

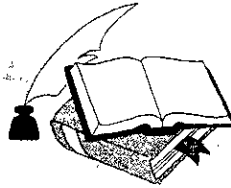
ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE

THÈSE DE MAGISTER

PRÉSENTÉE PAR

HANK Mohamed

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة —
Ecole Nationale Polytechnique



**MODÉLISATION DE LA FRAGILISATION
DES ALLIAGES DE ZIRCONIUM
PAR LES HYDRURES**

DEVANT LE JURY :

Le 22.06.2002

N. MESRATI	Professeur	ENP	Président
M.E. DJEGHLAL	C.C	ENP	Rapporteur
E. SALHI	M.C	ENP	Examineur
M. BOUABDALLAH	M.C	ENP	Examineur
K. ABADLI	C.C	ENP	Examineur

يهدف هذا العمل إلى دراسة تأثير الهيدريدات على معدن الزركونيوم، الذي يستعمل كواقيا للعناصر الوقودية، و التي تتشكل في المعدن أثناء أكسدته لتتشكل جزيئات تجعل المعدن هشاً. يعتمد هذا العمل على مبدأ تداخل حقلي التشويه لجزيئين، نتحصل على نموذج يسمح لنا بحساب ليونة المعدن و هذا بالعلاقة مع النسبة الحجمية للجزيئات، البنية الشكلية و توجيه الجزيئات بالنسبة للإجهاد. كما تم دراسة تغيرات معامل شدة الإجهادات للمعدن بوجود هذه الجزيئات.

كلمات المفتاح : هديرير ، معدن الزركونيوم ، هشاشته ، إنكسار ، التوجه تحت الشد

ABSTRACT :

The presence of hydrides in the microstructure can reduce the tensile ductility of zirconium alloys. For treating hydride induced embrittlement in these alloys, a fracture model has been developed by considering the hydrides as microcracks formed in the microstructure. Interaction of the plastic fields of microcracks leads to fracture of the matrix ligaments, and a loss in the tensile ductility. In the other hand, the effect of an applied tensile stress on the hydrides morphology and orientation was studied. And finally, an analytical estimates on fracture toughness are presented, based on a cohesive zone model.

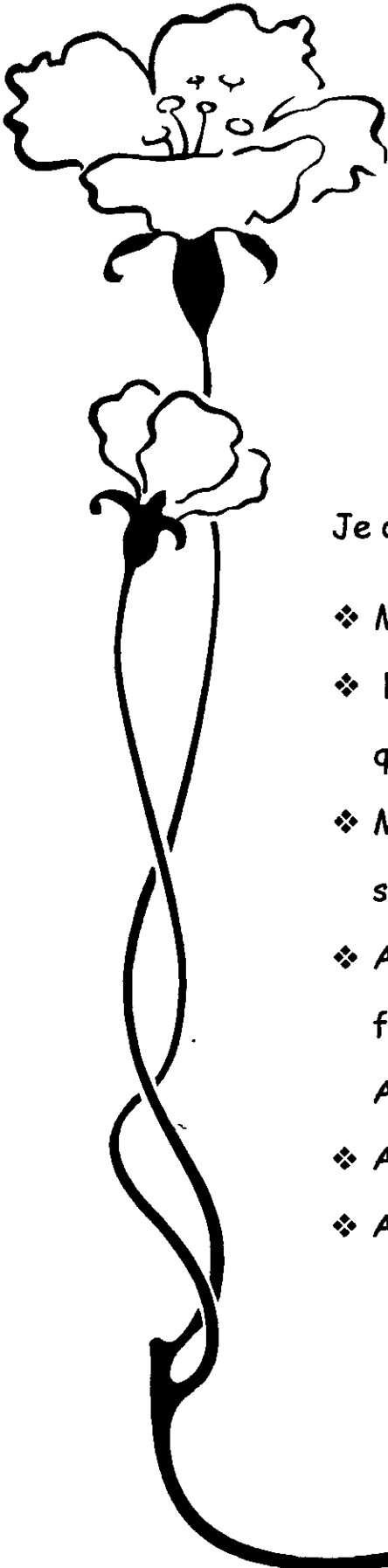
Keywords: hydride, Zirconium alloys, fragilisation, fracture , stress orientation

RÉSUMÉ :

La présence des hydrures dans la microstructure des alliages de zirconium peut réduire leur ductilité à la traction. Pour le traitement de la fragilisation par les hydrures de ces alliages, un modèle de rupture est développé dans ce travail, en considérant les hydrures comme des microfissures formées dans la structure.

L'interaction entre les champs de déformation plastique des deux microfissures conduit à la rupture de la matrice et donc une réduction de la ductilité. D'une autre part, l'effet d'une contrainte appliquée sur la morphologie et l'orientation des hydrures est étudiée. Et finalement, une estimation analytique de la ténacité basée sur le modèle de la couche cohésive est présentée.

Mots clés: hydrure, alliages de Zirconium, fragilisation, orientation sous contrainte



Dédicaces

Je dédie ce travail :

- ❖ Ma chère mère et mon cher père,
- ❖ La mémoire de ma chère tante Nadira
qui nous a quitté à la fleur d'age,
- ❖ Ma chère grand-mère à laquelle je
souhaite un prompt rétablissement,,
- ❖ A mes frères, mes sœurs, mes beaux-
frères et mes neveux Abdelmalek et
Amir.
- ❖ A toute ma famille.
- ❖ A Tous mes amis .

Remerciement

Tout d'abord, je remercie Dieu, le tout puissant, pour le courage et la volonté qu'il m'a donné pour réaliser ce travail.

Mes vifs remerciement vont au Directeur de thèse Mr M.E. DJEGHLAL, pour son assistance et ses conseils précieux.

Je remercie également, Mr le président de jury, le professeur N. MESRATI pour l'honneur qu'il me fait par sa présence et messieurs les membres de jury qui ont accepté d'évaluer cette thèse.

Ma reconnaissance aux membres de ma famille ainsi que mes amis pour leur aide et soutien.

Que tous ceux qui ont contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce travail, trouvent ici l'expression de mes remerciements les plus sincères.

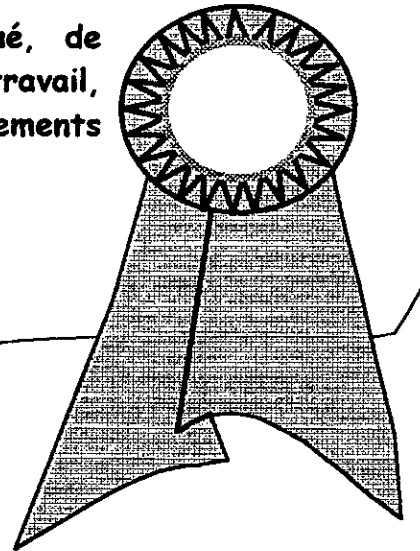


TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GÉNÉRALE.....	1
CHAPITRE I: ZIRCONIUM ET SES ALLIAGES.....	3
1.1- INTRODUCTION :	4
1.2- DÉVELOPPEMENT DES ALLIAGES DE ZIRCONIUM:	4
1.3 CORROSION DU ZIRCONIUM ET DE SES ALLIAGES :	5
1.4- DIFFÉRENTES PHASES D'HYDRURES :	6
<i>a- Limite de solubilité :</i>	<i>6</i>
<i>b- Le diagramme d'équilibre:.....</i>	<i>8</i>
1.5- RELATION D'ORIENTATION AVEC LA MATRICE:	9
1.6- MORPHOLOGIE ET DISTRIBUTION DES HYDRURES :	10
<i>a- Effet de la vitesse de refroidissement :</i>	<i>10</i>
<i>b- Effet des traitements thermiques :</i>	<i>10</i>
1.7- ORIENTATION DES HYDRURES:.....	11
<i>a- Orientation des hydrures dans les tubes :</i>	<i>11</i>
<i>b- Effet des hydrures sur les propriétés mécaniques :.....</i>	<i>12</i>
<i>c- Étapes réactionnelles de la fissuration sous contraintes due à l'hydrogène :....</i>	<i>14</i>
1.7- TECHNOLOGIE NUCLEAIRE:	14
<i>i- La gaine du combustible nucléaire :</i>	<i>16</i>
CHAPITRE II: RUPTURE DES MATERIAUX.....	18
2.1 INTRODUCTION	19
2.2 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE LINÉAIRE ÉLASTIQUE	19
2.2.1 Généralités.....	19
2.2.2 Modes de rupture.....	20
2.2.3 Etat de contraintes.....	20
2.2.4 Champs de contraintes.....	22
2.2.5 Zone plastique.....	25
2.3 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE ÉLASTIQUE-PLASTIQUE :	27
2.3.1 Ouverture en front de fissure (CTOD).....	27
2.3.2 Intégrale J.....	28
2.4 RUPTURE.....	30
2.4.1 Critère d'énergie.....	30
CHAPITRE III: MODELISATION ET VALIDATION.....	34
3.1- INTRODUCTION:.....	35
3.2- CONTINUITÉ DU RESEAU D'HYDRURES:.....	37
3.3- PROCEDURE DE CALCUL:.....	39
<i>a- Effet de la distribution :</i>	<i>42</i>
<i>b- Effet de la morphologie :</i>	<i>42</i>
<i>c- Effet de l'orientation de la contrainte :</i>	<i>43</i>
3.4- APPLICATION DU MODÈLE :	44

<i>a- Paramètres :</i>	44
<i>b- Comparaison des résultats:</i>	44
3.5-INFLUENCE DE L'APPLICATION D'UNE CONTRAINTE SUR L'ORIENTATION DES HYDRURES:	46
<i>a- Démonstration</i>	47
3.6- MODÈLE ANALYTIQUE DE LA PROPAGATION DES MICROFISSURES:	51
<i>a- principe du modèle :</i>	51
<i>b- Formulation :</i>	52
<i>c- Estimation de la ténacité de l'alliage hydruré:</i>	54
<i>d- Effet de la distribution de la contrainte de cohésion sur l'estimation de la ténacité:</i>	56
CONCLUSION GENERALE	60

المدسة الوطنفة المفعدة الضففا
BIBLIOTHEQUE — المكنففة
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION GÉNÉRALE

INTRODUCTION GÉNÉRALE

La corrosion de la gaine du combustible nucléaire en alliage de Zirconium s'accompagne d'une absorption d'hydrogène, qui reste en solution tant que la limite de solubilité de l'hydrogène dans l'alliage n'est pas atteinte. Au-dessus de cette limite et à une basse température la précipitation des hydrures prend place.

Le phénomène d'hydruration de la gaine est prouvé comme étant un des facteurs déstabilisant les performances de ce combustible. Ces hydrures se forment suite à l'absorption de l'hydrogène provenant du milieu environnant intérieur et extérieur aux crayons combustibles (eau de refroidissement, humidité de la colonne active). L'effet nuisible des hydrures sur les propriétés mécaniques, de ces alliages, prend maintenant une importance primordiale dans l'étude et la conception du combustible.

L'étude sur la sévérité de la fragilisation par les hydrures, a montré que ce phénomène dépend non seulement de la fraction volumique, mais aussi de leur distribution, leur morphologie et particulièrement leur orientation par rapport à la contrainte appliquée.

Le but principal de ce travail est d'établir des critères pour définir des exigences raisonnables et fiables pour le bon choix des paramètres de fabrication, afin d'éviter une éventuelle fragilisation par les hydrures.

Pour atteindre les buts mentionnés ci dessus, nous présentons la démarche suivie. Deux modèles ont été développés: d'une part un modèle traitant la dégradation de la ductilité en fonction des paramètres pouvant l'affecter et d'autre part un modèle de la ténacité du matériau hydruré.

On arrive ainsi aux différents chapitres de la thèse, présentés comme suit:

- Dans le premier chapitre, on propose de passer en revue le développement des alliages de Zirconium, la solubilité limite et les phases d'hydrures, l'orientation de la phase d'hydrure sous forme de plaquette et enfin l'effet de ces plaquettes d'hydrures sur les propriétés mécaniques.
- Le deuxième chapitre donne en particulier une introduction à la mécanique de la rupture linéaire-élastique et à la mécanique de la rupture élastique-plastique, aux critères de rupture et à l'influence des différents paramètres sur la ténacité.
- Le troisième chapitre présente le modèle de la dégradation de la ductilité en faisant varier les différents paramètres pouvant l'affecter à savoir la morphologie, la distribution et l'orientation des hydrures ainsi que la microstructure de l'alliage et la contrainte appliquée. Un autre modèle de la propagation des microfissures dans l'alliage hydruré est étudié.

- Enfin, on récapitule les principaux résultats de ce travail et on donne les conclusions de celui-ci.

Les questions encore ouvertes sont également rappelées et résumées dans la conclusion ce qui conduit à des propositions pour des travaux futurs.

CHAPITRE I

LE ZIRCONIUM ET SES ALLIAGES

1.1- INTRODUCTION :

L'exploitation des réacteurs nucléaires comporte un facteur important de gestion, celui du combustible. Ce dernier étant d'une importance primordiale dans la génération de la réaction nucléaire, l'est encore beaucoup plus dans les aspects de sûreté de l'installation. En effet, il doit maintenir son intégrité et isoler les produits de fission de l'environnement et donc maintenir ses propriétés physico-chimiques et mécaniques en service.

Le phénomène d'hydruration de la gaine en Zircaloy est prouvé comme étant un des facteurs menaçant l'intégrité de ce combustible. Ces hydrures se forment à partir du milieu environnant intérieur et extérieur aux crayons combustibles (eau de réfrigération, humidité de la colonne,...).

Durant les trente dernières années, beaucoup de travaux ont été conduits et ont permis d'explicitier les modes et les mécanismes conduisant à des ruptures accidentelles du combustible avant la fin de la vie utile du combustible. Comme exemple, on peut citer les ruptures prématurées dues à la formation d'ampoules d'hydrures à partir de l'hydrogène provenant de l'humidité des pastilles d'UO₂ et de l'hydrogène provenant de la réaction de réduction de l'eau de refroidissement par le Zirconium et de la radiolyse de l'eau.

Dans ce chapitre, on propose de passer en revue le développement de ces alliages, la solubilité limite et les phases d'hydrures, l'orientation de la phase d'hydrure sous forme de plaquette et enfin l'effet de ces plaquettes d'hydrures sur les propriétés mécaniques.

1.2- DÉVELOPPEMENT DES ALLIAGES DE ZIRCONIUM: [1]

Le Zirconium métallique et les alliages de Zirconium présentent dans l'ensemble des propriétés physiques et mécaniques très intéressantes pourvu que soient éliminées des impuretés telles que le carbone, l'oxygène, l'hydrogène et l'azote (en sus du hafnium dans les applications nucléaires).

- Température de fusion : 1.845°C;
- Température d'ébullition : 3.577°C;
- Densité : 6.49 à 6.57 g/cm³ selon la teneur en hafnium.

Les phases allotropiques sont au nombre de deux : alpha, stable jusque 862°C, à structure hexagonale compacte et bêta, stable de 862 °C au point de fusion 1.845°C, de structure cubique centrée. L'analyse thermodynamique met en évidence une contraction du métal passant de la structure alpha à la structure bêta.

Les valeurs données ci-dessus représentent un ordre de grandeur car les propriétés du Zirconium varient sensiblement selon son origine, selon la teneur en impuretés et selon les traitements mécaniques ou thermiques subis.

Sous l'effet de l'irradiation, la caractéristique la plus influencée est la limite élastique. En outre, la ductilité diminue et la résistance à la rupture augmente. Enfin, les variations sont moins importantes sur le métal écrou que sur le métal recuit.

Des alliages de Zirconium ont été élaborés en vue d'améliorer les qualités requises comme matériau de gainage ou de structure dans les réacteurs nucléaires et particulièrement en vue d'augmenter la résistance à la corrosion par l'eau légère ou l'eau lourde. Ces alliages sont appelés Zircaloy. La nuance la plus importante est le Zircaloy 2 à 1.5% d'étain - 0.12% de fer - 0.1 de chrome - 0.05% de nickel et 60 parties par million d'azote.

Par rapport au Zirconium, le coefficient de dilatation du Zircaloy est plus faible et sa conductivité thermique est plus faible, ces deux différences étant des inconvénients. En outre, la résistivité est plus élevée, la charge de rupture et la limite élastique sont en général plus élevées, l'allongement à la rupture est beaucoup plus faible et la résistance à la déformation plastique est également plus élevée pour le Zircaloy 2. La résistance à la traction, la limite élastique et la dureté diminuent régulièrement lorsque la température augmente.

1.3- CORROSION DU ZIRCONIUM ET DE SES ALLIAGES : [1]

a- Importance des problèmes de corrosion des matériaux nucléaires de gainage :

Les matériaux de gainage, qui protègent le combustible nucléaire et sont généralement en contact avec le modérateur ou le fluide d'échange calorifique, doivent être doués d'une bonne résistance à la corrosion en tenant compte des exigences d'obtention économique de température permettant de bons rendements thermodynamiques.

Le matériau qui répond le mieux aux conditions opératoires, du moins actuellement, semble être le zirconium, seul ou allié.

La résistance générale du zirconium à la corrosion diminue toutefois fortement quand la température augmente, surtout lorsque le métal contient de l'azote ou du silicium. En revanche, sa résistance est nettement améliorée par de faibles additions d'étain, de fer, de nickel, de chrome ou de niobium.

b- Action de métalloïdes sur le zirconium :

Le zirconium, élément réactionnel, réagit énergiquement avec l'oxygène, même à des températures assez basses. Toutefois, il se forme un film d'oxyde qui empêche la progression de l'oxydation.

Cette protection est cependant limitée aux températures inférieures à 200°C car, aux températures supérieures, l'oxyde formé diffuse dans le métal et l'oxydation progresse, en surface et en profondeur. Certains éléments d'addition peuvent améliorer

nettement la tenue de l'oxydation et notamment le tantale, le tungstène, le fer, le chrome, le nickel et le béryllium. D'autres sont nettement nuisibles à cet égard, comme par exemple le carbone et le molybdène.

La réaction d'un alliage zirconifère avec l'eau, à une température supérieure à 300°C, peut dans certaines conditions provoquer l'absorption d'hydrogène, la formation d'hydrures et par conséquent la création de produits de corrosion friables et de brusques changements dans la microstructure de l'alliage. En même temps l'hydrogène absorbé amoindrit les propriétés mécaniques.

Dans le cas particulier d'alliages de zirconium à 1% de niobium utilisés pour le gainage de certains réacteurs nucléaires de puissance refroidis à l'eau, le degré d'hydrogénation et le caractère de la distribution des hydrures sont très sensibles aux conditions de fonctionnement et à la charge thermique.

c- Corrosion aqueuse du zirconium :

En vue d'éviter ou du moins retarder l'apparition néfaste du point de desquamation, le zirconium a été allié à divers éléments et notamment à l'étain qui neutralise l'effet nuisible de l'azote, voire du carbone.

Le phénomène est cependant compliqué par l'action de l'hydrogène et la formation d'hydrures; la présence de nickel est partiellement responsable de l'absorption d'hydrogène.

Aussi, le zircaloy 2 est souvent remplacé par le zircaloy 4, exempt de nickel et plus riche en fer :

- Zircaloy 2 : Sn 1.5% - Fe 0.12% - Cr 0.10% - Ni 0.05%;
- Zircaloy 4 : Sn 1.5% - Fe 0.20% - Cr 0.10% .

1.4- DIFFÉRENTES PHASES D'HYDRURES :

a- Limite de solubilité :

- Cas du zirconium pur :

La solubilité de l'hydrogène dans le zirconium α a été donnée par plusieurs auteurs. Celle-ci est régie par une équation du type Arrhénius :

$$\ln c = A - B/kT \text{ où } c \text{ est exprimée en p.p.m (poids);}$$
$$A = 1,61.10^5 \text{ ppm, } B = 8950 \text{ Kcal/mole.}$$

L'ensemble des résultats trouvés est rassemblée sur la figure 1.1. la solubilité de l'hydrogène est d'environ : 60ppm à 300°C, 200ppm à 400°C et 500ppm à 500°C.

Par extrapolation à 100°C, celle ci doit être pratiquement nulle.

- Cas de zircalloys :

La solubilité de l'hydrogène dans les zircalloys a été étudiées par plusieurs auteurs, entre autres : J.J. KEARNS , G. OSBERG et R. WESTERMAN . Ainsi qu'on peut le constater figure , la solubilité de l'hydrogène dans les alliages n'est pas fondamentalement différente de celle dans le zirconium. De plus, il a été remarqué que la taille de grain et l'écroissage semblent avoir une influence mineure sur cette solubilité.

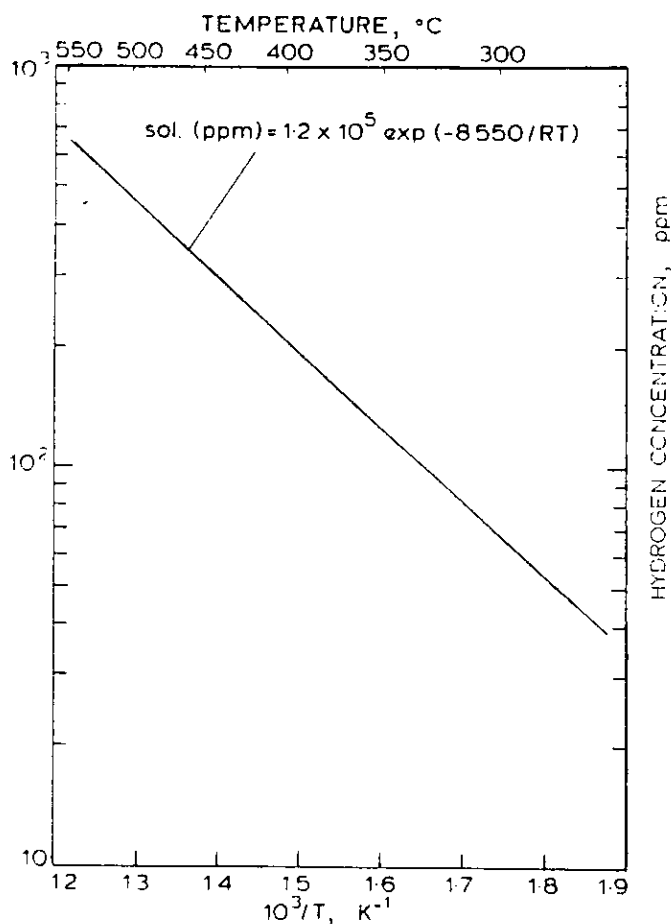


Figure 1.1: Limite de solubilité de l'hydrogène dans les alliages de Zirconium[4]

b- Le diagramme d'équilibre:

Le diagramme d'équilibre proposé par Beck (Figure 1.2) présente deux formes allotropiques, α -Zr (hc), β -Zr (cfc), deux phases d'hydrures stables, (cfc) et (tétraogonal à faces centrées), et une phase d'hydrure métastable γ qui peut exister après un traitement particulier.

Une réaction eutectoïde à 550° C avec un pourcentage atomique de 41% d'hydrogène.

Les structures cristallographiques des trois phases d'hydrures sont les suivantes:

- **La phase γ** : une structure (tfc) dont le rapport c/a est supérieur à 1, avec une composition approximativement équivalente à ZrH . Les atomes d'hydrogène occupent les sites tétraédriques dans la structure (tfc) du Zirconium avec les paramètres suivants: $a=0.459$ nm et $c=0.4969$ nm
- **La phase δ** : une structure (cfc) dont le paramètre de maille $a=0.4773-0.4778$ nm. Les atomes d'hydrogène occupent les sites interstitiels tétraédriques.
- **La phase ε** : une structure (tfc) dont les paramètres de maille sont $a=0.4980$ nm et $c=0.4445$ nm. les atomes d'hydrogène occupent les sites interstitiels tétraogonaux et avec une structure équivalente à ZrH_2 .

La formation des hydrures s'accompagne d'une augmentation de volumique qui est évaluée à 17.2% pour la phase δ , et de 12.3% pour la phase γ .

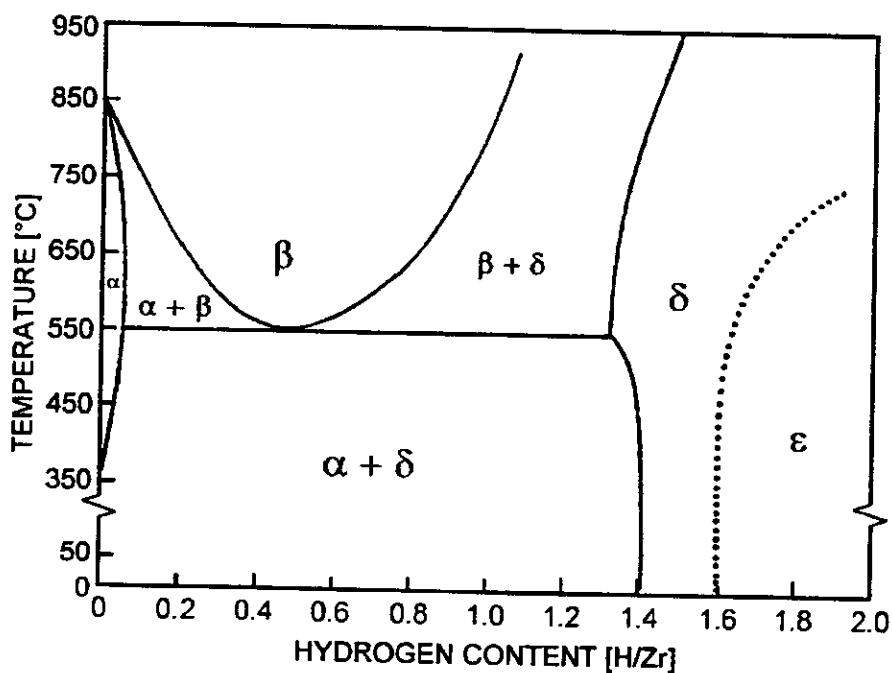


Figure 1.2: Diagramme de phase [4]

1.5- RELATION D'ORIENTATION AVEC LA MATRICE : [23]

Les conditions de formation des hydrures, en particulier, l'apparition de la phase métastable γ et de la phase d'équilibre δ ont été étudiées par plusieurs auteurs. Si on effectue un traitement d'homogénéisation suivi d'une trempe vers 550°C sur des alliages contenant moins de 600 ppm poids d'hydrogène, des précipités d'hydrures se forment durant la trempe; une grande quantité de dislocations apparaît, lors de la formation de ceux-ci, dues aux contraintes importantes à l'interface précipité-matrice.

D'une façon générale, de faibles teneurs en hydrogène et des vitesses de trempe élevées favorisent la formation de la phase γ . Celle-ci a la forme d'aiguilles ou de plaquettes dans le cas d'une précipitation intra-granulaire. Le plan d'habitat des plaquettes d'hydrures est le plan (1010) de la matrice dans le cas du zirconium pur, avec les relations d'orientation suivantes :

$$(10 \bar{1} 0)\alpha // (\bar{1} 11)\gamma$$

$$(1120)\alpha // (110)\gamma$$

Dans le cas des Zircalloys, le plan d'habitat des plaquettes est légèrement différent.

Des précipités intergranulaires de la phase γ peuvent également se former. Cette précipitation est plus fréquente pour certaines orientations particulières entre les deux grains adjacents. Il a été, par exemple, montré que les sites les plus favorables correspondaient aux joints formant des angles de 35° à 40° et de 60° à 75°, par rapport aux plans de base des grains adjacents. Ces précipités ont alors la forme d'aiguilles ou n'ont aucune forme géométrique bien définie.

Pour des vitesses de refroidissement lentes (inférieurs à 2°/mm), l'hydrure d'équilibre δ se forme principalement aux joints avec les relations d'orientations :

$$(111)\delta(0001)\alpha, [1 \bar{1} 0]\delta // [11 \bar{2} 0]\alpha$$

ou

$$(111)\delta // (10 \bar{1} 0)\alpha, [1 \bar{1} 0]\delta // [11 \bar{2} 0]\alpha$$

et on observe quelques précipités δ intragranulaire présentant la relation d'orientation :

$$(11\bar{1})\delta // (11 \bar{2} 2)\alpha, [1 \bar{1} 0]\delta // [\bar{1} 100]\alpha$$

avec de nombreuses mâcles dans les précipités.

Les cinétiques de précipitation ou de dissolution de ces précipités sont très rapides, compte tenu de la faible énergie d'activation de diffusion de l'hydrogène ($Q = 8.25$ Kcal/mole).

Malgré leur faible teneur en hydrogène, des hydrures peuvent se former dans les alliages de zirconium à basse température. La dissolution de ceux-ci peut être observée en chauffant les lames minces dans le microscope, pour des températures de l'ordre de 200°C.

1.6- MORPHOLOGIE ET DISTRIBUTION DES HYDRURES :

Sous les conditions opératoires du réacteur nucléaire beaucoup d'hydrogène est capté par les composants en alliage de Zirconium, qui reste en solution solide tant que la limite de solubilité de l'hydrogène dans l'alliage n'est pas dépassée. Cependant, pendant l'arrêt du réacteur, la précipitation des plaquettes d'hydrures prend place, ces derniers peuvent avoir un effet fragilisant.

La sévérité de cette fragilisation dépend non seulement de la fraction volumique d'hydrure, mais souvent de sa distribution, sa morphologie et particulièrement l'orientation des plaquettes d'hydrures relativement aux contraintes appliquées.

a- Effet de la vitesse de refroidissement : [1]

Il a été établi que la vitesse de refroidissement peut affecter la morphologie des hydrures. Une grande vitesse de refroidissement, depuis la température de traitement, produit une distribution beaucoup plus fine des hydrures.

L'augmentation de la quantité d'hydrogène et/ou diminution de la vitesse de refroidissement depuis la température de traitement, augmente la quantité des hydrures δ et diminue celle des hydrures γ .

b- Effet des traitements thermiques :

Les travaux réalisés par J.Bai sur le Zircaloy-4 [5], montrent l'effet d'un traitement thermique subit antérieurement sur la morphologie et la distribution des hydrures. Dans ces travaux, l'hydruration est réalisée à une température de 400°C et avec une vitesse de refroidissement inférieure à 1.4C /min. Les résultats obtenus sont les suivants :

- *État de relaxation de contrainte* : (460 °C, 24 h) les plaquettes d'hydrures sont parallèles au plan laminage.
- *État recristallisé* : (650°C, 3h) les hydrures coïncident avec les joints de grains, leur morphologie est donc contrôlée par la taille des grains et l'orientation des joints des grains.
- *État traité* : (1030°C, 2min suivies d'une trempe à l'air) les hydrures sont localisés sur les interfaces des plaquettes de la phase.

1.7- ORIENTATION DES HYDRURES:

Il y a trois facteurs principaux qui peuvent, seuls ou en combinaisons, affecter l'orientation des hydrures:

- i- La relation cristallographique entre l'hydrure et les phases α et β : généralement les plans préférables dans le zirconium sont (1010) ou (1017) alors que dans le Zircaloy-2 et Zircaloy-4 c'est le plan (1017) (de la phase α).
- ii- L'orientation des joints de grains: les hydrures se forment fréquemment aux joints de grains α/α et α/β .
- iii- La contrainte appliquée: les plaquettes d'hydrures tendent à être alignées perpendiculairement à l'axe de la contrainte[6].

a- Orientation des hydrures dans les tubes :

La figure 1.3 montre deux types d'orientation d'hydrures dans les tubes: les hydrures circonférentiels et radiaux. Les hydrures radiaux peuvent produire des fissures sous contrainte circonférentielle. Heureusement, les techniques d'étirage à froid pour la fabrication des tubes produisent un matériau avec une forte tendance à former les hydrures d'orientation circonférentielle. Cependant, cette tendance peut être éliminée si le matériau subit un traitement thermique.

Par contre, pendant le service, les tubes sont exposés à des hautes pressions, des contraintes, chauffage, etc..., qui peuvent, sous une combinaison défavorable de ces facteurs, changer les hydrures circonférentiels à des hydrures radiaux.

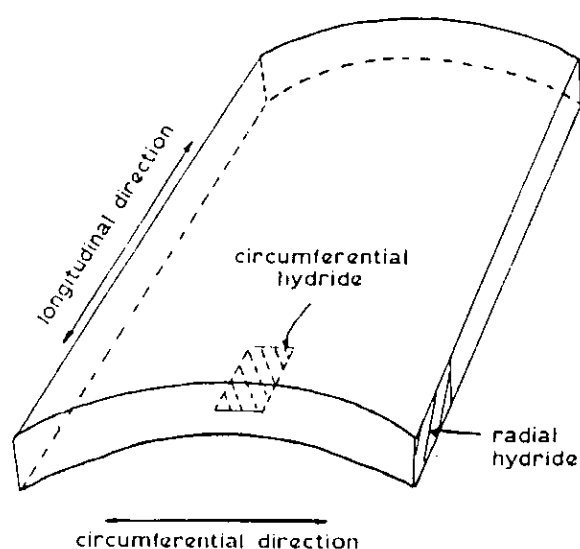


Figure 1.3: Orientation des hydrures dans les tubes.[4]

b- Effet des hydrures sur les propriétés mécaniques :

Il n'est pas surprenant de trouver qu'une petite quantité d'hydrure peut avoir un effet fragilisant. Dans ce contexte, il est important de prendre en considération les hydrures qui se précipitent sous forme de plaquettes.

Les plaquettes peuvent être orientées au hasard, ou elles prennent une orientation préférentielle. Pour cette dernière orientation, l'effet sur la ductilité est plus significatif quand les plans des plaquettes sont perpendiculaires à l'axe de la contrainte, cet effet diminue considérablement avec une orientation parallèle à cet axe. La figure 1.4 représente cet effet dans le cas du Zircaloy-2 à 0 et 200 ppm d'hydrogène.

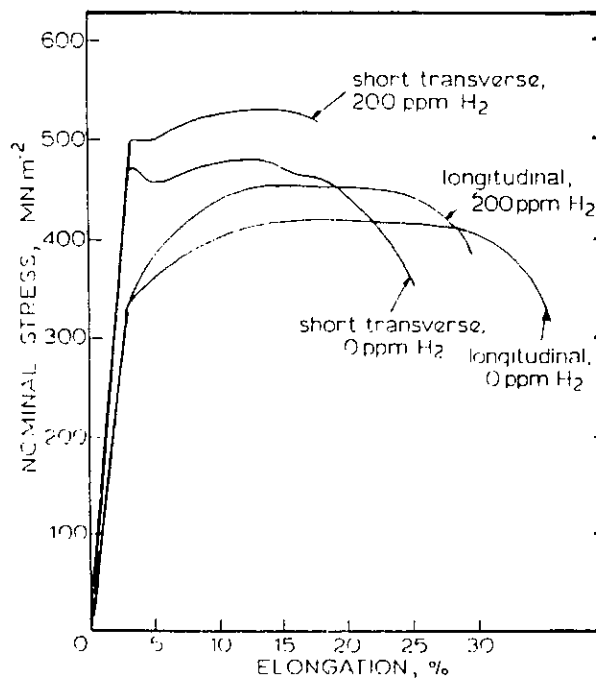


Figure 1.4: Courbe de traction du Zircaloy-2 à température ambiante et à deux pourcentage en hydrogène: 0 et 200 ppm [4]

L'effet de la fragilisation peut être considérablement réduit avec un changement morphologique des hydrures, d'une forme lamellaire à une forme globulaire. L'effet du traitement de sphéroïdisation sur les propriétés en traction pour le Zircaloy-2, contenant 300 ppm d'hydrogène, est schématisé sur les figures 1.5 et 1.6. Bien que, le traitement de sphéroïdisation a un effet faible sur la résistance, il donne une amélioration significative sur la ductilité, particulièrement à de faibles vitesses de déformation.

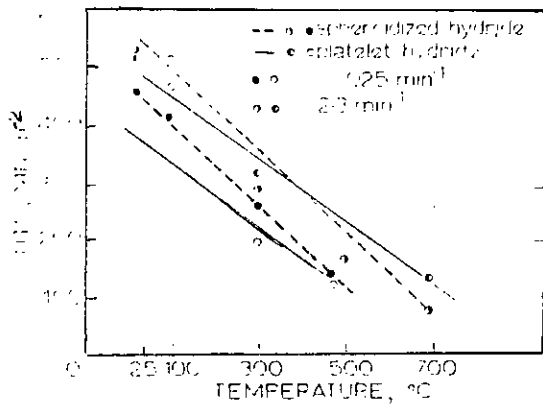


Figure 1.5 : Effet du traitement de sphéroïdisation la résistance à la traction du Zry-2 à 300 ppm [4]

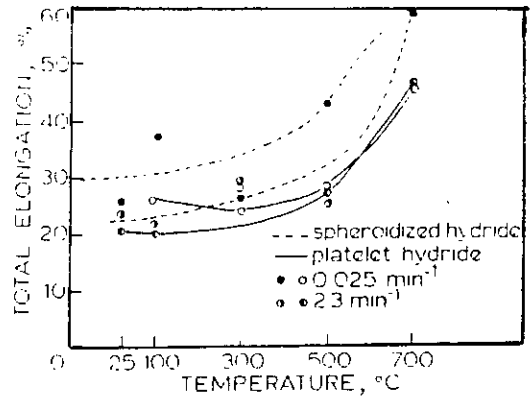


Figure 1.6 : Effet du traitement de sphéroïdisation sur l'allongement total du Zry-2 à 300 ppm [4]

La figure 1.7 montre l'effet de la concentration en hydrogène sur les propriétés mécaniques en traction du Zircaloy-4. On remarque que la limite de rupture à la traction augmente puis diminue. L'effet résistant est attribué à un durcissement dispersé (dispersion hardening). Le maximum de la limite de rupture est atteint à 400 ppm, après cette valeur on remarque une diminution à cause de la fragilisation par les plaquettes d'hydrogènes: il est important de se rendre compte de la phase d'hydrure qui se forme en plaquettes.

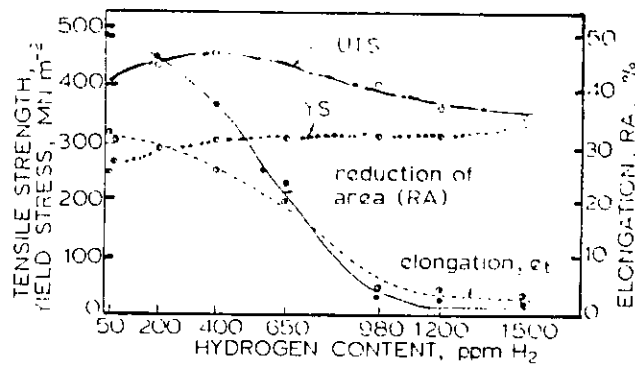


Figure 1.7: Effet de la composition en hydrogène sur les propriétés en traction du Zircaloy-4 [4].

Les plaquettes peuvent être orientées au hasard, apparaissent sous forme de bandes, ou prennent une orientation préférentielle; Dans le deuxième cas l'effet est le plus nuisible avec des plaquettes orientées perpendiculairement à l'axe de traction.

En résumé, les effets nuisibles sur la ductilité augmentent quand :

- I. La température de l'essai est au-dessous de 200°C.
- II. La concentration de l'hydrogène augmente.

- III. Les hydrures deviennent plus larges.
- IV. Les plaquettes d'hydrures sont orientées perpendiculairement à l'axe de traction.

c- Étapes réactionnelles de la fissuration sous contraintes due à l'hydrogène :

Six étapes réactionnelles déterminent la vitesse de propagation des fissures :

1. Absorption des molécules d'hydrogène.
2. Dissolution dans le métal sous forme atomique.
3. Dissolution de l'hydrogène devant la pointe de fissure.
4. Formation d'hydrure devant la pointe de fissure.
5. Croissance de l'hydrure le long de la pointe de fissure jusqu'à une taille critique pour sa rupture.
6. Rupture de l'hydrure.

I.8- TECHNOLOGIE NUCLEAIRE:

Dans le but de montrer le fonctionnement d'un réacteur nucléaire, ainsi que les différents paramètres pouvant menacer l'intégrité du combustible nucléaire, le cas d'un Réacteur à Eau Pressurisée est donc présenté.

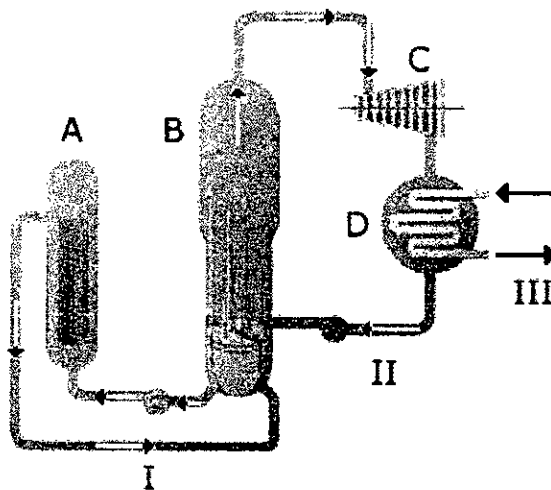


Figure 1.8: Schéma de principe d'une centrale nucléaire à eau pressurisée (REP)

- I. Circuit primaire
- II. Circuit secondaire
- III. Circuit tertiaire
- A. Réacteur
- B. Générateur de vapeur
- C. Turbine
- D. Condenseur

Trois circuits séparés:

Une centrale nucléaire diffère d'une centrale électrique classique par le mode de production de chaleur. Dans une centrale électrique classique, la chaleur est produite par un processus de combustion. Par contre, dans une centrale nucléaire, c'est l'énergie libérée par les réactions de fissions dans le réacteur qui est utilisée pour produire de la vapeur. La production de vapeur dans un REP/PWR (Réacteur à Eau Pressurisée/ Pressurized Water Reactor) est obtenue en différentes étapes:

Dans le réacteur, les éléments combustibles transfèrent leur chaleur à l'eau du circuit primaire. Cette eau devient extrêmement chaude -approximativement 300°C- mais ne bout pas car elle est maintenue à une pression d'environ 155 bar. C'est d'ailleurs l'origine du nom "Réacteur à Eau Pressurisée".

L'eau chauffée à plus de 300°C est envoyée vers des échangeurs de chaleur (les générateurs de vapeur). La chaleur de l'eau du circuit primaire y est transférée du circuit primaire vers le circuit secondaire. Comme le circuit secondaire (circuit eau-vapeur) est à une pression inférieure à celle du circuit primaire, l'eau du circuit secondaire se transforme en vapeur. Cette vapeur est alors utilisée pour entraîner une turbine à laquelle est couplée un alternateur.

Finalement, la vapeur issue de la turbine est reconvertie en eau dans le condenseur. Celui-ci est alimenté en eau froide par un troisième circuit de refroidissement qui utilise l'eau d'une source externe (fleuve,..) comme source froide.

Les Réacteurs à Eau Pressurisée possèdent donc trois circuits distincts:

le circuit primaire est un circuit fermé qui transfère la chaleur issue du réacteur au circuit secondaire via les générateurs de vapeur;

le circuit secondaire où la vapeur issue des générateurs de vapeur (côté secondaire) entraîne la turbine avant de se recondenser dans le condenseur; cette eau est renvoyée vers les générateurs de vapeur;

le troisième circuit qui sert de source froide au condenseur (transformation de la vapeur du circuit secondaire en eau).

Ce type de conception prévient le relâchement de produits radioactifs dans l'environnement.

Le réacteur : générateur de chaleur

Dans une centrale nucléaire, la chaleur est générée dans le réacteur par les réaction de fission des noyaux d'uranium. La chaleur produite est absorbée par l'eau du "circuit primaire" qui circule dans le réacteur. Un pressuriseur est utilisé pour maintenir cette eau sous haute pression ce qui empêche son ébullition. L'eau du circuit primaire, chauffée lors de son passage dans le réacteur, transfère son énergie dans les générateurs de vapeur et est renvoyée vers le réacteur par les pompes primaires.

Les assemblages de combustible font partie du coeur du réacteur. Ils sont placés dans la cuve du réacteur. Celle-ci est cylindrique avec un fond hémisphérique et un couvercle amovible fixé par des goujons vissés; la cuve contient les internes du réacteur qui sont conçus pour supporter le coeur du réacteur, et permettre le passage ascendant de l'eau circuit primaire. La cuve du réacteur est faite en acier au manganèse-molybdène forgé choisi pour sa soudabilité et ses propriétés de résistance mécanique et de tenue aux radiations. Les surfaces internes sont revêtues d'acier inoxydable fixé par soudage.

Chaque coeur de réacteur consiste en 157 assemblages de crayons combustibles. Ceux-ci sont composés de pastilles de dioxyde d'uranium fritté dans un tube de Zircaloy-4 dont les extrémités sont fermées par un bouchon soudé.

Ce tube métallique hermétique permet la dissipation de la chaleur tout en confinant les produits de fission. Chaque assemblage est constitué de crayons combustibles maintenus dans une maille à pas carré par une armature constituée de deux pièces d'extrémité (servant d'ajutages d'entrée et de sortie pour l'eau primaire), de grilles et de tubes guides pour les barres de contrôle. De plus, un tube d'instrumentation "in-core" est situé au centre de l'assemblage.

L' uranium et le plutonium peuvent être utilisés comme matière fissile. L'uranium existe à l'état naturel sous forme de 3 "isotopes": une très faible proportion d'U-234, une petite proportion d'U-235 (0.7%) et le reste est de l'U-238 (près de 99%). Seuls les noyaux d'U-235 sont fissibles! Ce n'est pas le cas de l'U-238. Pour obtenir suffisamment de noyaux fissiles dans le combustible nucléaire afin de maintenir une réaction en chaîne contrôlée, l'uranium naturel est enrichi à 3-4% en U-235. Le plutonium n'existe pas à l'état naturel. Il est produit dans le réacteur nucléaire lors de l'absorption d'un neutron par U-238 pour donner du Pu-239.

Le combustible utilisé est extrait du réacteur après 4 années. Il peut alors être recyclé dans une usine de retraitement. Le plutonium peut être mélangé à l'uranium pour fabriquer de nouveaux assemblages combustibles: MOX (Mixed Oxide) qui est un mélange de 93% (proportion massique) d'uranium avec 7% d'oxyde plutonium. Ce type de recyclage permet une économie d'énergie et limite la quantité totale de déchets nucléaires.

i- La gaine du combustible nucléaire:

Dans le cadre des réacteurs à eau pressurisée, le combustible UO_2 , en pastille, est confiné dans un tube de zircaloy, appelé gaine, ayant une épaisseur d'environ 0,7 mm, un diamètre de 9 mm et une longueur de 3 à 4 m. Dans le réacteur, les crayons subissent une forte irradiation neutronique lors de la fission de l'uranium. La face externe de la gaine est en contact avec le fluide caloporteur qui est de l'eau pressurisée à 200 bars et à une température de 350°C. Dans ces conditions d'utilisation, la structure et la composition chimique de la gaine changent, la gaine s'oxyde et s'hydrure

Le zircaloy hydruré est entouré de deux couches d'oxyde dont l'une est formée à l'interface eau/gaine et l'autre à l'interface combustible/gaine. L'eau oxyde la gaine sur une épaisseur de plusieurs microns. Au cours de l'oxydation, il se forme de l'hydrogène qui est adsorbé en surface. Sa diffusion est importante dans le zircaloy, il est ainsi réparti dans toute la masse. Les modifications à l'interface combustible/gaine sont liées en particuliers à deux phénomènes :

*Des gaz sont produits lors de la fission et de la désintégration alpha. La formation de bulles dans le combustible augmente le volume des pastilles. La pression interne de la gaine augmente. Le contact entre le combustible et la gaine est ainsi renforcé au cours de la fission. L'augmentation des contraintes peut permettre la diffusion de l'oxygène du combustible dans la gaine.

*L'énergie de recul des produits de fission est de l'ordre de 60 à 100 MeV. Les produits de fission s'implantent dans le zircaloy sur une profondeur de l'ordre de 10 μm .

Dans ce cas la gaine est cisailée pour permettre la mise en solution des pastilles de combustible usé. Lors de cette dissolution un certain nombre de produits de fission peuvent se fixer dans le zirconium oxydé. Les fragments de la gaine cisillée sont appelés coques. Ces déchets de classe B sont ensuite coulés dans du béton et entreposés en surface.

La connaissance du comportement des produits de fission et de leurs descendants dans le zircaloy est nécessaire pour connaître à long terme les capacités de rétention des coques dans le cas du cycle ouvert et de la gaine dans le cas du cycle fermé.

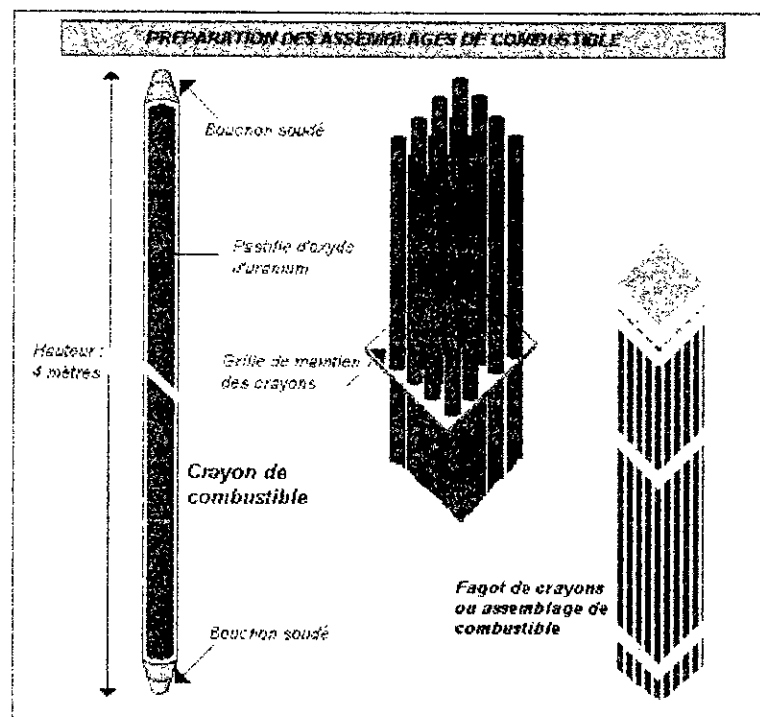


Figure 1.9: Schéma d'un assemblage de crayons combustible.

CHAPITRE II

RUPTURE DES MATERIAUX

2.1 INTRODUCTION

2.1.1 Généralités

Nous pouvons définir la *ténacité* d'un matériau, avant d'étudier les concepts de mécanique de la rupture, comme étant sa résistance vis-à-vis de la rupture fragile.

L'évolution d'une fissure peut être divisée en trois phases :

- l'initiation (ou amorçage) de la fissure,
- la propagation stable,
- la propagation rapide, conduisant à la rupture de l'élément.

La rupture de l'élément peut être de type ductile, fragile ou mixte. La dimension et la géométrie de la fissure amenant à la rupture de l'élément étant dépendantes de la propagation, la rupture dépend directement de toute la phase d'évolution de la fissure. C'est pourquoi, lorsque l'on parle de la rupture, qu'elle soit fragile ou ductile, il convient de connaître la phase de propagation en fatigue.

Le but de ce chapitre est de présenter les *concepts généraux* concernant la *ténacité* des détails de construction. Il présente les bases scientifiques ainsi que les théories qui vont être utilisées dans la suite du travail.

La table des matières de ce chapitre est présentée sous la forme suivante: Le paragraphe 2.2 présente les notions fondamentales de la mécanique de la rupture linéaire élastique (phases de propagation d'une fissure, modes de rupture, état de contraintes, etc.). Le paragraphe 2.3 est consacré à la mécanique de la rupture élastique-plastique, en particulier aux concepts d'ouverture en front de fissure (CTOD) et d'intégrale J.

2.2 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE LINÉAIRE ÉLASTIQUE

2.2.1 Généralités

Dès la moitié du 19^{ème} siècle, l'usage accru de l'acier et des autres alliages métalliques a entraîné une augmentation du nombre d'accidents. Ponts, chemins de fer, réservoirs sous pression, conduites et toitures connurent des accidents aussi spectaculaires que meurtriers. En effet, l'utilisation d'alliages métalliques était réservé à des structures fortement sollicitées. Un certain nombre de ces accidents étaient dus à un mauvais dimensionnement ou à une mauvaise conception, mais certains accidents étaient également dus à la présence de défauts initiaux qui avaient permis l'initiation de fissures. C'est à partir de la seconde guerre mondiale que l'on commença à sérieusement s'intéresser à ce problème. En effet, un grand nombre de pétroliers et de " Liberty ships " construits durant la guerre, aux coques entièrement soudées, présentèrent des ruptures fragiles sérieuses. Un certain nombre d'entre eux se brisèrent même complètement en deux. Ces ruptures se produisirent souvent sous de faibles contraintes, parfois dans le port même. Elles eurent lieu la plupart du temps durant les mois d'hiver et prirent naissance dans des zones de concentrations de contraintes. C'est à partir de cette époque,

correspondant également au début de l'utilisation d'alliages à plus haute résistance, que débutèrent les recherches sérieuses dans le domaine des fissures et de la rupture fragile. Ceci a abouti à la création d'une nouvelle discipline : la mécanique de la rupture, qui permet de décrire la propagation d'une fissure et la rupture d'un élément fissuré.

Un certain nombre d'ouvrages traitent en détail de la mécanique de la rupture [7], [8], [9]. D'autres ouvrages et articles sont plus tournés vers une utilisation pratique de la mécanique de la rupture [10].

2.2.2 Modes de rupture

Pour décrire les déplacements ou les contraintes dans une fissure, il est nécessaire de distinguer trois modes, décrivant le mouvement relatif des deux surfaces de la fissure (figure 2.1) [8]:

- **Mode I** : " mode par ouverture " ; les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une par rapport à l'autre.
- **Mode II** : " glissement droit " ; les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan, perpendiculairement au plan de la fissure.
- **Mode III** : " glissement vis " ou " déchirement " ; les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan, parallèlement au front de la fissure.

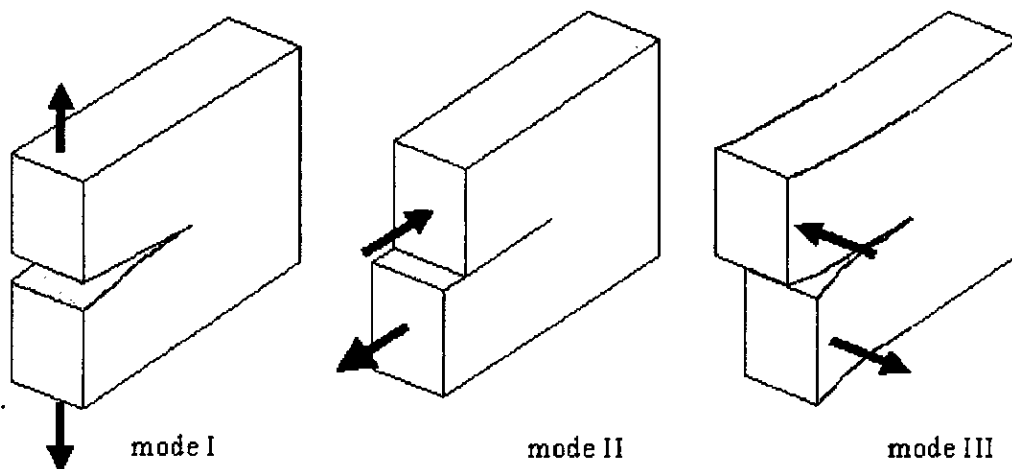


Figure 2.1 - Les trois modes de rupture

Le mode "I" est le mode principal de rupture. Il concerne les cas de chargement les plus importants et les plus dangereux. **Les réflexions contenues dans ce travail concernent uniquement le mode I de rupture.**

2.2.3 Etat de contraintes

On peut distinguer deux états particuliers de contraintes : l'état plan de contrainte et l'état plan de déformation [24]. On est en état plan de contraintes lorsque, avec les notations de la figure 2.2, on a :

$$\sigma_{zz} = \sigma_{zx} = \sigma_{zy} = 0 \quad (2.1)$$

On obtient les relations entre contraintes et déformations, applicables en cas d'état plan de contrainte :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{E}(\sigma_{xx} - \nu\sigma_{yy}), \quad \varepsilon_{yy} = \frac{1}{E}(\sigma_{yy} - \nu\sigma_{xx})$$

En résolvant les deux premières formules, par rapport aux contraintes, on trouve les relations :

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_{xx} + \nu\varepsilon_{yy}), \quad \sigma_{yy} = \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_{yy} + \nu\varepsilon_{xx})$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

On se trouve en état plan de contrainte, par exemple, dans une tôle mince soumise à des efforts dans son plan. On est, par contre, en état plan de déformation avec :

$$\varepsilon_{zz} = 0 \\ \sigma_{zx} = \sigma_{zy} = 0 \quad (2.2)$$

Il naît donc, entre les diverses sections transversales, des contraintes normales σ_z qui ont pour effet de conserver au corps une déformation plane.

En remplaçant σ_z par sa valeur, on obtient finalement comme relations entre les contraintes et les déformations, dans l'état plan de déformation, les formules :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{E}[(1-\nu^2)\sigma_{xx} - \nu(1+\nu)\sigma_{yy}] \\ \varepsilon_{yy} = \frac{1}{E}[(1-\nu^2)\sigma_{yy} - \nu(1+\nu)\sigma_{xx}]$$

L'état plan de déformation peut avoir lieu au centre d'une pièce épaisse, où la triaxialité des contraintes est importante.

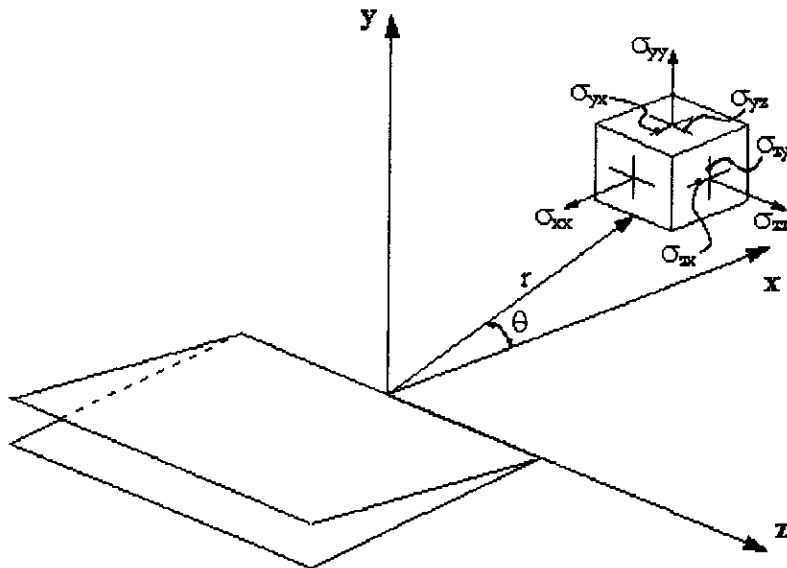


Figure 2.2 - Système de coordonnées au voisinage du front de la fissure

2.2.4 Champs de contraintes

Pour expliquer l'effet d'une fissure sur le champ de contraintes dans une plaque, on peut tout d'abord regarder ce qui se passe dans une plaque soumise à une contrainte de traction uniforme σ_0 et comprenant un trou influençant le champ de contraintes dans la plaque [8]. La figure 2.3 donne une représentation schématique, dans le cas d'un trou elliptique, de la variation des contraintes σ_y le long de l'axe x . Dans ce cas du trou elliptique, la valeur maximale de la contrainte σ_y se trouve au bord du trou à $x = a$ et $y = 0$, et est donnée par (2.3) :

$$\sigma_{y,\max} = \sigma_0 \left(1 + 2 \frac{a}{b}\right) = \sigma_0 \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \quad 2.3$$

σ_y : contrainte dans la direction y

σ_0 : contrainte uniforme de traction appliquée dans le plan de la plaque

a, b : demi-axes du trou elliptique

ρ : rayon de courbure au sommet du trou elliptique

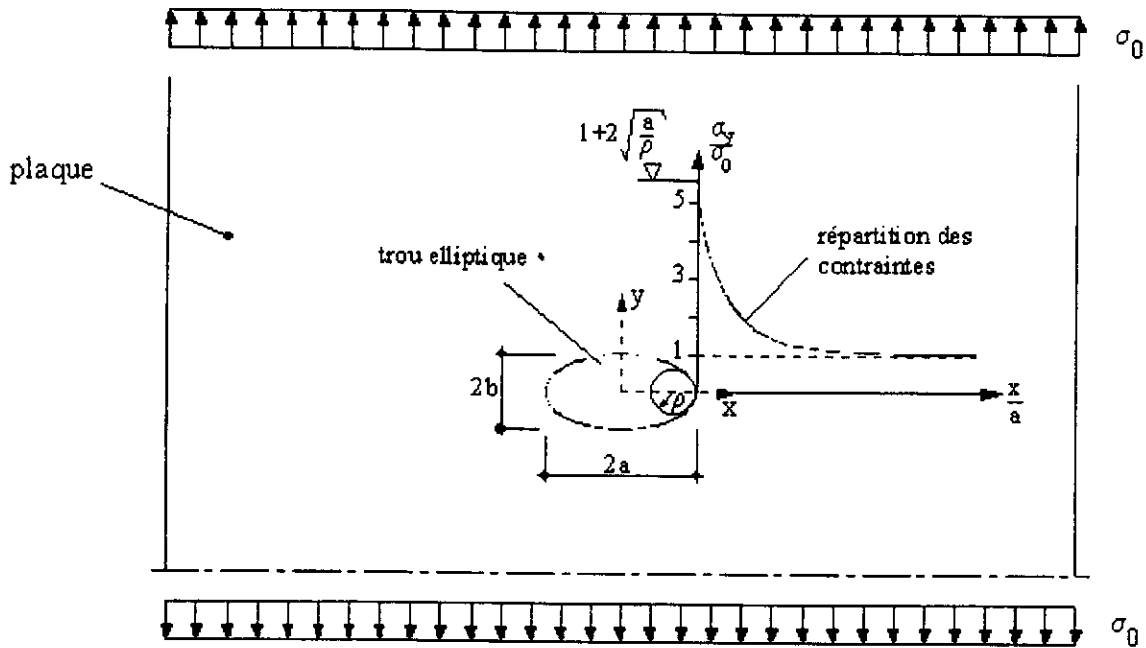


Figure 2.3 - Effet d'un trou elliptique sur la répartition des contraintes dans une plaque

Pour un trou circulaire par exemple, la relation nous donne une valeur $\sigma_{y,max} = 3 \sigma_0$. Lorsque le rapport b/a tend vers zéro, c'est-à-dire lorsque la forme du trou tend vers celle d'une fissure, $\sigma_{y,max}$ tend vers l'infini.

Pour analyser le champ des contraintes et des déformations au voisinage du front d'une fissure dans un matériau élastique et isotrope, on peut utiliser la méthode développée par Irwin et reprise dans un grand nombre de publications, en particulier [12].

Les équations (2.4) et (2.5) sont une généralisation des relations utilisées pour décrire le champ des contraintes au front d'une fissure. Elles sont données en détail dans la littérature.

Les équations (2.4) ci-dessous ne concernent que les résultats pour une plaque sollicitée en mode I, les équations pour les modes II et III se trouvant dans les références précitées. Mentionnons que ces résultats sont valables pour un état plan de déformation et uniquement au voisinage de la fissure. Les notations utilisées sont celles de la figure 2.3 . Le champ de contrainte et de déplacement pour une rupture en mode I, II, III sont données par:

$$\begin{aligned}
 \sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}
 \end{aligned}
 \quad \text{Mode I}$$

$$\begin{aligned}
 U_x &= \frac{K_I}{4\mu} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \left[(K-1) \cos \frac{\theta}{2} + \sin \theta \sin \frac{\theta}{2} \right] \\
 U_y &= \frac{K_I}{4\mu} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \left[(K+1) \sin \frac{\theta}{2} - \sin \theta \cos \frac{\theta}{2} \right]
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)\end{aligned}$$

Mode II

$$\begin{aligned}U_x &= \frac{K_{II}}{4\mu} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \left[(K+1) \sin \frac{\theta}{2} + \sin \theta \cos \frac{\theta}{2} \right] \\ U_y &= \frac{K_{II}}{4\mu} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \left[-(K-1) \cos \frac{\theta}{2} + \sin \theta \sin \frac{\theta}{2} \right]\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\tau_{xz} &= -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \tau_{yz} &= \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2}\end{aligned}$$

Mode III

$$U_z = \frac{K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \sin \frac{\theta}{2}$$

On remarque, dans les équations (2.4) et (2.5), qu'apparaît un nouveau paramètre K : le *facteur d'intensité de contrainte*. Ce facteur K dépend de la contrainte appliquée ainsi que de la dimension et de la géométrie de la fissure. Il se définit par :

$$K = Y\sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

Y : facteur de correction, fonction des conditions géométriques particulières dans lesquelles se développe la fissure

σ_0 : contrainte nominale

a : dimension déterminante de la fissure dans la plaque

Le facteur d'intensité de contrainte K s'exprime généralement en $[\text{MPa m}^{1/2}]$ ou en $[\text{N mm}^{-3/2}]$ ($1 \text{ MPa m}^{1/2} = 31.62 \text{ N mm}^{-3/2}$).

L'ouverture de la fissure appelée COD (crack opening displacement) est également un paramètre important. En prenant les notations et les axes de la figure 2.4, le COD peut être décrit par l'équation (2.7) [8] :

$$COD = \frac{4\sigma_0}{E} \sqrt{a^2 - x^2} \quad (2.7)$$

COD : ouverture de la fissure

Au centre de la fissure ($x = 0$), le COD vaut :

$$COD_{\max} = \frac{4\sigma_0 a}{E} \quad (2.8)$$

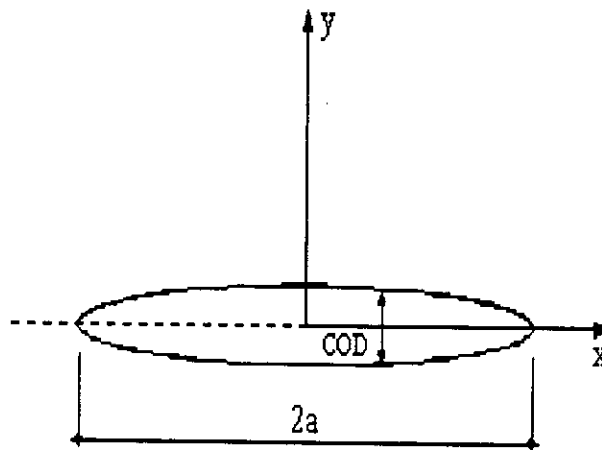


Figure 2.4 - Ouverture de la fissure (COD)

Pour une fissure traversante de longueur $2a$ dans une plaque infiniment large, la théorie de l'élasticité donne $Y=1$. Plusieurs méthodes permettant de déterminer le facteur de correction Y ont été développées pour les autres cas afin de tenir compte des conditions géométriques particulières de l'endroit où se développe la fissure et de la fissure elle-même Gurney par exemple considère cinq facteurs de correction permettant de prendre en compte les effets de la plasticité au front de la fissure, du fait que la fissure se trouve sur une surface libre ou non, des dimensions de la plaque, de la forme de la fissure et des concentrations de contraintes.

Normalement, il suffit de tenir compte de deux facteurs de correction : le *facteur de forme* f_f tenant compte de la forme de la fissure, de la dimension de la plaque et du cas où la fissure atteint une surface libre ainsi que le *facteur de concentration de contrainte* f_c qui tient compte de la concentration de contrainte due à la géométrie de l'élément. C'est notamment la méthode utilisée par Dubois qui calcule le facteur de forme f_f selon la méthode de Newman et Raju. Le facteur de concentration de contrainte f_c est égal au rapport entre le facteur d'intensité de contrainte dans un champ non uniforme (par exemple soudure, trou, changement de forme, etc.) et le même facteur dans un champ uniforme (plaque). La méthode d'Albrecht-Yamada par exemple permet d'estimer le facteur d'intensité de contrainte dans un champ non uniforme pour un détail fissuré sur la base de la distribution des contraintes dans le détail non fissuré.

2.2.5 Zone plastique

Au paragraphe 2.2.4, il a été mentionné que les équations (2.4) et (2.5) donnent le champ de contraintes à proximité du front de la fissure pour un matériau élastique. Toutefois, si on s'approche très près du front de la fissure, c'est-à-dire lorsque r tend vers 0, le calcul théorique montre que les contraintes vont tendre vers l'infini. En fait, la résistance ne peut pas dépasser la limite d'élasticité f_y du matériau qui va commencer à se plastifier à proximité du front de la fissure, créant ainsi une *zone plastique*.

Les critères de Tresca ou de Von Mises permettent de déterminer avec précision la forme de la zone plastique [9]. Par simplification, on peut admettre que cette zone est circulaire.

La grandeur de cette zone peut être estimée comme la distance r_y entre le front de la fissure et le point où la contrainte dépasse la limite d'élasticité f_y . r_y peut être déduit des équations théoriques simplifiées dans ce chapitre par (2.9).

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{f_y} \right)^2 \quad (2.9)$$

En réalité, la zone plastique est plus grande. En effet, toute la " charge " représentée dans la figure 2.5 par la zone hachurée située au-dessus de la limite d'élasticité f_y doit être reprise. Ceci se fait par le matériau situé juste plus en aval de la fissure qui se plastifie à son tour. Si on considère une nouvelle courbe tenant compte de la plastification, il faut que les deux zones hachurées (celle en dessus de f_y et celle en dessous de f_y) aient la même aire. On peut démontrer, en intégrant la fonction de la courbe de distribution des contraintes en mode élastique, que l'on arrive à ce résultat en prenant, pour la courbe de distribution des contraintes tenant compte de la plastification, une courbe identique à la courbe de distribution des contraintes en mode élastique, mais décalée d'une valeur r_y , c'est-à-dire en admettant un zone plastifiée r_{pl} égale à deux fois r_y .

$$r_{pl} = 2 r_y \quad (2.10)$$

On a donc une grandeur de zone plastifiée r_{pl} égale à :

$$r_{pl} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{f_y} \right)^2 \quad \text{état plan de contrainte} \quad (2.11)$$

Ces formules sont valables en *état plan de contrainte*. En état plan de déformation, la dimension de la zone plastique diminue, car la limite d'élasticité effective peut être jusqu'à trois fois plus importante en état plan de déformation qu'en état plan de contrainte. On peut montrer que la zone plastique en état plan de déformation est environ trois fois plus petite que la dimension de la zone plastique en état plan de contrainte (cette dimension varie selon le coefficient de poisson ν du matériau considéré ; cette valeur de 3 est valable pour un coefficient de poisson égal à 1/3). En état plan de déformation, r_{pl} vaut donc :

$$r_{pl} = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K}{f_y} \right)^2 \quad \text{état plan de déformation} \quad (2.12)$$

Pour de plus amples détails, on peut se référer par exemple à [1] qui présente en détail la notion de facteur de contrainte plastique.

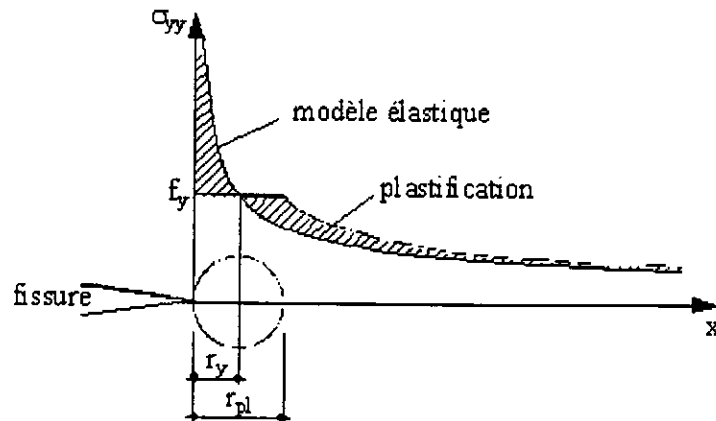


Figure 2.5 - Distribution des contraintes au front d'une fissure : modèle élastique et après déformation plastique

2.3 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE ÉLASTIQUE-PLASTIQUE :

La mécanique de la rupture linéaire-élastique (MRLE) peut être appliquée lorsque la zone plastique est petite par rapport à la dimension de la fissure. Lorsque cette zone plastique devient grande par rapport à la dimension de la fissure, la MRLE ne peut plus s'appliquer. C'est en particulier le cas lorsque l'on se trouve en état plan de contrainte plutôt qu'en état plan de déformation (voir paragraphe 2.2.6). Pour déterminer la ténacité K_{Ic} d'un acier à l'aide d'éprouvettes de faibles dimensions, on peut utiliser différentes approches. En effet, la détermination directe de K_{Ic} nécessite que l'on soit en état plan de déformation, impliquant des très grosses éprouvettes, en particulier pour les aciers ayant une faible limite d'élasticité. Les concepts de l'ouverture en front de fissure (CTOD), de l'intégrale J et de la courbe de résistance permettent d'éviter ce problème. Les paragraphes 2.3.1 et 2.3.2 présentent de manière succincte les concepts du CTOD et de l'intégrale J.

2.3.1 Ouverture en front de fissure (CTOD)

Le comportement d'une fissure peut être décrit par l'écartement des deux surfaces en fond de fissure (CTOD / Crack Tip Opening Displacement). Il a été montré qu'il existait des relations entre les valeurs du CTOD et les valeurs critiques du facteur d'intensité de contraintes K_{Ic} . Comme la mesure du CTOD peut être effectuée également lorsque la zone plastique au front de la fissure est importante, il est possible d'utiliser ce concept pour un dimensionnement lorsque le comportement du détail est plastique. Utilisant le modèle de plastification en front de fissure proposé par Dugdale [13], il est possible d'exprimer le CTOD en fonction de la contrainte appliquée, de la limite

d'élasticité et de la longueur de la fissure (relation (2.13)). Il s'agit ici du cas de base d'une fissure traversante de largeur $2a$ dans une plaque fine et infiniment large.

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right) \right] \quad (2.13)$$

a : demi-longueur de la fissure

f_y : limite d'élasticité du matériau

E : module d'élasticité du matériau

σ_0 : contrainte nominale de traction appliquée dans le plan de la plaque

La relation (2.13) peut être transformée en une série entière [9] :

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^6 + \dots \right] \quad (2.14)$$

Pour les cas où la contrainte nominale σ_0 est inférieure à $0.75 \cdot f_y$, on peut ne prendre en compte que le premier terme de la série et négliger les autres termes, ce qui nous donne :

$$CTOD = \frac{\pi \sigma_0^2 a}{E f_y} \quad (2.15)$$

relation (2.6) nous donne, pour une fissure traversante, soumise à une contrainte nominale de traction (mode I de rupture), dans une plaque infiniment large et infiniment fine, . On a ainsi la relation suivante entre le CTOD et K_I :

$$CTOD = \frac{K_I^2}{\lambda E f_y} \quad (2.16)$$

λ : facteur de correction tenant compte entre autres de la position exacte où le CTOD est déterminé. La valeur de λ varie, selon les auteurs, entre 1.2 et 2.2.

La relation (2.16) est valable en état plan de contrainte. En état plan de déformation, on aura :

$$CTOD = \frac{K_I^2 (1 - \nu^2)}{\lambda E f_y} \quad (2.17)$$

2.3.2 Intégrale J

A l'instar de la méthode du CTOD, l'intégrale J permet de déterminer les caractéristiques du matériau à la rupture lorsque les effets de la plasticité ne sont pas négligeables. Cette intégrale curviligne, proposée par Rice en 1968, est définie par la relation (2.18), avec les notations de la figure (2.6).

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{U}}{\partial x} ds) \quad (2.18)$$

$$W = W(x, y) = W(\varepsilon) = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2.19)$$

Γ : chemin d'intégration entourant le front de la fissure, défini dans le sens contraire des aiguilles d'une montre

W : densité d'énergie de déformation, définie par la relation

\vec{T} : vecteur de traction, perpendiculaire à Γ , dirigé contre l'extérieur du chemin d'intégration

\vec{U} : vecteur déplacement à la position ds

ds : élément d'arc du chemin d'intégration Γ

ε_{ij} : tenseur des déformations

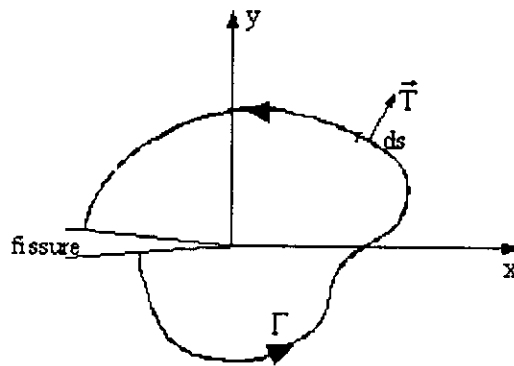


Figure 2.6 - Intégrale curviligne J et système d'axes

L'intégrale J est indépendante du chemin d'intégration choisi pour un matériau ayant un comportement non linéaire élastique. Dans le cas d'un comportement linéaire élastique, l'intégrale J est identique à G, l'énergie libérée par la relaxation des contraintes (energy release rate), dont le concept est introduit au paragraphe suivant. On a la relation suivante entre K_I et J :

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{état plan de contrainte}$$

$$J = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E} \quad \text{état plan de déformation (2.20)}$$

2.4 RUPTURE

2.4.1 Critère d'énergie

Les relations que l'on utilise pour déterminer le comportement à la rupture de solides élastiques contenant une fissure furent développées dans les années 1920 par Griffith [14]. Griffith constata que, lorsqu'une fissure est introduite dans une plaque de matériau élastique ou qu'une fissure propage, deux phénomènes se produisent, en rapport avec la quantité d'énergie dans la plaque :

- La relaxation des contraintes autour de la fissure provoque une *diminution* de l'énergie potentielle dans la plaque.
- La création de nouvelles surfaces de rupture provoque une *augmentation* de l'énergie potentielle dans la plaque.

La relaxation de contraintes est un processus qui fournit de l'énergie au système. La création de nouvelles surfaces de rupture est un processus qui absorbe de l'énergie et qui constitue un frein à la propagation de la fissure. Il s'agit maintenant de quantifier ces processus énergétiques afin de savoir dans quelles conditions l'augmentation de la taille d'une fissure amène à la *propagation brutale* de celle-ci, c'est-à-dire qu'il faut savoir dans quelles conditions l'énergie libérée par la relaxation des contraintes est supérieure à l'énergie consommée pour la formation des surfaces.

Considérons une fissure traversante de largeur $2a$ dans une plaque de grande largeur et d'épaisseur B , soumise à une contrainte de traction σ (figure 2.7).

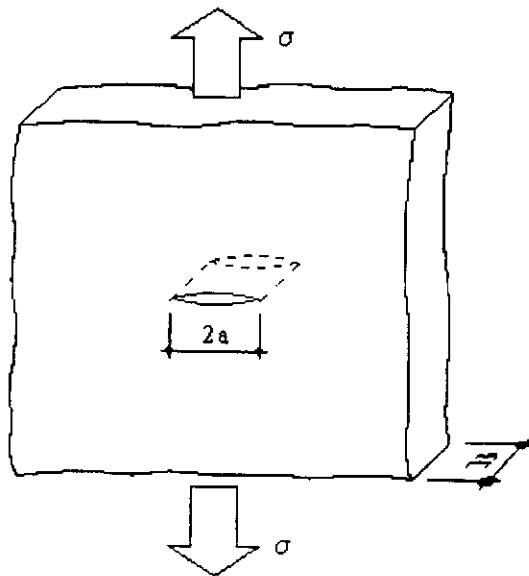


Figure 2.7 - Fissure traversante dans une large plaque

L'énergie totale contenue dans ce système est donnée par l'équation suivante :

$$U = U_0 - U_r + U_s \quad (2.21)$$

U : énergie totale du système

U_0 : énergie élastique de la plaque non fissurée

U_r : énergie due à la relaxation des contraintes résultant de l'introduction d'une fissure dans la plaque

U_s : énergie de surface due à la formation de surfaces de rupture

La modification d'énergie potentielle dans une plaque dans laquelle on introduit une fissure, que l'on peut appeler *énergie de fissuration* U_f , vaut donc :

$$U_f = U - U_0 = -U_r + U_s \quad (2.22)$$

U_f : énergie de fissuration

Griffith a estimé que l'énergie de surface U_s de la surface totale de la fissure représentée à la figure était égale au produit de la surface totale de la fissure ($2 \cdot 2a \cdot B$) avec l'énergie spécifique libre de surface γ_s , ce qui nous donne :

$$U_s = 4aB\gamma_s \quad (2.23)$$

a : demi-longueur de la fissure

B : épaisseur de la plaque

γ_s : énergie spécifique libre de surface

Pour estimer la diminution d'énergie potentielle due à la relaxation des contraintes, l'énergie de relaxation U_r , Griffith a utilisé l'analyse, effectuée par Inglis, des contraintes d'une plaque infiniment large contenant une fissure elliptique et qui donne :

$$U_r = \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad (2.24)$$

σ : contrainte appliquée dans la plaque

E : module d'élasticité du matériau

L'énergie de fissuration U_f peut donc s'écrire :

$$U_f = -\frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} + 4aB\gamma_s \quad (2.25)$$

La condition d'équilibre de la fissure est obtenue lorsque la dérivée de la valeur de l'énergie totale du système par rapport à la longueur a de la fissure est égale à zéro, ce qui nous donne la relation (2.26) :

$$\frac{dU}{da} = -\frac{2\pi\sigma^2 aB}{E} + 4B\gamma_s = 0 \quad (2.26)$$

La condition d'équilibre est donc la suivante :

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_s \quad (2.27)$$

Le membre de gauche de l'équation (2.27) représente l'énergie libérée par la relaxation des contraintes (en anglais : energy release rate) et est appelé dans la littérature G . Il représente l'énergie élastique par unité de surface disponible pour l'extension de la fissure. Le membre de droite de l'équation représente la résistance du matériau à l'extension de la fissure, appelé dans la littérature R .

L'équation 2.27 permet de déterminer la demi-longueur critique de la fissure a_c :

$$a_c = \frac{2\gamma_s E}{\pi\sigma^2} \quad (2.28)$$

a_c : demi-longueur critique de la fissure

Cette équation (2.27) permet également de déterminer la contrainte critique σ_c qui ne peut pas être dépassée dans un matériau contenant une fissure traversante de demi-longueur a :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi a}} \quad (2.29)$$

σ_c : valeur critique de la contrainte

Ces relations sont valables en état plan de contrainte. En état plan de déformation, la relation (2.29) devient :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad (2.30)$$

ν : coefficient de Poisson

On peut, en première approximation, admettre que R est constante. Cela signifie que, pour qu'une fissure propage, il faut que G excède une certaine valeur G_c . Ainsi, la propagation intervient lorsque :

$$\frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} = G_c$$

$$a_c = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi\sigma_c^2}}$$

ou (2.31)

Ces équations, comme il a déjà été mentionné auparavant, ont été développées pour un matériau fragile. Griffith a utilisé comme matériau le verre, ce qui lui a permis de faire l'hypothèse que R n'était constituée que d'énergie spécifique libre de surface.

CHAPITRE III

MODELISATION ET VALIDATION

3.1- INTRODUCTION:

Comme il a été déjà signalé, la fiabilité de la gaine du combustible nucléaire vis-à-vis de la rupture fragile, suite à sa corrosion, ne dépend pas uniquement de la quantité d'hydrogène absorbée, mais elle dépend également de la morphologie et de la distribution des hydrures et des paramètres qui peuvent les affecter en particulier la microstructure de l'alliage. L'orientation des hydrures sous contrainte ainsi que la ténacité de l'alliage sont traitées.

Il était en effet nécessaire de créer un modèle simple prenant en compte tous les paramètres afin de cerner le domaine dans son ensemble, comme base pour une étude des paramètres du procès de fabrication, pouvant affecter ultérieurement l'intégrité du combustible.

Le modèle qui est présenté dans ce chapitre a deux buts principaux:

1. Définir un algorithme permettant de lier les différents paramètres entre eux: Pourcentage d'hydrogène, morphologie et distribution des hydrures ainsi que la contrainte appliquée.
2. Étudier l'influence des différents paramètres sur la ductilité, la germination des hydrures et la ténacité de l'alliage hydruré.

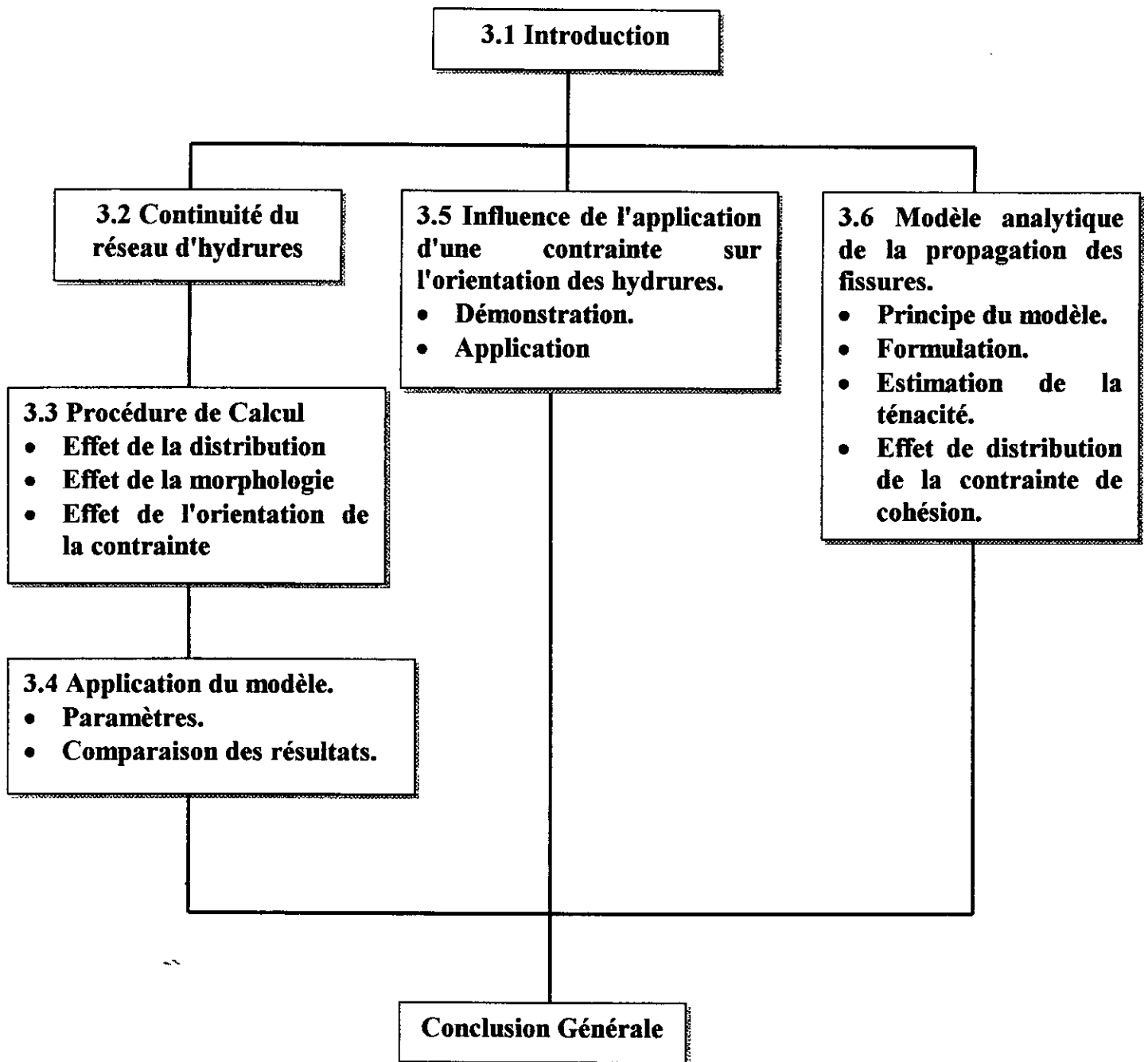
L'organisation de ce chapitre est représentée schématiquement à la figure 3.1.

Le paragraphe 3.2 de ce chapitre est une introduction à ce modèle définissant les différentes morphologies des hydrures.

La liaison entre les différents paramètres influençant la ductilité ainsi que la formulation mathématique est notamment présentée dans le paragraphe 3.3. Afin de valider notre modèle, une comparaison est faite, avec des différentes bibliographies, dans le paragraphe 3.4.

Le paragraphe 3.5 donne une analyse de l'effet d'une contrainte appliquée sur l'orientation des hydrures pendant le stade de germination.

Et finalement le paragraphe 3.6 est consacré à la détermination de la ténacité du matériau hydruré, en relation avec la distribution de la contrainte de cohésion et la fraction volumique des hydrures qui a été prise en compte ainsi que l'influence de la température.



3.2- CONTINUITÉ DU RESEAU D'HYDRURES:

Plusieurs morphologies d'hydrures, basées sur des morphologies idéales, ont été examinées : disque, sphéroïdal, plaquette.

Pour la forme de disque, la continuité du réseau d'hydrures, est représentée par une maille d'une forme rectangulaire (s, L) dont les disques occupent les arrêtes. Le diamètre est 2a, la hauteur est h et l'espacement dans le plan est l. Les figure (3.2) et (3.3) représentent les différentes morphologies des hydrures.

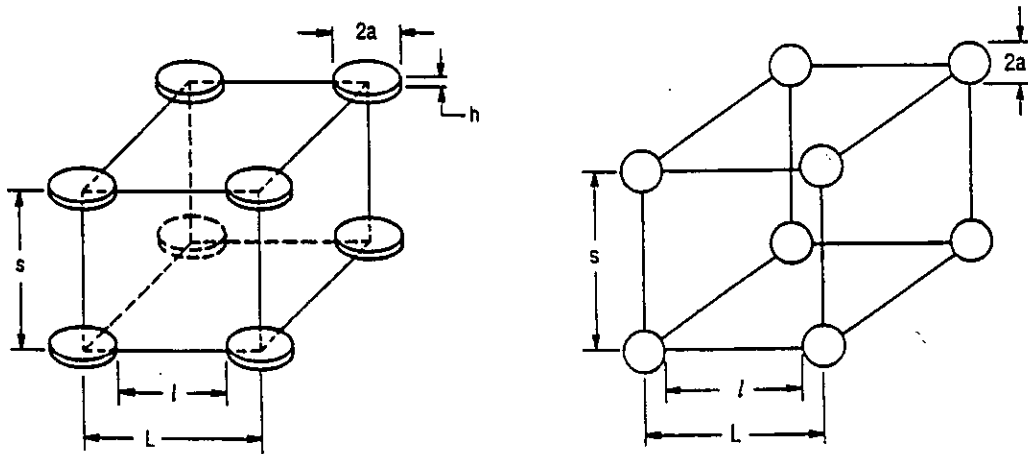


Figure 3.2 : Maille élémentaire du réseau d'hydrure de forme sphérique et de disque

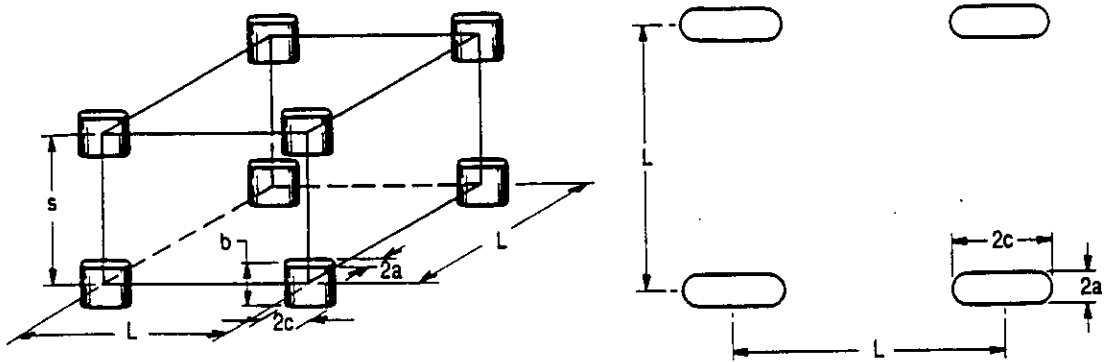


Figure 3.3 : Maille élémentaire du réseau d'hydrure sous forme de plaquette.

Sur cet arrangement on peut définir la fraction volumique des hydrures dans la matrice V_H :

$$V_H = \frac{V}{L^2 S} \dots\dots\dots(3.1)$$

ou V est le volume de l'hydrure et $L=l+2a$.

Le tableau ci-dessous représente les différents paramètres dimensionnels pour différentes morphologies, avec V_H^* la valeur critique de la fraction volumique d'hydrogène pour laquelle on a une continuité du réseau d'hydrure.

Morphologie	Dimensions	V_H^*
Disque	2a : diamètre	$\frac{\pi \cdot h}{4 \cdot s}$
	h : hauteur	
Sphéroïdale	2a : diamètre	$\frac{\pi \cdot a}{3 \cdot s}$
Plaquette	b : hauteur	$\frac{\pi \cdot b \cdot c}{4 \cdot a \cdot s}$
	2a : épaisseur	
	2c : largeur	

Le rôle significatif de la morphologie des hydrures, pour laquelle un réseau continu d'hydrure se forme est représenté sur la figure 3.4 . Cette dernière est atteinte plus facilement pour une forme de disque i.e. à faible fraction.

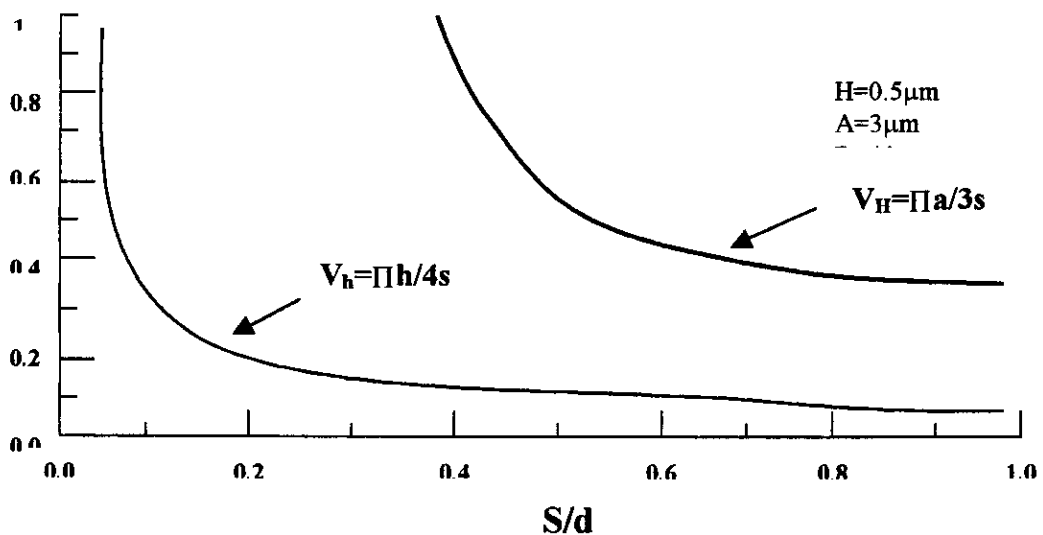


Figure 3.4: Continuité du réseau d'hydrure pour la morphologie sphéroïdale et disque

3.3- PROCEDURE DE CALCUL:

L'amplitude de la déformation plastique localisée entre deux micro-fissures A et B (figure 3.5) a été démontrée par Hutchinson [15] Rice et Rosengren [16].

A une distance r de la pointe de la micro-fissure A le tenseur de déformation ϵ_{ij}^A peut s'exprimer en fonction de l'intégrale J sous la forme :

$$\epsilon_{ij}^A = \alpha \epsilon_0 \left[\frac{J}{\alpha \epsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right]^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\epsilon}_{ij}(\theta) \dots\dots\dots(3.2)$$

Cette relation a été obtenue en considérant un matériau écrouissable dont l'inverse du coefficient d'écrouissage est égal à n, α est une constante du matériau, I_n et $\tilde{\epsilon}_{ij}(\theta)$ sont des paramètres normalisés. Cette distribution de déformation est connue comme la singularité de HHR (Hutchinson, Rice et Rosengreen). Dans l'hypothèse de l'écoulement plastique limité confiné, un champ de contrainte élastique entoure cette singularité.

Le tenseur de déformation similaire à une distance (l-r) du à la microfissure B est donné par la formule suivante :

$$\epsilon_{ij}^B = \alpha \epsilon_0 \left[\frac{J}{\alpha \epsilon_0 \sigma_0 I_n (l-r)} \right]^{\frac{n}{1+n}} \tilde{\epsilon}_{ij}(\theta) \dots\dots\dots(3.3)$$

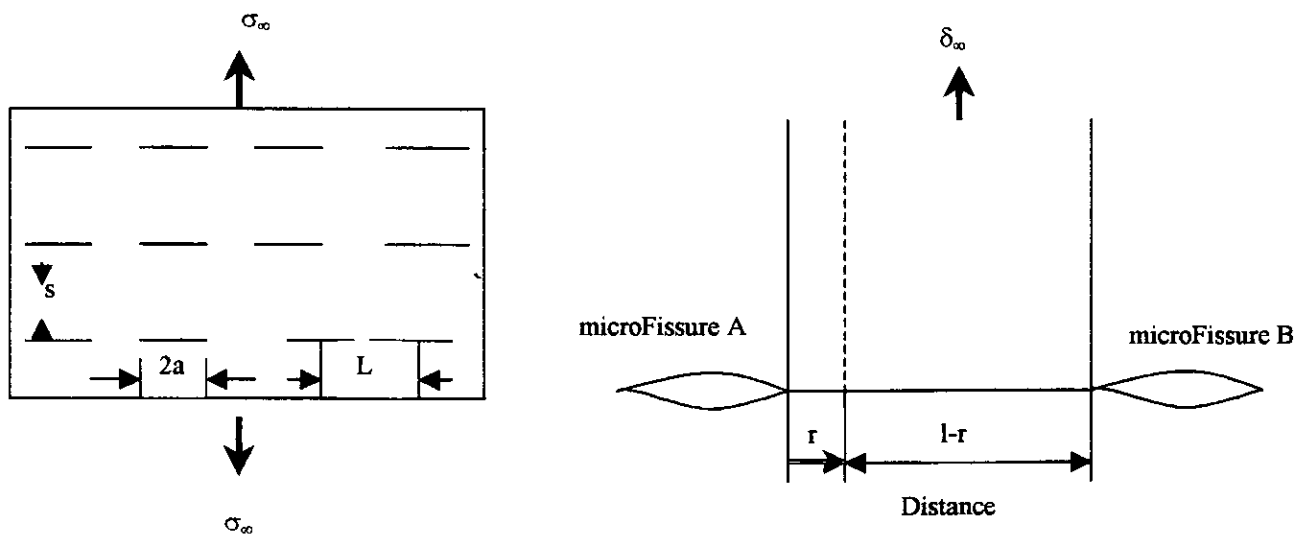


Figure 3.5 : Schéma simplifié de l'interaction des champs de déformations A et B

En additionnant cette équation à l'équation (3.2) on obtient le tenseur de déformation à une distance r, dû aux microfissures A et B:

$$\varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left[\frac{QJ}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right]^{\frac{n}{1+n}} \bar{\varepsilon}_{ij}(\theta) \dots\dots\dots (3.4)$$

où :

$$Q = \left[1 + \left(\frac{r}{l-r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \right]^{\frac{1+n}{n}} \dots\dots\dots (3.5)$$

Généralement, l'intégrale J peut être séparé en une partie élastique et une autre plastique. Dans notre cas, vu l'amplitude de la partie plastique J_p , la partie élastique J_e peut être ignorée. Dans le cas d'une fissure mince de longueur $2a$, soumise à une contrainte croissante, l'intégrale J, pour un chargement important, est défini par [17] :

$$J \approx J_p = \frac{h}{1-\nu^2} \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_e} \right) J_e \dots\dots\dots (3.6)$$

avec ε_e et ε_p sont respectivement les déformations élastique et plastique

$$h = \frac{3}{2\sqrt{1+\frac{3}{n}}} \dots\dots\dots (3.7)$$

et

$$J_e = \frac{0,405h\sigma_\infty \pi a \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_e} \right)}{E} \dots\dots\dots (3.8)$$

Cette équation peut être combinée à (3.6) pour obtenir :

$$J = \frac{0,405\pi h \sigma_0 \alpha \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right)^{\frac{n+1}{n}}}{(\alpha \varepsilon_0)^{\frac{1}{n}}} \dots\dots\dots (3.9)$$

En utilisant l'équation de Osgood-Ramberg [18] :

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \dots\dots\dots (3.10)$$

avec $\sigma = \sigma_\infty$ et $\sigma_0 = \sigma_0 / E$

En substituant l'équation (3.9) dans l'équation (3.4) on obtient :

$$\varepsilon_p = c \left[\frac{r}{a} \right]^{\frac{n}{n+1}} \frac{\bar{\varepsilon}_r}{1 + \left(\frac{r}{l-r} \right)^{\frac{n}{n+1}}} \dots\dots\dots (3.11)$$

Où $\bar{\varepsilon}_r$ est la déformation locale effective à la distance r, et

$$c = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_n(\theta)} \left[\frac{I_n}{0,405\pi h} \right]^{\frac{n}{n+1}} \dots\dots\dots (3.12)$$

Dans cette équation, $\bar{\varepsilon}_n(\theta)$ est la valeur effective de la fonction $\tilde{\varepsilon}_y(\theta)$.

En tenant compte des équations précédentes, la rupture du matériau hydruré prend place lorsque la déformation locale effective $\bar{\varepsilon}_r$ atteinte la valeur de la déformation à la rupture de la matrice ε_m , à une distance r qu'on suppose $r = \frac{d}{\beta}$ et $\theta = 0^\circ$, avec d : diamètre de grain et β est une constante dont la valeur est 3.5. On obtient finalement l'expression de la déformation nominale ε_f à partir de l'équation (3.11), avec $\bar{\varepsilon}_r = \varepsilon_m$, $\varepsilon_p = \varepsilon_f$ et $r = \frac{d}{\beta}$:

On définit ζ caractéristique de la morphologie tel que: $l = 2a(\zeta^{-\frac{1}{2}} - 1)$

$$\varepsilon_f = \frac{c\varepsilon_m Z^{\frac{n}{n+1}}}{1 + \left(\frac{Z}{2(\xi^{-\frac{1}{2}} - 1) - Z} \right)^{\frac{n}{n+1}}} \dots\dots\dots(3.14)$$

Où $Z = \frac{d}{\beta a}$. On définit, la référence de la déformation à la rupture $\varepsilon_f(\xi_0)$ et le rapport de la déformation à la rupture normalisée R , en divisant $\varepsilon_f(\xi)$ par $\varepsilon_f(\xi_0)$:

$$R = \frac{\varepsilon_f(\xi)}{\varepsilon_f(\xi_0)} = \frac{1 + \left(\frac{Z}{2(\xi_0^{-\frac{1}{2}} - 1) - Z} \right)^{\frac{n}{n+1}}}{1 + \left(\frac{Z}{2(\xi^{-\frac{1}{2}} - 1) - Z} \right)^{\frac{n}{n+1}}} \dots\dots\dots(3.15)$$

qui est égale (R) à $\begin{cases} 0 \text{ quand } \xi^{\frac{1}{2}} = \frac{2}{2+Z} \\ 1 \text{ quand } \xi = \xi_0 \end{cases}$

La valeur de ξ_0 ne peut être nulle, et elle est supposée égale à 10^{-4} .

Cette faible valeur signifie que pratiquement l'alliage ne contient pas d'hydrures.

On note, que l'avantage offert par l'équation précédente (3.15), est indépendante des valeurs $\bar{\varepsilon}_n(\theta)$, l et ε_m .

Finalement, on définit la ductilité de l'alliage hydruré par la contribution de deux composants : l'hydrure et la matrice. En additionnant, les deux paramètres on détermine la ductilité relative de l'alliage hydruré par rapport à la ductilité de la matrice ($\varepsilon_f/\varepsilon_m$) à partir de la formule suivante :

$$\frac{\epsilon_f}{\epsilon_m} = \left(1 - \frac{\epsilon_H}{\epsilon_m}\right) R + \frac{\epsilon_H}{\epsilon_m} \dots\dots\dots(3.16)$$

En accord avec l'équation (), $\frac{\epsilon_f}{\epsilon_m} = \begin{cases} 1 \text{ pour } \xi = \xi_0 \\ \frac{\epsilon_H}{\epsilon_m} \text{ pour } \xi^2 = \frac{2}{2+Z} \end{cases}$

Ajoutons qu'il est maintenant nécessaire d'examiner l'effet de la fraction volumique, la morphologie et la distribution des hydrures sur la ductilité de l'alliage hydruré.

a- Effet de la distribution :

Nous avons présenté à la figure (3.6), la variation de la ductilité en fonction de la fraction volumique de l'hydrure pour deux états de distribution de disques d'hydrures.

Les résultats montrent que pour une même fraction volumique d'hydrure l'endommagement est beaucoup plus élevé lorsque la valeur de S augmente. Nous remarquons par ailleurs que les deux courbes convergent vers la même valeur qui est proche de la valeur de $\frac{\epsilon_H}{\epsilon_m}$. Ainsi, quand les hydrures se rapprochent les uns des autres, l'endommagement croit considérablement comme on peut le constater sur les deux courbes et cela pour une faible valeur de "l" de l'ordre de $\frac{1}{\beta}$.

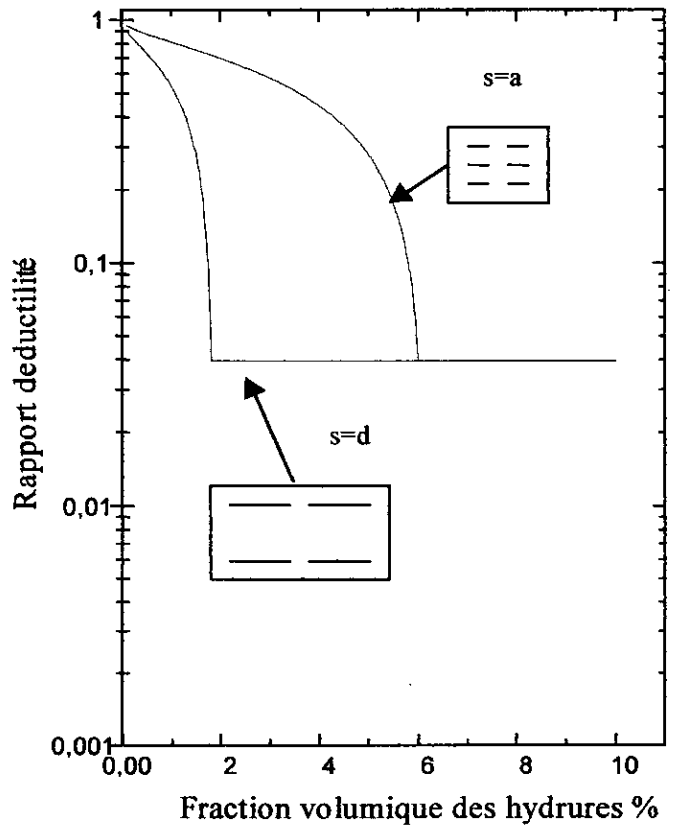


Figure (3.6): Effet de la distribution des hydrures sur la ductilité

b- Effet de la morphologie :

La comparaison entre deux morphologies différentes d'hydrures (disque et sphère) est représentée sur la figure 3.7. On peut remarquer que l'endommagement est important pour une morphologie de disque. Cette différence est due principalement à

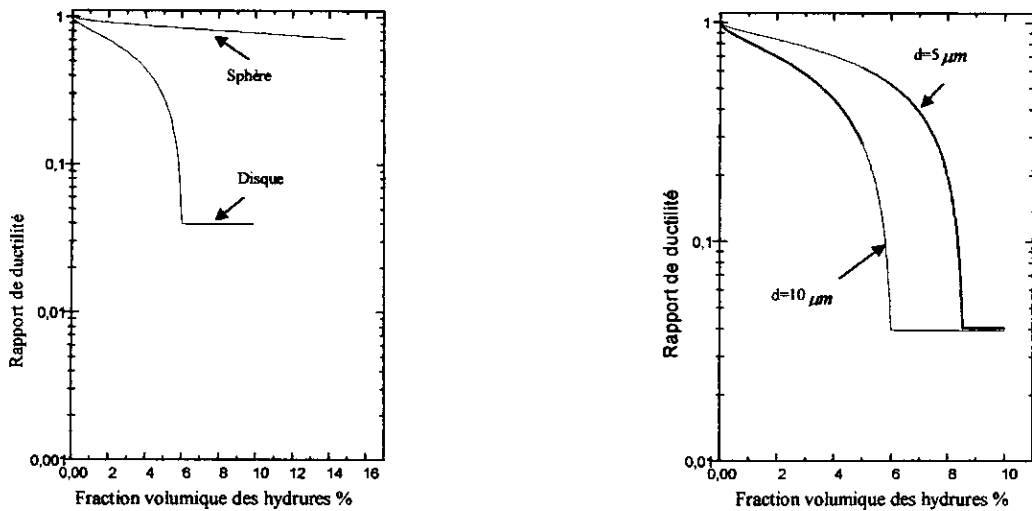


Figure 3.7: Effet de la morphologie et de la microstructure

la rupture qui résulte couramment d'une localisation de la déformation plastique qui est plus confinée dans le cas de disque, cela d'une part, d'autre part la valeur de la critique n'est atteinte que pour une fraction volumique importante. Comme dans le cas de la morphologie, la figure 3.7 représente deux états de microstructure différents, à grains fins et à gros grains. L'alliage à grains fins est moins susceptible à la fragilisation par l'hydure puisque la déformation critique à la rupture est calculée par $r = \frac{d}{3.5}$.

c- Effet de l'orientation de la contrainte :

Dans la figure 3.8, comme dans le cas de la morphologie, nous avons élargi le champ d'investigation en analysant le cas de l'orientation de la contrainte appliquée par rapport aux différents axes de l'hydure. pour cela, la forme de plaquette est considérée. On remarque que la dégradation de la ductilité est beaucoup plus importante lorsque la contrainte est appliquée perpendiculairement à C, cela est logique puisqu'il s'agit d'une microfissure plus longue et donc une longueur "l" plus faible qui permet à la microfissure de se propager sur une distance critique minime

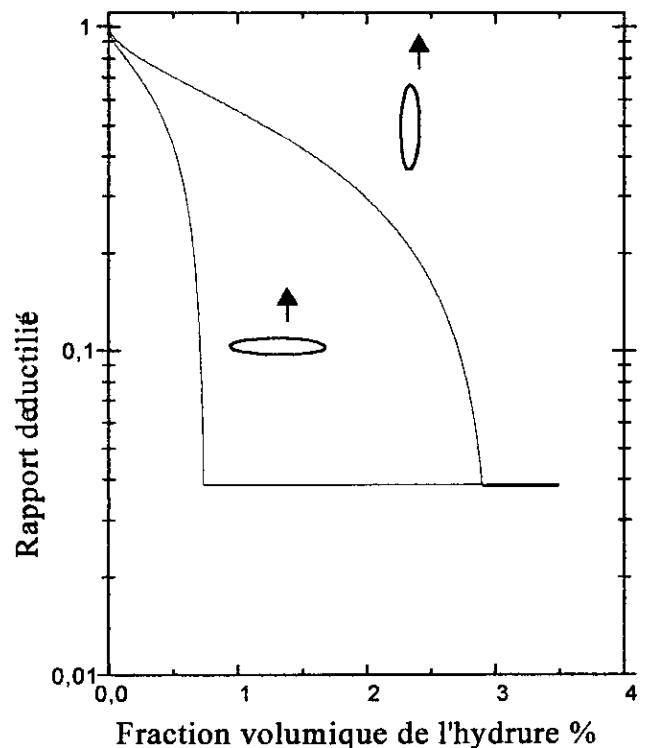


Figure 3.8: Effet de l'orientation de la contrainte

3.4- APPLICATION DU MODÈLE :

Après avoir traité les différents paramètres qui peuvent affecter notre modèle, à savoir la morphologie, la distribution et la microstructure, il convient maintenant de valider la méthode de calcul que nous venons d'adopter.

Tout d'abord, nous retrouvons les résultats expérimentaux, concernant l'effet de la morphologie des hydrures, dans le travail publié par Lin et Al [19] dans lequel des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes en Zircaloy-2 et Zircaloy-4 et ce à des pourcentages différents de composition en hydrogène, et deux morphologies d'hydrure plaquette et sphéroïdale (obtenues après un traitement spécifique).

Un autre paramètre déterminant, dans la fragilisation des alliages de Zirconium par les hydrures, est la microstructure de l'alliage. Pour ça, nous nous sommes intéressés au travail de Bai et Al [20],[21], qui donne les valeurs expérimentales sur la ductilité du Zircaloy-4 en fonction de la fraction volumique des hydrures. Bai a traité trois microstructures différentes, obtenues suite à des traitements appropriés, il s'agit des microstructures à l'état de relaxation de contraintes, recristallisé et traité β . Dans les deux premiers cas le réseau des hydrures est continu, pour le dernier les hydrures sont localisés dans l'interface des plaquettes de la phase α .

a- Paramètres :

Le calcul est réalisé en introduisant les données suivantes:

Le diamètre de l'hydrure, $2a$

La distance entre plans, s

La taille de grain, d

L'épaisseur, h , dans le cas des plaquettes.

Et l'inverse du coefficient d'écrouissage, n

Les valeurs de ces paramètres publiées par Lin et al [19], en considérant les plaquettes comme disque, sont $a=3\mu\text{m}$, $h=0.5\mu\text{m}$ et $d=10\mu\text{m}$. Pour ces hydrures de forme sphéroïdale, $a=3\mu\text{m}$, $s=8.5\mu\text{m}$ et $d=10\mu\text{m}$. D'autre part, pour l'étude de l'effet de la microstructure, nous avons choisi le cas de Zircaloy-4 étudié par Bai et al [20], la taille des hydrures mesurée par ces auteurs, est $a=10\mu\text{m}$, $h=1\mu\text{m}$, $s=6-30\mu\text{m}$ et $d=20\mu\text{m}$.

On note que dans tous les calculs la valeur de $n=10$ et $B=3.5$. Pour ce qui est du rapport $\frac{\epsilon}{\epsilon_H}$ sa valeur est de 0.015-1.037 et cela sur la base des résultats de Lin et al [19].

b- Comparaison des résultats:

• CAS DE LA MORPHOLOGIE DES HYDRURES:

Nous avons testé deux cas simples dont les résultats du calcul et les résultats expérimentaux, sur le zircaloy-4 et 2 publiés par Lin et al [19], sont représentés sur les figures 3.9 et ce pour deux morphologies d'hydrures différentes. Pour le premier cas (disque), le modèle donne une très bonne convergence avec l'expérience et montre

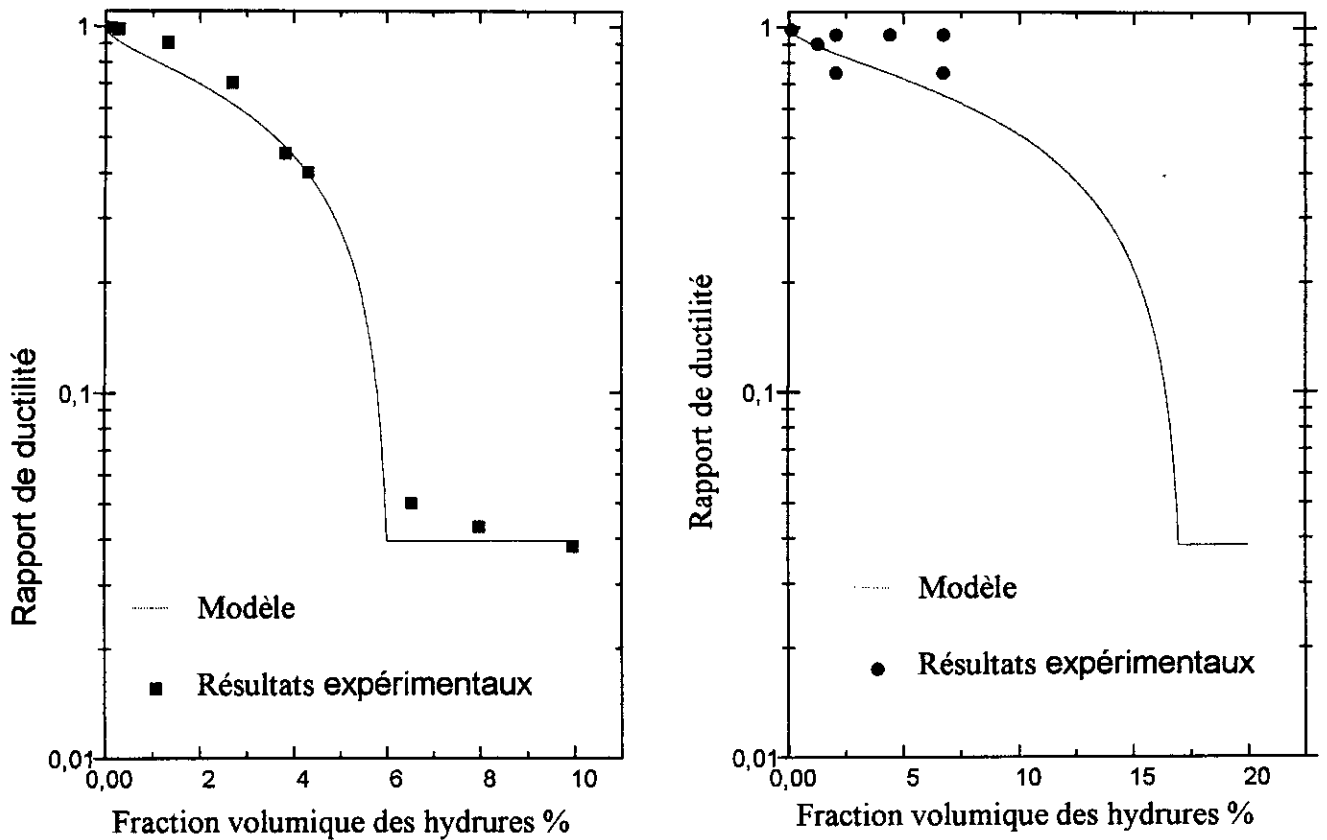
**Plaque****Sphéroïdale**

Figure 3.9: Effet de la morphologie: Comparaison avec les résultats de Lin et al [19]

que la ductilité des alliages de zirconium, contenant des hydrures, dépend de la morphologie et de la distribution de l'hydrure, en particulier lorsque le réseau d'hydrure est continu, sa valeur est considérablement réduite.

Par contre, comme nous pouvons le constater sur la figure 3.9, la fragilité par les hydrures est nettement réduite après un traitement de sphéroïdisation.

Les résultats théoriques et expérimentaux sur le Zircaloy-2 de Lin et al [19], montre qu'on peut tolérer un pourcentage élevée d'hydrure sans affecter considérablement la ductilité, ce que n'était pas le cas pour la forme de disque ou un pourcentage de 6% rend l'alliage complètement fragile.

- **CAS DE LA MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE:**

Les résultats qui ressortent de notre étude et les résultats expérimentaux de Bai et al [20], sont groupés dans le graphe pour différentes microstructure de l'alliage. Les résultats de notre modèle, en accord avec les résultats de Bai et al [20], montrent une

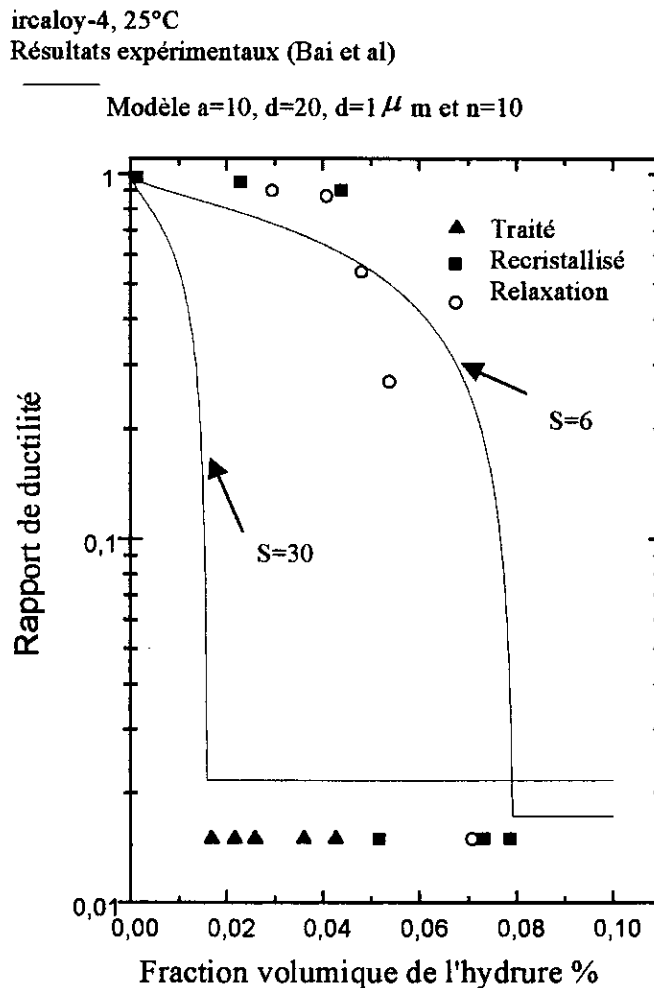


Figure 3.10 : Effet de la microstructure : comparaison avec les résultats de Bai et al [20]

nette dégradation de la ductilité pour le cas de traité B, à faible pourcentage en hydure, et ce comparativement au deux autres cas.

On peut conclure que la valeur du paramètre S , est déterminante de l'endommagement d'un alliage comportant des hydrides.

3.5-INFLUENCE DE L'APPLICATION D'UNE CONTRAINTE SUR L'ORIENTATION DES HYDRURES:

Généralement la théorie de la germination n'est strictement applicable que pour les transformations dans lesquelles la phase mère et la phase qui précipite ont des volumes spécifiques identiques.

Or, dans la plupart des transformations, un changement de volume apparaît, dû soit à un changement de structure soit à une différence entre les paramètres des réseaux.

Le changement de volume a pour conséquence une déformation élastique dans l'une ou l'autre des deux phases ou dans les deux. De plus, la tendance des solides cristallins à former des interfaces cohérentes ou semi-cohérentes entraîne des contraintes dans le réseau, dues aux déformations de ce réseau au voisinage de l'interface.

a- Démonstration

Par définition, l'énergie libre de formation d'un germe ΔE est la somme de trois termes: l'énergie libre de formation d'un germe à partir de la solution solide ΔE_1 , l'énergie d'interface $\Delta E_2 = 2\pi a^2 \gamma_c + 4\pi a c \gamma_i$ (γ_c et γ_i : sont respectivement l'énergie spécifique d'interface des faces cohérentes et des bords incohérents), et l'énergie de la déformation plastique et d'interaction ΔE_3 , par conséquent ΔE prendra la forme suivante:

$$\Delta E = \frac{4}{3} \pi a^3 c (\Delta E_3 - \Delta E_1) + 2\pi a^2 \gamma_c + 4\pi a c \gamma_i \dots \dots \dots (3.17)$$

Rappelons que l'hydrure a une forme de disque de rayon a et d'épaisseur e .

Donc, pendant le stade de germination et en absence de contrainte le phénomène est contrôlé par l'énergie de surface . la précipitation dans ce cas prend place dans le plan ou la valeur de l'énergie de surface est minimale. Par contre, lorsqu'une contrainte extérieure est appliquée cette condition est atteinte soit en diminuant l'énergie de surface soit en augmentant l'énergie de déformation ou en combinant les deux facteurs.

Afin de modéliser cette orientation Ells [22] a montré que le nombre des hydrures radiaux sous contrainte est donnée par la formule suivante :

$$R_\sigma = R_0 \exp\left(\frac{V_c \delta_\epsilon \sigma \omega}{kT}\right)$$

Ou R_0 est sa valeur en absence de contrainte, v_c est le volume critique du germe , δ_ϵ la déformation de la maille dans la direction de la contrainte et ω est un facteur vari entre 0 et 1.

La fraction volumique des hydrures radiaux est donnée par la formule suivante:

$$n = \frac{n_0}{n_0 + (1 - n_0) \exp\left(-\frac{V_c \delta_\epsilon \sigma \omega}{kT}\right)}$$

n_0 est la fraction volumique des hydrures radiaux sous contrainte nulle.

Dans notre cas on suppose que le facteur $\omega=n$ (la fraction volumique des hydrures radiaux), on note que V_c est différent pour un hydrure intergranulaire (V_c^{inter}) ou intragranulaire (V_c^{intra}).

Les observations de Bai [22] ont données les valeurs suivantes:

$V_c^{inter}=4.3 \cdot 10^{-27} \text{ m}^3$, $V_c^{intra}=15 \cdot 10^{-27} \text{ m}^3$, $n_0=0.3$, $\delta_\epsilon=0.02$ et que 70% des hydrures radiaux sont aux joints de grains.

On obtient donc:

$$V_c^r=0.7V_c^{inter}+0.3 V_c^{intra}$$

$$V_c^c=(V_c^{inter}+V_c^{intra})/2$$

$$V_c=(V_c^r+V_c^c)/2$$

En tenant compte des contrainte résiduelles, on remplace σ par $\sigma + \sigma_R$ ($\sigma_R=-25\text{Mpa}$ à 400°c)

la formule de vient:

$$n = \frac{1}{1 + 2.33 \exp(-1.84 * 10^{-8} n(\sigma - 25))}$$

Pour la résolution de cette équation, on fait appelle à la méthode itérative de newton, schématisée dans la figure 3.11, avec

$$f(n) = n + 2.33 \times n \times \exp[-1.84 * 10^{-8} n(\sigma - 25)] - 1$$

Et $f'(n)$ est la dérivée de $f(n)$.

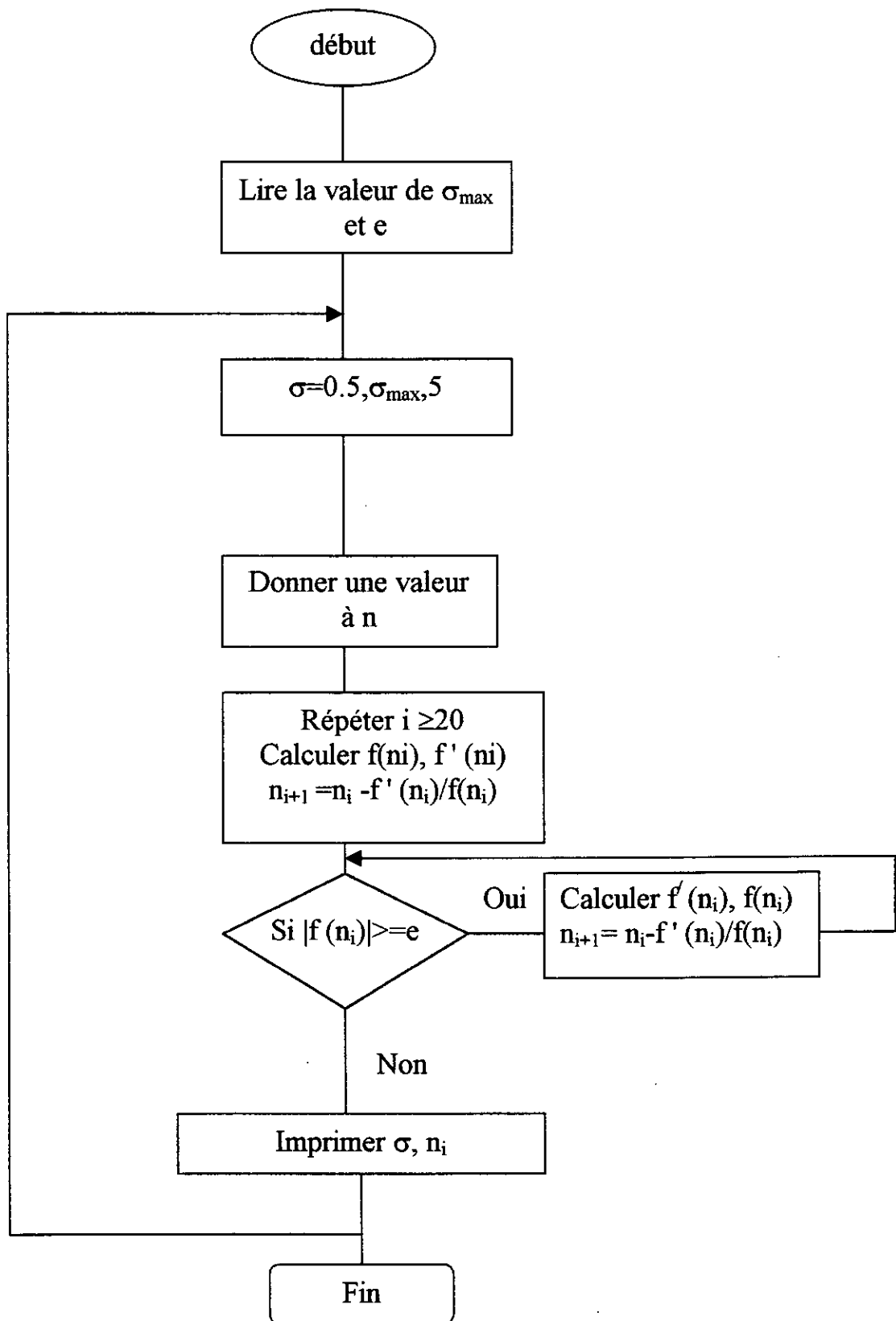


Figure 3.11 : Organigramme de calcul de l'orientation sous contrainte des hydrures

L'allure de cette équation est représentée sur la figure 3.12. Nous constatons qu'une certaine valeur de la contrainte est nécessaire pour orienter les hydrures à partir de leur orientation naturelle. Par exemple, une contrainte de 95Mpa doit être appliquée pour apparaître quelques modifications détectables de l'orientation de l'hydrure.

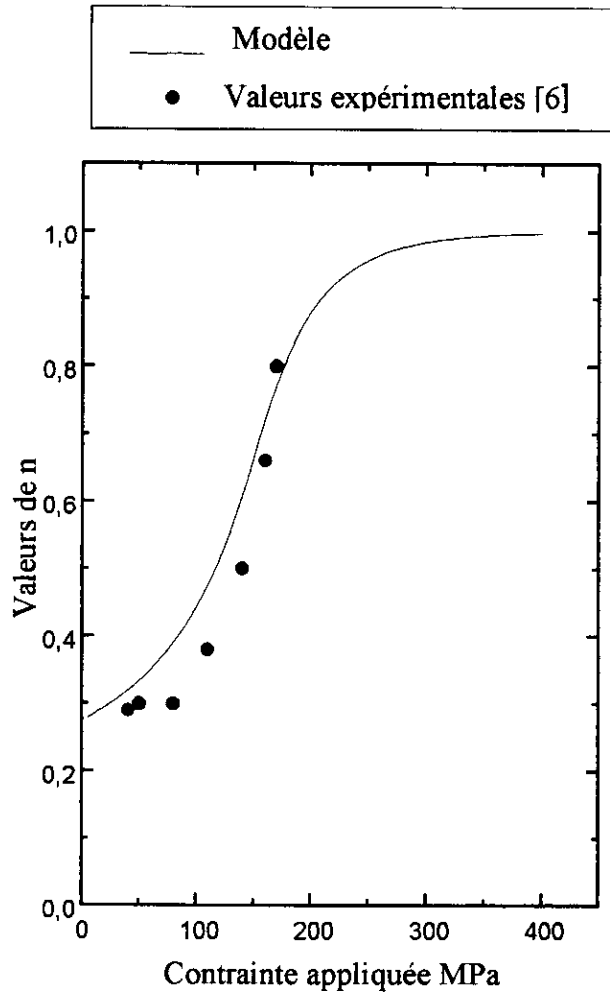


Figure 3.12: Comparaison entre le modèle analytique et les valeurs expérimentales de la bibliographie

3.6- MODÈLE ANALYTIQUE DE LA PROPAGATION DES MICROFISSURES:

Par hypothèse, l'intensité des contraintes de cohésion dans le modèle de Dugdale est constante sur toute la longueur de la zone plastifiée et égale à la limite d'élasticité, le modèle de Dugdale ne prend pas en compte l'influence de l'écroutissage, ni le fait que la distribution des déformations n'est pas constante dans la zone plastique.

Le but de la présente section est le développement d'un modèle analytique pour la prédiction de la ténacité du zirconium hydruré sous chargement faible.

Pour étendre le modèle de Dugdale au cas d'un alliage de zirconium contenant des hydrures, on formule les hypothèses simplificatrices suivantes :

- La fissure a la forme d'un rectangle localisée entre deux hydrures.
- Les zones plastiques sont infiniment minces et sont localisées dans le plan contenant la fissure.
- Le problème est symétrique par rapport à la fissure et par rapport à un plan normal à la fissure en son milieu.

a- principe du modèle :

Nous nous proposons d'aborder ici la question de l'évolution des microfissures. En effet, le phénomène de micro-fissuration ne résulte pas seulement de la création de fissures, mais aussi de la propagation de celles qui sont déjà créées.

Pour étudier les microfissures, on considère un corps élastique infini contenant une fissure d'une longueur $2a$ localisée entre deux plaquettes d'hydrure de longueur identique L et allongées selon le plan de la fissure. Un modèle de la zone $d \leq L$ est dérivé avec les conditions aux limites, le long du plan de la fissure ($x_2 = 0$), suivantes :

$$\sigma_{22} = 0, x_1 \in [-a, a]$$

$$\sigma_{22} = \sigma_c(x_1), |x_1| \in]a, a+d[$$

$$\sigma_{12} = 0, |x_1| \in [0, \infty[$$

$$U_2 = 0, |x_1| \in [a + d, \infty[$$

Dans ce modèle, on considère la force de cohésion σ_c qui dépend fortement de la position x_1 , on note que U^2 est le déplacement normal au plan de la fissure.

Aux conditions aux limites précédentes s'ajoute la contrainte extérieure σ_∞ qui est appliquée perpendiculairement au plan de la fissure.

b- Formulation :

Dans ce paragraphe nous allons voir comment, sur la base des caractéristiques du matériau, ainsi que le choix de la distribution de la contrainte de cohésion, on détermine une valeur de ténacité qui pourra être comparée à la valeur du facteur d'intensité de contrainte.

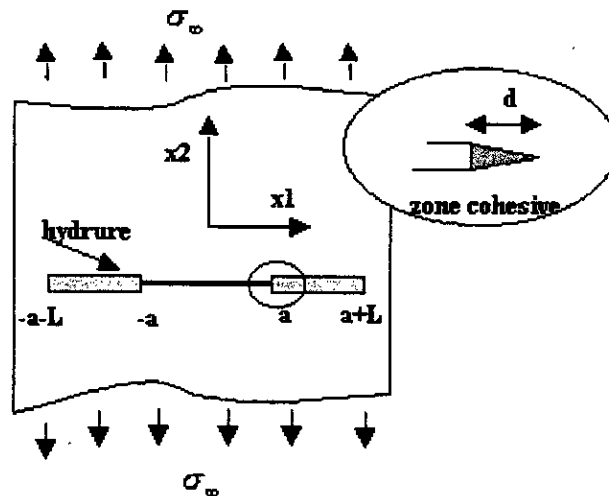


Figure 3.13: Schéma de la couche cohésive pour le cas du Zircaloy hydruré

Par définition le facteur d'intensité de contrainte est déterminé à partir de la formule suivante :

$$K_I = \lim_{x \rightarrow +0} \sqrt{2\pi x} \sigma_{yy}(x,0)$$

Où K_I est le facteur d'intensité de contrainte en mode I.

A partir des considérations précédentes K_I peut être exprimé par la formule suivante :

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi(a+d)} - \frac{1}{\sqrt{\pi a}} \left[\int_{-(a+d)}^{-a} \sigma_c \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} dx - \int_a^{a+d} \sigma_c \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} dx \right] \dots\dots\dots(3.20)$$

Sachant que le problème est symétrique par rapport à l'axe y c'est à dire $\sigma_c(x) = \sigma_c(-x)$, la formule précédente prendra la forme suivante :

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi(a+d)} - 2 \sqrt{\frac{a+d}{\pi}} \int_a^{a+d} \frac{\sigma_c}{\sqrt{(a+d)^2 - x^2}} dx \dots\dots\dots(3.21)$$

La longueur d de la région de la couche cohésive est largement inférieure à la longueur de la fissure ($d \ll a$) la relation (3.21) est simplifiée à :

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi a} - \sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^d \frac{\sigma_c}{\sqrt{d-s}} ds \dots\dots\dots(3.22)$$

Le calcul de la taille de la zone plastique s'effectue en décomposant le modèle de Dugdale en deux parties que l'on superpose Figure 3.14 :

- a- Une fissure de longueur 2c soumise à la contrainte globale extérieure (système a)
- b- Une fissure de longueur 2c soumise sur une longueur à une contrainte appliquée sur les lèvres et égale à Re la limite d'élasticité (syst b)

Le système a possède un facteur d'intensité de σ égale à : K(a)

Le système b possède un facteur d'intensité de σ égale à : K(b)

Il est nécessaire que les déplacements soient nuls à l'extrémité de la fissure fictive de sorte que :

$$K(a)+K(b)=0$$

La relation (3.22) est transformée en une relation entre la contrainte appliquée et la taille de la zone cohésive:

$$\sigma_\infty = \frac{1}{\pi} \sqrt{\frac{2}{a}} \int_0^d \frac{\sigma_c}{\sqrt{d-s}} ds \dots\dots\dots(3.23)$$

En effet, la particularité de la rupture de l'hydrure dans le processus, nous conduit à faire les hypothèses suivantes :

- 1- La force de cohésion est égale à la résistance de l'hydrure à la fin de la zone cohésive c'est à dire à $(|x_1| = a + d)$.
- 2- La force de cohésion est nulle au début de la zone cohésive, $(|x_1| = a)$, c'est à dire à la pointe de la microfissure.

Afin de satisfaire les hypothèses précédentes, on propose une distribution simple de la contrainte de cohésion :

$$\sigma_c(x_1) = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{|x_1| - a}{d}}, |x_1| \in]a, a + d[\dots\dots\dots(3.24)$$

En substituant l'équation (3.24) dans (3.23) on obtient :

$$\sigma_\infty = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\sigma_c}{2a}} \dots\dots\dots(3.25)$$

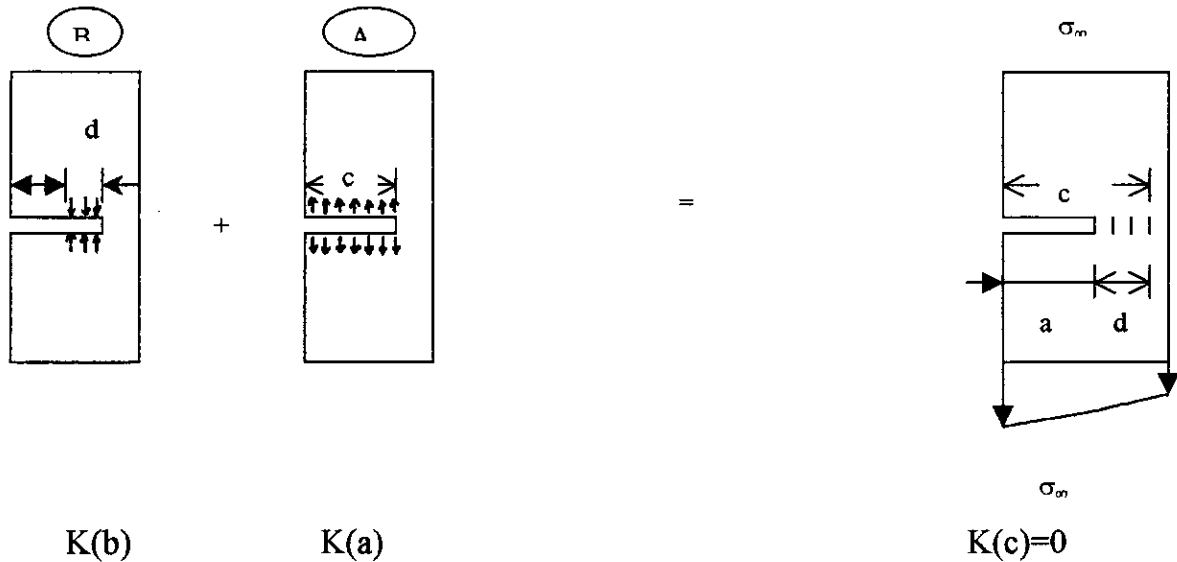


Figure 3.14: Décomposition du système

Il faut maintenant évaluer l'étendue de la zone endommagée, la longueur de cette zone rend la croissance de la fissure imminente, lorsque sa valeur est l'ordre de la longueur caractéristique du problème qui est dans notre cas l'épaisseur de l'hydrure h .

On peut donc définir d , lors de la croissance de la fissure, par la formule suivante : $d = Ah$.

Le paramètre A dépend essentiellement de la température, et dont sa valeur diminue avec la température.

Par conséquent, le facteur d'intensité de contrainte critique, pour la rupture de l'hydrure, défini par $K^{hr} = \sigma_{\infty} \sqrt{\pi a}$ prendra la forme suivante :

$$K^{hr} = \left(\frac{A\pi}{2} \right)^{1/2} \sigma_{\max} \sqrt{h} \dots\dots\dots(3.26)$$

c- Estimation de la ténacité de l'alliage hydruré:

La relation précédente n'a pas pris en considération la ductilité de l'alliage de Zirconium. Donc des ligaments peuvent exister entre les plaquettes d'hydrure. Dans le but de prendre en considération la contribution de la ténacité de l'alliage de zirconium, dans le calcul du facteur d'intensité de contrainte, un volume moyen d'hydrure, f , le long du pointe de fissure, ce qui conduit à la relation suivante:

$$K^{hr} = f \left(\frac{A\pi}{2} \right)^{1/2} \sigma_{\max} \sqrt{h} + (1 - f) K^{zr} \dots\dots\dots(3.26)$$

Sachant que le facteur d'intensité de contrainte en mode I de l'alliage de Zirconium est donné par la relation suivante :

$$K^{II} = 30 + 0.045(T - 300)(MPa\sqrt{m}) \dots (3.27)$$

La relation (3.26) est représentée sur la figure 3.15 pour deux valeurs de A=1,5. Avec f=0.835 et la longueur de l'hydrure L=6h (h=2µm).

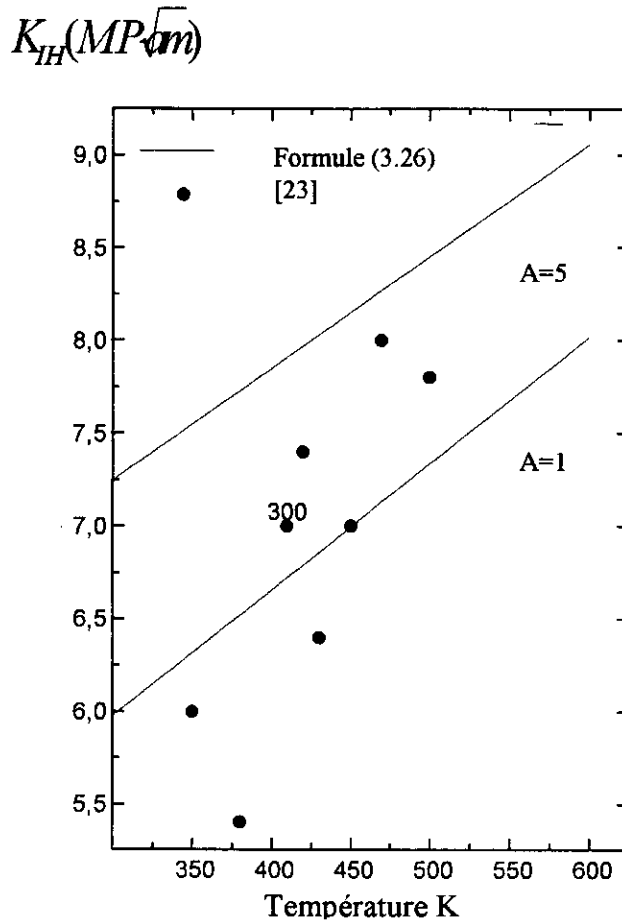


Figure 3.15: Variation du facteur d'intensité de contrainte critique avec la température et la taille de la zone cohésive

$E = 95,900 - 57,4.(T - 273)$ (MPa)	Module de Young
$\nu = 0,436 - 4,8 \times 10^{-4} .(T - 300)$	Coefficient de Poisson
$\sigma_0 = 1088 - 10,02T$ (MPa)	Limite élastique du Zirconium
$\sigma_{max} = 7,357 \times 10^{-3} E$	Contrainte à la rupture de l'hydrure

d- Effet de la distribution de la contrainte de cohésion sur l'estimation de la ténacité:

Rappelons que la distribution de la force de cohésion, défini par l'équation (3.24), est considérée afin de simplifier les calculs, mathématiques. Dans le présent paragraphe, on définit une autre forme de distribution de la force de cohésion, qui tient compte de la force de cohésion à la pointe de la zone ($|x_1| = a$) σ_p , et qui affectera par conséquent l'estimation de la ténacité du matériau.

Pour ces considérations, nous utilisons la relation suivante :

$$\sigma_c(s) = \sigma_{\max} \left[\left(\frac{\sigma_p}{\sigma_{\max}} \right)^2 + \left[1 - \left(\frac{\sigma_p}{\sigma_{\max}} \right)^2 \right] \frac{s}{d} \right]^{\frac{1}{2}} \dots\dots\dots(3.28)$$

avec $s = |x_1| - a$

On note, que la variation de la valeur de σ_p de 0 à σ_{\max} , affecte considérablement la distribution de la contrainte à l'intérieur de la zone. Cette variation est schématisée sur la figure 3.16, pour différentes valeurs du rapport $\frac{\sigma_p}{\sigma_{\max}}$.

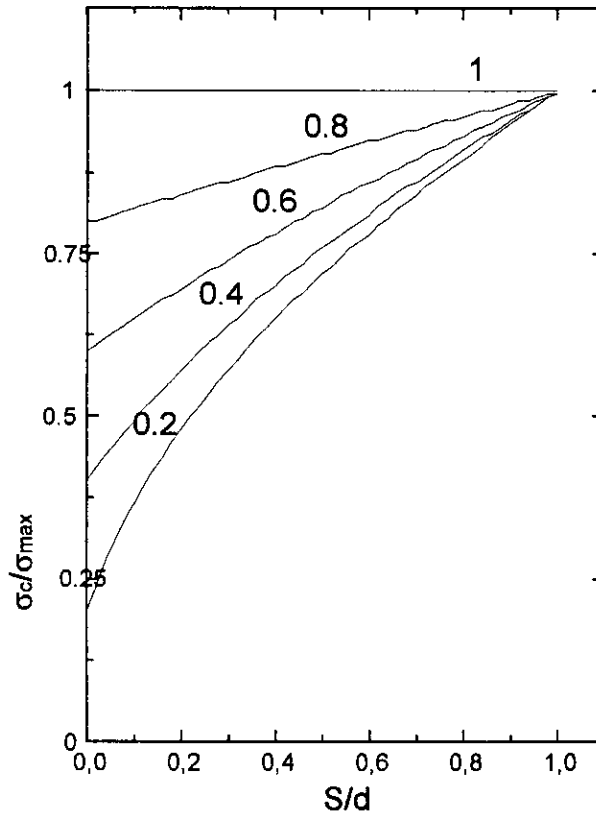


Figure 3.16: Variation de la contrainte de cohésion en fonction de s/d

En remarque que lorsque $\sigma_p = \sigma_{\max}$, la traction est constante à l'intérieure de la zone et égale à la résistance de l'hydrure.

En substituant l'équation (3.28) dans (3.23), on obtient :

$$K^{hr} = \sigma_{\max} \sqrt{h} \left(\frac{2A}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \left\{ \frac{\sigma_p}{\sigma_{\max}} + \frac{\arcsin \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma_p}{\sigma_{\max}} \right)^2}}{\sqrt{1 - \left(\frac{\sigma_p}{\sigma_{\max}} \right)^2}} \right\} \dots\dots\dots (3.29)$$

La formule (3.29) donne une estimation de l'effet de distribution de la contrainte de cohésion sur la ténacité de l'hydrure. Dans ce cas, la rupture de l'hydrure prend place lorsque la contrainte appliquée atteinte la valeur de la résistance de l'hydrure à une distance critique (Ah) depuis la pointe de fissure.

Cas particulier :

Considérant maintenant, les deux cas extrêmes lorsque σ_p est égale à 0 et σ_{\max} dans l'équation (3.26):

$$K^{hr} (\sigma_p = 0) = \sigma_{\max} \sqrt{h} \left(\frac{A\pi}{2} \right)^{\frac{1}{2}}$$

$$K^{hr} (\sigma_p = \sigma_{\max}) = \sigma_{\max} \sqrt{h} \left(\frac{8A}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}}$$

Le rapport entre ces deux valeurs donne :

$$\frac{K^{hr} (\sigma_p = 0)}{K^{hr} (\sigma_p = \sigma_{\max})} = \frac{4}{\pi} \approx 1.27$$

Comme nous pouvons le constater, un changement significatif dans la distribution de la force de cohésion, qui correspond aux deux cas extrêmes précédents, induit un écart de 27% dans la variation de la ténacité estimée de l'hydrure.

Cependant, si les variations obtenues sur la ténacité de l'hydrure sont faibles au vu de la variation de σ_p , nous pouvons observer qu'elles sont sensibles à un changement de l'estimation de la taille de la zone cohésive.

En effet, en considérant deux tailles différentes de la zone cohésive A1 et A2 le changement dans la ténacité de l'hydrure est donné par la formule suivante :

$$\frac{K^{hr} (A_1)}{K^{hr} (A_2)} = \sqrt{\frac{A_1}{A_2}} \dots\dots\dots (3.30)$$

En effectuant le calcul sur la formule (3.30) pour une variation de la taille de la couche cohésive de h à $5h$, on obtient une augmentation de la ténacité de l'hydrure de 124%.

Par conséquent, la taille de la zone cohésive a un effet déterminant dans le calcul de la ténacité de l'hydrure.

On peut finalement conclure que les relations (3.26) et (3.27), déduites sur la base de la relation (3.24), sont adéquate pour un calcul préliminaire de la ténacité, lorsque la variation de la taille de la zone cohésive est prise en considération .

CONCLUSION

CONCLUSION GÉNÉRALE

Le but de ce travail est l'étude de l'influence de la présence des hydrures dans les alliages de zirconium, sur leurs propriétés mécaniques. Tout d'abord une étude bibliographique succincte nous a permis de recenser les méthodes théoriques existantes dans ce domaine.

Il nous est apparu important de développer une méthode de calcul simple permettant de lier les différents paramètres : morphologique, microstructurale ainsi que mécanique (contrainte appliquée), pouvant affecter les propriétés mécaniques de l'alliage (ductilité, ténacité).

Les résultats du modèle ont montré que :

- Le modèle peut être appliqué pour prévoir la dégradation de la ductilité des alliages de zirconium en fonction de la fraction volumique, la morphologie et la distribution des hydrures dans la matrice.
- La fragilité par les hydrures augmente avec la continuité du réseau d'hydrure. la morphologie la plus fragilisante est celle d'un réseau continu d'hydrure mince localisé le long des joints de grain ou dans les interfaces.
- Un bon accord de résultats expérimentaux de la littérature avec le calcul de l'effet de la contrainte sur l'orientation des hydrures. Dans ce cas, l'orientation des hydrures est très influencée par les contraintes résiduelles, produites au cours du procédé de fabrication, et qui nécessite une estimation afin d'éviter toute fragilisation ultérieure.
- Le modèle de la couche cohésive donne de bons résultats pour le calcul de la ténacité du matériau en présence des hydrures.
- Une bonne estimation de la ténacité de l'alliage est obtenue avec une connaissance des données expérimentales des propriétés de l'hydrures de la distribution de la contrainte de cohésion en particulier l'étendu de la zone plastique dont son estimation est déterminante dans le calcul de la ténacité.

Enfin, il serait bon de prévoir l'étude de l'effet de la diffusion d'hydrogène et le processus de formation de l'hydrure sur la ténacité du matériau pour différents gradients de température.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] : R. Collee, Matériaux de centrales nucléaires, Edition Cebedoc, Liège, 1972.
- [2] : B.A.Cheadle, The physical Metallurgy of Zirconium Alloys, ATOMIC ENERGY OF CANADA LIMITED, October 1974.
- [3] : S.L.Wadekar, Structure of Zr-base Alloys, Journal Of Nuclear Materials, 151 (1988).
- [4] : D.O.Northwood and U.Kosasih, Hydrides and Delayed Hydrogen Cracking in zirconium and its Alloys, International Metals Reviews, Vol. 28, N2, 1983.
- [5] : J.Bai, Brittle Fracture Induced by Hydrides in Zircaloy-4, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 25, 1991.
- [6] : B.A.Cheadle, C.E.Coleman and M.Ipohorsky, Orientation of Hydrides in Zirconium Alloys Tubes, Zirconium in Nuclear Industry, Six International Symposium, Franklin/ADAMSON, June, 1977.
- [7] : R.Labbens, Introduction à la mécanique de la rupture, PLURALIS, 1980.
- [8] : H.L.Ewalds, Fracture Mechanics, Edward Arnold, 1984.
- [9] : J.M.Barson et S.T.Rolfe, Fracture and Fatigue Control in Structures, Applications of Fracture Mechanics, Second Edition, Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey.
- [10] : Guy Pluvinage, Mécanique élastoplastique, CEPADUES, Edition, 1989.
- [11] : A.Pelissier-Tanon, Déformation Plastique dans une pièce contenant des Fissures.
- [12] : G.R.Irwin, Analysis of Stresses and Strains near the end of a crack traversing a plate, Journal of applied mechanics, Septembre 1957, p. 361.
- [13] : Dugdale, "Yielding of Steel sheets containig slits", Journal of Mechanical Physic of Solids, Vol. 8, 1960.
- [14] : A.A.Griffith, The Theory of rupture-proceedings of the first International congress for applied mechanics, Delft 1924.
- [15] : J.W.Hutchinson, Singular behavior at end of Tensile crack in hardening material, Journal of Mechanic Physic solids 16, 1968.
- [16] : J.R.Rice et G.F.Rosengren, plane strain Deformation near crack tip in power low hardening Material, Journal of Mechanic solids 16, 1968.
- [17] : N.E.Dowling, Engeneering fracture Mechanics, 1987.

- [18] : M.F.Kannien and C.H.Popelar, in *Advanced fracture Mechanics*, Oxford University Press, New York, 1985.
- [19] :S.C.Lin et al, The effect of dispersion and spheroidisation treatment of δ Zirconium hydrides on mechanical properties of Zircaloy, *Nuclear Science and Engineering*, 71, 1979.
- [20] :J.Bai, Brittle Fracture Induced by Hydrides in Zircaloy-4, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 25, 1991.
- [21] : J.Bai, Microstructural study XRD profile analysis and TEM observations on hydrided recrystallized Zircaloy-4, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 26, 1992.
- [22] :C.E.Ells, Hydride precipitates in Zirconium alloys, *Journal of Nuclear Materials* V28, 1968.
- [23] :L.ADAMI, Etude des alliages Zirconium- Fer par mesure de pouvoir thermoélectrique et microscopie électronique, Thèse pour le grade de docteur, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1988