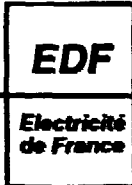


**L'ESSAI DE DURETE : UN ESSAI MECANIQUE A PART
ENTIERE ?**

THE HARDNESS TEST : A REAL MECHANICAL TEST ?



Direction des Etudes et Recherches

**SERVICE RÉACTEURS NUCLÉAIRES ET ECHANGEURS
Département Etude des Matériaux**

Février 1993

REZAKHANLOU R.

**L'ESSAI DE DURETE : UN ESSAI MECANIQUE A
PART ENTIERE ?**

***THE HARDNESS TEST : A REAL MECHANICAL
TEST ?***

Pages : 29

93NB00026

Diffusion : J.-M. Lecœuvre
EDF-DER
Service IPN, Département SID
1, avenue du Général-de-Gaulle
92141 Clamart Cedex

© Copyright EDF 1993

ISSN 1161-0611

SYNTHÈSE :

Lors de leur maintien en service, certains composants (cuve, tuyauterie primaire...) voient leurs propriétés mécaniques évoluer. Il est nécessaire de suivre l'évolution de ces propriétés, mais il n'est pas toujours possible de prélever des éprouvettes de taille suffisante pour mesurer les caractéristiques mécaniques avec précision. On envisage de déterminer les lois de comportement de ces matériaux à partir des résultats d'essais de dureté facilement applicables sur site et ne nécessitant pas de prélèvements.

Le présent rapport, est la première partie d'étude bibliographique sur l'essai de dureté. Nous y exposons les liens entre les valeurs mesurées lors de cet essai (charge appliquée, diamètre de l'empreinte) et les propriétés mécaniques déterminées en traction. Dans le cadre général du contact entre deux solides, nous abordons les modèles élastique, élasto-plastiques et plastiques décrivant l'indentation d'un massif par un indenteur rigide.

EXECUTIVE SUMMARY :

During the service life, the mechanical properties of the PWR components change. It is necessary to determine precisely this evolution, but it is not always possible to draw a sample with the adequate size for the characterisation. For this latter case we intend to calculate the stress-strain curve of a material from a hardness test results, because it is appropriate for testing on site and do not need any particular sample shape.

This paper is the first bibliographical part of a larger study on the relation between the values measured during a hardness test (applied load, indentation diameter) and the mechanical properties of a solid obtained by a traction test. We have treated the problem within the general setting of two solids in contact. Thus, we expose general elastic, elasto-plastic and plastic models describing the indentation of a solid by a rigid indenter.

SOMMAIRE

L'ESSAI DE DURETE : UN ESSAI MECANIQUE A PART ENTIERE ?

OBJET	5
1- HISTORIQUE ET PRINCIPES DES DIFFERENTS ESSAIS DE DURETE	5
1.1 - Essais statiques	6
1.2 - Essais dynamiques	6
2 - DESCRIPTION PHENOMENOLOGIQUE DU PROCESSUS D'INDENTATION	7
2.1 - Quelques définitions	7
2.2 - Phénomènes physiques mis en jeu durant l'indentation	8
a - Evolution de la déformation	8
b - Evolution de la pression de contact	8
3 - ETUDE DE LA PRESSION MOYENNE DE CONTACT	9
3.1 - Théorie du contact élastique	9
a - Loi de Hertz	9
b - Seuil de plastification	10
3.2 - Comportement plastique	11
3.3 - Comportement élasto-plastique	13
a - Evolution de la pression de contact	13
b - Détermination de la fin du domaine élasto-plastique	15
4 - ETUDE DE LA DEFORMATION	16
4.1 - Domaine élastique	16
4.2 - Domaine plastique	16
4.3 - Domaine élasto-plastique	17
Remarque sur l'influence de la géométrie de l'indenteur	17
5 - RECAPITULATIF	18
6 - CONCLUSION ET DEVELOPPEMENTS A VENIR	19
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	22
ANNEXE A : Données normalisées sur les différents tests de dureté	23
1- Test Brinell	23
2 - Test Vickers	23
3 - Test Knoop	23
4 - Test Rockwell	24
ANNEXE B : Tables d'équivalence entre les différentes échelles de dureté et la résistance mécanique R_m.	26
ANNEXE C : Echelle Mohs de dureté	27
ANNEXE D : Détermination du coefficient d'écroutissage	28

L'ESSAI DE DURETE : UN ESSAI MECANIQUE A PART ENTIERE ?

OBJET

Les matériaux constitutifs des éléments des centrales à combustible nucléaire ou fossile subissent pendant le service une évolution de leurs propriétés mécaniques. Le suivi de cette évolution est très souvent difficile et peut dans certains cas nécessiter des prélèvements ou des vieillissements en four d'échantillons témoins. Le seul essai mécanique applicable aisément sur site est l'essai de dureté. Afin d'obtenir le maximum d'informations de cet essai nous avons entrepris une série de travaux pour savoir dans quelle mesure il permet d'accéder à la loi de comportement des matériaux (courbe contrainte-déformation).

Dans ce premier document sur le sujet, nous exposons les différentes théories disponibles dans la littérature sur les liens entre les valeurs mesurées lors d'un essai de dureté conventionnel (charge appliquée, diamètre ou largeur de l'empreinte) et les grandeurs qui permettent d'établir la loi de comportement d'un matériau. Après un bref rappel des principes des différentes méthodes normalisées de mesure de la dureté, nous traitons le problème dans le cadre général du contact entre deux solides. Nous abordons ainsi les modèles élastique, élasto-plastique et plastique décrivant l'indentation d'un massif par un indenteur rigide. Enfin, la dernière partie du rapport est consacrée aux développements nouveaux à mettre en œuvre pour rendre l'indentation sphérique à la fois plus précise et plus facilement automatisable.

1- HISTORIQUE ET PRINCIPES DES DIFFERENTS ESSAIS DE DURETE

Parmi les essais mécaniques employés par les métallurgistes, l'essai de dureté demeure probablement le plus utilisé. Il est simple, rapide, reproductible et souvent peu destructif. Néanmoins, pour la plupart des utilisateurs, il est difficile d'associer le nombre fourni par cet essai à des propriétés mécaniques précises.

Nous pouvons définir de façon *intuitive* la dureté comme la résistance d'un corps à la déformation plastique locale provoquée par la pénétration d'un autre corps plus dur. A cette définition relativement vague correspond toute une série de tests qui peuvent être statiques ou dynamiques.

1.1 - Essais statiques

Historiquement, le premier essai de dureté statique est l'œuvre de l'ingénieur suédois, Brinell. Celui-ci travaillait dans une usine métallurgique et a été confronté à un problème qu'on qualifierait de nos jours de "contrôle qualité". Parmi deux lots d'aciers, Brinell devait mettre en évidence rapidement des différences de propriétés mécaniques. Il a imaginé de placer une bille entre un échantillon prélevé de chaque lot et il a ensuite placé le tout dans un étai (Figure 1). La charge étant identique de chaque côté, la surface de l'empreinte lui a permis d'identifier aisément le plus dur des deux échantillons.

Ce test simple est à l'origine de la plupart des essais de dureté statique. On applique sur la surface de l'échantillon un indenteur sous une charge donnée, on maintient la charge durant une dizaine de secondes. L'empreinte rémanente laissée par l'indenteur peut alors être caractérisée soit par la mesure de la surface de contact (essais Brinell, Vickers et Knoop), soit par celle de la profondeur de pénétration (essais Rockwell). Nous avons regroupé en annexe A les caractéristiques normalisées de ces essais.

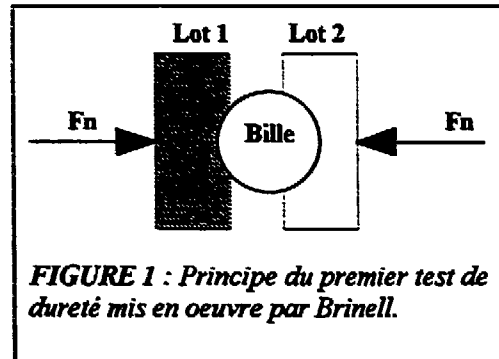


FIGURE 1 : Principe du premier test de dureté mis en oeuvre par Brinell.

Remarque : La dureté est un nombre qui par convention est donnée sans unité. Elle a, cependant, pour les essais Brinell, Vickers et Knoop, la dimension d'une contrainte exprimée en kg.mm^{-2} . La dureté Rockwell, quant à elle, est homogène à une longueur : la profondeur de pénétration.

1.2 - Essais dynamiques

La dureté dynamique est mesurée soit par rebond soit par rayure. Les essais de rayure sont à l'origine de la première échelle de dureté : l'échelle Mohs bien connue des minéralogistes (voir Annexe B). Cette échelle est basée sur le principe suivant : "tous corps rayant son antagoniste est considéré comme plus dur". Cette échelle assez imprécise a été remplacée par la dureté sclérométrique, qui consiste à rayer la surface d'un échantillon avec un diamant soumis à une charge constante ; la dureté est caractérisée par la largeur de la trace.

Nous pouvons aussi mesurer la dureté "rebond". L'opération consiste à mesurer la hauteur de rebond d'une bille qu'on laisse tomber sur une surface. En négligeant les pertes d'énergies par frottement entre les deux surfaces, la différence entre la hauteur initiale de la bille et celle mesurée après rebond est égale à l'énergie de déformation plastique absorbée par la pièce. C'est le principe des tests Shore et Equotip. Ce type d'essai est d'une grande utilité pour les pièces volumineuses comme les cylindres de laminoirs, les matrices de forges, etc.

2 - DESCRIPTION PHENOMENOLOGIQUE DU PROCESSUS D'INDENTATION

Dans le paragraphe précédent, nous avons exposé les différentes façons de caractériser la dureté d'un solide. Il a très tôt été constaté que la dureté pouvait de façon empirique être reliée aux propriétés mécaniques ($R_{p0,2}$, R_m ...) données par la courbe de traction. Ces relations empiriques sont disponibles dans les normes (voir Annexe C). Par ailleurs, depuis environ 40 ans, de nombreux travaux, pour la plupart peu connus, ont été menés afin d'établir des équations analytiques reliant la loi de comportement (courbe contraintes-déformation) aux paramètres de dureté.

Avant d'exposer ces équations, nous présentons de façon grossière le processus d'indentation et les grandeurs dont nous avons besoins pour le décrire. Nous traitons uniquement le cas de l'indentation par une sphère rigide. Parmi les géométries d'indenteurs couramment utilisées, la sphère est en effet la seule qui permette le passage à la loi de comportement. Nous expliciterons cette influence de la géométrie de l'indenteur à la fin du paragraphe 4.

Remarque : Nous appelons "loi de comportement" la courbe reliant la contrainte vraie à la déformation vraie. Elle est a priori indépendante du type d'essai et peut être déterminée par des essais de traction, de compression, torsion, flexion... Cependant, des différences de champs de contraintes peuvent introduire des écarts dans les valeurs mesurées (déformation plastique des verres en compression, possibilité d'imposer des grandes déformations en torsion...) et ainsi affecter la loi de comportement.

2.1 - Quelques définitions

Une sphère rigide, de rayon R , est appliquée sur la surface d'une pièce sous une charge normale F_n , nous appelons rayon de contact, a , le rayon de la zone d'appui entre la bille et la pièce (Figure 2).

Notons que du fait du retour élastique le rayon de contact est différent du rayon de l'empreinte mesurée après déchargement. Pour les fortes indentations, cette différence peut être négligée ; en revanche, elle devient très importante pour les faibles enfoncements.

On définit la pression normale moyenne de contact, P_{moy} , comme la charge divisée par la surface de contact projetée suivant l'axe z :

$$P_{\text{moy}} = \frac{F_n}{\pi a^2} \quad (1)$$

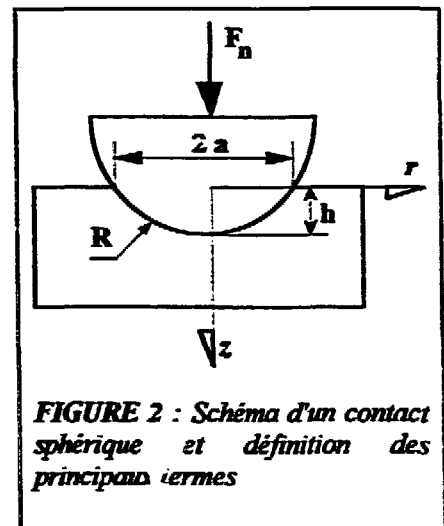


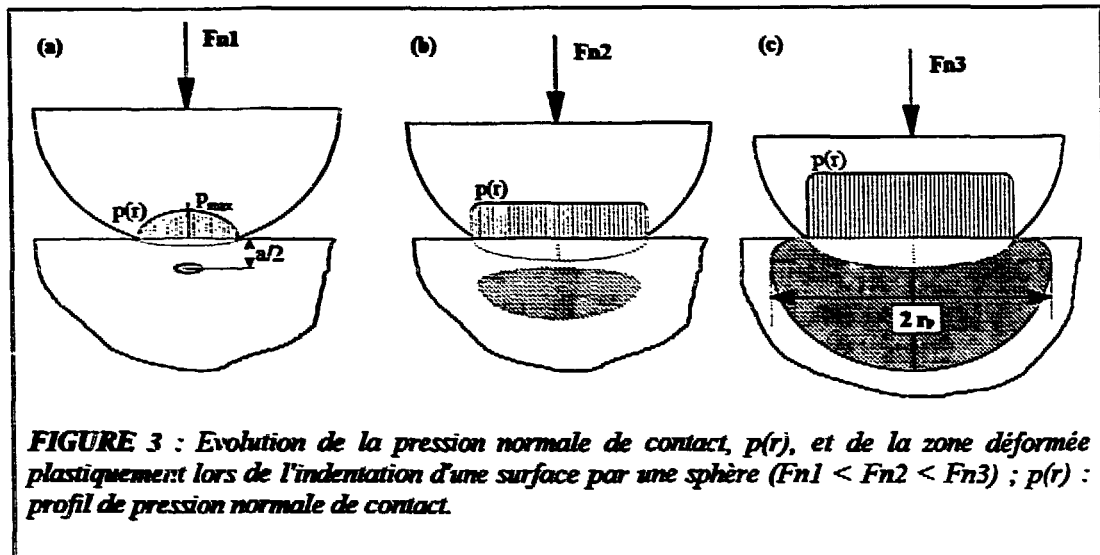
FIGURE 2 : Schéma d'un contact sphérique et définition des principaux termes

Si on assimile le rayon de contact au rayon de l'empreinte, cette définition de la pression moyenne de contact est celle de la dureté Meyer. En revanche, elle n'est pas totalement conforme à celle de la dureté Brinell qui est obtenue en divisant la charge appliquée par la surface de la calotte sphérique (voir annexe A).

2.2 - Phénomènes physiques mis en jeu durant l'indentation

a - Evolution de la déformation

Lorsqu'une sphère rigide est pressée sur la surface plane d'un échantillon, ce dernier se déforme d'abord élastiquement. Avec l'augmentation de la charge, une zone de déformation plastique apparaît sous la surface à une profondeur de l'ordre de la moitié du rayon de contact (fig. 3.a, Tabor 1951). L'apparition de cette zone correspond au début de la partie *élasto-plastique* de l'indentation. En augmentant encore la charge ou la profondeur de pénétration, cette zone s'étend et atteint la surface de contact (fig. 3.c), on se trouve alors dans le domaine *plastique*



b - Evolution de la pression de contact

Dans le domaine de déformation élastique et sans frottement indenteur / plan, le profil de pression normale, $p(r)$, sous l'indenteur est de forme parabolique (fig. 3.a). La contrainte maximale se situe au centre de la zone de contact et vaut 1,5 fois la pression moyenne de contact [Johnson 1985] :

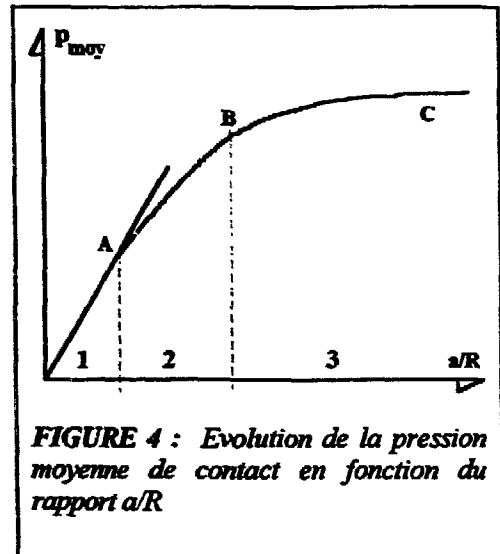
$$P_{max} = \frac{3}{2} P_{moy} \quad (2)$$

Durant les stades élasto-plastiques et plastiques, la pression normale tend à devenir uniforme (fig. 3.b et 3.c). Dans le stade plastique, le rayon de la zone plastique, r_p , croît proportionnellement au rayon de contact, a (fig. 3.c).

Ces 3 stades de déformations sous l'indenteur (élastique, élasto-plastique et plastique) apparaissent clairement quand on reporte l'évolution de la pression moyenne de contact, p_{moy} , en fonction du rapport a/R . Cette évolution est schématisée sur la figure 4.

La partie 1 comprise entre l'origine et le point A correspond à la déformation élastique du massif : p_{moy} évolue linéairement avec a/R . La zone de déformation plastique apparaît au point A et se traduit, avec la représentation choisie, par un écart à la linéarité. La partie 2, comprise entre les points A et B, correspond au stade élasto-plastique. La zone plastique grandit (fig. 3.b) et atteint la surface de l'échantillon au point B, où le stade plastique est atteint.

La courbe donnant l'évolution de p_{moy} en fonction de a/R présente de grandes analogies avec la courbe de traction. C'est en nous appuyant sur cette représentation que nous présentons les équations qui visent à déduire la courbe contrainte-déformation à partir des essais de dureté. Pour cela, dans un premier temps, nous donnerons pour chacun des trois stades de la déformation la loi qui relie p_{moy} à a/R et aux contraintes. Dans un deuxième temps, nous étudierons la relation entre le rapport a/R et la déformation. De façon à simplifier la présentation, nous traiterons d'abord le cas élastique, puis plastique et enfin élasto-plastique.



3 - ETUDE DE LA PRESSION MOYENNE DE CONTACT

3.1 - Théorie du contact élastique

a - Loi de Hertz

La théorie du contact entre deux solides élastiques a été élaborée par Hertz (1880) qui à l'origine étudiait des phénomènes optiques. Lors de ses expériences, deux lentilles sont entrées en contact et, en se déformant élastiquement, ont donné lieu à l'apparition de franges d'interférences dites franges de Newton. A l'aide de ces franges, Hertz a pu déterminer de façon précise l'évolution du rayon de contact en fonction de la charge appliquée. A partir de

ses mesures, il a énoncé la loi qui porte maintenant son nom, et dont nous donnons ci-dessous une expression simplifiée, valable dans le cas d'une sphère rigide indentant un solide élastique :

$$a^3 = \frac{3F_0 R}{4 E} \quad (3)$$

avec E : le module d'Young du solide indenté.

Compte tenu de la loi de Hertz et de la définition de la pression moyenne de contact (expressions 1 et 3), on peut établir la relation suivante entre p_{moy} et le rapport a/R dans le domaine élastique :

$$p_{moy} = \frac{4E a}{3\pi R} \quad (4)$$

Dans le domaine élastique, la pression moyenne de contact est proportionnelle au rapport a/R .

b - Seuil de plastification

La loi de Hertz cesse d'être valide dès que le matériau indenté commence à se déformer plastiquement (point A, fig. 4). La description complète du champ de contraintes induit par l'indentation sphérique⁽¹⁾ n'est pas indispensable pour un calcul approximatif du seuil de plasticité. Il peut être déterminé à partir d'un calcul fort simple. Pour cela, intéressons nous uniquement à la valeur de la contrainte de cisaillement maximale, responsable de la déformation plastique.

La contrainte de cisaillement, τ , atteint sa valeur maximale sous la surface à $z = 0,5 a$ et admet pour valeur $0,47 p_{moy}$ [Johnson 1971]. Si nous adoptons comme critère de plasticité le critère de Tresca, qui stipule que la déformation plastique débute quand la contrainte de cisaillement atteint la moitié de la limite d'élasticité, nous pouvons écrire qu'il y a début de plastification quand les relations suivantes sont vérifiées :

$$\tau_{max} = 0,47 p_{moy} = R_{p0,2} / 2 \quad (5)$$

avec $R_{p0,2}$: la limite d'élasticité du solide indenté.

Le début de la déformation plastique se produira à une profondeur de $a/2$ et pour une pression moyenne de contact :

$$p_{moy} \cong 1,06 R_{p0,2} \quad (6)$$

En adoptant comme critère de plasticité, non pas celui de Tresca, mais celui de von Mises, le calcul fournit un coefficient de proportionnalité de 1,11 au lieu de 1,06. Nous

⁽¹⁾ Le lecteur trouvera une description complète du champ de contrainte induit par l'indentation sphérique dans l'ouvrage récent de K.L. Johnson, "Contact mechanics". Cambridge University Press (1985).

rappelons que selon le critère de von Mises la déformation plastique débute quand l'énergie élastique volumique de cisaillement (hors fraction hydrostatique) atteint une valeur critique qui dépend de l'écroutissage du matériau

En tenant compte de l'expression (4), on établit la valeur du rapport a/R correspondant au début de la déformation plastique (point A, fig. 4) :

$$\left(\frac{a}{R}\right)_{\text{plast}} = \frac{3\pi}{4E} 1,1 R_{p0,2} \quad (7)$$

Pour donner un ordre de grandeur, avec $R = 1 \text{ mm}$, $R_{p0,2} = 200 \text{ MPa}$, $E \approx 200 \text{ GPa}$, on calcule (expressions 7 et 3) que le rayon de contact et la charge appliquée correspondant au début de la déformation plastique sont respectivement de $2,6 \mu\text{m}$ et $4,7 \text{ mN}$.

Remarque : La relation (3) montre que la théorie de l'indentation élastique par une sphère devrait permettre de mesurer le module d'Young d'un solide. Cependant, le rayon de contact, a , dans le domaine élastique ne peut être mesuré expérimentalement qu'entre deux solides transparents ayant de grand rayon de courbure (expérience de Hertz). Sur des solides non transparents, le rayon de contact ne peut être ni mesuré sous charge ni estimé après déchargement car il n'y a pas d'empreinte résiduelle. Il est en revanche possible de calculer le module d'Young d'un matériau à partir d'une courbe d'indentation continu (voir Note EDF/EMA/HT41/NEQ1439-A).

3.2 - Comportement plastique

L'étude la plus complète sur l'évolution de la pression de contact dans le domaine plastique (au delà du point B sur la figure 4) est due à Tabor (1951). La tableau I, ci-dessous, donne des résultats de ses expériences d'indentations sphériques effectuées sur des métaux et alliages admettant des valeurs de limite d'élasticité et de module d'Young fort différentes. Nous constatons, qu'en dépit de ces différences, le rapport entre la pression moyenne de contact dans le domaine plastique et la limite d'élasticité est constant et égal à 2,8.

TABLEAU I

Quelques cas de mesures la pression moyenne de contact. (D'après Tabor 1951)

Alliages	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	P_{moy} (MPa)	$c = P_{\text{moy}} / R_{p0,2}$
Te - Pb	< 14	21	61	2,9
Al	67,5	123	345	2,8
Cu	125	310	880	2,8
Acier doux	200	650	1900	2,9

Ce résultat est généralisable et nous pouvons écrire la première loi empirique de Tabor (1951) sous une forme qui donne la valeur de la pression de contact en fonction de la limite d'écoulement R_{pe} ⁽²⁾:

$$p_{moy} = c R_{pe} \quad (8)$$

où c est une constante.

Dans le domaine plastique, on peut donc considérer que la pression moyenne de contact est indépendante des constantes élastiques du matériaux (modules d'Young et de Poisson) mais qu'elle ne dépend, en revanche, que des propriétés plastiques par l'intermédiaire de R_{pe} .

La constante c a une valeur comprise entre 2,7 et 3 selon les matériaux testés. Nous retiendrons la valeur intermédiaire de 2,8.

$$p_{moy} = 2,8 R_{pe} \quad (9)$$

La domaine de validité de cette loi est variable et dépend bien sûr des propriétés élastiques et plastiques du matériau indenté. La transition élasto-plastique / plastique sera décrite plus précisément dans le paragraphe suivant. Mais pour fixer les ordres de grandeurs, nous pouvons dire que, pour les aciers de dureté moyenne (inférieure à 300 Vickers), cette loi s'applique quand les rapports a/R sont supérieurs 0,1.

Dans le domaine plastique, la pression moyenne de contact est égale à environ 2,8 fois la limite d'écoulement du matériau indenté.

Remarque : La valeur du coefficient c appelle quelques commentaires. Le fait que la pression moyenne de contact soit 3 fois plus élevée que la contrainte d'écoulement signifie qu'une grande partie de la pression moyenne ne produit pas de déformation plastique. On peut grossièrement estimer que 2/3 de la pression moyenne ($2 R_{pe}$) ne contribue qu'à augmenter la pression hydrostatique sous l'indenteur. Seul un tiers de la pression moyenne (R_{pe}) permet de déformer plastiquement le matériau. Ce fait permet d'expliquer pourquoi les matériaux fragiles comme le verre ou les céramiques sont susceptibles de se déformer plastiquement en indentation : la présence de fortes contraintes hydrostatiques de compression sous l'indenteur (plusieurs dizaines de GPa) interdit la propagation de toutes fissures dans la zone plastique.

⁽²⁾ Nous définissons la limite d'écoulement comme la contrainte nécessaire pour déformer plastiquement un matériau, et cela quel que soit son état d'origine (recuit ou écroui).

3.3- Comportement élasto-plastique

a - Evolution de la pression de contact

Dans le paragraphe précédent, nous avons établi que dans le domaine plastique, c'est à dire pour les enfoncements grands, les propriétés élastiques du solide indenté n'avaient pas d'influence sur l'évolution de la pression de contact. Dans le domaine élasto-plastique, il est impératif de tenir compte de l'ensemble des propriétés élastiques et plastiques du matériau.

La mise en évidence de ce domaine intermédiaire provient du fait que le comportement d'un certain nombre de matériaux tel le verre ne cadrerait pas avec les prévisions des modèles purement plastiques. Ainsi, on constatait expérimentalement des valeurs de c toujours plus faibles que celles prévues par la formule de Tabor. Les travaux de Samuel et Mulhearn (1957) et de Mulhearn (1959) ont montré que ces désaccords étaient essentiellement dus à des modes de déformation différents.

Dans le domaine plastique, la matière s'écoule latéralement sur les bords de l'empreinte et forme les bourrelets latéraux qu'on peut observer sur toutes les empreintes de dureté. Dans le domaine élasto-plastique, la pénétration de l'indenteur provoque surtout un déplacement radial de la matière sous l'indenteur (fig. 5). L'augmentation du volume de l'empreinte est accommodée par un déplacement de la frontière élastique-plastique, sans remontée significative de matière.

Ce mode de déformation de la matière dans le domaine élasto-plastique, a donnée l'idée à Marsh (1963) d'appliquer la théorie développée par K. Hill (1950) pour prévoir l'expansion d'une cavité sphérique dans un massif infini sous l'action d'une pression interne (fig. 6).

La théorie de Hill prévoit que la pression de début d'expansion d'une cavité sphérique dépende des propriétés élastique et plastique du solide par l'intermédiaire du rapport $E / R_p^{0.2}$. En posant $\nu = 0,5$ (ce qui équivaut à $\Delta V = 0$ pendant la phase de déformation plastique) Hill propose l'expression suivante :

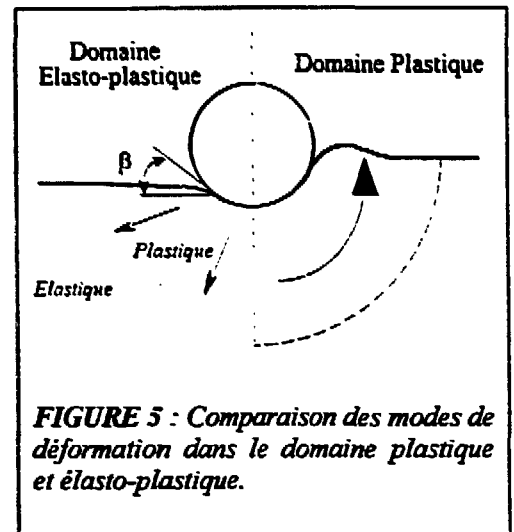


FIGURE 5 : Comparaison des modes de déformation dans le domaine plastique et élasto-plastique.

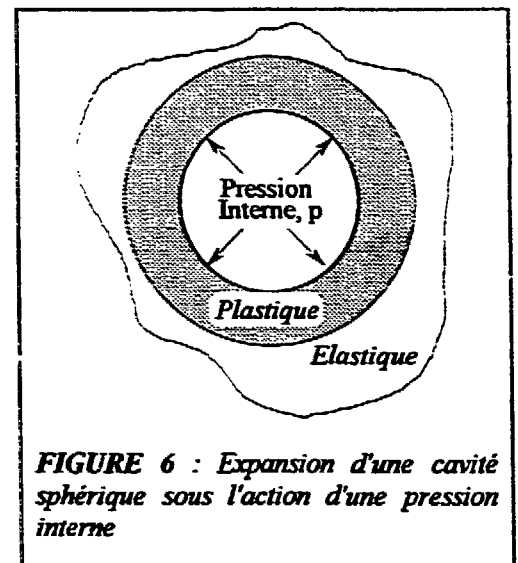


FIGURE 6 : Expansion d'une cavité sphérique sous l'action d'une pression interne

$$\frac{p}{R_{p0,2}} = 0,4 + \frac{2}{3} \ln \frac{E}{R_{p0,2}} \quad (10)$$

En conservant la forme générale de cette loi, Marsh a modifié la valeur des coefficients par comparaison à ses résultats expérimentaux. Il a proposé la loi suivante pour quantifier l'évolution de la pression de contact lors de l'indentation :

$$\frac{p}{R_{p0,2}} = \frac{2}{3} \left(1 + \ln \frac{2E}{3R_{p0,2}} \right) \quad (11)$$

La loi de March fournit la valeur de p_{moy} au début de la déformation plastique, pour un matériau donné mais n'en décrit pas l'évolution dans tout le domaine élasto-plastique. Une modification a donc été apportée par Johnson (1971) qui a tout simplement supposé que toute augmentation du volume de l'empreinte était accommodée par une déformation élastique du massif environnant et par un déplacement de la frontière élastique-plastique. Cette hypothèse lui a permis d'intégrer dans le modèle la géométrie de l'indenteur ($tg\beta$) ainsi que la limite d'écoulement (R_{pe}). Il a trouvé toujours en posant $\nu = 0,5$:

$$\frac{p_{moy}}{R_{pe}} = \frac{2}{3} \left[1 + \ln \frac{E \, tg\beta}{3R_{pe}} \right] \quad (12)$$

avec β l'angle de contact comme indiqué sur la figure 5. Cet angle s'accroît quand l'indenteur pénètre dans le matériau.

Pour un indenteur sphérique, avec une profondeur de pénétration, h , faible (domaines élastique et élasto-plastique), on peut facilement établir que $tg\beta \cong a/R$, et appliquer l'expression 12 au cas de l'indentation sphérique. Finalement, la dernière modification à l'expression 12 a été apportée par Studman et al. (1976 et 1977) qui ont constaté qu'elle sous-estimait légèrement le rapport p_{moy}/R_{pe} . Ils l'ont modifiée tout simplement en ajoutant une constante :

$$\frac{p_{moy}}{R_{pe}} \cong 0,3 + \frac{2}{3} \left[1 + \ln \left(\frac{E}{3R_{pe}} \frac{a}{R} \right) \right] \quad (13)$$

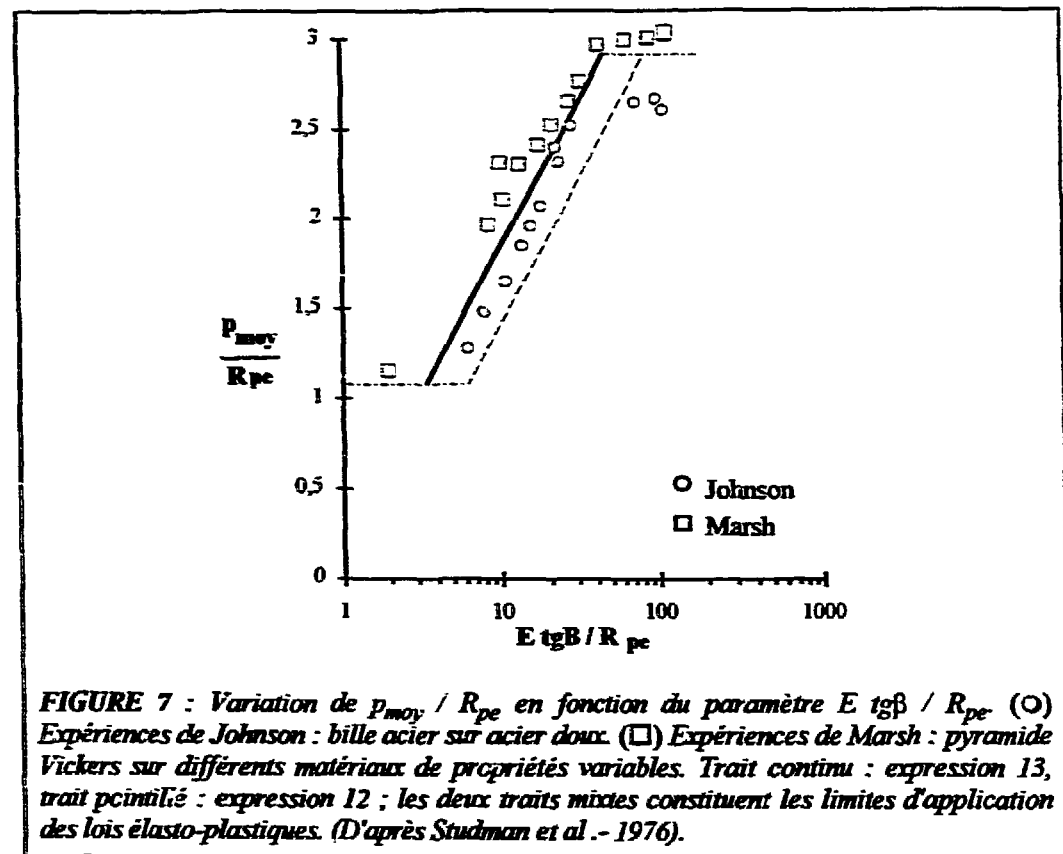
a représentant la rayon de l'empreinte laissée par la bille.

Remarque : Dans l'expressions 13, le calcul de la limite d'écoulement, R_{pe} , n'est possible qu'avec l'utilisation d'un petit programme numérique de recherche de zéro de fonction. qui permet l'extraction de la valeur de R_{pe} en fonction de β , ν , et p_{moy}

b - Détermination de la fin du domaine élasto-plastique

Nous avons reporté sur la figure 7, la variation du rapport p_{moy}/R_{pe} en fonction du paramètre $E \text{ tg}\beta / R_{pe}$. Le trait pointillé représente l'expression 12 de Johnson (1971). Le trait continu représente l'équation modifiée par Studman et al. (expression 13). La corrélation entre les valeurs expérimentales et les prévisions de la théorie élasto-plastique modifiée de Studman et al. paraît satisfaisante.

Nous pouvons constater sur la figure 7, que pour des valeurs de $E \text{ tg}\beta / R_{pe} > 60$, les données tendent vers une valeur constante égale à environ 3. Ce point représente la fin du domaine élasto-plastique. On rappelle que pour un indenteur sphérique, $\text{tg}\beta \equiv a/R$ pour les faibles profondeurs de pénétration. Pour de telles conditions, le domaine élasto-plastique se termine donc pour $a/R = 60 R_{pe}/E$. A titre d'exemple, pour des aciers dont la limite d'élasticité varie de 100 à 1000 MPa, cette transition apparaît pour des valeurs de a/R comprises entre respectivement entre 0,03 et 0,3. Dans cette analyse le rayon de contact est assimilée au rayon de l'empreinte mesuré après déchargement.



4 - ETUDE DE LA DEFORMATION

Il est théoriquement possible de calculer le champ de déformation en tout point sous l'indenteur. Ce champ est d'ailleurs connu dans le domaine élastique (Johnson - 1985) et il a été déterminé, moyennant quelques hypothèses simplificatrices, dans le domaine plastique. Cependant, la grande complexité de ce champ de déformation ne permet pas de déterminer aisément la loi de comportement.

Une solution alternative consiste à adopter une démarche empirique et à estimer la déformation moyenne équivalente sous l'indenteur.

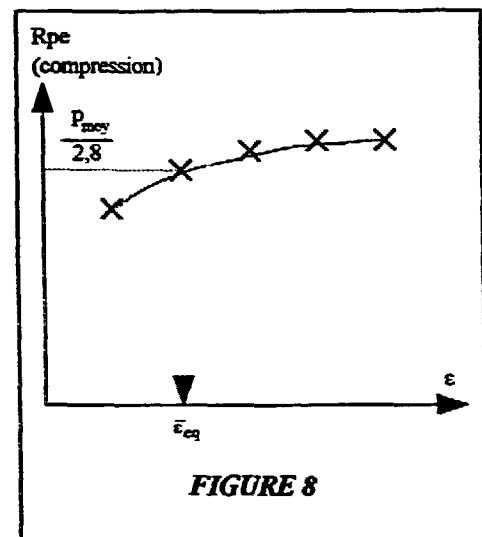
4.1 - Domaine élastique

Il n'existe pas à notre connaissance de loi empirique pour accéder à une déformation moyenne équivalente à partir d'un essai d'indentation sphérique.

4.2 - Domaine plastique

Nous avons vu au tout début de ce rapport (§ 2.2), que la zone déformée plastiquement sous l'indenteur s'étendait avec l'augmentation du rayon de contact, a . Cette constatation phénoménologique a donné l'idée de l'expérience suivante à Tabor.

Pour évaluer la déformation sous l'indenteur, il a choisi un matériau dont il a déterminé la loi de comportement par un essai de compression qui est l'essai mécanique simple dont le mode de sollicitation se rapproche le plus de l'indentation. Il a ensuite effectué une série d'indentations sphériques sur ce matériau, en relevant les diamètres des empreintes et en calculant les pressions moyennes (p_{moy}) sous l'indenteur. En reportant sur la courbe de compression les contraintes d'écoulement déduites des indentations ($R_{pe} = p_{moy} / 2,8$, cf. expression 9), il a constaté que la déformation équivalente était reliée au rapport a/R par la relation :



$$\bar{\epsilon}_{eq} \equiv 0,2 \frac{a}{R} \quad (14)$$

Cette relation de proportionnalité a été vérifiée sur de nombreux matériaux (fig. 9, Tabor 1951). Précisons encore une fois que la déformation calculée à partir de la loi de Tabor n'est

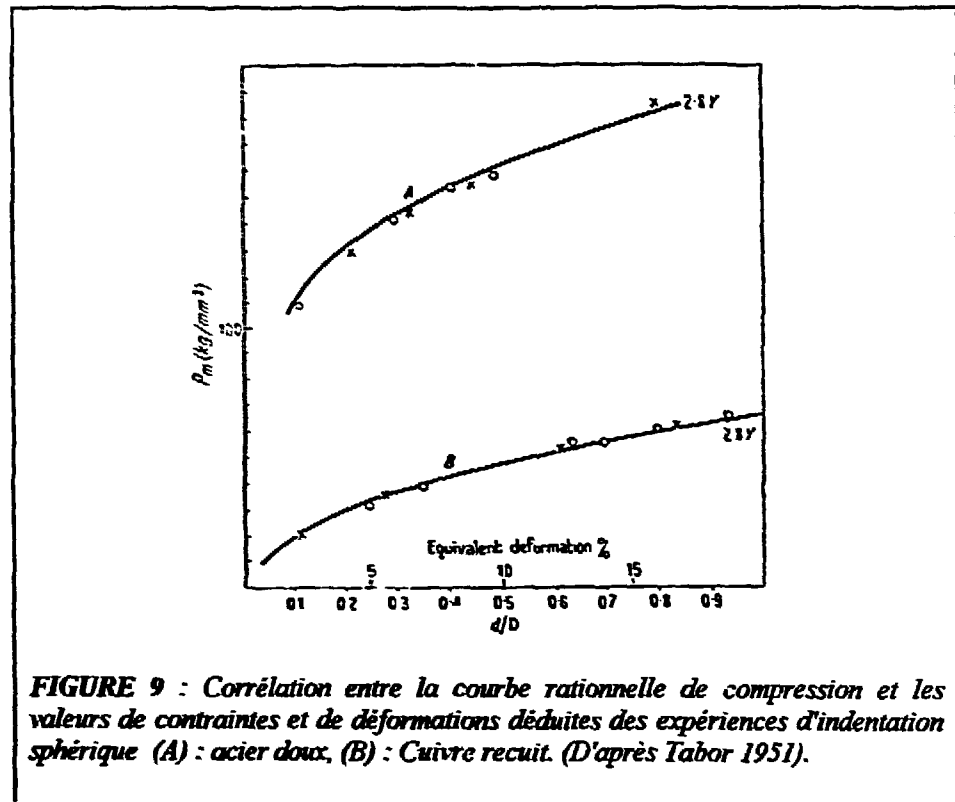


FIGURE 9 : Corrélation entre la courbe rationnelle de compression et les valeurs de contraintes et de déformations déduites des expériences d'indentation sphérique (A) : acier doux, (B) : Cuivre recuit. (D'après Tabor 1951).

pas la déformation vraie, mais une déformation équivalente à celle qui lors d'un essai de compression fournirait une même valeur de contrainte.

Remarque : Dans la mesure où cette méthode permet de recalculer une partie de la loi de comportement, il est possible à partir des données fournies par l'indentation sphérique de calculer le coefficient d'écrouissage du matériau. Ce calcul assez simple figure en annexe D.

4.3 - Domaine élasto-plastique

A notre connaissance, il n'existe pas d'études expérimentales visant à déterminer la relation entre la déformation moyenne équivalente et le rapport a/R , dans le domaine élasto-plastique. Dans ces conditions, les auteurs admettent implicitement la validité de la relation empirique sur la déformation de Tabor dans le domaine élasto-plastique (Haggag et al., 1990).

Remarque sur l'influence de la géométrie de l'indenteur

Pour les indenteurs admettant un angle β constant (pyramide, cône...), on dit que l'empreinte est géométriquement similaire. La première conséquence de cette similarité géométrique est que la déformation moyenne équivalente sous l'indenteur est constante et indépendante de la profondeur de pénétration. Ainsi pour un indenteur Vickers, elle est égale à

environ 8%. Quelque soit la profondeur de pénétration dans le domaine plastique, le rapport p_{moy} / R_{pe} est constant pour un même matériau (de l'ordre de 2,8). La pression de contact ne dépend donc ni de la charge ni de l'enfoncement de l'indenteur dans le matériau. C'est pour cela que ce type d'indenteur est utilisé pour les expériences de microdureté puisqu'*a priori* la valeur de la dureté est constante avec la charge (cette hypothèse est fautive pour les trop faibles charges).

Le principe de similarité géométrique n'est en revanche pas respecté avec un indenteur sphérique, puisque l'angle $\beta \equiv a / R$ est variable avec la profondeur de pénétration. Le champ de déformation associé est lui aussi variable, ce qui nous permet justement en faisant varier la charge de pouvoir déduire la loi de comportement. Une démarche analogue avec un indenteur conique nous imposerait l'utilisation d'une multitude de cônes avec des angles β différents.

5 - RECAPITULATIF

Pour les différents stades de l'essai d'indentation (élastique, élasto-plastique et plastique), nous avons présenté les lois qui relient p_{moy} à a/R et à R_{pe} (contrainte d'écoulement), ainsi qu'une loi d'équivalence entre le rapport a/R et la déformation. Nous avons également défini les limites des trois domaines de déformation. Ces résultats peuvent être résumés de la façon suivante :

Domaine élastique :	Limite : $\frac{a}{R} \leq \frac{3\pi}{4E} 1,1 R p_{0,2}$ $p_{moy} = \frac{4E}{3\pi} \frac{a}{R}$ pas d'expression simple de $\bar{\epsilon}_{eq}$
Domaine élasto-plastique :	Limite : $\frac{3\pi}{4E} 1,1 R p_{0,2} \leq \frac{a}{R} \leq \frac{60 R p_e}{E}$ $\frac{p_{moy}}{R p_e} = 0,3 + \frac{2}{3} \left[1 + \ln \left(\frac{E}{3 R p_e} \frac{a}{R} \right) \right]$ $\bar{\epsilon}_{eq} \equiv 0,2 \frac{a}{R}$ (par défaut)

Domaine plastique .

$$\left| \begin{array}{l} \text{Limite : } \frac{a}{R} \geq \frac{60Rpe}{E} \\ P_{\text{ moy }} \cong 2,8Rpe \\ \bar{\varepsilon}_{\text{ eq }} \cong 0,2 \frac{a}{R} \end{array} \right.$$

Pour reconstruire la courbe contrainte-déformation à partir de ces lois, il suffit d'effectuer une série d'indentations à des charges différentes et de mesurer le diamètre des empreintes. On utilise ensuite les relations présentées pour calculer la contrainte d'écoulement et la déformation équivalente.

Rappelons que dans les domaines élasto-plastique et plastique, les rayons de contact est assimilé au rayon de l'empreinte mesuré en microscopie optique après déchargement de la bille.

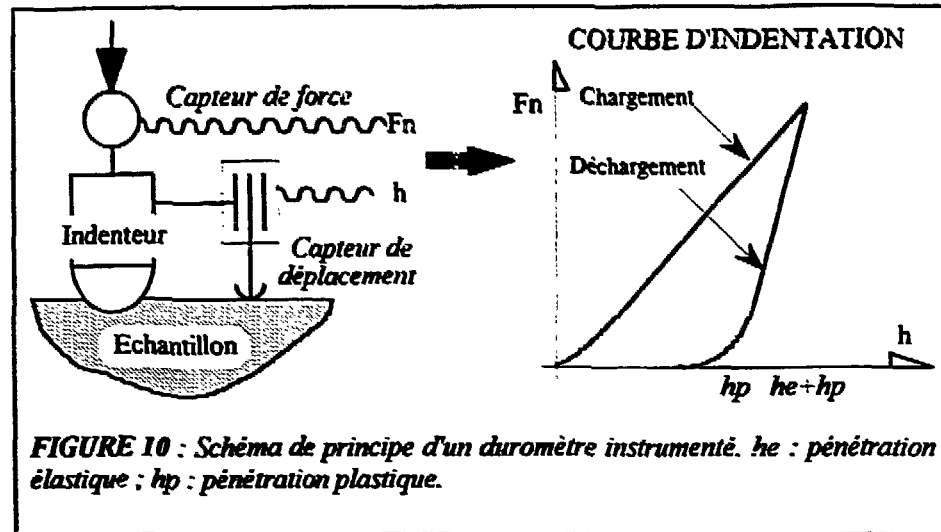
6 - CONCLUSION ET DEVELOPPEMENTS A VENIR

L'ensemble de la démarche exposée ci-dessus s'appuie sur des théories assez anciennes (antérieures à 1980). Dans une première étape, nous avons décidé au département, d'étudier leur validité en les appliquant à la détermination des lois de comportement de trois aciers couramment utilisés dans l'industrie nucléaire : un acier de cuve 18 MND 5, un acier inoxydable austéno-ferritique utilisé pour les tuyauteries de circuit primaire et un acier inoxydable austénitique. Pour ces trois aciers, nous comparons les données rationnelles de traction à celles provenant de l'indentation.

Toutefois l'utilisation des expressions présentées a ses limites intrinsèques, notamment à cause des deux points suivants :

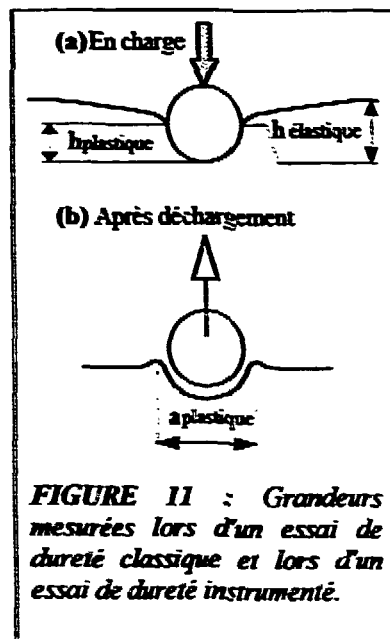
- 1 - Rappelons encore une fois que cette analyse repose sur la mesure du diamètre de l'empreinte après dégagement complet de la bille. Cette méthode est donc inadéquate pour accéder au rayon de contact dans le domaine élastique et au tout début du domaine élasto-plastique, et pour cause : il n'y a pas ou peu d'empreinte rémanente.
- 2 - Le deuxième grief à faire à cette méthode réside dans la nécessité d'effectuer une série de points d'indentation à des charges différentes pour calculer la loi de comportement.

La solution que nous proposons pour reconstruire la courbe rationnelle à partir d'une seule expérience d'indentation consiste à équiper un duromètre classique de capteurs de force et de déplacement. Ainsi équipé, il est possible de mesurer, *en continu*, la charge appliquée en fonction de la profondeur de pénétration (Fig. 10), de la même manière que l'on mesure la force et l'allongement lors d'un essai de traction.



Nous pouvons, connaissant les relations géométriques qui relient, dans une sphère, le rayon de contact à la profondeur de pénétration, réécrire les expressions mentionnées aux paragraphes 3 et 4, non plus en fonction du rayon de l'empreinte, a , mais en fonction de la profondeur de pénétration plastique, h_p , déterminée à partir de la courbe d'indentation.

Cette idée séduisante pose, en fait des problèmes expérimentaux et théoriques assez complexes, qui font que le simple remplacement du rayon de contact, a , par la profondeur de pénétration, h , ne constitue qu'une approximation de la réalité :



- 1- La profondeur de pénétration mesurée par le capteur intègre les déflexions élastique et plastique (fig. 10 et 11.a). Il faut donc, pour un calcul correct du rayon de contact, soustraire de la mesure de la profondeur de pénétration la fraction élastique, h_e .
- 2- La profondeur de pénétration plastique peut également être mesurée après déchargement à l'aide de la courbe enregistrée (fig. 10). Cependant, l'empreinte subit des changements de forme qui ne lui conserve pas sa sphéricité. Il n'est donc pas possible d'appliquer rigoureusement les relations géométriques de la sphère.
- 3- L'indenteur a toujours été considéré comme totalement rigide, alors que durant le chargement sa déformation élastique peut être non négligeable. La profondeur de pénétration calculée en considérant la sphère comme rigide surestime celle réellement imposée.

Le calcul direct de la loi de comportement à partir

de la courbe d'indentation continue nécessitera obligatoirement des études théoriques (modélisation numérique) et expérimentales (mise au point d'un duromètre instrumenté) assez poussées.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1 - D. François, "*Essais mécaniques des métaux - Essais de dureté*", Fascicule M123 - Les techniques de l'ingénieur.
- 2 - F.M. Haggag, R.K. Nanstad, J.T. Hutton, D.L. Thomas et R.L. Swain, "*Use of automated ball indentation testing to measure flow properties and estimate fracture toughness in metallic materials*", Applications of automation technology to fatigue and fracture testing, ASTM STP 1092, A.A. Braun, N.E. Ashbaugh, et F.M. Smith Eds., ASTM, Philadelphia, 1990, pp 188-208.
- 3 - R. Hill, "*The mathematical theory of plasticity*", Oxford University Press, Oxford 1950.
- 4 - K. L. Johnson, "*The correlation in indentation experiments*", J. Mech. Phys. Solids, 18 (1971) 115-126.
- 5 - K. L. Johnson, "*Contact mechanics*", Cambridge University Press, Cambridge, 1985.
- 6 - J. L. Loubet, "*Etude des courbes d'indentation - Cas du poinçon conique et de la pyramide Vickers*", Thèse de Doctorat 3^{ème} cycle, Université de Lyon I, 1983.
- 7 - D. M. Marsh, "*Plastic flow in glass*", Proc. Roy. Soc., A279, (1963) 420-435.
- 8 - J. P. Massoud et R. Rezakhanlou, "*L'intérêt de l'ultra-microdureté instrumentée pour suivre le vieillissement thermique des aciers inoxydables austéno-ferritiques*", Note EDF EMA HT-41/NTE 1433-A, à paraître
- 9 - T.O. Mulhearn, J. Mech. Phys.Solids, 7 (1959) 85.
- 10 - L.E. Samuels et T.O. Mulhearn, J. Mech. Phys.Solids, 5 (1957) 125.
- 11 - C. J. Studman et J. E. Field, "*The indentation of hard metals*", J. Phys. D. : Appl. Phys., Vol. 9 (1976) 857-867.
- 12 - C. J. Studman, M. A. Moore et S. E. Jones, "*On the correlation of indentation experiments*", J. Phys. D. : Appl. Phys., Vol. 10 (1977) 949-956.
- 13 - D. Tabor, "*The hardness of metals*", Clarendon Press, Oxford 1951.
- 14 - D. Tabor, "*The hardness of solids*", Rev. Phys. Technol., 1 (1970) 145-179.

ANNEXE A

Données normalisées sur les différents tests de dureté

Les informations présentes dans cette annexe proviennent des normes :

- NF A 03-152 (1980) : Essai de dureté Brinell.
- NF A 03-153 (1986) : Essai de dureté Rockwell.
- NF A 03-154 (1983) : Essai de dureté Vickers.
- Dominique François, "Essais mécaniques des métaux - Essais dureté", Fascicule M123 des Techniques de l'ingénieur.

1- Test Brinell

L'indenteur est une bille en acier extra-dur. (HV > 850, Tableau A.II) pour les pièces de dureté inférieure à 450 HB ou en carbure de tungstène (HV > 1500) pour les pièces de dureté inférieure à 650 HB. La dureté brinell, HB (H de l'anglais *hardness*), est donnée par l'expression suivante :

$$HB = \frac{P}{2\pi Rh} = \frac{P}{2\pi R(R - \sqrt{R^2 - a^2})} \quad (A.1)$$

avec **P**, la charge appliquée ($P = 0,120 \text{ F}$), **R**, le rayon de courbure de l'indenteur, **a**, le rayon de l'empreinte, **h**, la profondeur de pénétration.

2 - Test Vickers

L'indenteur Vickers est une pyramide à base carrée avec un angle entre faces de 136° et un rapport entre la diagonale de l'empreinte, **d**, et la profondeur de pénétration, **h** de 7. La dureté est alors donnée par :

$$HV = \frac{2P \sin 136^\circ / 2}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (A.2)$$

3 - Test Knoop

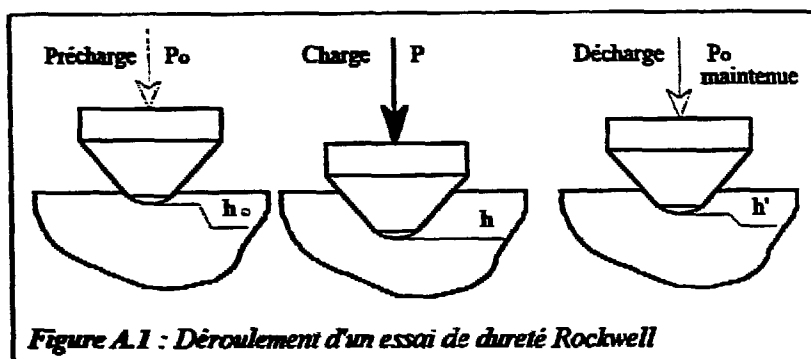
L'indenteur Knoop est une pyramide à base losange, avec un rapport de longueur entre les deux diagonales de 7. L'angle entre les deux grandes arêtes est de $172,5^\circ$ et de 130° entre les deux petites. La profondeur de pénétration n'étant que de l'ordre de $1/30^{\text{ème}}$ de la grande diagonale, **L**, l'indenteur Knoop est particulièrement bien adapté pour mesurer la dureté des couches minces. De plus, la dissymétrie du champ de contraintes permet d'accéder à des coefficients d'anisotropie de limite d'élasticité comme ceux mesurés en traction pour les produits laminés ou étirés. L'expression donnant la valeur de la dureté Knoop est la suivante :

$$HK = 1,4505 \frac{P}{L^2} \quad (A.3)$$

4 - Test Rockwell

Le pénétrateur est soit une bille en acier (diamètre $D = 1,5875$ ou $3,175$ mm) soit un cône à 120° avec une pointe en diamant de rayon $0,2$ mm. L'essai se déroule de la manière suivante (Fig. A.1) :

- 1 - Une précharge P_0 de $98,07$ N est d'abord appliquée sur la surface par l'indenteur. Elle permet de "faire le zéro" en fixant la profondeur de mesure de référence, h_0 .
- 2 - La surcharge de mesure, P est alors appliquée. Il existe trois valeurs de surcharges normalisées : $490,3$ - $882,6$ et 1373 N.
- 3 - Après un temps de l'ordre de la dizaine de secondes, la charge P est retirée et la profondeur de pénétration de l'indenteur, h' , avec la précharge P_0 maintenue, est mesurée.



Comme on peut le voir on dispose de trois charges et de trois indenteurs dont la combinaison définit neuf essais dont le détail est donné dans le Tableau A.I ci dessous :

TABLEAU A.I

Charges, type d'indenteur et valeur de la constante K pour les essais de dureté Rockwell.

Indenteur	D = 1,5875			D = 3,175			Cône 120°			
	Charges (N)	588,4	980,7	1471	588,4	980,7	1471	588,4	980,7	1471
Type	F	B	G	H	E	K	A	D	C	
K	130						100			

La dureté Rockwell est alors donnée par l'expression (A.4) avec la constante K prenant les valeurs indiquées dans le tableau A.I:

$$HR = K - h'/2 \quad (h' \text{ en } \mu\text{m}) \quad (A.4)$$

La dureté Rockwell est donc un nombre homogène à une longueur. Pour les essais Rockwell cône (HRA, HRD et HRC), moyennant quelques hypothèses simplificatrices on peut dériver l'expression suivante qui nous permet de calculer la dureté Vickers (Tabor 1971) :

$$HV \cong [1330 / (110 - HRC)]^2 \quad (A.5)$$

L'application d'une précharge rend la dureté Rockwell beaucoup moins sensible aux phénomènes tels que la rugosité ou l'écroissance superficiels.

TABLEAU A.II
Récapitulatif des principales caractéristiques (nature, taille et géométrie des indenteurs utilisés, charges) pour les essais de dureté Vickers, Brinell, Knoop et Rockwell

Essai	Géométrie	Nature de l'indenteur	Charge (N) et diamètres correspondants
Brinell	Sphère D = 10, 5, 2,5 et 1 mm	Acier trempé 850HV pour pièces < 450 HV	29 420 10 mm 7 355 5 mm 1 839 2,5 mm 1 177 2 mm 294 1mm
		WC + 6% Co 1500HV pour pièces < 850 HV	
Vickers	Pyramide à base carrée, 136° entre faces	Diamant	49,03 à 980,7 (Vickers) 1,961 à 49,03 (Vickers sous charge réduit.) < 1,961 (Microdureté Vickers)
Knoop	Pyramide à base losange, 172,36° et 130° entre arêtes.	Diamant	0,049 - 0,245 - 35,3
Rockwell	Sphère D = 1,587 et 3,175 mm	Acier trempé	Précharge : 98,07 Surcharges : 490,3-882,6-1373
	Cône	Diamant	

ANNEXE B

Tables d'équivalence entre les valeurs de dureté et la résistance à la traction, Rm (d'après l'Euronorme 8-55).

Brinell HB F = 30 D ²	Rockwell HRB	Rockwell HRC	Vickers HV F = 294 N	Rm (MPa)
80	36.4		80	270
90	47.7		90	310
100	56.4		100	340
110	63.4		110	380
120	69.4		120	410
130	74.4		130	440
140	78.4		140	470
150	82.2		150	500
160	85.4		160	540
170	88.2		170	570
180	90.8		180	610
190	93.0		190	640
200	95.0		200	670
210	96.6		210	710
220	98.2		220	740
230		19.2	230	770
240		21.2	240	800
250		23.0	250	830
260		24.6	260	870
270		26.2	270	900
280		27.6	280	940
290		29.0	290	970
300		30.3	300	1010
310		31.5	310	1040
320		32.7	320	1080
330		33.8	330	1110
340		34.9	340	1150
350		36.0	350	1180
359		37.0	360	1210
368		38.0	370	1240
376		38.9	380	1270
385		39.8	390	1290
392		40.7	400	1320
400		41.5	410	1350
408		42.4	420	1380
415		43.2	430	1410
423		44.0	440	1430
430		44.8	450	1460
		45.5	460	
		46.3	470	
		47.0	480	
		47.7	490	
		48.3	500	
		49.0	510	
		49.7	520	
		50.3	530	
		50.9	540	
		51.5	550	
		52.1	560	
		52.8	570	
		53.3	580	
		53.8	590	
		54.4	600	
		54.9	610	

ANNEXE C**Echelle Mohs de dureté**

Nb.	Matériaux	Nb	Matériaux
1	Talc (Silicate de Magnésium)	6	Feldspath (Alumino-silicate de P, Na ou Ca)
2	Gypse (Sulfate de Calcium hydraté)	7	Quartz (silice cristallisée)
3	Calcite (Carbonate de calcium)	8	Topaze (Silicate fluoré d'aluminium)
4	Fluorite (Fluorure de Calcium)	9	Corindon
5	Apatite (Phosphate de Calcium)	10	Diamant

A titre d'exemple, l'acier rapide a une dureté Mohs de 8,5, le fer pur de 3,5 et le cuivre de 2,5.

ANNEXE D

Détermination du coefficient d'écrouissage

Etant données les relations entre d'une part, contrainte et pression de contact et d'autre part, déformation et rayon de contact, la démarche de vouloir déterminer le coefficient d'écrouissage à partir d'essais d'indentation sphérique paraît toute naturelle. Déjà, Meyer ⁽¹⁾ en étudiant l'indentation sphérique avait montré qu'une loi puissance pouvait décrire correctement la relation entre la pression de contact et le rapport a/R , dans le domaine plastique :

$$P_{\text{moy}} = k(a/R)^m \quad (\text{D.1})$$

où k et m sont des constantes dépendantes du matériau testé. Considérons un matériau dont le comportement mécanique peut être correctement modélisé par une loi de type Ludwick, ce qui est le cas par exemple des aciers doux, du cuivre ou de l'aluminium recuits :

$$R_{pe} = b\epsilon^n \quad (\text{D.2})$$

La transformation de l'expression 15, qui relie la contrainte à la déformation en une loi simple reliant la pression moyenne de contact au rapport a/R est immédiate. Il suffit pour cela d'appliquer les deux lois empiriques de Tabor (expressions 8 et 13) qui nous permettent d'écrire l'expression suivante :

$$R_{pe} = \frac{k}{c\alpha^m} (\bar{\epsilon}_{eq})^m \quad (\text{D.3})$$

Il vient immédiatement que $n = m$, et $b = k / c \alpha^m$. Nous avons rassemblé dans le Tableau II ci dessous les données permettant de comparer les coefficients d'écrouissage déterminés par essais de traction et d'indentation.

TABLEAU D.I

Comparaison des coefficients de consolidation déduits des expériences d'indentation et de traction. D'après O'Neill (1944) in Tabor (1951)

Matériaux testés	n déduit des exp. d'indentation	n déduit des exp. de traction
Cu recuit	0,40	0,38
Cu écroui	0,12	0,04
Ni recuit	0,50	0,43
Ni écroui	0,14	0,07
Al recuit	0,2	0,15
Acier doux recuit	0,25	0,26

⁽¹⁾ Meyer, E.Z., Ver. Deut. Ing., 52 (1908) p. 645.

Comme nous pouvons le remarquer, l'accord entre les deux valeurs de n est relativement bon dans les cas où le matériau indenté se trouve à l'état recuit. Pour les deux matériaux écrouis l'écart devient important, bien que la tendance générale soit respectée. Cet écart peut probablement être imputée au fait que la loi de Ludwick n'est pas adaptée à la modélisation d'un matériau écroui.

Il est évident que l'indentation n'est pas une méthode de mesure du taux de consolidation, mais elle permet une mesure rapide et peu destructive d'ordre de grandeur.