

# Microstructure et propriétés mécaniques des aciers pour câbles

Synthèse des travaux du LCPC (1970-2000)

## II. Ténacité, fissuration sous contrainte et fatigue

Pierre BREVET  
André RAHARINAÏVO  
Dominique SIEGERT

Laboratoire Central des Ponts et Chaussées

### RÉSUMÉ

Cette deuxième partie de la présentation des travaux du LCPC traite des phénomènes de rupture des fils de câbles, et en particulier des relations entre les propriétés mécaniques et la microstructure.

Les caractéristiques des ruptures brutales de fils amorcées au niveau des défauts de surface, tels que les entailles ou les fissures, sont décrites. Les aspects caractéristiques de la propagation progressive des fissures de corrosion sous contrainte et des fissures de fatigue sont développés.

La modélisation mécanique d'un cylindre fissuré a permis de calculer le facteur d'intensité des contraintes et la géométrie du front de propagation de la fissure en fatigue. Ces différents modèles ont été appliqués pour prédire la nocivité des entailles et des piqûres.

La notion de propagation de fissure courte a également été appliquée au cas des fils en acier tréfilés pour identifier les conditions de propagation des fissures de fatigue de contact amorcées dans les torons.

Les résultats des études expérimentales ont permis de recalibrer les modèles et de préciser l'influence sur la ténacité des aciers à haute résistance des conditions de fragilisation par l'hydrogène et de corrosion fissurante sous contrainte.

**DOMAINE :** Ouvrages d'art.

### INTRODUCTION

La première partie de cette synthèse a été publiée antérieurement [1]. Elle traitait des relations entre la structure ou la microstructure et les propriétés mécaniques ou rhéologiques des aciers pour câbles.

Le présent article traite le comportement mécanique des fils constitutifs de câbles comportant des défauts géométriques superficiels.

Il est à noter que seules les études traitant de la mécanique linéaire élastique sont abordées. Les aspects élasto-plastiques ne sont cités que dans le cadre des défauts de grandes dimensions.

### ABSTRACT

**MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL FOR CABLES  
SUMMARY OF 30 YEARS OF LCPC RESEARCH (1970-2000):**

#### **II. TENACITY AND CRACKING WHEN EXPOSED TO STRESS AND FATIGUE**

*This second part of the presentation of LCPC research work pertains to the fracture phenomena inherent in cable strands, particularly in the relations existing between mechanical properties and microstructure.*

*The characteristics of sudden strand failure instigated by surface flaws, such as notches or cracks, are first described. The characteristic features of the gradual propagation of both stress-induced corrosion cracks and fatigue cracks are then discussed in detail.*

*The mechanical modeling of a cracked cylinder has made it possible to compute both the stress intensity factor and the geometry of the fatigue crack propagation front. These various models could then be applied in order to predict the degradation caused by notches and pits.*

*The notion of short crack propagation has also been employed in the case of drawn steel wires for the purpose of identifying propagation conditions for the contact fatigue cracks initiated within the strands.*

*The results of a series of experimental studies have enabled calibrating the models and specifying the influence on the toughness of high-strength steels from both hydrogen-induced degradation and stress-induced cracking corrosion.*

**FIELD:** Structural engineering.

## RAPPELS SUR LES FILS POUR CÂBLES DU GÉNIE CIVIL

Les fils pour câbles utilisés dans les ouvrages d'art ont une teneur en carbone voisine de 0,7 % et ils ne comportent généralement pas d'élément d'alliage. Ils sont issus de « fils machine », dont le diamètre est de l'ordre du centimètre, obtenus par laminage à chaud. Par tréfilage à froid des fils machines, ou par laminage à chaud suivi d'un traitement thermique, les fils de base pour câbles acquièrent des caractéristiques mécaniques élevées liées à leur structure métallographique et à leur texture [1]. Ces structures d'aciers eutectoïdes sont composées : de grains de perlite ou de grains de bainite ou de grains de martensite revenue.

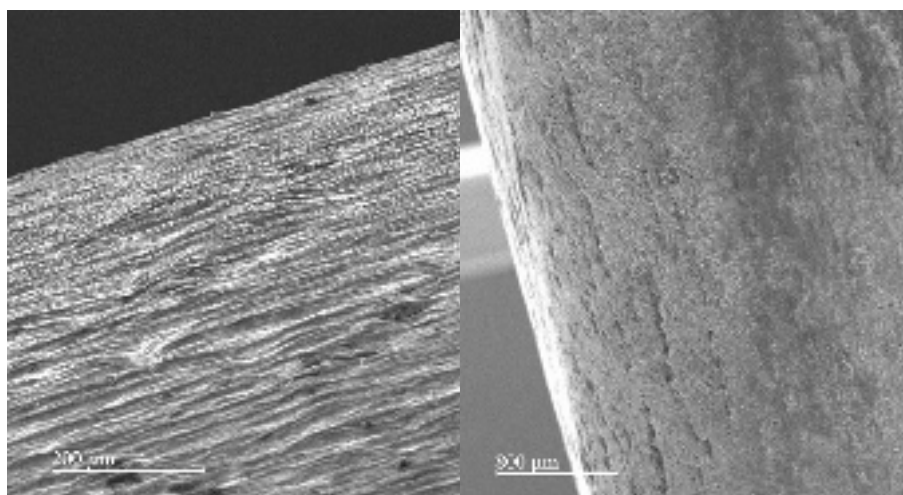
Outre les phénomènes de fluage ou de relaxation à long terme qui peuvent nuire à la pérennité des câbles (voir première partie), les endommagements de surface de toute origine peuvent induire des déformations et des contraintes locales élevées, ou même des ruptures.

Les travaux sur la nocivité des défauts de surface, leur origine et leur propagation sont présentés ici.

## LES DÉFAUTS GÉOMÉTRIQUES EN SURFACE DES FILS

Les défauts de surface observés sur les fils sont d'origines diverses et de types variés.

Le processus d'élaboration est à l'origine de « rayures longitudinales » (Fig. 1) qui ne présentent pas un caractère nocif vis-à-vis du comportement mécanique des fils. Il est également parfois à l'origine de petites décohésions transversales en forme de chevrons ou de U qui, si elles n'ont pas provoqué la rupture du fil lors du tréfilage (« casse »), sont susceptibles de modifier le comportement ultérieur des câbles. Ces décohésions ont été prises en compte par différents auteurs pour les calculs théoriques de propagation des défauts en fatigue. Des défauts transversaux de surface se forment aussi dans les revêtements métalliques (Fig. 2), mais ceux-ci n'affectent pas le comportement mécanique des fils.



■ Fig. 1

Stries longitudinales de tréfilage sur fil extrait d'un toron. Observations par microscopie électronique à balayage.

Les fils peuvent ensuite être blessés lors du toronnage, de la manutention, du transport et de la mise en oeuvre. Ces blessures sont le plus souvent d'origine mécanique : rayures, écrasement, entailles, pliage/dépliage. Parfois, elles ont une origine thermique : effet d'arc électrique..., mais peuvent aussi être inhérentes aux dispositifs d'utilisation : ancrages par mors ou manchons (Fig. 3).

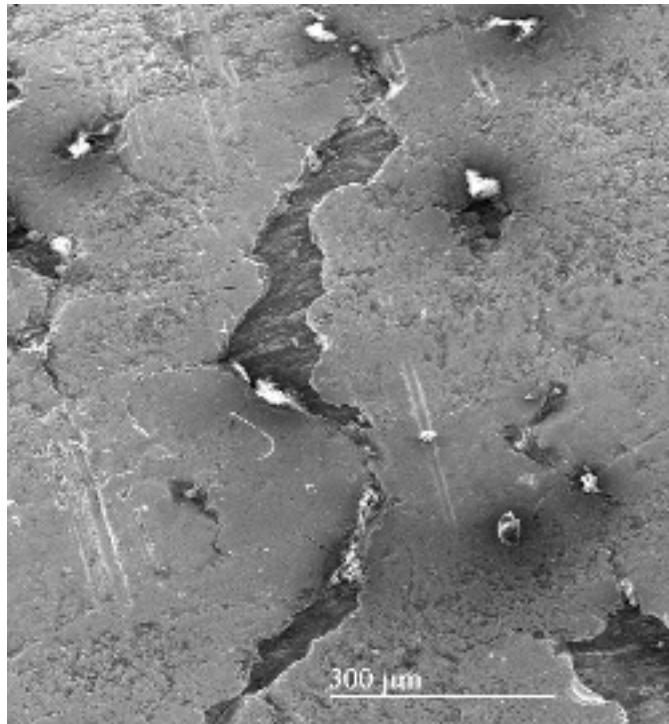
Les autres défauts de surface observés apparaissent en service. Ils sont dus à des phénomènes :

- de corrosion : piqûres ou cratères de dissolution (Fig. 2c), fissures de corrosion sous contrainte ;
- de fatigue : propagation de défauts de surface, fatigue sous contacts interfilaires ou au contact de points durs (ancrages, déviateurs, colliers, etc.).

La combinaison des phénomènes de corrosion et de fatigue peut également provoquer la formation de fissures même si chacun d'eux n'avait pas généré ce type de défaut dans les conditions d'utilisation normales.



a) Acier ancien. Arrachements en surface.



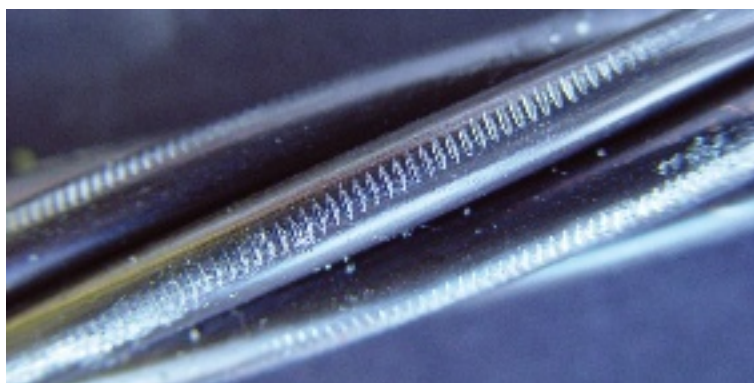
b) Revêtement de zinc.  
Rupture du revêtement lors du « surtréfilage ».  
Observation par microscopie électronique à balayage.



c) Acier corrodé.  
Plaques et cratères de dissolution.

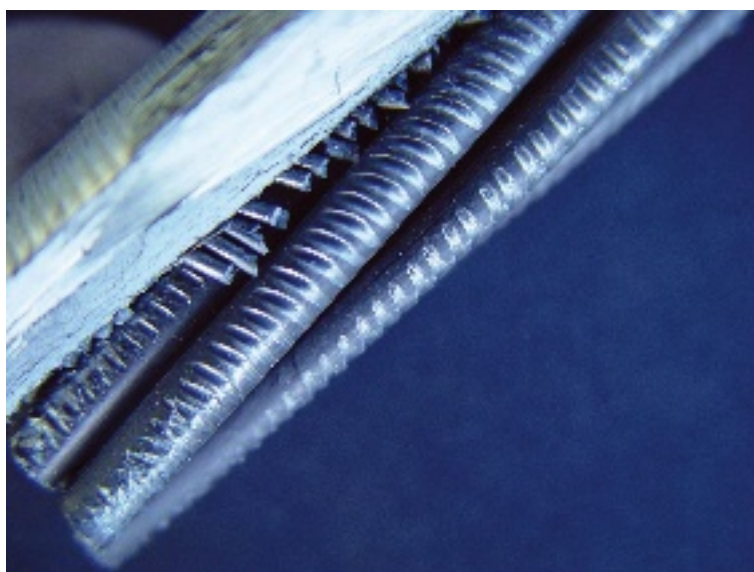
■ **Fig. 2**

Décohésions de surface : défauts transversaux « perpendiculaires » à la direction de tréfilage.



a) Stries d'indentation de mors.

■ Fig. 3  
Indentation des dispositifs  
d'ancrage ou de mise en tension.



b) Stries d'indentation sous manchon.

Le premier effet des défauts de surface est une perte de charge de rupture et d'allongement avant rupture découlant directement de la perte de section au droit du défaut. C'est l'effet constaté pour les cratères de dissolution formés sur les fils tendus sous faible contrainte, ou pour les blessures mécaniques de chantier (coup de meule, par exemple).

La nocivité des fissures est due à la très forte élévation de la contrainte en fond de défaut. Cela explique le recours à la mécanique de la rupture, bien qu'*a priori* les conditions de validité en mécanique élastique linéaire [2] ne soient pas respectées dans les fils métalliques.

Les études qui sont décrites ci-dessous étaient orientées vers les applications de la mécanique de la rupture aux cylindres de petits diamètres et vers les conditions d'amorçage des défauts de surface ou de leur propagation.

## **UTILISATION DES CONCEPTS DE LA MÉCANIQUE LINÉAIRE DE LA RUPTURE**

L'existence de fissures transversales à l'origine de ruptures observées sur des fils, et l'aspect semi-fragile (sans déformation plastique) du faciès de ces ruptures ont conduit, naturellement, à appliquer la mécanique linéaire de la rupture aux fils de petits diamètres (5 à 12 mm).

Le respect des normes d'essai concernant la détermination du facteur d'intensité de contrainte critique des aciers (NF A 03-180) n'était toutefois pas possible car :

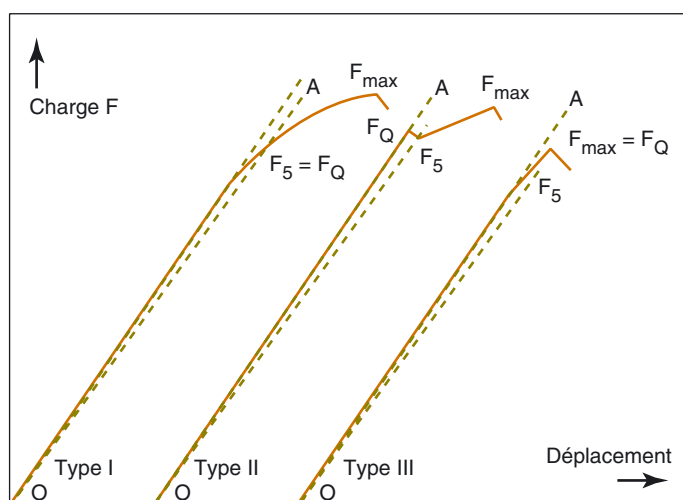
- les dimensions minimales des éprouvettes et des fissures recommandées pour la validation des mesures dépassaient largement les dimensions des produits étudiés ;
- les éprouvettes normalisées ne pouvaient pas être usinées dans un fil.

Il a alors été décidé de travailler directement sur des corps d'épreuve cylindriques en appliquant le critère de validation s'appuyant sur les courbes charge-déplacement. Une détermination de la ténacité est validée si  $\frac{F_Q}{F_{max}} < 1,10$  (Fig. 4). Ce critère permet de justifier que la zone plastique est relativement petite en fond de fissure et que le volume de matériau sollicité en élasticité pure est important.

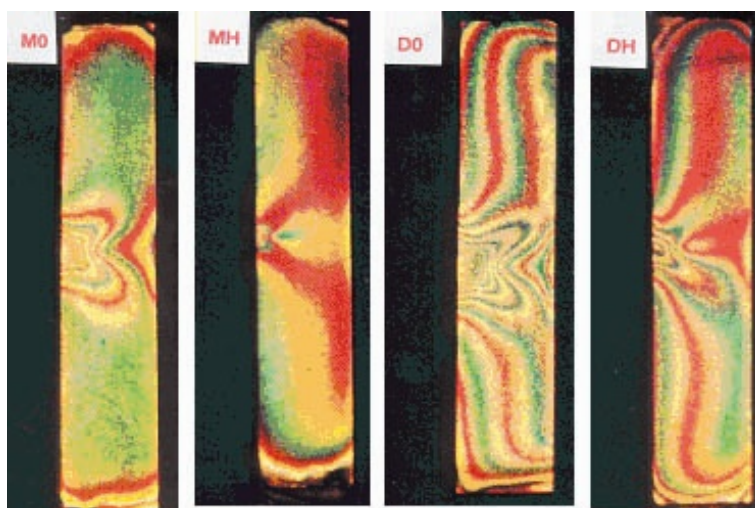
Les conditions de validité des mesures étaient liées également à une profondeur minimale de fissure, comme l'a montré l'étude (Fig. 5) [3], dans laquelle il apparaît que, pour des fils tréfilés, la zone plastique est assez grande par rapport au diamètre du fil lorsque les défauts de surface sont peu profonds.

La figure 5 montre également que la structure métallographique et la texture du fil modifient la compliance du matériau et donc sa ténacité. Cela tend à montrer que la ténacité du fil tréfilé est inférieure à celle du fil traité thermiquement.

La figure 5 montre également que la structure métallographique et la texture du fil modifient la compliance du matériau et donc sa ténacité. Cela tend à montrer que la ténacité du fil tréfilé est inférieure à celle du fil traité thermiquement.



■ Fig. 4  
Courbes de traction types permettant la validation des résultats sur éprouvettes fissurées ou entaillées.

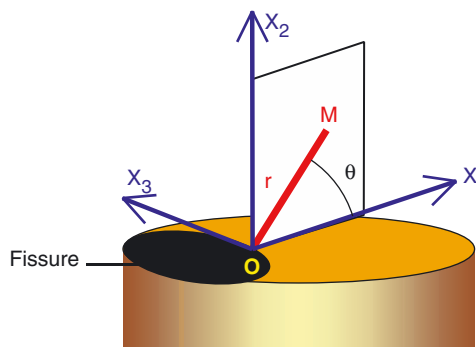


■ Fig. 5  
Étude à l'aide d'une résine photoélastique de la déformation dans des fils (diamètre : 5 mm) en acier pour câbles, fissurés et tendus : D : fil tréfilé ; M : martensite revenue ; O : état neuf ; H : état après chargement en hydrogène.

## Facteur d'intensité de contrainte

Une fissure (Fig. 6) peut être considérée comme un défaut « plan » dont les lèvres sont parallèles et séparées l'une de l'autre par une épaisseur nulle et se rejoignent sur une ligne de forme quelconque,

■ Fig. 6  
 Coordonnées d'un point M,  
 au voisinage d'une fissure de surface d'un cylindre.  
 Le plan de la fissure est  $OX_1X_3$ , l'axe  $OX_3$   
 est tangent au front de fissure.



appelée « front de fissure ». Si un solide fissuré est sollicité, la contrainte en O est infinie (en élasticité) [2]. La contrainte  $\sigma_{ij}$  au point M très proche du point O situé sur le « front » s'écrit alors :

$$\sigma_{ij}(M) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta)$$

où les axes  $OX_1, OX_2, OX_3$  et les grandeurs  $r$  et  $\theta$  sont définies sur la figure 6 et,  $f_{ij}(\theta)$  est une fonction de  $\theta$ . Le coefficient  $K$  (ou  $K_I$ ) est appelé facteur d'intensité de contrainte et exprimé en  $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ .

En 1970, les travaux et applications concernant la mécanique de la rupture publiés par divers auteurs portaient essentiellement sur les plaques tendues comportant des fissures perpendiculaires à l'effort de traction. Dans ces cas, le facteur d'intensité de contrainte  $K$  est constant le long du front de fissure. Par contre, les fissures qui se forment en service, dans les fils tendus, ont un front dont la forme est telle que le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  n'y est pas nécessairement constant.

En d'autres termes, les résultats acquis pour les tôles ne pouvaient être transposés directement au cas des cylindres. Il fallait, soit calculer l'expression de  $K_I$  (voir  $K_{II}$  et  $K_{III}$ ) en tout point du front de fissure, soit déterminer le taux de restitution d'énergie  $G$  pour l'ensemble du solide fissuré.

Il est à noter que  $G$  est lié aux carrés des facteurs d'intensité de contrainte par des relations simples ( $G = \frac{1-\nu^2}{E} * K_I^2$  en mode I,  $G = \frac{1}{E} (K_I^2 + K_{II}^2)$  en contrainte plane,  $G = \frac{1-\nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2)$  en déformation plane,  $E$  étant le module d'élasticité et  $\nu$  le coefficient de Poisson.

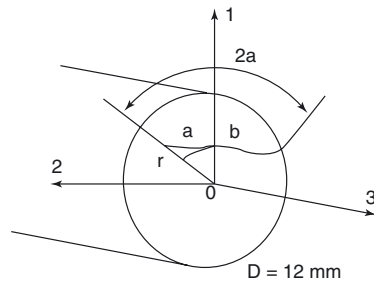
Pour une fissure sur cylindre, la détermination du facteur  $K_I$  a été menée en tout point du front par la méthode numérique des équations intégrales [4, 5]. Dans la plupart des cas réels, la fissure est perpendiculaire à l'axe du fil tendu, et le front de fissure est symétrique par rapport à un plan diamétral du fil. Pour les calculs, la ligne représentant le front de fissure est une pseudo-ellipse (ellipse dont le grand axe est courbé pour épouser le cylindre représentant le fil). Trois défauts de fissures dans les cylindres sont aussi représentés par des arcs de cercle.

La figure 7 correspond aux calculs effectués au LCPC. La profondeur  $b$  de la fissure est égale au demi petit axe de l'ellipse et sa longueur mesurée à la surface du fil est égale à  $2a$ , valeur du grand axe prise en compte dans les calculs. Cette forme elliptique permet d'avoir un front de fissure qui débouche perpendiculairement à la surface externe du fil.

Le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  a été calculé en fonction de l'abscisse curviligne  $s$  le long d'un front de fissure, mesurée à partir du point de symétrie de la fissure (calcul sur un demi-cylindre). Un exemple de résultats de calculs est présenté sur la figure 8. Le facteur  $K_I$  n'est pas constant le long de la ligne de front ; il peut croître ou décroître du centre vers l'extérieur selon la valeur du rapport  $b/a$  (coefficient d'aplatissement).

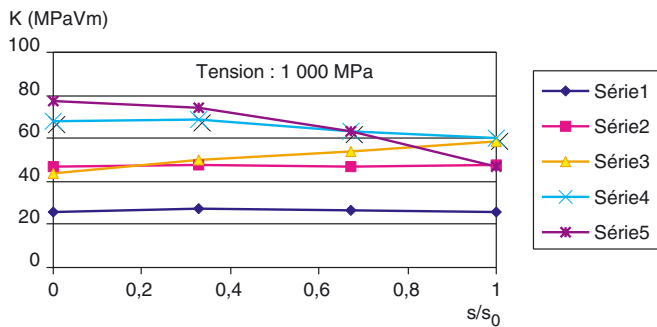
Au cours de la même étude, il a été montré que le rapport  $b/a$  a une influence importante sur la valeur du facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  pour une largeur  $a$  donnée de fissure (Fig. 9). Ce facteur  $K_I$  est sensiblement constant le long du front de fissure lorsque le rapport  $b/a$  est proche de 0,76.

Ces résultats concernant le facteur d'intensité de contrainte dans un cylindre fissuré ont été obtenus numériquement, à l'aide de la méthode des équations intégrales. Ils ont été confirmés par d'autres auteurs qui ont utilisé la méthode des éléments finis [6-11]. Il est à noter que ces auteurs ont travaillé non pas pour le génie civil, mais pour d'autres industries (aéronautique, espace, etc.).



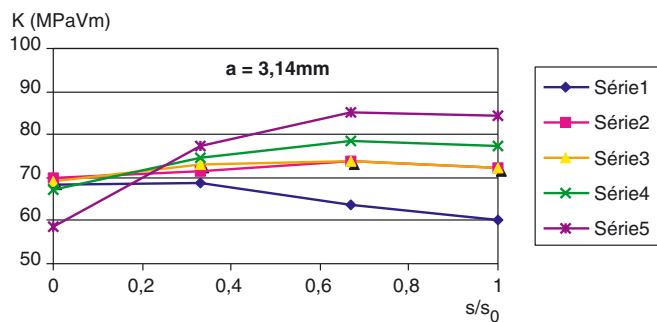
■ Fig. 7

Schéma de la fissure utilisée pour calculer les paramètres K et G. Le diamètre du cylindre retenu pour les calculs était égal à 12 mm [4, 5].



■ Fig. 8

Courbes donnant l'évolution du facteur d'intensité de contrainte K en fonction de l'abscisse curviligne s pour une contrainte de traction égale à 1 000 MPa : s<sub>0</sub> longueur curviligne du front de fissure ; s : abscisse curviligne sur le front ; a : demi-longueur sur la périphérie (en mm) ; b : profondeur, dans l'axe de symétrie (en mm). Série 1 : a = 0,52 ; b = 0,40. Série 2 : a = 1,57 ; b = 1,20. Série 3 : a = 1,57 ; b = 1,80. Série 4 : a = 3,14 ; b = 1,80. Série 5 : a = 4,71 ; b = 1,80.



■ Fig. 9

Influence de la forme du front de fissure sur l'évolution de la valeur du facteur d'intensité de contrainte le long du front de fissure. Cas d'une fissure ayant une demi-largeur a = 3,14 mm, dans un cylindre de 12 mm de diamètre, sous une contrainte de traction de 1 000 MPa. s<sub>0</sub> : longueur curviligne du front de fissure, s : abscisse curviligne sur le front de fissure. Série 1 : b/a = 0,57. Série 2 : b/a = 0,66. Série 3 : b/a = 0,76. Série 4 : b/a = 0,86. Série 5 : b/a = 1,05.

## Taux de restitution d'énergie G

Comme la valeur du facteur d'intensité  $K_I$  varie le long du front de fissure, il est utile de calculer, toujours en élasticité, le taux de restitution d'énergie G qui décrit d'une façon plus globale la stabilité d'un solide fissuré. Les calculs utilisent l'énergie potentielle P (différence entre le travail appliqué et l'énergie de déformation) d'un solide fissuré sous une sollicitation donnée, qui varie avec l'aire A de la fissure.

Par définition le taux de restitution d'énergie est :  $G = \frac{dP}{dA}$ .

Parfois, il est aussi appelé taux d'énergie de fermeture, c'est-à-dire le travail nécessaire pour fermer la fissure.

Les calculs numériques permettent de calculer la variation dP pour diverses valeurs de l'accroissement dA. Le taux G est pris égal à la valeur supérieure du rapport dP/dA.

Une autre façon de calculer le taux de restitution d'énergie est d'utiliser le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$ . Cette méthode n'est toutefois applicable que si  $K_I$  est constant le long du front de fissure. Dans le cadre de la partie « modélisation » des travaux du LCPC, c'est la moyenne quadratique de  $K_I$  qui a servi pour calculer G, soit :

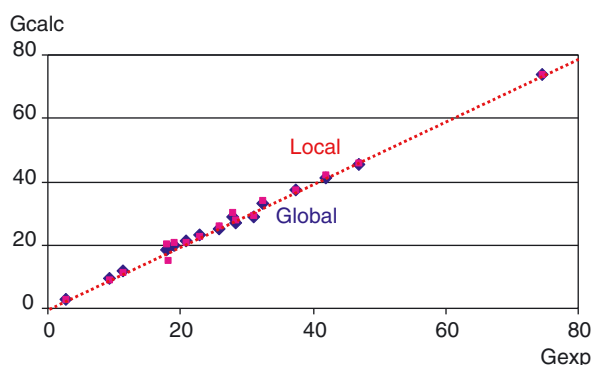
$$\bar{K}_I = \frac{1}{2.s_0} \left[ \int_{-s_0}^{+s_0} K_I^2(s).ds \right]^{\frac{1}{2}} \quad \text{et} \quad G = \frac{1-v^2}{E} \bar{K}_I^2.$$

où E est le module d'Young et v le coefficient de Poisson. Le fil fissuré est alors supposé sollicité en mode I uniquement.

Il convient de noter que cette moyenne quadratique n'a pas de signification physique. C'est pourquoi il est nécessaire de comparer les valeurs de  $G$  calculées théoriquement à celles déduites de mesures expérimentales de l'énergie potentielle (complaisance). Cette comparaison montre que les deux méthodes donnent des résultats identiques [12]. La figure 10 illustre cette constatation ; elle donne les valeurs calculées de  $G$  et les valeurs déduites des données expérimentales. Pour la détermination expérimentale de  $G$ , il convient de rappeler que, si un solide fissuré est soumis à une force  $F$  appliquée entre deux points de part et d'autre d'une fissure (d'aire  $A$ ), le déplacement des points d'application est  $u$ . La souplesse (ou complaisance)  $C$  est égale à  $u/F$  et le taux de restitution d'énergie est :

$$G = \frac{F^2 dC}{2 dA}$$

**Fig. 10**  
 Comparaison des taux de restitution d'énergie  $G$ , expérimentaux ( $G_{exp}$ ) et calculés ( $G_{calc}$ ) à partir du facteur  $K$  (local) ou de l'énergie potentielle (global).



## Ténacité à la rupture

La grandeur qui permet de prévoir la tenue mécanique d'un solide fissuré est sa ténacité à la rupture. Il s'agit, pour le mode I, de la valeur critique  $K_{Ic}$  du facteur d'intensité de contrainte. Il s'exprime en  $MPa \sqrt{m}$ . Il correspond à une valeur critique du taux de restitution d'énergie  $G$ ,  $G_c$  ou  $R$ , résistance à la fissuration, en  $J.m^2$  (ou  $Pa.m$ ).

Dans les premiers travaux du LCPC, en 1970, cette ténacité a été introduite empiriquement à partir d'un coefficient  $K' = \beta \sigma \sqrt{a}$ , où  $\sigma$  est la contrainte (nominale) appliquée et  $a$  la profondeur de la fissure dans son plan diamétral de symétrie [13]. La valeur du coefficient  $\beta$  n'était pas alors bien définie puisque ce facteur de forme n'a été étudié que plus tard. Des expériences ont été conduites également pour mieux caractériser ce coefficient  $\beta$ , mais la démarche utilisait de fait une valeur « moyenne » du facteur d'intensité de contrainte.

Une méthode expérimentale particulière de détermination de la ténacité à la rupture des fils en acier à haute résistance (pour la précontrainte du béton) a été développée [14, 15]. Les éprouvettes utilisées étaient des fils cylindriques de diamètre  $D$ , sur lesquelles était réalisée une fissure circulaire dont le diamètre en fond de fissure était appelé  $d$ . Le facteur d'intensité de contrainte s'écrit alors sous la forme  $K_I = \sigma_{net} \sqrt{\pi D} f\left(\frac{d}{D}\right)$  où  $\sigma_{net}$  est la contrainte nette appliquée (contrainte uniforme calculée sur la section de matériau sain en fond de fissure) et  $f(d/D)$  est une fonction dont l'expression a été établie par divers auteurs [16, 17].

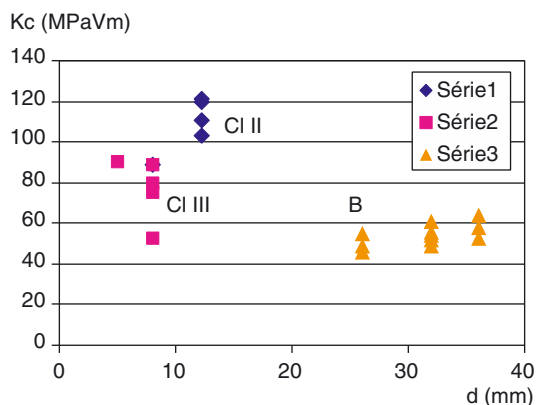
La ténacité  $K_{Ic}$  est égale à la valeur de  $K_I$  qui correspond à la contrainte provoquant la rupture de l'éprouvette, si les conditions de validité vues précédemment sont respectées et si la fissure est bien concentrique au fil.

Les résultats obtenus par application de cette méthode ont montré que la ténacité des trois fils tréfilés essayés est égale à  $66 \pm 3 MPa \sqrt{m}$  et que celle d'un fil à structure bainitique est égale à  $71 \pm 3 MPa \sqrt{m}$ . La dispersion des valeurs de la ténacité était de l'ordre de 5 %.

Une autre étude non publiée a été effectuée ultérieurement sur divers fils et barres de précontrainte pour élargir les données expérimentales. La figure 11 illustre les résultats obtenus. La ténacité des barres étudiées y est plus faible que celle des fils ayant une résistance mécanique voisine.

Il est utile de rappeler que la rupture par fissuration dépend non pas de la section du matériau, mais de la taille de la fissure. Ainsi, pour une contrainte appliquée donnée, la fissure tolérable (avant rupture) dans une barre est sensiblement de même profondeur que celle dans un fil tréfilé de même ténacité.





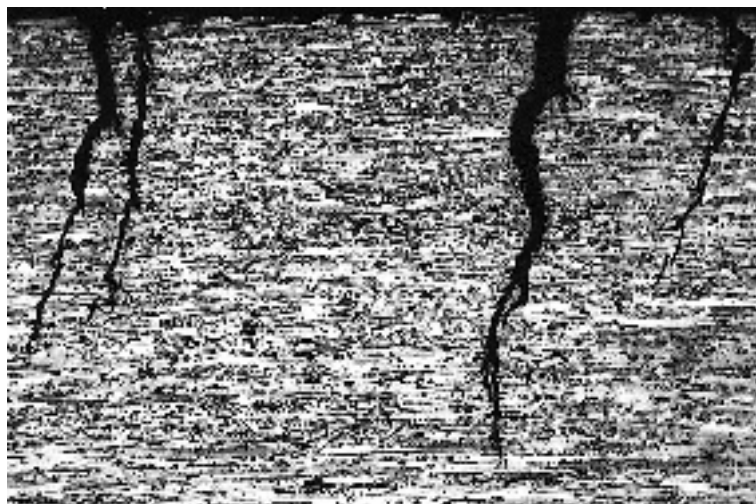
**Fig. 11**  
 Ténacité d'armatures de précontrainte. Fils à très basse relaxation CI II : de résistance à la traction voisine de 1 300 MPa, fils à très basse relaxation CI III : de résistance de l'ordre de 1 500 MPa et barres B, de résistance à la traction voisine de 1 000 MPa.

## APPLICATIONS À LA RUPTURE PAR FISSURATION

### Géométrie des fissures

Dans un câble, les fils peuvent se fissurer soit par fatigue, soit par corrosion sous contrainte. Les fissures obtenues s'amorcent à la surface des fils. Elles sont transversales et perpendiculaires à l'axe du fil tendu, ou inclinées sur cet axe. La figure 12 montre quelques exemples de fissures observées sur des coupes longitudinales de fils.

Les fissures inclinées ont été le plus souvent, pour les applications numériques en mécanique de la rupture, remplacées par une fissure plane équivalente obtenue par projection sur le plan normal à



a) Fissures de corrosion sous contrainte.



b) Fissure de fatigue.

**Fig. 12**  
 Coupe longitudinale de fils.

l'axe du fil, à l'exception des fissures placées dans des champs de contraintes complexes tels que ceux engendrés sous les contacts entre fils adjacents d'un toron mono ou multi-couches.

## Fissuration par corrosion sous contrainte

D'une façon générale, les fissures de corrosion sous contrainte ont pour amorce des piqûres ou des discontinuités (rupture) des films superficiels d'oxydes. Les piqûres apparaissent par dissolution localisée du métal au contact d'une impureté débouchante en surface du fil ou par dissolution préférentielle aux joints des grains.

En ce qui concerne les aciers pour câbles, les piqûres liées aux impuretés ont pratiquement disparu depuis la diminution du taux de soufre admissible dans ces aciers. La texture de grains écrasés en surface des fils tréfilés est défavorable à la formation de piqûres « aiguës » par dissolution préférentielle. Les aciers à structure martensitique ou bainitique, dont la texture est plus orthotrope, sont plus favorables à la formation de piqûres profondes.

Lorsqu'une piqûre s'est formée, elle se développe en profondeur, le liquide corrosif étant retenu dans une cellule occluse (dissolution en l'absence d'oxygène), ce qui favorise la formation d'atomes d'hydrogène dont une partie pénètre dans l'acier. Cette dissolution est favorisée par les contraintes locales de traction qui déforment le réseau atomique du fer et « dilatent » les défauts volumiques internes, qui sont autant de sites d'accueil des atomes d'hydrogène dissous. À leur tour, les atomes dissous déforment localement le réseau atomique et interagissent avec les dislocations. Les contraintes extérieures, les contraintes résiduelles de fabrication et les concentrations géométriques de contrainte en fond de piqûre provoquent localement une déformation supérieure à la déformabilité du matériau. Une fissure courte peut se former, notamment en fond de piqûre. Si aucune fissure ne s'amorce, la piqûre progresse, soit en profondeur tout en restant « acérée » (cas des aciers bainitiques), soit en formant une petite surface plane de dissolution, soit en formant une crevasse. Les conditions de fissuration peuvent alors être remplies ou, le milieu corrosif confiné peut être saturé en sels dissous et la piqûre stabilisée.

Lorsqu'une fissure courte est formée, elle se comporte comme une piqûre. Sa progression est conditionnée par l'existence de phénomènes de dissolution (corrosion) entre les lèvres de la fissure et l'existence d'un niveau de contraintes induisant localement un dépassement de la ténacité de l'acier. La progression de la fissure est également influencée par le gradient des contraintes résiduelles de surface créé par le tréfilage, ainsi que par la texture (direction préférentielle des grains) des fils. Les fissures dans les fils tréfilés sont souvent inclinées et semblent contourner les grains qui sont sur leur trajectoire, alors que pour les fils obtenus par traitement thermique le plan de fissuration est normal à l'axe du fil (Fig. 13).

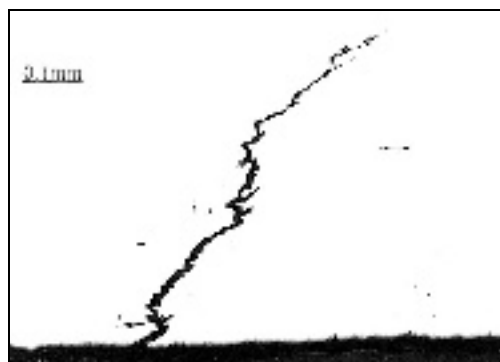
Actuellement, les paramètres qui semblent le plus influencer l'orientation d'une fissure de corrosion amorcée à la surface d'un fil sont la texture très fortement allongée des aciers et les contraintes de flexion induites par la déformation hélicoïdale des fils des couches successives constituant les torons. Des fissures peu profondes se créent puis se propagent « parallèlement » à l'axe du fil, sur plusieurs millimètres, avant la rupture totale (Fig. 14).

Dans l'étude citée précédemment [14, 15], l'effet de l'hydrogène sur la valeur de la ténacité a été recherché en effectuant un chargement en hydrogène par polarisation cathodique. Les résultats de ces mesures montrent que la structure obtenue par tréfilage conserve sa ténacité alors que pour les structures de trempe cette ténacité diminue sensiblement (Fig. 15). Cependant, l'extrapolation de ce résultat au comportement des fils soumis à des conditions favorables au phénomène de corrosion fissurante sous contrainte n'a pu être justifié car les durées de vie restent du même ordre de grandeur pour les deux structures. L'effet de l'hydrogène reste donc très localisé dans le phénomène de fissuration constaté sur les câbles réels.

Il est à noter que la fragilisation d'un acier, sous l'effet de l'hydrogène, se traduit surtout par une forte baisse de la ductilité (striction, déformabilité) et par une baisse de la résistance mécanique.

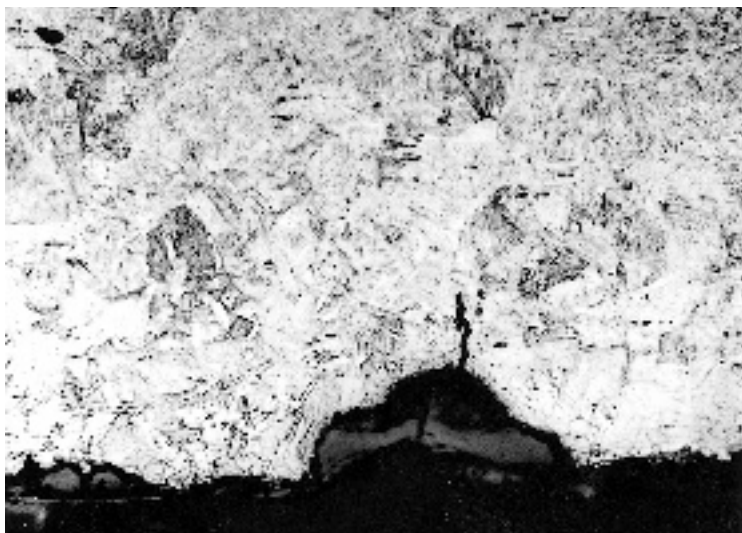
## Fissuration par fatigue

L'amorçage des fissures de fatigue n'est pas lié directement à la ténacité des matériaux [18] même si certains auteurs [19] ont attribué le développement des fissures de fatigue à la propagation de défauts préexistants, tels que les fissures d'élaboration, de profondeur comprises entre 50 et



■ **Fig. 13a**

*Fissure de corrosion sous contrainte inclinée. On remarque les déviations du cheminement de la fissure par les différents grains rencontrés.*



■ **Fig. 13b**

*Fissure amorcée en fond de piqure sur un fil obtenu par trempe à l'huile : direction normale à l'axe du fil.*



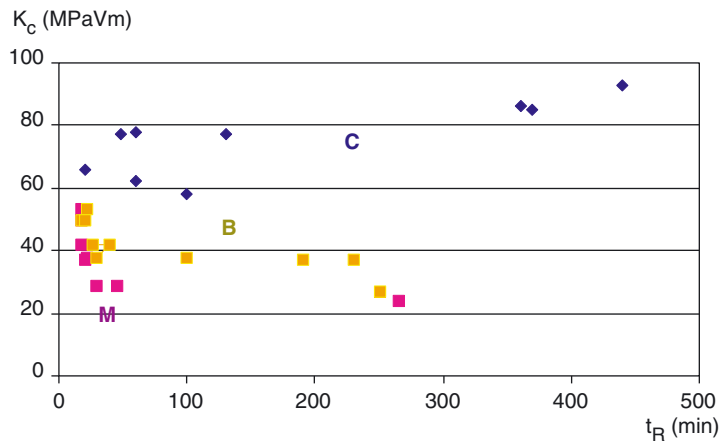
■ **Fig. 14**

*Fissure de corrosion sous contrainte superficielle déviée sur une grande longueur avant rupture.*

100 microns. De tels défauts n'ont jamais été observés même sur les fils tréfilés anciens (1954) transmis au LCPC.

L'amorçage des fissures est attribué à un mécanisme d'intrusion-extrusion à l'échelle de 10 micromètres, sur lequel la taille des grains a un rôle important : plus le grain est petit, plus la résistance à la fatigue est élevée. La fissure amorcée dans un grain se développe dans le plan oblique de cisaillement. Cette micro-fissure peut se développer et devenir une fissure « courte » perpendiculaire

**Fig. 15**  
 Ténacité à la rupture de fils en fonction de la durée de vie  $t_R$  lors d'essais de polarisation cathodique (dans une solution d'acide sulfurique décimale). C : acier tréfilé (7 mm de diamètre) ; B : acier bainitique (diamètre de 5 mm) ; M : acier martensitique (diamètre de 5 mm).



à la direction de la contrainte principale maximale (traction pour le fil unique). La mécanique élastique linéaire peut alors s'appliquer si les conditions de validité sont respectées.

Dans le cas des fils tréfilés, l'amorçage des fissures intra-granulaires est lié au cisaillement à l'interface des lamelles de ferrite et de cémentite. La résistance à la propagation de la fissure est alors attribuée au franchissement de la première barrière constituée par la frontière entre deux grains de perlite.

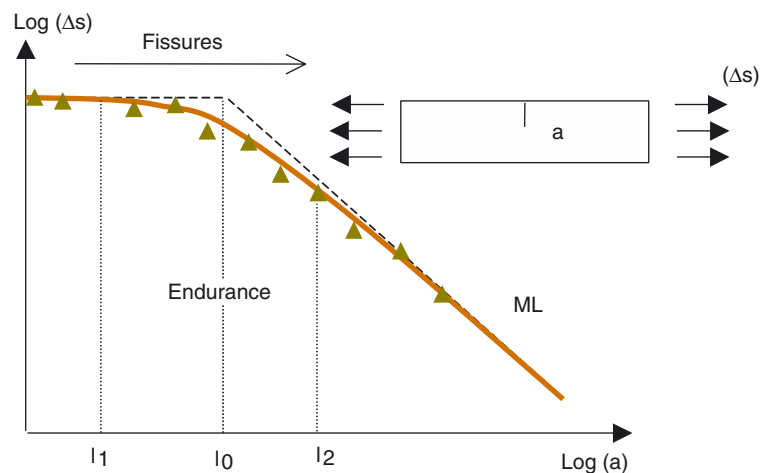
L'endurance correspond alors à des seuils de non-propagation définis dans le cadre de l'approche de la mécanique de la rupture. Pour les fissures courtes [18], la limite de fatigue correspond à la variation de contrainte nécessaire pour franchir les barrières (joints de grains). Au-delà, la propagation des fissures, « grandes » par rapport à la microstructure, est décrite dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture.

Kitagawa [20] a établi la représentation de la figure 16 séparant les domaines de propagation. Sur la même figure, le modèle d'El Haddad a été reporté. Ce modèle introduit une profondeur critique  $\ell_1$  qui correspond à la taille d'une fissure en dessous de laquelle la limite de fatigue n'est pas modifiée et une profondeur  $\ell_2$  frontière réelle d'application de la mécanique linéaire de la rupture.

Les calculs de la propagation des fissures en fatigue effectués par Siegert [18] ont montré que l'existence des petits défauts initiaux ne permettait pas une estimation correcte du seuil de fatigue des fils pour câbles car ces seuils calculés sont largement inférieurs à ceux obtenus expérimentalement.

Une adaptation de la formulation et des conditions d'application du critère de fatigue multiaxial de Dang Van [21] prenant en compte le concept de résistance à la fatigue lié au seuil de propagation des fissures courtes a été proposé [18, 22] et appliqué au cas de la fatigue en flexion libre de torons sept fils. Des valeurs expérimentales des paramètres et, en particulier, l'adaptation des conditions de con-

**Fig. 16**  
 Représentation schématique du diagramme de Kitagawa :  
 - trait interrompu court : théorie de base  $\Delta K_s = F \Delta \sigma_d \sqrt{\pi a}$   
 - trait continu : diagramme corrigé  $\Delta K_{s2} = \frac{F \Delta \sigma_d \sqrt{\pi a}}{\sqrt{1 - l_0/a}}$   
 - pour les fils tréfilés pour câble :  $\sigma_d = 600 \text{ MPa}$  -  $\ell_0 = 30 \mu\text{m}$  -  $\ell_1 = 10 \mu\text{m}$  -  $\ell_2 = 60 \mu\text{m}$ .  
 La valeur seuil  $\Delta K_s$  de variation du facteur d'intensité des contraintes utilisée est celle de la formulation de Llorca et al. [20] :  $\Delta K_s = 5,54 - 3,43R$  (MPa  $\sqrt{m}$ ), où :  $R = K_{min}/K_{max}$



tact au cours des premiers cycles ont été introduites dans les calculs. Elles donnent une bonne correspondance entre le modèle et le comportement réel, tant du point de vue de la localisation des premières fissures de fatigue que du niveau de l'amplitude de contrainte (ou déformation) du seuil d'endurance lorsque le critère de propagation des fissures courtes est atteint à la profondeur  $\ell_0$  définie sur le diagramme de la figure 16.

La figure 17 illustre la localisation de la première fissure de fatigue sur l'âme d'un toron sept fils et de la seconde fissure sur le fil périphérique au droit de la même section (même « point » de contact entre les deux fils). La rupture à grand nombre de cycles et sa localisation répondent au modèle décrit par Siegert [18].



■ Fig. 17

Ruptures par fatigue au contact entre fil d'âme et fil périphérique (toron en flexion libre).

Des calculs de l'évolution d'une fissure de fatigue (profondeur de l'ordre du millimètre) ont été également menés avec le modèle utilisé pour calculer le facteur d'intensité de contrainte le long d'une fissure curviligne [5]. Ils ont permis de préciser l'évolution de la forme du front de fissure. Ainsi, dans un cylindre fissuré, si la fissure initiale de dimensions  $a_0$   $b_0$  (les grandeurs  $a$  et  $b$  étant définies sur la figure 7) est soumise à un effort de traction répété dont la contrainte maximale est  $s_{max}$ , pour une contrainte minimale nulle, les dimensions de la fissure varient de :

$$da = a - a_0 \geq 0 \text{ et de : } db = b - b_0 \geq 0,$$

avec

$$dA = \frac{\pi}{4}(ab - a_0b_0) - \frac{1}{3}(ab^2 - a_0b_0^2)$$

A étant l'aire de la fissure.

Pour chaque étape de calcul, on a recherché l'évolution la plus élevée du taux de restitution d'énergie :  $G = \sup_{a,b} \left( \frac{dP}{dA} \right)$ , pour déterminer les nouvelles valeurs de  $a$  et de  $b$  introduites dans l'itération suivante.

En prenant pour loi d'évolution de la fissure la loi de Paris :  $dA/dn = 4 \cdot 10^{-12} \cdot (\Delta \bar{K})^4$ , où  $n$  est le nombre de cycles et le facteur d'intensité  $\bar{K}$  est la moyenne quadratique le long du front de fissure calculée à partir de  $G$ , il a été possible de suivre l'évolution de la forme de la fissure (rapport des demi-axes :  $b/a$ ) et de calculer le nombre de cycles à la rupture, lorsque la valeur critique de  $G$  a été atteinte.

Un exemple de résultats, concernant la forme de la fissure et la durée de vie, est donné dans le tableau I, établi pour une sollicitation en traction répétée avec une contrainte maximale égale à 1 000 MPa. Les dimensions de la fissure initiale ( $a_0$ ,  $b_0$ ) ont été fixées pour des coefficients de forme  $b/a$  différents compris entre 0,55 et 1. Les ruptures théoriques surviennent lorsque le rapport  $b/a$  est voisin de 0,755, ce qui correspond à l'uniformisation de la valeur du facteur  $K$  le long du front de fissure. Les fissures profondes s'élargissent en surface alors que les fissures superficielles progressent à cœur du fil.

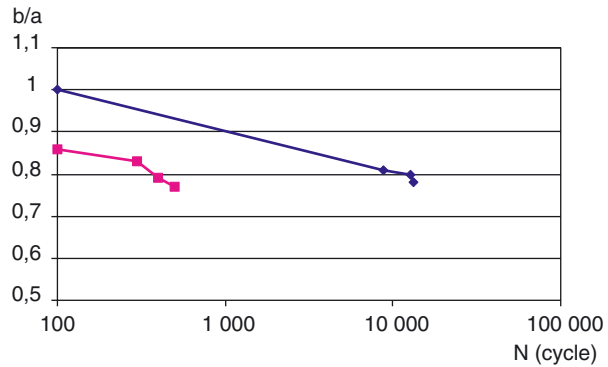
La figure 18 présente des résultats intermédiaires pour des fissures initiales de demi-largeurs  $a_0 = 0,6$  mm et  $a_0 = 2,8$  mm. Il y apparaît que les fissures finales ont une forme correspondant à  $b/a = 0,75$ .

**TABLEAU I**

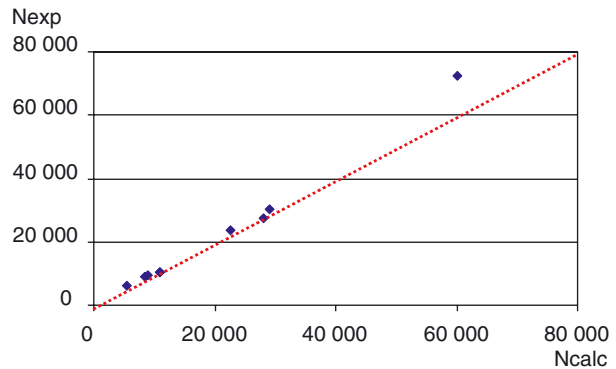
Évolution calculée d'une fissure de fatigue en traction répétée, sous 1 000 MPa.  
(N est le nombre de cycles à rupture. Les fissures finales ont une profondeur b de l'ordre de 3,6 mm)

Fissure initiale		Fissure finale	
$a_0$ (mm)	$b_0$ (mm)	N (cycles)	b/a final
0,6	0,4	21 800	0,78
0,5	0,5	20 500	0,77
0,6	0,6	13 500	0,72
1,8	1,0	2 300	0,79
1,57	1,2	1 400	0,71
2	2	800	0,76
2,8	2,4	500	0,75

**Fig. 18**  
Évolution du rapport b/a correspondant à la forme d'une fissure se propageant par fatigue en traction répétée (contrainte maximale : 1 000 MPa), pour deux fissures initiales différentes.



**Fig. 19**  
Comparaison entre les nombres de cycles à rupture calculés ( $N_{calc}$ ) et expérimentaux ( $N_{exp}$ ) correspondant à la rupture par fatigue en traction répétée d'un fil à haute résistance porteur d'une « entaille » latérale très fine obtenue par électro-érosion.

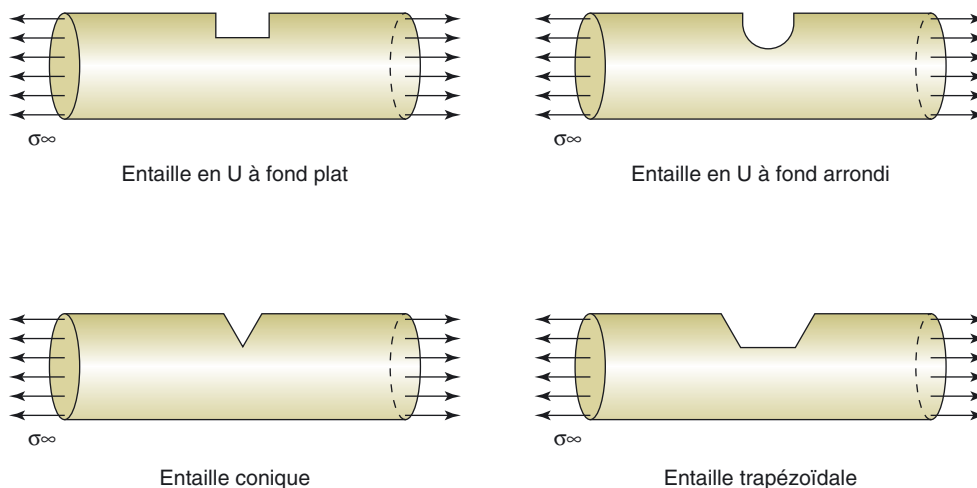


Les études expérimentales ont confirmé ces évolutions de forme [6, 23] sur des fils de diamètre 12 mm dont la ténacité mesurée était de  $79 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ .

Sur ces mêmes fils, le nombre de cycles à la rupture ( $N_{calc}$ ) a été calculé et comparé à la valeur correspondante ( $N_{exp}$ ), obtenue expérimentalement. La figure 19 montre que ces deux nombres sont pratiquement égaux, sauf pour le cas de la fissure (entaille) initiale la moins profonde (0,3 mm), pour laquelle le début de propagation ne respectait pas entièrement les conditions d'application de la mécanique linéaire de la rupture.

## RUPTURE AMORCÉE SUR DES DÉFAUTS DE SURFACE AUTRES QUE LES FISSURES

Après les études sur la nocivité des fissures, le LCPC a abordé les effets mécaniques des défauts de surface « moins sévères » que constituent les piqûres, les éraflures, les indentations, les blessures mécaniques ou les crevasses,... Pour schématiser l'ensemble de ces perturbations de surface, deux modèles ont été retenus : des défauts à géométrie conique et des entailles à fond droit en V ou en U (Fig. 20). La limite de l'entaille en U d'épaisseur voisine de zéro est une fissure alors que les entailles en V simulent plutôt les indentations de mors (clavettes).



■ Fig. 20

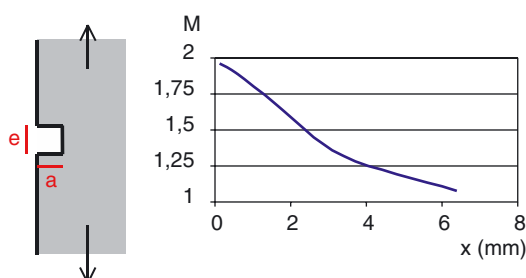
Différentes formes d'entailles modélisant les défauts de surface (autres que les fissures).

### Ruptures statiques à partir de défauts de surface

L'étude [24, 25] comprenait à la fois le calcul (en élasticité et en plasticité), des contraintes en fond de défaut et des essais à la rupture de barreaux cylindriques portant des défauts artificiels représentatifs des géométries des modèles numériques.

Les calculs ont été conduits par la méthode des éléments finis, sur des cas assez simples, où l'entaille de profondeur (a) avait deux lèvres parallèles séparées par un intervalle (e) de différentes valeurs et un fond plat. La figure 21 donne un exemple du résultat d'un calcul de la modification de la distribution des contraintes en arrière d'un tel défaut.

Les résultats ont montré, en particulier, que dans le cas d'une entaille assez « étroite », la rupture due à ce défaut est caractérisée par la ténacité (comme pour les fissures) si ce défaut est assez profond ( $a/e > 1$ ). Sinon, cette rupture est obtenue par plastification comme dans le cas d'un matériau sans défaut. La figure 22 illustre ce résultat [24]. Pour une profondeur a donnée, le mécanisme qui provo-

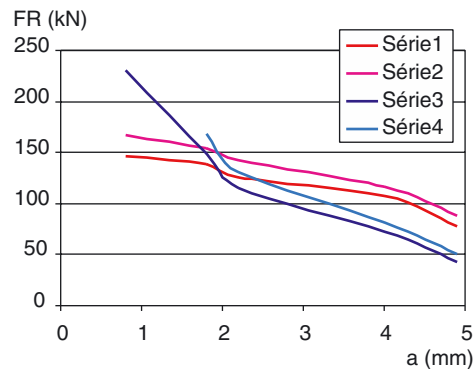


■ Fig. 21

Exemple de facteur d'augmentation de contrainte ( $M = \sigma_{zz}/\sigma_{appliqué}$ ), calculé en élasticité, à une profondeur x en arrière d'un défaut, dans une plaque tendue suivant la direction z. Le défaut a une profondeur a = 4 mm et une largeur e = 2 mm.

que la rupture correspond à la force critique la plus faible. Plus précisément, au-delà d'une profondeur d'entaille de 2 mm, la rupture est modélisée correctement par la mécanique linéaire élastique de la rupture (rupture brutale sans déformation plastique globale du matériau).

**Fig. 22**  
 Charge de rupture pour un cylindre (diamètre : 15 mm) comportant un défaut de profondeur  $a$ , calculée en prenant en compte la contrainte limite d'écoulement  $\sigma_e$  et la plastification du matériau (série 1  $\sigma_e = 850$  MPa et série 2  $\sigma_e = 950$  MPa) ou la ténacité  $K_{Ic}$  à la rupture par propagation de fissure (série 3 :  $K_{Ic} = 85$  MPa  $\sqrt{m}$  et série 4 :  $K_{Ic} = 75$  MPa  $\sqrt{m}$ ).

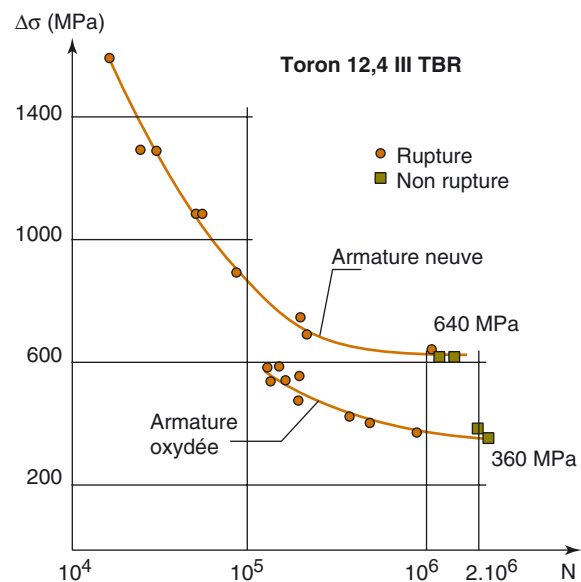


## Rupture par fatigue à partir de défauts de surface

Les modèles de propagation en fatigue des défauts géométriques, utilisés pour les défauts autres que les fissures, prennent en compte le comportement élastoplastique du matériau en fond de défaut et ne sont pas rappelés dans cette synthèse.

Les résultats expérimentaux montrant l'influence des entailles ont été publiés par Brevet *et al.* [25] et la figure 23 rappelle l'un des résultats obtenus sur la perte d'endurance observée sur des torons (sept fils) oxydés (piqûres de profondeur égale à 100  $\mu$ m).

**Fig. 23**  
 Influence de la présence de piqûres (profondes d'environ 100  $\mu$ m) sur la durée de vie en fatigue d'une armature de précontrainte ( $\sigma_{min}/\sigma_{max} = -1$ ).



## CONCLUSION

Lorsque les aciers pour câbles ont des microstructures fortement écrouies (tréfilage) ou des microstructures de trempe, leur ténacité à la rupture (par fissuration) est faible ( $60$  MPa  $\sqrt{m} \leq K_{Ic} \leq 80$  MPa  $\sqrt{m}$ ). Les résultats des études du LCPC ont montré que les fils et barres pour câbles ont des ténacités suffisantes pour admettre des défauts de surface relativement profonds, qui n'induisent pas de rupture



brutale, instantanée. Ces résultats qui sont très utiles dans le cas de la corrosion sous contrainte, ont été confirmés par d'autres auteurs. Ils permettent d'analyser les ruptures sur sites et d'évaluer la nocivité de défauts relevés lors d'inspection, y compris sur des éléments [26] de diamètre supérieur à ceux pris en compte dans ces études.

Dans un câble, les fissures de fatigue prennent naissance soit au niveau des pièces d'ancrage (indentations), soit aux contacts entre fils ou entre fils et pièces de liaison (douilles, déviateurs, colliers), soit en fond de piqûres de corrosion. L'amorçage et la propagation peuvent être modélisés par une analyse des contraintes multiaxiales sur un volume de la taille de quelques grains. Cette modélisation permet de prendre en compte les contraintes résiduelles en surface et les contraintes en sous couche générées par les contacts. Elle justifie également l'influence bénéfique des contraintes résiduelles de compression et de la réduction des dimensions des grains, dans l'augmentation de la durée de vie des fils ainsi que les améliorations apportées par la réduction de la taille des inclusions non métalliques ou par la lubrification interfilaire.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] BREVET P., OLIVIÉ F., GUILBAUD J.-P., RAHARINAÏVO A., Microstructure et propriétés mécaniques des aciers pour câbles : Synthèse des travaux du LCPC, 1970-2000, I. Plasticité et endommagement, *Bulletin des laboratoires des Ponts et Chaussées*, **249**, **2004**, pp. 35-48.
- [2] IRWIN G.R, *Fracture mechanics-structural Mechanics*, Pergamon Press New York, **1960**.
- [3] BRACHET M., Intervention. Colloque : *L'Hydrogène dans les Métaux*, Valduc, septembre **1967**.
- [4] ATHANASSIADIS A., BOISSENOT J.-M., BREVET P., FRANCOIS D., RAHARINAÏVO A., Stress intensity factor  $K_I$  and energy release rate  $G$  in the case of a transverse crack in a cylindrical tensioned wire, *Proceedings Second European Colloquium on Fracture*, Darmstadt (D), octobre **1978**, pp. 23-35.
- [5] ATHANASSIADIS A., BOISSENOT J.-M., BREVET P., FRANCOIS D., RAHARINAÏVO A., Facteurs d'intensité de contrainte et force d'extension de fissure dans le cas d'une fissure transversale dans un fil cylindrique, *Bulletin de liaison des Laboratoires des Ponts et Chaussées*, **105**, **1980**, pp. 73-78.
- [6] NORD K. J., CHUNG T. J, Fracture and surface flaws in smooth and threaded round bars, *International Journal of fracture*, vol. 30, **1986**, pp. 47-55.
- [7] SPRINGFIELD C.W., JUNG H.Y, Investigation of stress concentration factor. Stress intensity factor interaction for flaws in filleted rods, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 31, **1**, **1988**, pp. 135-144.
- [8] ERJIAN S., Stress intensity factors for edge cracks in round bars, *Engineering fracture mechanics*, vol. 37, **4**, **1990**, pp. 805-810.
- [9] THOMPSON K. D., SHEPPARD S.D., Stress intensity factors in shafts subjected to torsion and axial loading, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 42, **6**, **1992**, pp. 1019-1034.
- [10] LEVAN A., ROYER J., Part-circular surface cracks in round bars under tension, bending and twisting, *International Journal of Fracture*, vol. 61, **1**, **1993**, pp. 71-99.
- [11] CARPINTERI A., BRIGHENTI R., Part through cracks in round bars under cyclic combined axial and bending loading, *International Journal of Fatigue*, vol. 18, **1**, **1996**, pp. 33-39.
- [12] ATHANASSIADIS A., BOISSENOT J.-M., BREVET P., FRANÇOIS D., RAHARINAÏVO A., Linear elastic fracture mechanics computations of cracked cylindrical tensioned bodies, *International Journal of fracture*, vol. 17, **6**, **1981**, pp. 553-566.
- [13] RAHARINAÏVO A., Utilisation des concepts de la mécanique de la rupture pour l'exploitation des essais classiques de corrosion sous tension, *Corrosion Traitements Protection Finition*, vol. 20, **1**, **1972**, pp. 276-284.
- [14] BREVET P., CONTET C., FRANÇOIS D., RAHARINAÏVO A., Mesure de la force d'extension d'une fissure à front rectiligne, perpendiculaire à l'axe d'un fil sous tension, *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, Série B*, tome 287, **(1)**, **1978**, pp. 57-59.
- [15] BREVET P., CONTET C., FRANÇOIS D., RAHARINAÏVO A., Mesure de la ténacité des aciers pour armatures de précontrainte, *Métaux Corrosion Industrie*, **(2)**, vol. 52, **632**, **1978**, pp. 138-143.
- [16] BUECKNER H.F., Discussion on *stress analysis in Fracture Toughness and its Applications*, ASTM STP **381**, **1965**, pp. 82-83.
- [17] WALKER E. F., Test Techniques, In *Fracture Toughness*, ISI publication, **1968**, p. 54.
- [18] SIEGERT D., *Mécanismes de fatigue de contact dans les câbles de haubanage du génie civil*, Thèse **1997**, juin, Université de Nantes, France n° ED 82-254.
- [19] LLORCA J., SANCHEZ-GALVEZ V., Fatigue limit and fatigue life prediction in high strength cold drawn eutectoid steel wires, *Fatigue Fract. Engng Mater Struct.*, vol. 12, **1**, **1988**, pp. 31-45.

- [20] KITAGAWA H., TAKAHASHI S., *Application of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage*, 2<sup>nd</sup> International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, Boston, Mass., 1976 august, pp. 627-630.
- [21] DANG VAN K , *Macro micro approach in high cycles multiaxial fatigue*, ASTM, 1993, pp. 120-130.
- [22] BREVET P., SIEGERT D., *Fretting fatigue of seven-wire strands axially loaded in free bending fatigue tests*, *OIPEEC Bulletin*, 71, 1996, pp. 23-48.
- [23] ATHANASSIADIS A., *Stabilité, ténacité, propagation des fissures dans les fils et barres en acier*, Rapport de recherche LPC, 89, septembre 1979, 84 pages.
- [24] MOUSSA B., *Condition de rupture des aciers de précontrainte, comportant des défauts de surface*, Thèse de l'École Nationale des Ponts et Chaussées, 7 mars 1983, 87 pages.
- [25] BREVET P., CRETON B., MOUSSA B., RAHARINAÏVO A., FRANÇOIS D., *Nocivité des défauts créés dans les armatures de précontrainte*, *Bulletin de liaison des Laboratoires des Ponts et Chaussées*, 154, 1988, pp. 33-44.
- [26] PERSY J.-P., RAHARINAÏVO A., *Étude de la rupture par temps froid d'éléments en acier provenant d'un pont suspendu*, *Bulletin de liaison des Laboratoires des Ponts et Chaussées*, 152, 1987, pp. 49-53.