



Centre d'Ingénierie et  
Développement Industriel, Mexique

Thèse de DOCTORAT  
N° d'ordre: 4080



Université des Sciences et  
Technologies de Lille, France

---

---

# THESE DE DOCTORAT

présentée à

**L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

Spécialité : Mécanique

*par*

Ulises SÁNCHEZ-SANTANA

---

## COMPORTEMENT DYNAMIQUE DES MATERIAUX ET STRUCTURES APRES SOLLICITATION EN FATIGUE

---

Soutenu le 28 Novembre 2007, devant le jury composé de :

M.	<b>G. Mesmacque</b>	Professeur, USTL	Directeur de thèse
M.	<b>C. Rubio-González</b>	Professeur, CIDESI-CONACYT, Mexique	Directeur de thèse
M.	<b>J.-L. Lataillade</b>	Professeur, École Nat. Sup. d'Arts et Métiers, Bordeaux	Rapporteur
M.	<b>A. Ruiz-Marines</b>	Professeur, UMSNH, Mexique	Rapporteur
M.	<b>A. Amrouche</b>	Maitre de Conférence, IUFM, V.d'Ascq	Examineur
M.	<b>J.S. García-Miranda</b>	Professeur, ITC, Mexique	Examineur
Mme.	<b>C. Froustey</b>	Maitre de Conférences, Université de Bordeaux I	Examineur
M.	<b>L. Del Llano-Vizcaya</b>	Professeur, CIDESI-CONACYT, Mexique	Examineur

## *Remerciements*

Ce travail a été effectué pour la préparation d'une thèse en cotutelle entre l'Université de Sciences et Technologies de Lille (l'USTL) et le Centre d'Ingénierie et Développement Industriel (CIDESI).

A mes directeurs de thèse, Monsieur Carlos RUBIO-GONZALEZ, Directeur de Recherche au CIDESI, et Monsieur Gérard MESMACQUE, Professeur à l'IUT « A », qui ont dirigé cette thèse, reçoivent toute l'expression de ma reconnaissance pour m'avoir proposé ce sujet de recherche, et, pour tout son dynamisme et ses compétences scientifiques qui m'ont permis de mener à bien cette étude. Je les remercie sincèrement.

Je remercie chaleureusement Monsieur Abdelwaheb AMROUCHE, Maître de Conférences à l'IUFM de Villeneuve d'Ascq, pour sa disponibilité et ses conseils, son soutien constant tout au long de cette thèse, notamment lors de la rédaction de ce mémoire. Je lui adresse toute ma reconnaissance et ma gratitude.

Je remercie les rapporteurs de cette thèse, Jean-Luc LATAILLADE, Professeur de l'École Nationale Supérieure des Arts et Métiers de Bordeaux et Alberto RUIZ-MARINES, Professeur à l'Université Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, pour la rapidité avec laquelle ils ont lu mon manuscrit et l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail. Merci également aux autres membres du jury qui ont accepté de juger ce travail : Catherine FROUSTEY, Maître de Conférences à l'Université de Bordeaux I, J. Santos GARCIA-MIRANDA Professeur à l'Institut Technologique de Celaya, et en particulier à Luis DEL LLANO-VIZCAYA, Professeur au CIDESI.

J'exprime ma plus profonde gratitude à toute l'équipe du CIDESI et du Génie Mécanique de l'IUT « A », j'ai eu également le plaisir de collaborer avec des laboratoires français, qui, à un moment ou un autre, m'ont aidé par leur collaboration, leur sympathie ou leur amitié durant mon séjour au sein de leurs laboratoires.

Merci aussi à tous mes collègues et amis de longue date des deux laboratoires qui se reconnaîtront ici. Je leur exprime ma profonde sympathie et leur souhaite beaucoup de bien.

Enfin, je tiens à associer à ce travail ma famille, qui m'a soutenu et encouragé durant cette thèse.

## *Résumé*

Ce mémoire a été consacré à l'étude de l'effet du pré-endommagement en fatigue sur le comportement en quasi statique et en dynamique d'un alliage d'aluminium 6061-T6 et d'un acier AISI 4140T. Ces travaux à forte dominante expérimentale ont nécessité la réalisation et la mise au point du dispositif de traction dynamique en utilisant les barres d'Hopkinson.

Les essais de fatigue ont été réalisés selon deux configurations :

- Essai de fatigue avec asservissement en contrôle de charge (grand nombre de cycles).
- Essai de fatigue avec asservissement en contrôle de déformation (faible nombre de cycles).

Les résultats montrent que l'alliage d'aluminium n'est pas sensible à la configuration de l'essai de fatigue. Les propriétés mécaniques en quasi statique ne présentent pas d'évolution significative en fonction du dommage. Les propriétés dynamiques sont sensibles au pré-endommagement mais ne sont pas affectées par les vitesses de déformation. Dans le cas de l'acier et dans la deuxième configuration d'essai de fatigue, les propriétés mécaniques sont affectées par le pré-endommagement. Les propriétés dynamiques sont sensibles au pré-endommagement et dépendent des vitesses de déformation. Les résultats d'analyse montrent une augmentation de la ductilité dans l'alliage d'aluminium et une fragilisation dans le cas de l'acier.

## *Abstract*

The proposed work consists to the study of the effect of the previous fatigue damage in quasi static and dynamics behavior of 6061-T6 aluminum alloy and AISI 4140T steel. In these works an experimental strong dominance required the realization and setting in operation of a device for dynamic tensile tests using Hopkinson bars.

The fatigue tests subjected to two configurations:

- Stress-Based Fatigue (high cycle fatigue).
- Strain-Based Fatigue (low cycle fatigue).

The results show that the aluminum alloy is not sensitive to the configuration of the fatigue test. The mechanical properties in quasi static do not present significant evolution according to the previous fatigue damage. The dynamic properties are sensitive to the previous fatigue damage, but are not affected by the high strain rates. In the steel case and the second configuration of fatigue test, the mechanical properties are affected by the previous fatigue damage. The dynamic properties are sensitive to the previous fatigue damage and depend on the high strain rates. The analysis results show a decrease in the ductility for the aluminum alloy and a brittle behavior in the steel case.





## *Table des matières*

Objectifs .....	9
Introduction générale .....	12
Articles récents .....	15
<b><u>Chapitre I</u></b>	
<b>Etude bibliographique</b>	
1.1 Mécanique de l'endommagement.....	22
1.1.1 Nature physique de l'endommagement à l'état solide.....	23
1.1.1.1 Glissement, plasticité et déformation irréversible .....	25
1.1.1.2 Différentes manifestations de l'endommagement .....	25
1.1.2 Représentation mécanique de l'endommagement .....	28
1.1.2.1 Une variable extérieure dimensionnelle d'endommagement .....	28
1.1.2.2 Concept de contrainte effective .....	30
1.1.2.3 Principe d'équivalence en déformation .....	31
1.1.2.4 Couplage déformation-endommagement; critère de rupture; seuil d'endommagement .....	32
1.1.3 Mesure de l'endommagement.....	36
1.1.3.1 Mesure directe.....	36
1.1.3.2 Variation du module d'élasticité.....	38
1.1.3.3 Variation de la plasticité cyclique.....	40
1.2 Endommagement par fatigue .....	40
1.2.1 Fatigue basée sur la contrainte.....	40
1.2.1.1 Description du chargement cyclique.....	41
1.2.1.2 Contrainte locale et contrainte nominale .....	42
1.2.1.3 Courbe contrainte – durée de vie (Strees–Number of cycles: S-N).....	43
1.2.1.4 Origine du chargement cyclique .....	46
1.2.1.5 Essai de fatigue .....	46
1.2.1.6 La règle de Palmgren-Miner : cumul d'endommagement .....	47
1.2.2 Fatigue basée sur la déformation .....	48
1.2.2.1 Courbes déformation - durée de vie.....	48

1.2.2.1.1	Essais déformation- durée de vie et modélisation.....	49
1.2.2.1.2	Commentaires sur l'équation et courbes de déformation-durée de vie .....	52
1.2.2.1.3	Métaux et alliages métalliques de construction .....	53
1.2.2.2	Évaluation des durées de vie de composants structuraux .....	54
1.2.2.2.1	Courbes contrainte-déformation cycliques tendances générales .....	54
1.3	Essai dynamique .....	55
1.3.1	Comportement des métaux aux grandes vitesses de déformation .....	55
1.3.2	Essais uni axiaux aux grandes vitesses de déformation.....	57
1.3.3	Expérience de propagation d'onde.....	60
1.3.3.1	Propagation d'une onde élastique dans une barre cylindrique.....	61
1.3.4	Barres d'Hopkinson .....	63
1.3.4.1	Analyse .....	63
1.3.4.2	Déformation plastique aux grandes vitesses de déformation.....	65

## **Chapitre II**

### **Matériaux et dispositifs expérimentaux**

2.1	Matériaux utilisés.....	69
2.1.1	Composition chimique.....	70
2.1.2	Microstructure et dureté.....	70
2.1.3	Géométrie et dimensions des éprouvettes.....	71
2.2	Partie expérimentale .....	73
2.2.1	Essais quasi statiques .....	73
2.2.2	Caractéristiques mécaniques.....	74
2.2.3	Essais de fatigue.....	74
2.2.3.1	L'essai en contrôle de chargement.....	74
2.2.3.2	Analyse micrographique .....	76
2.2.3.3	L'essai en contrôle de déformation.....	77
2.2.3.4	Analyse micrographique .....	79
2.3	Équipement expérimental pour essai dynamique .....	80
2.3.1	Barres et projectile .....	80
2.3.2	La chambre de pression .....	82
2.3.3	Éléments d'alignement et support.....	84

2.3.4	Analyse du choc pour élément finis.....	85
2.3.5	Instrumentation.....	87
2.3.6	Indicateur de vitesse.....	88
2.3.7	Jauges de déformation.....	88
2.3.8	Amplificateur de signal et oscilloscope.....	89
2.3.9	Traitements des données : informatique.....	90
2.4	Essais dynamiques.....	92
2.4.1	Vitesses de déformation.....	95
<b><u>Chapitre III</u></b>		
<b>Résultats expérimentaux et discussion</b>		
3.1	Résultats en fatigue en contrôle de charge.....	98
3.1.1	Essais quasi-statique de traction.....	98
3.1.2	Courbes contrainte-déformation dynamiques.....	100
3.1.3	Effet sur la ductilité.....	103
3.1.4	Modes de rupture.....	106
3.2	Résultats en fatigue en contrôle de déformation.....	109
3.2.1	Essais quasi-statique en traction.....	109
3.2.2	Courbes contrainte-déformation dynamiques.....	110
3.2.3	Effet sur la ductilité.....	115
3.2.4	Modes de rupture.....	117
3.3	Évolution des paramètres d'élongation, réduction de section et module d'Young.....	123
3.3.1	Paramètres des essais de traction pour l'alliage d'aluminium (contrôle charge et contrôle déformation).....	123
3.3.2	Paramètres d'essais de traction de l'acier (contrôle charge et contrôle déformation) ...	126
3.4	Comparaison entre les deux matériaux.....	129
Conclusions.....		134
Perspectives.....		140
Références bibliographiques.....		141
Index des notations.....		145
Table des illustrations.....		149
Table des tableaux.....		155

---

## *Objectifs*

La demande de fiabilité, de sûreté et de sécurité d'utilisation est devenue un élément important de la compétitivité et de l'attente des utilisateurs. Cette demande est aussi associée à un souci d'allègement des structures qui se traduit par l'utilisation d'alliages d'aluminium ou d'aciers à hautes performances. Les matériaux utilisés doivent répondre à des exigences de propriétés statiques et dynamiques à l'état initial mais aussi après une durée de fonctionnement pouvant être élevée, une structure ferroviaire est prévue pour une utilisation de 30 ans minimum.

Il faut également noter que les équipements devront fonctionner dans des conditions, (vitesse de sollicitation, température,...) pouvant varier fortement au cours de leur utilisation. Il est donc indispensable de connaître et de maîtriser la dépendance des propriétés mécaniques à l'égard des conditions de sollicitation (M. A. Meyers) [1].

Comme le comportement dynamique d'un matériel est différent du comportement statique en raison des effets d'inertie et de propagation de l'onde de choc, une technique expérimentale spécifique doit être développée pour les vitesses de sollicitation élevées.

Une des limitations sérieuses à une utilisation des techniques informatiques, à la simulation et la prévision du comportement de structures ou de composants sous chargement dynamique, est l'insuffisance des modèles constitutifs à la fois pour l'étude du comportement et de la défaillance.

Les barres d'Hopkinson sont souvent employées pour étudier les propriétés mécaniques des matériaux sous sollicitations dynamiques. Les barres d'Hopkinson permettent d'atteindre des vitesses de déformations allant jusqu'à approximativement  $10^4 \text{ s}^{-1}$ . Pendant un essai Hopkinson une éprouvette du matériau à étudier est soumise à une sollicitation dynamique, uni axiale, de tension, de compression ou de torsion. Des mesures classiques de l'histoire de la charge subie, du taux de contrainte et de la contrainte moyenne peuvent être réalisées. Pour quelques applications, l'information précise sur la déformation est nécessaire et nécessite des moyens de

mesure spécifiques. Pour prévoir le comportement et la défaillance des matériaux et des structures il est nécessaire de caractériser, de quantifier l'endommagement le cumul endommagement et le critère de défaillance.

Historiquement les premières études ont été développées afin de prévenir la défaillance des structures. Le concept de lois constitutives contrainte-déformation a été développé bien avant que ne soit introduite la notion et les modèles d'endommagement et de cumul. On réalise les mesures de charge et de déplacement de façon plus accessible et plus concrète que la mesure de l'endommagement, dont le ou les critères sont beaucoup plus difficilement identifiables. L'endommagement se traduit par la détérioration d'une caractéristique physique ou mécanique du matériau avant la rupture. L'endommagement peut s'exprimer de différentes manières. La rupture a longtemps été étudiée comme un processus de dégradation ultime en fatigue lié à une valeur critique de charge et de contrainte associée à un nombre limite de cycles.

L'endommagement en fatigue résulte des variations et de la répétition du chargement appliqué. Pour un faible chargement, le matériau se comporte élastiquement. Au-delà de la limite d'élasticité, la déformation plastique irréversible apparaît. En chargement monotone, la rupture se produit lorsque la charge atteint une valeur critique. En chargement cyclique, l'endommagement s'accumule à chaque cycle et la rupture se produit pour un nombre de cycles correspondant à la durée de vie pour le chargement appliqué. Dans ce cas, le niveau de chargement peut être très inférieur à la limite d'élasticité du matériau. La courbe contrainte – durée de vie (nombre de cycles) est connue sous le nom de courbe de Wöhler ou courbe  $S-N$  (Stress–Number of cycles).

La fatigue est la cause principale de la défaillance des structures et/ou des éléments de structures (K. Sadananda et al.) [2]. Ces défaillances peuvent être catastrophiques, menant à des dégâts humains et/ou matériels importants. Les fissures occasionnées par la fatigue peuvent se propager à partir de discontinuités et/ou défauts préexistants dans les matériaux et tendent à s'initier dans des zones de concentration de contraintes, comme les entailles ou les trous. Une structure en fonctionnement est soumise à des chargements variables et souvent aléatoires. Au delà d'une certaine valeur de la contrainte, l'endommagement en fatigue est inévitable. Certains matériaux présentent un seuil de non endommagement (aciers), d'autres pas (alliages

d'aluminium). Une fois la fissure amorcée, celle-ci se propage et la vitesse de propagation dépendra de l'histoire du chargement et des facteurs environnementaux. L'estimation précise de la durée de vie en fatigue reste un problème complexe. Il est très difficile de prévoir la durée de vie à un facteur deux près. Il est non seulement nécessaire d'améliorer les modèles d'endommagement et d'estimation de la durée de vie, mais aussi d'améliorer les connaissances sur les critères de défaillance. La connaissance de la durée de vie est indispensable à la fois pour éviter les défaillances catastrophiques et pour optimiser la maintenance en termes de sécurité et de coût.

Les modèles constitutifs, ou les lois de contrainte-déformation, représentent les modèles analytiques qui décrivent le comportement macroscopique du matériau (Zhenyu Xue et al.)[3]. Pour l'établissement d'une relation constitutive, la formulation de la plasticité prend la partie plus importante du comportement d'un matériau, et ceci montre que la majorité des déformations se produisent dans une gamme inélastique, quoi qu'il existe des déformations purement élastiques. Le développement des techniques informatiques et des méthodes de calcul (éléments finis, différences finies, intégrales de frontière) a amené les chercheurs et les bureaux d'études à affiner et à accroître la robustesse des lois constitutives à la base de la modélisation de l'endommagement. Les lois constitutives ont en effet un rôle crucial sur la fiabilité des modèles et des résultats numériques.

Au fur et à mesure que les lois constitutives se sont développées, le niveau de complexité a augmenté. Les moyens de calcul ont permis de développer des modèles complexes tout en facilitant leur utilisation. Les lois constitutives sont à la base de toute conception et de tout dimensionnement des structures. Les lois constitutives sont généralement établies pour des matériaux vierges, avant toute utilisation. Il serait souhaitable d'inclure dans les modèles précédents l'effet de l'endommagement et de la perte de caractéristiques après fatigue à l'aide d'un indicateur représentatif de l'utilisation. Un point important reste l'étude de l'évolution des lois constitutives relatives aux sollicitations dynamiques en liaison avec la fatigue.

Ce travail de thèse s'inscrit dans cette optique. Nous étudierons l'évolution du comportement dynamique de deux matériaux après endommagement par fatigue exprimé en termes d'endommagement de Miner. Ce mémoire prendra la forme décrite ci-dessous.

---

## *Introduction générale*

La conception des structures est principalement basée sur des données matériaux fournis soit sous forme de tableaux, soit sous forme de diagrammes contrainte – déformation. Les conceptions optimales exigent des tables précises et complètes des matériaux utilisés et ce pour différentes conditions d'utilisation. La majorité de propriétés matériaux disponibles ont été recueillies pour des sollicitations quasi statiques. Cependant dans tous les cas, le matériau est vierge non endommagé et les structures sont dimensionnées à l'état initial et non après une période plus ou moins longue de fonctionnement, après fatigue du matériau et de la structure.

La « Fatigue », comme interprétée par les spécialistes des matériaux, est un processus dans lequel l'endommagement s'accumule en raison de l'application répétée des charges qui peuvent être bien au-dessous de la limite élastique. Le processus peut être dangereux parce que l'application simple de la charge ne produirait aucun effet dommageable, et l'analyse conventionnelle des efforts pourrait mener à une acceptation de la fiabilité et de la sûreté qui n'existent pas. La fatigue est un processus complexe impliquant beaucoup d'étapes mais elle peut être décomposée en une initiation et une croissance des fissures. La croissance des fissures de fatigue est souvent considérée comme le mécanisme le plus important dans le processus d'endommagement.

L'essai avec les barres d'Hopkinson est généralement utilisé pour déterminer les propriétés des matériaux aux grandes vitesses de déformation. La théorie relative à l'essai Hopkinson a été étudiée au cours des précédentes décennies. Mais ce n'est qu'au cours de la dernière décennie que les progrès informatiques ont permis des avancées importantes dans la compréhension et l'interprétation de l'essai. Des niveaux élevés des vitesses de déformation, comme ceux trouvés dans les conditions d'impact ou d'explosion, ont pu être utilisés pour mettre en évidence le lien entre les propriétés mécaniques d'usage et la vitesse de sollicitation du matériau.



La technologie des barres d'Hopkinson a été développée à l'origine par Kolsky [4]. Elle est toujours utilisée comme méthode expérimentale fiable pour l'étude des propriétés dynamiques des matériaux. Le dispositif des barres d'Hopkinson est rapidement devenu le moyen expérimental le plus répandu pour étudier le comportement des matériaux lors de sollicitations dynamiques.

L'étude expérimentale sera axée sur le comportement quasi statique et dynamique de deux alliages métalliques : un alliage d'aluminium 6061-T6 et un acier AISI 4140T. Ces alliages sont largement utilisés dans l'industrie des transports terrestres (routier-ferroviaire). L'endommagement initial en fatigue a été réalisé à l'aide d'une machine servo-hydraulique asservie en charge. Les matériaux ont été endommagés à différents niveaux de chargement et pour différentes fraction de durée de vie, ce qui a permis de faire varier l'endommagement initial au sens de Miner. Les matériaux pré-fatigués ont alors été testés à des vitesses de sollicitations élevées avec le dispositif des barres d'Hopkinson. Les essais ont été conduits du quasi statique jusqu'aux grandes vitesses de déformation et pour des niveaux d'endommagement initiaux allant de 0 à 75% au sens de Miner.

Nous décrivons en premier la procédure expérimentale, puis nous présentons, analysons et discutons les résultats expérimentaux. L'influence de l'endommagement initial sur les caractéristiques mécaniques, module et limite d'élasticité, ductilité, striction, énergie, mode de rupture a été étudié, pour différentes vitesses de sollicitation.

Le chapitre I présente les concepts de base et les définitions fondamentales utilisés dans l'analyse de l'endommagement par fatigue et les concepts des lois constitutives sous sollicitations dynamiques. Il rappelle les fondements théoriques de la fatigue, du comportement mécaniques et les moyens expérimentaux d'analyse.

Le chapitre II présente à la fois les propriétés mécaniques de l'aluminium et de l'acier utilisés, la géométrie des éprouvettes et la procédure expérimentale pour l'endommagement initial par fatigue. Aussi est présente le dispositif expérimental, les barres d'Hopkinson, développé de façon spécifique et utilisé pour les essais dynamiques. Les concepts mécaniques et les dispositifs

d'alignements, de mesure et de calibration tant en effort (ou contrainte) et de déplacements (ou déformation) sont également présentés dans ce chapitre.

Le chapitre III présente les résultats et discussions:

- Les courbes : contrainte-durée de vie, déformation- durée de vie,
- les courbes dynamiques : contrainte-déformation pour différentes vitesses de sollicitations et différents taux de pré-endommagement,
- la ductilité et les modes de défaillance pour différentes vitesses de sollicitation et différents taux de pré-endommagement.

Finalement une conclusion générale de l'étude et les perspectives sont présentées.

---

## *Articles récents*

Les problèmes d'impact sont étudiés depuis de nombreuses années. La simulation numérique pour ce type de problèmes, pose un défi particulier qui est de caractériser le comportement des matériaux pour des sollicitations dynamiques. Une description complète implique non seulement d'obtenir la réponse contrainte-déformation sous sollicitations dynamiques mais aussi d'obtenir les informations sur l'endommagement et le cumul d'endommagement et sur le mode de défaillance (J.A.Zucas) [5]. Le comportement dynamique de différents matériaux sous chargement dynamique été étudié et rapporté dans la littérature.

Les propriétés de traction « d'impact » de différents alliages de magnésium ont été évaluées par T. Yokoyama [6], en employant les barres d'Hopkinson; l'effet de la vitesse de déformation sur la résistance à la traction, sur l'élongation à la rupture et sur l'énergie absorbée a été examiné. On montre que la résistance à la traction augmente avec l'augmentation de la vitesse de déformation, et la dépendance à la vitesse de déformation de l'élongation à la rupture et de l'énergie absorbée, selon les alliages de magnésium étudiés.

La réponse dynamique des métaux en feuille aux vitesses élevées de déformation a également été étudiée en traction, avec les barres d'Hopkinson, par H. Huh et al. [7]. Les essais de traction quasi statiques et dynamiques ont fourni des courbes contrainte-déformation pour des métaux en feuille pour différentes vitesses de déformation. Ces résultats ont été utilisés pour élaborer les modèles constitutifs. La relation originelle de Johnson-Cook [7] a été modifiée pour inclure, à partir de modèles quadratiques qui adaptent les données expérimentales, les termes de durcissement (écrouissage) avec la vitesse de déformation pour les métaux en feuille.

Yang Wang et al. [8], ont développé un modèle constitutif phénoménologique pour décrire les déformations de traction sur un large éventail de vitesses de déformation du laiton. Pour ce matériau, sous des chargements quasi statiques et dynamiques, un bon accord a été obtenu entre les courbes expérimentales contrainte-déformation et les estimations obtenues à partir des modèles.

Les méthodes d'essai de traction, aux vitesses élevées de déformation, des tôles d'acier sont à la base de l'optimisation de l'habitacle des voitures en situation d'accident (Akihiro Uenishi et al.) [9]. Dans ce travail les résultats expérimentaux sont obtenus en utilisant les barres d'Hopkinson dans trois configurations différentes. Les courbes contrainte – déformation sont obtenues pour différentes vitesses de déformation.

Une relation constitutive a été formulée par J.P. Noble et al. [10] pour prévoir les changements de la géométrie et des profils de température sur échantillon aux grandes vitesses de déformation. Les résultats expérimentaux ont été validés en utilisant les barres d'Hopkinson en traction et une photographie IR à grande vitesse. Des échantillons de métal REMCO ont été examinés en traction à la vitesse de déformation de  $2500 \text{ s}^{-1}$ . Le comportement expérimental a été modélisé en utilisant DYNA-2D et la relation de Johnson – Cook a été modifiée avec celle de Zerilli-Armstrong [11]. Les résultats numériques se sont avérés sensibles à la géométrie locale de l'échantillon en accord avec une première analyse d'instabilité [12].

En outre, le comportement thermomécanique des matériaux composites et des polymères carbone-époxydes a été étudié par Z. Li et al. [13]. Des barres d'Hopkinson de traction-compression couplées à une rampe infrarouge à grande vitesse de résolution ont été employées pour mesurer avec précision la variation temporelle de la contrainte, de la déformation et de la température dans un matériau composite pour une large gamme de vitesses de déformation. La dépendance de ces paramètres aux vitesses de déformation indique l'intérêt de développer le concept de « Sensibilité du taux d'endommagement » qui permettrait l'établissement de modèles d'endommagement en relation avec l'énergie absorbée pendant l'impact de matériaux composites renforcés de fibres [13].

Des méthodes d'essais ont été développées par W. Chen et al. [14] pour déterminer les réponses dynamiques contrainte-déformation et le comportement à la rupture d'un époxy, Epon 828/T-403, et d'un Poly méthacrylate de méthyle (PMMA) dans des conditions de traction et de compression uni axiale aux grandes vitesses de déformation. Les barres d'Hopkinson en traction ont été modifiées et le comportement dynamique comparé au comportement quasi statique. En traction dynamique on a des déformations plus faibles à la rupture. Une sollicitation dynamique

a comme conséquence une augmentation de la résistance à la compression pour les deux matériaux.

Une technique expérimentale de type « onde-déformation » (W. Chen et al.) [15], issue des barres d'Hopkinson, a donné, pour un acier doux, des résultats expérimentaux sur les propriétés élastiques dynamiques aux faibles déformations ( $\epsilon < \sim 2\%$ ) issues du signal réfléchi en état de contraintes non équilibrées. Les résultats expérimentaux ont permis de valider cette technique expérimentale.

Des essais de chargement et de chargement-déchargement sur le composite aluminium SiC (Yuanxin Zhou et al.) [16-17] sur des câbles composés de T300/Al ont été effectués avec un équipement spécifique de traction dynamique. Des essais de traction quasi statiques ont aussi été réalisés. Les résultats expérimentaux ont montré que le composé de SiC<sub>p</sub>/Al est un matériau dont la résistance élastique, la résistance ultime et la déformation à la rupture, augmentent en même temps que l'augmentation de la vitesse de déformation. Une équation constitutive dynamique pour ces matériaux a pu être établie et validée.

Une méthode pour le chargement en traction, « dynamique-dynamique » à deux phases rapides (double sollicitations), a été développée par V.P.W. Shim et al. [18] pour l'étude des polymères. La méthode à double sollicitations « dynamique-dynamique » utilise une configuration de la barre d'Hopkinson en traction utilisant une pièce en alliage d'aluminium pour amortir l'onde de choc au moment de la rupture afin d'assurer la stabilité de l'essai. L'onde incidente initiale et l'onde réfléchi sont utilisées pour charger les éprouvettes de polycarbonate LEXAN 141 utilisées. Les courbes contrainte – déformation obtenues par l'intermédiaire du procédé ont été comparées aux résultats du chargement statique. Les courbes dynamiques et statiques donnent une bonne corrélation. Ceci indique que la technique proposée peut être appliquée dans l'étude de l'histoire de chargement sur le comportement dynamique des polymères.

Une étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique d'un câble en acier ferritique [19] a été réalisée. Des essais de traction conventionnels (basse vitesse de déformation) et des essais dynamiques avec des barres d'Hopkinson (vitesse élevée de déformation) ont été réalisés. F. Galvez et al. [19] ont montré que les propriétés mécaniques du fil d'acier ferritique sont très sensibles aux vitesses de déformation. Les résultats de la

simulation numérique du processus de mise en forme, montrent que la vitesse de déformation a une influence sur l'écoulement du matériau. Si cet effet n'est pas pris en considération, les valeurs calculées des contraintes et des déformations ainsi que le coefficient de frottement peuvent être très éloignés de la réalité, menant à des prévisions erronées de défaillance.

Une étude expérimentale sur le couplage fatigue-impact et impact-fatigue a été développée par Mathieu Lambert et al. [20] sur un alliage d'aluminium (5000 séries-*AlMg\_x*) utilisé dans l'industrie automobile. Les résultats expérimentaux ont été obtenus par la synchronisation d'un dispositif multi-caméras CCD à un banc d'essais de traction-compression par choc. L'étude de la tenue résiduelle au choc suite à différentes configurations de pré-endommagement de fatigue montre pour ce matériau une réponse macroscopique *identique* sous chargement dynamique. Les grandeurs physiques mesurées et exploitées (force, allongement, énergie) ne permettent pas de rendre compte de l'influence de l'histoire d'endommagement du matériau, alors que le comportement local en fond de tore diffère. Les mesures effectuées et les techniques mises en œuvre restent certainement à une échelle trop macroscopique pour révéler une modification liée au pré-chargement (fissure de fatigue par exemple) et responsable de la modification de la rupture.

Un modèle constitutif, lié au comportement dynamique, avec un couplage viscoplasticité – endommagement ductile a été formulé par T. Børviket et al. [21] et implémenté dans le code d'éléments finis explicite LS-DYNA. Ce modèle, basé sur le modèle de rupture de Johnson et Cook [12], et sur la mécanique continue de l'endommagement à plusieurs paramètres de Lemaitre. Ce modèle a été appliqué sur un acier Weldox 460E en traction aux grandes vitesses de déformation en utilisant un équipement de type barres d'Hopkinson. En établissant deux relations, une pour le modèle constitutif et une pour le modèle de rupture par déformation. Le modèle implémenté a été utilisé dans la simulation numérique des essais dynamiques et des essais de choc avec des projectiles sous forme de balle, les résultats donnés par le modèle sont en bon accord avec les résultats expérimentaux.

Le comportement élasto-plastique de trois alliages métalliques à structure cubique centrée : tantale, tantale avec 2.5% de tungstène et un acier AerMet 100, ont été étudiés par Akhtar S. Khan et al. [22], sur un intervalle de déformation de 15% à des vitesses de déformation allant de

$10^{-6}$  à  $10^4$  s<sup>-1</sup> et sur un intervalle de températures de 77°F à 600°F. Les modèles de Johnson-Cook et de Zerilli–Armstrong se sont avérés non satisfaisants pour décrire les observations expérimentales. Un nouveau modèle constitutif viscoplastique phénoménologique a donné une corrélation plus satisfaisante entre Modélisation et Essais.

N. Bonora et al. [23], ont développé un nouveau modèle constitutif pour matériaux ductiles en tenant compte de la vitesse de déformation et de la température. C'est un modèle élasto-plastique utilisant l'équation d'état solide proposée par Milella [24] et le modèle non linéaire d'endommagement proposé par Bonora [25]. Ce modèle décrit le ramollissement et la rupture progressive des matériaux. Les données expérimentales, relatives aux endommagements ductiles, disponibles dans la littérature semblent confirmer les prévisions du modèle proposé par N. Bonora et al [23]. Le modèle proposé peut décrire l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la limite élastique, sur la nucléation et la croissance de fissures, en tenant compte de la triaxialité des contraintes.

Peu de travaux ont été développés sur l'influence d'un pré-endommagement en fatigue sur la réponse dynamique des matériaux et structures. S.Y. Ho [26] a considéré l'effet d'un pré-endommagement en fatigue sur le comportement aux grandes vitesses de déformation, des matériaux de propulseur de fusée (sensibilité d'ignition, et mécanisme d'ignition pour impact). Les essais dynamiques ont été conduits en traction avec un équipement modifié de barres d'Hopkinson. Le pré-endommagement a été caractérisé en utilisant un critère de rupture basé sur un modèle cumulatif linéaire d'endommagement. Les résultats obtenus sur le couplage pré-endommagement – vitesses d'impact afin d'obtenir une bonne ignition du combustible, montre l'existence d'un seuil de la vitesse du projectile de 18 m/s au delà de laquelle l'ignition est obtenue. Au dessous de cette vitesse et quelque soit le niveau du endommagement, l'ignition est absente.

L'endommagement par fatigue se cumule à chaque cycle de chargement et dépend de l'histoire du chargement. La durée de vie est liée à un endommagement critique. De nombreux modèles de cumul d'endommagement ont été développés [27]. La loi de Palmgren-Miner, la première et la plus largement utilisée, relie l'endommagement au cumul des fractions de vie à chaque niveau de sollicitation

$$D = \sum (n_i / N_{fi}) \quad (1)$$

où  $D$  endommagement cumulé,

$n_i$  nombre de cycles au niveau de contrainte  $\sigma_i$ ,

$N_{fi}$  nombre de cycles à la rupture (durée de vie) au niveau de contrainte  $\sigma_i$ .

La rupture se produit lorsque  $D = 1$  (endommagement critique).

Les principaux défauts du modèle sont :

- La linéarité du cumul,
- l'indépendance à l'histoire du chargement.

Ce modèle reste néanmoins le plus utilisé vu sa simplicité.

### ***Conclusions***

Dans cette partie, nous présenterons les différentes méthodes expérimentales ou bancs d'essais qui utilisent le principe de propagation d'ondes dans des barres élastiques ou viscoélastiques pour obtenir les caractéristiques d'un échantillon de faible longueur. Le but est ici de choisir la méthode expérimentale qui présente le plus d'avantages pour caractériser les matériaux mis sous forme de barres. Pour la caractérisation le comportement de différents métaux, céramiques et polymères on a obtenu une grande variété de formes d'impulsions de l'incidente, le réfléchi et le transmis. Pour ces types donnés ils ont eu la nécessité de faire diverses modifications dans le post traitement, visualisations des courbes et approches des conclusions. Ceci exclut donc toutes les méthodes qui font appel à une barre unique constituée du matériau à caractériser. La méthode développée dans cette révision bibliographique n'est donc pas adaptée à nos objectifs.





# Chapitre I

---

## *Étude bibliographique*

### *1.1 Mécanique de l'endommagement*

L'endommagement des matériaux est le processus physique de détérioration progressive qui conduit à la rupture. La mécanique de l'endommagement est l'étude, au travers des variables physiques, mécaniques, des mécanismes impliqués dans cette détérioration lors des chargements variables de matériaux ou structures. A l'échelle microscopique l'accumulation des micro-contraintes au voisinage des défauts ou des interfaces et la rupture des liaisons intermétalliques ou les deux sont responsables de l'endommagement. A l'échelle mésoscopique d'un élément de volume représentatif VER, la croissance et la jonction de microfissures ou microcavités vont générer les macros fissures. A l'échelle macroscopique on observera la croissance de la macro fissure. Les deux premières étapes peuvent être étudiées au moyen de variables d'endommagement des mécanismes continus définis à l'échelle mésoscopique. La troisième étape, échelle macroscopique est habituellement étudiée en utilisant la mécanique de rupture avec les variables définies à cette même échelle [28].

L'étude des équipements d'ingénierie montre, que quelque soit le matériau, métal, alliage métallique, polymère, composite, céramique, roches, béton, ou bois, malgré des micro structures et des propriétés physiques très différentes ils ont un comportement mécanique qualitatif sensiblement identique. Tous montrent un comportement élastique, une limite d'élasticité, une certaine plasticité ou déformation irréversible, une anisotropie de déformation plus ou moins importante, une hystérésis cyclique, avec un endommagement par chargement monotone ou cyclique et une initiation et croissance de fissures sous chargement statique ou dynamique.

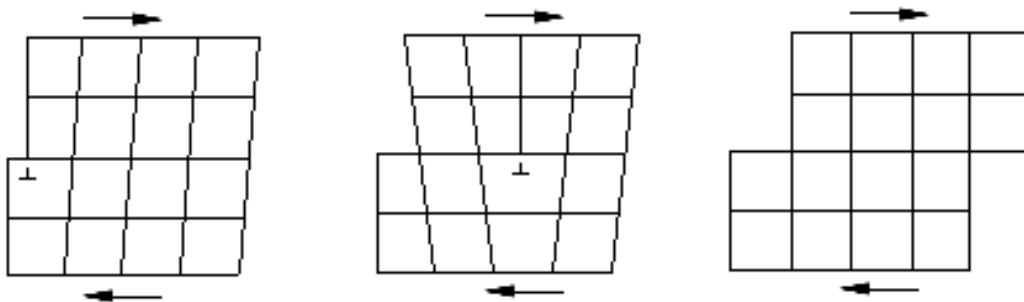
Ceci signifie que les propriétés mésoscopiques communes peuvent être analysées par quelques mécanismes énergétiques semblables pour tous ces matériaux. C'est la raison principale pour laquelle il est possible d'expliquer le comportement du matériau par les mécanismes continus

d'endommagement et la thermodynamique des processus irréversibles qui permettent une modélisation des matériaux sans référence précise à la complexité de leurs microstructures.

### ***1.1.1 Nature physique de l'endommagement à l'état solide***

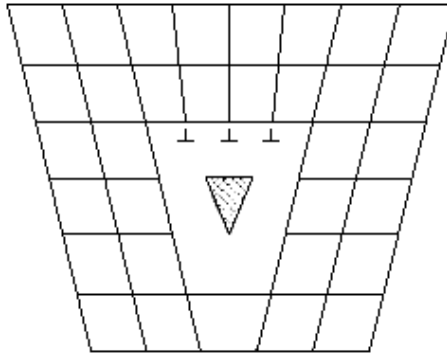
Tous les matériaux ont une composition atomique, assurant la cohésion de la matière par l'interaction des champs électromagnétiques. L'élasticité est directement liée au mouvement relatif des atomes. L'étude physique de la liaison atomique conduit à la théorie de l'élasticité, mais une manière beaucoup plus facile de décrire les équations constitutives mathématiques peut être obtenue directement à partir des propriétés de déformations irréversibles au niveau mésoscopique, qui implique un rapport linéaire, en incorporant éventuellement les propriétés de linéarité et d'isotropie.

Le processus d'endommagement commence quand la décohésion se produit. Dans la structure cristalline des métaux et alliages métalliques une contrainte de cisaillement peut provoquer un glissement des lignes de dislocations et occasionner une déformation plastique, figure 1.1. Tandis qu'on crée une déformation plastique par le glissement sans décohésion comme représenté sur la figure 1.1.



**Figure 1.1** Déformation plastique élémentaire par glissement étant donné par un mouvement de dislocation.

Si la dislocation est bloquée par un micro-défaut, impureté, joint de grains, etc. ; une concentration de micro-contraintes peut se localiser et créer une accumulation de dislocations conduisant la formation d'une micro-fissure. Ce deuxième processus ne peut pas produire de décohésion comme représenté sur la figure 1.2.



**Figure 1.2** Endommagement élémentaire par nucléation d'une micro-fissure à partir d'une accumulation de dislocations.

Plusieurs accumulations de dislocations peuvent générer une microfissure. D'autres mécanismes d'endommagement dans des métaux sont des décohésions inter granulaires et des décohésions de type inclusions- matrice.

Tous ces mécanismes génèrent des microdéformations plastiques.

- Pour les polymères, les endommagements se produisent par la rupture des liens existants entre les longues chaînes des molécules.
- Dans les composites les dommages sont des décohésions fibres - matrice polymère.
- Dans la céramique c'est principalement des micro-décohésions entre les inclusions et la matrice qui se produisent,
- Dans le béton, le mécanisme d'endommagement est aussi une décohésion entre les agrégats et le ciment avec une influence complexe de l'eau.
- Dans le bois, l'endommagement se produit à la liaison des cellules cellulosiques, points faibles du matériau.

Dans tous les cas l'élasticité est directement influencée par l'endommagement, puisque le nombre de liaisons atomiques responsables de l'élasticité diminue avec l'endommagement. D'une manière générale, l'endommagement diminue la rigidité et la résistance des matériaux. Pour un état de contraintes donné, les déformations sont d'autant plus grandes que l'endommagement est élevé, d'où l'importance des calculs « couplés », où l'on calcule simultanément contraintes, déformations et endommagement dans des problèmes d'évolution des propriétés mécaniques.

### ***1.1.1.1 Glissement, plasticité et déformation irréversible***

La plasticité est directement liée aux glissements des plans cristallins. Dans les métaux, les glissements se produisent par le mouvement des dislocations, comme représenté schématiquement sur la figure 1.1 et se superposent aux déformations élastiques, elles correspondent à des déplacements relatifs d'atomes, stables après arrêt de la sollicitation. La déformation plastique se fait sans changement de volume appréciable. Dans d'autres matériaux, les déformations irréversibles peuvent se produire par différents mécanismes :

- Réorganisation des molécules dans les polymères.
- Micro-fissures dans la céramique où la grande résistance des liaisons ne permet pas des mouvements des dislocations.
- Glissements le long des surfaces des décohésions dans le béton.
- Remise en ordre des cellules dans le bois.

Ces mécanismes peuvent induire un changement de volume.

Dans tous les cas, l'endommagement plastique, ou déformations irréversibles, affecte seulement le secteur premier de la résistance mécanique, en diminuant comme le nombre de liaisons.

L'endommagement n'influence pas directement le mécanisme du glissement proprement dit; c'est-à-dire, il n'y a aucun lien direct entre l'endommagement et le phénomène physique proprement dit. Le lien indirect entre l'endommagement et le processus physique résultant d'une augmentation de la contrainte efficace se retrouve dans l'équation constitutive cinétique, il s'appelle « liaison cinétique » [28].

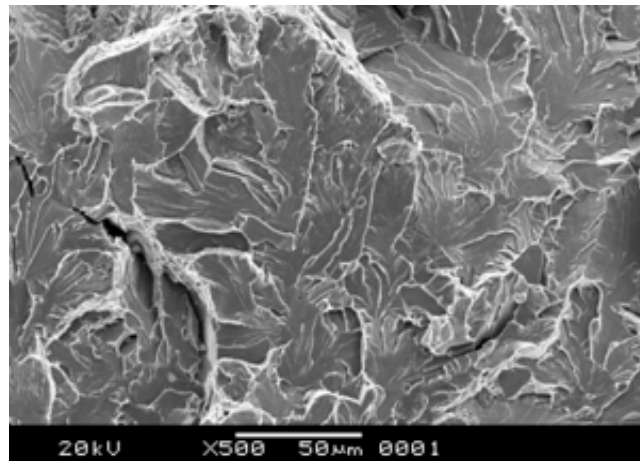
### ***1.1.1.2 Différentes manifestations de l'endommagement***

Même si l'endommagement à l'échelle microscopique est régi par un mécanisme général de décohésion, à l'échelle mésoscopique l'endommagement peut se manifester de diverses manières dépendant de la nature des matériaux, du type de chargement, et de la température. L'endommagement est dit fragile quand une fissure s'initie à l'échelle mésoscopique sans déformation plastique notable avec une faible énergie de rupture. Pour donner un ordre de

grandeur, disons que le rapport de la déformation plastique à la déformation élastique est inférieur à l'unité :

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_e} < 1 \quad (1.1)$$

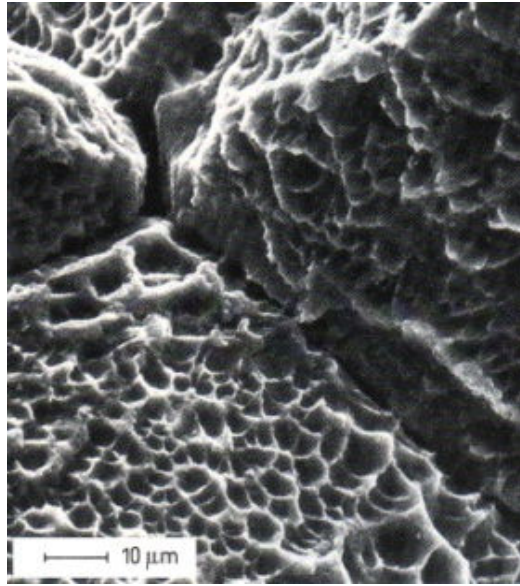
Ceci signifie que les clivages s'initient à des efforts inférieurs à ceux des glissements mais plus élevés que pour les efforts de décohésion. La localisation des clivages est importante comme on peut le voir sur la figure 1.3.



*Figure 1.3 Rupture fragile par clivage.*

#### *Endommagement ductile*

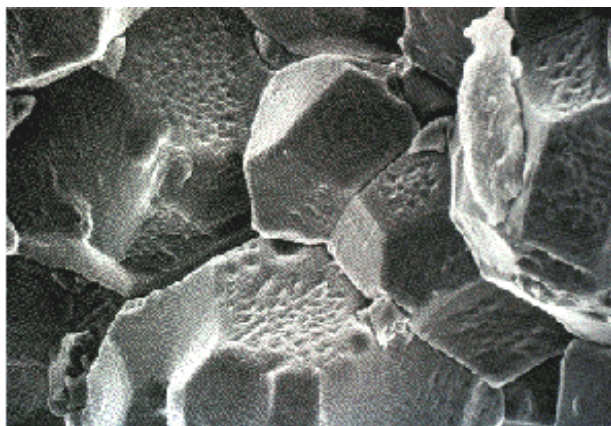
L'endommagement est dit ductile s'il s'accompagne de grandes déformations plastiques, supérieures à un seuil  $p_D$ , avec une grande énergie de rupture. Il résulte de la nucléation de cavités, dues aux décohésions inclusion – matrice, suivie de leur croissance et de leur coalescence par instabilité plastique. Il en résulte que le degré de localisation de l'endommagement ductile est comparable à celui de la déformation plastique. Un exemple est donné sur la figure 1.4.



**Figure 1.4** Rupture ductile microcavités aux joints de grains d'un acier.

#### *Endommagement de fluage*

Quand un métal est chargé à une température élevée, par exemple une température au-dessus de 1/3 de la température de fusion, la déformation plastique implique la viscosité ; c'est-à-dire, le matériau se déforme à contrainte constante. Quand la déformation est suffisamment importante, des décohésions intergranulaires se produisent et conduisent à un endommagement par augmentation du taux de déformation par fluage tertiaire. Comme pour l'endommagement ductile, les gradients de l'endommagement par fluage sont comparables aux gradients résultant de la déformation viscoplastique. Un exemple est donné sur la figure 1.5.



**Figure 1.5** Accumulation de l'endommagement par fluage sur les joints de grain d'un oxyde d'aluminium-magnésium dégradé.

### *Fatigue en grand nombre de cycles (High cycles Fatigue)*

Quand le matériau est soumis à un faible niveau de contrainte la déformation plastique au niveau mésoscopique reste très faible et est souvent négligeable. Elle peut cependant être localement plus élevée et une microfissuration transgranulaire peut apparaître sur quelques plans et le plus souvent à la surface de l'échantillon par un mécanisme d'intrusion-extrusion. Le nombre de cycles à la défaillance peut être très grand,  $N_{fi} > 100000$  cycles.

### *Fatigue en bas nombre de cycles (Low Cycles Fatigue)*

Quand un matériau est soumis à un chargement cyclique à des valeurs élevées de contraintes ou de déformations, les endommagements se développent ainsi que la déformation plastique cyclique après une période d'incubation précédant la phase de nucléation et de propagation des microfissures. Le degré de localisation d'endommagement est plus élevé que pour des endommagements ductiles ou de fluage. En raison des valeurs élevées de la contrainte, la fatigue en bas nombre de cycles est caractérisée un nombre de cycles à la rupture,  $N_{fi} < 100000$  cycles.

## **1.1.2 Représentation mécanique de l'endommagement**

### **1.1.2.1 Une variable extérieure dimensionnelle d'endommagement**

Il découle de la section précédente que l'endommagement peut être interprété à l'échelle microscopique comme création de micro surfaces et de discontinuités : rupture des liens atomiques et croissance plastique des microcavités. A l'échelle mésoscopique, le nombre de liaisons rompues ou le modèle des microcavités peuvent être évalués dans n'importe quel plan à partir des intersections de toutes les microfissures avec ce plan. On limite la taille des éléments en travaillant sur un volume élémentaire représentatif : VER. Cette taille est d'importance primordiale dans la définition d'une variable continue d'endommagement au sens de la mécanique des milieux continus. Ce point VER, élément de volume à l'échelle mésoscopique, doit être représentatif de l'endommagement à la défaillance, à partir du micro-défaut. Il est vraisemblable que la plasticité où la déformation plastique  $\varepsilon_p$  moyenne et soit représentative, en un point, des nombreux glissements cristallins.



Considérons un corps endommagé et un volume élémentaire représentatif (VER) en un point  $M$  sur un plan défini par sa normale  $\vec{n}$  et son abscisse  $x$  le long de la direction  $\vec{n}$ , figure 1.6.

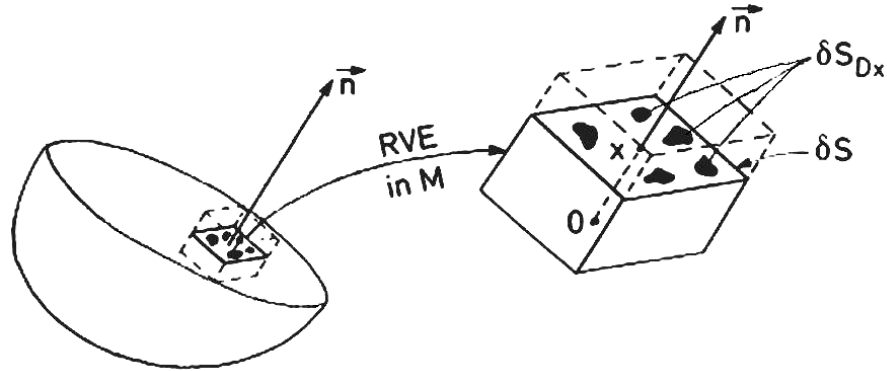


Figure 1.6 Définition de l'endommagement micro- méso[28].

- $\delta S$  le domaine de l'intersection du plan normal avec le VER;
- $\delta S_{Dx}$  le domaine efficace des intersections de toutes les microfissures ou des microcavités qui se trouvent dans  $\delta S$ ;
- $D(M, \vec{n}, x)$  l'endommagement au point  $M$  dans la direction  $\vec{n}$  et à l'abscisse  $x$  est définie par :

$$D(M, \vec{n}, x) = \frac{\delta S_{Dx}}{\delta S} \quad (1.2)$$

Afin de définir une variable continue d'endommagement du VER jusqu'à la défaillance dans les deux parties, on doit explorer les plans pour toutes les abscisses  $x$  et considérer celui qui est le plus endommagé :

$$D_{(M, \vec{n})} = \text{Max}_{(x)} [D_{(M, \vec{n}, x)}] \quad (1.3)$$

La coordonnée  $x$  disparaît, et :

$$D_{(M, \vec{n})} = \frac{\delta S_D}{\delta S} \quad (1.4)$$

Il découle de cette définition que la valeur de la variable scalaire  $D$  (qui dépend du point et de la direction considérée) est bornée par 0 et 1 :

$$0 \leq D \leq 1$$

$D = 0 \rightarrow$  matériau sans endommagement dans le VER;

$D = 1 \rightarrow$  matériau entièrement rompu dans le VER de part et d'autre.

En fait, la défaillance se produit pour  $D < 1$  par un processus d'instabilité. La considération, d'un cas unidimensionnel simple, des endommagements homogènes décrits sur la figure 1.7, mène à la définition simple de l'endommagement comme une densité extérieure efficace de micro-défauts :

$$D = \frac{S_D}{S} \quad (1.5)$$

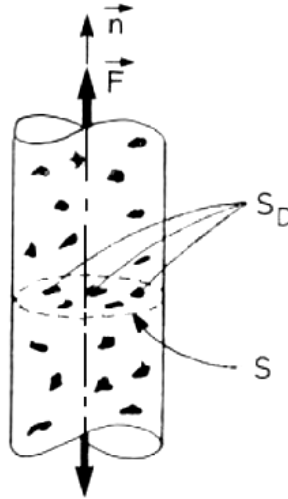


Figure 1.7 Élément unidimensionnel d'endommagement.

### 1.1.2.2 Concept de contrainte effective

Si le VER de la figure 1.7 est chargé par une force  $\vec{F} = \vec{n}F$ , la contrainte uniaxiale usuelle est :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (1.6)$$

Si tous les défauts sont ouverts de telle manière que les « microforces » n'agissent pas sur la surface des microfissures ou des microcavités représentée par  $S_D$ , il est commode d'introduire un effort efficace  $\tilde{\sigma}$  lié à la surface qui résiste efficacement à la charge, à savoir  $(S - S_D)$  :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{S - S_D} \quad (1.7)$$

la variable d'endommagement s'écrit  $D = \frac{S_D}{S}$ ,

La contrainte efficace est alors :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{S \left(1 - \frac{S_D}{S}\right)} \quad \text{or} \quad \tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (1.8)$$

Cette définition est valable en traction. En la compression, si quelques défauts se ferment, l'endommagement restant inchangé, la surface qui résiste efficacement à la charge est plus grande que  $S - S_D$ . En particulier, si tous les défauts se ferment, la contrainte efficace dans la compression  $\tilde{\sigma}^+$  est égale à la contrainte usuelle  $\sigma$ . Dans le cas tridimensionnel d'un endommagement isotrope, la rapporte  $S_D/S$  ne dépend pas de l'orientation de la normale et l'opérateur  $(1 - D)$  il s'applique à toutes les composantes.

### 1.1.2.3 Principe d'équivalence en déformation

Une manière d'éviter une analyse micro-mécanique, pour chaque type de défaut et chaque type de mécanisme d'endommagement, est de postuler un principe à l'échelle mésoscopique. En thermodynamique, la méthode d'état local suppose que l'état thermomécanique en un point est complètement défini indépendamment des valeurs d'un ensemble de variables d'état continues dépendant du point. Ce postulat appliqué à l'échelle microscopique impose que les équations constitutives pour la contrainte dans un élément de microvolume ne soient pas modifiées par un élément voisin d'un microvolume contenant une microfissure. A l'échelle mésoscopique, ceci signifie que les équations constitutives écrites pour la surface  $\delta S - \delta S_D$  ne sont pas modifiées par l'endommagement ou que la contrainte sur le matériau est la force efficace  $\tilde{\sigma}$  et non plus  $\sigma$ . A partir de ce principe :

« N'importe quelle équation constitutive de déformation pour un matériau endommagé peut être décrite comme pour un matériau vierge sauf que la contrainte usuelle est remplacée par la contrainte efficace ».

$$\begin{array}{l} \text{Matériau sans endommagement} \\ D = 0 \\ \varepsilon = \mathcal{F}(\sigma, \dots) \end{array}$$

$$\begin{array}{l} \text{Matériau avec endommagement} \\ 0 \leq D \leq 1 \\ \varepsilon = \mathcal{F}\left(\frac{\sigma}{1 - D}, \dots\right) \end{array}$$

Ceci n'est qu'une hypothèse démontrée, par des méthodes d'homogénéisation, seulement dans quelques cas particuliers d'endommagement. Elle sera appliquée à l'élasticité ou la plasticité.

#### **1.1.2.4 Couplage déformation-endommagement; critère de rupture; seuil d'endommagement.**

Selon la mécanique de l'endommagement définie aux paragraphes 1.1.1 et 1.1.1.1 et comme application directe du principe d'équivalence de la déformation, on peut alors écrire les lois uniaxiales de l'élasticité et de la plasticité d'un matériau endommagé [28].

##### *Loi d'élasticité*

Ce couplage direct d'état est réalisé par le concept de contrainte efficace :

Matériau sans endommagement	Matériau avec endommagement
$D = 0$	$0 \leq D \leq 1$
$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$	$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)}$

Pour l'endommagement isotrope :

$$\varepsilon_{22}^e = \varepsilon_{33}^e = -\nu \varepsilon_e \quad (1.9)$$

$E$  est le module d'Young du matériau sans endommagement et  $\nu$  est le coefficient de Poisson. Le module d'élasticité du matériau endommagé est alors défini par la relation :

$$\tilde{E} = \frac{\sigma}{\varepsilon_e} \quad \text{et} \quad \tilde{E} = E(1-D) \quad (1.10)$$

La figure 1.8 montre un exemple de la variation du module d'élasticité pendant l'endommagement ductile. Il peut également être évalué à partir d'un modèle de microfissure issu des modèles micro-mécaniques.

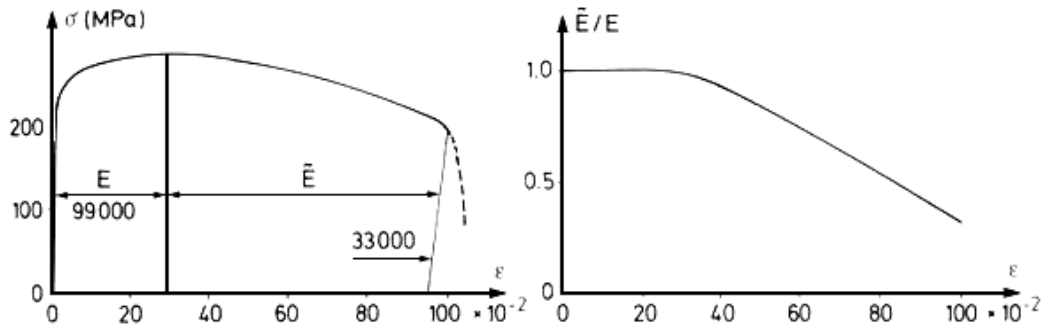


Figure 1.8 Variation du module d'élasticité avec l'endommagement pour le cuivre (99.9%).

### Loi de la plasticité

C'est un couplage cinétique sur l'évolution de la déformation plastique qui doit être introduit dans le critère de plasticité afin d'établir les équations constitutives cinétiques.

Afin de modéliser la plasticité deux modèles d'écrouissage par déformation sont habituellement définis:

- L'écrouissage isotrope lié à la densité de dislocations ou à l'arrêt de l'écoulement plastique;
- L'écrouissage cinématique lié à la densité de micro-contraintes. La variable d'écrouissage précédente définit le centre du domaine élastique en traction-compression.

Si  $\sigma_y$  est la limite d'élasticité (contrainte d'écoulement),  $R$  la contrainte calculée avec un écrouissage isotrope et  $X$  la variable d'écrouissage, les deux fonctions de la déformation plastique, le critère unidimensionnel de plasticité définissant le seuil de la limite élastique, représenté sur la figure 1.9 est :

$$\sigma = \sigma_y + R + X$$

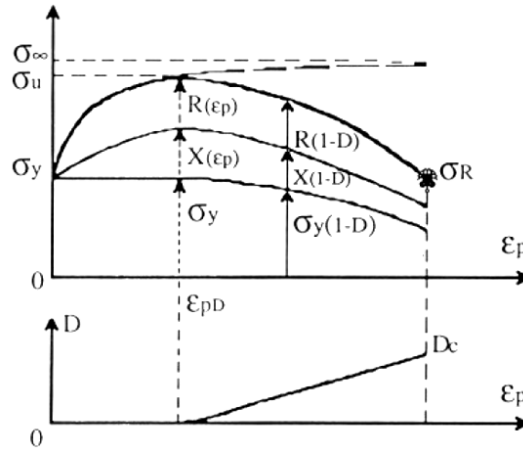
$$\text{or } f = |\sigma - X| - R - \sigma_y = 0$$

$f$  est la fonction critère de plasticité, dont l'équation constitutive cinétique pour la déformation plastique est dérivée de  $f$  (voir Section 1.1.2.3) ;

$$\exists \dot{\epsilon}_p \neq 0 \text{ if } \begin{cases} f = 0 \\ \text{et} \\ \dot{f} = 0 \end{cases} \quad \dot{\epsilon}_p = 0 \text{ si } \begin{cases} f < 0 \\ \text{ou} \\ \dot{f} < 0 \end{cases}$$

la déformation totale devient :

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (1.11)$$



**Figure 1.9** Évolution schématique du critère de défaillance en plasticité avec endommagement.

Quand l'endommagement se produit, selon le principe de l'équivalence, la fonction  $f$  s'écrit alors:

$$f = \left| \frac{\sigma}{1-D} - X \right| - R - \sigma_y = 0 \quad (1.12)$$

Les expériences et l'équation  $\sigma = (\sigma_y + R + X)(1-D)$  montrent que l'endommagement diminue également la limite élastique, l'écroutissage isotrope et le tenseur d'écroutissage cinématique : figure 1.9.

### *Critère de rupture*

La rupture à l'échelle mésoscopique est une initiation de fissure sur la surface entière du VER ; c'est-à-dire  $D=1$ . Dans beaucoup de cas ceci est provoqué par un processus d'instabilité qui induit brutalement la décohésion des atomes dans le dernier « secteur résistant ». Cette instabilité correspond à une valeur critique de l'endommagement  $D_c$ , qui dépend du matériau et des conditions du chargement. La décohésion finale des atomes est caractérisée par une valeur critique de la contrainte efficace agissant sur le secteur de résistance. Elle est appelée  $\sigma_\infty$  parce qu'elle correspond à la contrainte maximale qui pourrait être appliquée au matériau (figure 1.9) :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D_c} = \sigma_\infty \quad (1.13)$$

Pratiquement  $\sigma_\infty$  peut être approchée de la contrainte ultime  $\sigma_u$ , ce qui est plus facile à identifier, mais reste inférieure à  $\sigma_\infty$ . On a alors

$$D_c \cong 1 - \frac{\sigma}{\sigma_u} \quad (1.14)$$

valeur critique de l'endommagement qui correspond à l'initiation d'une fissure à l'échelle mésoscopique pour une contrainte unidimensionnelle  $\sigma$ . La contrainte ultime  $\sigma_u$  étant identifiée en tant que caractéristique matériau, peut conduire à  $D_c \cong 0$  pour la rupture fragile pure à  $D_c \cong 1$  aussi pour la rupture ductile pure mais dans ce cas  $D_c$  reste habituellement de l'ordre de 0.2 à 0.5. Cette relation, appliquée à l'essai de traction monotone, qui est prise comme référence, définit l'endommagement critique correspondant  $D_{1c}$  qui est alors considéré comme un caractéristique matériau :

$$D_{1c} = 1 - \frac{\sigma_R}{\sigma_u} \quad (1.15)$$

où  $\sigma_R$  est la contrainte à la rupture.

### *Seuil d'endommagement*

Avant que les microfissures soient initiées, l'endommagement, modélisé par  $D$ , est initié par l'accumulation des micro-contraintes accompagnée des incompatibilités des micro-déformations ou par l'accumulation des dislocations pour les alliages métalliques. Ceci correspond pour la traction pure à une certaine valeur  $\varepsilon_p D$  de la déformation plastique au-dessous de laquelle aucun endommagement par microfissuration ne se produit :

$$\varepsilon_p < \varepsilon_p D \rightarrow D = 0 \quad (1.16)$$

En conclusion, les quatre relations principales issues de la mécanique d'endommagement sont :

$$\begin{aligned} \varepsilon_e &= \frac{\sigma}{E(1-D)} \quad \text{pour l'élasticité;} \\ \left| \frac{\sigma}{1-D} - X \right| - R - \sigma_y &= 0 \quad \text{comme critère de la limite d'élasticité;} \\ \varepsilon_p < \varepsilon_p D &\rightarrow D = 0 \quad \text{comme seuil d'endommagement;} \\ D &= D_c \rightarrow \text{fissure d'initiation.} \end{aligned}$$

### 1.1.3 Mesure de l'endommagement

#### 1.1.3.1 Mesure directe

A partir de la définition de l'endommagement,  $D = \delta S_D / \delta D$ , la mesure directe consiste à évaluer la fissure  $\delta S_D$  se trouvant sur une surface endommagée à l'échelle mésoscopique  $S_D$  [28]. La valeur de la limite d'élasticité  $k$  est généralement différente de celle de  $\sigma_y$  utilisée précédemment. En prenant le facteur de correction  $k$  égal à 1, ceci implique l'observation directe des images en microscopie. Pour observer une image d'approximativement ( $100 \text{ mm}^2$ ) section d'un VER, un grossissement de 1000 est suffisant pour les métaux, et de 1 à 10 pour le béton. C'est naturellement une méthode destructive et fastidieuse. Un exemple est donné sur la figure 1.10 montrant les microfissures ductiles et la formation de cupules dans un acier à haute résistance:

A partir de l'observation on trouve :

$$\delta S_D = 1163 \text{ mm}^2; \quad \delta S = 11317 \text{ mm}^2$$

$$D = \frac{\delta S_D}{\delta S} \cong 0.1$$

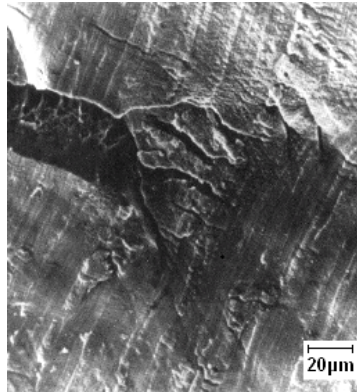


Figure 1.10 Évaluation directe d'endommagement.

Si l'endommagement se compose des microfissures qui ne sont pas parfaitement homogènes dans le VER, La probabilité d'observer une fissure, dans n'importe quel plan d'intersection, est quasi nulle. Dans ce dernier cas l'endommagement peut seulement être évalué au moyen des



lignes qui indiquent les intersections des microfissures avec le plan d'observation. L'endommagement isotrope équivalent peut être obtenu comme suit :

Considérons un élément micromécanique  $n$  (numéro de la cellule), des cellules de taille  $d \times d \times d$ , chacune contient une fissure de taille apparente différente  $a_i$  (figure 1.11). En prenant les fissures rectilignes pour simplifier, et un facteur de correction égal  $k$  à 1, l'endommagement dans le plan de la fissure  $i$  est pour chaque cellule :

$$D_i = \frac{\delta S_D}{\delta D} \cong \frac{a_i^2}{d^2}$$

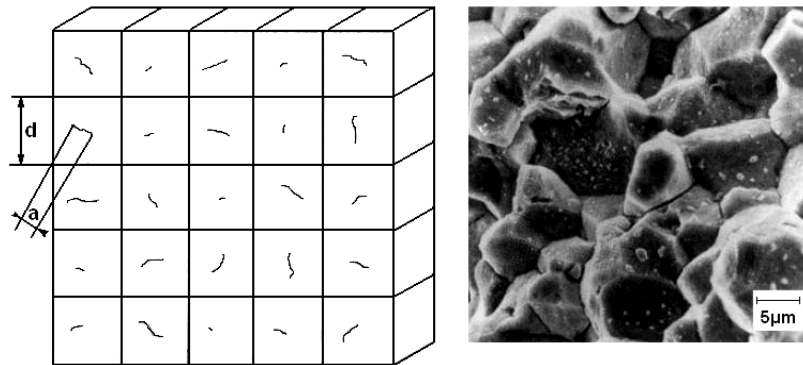


Figure 1.11 Modèle de micro-mécanique: évaluation directe de l'endommagement.

L'endommagement isotrope équivalent dans le plan de l'observation,  $n$ , des cellules est pris comme la valeur moyenne de l'endommagement de chaque cellule. C'est la manière la plus simple d'homogénéiser des quantités discrètes afin de définir une variable continue.

$$D = \frac{\sum_{i=1}^n \frac{a_i^2}{d^2}}{n} = \frac{\sum_{i=1}^n a_i^2}{nd^2}$$

Si une micrographie de taille  $l^2$  considérée avec  $n$  cellules et  $n$  fissures, la surface d'observation peut être exprimée comme

$$l^2 = n \cdot d^2$$

La valeur d'endommagement est alors:

$$D = \frac{\sum a_i^2}{l^2} \quad (1.17)$$

Un exemple de l'endommagement est montré sur la figure 1.11, où les précipités aux joints de grain d'un carbure de titane sont responsables de la rupture inter cristalline dans un acier martensitique au Ni-Co-Mo soumis à une contrainte triaxiale. Au final dans le plan d'observation nous avons :  $\sum a_i^2 = 9000 \text{ mm}^2$  et  $l^2 = 10200 \text{ mm}^2$ .

### 1.1.3.2 Variation du module d'élasticité

C'est une mesure indirecte basée sur l'influence de l'endommagement sur le module d'élasticité (moduler d'Young) par le couplage d'état comme mentionné dans la Section 1.1.2.4 :

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)} \quad (1.18)$$

Cette méthode destructive demande l'usinage d'échantillons afin de réaliser les essais de traction. Elle suppose l'endommagement homogène et uniforme dans la section de mesure. Si  $\tilde{E} = E(1-D)$  est considéré comme le module efficace d'élasticité du matériau endommagé [28], les valeurs de l'endommagement peuvent être dérivées des mesures de  $\tilde{E}$ , à condition que le module d'Young  $E$  soit connu :

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (1.19)$$

Cette méthode très pratique exige des mesures précises des déformations. Des jauges de déformation sont généralement utilisées et  $E$  est mesuré plus précisément pendant le déchargement. Un exemple est donné sur la figure 1.12 pour un endommagement ductile, induit par des grandes déformations, d'un échantillon de cuivre où  $\sigma_v$  est la contrainte vraie  $\sigma_v = \sigma(1+\varepsilon)$ . Cette technique peut être employée pour n'importe quel genre d'endommagement ce aussi longtemps que l'endommagement est homogène et isotrope (limitation principale de la méthode) dans volume où la déformation est mesurée. Si l'endommagement est trop localisé, par exemple pour la fatigue des métaux en grand nombre de cycles, une autre méthode doit être employée.

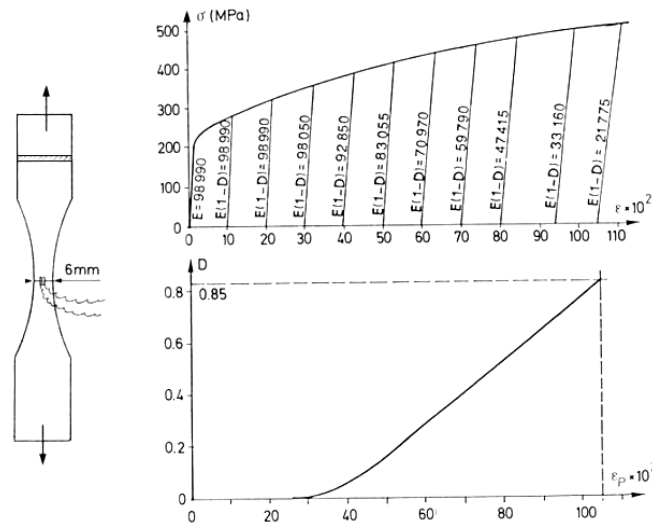


Figure 1.12 Mesure d'endommagement ductile sur le cuivre 99.9% à la température ambiante.

Quelques autres précautions liées aux non-linéarités doivent être prises. Au début et à l'extrémité des chemins de déchargement dans le plan  $(\sigma, \varepsilon)$  il y a de petites non-linéarités, dues aux effets visqueux ou durcissant et des perturbations expérimentales. Il faut mieux les ignorer et identifier  $\tilde{E}$  dans la gamme :

$$0.15 \frac{F_{\max}}{S} < \frac{F}{S} < 0.85 \frac{F_{\max}}{S}$$

Il est important d'employer toujours la même procédure pour évaluer  $E$  et l'évolution de  $\tilde{E}$ . Pour un endommagement ductile ou en fatigue des métaux à bas nombre de cycles, la procédure peut être légèrement perturbée par une diminution hâtive de  $\tilde{E}$  pour de faibles niveaux de déformation ou pendant les premiers cycles. Ceci résulte de la micro-plasticité liée aux mouvements réversibles des dislocations, et au développement de textures spécifiques à ces niveaux, mais ne cause pas d'endommagement. Comme ce phénomène est rapidement saturé, On peut écrire :

$D = 0$  pour  $\varepsilon < \varepsilon_D$  ( $\varepsilon_D$ : seuil de déformation de l'endommagement), ou :

$D = 0$  pour  $N < N^*$  ( $N^*$ : nombre de cycles à la stabilisation).

### 1.1.3.3 Variation de la plasticité cyclique

La plasticité cyclique peut être employée pour mesurer l'endommagement par fatigue à bas nombre de cycles. La loi unidimensionnelle de la plasticité cyclique, à la stabilisation, peut être écrite comme une fonction puissance entre l'amplitude de la contrainte  $\Delta\sigma$  et l'amplitude de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$ :

Pour un matériau sans endommagement 
$$\Delta\varepsilon_p = \left( \frac{\Delta\sigma}{K_p} \right)^M \quad (1.20)$$

Pour un matériau endommagé 
$$\Delta\varepsilon_p = \left[ \frac{\Delta\sigma}{K_p (1-D)} \right]^M \quad (1.21)$$

où  $K_p$  et  $M$  sont des paramètres matériau

Dans un essai à l'amplitude de déformation plastique constante,  $\Delta\sigma^*$  est l'amplitude de contrainte stabilisée à la fin de la période d'adoucissement ou de durcissement cyclique et avant le processus d'endommagement:

$$\Delta\varepsilon_p = \left( \frac{\Delta\sigma^*}{K_p} \right)^M = \left[ \frac{\Delta\sigma}{K_p (1-D)} \right]^M \quad (1.22)$$

On a alors :

$$D = 1 - \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma^*} \quad (1.23)$$

## 1.2. Endommagement par fatigue

### 1.2.1 Fatigue basée sur la contrainte

Des éléments de machine, de matériels de transport et /ou de structure sont fréquemment soumis à des charges répétées, (charges cycliques), et les contraintes cycliques résultantes peuvent conduire à l'endommagement physique microscopique des matériaux impliqués. Même à des niveaux de contraintes bien au-dessous des charges critiques, cet endommagement

microscopique peut s'accumuler cycle par cycle jusqu'à l'apparition d'une fissure ou d'un endommagement macroscopique jusqu'à la défaillance de l'élément. Ce processus d'endommagement et de défaillance résultant d'un chargement cyclique s'appelle la *Endommagement par fatigue*. Une des difficultés, apparue lors des premières études est que l'endommagement par fatigue est progressif mais pas facilement décelable et difficile à relier aux caractéristiques usuelles, en chargement monotone, du matériau [29].

### 1.2.1.1 Description du chargement cyclique

Beaucoup d'essais de fatigue sont réalisés à « *amplitude de contrainte constante* »: contrainte maximum et minimum constantes : figure 1.13.

On peut ainsi définir :

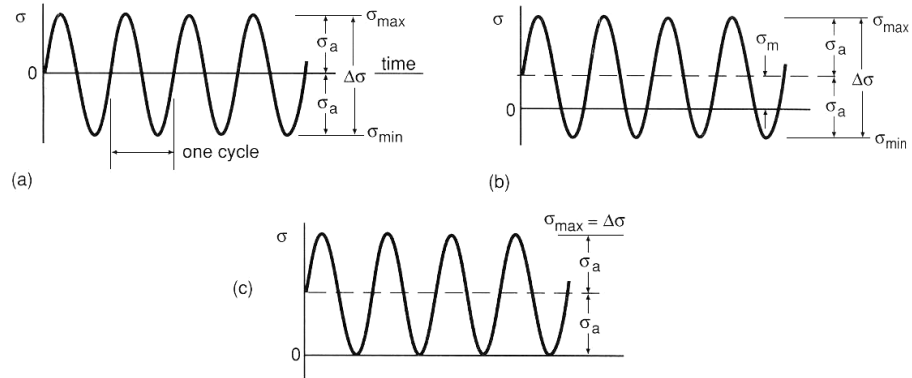
- la contrainte maximale  $\sigma_{\max}$ ,
- la contrainte minimale  $\sigma_{\min}$ ,
- l'étendue de contrainte  $\Delta\sigma$ .
- la contrainte moyen  $\sigma_m$ .
- l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ .

On a donc :

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}, \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}, \quad \sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (1.24)$$

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a, \quad \sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a \quad (1.25)$$

Le terme *contrainte alternative* est employé par quelques auteurs et a la même signification que l'amplitude de contrainte



**Figure 1.13** Chargement d'amplitude constante : terminologie  
 (a) Contrainte alternée  $\sigma_m = 0$ , (b) Contrainte ondulée : moyenne non nulle  $\sigma_m$ ,  
 (c) contrainte répétée en traction  $\sigma_{\min} = 0$ .

Les signes de  $\sigma_a$  et  $\Delta\sigma$  sont toujours positifs,  $\sigma_{\max} > \sigma_{\min}$ , la traction est considérée positive. Les valeurs  $\sigma_{\max}$ ,  $\sigma_{\min}$ , et  $\sigma_m$  peuvent être positives négatives ou nulles. On utilise également les variables ci-dessous :

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}, \quad A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (1.26)$$

Où  $R$  s'appelle le *rapport de contrainte* et  $A$  la *relation d'amplitude*.

Quelques expressions additionnelles peuvent également utilisées selon les auteurs.

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{\max}(1 - R), \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max}}{2}(1 + R) \quad (a, b)$$

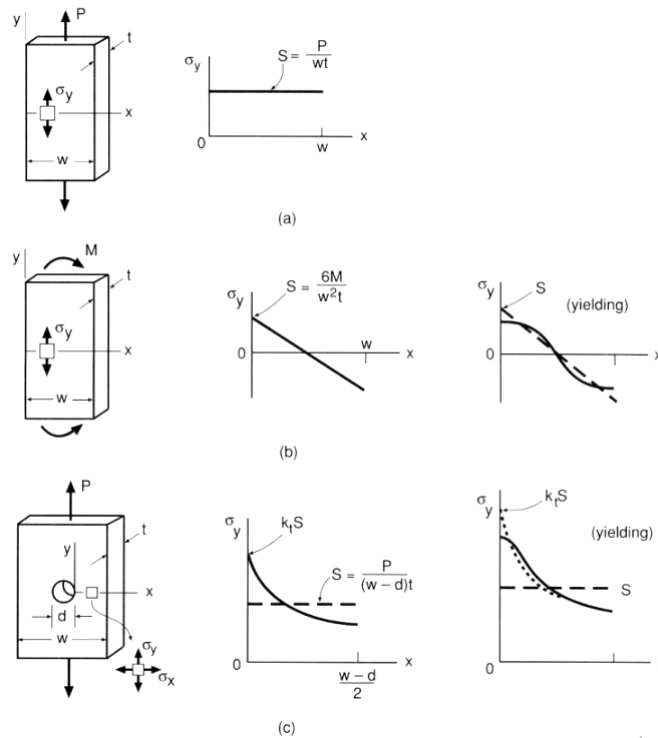
$$R = \frac{1 - A}{1 + A}, \quad A = \frac{(1 - R)}{(1 + R)} \quad (c, d) \quad (1.27)$$

### 1.2.1.2 Contrainte locale et contrainte nominale

Il est important de distinguer la contrainte locale,  $\sigma$ , de la contrainte nominale ou moyenne  $\sigma_n$ . La *contrainte nominale* est calculée à partir de la (des) charge(s) appliquée(s) et est égale à  $\sigma$ , contrainte locale, dans certaines situations (chargement uni axial, section constante, pas de discontinuité géométrique).

Considérons les trois cas de la figure 1.14. Pour chargement axial simple (a), la contrainte  $\sigma$  est la même partout et égale à la valeur moyenne  $\sigma = P/A$ , où  $A$  est la section transversale. Pour un

chargement de flexion,  $S$  ( $\sigma_n$ ) est calculée à partir de l'équation de flexion  $S = M_c/I$ , où  $c$  est la distance de l'axe neutre au bord et  $I$  est le moment quadratique par rapport à l'axe neutre. Par suite,  $\sigma = S$  sur les fibres extérieures.



**Figure 1.14** Contrainte nominale (a) traction simple, (b) flexion, et (c) traction avec éprouvette percée.

(a) Distribution des contraintes  $\sigma_y$  en fonction de  $x$  lignes continues,

(b) Distribution, en flexion associée à une contrainte nominale  $S$  : ligne discontinue.

(c) Distribution, dans le domaine élastique, de la contrainte au bord du trou : ligne pointillée.

### 1.2.1.3 Courbe contrainte – durée de vie (Strees –Number of cycles: $S-N$ )

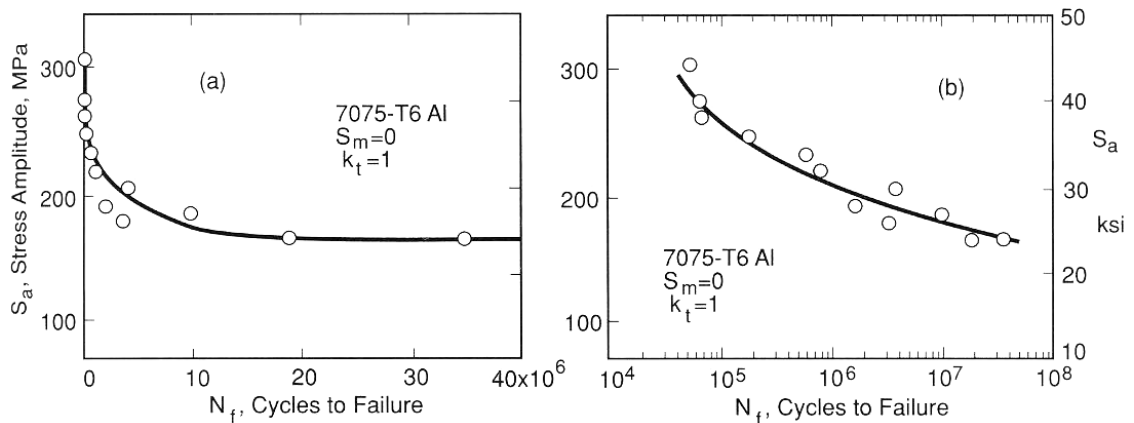
Le nombre de cycles à la rupture (durée de vie) dépend du niveau de chargement (contrainte). La courbe représentative de la durée de vie en fonction de la contrainte appliquée est appelée courbe  $S-N$  (Stress – Number of Cycles) ou courbe de Wöhler.

En ordonnée on a soit l'étendue de contrainte  $S_a = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$  soit l'amplitude de contrainte  $(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$  et en abscisse le nombre de cycles à la rupture (durée de vie)  $N_f$ , figures 1.15 et 1.16.

Chaque courbe  $S-N$  correspond à une contrainte moyenne. La plus classique est la courbe  $S-N$  où  $S$  est l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  et  $N$  le nombre de cycles à la rupture  $N_f$  (ou  $N_r$ ) pour une

contrainte moyenne nulle :  $\sigma_m = 0$ . On utilise également la représentation en  $\Delta\sigma$  ou en  $\sigma_{\max}$  pour un rapport de contrainte  $R$  donné.

Les équations (1.25 et 1.27) peuvent être employées pour convertir sans difficulté les courbes  $S-N$  d'une forme à l'autre.



**Figure 1.15** Courbes  $S-N$  en flexion rotative pour des échantillons lisses d'un alliage d'aluminium [30].

(a) Échelle linéaire en contrainte et en durée de vie.

(b) Échelle linéaire en contrainte et échelle logarithmiques en nombres de cycles.

Le nombre de cycles à rupture (durée de vie) change avec le niveau de contrainte et peut s'étendre sur plusieurs puissances de dix. Le nombre de cycles est habituellement tracé sur une échelle logarithmique. La difficulté avec une échelle linéaire est illustrée dans la figure 1.15, où les mêmes données  $S-N$  sont tracées sur une échelle linéaire en contrainte et logarithmique en nombre de cycles  $N_f$ . Avec une représentation linéaire des durées de vie, le nombre de cycles correspondant aux faibles durées de vie ne peut pas être lu correctement. Une échelle logarithmique peut également être employée pour l'axe de contrainte.

Les données  $S-N$  peuvent être approximativement représentées par une droite dans un diagramme avec une échelle linéaire pour les contraintes et une échelle logarithmique pour les durées de vie (contrainte est supérieure à la limite de fatigue).

L'équation suivante contrainte durée de vie peut alors s'exprimer par :

$$\sigma_a = C + D \log N_f \quad (1.28)$$

où  $C$  et  $D$  sont des constantes matériau.



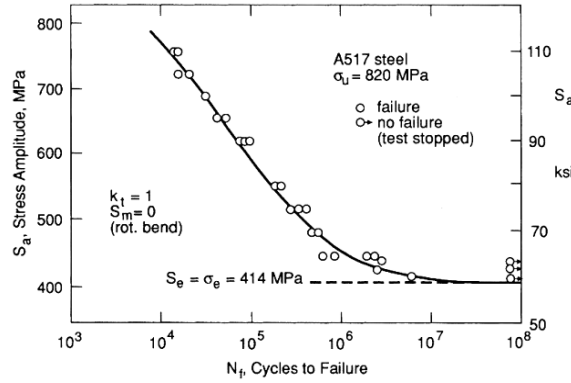


Figure 1.16 Courbe de flexion rotative S-N pour les échantillons lisses d'un acier avec une limite de fatigue [31].

Lorsque la courbe  $S-N$  peut être approximée par une droite dans un digramme log-log. L'équation peut être représentée par la loi de Basquin :

$$\sigma_a = AN_f^B \quad (1.29)$$

Cette deuxième équation est souvent employée sous une forme légèrement différente.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (1.30)$$

Les constantes correspondantes pour les deux formes sont reliées par :

$$A = 2^b \sigma'_f, \quad B = b \quad (1.31)$$

Le tableau 1.1 donnent les valeurs de ces constantes, équations 1.29 et 1.30, pour plusieurs alliages métalliques.

Material	Yield Strength $\sigma_o$	Ultimate Strength $\sigma_u$	True Fracture Strength $\bar{\sigma}_{fB}$	$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b = AN_f^B$		
				$\sigma'_f$	A	b = B
<i>(a) Steels</i>						
AISI 1015 (normalized)	227 (33)	415 (60.2)	725 (105)	976 (142)	886 (128)	-0.14
Man-Ten (hot rolled)	322 (46.7)	557 (80.8)	990 (144)	1089 (158)	1006 (146)	-0.115
RQC-100 (roller Q & T)	683 (99.0)	758 (110)	1186 (172)	938 (136)	897 (131)	-0.0648
AISI 4142 (Q & T, 450 HB)	1584 (230)	1757 (255)	1998 (290)	1937 (281)	1837 (266)	-0.0762
AISI 4340 (aircraft quality)	1103 (160)	1172 (170)	1634 (237)	1758 (255)	1643 (238)	-0.0977
<i>(b) Other Metals</i>						
2024-T4 Al	303 (44.0)	476 (69.0)	631 (91.5)	900 (131)	839 (122)	-0.102
Ti-6Al-4V (solution treated and aged)	1185 (172)	1233 (179)	1717 (249)	2030 (295)	1889 (274)	-0.104

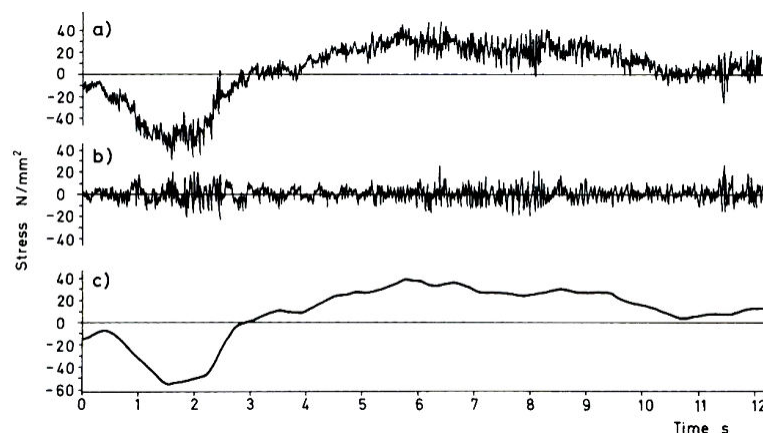
Notes: The tabulated values have units of MPa(ksi) except for dimensionless  $b = B$ . See Table 14.1 for sources and additional properties.

Tableau 1.1 Constantes des courbes contrainte-durée de vie pour différents alliages métalliques ductiles (essais à contrainte moyenne nulle -échantillons lisses).

### 1.2.1.4 Origine du chargement cyclique

Quelques applications pratiques comportent un chargement cyclique à amplitude constante, mais les plus souvent le chargement est aléatoire dans le temps. Des exemples sont donnés dans la figure 1.17. Les chargements peuvent être divisés en quatre catégories selon leurs origines.

- Les *chargements statiques* ne changent pas et sont stables dans le temps.
- Les *chargements de fonctionnement* varient avec le temps et dépendent de la sollicitation instantanée de l'élément.
- Les *chargements vibratoires* sont des chargements cycliques haute fréquence qui proviennent de l'environnement ou résultent d'effets secondaires liés à la fonction du composant. Ceux-ci sont souvent provoqués par la turbulence liquide ou par des instabilités de frottement liées à la rugosité des surfaces en contact.
- Les *chargements accidentels* sont des événements rares non prévisibles.



**Figure 1.17** Enregistrement des contraintes sur un bras d'articulation de direction d'une automobile, (a) enregistrement global, (b) chargement vibratoire causé par la rugosité de chaussée, (c) chargement de fonctionnement lors de la manœuvre du véhicule [32].

### 1.2.1.5 Essai de fatigue

Les essais pour obtenir des courbes *S-N* des matériaux sont courants. Plusieurs Normes définissent les conditions opératoires :

Normes No. E466 [33] pour les essais de fatigue basés sur la contrainte pour les métaux, Normes No. D671 [34] pour les essais sur des plastiques (polymères).

Les données et les courbes  $S-N$  sont disponibles dans la littérature pour de nombreux matériaux.

Ces données doivent être replacées dans le contexte, géométrie, chargement,... Pour une utilisation optimum.

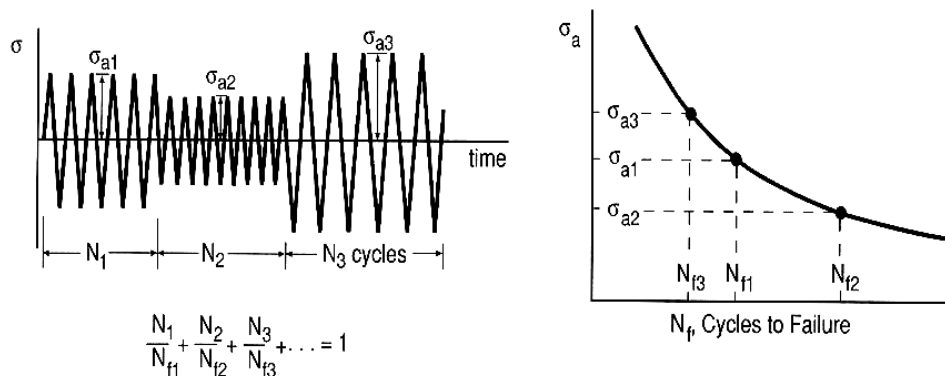
### 1.2.1.6 La règle de Palmgren-Miner : cumul d'endommagement

Considérons une situation du chargement d'amplitude variable comme illustrée dans la figure 1.18. Une certaine amplitude de contrainte  $\sigma_{a1}$  est appliquée pour un nombre de cycles  $N_1$ , où le nombre de cycles à rupture (durée de vie) donné par la courbe  $S-N$  est pour  $\sigma_{a1}$  :  $N_{f1}$ .

La fraction de vie utilisée est alors  $N_1/N_{f1}$ .

Si une autre amplitude de contrainte  $\sigma_{a2}$ , correspondant à  $N_{f2}$  sur la courbe  $S-N$ , est appliquée, pour  $N_2$  cycles. Une fraction additionnelle de vie  $N_2/N_{f2}$  est alors ajoutée. La règle de Palmgren-Miner mentionne simplement que la défaillance en fatigue se produira la somme de fractions de vie atteint l'unité, c'est à quand 100% de durée de vie est consommé. [29].

$$\frac{N_1}{N_{f1}} + \frac{N_2}{N_{f2}} + \frac{N_3}{N_{f3}} + \dots = \sum \frac{N_j}{N_{fj}} = 1 \quad (1.32)$$



**Figure 1.18** Prédiction de la durée de vie pour des chargements d'amplitude variable : Règle de Palmgren-Miner.

Lorsque l'on a des séquences de chargement répétitives. On peut calculer la fraction totale de des durées de vie pour cette séquence et répéter celle-ci jusqu'à ce que la somme atteigne 1.

$$B_f \left[ \sum \frac{N_j}{N_{fj}} \right]_{\text{one rep.}} = 1 \quad (1.33)$$

où  $B_f$  est le nombre de séquences à la rupture : figure 1.19.

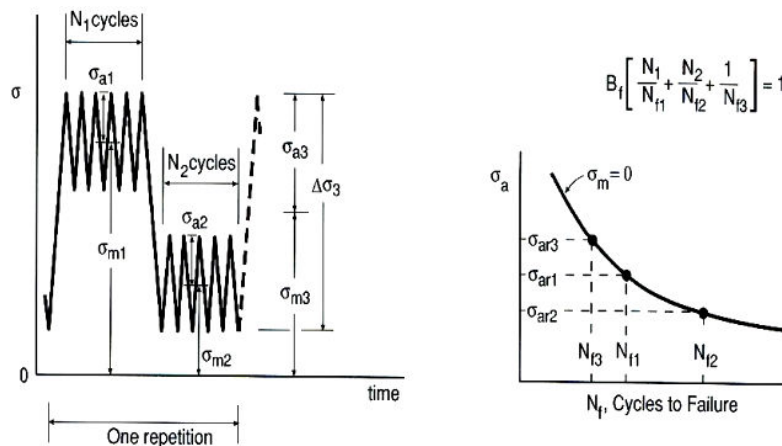


Figure 1.19 Prédiction de la durée de vie pour des séquences de chargement répétées.

## 1.2.2 Fatigue basée sur la déformation

L'étude de la fatigue basée sur la déformation considère la déformation en plastique se produit dans des zones localisées où les fissures de fatigue s'initient, par exemple dans les zones de concentration de contraintes au voisinage des discontinuités géométriques. Dans ces zones les déformations plastiques et le cumul de ces déformations sont utilisés pour évaluer la durée de vie. Ceci permet de prendre en compte les aspects locaux dans des matériaux ductiles où des zones sont fortement sollicitées. La durée de vie est généralement à faible nombre de cycles et la déformation plastique doit être prise en compte : Fatigue oligo-cyclique.

### 1.2.2.1 Courbes déformation - durée de vie

Dans une représentation déformation – durée de vie l'axe des abscisses correspond aux durées de vie (nombre de cycles à rupture) et l'axe des ordonnées à l'amplitude de déformation. C'est courbes sont similaires aux courbes  $S-N$  où la déformation remplace la contrainte avec les mêmes définitions, étendue de la déformation et amplitude de la déformation.

### 1.2.2.1.1 Essais déformation- durée de vie et modélisation

Les essais sont généralement conduits en déformation alternée ( $R = -1$ ,  $\varepsilon_{\min} = -\varepsilon_{\max}$ ). Le chargement axial d'échantillons lisses est généralement utilisé comme illustré sur la figure 1.20.

Les déformations sont mesurées par un extensomètre à lames fixé sur l'éprouvette, les éprouvettes peuvent être plates ou cylindriques. Les essais sont conduits comme les essais pilotés en contraintes, jusqu'à rupture et ce pour plusieurs niveaux d'amplitude de déformation  $\varepsilon_a$ .



*Figure 1.20* Essais à amplitude de déformation imposée, extensomètre à lames.

Les figures 1.21 et 1.22 illustrent les résultats d'essais à déformation imposée  $\varepsilon_a-N$ . La déformation totale peut être décomposée en une composante de déformation élastique et une composante de déformation plastique.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ea} + \varepsilon_{pa} \quad (1.34)$$

où l'amplitude de déformation élastique est liée à l'amplitude de contrainte par  $\varepsilon_{ea} = \sigma_a/E$ . L'amplitude de déformation plastique  $\varepsilon_{pa}$  est la moitié de la déformation plastique totale mesurée sur un cycle d'hystérésis stabilisé.

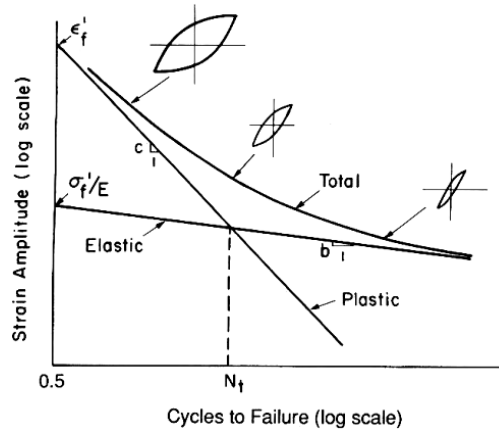


Figure 1.21 Déformation élastique, plastique, et totale en fonction de la durée de vie [36].

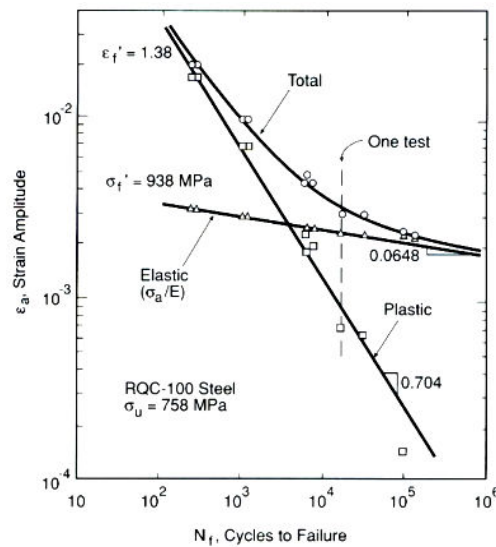


Figure 1.22 Courbes déformation élastique, plastique et totale en fonction de la durée de vie pour l'acier RQC-100. Résultats d'essais (points) et courbes d'interpolation [37].

Les déformations élastiques donnent souvent une ligne droite de faible pente dans une représentation graphique en log-log. Les déformations plastiques conduisent également à une ligne droite de pente plus élevée. Les équations de ces droites peuvent alors s'écrire :

$$\varepsilon_{ea} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b, \quad \varepsilon_{pa} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{a, b}) \quad (1.35)$$

Les valeurs,  $b$  et  $c$  sont les pentes des droites dans une représentation log-log. Les constantes  $\sigma'_f/E$  et  $\varepsilon'_f$  sont par convention évaluées à  $N_f = 0.5$ , les équations font alors apparaître la quantité  $(2N_f)$ . Les quatre constantes requises ( $\sigma'_f/E$ ,  $\varepsilon'_f$ ,  $b$ ,  $c$ ) sont illustrées dans la figure

1.24. La combinaison des équations (1.34 et 1.35) donne une relation entre l'amplitude de déformation totale  $\varepsilon_a$  et la durée de vie.

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (1.36)$$

Les valeurs  $\sigma'_f, b, \varepsilon'_f$  et  $c$  sont considérées comme des propriétés matériau. Cette équation (1.36) correspond aux courbes identifiées « total » sur les figures 1.21 et 1.22. On peut  $N_f$  pour une valeur donnée de  $\varepsilon_a$ , cette équation (1.36) est connue sous le nom de loi de Coffin-Manson. On peut aussi noter que l'équation (1.35a) vient de la relation contrainte-durée de vie.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (1.37)$$

Material	Source	Tensile Properties				Cyclic $\sigma$ - $\varepsilon$ Curve			Strain-Life Curve			
		$\sigma_a$	$\sigma_u$	$\bar{\sigma}_{FB}$	% RA	E	H'	n'	$\sigma'_f$	b	$\varepsilon'_f$	c
<i>(a) Steels</i>												
SAE 1015 (normalized)	(8)	227 (33.0)	415 (60.2)	725 (105)	68	206,000 (29,900)	1058 (153)	0.24	976 (142)	-0.14	0.76	-0.59
Man-Ten <sup>2</sup> (hot rolled)	(7)	322 (46.7)	557 (80.8)	990 (144)	67	203,000 (29,500)	1096 (159)	0.187	1089 (158)	-0.115	0.912	-0.606
RQC-100 (roller Q & T)	(2)	683 (99.0)	758 (110)	1186 (172)	64	200,000 (29,000)	903 (131)	0.0905	938 (136)	-0.0648	1.38	-0.704
SAE 1045 (HR & norm.)	(6)	382 (55.4)	621 (90.1)	985 (143)	51	202,000 (29,400)	1258 (182)	0.208	948 (137)	-0.092	0.260	-0.445
SAE 4142 (As Q, 670 HB)	(1)	1619 (235)	2450 (355)	2580 (375)	6	200,000 (29,000)	2810 (407)	0.040	2550 (370)	-0.0778	0.0032	-0.436
SAE 4142 (Q & T, 560 HB)	(1)	1688 (245)	2240 (325)	2650 (385)	27	207,000 (30,000)	4140 (600)	0.126	3410 (494)	-0.121	0.0732	-0.805
SAE 4142 (Q & T, 450 HB)	(1)	1584 (230)	1757 (255)	1998 (290)	42	207,000 (30,000)	2080 (302)	0.093	1937 (281)	-0.0762	0.706	-0.869
SAE 4142 (Q & T, 380 HB)	(1)	1378 (200)	1413 (205)	1826 (265)	48	207,000 (30,000)	2210 (321)	0.133	2140 (311)	-0.0944	0.637	-0.761
AISI 4340 <sup>2</sup> (Aircraft Qual.)	(3)	1103 (160)	1172 (170)	1634 (237)	56	207,000 (30,000)	1655 (240)	0.131	1758 (255)	-0.0977	2.12	-0.774
AISI 4340 (409 HB)	(1)	1371 (199)	1468 (213)	1557 (226)	38	200,000 (29,000)	1910 (277)	0.123	1879 (273)	-0.0859	0.640	-0.636
Ausformed H-11 (660 HB)	(1)	2030 (295)	2580 (375)	3170 (460)	33	207,000 (30,000)	3475 (504)	0.059	3810 (553)	-0.0928	0.0743	-0.7144
<i>(b) Other Metals</i>												
2024-T351 Al	(1)	379 (55.0)	455 (66.0)	558 (81.0)	25	73,100 (10,600)	662 (96.0)	0.070	927 (134)	-0.113	0.409	-0.713
2024-T4 Al <sup>3</sup> (Prestrained)	(4)	303 (44.0)	476 (69.0)	631 (91.5)	35	73,100 (10,600)	738 (107)	0.080	1294 (188)	-0.142	0.327	-0.645
7075-T6 Al	(5)	469 (68.0)	578 (84)	744 (108)	33	71,000 (10,300)	977 (142)	0.106	1466 (213)	-0.143	0.262	-0.619
Ti-6Al-4V (soln. tr. & age)	(1)	1185 (172)	1233 (179)	1717 (249)	41	117,000 (17,000)	1772 (257)	0.106	2030 (295)	-0.104	0.841	-0.688
Inconel X (Ni base, anml.)	(1)	703 (102)	1213 (176)	1309 (190)	20	214,000 (31,000)	1855 (269)	0.120	2255 (327)	-0.117	1.16	-0.749

Notes: <sup>1</sup>The tabulated values either have units of MPa (ksi), or they are dimensionless. <sup>2</sup>Test specimens prestrained except at short lives, also periodically overstrained at long lives. <sup>3</sup>For nonprestrained tests, use same constants except  $\sigma'_f = 900(131)$  and  $b = -0.102$ .

Sources: Data in (1) [Conle 84]; (2) author's data on the ASTM Committee E9 material; (3) [Dowling 73]; (4) [Dowling 89] and [Topper 70]; (5) [Endo 69] and [Raske 72]; (6) [Leese 85]; (7) [Wetzel 77] pp. 41 and 66; (8) [SAE 89].

**Tableau 1.2** Constantes cycliques des courbes contrainte-déformation, déformation-durée de vie et contrainte-durée de vie pour quelques alliages métalliques [38].

Le tableau 1.2 rassemble quelques données bibliographiques sur les constantes « matériau » pour différents alliages métalliques couramment utilisés.

### 1.2.2.1.2 Commentaires sur l'équation et courbes de déformation-durée de vie

Aux grandes durées de vie, faibles déformations plastiques, le premier terme relatif à la déformation élastique (équation 1.36) est prépondérant et la courbe  $S-N$  est voisine de celle correspondant à la déformation élastique. La boucle d'hystérésis est très écrasée : figure 1.21. Inversement pour les faibles durées de vie, les déformations plastique sont grandes comparées aux déformations élastiques, les boucles d'hystérésis sont élargies et la courbe  $S-N$  est proche de celle correspondant à la plasticité pure. Pour les durées de vie intermédiaire, au voisinage du point de croisement des droites relatives aux déformations élastiques et plastiques, les deux de déformations sont d'amplitude similaire. Le point d'intersection est identifié comme étant la durée de vie de transition  $N_t'$ . Une équation reliant  $N_t$ , aux autres constantes peut être obtenue par la substitution  $\varepsilon_{ea} = \varepsilon_{pa}$  afin de combiner les équations (1.35a) et (1.35b), ce qui nous donne

$$N_t = \frac{1}{2} \left( \frac{\sigma'_f}{\varepsilon'_f E} \right)^{\frac{1}{c-b}} \quad (1.38)$$

La valeur de  $N_t$ , est ainsi le point de séparation entre la fatigue à bas nombre de cycles et la fatigue à grand nombre de cycles. À partir des équations de Ramberg-Osgood, la limite de déformation plastique de la courbe cyclique de contrainte-déformation est donnée par :

$$\sigma_a = H' \varepsilon_{pa}^{n'} \quad (1.39)$$

En éliminant  $N_f$  entre les équations (1.35b et 1.38), on peut avec les relations précédentes évaluer les constantes de la courbe de la déformation-durée de vie à partir des courbes cycliques « contrainte-déformation ».

$$n' = \frac{b}{c}, \quad H' = \frac{\sigma'_f}{(\varepsilon'_f)^{b/c}} \quad (1.40)$$

Ainsi, des six constantes  $H', n', \sigma'_f, b, \varepsilon'_f$ , et  $c$ , seulement quatre sont indépendantes. Cependant, il est courant d'en prendre trois à partir des équations (1.35b, 1.37, et 1.29), de sorte que dans les rapports ci-dessus les constantes ne soient satisfaites qu'approximativement.



### 1.2.2.1.3 Métaux et alliages métalliques de construction

La grande quantité de données disponibles pour les alliages métalliques de construction permet d'énoncer quelques généralisations et quelques tendances au sujet des courbes déformation-durée de vie pour cette classe des matériaux. Comme on l'a vu précédemment, l'interprétation des constantes des courbes déformation-durée de vie sont similaires à celles obtenues à partir d'un essai de traction.

$$\sigma'_f \approx \tilde{\sigma}_f, \quad \epsilon'_f \approx \tilde{\epsilon}_f \quad (1.41)$$

Un matériau ductile a une valeur élevée de  $\tilde{\epsilon}_f$  et une valeur basse de  $\tilde{\sigma}_f$ . Par conséquent, la ligne correspondant à la déformation plastique tend à être haute, et la ligne correspondant à la déformation élastique basse, figure 1.21. Ceci est illustré sur la figure 1.23 : courbes déformation-durée de vie.

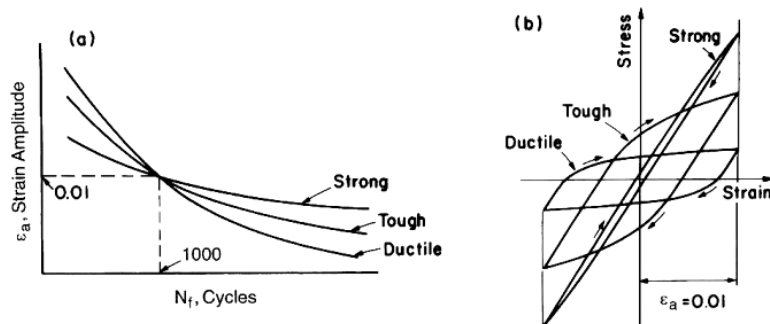


Figure 1.23 Tendances des courbes déformation-durée de vie pour différents alliages métalliques [29].

La figure 1.24 montre les tendances décrites ci-dessus pour quelques aciers.

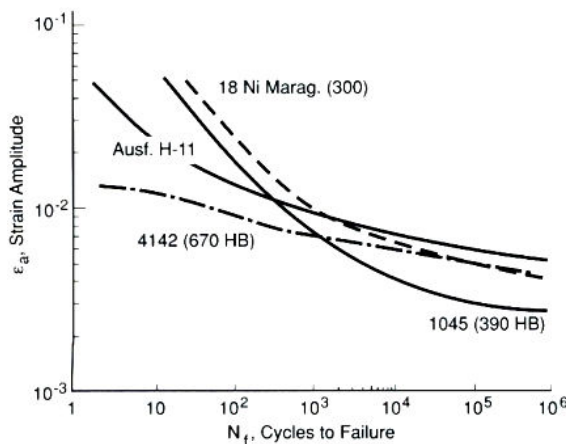


Figure 1.24 Courbes de déformation-durée de vie pour quatre aciers [29].

La variation de  $N$ , avec les propriétés mécaniques de l'alliage est illustrée en traçant  $N_t$  en fonction de la dureté pour différents aciers : figure 1.25. La dureté varie inversement avec la ductilité, de sorte que  $N_t$  diminue lorsque la dureté augmente.

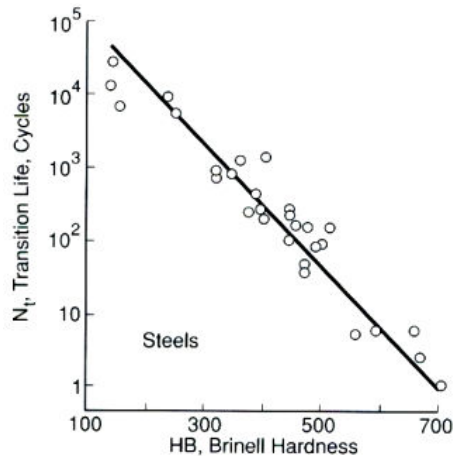


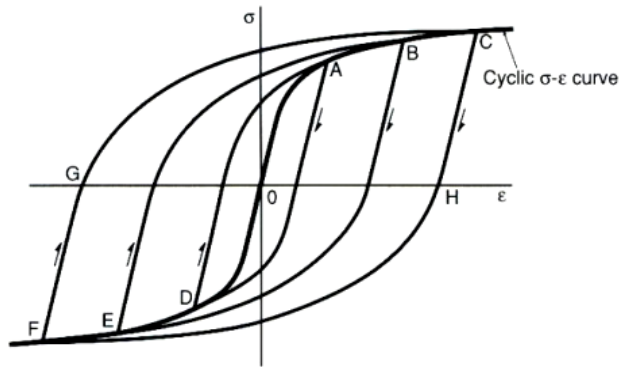
Figure 1.25 Évolution de  $N_t$  en fonction de la dureté pour différents aciers.

### 1.2.2.2 Évaluation des durées de vie de composants structuraux

Jusqu'ici nous avons uniquement considéré les relations entre les contraintes ou les déformations et la durée de vie. Pour employer ces derniers pour des chargements cycliques sur un composant structural (axe, élément entaillé,...) les contraintes et les déformations doivent d'abord être déterminées à partir du chargement appliqué.

#### 1.2.2.2.1 Courbes contrainte-déformation cycliques tendances générales

La boucle d'hystérésis réalisée à la demi-durée de vie est par convention employée pour représenter le comportement stabilisé. Ces boucles réalisées à différents niveaux de déformation permettent, en reliant les extrémités :  $O-A-B-C$ , de tracer la courbe *cyclique contrainte-déformation* ou *courbe d'érouissage cyclique* de traction ou de compression, figure 1.26. On utilise généralement la valeur moyenne entre les résultats de traction et de compression. La courbe cyclique « contrainte-déformation » est ainsi le rapport entre l'amplitude de la contrainte et l'amplitude de la déformation pour un chargement cyclique.



**Figure 1.26** Courbe « contrainte-déformation » cyclique définie à partir des boucles d'hystérésis. Trois boucles sont présentées, A-D, B-E, et C-F. Les points O-A-B-C sont relatifs à la traction et les points O-D-E-F à la compression.

Les équations Ramberg-Osgood sont généralement employées pour représenter les courbes contrainte-déformation cycliques, équation (1.42).

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (1.42)$$

A partir de l'équation Ramberg -Osgood (1.42), on peut identifier la composante plastique des courbes de traction et calculer les paramètres matériau  $H'$  et  $n'$ . Pour les matériaux de construction,  $n'$  est souvent dans la gamme de 0.1 à 0.2, de sorte que 0.15, ou environ 1/7, est une valeur usuellement utilisée.

### 1.3 Essai dynamique

#### 1.3.1 Comportement des métaux aux grandes vitesses de déformation

Les caractéristiques de l'essai dynamique, chargement à grandes vitesses de déformation, ont été décrites par Lindholm [39] et sont représentées sur la figure 1.27. Ce diagramme montre les différents modes de chargement relatifs aux essais aux grandes vitesses de déformation et aux essais dynamiques.

Les méthodes d'essais dynamiques décrites peuvent être employées pour obtenir des données comme :

- Résistance dynamique
- Module dynamique
- Ténacité à la rupture
- Sensibilité à la rupture de surface
- Comportement à la rupture
- Mécanismes de défaillance
- Propriétés de dégradation
- Atténuation d'Impulsion
- Sensibilité à l'entaille

Les types suivants d'essais peuvent être employés pour étudier le comportement des matériaux aux grandes vitesses de déformation (excédant  $1 \text{ s}^{-1}$  qui peut être considéré comme le seuil pour un chargement dynamique: liées à la de sensibilité du matériau).

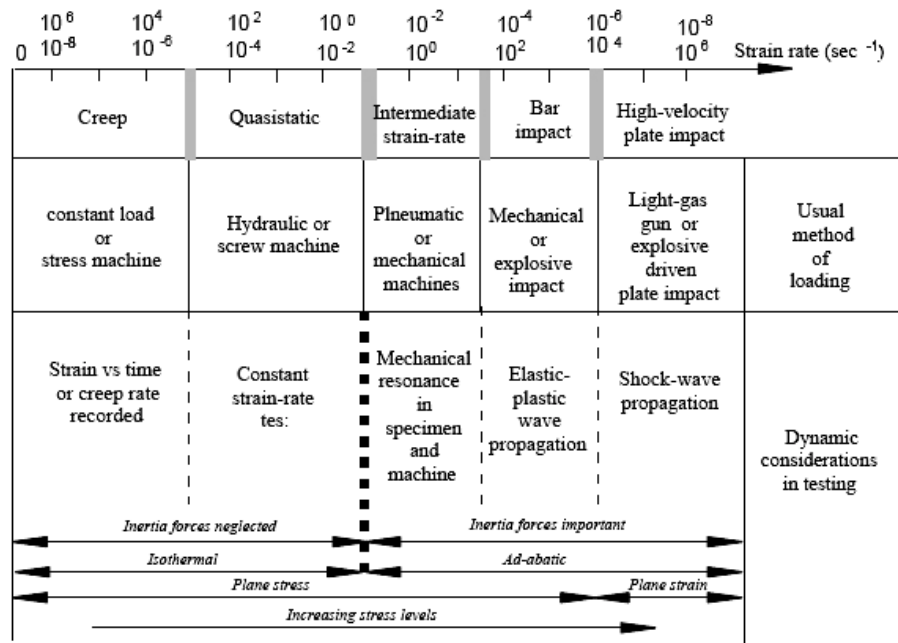


Figure 1.27 Aspects dynamiques de l'essai mécanique.

Chacune de ces méthodes d'essais peut être employée pour décrire une gamme de chargement aux grandes vitesses de déformations et chaque technique peut être employée pour obtenir une information particulière sur la réponse dynamique et le comportement des matériaux. Quelques commentaires spécifiques sur chacune des méthodes d'essais seront présentés.

**Essais de poinçonnement :** ils sont liés aux grandes vitesses de chargement et conduits généralement avec des échantillons de type essais de flexion et des échantillons plats [40]. L'information obtenue à partir de tels essais est liée à la charge maximum de poinçonnement pour une vitesse de chargement donnée.

**Essais Charpy-Izod.** sont liés aux grandes vitesses de chargement et généralement utilisés avec des échantillons entaillés ou non [41]. Ces essais, normalisés, sont souvent employés pour obtenir : l'énergie de rupture, la sensibilité à l'entaille, le mode de rupture, la transition ductile, fragile, du matériau.

**Essais de chute d'une masse (Drop weight)** sont liés aux grandes vitesses de chargement et sont généralement employés avec des échantillons de type flexion [42] et échantillons plats. Les données obtenues sont liées à l'absorption d'énergie, à la ténacité, à l'étude des mécanismes de défaillance et à la sensibilité à l'entaille.

**Dispositifs Hydrauliques ou Pneumatiques.** Ils permettent d'étudier la sensibilité du matériau aux vitesses de déformation, pour les grandes vitesses, pour des échantillons chargés en mode uni axial [43]. Ces équipements permettent d'obtenir des informations sur le comportement dynamique des matériaux.

**Barres d'Hopkinson,** elles sont employées l'étude de la traction, de la compression, de la torsion ou de la flexion dynamiques [4]. Ce dispositif donne des informations sur la sensibilité à la vitesse de déformation (grandes vitesses), sur la contrainte et la déformation dynamiques, sur les lois constitutives aux grandes vitesses de déformation, sur les mécanismes de rupture dynamique, sur l'atténuation de l'onde de choc et sur l'initiation de l'endommagement.

**Essais à l'explosif (flyer-plate-impact)** sont exécutés aux très grandes vitesses de chargement et de déformation [44]. Les données obtenues à partir de ces essais incluent l'information instantanée, sur le mode de rupture, sur les lois constitutives dynamiques la dégradation et l'endommagement des matériaux induit par ondes de choc.

### ***1.3.2 Essais uni axiaux aux grandes vitesses de déformation***

L'étude sur la sensibilité à la vitesse de déformation d'un matériau (grandes vitesses) peut être réalisée à partir de machines hydrauliques ou pneumatiques où les vitesses de déplacement du vérin peuvent varier dans une large gamme. L'essai de traction ou de compression étant largement utilisé car l'état de contrainte est bien connu. Il faut pouvoir réaliser et définir

rapidement les conditions optimums d'essais afin d'obtenir des courbes de « contrainte – déformation » fiables et exploitables.

La figure 1.28 illustre les conditions générales d'un essai de traction uni axiale. Un échantillon de longueur  $l$  est fixé à une extrémité  $x = 0$  et l'autre extrémité est soumise à une vitesse de déplacement uniforme  $v_0$  à partir du temps  $t = 0$ .

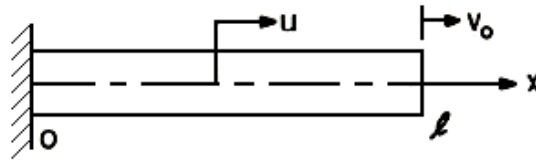


Figure 1.28 Schéma d'un essai uni axial de traction.

Ceci représente, par exemple, dans une machine la vitesse de déplacement de la traverse ou le déplacement d'une masse dans un essai en puits de chute. Les  $u(x, t)$  indiquent le déplacement de n'importe quel point de l'échantillon dans la direction  $x$  dans un mouvement purement uni axial.

En négligeant les effets radiaux d'inertie, l'équation du mouvement est [5]:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (1.43)$$

où

$$c = \left( \frac{E}{\rho} \right)^{1/2} \quad (1.44)$$

$C$  est la vitesse longitudinale de l'onde de choc dans une barre ou une tige ;  $E$  est le module d'Young et  $\rho$  la masse volumique du matériau. En appliquant les conditions initiales du déplacement et de vitesse nulle et les conditions de frontière à l'extrémité droite celle-ci se déplaçant avec la vitesse constante  $v_0$ , Le déplacement s'écrit :

$$u(x, t) = \frac{v_0 l}{2c} \left[ f\left(\tau + \frac{x}{l}\right) - f\left(\tau - \frac{x}{l}\right) \right] \quad (1.45)$$

où  $\tau = tc/l$  est une représentation adimensionnelle du temps et  $\tau = 1$  représente le temps nécessaire pour que l'onde de choc se propage sur la longueur de l'échantillon. La fonction

$\tau = f(\tau)$ , est représentée sur la figure 1.29. La déformation peut être obtenue à partir de  $\varepsilon = \partial u / \partial x$  et la contrainte de  $\sigma = E\varepsilon$ .

Les variables adimensionnelles peuvent être présentées comme suit [5]:

$$\xi = \frac{x}{l} \tag{1.46a}$$

$$v^* = \frac{v_0}{c} \tag{1.46b}$$

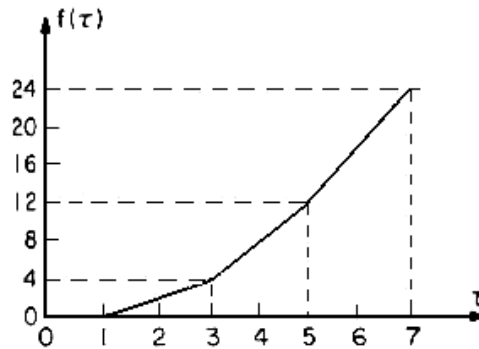


Figure 1.29 Graphique de la fonction  $f(\tau)$ .

Les courbes contrainte – déformation peuvent être construites en fonction du temps. La figure 1.30 montre la déformation normalisée en ce qui concerne  $v^*$  en fonction du temps adimensionnel  $\tau$  pour une valeur arbitraire  $\xi$  de la position le long de la barre.

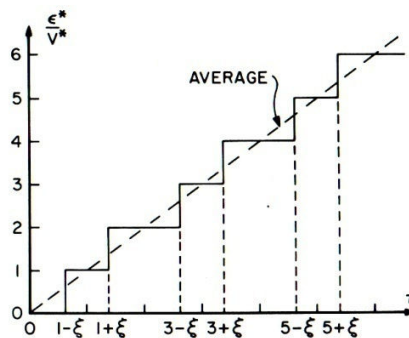


Figure 1.30 Déformation adimensionnelle aux extrémités de la barre en fonction du temps adimensionnel.

La ligne en pointillés montre la déformation moyenne adimensionnelle dans la barre. La figure 1.31 montre les contraintes normales aux extrémités de la barre. On peut remarquer à partir des deux figures que les contraintes et les déformations se résultent de nombreuses ondes se propageant dans les deux sens dans la barre.

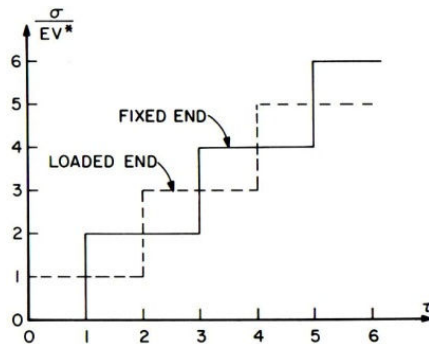


Figure 1.31 Contrainte adimensionnelle aux extrémités de la barre en fonction du temps adimensionnel.

### 1.3.3 Expérience de propagation d'onde

La variation de la résistance du matériau aux grandes vitesses de déformation est un élément important en prendre en compte lors du choix des matériaux pour les structures pouvant être soumises à des grandes vitesses de chargement ou de déformation. On a observé que pour beaucoup de matériaux, la limite d'élasticité augmente rapidement lorsque la vitesse de déformation augmente.

La figure 1.32, montre un exemple de valeur seuil au-delà de laquelle on observe ce changement de propriété du matériau. Ce changement se produit aux grandes vitesses de déformation, supérieures à  $30 \text{ s}^{-1}$  pour les métaux et alliages métalliques.

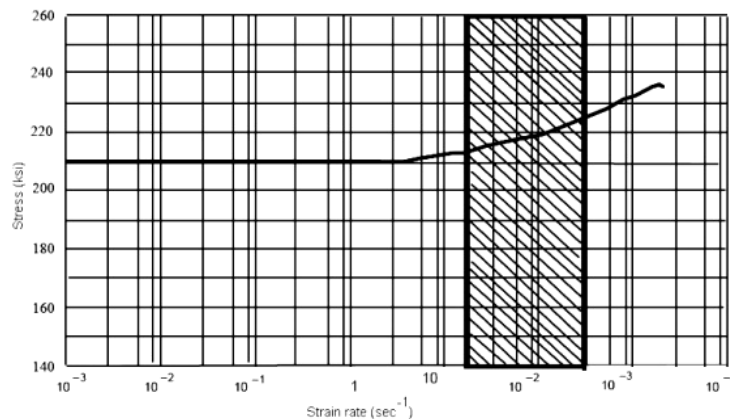
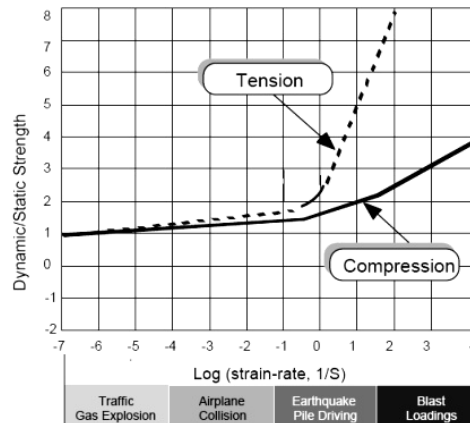


Figure 1.32 Limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation.

La signification physique du comportement aux grandes vitesses de déformation des métaux et alliages métalliques est illustrée sur la figure 1.33, qui montre également l'effet du mode de chargement aux grandes vitesses de déformation.



Un grand nombre de facteurs sont à prendre en considération [45], pour comprendre ce comportement, développer et affiner des modèles mathématiques appropriés permettant de décrire le comportement des matériaux aux grandes vitesses de déformation.



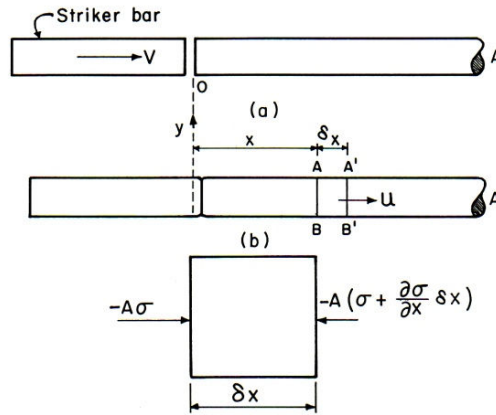
**Figure 1.33** Contrainte en fonction de la vitesse de déformation.  
Signification physique du comportement aux grandes vitesses de déformation.

En effet la complexité du problème dynamique nécessite de connaître l'influence de facteurs tels que l'intensité du chargement, la propagation de l'onde de choc et les conséquences sur le mode d'endommagement du matériau.

Pour des structures soumises à des chargements dynamiques et afin de caractériser et modéliser le comportement des couples matériaux-structures il est nécessaire de concevoir des essais spécifiques.

### 1.3.3.1 Propagation d'une onde élastique dans une barre cylindrique

Le calcul de la vitesse de propagation d'une onde élastique dans une barre est un préliminaire à toute analyse. La figure 1.34 montre l'impact d'un projectile sur une barre cylindrique avec une vitesse  $V$ . Une onde de contrainte de compression est produite dans la barre qui se déplace de gauche à droite [5]. Au temps  $t$  à l'avant de cette perturbation l'onde est à la position  $x$ . Nous négligeons, dans l'analyse, les déformations et l'inertie le long de la direction transversale à la barre  $O_y$ .



**Figure 1.34** Propagation de l'onde de choc dans la barre produite par impact de la barre par un projectile (a) avant l'impact et (b) après impact.

Si on considère une section  $AB$  (abscisse)  $x$  et une section  $A'B'$  (abscisse  $x + \delta x$ ). En appliquant la deuxième loi de Newton à  $AA'B'B$  nous obtenons :

$$F = ma$$

$$-\left[ A\sigma - A\left(\sigma + \frac{\partial\sigma}{\partial x}\delta x\right) \right] = A\rho\delta x \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (1.47)$$

$$\frac{\partial\sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (1.48)$$

Comme la déformation est élastique avec la loi de Hooke nous obtenons :

$$\frac{\sigma}{\varepsilon} = E$$

où  $\varepsilon$  est la déformation, définie comme  $\partial u / \partial x$ . Le signe moins résulte d'une déformation en compression. On a ainsi,

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[ E \frac{\partial u}{\partial x} \right] = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (1.49)$$

et

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (1.50)$$

La vitesse de l'onde est donnée par :

$$C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (1.51)$$

### ***1.3. 4 Barres d'Hopkinson***

Les barres d'Hopkinson (ou appareillage de Kolsky [4]) sont largement répandues pour la détermination expérimentale des caractéristiques dynamiques des matériaux. Le concept des barres d'Hopkinson comporte la détermination des contraintes, des déformations et/ou des déplacements dynamiques, se produisant à l'extrémité de la barre à partir d'une observation éloignée du phénomène.

La théorie régissant l'essai par barres d'Hopkinson a été développée pendant plusieurs décennies [6]. Le développement de l'informatique et la puissance des ordinateurs a permis de faire des avancées significatives au cours de la dernière décennie [7].

L'appareillage 'barres d'Hopkinson' se compose de deux longues barres minces situées de part et d'autre d'un échantillon cylindrique de faibles dimensions : figure 2.23 du Chapitre suivant. L'impact à l'extrémité d'une barre produit d'une onde de choc qui se propage à travers l'échantillon générant des contraintes de traction. A l'arrivée sur l'échantillon, l'onde de choc se réfléchit partiellement vers l'arrière où s'est produit l'impact. Le reste de l'onde est transmis par l'échantillon à la deuxième barre, causant la déformation plastique irréversible de l'échantillon.

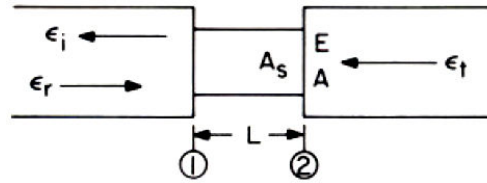
On montre que les ondes réfléchies et transmises sont respectivement proportionnelles à la vitesse de chargement et de déformation de l'échantillon. La déformation de l'échantillon peut être obtenue par intégrant la vitesse de déformation. Les contraintes et les déformations dans l'échantillon peuvent être calculées en prenant soin de contrôler les déformations dans les deux barres.

#### ***1.3. 4.1 Analyse***

Les équations pour l'analyse des barres d'Hopkinson en traction supposent que les contraintes et les vitesses à l'extrémité de l'échantillon se soient propagées au travers des barres sans dispersion. En supposant que le temps de passage de l'onde dans l'échantillon est court comparé à toute la durée de l'essai, beaucoup d'ondes réfléchies sur la barre transmettrice peuvent retourner à l'emplacement de l'échantillon. On suppose que la contrainte et la déformation sont

uniformes le long de l'échantillon. En utilisant des barres incidente et transmettrice de même matériau et même section, des relations relativement simples permettent d'obtenir la contrainte, la déformation, et la vitesse de déformation dans l'éprouvette [5].

La figure 1.35 illustre l'échantillon et les barres d'Hopkinson et montre les ondes : incidente, réfléchie, et le transmise,  $\epsilon_i$ ,  $\epsilon_r$  et  $\epsilon_t$ .



**Figure 1.35** Schéma de l'échantillon et des ondes de déformation : incidente, réfléchie et transmise.

En utilisant les indices 1 et 2 pour représenter les deux extrémités de l'échantillon comme illustrées figure 1.35, les déplacements aux extrémités de l'échantillon sont donnés par :

$$u_1 = \int_0^t C_0 \epsilon_i dt \quad (1.52a)$$

$$u_2 = \int_0^t C_0 \epsilon_t dt \quad (1.52b)$$

où  $C_0$  est la vitesse de l'onde élastique dans les barres d'Hopkinson. En termes d'onde incidente, réfléchie et transmise on a :

$$u_1 = C_0 \int_0^t (\epsilon_i - \epsilon_r) dt \quad (1.53a)$$

$$u_2 = C_0 \int_0^t \epsilon_t dt \quad (1.53b)$$

où les contraintes et les déformations sont supposées positives en traction. La déformation moyenne dans l'échantillon est :

$$\epsilon_s = \frac{u_1 - u_2}{L} \quad (1.54)$$

où, en termes d'ondes de déformation

$$\epsilon_s = \frac{C_0}{L} \int_0^t (\epsilon_i - \epsilon_r - \epsilon_t) dt \quad (1.55)$$

où  $L$  est la longueur de l'échantillon.

Les efforts aux extrémités de l'échantillon sont obtenus à partir

$$P_1 = EA(\varepsilon_i + \varepsilon_r)$$

$$P_2 = EA\varepsilon_t \quad (1.56)$$

où  $E$  et  $A$  sont le module d'Young et la section transversale des barres d'Hopkinson. L'effort moyen est calculé à partir de :

$$P_{av} = \frac{EA}{2}(\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (1.57)$$

Si on le suppose que  $P1=P2$ , (efforts identiques aux extrémités de l'échantillon),

$$\varepsilon_i + \varepsilon_r = \varepsilon_t \quad (1.58)$$

$$\varepsilon_s = \frac{C_0}{L} \int_0^t (\varepsilon_t + \varepsilon_r + \varepsilon_i) dt \quad (1.59)$$

Pour un échantillon de section transversale  $A_s$ , la déformation, la contrainte, et la vitesse de déformation dans l'échantillon sont données par :

$$\varepsilon_s = \frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_r dt \quad (1.60)$$

$$\sigma_s = E \frac{A}{A_s} \varepsilon_t \quad (1.61)$$

$$\dot{\varepsilon}_s = \frac{2C_0}{L} \varepsilon_r \quad (1.62)$$

Il est important de noter que la contrainte, la déformation, et la vitesse de déformation sont des valeurs moyennes, et qu'elles sont calculées à partir d'un état de contrainte plane.

### ***1.3. 4.2 Déformation plastique aux grandes vitesses de déformation***

Le comportement des matériaux soumis à de grandes vitesses de déformation plastiques est souvent décrit par les équations constitutives (1.63) prenant en compte la température [5].

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (1.63)$$

où  $\varepsilon$  est la déformation,  $\dot{\varepsilon}$  est la vitesse de déformation, et  $T$  la température. Puisque la déformation plastique est un processus irréversible, la réponse des matériaux à une sollicitation  $(\sigma, \varepsilon)$  dépend de la déformation de la nouvelle sous-structure créée. Un certain nombre

d'équations ont été proposées et utilisées avec succès pour décrire le comportement plastique des matériaux en fonction de la vitesse de déformation et de la température.

Aux faibles vitesses de déformation, la loi de durcissement ou d'écrouissage s'écrit de manière usuelle par :

$$\sigma = \sigma_0 + \kappa \varepsilon^n \quad (1.64)$$

Être  $\sigma_0$  la limite d'élasticité (contrainte d'écoulement), est  $n$  le coefficient de durcissement ou d'écrouissage, et  $\kappa$  un coefficient matériau. L'effet de la température sur la contrainte peut être représentée par :

$$\sigma = \sigma_r \left[ 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (1.65)$$

où  $T_m$  est le point de fusion,  $T_r$  est une température de référence à laquelle  $\sigma_r$ , une contrainte de référence, est mesuré, et  $T$  est la température pour lequel  $\sigma$  est calculé. Johnson et Cook [46] ont employé ces concepts de base et proposé l'équation suivante :

$$\sigma = (\sigma_0 + B \varepsilon^n) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[ 1 - (T^*)^m \right] \quad (1.66)$$

Cette équation a cinq paramètres, déterminés expérimentalement,  $(\sigma_0, B, C, n, m)$  décrit assez le correctement la réponse d'un certain nombre de métaux et alliages métalliques.

La limite  $T^*$  est calculée par :

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (1.67)$$

où  $T_r$  est la température de référence à laquelle  $\sigma_0$  est mesuré et  $\dot{\varepsilon}_0$  est une grande vitesse de déformation de référence qui peut, par commodité être prise égale à 1.

Johnson et Cook ont déterminé ces paramètres pour un certain nombre de matériaux et alliages métalliques. Le tableau 1.3 rassemble quelques unes de ces valeurs. L'équation Johnson-Cook correspond à un modèle constitutif fiable et largement utilisé.

Material	Description				Constitutive Constants for $\sigma = [\sigma_0 + B\epsilon^n][1 + C \ln \epsilon^*][1 - T^{*m}]$				
	Hardness (Rockwell)	Density (kg/m <sup>3</sup> )	Specific Heat (J/kg K)	Melting Temperature (K)	$\sigma_0$ (MPa)	$B$ (MPa)	$n$	$C$	$m$
OFHC copper	F-30	8960	383	1356	90	292	0.31	0.025	1.09
Cartridge brass	F-67	8520	385	1189	112	505	0.42	0.009	1.68
Nickel 200	F-79	8900	446	1726	163	648	0.33	0.006	1.44
Armco iron	F-72	7890	452	1811	175	380	0.32	0.060	0.55
Carpenter electrical iron	F-83	7890	452	1811	290	339	0.40	0.055	0.55
1006 steel	F-94	7890	452	1811	350	275	0.36	0.022	1.00
2024-T351 aluminum	B-75	2770	875	775	265	426	0.34	0.015	1.00
7039 aluminum	B-76	2770	875	877	337	343	0.41	0.010	1.00
4340 steel	C-30	7830	477	1793	792	510	0.26	0.014	1.03
S-7 tool steel	C-50	7750	477	1763	1539	477	0.18	0.012	1.00
Tungsten alloy (.07Ni, .03Fe)	C-47	17000	134	1723	1506	177	0.12	0.016	1.00
Depleted uranium-0.75% Ti	C-45	18600	117	1473	1079	1120	0.25	0.007	1.00

*Tableau 1.3* Constantes constitutives du pour différents matériaux ( $\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ ) [47].





## Chapitre II

---

### *Matériaux et Dispositifs Expérimentaux*

#### *2.1 Matériaux utilisés*

Un des matériaux structuraux examinés a été l'alliage d'aluminium 6061-T6; il est l'un des alliages d'aluminium de la série 6000 le plus largement répandu [48]. Cet alliage structural standard, un des plus malléables, s'adapte bien aux différents modes d'obtention par déformation plastique. Il est utilisé pour sa limite d'élasticité élevée et possède de bonnes caractéristiques de dureté. Les applications s'étendent des composants de transport, aux éléments de machine et d'équipement et aux produits de biens de consommations. L'alliage 6061 a une excellente résistance à la corrosion aux conditions atmosphériques et une bonne résistance à la corrosion à l'eau de mer. L'état T6 se compose d'un traitement thermique de mise en solution et d'un refroidissement lent. Cet alliage offre également un bon état de surface après usinage et répond bien à l'anodisation. Parmi les applications de l'alliage d'aluminium 6061-T6, on peut citer, des garnitures intérieures d'avion, des bâtis d'appareil-photo, des accouplements, des garnitures de l'équipement de marines, des garnitures de connecteurs électriques, matériel décoratif, des goupilles de charnière, des pièces de magnéto, des pistons de frein, des pistons hydrauliques, des garnitures d'appareils, des valves et des pièces de valve, armatures de vélo, etc.

L'acier AISI 4140T a également été étudié; cet acier au chrome – molybdène, possède des capacités de durcissement relativement élevées après une trempe à l'huile. Il est parmi les aciers malléables l'un des plus répandus pour les éléments de machines [49]. Le chrome confère une bonne pénétration en dureté et le molybdène confère une uniformité de la dureté et une haute limite d'élasticité. Cette catégorie d'aciers est particulièrement appropriée à la pièce forgée, il répond aisément au traitement thermique et est comparativement facile à usiner. L'état de  $T$  consiste à un traitement thermique de durcissement et de trempe [50–59].

### 2.1.1 Composition chimique

La composition chimique des deux matériaux a été déterminée à l'aide d'un spectromètre d'émission d'étincelle, et est elle indiquée respectivement dans les tableaux 2.1 et 2.2 pour l'alliage d'aluminium et l'acier.

Matériel	Si	Fe	Mg	Zn	Cu	Mn	Cr	Ti
Alliage d'aluminium 6061-T6	.52	.27	.46	.01	.13	.03	.027	.02

*Tableau 2.1 Composition chimique de l'alliage d'aluminium 6061-T6 (pour cent en masse).*

Matériel	C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S
Acier AISI 4140T	.38	.75	.20	.80	.15	.40	.04

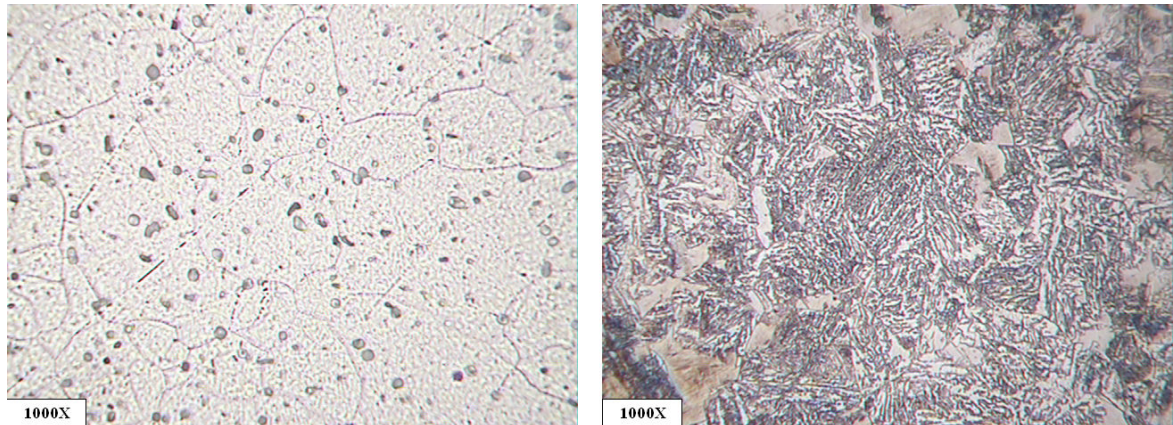
*Tableau 2.2 Composition chimique de l'acier AISI 4140T (pour cent en masse).*

### 2.1.2 Microstructure et dureté

L'analyse de microstructure de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et de l'acier AISI 4140T, a été effectuée sur de petits échantillons de chaque matériau à l'aide d'un microscope optique. La figure 2.1 montre la microstructure des deux matériaux.

La solution chimique utilisée pour l'observation métallographique de l'alliage d'aluminium est une solution contenant 25 ml de méthanol, 25 ml HCl (acide chlorhydrique), 25 ml de HNO<sub>3</sub> (acide nitrique) et 1 goutte de HF (acide fluorhydrique). Une attaque au Nital 3% a été utilisée pour le cas de l'acier.

La microstructure de l'alliage d'aluminium 6061-T6 montre une d'aiguille à base de Silicium et les grains semblent être assez homogènes. D'autre part, la microstructure de l'acier AISI 4140T montre une alternance de bandes de Martensite et de Martensite/Bainite trempées.



a) **Figure 2.1** Micrographies par microscopie optique, a) alliage d'aluminium 6061-T6 et b) acier AISI 4140T.

Des essais de dureté Vickers ont été effectués sur les deux matériaux avec un pénétrateur en diamant, de forme pyramidale droite, de base carrée d'angle de  $136^\circ$  en utilisant une charge de 50gf. La charge est normalement appliquée pendant 10 secondes. La dureté moyenne est 105 HV pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 et 365 HV pour l'acier AISI 4140T.

### **2.1.3 Géométrie et dimensions des éprouvettes**

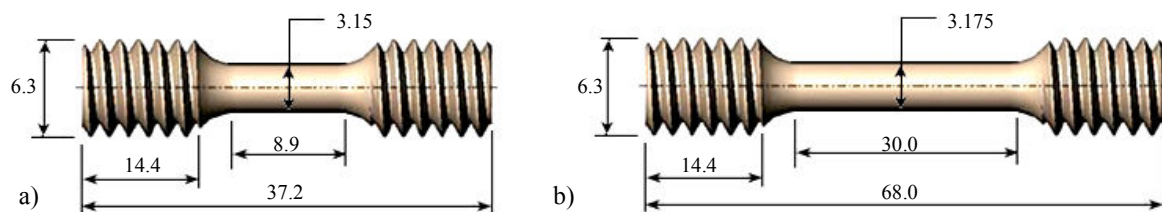
On veut pouvoir conserver une même géométrie d'éprouvette pour tous les dispositifs d'essai (quasi statique, fatigue et dynamique), cette géométrie est imposée par le dispositif d'essai en fatigue tout en respectant les recommandations.

Les essais de fatigue sur éprouvettes sont bien adaptés pour déterminer des niveaux de contrainte admissible (c'est-à-dire les caractéristiques matériaux) contrairement aux essais sur structures industrielles. Les essais sur éprouvettes gardent l'avantage d'une facilité de mise en œuvre et d'un coût plus faible permettant d'en utiliser suffisamment afin de prendre en compte la dispersion.

Les essais de fatigue par chargement uni axial imposent un certain nombre de critères à respecter pour la définition de la géométrie des éprouvettes:

- L'éprouvette cylindrique doit, de préférence, avoir un profil toroïdal favorisant l'amorçage de fissures dans la partie calibrée de l'éprouvette. L'endommagement restera donc, en théorie, localisé en fond de tore.
- Le diamètre minimum doit être supérieur à 3mm afin de réduire les causes de dispersion, mais inférieur à 30mm pour éviter des effets de volume. En choisissant un diamètre à 3.15mm et 3.175mm, ces conditions sont respectées et les calculs de contraintes simplifiés.

Le choix de la géométrie appropriée de l'éprouvette était l'une des premières étapes. Il était nécessaire de choisir un échantillon standard pour un meilleur ajustement des deux configurations d'essai (contrôle de charge et de déformation) : quasi statique, fatigue et dynamiques. Le choix de la géométrie de l'éprouvette a été basé sur les recommandations de la norme ASTM pour l'essai de traction des matériaux métalliques [60]. La littérature a rapporté différents types de spécimens de traction plats et cylindriques. La géométrie finale, représentée sur la figure 2.2a pour les essais de fatigue en contrôle de chargement et sur la figure 2.2b pour les essais de fatigue en contrôle de déformation. Les dimensions et la géométrie respectent les normes d'essais dans la gamme de vitesses de déformation des essais dynamiques.



**Figure 2.2** a) Éprouvette pour essais dynamiques en contrôle de chargement. b) Éprouvette pour des essais quasi statiques et dynamiques en contrôle de déformation. Dimensions en millimètres.

La fabrication des éprouvettes est réalisée au laboratoire. Les surfaces sont brutes d'usinage les éprouvettes en alliage d'aluminium ne pouvant pas être rectifiées. Le profil de la surface en fond de tore (figure 2.3) permet un calcul de l'écart moyen arithmétique du profil  $R_a$  de  $0.62\mu\text{m}$ , pour les deux types de matériau. Le profil comporte des rayures, parallèles les unes aux autres, et perpendiculaires à l'axe de l'éprouvette.

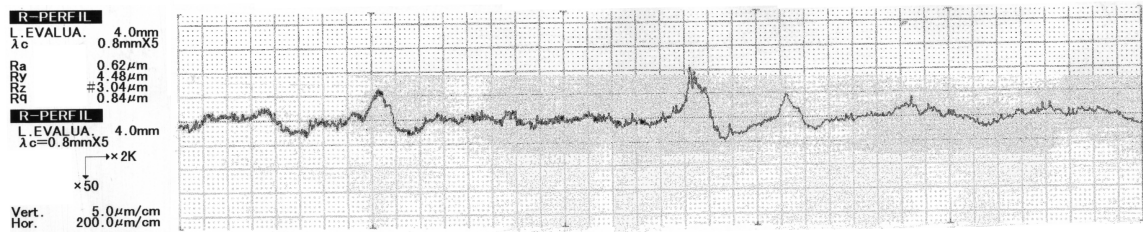


Figure 2.3 État de surface, profil de rugosité.

## 2.2 Partie expérimentale

### 2.2.1 Essais quasi statiques

L'essai quasi statique, également connu sous le nom d'essai de traction, est l'essai mécanique de base sur les matériaux. Les essais de traction sont simples, relativement peu coûteux, et entièrement normalisés. L'essai de traction permet de déterminer la loi de comportement monotone. Cette courbe (ou loi comportement, loi constitutive) permet d'identifier les caractéristiques mécaniques de traction.

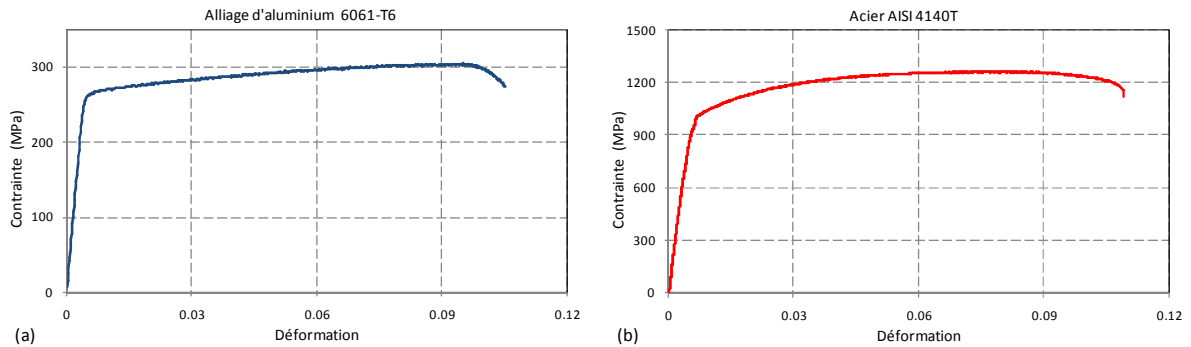
Des propriétés mécaniques quasi statiques des deux matériaux ont été obtenues, sur une machine MTS810 du Centre d'Ingénierie et Développement Industriel (CIDESI-CONACYT), représenté sur la figure 2.4, en appliquant la charge monotone à la vitesse de déplacement constante de 3mm/min pour l'alliage l'aluminium et de 1 mm/min pour l'acier. Un extensomètre 25.4mm MTS-634.11F-25 a été utilisé pour mesurer la déformation dans les éprouvettes.



Figure 2.4 MTS 810 FlexTest™ Système d'Essais de Matériaux.

## 2.2.2 Caractéristiques mécaniques

Les courbes de traction monotone sont montrées pour chaque matériau sur la figure 2.5 et les propriétés mécaniques sont données dans le tableau 2.3 pour l'alliage d'aluminium et l'acier.



**Figure 2.5** Courbes quasi statique de contrainte-déformation du (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T.

	Alliage d'aluminium 6061-T6	Acier AISI 4140T
Module d'Young (GPa)	65	183
Limite d'élasticité (MPa)	264	1026
Contrainte ultime (MPa)	304	1265

**Tableau 2.3** Propriétés mécaniques quasi statiques.

## 2.2.3 Essais de fatigue

### 2.2.3.1 L'essai en contrôle de chargement

L'essai de fatigue en contrôle de chargement a été réalisé sur une machine INSTRON8501 du *Laboratoire de Mécanique de Lille, Université de Lille 1*, figure 2.6. Ces essais ont permis la détermination des courbes  $S-N$  en appliquant un chargement cyclique uni axial avec un rapport de charge  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.2$ . Les éprouvettes utilisées ont 3.15mm de diamètre au centre, figure 2.3(a). Le chargement cyclique à une forme d'onde sinusoïdale et la fréquence est de 35 Hz.





**Figure 2.6** INSTRON 8501, Machine d'Essais Universelles.

Les conditions expérimentales de chargement et le nombre de cycles correspondant sont donnés dans les tableaux 2.4 et 2.5. Les courbes de Wöhler ( $S-N$ ) issues de ces résultats sont illustrées sur la figure 2.7a pour l'alliage d'aluminium et sur la figure 2.7b pour l'acier. Ces courbes  $S-N$  peuvent être modélisées par l'équation de Basquin.

$$\sigma_{\max} = 1632.7 N_f^{-0.17024} \quad \text{pour l'alliage d'aluminium 6061-T6} \quad (3.1)$$

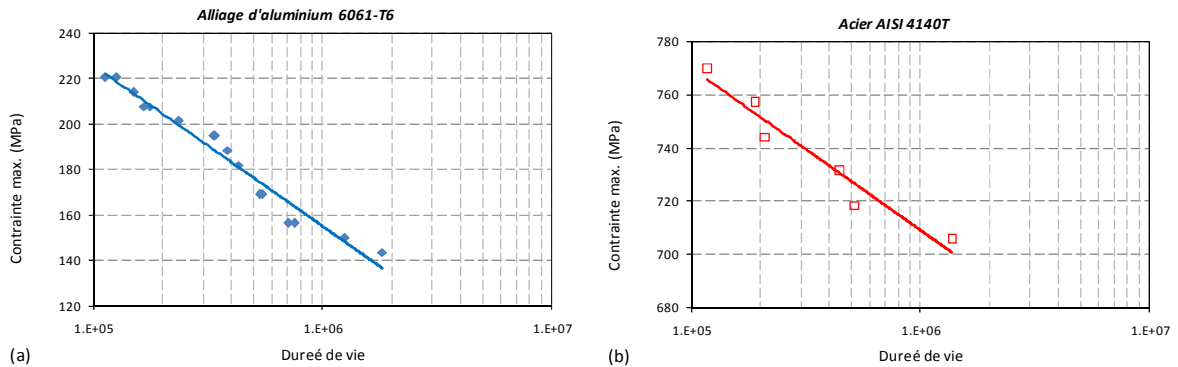
$$\sigma_{\max} = 1166.1 N_f^{-0.036} \quad \text{pour l'acier AISI 4140T} \quad (3.2)$$

$\sigma_{\max}$ fixé (MPa)	220	214	208	201	195	189	182	169	156	150	144
Durée de vie (cycles)	112 369	150 000	166 270	234 880	334 436	384 264	429 003	528 176	757 682	1 245 681	1 821 866
	125 843		175 325		337 958			543 797	707 906		

**Tableau 2.4** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $S-N$ ) de l'aluminium.

$\sigma_{\max}$ fixé (MPa)	770	757	744	731	718	705
Durée de vie (cycles)	117 983	189 183	210 439	447 270	517 648	1 366 027

**Tableau 2.5** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $S-N$ ) de l'acier.



**Figure 2.7** Courbes Wöhler (S-N) pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 (a) et l'acier AISI 4140T (b). Dans les deux cas  $R=0.2$ .

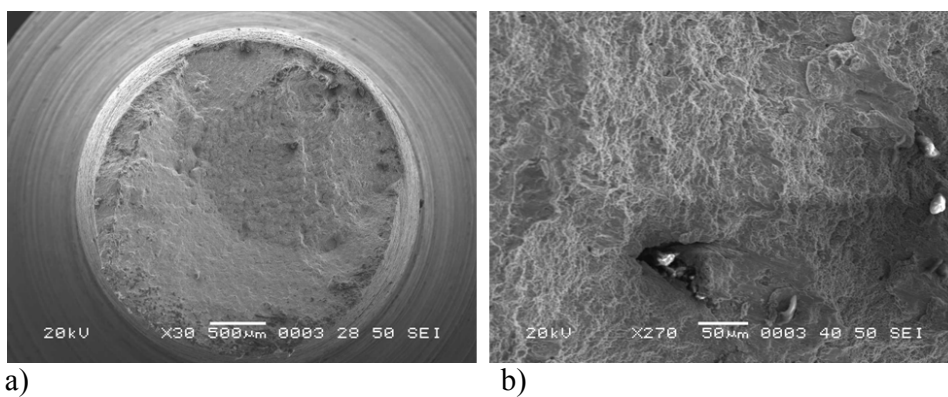
La fraction de la durée de vie en fatigue est estimée en utilisant la règle de Palmgren-Miner. Des essais de fatigue en contrôle de charge ont été réalisés avec un rapport de chargement  $R=0.2$ . Dans le cas de l'alliage d'aluminium 6061-T6, le chargement cyclique d'amplitude constante a été appliqué avec le même niveau de contraintes ( $\sigma_{\min}=36\text{MPa}$  et  $\sigma_{\max}=182\text{MPa}$ ). Pour les éprouvettes en acier, le chargement cyclique est  $\sigma_{\min}=146\text{MPa}$  et  $\sigma_{\max}=731\text{MPa}$ . Les conditions expérimentales du pré-endommagement sont données sur le tableau 2.6.

	Pré endommagement ( $D$ )	0.25	0.50	0.75
$n_i$ (cycles)	Alliage d'aluminium 6061-T6	107 251	214 502	321 752
	Acier AISI 4140T	111 818	223 636	335 453

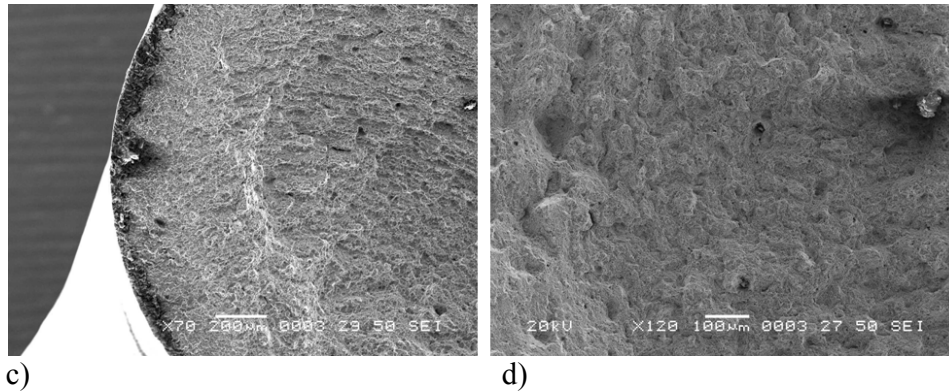
**Tableau 2.6** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler (S-N) de l'acier.

### 2.2.3.2 Analyse micrographique

L'aspect général d'un faciès de rupture par fatigue est montré sur la figure 2.8, pour les deux matériaux. L'amorçage en fatigue est initié au bord de l'éprouvette.







**Figure 2.8** Micrographies (MEB) de la surface de rupture par fatigue  
Alliage d'aluminium 6061-T6 (a) acier AISI 4140T (b).

La propagation initiale de fissure est semblable inter granulaire donnant une surface plane avec facettes. La propagation semble se poursuivre par déchirure ductile avec la formation de cupules, la surface est plane dans la phase de propagation puis accidentée à la rupture finale. Pour l'aluminium on constate un certain matage à l'initiation et une zone oxydée pour l'acier.

### 2.2.3.3 L'essai en contrôle de déformation

Les essais de fatigue en contrôle de déformation ont été exécutés sur une machine MTS810. La méthodologie d'essai suit les recommandations de la norme ASTM E606 [38]. Un extensomètre à lame de MTS-634.11F-25 a été utilisé pour mesurer la déformation sur l'éprouvette.

Les courbes déformation- durée de vie ont été obtenues appliquant en une déformation cyclique uni axiale avec un rapport de déformation  $R = \varepsilon_{\min} / \varepsilon_{\max} = 0.75$ .

Les éprouvettes lisses utilisées ont un diamètre de 3.175mm, figure 2.2b. Un chargement sinusoïdal cyclique a été appliqué à la fréquence de 1Hz.

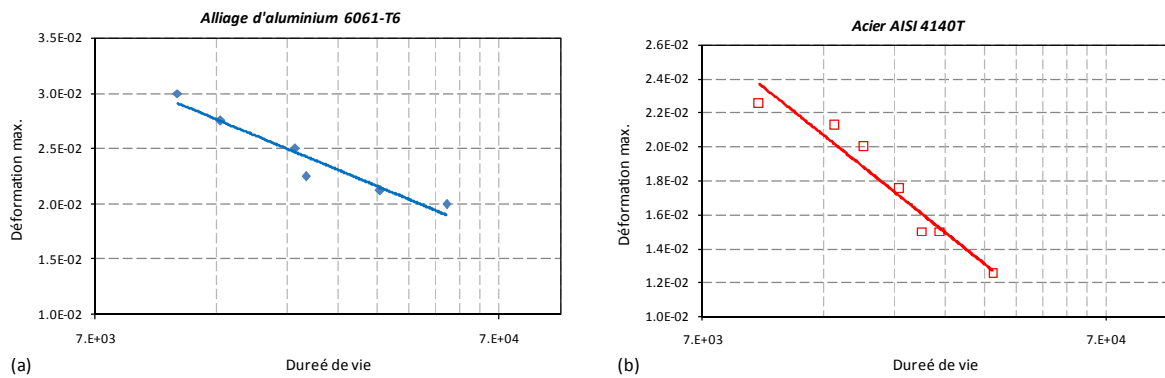
Les courbes complète  $\varepsilon$ - $N$  ont été déterminées pour les deux matériaux : alliage d'aluminium 6061-T6 et acier AISI 4140T (tableaux 2.7-2.8 et figure 2.9).

$\varepsilon_{\max}$ fixée	0.03	0.0275	0.025	0.0225	0.02125	0.02
Durée de vie (cycles)	11 200	14 297	21 939	23 287	35 632	52 000

**Tableau 2.7** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $\varepsilon$ - $N$ ) de l'aluminium.

$\varepsilon_{\max}$ fixée	0.0225	0.02125	0.02	0.0175	0.015	0.0125
Durée de vie (cycles)	9 694	14 979	17 626	21 562	27 200 24 600	36 764

**Tableau 2.8** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $\varepsilon$ - $N$ ) de l'acier.



**Figure 2.9** Courbes déformation-durée de vie de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et de l'acier AISI 4140T. Dans les deux cas  $R=0.75$ .

Les courbes  $\varepsilon$ -Log $N$  peuvent être décrites par le modèle de Coffin-Manson

$$\varepsilon_{\max} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c$$

où  $\varepsilon_{\max}$  est la déformation maximum,  $E$  est le module d'Young,  $\sigma'_f$  est le coefficient de résistance à la fatigue,  $b$  est l'exposant de résistance,  $\varepsilon'_f$  est le coefficient de ductilité en fatigue et  $c$  est l'exposant associé à la ductilité en fatigue.

Les quatre paramètres de l'équation de Coffin-Manson sont donnés dans le tableau 2.9.

Matériel	$\sigma'_f$ (MPa)	$b$	$\varepsilon'_f$	$c$
Alliage d'aluminium 6061-T6	327.3	-0.014	0.633	-0.322
Acier AISI 4140T	2008.2	-0.054	20.065	-0.706

**Tableau 2.9** Paramètres de l'équation de Coffin-Manson.

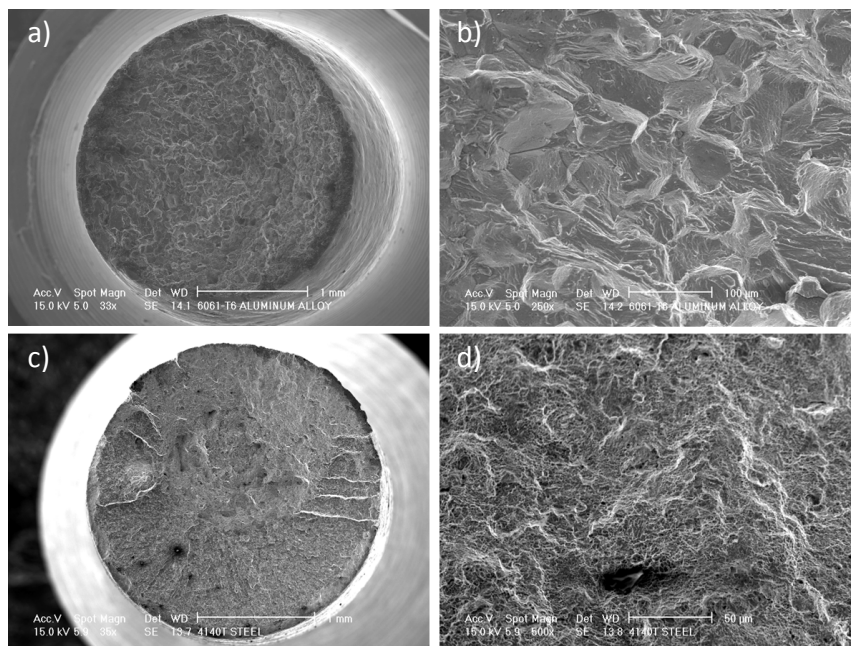
La fraction de durée de vie en fatigue est estimée en utilisant la règle de Palmgren-Miner. Les essais de fatigue en contrôle de déformation ont été réalisés avec un rapport de déformation  $R=0.75$ . Dans le cas de l'alliage d'aluminium 6061-T6, un chargement cyclique d'amplitude de déformation constante a été appliqué pour un même niveau de déformation ( $\epsilon_{\min}= 0.01875$  et  $\epsilon_{\max}= 0.025$ ). Pour les éprouvettes en acier, le chargement cyclique est  $\epsilon_{\min}=0.013125$  et  $\epsilon_{\max}=0.0175$ . Les conditions expérimentales du pré-endommagement sont données sur le tableau 2.10.

	Endommagement ( $D$ )	0.25	0.50	0.75
$n_i$ (cycles)	Alliage d'aluminium 6061-T6	5 485	10 970	16 455
	Acier AISI 4140T	5 391	10 781	16 172

**Tableau 2.10** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $\epsilon$ - $N$ ) de l'acier.

#### 2.2.3.4 Analyse micrographique

Après la rupture par fatigue, les surfaces de rupture sont soit perpendiculaire soit à  $45^\circ$  par rapport à l'axe de chargement (Figure 2.10a). On observe de multiples sites d'initiations de la fissure, qui s'est propagée dans la section transversale. La surface finale de rupture résulte de la jonction des divers plans de propagation, qui conduisent à une rupture macroscopiquement inclinée à  $45^\circ$ .



**Figure 2.10** Micrographie MEB de la surface de rupture de fatigue du aluminium (a, b) et acier (c, d).

D'autre part, après la rupture par fatigue de l'acier AISI 4140T, les surfaces de rupture sont planes et perpendiculaires à l'axe de chargement dans la zone de déformation (figure 2.10(c)). On observe facilement les stries de fatigue dans la zone de propagation avec un espacement correspondant sensiblement à dix cycles.

### 2.3 Équipement expérimental pour essai dynamique

Les barres d'Hopkinson réalisées au CIDESI-CONACYT, sont utilisées pour la caractérisation de différents matériaux métalliques aux grandes vitesses de déformation. La figure 2.11 donne une illustration schématique des barres d'Hopkinson montrant les différentes parties et leurs dimensions. Dans les sections suivantes, les éléments des barres d'Hopkinson sont décrits, ainsi que les considérations et les ajustements requis pour son utilisation.

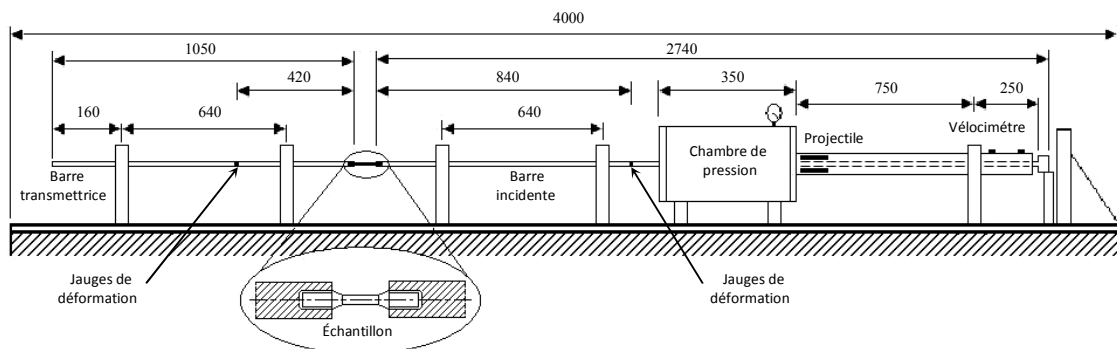


Figure 2.11 Illustration schématique des barres d'Hopkinson en traction. Dimensions en mm.

#### 2.3.1 Barres et projectile

L'obtention de la condition optimum pour la propagation d'une onde longitudinale dépend du rapport de la longueur sur le diamètre de la barre. Dans notre cas la longueur de la barre est 2740 mm et le diamètre de 19.05 mm, soit un rapport de 143.83. Pour notre dispositif, le projectile est un tube, en acier Maraging, de longueur de 105 mm, de diamètre extérieur de 31.85 mm et de diamètre intérieur 19.15mm. Ce projectile est monté à l'intérieur d'un guide de forme circulaire (tube) en Nylamid<sup>®</sup> qui sert à l'alignement du projectile à l'intérieur de la chambre de pression. Ce guide de forme circulaire (diamètre extérieur 50.7 mm) est monté avec un ajustement glissant dans la chambre de pression (diamètre intérieur de 50.7 mm), le projectile est guidé en translation par la liaison guide – chambre. Après être propulsé à partir de la chambre de pression le projectile impacte la barre sur l'épaulement.

La réponse à l'impact du projectile (résistance élastique) de la barre incidente limite la contrainte maximale sur l'échantillon comme cela été défini à partir des équations développées dans le Chapitre I, ces équations sont uniquement valables pour une barre élastique. Le choix du matériau de la barre est conditionné par le niveau des contraintes nécessaires pour le matériau à tester. Les barres utilisées dans l'appareillage des barres d'Hopkinson utilisé dans ce travail ont été réalisées avec un acier Maraging C-300 dont les propriétés sont données dans le tableau 2.11.

Pour réaliser différentes vitesses (élevées) de déformation avec les barres d'Hopkinson, il faut réduire le diamètre de la barre. Il est souvent souhaitable d'avoir plusieurs barres avec différents diamètres qui seront adaptées aux matériaux à étudier et ce dans la gamme de déformation et de vitesses de déformation requise.

<i>Composition Chimique (%)</i>		<i>Propriétés Mécaniques</i>	
Nickel	18.5	Résistance a la traction	1655 MPa
Cobalt	9	Résistance élastique en traction	1570 MPa
Titane	0.6	Module d'Young ( $E$ )	190 GPa
Aluminium	0.1	Densité ( $\rho$ )	8000 Kg/m <sup>3</sup>
Silicium	0.10 max.	Dureté en Rockwell « C »	50/55
Manganèse	0.10 max.	Module de Poisson, $\nu$	0.29
Carbone	0.03 max.		
Soufre	0.01 max		
Fluor	0.01 max		
Zirconium	0.01		
Bore	0.003		

**Table 2.11** Propriétés de l'acier Maraging C-300, spécifications AISI 18Ni(300).  
Références: UNS K93120, ASTM A538 (C), ASTM A579.

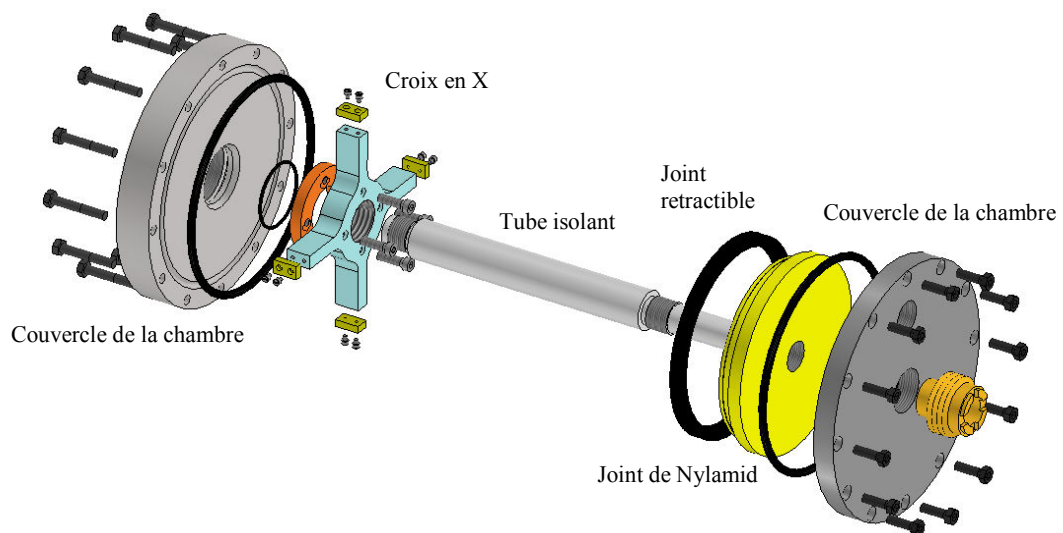
Les conditions suivantes doivent être réunies pour le choix de la longueur appropriée de la barre :

- Le rapport de longueur - diamètre répond à des exigences pour la propagation unidimensionnelle de l'onde.
- La longueur de la barre est au moins deux fois celle de l'onde compressive produite pendant l'impact.

La plupart des travaux suggèrent un rapport de longueur-diamètre d'au moins de dix. La longueur de la barre affecte la déformation de l'échantillon, puisque la déformation est liée à la durée de l'impulsion, liée à la longueur de la barre. L'enregistrement et la mesure des ondes incidentes et des ondes réfléchies exigent indépendamment que la longueur des barres excède deux fois la longueur de l'onde d'impact. Les barres standards ont une longueur d'au moins 1524mm.

### 2.3.2 La chambre de pression

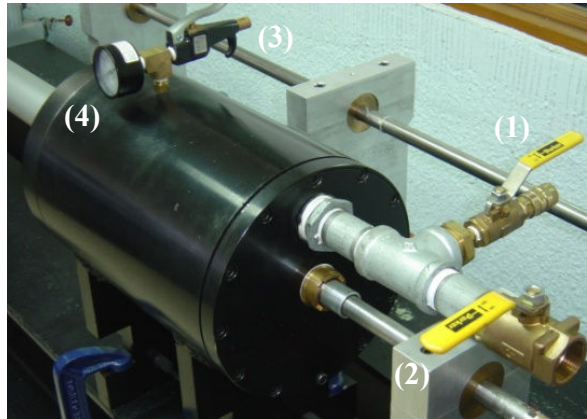
La chambre de pression est alimentée avec de l'air comprimé pour transmettre un mouvement accéléré au projectile. La figure 2.12 montre les différents composants internes de la chambre de pression:



*Figure 2.12* Illustration schématique de la chambre de pression.

Un zoom de la photo des éléments externes de la chambre de pression est montré sur la figure 2.13.

1. Robinet (ouverture – fermeture) commandant la chambre 1 et 2.
2. Robinet commandant la chambre 2
3. Valve pour régler la pression dans la chambre 1
4. Manomètre de contrôle de la pression dans la chambre 1.

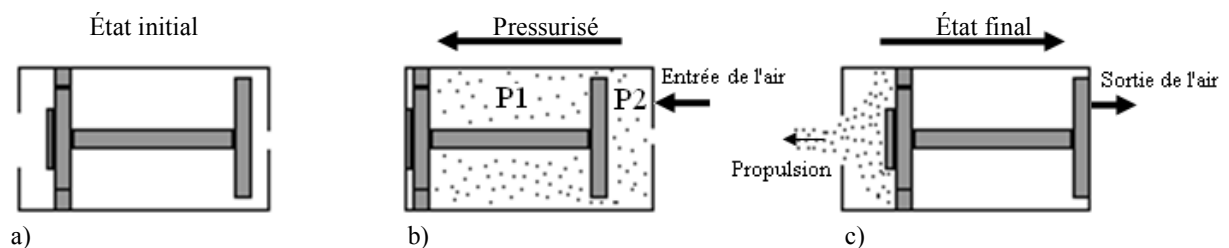


**Figure 2.13** *Éléments externes de la chambre de pression.*

Le principe de fonctionnement de la chambre de pression débute par l'ouverture du robinet 1, permettant à l'air de pénétrer dans les deux chambres (1 et 2) comme montré sur la figure 2.14a et 2.14b. La pression dans les deux chambres confère un mouvement de translation au piston jusqu'à fermeture de la chambre de pression. Cette fermeture induit une pressurisation des deux chambres.

Le contrôle de la pression désirée se fait à partir du manomètre, une fois cette valeur atteinte, le robinet 2 qui commande la chambre 2 est ouvert permettant l'évacuation de l'air de la chambre, ceci donne un mouvement de recul en translation du piston vers la droite (figure 2.14c). Cette opération libère l'orifice gauche qui va libérer la pression de la chambre 1. De ce fait la pression libérée (dépressurisation de la chambre) va propulser le projectile et le guide vers l'extérieur du tube de la chambre de pression.

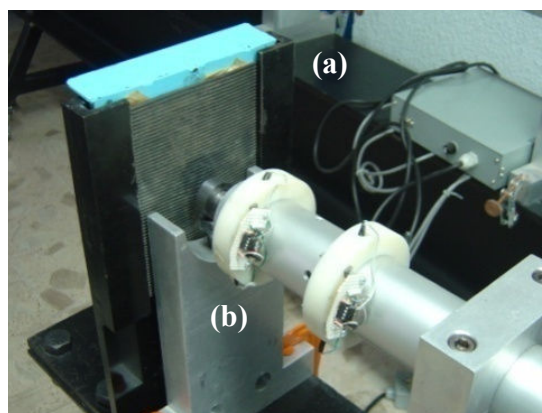
Cette pression accélère le mouvement du projectile qui impactera l'extrémité libre de la barre incidente. La figure 2.14 montre schématiquement les principales positions des éléments intérieurs.



**Figure 2.14** *Le procédé de propulsion de le projectile dans la chambre de pression.*

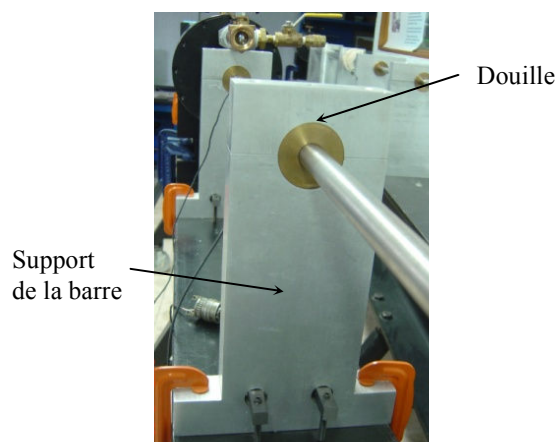
### 2.3.3 *Éléments d'alignement et support*

L'alignement des barres et de l'échantillon sont des facteurs expérimentaux très importants, pour garantir la propagation unidimensionnelle de l'onde et le chargement uniaxial de l'échantillon. Les supports des barres ont été espacés correctement pour éliminer les problèmes de fléchissement, provoqués par le poids des barres, qui risquerait de modifier le rapport de longueur-diamètre. A l'extrémité opposée de la barre un bloc d'arrêt a été inséré afin de limiter le déplacement de la barre (figure 2.15) après l'impact.



*Figure 2.15 (a) bloc d'arrêt du glissement de barre, (b) indicateur de vitesse.*

Le mouvement de la barre est une translation à vitesse élevée, des douilles ont été insérées sur les supports pour éviter l'usure de ceux-ci. Les supports montrés, figure 2.16, sont en alliage d'aluminium et les douilles en bronze.



*Figure 2.16 Supports des barres.*



### ***2.3.4 Analyse du choc pour élément finis***

En analyse numérique, la méthode des éléments finis est utilisée pour résoudre numériquement des équations aux dérivées partielles. Celles-ci peuvent par exemple représenter analytiquement le comportement dynamique de certains systèmes physiques (mécaniques, thermodynamiques, acoustiques etc.).

La méthode des éléments finis repose sur un découpage de l'espace selon un maillage. D'habitude l'on choisit un maillage carré ou triangulaire mais rien n'interdit de choisir des maillages plus complexes. Il n'est pas non plus nécessaire que le maillage soit régulier et l'on a tendance à resserrer le maillage près des endroits d'intérêts (par exemple aux endroits où l'on pense que la solution va beaucoup varier). Plus ce maillage est resserré plus la solution que l'on obtient par la méthode des éléments finis sera précise et proche de la « vraie » solution de l'équation aux dérivés partielles.

Pour avoir une bonne forme de l'impulsion incidente et réfléchiée, nous effectuons une analyse par des éléments finis pour trouver la relation idéale, projectile- heurte. Pour cette simulation les éléments ont été choisis rectangulaires pour obtenir une plus grande exactitude les des résultats, puisque les éléments est une analyse dans trois dimensions sont alors cubes de côtés bombés.

La simulation numérique des barres d'Hopkinson se présente immédiatement en utilisant la méthode de l'élément finis. La simulation de l'essai de la barre d'Hopkinson a été développée avec l'aide du programme commercial Ls-Dyna<sup>®</sup>, utilisé pour l'analyse de l'élément fini pour essais dynamiques.

Pour cette simulation on a considéré une analyse structurelle transitoire dans trois dimensions, ce qui signifie qu'on déterminera la distribution de contraintes d'une structure sous l'action d'une charge avec variation dans le temps. Les matériels qui ont été utilisés pour la simulation de la barre on a considéré des solides isotropiques, linéairement élastiques, dont les propriétés mécaniques générales sont énumérées dans le tableau 2.11.

Un projectile en forme de tube de longueur  $L_P$  avec une vitesse de 25 m/s, est impact longitudinalement contre une des extrémités libres de la barre incident, de longueur,  $L_I$ .

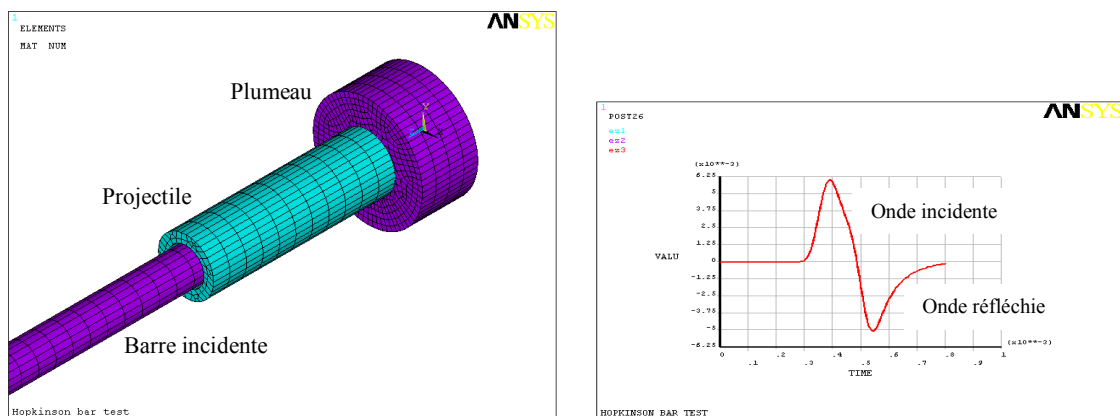
Pour réduire le temps de la simulation on n'a pas considéré l'éprouvette, de manière que la barre incidente et le projectile sont maintenus en contact. Le temps total de la simulation est de 0.85 milli seconds. Pour cette simulation le type d'éléments on a choisi solides et éléments shell. Pour la discrétisation des composants de la simulation on a choisi des éléments rectangulaires dans trois dimensions, ce pourquoi les éléments sont alors des cubes de côtés bombés.

Pour la première analyse on considère un plumeau et un projectile qui ont le même matériel, mais de différent diamètre. Dans le tableau 2.12 on énumère les dimensions pour chacun des composants de la simulation.

Dimension	Longueur, L	Diamètre, d
Barre Incidente	2.53 m	0.01905 m
Projectile	0.105 m	0.0318 m
Plumeau	0.032m	0.063m

**Tableau 2.12** Dimensions des composants de la simulation de l'essai de la barre d'Hopkinson.

La simulation en total est composée de 9225 éléments et de 12516 nœuds, figure 2.17.



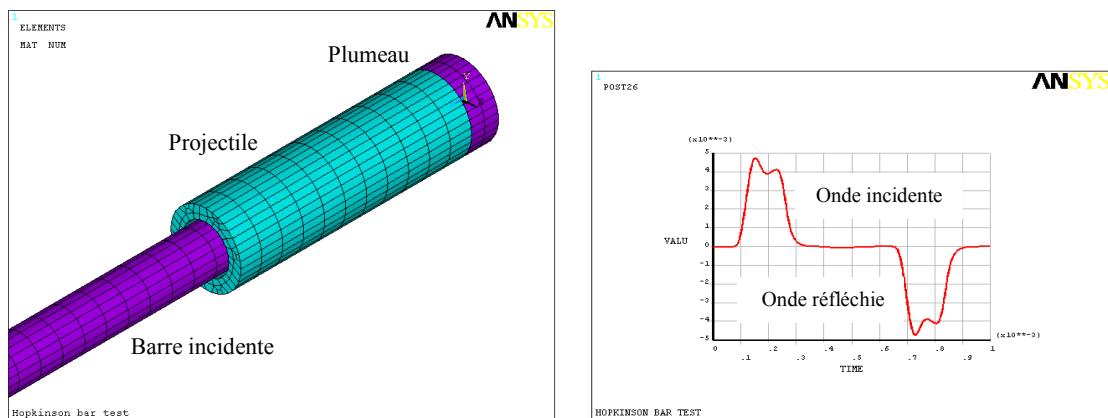
**Figure 2.17** Résultat de la simulation de l'essai de la barre d'Hopkinson.

La deuxième analyse on considère un plumeau et un projectile qui ont le même diamètre et matériel. Dans le tableau 2.13 on énumère les dimensions pour chacun des composants de la simulation.

Dimension	Longueur, $L$	Diamètre, $d$
Barre Incidente	2.53 m	0.01905 m
Projectile	0.105 m	0.0318 m
Plumeau	0.0122 m	0.0318 m

**Tableau 2.13** Dimensions des composants de la simulation de l'essai de la barre d'Hopkinson.

La simulation en total est composée de 7447 éléments et de 10647 nœuds, figure 2.18.

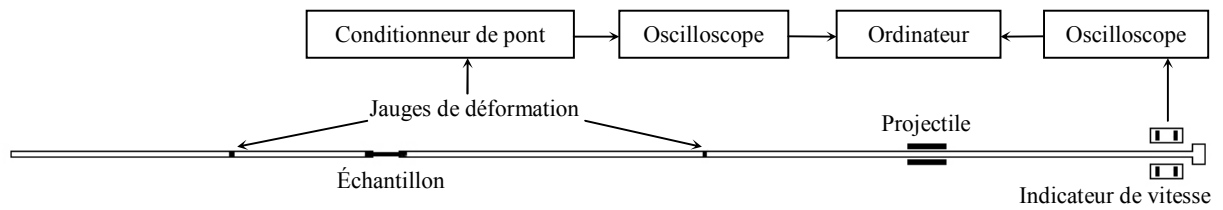


**Figure 2.18** Résultat de la simulation de l'essai de la barre d'Hopkinson.

En mesurant la contrainte en direction longitudinale, à la moitié de la barre incidente, dans tout élément de la surface, avec leur respectif nœud, nous pouvons obtenir le résultat de l'histoire de l'impulsion enregistrée de la simulation de l'essai de la barre d'Hopkinson. Dans cette Figure on peut observer l'impulsion incidente et l'impulsion réfléchie. Dans cette seconde analyse, nous avons obtenu une meilleure forme des impulsions, et cette relation projectile-plumeau sera que nous utiliserons dans les expériences dynamiques.

### 2.3.5 Instrumentation

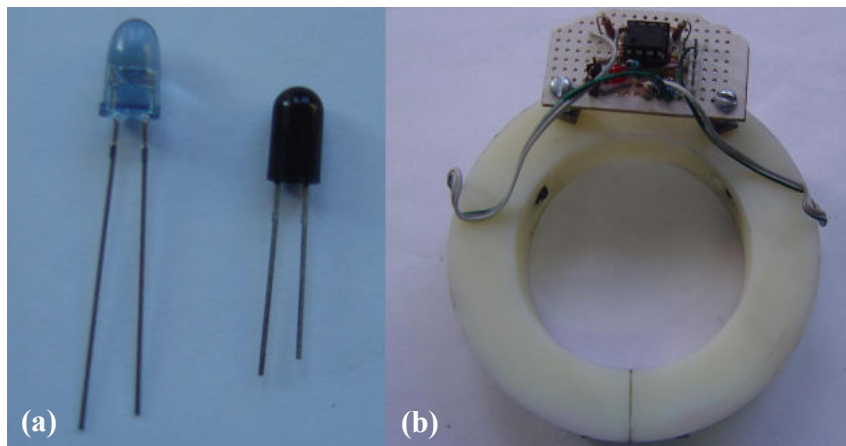
La vitesse du projectile et la déformation de la barre sont deux mesures directes nécessaires dans les essais de barres d'Hopkinson. La figure 2.19 représente les éléments de mesure, le dispositif d'enregistrement et le matériel informatique utilisés pour obtenir les déformations élastiques dans la barre après l'impact du projectile.



**Figure 2.19** Instrumentation de mesure et d'enregistrement dans les barres d'Hopkinson.

### 2.3.6 Indicateur de vitesse

Pour mesurer la vitesse du projectile, deux détecteurs infrarouges sont utilisés, la figure 2.20a. Les détecteurs, récepteur et émetteur, sont placés sur des couronnes en plastique comme représenté dans la figure 2.20b, une fois le passage du projectile à travers la couronne, le faisceau infrarouge enregistre un signal sur un oscilloscope. Le temps entre les deux signaux provenant des détecteurs et la distance entre ceux-ci permettent de calculer la vitesse du projectile. La figure 2.15b montre la position de l'indicateur de vitesse dans le dispositif des barres d'Hopkinson.



**Figure 2.20** (a) Détecteurs photo transmetteur, (b) Couronne support pour les détecteurs.

### 2.3.7 Jauges de déformation

Une jauge de déformation mesure l'élongation d'un élément de structures qui ramenée à la longueur initiale permet de d'avoir la déformation. La jauge est collée dans une zone bien définie et dans la direction choisie. Les déformations de la pièce provoquent une variation de la

résistance électrique. Ce changement de résistance, habituellement mesuré avec un pont de Wheatstone (figure 2.21), est lié à la déformation par la quantité connue sous le nom de « facteur de jauge » ( $GF$ ) est défini comme,

$$GF = \frac{\Delta R/R_G}{\varepsilon} \quad (2.1)$$

où  $R_G$  est la résistance de la jauge non déformé,  $\Delta R$  est la variation de la résistance provoquée par la déformation, et  $\varepsilon$  la déformation. La relation entre la déformation mesurée  $\varepsilon_i$  et la résistance  $R$  de la jauge est :

$$\varepsilon_i = \frac{dR/R}{S} \approx \frac{\Delta R}{SR} \quad (2.2)$$

Pour convertir le changement de la résistance à la déformation, le facteur de sensibilité  $S$  de la jauge de déformation doit d'abord être déterminé.

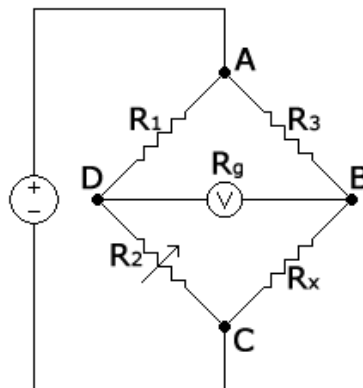


Figure 2.21 Schéma de circuit du pont de Wheatstone.

### 2.3.8 Amplificateur de signal et oscilloscope

Deux conditionneurs 'de pont Wheatstone' ont été utilisés, VISHAY 2311 (figure 2.22a), chacun relié à une jauge de déformation, la tension obtenue à partir des amplificateurs, conditionneurs de pont, est donné par

$$\Delta V_0 = V_i \times A \times \frac{S_g}{4} \times \varepsilon \quad (2.3)$$

où  $V_i$ ,  $A$ , représente respectivement la tension d'excitation et le gain de l'amplificateur. Une fois amplifié le signal est enregistré à l'aide d'un oscilloscope (Agilent Infiniium modèle 5483) équipé de deux canaux d'entrée, (figure 2.22b). Ce diagramme représente les impulsions obtenues. L'axe horizontal (X) représente le temps et l'axe vertical (Y) représente la tension.

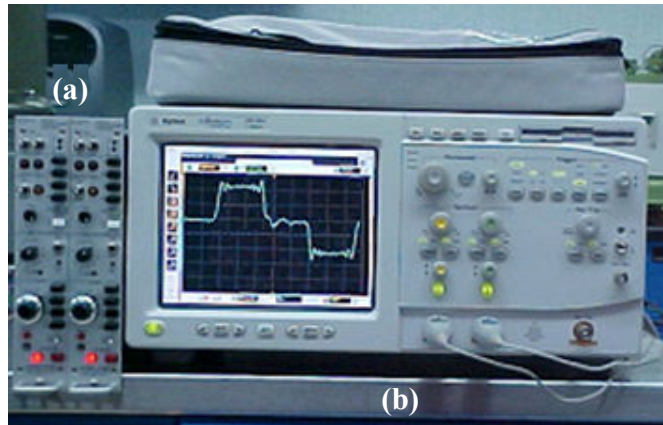
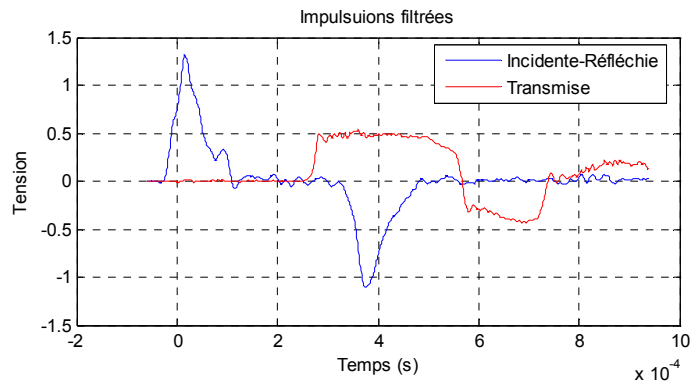


Figure 2.22 (a) Conditionneur de pont, (b) Oscilloscope.

### 2.3.9 Traitements des données : Informatique

A partir de l'amplitude des ondes incidente, réfléchie et transmise,  $\varepsilon_i$ ,  $\varepsilon_r$  et  $\varepsilon_t$ , comme celles représentées sur la figure 2.23, il est possible de déterminer la relation de contrainte-déformation de l'échantillon. Les grandes vitesses de déformation  $d\varepsilon(t)/dt$  (une fonction de temps), peuvent être calculées [1, 47] avec les équations (1.60) à (1.62) du Chapitre I. L'amplitude de ces ondes est enregistrée sur poste informatique, elle est visualisée sur la figure 2.22 (oscilloscope). Le traitement numérique des données expérimentales, se fait par le software commercial MatLab<sup>®</sup> en suivant la procédure ci dessous.

**Pré-processus.** - Les fichiers avec les ondes incidente, réfléchie et transmise sont numérisés. Les déformations sont calculées à partir de la mesure de la tension avec l'équation (3.3). La figure 2.23 montre les ondes filtrées.

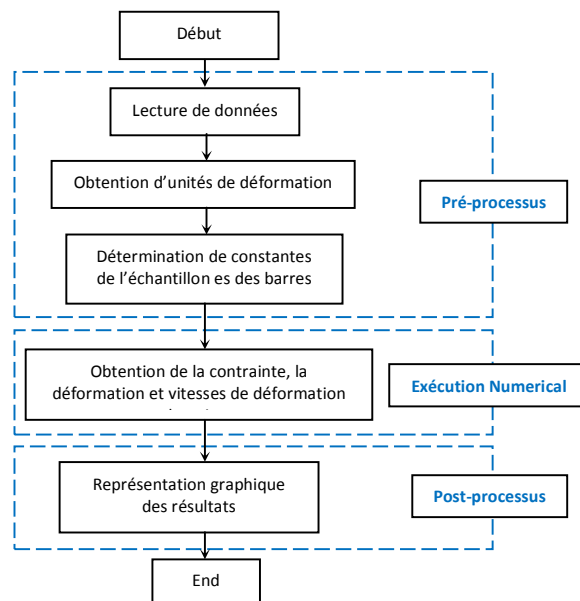


**Figure 2.23** Impulsions filtrées.

Les déformations sont obtenues à partir de l'équation (2.4) soit pour  $\varepsilon$ ,

$$\varepsilon = \frac{4}{S_g} \frac{\Delta V_0}{V_i A} \quad (2.4)$$

où  $\Delta V_0$  représente la tension de sortie du pont de mesure. La structure de ce programme est montrée dans l'organigramme (figure 2.24).



**Figure 2.24** Organigramme.

**Calcul numérique.**- La détermination de la déformation est réalisé par intégration de la courbe onde réfléchie en fonction du temps, l'intégration est réalisée par la méthode des trapèzes.

**Post-Traitements.**- La troisième partie du programme est structurée, pour représenter graphiquement et comparer le comportement des échantillons pour chaque essai, à partir des courbes : contrainte-déformation et des courbes : vitesses de déformation-temps.

## **2.4 Essais dynamiques**

L'essai dynamique avec les barres d'Hopkinson a été largement employé pour obtenir des vitesses de déformation de l'ordre de  $10^2$  à  $10^4$  s<sup>-1</sup>. L'appareil consiste principalement en une chambre de pression, un projectile, deux barres de pression d'Hopkinson (une incidente et une transmettrice), un appareil de mesure des vitesses et des appareils de contrôle, figure 2.25. L'appareillage d'essais au choc a été conçu et fabriqué au CIDESI-CONACYT.



**Figure 2.25** Barres d'Hopkinson en traction.

Les deux barres élastiques sont en acier à haute limite d'élasticité (Maraging C300) de 19.05mm de diamètre. La barre incidente a une longueur de 2470mm et la barre transmettrice une longueur de 1050 mm. Le projectile, sous forme d'un tube de diamètre extérieur 31.8 mm et de diamètre intérieur 19.15mm et de longueur 105mm, a été réalisé avec le même acier que les barres.

L'éprouvette a été placée entre les barres, incidente et transmettrice en utilisant des embouts filetés (1/4"-20UNC). Le projectile est propulsé à partir de la chambre de pression et impacte

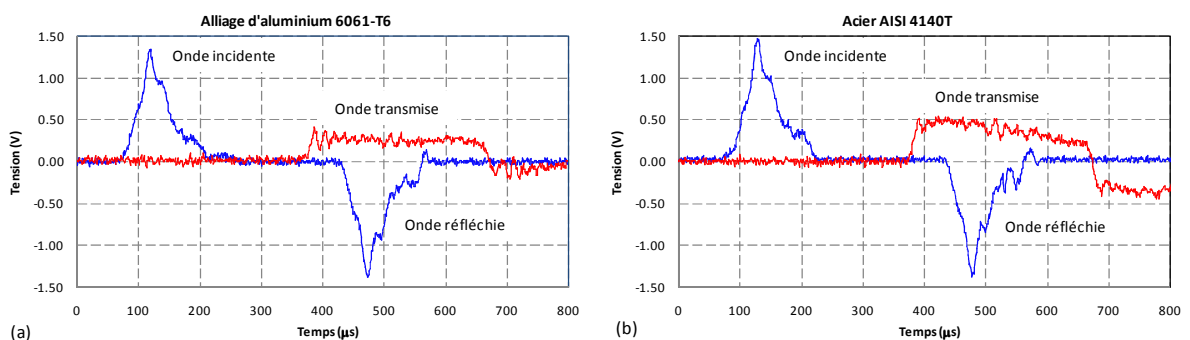


l'épaulement de la barre incidente. A partir de l'impact, une onde de traction est produite dans la barre incidente qui se propagera en partie à l'éprouvette et en partie à la barre transmettrice. Le reste de l'onde se réfléchit dans la barre incidente comme onde de compression. L'impact produit l'onde de traction qui se propage avec la vitesse  $C_0$  dans la barre incidente, où  $C_0 = (E/\rho)^{1/2}$ ,  $E$  étant le module élastique et  $\rho$  la densité de matériau de la barre.

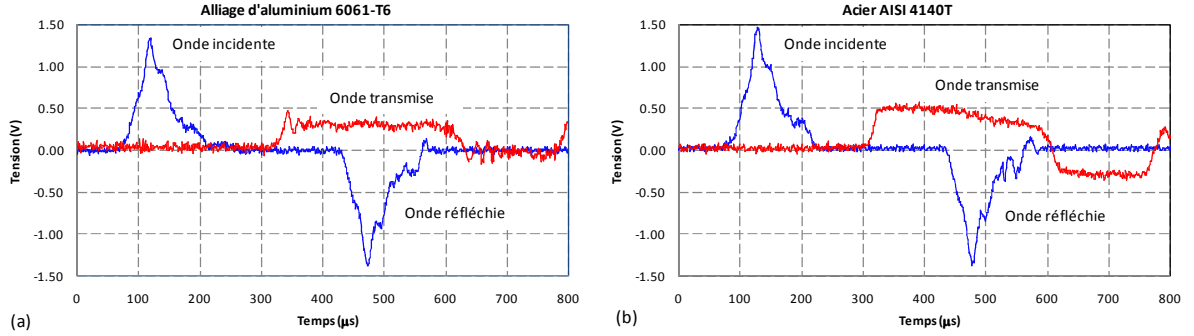
Les ondes transmises et réfléchies sont mesurées en utilisant des jauges de déformation (VISHAY CEA-06-062-UW-120) collées sur chaque barre en utilisant l'adhésif M-Bond 200. La première jauge de déformation est localisée à 840 mm de l'extrémité d'impact de la barre incidente (près de l'éprouvette), et l'autre jauge de déformation est placée à 420mm de l'extrémité de la barre transmettrice (près de l'éprouvette), figure 2.11. Les signaux de sortie des jauges de déformation ont été amplifiés par le conditionneur de pont VISHAY 2311 puis visualisés et enregistrés avec oscilloscope Agilent Infiniium modèle 5483.

Les signaux ont été enregistrés avec une vitesse d'acquisition de  $1 \mu\text{s}$ . Les figures 2.26 et 2.27 représentent les ondes incidente, réfléchiée et transmise enregistrées à partir d'un essai représentatif pour deux types différents des éprouvettes.

Trois niveaux d'endommagements de fatigue ont été considérés:  $D=0.25$ ,  $0.50$  et  $0.75$ ; et trois vitesses de projectile ont été employées pour les essais dynamiques avec les barres d'Hopkinson,  $v=18\text{m/s}$ ,  $25\text{m/s}$  et  $30\text{m/s}$ .



**Figure 2.26** Ondes typiques acquises lors d'essais dynamiques de traction en contrôle de charge  
(a) Pour l'aluminium, (b) pour l'acier.



**Figure 2.27** Ondes  $s$  typiques acquises lors d'essais dynamiques de traction en contrôle de déformation  
(a) Pour l'aluminium, (b) pour l'acier.

La théorie et l'analyse d'essai des barres d'Hopkinson en traction est presque identique à la configuration dans compression, sauf le changement dans le signal des impulsions de traction (observe-t- qu'est-il assumé maintenant que l'impulsion à traction est positive). En appliquant la théorie de l'onde élastique unidimensionnelle élémentaire, nous obtenons les déplacements  $u_1$  et  $u_2$  et la force de traction  $P_1$  et  $P_2$  pour chaque face des barres d'Hopkinson, où des indices 1 et 2 dénotent les interfaces gauche et droit, respectivement, comme :

$$u_1(t) = C_0 \int_0^t [-\varepsilon_i(t') + -\varepsilon_r(t')] dt', \quad u_2(t) = -C_0 \int_0^t \varepsilon_r(t') dt' \quad (2.5)$$

$$P_1(t) = AE [\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)], \quad P_2(t) = AE \varepsilon_t(t) \quad (2.5)$$

où  $A$ ,  $E$  et  $C_0$  sont la section transversale, module d'Young et la vitesse de l'onde élastique longitudinale des barres d'Hopkinson, respectivement ;  $\varepsilon_i$ ,  $\varepsilon_r$  et  $\varepsilon_t$  sont les impulsions de traction incidente, réfléchie et transmise;  $t$  est le temps de début de l'impulsion ; et  $t'$  une variable arbitraire. Des équations (2.5) et (2.6), nous pouvons déterminer la déformation nominale moyenne  $\varepsilon$ , la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  et le contrainte de la longueur de l'éprouvette comme

$$\varepsilon(t) = \frac{u_2(t) - u_1(t)}{L} = \frac{C_0}{L} \int_0^t [\varepsilon_i(t') - \varepsilon_r(t') - \varepsilon_t(t')] dt' \quad (2.6)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{C_0}{l_s} [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] \quad (2.7)$$

$$\sigma(t) = \frac{P_1(t) + P_2(t)}{2A_s} = \frac{AE}{2A_s} [\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t)] \quad (2.8)$$

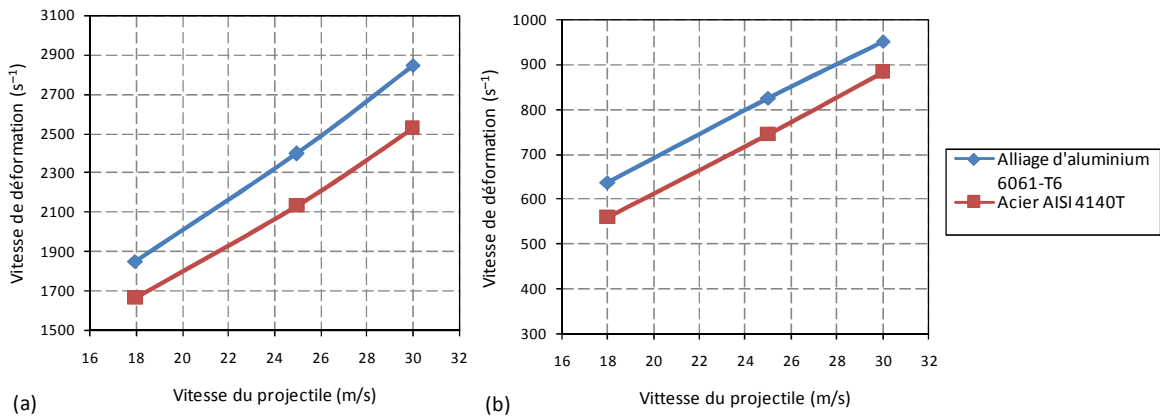
où  $L$  et  $A_s$  se réfèrent à la longueur originale et le section transversal de l'éprouvette, respectivement. On affirme un équilibre de force dynamique ou  $P_1(t) = P_2(t)$ , nous obtenons

$$\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) = \varepsilon_t(t) \quad (2.8)$$

La validation  $P_1(t) = P_2(t)$  peut expérimentalement être vérifiée.

### 2.4.1 Vitesses de déformation

L'utilisation des barres d'Hopkinson ne permet de déterminer le comportement du matériau dans le domaine élastique en raison de la réflexion d'ondes de contrainte. Ces contraintes sont non uniformes dans l'échantillon pour les grandes variations de la vitesse de déformation durant le début de l'essai. Les données de contrainte-déformation obtenues à partir de l'essai sont ainsi valides seulement après un certain degré d'uniformité de la contrainte et de la vitesse de déformation. Dans cet essai la vitesse de déformation change rapidement en approximativement  $15 \mu s$ . Les figures 2.28a et 2.28b présente les données usuelles vitesse du projectile – vitesse de déformation lors d'un essai dynamique avec barres d'Hopkinson.



**Figure 2.28** Lignes de tendance pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 et l'acier AISI 4140T.  
a) Essais en contrôle de charge, et b) essais en contrôle de déformation.

Ces résultats montrent que les vitesses de déformation ne sont pas constantes dans ce type d'essai. Elles sont dépendantes, principalement, de la réponse dynamique du matériau.

Dans des essais de compression, particulièrement avec des matériaux de haute résistance, la combinaison de l'écroutissage et de l'augmentation de la section transversale à grandes déformations mène souvent aux diminutions significatives de la vitesse de déformation pendant l'essai. Dans quelques essais de compression, la vitesse de déformation peut diminuer à zéro si l'amplitude de l'onde incidente ne fournit pas suffisamment d'effort pour déformer complètement l'échantillon.

La comparaison entre la figure 2.28a et 2.28b montre que la vitesse de déformation dépend de la longueur de l'échantillon. La figure 2.26a est relative à des essais en contrôle de charge avec des éprouvettes de longueur 8.9mm et la figure 2.26b est relative à des essais en contrôle de déformation avec des éprouvettes de longueur 30 mm.



## Chapitre III

---

# Résultats Expérimentaux et Discussion

Les résultats expérimentaux de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et de l'acier AISI 4140T sont présentés dans ce chapitre divisé en deux sections principales :

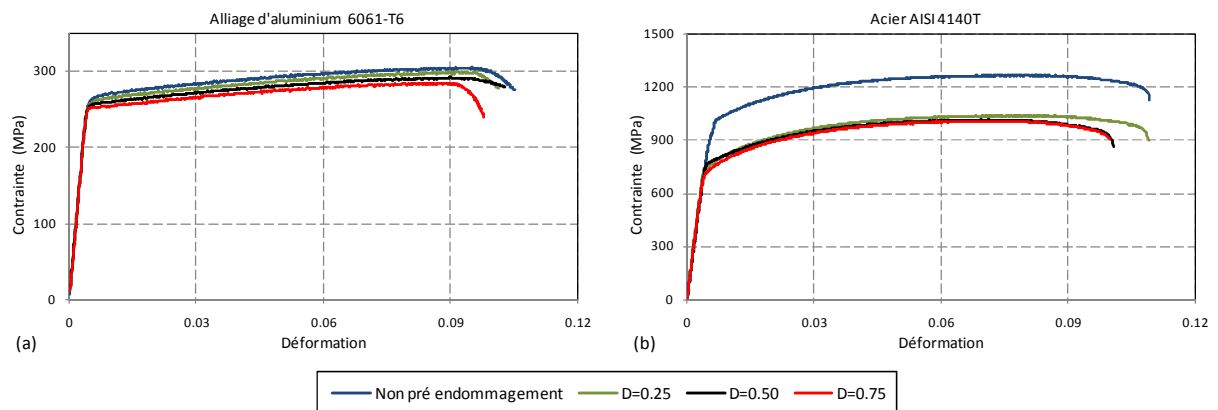
- Résultats dans une configuration des essais de fatigue en contrôle de charge (courbes de contrainte-durée de vie).
- Résultats dans une configuration des essais de fatigue en contrôle de déformations (courbes des déformation-durée de vie).

Cette caractérisation des propriétés mécaniques issues des essais statiques et des essais dynamiques est réalisée en se basant sur les courbes contrainte-déformation. Les modes de rupture pour chaque matériau ont été analysés par microscopie (MEB) pour la majorité des essais.

### *3.1 Résultats en fatigue en contrôle de charge*

#### *3.1.1 Essais quasi-statique de traction*

Des essais quasi-statiques de traction ont été réalisés sur des éprouvettes avec différents endommagements de fatigue  $D=0.25$ ,  $0.50$ , et  $0.75$ . La vitesse de déplacement est de  $3 \text{ mm/mn}$  pour l'alliage d'aluminium et de  $1 \text{ mm/mn}$  pour l'acier. Les courbes quasi-statiques contrainte-déformation, pour chaque matériau avec et sans endommagement résiduel, sont présentées sur la Figure 5.4.



**Figure 3.1** Courbes quasi-statique de contrainte-déformation du (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T pour différents niveaux d'endommagement.

De ces résultats il est possible d'observer qu'il n'y a aucun effet significatif du pré endommagement de fatigue, subi par le matériau, sur le comportement mécanique de traction (courbe contrainte-déformation) de l'alliage d'aluminium 6061-T6.

Le module d'Young est approximativement identique, il ne semble pas sensible à un pré endommagement. La limite d'élasticité et la résistance maximale diminuent légèrement avec l'augmentation des niveaux de pré endommagement. La déformation totale et la déformation à l'instabilité plastique ne présentent pas une diminution significative en fonction pré endommagement.

Par contre, il faut noter que le comportement de l'acier AISI 4140T est affecté par un pré endommagement en fatigue. En effet, on remarque une diminution des caractéristiques mécaniques (domaine plastique) entre l'éprouvette sans endommagement et celle pré endommagée. Le module d'Young est approximativement le même avec et sans pré endommagement de fatigue. Cependant, la limite d'élasticité, et la résistance maximale de traction présentent une diminution entre le cas sans endommagement et avec pré endommagement.

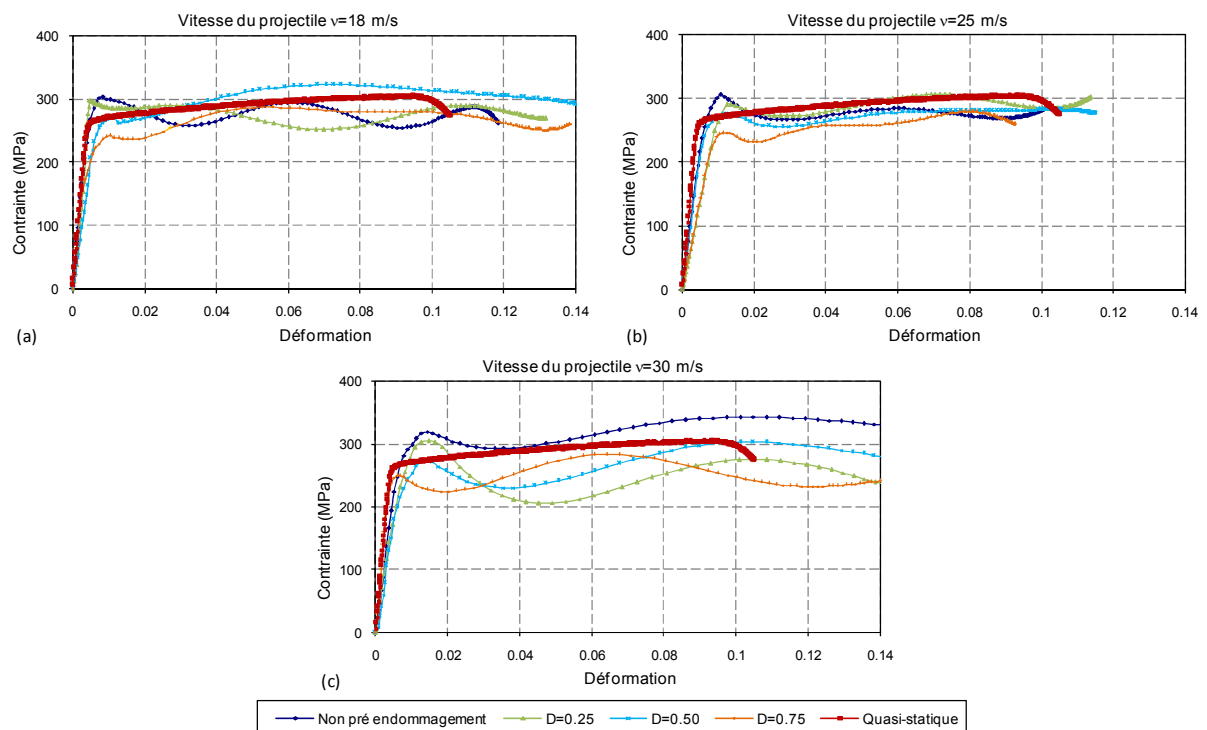
L'évolution de ces différents paramètres semble ne pas dépendre du niveau de l'endommagement. Le tableau 5.3 résume les résultats des propriétés mécaniques quasi-statiques (le module d'Young, la limite d'élasticité et la résistance maximale) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et de l'acier AISI 4140T avec les différents niveaux de pré endommagement.

	Alliage d'aluminium 6061-T6				Acier AISI 4140T			
	Sans dommage	0.25	0.50	0.75	Sans dommage	0.25	0.50	0.75
Module d'Young (GPa)	65	65	65	65	183	183	183	183
Limite d'élasticité (MPa)	264	260	256	251	1026	778	789	748
Contrainte ultime (MPa)	304	299	291	284	1265	1037	1014	1005

*Tableau 3.1 Propriétés mécaniques quasi-statiques à différents niveaux d'endommagement.*

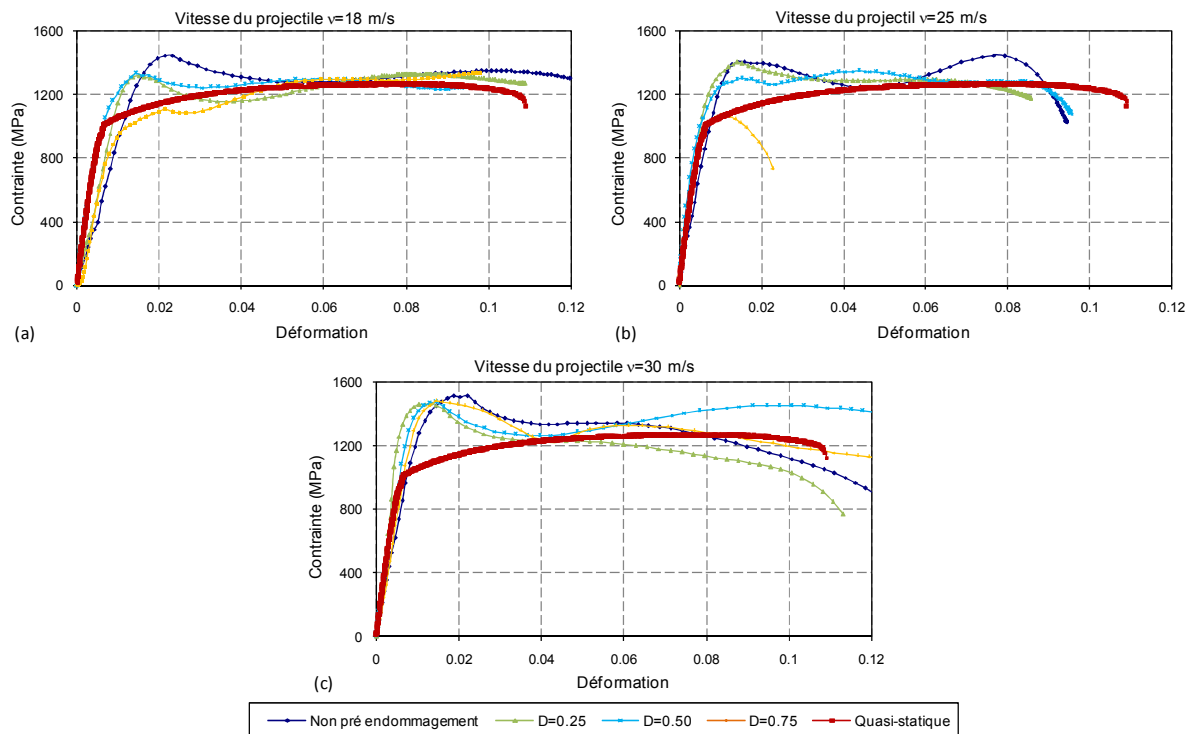
### 3.1.2 Courbes de contrainte-déformation dynamiques

Les résultats des essais dynamiques obtenus en employant le dispositif des barres d'Hopkinson présenté au chapitre précédent sont présentés dans les figures 3.2 et 3.3, respectivement pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 et l'acier AISI 4140T. Ces courbes (contrainte-déformation) sont obtenues en utilisant les équations (2.61) et (2.62) du Chapitre II. Les courbes quasi-statiques de contrainte-déformation pour les échantillons sans endommagement sont incluses pour la comparaison. Différents niveaux de pré endommagement et de vitesses de d'impact (vitesse de déformation) ont été considérés.



**Figure 3.2** Courbes dynamiques contrainte-déformation pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents vitesses de déformation.





**Figure 3.3** Courbes dynamiques contrainte-déformation pour l'acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation.

L'analyse de l'effet du pré endommagement de fatigue et des vitesses des projectiles sur la limite élastique de l'alliage d'aluminium 6061-T6 est présentée sur le tableau 3.2 et la figure 3.4a. Nous observons, que la limite élastique dynamique n'est pas sensible à la vitesse du projectile et ce quel que soit le pré endommagement. Nous remarquons aussi que la limite élastique en dynamique est supérieure à celle en quasi statique. Ceci est en bon accord avec la littérature [5].

Cette limite élastique en dynamique est du même ordre de grandeur que la résistance maximale pour les cas sans pré endommagement et pour les pré endommagements inférieur à 25 %. La limite d'élasticité présente une chute significative entre 25 et 75 % du pré endommagement. Avec un pré endommagement équivalent à 75% (figure 3.2), la limite d'élasticité dynamique est égale « voire inférieure » à celle en quasi-statique dans le cas de l'alliage d'aluminium. Sur cette figure, nous observons aussi que la limite d'élasticité et la résistance maximale en quasi-statique ne sont pas dépendantes (ou très peu) du pré endommagement. Dans le cas de l'acier l'évolution de la limite d'élasticité dynamique est la même pour les vitesses du projectile entre 18 et 25 m/s et ce quel que soit l'endommagement : tableau 3.3 et Figure 3.4b. Pour la vitesse du projectile

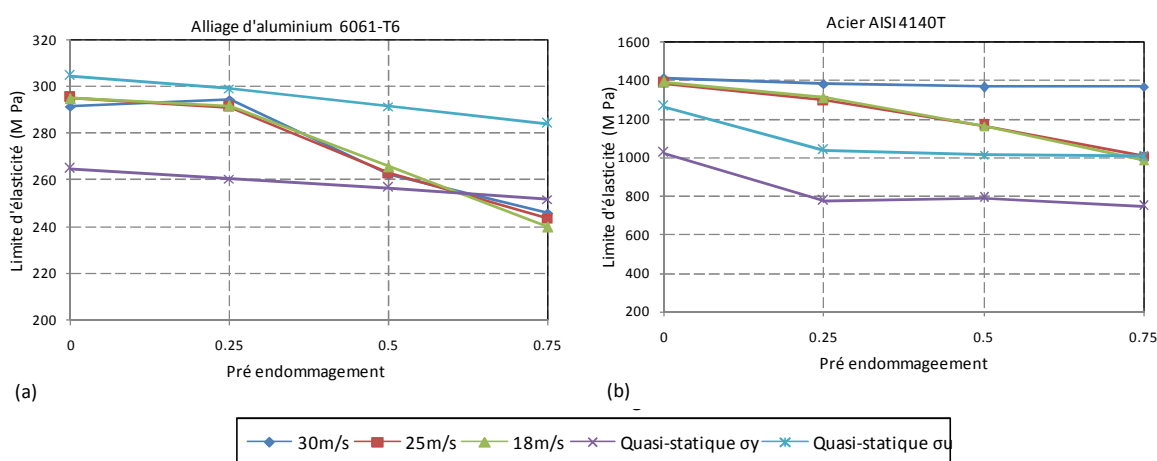
de 30 m/s la limite d'élasticité reste constante quelque que soit le pré endommagement. A la différence de l'alliage d'aluminium, cette limite d'élasticité est supérieure à la résistance maximale en quasi-statique. A 75% de pré endommagement, la limite d'élasticité en dynamique est égale à la résistance maximale en quasi-statique pour les vitesses de projectile de 18 et 25 m/s par contre elle est supérieure pour une vitesse d'impact de 30 m/s. Nous observons aussi sur cette figure que la limite d'élasticité et la résistance maximale en quasi statique n'évoluent plus après 25% de pré endommagement, et restent toujours inférieures à la limite d'élasticité en dynamique.

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique ( $\sigma_y$ )	Quasi statique ( $\sigma_u$ )
0	292	295	295	265	304
0.25	294	291	292	261	299
0.5	262	263	265	256	291
0.75	246	243	240	251	284

**Tableau 3.2** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de dommages (en MPa).

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique ( $\sigma_y$ )	Quasi statique ( $\sigma_u$ )
0	1410	1386	1391	1026	1265
0.25	1384	1298	1310	778	1037
0.5	1367	1166	1163	789	1014
0.75	1367	1008	987	748	1005

**Tableau 3.3** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux d'endommagement (en MPa).



**Figure 3.4** Effet d'un pré endommagement en fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) de l'acier AISI 4140T.

### 3.1.3 Effet sur la ductilité

Deux paramètres décrivant la ductilité ont été considérés : le pourcentage d'élongation,  $\% \varepsilon_f$ , et le pourcentage de la réduction de la section (aire)  $\% RA$  (striction) mesurés après rupture. Ces deux paramètres sont déterminés par les relations suivantes :

$$\% \varepsilon_f = 100 \frac{L_f - L_i}{L_i} \quad (3.1)$$

$$\% RA = 100 \frac{A_i - A_f}{A_i} \quad (3.2)$$

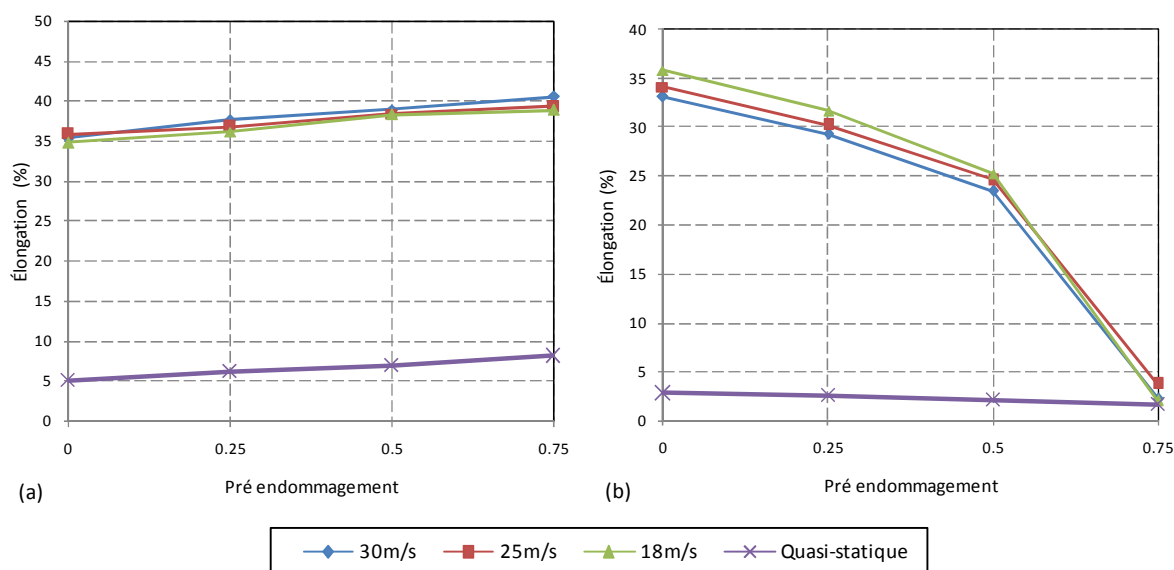
Le tableau 3.4 et la figure 3.5a montre l'élongation  $\% \varepsilon_f$  et la striction  $\% RA$  pour différents niveaux de pré endommagement et différentes vitesses du projectile pour l'alliage d'aluminium 6061-T6. Il faut noter sur cette figure que l'élongation,  $\% \varepsilon_f$ , n'est pas sensible à la vitesse du projectile. Le pourcentage d'élongation présente un faible accroissement en fonction du pré endommagement. Le pourcentage d'élongation en dynamique est beaucoup plus important que celui en quasi-statique (de 5% à 35%) quel que soit le pré endommagement considéré. Dans les deux cas, ce paramètre présente une même évolution en fonction de l'endommagement.

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	35.3	35.8	34.8	5.0
0.25	37.6	36.8	36.1	6.1
0.5	38.9	38.4	38.3	6.9
0.75	40.5	39.3	38.8	8.2

**Tableau 3.4** Pourcentage de la l'élongation quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux d'endommagement (en %).

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	33.1	34.1	35.8	2.8
0.25	29.3	30.2	31.6	2.5
0.5	23.4	24.6	25.2	2.1
0.75	2.2	3.7	2.0	1.6

**Tableau 3.5** Pourcentage de l'élongation quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux d'endommagement (en %).



**Figure 3.5** Effet d'un pré endommagement en fatigue sur le pourcentage d'élongation : (a) l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) l'acier AISI 4140T.

Dans le cas de l'acier, ce paramètre est aussi peu sensible aux vitesses du projectile mais le pourcentage d'élongation en dynamique est beaucoup plus important que celui en quasi-statique (de 3% à 35%), par contre dans ce cas, cette différence chute pour devenir nulle avec un endommagement de 75%. A l'inverse du cas précédent, ce paramètre présente une forte diminution avec l'augmentation du pré endommagement dans le cas dynamique. En quasi-statique cette diminution est négligeable, tableau 3.5 et la figure 3.5b.

Pour la réduction de la section (striction), dans le cas de l'alliage d'aluminium, nous observons que ce paramètre n'est pas sensible aux vitesses du projectile. Ce paramètre n'évolue pas pour les endommagements inférieurs à 25%, par contre il présente une augmentation pour les endommagements compris entre 25 et 75%. La réduction de la section en quasi-statique présente la même évolution, mais reste toujours inférieure à celle en dynamique (de l'ordre de 10% en fonction de l'endommagement), tableau 3.6 et la figure 3.6a.

Pour l'acier, nous avons un comportement similaire au pourcentage d'élongation. La réduction de la section est peu sensible aux vitesses du projectile. Ce paramètre présente une chute assez significative entre 50 et 75% de l'endommagement. Dans le cas quasi-statique, la valeur de ce paramètre reste toujours inférieure à celle en dynamique (8% et 20% dans le cas sans

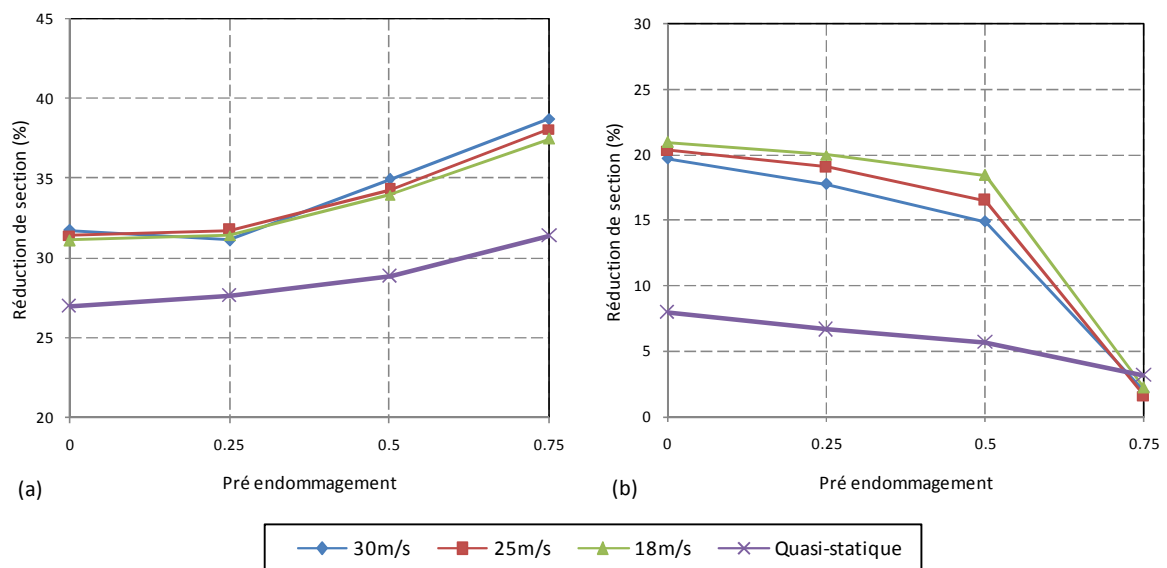
endommagement). A 75% de pré endommagement les deux valeurs sont égales, tableau 3.7 et la figure 3.6b.

Pré endommagement (D)	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	31.7	31.4	31.1	26.9
0.25	31.1	31.7	31.4	27.6
0.5	34.9	34.2	33.9	28.8
0.75	38.7	38.0	37.4	31.4

**Tableau 3.6** Pourcentage de la réduction de section quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux d'endommagement (en %).

Pré endommagement (D)	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	19.6	20.3	20.9	7.9
0.25	17.7	19.0	20.0	6.6
0.5	14.9	16.5	18.4	5.7
0.75	1.9	1.5	2.2	3.1

**Tableau 3.7** Pourcentage de la réduction de section quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux d'endommagement (en %).



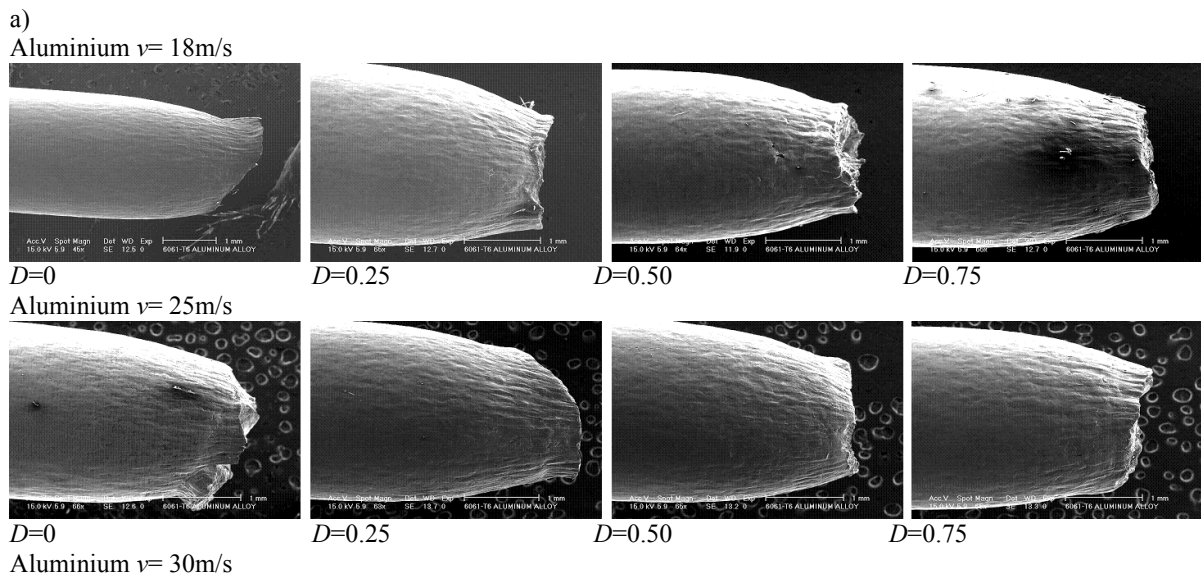
**Figure 3.6** Effet d'un pré endommagement en fatigue sur les pourcentages de réduction de section : (a) l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) de l'acier AISI 4140T.

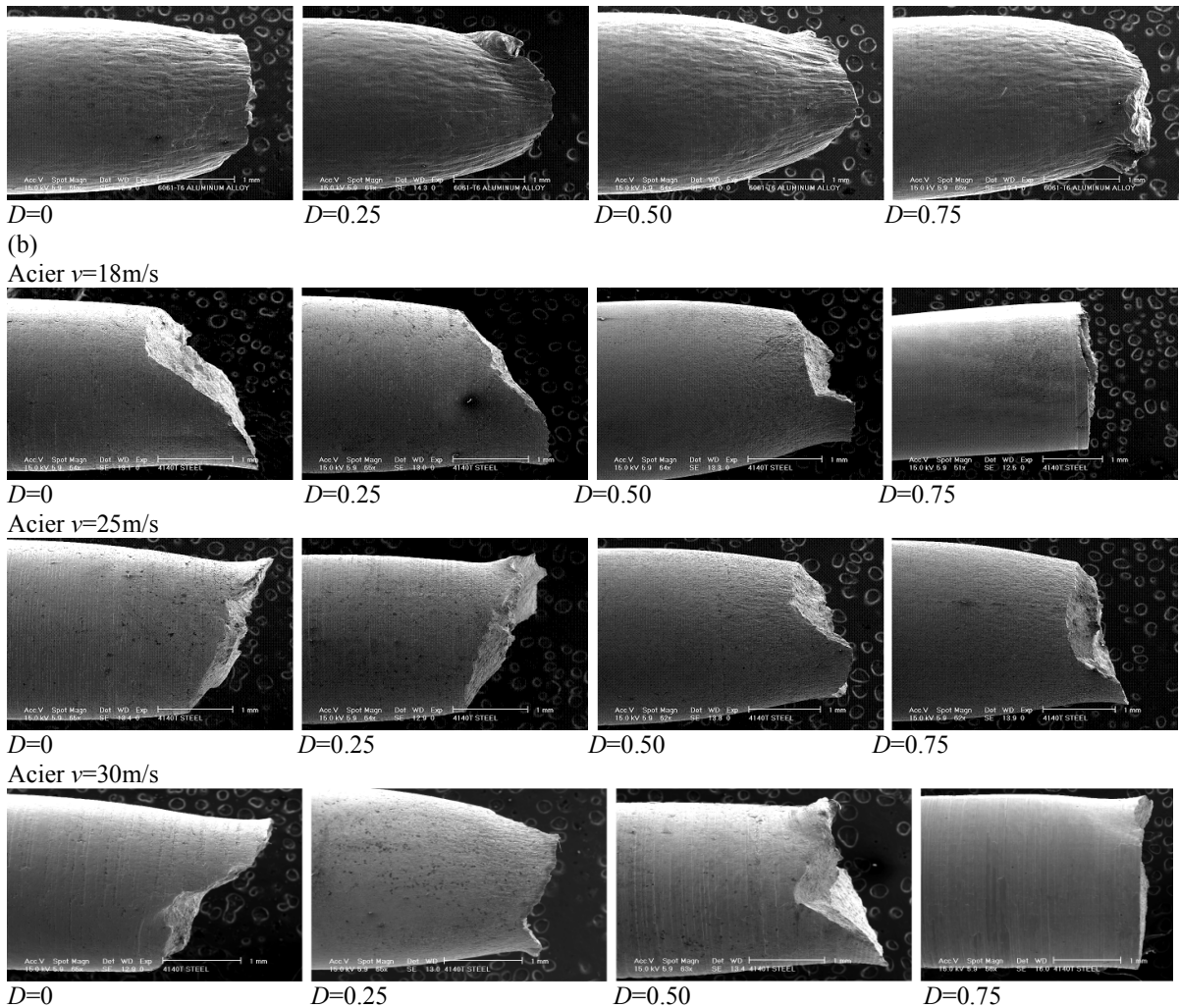
### 3.1.4 Modes de rupture

Les figures 5.7a et 5.7b montrent l'effet du pré endommagement en fatigue et de la vitesse de déformation sur les modes de rupture des échantillons en aluminium et acier. Il est à noter que dans le cas de l'alliage d'aluminium, la surface de rupture est approximativement normale à l'axe de chargement quelque soit les niveaux de pré endommagement  $D$  et la vitesse de déformation (vitesse du projectile). La striction est significative dans tous les cas pour l'alliage d'aluminium.

Dans le cas de l'acier, figure 5.7(b), la striction est moins significative idem quelque soit la vitesse et le pré endommagement. Il faut noter ici, que les modes de ruptures sont dépendants du pré endommagement. En effet pour un pré endommagement compris entre 0 et 50%, la surface de rupture se fait suivant un angle compris entre 40 et 60°. Par contre pour un endommagement de 75%, le mode de rupture se fait dans un plan normal à la direction de la charge, indépendamment de la vitesse du projectile, dans tous les cas.

Ce constat, nous amène à suggérer une transition de comportement de l'acier en fonction du pré endommagement. Pour les pré-endommagements compris entre 0 et 50% le mode de rupture est de type ductile. Il est de type fragile pour le cas de 75% de pré endommagement.



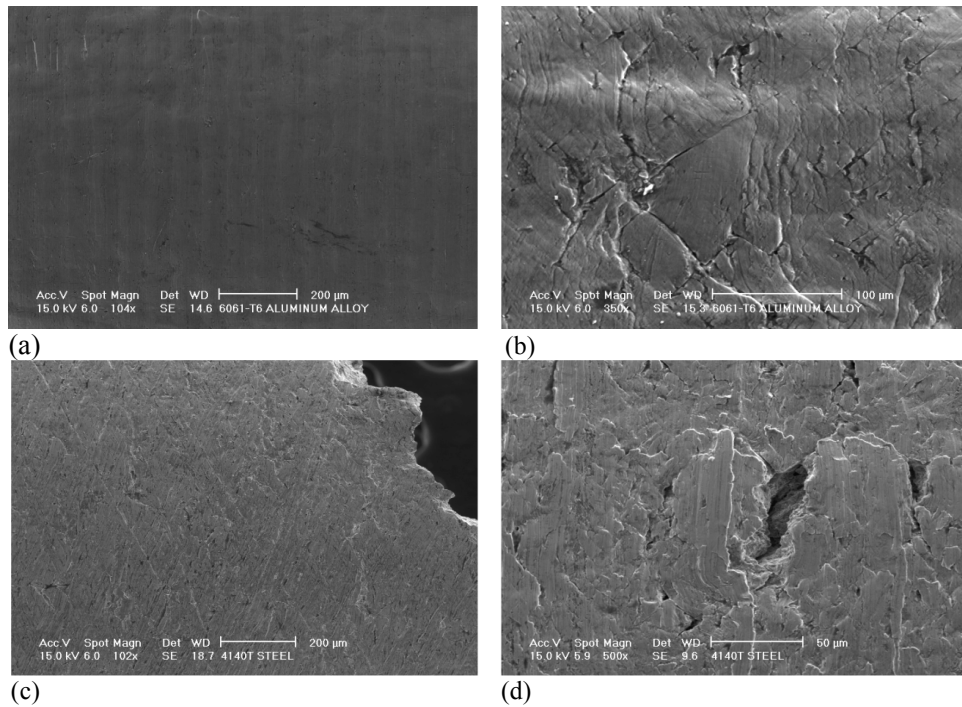


**Figure 3.7** Modes de rupture, (a) alliage d'aluminium 6061-T6  
 (b) acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation et différents pré endommagements en fatigue.

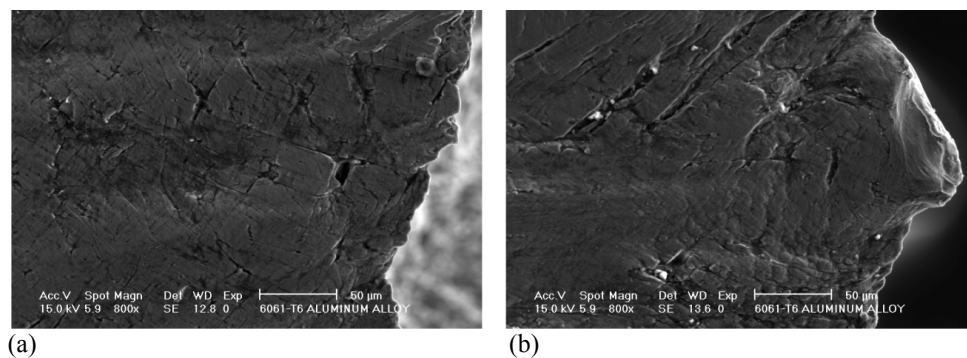
Un zoom sur les photos présentées de la Figure 3.7 est montré sur les photos 3.8 et 3.9. La Figure 3.8 présente la surface de l'échantillon après l'essai de traction quasi-statique. On observe que les échantillons sans pré endommagement montrent une surface « proper (lisse) » après l'essai de traction, figure 3.8a. Les échantillons avec un pré endommagement en fatigue ( $D=75\%$ ), présentent des bandes de glissement dans le cas de l'alliage d'aluminium (figure 3.8b). Dans la figure 3.8c montre la surface de l'échantillon non pré endommagement pour le cas de l'acier et des fissures avec un pré endommagement de 25% (figure 3.8d).

La figure 3.9 montre la surface de l'échantillon près de la zone de rupture après des essais de traction dynamique (vitesse de 30 m/s et un pré endommagement de 0 et 25 %). Des

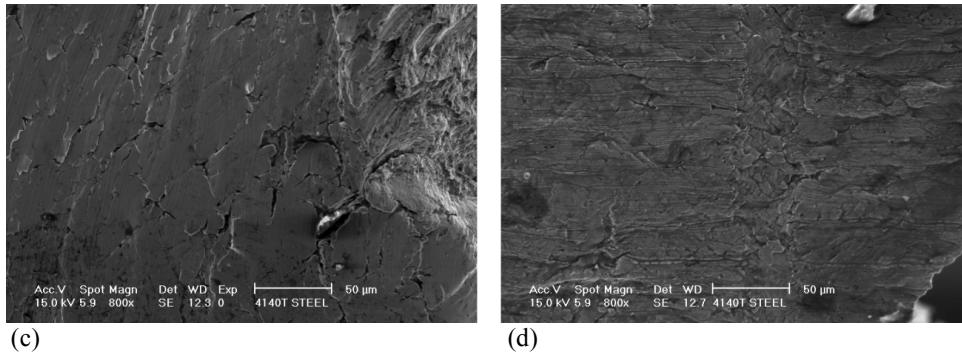
endommagements superficiels importants, les bandes de glissement orientées approximativement à  $45^\circ$  sont observées sur les échantillons d'aluminium figure 5.9a et 5.9b. Dans le cas de l'acier, la figure 5.9c, correspondant à l'endommagement de 0 %, montre la présence de fissures. Avec un endommagement de 25 %, nous observons la présence des bandes de glissement. Dans la figure 5.9d, correspondant au pré endommagement de 25%, montre presque similaire.



**Figure 3.8** Microphotographies de les surfaces des l'échantillon sans et avec pré endommagement en fatigue après l'essai quasi-statique de traction. (a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.75$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .





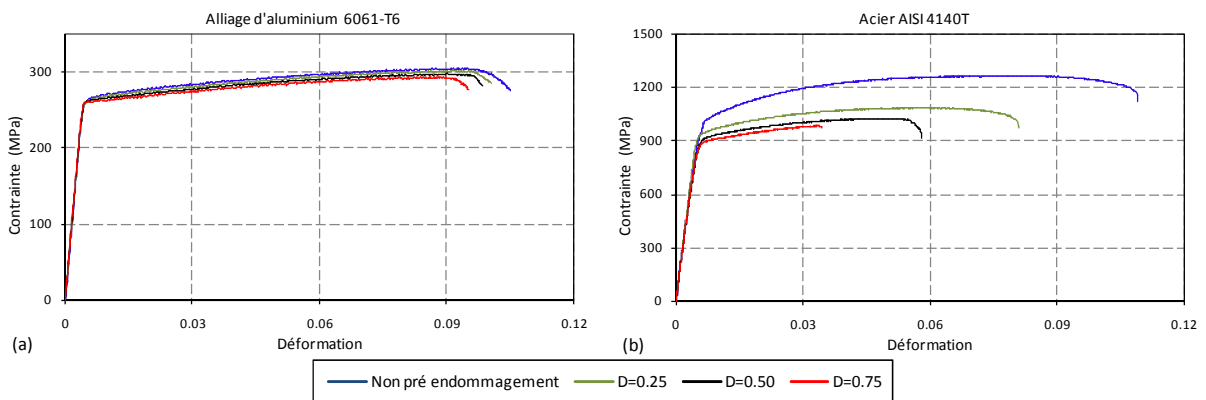


**Figure 3.9** Microphotographie de les surfaces de l'échantillon sans et avec pré endommagement en fatigue après l'essai dynamique de traction, dans tous les cas la vitesse du projectile est de  $v=30\text{m/s}$ .  
 (a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.25$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

## 3.2 Résultats en fatigue en contrôle de déformation

### 3.2.1 Essais quasi-statique en traction

Pour déterminer l'influence du pré endommagement en fatigue, des essais quasi-statiques en traction ont été réalisés sur des éprouvettes avec des pré endommagements en fatigue  $D=0.25$ ,  $0.50$ , et  $0.75$ . Les courbes quasi-statiques de contrainte-déformation avec et sans pré endommagement pour chaque matériau sont montrées sur la Figure 3.10. De ces résultats il est possible d'observer qu'il n'y a aucun effet significatif du pré endommagement en fatigue sur les courbes de contrainte-déformation de l'alliage d'aluminium 6061-T6. Les figures 3.10a et 3.10b montre l'influence des pré-endommagements de fatigue sur les caractéristiques mécaniques de traction, dans les expériences quasi-statiques.



**Figure 3.10** Courbes quasi-statiques contrainte-déformation  
 (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) d'acier AISI 4140T pour différents niveaux de pré endommagement.

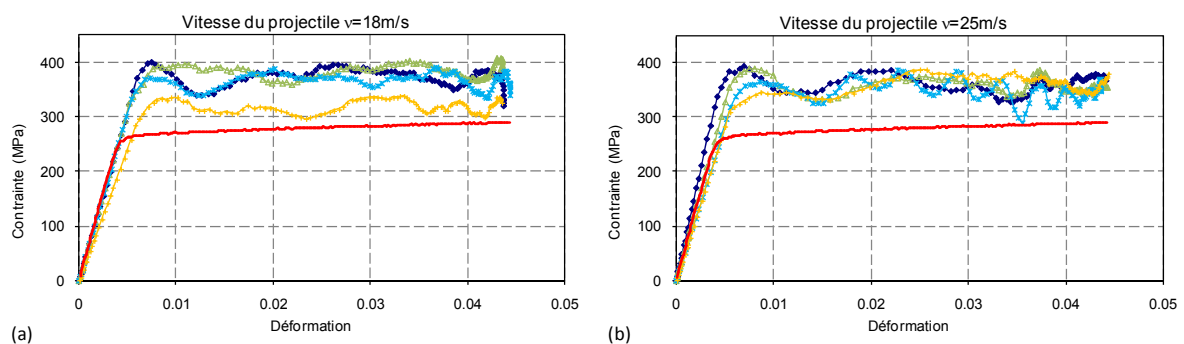
Il faut noter que, les diminutions de  $E$  atteignent 2% pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 et d'environ 4% à 12% pour l'acier AISI 4140T en fonction de l'augmentation du pré endommagement. La limite d'élasticité, la résistance maximale et la résistance ultime diminuent légèrement à mesure que le niveau de pré endommagement augmente. Pour l'acier AISI 4140T, les courbes de contrainte-déformation sont affectées par le pré endommagement en fatigue. Cependant, la limite d'élasticité et la résistance ultime sont plus élevées pour le cas sans pré endommagement et ne change pas de manière significative avec le niveau de pré endommagement au-delà de  $D=0.25$ . Les résultats des propriétés mécaniques quasi-statiques sont résumés sur le tableau 3.8. Le module d'Young, la limite d'élasticité et la résistance ultime de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et de l'acier AISI 4140T sont présentés pour différents niveaux de pré endommagement.

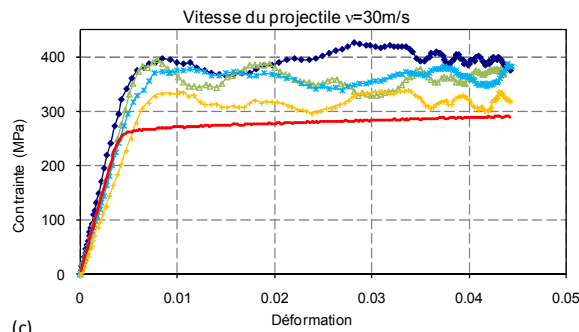
	Alliage d'aluminium 6061-T6				Acier AISI 4140T			
	Sans dommage	0.25	0.50	0.75	Sans dommage	0.25	0.50	0.75
Module d'Young (GPa)	65.9	64.6	64.4	64.3	185.7	178.6	169.9	163.8
Limite d'élasticité (MPa)	264.6	262.4	261.4	260.4	1014.4	944.6	911.6	890.6
Résistance ultime (MPa)	304.8	302.2	297.4	293.1	1265.2	1085.2	1023.8	984.7

**Tableau 3.8** Propriétés mécaniques quasi-statiques pour différents niveaux de pré endommagement.

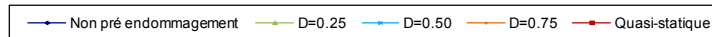
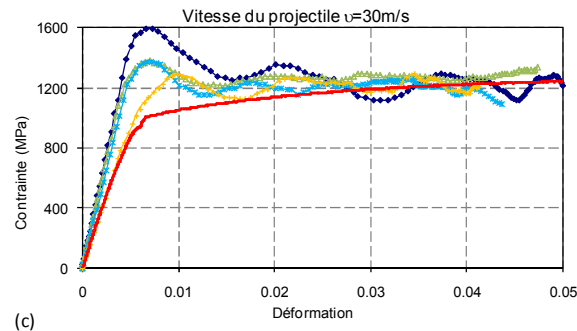
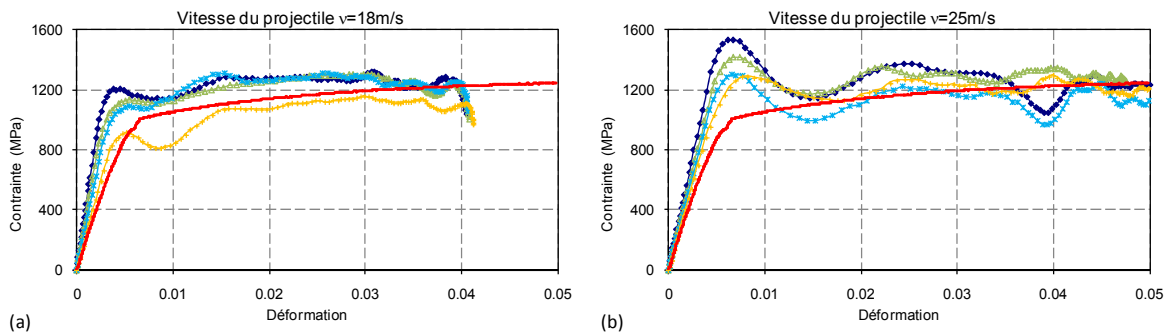
### 3.2.2 Courbes contrainte-déformation dynamiques

Les courbes contrainte-déformation dynamiques ont été obtenues en employant le dispositif des barres d'Hopkinson en utilisant les équations (2.61) et (2.62) du Chapitre 2. Les Figures 5.17 et 5.18, sont respectivement relatives à l'alliage d'aluminium 6061-T6 et à l'acier AISI 4140T.





**Figure 3.11** Courbe contrainte-déformation dynamique pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différentes vitesses de déformation.



**Figure 3.12** Courbes contrainte-déformation dynamique pour l'acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation et niveaux de pré endommagement.

Les courbes quasi-statiques de contrainte – déformation pour les matériaux non pré endommagement sont incluses à titre de comparaison. Différents niveaux de pré endommagement et vitesses du projectile (vitesses de déformation) ont été considérés.

Dans tous les cas la limite d'élasticité diminue au fur et à mesure que le niveau de pré endommagement augmente. Cet effet est plus visible sur les tableaux 3.9-3.12 et la Figure 3.13, où l'influence de la vitesse de déformation est aussi bien présentée.

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique ( $\sigma_v$ )	Quasi statique ( $\sigma_u$ )
0	386	394	390	264	304
0.25	394	388	392	262	302
0.5	372	363	368	261	297
0.75	333	340	333	260	293

**Tableau 3.9** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

Domage ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique ( $\sigma_v$ )	Quasi statique ( $\sigma_u$ )
0	1593	1529	1207	1014	1265
0.25	1379	1413	1125	944	1085
0.5	1371	1296	1088	911	1023
0.75	1224	1288	895	890	984

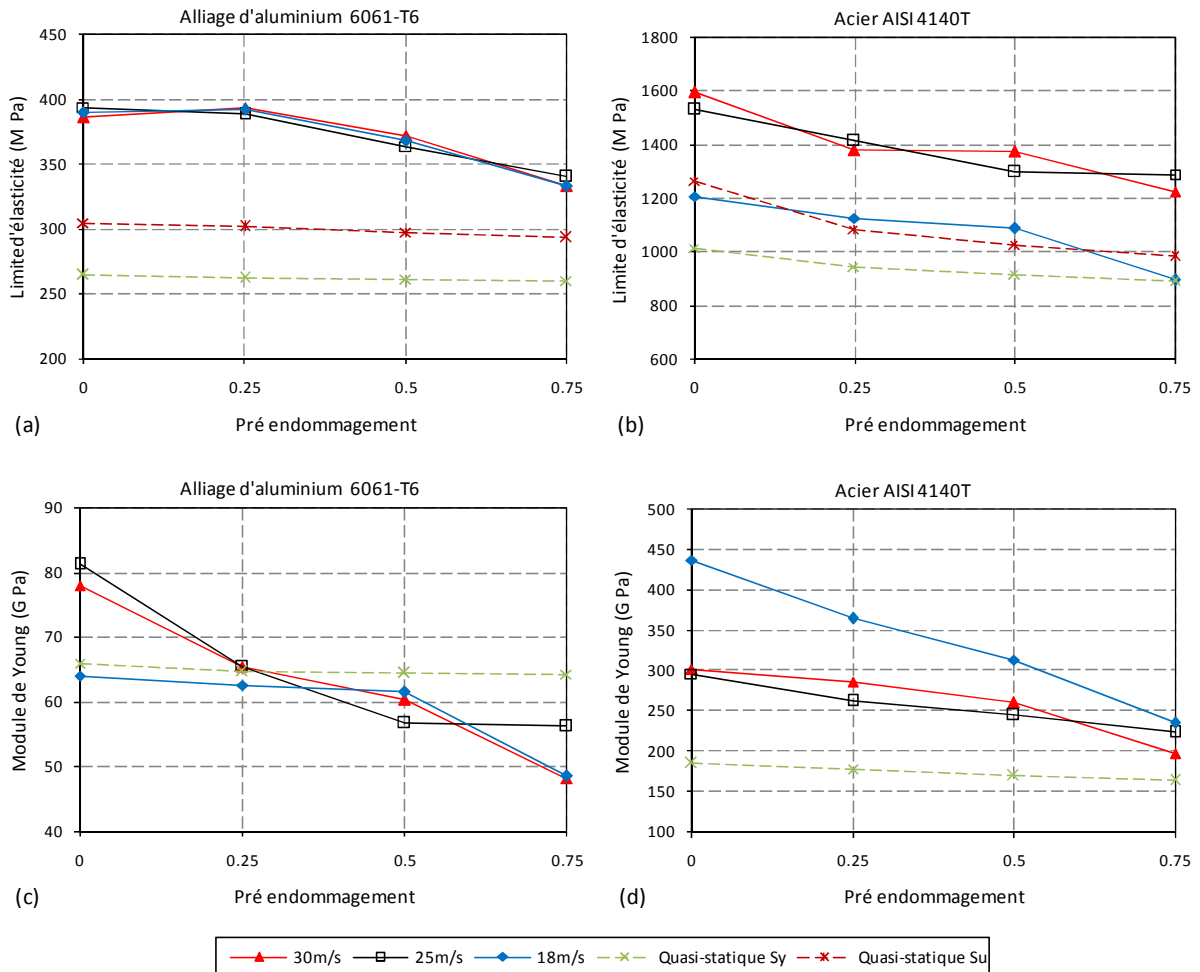
**Tableau 3.10** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

Domage ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	78	81	64	65
0.25	65	65	62	64
0.5	60	56	61	64
0.75	48	56	48	64

**Tableau 3.11** Module d'Young pour essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

Domage ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	302	296	437	185
0.25	286	262	365	178
0.5	260	245	313	169
0.75	197	224	235	163

**Tableau 3.12** Module d'Young pour essais quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).



**Figure 3.13** Effet des pré endommagements de fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques de (a, c) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b, d) l'acier AISI 4140T.

L'effet du pré endommagement en fatigue sur le comportement dynamique et quasi-statique de l'alliage d'aluminium 6061-T6 est présenté sur la figure 5.13a et tableau 3.9. Nous observons que la limite d'élasticité n'est pas sensible aux vitesses d'impact et est affectée par le pré endommagement au-delà de  $D=25\%$ . Les valeurs de la limite d'élasticité en dynamique sont supérieures à celles en quasi statique ( $D=0$  est le 47% et  $D=75$  est le 28%). Ces valeurs sont supérieures à la résistance ultime dans ce cas de control de déformation.

Dans le cas de l'acier (figure 5.13b et tableau 3.10), la limite d'élasticité dépend de la vitesse d'impact et est sensible au pré endommagement. Pour une vitesse de 18 m/s cette limite a une valeur inférieure de l'ordre de 19% par rapport aux limites d'élasticité des autres vitesses (25 et 30 m/s). Ces limites sont affectées par le pré endommagement en fatigue et présente la même

diminution de l'ordre de 300 MPa quand le dommage passe de 0 à 0.75. Les limites d'élasticité pour les vitesses de 25 et 30 m/s, sont supérieures à celles obtenues en quasi statique de 54 % et même supérieures à la résistance ultime de 23 %, quand  $D=0$ . Pour une vitesse de 18 m/s, la limite d'élasticité dynamique présente une évolution semblable à celle de la résistance ultime tout en restant supérieure à la limite d'élasticité en quasi statique.

Le module d'Young, dans le cas de l'alliage d'aluminium (figure 3.13c et tableau 3.11), est sensible aux vitesses du projectile et est affecté par le pré endommagement en fatigue. Pour le cas sans pré endommagement ( $D=0$ ), la valeur du module d'Young en quasi statique est égale à celle en dynamique et restent inférieures à celles obtenues avec des vitesses de 25 et 30 m/s. Pour un pré endommagement  $D=50\%$ , le module d'Young en dynamique est inférieur à celui en quasi statique et semble peu sensible à la vitesse du projectile. Avec un pré endommagement  $D=75\%$ , nous observons une chute de  $E$  de l'ordre de 25 % pour les vitesses de 18 et 30 m/s par rapport au quasi statique et une chute de 14 % pour le cas de 25 m/s. Le module pour le cas de la vitesse de 25 m/s est stable entre 50 et 75 % de pré endommagement, tableau 3.11.

Un effet différent est observé dans le cas de l'acier (figure 3.13d et tableau 3.12). L'évolution de  $E$  dépend de la vitesse du projectile et du pré endommagement. Pour un pré endommagement  $D=0\%$ , le module d'Young avec une vitesse de 18 m/s est supérieur à celui avec des vitesses de 25 et 30 m/s de l'ordre de 44 %. Cette valeur est aussi supérieure à la valeur en quasi statique 135% pour  $v=18$  m/s et 62% pour  $v=25$  et 30 m/s.

Dans les cas d'une vitesse de 18 m/s, l'évolution du module d'Young  $E$  pour  $D$  compris entre 0 et 75%, présente une chute de 54 %, par contre pour  $v=25$  et 30 m/s, l'évolution est moins accentuée, elle est de l'ordre de 30 %. Les valeurs de  $E$  en dynamique sont toujours supérieures à celle de  $E$  en quasi statique, cette différence est insignifiante pour un pré endommagement de 75 %. On peut observer une diminution des valeurs obtenues de  $E$  par des vitesses de projectile de 25 et 30 m/s en ce qui concerne celles obtenues avec  $v=18$ m/s.

### 3.2.3 Effet sur la ductilité

Les deux paramètres ( $\% \varepsilon_f$  et  $\% RA$ ) considérés dans le cas du chargement en contrôle de charge ont été retenus. La figure 3.14 montre l'élongation  $\% \varepsilon_f$  et la striction  $\% RA$  pour différents niveaux de pré endommagement et différentes vitesses du projectile pour l'alliage d'aluminium 6061-T6. On peut noter figure 3.14a et tableau 3.13 que l'élongation  $\% \varepsilon_f$  augmente (approximativement de 12% à 16%), quand le niveau de pré endommagement augmente (de 0 à 75), mais il n'est pas affecté par la vitesse de déformation.

L'évolution des élongations  $\% \varepsilon_f$  quasi-statiques évolue de 6% à 8% quand le pré endommagement  $D$  passe de 0 à 0.75. La réduction la section transversale,  $\% RA$ , n'est pas affectée par la vitesse de déformation, figure 3.14b et tableau 3.14, mais varie, approximativement de 30% à 35%, quand le niveau de pré endommagement augmente. Pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 la striction,  $\% RA$ , quasi-statique varie de 16% à 19% pour un pré endommagement de fatigue de 0 à 0.75.

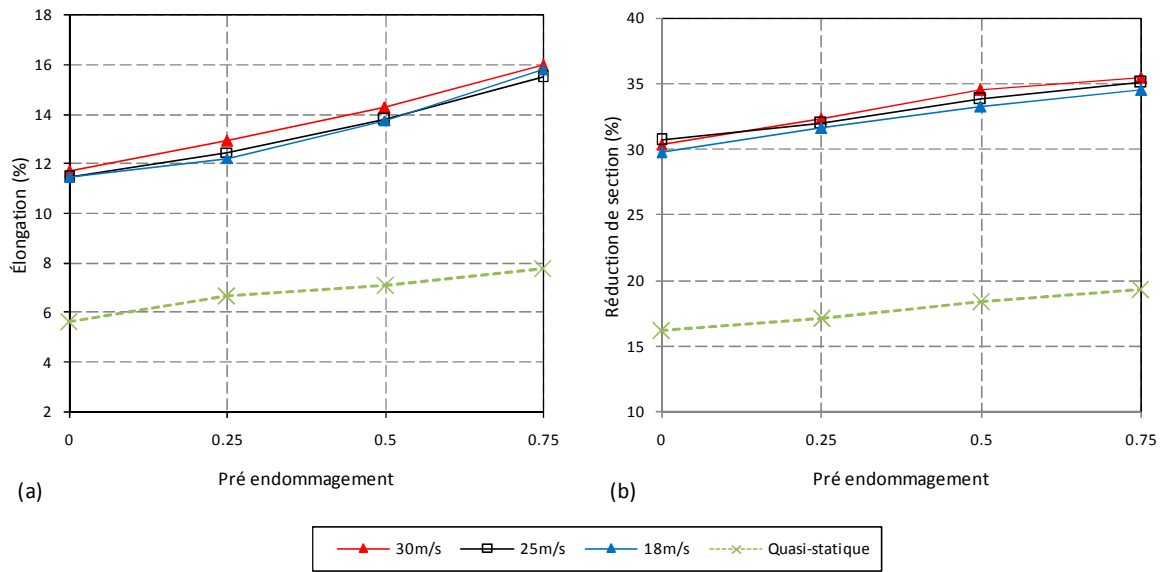
Il semble que le comportement soit le même pour les essais dynamiques avec des valeurs plus élevées pour l'élongation et la striction

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi-statique
0	11.7	11.4	11.4	5.6
0.25	12.9	12.4	12.2	6.6
0.5	14.2	13.7	13.7	7.1
0.75	16.0	15.4	15.7	7.7

**Tableau 3.13** Pourcentage de l'élongation dans essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en %).

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi-statique
0	30.3	30.7	29.7	16.2
0.25	32.2	31.9	31.6	17.1
0.5	34.4	33.8	33.2	18.4
0.75	35.4	35.1	34.4	19.3

**Tableau 3.14** Pourcentage de l'élongation dans essais quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en %).



**Figure 3.14** Effet des pré endommagements de fatigue sur des paramètres de ductilité de l'alliage d'aluminium 6061-T6, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de la réduction de section.

L'élongation  $\% \varepsilon_f$  et la réduction de section  $\% RA$  des échantillons d'acier sont présentées sur la Figure 3.15. Il faut noter sur la Figure 3.15a et tableau 3.15 que le  $\% \varepsilon_f$  diminue fortement sur les essais dynamiques à mesure que le pré endommagement  $D$  augmente.

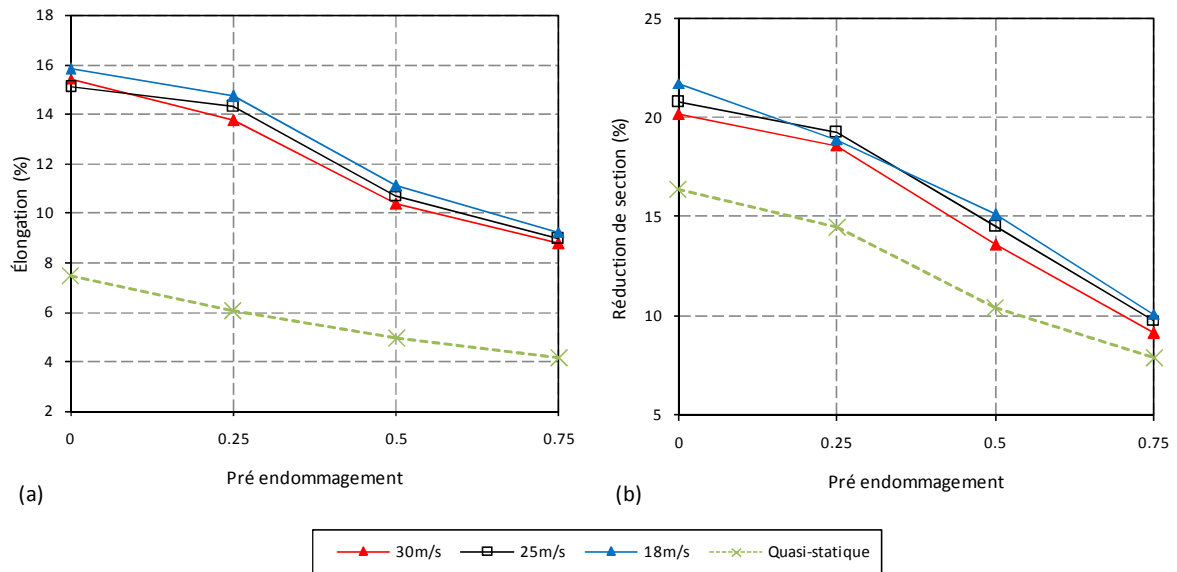
Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	15.4	15.1	15.8	7.4
0.25	13.7	14.2	14.7	6.0
0.5	10.3	10.6	11.1	4.9
0.75	8.7	8.9	9.2	4.1

**Tableau 3.15** Pourcentage de la réduction de section dans essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en %).

Pré endommagement ( $D$ )	30m/s	25m/s	18m/s	Quasi statique
0	20.1	20.8	21.7	16.4
0.25	18.6	19.2	18.9	14.5
0.5	13.5	14.5	15.1	10.4
0.75	9.1	9.7	10.1	7.9

**Tableau 3.16** Pourcentage de la réduction de section dans essais quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en %).





**Figure 3.15** Effet du pré endommagement en fatigue sur des paramètres de ductilité de l'acier AISI 4140T, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de la réduction de section.

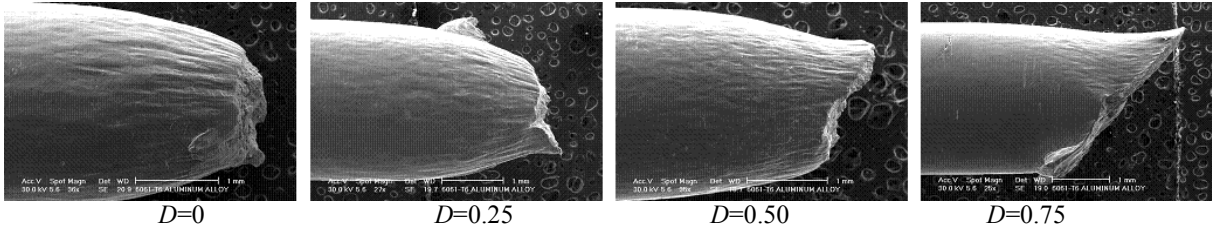
Cette perte de ductilité est plus importante au-delà d'un pré endommagement  $D=0.25$ . L'élongation,  $\% \varepsilon_f$ , passe de 15% à 9% quand le pré endommagement,  $D$ , passe 0 à 0.75. Il y a également un léger effet de la vitesse du projectile sur ce paramètre. Pour les essais quasi-statiques, l'élongation,  $\% \varepsilon_f$ , passe de 7% à 4% quand le pré endommagement,  $D$ , passe de 0 à 0.75. On observe un comportement semblable pour la striction,  $\% RA$ , figure 3.15b et tableau 3.16, la striction  $\% RA$  change de 16% à 8% quand  $D$  passe de 0 à 0.75. Pour les essais dynamiques élongation,  $\% \varepsilon_f$ , passe de 20% à 10% quand le pré endommagement,  $D$ , passe de 0 à 0.75. La vitesse du projectile semble avoir peu d'influence. Par conséquent, le pré endommagement en fatigue a un effet néfaste sur la ductilité de l'acier AISI 4140T.

### 3.2.4 Modes de rupture

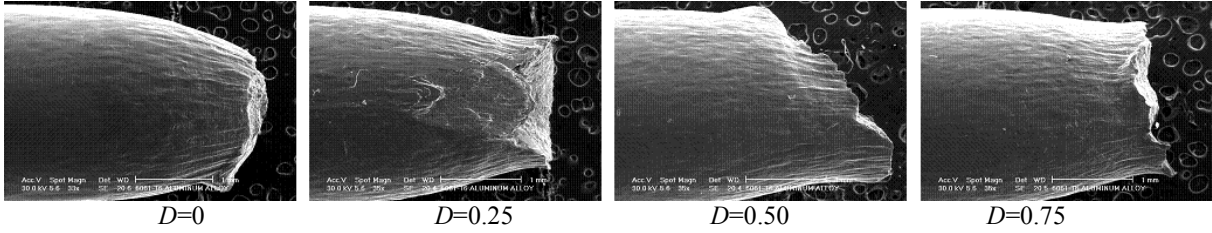
Les Figures 3.16a et 3.16b évaluent, pour les essais dynamiques, l'effet du pré endommagement en fatigue et de la vitesse de déformation sur les modes de rupture des échantillons en l'aluminium et l'acier. Dans le cas de l'aluminium, la surface de rupture est approximativement normale à l'axe de l'échantillon et indépendante du niveau de pré endommagement  $D$  et de la vitesse de déformation (vitesse du projectile).

(a)

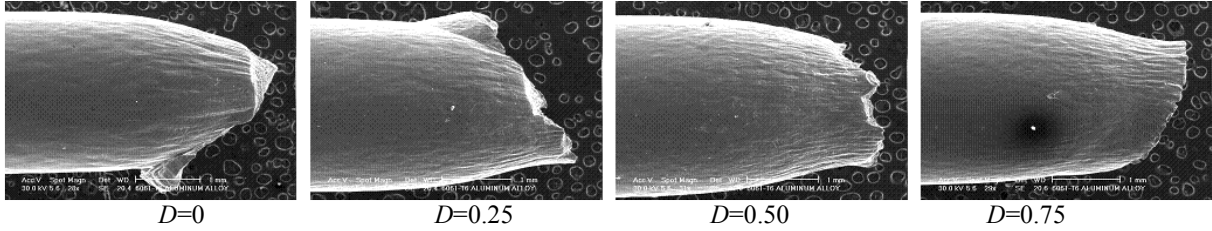
Aluminium  $v=18\text{m/s}$



Aluminium  $v=25\text{m/s}$

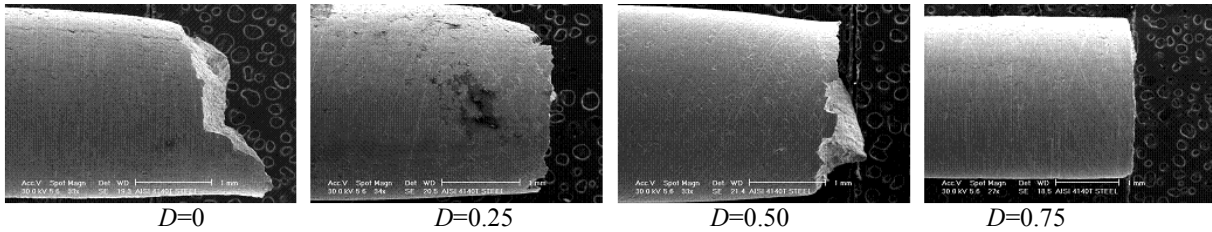


Aluminium  $v=30\text{m/s}$

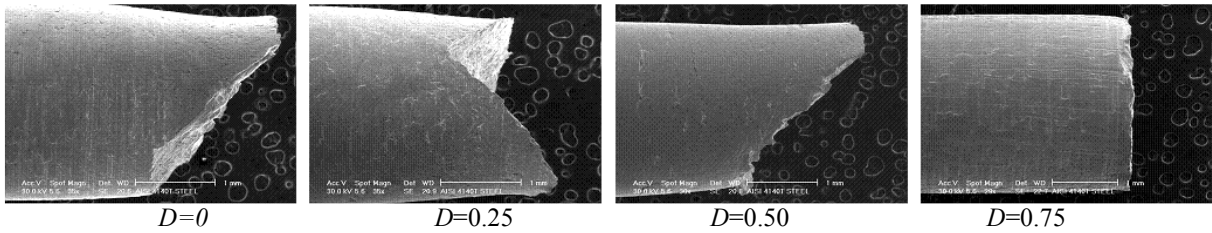


(b)

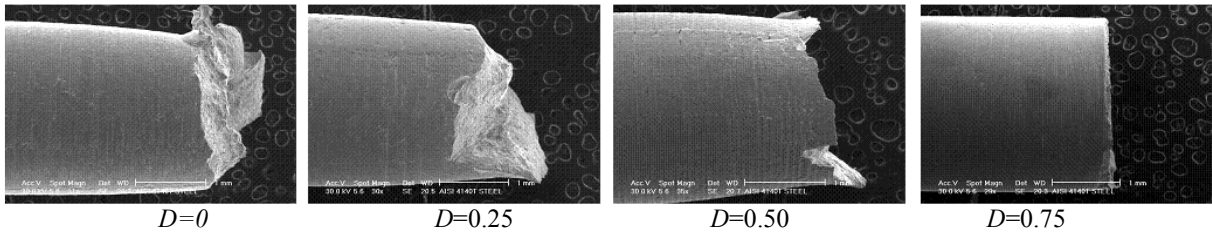
Acier  $v=18\text{m/s}$



Acier  $v=25\text{m/s}$



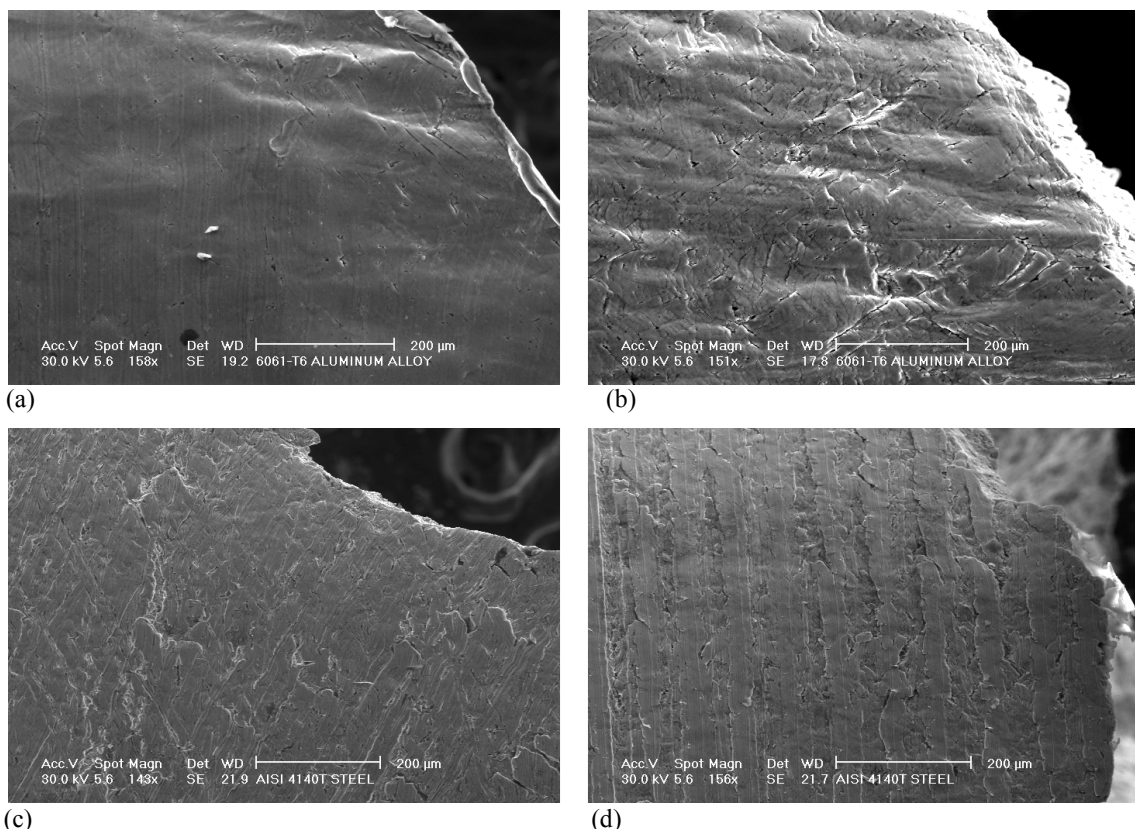
Acier  $v=30\text{m/s}$



**Figure 3.16** Modes de rupture, (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation et pré endommagement en fatigue.

On remarque également que la striction est notable dans tous les cas de l'alliage d'aluminium. Sur la figure 3.16a. Dans le cas de l'acier on observe que l'effet du pré endommagement,  $D$ , est différent de celui observé pour l'aluminium. Le plan de la surface de rupture semble dépendre de la vitesse de sollicitation. Il est orienté environ à  $60^\circ$ , par rapport à l'axe de l'éprouvette quand  $v=18\text{m/s}$  et approximativement  $45^\circ$  quand  $v=25\text{m/s}$  pour des matériaux non pré endommagés (figure 3.16b), alors que cet angle est près de  $90^\circ$  quand  $D=0.75$  pour les trois vitesses du projectile. Ceci suggère une transition sur le comportement et le mode de rupture de l'acier avec l'augmentation du pré endommagement  $D$ , on observe un comportement ductile pour les faibles valeurs du pré endommagement,  $D$ , tandis qu'un comportement fragile est observé le matériau aux niveaux de pré endommagement élevé ( $D=0.75$ ).

Un zoom des photos présentées sur la figure 3.16 est montré sur les figures 3.17 et 3.18. La Figure 3.17a présente la surface de l'éprouvette après l'essai quasi-statique en traction non pré endommagement.

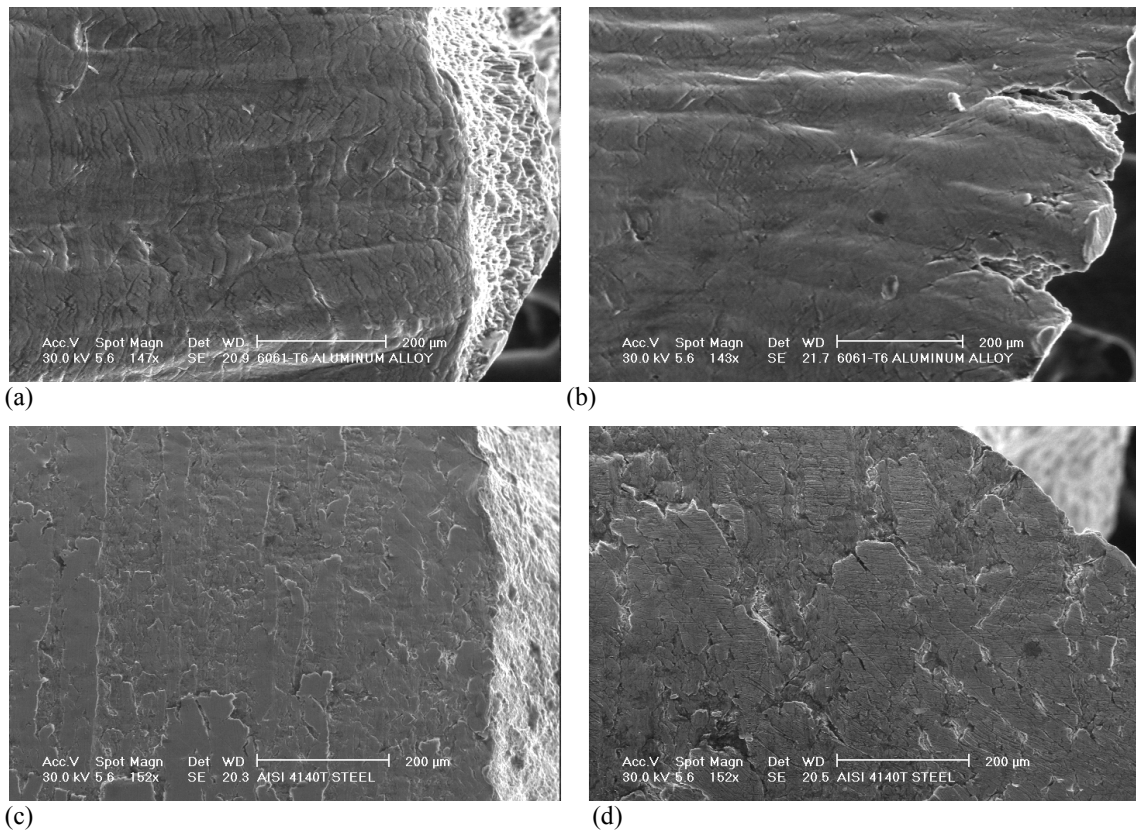


**Figure 3.17** Microphotographies de la surface de l'échantillon avec et sans pré endommagement en fatigue pour un essai de traction quasi-statique.

(a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.75$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

On remarque que les échantillons non pré endommagés présentent une surface propre, lisse après l'essai en traction, alors que les échantillons pré endommagés présentent des bandes de glissement (particulièrement sur la Figure 3.17b d'aluminium). Dans la figure 3.17c present la surface de un échantillon d'acier non pré endommagement et des fissures sur la surface (principalement sur la figure 3.17d d'acier) de l'échantillon.

D'une façon similaire, la figure 5.18 montre la surface de l'échantillon au voisinage de la zone de rupture après les essais de traction dynamiques. On remarque dans ce cas un endommagement superficiel important sur des échantillons de l'aluminium, Figure 3.18a et 3.18b, on observe les bandes de glissement orientées approximativement à 60° par rapport à l'axe de l'échantillon.

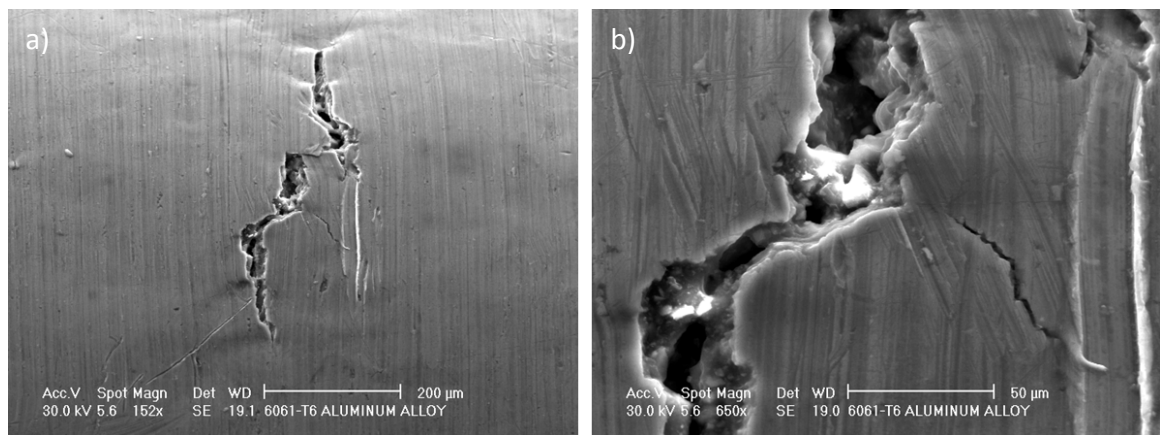


**Figure 3.18** Microphotographie de la surface de l'échantillon avec et sans pré endommagement en fatigue après l'essai de traction dynamique, dans tous les cas la vitesse du projectile était de  $v=25\text{m/s}$ .  
 (a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.75$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

Les surfaces des éprouvettes sont observées, après rupture par fatigue avec un Microscope Électronique à Balayage. On remarque une forte densité des fissures pour des essais dynamique (figure 3.19a). L'initiation des fissures se fait à partir des bandes de glissement.

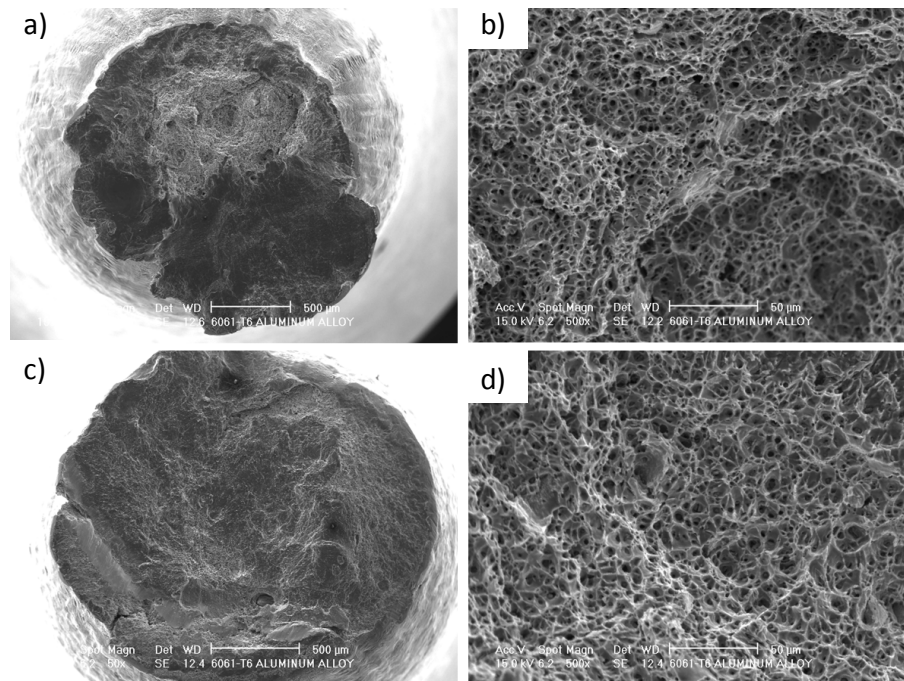
L'espacement des stries de fatigue observé sur les surfaces de rupture est relié à la morphologie de la zone plastique à la pointe de la fissure et à l'émoussement de la fissure.

On peut voir également sur la surface des fissures qui correspondent au cisaillement local important. Ces fissures sont voisines et semblent assez profondes 3.19b



**Figure 3.19** Initiation des fissures superficielles avec pré endommagement en fatigue après un 'essai de traction dynamique.

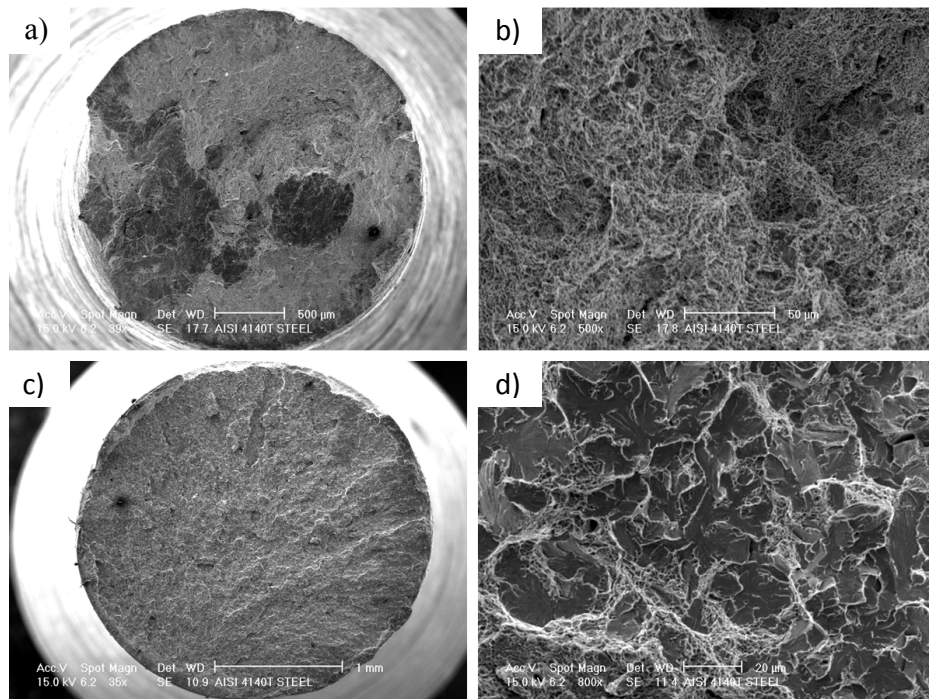
Les figures 3.20 et 3.21 montrent les macros et micros fractographies au MEB avec et sans pré endommagement en fatigue après un essai de traction dynamique. Les deux macros figures 3.20a et 3.20c montrent une surface plane pouvant présenter des lèvres de déchirure sur les bords résultant d'un cisaillement local lié à la vitesse de déformation. Les essais dynamiques avec pré endommagement en fatigue présentent dans la zone centrale de rupture de nombreuses cupules formées à partir de la coalescence des microcavités, figure 3.20b et 3.20c.



**Figure 3.20** Micrographes MEB des échantillons dans la surface de rupture de l'aluminium, (a, b) sans pré endommagement,  $v=30\text{m/s}$ , (b)  $D = 75$ ,  $v=30\text{m/s}$ .

Le clivage, séparation le long des plans cristallographiques spécifiques, semble le mécanisme dominant de fracture pour les éprouvettes en acier, figure 3.21a et 3.21b, pour différents niveaux de pré endommagement et vitesses du projectile. Il n'y a aucun effet significatif du niveau de pré endommagement sur la morphologie des surfaces de rupture pour les échantillons en acier. Les échantillons en l'alliage d'aluminium présentent une combinaison des mécanismes de fractures ductile et inter granulaire indépendamment des niveaux de pré endommagement, le mécanisme ductile reste cependant prédominant.

Sur les faciès de fracture des échantillons en aluminium, il y a une combinaison de petites cupules provoquées par nucléation, croissance et coalescence des cavités microscopiques et des chemins de décohésion à long des joints de grain. Comme pour l'acier il n'y a aucun effet significatif de niveau de pré endommagement sur les caractéristiques des faciès de rupture pour éprouvettes en alliage d'aluminium. Dans la région finale de rupture les micros clivages sont, dans le cas de l'acier, majoritaires pour les essais dynamiques avec un pré endommagement,  $D=0.75$ , figure 3.21c et 3.21d.



**Figure 3.21** Micrographies MEB des faciès de fracture des éprouvettes en acier, (a, b) Non pré endommagement,  $v=30\text{m/s}$ , (c, d)  $D=75$ ,  $v=3\text{0m/s}$ .

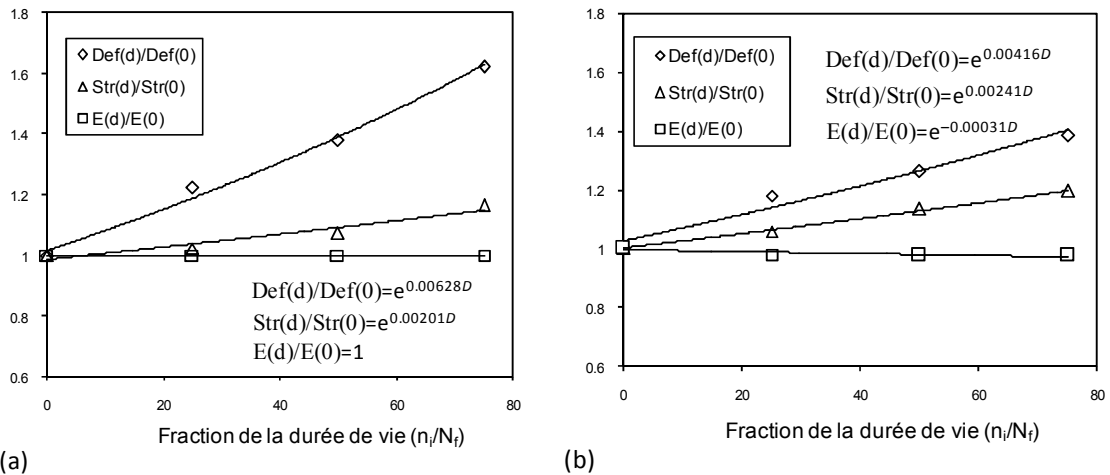
### **3.3 Évolution des paramètres d'élongation, réduction de section et module d'Young.**

#### **3.3.1 Paramètres des essais de traction pour l'alliage d'aluminium (contrôle charge et contrôle déformation)**

La Figure 3.22a, montre l'évolution du module d'Young, de la déformation plastique totale et de la striction en fonction du pré endommagement en fatigue avec un asservissement en contrôle de charge. Ces paramètres sont normalisés par les valeurs à pré endommagement nul. La Figure 3.22b, montre les mêmes caractéristiques pour un asservissement en contrôle de déformation. Les résultats montrent que le module d'Young n'évolue pas durant le processus du pré endommagement dans le premier cas, par contre il présente une chute de l'ordre de 4% dans le second cas. En ce qui concerne la déformation plastique totale et la striction, les résultats montrent une croissance de 15% et 60% avec un asservissement en contrôle de charge et une



croissance de 18% et 35% avec un asservissement en contrôle de déformation. L'évolution semble linéaire dans les 2 cas



**Figure 3.22** Évolution des paramètres de l'essai de traction quasi statique en fonction du pré endommagement en fatigue, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

La figure 3.23 (a, b) et la Figure 3.24 (a, b) montrent l'évolution de la déformation plastique totale et la striction respectivement dans les deux configurations d'essais, (contrôle de charge contrôle de position) pour les essais dynamiques. Les résultats des essais dynamiques sur des échantillons avec un pré endommagement en fatigue avec asservissement de charge présentent une croissance de l'ordre de 7 à 10% quand le pré endommagement passe de 0 à 50%. Cette croissance s'accroît quand le pré endommagement passe de 50 à 75%, et atteint 15% d'augmentation de ces propriétés (figure 3.23a et figure 3.24a).

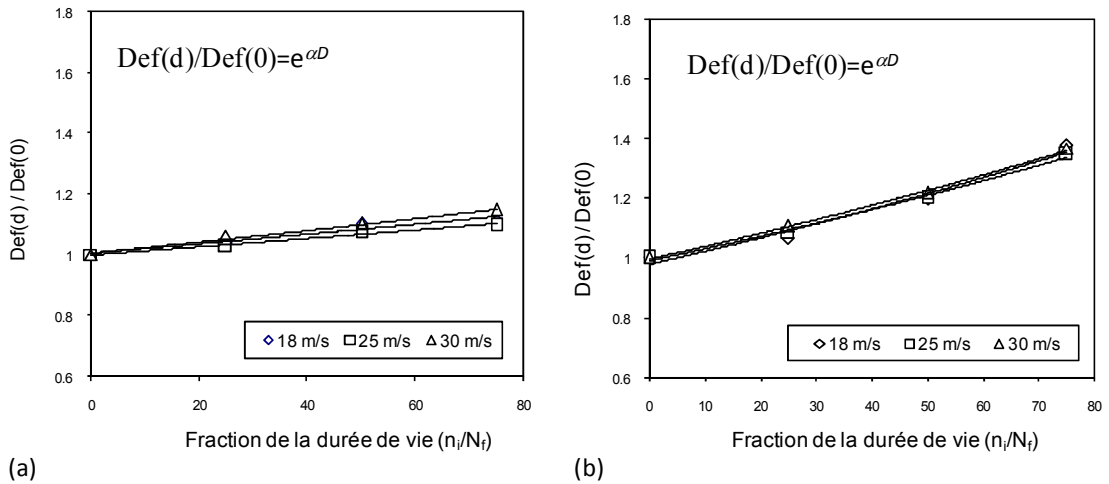
Cette augmentation des propriétés de ductilité semble dépendre de la densité de microfissures et de leur taille directement liées au pré endommagement ainsi qu'à la facilité de coalescence des microfissures quand le pré endommagement atteint les 75%.

Dans le cas des échantillons avec un pré endommagement en fatigue avec un asservissement en déformation, les Figures 3.23b et Figures 3.24b, montrent une augmentation d'environ 13 à 16% de la déformation plastique totale et la striction quand le pré endommagement passe de 0 à 75%.

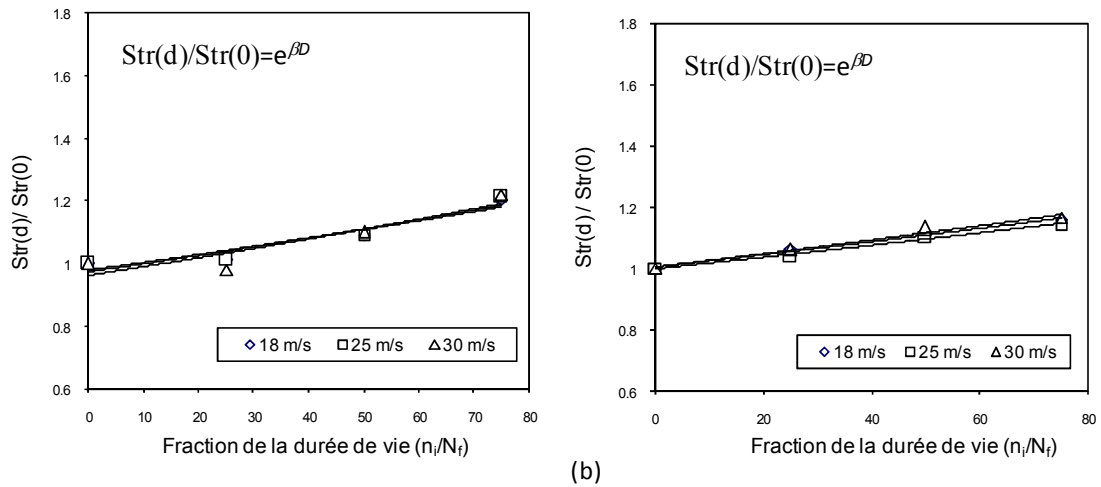
Cette croissance des propriétés est vraisemblablement liée aux dislocations (mouvement et multiplicité). L'évolution de la déformation plastique totale et la striction dans les deux



configurations des essais de fatigue ne semble pas dépendre de la vitesse d'impact lors des essais dynamiques.

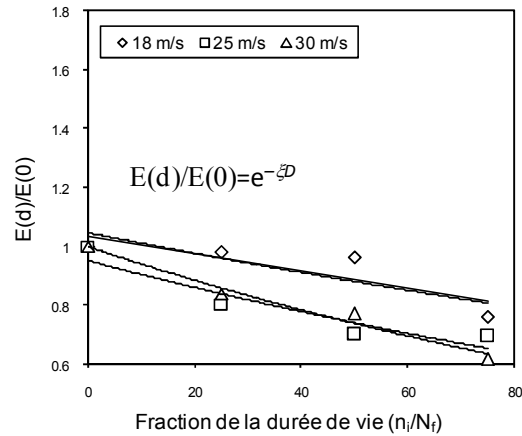


**Figure 3.23** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par élongation, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.



**Figure 3.24** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par réduction de section, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

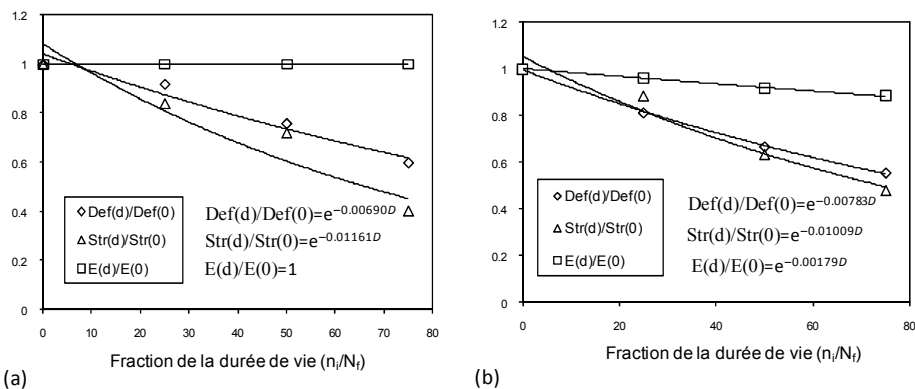
La Figure 3.25, montre l'évolution du module d'Young en fonction du pré endommagement en fatigue des échantillons avec un asservissement en déformation. Cette évolution semble dépendre de la vitesse d'impact des essais dynamiques. Dans le cas d'une vitesse d'impact de 18m/s, la diminution atteint 50% pour un pré endommagement de 75%. Ces résultats sont en accord avec la littérature en termes d'évolution du module d'Young en fonction de la vitesse de déformation.



**Figure 3.25** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par le module d'Young en contrôle de déformation.

### 3.3.2 Paramètres d'essais de traction de l'acier (contrôle charge et contrôle déformation)

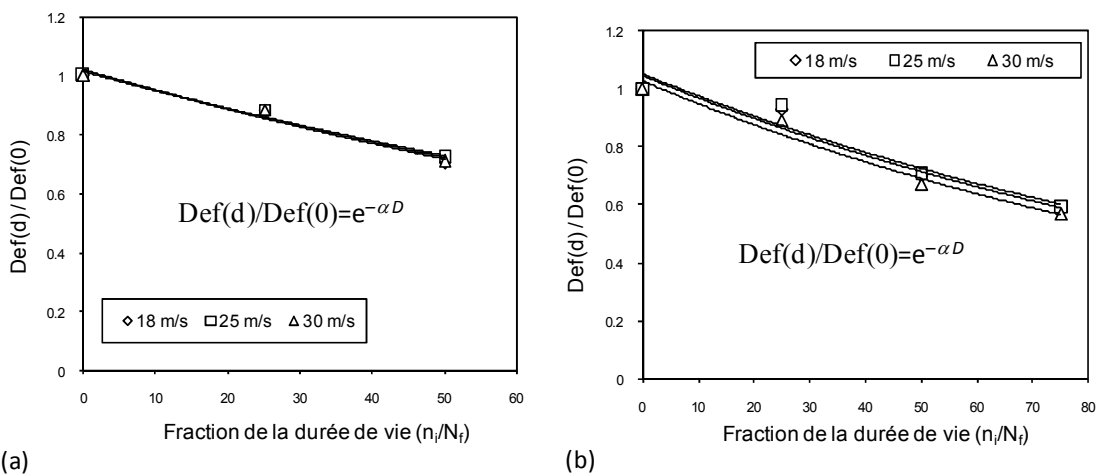
La figure 3.26a, montre l'évolution du module d'Young, de la déformation plastique totale et de la striction en fonction du pré endommagement en fatigue avec un asservissement en contrôle de charge. Ces paramètres sont normalisés par les valeurs à pré endommagement nul. La Figure 3.26b, traite les cas de l'asservissement en contrôle de déformation. Les résultats montrent que le module d'Young n'évolue pas durant le processus du pré endommagement dans le premier cas, par contre il présente une chute de l'ordre de 10% dans le second cas. En ce qui concerne la déformation plastique totale et la striction, les résultats montrent une chute de 40% et 50% dans les deux cas.



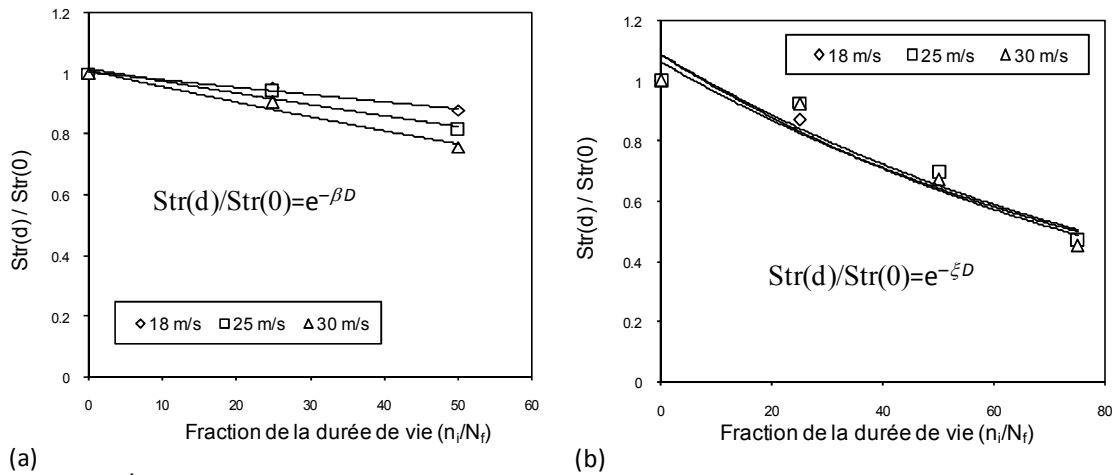
**Figure 3.26** Évolution des paramètres de l'essai de traction quasi statique en fonction du pré endommagement en fatigue, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

La figure 3.27(a, b) et la figure 3.28(a, b) montrent l'évolution de la déformation plastique totale et la striction respectivement dans les deux configurations d'essais. Les résultats des essais dynamiques sur des échantillons avec un pré endommagement en fatigue avec asservissement de charge présentent une chute de l'ordre de 20 à 25% quand le pré endommagement passe de 0 à 50%. Cette chute s'accroît quand le pré endommagement passe de 50 à 75%, et atteint 90% de diminution de ces propriétés (Figure 3.27a et Figure 3.38a).

Cette diminution des propriétés semble dépendre de la densité de microfissures et de leur taille qui sont directement liées au pré endommagement ainsi qu'à la facilité de coalescence des microfissures quand le pré endommagement atteint les 75%. Dans le cas des échantillons avec un pré endommagement en fatigue avec un asservissement en déformation, les figures 3.27b et figures 3.28b, montrent une chute d'environ 40–50% de ces deux paramètres quand le pré endommagement passe de 0 à 75%. Dans ce cas de figure nous n'observons pas d'accroissement de cette chute. Cette chute des propriétés est à relier vraisemblablement aux dislocations (mouvement et multiplicité). L'évolution de ces deux paramètres dans les deux configurations des essais de fatigue ne semble pas dépendre de la vitesse d'impact des essais dynamiques.

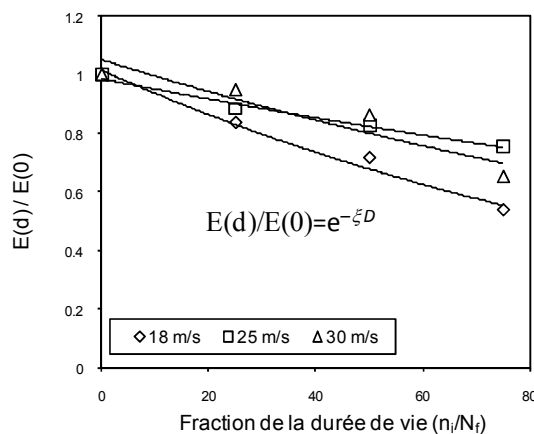


**Figure 3.27** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par élongation, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.



**Figure 3.28** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par réduction de section, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

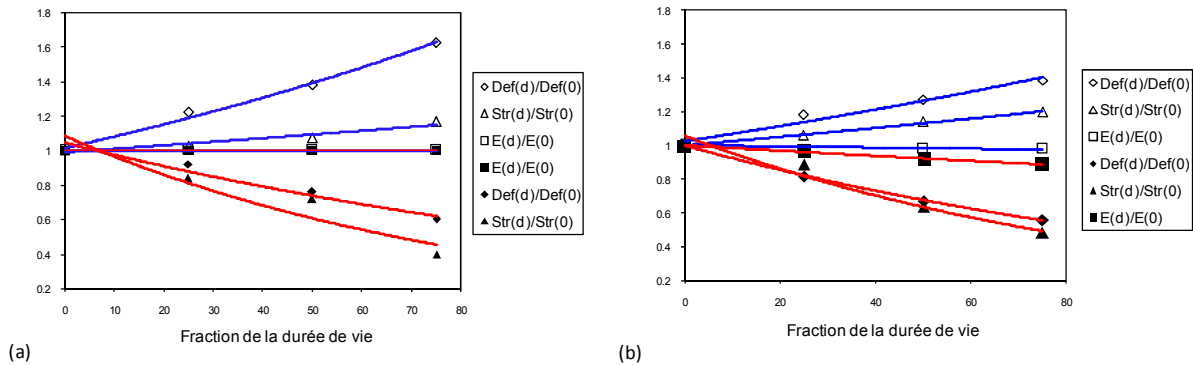
La Figure 3.29, montre l'évolution du module d'Young en fonction du pré endommagement en fatigue des échantillons avec un asservissement en déformation. Cette évolution semble dépendre de la vitesse d'impact des essais dynamiques. Dans le cas d'une vitesse d'impact de 18m/s, la diminution atteint 40% pour un pré endommagement de 75%. Ces résultats sont en accord avec la littérature en termes d'évolution du module d'Young en fonction de la vitesse déformation.



**Figure 3.29** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par le module d'Young en contrôle de déformation.

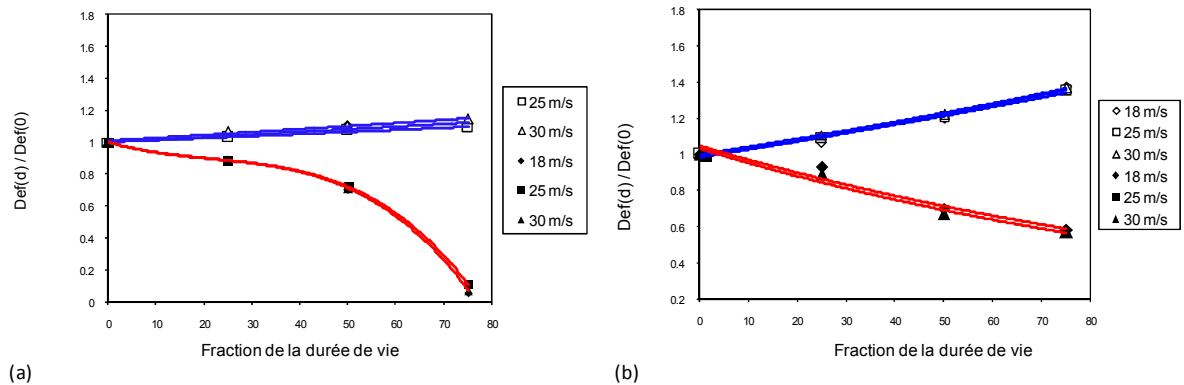
### 3.4 Comparaison entre les deux matériaux

La figure 3.30a et 3.30b, montre une comparaison de l'évolution du module d'Young, de la déformation plastique totale et de la striction en fonction du pré endommagement en fatigue avec un asservissement en contrôle de charge et l'asservissement en contrôle de déformation.

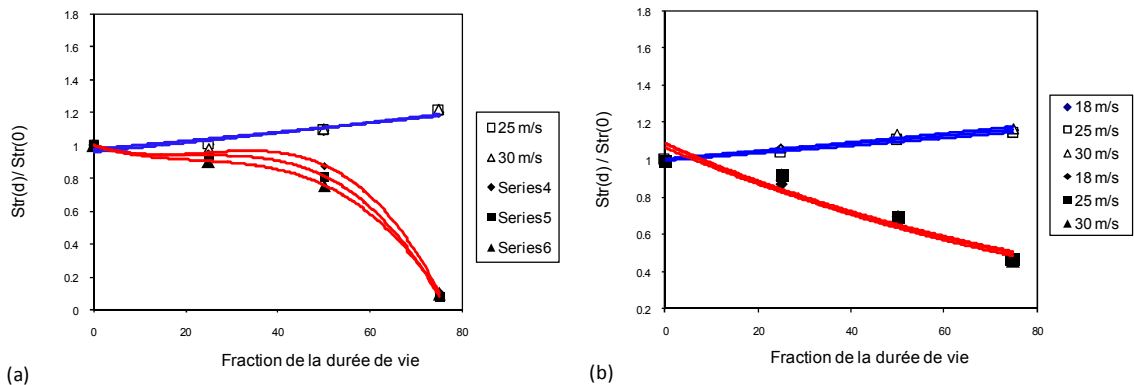


**Figure 3.30** Comparaison des paramètres de l'essai de traction quasi statique en fonction du pré endommagement en fatigue, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

La figure 3.31(a, b) et la figure 3.32(a, b) montrent l'évolution de la déformation plastique totale et la striction respectivement dans les deux configurations d'essais.

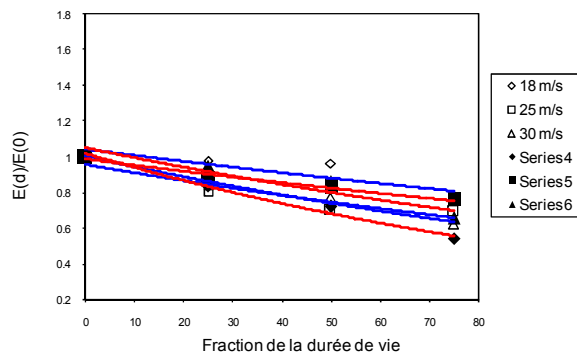


**Figure 3.31** Comparaison des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par élongation, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.



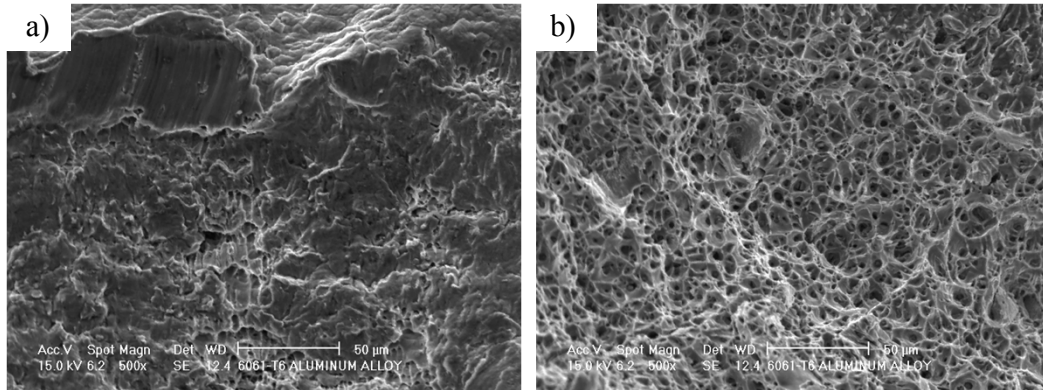
**Figure 3.32** Comparaison des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par réduction de section, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

La Figure 3.23, montre une comparaison du module d'Young en fonction du pré endommagement en fatigue des échantillons avec un asservissement en déformation.



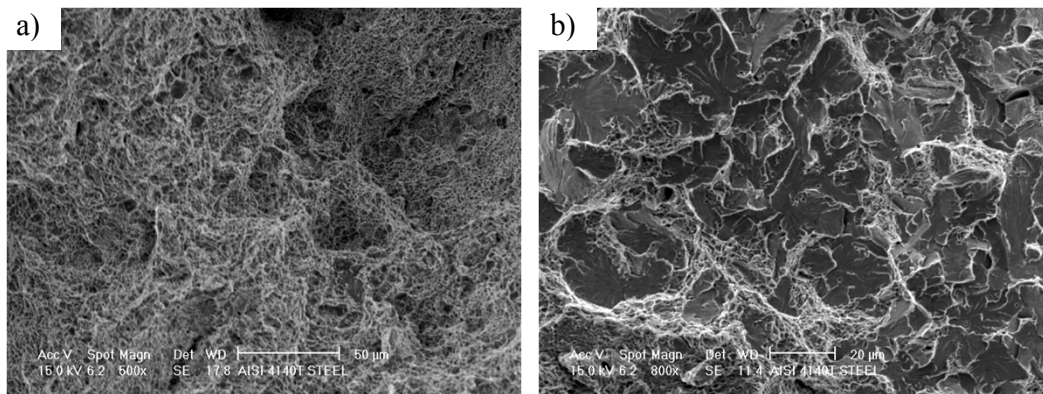
**Figure 3.33** Comparaison des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par le module d'Young en contrôle de déformation.

En quasi statique, par le cas de l'alliage d'aluminium (figure 3.34a) on peut observe un mode de cisaillement peut faire apparaitre des zones de rupture par déchirement. En dynamique, noter qu'il y a un grand numéro de cupules (figure 3.34b). La diminution de la taille des cupules, lorsque l'on passe du quasi statique à la dynamique, correspond à une augmentation de la ductilité.



**Figure 3.34** *Facies de rupture ductile en l'alliage de aluminium, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré endommagement et b) essai de traction dynamique, éprouvette pré endommagement avec  $D=0.75$ .*

En quasi statique, par le cas de l'acier (figure 3.35a), on peut observer une rupture ductile et dynamique (figure 3.35b), noter qu'il y a une rupture fragile. Nous pouvons expliquer ce comportement étant donné l'existence de bandes de Martensite et de Martensite/Bainite trempées, qui provoque que l'acier ait un comportement fragile en étant soumis à charge dynamiques.



**Figure 3.35** *Facies de rupture ductile en l'acier, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré endommagement et b) essai de traction dynamique, éprouvette pré endommagement avec  $D=0.75$ .*

La figure 3.36 montre la tendance pour chaque paramètre, élongation, striction et module d'Young, dans ce cas  $\alpha$  est les valeurs obtenus des courbes des paramètres normalisés par les valeurs à pré endommagement nul on fonction de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ .

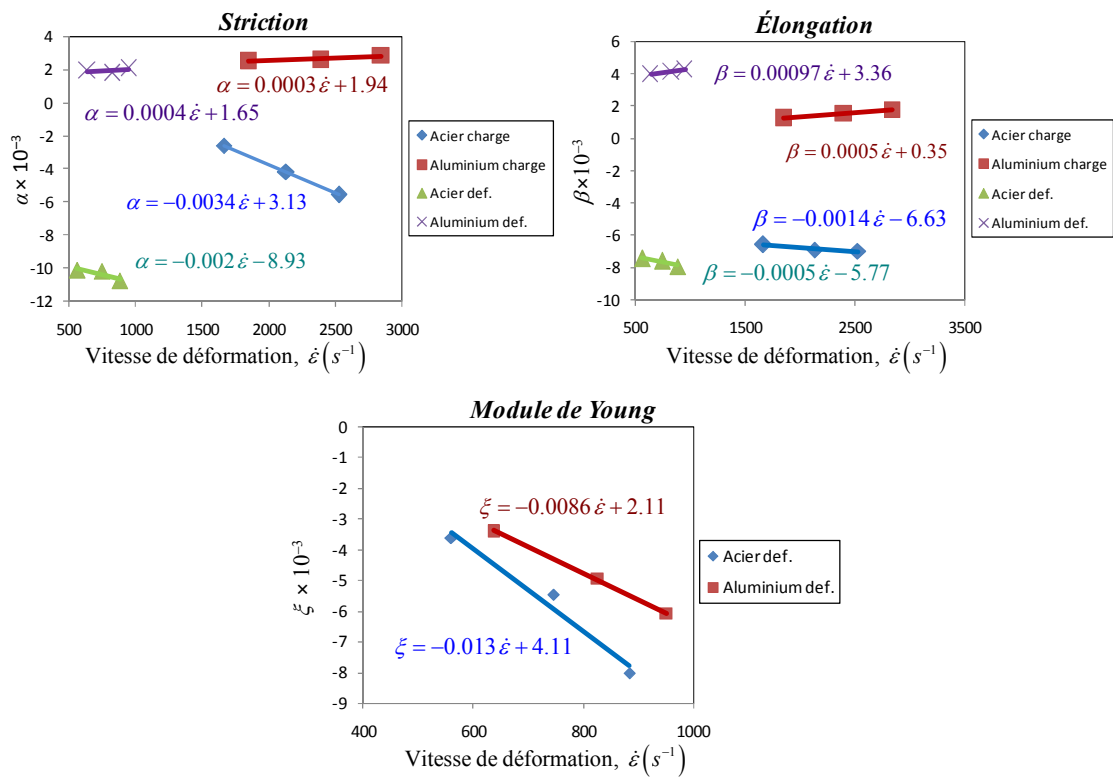


Figure 3.36 Lignes de tendance des paramètres pour l'alliage d'aluminium et l'acier dans le deux configurations.

		Striction		Élongation		Module d'Young	
		a	b	a	b	a	b
Alliage d'aluminium	Contrôle de charge	0.0003	1.94	0.0005	0.35		
	Contrôle de déformation	0.0004	1.65	0.00097	3.36	-0.00862	2.11
Acier	Contrôle de charge	-0.0034	3.13	-0.0014	-6.63		
	Contrôle de déformation	-0.002	-8.93	-0.0005	-5.77	-0.01346	4.11

Tableau 3.17 Pourcentage de la réduction de section dans essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en %).





---

## *Conclusions*

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été consacrés à l'étude de l'effet du pré-endommagement en fatigue sur le comportement en quasi statique et en dynamique d'un alliage d'aluminium 6061-T6 et d'un acier AISI 4140T. Ces travaux à forte dominante expérimentale ont nécessité la réalisation et la mise au point du dispositif de traction dynamique en utilisant les barres d'Hopkinson avec différentes vitesses du projectile. Les essais de fatigue ont été réalisés selon deux configurations :

- Essai de fatigue avec asservissement en contrôle de charge (grand nombre de cycles).
- Essai de fatigue avec asservissement en contrôle de déformation (faible nombre de cycles).

Dans un premier temps, les résultats essentiels du comportement en quasi statique et dynamique dans la première configuration sont résumés dans le cas de l'alliage d'aluminium et de l'acier. Les résultats obtenus dans les mêmes conditions concernant la deuxième configuration sont données dans un second temps.

### *Configuration en contrôle de charge*

#### *Alliage d'aluminium*

- Dans le cas des essais quasi statiques de traction, une diminution non significative de la limite d'élasticité et de la résistance maximale (environ 5 %) a été observée avec l'augmentation du niveau de pré endommagement. Le module d'Young n'est pas affecté par le pré-endommagement.
- La réponse des essais dynamiques montre une réduction de la limite élastique (environ 18 %) quand le pré-endommagement augmente. La limite élastique n'est pas sensible aux vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon}$ ) ou les vitesses du projectile  $v$ .

- Les élongations dans le cas dynamique ne sont pas sensibles aux vitesses de déformations (notre cas). Elles sont plus importantes que dans le cas quasi statique. Ces élongations (statique – dynamique) présentent une même tendance (augmentation) en fonction du pré-endommagement.
- Pour la striction nous observons les mêmes conclusions que les élongations.
- La ductilité de l'alliage d'aluminium est légèrement augmentée avec l'accroissement du pré-endommagement, ceci est confirmé par les analyses au MEB où la présence des cupules a été observée.
- L'analyse des échantillons montre que la rupture se fait majoritairement dans un plan perpendiculaire à l'axe de chargement en quasi statique et en dynamique quelque soit le pré-endommagement.
- Pour le cas statique, nous avons obtenu des relations entre les propriétés mécaniques et le pré endommagement de type exponentielles :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{0.002D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{0.006D}\end{aligned}$$

où

$\Sigma_d, \Sigma_0$  : striction durant le dommage, striction sans dommage  
 $\varepsilon_d, \varepsilon_0$  : élongation durant le dommage, élongation sans dommage  
 $D$  :  $n_i/N_f$  (Miner)

- Pour le cas dynamique, nous avons obtenu la même tendance :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{0.0026D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{0.0015D}\end{aligned}$$

### ***Acier AISI 4140T***

- Dans le cas des essais quasi statiques de traction, une diminution significative de la limite d'élasticité et de la résistance maximale (environ 20 %) a été observée entre l'état non pré endommagement et le pré endommagement initial ( $D=25\%$ ). Entre 25 et 75 % de pré-endommagement il n'y a pas de variations de ces deux caractéristiques. Le module

d'Young n'est pas affecté par le pré-endommagement comme dans le cas de l'alliage d'aluminium.

- La réponse des essais dynamiques montre que la limite élastique n'est pas sensible aux vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon}$ ) ou les vitesses du projectile ( $v= 18$  et  $25$  m/s). Dans ce cas, une réduction de la limite élastique (environ 30 %) est observée quand le pré-endommagement augmente. Cette propriété reste constante pour une vitesse de projectile de 30 m/s ( $\dot{\epsilon}$ ) et est indépendante du pré-endommagement.
- Les élongations dans le cas dynamique sont peu sensibles aux vitesses de déformations (notre cas). Elles sont plus importantes que dans le cas quasi statique (sauf pour un pré-endommagement de 75%). Elles présentent une tendance (diminution) différente par rapport aux élongations en quasi statique.
- La striction dans le cas dynamique est légèrement sensible aux vitesses de déformations. Pour un pré-endommagement compris entre 0 et 50%, cette propriété est plus élevée que celle en quasi statique. Dans cet intervalle, les strictions (statique/dynamique) présentent une même tendance (diminution). Entre 50 et 75% de pré-endommagement la diminution est accentuée.
- La diminution des propriétés de ductilité de l'acier montre une tendance à la fragilité du matériau par le pré-endommagement, ceci est à relier à la microstructure (Martensite-Martensite/Bainite). Cette fragilisation est confirmée par les analyses au MEB où la transition d'une rupture ductile avec cupules à une rupture par clivage (mixte) a été observée.
- Pour le cas statique, nous avons obtenu des relations entre les propriétés mécaniques et le pré endommagement de type exponentielles :

$$\begin{aligned} \Sigma_d &= \Sigma_0 e^{-0.007D} \\ \epsilon_d &= \epsilon_0 e^{-0.011D} \end{aligned}$$

où

$\Sigma_d, \Sigma_0$  : striction durant le dommage, striction sans dommage  
 $\epsilon_d, \epsilon_0$  : élongation durant le dommage, élongation sans dommage  
 $D$  :  $n_i/N_f$  (Miner)

- Pour le cas dynamique, nous avons obtenu la même tendance :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{-0.007D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{-0.004D}\end{aligned}$$

## ***Configuration en contrôle de déformation***

### ***Alliage d'aluminium***

- Dans le cas des essais quasi statiques de traction, les caractéristiques mécaniques ne présentent pas d'évolution avec l'augmentation du niveau de pré endommagement.
- La réponse des essais dynamiques montre une réduction de la limite élastique quand le pré-endommagement augmente entre 25 et 75%. La limite élastique n'est pas sensible aux vitesses de déformation ( $\dot{\varepsilon}$ ) ou les vitesses du projectile  $v$ .
- Le module d'Young présente une chute en fonction du pré-endommagement. Il est sensible aux vitesses de déformation entre 0 et 25% du pré endommagement. Après 25% du pré endommagement, la vitesse de déformation a peu d'influence sur le module d'Young.
- Les élongations dans le cas dynamique ne sont pas sensibles aux vitesses de déformations. Elles sont plus importantes que dans le cas quasi statique. Ces élongations (statique – dynamique) présentent une même tendance (augmentation) en fonction du pré-endommagement.
- Pour la striction nous observons les mêmes conclusions que les élongations.
- La ductilité de l'alliage d'aluminium est légèrement augmentée avec l'accroissement du pré-endommagement, ceci est confirmé par les analyses au MEB où la présence des cupules a été observée dans le cas de 75% et non pré endommagement.
- L'analyse des échantillons montre que la rupture se fait dans des plans perpendiculaires et à 40-60° par rapport à l'axe de chargement.

- Pour le cas statique, nous avons obtenu des relations entre les propriétés mécaniques et le pré endommagement de type exponentielles :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{0.0024D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{0.004D} \\ E_d &= E_0 e^{-0.003D}\end{aligned}$$

où

$\Sigma_d, \Sigma_0$  : striction durant le dommage, striction sans dommage  
 $\varepsilon_d, \varepsilon_0$  : élongation durant le dommage, élongation sans dommage  
 $E_d, E_0$  : module d'Young durant le dommage et sans dommage  
 $D = n_i/N_f$  (Miner)

- Pour le cas dynamique, nous avons obtenu la même tendance :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{0.002D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{0.004D} \\ E_d &= E_0 e^{-0.005D}\end{aligned}$$

### ***Acier AISI 4140T***

- Dans le cas des essais quasi statiques de traction, une diminution significative de la limite d'élasticité et de la résistance maximale ainsi que la déformation plastique totale en fonction du pré endommagement a été observée. Le module d'Young n'est pas affecté par le pré-endommagement.
- La réponse des essais dynamiques montre que la limite élastique est la même dans le cas des vitesses de déformation ( $\dot{\varepsilon}$ ) ou les vitesses du projectile ( $v = 25$  et  $30$  m/s). Les valeurs de la limite élastique (dynamique) sont plus élevées que celle en quasi statique. Les limites élastiques (statique / dynamique) présentent la même évolution en fonction du pré endommagement. Le module d'Young est affecté par les vitesses de déformation et du pré endommagement.
- Les élongations et les strictions dans le cas dynamique sont peu sensibles aux vitesses de déformations. Elles sont plus importantes que dans le cas quasi statique, et présentent une tendance (diminution) semblable par rapport aux élongations et strictions en quasi statique.

- Pour le cas statique, nous avons obtenu des relations entre les propriétés mécaniques et le pré endommagement de type exponentielles :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{-0.007D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{-0.011D} \\ E_d &= E_0 e^{-0.008D}\end{aligned}$$

où

$\Sigma_d, \Sigma_0$  : striction durant le dommage, striction sans dommage  
 $\varepsilon_d, \varepsilon_0$  : élongation durant le dommage, élongation sans dommage  
 $D$  :  $n_i/N_f$  (Miner)

- Pour le cas dynamique, nous avons obtenu la même tendance :

$$\begin{aligned}\Sigma_d &= \Sigma_0 e^{-0.011D} \\ \varepsilon_d &= \varepsilon_0 e^{-0.007D} \\ E_d &= E_0 e^{-0.005\alpha D}\end{aligned}$$

où

$\alpha$  = dépendant à les vitesses de déformation dans la manière  $\alpha = a \dot{\varepsilon} + b$ .

---

## *Perspectives*

L'investigation expérimentale nous a permis d'avoir une base de données assez conséquente sur le couplage fatigue-comportement dynamique sur deux matériaux.

Il serait intéressant :

D'envisager une modélisation ou la modification du modèle constitutif de Johnson et Cook en tenant compte du pré-endommagement et des vitesses de déformation.

D'améliorer la configuration du dispositif des barres d'Hopkinson pour avoir un signal d'onde incidente de forme « carré ».

D'étudier d'autres vitesses de déformation (ou de projectile) pour identifier les seuils du comportement dynamique.

D'étendre cette étude aux cas des assemblages soudés et rivetés.



## *Références bibliographiques*

- [1] M. A. Meyers, *Dynamic Behavior of Materials*, Wiley Interscience Publication, 1994.
- [2] K. Sadananda and R.L. Holtz, *Unified Approach to Fatigue Damage Evaluation*, U.S. Naval Research Laboratory.
- [3] Zhenyu Xue and John W. Hutchinson, *Constitutive model for quasi-static deformation of metallic sandwich cores*, Int. J. Numer. Meth. Eng. 2004; 61:2205–2238.
- [4] H. Kolsky, *Stress waves in solid media*, Dover Publications, 1963.
- [5] J. A. Zucas, *Impact Dynamics*, Wiley. 1990.
- [6] T. Yokoyama, *Impact Tensile Stress–strain Characteristics of Wrought Magnesium Alloys*, Strain 39, (2003)167-175.
- [7] H. Huh, W. J. Kang and S.S. Han, *A Tension Split Hopkinson Bar for Investigating the Dynamic Behavior of Sheet Metals*, Experimental Mechanics, 42 (2002) 8-17.
- [8] Y. Wang, Y. Zhou and Y. Xia, *A constitutive description of tensile behavior for brass over a wide range of strain rates*, Materials Science and Engineering A, 372(2004) 186-190.
- [9] A. Uenishi, Y. Kuriyama, H. Yoshida and M. Takahashi, *Material Characterization at High Strain Rates for Optimizing Car Body Structures for Crash Events*, Nippon Steel Technical Report, 88 (2003) 22-26.
- [10] J.P. Noble, B.D. Goldthorpe, P. Church, J. Harding, *The use of the Hopkinson bar to validate constitutive relations at high rates of strain*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 47 (1999) 1187-1206.
- [11] Zerilli, F.J. Armstrong, R.W., 1987. *Journal of Applied Physics* 61(5), 1816-1825.
- [12] Johnson, G.R., Cook, W.H., 1983. *Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics*, The Hague, Netherlands, pp. 541-547.
- [13] Z. Li, J. Lambros, *Dynamic thermomechanical behavior of fiber reinforced composites*, Composites A 31(2000) 537-547.
- [14] W. Chen, F. Lu, M. Cheng, *Tension and compression tests of two polymers under quasistatic and dynamic loading*, Polymer Testing 21 (2002) 113-121.
- [15] W. Chen, B. Song, D. J. Frew and M. J. Forresta, *Dynamic Small Strain Measurements of a Metal Specimen with a Split Hopkinson Pressure Bar*, Experimental Mechanics, Vol. 43, No. 1, March 2003.
- [16] Yuanxin Zhou, Yuanming Xia, *Experimental study of the rate-sensitivity of SiC<sub>p</sub>/Al composites and the establishment of a dynamic constitutive equation*, Composites Science and Technology 60, (2000), 403-410.

- [17] Yuanxin Zhou, Yuanming Xia, *Experimental study of the rate-sensitivity of unidirectional-fiber reinforced metal–matrix composite wires and the establishment of a dynamic constitutive equation*, Composites Science and Technology 61, (2001) 2025–2031.
- [18] V.P.W. Shim, J. Yuan and S.-H. Lee, *A Technique for Rapid Two-stage Dynamic Tensile Loading of Polymers*, Experimental Mechanics, Vol. 41, No. 1, March 2001.
- [19] F. Gálvez, J. M. Atienza, J. Ruiz and M. Elices, *The effect of strain rate on steel wires failure during cold drawing*, Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid, Spain.
- [20] Mathieu Lambert, Catherine Froustey and Jean-Luc Lataillade, *Couplage de sollicitations fatigue-choc sur alliage d'aluminium : suivi et mesures de déformations lors de l'essai de traction par choc*, Congrès Français de Mécanique, Septembre 2005.
- [21] T. Borvik, O.S. Hopperstad, T. Berstad, M. Langseth, *A computational model of viscoplasticity and ductile damage for impact and penetration*, Solids 20 (2001) 685–712.
- [22] Akhtar S. Khan and Riqiang Liang, *Behaviors of three BCC metal over a wide range of strain rates and temperatures: experiments and modeling*, International Journal of Plasticity 15 (1999) 1089-1109.
- [23] Nicola Bonora and Pietro Paolo Milella, *Constitutive Modeling For Ductile Metals Behavior Incorporating Strain Rate, Temperature And Damage Mechanics*, International Journal of Impact Engineering 26 (2001) 53-64.
- [24] Milella P.P., *Temperature and strain rate dependence of mechanical behavior of body-centered cubic structure materials*, Proc. TMS Fall Meeting 98, Chicago, Illinois, 11-15 Oct., 1998.
- [25] Bonora, N. and Newaz, M.G., *Low cycle fatigue life estimation for ductile metals using a non-linear continuum damage mechanics model*, Int. J. Solid and Structures, 1997, 35:1881-1894.
- [26] S. Y. Ho, *High Strain-Rate Impact Studies of Predamaged Rocket Propellants. I. Characterization of Damage Using a Cumulative Damage Failure Criterion*, Combustion and Flame 1996; 104:524-534.
- [27] A. Fatemi, L. Yang, Int. J., *Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials*, Fatigue 1998;20:9-34.
- [28] Jean Lemaitre, *A Course on Damage Mechanics*, Springer; 2 edition, 1996.
- [29] Norman E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, Prentice Hall 2007.
- [30] C. W. Macgregor and N. Grossman, *Effects of cyclic loading on mechanical behavior of 24S-T4 and 75S-T6 aluminum alloys and SAE 4130 steel*, NACA TN 2812, National Advisory Committee for Aeronautics, Washington, DC.

- [31] Brockenbrough, R.L. and Johnston, B.G. *USS Steel Design Manual*, Pittsburgh: United States Steel Corporation, 1981.
- [32] O. Buxbaum, *Methods of Stress Measurement Analysis for Fatigue Life Evaluation*, AGARD Lecture Series LS-62., 1973.
- [33] ASTM E466, *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*.
- [34] ASTM D671, *Standard Test Method for Flexural Fatigue of Plastics by Constant-Amplitude-of-Force*.
- [35] R. W. Landgraf, *The resistance of metals to cyclic deformation*, In. *Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys*, ASTM STP 467, 1970.
- [36] ASTM E6, *Standard Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing*.
- [37] R. W. Landgraf, *Cyclic Deformation and Fatigue Behavior of Hardened Steels*, T.A.M. Report 320, Department of Theoretical and Applied Mechanics, University of Illinois, 1968.
- [38] ASTM E606, *Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing*.
- [39] Lindholm, U.S. *Techniques in Metals Research, Interscience*, Vol. 1. (1971).
- [40] Brown, T. G. and Azarnejad, A., *Experimental Investigation of Ice Rubble Behavior and Strength in Punch Tests*, National Energy Board, Calgary, 1997.
- [41] Sang Yong Shin, Byoungchul Hwang, Sunghak Lee, Nack J. Kim and Seong Soo Ahn, *Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels*, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 458, Issues 1-2, 15 June 2007, Pages 281-289.
- [42] M. Zineddin and T. Krauthammer, *Dynamic response and behavior of reinforced concrete slabs under impact loading*, *International Journal of Impact Engineering*, Vol. 34, Issue 9, 2007.
- [43] Dongming Yan and Gao Lin, *Dynamic properties of concrete in direct tension*, *Cement and Concrete Research*, Volume 36, Issue 7, 2006.
- [44] Gebbeken N., Greulich S., Pietzsch A., *Hugoniot Properties for Concrete Determined by Full-Scale Detonation Experiments and Flyer-Plate-Impact Tests*, *International Journal of Impact Engineering* 32: 2017-2031, 2006.
- [45] G. R. Johnson, J. M. Hoegfeldt, U.S. Lindholm, and A. Nagy, *ASME J. Eng. Mater. Tech.*, 105,42, 1983.
- [46] G. R. Johnson and W. H. Cook, *Proc. 7<sup>th</sup> Intern. Symp. Ballistics*, Am. Def. Prep. Org. (ADPA), Netherlands, 1983.
- [47] K. F. Graff, *Wave motion in elastic solids*. Dover Publications 1991.

- [48] ASTM B308/B308M-02, *Standard Specification for Aluminum-Alloy 6061-T6 Standard Structural Profiles*.
- [49] ASTM A193/A193M-07, *Standard Specification for Alloy-Steel and Stainless Steel Bolting Materials for High Temperature or High Pressure Service and Other Special Purpose Applications*.
- [50] Inc. from *Aluminum Standards and Data 2000* and/or *International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys* (Revised 2001).
- [51] *Metals Handbook, Vol.2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials*, ASM International 10th Ed. 1990.
- [52] *Structural Alloys Handbook*, 1996 edition, John M. (Tim) Holt, Technical Ed; C. Y. Ho, Ed., CINDAS/Purdue University, West Lafayette, IN, 1996.
- [53] *Metals Handbook*, Howard E. Boyer and Timothy L. Gall, Eds., American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.
- [54] *ASM Specialty Handbook, Carbon and Alloy Steels*, edited by J.R. Davis, Davis & Associates, ASM International, Metals Park, OH, (1996).
- [55] *Engineering Properties of Steels*, Philip D. Harvey, editor, American Society for Metals, Metals Park, OH, (1982).
- [56] *Metals Handbook, Vol.1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International 10th Ed. 1990.
- [57] *Physics for Scientists and Engineers with Modern Physics*, 2nd ed., Douglas C. Giancoli, Prentice Hall Publishers, Englewood Cliffs, NJ (1989).
- [58] *SAE Ferrous Materials Standards Manual*, 1999 ed., HS-30, Society of Automotive Engineers, Inc., Warrendale, PA, (1999).
- [59] *ASTM Standards in ACI 301, 318, and 349*, Publication SP-71, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1980).
- [60] *Annual Book of ASTM Standards, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, Vo. 03-01, E8-98, pp. 57-77, 1998.

## *Index des notations*

		Chapitre
<u>A</u>		
$a_i$	taille de la fissure	I
$\Delta$	amplitude	I
$A$	relation d'amplitude	I
$A$	section transversale	I
$A$	constante du matériau (loi de Basquin)	I
$A_s$	section transversale (essai dynamique)	I
<u>B</u>		
$B$	constante du matériau (loi de Basquin)	I
$b$	constante du matériau (loi de Basquin)	I
$B_f$	nombre de séquences à la rupture	I
<u>C</u>		
$c$	est la distance de l'axe neutre au bord	I
$C$	constante du matériau	I
$C_0$	vitesse de l'onde élastique	I, II
<u>D</u>		
$D$	endommagement cumulé	I,II
$D_c$	endommagement critique	I
$\delta$	symbole de Kronecker	I
$d$	taille de la cellule	I
<u>E</u>		
$\varepsilon$	déformation	I,II, III
$\varepsilon_p$	déformation plastique	I
$\dot{\varepsilon}$	vitesse de déformation	I, II, III
$\varepsilon_e$	déformation élastique	I
$E$	module d'elasticity d'Young	I, II, III
$\varepsilon^e$	tenseur des déformations élastiques	I

$\tilde{E}$	module d'élasticité du matériau endommagé	I
$p_D$	seuil de déformation de l'endommagement	I
$\varepsilon_{\max}$	déformation maximale	I, II
$\varepsilon_{\min}$	déformation minimale	I, II
$\varepsilon_a$	amplitude de déformation	I
$\varepsilon_{ea}$	amplitude de déformation élastique	I
$\varepsilon_{pa}$	amplitude de déformation plastique	I
$\varepsilon'$	tenseur déviateur de déformation	I
$\tilde{\varepsilon}$	déformation effective	I
$\varepsilon_i$	onde incidente	I
$\varepsilon_r$	onde réfléchie	I
$\varepsilon_t$	onde transmise	I
<u>F</u>		
$^{\circ}F$	degré Fahrenheit	I
$F$	force	I
$P$	force	I
$\vec{F}$	vecteur force	I
$\mathcal{F}$	fonctionnelle non identifiée	I
$f$	fonction critère de plasticité	I
<u>H</u>		
$H'$	constante du matériau	I
$HV$	dureté Vickers	I, II
<u>I</u>		
$I$	moment quadratique par rapport à l'axe neutre	I
<u>K</u>		
$k$	facteur de correction	I
$K_p$	paramètre du matériau de plasticité cyclique	I
$\kappa$	coefficient matériau (modèle Johnson-Cook)	I

## L

$l$	taille de micrographie	I
$L$	longitude d'éprouvette (essai dynamique)	I

## M

$m$	mètre	I, II, III
$M$	point matériel	I
$M$	paramètre du matériau	I
$ml$	millilitre	II
$mm$	millimètre	II

## N

$n_i$	nombre de cycles au niveau de contrainte pour l'essai (fatigue)	I, II, III
$N_{fi}$	nombre de cycles à la rupture	I
$N$	nombre de cycles (fatigue)	I, II, III
$N^*$	nombre de cycles à la stabilisation	I
$\vec{n}$	vecteur normal unitaire	I
$n$	numéro de la cellule	I
$N'_t$	durée de vie de transition	I
$n'$	paramètre du matériau	I

## P

$p_D$	déformation plastique de seuil en dommage	I
-------	---	---

## R

$R$	variable d'écroutissage isotrope	I
$R$	rapport de contrainte et déformation	I, II
$\rho$	masse volumique du matériau	I, II

## S

$s^{-1}$	microsecond	I, II, III
$s$	second	I
$S$	niveau de contrainte, Stress (fatigue)	I, II
$S$	section d'éprouvette	I
$S_D$	section d'éprouvette avec endommagement	I
$\sigma$	contrainte uniaxiale	I

$\sigma_i$	composantes principales de $\sigma$	I
$\tilde{\sigma}$	contrainte effective	I
$\sigma_y$	limite d'élasticité	I
$\sigma_\infty$	contrainte maximale	I
$\sigma_u$	contrainte ultime	I
$\sigma_R$	contrainte a la rupture	I
$\sigma_v$	contrainte vraie	I
$\sigma^*$	contrainte stabilisée	I
$\sigma_{\max}$	contrainte maximale	I, II, III
$\sigma_{\min}$	contrainte minimale	I, II, III
$\sigma_m$	contrainte moyen	I
$\sigma_a$	amplitude de contrainte	I
$\sigma_n$	contrainte nominale ou moyenne	I
$\sigma'$	tenseur déviateur de contrainte	I
$\sigma_0$	limite d'élasticité (modèle Johnson-Cook)	I

## T

$T$	traitement thermique	I
$t$	temps	I, II, III
$T_m$	point de fusion (modèle Johnson-Cook)	I
$T_r$	température de référence (modèle Johnson-Cook)	I

## V

$\nu$	coefficient de Poisson	I
$v_0$	vitesse de déplacement uniforme	I, II, III
$v$	vitesse du projectile	I, II, III

## X

$x$	scalaire	I
$X$	tenseur variable d'écroissage cinématique	I
$\xi$	valeur arbitraire	I



## ***Table des illustrations***

**Figure 1.1** Déformation plastique élémentaire par glissement étant donné par un mouvement de dislocation.

**Figure 1.2** Endommagement élémentaire par nucléation d'une micro-fissure à partir d'une accumulation de dislocations.

**Figure 1.3** Rupture fragile par clivage.

**Figure 1.4** Rupture ductile microcavités aux joints de grains d'un acier.

**Figure 1.5** Accumulation de l'endommagement par fluage sur les joints de grain d'un oxyde d'aluminium-magnésium dégradé.

**Figure 1.6** Définition de l'endommagement micro- méso.

**Figure 1.7** Élément unidimensionnel d'endommagement.

**Figure 1.8** Variation du module d'élasticité avec l'endommagement pour le cuivre (99.9%).

**Figure 1.9** Évolution schématique du critère de défaillance en plasticité avec endommagement.

**Figure 1.10** Évaluation directe d'endommagement.

**Figure 1.11** Modèle de micro-mécanique: évaluation directe de l'endommagement.

**Figure 1.12** Mesure d'endommagement ductile sur le cuivre 99.9% à la température ambiante.

**Figure 1.13** Chargement d'amplitude constante : terminologie (a) Contrainte alternée  $\sigma_m = 0$ , (b) Contrainte ondulée : moyenne non nulle  $\sigma_m$ , (c) contrainte répétée en traction  $\sigma_{\min} = 0$ .

**Figure 1.14** Contrainte nominale (a) traction simple, (b) flexion, et (c) traction avec éprouvette percée. (a) Distribution des contraintes  $\sigma$ , en fonction de  $x$  lignes continues, (b) Distribution, en flexion associée à une contrainte nominale  $S$ : ligne discontinue. (c) Distribution, dans le domaine élastique, de la contrainte au bord du trou : ligne pointillée.

**Figure 1.15** Courbes S-N en flexion rotative pour des échantillons lisses d'un alliage d'aluminium. (a) Échelle linéaire en contrainte et en durée de vie. (b) Échelle linéaire en contrainte et échelle logarithmiques en nombres de cycles.

**Figure 1.16** Courbe de flexion rotative S-N pour les échantillons lisses d'un acier avec une limite de fatigue [30].

**Figure 1.17** Enregistrement des contraintes sur un bras d'articulation de direction d'une automobile,

(a) enregistrement global, (b) chargement vibratoire causé par la rugosité de chaussée, (c) chargement de fonctionnement lors de la manœuvre du véhicule.

**Figure 1.18** Prévision de la durée de vie pour des chargements d'amplitude variable : Règle de Palmgren-Miner.

**Figure 1.19** Prévision de la durée de vie pour des séquences de chargement répétées.

**Figure 1.20** Essais à amplitude de déformation imposée, extensomètre à lames.

**Figure 1.21** Déformation élastique, plastique, et totale en fonction de la durée de vie.

**Figure 1.22** Courbes déformation élastique, plastique et totale en fonction de la durée de vie pour l'acier RQC-100. Résultats d'essais (points) et courbes d'interpolation.

**Figure 1.23** Tendances des courbes déformation-durée de vie pour différents alliages métalliques.

**Figure 1.24** Courbes de déformation-durée de vie pour quatre aciers.

**Figure 1.25** Évolution de  $N_t$  en fonction de la dureté pour différents aciers.

**Figure 1.26** Courbe 'contrainte-déformation' cyclique définie à partir des boucles d'hystérésis. Trois boucles sont présentées, A-D, B-E, et C-F. Les points O-A-B-C sont relatifs à la traction et les points O-D-E-F à la compression.

**Figure 1.27** Aspects dynamiques de l'essai mécanique.

**Figure 1.28** Schéma d'un essai uni axial de traction.

**Figure 1.29** Graphique de la fonction  $f(\tau)$ .

**Figure 1.30** Déformation adimensionnelle aux extrémités de la barre en fonction du temps adimensionnel.

**Figure 1.31** Contrainte adimensionnelle aux extrémités de la barre en fonction du temps adimensionnel.

**Figure 1.32** Limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation.

**Figure 1.33** Contrainte en fonction de la vitesse de déformation. Signification physique du comportement aux grandes vitesses de déformation.

**Figure 1.34** Propagation de l'onde de choc dans la barre produite par impact de la barre par un projectile (a) avant l'impact et (b) après impact.

**Figure 1.35** Schéma de l'échantillon et des ondes de déformation : incidente, réfléchie et transmise.

**Figure 2.1** Micrographies par microscopie optique, a) alliage d'aluminium 6061-T6 et b) acier AISI 4140T.

**Figure 2.2** a) Éprouvette pour essais dynamiques en contrôle de chargement. b) Éprouvette pour des essais quasi statiques et dynamiques en contrôle de déformation. Dimensions en millimètres.

**Figure 2.3** État de surface, profil de rugosité.

**Figure 2.4** MTS 810 FlexTest™ Système d'Essais de Matériaux.

**Figure 2.5** Courbes quasi statique de contrainte-déformation du (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T.

**Figure 2.6** INSTRON 8501, Machine d'Essais Universelles.

**Figure 2.7** Courbes Wöhler (S-N) pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 (a) et l'acier AISI 4140T (b). Dans les deux cas  $R=0.2$ .

**Figure 2.8** Micrographies (MEB) de la surface de rupture par fatigue. Alliage d'aluminium 6061-T6 (a) acier AISI 4140T (b).

**Figure 2.9** Courbes déformation-durée de vie de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et de l'acier AISI 4140T.

Dans les deux cas  $R=0.75$ .

**Figure 2.10** Micrographe MEB de la surface de rupture de fatigue du aluminium (a, b) et acier (c, d).

**Figure 2.11** Illustration schématique des barres d'Hopkinson en traction. Dimensions en mm.

**Figure 2.12** Illustration schématique de la chambre de pression.

**Figure 2.13** Éléments externes de la chambre de pression.

**Figure 2.14** Le procédé de propulsé de le projectile dans la chambre de pression.

**Figure 2.15** (a) bloc d'arrêt du glissement de barre, (b) indicateur de vitesse.

**Figure 2.16** Supports des barres.

**Figure 2.17** Instrumentation de mesure et d'enregistrement dans les barres d'Hopkinson.

**Figure 2.18** (a) P détecteurs photo transmetteur, (b) Couronne support pour les détecteurs.

**Figure 2.19** Schéma de circuit du pont de Wheatstone.

**Figure 2.20** (a) Conditionneur de pont, (b) Oscilloscope.

**Figure 2.21** Impulsions filtrées.

**Figure 2.22** Organigramme.

**Figure 2.23** Barres d'Hopkinson en traction.

**Figure 2.24** Ondes typiques acquises lors d'essais dynamiques de traction en contrôle de charge (a) Pour l'aluminium, (b) pour l'acier.

**Figure 2.25** Ondes s typiques acquises lors d'essais dynamiques de traction en contrôle de déformation (a) Pour l'aluminium, (b) pour l'acier.

**Figure 2.26** Lignes de tendance pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 et l'acier AISI 4140T.  
a) Essais en contrôle de charge, et b) essais en contrôle de déformation.

**Figure 3.1** Courbes quasi-statique de contrainte-déformation du (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T pour différents niveaux d'endommagement.

**Figure 3.2** Courbes dynamiques contrainte-déformation pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents vitesses de déformation.

**Figure 3.3** Courbes dynamiques contrainte-déformation pour l'acier AISI 4140T à différents vitesses de déformation.

**Figure 3.4** Effet d'un pré endommagement en fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) de l'acier AISI 4140T.

**Figure 3.5** Effet d'un pré endommagement en fatigue sur le pourcentage d'élongation : (a) l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) l'acier AISI 4140T.

**Figure 3.6** Effet d'un pré endommagement en fatigue sur les pourcentages de réduction de section : (a) l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) de l'acier AISI 4140T.

**Figure 3.7** Modes de rupture, (a) alliage d'aluminium 6061-T6  
(b) acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation et différents pré endommagements en fatigue.

**Figure 3.8** Microphotographies de les surfaces des l'échantillon sans et avec pré endommagement en fatigue après l'essai quasi-statique de traction. (a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.75$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

**Figure 3.9** Microphotographie de les surfaces de l'échantillon sans et avec pré endommagement en fatigue après l'essai dynamique de traction, dans tous les cas la vitesse du projectile est de  $v=30\text{m/s}$ .

(a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.25$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

**Figure 3.10** Courbes quasi-statiques contrainte-déformation, (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) d'acier AISI 4140T pour différents niveaux de pré endommagement.

**Figure 3.11** Courbe contrainte-déformation dynamique pour l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents vitesses de déformation.

**Figure 3.12** Courbes contrainte-déformation dynamique pour l'acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation et niveaux de pré endommagement.

**Figure 3.13** Effet des pré endommagements de fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques de (a, c) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b, d) l'acier AISI 4140T.

**Figure 3.14** Effet des pré endommagements de fatigue sur des paramètres de ductilité de l'alliage d'aluminium 6061-T6, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de la réduction de section.

**Figure 3.15** Effet du pré endommagement en fatigue sur des paramètres de ductilité de l'acier AISI 4140T, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de la réduction de section.

**Figure 3.16** Modes de rupture, (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T à différentes vitesses de déformation et pré endommagement en fatigue.

**Figure 3.17** Microphotographies de la surface de l'échantillon avec et sans pré endommagement en fatigue pour un essai de traction quasi-statique. (a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.75$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

**Figure 3.18** Microphotographie de la surface de l'échantillon avec et sans pré endommagement en fatigue après l'essai de traction dynamique, dans tous les cas la vitesse du projectile était de  $v=25\text{m/s}$ . (a) aluminium non pré endommagement, (b) aluminium avec  $D=0.75$ , (c) acier non pré endommagement, (d) acier avec  $D=0.25$ .

**Figure 3.19** Initiation des fissures superficielles avec pré endommagement en fatigue après un 'essai de traction dynamique.

**Figure 3.20** Micrographes MEB des échantillons dans la surface de rupture de l'aluminium, (a, b) sans pré endommagement,  $v=30\text{m/s}$ , (b)  $D = 75$ ,  $v=30\text{m/s}$ .

**Figure 3.21** Micrographies MEB des faciès de fracture des éprouvettes en acier, (a, b) Non pré endommagement,  $v=30\text{m/s}$ , (c, d)  $D=75$ ,  $v=30\text{m/s}$ .

**Figure 3.22** Évolution des paramètres de l'essai de traction quasi statique en fonction du pré endommagement en fatigue, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.23** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par élongation, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.24** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par réduction de section, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.25** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par le module d'Young en contrôle de déformation.

**Figure 3.26** Évolution des paramètres de l'essai de traction quasi statique en fonction du pré endommagement en fatigue, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.27** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par élongation, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.28** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par réduction de section, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.29** Évolution des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par le module d'Young en contrôle de déformation.

**Figure 3.30** Comparaison des paramètres de l'essai de traction quasi statique en fonction du pré endommagement en fatigue, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.31** Comparaison des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par élongation, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.32** Comparaison des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par réduction de section, a) Contrôle de charge et b) Contrôle de déformation.

**Figure 3.33** Comparaison des paramètres de l'essai de traction dynamique en fonction du pré endommagement en fatigue par le module d'Young en contrôle de déformation.

**Figure 3.34** Facies de rupture ductile en l'alliage de aluminium, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré endommagement et b) essai de traction dynamique, éprouvette pré endommagement avec  $D=0.75$ .

**Figure 3.35** Facies de rupture ductile en l'acier, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré endommagement et b) essai de traction dynamique, éprouvette pré endommagement avec  $D=0.75$ .

**Figure 3.36** Lignes de tendance des paramètres pour l'alliage d'aluminium et l'acier dans le deux configurations.

## ***Table des tableaux***

***Tableau 1.1*** Constantes des courbes contrainte-durée de vie pour différents alliages métalliques ductiles (essais à contrainte moyenne nulle -échantillons lisses).

***Tableau 1.2*** Constantes cycliques des courbes contrainte-déformation, déformation-durée de vie et contrainte - durée de vie pour quelques alliages métalliques.

***Tableau 1.3*** Constantes constitutives du pour différents matériaux ( $\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ ) [46].

***Tableau 2.1*** Composition chimique de l'alliage d'aluminium 6061-T6 (pour cent en masse).

***Tableau 2.2*** Composition chimique de l'acier AISI 4140T (pour cent en masse).

***Tableau 2.3*** Propriétés mécaniques quasi statiques.

***Tableau 2.4*** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler (S-N) de l'aluminium.

***Tableau 2.5*** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler (S-N) de l'acier.

***Tableau 2.6*** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler (S-N) de l'acier.

***Tableau 2.7*** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $\epsilon$ -N) de l'aluminium.

***Tableau 2.8*** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $\epsilon$ -N) de l'acier.

***Tableau 2.9*** Paramètres de l'équation de Coffin-Manson.

***Tableau 2.10*** Données expérimentales pour la construction de la courbe Wöhler ( $\epsilon$ -N) de l'acier.

***Table 2.11*** Propriétés de l'acier Maraging C-300, spécifications AISI 18Ni(300). Références: UNS K93120, ASTM A538 (C), ASTM A579.

***Tableau 3.1*** Propriétés mécaniques quasi-statiques à différents niveaux d'endommagement.

***Tableau 3.2*** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de dommages (en MPa).

***Tableau 3.3*** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux d'endommagement (en MPa).

***Tableau 3.4*** Pourcentage de la l'élongation quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux d'endommagement (en %).

***Tableau 3.5*** Pourcentage de l'élongation quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux d'endommagement (en %).

**Tableau 3.6** Pourcentage de la réduction de section quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux d'endommagement (en %).

**Tableau 3.7** Pourcentage de la réduction de section quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux d'endommagement (en %).

**Tableau 3.8** Propriétés mécaniques quasi-statiques pour différents niveaux de pré endommagement.

**Tableau 3.9** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

**Tableau 3.10** Valeurs de la limite d'élasticité quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

**Tableau 3.11** Module d'Young pour essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

**Tableau 3.12** Module d'Young pour essais quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en MPa).

**Tableau 3.13** Pourcentage de l'élongation dans essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en %).

**Tableau 3.14** Pourcentage de l'élongation dans essais quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en %).

**Tableau 3.15** Pourcentage de la réduction de section dans essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en %).

**Tableau 3.16** Pourcentage de la réduction de section dans essais quasi-statique et dynamique dans l'acier AISI 4140T à différents niveaux de pré endommagement (en %).

**Tableau 3.17** Pourcentage de la réduction de section dans essais quasi-statique et dynamique dans l'alliage d'aluminium 6061-T6 à différents niveaux de pré endommagement (en %).