines expériences ont mis en évidence une concentration d'énergie telle qu'en un demi-millième de seconde la température

de la cible atteignait 8.000° C. Dans d'autres expériences, la puissance émise par un laser, à gaz celui-là, a été de cent millions de fois celle émise par unité de surface du soleil dans le même intervalle spectral.

Mais si ces performances ne sont pas encore atteintes par le laser verre, ce que nous avons dit des structures vitreuses et des actions possibles sur leurs caractéristiques nous permet d'espérer de très gros progrès dans ce domaine comme dans bien d'autres domaines, qui ouvrent de jeunes carrières à un matériau vieux comme le monde.

---

BIBLIOGRAPHIE SOMMAIRE  
SUR LES TRAVAUX  
DU CENTRE DE RECHERCHE DE SAINT-GOBAIN  
UTILISÉS POUR LA RÉDACTION DE CET ARTICLE

---

*Les mémoires originaux contiennent une bibliographie plus complète*

*Sur les granulations :*

- J. ZARZYCKI et R. MEZARD. — C.R., 254, 1755, 1962.  
J. ZARZYCKI et R. MEZARD. — *Physics et Ch. of glass*, 10, 1962.

Travaux de Saint-Gobain en liaison avec le laboratoire du Professeur TRILLAT. — C.N.R.S. :

- NAVEZ et SELLA. — C.R., 250, 4325, 1960.  
— NAVEZ et SELLA. — C.R., 251, 529, 1960.  
— NAVEZ et SELLA. — Proc. Eur. Reg. Conf. on Electron Micr. Delft 1960.  
— NAVEZ et PEYCHES. — C.R. 253, 1674, 1961.  
— NAVEZ, SELLA et CHAPEROT. — C.R. 254, 240, 1962.

*Sur les sels fondus :*

- J. ZARZYCKI. — C.R., 244, 758, 1957.  
» *Phys. Rad.*, 18, 65 A, 1957.  
» *Phys. Rad.*, 19, 13 A, 1958.  
» *Trans. Far. Soc.*, 32, 38, 1962.

*Sur les structures lacunaires et les possibilités de vitrification :*

- GARINO-CANINA. — C.R., 252, 1807, 1961.  
» C.R., 252, 3293, 1961.  
» C.R., 252, 3769, 1961.  
» C.R., 252, 3967, 1961.

*Sur l'action des rayonnements sur la matière vitreuse :*

- PAYMAL. — Thèse Paris, 1961.
-



## LA FRACTURE DU VERRE PROPAGATION - INFLUENCE DES PRÉCONTRAINTE<sup>(1)</sup>

par M. P. ACLOQUE,  
Docteur ès Sciences,  
Chef du Service de Recherche Fondamentale de Saint-Gobain.

### INTRODUCTION

En plus de sa transparence à la lumière, qui est la qualité à laquelle il doit la majorité de ses usages, sa résistance à la rayure, la qualité de son poli et son inaltérabilité chimique feraient du verre le matériau le mieux doué de tous ceux que nous connaissons, s'il n'était malheureusement l'exemple même de la fragilité. Tous les peuples ont un dicton qui rappelle ce caractère. En France, en parlant des choses délicates et précieuses, nous disons « fragile comme le verre ». En Allemagne, on compare le bonheur et le verre : combien l'un et l'autre sont fragiles ! C'est donc un lieu commun, mais il n'est pas évident pour autant que la signification du mot fragile soit toujours très

bien entendue. Dans son exposé fondamental sur la structure du verre, M. PEYCHÈS nous a brillamment montré qu'à l'échelle du microscope électronique il apparaît dans cette structure une hétérogénéité qui est au moins partiellement responsable de ce que la résistance à la traction du verre n'est pas, et de loin, aussi grande que celle que l'on pourrait attendre de la solidité du lien Silicium-Oxygène. Néanmoins, la résistance d'une fibre de verre peut atteindre 100 à 200 kg/mm<sup>2</sup>, ce qui est de l'ordre de grandeur de la résistance d'un acier au carbone (28 à 230 kg/mm<sup>2</sup>) : par contre, le verre en masse est, semble-t-il, à peine plus résistant que le plomb (1,8 à 2,3 kg/mm<sup>2</sup>). Une telle différence requiert une autre explication qu'un pur effet structural, et c'est là qu'intervient ce caractère que le verre possède au plus haut degré, l'élasticité. Le verre est en effet presque parfaitement élastique, c'est-à-dire que toute déformation qu'il supporte sans se briser est intégralement réversible, sans qu'il subsiste la moindre déformation permanente : la perfection dans l'élasticité est caractérisée par l'absence de toute plasticité, c'est-à-dire par l'absence de tout écoulement de la matière. Dans le cas de matériaux ductiles, comme le sont les métaux purs et beaucoup d'alliages, la courbe qui traduit la déformation en fonction de l'effort est d'abord rectiligne, dans le domaine d'élasticité, puis elle s'infléchit ensuite, selon la figure 1, à partir d'un certain point S. Une déformation permanente apparaît, représentée par OO', ce qui peut sembler être une imperfection ; mais si l'on applique à nouveau un effort sur l'échantillon ainsi déformé, on constate que son domaine

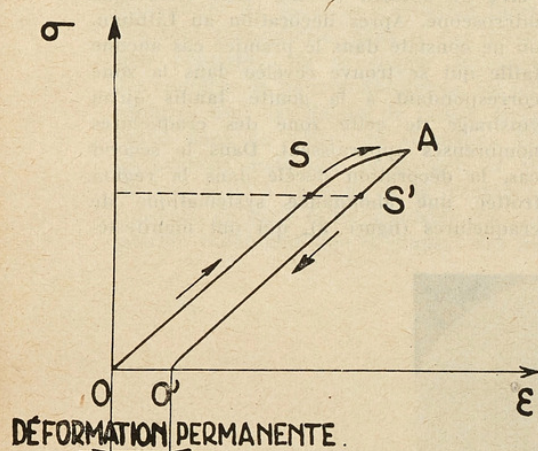


Fig. 1. — Courbe Contrainte-Déformation pour un matériau susceptible d'un certain « écoulement » : après une première déformation, le domaine d'élasticité se trouve augmenté.

(1) Conférence faite le 15 mars 1962 à la Société d'Encouragement pour l'Industrie Nationale.



d'élasticité s'est étendu, car O'A est maintenant plus grand que OS'; on a obtenu un matériau de plus haute résistance, dont la structure s'est modifiée et organisée par une réaction d'adaptation qui s'appelle l'écroissage. Une telle adaptation n'existe pas dans le verre, et c'est là l'origine de sa « fragilité ». Car, pour des raisons d'hétérogénéité innée ou acquise, la sollicitation que l'on impose à un matériau quelconque — et au verre en particulier — ne se trouve qu'exceptionnellement répartie de façon uniforme. Beaucoup plus généralement, il se produit en certains points des « concentrations » de contraintes qui dépassent la ténacité de la matière. Si elle est ductile et écroissable, une déformation permanente se produit à l'endroit de la concentration et permet à la répartition de s'uniformiser. Si celle-ci n'est pas douée de cette faculté, la fracture est initiée, et elle a toutes chances de progresser, à moins que, pour des raisons étrangères, l'effort n'ait été que temporaire.

Or, les raisons de concentrations des contraintes sont particulièrement nombreuses dans le verre. En dehors même des hétérogénéités structurales, dont la présence abaisse certainement la ténacité, mais dont la forme, la dimension et la nature sont peu propres à l'effet de concentration, il existe à la surface du verre un grand nombre de fissures submicroscopiques, que certaines méthodes, dites de « décoration », permettent de mettre en évidence. La figure 2 montre l'aspect au microscope optique d'une surface de glace : à droite cette surface apparaît comme presque parfaitement unie, car le pouvoir séparateur du

microscope est insuffisant pour y déceler les petits défauts qui y existent : à gauche par contre, on a fait croître les failles préexistantes en établissant un état d'extension généralisée de la surface, par substitution d'ions Lithium aux ions Sodium originels : comme l'a expliqué M. PEYCHÈS dans la première conférence de ce cycle, une telle substitution a pour effet de provoquer une tendance à la contraction, qui est gênée par l'existence des couches sous-jacentes non encore modifiées. Alors apparaissent des craquelures visibles, et c'est en cela que consiste la « décoration ». On pourrait naturellement prétendre que leur apparition ne prouve pas que ces craquelures aient eu pour origine des défauts superficiels préexistant et trop petits pour être décelés. Mais deux sortes d'expériences peuvent cependant soutenir l'hypothèse : la première consiste à traiter préalablement une portion de la surface en y déposant une goutte d'une solution diluée d'acide fluorhydrique, traitement dont on a logiquement tout lieu d'attendre qu'il « lénifie » la virulence des failles supputées : la seconde tend au contraire à créer de telles failles en une région déterminée, en traînant sur la surface une baguette de verre ne laissant aucune trace visible au microscope. Après décoration au Lithium, on ne constate dans le premier cas aucune faille qui se trouve révélée dans la zone correspondant à la goutte, tandis qu'au voisinage de cette zone des craquelures nombreuses apparaissent. Dans le second cas, la décoration décèle dans la région frottée une abondance systématique de craquelures (figure 3), qui ont manifeste-

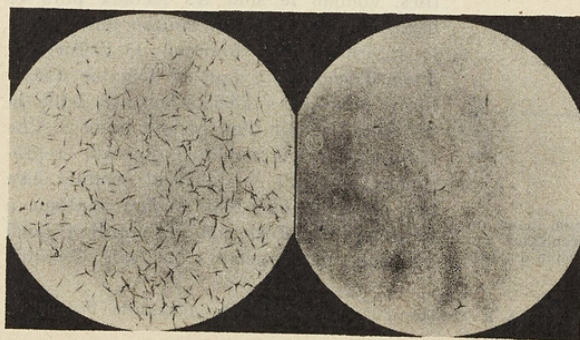


Fig. 2. — La « décoration » de la surface du verre par substitution ionique est susceptible de révéler l'existence de fissures superficielles jusque-là invisibles même au microscope.



ment pour origine les blessures invisibles occasionnés par le contact de la baguette.

Toujours est-il que l'hypothèse des failles de surface, suggérée par Griffith, est largement supportée par l'expérience macroscopique : dans la majorité des cas où, après fracture d'une éprouvette de verre, on est capable de déterminer sans ambiguïté le point d'où est partie cette fracture, on constate qu'il s'agit d'un point de la surface, et ceci même dans les cas où le cœur de l'éprouvette serait beaucoup plus sollicité que sa surface. Les quelques exceptions rencontrées sont presque toujours explicables par l'existence d'un défaut intérieur macroscopique, tel que pierre de dévitrification ou d'infondu. C'est pourquoi l'on a coutume de dire qu'en matière de résistance à la traction, le verre vaut ce que vaut sa surface. Cela est d'ailleurs vrai des autres matériaux, mais le fait est exagéré dans le verre, à cause du caractère extrême de son comportement élastique.

Certains auteurs, en particulier PONCELET, ont cru pouvoir se dispenser d'admettre l'existence de failles superficielles, et ont expliqué le départ de fracture sous une extension très inférieure à la résistance du lien moléculaire en supposant que les fluctuations de l'énergie d'agitation thermique sont susceptibles, dans le cas d'extension préalable, de provoquer localement des ruptures de liens moléculaires. De telles ruptures sont des débuts de failles, irréparables dans un milieu en extension. Elles ne peuvent donc que progresser, et elles seraient ainsi à l'origine de la fracture, en l'absence de toute faille préalable. La constatation indéniable que la plupart des frac-

tures partent des points de surface serait alors expliquée par le fait que les conditions de liaison moléculaire ne sont pas les mêmes en surface qu'au cœur (existence d'une tension superficielle), et qu'il suffirait d'une moindre fluctuation d'énergie thermique, dans un état d'extension donné, pour entraîner la rupture des liens moléculaires. Plus difficile à expliquer serait l'augmentation de résistance qui résulte d'un traitement des surfaces à l'acide fluorhydrique. Mais il ne nous apparaît pas opportun de discuter plus avant sur ce point, car notre sujet est davantage la propagation de fracture que son origine. Nous parlons donc de l'instant où une faille existe, quelle que soit son origine, et nous nous préoccupons de la manière dont elle progresse dans le milieu supposé maintenu en extension.

#### I. — NOTIONS THEORIQUES SUR LA PROPAGATION DE FRACTURE

Nous insistons d'abord, malgré l'évidence de la chose, sur la nécessité d'une cause à la propagation de fracture : cette cause est la concentration d'extension existant au fil de la fracture. Il est clair que cette concentration d'extension ne peut se produire que s'il y a une sollicitation globale d'extension imposée à l'éprouvette. C'est donc la sollicitation qui est la cause première. Mais la concentration au fil de la fracture, qui résulte du très faible rayon de courbure existant à la solution de continuité en est la cause immédiate. Quand un lien moléculaire est rompu, c'est le lien suivant qui est le siège de l'extension

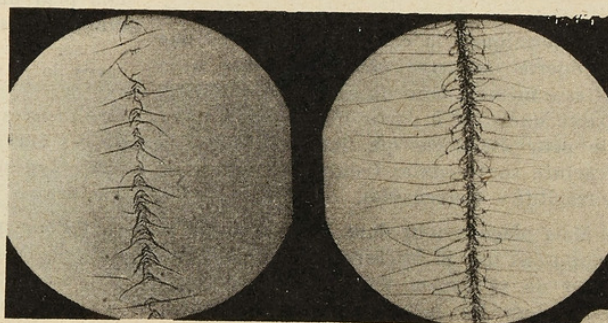


Fig. 3. — Le frottement léger d'une baguette de verre sur la surface d'une glace développe des amorces de fractures considérables. Le déplacement de la baguette a eu lieu du haut vers le bas.



concentrée, et ce transfert de l'effort ne se fait que par l'intermédiaire de la propagation de la déformation résultant de la rupture antérieure : la fracture ne peut donc pas progresser à une vitesse plus grande que ne le font les perturbations élastiques elles-mêmes, c'est-à-dire que la vitesse de propagation de fracture est nécessairement inférieure ou au plus égale à celle des ondes élastiques dans le matériau. La question de savoir s'il existe une relation fixe entre la vitesse de propagation de fracture dans le verre et la célérité des ondes élastiques a fait couler beaucoup d'encre. Déjà, il faudrait savoir ce que l'on entend par ondes élastiques : s'agit-il d'ondes longitudinales, qui progressent par effet de compression-extension, et relèvent par conséquent du module de Young, ou d'ondes transversales, faisant intervenir un effet de cisaillement, c'est-à-dire dépendant du module de rigidité ? On a même été jusqu'à proposer de prendre en considération les ondes de surface, ou ondes de Rayleigh, tant l'imagination des chercheurs est fertile. Bien que notre intention soit de donner ici des résultats expérimentaux, il n'est pas inutile de considérer le principe des raisonnements avancés.

Il est d'abord bien clair que si la sollicitation généralisée d'extension vient à disparaître, la concentration d'extension au fil de la fracture disparaît en même temps et, avec elle, la raison de progression. On pourra donc faire progresser une fracture aussi lentement qu'on le voudra si l'on est maître de la sollicitation. C'est ainsi que l'on procède quand on découpe le verre : l'effort mesuré du coupeur détermine le phénomène. C'est aussi le cas de certaines fractures provoquées par effet thermique : la casse en long dans une étenderie de verre coulé progresse à la vitesse même à laquelle le verre est délivré, parce que c'est à partir d'un certain point de cette étenderie que les conditions de fracture sont réunies (contrainte suffisante, « fragilité » convenable).

Mais plaçons-nous dans le cas général et supposons que la fracture dispose constamment de sa raison de progression. Quels sont alors les facteurs qui interviennent

pour déterminer son accélération, sa vitesse maximum s'il existe une limite et le ou les chemins qu'elle s'impose ? Selon les auteurs les réponses à ces questions sont données dans le langage de la mécanique statistique (Poncelet, Bartenev) ou de la thermodynamique classique (Griffith, Inglis, Mott, Dulaney et Brace). Mais nous n'avons pas le temps d'entrer dans le détail et il nous suffira de résumer ce qui est commun aux deux théories et influent sur l'interprétation des expériences, à savoir le principe du bilan énergétique.

#### BILAN ÉNERGETIQUE

Pour simplifier le problème, nous raisonnons sur la déchirure d'une membrane très mince, ce qui supprime une dimension sans restreindre la portée des conclusions. Considérons donc une fissure de longueur  $c$ , s'étendant perpendiculairement à la direction de l'extension imposée à l'ensemble de la membrane. Dire qu'il y a fracture, c'est dire que cette fissure s'allonge et qu'il y a séparation de molécules. A cette séparation correspondent simultanément la disparition d'une énergie potentielle élastique, celle des liens moléculaires distendus par la sollicitation, et l'apparition de deux autres formes d'énergie, savoir d'une part une énergie « superficielle », puisque de part et d'autre de la fissure une nouvelle « surface » est apparue, et d'autre part une énergie du genre cinétique, résultant du retour à l'équilibre des molécules libérées. Il est clair que l'énergie élastique et l'énergie superficielle, toutes deux du type « potentiel », ne dépendent que de l'allongement de la fissure, et l'on peut démontrer que l'énergie du type cinétique est en outre proportionnelle au carré de la vitesse — avec laquelle la fracture progresse.

A partir de la considération de ces énergies, on peut établir les caractères typiques du développement d'une fracture :

- 1° Pour que, dans un milieu de module de Young  $E$ , soumis à une extension  $R_0$ , normale à une fissure pré-existante de longueur  $c_0$ , une fracture



puisse se développer à partir de cette fissure, il faut que soit satisfaite la relation suivante (paradoxe de Griffith), d'origine purement statique :

$$R_0 \geq \sqrt{\frac{2 E \alpha}{\pi c_0}}$$

dans laquelle  $\alpha$  représente la tension superficielle des nouvelles surfaces.

- 2° Lorsqu'une fracture a ainsi démarré, si la contrainte est supérieure ou au moins égale à la limite  $R_0$ , la vitesse de propagation augmente et tend vers une limite qui ne dépend pas de la sollicitation.

C'est sur le calcul de cette limite, à partir de considérations dynamiques, que les différentes théories ne s'accordent pas. Toutes cependant ont naturellement souci de parvenir à un résultat voisin de celui que donne l'expérience, résultat qui, numériquement, est de l'ordre de grandeur de la moitié de la vitesse de propagation des ondes transversales dans le milieu considéré.

- 3° Si l'énergie potentielle correspondant à la contrainte d'extension est supérieure au seuil de démarrage, la tension au fil de la fracture n'a plus un maximum défini dans une direction normale à la fissure, mais se répartit avec une valeur presque égale dans des directions obliques, de sorte que la fracture peut bifurquer ou trifurquer dans le plan de la membrane.

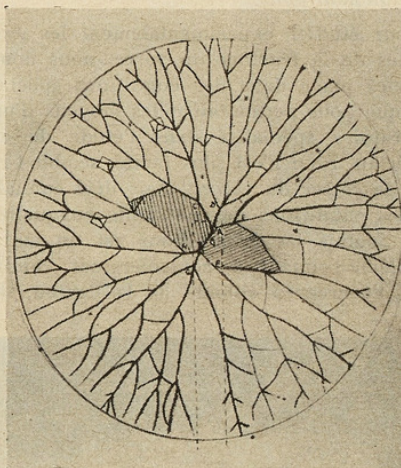
- 4° Les aires des nouvelles surfaces correspondant au développement de la fracture sont proportionnelles à l'énergie élastique disparue. C'est dire que cette aire doit être plus grande quand la contrainte est plus grande.



Fig. 5. — Lorsque la fracture d'une plaque de verre trempé est déclenchée par l'impact d'une pointe aiguë, on assiste à un mode de propagation caractérisé par de constantes bifurcations à l'échelle microscopique.

Fig. 4. — La surface nouvelle créée par une fracture présente un aspect grenu correspondant à des amorces de bifurcation à l'échelle microscopique.

La furcation est un moyen de développer une surface plus grande, mais en l'absence de ce phénomène, on peut constater à l'échelle microscopique l'apparition, sur les surfaces de fracture, d'un aspect dépoli correspondant à une augmentation de « surface spécifique ». Tant que le bilan énergétique peut être satisfait par l'augmentation de vitesse de progression de la fracture, la surface de fracture est polie (minimum de surface spécifique). Une telle surface de fracture polie, appelée miroir, existe donc toujours pendant la phase d'accélération, et dans tous les cas où la vitesse limite n'est pas atteinte. Lorsque la vitesse ne peut plus croître, et que la contrainte est cependant très grande, il y a multiplication de la surface par furcation à l'échelle microscopique (figure 4) ou macroscopique (figure 5).





5° Lorsque la surface de fracture est un miroir, on peut en général discerner sur ce miroir des lignes très fines correspondant au changement de plan de la fracture sous l'influence de perturbations élastiques transversales engendrées au cours de la propagation de la casse et devant le front de casse du fait de leur vitesse toujours supérieure à celle de la fracture elle-même. Ce caractère permet d'étudier la vitesse de fracture dans sa phase d'accélération. Faute de place, nous n'en parlerons pas davantage ici, mais la figure 6 montre un aspect des témoins en question sur le miroir d'une face de fracture de verre trempé (lignes de Wallner ou de Smekal).

## II. — ETUDE EXPERIMENTALE DE LA FRACTURE DU VERRE

### a) Echantillons.

Pour étudier expérimentalement les modalités de la fracture du verre, nous nous sommes placé dans des conditions spéciales, que nous permettaient les moyens d'un laboratoire spécialisé dans l'étude de ce matériau. Rien n'est plus facile, semble-t-il, que de casser du verre ; mais déjà connaître les conditions de contrainte auxquelles sont soumis les échantillons est un autre problème ; quant à contrôler ces conditions et créer à volonté de la flexion, de

l'extension, voire de la compression, ce n'est pas possible si l'on se borne à utiliser les moyens brutaux jusqu'ici mis en œuvre, c'est-à-dire les percussions ou les déflagrations. Avec le verre trempé on réalise au contraire un matériau de choix, qui possède en lui-même la raison de progression des fractures, une fois qu'elles ont été initiées. Ce phénomène demande toutefois un minimum d'explications pour être bien compris.

Lorsque l'on refroidit brutalement un échantillon de verre, les parties superficielles se figent les premières et quand vient l'époque où le cœur doit se contracter à son tour, il est entouré d'une enveloppe rigide qui a déjà atteint ses dimensions finales. Sa contraction ne peut donc se faire, et il demeure dans un état d'extension, qui peut être très important sans pour cela déclencher la rupture. Cela s'explique à la lumière de ce que nous avons dit plus haut : car les hétérogénéités de structures ne sont pas, en général, occasion de concentration de contrainte, et la masse interne du verre est naturellement exempte des blessures que sa surface doit au contact de corps étrangers. Quant à la surface elle-même, blessée ou non, comme elle est, en résultat du traitement, sous l'effet d'une compression considérable, les conditions de départ d'une fracture sont très loin d'y être réalisées. L'exemple le moins industriel, mais le plus pur, d'un échantillon de verre trempé, est constitué par la larme ba-

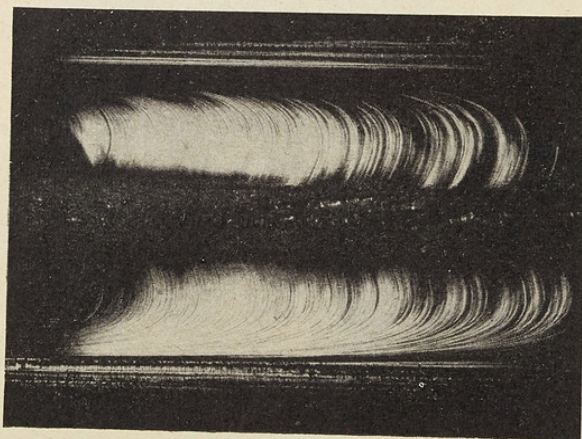


Fig. 6. — La face de fracture d'un fragment d'une plaque de verre trempé comporte une zone grenue centrale, où la vitesse de propagation de la fracture a atteint son maximum, et une zone « miroir », sillonnée de lignes en forme de cresses, à partir desquelles on peut retrouver soit la forme du front de fracture, soit la distribution des vitesses de sa propagation.



tavique, qui est une goutte de verre fondu ( $1.100^\circ$ ), brutalement figée par chute dans l'eau froide. La goutte se termine par une queue qu'il suffit de briser pour déclencher la fracture incoercible de l'ensemble. Quelle extension est susceptible de régner à l'intérieur de ce petit explosif, voilà qui n'est pas facile à mesurer. Nos estimations par différents moyens nous conduisent à admettre qu'elle atteint et dépasse la valeur que nous avons indiquée plus haut comme étant la résistance à la traction de minces fibres de verre, c'est - à - dire  $100 \text{ kg/mm}^2$ .

Dans le verre industriel trempé en forme de plaque, l'extension intérieure est beaucoup plus faible mais atteint néanmoins 10 à  $20 \text{ kg/mm}^2$ , ce qui dépasse très largement la résistance à la traction du « verre en masse » recuit. Que l'on vienne à détruire en un point la croûte protectrice en compression, et à créer dans la zone en extension un angle rentrant assez aigu, il en résulte un effet de concentration qui entraîne un départ de fracture. Celle-ci s'entretient ensuite spontanément. Disposant ainsi d'un matériau « autofrangible », il suffit de lui imposer tel ou tel système de contrainte supplémentaire pour obtenir des échantillons capables de rendre compte de l'influence de ces systèmes sur la propagation de fracture. On peut utiliser des moyens mécaniques, ou bien encore superposer au traitement de trempe proprement dit des différenciations thermiques susceptibles, après refroidissement, d'entraîner des états de contraintes variés à discrétion.

#### b) Moyen d'étude.

Le moyen d'étude pour atteindre les modalités de fracture est la chronophotographie ultra-rapide. La vitesse de propagation de fracture dans le verre est d'environ  $1.500 \text{ m/sec}$ , c'est-à-dire qu'elle est comparable à celle des projectiles les plus rapides. Elle est plus que quatre fois supersonique dans l'air. Si la fracture est observée sur un échantillon de 30 cm de largeur, la durée mise par le phénomène d'un bord à l'autre est de 200 microsecondes. Il faut donc que les photographies se succèdent à une fréquence supérieure à

5.000 par seconde pour que l'on puisse espérer saisir plus d'une étape du phénomène. En fait, l'expérience montre que la cinématographie presque classique à ces fréquences correspond à des durées d'exposition telles que le pouvoir séparateur est très insuffisant. A titre d'exemple, nous avons enregistré un court métrage d'une casse filmée à une telle cadence. On observe que, s'il ne s'agissait que d'analyser le phénomène de fracture, on serait extrêmement déçu. Car sur une vue la fracture commence, et sur la suivante elle est déjà terminée. Mais l'intérêt de cette bande est d'illustrer ici l'influence d'une blessure superficielle du verre. L'expérience avait consisté à laisser tomber sur une plaque de verre à vitre une fléchette lestée. Le ralenti de la projection est tel que l'on a tout le temps d'observer la chute, et de constater que le verre fléchit sous l'impact, mais ne se rompt pas : il se redresse comme un tremplin pour renvoyer énergiquement la fléchette vers le haut, et c'est alors seulement qu'intervient la fracture. L'origine de cette casse est sur la face supérieure du verre, celle qui a été blessée par le choc, et qui se trouve en extension à la fin du rebond. La face inférieure qui, la première, a été mise en extension au moins égale, n'a pas été le siège du départ de fracture parce qu'il n'y avait pas la même occasion de concentration de contrainte.

La cinématographie classique étant donc ici caduque, on est conduit à utiliser des moyens plus puissants. La chronophotographie électronique est l'une des plus commo-

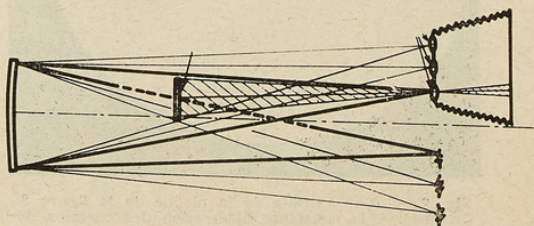
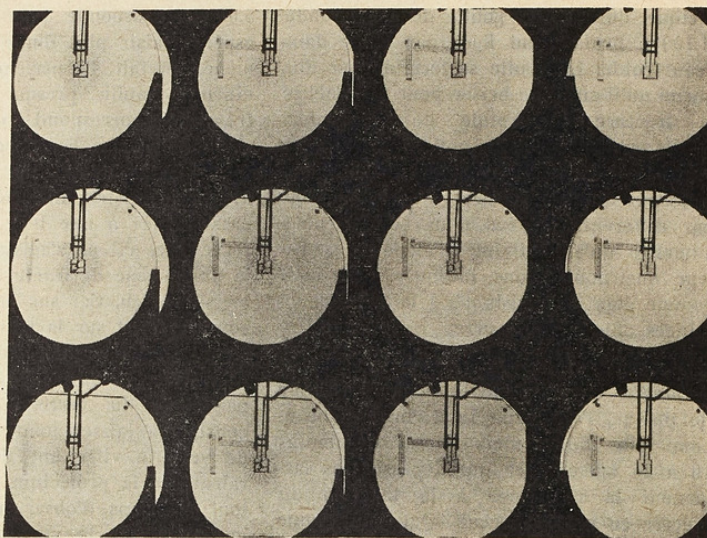


Fig. 7. — Schéma du dispositif de Cranz-Schardin pour la chronophotographie ultra-rapide : le flux lumineux de chaque étincelle est condensé par le miroir sphérique sur l'objectif correspondant de la caméra, tandis que l'objet à photographier ainsi éclairé est focalisé sur la plaque sensible en autant d'images qu'il y a d'objectifs.



Fig. 8. — Douze images extraites d'une plaque de trente vues : le cliché se lit ici de haut en bas et de droite à gauche, les vues portant les numéros 1, 2, 3 ; 7, 8, 9 ; 13, 14, 15 ; 22, 23, 24. Entre deux vues successives il y a un écart de deux microsecondes.



des. Cette méthode consiste comme on sait à illuminer le phénomène en étude au moyen d'une suite d'éclairs pilotés par les

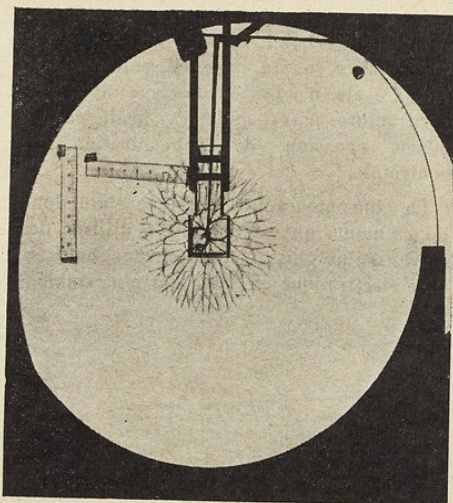


Fig. 9. — Vue extraite de la plaque de la figure 8. On observe la constante bifurcation des chemins de fracture. Noter au départ l'existence de deux fragments plus gros que tous les autres, que l'on désigne sous le nom de lunette ou lemniscate : ces deux morceaux sont dus au fait que la fracture ne bifurque qu'en progression, jamais en rétrogression. Les échelles centimétriques sont destinées à permettre de tenir compte du rétrécissement éventuel du papier photographique.

vibrations d'un quartz-piézo-électrique. La figure 7 donne un schéma de la disposition des éclateurs à étincelles et de l'appareil photographique ; trente éclateurs sont uniformément répartis dans une surface rectangulaire de  $24 \times 30 \text{ cm}^2$ . Chacun de ces éclateurs est focalisé, au moyen d'un miroir sphérique de 6 mètres de courbure, sur l'un des trente objectifs de l'appareil photographique. La lumière émise par chaque étincelle traverse ainsi l'objet à étudier, et forme l'image de cet objet sur la plaque photographique. Le document expérimental sera ainsi un ensemble de trente images prises à des intervalles égaux à ceux qui ont séparé les éclairs. Notre appareil permet de travailler à une cadence maximum de 500.000 images par seconde, chaque éclair ayant alors une durée efficace inférieure au dixième de microseconde. La figure 8 montre une partie de l'ensemble des trente images correspondant à la casse d'une plaque de verre trempé, blessée par le choc d'une pointe d'acier au tungstène. La figure 9 montre l'une des étapes, et l'on peut constater que la caractéristique de ce type de fracture est la bifurcation perpétuelle qui accompagne son développement. Du fait de ces bifurcations, la figure au départ est extrêmement typi-



que, et connue des praticiens du verreradiale, change bientôt de mode et se met trempé sous le nom de lunette ou lemniscate. On avait pu prétendre jusqu'ici, sur la foi d'images mal interprétées que, même dans un verre trempé, la fracture se développe radialement à partir de l'origine, et que le morcellement transversal est un phénomène secondaire intervenant après un certain délai, peut-être très court, mais non nul. Pour comprendre comment les apparences ont pu accréditer cette interprétation, considérons la figure 10 : elle montre une casse radiale, et est effectivement une étape de la casse d'un verre trempé tout à fait identique à celui qu'on vient de considérer. Mais le mode de sollicitation est ici un choc violent d'un corps

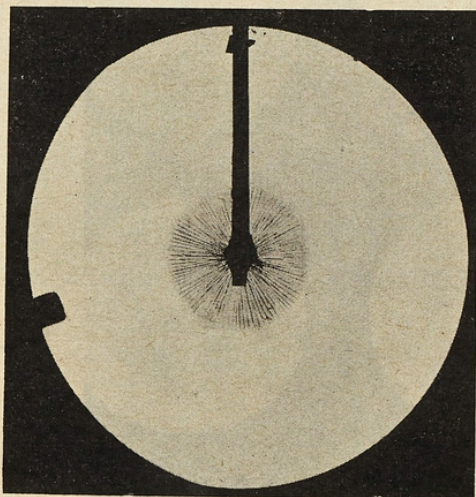


Fig. 10. — Lorsqu'une plaque de verre trempé casse sous l'impact d'un objet contondant et non d'une pointe, la fracture se développe d'abord de façon radiale, selon les isostatiques de flexion, et non pas suivant le mode de multifurcation propre à l'effet de trempé.

contondant, mettant l'échantillon en flexion, et imposant ainsi une sollicitation supplémentaire à celle qui, tout-à-l'heure, présidait seule à la fracture. L'examen « post-mortem » des fragments permet de relever les symptômes d'une casse par flexion dans les premiers instants qui suivent le choc. Mais si l'on regarde l'ensemble des chronophotographies (fig. 11), on constate que la fracture, initialement

à bifurquer tout d'un coup, pour reprendre l'aspect de la casse libre présenté précédemment. Ce changement de mode de propagation peut être constaté même sans le secours de chronophotographie, dans tout échantillon cassé par effet de flexion. Pour nous expliquer le phénomène, nous avons pensé que le départ de fracture qui se produit sur la face momentanément en extension réalise un soulagement de contrainte capable de se transmettre par la voie d'une onde élastique jusqu'au bord libre de l'échantillon, et de revenir, après réflexion sur le bord circulaire, jusqu'à rencontrer le front de fracture lui-même. Une diminution d'état d'extension est un rapprochement moléculaire, c'est-à-dire une compression. Comme le bord de l'échantillon est libre, la réflexion de cette compression se transforme en extension se propageant en sens inverse. Quand cette extension arrive au front de fracture, elle y provoque la fracture transversale des morceaux en forme de coins qui s'étaient développés jusque là. La conclusion est que le retour de l'onde élastique aurait pour effet d'annuler plus ou moins le souvenir de la flexion, pour ne laisser subsister que la contrainte de trempé, avec son mode de casse qui prévaudra progressivement. Une telle hypothèse demandait confirmation expérimentale. Il y a d'abord le fait que si l'on suppose que l'onde élastique invoquée est du type longitudinal, le calcul montre que les temps de parcours sont bien tels que le changement de régime se produise là où on le constate. Mais il est plus élégant de tenter de visualiser l'onde en question. Or, il suffit pour cela d'utiliser les moyens usuels de l'analyse des contraintes par voie optique, et de faire les chronophotographies en lumière polarisée. C'est ce qui a été fait, et la figure 12 en montre le résultat : nombre de détails sont encore à l'étude, mais il semble bien que globalement l'explication soit correcte.

#### *Etats de contrainte spéciaux.*

Comme nous l'avons dit plus haut, il est possible, au moyen de traitements



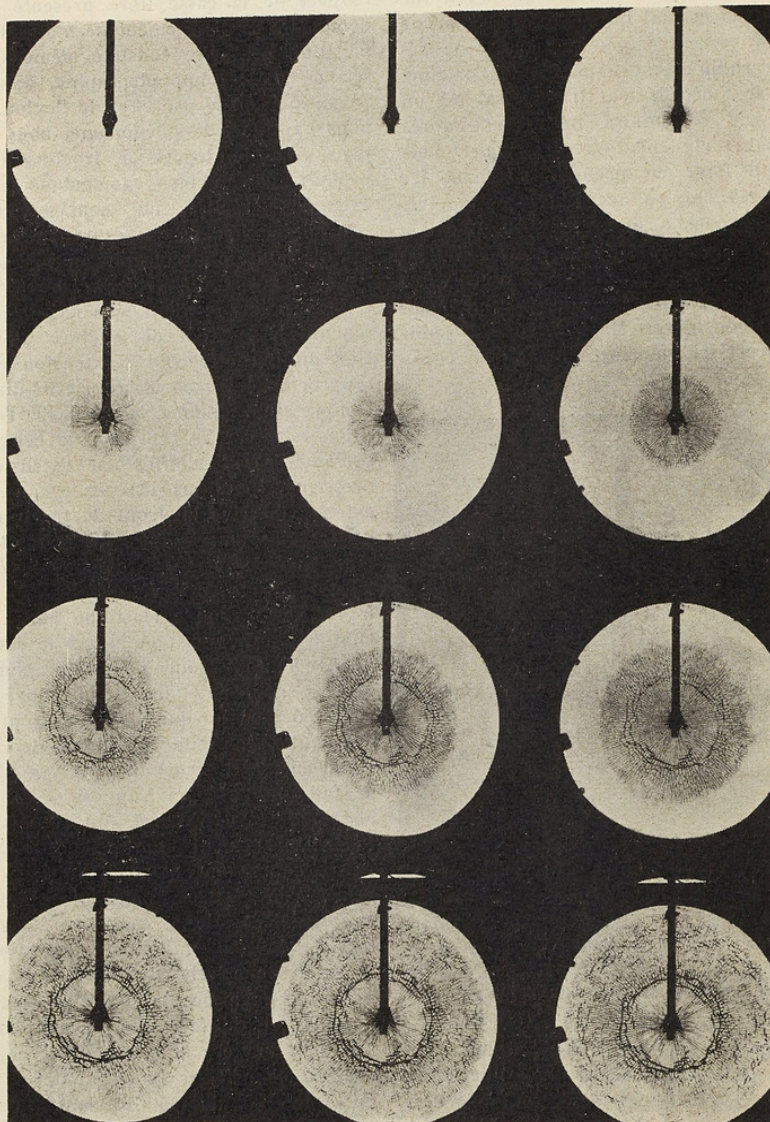


Fig. 11. — A partir d'un certain moment la casse radiale due à l'effet de flexion laisse place à la fracture multifurquée. Les vues de ce cliché sont à lire ligne par ligne, de gauche à droite : entre deux vues horizontales, deux microsecondes ; entre deux vues verticales douze microsecondes.



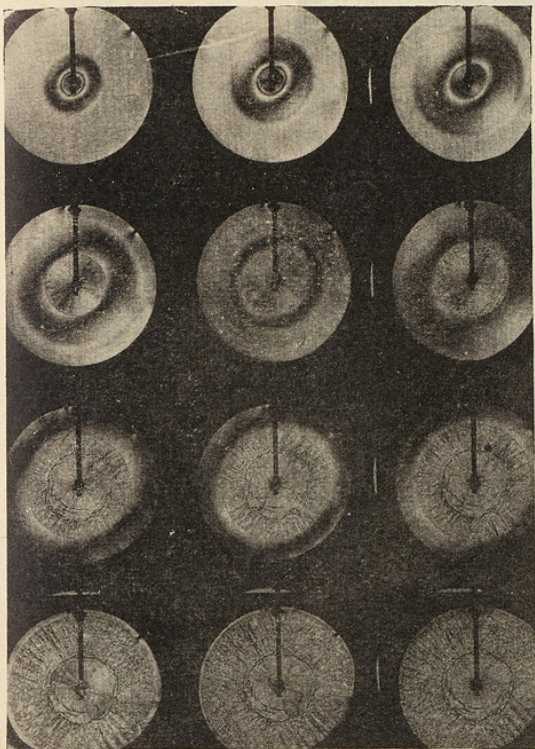


Fig. 12. — Même fracture que sur la figure 11, mais observée en lumière polarisée, de façon à rendre visible un train d'ondes élastiques alimenté par la fracture au cours de son progrès.

thermiques appropriés, de développer par figeage dans une plaque de verre des états de contrainte variés. Les plus typiques, et aussi les plus simples à interpréter, correspondent à la mise en extension ou en compression isotrope d'une zone circulaire centrale aux dépens de la zone annulaire qui l'entoure. Sans entrer dans le détail du processus de réalisation, on comprendra aisément le principe à partir des schémas de la figure 13. Le refroidissement par soufflage d'air sur des plaques de verre comportant une répartition de température telle que celle qui est figurée entraînera d'une part un état de trempe légèrement différent des deux zones, et d'autre part une réaction de l'une des zones sur l'autre. Dans le cas où la différence de

température entre les zones n'est pas trop grande, et à condition que la température moyenne au départ soit assez élevée, on peut obtenir que la différence des états de trempe soit faible, tandis que les efforts exercés par l'une des zones sur l'autre demeurent néanmoins importants. Le traitement thermique se montre ainsi un moyen puissant et souple pour réaliser des états de contrainte que ne permettraient pas les moyens mécaniques usuels, quand il s'agit d'un matériau fragile comme le verre. Qui oserait concevoir et mettre en œuvre un système mécanique capable d'établir dans une plaque de verre l'extension isotrope d'une « peau de tambour » ? L'état de compression paraît plus facile, mais néanmoins, même l'établissement d'une frette circulaire autour d'un disque de verre pose des problèmes délicats et ne se fait jamais sans concentration de contrainte ou flambage. L'avantage essentiel du figeage est d'avoir profité du caractère plastique quand il existait pour répartir uniformément les efforts que l'on souhaite appliquer au matériau devenu parfaitement élastique.

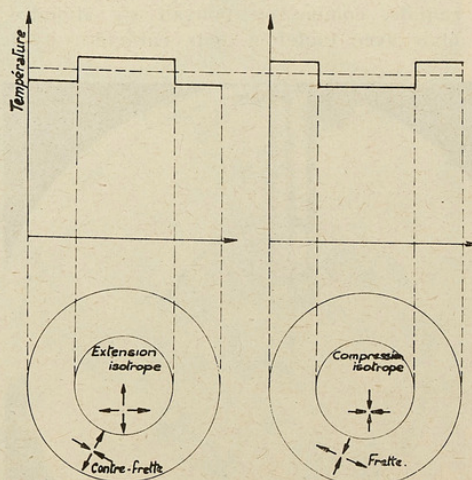


Fig. 13. — Schéma de principe des traitements thermiques capables de développer de l'extension ou de la compression dans une zone centrale d'une plaque de verre. A gauche la zone centrale est au départ plus chaude que la zone annulaire, à droite situation opposée.



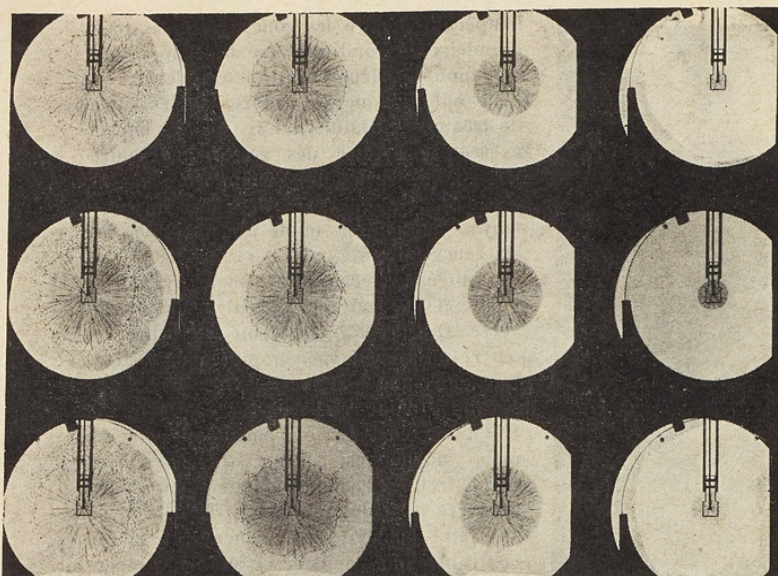


Fig. 14. — Vues extraites d'un cliché de trente chronophotographies relatives à la fracture d'une plaque comportant une zone centrale en extension isotrope (peau de tambour) et une zone marginale en « contre-frette ».

a) *Fracture à partir d'un point de la zone en extension.*

La figure 14 montre les chronophotographies de la fracture quand elle est déclenchée par une pointe frappant la zone centrale : la fracture est d'abord apparemment radiale, comme on pouvait s'y attendre, mais avec toutefois deux caractères typi-

ques du verre trempé, qui étaient complètement masqués dans le cas de casse par flexion ; d'une part des bifurcations systématiques se révèlent à un examen attentif, d'autre part, et corrélativement, la « lemniscate » initiale se retrouve au point de départ. Elle est seulement beaucoup plus allongée que d'habitude, parce que l'état d'extension impose des angles de bifurcations très petits.

Lorsque la fracture parvient dans la zone en « contre-frette », elle semble buter sur un état de compression circonferentielle qui l'arrête momentanément. Ayant franchi ce « mur », elle reprend son chemin par arborescences qui font penser aux protubérances solaires lors d'une éclipse totale. La figure 15 montre nettement cet aspect, où l'on retrouve les caractères de la propagation de fracture dans le verre trempé ordinaire. Nous n'avons pas encore pleinement éclairci le phénomène du « mur ». Il peut être d'origine dynamique, et nous avons envisagé des hypothèses ac-

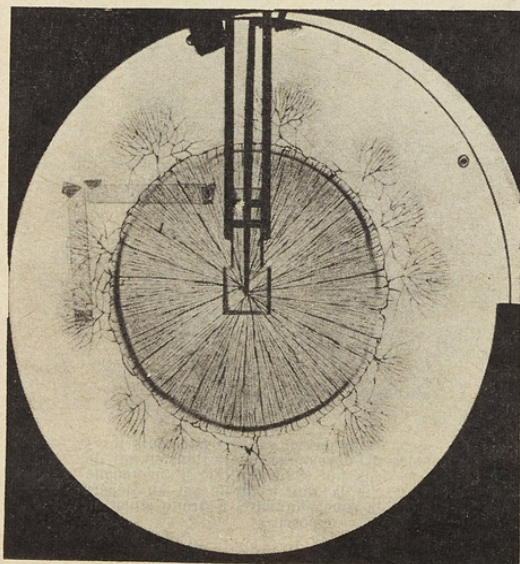


Fig. 15. — Détail d'une vue de la figure précédente, montrant l'existence de la lemniscate caractéristique de la fracture à la pointe dans le verre trempé. La casse est d'abord radiale, selon les isostatiques instantanées de l'extension maximale, puis, après un arrêt (fissure circonferentielle), départ des « bouquets » selon le mode propre au verre trempé libre.



ceptables de cette espèce, mais nous ne sommes pas encore assuré qu'il ne s'agit pas, plus simplement, d'un effet de transition d'origine statique, correspondant à l'existence d'un « no-man's-land » entre les deux zones à températures différentes.

Quant à la vitesse de propagation de la fracture, elle ne semble pas dépendre sensiblement de l'état d'extension superposé à la trempe.

b) *Fracture à partir d'un point extérieur à la zone en extension.*

Pour compléter le cas du verre en extension, nous avons également enregistré la fracture quand elle est provoquée par une pointe frappant la zone en contre-frette. Les images de la figure 16 donnent l'aspect des étapes successives. La propagation de fracture semble ici soumise à un effet de confinement : cela est dû au fait que, dans un corps fragile, la fracture se développe toujours selon un chemin orthogonal aux lignes d'extension maximale. En d'autres

termes, les lignes de fractures sont des « isostatiques instantanées », telles qu'elles existent au cours de la fracture. Le mode de bifurcation en échelons qu'elles présentent du côté marginal de la plaque est spécialement remarquable.

c) *Fracture d'un échantillon « incassable ».*

Lorsque, par l'un des deux traitements thermiques dont nous avons rappelé le principe, la zone centrale de la plaque a été mise en état de compression plane isotrope, on a fait disparaître dans cette zone la raison même d'une propagation de fracture. Car, même s'il existe un état de trempe, il suffit que la compression généralisée soit supérieure à l'extension qu'engendrerait la trempe au cœur du verre pour que toute concentration d'extension au fil de la fracture n'ait plus de raison d'être. Si l'on percute alors la zone centrale d'un tel verre avec un outil dur et pointu, on arrivera à la percer sans que la

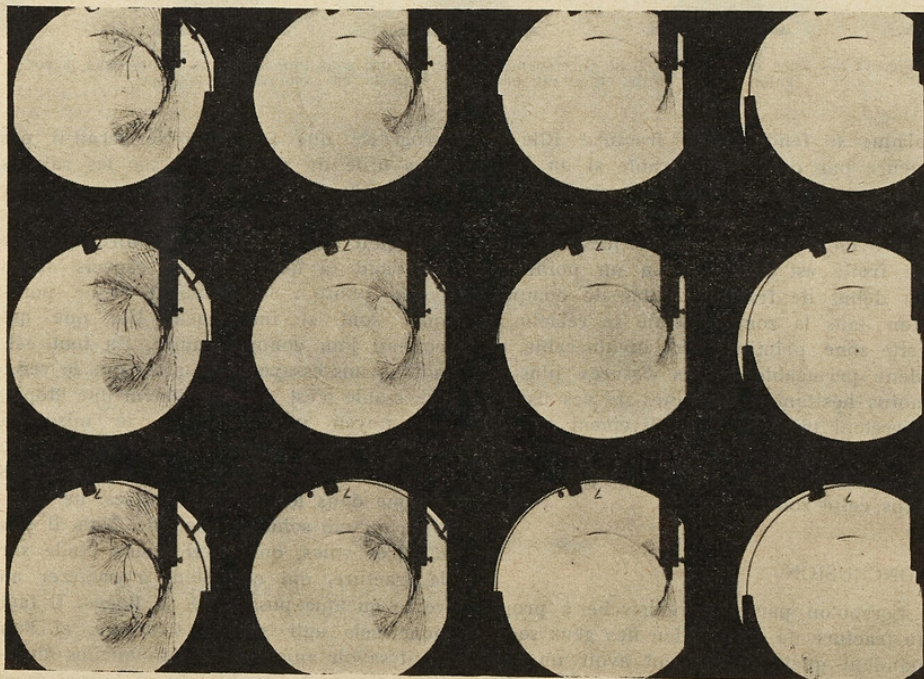


Fig. 16. — Curieuse distribution des fissures en moutaches quand on casse à la pointe dans la zone en contre-frette.



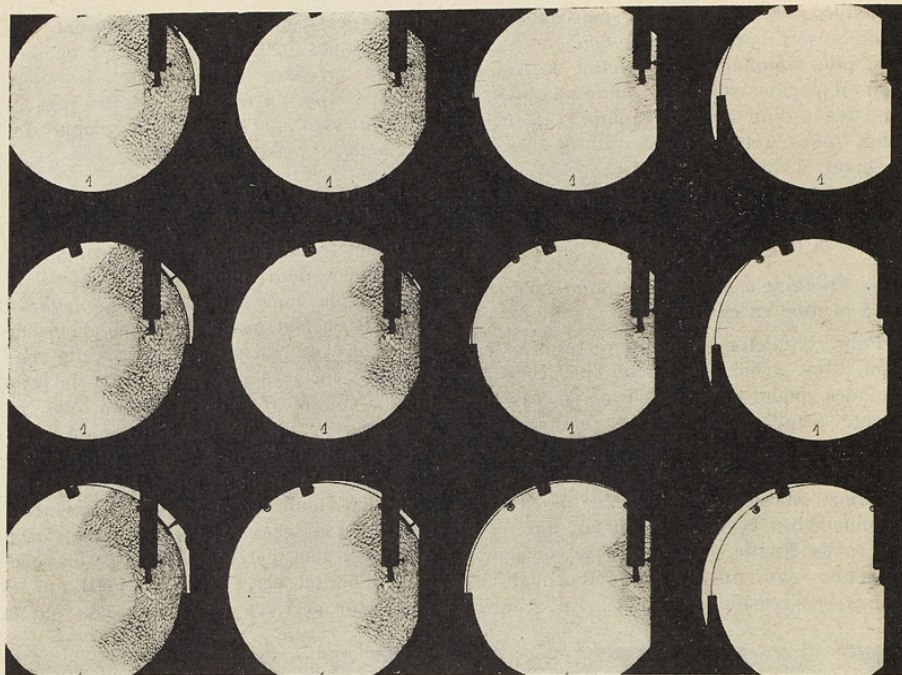


Fig. 17. — Vues extraites du cliché correspondant à la fracture sous l'impact d'une pointe dans la zone annulaire en frette entourant une zone centrale en compression isotrope.

plaque se fende ou se fracture. Elle demeure par contre vulnérable si on l'attaque par une pointe dans la zone annulaire qui est le siège d'un état de frette. La figure 17 montre qu'aussitôt que cette zone de frette est détendue en un point par un début de fracture, l'état de compression dans la zone centrale se relâche, et cette zone, primitivement invulnérable, devient perméable à des fissures plus ou moins hésitantes. Certaines de ces fissures s'arrêtent très vite, définitivement ou temporairement. Cela rend difficile tout essai d'évaluation de la vitesse de propagation dans cette zone.

#### CONCLUSION

Lorsqu'on parle de recherche à propos de fracture de verre, bien des gens se demandent quel intérêt peut avoir un sujet aussi banal; de quelle utilité peut être une étude qui porte sur la manière dont

progresser une fracture? Ne serait-il pas plus utile de se pencher sur les raisons mêmes de la fragilité, et de rechercher les moyens de l'éviter? Nous ne croyons pas qu'il soit nécessaire de dire ici qu'il ne s'agit là que de deux aspects de la même chose: le comment et le pourquoi sont si intimement liés que qui connaît l'un connaît l'autre. En tout cas, nous avons essayé de montrer que le verre incassable n'est pas absolument une utopie. Le moyen préconisé ici, la mise en compression, qu'elle soit superficielle comme dans le verre trempé, ou totale comme dans les plaques frettées, ne constitue qu'une solution partielle. Mais il y a d'autres voies, que révèle toute étude sur la fracture, qui consistent à conférer au verre quelque possibilité de fluage. Il faut pour cela agir sur sa structure, et l'on croit savoir aujourd'hui dans quelles directions il serait possible de se lancer pour aboutir à une solution de cette espèce.



## PRIX ET MÉDAILLES

ATTRIBUÉS PAR LA SOCIÉTÉ D'ENCOURAGEMENT  
POUR L'ANNÉE 1961

**La Grande Médaille** (Méd. Ampère) est attribuée à M. Maurice PONTE, sur rapport de M. Trillat, au nom du Comité des Arts Physiques.

**La Grande Médaille Michel Perret** est attribuée à la SOCIÉTÉ DES ÉTABLISSEMENTS BRISSONNEAU ET LOTZ, sur rapport de M. Brun, au nom du Comité des Arts Mécaniques.

**La Médaille Louis Pineau** est attribuée à M. l'Ingénieur Général BLANCHARD, sur rapport de M. l'Ingénieur Général Dumanois, au nom du Comité des Arts Mécaniques.

### Médailles et Prix spéciaux

*Prix Melsens* : M. G. DÉJARDIN ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — *Prix Galitzine* : M. E. FROMY ; Rapp. M. Decaux (A. Phys.). — *Méd. Oppenheim* : M. M. SALESSE ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — *Méd. Gaumont* : M. P. CLÉMENT ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — *Méd. Bourdon* : M. P. LÉVÊQUE ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — *Méd. Farcot* : M. R. GUILLOTON ; Rapp. M. l'Ing. Gén. de Leiris (A. Mécan.). — *Prix Letort* (médaille) (au titre de 1960-61) : MM. P. ZENS et M. HONNORÉ ; Rapp. M. Brun (A. Mécan.). — *Prix Letort* (médaille) (au titre de 1961-62) : M. M. BRUYÈRE ; Rapp. M. l'Ing. Gén. Marchal (A. Mécan.). — *Méd. Giffard* : STÉ DES HUILES RENAULT ; Rapp. M. Brun (A. Mécan.). — *Méd. Richard* : M. Ch. LE BOURHIS ; Rapp. M. Champetier (A. Mécan.). — *Méd. Gilbert* : M. R. JOUVE ; Rapp. M. le Professeur Raymond (A. Econom.). — *Méd. Bapt* : M. P. CHAVASSE ; Rapp. M. le Professeur Raymond (A. Econom.). — *Méd. Armengaud* : M. A. SAUVY ; Rapp. M. Roger-Petit (A. Econom.). — *Méd. Toussaint* : M. J. PINCZON ; Rapp. M. Roger-Petit (A. Econom.). — *Prix Osmond* (Médaille) : M. A. LEROY ; Rapp. M. Bastien (A. Chim.). — *Prix Parmentier* (Médaille) : M. M. CARLIER ; Rapp. M. Blanc (Agricult.). — *Prix Thénard* (Médaille) : M. J.-B. VERLOT ; Rapp. M. Le Grand (Agricult.). — *Prix Fourcade* : M. E. CHOAIN.

### Médailles d'Or

MM. I. PEYCHÈS (*Techn. du verre*) ; Rapp. M. Long (A. Chim. et A. Phys.). — Ch. GUILAUD (*Magnétisme - Ferrites - Semi-conducteurs*) ; Rapp. M. Vodar (A. Phys.). — Ch. SADRON (*Conférence Bardy*) ; Rapp. M. Baume (A. Chim.). — ETS LEVIVIER, ETS DELATTRE et FROUARD Réunis, C<sup>ie</sup> D'ÉTUDES TECHN. et D'INSTALLAT. GÉNÉRALES (conjointement) (*Chargement automatique*) ; Rapp. M. Pommier (A. Mécan.). — MM. R. SÉDILLOT (Publications) ; Rapp. M. Gignoux (A. Econom.). — R. ULRICH (*Conservation par le froid*) ; Rapp. M. Vaysière (Agricult.).

### Médailles de Vermeil

MM. A. DOLINOFF (*Arts physiques*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — J. ROMAND (*Spectroscopie - Ultraviolet lointain*) ; Rapp. M. Vodar (A. Phys.). — STÉ BARRAS FRÈRES (*Manipulateurs*) ; Rapp. M. l'Ing. Gén. de Leiris (A. Mécan.). — MM. G. GAUER (*Aménagement du territoire*) ; Rapp. M. Gignoux (A. Econom.). — J. PLUSQUELLEC (*Arts chimiques*) ; Rapp. M. Bastien (A. Chim.). — R. PUJOL (*Recherche - Iconographie*) ; Rapp. M. Vayssière (Agricult.).



**Médailles d'Argent**

MM. E. OGLOBEFF (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Lucas (A. Phys.). — R. MICHAUD (*Structure des métaux et alliages*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — E. GIRAUD (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Vodar (A. Phys.). — L. PAUMIER (*Instruments d'Optique*) ; Rapp. M. Léauté (A. Phys.). — P. HEYMÈS (*Fibrage - Polissage*) ; Rapp. M. Long (A. Phys.). — F. VOSGIENS (*Rayons X*) ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.).

**Médailles de Bronze**

MM. G. VIGNERON (*Sidérurgie*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — R. REBIFFÉ (*Diffraction X*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — P. RICHARD (*Sidérurgie*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — M. Foti (*Insonorisation*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — M. MIANE (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — A. CALAORA (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — F. CARLOZ (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — F. LE MOULLEC (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — J. DELIRY (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.).

**Médailles décernées au Titre social**

Ouvriers, Contremaîtres, Divers, appartenant aux Sociétés suivantes :

A. — Sté ALSTHOM (Usine de Saint-Ouen). — Comm. des ARDOISIÈRES D'ANGERS. — ATEL. ET CHANTIERS DE NANTES. — Ets J.-J. CARNAUD et FORGES DE BASSE-INDRE. — Ets KUHLMANN (Usine de Loos). — Sté des Matér. de Construct. de LA LOISNE. — C<sup>ie</sup> de SAINT-GOBAIN Usine d'Aniche). — S.N.C.F. (Région Est). — VALLOUREC (Usines d'Aulnoye, de Montbard).

B. — Sté ALSTHOM (Usines de Belfort, de Saint-Ouen). — ATEL. ET CHANTIERS DE NANTES. — Ets J.-J. CARNAUD ET FORGES DE BASSE-INDRE (Succ. de Casablanca, de Périgueux). — CHANTIERS DE L'ATLANTIQUE. — C<sup>ie</sup> des Forges de CHATILLON-COMMENTRY et NEUVES-MAISONS. — Sté CEMENTS LAFARGE. — Sté d'EL. CHIMIE, d'EL. MÉTALL. ET DES ACIÉRIES EL. D'UGINE (Usines de Bourg, du Glandon, de Jarry, de La Bathie, de La Chambre). — FORGES ET ATEL. de MEUDON. — Sté d'Exploit. des Matériels HISPANO-SUIZA. — Sté KODAK-PATHÉ. — Ets KUHLMANN (Usine de Loos). — LABORATOIRE CENTRAL ET ECOLES DE L'ARMEMENT. — Sté des Matér. de Construct. de LA LOISNE. — Sté NOBEL-BOZEL. — Ets PANHARD et LEVASSOR. — C<sup>ie</sup> PECHINEY (Centre techn. de l'Aluminium, C<sup>ie</sup> Salinière de la Camargue, Usine de Gardanne). — C<sup>ie</sup> PECHINEY St-GOBAIN (Usines d'Aubervilliers, de St-Fons, de St-Auban). — C<sup>ie</sup> des PHOSPHATES DE CONSTANTINE. — Sté des Fonderies de PONT-A-MOUSSON. — Sté LA PRÉCISION MODERNE. — C<sup>ie</sup> de SAINT-GOBAIN (Glaceries de Chanteraine, de St-Gobain, Usine de Rantigny). — Ets SILVESTRE. — S.N.C.F. (toutes régions). — Sté VALLOUREC. — Sté DESMARAIS FRÈRES. — Sté ESSO-STANDARD. — MOBIL OIL FRANÇAISE. — C<sup>ie</sup> fr. de RAFFINAGE (Raff. de Normandie, de Provence). — C<sup>ie</sup> de Raffinage SHELL BERRE (Raff. de Berre-l'Etang, de Pauillac). — C<sup>ie</sup> fr. de Distribution TOTAL.



## INDEX POUR 1962 DES AUTEURS DES CONFÉRENCES PUBLIÉES

MM.

|                                                                                                                                            |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| ACLOQUE (P.). — La fracture du verre. Propagation - Influence des précontraintes .....                                                     | 127 |
| CHAVASSE (P.). — Le bruit : définition - mesure - prévention .....                                                                         | 23  |
| DUVAUX (Y.). — Les problèmes d'agencement mécanique dans les laboratoires chauds ...                                                       | 91  |
| LEHMANN (G.). — L'électricité, forme commune aux grands transports d'énergie et d'information .....                                        | 7   |
| MERCIER (A.). — Progrès des engins de manutention utilisés dans les moyennes et les grosses forges (manipulateurs et ponts roulants) ..... | 53  |
| PEYCHÈS (I.). — La connaissance scientifique de l'état vitreux et les horizons qu'elle découvre à l'industrie du verre .....               | 109 |
| ROUX (J.-P.) et HUSTACHE (J.). — La production d'énergie dans les centrales nucléaires françaises (principes et matériels utilisés) .....  | 67  |
| WEILL (J.). — Les applications industrielles des calculateurs analogiques .....                                                            | 45  |

## TABLE DES MATIÈRES

Année 1962

### 1°

#### Conférences.

|                                                                                                                                               |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| L'ÉLECTRICITÉ, FORME COMMUNE AUX GRANDS TRANSPORTS D'ÉNERGIE ET D'INFORMATION, par M. G. Lehmann .....                                        | 7   |
| LE BRUIT : DÉFINITION - MESURE - PRÉVENTION, par M. P. Chavasse .....                                                                         | 23  |
| LES APPLICATIONS INDUSTRIELLES DES CALCULATEURS ANALOGIQUES, par M. J. Weill .....                                                            | 45  |
| PROGRÈS DES ENGINS DE MANUTENTION UTILISÉS DANS LES MOYENNES ET LES GROSSES FORGES (MANIPULATEURS ET PONTS ROULANTS), par M. A. Mercier ..... | 53  |
| LA PRODUCTION D'ÉNERGIE DANS LES CENTRALES NUCLÉAIRES FRANÇAISES (PRINCIPES ET MATÉRIELS UTILISÉS), par MM. J.-P. Roux et J. Hustache .....   | 67  |
| LES PROBLÈMES D'AGENCEMENT MÉCANIQUE DANS LES LABORATOIRES CHAUDS, par M. Y. Duvaux ..                                                        | 91  |
| LA CONNAISSANCE SCIENTIFIQUE DE L'ÉTAT VITREUX ET LES HORIZONS QU'ELLE DÉCOUVRE À L'INDUSTRIE DU VERRE, par M. I. Peychès .....               | 109 |
| LA FRACTURE DU VERRE. PROPAGATION - INFLUENCE DES PRÉCONTRAINTEs, par M. P. Acloque ....                                                      | 127 |

### 2°

#### Divers.

|                                                                                                            |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Rapport sur l'attribution du Grand Prix Lamy à la C <sup>ie</sup> Générale d'Electricité, par M. A. Léauté | 1   |
| Nécrologie (M. Ph. Guinier) .....                                                                          | 107 |
| Prix et Médailles attribués pour l'année 1961 .....                                                        | 141 |
| Index des Noms d'Auteurs .....                                                                             | 143 |



---

*Le Président de la Société, Directeur-Gérant : J. LECOMTE.*

---

D.P. n° 1080



## PRIX ET MÉDAILLES

ATTRIBUÉS PAR LA SOCIÉTÉ D'ENCOURAGEMENT  
POUR L'ANNÉE 1961

**La Grande Médaille** (Méd. Ampère) est attribuée à M. Maurice PONTÉ, sur rapport de M. Trillat, au nom du Comité des Arts Physiques.

**La Grande Médaille Michel Perret** est attribuée à la SOCIÉTÉ DES ÉTABLISSEMENTS BRISSONNEAU ET LOTZ, sur rapport de M. Brun, au nom du Comité des Arts Mécaniques.

**La Médaille Louis Pineau** est attribuée à M. l'Ingénieur Général BLANCHARD, sur rapport de M. l'Ingénieur Général Dumanois, au nom du Comité des Arts Mécaniques.

### Médailles et Prix spéciaux

*Prix Melsens* : M. G. DÉJARDIN ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — *Prix Galitzine* : M. E. FROMY ; Rapp. M. Decaux (A. Phys.). — *Méd. Oppenheim* : M. M. SALESSE ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — *Méd. Gaumont* : M. P. CLÉMENT ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — *Méd. Bourdon* : M. P. LÉVÊQUE ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — *Méd. Farcot* : M. R. GUILLOTIN ; Rapp. M. l'Ing. Gén. de Leiris (A. Mécan.). — *Prix Letort* (médaille) (au titre de 1960-61) : MM. P. ZENS et M. HONNORÉ ; Rapp. M. Brun (A. Mécan.). — *Prix Letort* (médaille) (au titre de 1961-62) : M. M. BRUYÈRE ; Rapp. M. l'Ing. Gén. Marchal (A. Mécan.). — *Méd. Giffard* : STÉ DES HUILES RENAULT ; Rapp. M. Brun (A. Mécan.). — *Méd. Richard* : M. Ch. LE BOURHIS ; Rapp. M. Champetier (A. Mécan.). — *Méd. Gilbert* : M. R. JOUVE ; Rapp. M. le Professeur Raymond (A. Econom.). — *Méd. Bapt* : M. P. CHAVASSE ; Rapp. M. le Professeur Raymond (A. Econom.). — *Méd. Armengaud* : M. A. SAUVY ; Rapp. M. Roger-Petit (A. Econom.). — *Méd. Toussaint* : M. J. PINCZON ; Rapp. M. Roger-Petit (A. Econom.). — *Prix Osmond* (Médaille) : M. A. LEROY ; Rapp. M. Bastien (A. Chim.). — *Prix Parmentier* (Médaille) : M. M. CARLIER ; Rapp. M. Blanc (Agricult.). — *Prix Thénard* (Médaille) : M. J.-B. VERLOT ; Rapp. M. Le Grand (Agricult.). — *Prix Fourcade* : M. E. CHOAIN.

### Médailles d'Or

MM. I. PEYCHÈS (*Techn. du verre*) ; Rapp. M. Long (A. Chim. et A. Phys.). — Ch. GUILAUD (*Magnétisme - Ferrites - Semi-conducteurs*) ; Rapp. M. Vodar (A. Phys.). — Ch. SADRON (*Conférence Bardy*) ; Rapp. M. Baume (A. Chim.). — ETS LEVIVIER, ETS DELATTE et FROUARD Réunis, C<sup>ie</sup> D'ÉTUDES TECHN. et D'INSTALLAT. GÉNÉRALES (conjointement) (*Chargement automatique*) ; Rapp. M. Pommier (A. Mécan.). — MM. R. SÉDILLOT (Publications) ; Rapp. M. Gignoux (A. Econom.). — R. ULRICH (*Conservation par le froid*) ; Rapp. M. Vaysière (Agricult.).

### Médailles de Vermeil

MM. A. DOLINOFF (*Arts physiques*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — J. ROMAND (*Spectroscopie - Ultraviolet lointain*) ; Rapp. M. Vodar (A. Phys.). — STÉ BARRAS FRÈRES (*Manipulateurs*) ; Rapp. M. l'Ing. Gén. de Leiris (A. Mécan.). — MM. G. GAUER (*Aménagement du territoire*) ; Rapp. M. Gignoux (A. Econom.). — J. PLUSQUELLEC (*Arts chimiques*) ; Rapp. M. Bastien (A. Chim.). — R. PUJOL (*Recherche - Iconographie*) ; Rapp. M. Vayssière (Agricult.).



**Médailles d'Argent**

MM. E. OGLOBEFF (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Lucas (A. Phys.). — R. MICHAUD (*Structure des métaux et alliages*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — E. GIRAUD (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Vodar (A. Phys.). — L. PAUMIER (*Instruments d'Optique*) ; Rapp. M. Léauté (A. Phys.). — P. HEYMES (*Fibrage - Polissage*) ; Rapp. M. Long (A. Phys.). — F. VOSGIENS (*Rayons X*) ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.).

**Médailles de Bronze**

MM. G. VIGNERON (*Sidérurgie*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — R. REBIFFÉ (*Diffraction X*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — P. RICHARD (*Sidérurgie*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.). — M. FOTI (*Insonorisation*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — M. MIANE (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — A. CALAORA (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Canac (A. Phys.). — F. CARLOZ (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — F. LE MOULLEC (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Trillat (A. Phys.). — J. DELIRY (*Arts Physiques*) ; Rapp. M. Pomey (A. Phys.).

**Médailles décernées au Titre social**

Ouvriers, Contremaîtres, Divers, appartenant aux Sociétés suivantes :

A. — Sté ALSTHOM (Usine de Saint-Ouen). — Comm. des ARDOISIÈRES D'ANGERS. — ATEL. ET CHANTIERS DE NANTES. — Ets J.-J. CARNAUD et FORGES DE BASSE-INDRE. — Ets KUHLMANN (Usine de Loos). — Sté des Matér. de Construct. de LA LOISNE. — C<sup>ie</sup> de SAINT-GOBAIN Usine d'Aniche). — S.N.C.F. (Région Est). — VALLOUREC (Usines d'Aulnoye, de Montbard).

B. — Sté ALSTHOM (Usines de Belfort, de Saint-Ouen). — ATEL. ET CHANTIERS DE NANTES. — Ets J.-J. CARNAUD et FORGES DE BASSE-INDRE (Succ. de Casablanca, de Périgueux). — CHANTIERS DE L'ATLANTIQUE. — C<sup>ie</sup> des Forges de CHATILLON-COMMENTRY et NEUVES-MAISONS. — Sté CEMENTS LAFARGE. — Sté d'EL. CHIMIE, d'EL. MÉTALL. ET DES ACIÉRIES EL. D'UGINE (Usines de Bourg, du Glandon, de Jarry, de La Bathie, de La Chambre). — FORGES ET ATEL. de MEUDON. — Sté d'Exploit. des Matériels HISPANO-SUIZA. — Sté KODAK-PATHÉ. — Ets KUHLMANN (Usine de Loos). — LABORATOIRE CENTRAL ET ECOLES DE L'ARMEMENT. — Sté des Matér. de Construct. de LA LOISNE. — Sté NOBEL-BOZEL. — Ets PANHARD et LEVASSOR. — C<sup>ie</sup> PECHINEY (Centre techn. de l'Aluminium, C<sup>ie</sup> Salinière de la Camargue, Usine de Gardanne). — C<sup>ie</sup> PECHINEY St-GOBAIN (Usines d'Aubervilliers, de St-Fons, de St-Auban). — C<sup>ie</sup> des PHOSPHATES de CONSTANTINE. — Sté des Fonderies de PONT-A-MOUSSON. — Sté LA PRÉCISION MODERNE. — C<sup>ie</sup> de SAINT-GOBAIN (Glaceries de Chanteraine, de St-Gobain, Usine de Rantigny). — Ets SILVESTRE. — S.N.C.F. (toutes régions). — Sté VALLOUREC. — Sté DESMARAIS FRÈRES. — Sté ESSO-STANDARD. — MOBIL OIL FRANÇAISE. — C<sup>ie</sup> fr. de RAFFINAGE (Raff. de Normandie, de Provence). — C<sup>ie</sup> de Raffinage SHELL BERRE (Raff. de Berre-l'Etang, de Pauillac). — C<sup>ie</sup> fr. de Distribution TOTAL.



## INDEX POUR 1962 DES AUTEURS DES CONFÉRENCES PUBLIÉES

|                                                                                                                                            |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| MM.                                                                                                                                        |     |
| ACLOQUE (P.). — La fracture du verre. Propagation - Influence des précontraintes .....                                                     | 127 |
| CHAVASSE (P.). — Le bruit : définition - mesure - prévention .....                                                                         | 23  |
| DUVAUX (Y.). — Les problèmes d'agencement mécanique dans les laboratoires chauds ...                                                       | 91  |
| LEHMANN (G.). — L'électricité, forme commune aux grands transports d'énergie et d'information .....                                        | 7   |
| MERCIER (A.). — Progrès des engins de manutention utilisés dans les moyennes et les grosses forges (manipulateurs et ponts roulants) ..... | 53  |
| PEYCHÈS (I.). — La connaissance scientifique de l'état vitreux et les horizons qu'elle découvre à l'industrie du verre .....               | 109 |
| ROUX (J.-P.) et HUSTACHE (J.). — La production d'énergie dans les centrales nucléaires françaises (principes et matériels utilisés) .....  | 67  |
| WEILL (J.). — Les applications industrielles des calculateurs analogiques .....                                                            | 45  |

## TABLE DES MATIÈRES

Année 1962

### 1°

#### Conférences.

|                                                                                                                                               |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| L'ÉLECTRICITÉ, FORME COMMUNE AUX GRANDS TRANSPORTS D'ÉNERGIE ET D'INFORMATION, par M. G. Lehmann .....                                        | 7   |
| LE BRUIT : DÉFINITION - MESURE - PRÉVENTION, par M. P. Chavasse .....                                                                         | 23  |
| LES APPLICATIONS INDUSTRIELLES DES CALCULATEURS ANALOGIQUES, par M. J. Weill .....                                                            | 45  |
| PROGRÈS DES ENGINS DE MANUTENTION UTILISÉS DANS LES MOYENNES ET LES GROSSES FORGES (MANIPULATEURS ET PONTS ROULANTS), par M. A. Mercier ..... | 53  |
| LA PRODUCTION D'ÉNERGIE DANS LES CENTRALES NUCLÉAIRES FRANÇAISES (PRINCIPES ET MATÉRIELS UTILISÉS), par MM. J.-P. Roux et J. Hustache .....   | 67  |
| LES PROBLÈMES D'AGENCEMENT MÉCANIQUE DANS LES LABORATOIRES CHAUDS, par M. Y. Duvaux ..                                                        | 91  |
| LA CONNAISSANCE SCIENTIFIQUE DE L'ÉTAT VITREUX ET LES HORIZONS QU'ELLE DÉCOUVRE À L'INDUSTRIE DU VERRE, par M. I. Peychès .....               | 109 |
| LA FRACTURE DU VERRE. PROPAGATION - INFLUENCE DES PRÉCONTRAINTEs, par M. P. Acloque ....                                                      | 127 |

### 2°

#### Divers.

|                                                                                                            |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Rapport sur l'attribution du Grand Prix Lamy à la C <sup>le</sup> Générale d'Electricité, par M. A. Léauté | 1   |
| Nécrologie (M. Ph. Guinier) .....                                                                          | 107 |
| Prix et Médailles attribués pour l'année 1961 .....                                                        | 141 |
| Index des Noms d'Auteurs .....                                                                             | 143 |



---

*Le Président de la Société, Directeur-Gérant : J. LECOMTE.*

---

D.P. n° 1080



# Le CENTRE de DOCUMENTATION du CENTRE NATIONAL de la RECHERCHE SCIENTIFIQUE

15, quai Anatole-France, PARIS-VII<sup>e</sup> - Tél. : SOLféro 93-39 +

Le Centre de Documentation du C.N.R.S. publie mensuellement un « BULLETIN SIGNALÉTIQUE » en plusieurs fascicules dans lesquels figurent sous la forme de courts extraits classés par matières, tous les travaux scientifiques et techniques publiés dans le monde entier.

Quatre fascicules d'entre eux sont consacrés à la Philosophie et aux Sciences Humaines et paraissent trimestriellement.

Cette revue bibliographique, l'une des plus importantes du monde signale, chaque année, 250.000 articles et mémoires. On trouvera ci-dessous le détail de ces fascicules.

Le Centre de Documentation du C.N.R.S. fournit également la reproduction sur MICROFILM ou sur PAPIER des articles analysés dans le « BULLETIN SIGNALÉTIQUE » ou des articles dont la référence bibliographique précise lui est fournie.

Expérimentateurs, Ingénieurs et Techniciens peuvent ainsi bénéficier, sans quitter leur laboratoire ou leur bureau, d'une documentation abondante et rapide.

## TARIF DES ABONNEMENTS AU BULLETIN SIGNALÉTIQUE

### FASCICULES

### PRIX

|              |                                                                                                                                                                                                           | France | Etranger |
|--------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------|----------|
| MENSUELS     | 1. MATHÉMATIQUES                                                                                                                                                                                          | 30 NF  | 35 NF    |
|              | 2. ASTRONOMIE, ASTROPHYSIQUE, PHYSIQUE DU GLOBE                                                                                                                                                           | 40 -   | 45 -     |
|              | 3. PHYSIQUE I. Généralités. Physique mathématique. Mécanique. Acoustique. Optique. Chaleur. Thermodynamique                                                                                               | 50 -   | 55 -     |
|              | 4. PHYSIQUE II. Electricité                                                                                                                                                                               | 40 -   | 45 -     |
|              | 5. PHYSIQUE NUCLÉAIRE. Noyaux. Particules. Energie atomique                                                                                                                                               | 40 -   | 45 -     |
|              | 6. STRUCTURE DE LA MATIÈRE. Cristallographie. Solides. Fluides. Atomes. Ions. Molécules                                                                                                                   | 40 -   | 45 -     |
|              | 7. CHIMIE I. Chimie générale. Chimie physique, Chimie minérale. Chimie analytique. Chimie organique                                                                                                       | 100 -  | 105 -    |
|              | 8. CHIMIE II. Chimie appliquée. Métallurgie                                                                                                                                                               | 80 -   | 85 -     |
|              | 9. SCIENCES DE L'INGÉNIEUR                                                                                                                                                                                | 60 -   | 65 -     |
|              | 10. SCIENCES DE LA TERRE I. Minéralogie. Géochimie. Pétrographie                                                                                                                                          | 25 -   | 30 -     |
|              | 11. SCIENCES DE LA TERRE II. Physique du Globe. Géologie. Paléontologie                                                                                                                                   | 40 -   | 45 -     |
|              | 12. BIOPHYSIQUE. BIOCHIMIE. Chimie analytique biologique                                                                                                                                                  | 40 -   | 45 -     |
|              | 13. SCIENCES PHARMACOLOGIQUES, TOXICOLOGIE                                                                                                                                                                | 40 -   | 45 -     |
|              | 14. MICROBIOLOGIE. VIRUS. BACTÉRIOPHAGES. IMMUNOLOGIE. GÉNÉTIQUE                                                                                                                                          | 40 -   | 45 -     |
|              | 15. PATHOLOGIE GÉNÉRALE ET EXPÉRIMENTALE                                                                                                                                                                  | 60 -   | 65 -     |
|              | 16. BIOLOGIE ET PHYSIOLOGIE ANIMALES                                                                                                                                                                      | 100 -  | 105 -    |
|              | 17. BIOLOGIE ET PHYSIOLOGIE VÉGÉTALES                                                                                                                                                                     | 50 -   | 55 -     |
|              | 18. SCIENCES AGRICOLES, ZOOTECHNIE, PHYTIATRIE ET PHYTOPHARMACIE. ALIMENTS ET INDUSTRIES ALIMENTAIRES                                                                                                     | 60 -   | 65 -     |
| TRIMESTRIELS | 19. PHILOSOPHIE. SCIENCES HUMAINES. Philosophie. Sciences religieuses. Archéologie et Histoire de l'Art. Psychologie. Pédagogie. Sociologie. Sciences du Langage. Histoire des Sciences et des Techniques | 80 -   | 85 -     |
|              | 20. PSYCHOLOGIE. PÉDAGOGIE (1)                                                                                                                                                                            | 30 -   | 35 -     |
|              | 21. SOCIOLOGIE ET SCIENCES DU LANGAGE (1)                                                                                                                                                                 | 30 -   | 35 -     |
|              | 22. HISTOIRE DES SCIENCES ET DES TECHNIQUES (1)                                                                                                                                                           | 20 -   | 25 -     |
|              | Abonnement pour les fascicules groupés 1 à 11                                                                                                                                                             | 250 -  | 290 -    |
|              | Abonnement pour les fascicules groupés 12 à 18                                                                                                                                                            | 250 -  | 290 -    |

- Dans ces prix sont compris les index « auteurs » et « matières » correspondant à chacune des rubriques.
- Une réduction de 25 % sera accordée sur le montant des abonnements à 2 fascicules et plus.
- La même remise sera consentie aux abonnés qui désirent plusieurs exemplaires d'un même fascicule.
- Une remise de 50 % sur le tarif des abonnements est accordée aux personnels du C.N.R.S. et des Etablissements universitaires français. Pour en bénéficier, les abonnés doivent adresser leur commande directement à nos bureaux. Cependant cette réduction ne peut être cumulée avec la remise de 25 % indiquée ci-dessus.
- Lorsqu'il s'agit d'un abonnement réglé par un Laboratoire ou un Institut, la commande doit être accompagnée d'un bon de commande de l'établissement.

(1) Les fascicules spécialisés, numérotés 20-21-22, sont regroupés dans le fascicule 19.



PRODUITS CHIMIQUES

*pour*  
**INDUSTRIE  
PHARMACIE  
PARFUMERIE  
AGRICULTURE**

**MATIÈRES PLASTIQUES**

"RHODOÏD" Acétate de Cellulose  
"RHODOPAS" Résines vinyliques  
"RHODORSIL" Silicones  
"RHODESTER" Résines polyester  
"MANOLÈNE" Polyéthylène basse pression  
(FABRIQUE PAR LA MANUFACTURE NORMANDE DE POLYÉTHYLÈNES)  
"ALAMASKS" Agents neutralisants des mauvaises odeurs  
PIGMENTS MINÉRAUX pour matières plastiques

DIV. 121

SOCIÉTÉ DES USINES CHIMIQUES

**RHÔNE  
POULENC**

21, RUE JEAN-GOUJON, PARIS VIII<sup>e</sup> - TÉL. : ALMa 40-00

GATU



**SOCIÉTÉ CHIMIQUE  
DE  
LA GRANDE PAROISSE**

**AZOTE ET PRODUITS CHIMIQUES**

Société Anonyme au capital de 13.997.000 NF  
8 RUE COGNACQ-JAY - PARIS 7<sup>e</sup> - TEL. INV 44-30

**AMMONIAQUE - ALCALI - ENGRAIS AZOTES**

**ENGINEERING - CONSTRUCTION D'USINES**

HYDROGENE

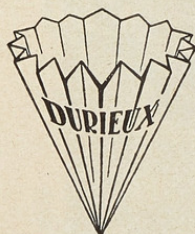
GAZ de VILLE - GAZ de SYNTHÈSE

AMMONIAQUE

ACIDE NITRIQUE

ENGRAIS AZOTES

**LES FILTRES DURIEUX**



**PAPIER A FILTRER**

En disques, en filtres plissés, en feuilles 52X52

**SPÉCIALITÉS :**

**FILTRES SANS CENDRES**

N<sup>os</sup> 111, 112 et Crêpé N<sup>o</sup> 113 extra-rapide

Filtres Durcis n<sup>o</sup> 128 & Durcis sans cendres n<sup>o</sup> 114

**Cartouches** pour extracteurs de tous systèmes

**PAPIER "CRÊPÉ DURIEUX"**

Toutes Dimensions, pour Filtres-Presses. (Envoi d'échantillons sur demande)

Registre du Comm. de la Seine N<sup>o</sup> 722.521-2-3

Téléphone : ARCHIVES 03-51

MÉDAILLE D'OR de la Société d'Encouragement pour l'Industrie Nationale (Juillet 1918)

**20, rue Malher. PARIS (4<sup>e</sup>)**

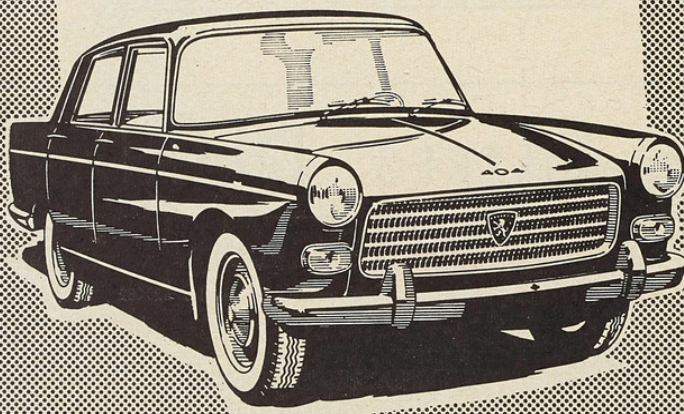
*Demandez le Catalogue donnant toutes les explications sur les emplois de mes différentes sortes*







**LA QUALITÉ QU'ON  
NE DISCUTE PAS**



**PEUGEOT**

LA PUBLICITÉ FRANÇAISE 0.142



SOCIÉTÉ D'ÉLECTRO-CHIMIE  
D'ÉLECTRO - MÉTALLURGIE  
ET DES  
ACIÉRIES ÉLECTRIQUES D'UGINE

ACIERS  
PRODUITS CHIMIQUES  
ALUMINIUM  
MAGNÉSIUM  
FERRO-ALLIAGES  
ÉTAIN

SIÈGE SOCIAL : 10, RUE DU GÉNÉRAL-FOY - PARIS (8°)  
TÉLÉPHONE : EUROPE 31-00  
ADRESSE TÉLÉGRAPHIQUE : TROCHIM PARIS

E N T R E P R I S E S  
**BOUSSIRON**

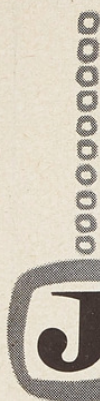
10, Boulevard des Batignolles, PARIS - 17°  
**ALGER - CASABLANCA**

**S. E. T. A. O.** à ABIDJAN Côte d'Ivoire)

TRAVAUX PUBLICS  
BÉTON ARMÉ ET PRÉCONTRAIT  
CONSTRUCTIONS INDUSTRIELLES



**machines à écrire  
machines comptables  
duplicateurs  
photocopie**



A toute entreprise qui modernise  
son équipement mécanographique

**JAPY**

offre la solution rationnelle et  
économique.

Des spécialistes sélectionnés et for-  
més par JAPY assurent l'entretien  
des machines dans le monde entier.  
Société de Mécanographie JAPY  
6, rue de Marignan - PARIS 8<sup>e</sup> -  
BAL. 44-94

**APPAREILS DE LABORATOIRE  
ET MACHINES INDUSTRIELLES**

**P. CHEVENARD**

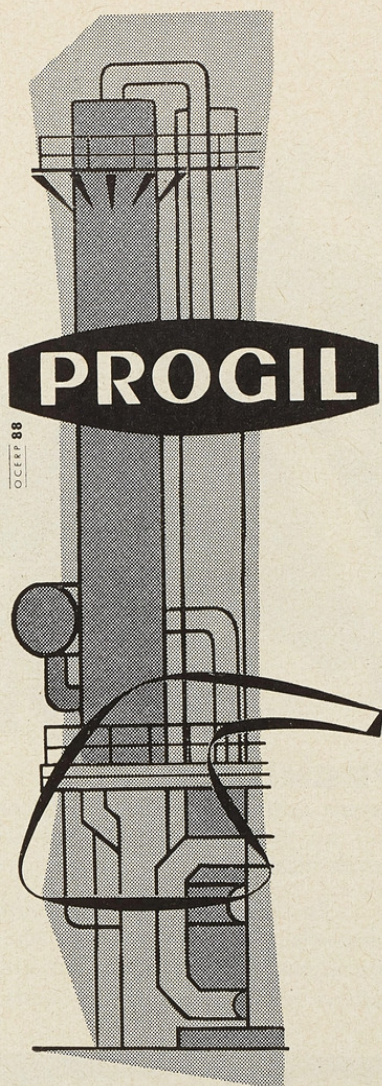
- pour l'analyse dilatométrique et thermomagnétique des matériaux ;
- pour l'essai mécanique et micromécanique des métaux à froid et à chaud ;  
Essais de traction, de flexion, de compression, de dureté ;  
Essais de fluage (Traction-Relaxation) et de rupture ;  
Essais de torsion alternée ;  
Etude du frottement interne ;
- pour l'étude des réactions chimiques par la méthode de la pesée continue ;
- pour la mesure des températures et le réglage thermostatique des fours.



**A. D. A. M. E. L.**

4-6, Passage Louis-Philippe  
PARIS (11<sup>e</sup>)

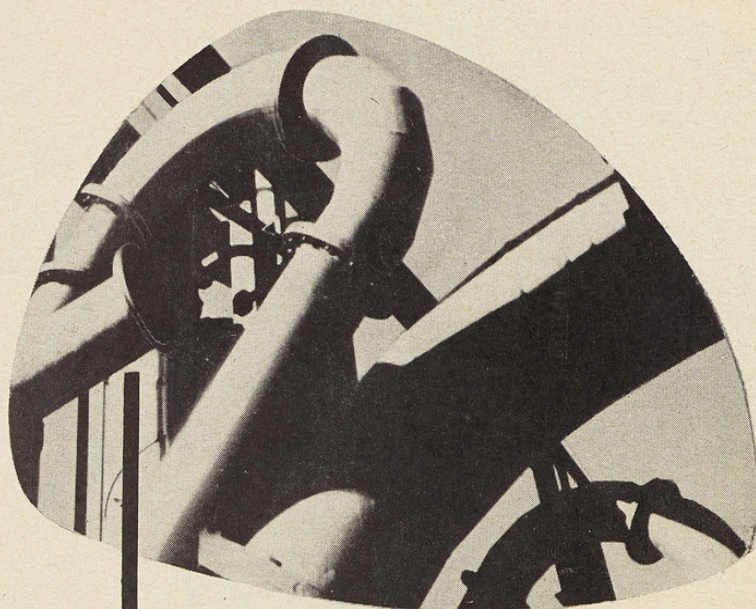




Produits  
chimiques  
industriels

77-79, RUE DE MIROMESNIL, PARIS 8<sup>e</sup>  
LAB. 91-60





**PECHINEY**, grâce à l'ampleur de ses moyens techniques et industriels, ne cesse de multiplier les produits indispensables aux industries de transformation les plus diverses.

En fait, il n'est guère aujourd'hui de secteurs industriels qui n'utilisent une ou plusieurs de ses fabrications, qu'il s'agisse des alliages légers, des matières plastiques ou des produits chimiques.

**PECHINEY**

SOCIÉTÉ ANONYME AU CAPITAL DE 423 304 600 NF  
23, RUE BALZAC - PARIS 8<sup>e</sup> - CARnot 54-72

LE MANOIR



ÉTABLISSEMENTS  
**KUHLMANN**

SOCIÉTÉ ANONYME au CAPITAL de 187 477 800 NF  
Siège Social : **25, Boul. de l'Amiral-Bruix, PARIS (16<sup>e</sup>)**



**PRODUITS CHIMIQUES**

DÉRIVÉS DU SOUFRE - DÉRIVÉS DU CHLORE - PRODUITS  
AZOTÉS - DÉRIVÉS DU BARYUM - DÉRIVÉS DU BROME  
DÉRIVÉS DU CHROME - DÉRIVÉS DU COBALT - DÉRIVÉS  
DU NICKEL - DÉRIVÉS DU CÉRIUM - DÉRIVÉS DU PHOS-  
PHORE - LESSIVES - SILICATES - DÉRIVÉS DE L'ÉTHYLÈNE  
DÉRIVÉS DU PROPYLÈNE - ALCOOLS DE SYNTHÈSE  
HYDROCARBURES DE SYNTHÈSE



**PRODUITS POUR L'AGRICULTURE**

ENGRAIS PHOSPHATÉS - ENGRAIS AZOTÉS - ENGRAIS  
COMPLEXES - PRODUITS INSECTICIDES ET ANTICRYPTO-  
GAMIQUES - PRODUITS POUR L'ALIMENTATION DU  
BÉTAIL - AMENDEMENTS - HERBICIDES - DÉSINFECTANTS



**PRODUITS CHIMIQUES ORGANIQUES**

RÉSINES SYNTHÉTIQUES - COLLES SYNTHÉTIQUES  
MATIÈRES PLASTIQUES - TANINS SYNTHÉTIQUES  
PRODUITS INTERMÉDIAIRES - PRODUITS AUXILIAIRES  
INDUSTRIELS - PRODUITS R. A. L.



**TEXTILES CHIMIQUES**

RAYONNE VISCOSE - FIBRANNE VISCOSE - CRINODOZ



