Fissures préexistantes et fragilité des aciers

Autor(en): **Calyvas, A.**

Objekttyp: **Article**

Zeitschrift: **Bulletin technique de la Suisse romande**

Band (Jahr): **92 (1966)**

Heft 19

PDF erstellt am: **27.04.2024**

Persistenter Link: https://doi.org/10.5169/seals-68386

Nutzungsbedingungen

Die ETH-Bibliothek ist Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Inhalten der Zeitschriften. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern.
Die auf der Plattform e-periodica veröffentlichten Dokumente stehen für nicht-kommerzielle Zwecke in Lehre und Forschung sowie für die private Nutzung frei zur Verfügung. Einzelne Dateien oder Ausdrucke aus diesem Angebot können zusammen mit diesen Nutzungsbedingungen und den korrekten Herkunftsbezeichnungen weitergegeben werden.
Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Die systematische Speicherung von Teilen des elektronischen Angebots auf anderen Servern bedarf ebenfalls des schriftlichen Einverständnisses der Rechteinhaber.

Haftungsausschluss

Alle Angaben erfolgen ohne Gewähr für Vollständigkeit oder Richtigkeit. Es wird keine Haftung übernommen für Schäden durch die Verwendung von Informationen aus diesem Online-Angebot oder durch das Fehlen von Informationen. Dies gilt auch für Inhalte Dritter, die über dieses Angebot zugänglich sind.

Ein Dienst der *ETH-Bibliothek*
ETH Zürich, Rämistrasse 101, 8092 Zürich, Schweiz, www.library.ethz.ch

http://www.e-periodica.ch

92e année Lausanne, 24 septembre 1966 N° 19

BULLETIN TECHNIQUE DE LA SUISSE ROMANDE

Paraissant tous les 15 jours

ORGANE OFFICIEL
de la Société suisse des ingénieurs et des architectes
de la Société vaudoise des ingénieurs et des architectes (SVIA)
de la Section genevoise de la SIA
de l'Association des anciens élèves de l'EPUL (Ecole polytechnique de l'Université de Lausanne)
et des Groupes romands des anciens élèves de l'EPF (Ecole polytechnique fédérale de Zurich)

COMITÉ DE PATRONAGE
Président: E. Martin, arch. à Genève
Vice-président: E. d'Okolski, arch. à Lausanne
Secrétaire: S. Rieben, ing. à Genève
Membres:
Fribourg: H. Gicot, ing.; M. Waeber, arch.
Genève: G. Bovet, ing.; Cl. Grosgurin, arch.; J.-C. Ott, ing.
Neuchâtel: J. Béguin, arch.; M. Chevalier, ing.
Valais: G. de Kalbermatten, ing.; D. Burgener, arch.
Vaud: A. Chevalley, ing.; A. Gardel, ing.; M. Renaud, ing.; J.-P. Vouga, arch.

CONSEIL D'ADMINISTRATION
de la Société anonyme du « Bulletin technique »
Président: D. Bonnard, ing.
Membres: Ed. Bourquin, ing.; G. Bovet, ing.; M. Bridel; J. Favre, arch.; A. Robert, ing.; J.-P. Stucky, ing.
Adresse: Avenue de la Gare 10, 1000 Lausanne

RÉDACTION
D. Bonnard, E. Schnitzler, S. Rieben, ingénieurs; M. Bevilacqua, architecte
Rédaction et Editions de la S.A. du « Bulletin technique »
Tirés à part, renseignements
Avenue de Cour 27, 1000 Lausanne

ABONNEMENTS

1 an	Suisse	Fr. 40.—	Etranger	Fr. 44.—
Sociétaires	»	» 33.—		
Prix du numéro	»	» 2.—	»	» 2.50

Chèques postaux: « Bulletin technique de la Suisse romande », N° 10 - 5775, Lausanne

Adresser toutes communications concernant abonnement, vente au numéro, changement d'adresse, expédition, etc., à: Imprimerie La Concorde, Terreaux 29, 1000 Lausanne

ANNONCES
Tarif des annonces:

1/1 page	Fr. 423.—
1/2 »	» 220.—
1/4 »	» 112.—
1/8 »	» 57.—

Adresse: Annonces Suisses S.A.
Place Bel-Air 2. Tél. (021) 22 33 26, 1000 Lausanne et succursales

SOMMAIRE

Fissures préexistantes et fragilité des aciers, par A. Calyvas, ingénieur.
Association amicale des anciens élèves de l'Ecole polytechnique de l'Université de Lausanne.
Bibliographie. — Divers. — Les congrès. — Société suisse des ingénieurs et des architectes.
Documentation générale. — Documentation du bâtiment.

FISSURES PRÉEXISTANTES ET FRAGILITÉ DES ACIERS [1]

par A. CALYVAS, ingénieur de recherches au Laboratoire d'essais des métaux de l'EPUL

1. Introduction

Le problème général de la rupture, en particulier de la rupture des métaux, est loin d'être résolu d'une façon satisfaisante, tant sur le plan qualitatif que sur le plan quantitatif.

De nombreux aspects de la question, cependant, ont été abordés avec succès et plusieurs des mécanismes de la rupture sont actuellement connus. Les travaux sont poursuivis un peu partout dans le monde et des articles consacrés à ce problème paraissent presque journellement. Un grand effort de synthèse est ainsi nécessaire pour suivre l'évolution des idées et profiter des expériences acquises.

Les résultats essentiels, découlant d'un grand nombre de travaux parus dans la dernière décennie, peuvent s'exprimer de la manière suivante :

1. Une rupture dans les métaux a toujours pour origine une déformation plastique.
2. Toute déformation plastique dans les corps cristallins, donc en particulier dans les métaux, est hétérogène à l'échelle microscopique.
3. Cette hétérogénéité explique l'amorce d'une rupture.

Les ruptures du type fragile, dangereuses et difficiles à prévoir dans la conception des ouvrages, retiennent tout particulièrement l'attention des chercheurs, surtout pour les alliages modernes à très haute résistance.

Autrefois, le mécanisme des ruptures fragiles était considéré comme un phénomène obéissant à des lois particulières ; on sait maintenant qu'il n'échappe pas aux règles rappelées précédemment.

Dans le présent exposé, nous analyserons brièvement les conceptions ayant guidé les recherches entreprises au LEMEPUL (Laboratoire d'essais des matériaux de l'EPUL), sous la direction du professeur *Jacques Paschoud*. Par ces recherches, nous espérons contribuer à une meilleure compréhension du problème de la rupture fragile, particulièrement sur le plan quantitatif.

Le développement d'une rupture fragile comprend au moins deux phases : la naissance ou germination d'une microfissure, puis sa propagation. Comme l'objectif

[1] Bref exposé sur les travaux actuels de recherches du LEMEPUL, présenté le 16 octobre 1965, à Zurich, lors des Journées d'études organisées par la SIA, sur les « Effets dynamiques sur les constructions ».

principal de nos études concerne la deuxième phase, soit la propagation, nous avons étudié le comportement de fissures existantes ou créées artificiellement. Ceci explique le titre du présent exposé.

2. Propagation d'une fissure dans un matériau parfaitement élastique

Le grand écart existant entre la résistance théorique des matériaux et leur résistance réelle a conduit Griffith, lors de ses expériences sur le verre, à développer sa théorie de la rupture fragile par propagation des fissures préexistantes et à jeter les bases des idées actuelles sur la rupture.

Les conceptions de Griffith ouvrent la voie à deux hypothèses pour le calcul de la contrainte nécessaire à la propagation de la fissure :

1. On suppose que seule la contrainte maximum locale à la pointe de la fissure est déterminante.
2. On admet que toute la zone de concentration des contraintes au voisinage de la fissure intervient simultanément.

Calcul de la contrainte de propagation avec la première hypothèse

La résistance théorique des solides, définie comme la contrainte de décohésion nécessaire pour séparer deux parties d'un cristal, est donnée par la relation :

$$(1) \qquad \sigma_d = \left(\frac{ES}{a}\right)^{1/2}$$

avec E = Module de Young ou module d'élasticité.
S = Energie superficielle, par unité de surface, de la nouvelle surface créée.
a = Distance interatomique.

Griffith a élaboré des fibres de verre, de très petite section, sans microfissures, et a obtenu ainsi des résistances effectives du même ordre de grandeur que celles données par les calculs théoriques de décohésion.

D'autre part, des expériences récentes ont montré que la résistance de monocristaux métalliques, de très faible section et par conséquent presque exempts de dislocations, atteint 700 à 1400 kg*/mm².

Voici un exemple d'application de la relation (1), pour un monocristal métallique :

Avec $E = 10^{10} \dfrac{N}{m^2}$ $(= 0{,}102 \cdot 10^6$ kg*/cm²)

$S = 1 \dfrac{J}{m^2}$

$a = 3 \cdot 10^{-10}$ m

on trouve $\sigma_d = 7 \cdot 10^9 \dfrac{N}{m^2}$ $(= 700$ kg*/mm²).

En admettant que la contrainte maximum à la pointe détermine la propagation de la fissure (première hypothèse), Griffith a cherché à calculer la « contrainte nominale critique de propagation », en utilisant la relation de Inglis-Neuber donnant la contrainte σ_{max} à la pointe d'une fissure, dans un matériau parfaitement élastique.

$$(2) \qquad \sigma_{max} = 2\sigma_o \left(\frac{L}{\rho}\right)^{1/2}$$

avec σ_o = Contrainte dans une partie du matériau suffisamment éloignée de la fissure, dite contrainte nominale.
$2L$ = Longueur de la fissure.
ρ = Rayon de courbure à l'extrémité de cette fissure.

Dans un solide cristallin, parfaitement élastique, la plus petite valeur possible pour ρ est égale à la distance interatomique a. La fissure se propage nécessairement dès que la contrainte σ_{max} atteint la valeur de la contrainte de décohésion σ_d.

La contrainte nominale critique de propagation $\sigma_{o\,cr}$, pour une longueur $2L$ de la fissure, peut donc être calculée par les relations (1) et (2) avec $\sigma_d = \sigma_{max}$ et $\rho = a$.

$$(3) \qquad \sigma_{o\,cr} = \left(\frac{ES}{4L}\right)^{1/2}$$

Réciproquement, on peut calculer la longueur L_{cr} de la fissure correspondant à une contrainte déterminée σ_o.

$$(4) \qquad L_{cr} = \frac{ES}{4\sigma_o{}^2}.$$

Calcul de la contrainte de propagation avec la deuxième hypothèse

La deuxième hypothèse, faisant intervenir toute la zone de concentration des contraintes autour de la pointe de la fissure, conduit au raisonnement suivant : la fissure se propage si l'augmentation de sa longueur entraîne une diminution de l'énergie de déformation élastique supérieure à l'accroissement de l'énergie superficielle. (La fissure diminue l'énergie de déformation en supprimant la transmission de contraintes dans le matériau.)

Ce critère, appliqué à une fissure cylindrique de section elliptique dans une plaque mince, permet d'établir une nouvelle expression pour la contrainte nominale critique :

$$(5) \qquad \sigma_{o\,cr} = \left(\frac{2ES}{\pi L}\right)^{1/2}$$

dont on peut, comme précédemment, tirer la longueur critique $2L_{cr}$.

$$(6) \qquad L_{cr} = \frac{2ES}{\pi\sigma_o{}^2}.$$

Il est remarquable que les expressions (3) et (5) donnant la contrainte nominale critique ne diffèrent que d'un coefficient numérique égal à 1,6.

Il existe donc une longueur critique d'instabilité L_{cr}, fonction de la contrainte appliquée, à partir de laquelle la fissure se propage d'elle-même car elle libère de l'énergie.

La relation (6) a été vérifiée par Griffith lors de ses expériences sur les fibres de verre. Il en a tiré la conclusion que les ruptures fragiles sont dues à l'autodéveloppement, sous la contrainte appliquée, des fissures préexistantes.

3. Insuffisances d'une explication des ruptures fragiles par le développement des fissures préexistantes

L'hypothèse que les ruptures fragiles sont dues à l'autodéveloppement des fissures préexistantes se heurte à deux difficultés importantes :

Premièrement, elle suppose l'existence de fissures dans les matériaux, en l'absence de tout effort.

L'application des relations (4) ou (6) donne une longueur critique qui paraît sensiblement trop grande pour un métal sain. Les moyens de contrôle actuels, en effet, mettraient à coup sûr de telles fissures en évidence.

Considérons, à titre d'exemple, du fer polycristallin soumis à une contrainte $\sigma_o = 7 \cdot 10^8\ N/m^2$ ($= 70\ kg^*/mm^2$). La relation (6) donne une longueur critique de la fissure $2L_{cr} = 7{,}8 \cdot 10^{-7}$ m avec $S = 1{,}22\ J/m^2$ et $E = 2{,}05 \cdot 10^{11}\ N/m^2$ ($= 20\,500\ kg^*/mm^2$).

La deuxième difficulté résulte de la constatation suivante : on a observé, dans les aciers considérés comme fragiles, des fissures d'une longueur 100 à 500 fois plus grande que la longueur critique donnée par la théorie du paragraphe précédent, sans qu'une rupture du type fragile intervienne nécessairement.

Pour surmonter la première difficulté, il faut supposer l'existence d'un mécanisme de germination de microfissures avec possibilité de développement jusqu'à la taille critique.

En ce qui concerne la deuxième difficulté, on est obligé d'admettre que la relation (5) ne traduit pas quantitativement la réalité du phénomène, tout au moins dans les métaux. La raison essentielle de cette discordance provient du fait que, même dans les métaux extrêmement fragiles, la fissure ne se propage jamais sans provoquer une petite déformation plastique sur le cheminement de sa propagation.

Ce phénomène est apparu clairement lors de nos études des fissures fragiles, développées artificiellement en laboratoire ou naturellement en service.

Les sondages par microduretés sur les grains adjacents à la fissure fragile donnent en effet toujours une dureté supérieure à celle de la matrice. En outre, le recuit de la pièce provoque le grossissement d'un grand nombre des grains au voisinage de la rupture fragile. C'est une nouvelle preuve de déformation plastique sur les bords de la fissure.

Dans ces conditions, on conçoit que la fissure ne se propage que si la diminution de l'énergie de déformation élastique est supérieure à la somme de l'augmentation de l'énergie de surface et de l'énergie d'écrouissage, et non, seulement, comme nous l'avons vu précédemment, de l'énergie de surface.

4. Propagation d'une fissure dans un matériau fragile ou semi-fragile

La conclusion du chapitre précédent correspond à l'idée qui a conduit Orowan à remplacer le terme S dans l'équation (5) par un terme S', égal à la somme de l'énergie de surface et de l'énergie d'écrouissage. Cette description du phénomène bien qu'encore simple est beaucoup plus proche de la réalité.

L'équation (5) devient ainsi :

$$(7) \qquad \sigma_{o\,cr} = \left(\frac{2ES'}{\pi L}\right)^{1/2}$$

Gilman et Irwin ont calculé le terme S', appelé par eux « énergie nécessaire pour la propagation rapide d'une fissure », à partir de mesures faites, sur des entailles aiguës et fines, en fonction de la température.

Gilman, en particulier, a trouvé pour des monocristaux de fer avec 3 % de silicium les résultats suivants :

T (°K)	S' (J/m²)
20	1,4
78	23-28
195	240

Ainsi, par exemple, l'expression (7) donne une longueur critique de 0,1 mm pour une température de —100°C et une contrainte $\sigma_{o\,cr} = 40\ kg^*/mm^2$. En extrapolant ces résultats jusqu'à la température de 20°C, la longueur critique devient de 1 mm dans les mêmes conditions.

Les ordres de grandeur calculés, cette fois, sont en accord avec la longueur des fissures observées dans les aciers fragiles.

Irwin a trouvé pour des matériaux polycristallins les résultats du tableau ci-dessous et de la figure 1.

Energie nécessaire à la propagation rapide d'une fissure à la température ambiante, d'après Irwin

Matériaux	S' $10^3 \frac{J}{m^2}$
Alliage d'aluminium 7075-T6	24
Alliage d'aluminium 2024-T3	130
Acier traité bainitique	20
Acier traité martensitique	38
Acier à 5 % de Cr.	5,8

L'analyse de résultats expérimentaux a conduit Irwin à la conclusion suivante : dans les matériaux fragiles — pour lesquels la rupture survient avant le dépassement de la limite d'élasticité — la propagation d'une fissure peut être traitée comme un problème élastique à condition d'introduire l'énergie S' à la place de S. Ce terme S' de l'équation (7) est fonction de la résistance à la déformation plastique : il est donc fortement influencé par la température et les paramètres structuraux.

La connaissance de S' permettrait de caractériser les matériaux fragiles et de répondre à la question pratique

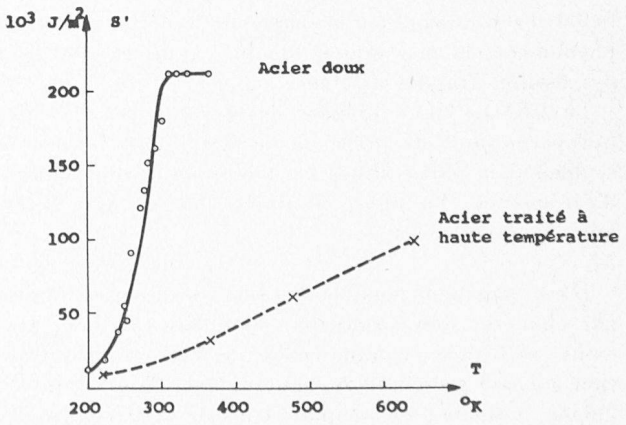

Fig. 1. — Energie nécessaire à la propagation rapide d'une fissure, en fonction de la température. (D'après Irwin.)

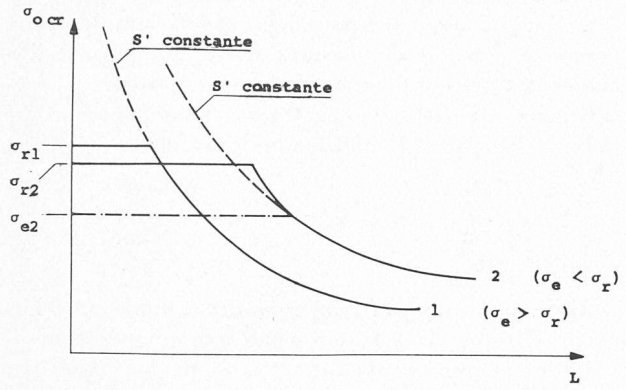

Fig. 2. — Allure de principe de la contrainte nominale critique en fonction de la longueur de la fissure, pour une température constante.

1 : Acier fragile
2 : Acier semi-fragile
σ_r = contrainte de rupture
σ_e = limite d'élasticité

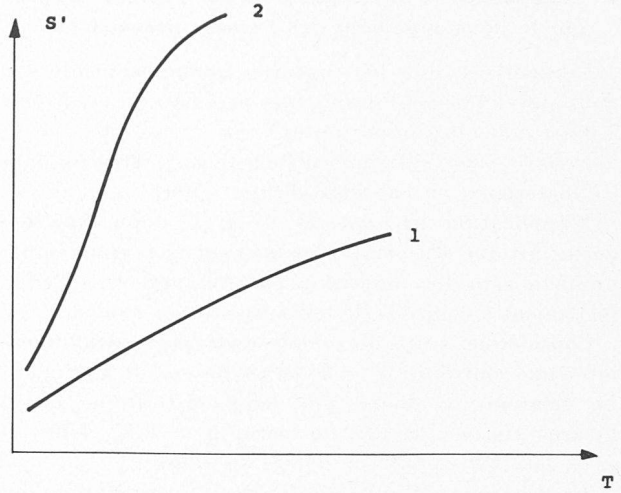

Fig. 3. — Energie S' en fonction de la température.

1 : Acier fragile
2 : Acier semi-fragile

de savoir si une fissure, pour un niveau de contrainte déterminé, peut entraîner ou non une rupture fragile par autodéveloppement.

Ainsi, la présence d'une ou de plusieurs fissures de taille critique entraîne pratiquement une rupture fragile certaine. Par contre, l'absence d'une telle fissure ne permet pas de conclure à l'inexistence du risque d'une rupture fragile. En effet, dans certaines conditions, une microfissure dont la longueur est bien inférieure à la taille critique peut s'agrandir, en général lentement, et atteindre le seuil d'autodéveloppement. Nous reviendrons plus en détail sur ce phénomène au paragraphe 5.

Pour contrôler la validité d'une relation du type (7), étudier la phase d'autodéveloppement de la fissuration fragile et mesurer les valeurs de l'énergie S', il faudrait créer dans les matériaux des fissures du type fragile de différentes longueurs. La mesure de la contrainte critique de rupture en fonction de la longueur permettrait d'évaluer S' et d'établir des diagrammes dont l'allure est schématisée par les figures 2 et 3.

Les mesures d'Irwin appellent la réserve suivante : les fissures étudiées furent créées par usinage, ce qui entraîne nécessairement d'importantes déformations plastiques dans la zone de l'entaille, si aiguë et si fine soit-elle.

Afin d'éviter cette difficulté, c'est-à-dire d'éliminer l'effet d'écrouissage par usinage sur le déroulement du phénomène, le plus simple semble, à priori, d'utiliser des fissures fragiles arrêtées.

Le LEMEPUL a préparé des éprouvettes spéciales qui permettent de créer des fissures dont on utilise seulement la partie située en dehors de la zone initiale d'écrouissage. La figure 4 illustre un exemple d'une telle éprouvette.

Il est également possible d'obtenir des fissures fragiles par choc sur des éprouvettes entaillées. Malheureusement ces fissures, comme celles que l'on crée par traction à basse température, sont difficiles à arrêter.

Une méthode plus adéquate consiste à provoquer des fissures de fatigue qui s'arrêtent facilement. Elles sont, de plus, assez rectilignes et remplissent au mieux la

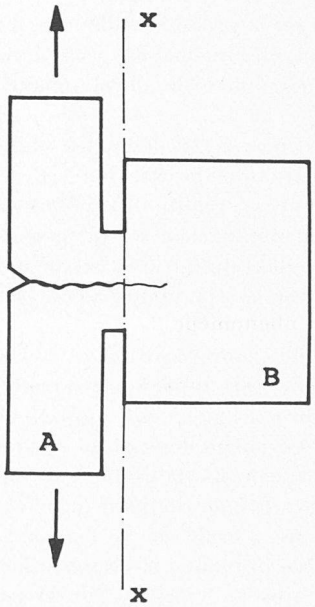

Fig. 4. — Exemple d'une éprouvette préparée au LEMEPUL pour la création d'une fissure exempte d'écrouissage.

A : Partie de l'éprouvette dans laquelle est créée la fissure.
B : Partie de l'éprouvette utilisée pour étudier la propagation par autodéveloppement. Cette partie est séparée de A selon x-x.

condition cherchée de ne présenter que de très petites déformations plastiques.

Les figures 5, 6 et 7 donnent respectivement un exemple d'une fissure obtenue par traction statique, par choc et par fatigue. Pour chacune d'elles, l'écrouissage a été mis en évidence par recuit.

En résumé, la création et l'arrêt contrôlé des fissures du type fragile présentent certaines difficultés. La grande analogie des caractères propres aux fissures fragiles arrêtées et aux fissures de fatigue permet d'utiliser également ces dernières comme élément générateur de la fragilité.

Ainsi nous avons pu aborder au LEMEPUL l'étude proprement dite de l'autodéveloppement des fissures, qui est, rappelons-le, le premier problème fondamental à dominer.

5. Germination et développement des microfissures

Les fissures décrites par Griffith et Orowan n'existent généralement pas dans les métaux non déformés. Il est donc maintenant nécessaire d'examiner comment elles prennent naissance au cours de la déformation des métaux.

La plupart des théories actuelles admettent que la germination des microfissures se produit par accumulation, ou « coalescence », de dislocations. Sans entrer dans les détails de ces théories, nous allons en rappeler brièvement les principes fondamentaux.

Les dislocations sont des défauts linéaires apparaissant dans les cristaux pendant leur croissance. Leur existence peut être mise en évidence expérimentalement par plusieurs méthodes.

La figure 8 représente, à titre d'exemple, la configuration d'un réseau cristallin contenant une dislocation « coin ». Cette dislocation se déplace jusqu'à la surface du cristal, selon le plan de glissement x-x, un tel déplacement correspondant à une déformation plastique.

En l'absence de tout effort extérieur, les dislocations sont peu nombreuses dans un cristal. Elles peuvent se multiplier sous l'effet de contraintes, probablement selon divers processus. Jusqu'à maintenant, un seul a été décrit avec précision et observé expérimentalement (processus de Frank-Read).

Il peut donc exister dans un cristal sous tension une multitude de dislocations qui se déplacent. La coalescence de ces dislocations peut provoquer une microfissure. La figure 9 représente schématiquement un exemple de ce phénomène.

Pour que des dislocations s'accumulent et provoquent une microfissure, il est nécessaire que la première s'arrête, soit contre un obstacle qui s'oppose à son déplacement (modèle de Stroh : empilement des dislocations contre un joint de grain), soit que son plan ne coïncide pas avec un plan de glissement possible (modèle de Cottrel).

En définitive, la plupart des théories de germination des microfissures ne diffèrent que par l'interprétation des causes qui entraînent l'accumulation des dislocations. Elles permettent toutes de comprendre l'influence de la température et de l'écrouissage sur la fragilité.

Les théories dont nous venons de résumer l'essentiel permettent une explication valable de la naissance des microfissures (phase de germination). Elles sont beaucoup moins satisfaisantes en ce qui concerne le processus selon lequel ces microfissures se développent ensuite jusqu'aux dimensions qui entraînent l'autodéveloppement provoquant la rupture finale. En particulier, ces théories ne permettent pas de prévoir si une microfissure se développera ou, au contraire, restera stable.

Bien que la plus importante, la phase de croissance entre la germination et l'autodéveloppement reste la plus obscure. En effet, une microfissure peut être stoppée dans sa propagation par certaines formes spéciales de dislocations, par les joints de grains et par la relaxation plastique.

La nécessité d'entreprendre des recherches pour étudier ce processus apparaît donc clairement.

Sur le plan expérimental, il faudrait créer artificiellement des microfissures dans diverses conditions et examiner leur développement sous divers modes de sollicitations.

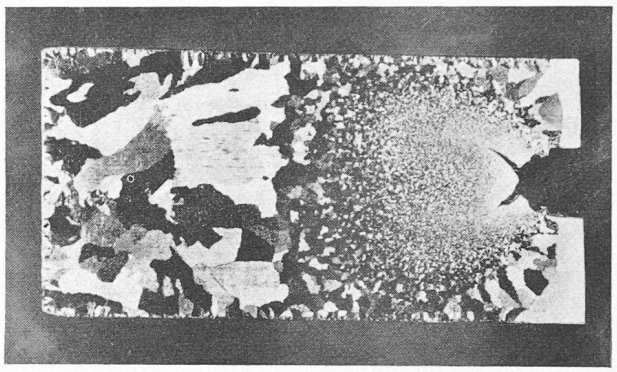

Fig. 5. — Fissuration obtenue par traction statique à température ambiante (+ 20°C). Acier SM calmé. L'écrouissage progressif à partir de l'entaille est extrêmement marqué.

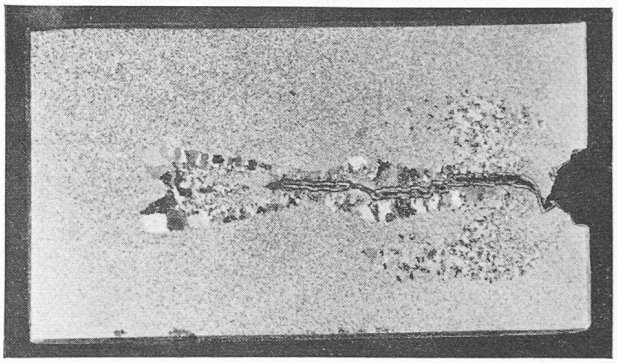

Fig. 6. — Fissuration obtenue par choc à température ambiante. Acier SM calmé. L'écrouissage autour de la fissure et de l'entaille est encore bien visible.

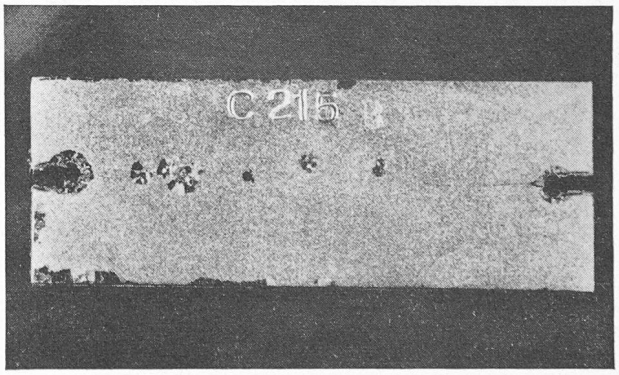

Fig. 7. — Fissuration obtenue par fatigue (traction alternée), à température ambiante. Acier SM calmé. L'écrouissage sur les bords et le front de la fissure a pratiquement disparu.

Zener a démontré que le fluage à haute et moyenne température provoque des microfissures dans les métaux. Leur dimension moyenne initiale $\overline{D}$ est fonction du temps de fluage, comme le montre le diagramme de la figure 10, reproduit d'après Versnyder.

Nous avons estimé que c'était le moyen le plus commode de créer artificiellement les microfissures dont nous avons l'intention, dans un avenir immédiat, d'étudier le développement en traction à basse température.

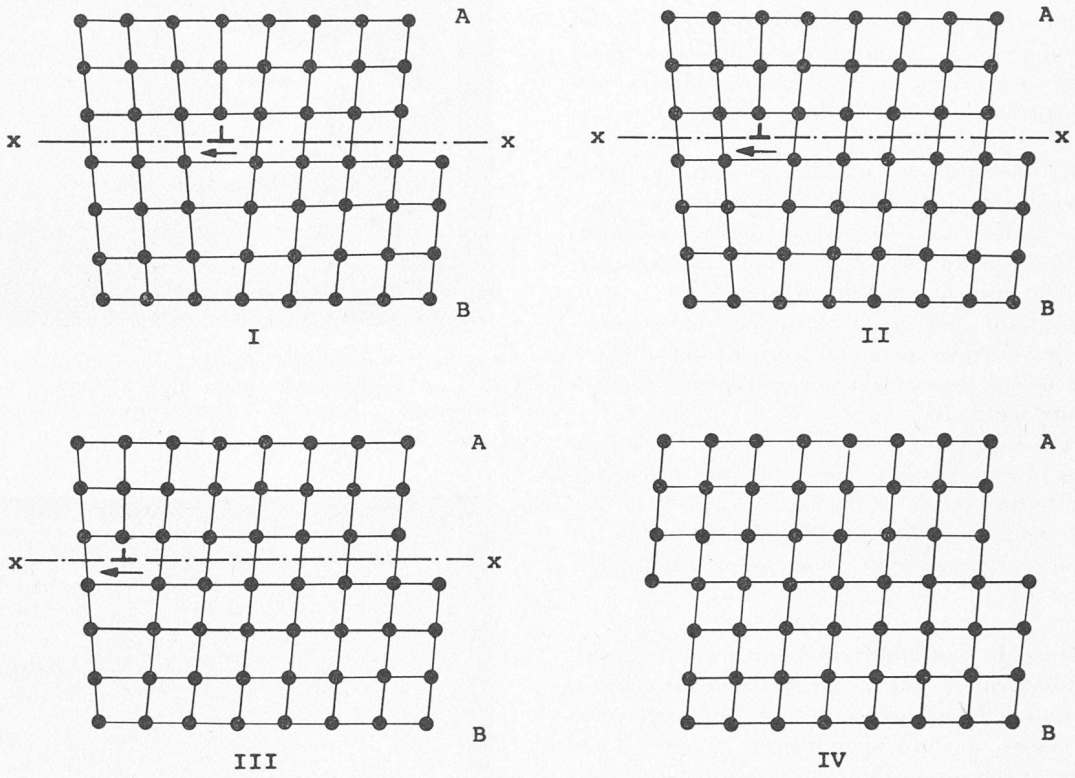

Fig. 8. — Dislocation « coin » dans un réseau cristallin, selon une ligne perpendiculaire au plan de la figure.
La partie A glisse par rapport à la partie B dans le plan de dislocation x-x.

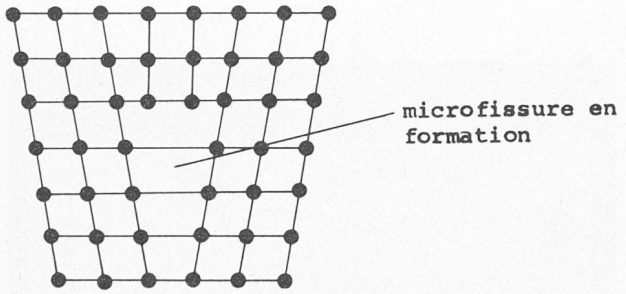

Fig. 9. — Formation d'une microfissure par coalescence de dislocations (deux dislocations seulement sont représentées sur la figure).

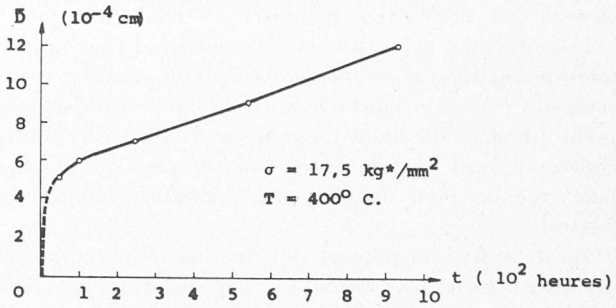

Fig. 10. — Dimensions moyennes des microfissures, en fonction du temps de fluage t, pour le cuivre polycristallin. (D'après Versnyder.)

6. Résumé et conclusions

La théorie de la rupture fragile, dont ce bref exposé résume les acquisitions principales mais aussi les lacunes, permet de distinguer avec certitude trois phases :

1. La germination d'une microfissure.
2. La croissance de cette microfissure jusqu'au moment où la taille critique d'autodéveloppement est atteinte.
3. L'autodéveloppement rapide, entraînant généralement la destruction par rupture fragile.

Les phases 1 et 3 ont déjà reçu une explication qualitative satisfaisante. Sur le plan quantitatif, les travaux concernant la phase 1 n'ont pas encore abouti à des résultats qui puissent être vérifiés par l'expérience. Pour la phase 3, une relation traduisant valablement le phénomène a été trouvée ; il reste encore à préciser son domaine d'application et à mesurer pour différents matériaux la valeur des paramètres.

Actuellement, la phase 2 n'est pas encore bien comprise et de nombreuses recherches seront nécessaires pour y parvenir. Cette situation s'explique d'abord par le fait que l'existence même de cette deuxième phase n'a été mise en évidence que très récemment et qu'il s'agit, d'autre part, d'un phénomène particulièrement délicat à reproduire.

Les phases de croissance et d'autodéveloppement (2 et 3) sont les plus importantes sur le plan pratique. En effet, comme il est actuellement — et restera probablement toujours — impossible de garantir qu'une construction quelconque soit exempte de microfissures, la résistance à la propagation des fissures apparaît comme plus importante que leur germination.