

Microstructure et propriétés mécaniques des aciers pour câbles

Synthèse des travaux du LCPC (1970-2000)

I. Plasticité et endommagement

Pierre BREVET
François OLIVIÉ
Jean-Pierre GUILBAUD
André RAHARINAIVO

Laboratoire Central des Ponts et Chaussées

RÉSUMÉ

De 1970 à 2000, le LCPC a étudié les relations entre la microstructure et la propriété interne des fils pour câbles, d'une part, et leurs propriétés mécaniques, d'autre part. Ces propriétés sont la résistance à la traction, l'endommagement et la plasticité de l'acier mis sous contrainte. Cette première partie de l'étude porte sur les comportements en relaxation et fluage, alors qu'une autre partie présentera les propriétés de rupture par fissuration, notamment en fatigue.

L'effet de la propriété interne de l'acier sur sa résistance mécanique a été étudié à l'aide d'une modélisation numérique dont les résultats ont été validés expérimentalement. Ces résultats ont été utilisés pour la fabrication des fils pour câbles, car leur propriété interne s'est fortement améliorée depuis les études du LCPC.

Par ailleurs, la contrainte seuil de relaxation des fils pour câbles est très proche de celle de fluage, ces deux phénomènes relevant du même processus physique. L'étude n'a toutefois pas permis de trouver une loi simple entre le fluage et la relaxation d'un produit donné.

DOMAINE : Ouvrages d'art.

ABSTRACT

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEELS USED IN CABLES.

SYNTHESIS OF LCPC RESEARCH EFFORTS (1970-2000) :

I. PLASTICITY AND DAMAGE

From 1970 to 2000, the LCPC laboratory has been studying the relationships inherent between the microstructure and internal state of cable wires, along with the mechanical properties of such wires. These properties include the tensile strength, damage and plasticity of the steel submitted to stress. This first part of the study focuses on both stress-relaxation behavior and creep, while a subsequent part will display the cracking-induced rupture properties, especially in fatigue.

The impact of internal steel purity on its mechanical strength was studied by means of numerical modeling, with the results derived being validated experimentally. These results were then used to produce cable wires, given that their state of internal cleanliness has improved significantly since the LCPC studies.

Moreover, the threshold relaxation stress for cable wires lies very close to that for creep, as these two phenomena entail the same physical process. The study has nonetheless not enabled identifying a simple law between creep and relaxation with respect to a given product.

FIELD: Structural engineering.

INTRODUCTION

Les câbles métalliques sont installés dans de nombreux ouvrages comme les ponts en béton précontraint, les ponts suspendus, les ponts à haubans ou les téléphériques. Les propriétés mécaniques et rhéologiques de ces produits en acier à haute résistance ont fait l'objet d'études expérimentales et théoriques. Cet article présente une synthèse des résultats de travaux effectués entre 1970 et 2000 au Laboratoire Central des Ponts et Chaussées.

Les premières recherches ont concerné les aciers pour la précontrainte du béton, alors que les plus récentes portent sur les câbles pour haubans ou pour précontrainte extérieure. Elles ont été conduites principalement sur des fils neufs, mais les résultats obtenus sont applicables aux câbles, plus anciens, des ouvrages en service.

Comme dans les études classiques relevant de la « science des matériaux », l'accent a été mis sur les relations entre les propriétés d'usage (caractéristiques mécaniques) des fils, et les caractéristiques

physiques « fines » des aciers les composant. Ainsi, dans cette première partie, une étude quantitative a montré l'effet de la propreté interne de l'acier sur les résistances à la traction ou à la torsion.

D'une façon générale, les modèles de comportement mécanique utilisés dans ces études sont fondés sur des grandeurs observables (décohésions, etc.) ou mesurables, ce qui permet de relier facilement les propriétés mécaniques à la microstructure des aciers.

RAPPELS SUR L'ÉLABORATION, LES CARACTÉRISTIQUES ET LES MICROSTRUCTURES DES FILS

Les fils pour câbles utilisés dans les ouvrages d'art sont en aciers non alliés avec une teneur en carbone voisine de 0,7 % et une teneur en manganèse proche de 1 %. Depuis 1970, les diamètres de ces fils sont très généralement inférieurs ou égaux à 8 mm. Les processus d'élaboration ont également évolué en conciliant l'amélioration des performances et la diminution des coûts.

Les fils en acier sont obtenus à partir de fils-machines, dont la forme cylindrique est obtenue par laminage à chaud (Fig. 1a). Leur diamètre est voisin de 10 mm, alors que les fils pour câble ont un diamètre compris entre 3 et 6 mm. Pour fabriquer un fil, la section du fil-machine est réduite soit par tréfilage à la température ambiante (Fig. 1b), soit par un autre laminage à chaud. Cette dernière opération est suivie d'un refroidissement rapide (trempe).

Le tréfilage

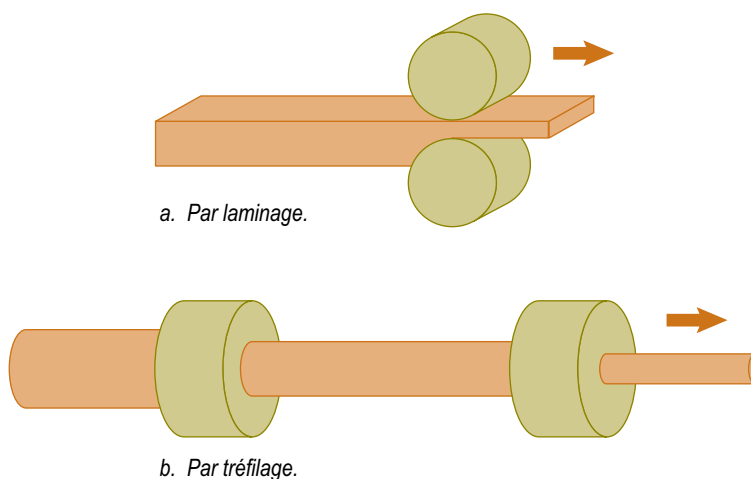
Un fil-machine a une structure métallographique difficile à tréfiler. C'est pourquoi un traitement thermique (patentage) est appliqué au fil-machine avant le tréfilage, pour que l'acier soit formé de très petits grains de perlite [1]. Pendant une opération de tréfilage, la réduction de section de l'acier est effectuée progressivement, par passage du fil à travers des filières de diamètres décroissants.

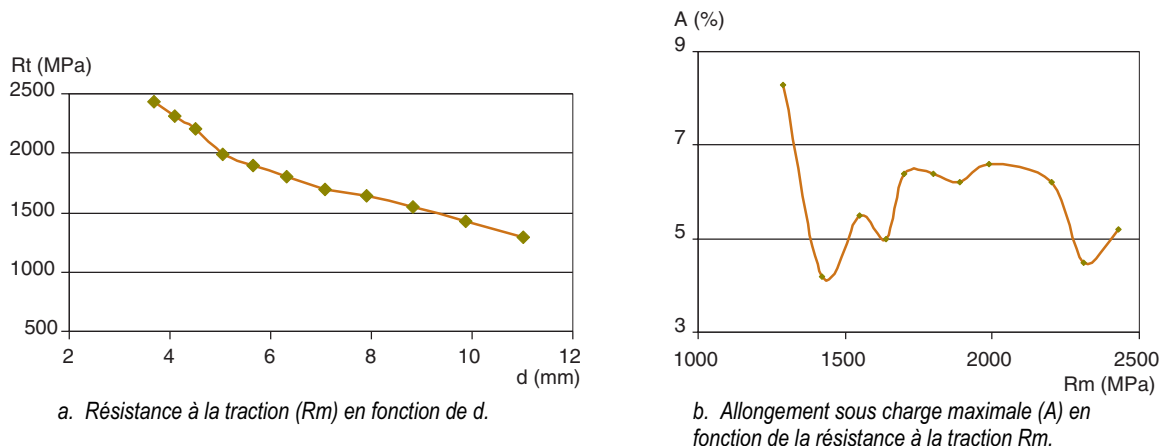
Le tréfilage augmente la résistance mécanique des aciers par écrouissage et orientation des grains. La figure 2 donne un exemple de cet effet sur un fil-machine de 11 mm de diamètre, tréfilé en 10 passes pour obtenir un fil de diamètre final 3,69 mm [2], dans une installation industrielle. Cet exemple montre qu'il est possible de produire des fils dont la résistance à la traction est de l'ordre de 2 400 MPa.

Remarques

- Pour que l'allongement sous charge maximale reste assez élevé ($\geq 6\%$), il convient de limiter cette résistance à une valeur inférieure à 2 100 MPa.

Fig. 1
Principe de la réduction de section d'un acier.





■ **Fig. 2**

Propriétés mécaniques, après différentes passes de tréfilage, d'un fil en acier dont le diamètre d décroît de 11 à 3,69 mm.

- Des « casses » (ruptures) peuvent se produire en usine, lorsque les conditions de tréfilage ne sont pas compatibles avec la structure de patentage et/ou la propreté interne (teneur en inclusions non métalliques) de l'acier. Mais, même en l'absence de « casse », de très petites décohésions peuvent se créer à l'interface entre les inclusions non métalliques et les constituants métalliques.

Les traitements thermiques après laminage à chaud

Après un simple laminage à chaud, l'acier n'a pas les caractéristiques mécaniques adéquates pour les câbles. Un refroidissement rapide (trempe), qui provoque un changement de structure, permet de redonner aux aciers des limites d'élasticité intéressantes (limite d'élasticité $R_e > 1\,000$ MPa).

Pour les aciers à teneur en carbone élevée, la température de trempe est voisine de $950\,^{\circ}\text{C}$ et le milieu de refroidissement est soit une huile chaude, soit un bain de plomb fondu ou un bain de sels fondus. Lorsque les caractéristiques obtenues par la trempe le nécessitent, un traitement de revenu (réchauffage à $400\,^{\circ}\text{C}$) est aussi appliqué. Il redonne des capacités de déformation plastique avant rupture, compatibles avec les technologies de mise en oeuvre des câbles.

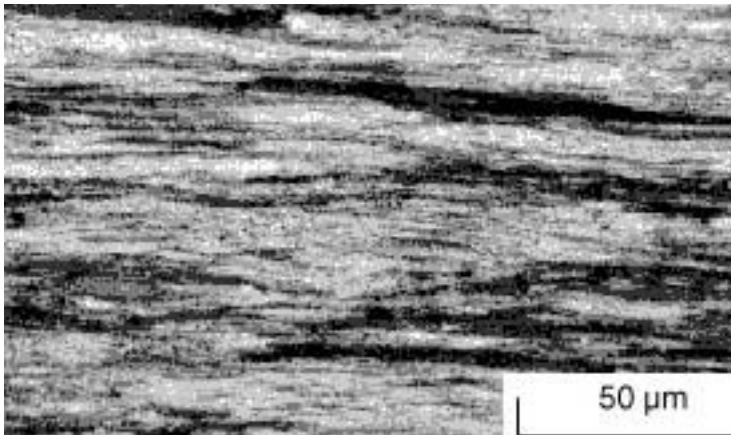
Formes et natures des constituants obtenus après fabrication des fils

Les constituants d'un acier sont identifiés par observation au microscope métallographique avec un grandissement linéaire généralement compris entre $\times 500$ et $\times 1\,000$. Cet examen est effectué sur une coupe polie, légèrement attaquée par une solution alcoolique d'acide nitrique de concentration $0,1\,\text{mol.L}^{-1}$. Cette attaque chimique met en évidence, par dissolution préférentielle, les joints entre grains et entre différents composés ou structures.

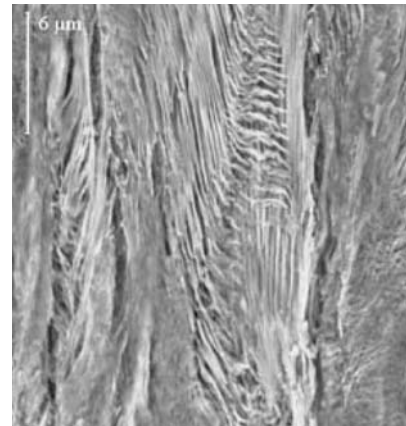
Les fils tréfilés en acier non allié, utilisés dans les câbles, ont une structure composée de perlite (alternance de lamelles de carbure Fe_3C , appelée cémentite, et de fer $\text{Fe-}\alpha$, appelé ferrite) et de ferrite libre ou de cémentite primaire (qui n'est pas mise en solution lors du chauffage avant trempe). La figure 3 montre la structure d'un fil tréfilé. Sur cette même figure, la texture des grains, allongée dans la direction de tréfilage, est bien visible.

La structure d'un acier qui a subi un traitement thermique (par trempe et revenu) est sensiblement isotrope et les constituants en sont :

- soit de la martensite, après une trempe à l'huile (Fig. 4a),
- soit de la bainite, après une trempe dans un bain de plomb (Fig. 4b).



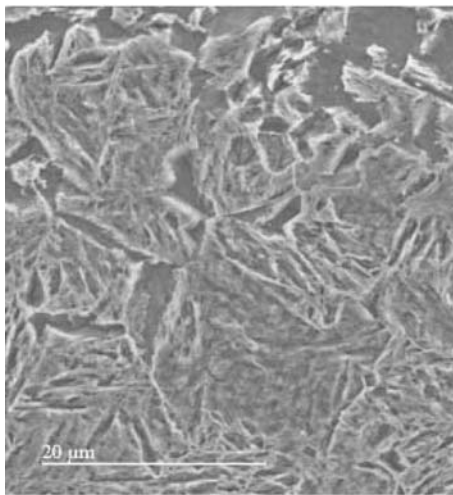
a. Microscopie optique.



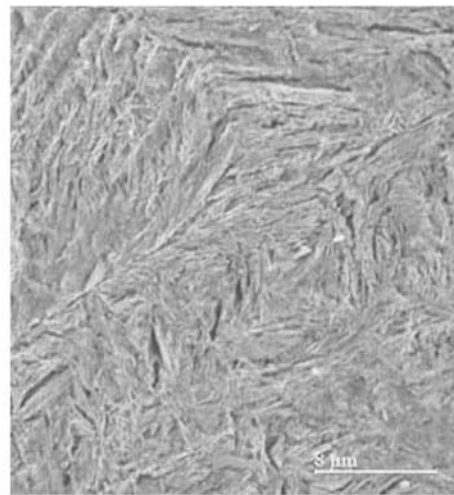
b. Microscopie électronique.

■ **Fig. 3**

Microstructure de fil tréfilé pour armature de précontrainte montrant la perlite et la texture allongée des grains. Observation au microscope optique et au microscope électronique à balayage (photo M. Grasset) après attaque chimique.



a. Acier martensitique.



b. Acier bainitique.

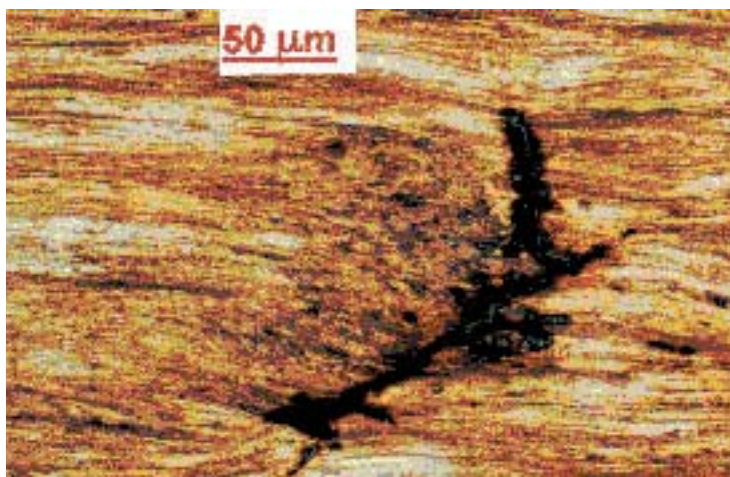
■ **Fig. 4**

Microstructures d'acier de précontrainte durci par traitement thermique (« trempe »). Observation par microscopie électronique après attaque chimique (photo M. Grasset).

Décohésions initiales dans un fil tréfilé

Les procédés d'élaboration rappelés ci-dessus exploitent au mieux les possibilités des aciers et conduisent, à l'extrême, à la création de quelques défauts. En effet, les déformations plastiques produites par tréfilage sont hétérogènes du centre à la périphérie du fil. Si les contraintes de cisaillement créées dépassent la résistance du matériau, il apparaît des décohésions de forme conique au centre, dans l'axe du fil (Fig. 5a). Ces décohésions peuvent provoquer des ruptures :

- pendant le tréfilage de l'acier (« casses »),
- lors de la mise en tension du câble (Fig. 5b),
- après quelques cycles de chargement-déchargement du câble (fatigue).



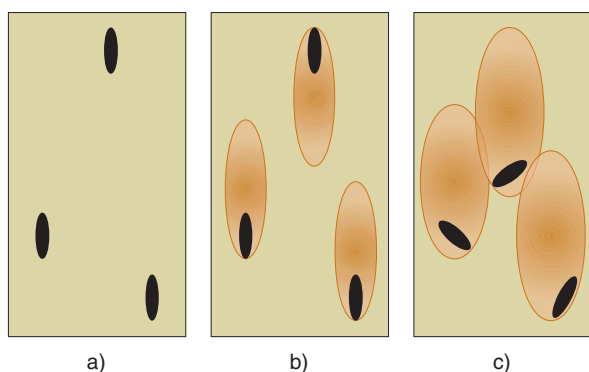
a. Coupe d'une décohésion « conique » formée lors du tréfilage d'un acier.



b. Rupture en « fer de lance » amorcée sur une décohésion.

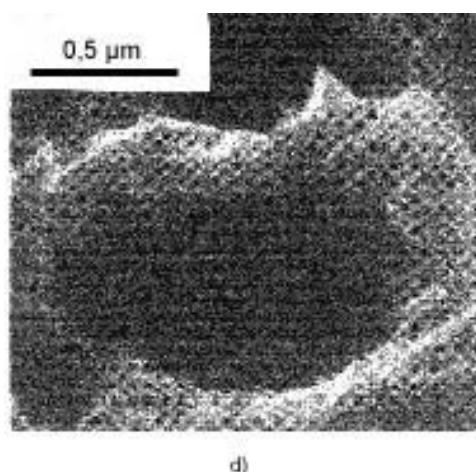
■ **Fig. 5**

Exemples de décohésions dans un fil tréfilé.



■ **Fig. 6**

Évolution des décohésions autour d'une inclusion (de a à c).
Cupule sur une cassure de fil de précontrainte (d).



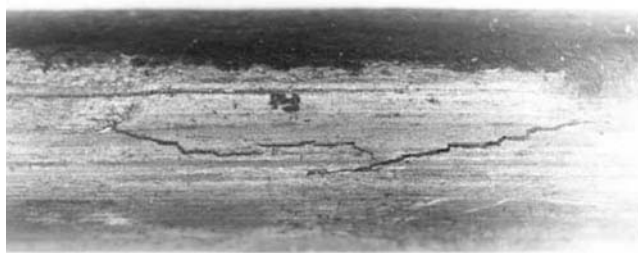
De petites décohésions peuvent également apparaître aux interfaces entre les particules dures (surtout les inclusions non métalliques) et la ferrite. Leur nombre et leurs dimensions dépendent directement de la propreté interne de l'acier. Ces décohésions, plates, « surfaciques » se transforment en vides plus ou moins sphériques lorsque la sollicitation mécanique augmente. La rupture du matériau survient lorsque le volume de ces vides est suffisamment grand. Ces vides forment alors des cupules visibles au microscope électronique sur les surfaces de rupture (Fig. 6).

Fissuration longitudinale : aciers trempés

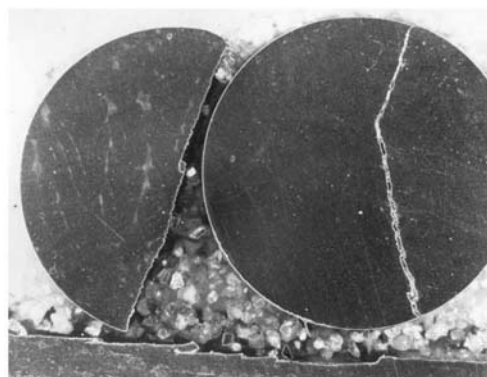
Le refroidissement rapide des fils provoque des contraintes thermiques (variations dimensionnelles) qui peuvent conduire à la fissuration radiale du produit (Fig. 7) incompatible avec la mise en forme ultérieure du fil (toronnage ou crantage).

Contraintes résiduelles après tréfilage

Les déformations plastiques hétérogènes imposées lors du tréfilage engendrent, par le retour élastique du matériau en sortie de filières, des contraintes « résiduelles ». Ces contraintes sont de traction en surface (sur une épaisseur généralement inférieure au millimètre) et de compression à cœur.



a. Fissure débouchante.



b. Coupe transversale.

■ Fig. 7

Fissure de trempe radiale après propagation : fil fendu en deux parties.

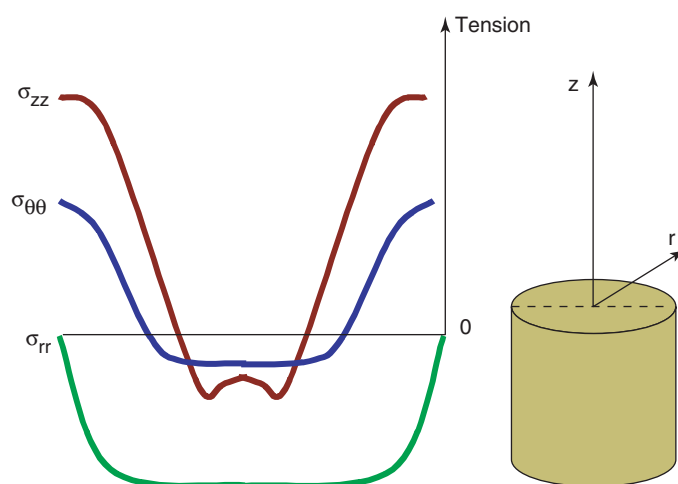
La détermination des contraintes résiduelles est possible en appliquant différentes techniques :

- la diffraction des rayons X [3] : cette méthode n'est cependant pas applicable aux aciers tréfilés et à forte teneur en carbone, car le réseau cristallin en est trop perturbé pour que seules les contraintes soient à l'origine des déformations mises en évidence ;
- la libération de contrainte, qui consiste à enlever, par usinage, l'intérieur du fil et à en mesurer les déformations résultantes sur la surface extérieure [4].

Par ailleurs, la distribution des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé a été modélisée par divers auteurs. Les calculs ont été effectués soit analytiquement [5], soit par éléments finis [6] (Fig. 8).

La répartition des contraintes résiduelles dans un fil est stable, à température donnée, en l'absence de sollicitations mécaniques. Si la température est augmentée, les contraintes résiduelles sont « relaxées » (diminuent) sans que la nature ou la forme des constituants de l'acier ne soit modifiée [4]. Cet effet est sensible même à des températures inférieures à 200 °C. Un traitement thermique effectué après tréfilage entraînera donc une diminution des contraintes résiduelles.

Remarque : pour les fils obtenus par trempe, les contraintes résiduelles les plus intenses sont les contraintes circulaires $\sigma_{\theta\theta}$.



■ Fig. 8

Distribution des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé. σ_{zz} : composante axiale, σ_{rr} radiale, $\sigma_{\theta\theta}$ circulaire.

COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES FILS

Les caractéristiques d'un fil tréfilé dépendent à la fois des propriétés du « fil machine » et des conditions de tréfilage. Une action de recherche a été menée, à partir de 1975, par les Laboratoires des Ponts et Chaussées (LPC), en collaboration avec les producteurs d'armatures de précontrainte, dans le cadre de l'Association Française du Béton (AFB). Elle portait notamment sur le rôle des inclusions non métalliques et l'importance de ce rôle.

Les résultats obtenus ont essentiellement abouti aux spécifications concernant l'aptitude au tréfilage des aciers. Ces spécifications se sont traduites par une norme [NF A 35 054 (1978 annulée en 1998)] définissant les classes de propreté interne des « fils-machine ». L'influence de la propreté du « fil-machine » sur les caractéristiques même du fil tréfilé n'a pas été nettement mise en évidence. C'est pourquoi la recherche s'est recentrée sur les effets du tréfilage. Plus précisément, deux grands aspects ont été explorés : d'une part, les modifications de forme des aciers avec les déformations plastiques, irréversibles, qui « créent » les propriétés d'usage du matériau et, d'autre part, la génération de très petites décohésions autour des inclusions non métalliques que l'on considère alors comme des défauts endommageant.

Plasticité – Fluage – Relaxation

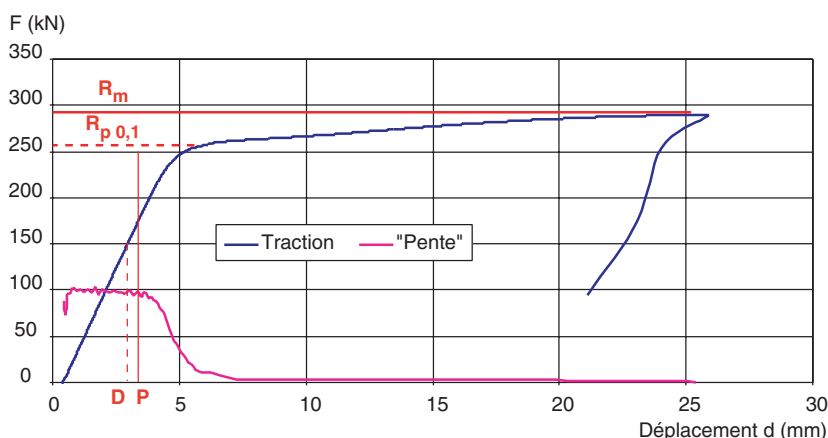
Les études du LCPC concernant les propriétés mécaniques des fils ont pris en compte les connaissances générales sur le comportement physique des métaux sollicités mécaniquement et, en premier lieu, les théories sur les dislocations (défauts linéaires affectant les réseaux cristallins, dont les mouvements « accompagnent » les déformations plastiques).

Le tréfilage provoque la multiplication de ces défauts, dont une partie reste au sein des cristaux où ils créent des contraintes internes et augmentent les caractéristiques mécaniques, dont en particulier la limite d'élasticité. Pour parfaire cette consolidation liée au blocage naturel des dislocations entre elles, il est possible de créer à leur voisinage des barrières supplémentaires, qui ne seront franchies que pour des contraintes de niveau plus élevé, en provoquant la formation de petits précipités (traitement de stabilisation).

La limite d'élasticité « réelle » du matériau a alors été définie comme étant le seuil de contrainte au-delà duquel les dislocations formées lors du tréfilage et « bloquées » par divers obstacles se déplacent à nouveau, et non comme la limite de non linéarité du diagramme classique efforts/déformations en traction ou comme la contrainte permettant d'obtenir une déformation résiduelle permanente égale à un seuil conventionnel (0,1 % par exemple : $R_{p0,1}$).

Ce seuil de contrainte critique a été défini en analysant la courbe de traction des aciers [7], par traitement mathématique (Fig. 9). L'analyse approfondie d'un diagramme de traction fait apparaître trois domaines :

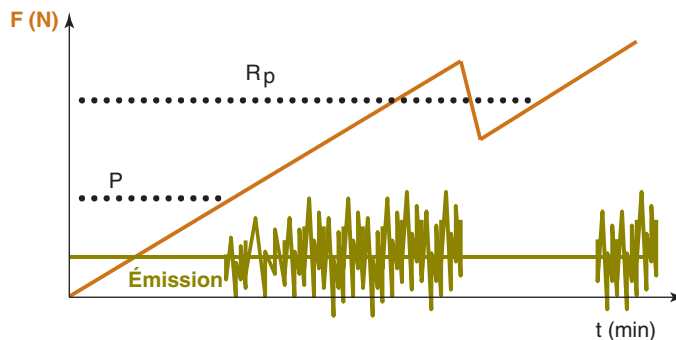
- l'un correspond aux faibles contraintes (comportement élastique linéaire),
- un autre correspond aux contraintes moyennes,
- et le dernier aux très fortes contraintes.



■ Fig. 9

Courbe de traction d'un toron T15 ; P : seuil de plasticité ; D : seuil d'endommagement. La « pente » est la dérivée dF/dd .

■ **Fig. 10**
 Mise en évidence du seuil de plasticité P , en utilisant la technique de l'émission acoustique. Ici, la force appliquée F (en newton) augmente avec le temps, jusqu'à une valeur légèrement supérieure à R_p , puis décroît légèrement avant de croître de nouveau.



La contrainte (P) qui limite le premier domaine (domaine d'élasticité) est définie comme étant le seuil de plasticité.

La seconde contrainte critique, supérieure à P , qui sépare les deux derniers domaines, est voisine de la limite apparente d'élasticité ($R_{p0,1}$). L'existence de ces contraintes critiques a été illustrée en utilisant l'émission acoustique [8]. Lorsque la force appliquée à un fil augmente au cours du temps, des « salves » d'émission acoustique n'apparaissent que si la contrainte P est dépassée. Si cette contrainte diminue à partir d'une valeur supérieure à $R_{p0,1}$ (Fig. 10), les émissions acoustiques disparaissent. Cela est en accord avec l'hypothèse que les dislocations ne se déplacent que si le seuil P est dépassé et ne se déplacent plus si la contrainte imposée diminue rapidement.

Application au fluage des aciers de précontrainte

Le fluage est l'augmentation, au cours du temps, de la déformation d'un solide soumis à une contrainte constante.

Si la contrainte P définie précédemment correspond effectivement à un seuil de plasticité, donc à la contrainte au-delà de laquelle les dislocations peuvent se déplacer, elle doit être égale au seuil de fluage.

Des essais de fluage à 20 °C effectués sur des fils de précontrainte [7] ont montré qu'il existe effectivement une valeur critique de la contrainte S , au-delà de laquelle la vitesse de fluage est significative (Fig. 11). Il est apparu que les valeurs des seuils de plasticité P et de fluage S étaient sensiblement égales.

D'une façon générale, le processus de fluage des matériaux métalliques est dû, soit à un mouvement des dislocations, soit à une croissance des cavités. Les mesures d'énergie d'activation réalisées ont montré qu'à des températures voisines de l'ambiante, le fluage des aciers de précontrainte est dû à un mouvement de dislocations. En d'autres termes, les « vides créés » (liés à la teneur en inclusion) dans le matériau n'ont pas d'influence sensible sur le fluage.

L'application de la procédure d'essai de fluage des fils mise au point par les LPC [9] confirme que le fluage dépend du procédé d'élaboration de ces aciers (contraintes résiduelles, etc.), mais très peu de la propreté interne du matériau.

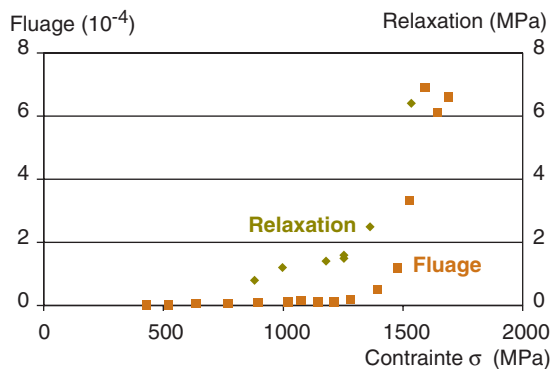
Application au comportement en relaxation

La relaxation est la diminution, au cours du temps, de la contrainte dans un solide soumis à une déformation constante.

Les câbles, et notamment ceux utilisés pour la précontrainte du béton, sont souvent soumis à un allongement constant et non à une charge constante. Ils sont le siège d'un phénomène de relaxation lorsque la déformation élastique imposée est forte.

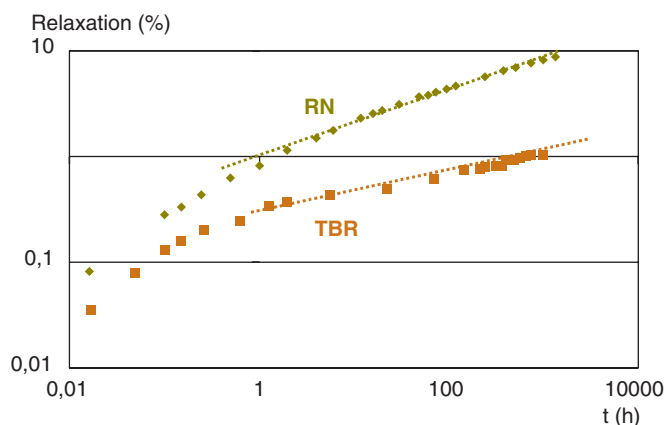
Une étude systématique [7] a montré que le seuil de relaxation R (Fig. 11), à partir duquel la vitesse de relaxation devient significative, est sensiblement égal au seuil de fluage et de plasticité.

L'analyse [10, 11] des résultats d'essais de relaxation pour le contrôle de fils et de torons sur des aciers dont la résistance à la traction était comprise entre 1 300 MPa (valeur basse de la production en 1975)



■ Fig. 11

Comportement rhéologique d'un fil de 7 mm de diamètre, tréfilé et stabilisé, dont la résistance à la traction est de 1 790 MPa. La vitesse moyenne de fluage est mesurée entre 6 et 24 heures, celle en relaxation (« losanges », en équivalent MPa), entre 24 et 48 heures.



■ Fig. 12

Exemples de courbes de relaxation ($R\%$) d'un acier de précontrainte en fonction du temps t (en heure), avec les extrapolations obtenues par la loi $R = A \cdot t^m$. RN : fil de 1975, TBR : fil de 1995.

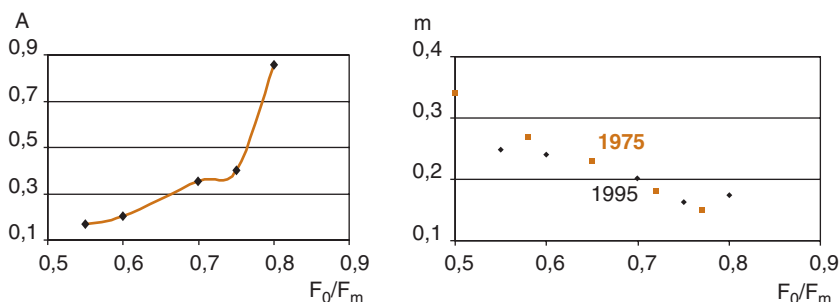
et 2 160 MPa (valeur la plus forte atteinte en 1995) montre que le taux de relaxation R de la contrainte, au-delà d'un temps assez grand (une heure), est modélisé par une loi de type $R = A \cdot t^m$ [12]. Cette loi reste valide pour les aciers de précontrainte les plus récents (Fig. 12).

Il apparaît également, dans l'exploitation des résultats, que les coefficients A et m dépendent non seulement de l'acier, mais aussi du niveau de la sollicitation (F_0/F_m), comme l'illustre la figure 13.

Remarque : si la loi de relaxation était linéaire, le facteur A serait proportionnel à la force appliquée F_0 , ce qui n'est pas le cas pour les aciers de précontrainte.

L'exposant m est du même ordre de grandeur pour des aciers de précontrainte, anciens (1975) et récents (1995).

Il est à noter que les études menées au LCPC n'ont pas permis de trouver une relation simple et générale entre le fluage $\epsilon(t)$ et la relaxation $s(t)$ des aciers de précontrainte.



■ Fig. 13

Effet du niveau de sollicitation (F_0/F_m) sur les valeurs moyennes des constantes A et m , caractérisant la relaxation d'un acier (moyennes sur différents aciers de précontrainte).

Étude de l'endommagement

La sollicitation mécanique d'un acier peut, en plus des déformations et déplacements des dislocations, créer de petites cavités liées, en particulier, à la présence d'inclusions non métalliques. L'ensemble de ces défauts est appelé endommagement. L'endommagement du matériau est mis en évidence soit par essai mécanique, soit par des méthodes physiques.

Du point de vue mécanique, lorsqu'un matériau est endommagé, son module d'élasticité diminue ; cette caractéristique peut donc être utilisée pour suivre l'endommagement.

La première propriété physique mesurable qui change après endommagement est la masse volumique. Les variations de cette caractéristique sont faibles et ne sont pas accessibles par des dispositifs simples de mesure.

Une expérimentation [13] a été menée sur des fils de 7 mm de diamètre, (résistance mécanique $R_m = 1\,740$ MPa, module d'élasticité conventionnel $E_0 = 2\,170$ MPa et allongement sous charge maximale $\varepsilon_r = 5,8$ %), pour étudier l'endommagement sous forte contrainte des fils de précontrainte.

Pour mettre en évidence et quantifier l'endommagement mécanique, des éprouvettes ont été soumises à des essais de chargement/déchargement pour des valeurs croissantes de déformation ε . Le module d'élasticité a été déterminé à charge croissante puis décroissante et l'endommagement

mécanique caractérisé par la grandeur $DE = 1 - \frac{E}{E_0}$,

où E_0 est le module d'élasticité initial et E le module après déformation.

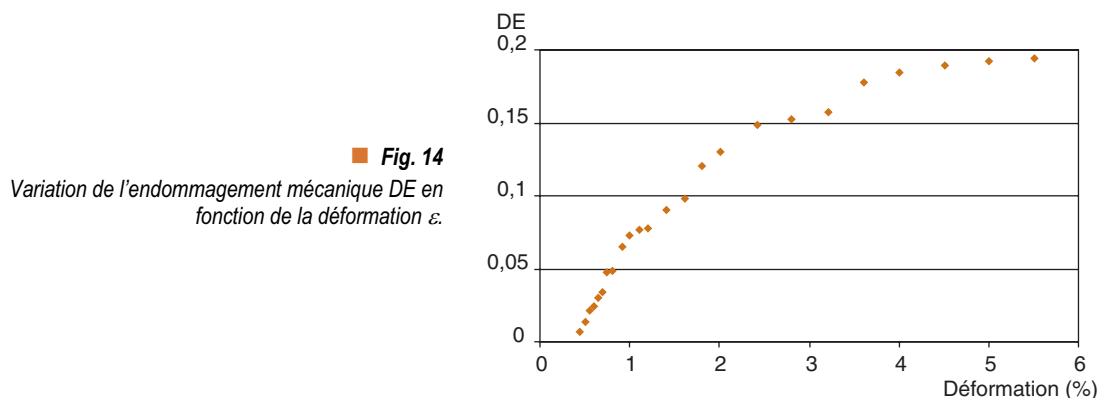
La figure 14 donne la variation de DE en fonction de ε . Elle montre que l'endommagement mécanique est négligeable, au-dessous d'une déformation ε voisine de 0,5 % (pour une contrainte appliquée de l'ordre de 1 000 MPa).

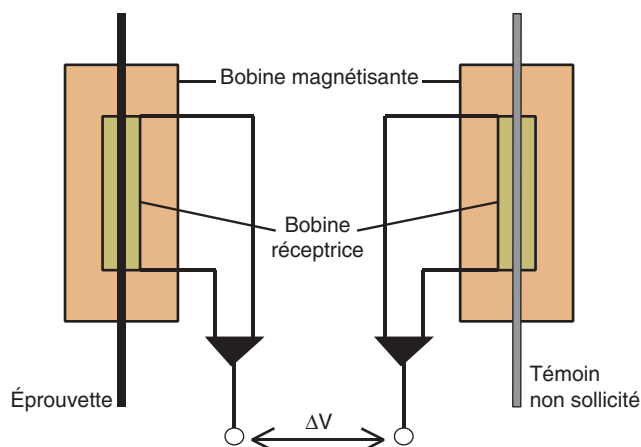
Une seconde méthode expérimentale a été utilisée pour mettre en évidence l'endommagement et les modifications de propriétés magnétiques du matériau dues à l'ouverture des décohésions internes existantes ou créées sous contrainte.

Le principe de la mesure est illustré par la figure 15. Les bobines magnétisantes y sont alimentées en série. La fréquence f du courant de magnétisation peut être ajustée entre 35 et 5 kHz (la fréquence influe sur l'épaisseur d'acier affectée par la magnétisation : plus la fréquence est élevée, plus faible est l'épaisseur magnétisée, proportionnelle à $f^{-0,5}$).

L'éprouvette endommagée est comparée, après déchargement, à une éprouvette témoin non endommagée, pour éviter les effets parasites dus, notamment, au changement de diamètre des éprouvettes tendues. La grandeur physique associée à l'endommagement est la différence de potentiel ΔV entre les deux bobines réceptrices. Si ε est la déformation maximale appliquée avant la mesure de ΔV , les résultats se traduisent par une courbe donnant DV en fonction de la déformation ε . La figure 16 donne un exemple des résultats obtenus.

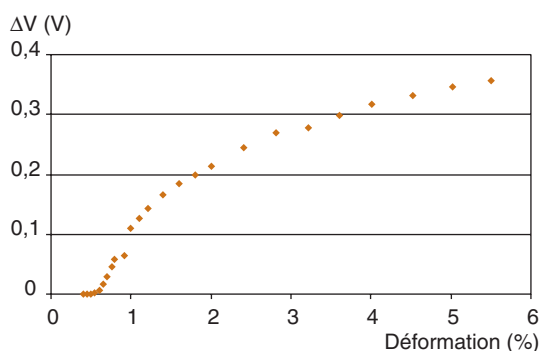
L'exploitation de « l'effet de peau » des fréquences de magnétisation élevées est mise en évidence sur la figure 17. Il apparaît que l'extérieur du fil est plus endommagé que le cœur. Cela correspond à l'existence des contraintes résiduelles de traction à la surface externe des fils. Ces contraintes, qui s'ajoutent aux contraintes globales appliquées, provoquent d'abord l'endommagement des couches périphériques de l'acier, plus sollicitées que le cœur du fil qui sera concerné à une contrainte plus élevée.





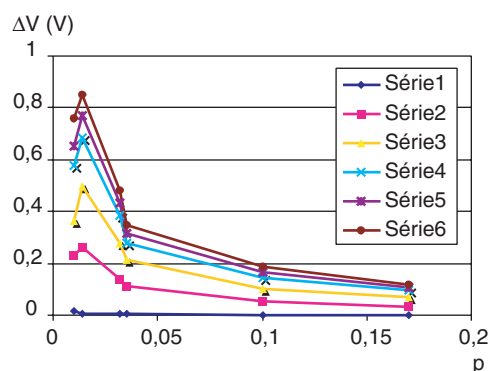
■ Fig. 15

Principe de la mesure de l'auto-inductance.
Bobines magnétisantes : $\phi = 15 \text{ mm}$; $L = 320 \text{ mm}$;
650 spires ; $I = 350 \text{ mA}$.
Bobines réceptrices : $\phi = 10 \text{ mm}$; $L = 225 \text{ mm}$;
450 spires.



■ Fig. 16

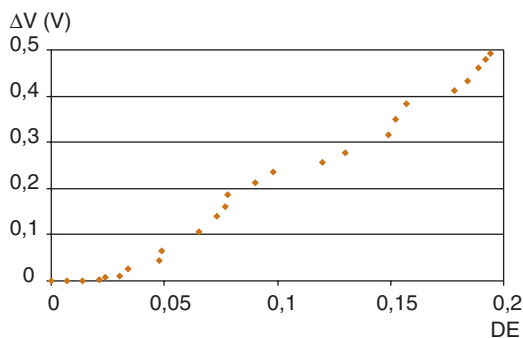
Endommagement physique ΔV , après application d'une déformation ε ; $f = 500 \text{ Hz}$.



■ Fig. 17

Relation entre l'endommagement physique ΔV et la « pénétration » $p = f^{-0.5}$ de la magnétisation, à différents niveaux de déformation ε . Série 1 : $\varepsilon = 0,6 \%$; série 2 : $\varepsilon = 1 \%$; série 3 : $\varepsilon = 2 \%$; série 4 : $\varepsilon = 3,2 \%$; série 5 : $\varepsilon = 4 \%$; série 6 : $\varepsilon = 5 \%$. $f = 500 \text{ Hz}$.

Par ailleurs, si l'on compare les résultats concernant les mesures de l'endommagement ΔE et ΔV (Fig. 18). Il apparaît que les deux méthodes donnent un seuil d'endommagement de l'acier étudié correspondant à une même déformation, voisine de 0,5 %, bien qu'un petit écart de détection apparaisse sur le graphique.



■ Fig. 18

Comparaison des endommagements mécanique (DE) et physique (ΔV) ; $f = 500 \text{ Hz}$.

Application à la modélisation des propriétés mécaniques d'un fil

Les mécanismes d'endommagement par création et développement de cavités ont conduit à proposer divers modèles, dont celui utilisé par Mahmoud [2, 14].

Ce modèle considère que l'acier a un comportement élastique aux faibles contraintes et que de petites décohésions (endommagement) apparaissent au-delà d'une contrainte seuil. Ces décohésions peuvent préexister dans le fil, et peuvent aussi se former aux interfaces entre les particules dures et la matrice métallique, au-dessus d'un niveau de contrainte particulier à chaque type d'inclusion.

Le modèle utilisé pour les calculs est représenté sur la figure 19. Il permet de décrire le comportement en traction (ou en torsion) d'un fil dont la propreté interne et les éventuelles décohésions initiales

sont connues. La propreté interne du matériau est définie par le paramètre $h = \frac{a^3}{c^3}$ où $2a$ est le diamètre des particules inclusionnaires, et $2c$ la distance entre ces particules.

Le seuil d'endommagement σ_d est déterminé expérimentalement ou issu de la littérature.

La loi de comportement du matériau retenue s'écrit sous forme incrémentale : pour une augmentation $\Delta\sigma$ de la contrainte appliquée, la déformation (totale) augmente de :

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Delta\varepsilon_{ij,el} + \Delta D_{ij}$$

où $\varepsilon_{ij,el}$ est la déformation élastique (du matériau non endommagé) et D_{ij} est un tenseur de deuxième ordre qui tient compte de la géométrie de la décohésion, soit :

$$D_{ij} = \frac{1}{V} \sum_1^M \int_{S^{(i)}} (b_i n_j) . ds^{(i)}$$

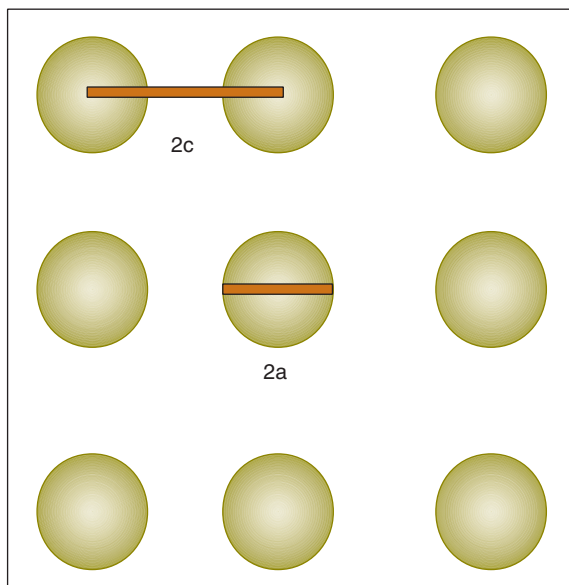
où la frontière de la décohésion est $S^{(i)}$, M le nombre de cavités (décohésions) dans le volume V de matériau, n le vecteur unitaire normal à la surface de décohésion, dont le point d'application se déplace de b (vecteur), lorsque la cavité croît (Fig. 20).

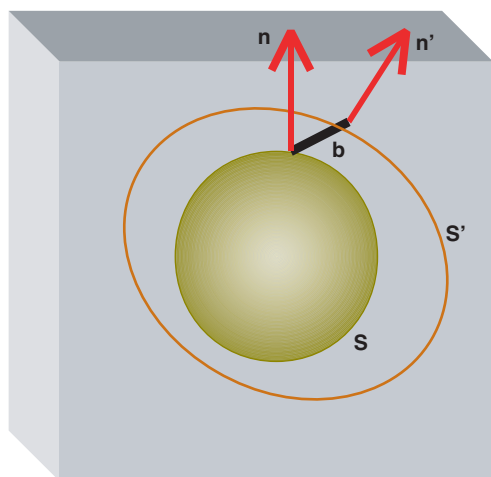
Remarque : si les cavités restent sphériques, D est isotrope et correspond au volume relatif (concentration volumique) des cavités.

L'intégration est faite par calcul numérique. L'adhérence des inclusions est caractérisée par les valeurs initiales des endommagements D_{ij} . La rupture du matériau survient lorsque l'endommagement atteint une valeur critique définie, par hypothèse, par $\text{tr}(D_{ij}) = D_r = 0,03$.

Un exemple de résultats obtenus, en application du modèle proposé, est présenté sur la figure 21. Pour les mêmes valeurs des paramètres suivants : module d'Young $E = 200$ GPa, coefficient de Poisson $\nu = 0,30$, seuil d'endommagement $\sigma_d = 1\,400$ MPa, teneur en inclusions non métalliques dans l'acier $h = 10^{-5}$, aucune décohésion initiale dans le fil (endommagement initial nul), et valeur de

Fig. 19
Modèle de solide contenant des particules dures (de diamètre $2a$), espacées de $2c$ et autour desquelles des vides peuvent se former sous l'action d'une sollicitation mécanique.





■ Fig. 20

Schéma du modèle d'endommagement. Lorsque la contrainte appliquée augmente, la cavité passe de (S) à (S'). Le point d'application des s vecteurs normaux n et n' se déplace de b .

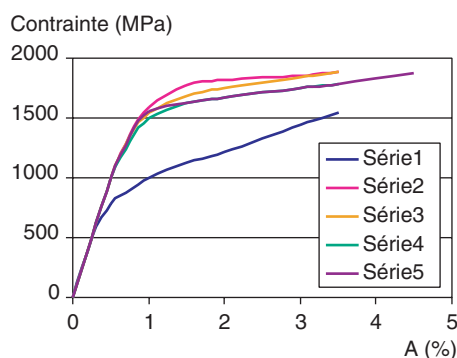
l'endommagement à la rupture D_r unique, différentes distributions des contraintes résiduelles dues au tréfilage ont été prises en compte pour les calculs. Les résultats ont été comparés à une courbe expérimentale de traction sur un fil de 8 mm de diamètre.

Il apparaît que le calcul utilisant des contraintes résiduelles mesurées, reproduit bien la courbe expérimentale. Les autres distributions de contraintes résiduelles donnent des résultats de calculs plus éloignés de la courbe de comportement réel du fil.

L'application du modèle montre que la résistance à la traction dépend de la propreté de l'acier (Fig. 22) et qu'il est inutile de rechercher un acier infiniment propre intérieurement pour obtenir la plus forte valeur de cette résistance. Après la publication de ces travaux, en 1989, les producteurs de fils pour câbles ont amélioré la propreté de leurs aciers.

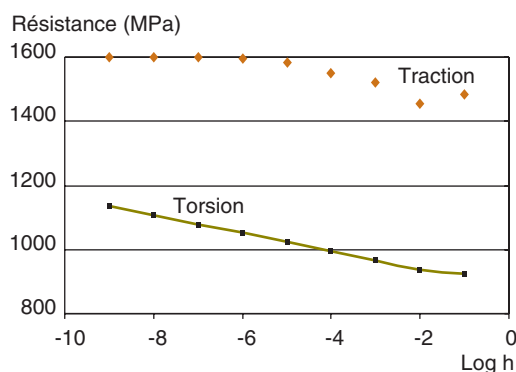
Le comportement en torsion d'un fil en acier à haute résistance a aussi été calculé, en utilisant le même modèle que pour la traction [15]. La résistance à la torsion est plus sensible à la propreté des fils que celle à la traction (cf. Fig. 22). Ce résultat est conforme aux observations faites dans l'industrie.

Ce modèle a également été appliqué au cas de la traction déviée ou de la traction avec compression latérale des fils. Les résultats obtenus par calcul sont en accord avec des résultats d'essais [16].



■ Fig. 21

Courbes de traction d'un fil de précontrainte (expérimentale et calculées), pour des contraintes internes données par divers auteurs: série 1 : modèle de Nyashin ; série 2 : modèle de Tulenkov ; série 3 : acier sans contrainte interne ; série 4 : contraintes mesurées par Vannes ; série 5 : courbe de traction expérimentale.



■ Fig. 22

Effet de la propreté interne h d'un fil sur sa résistance à la traction et à la torsion, d'après [15].

CONCLUSION

L'étude des relations entre la microstructure des aciers pour câbles et leurs caractéristiques mécaniques a été abordée dès les années 1970 et se poursuit encore. Les sujets de recherche ont évolué, et les conclusions suivantes peuvent être tirées :

- la microstructure des fils pour câbles est caractérisée principalement par la nature des constituants de l'acier, la propreté interne et les contraintes résiduelles après tréfilage. La propreté interne est liée à la présence d'inclusions non métalliques dans l'acier (sulfures, oxydes, silicates, carbures, etc.). Les résultats des expérimentations et des modélisations ont montré que cette propreté influe sur les contraintes de rupture des fils, en traction et en torsion, mais peu sur le fluage et la relaxation. Les résultats obtenus par le LCPC publiés en 1988 ont été pris en compte par les producteurs (amélioration de la propreté des fils tréfilés) ;
- les contraintes résiduelles influent sur la plasticité des fils. La limite d'élasticité et le taux de relaxation des aciers dépendent des conditions de tréfilage et des traitements ultérieurs, tels que la « stabilisation » qui en améliore la tenue à la relaxation.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] CHEVALIER L., *Étude des caractéristiques des matériaux tréfilés après l'opération de tréfilage*, Thèse de l'université de Paris VI, 9 mai 1988, 84 p. et annexes.
- [2] MAHMOUD M., *Modélisation du comportement des aciers de précontrainte. Approche par un couplage plasticité-endommagement*, Thèse ENPC, novembre 1989.
- [3] MUSTER W.J., CERNOCH E., Mesure de contraintes résiduelles par rayons X dans les constructions métalliques, *Material und Technik*, **3**, 1978, pp. 117-126.
- [4] VANNES A., CHICOIS J., FOUGERES R., Restauration des contraintes résiduelles induites par écrouissage, en fonction de la température de chauffage et du temps de maintien, *Mémoires Scientifiques, Métallurgie*, Vol. 70, **4**, 1973, pp. 281-293.
- [5] TULENKOV K.I., PETRUKIN S.I., GAIDUCHENKO B.I. (en russe), *Tchernaya Metallurgiya*, Vol. 7, **10**, 1964, pp. 98-102.
- [6] NYASHIN Yu. I. (en russe), *Izvestiya Akad. Nauk S.S.S.R.*, **1**, 1982, pp. 188-190.
- [7] OLIVIÉ F., *Contribution à l'étude du fluage des aciers de précontrainte. Détermination des seuils de fluage et de relaxation*, Mémoire CNAM Paris, 1973, 51 p. et annexe.
- [8] RAHARINAIVO A., Utilisation de l'émission acoustique pour l'étude de la fissuration et de la rupture des aciers de génie civil, *Journées Émission acoustique*, INSA Lyon, mars 1975, pp. 39-405.
- [9] GUILBAUD J.-P., OLIVIÉ F., RAHARINAIVO A., Fluage des aciers de précontrainte. Mise au point d'une machine prototype et de la procédure opératoire d'essais, *Bulletin de liaison des Laboratoires des Ponts et Chaussées*, **98**, novembre-décembre 1978, pp. 17-23.
- [10] GUILBAUD J.-P., *Essais de relaxation en température*, Compte rendu d'étude Section Armatures et procédés de précontrainte, juin 1992.
- [11] OLIVIÉ F., *Relaxation des aciers de précontrainte*, *Journées LPC Ouvrages d'art*, Nantes, 2002.
- [12] BRACHET M., JACQUES Ph., ATALLAH R., Méthode de mesure et d'estimation de la valeur à long terme de la relaxation des armatures de précontrainte, *Bulletin de liaison des Laboratoires des Ponts et Chaussées*, **66**, juillet-août 1973, pp. 125-140.
- [13] GUILBAUD J.-P., *Détermination de l'endommagement physique des aciers de précontrainte*, Rapport interne section des Métaux JPG/lv, 8 janvier 1988.
- [14] MAHMOUD M., BERNAUD-BUBLITZ D., DRAGON A., RAHARINAIVO A., Paramètres influant sur les caractéristiques mécaniques des fils tréfilés : une étude théorique – Partiel. *Le Tréfilé*, 1988, 38^e année, **3**, pp. 330-333. Partie II : *Le Tréfilé*, 1988, 38^e année, **4**, pp. 409-410.
- [15] BERNAUD-BUBLITZ D., RAHARINAIVO A., *Comportement en torsion des fils tréfilés. Contribution à la modélisation de l'influence des paramètres de fabrication des fils*, Rapport des Laboratoires Série Ouvrages d'art, **OA 4**, LCPC, avril 1988, 55 p.
- [16] MAUPETIT P., OLIVIÉ F., RAHARINAIVO A., FRANCOIS D., Shear fracture of prestressing plain carbon steel wires under complex loading, *International Journal of Fracture*, Vol. 13, **15**, 1977, pp. 725-727.