

Chapitre 3

Base de données expérimentale décrivant le comportement du gainage et modèle adapté aux observations

Sommaire

| | | |
|------------|--|------------|
| 3.1 | Essais considérés | 48 |
| 3.1.1 | Techniques expérimentales | 52 |
| 3.1.2 | Déformations et contraintes considérées | 59 |
| 3.2 | Résultats | 62 |
| 3.2.1 | Essais de traction : caractérisation de l'anisotropie | 62 |
| 3.2.2 | Essais de cisaillement | 92 |
| 3.3 | Discussion de modèles adaptés aux observations expérimentales de l'étude | 101 |
| 3.3.1 | Élasticité | 102 |
| 3.3.2 | Visco-plasticité | 102 |
| 3.4 | Conclusions | 107 |

Dans cette partie, la base expérimentale constituée durant la thèse est décrite puis analysée. Les essais ont été réalisés afin de caractériser le comportement anisotrope du Zircaloy-4 recristallisé dans des conditions proches de celles du RIA. Cependant, les conditions expérimentales du RIA correspondent à un chargement mécanique extrême, difficilement reproductible en laboratoire, qui plus est sur un échantillon de gainage. Les essais sont donc réalisés dans un domaine de sollicitation élargi (vitesses et températures plus faibles) par rapport à celui de l'accident envisagé, restant accessible avec des moyens expérimentaux conventionnels.

Pour identifier le comportement des gaines, de nombreux essais sur tube sont nécessaires et demandent l'utilisation de montages spécifiques complexes (e.g essais de pression interne), ainsi qu'une consommation importante de matière. L'objectif de ce travail est à la fois de proposer une alternative expérimentale simplifiée à partir de tôles et d'axer la caractérisation sur la dépendance du comportement à la direction de sollicitation. Les essais sélectionnés se devront d'être simple à mettre en œuvre et restreints en nombre, tout en permettant une caractérisation complète de l'anisotropie du comportement mécanique du matériau. Par conséquent, lors de l'élaboration de la procédure expérimentale, une attention particulière a été portée au choix de l'instrumentation pour optimiser la quantité d'information exploitable pour la compréhension du comportement mécanique et sa modélisation. Une des méthodes retenue concerne la Corrélacion d'Image Numérique (CIN). Cette technique expérimentale permet de mesurer les champs de déplacement et de déformation sur tout ou partie de la zone d'intérêt de l'éprouvette considérée.

Dans un premier temps, les conditions et les montages expérimentaux seront décrits, puis dans un second temps, les résultats obtenus seront exposés. Enfin, une discussion sur l'ensemble de la base constituée sera menée afin de déterminer les principales exigences du cahier des charges auquel devra répondre la modélisation.

3.1 Essais considérés

Des essais de traction uniaxiale à vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon}_{11}$, (les notations concernant les directions de l'essai sont illustrées sur la figure 3.1 (c.)) sont réalisés sur des éprouvettes plates prélevées selon cinq directions contenues dans le plan LT de la tôle comme schématisé sur la figure 3.1 (a.). L'exploitation des données expérimentales collectées permet d'isoler les propriétés fondamentales du matériau relatives à chaque direction sollicitée. Ce mode de chargement est ainsi pertinent pour quantifier l'anisotropie du comportement mécanique dans le plan LT de la tôle.

La matrice expérimentale est présentée dans le tableau 3.2, et les notations utilisées pour les

| Direction | | Vitesse | | Température | |
|-----------|-----------------|----------|----------------------------------|-------------|-------------|
| Notation | Angle φ | Notation | Vitesse | Notation | Température |
| L | 0° | V0 | 1s ⁻¹ | T0 | 20 °C |
| D1 | 30° | V1 | 10 ⁻¹ s ⁻¹ | T1 | 250 °C |
| D | 45° | V4 | 10 ⁻⁴ s ⁻¹ | T2 | 450 °C |
| D2 | 60° | | | | |
| T | 90° | | | | |

TABLE 3.1: Nomenclature utilisée pour la désignation des conditions d'essais

| | T0 | | | T1 | | | T2 |
|-----------|----|----|----|----|----|----|----|
| Direction | V4 | V1 | V0 | V4 | V1 | V0 | V0 |
| L | 1 | 1 | 2 | 2 | 1 | 1 | |
| D1 | 2 | 2 | 2 | 2 | | | |
| D | 1 | 1 | 2 | 2 | 2 | | |
| D2 | 2 | 2 | 2 | 2 | 2 | | |
| T | 1 | 1 | 1 | 2 | 1 | | 1 |

TABLE 3.2: Plan d'expérience des essais de traction

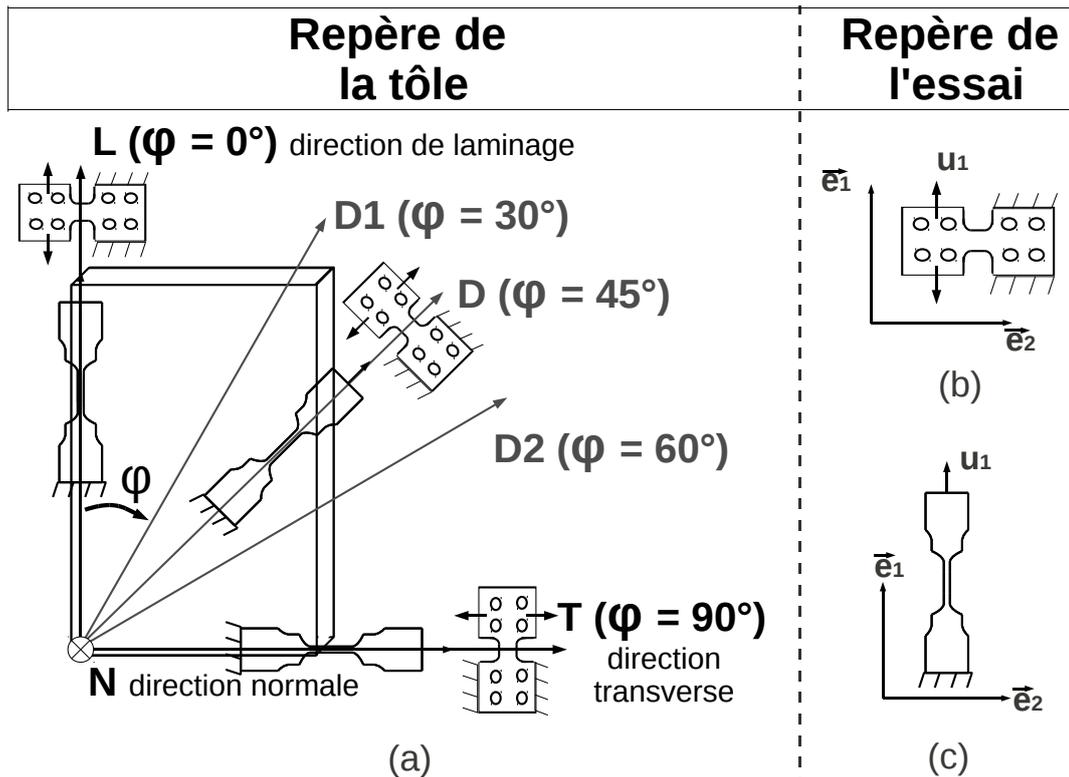


FIGURE 3.1: (a.) Désignation des directions de prélèvement des éprouvettes de traction et de cisaillement dans le repère de la tôle (b.) Notations et conditions aux limites utilisées pour caractériser l'essai de cisaillement dans le référentiel de l'éprouvette (c.) Notations et conditions aux limites utilisées pour caractériser l'essai de traction dans le référentiel de l'éprouvette

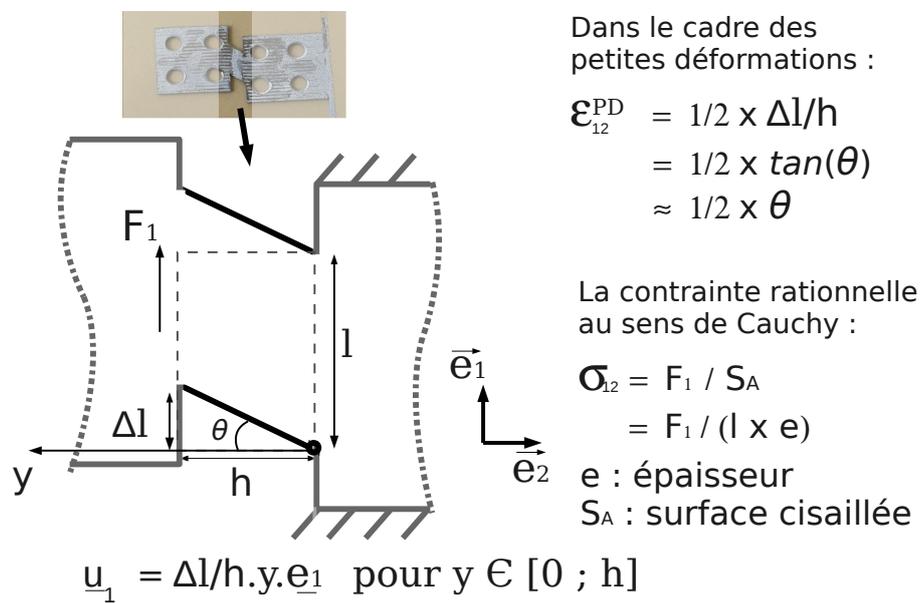


FIGURE 3.2: Schéma de principe de l'essai de cisaillement et présentation des quantités d'intérêt

différentes conditions sont résumées dans le tableau 3.1. Les résultats de la littérature (Robinet, 1995; Geyer, 1999; Doan, 2009; Murty et Charit, 2006) montrent qu'entre 20 et 600°C, l'anisotropie du comportement mécanique dans le domaine plastique est d'autant plus exacerbée que la température est basse. Afin de se placer dans les conditions pour lesquelles le matériau présente la plus forte dépendance à la direction de sollicitation, les essais sont réalisés à 20 et 250 °C. Ces températures sont en dehors de la gamme RIA, mais permettent la validation de la méthodologie pour les conditions d'anisotropie les plus sévères. Après validation, la méthodologie pourra être appliquée lors de prochaines études pour des températures plus élevées. Dans cette perspective, un essai complémentaire est réalisé à 450°C. D'autre part, plusieurs vitesses de déformation sont exploitées, ce qui permet de caractériser le comportement visco-plastique du matériau.

Les résultats de la littérature (Geyer, 1999; Robinet, 1995) montrent que la contrainte d'écoulement peut se décomposer en une composante isotrope et une composante cinématique. Or, pour baser l'identification de ces deux grandeurs sur des données physiques, il est nécessaire de disposer d'un essai avec changement de la direction de chargement (inversion). La finesse des tôles ne permet pas la réalisation d'essais cycliques de traction/compression classiquement associés à ces problématiques. En effet, lors de la compression, le flambement de l'éprouvette serait inévitable. Le choix s'est donc porté sur des essais de cisaillement cyclique plus adaptés à la géométrie des tôles. Le schéma de principe de l'essai est proposé sur la figure 3.2. L'interprétation des mesures permet de caractériser la relation contrainte-déformation dans la direction 12 (les notations concernant les directions de l'essai sont illustrées sur la figure 3.1 (b.)). La sollicitation en cisaillement a été très peu étudiée pour les alliages de zirconium, et pourtant les données extraites permettront de contraindre efficacement l'identification du modèle. Ces données, comme nous le verrons, se révéleront notamment indispensables pour calibrer les paramètres à l'initiation de l'anisotropie plastique. Les essais sont réalisés à 20 °C pour une vitesse de déformation initiale d'environ $\dot{\epsilon}_{12} = 4.10^{-4} s^{-1}$ et pour des éprouvettes prélevées dans les cinq directions définies sur la figure 3.1.

3.1.1 Techniques expérimentales

3.1.1.1 Essais de traction

Géométrie des éprouvettes

L'éprouvette de traction est prélevée dans la tôle par électroérosion. Il s'agit d'une éprouvette plate à double congés schématisée sur la figure 3.3. Cette éprouvette présente de petites côtes en comparaison d'éprouvettes plus conventionnelles, ce qui rend possible son

utilisation lors d'essais de traction à l'intérieur d'un MEB. Il s'agit d'un design déjà éprouvé pour les applications de micro-mécanique au sein d'EDF.

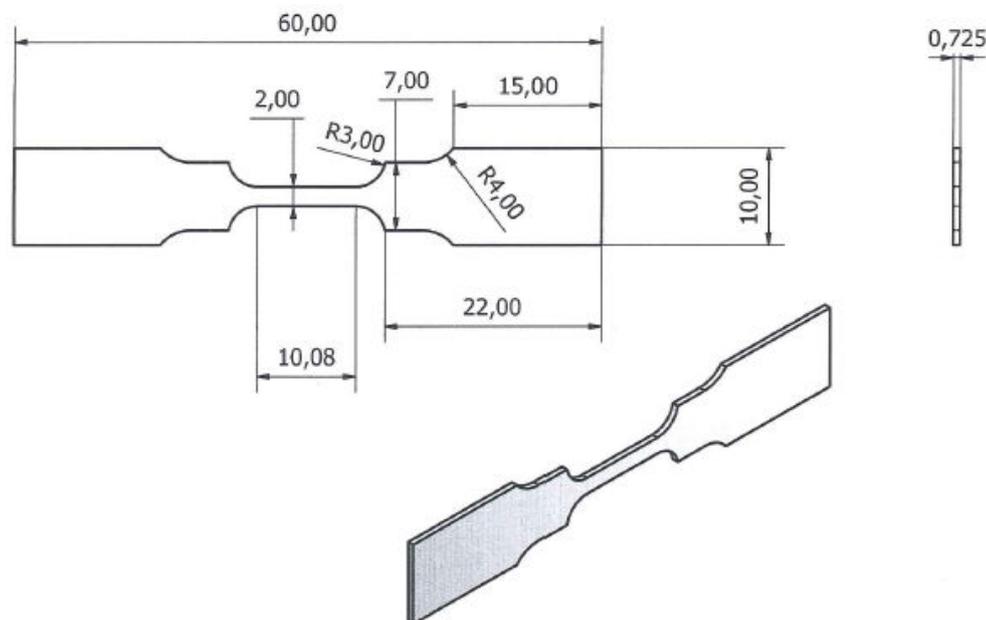


FIGURE 3.3: Plan de l'éprouvette plate de traction uniaxiale

Dispositif

Les essais de traction ont été réalisés au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris sur une machine de traction MTSTM équipée d'une cellule de charge de 2,5 kN. L'incertitude absolue de mesure $\Delta_u(\sigma_{11}^n)$ sur la contrainte conventionnelle de traction σ_{11}^n est calculée à partir des données constructeur du capteur de force (incertitude relative de 0,1% sur la gamme de validité de la cellule, soit 2,5 kN). Rapporté à la section efficace initiale de l'éprouvette elle vaut donc 1,7 MPa.

$$\Delta_u(\sigma_{11}^n) = 0,001 \times 2500 / (2 \times 0,725) = 1,7 \text{ MPa} \quad (3.1)$$

Les têtes d'éprouvettes sont maintenues dans des coquilles réalisées en inconel, usinées spécifiquement pour cette géométrie et qui peuvent être utilisées à hautes températures. Ce système de fixation permet d'éviter le glissement des têtes d'éprouvette souvent observé avec l'utilisation des mors auto-serrant. Le déplacement de la traverse est assuré par un système servo-hydraulique dont la vitesse peut atteindre 300 mm/min. Les données accessibles sont la force mesurée par la cellule de charge, le déplacement de la traverse et le temps. En outre, les déformations sont mesurées par corrélation d'image. En moyenne, 200 instants sont captés par essai et suffisent à décrire finement la courbe contrainte-déformation.

Four et thermocouples

Pour les essais à 250 et 450°C, l'éprouvette est chauffée par un four à lampes disposé autour des lignes d'amarrage comme illustré sur la figure 3.4. L'enceinte du four est ajourée ce qui permet de visualiser la partie utile de l'éprouvette et donc de suivre les déformations par CIN. Le four est piloté manuellement en puissance par l'intermédiaire d'un régulateur de marque EurothermTM. La température est contrôlée à partir de trois thermocouples Chromel-Alumel, soudés sur les têtes haute et basse de l'éprouvette, ainsi qu'au centre de la longueur utile. Avant le début d'un essai, on augmente la puissance par palier afin d'atteindre la température de consigne, puis celle-ci est figée lors de l'essai proprement dit. L'asservissement automatique en température n'est pas utilisable en raison des variations continues de puissance de chauffage, et donc de luminosité générée, qui perturbent la corrélation d'image. La température en surface de l'éprouvette est mesurée via trois thermocouples soudés sur les têtes basse (TC bas) et haute (TC haut) ainsi qu'au centre (TC milieu) de la partie utile tel qu'illustré sur la figure 3.5 (a.). En contrepartie, le pilotage en puissance présente un inconvénient majeur pour les essais lents à V4. À puissance constante, la température augmente de 20°C entre le début et la fin de l'essai comme illustré sur la figure 3.5 (b.). D'autre part, le gradient thermique sur la partie utile qui mesure 10,1 mm est typiquement de l'ordre de 20°C à un instant donné quelle que soit la vitesse de déformation. Le comportement du Zircaloy-4 recristallisé dépend de la température (cf. § 2.2.1.4). Aussi, ces gradients de températures dans la partie utile de l'éprouvette peuvent avoir une influence sur le comportement et être à l'origine d'une erreur de mesure de la contrainte par rapport au cas idéal où la température de consigne serait parfaitement homogène dans la zone utile et constante au cours du chargement. L'erreur de mesure sur la contrainte rationnelle σ_{11} à 250°C induit par ce gradient thermique est évaluée à partir de la différence de contrainte mesurée entre les essais de traction à 20 et 250°C. L'évolution de la contrainte avec la température est considérée linéaire.

$$\Delta_u(\sigma_{11}^{T1}) = \frac{(Rp_{T0}^{10} - Rp_{T1}^{10})}{(T1 - T0)} \Delta_u(T_{mesure}) \quad [MPa] \quad (3.2)$$

Avec une incertitude absolue sur la mesure de température de l'ordre de $\Delta_u(T_{mesure}^{V0}) = \Delta_u(T_{mesure}^{V1}) = 5^\circ\text{C}$ et $\Delta_u(T_{mesure}^{V4}) = 10^\circ\text{C}$. Rp^{10} correspond à la contrainte d'écoulement en traction σ_{11} mesurée à 10 % de déformation plastique. Les comparaisons sont effectuées à 10 % de déformation plastique car les écarts absolus de contrainte entre deux températures sont plus élevées à plus haut niveau de déformation. L'évaluation de l'erreur est ainsi plus conservative qu'à plus faible niveau de déformation. L'erreur absolue de mesure sur la contrainte résultant des gradients de température est évaluée à 5 MPa à V1 et V0 et 10 MPa à V4.

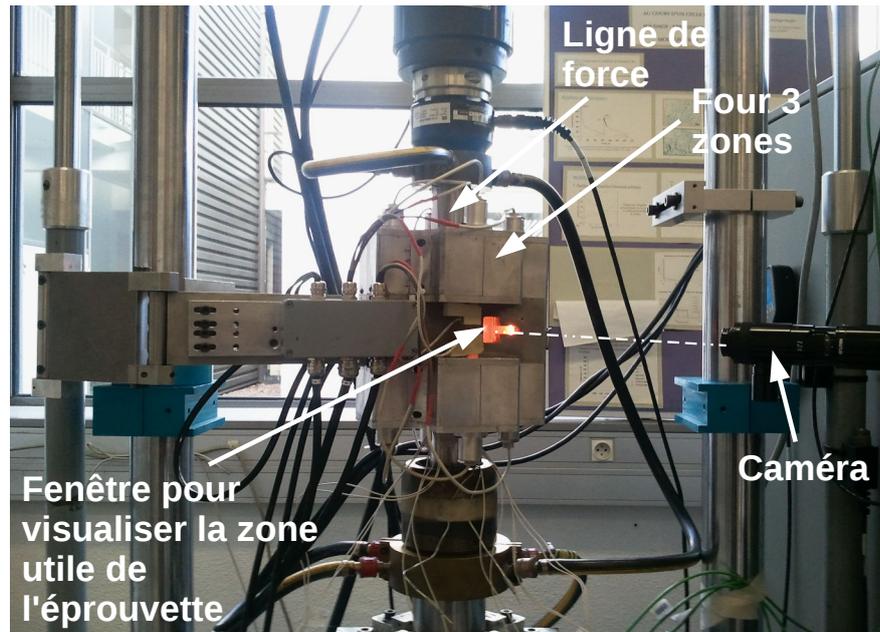
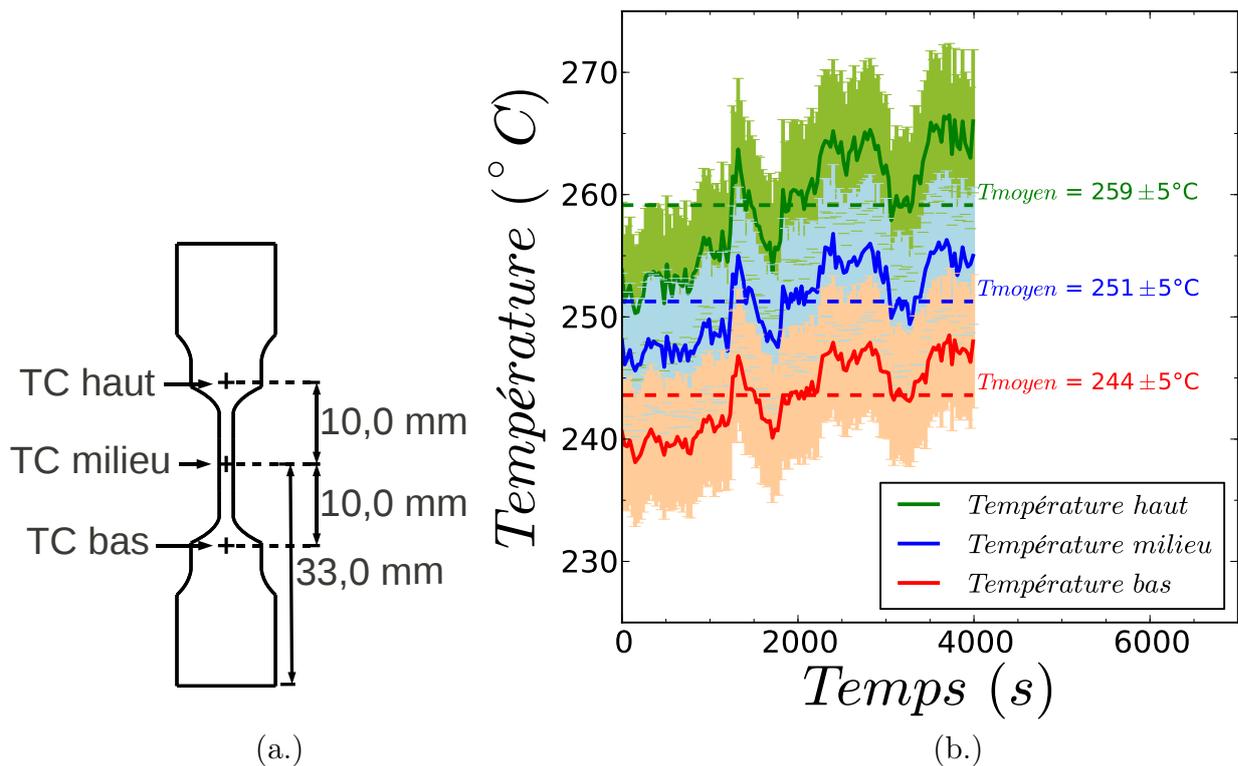


FIGURE 3.4: Photo du dispositif d'essais de traction à haute température

FIGURE 3.5: (a.) Position des trois thermocouples TC haut, TC milieu et TC bas sur l'éprouvette de traction (b.) Évolution typique de la température au cours d'un essai à 250°C et 10^{-4}s^{-1}

3.1.1.2 Essais de cisaillement

Géométrie des éprouvettes

L'éprouvette de cisaillement est prélevée dans la tôle par électro-érosion. Il s'agit d'une éprouvette plate schématisée sur la figure 3.6. Pour définir la géométrie finale de la partie utile plusieurs tests ont été réalisés pour différents designs. Les dimensions des entailles finales ont été choisies pour obtenir une zone utile déformée la plus homogène possible. Un complément concernant le choix de la géométrie de l'éprouvette de cisaillement est apporté dans l'annexe B.

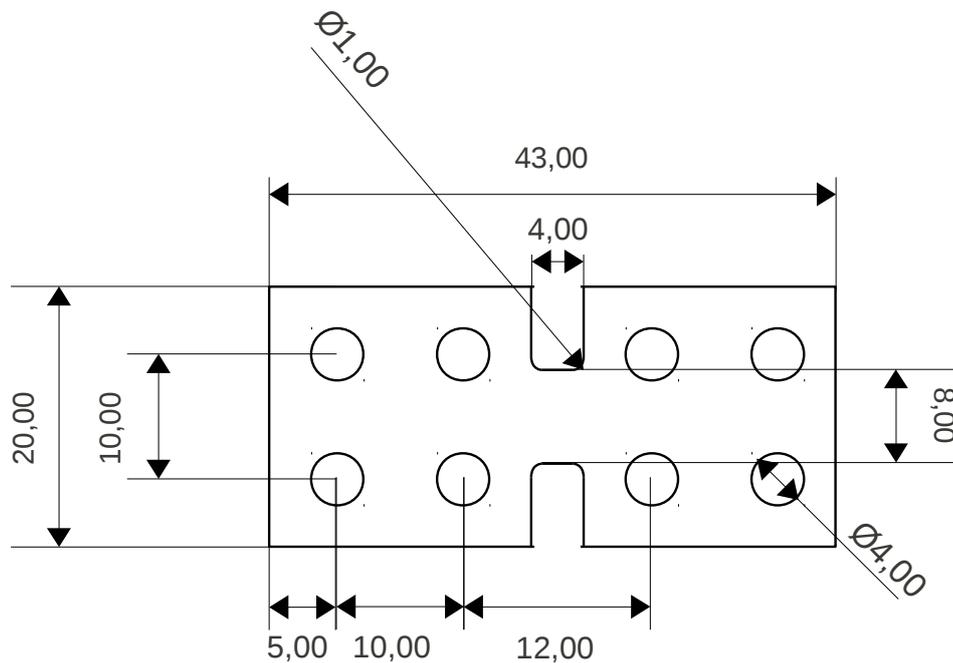


FIGURE 3.6: Schéma de l'éprouvette plate de cisaillement d'épaisseur 0,725 mm

Dispositif

Les essais de cisaillement ont été réalisés au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris sur une machine InstronTM. Le montage développé par Melchior Simon-Perret et présenté sur la figure 3.7 comprend un mors supérieur mobile selon la verticale, et un mors encastré. Le déplacement de la traverse qui impose le mouvement du mors supérieur est assuré par un asservissement électrique. Deux limes sont collées au recto et verso des deux têtes d'éprouvettes afin de limiter tout mouvement relatif lié au glissement de têtes dans les mors de la machine. L'ensemble limes-tête est fixé au mors par l'intermédiaire de 4 vis de serrage. La vitesse de déplacement imposée à la traverse \dot{u}_1 est de 0,0033 mm/s et l'amplitude

des cycles est de $\pm 0,3$ mm ou de $\pm 0,6$ mm selon l'essai. Pour les directions L, T et D, les deux amplitudes ont été testées. En revanche, pour la direction D1, seul l'essai de plus grande amplitude a été réalisé. Un programme LabviewTM, permet de récupérer la force mesurée par la cellule de 10 kN et le déplacement de la traverse mesuré par un capteur LVDT. L'incertitude absolue $\Delta_u(\sigma_{12})$ de mesure sur la contrainte de Cauchy de cisaillement σ_{12} est calculée à partir des données constructeur du capteur de force (incertitude relative de 0,1% sur la gamme de validité de la cellule, soit 10 kN). Rapportée à la section efficace initiale de l'éprouvette elle vaut donc 1,7 MPa.

$$\Delta_u(\sigma_{12}) = 0,001 \times 10000 / (8 \times 0,725) = 1,7 \text{ MPa} \quad (3.3)$$

L'utilisation combinée des limes, des vis de serrage et de la colle assure un maintien acceptable de l'éprouvette. Le glissement résiduel de l'éprouvette est négligeable. En revanche, un jeu non reproductible d'un essai à l'autre lié au montage, et généralement sensible au sens de sollicitation, subsiste. Par conséquent les cycles sont souvent asymétriques. Comme pour les essais de traction les déformations sont mesurées par corrélation d'image numérique avec une vitesse d'acquisition d'une image par seconde.

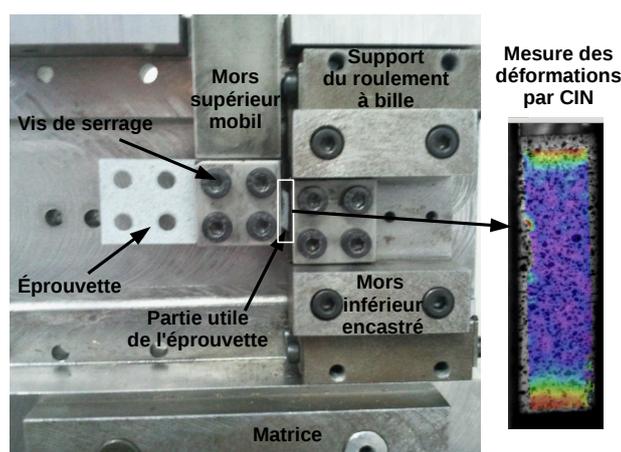


FIGURE 3.7: Photographie du montage de cisaillement prise en fin d'un essai de réglage

3.1.1.3 Corrélation d'Image Numérique

La technique de corrélation d'image consiste à mesurer des champs de déplacement à la surface d'éprouvettes ou de structures sous sollicitations mécaniques à partir d'images acquises à différents stades du chargement. La texture de l'image de la surface de l'éprouvette, ici constituée par un mouchetis, correspond à un marquage qui se meut et se déforme comme le matériau. Ainsi, c'est la mesure quantitative de la transformation spatiale et temporelle de ce marquage vis à vis du marquage de référence (non déformé) qui est la base de la corrélation d'image pour aboutir à la caractérisation du champ de déplacement surfacique. À partir du

champ de déplacement, il est alors aisé de remonter au champ de déformation recherché par dérivation d'une base de mesure locale. Le dispositif expérimental dédié à l'acquisition des images, ainsi que les caractéristiques liées au traitement numérique sont brièvement décrits dans la suite.

Dispositif

Une caméra posée sur trépied est utilisée pour la capture des images. Il s'agit soit d'une caméra classique avec capteur CCD (modèle Navitar) pour les essais lents (essais de traction à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et essais de cisaillement) soit d'une caméra rapide (modèle Phantom) pour les essais à plus grande vitesse de déformation (essais de traction à 1 et 10^{-1} s^{-1}). La définition finale de l'image diffère selon la caméra utilisée et le type d'essais réalisé.

- Pour les essais de traction à V4, la définition est en moyenne de 300x2000 pixels et la taille du pixel associé est d'environ 0,005x0,005 mm
- Pour les essais de traction à V1 et V0, la définition est en moyenne de 150x1000 pixels et la taille du pixel associé est d'environ 0,01x0,01 mm
- Pour les essais de cisaillement cyclique, la définition est en moyenne de 200x700 pixels et la taille du pixel associé est d'environ 0,006x0,006 mm

Le capteur CCD de la caméra classique est relié à une carte d'acquisition N-DAQ (National Instruments), elle-même reliée à un ordinateur portable contenant le logiciel d'acquisition AGNES développé au LMS Ecole Polytechnique. Ce logiciel permet de capturer jusqu'à 10 images/s. Dans le cas des essais rapides, la caméra utilisée possède une unité indépendante de stockage de grande capacité et peut capturer jusqu'à 70000 images/s. La surface de l'éprouvette est éclairée par deux lampes dans le cas des essais à température ambiante, tandis qu'à haute température, la luminosité du four suffit.

Marquage des éprouvettes

Pour réaliser la CIN, la surface des éprouvettes doit être marquée aléatoirement. Un mouchetis noir sur fond clair est déposé par l'intermédiaire d'aérosols de peinture sur la partie utile des éprouvettes.

Traitement des images

La région d'intérêt (Région Of Interest, ROI) de l'image sur laquelle est réalisée la CIN est découpée en zones élémentaires carrées appelées imagettes ou Zone Of Interest (ZOI). C'est la mesure de similitude, via un coefficient de corrélation (Cf. annexe E), de ces imagettes entre l'image de référence et l'image déformée qui permet de caractériser le champ de déplacement sur la ROI. La longueur caractéristique et le pas de l'imagette sont respectivement fixés à 30 et 5 pixels. L'imagette est plutôt grossière, car le but ici n'est pas de capter les hétérogénéités locales mais d'accéder aux grandeurs macroscopiques afin d'établir les paramètres de la loi de comportement du Volume Élémentaire Représentatif

(VER). Les déplacements u recherchés dans la direction 1 et 2, pour l'imagerie im au cours du chargement sont représentés par un polynôme d'ordre 1 :

$$u_1^{im}(X_1, X_2) = U_0^{im} + U_1^{im}X_1 + U_2^{im}X_2 \quad (3.4)$$

$$\text{et } u_2^{im}(X_1, X_2) = V_0^{im} + V_1^{im}X_1 + V_2^{im}X_2, \quad (3.5)$$

$$\text{Avec } im = \{1, \dots, im, \dots, N_{im}\}.$$

Où, (X_1, X_2) sont les coordonnées cartésiennes, U_k^{im} et V_k^{im} pour $k = \{0, 1, 2\}$ sont des scalaires à optimiser pour minimiser le coefficient de corrélation et N_{im} est le nombre total d'imagerie. La résolution spatiale de la base de mesure (l'imagerie) qui correspond à la plus petite variation de position qui produit une variation perceptible de la mesure est évaluée à 0,15 et 0,30 mm respectivement pour les essais de traction avec caméra classique et rapide. Pour les essais de cisaillement elle est de l'ordre de 0,18 mm. D'autre part une mesure expérimentale de CIN, réalisée dans le cas de translation de corps rigide de la partie utile de l'éprouvette dans les directions 1 et 2, a permis d'évaluer l'incertitude sur le résultat des déformations à +/- 0,002 pour les essais de traction et de cisaillement. De plus amples informations concernant la CIN sont disponibles en annexe E.

3.1.2 Déformations et contraintes considérées

Hypothèses considérées

Les trois hypothèses considérées pour l'interprétation des résultats sont les suivantes.

- (1) Le matériau est incompressible dans le domaine plastique ([Allais et al., 1995](#)) :

$$V_0 = V_A \quad (3.6)$$

Avec V_0 le volume initial et V_A le volume actualisé.

- (2) L'hypothèse des petites déformations est applicable tant que les déformations sont inférieures à 10%. Le tenseur des déformations linéarisé peut être utilisé :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_{ij}^{PD} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial X_j} + \frac{\partial u_j}{\partial X_i} \right) \quad (3.7)$$

- (3) La tôle présente une symétrie orthotrope.

Des hypothèses (1) et (2) découle la relation qui sera appliquée dans de nombreux cas

$$\underline{\underline{\epsilon}}_{11}^{PDp} + \underline{\underline{\epsilon}}_{22}^{PDp} + \underline{\underline{\epsilon}}_{33}^{PDp} = 0 \quad (3.8)$$

$\underline{\underline{\epsilon}}^{PDp}$ est le tenseur des petites déformations plastiques.

Déformations de Green-Lagrange

Les déformations extraites du tenseur des déformations $\underline{\underline{\epsilon}}$ de Green-Lagrange sont utilisées pour interpréter les résultats.

$$\underline{\underline{\epsilon}} = 1/2(\underline{\underline{\lambda}} - \underline{\underline{I}}) \quad (3.9)$$

Avec $\underline{\underline{\lambda}}$ le tenseur des dilatations et $\underline{\underline{I}}$ est l'identité pour les tenseurs du second ordre. En écriture indicielle on obtient

$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial X_j} + \frac{\partial u_j}{\partial X_i} + \frac{\partial u_k}{\partial X_i} \frac{\partial u_k}{\partial X_j} \right) \quad (3.10)$$

Les déformations sont directement calculées par le logiciel de CIN Vic2D (cf. annexe E). La relation précédente est appliquée aux déplacements de chaque imagette (équations 3.4 et 3.5). Ce qui permet d'accéder aux composantes des déformations de Green-Lagrange :

$$\epsilon_{11}^{im} = U_1^{im} + 1/2(U_1^{im2} + V_1^{im2}) \quad (3.11)$$

$$\epsilon_{22}^{im} = V_1^{im} + 1/2(U_2^{im2} + V_2^{im2}) \quad (3.12)$$

$$\epsilon_{12}^{im} = 1/2(U_2^{im} + V_1^{im} + U_2^{im}V_1^{im} + U_1^{im}V_2^{im}) \quad (3.13)$$

Pour obtenir une déformation macroscopique, le champ de déformation discret est moyenné sur toute la région d'intérêt.

$$\epsilon_{ij} = \left\{ \int_{ROI} \left(\left[\int_{ZOI} \epsilon_{ij}^{im} dS \right] / S_{ZOI} \right) dS \right\} / S_{ROI} \quad (3.14)$$

La jauge virtuelle sur laquelle sont moyennées les déformations expérimentales obtenues par CIN est :

- de 1,5 mm (direction 2 dans le repère essai) \times 10 mm (direction 1 dans le repère essai) pour les essais de traction ;
- de 1,5 mm (direction 2 dans le repère essai) \times 1,5 mm (direction 2 dans le repère essai) pour les essais de cisaillement (cf. annexe B).

Contraintes rationnelles de Cauchy

Dans la suite du document la contrainte utilisée pour interpréter les résultats est la contrainte du tenseur de Cauchy $\underline{\underline{\sigma}}$ exprimée dans un repère orthonormé $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix}_{(1,2,3)} \quad (3.15)$$

Dans le cas de la traction uniaxiale, le repère de l'essai est présenté sur la figure 3.1 (c.), seule σ_{11} est non nulle.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.16)$$

Cette contrainte peut être calculée en fonction de la force appliquée F_1 et de la section effective actualisée S_A associée.

$$\sigma_{11} = \frac{F_1}{S_A} \text{ avec } S_A = e_A \times l_A \quad (3.17)$$

e_A est l'épaisseur actualisée et l_A est la largeur actualisée de la partie utile de l'éprouvette. En considérant les hypothèses (1) 3.6 et (2) 3.7, la relation peut être développée et s'écrire en fonction de la section efficace initiale S_0 et de la déformation ϵ_{11} . En effet, l'incompressibilité se traduit par $S_0 \cdot L_0 = S_A \cdot L_A$, où L_A est la longueur utile actualisée de l'éprouvette et L_0 sa valeur initiale. D'où, $\frac{1}{S_A} = \frac{1}{S_0} \frac{L_0}{L_A} = \frac{1}{S_0} \left(\frac{L_A - L_0}{L_0} + 1 \right) \cdot \frac{L_0}{L_A}$ est l'allongement unitaire dans la direction de traction. $\frac{L_A - L_0}{L_0} = \lambda_{11} - 1$ avec λ_{11} la dilatation dans la direction de traction. λ_{11} peut s'exprimer en fonction de la valeur principale ϵ_1 de la déformation de Green-Lagrange telle que :

$$\lambda_{11} = 1 + \epsilon_{11}^{PD} = \sqrt{2\epsilon_1 + 1}. \quad (3.18)$$

La contrainte de Cauchy relative à l'essai de traction peut donc être calculée à partir de la valeur principale du tenseur de Cauchy

$$\sigma_{11} = \frac{F_1}{S_0} \left(1 + \frac{L_A - L_0}{L_0} \right) = \frac{F_1}{S_0} (1 + \epsilon_{11}^{PD}) = \frac{F_1}{S_0} \sqrt{2\epsilon_1 + 1}. \quad (3.19)$$

Dans le cas du cisaillement pur cyclique, le repère de l'essai est présenté sur la figure 3.1 (c.), seule σ_{12} est non nulle.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} 0 & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.20)$$

D'autre part comme $S_A = S_0$ au cours de l'essai pour ce mode de sollicitation, alors la relation peut s'écrire directement :

$$\sigma_{12} = F_1 / S_0 \text{ avec } S_0 = e \times l \quad (3.21)$$

e est l'épaisseur de la partie utile de l'éprouvette à tout instant et l est la largeur de la partie utile de l'éprouvette à tout instant (illustration figure 3.2).

Les coefficients de Lankford

Pour les essais de traction, le coefficient de Lankford Lk et le rapport des déformations plastiques Lk^p seront utilisés pour caractériser l'anisotropie plastique du matériau.

$$Lk = \epsilon_{33}^{PDp} / \epsilon_{22}^{PDp} \quad (3.22)$$

$$Lk^p = \varepsilon_{22}^{PDp} / \varepsilon_{11}^{PDp} \quad (3.23)$$

Cependant la déformation ε_{33}^{PDp} n'est pas mesurée car l'épaisseur de la tôle est trop faible. Néanmoins en considérant les hypothèses (1) 3.6 et (2) 3.7, la déformation dans l'épaisseur peut être calculée à partir des déformations dans les deux autres directions principales.

$$\varepsilon_{33}^{PDp} = -\varepsilon_{11}^{PDp} - \varepsilon_{22}^{PDp} \quad (3.24)$$

Le coefficient de Lankford Lk est alors calculable à partir des petites déformations mesurées.

$$Lk = (-\varepsilon_{11}^{PDp} - \varepsilon_{22}^{PDp}) / \varepsilon_{22}^{PDp} \quad (3.25)$$

Lk et Lk^p sont interdépendants.

Bien que ces rapports soient souvent utilisés pour décrire l'anisotropie de comportement, ils sont généralement entachés de très grandes erreurs (ratio de deux petites quantités). L'incertitude de mesure sur ces rapports est d'ailleurs d'autant plus importante que les déformations plastiques sont faibles. C'est pourquoi, les coefficients Lk et Lk^p seront donnés à titre indicatif afin d'analyser le comportement mécanique en traction. En revanche dans les chapitres 4 et 5 liés à l'identification du modèle numérique, on préférera manipuler chaque composantes du tenseur de déformation de Green-Lagrange (ε_{11}^p et ε_{22}^p) séparément.

3.2 Résultats

3.2.1 Essais de traction : caractérisation de l'anisotropie

Les courbes contrainte-déformation des essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ sont présentées sur la figure 3.8 (a.). La dernière valeur enregistrée ne correspond pas à la rupture, mais à la fin de l'exploitation de la CIN. Après une déformation conséquente de plusieurs pourcents on assiste à une localisation, comme illustré sur la figure 3.8 (b.), qui est à l'origine de la ruine du mouchetis de peinture sur la surface des éprouvettes et ne permet plus la fiabilité des mesures. Dans le cadre de cette étude, le manque de données liées à la rupture ne constitue pas un problème puisque c'est le comportement avant localisation et endommagement qui est étudié.

La dépendance du comportement vis à vis de la direction de sollicitation est au cœur des enjeux de ces travaux. Un premier constat rapide à partir des courbes de la figure 3.8 (a.) permet d'établir que :

- les pentes élastiques relatives aux cinq directions sollicitées sont quasiment confondues ;
- la contrainte d'entrée en plasticité évolue avec la direction de sollicitation (cf. figure 3.9 (b.)) ;

– l'écroûissage est différent en fonction de la direction de sollicitation (cf. figure 3.9 (a.)). L'anisotropie associée au comportement élastique semble peu significative tandis que l'anisotropie liée au comportement plastique est au contraire marquée. Ces tendances très générales sont également observées pour les différentes vitesses et températures exploitées. Par souci de simplification, seuls les essais à V_0 , vitesse la plus proche des conditions RIA, seront détaillés dans un premier temps. Dans un second temps, l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement sera présentée. L'analyse sera alors poussée pour définir dans quelle mesure l'anisotropie est modifiée.

3.2.1.1 Élasticité

Le module de Young E et le coefficient de Poisson ν sont mesurés à partir des courbes contrainte-déformation. Les déformations sont très faibles ce qui génère des incertitudes de mesure trop importantes (résolution de la CIN de l'ordre de 0,002) pour comparer les caractéristiques élastiques dans les différentes directions de sollicitation. Néanmoins, l'ordre de grandeur moyen sur toutes les directions est de 110 GPa pour E et de 0,36 pour ν comme illustré sur les figures 3.10 (a.) et (b.). Dans la littérature, de nombreux auteurs ont réalisé des mesures de module d'élasticité pour différentes températures à partir de méthodes dynamiques bien plus précises (Northwood et al., 1977b). Les résultats à 20°C montrent que E est compris entre 94 et 103 GPa tandis que ν est de l'ordre de 0,36. Finalement, les quantités mesurées sont cohérentes avec les résultats de la littérature.

3.2.1.2 Anisotropie d'entrée en plasticité

Dans le cadre d'un mode de chargement uniaxial en traction suivant la direction 1, deux types d'anisotropie interdépendante sont considérés.

- L'anisotropie dite "de contrainte". Il s'agit de la dépendance de la contrainte σ_{11} à la direction de prélèvement pour un niveau de déformation ϵ_{11} donné.
- L'anisotropie dite "de déformation". Il s'agit de la dépendance des déformations ϵ_{22} et ϵ_{33} à la direction de prélèvement pour un niveau de déformation ϵ_{11} donnée.

Anisotropie de contrainte

L'entrée en plasticité est caractérisée par la contrainte d'écoulement mesurée à 0,2% de déformation plastique et notée $Rp^{0,2}$. La dépendance du $Rp^{0,2}$ à la direction de prélèvement est présentée sur la figure 3.11. Une tendance majeure se dégage clairement : le $Rp^{0,2}$ est minimum dans la direction L (angle de sollicitation = 0° par rapport à la direction de laminage) et augmente progressivement avec l'angle de sollicitation pour atteindre son maximum dans la direction T (angle de sollicitation = 90°).

$$Rp_L^{0,2} < Rp_{D1}^{0,2} < Rp_D^{0,2} < Rp_{D2}^{0,2} < Rp_T^{0,2} \quad (3.26)$$

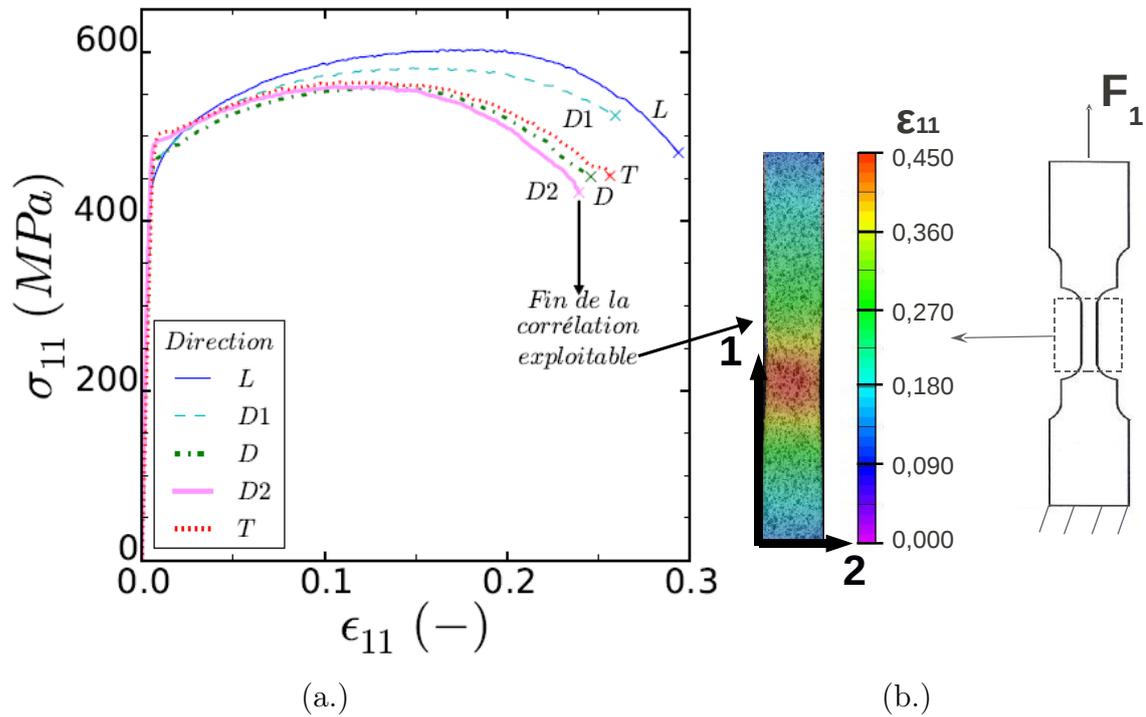


FIGURE 3.8: (a.) Influence de la direction de prélèvement sur la courbe contrainte déformation pour les essais de traction uniaxiale sur éprouvette plate à vitesse imposée de $1s^{-1}$ réalisés à $20^{\circ}C$ (b.) Résultat de corrélation d'image sur la partie utile de l'éprouvette : exemple présentant une localisation

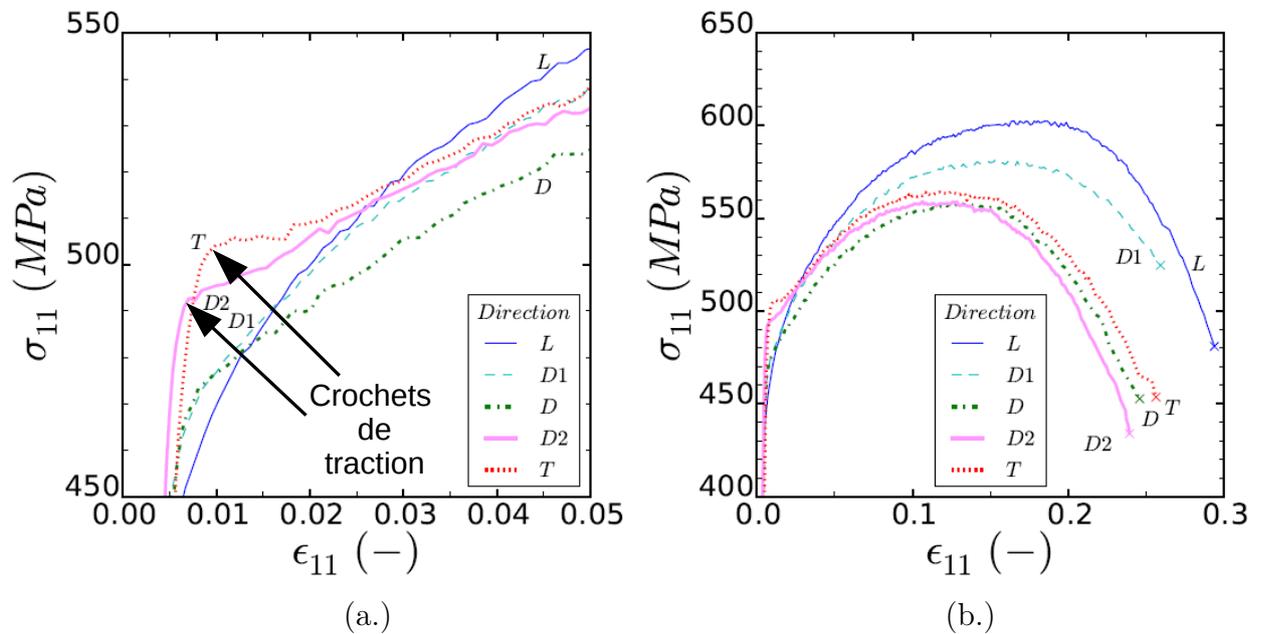


FIGURE 3.9: Anisotropie de contrainte pour une sollicitation en traction à $\dot{\epsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et $20^{\circ}C$: zoom (a.) sur l'entrée en plasticité (b.) sur l'écrouissage

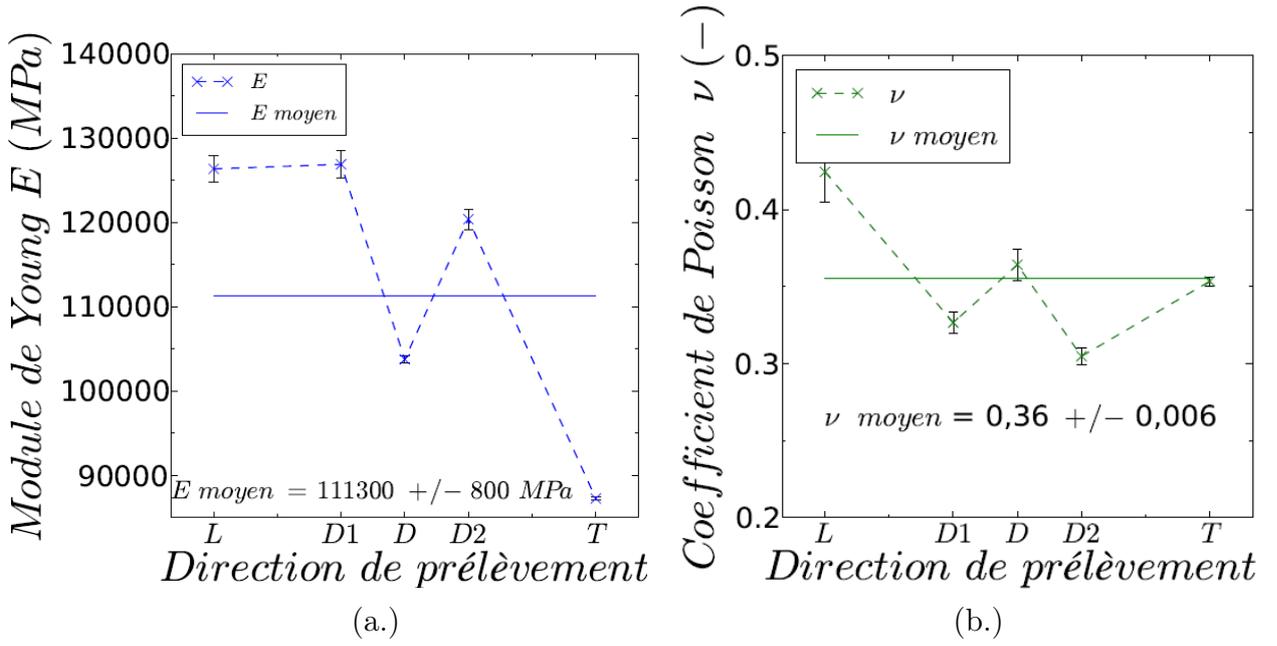


FIGURE 3.10: (a.) Module de Young E et (b.) Coefficient de poisson ν en fonction de la direction de prélèvement pour une sollicitation en traction à $\dot{\epsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et $20^{\circ}C$

Avec,

$$Rp_T^{0,2} - Rp_L^{0,2} = 0,11 \times Rp_L^{0,2} = 51MPa \quad (3.27)$$

L'évolution entre L et T est monotone mais non-linéaire.

L'écart de contrainte entre les directions L et T est de 51 MPa, ce qui représente 11% du $Rp^{0,2}$ dans la direction L (cf. tableau 3.4).

D'autre part, en début de plasticité, la perte de linéarité de la courbe contrainte-déformation est d'autant plus marquée que la direction est proche de T (cf. figure 3.9 (a.)). Les directions D1 et T se distinguent par la présence d'un crochet de traction. Ce phénomène est communément observé par les auteurs de la littérature pour les alliages de zirconium. Il est souvent associé à l'interaction entre les dislocations et les atomes d'oxygène situés en site interstitiel (Ruano et Elssner, 1987; Grange, 1998). Dans le cas d'un unique système de glissement activé, (hypothèse vraisemblable puisqu'en début de plasticité seul le glissement prismatique est observé quelle que soit la direction de sollicitation donnée), l'orientation du plan de glissement du système par rapport à la contrainte appliquée associée et la répartition des atomes d'oxygène dans le plan de glissement peuvent conditionner l'apparition du crochet de traction. Il pourrait néanmoins être associé à d'autres phénomènes typiques des alliages de zirconium tels que le maclage ou l'effet Portevin-Le Chatelier (Graff, 2006). Nous ne nous intéressons pas à l'origine du crochet de traction, ce phénomène renforce toutefois l'anisotropie du comportement mécanique en traction. D'autre part, il faut noter que plus la vitesse de sollicitation est importante, plus ce crochet est marqué et plus il y a de maclage.

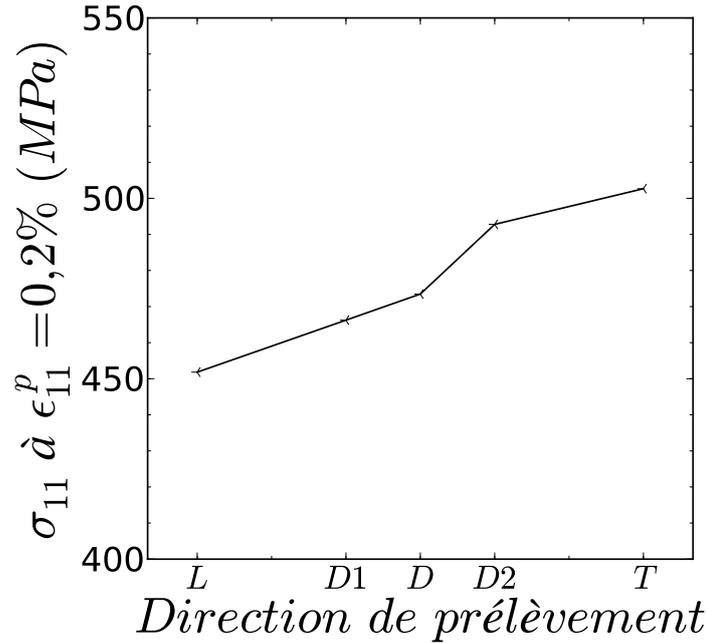


FIGURE 3.11: Quantification de l'anisotropie de contrainte à l'initiation de la plasticité : contrainte à 0,2% de déformation plastique (ϵ_{11}^p) lors d'essais de traction à T0 et V0

Anisotropie de déformation

L'anisotropie de déformation est caractérisée par le coefficient Lk^p ($Lk^p = \epsilon_{22}^{PDp} / \epsilon_{11}^{PDp}$). Son évolution en fonction de la déformation plastique est présentée sur la figure 3.12. En début de plasticité (à 0,5% de déformation plastique), Lk^p est compris entre -0,72 et -0,86 suivant la direction de sollicitation considérée. En analysant ces résultats nous pouvons remarquer que :

- Considérant les hypothèses (1) 3.6 et (2) 3.7, pour un matériau isotrope, Lk^p vaut -0,5, toute autre valeur est le témoignage expérimental d'une anisotropie de déformation :

$$si \quad Lk^p = -0,5 \quad \equiv \quad \epsilon_{22}^{PDp} = \epsilon_{33}^{PDp}; \quad (3.28)$$

$$si \quad Lk^p < -0,5 \quad \equiv \quad \epsilon_{22}^{PDp} > \epsilon_{33}^{PDp}; \quad (3.29)$$

$$si \quad Lk^p > -0,5 \quad \equiv \quad \epsilon_{22}^{PDp} < \epsilon_{33}^{PDp}. \quad (3.30)$$

Ici, Lk^p est très inférieure à $-0,5$ quelle que soit la direction. La déformation ϵ_{33}^{PDp} de la tôle est donc faible par rapport à ϵ_{11}^{PDp} et ϵ_{22}^{PDp} . Ce résultat témoigne de la difficulté du matériau à se déformer dans l'épaisseur de la tôle et donc à activer les systèmes de glissement suivant l'axe $\langle c \rangle$ de la maille cristalline (cf. § 2.2.3).

- Le coefficient évolue avec la direction de sollicitation comme illustré sur la figure 3.12. Selon la tendance générale, il est maximum pour la direction L puis diminue progressivement entre 0 et 90° pour atteindre sa valeur minimum dans la direction

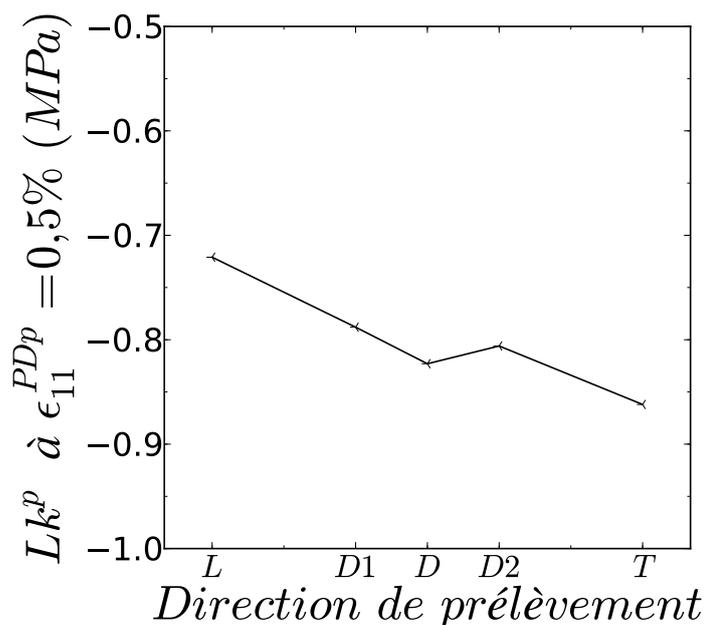


FIGURE 3.12: Évolution de Lk^p à 0,5 % de déformation plastique en fonction de la direction de sollicitation pour un essai de traction à T0 et V0

T.

$$Lk_L^p > Lk_{D1}^p > Lk_D^p > Lk_{D2}^p > Lk_T^p \quad (3.31)$$

L'évolution entre L et T n'est pas tout à fait monotone et est non-linéaire en fonction de la direction de prélèvement.

L'anisotropie du comportement à l'entrée en plasticité est désormais connue. Néanmoins, les auteurs de la littérature montrent que les mécanismes moteurs de la déformation plastique à l'origine de l'anisotropie évoluent au cours du chargement (Akhtar et Teghtsoonian, 1971; Geyer, 1999). Cette évolution se traduit également à l'échelle macroscopique, par une modification de l'anisotropie au cours de l'écroutissage.

3.2.1.3 Anisotropie d'écroutissage

Anisotropie de contrainte au cours de l'écroutissage

La figure 3.13 montre l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation. Entre 0,2% et 10% de déformation plastique, la hiérarchie des directions de sollicitation par niveau de contrainte est progressivement inversée. Différents auteurs ont réalisé ce même type de représentation présenté sur la figure 3.14 pour différentes nuances d'alliages de zirconium à 20 °C (Allais et al., 1995; Grange, 1998; Doan, 2009). Les mêmes tendances sont observées. Bien que les niveaux de contraintes soient différents en fonction de l'alliage étudié, la dépendance à la direction de

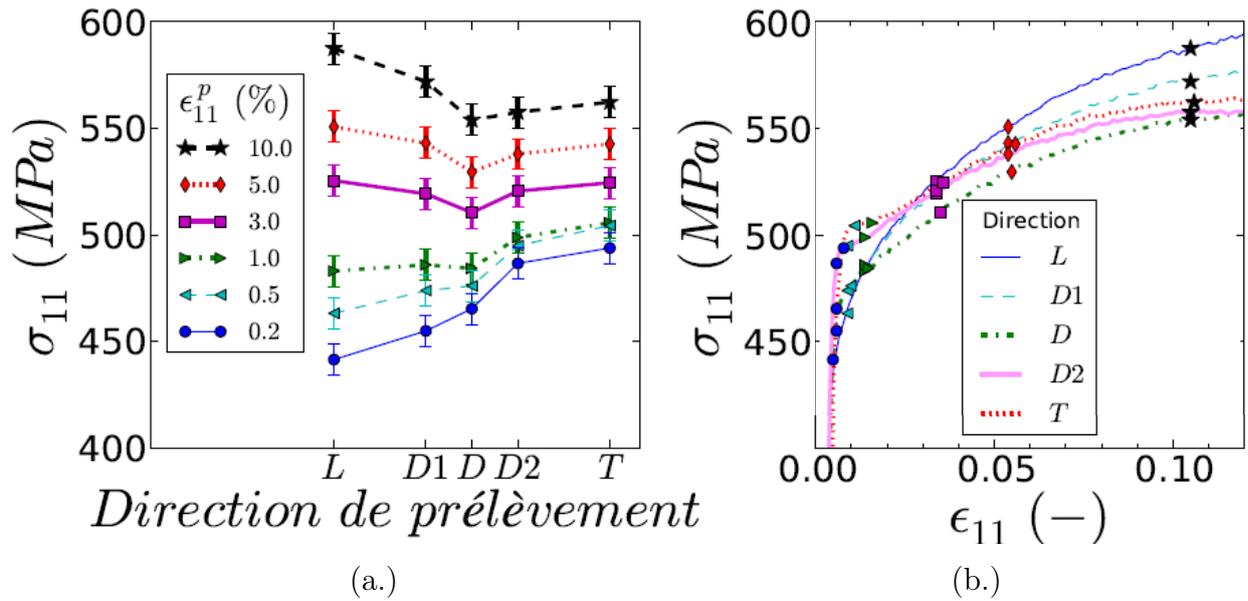


FIGURE 3.13: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction uniaxiale sur éprouvette plate à V0 et T0 (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

sollicitation est la même. À 10% de déformation plastique, la contrainte notée Rp^{10} nécessaire pour déformer le matériau est plus importante dans la direction L que dans la direction T. L'écart est de 24 MPa entre ces deux directions, ce qui correspond à environ 4% du Rp_L^{10} (cf. tableau 3.5).

$$Rp_L^{10} - Rp_T^{10} = 0,042 \times Rp_L^{10} = 24 \text{ MPa} \quad (3.32)$$

Cette inversion est la conséquence de l'anisotropie du taux d'écouissage $d\theta^e = d\sigma_{11}/d\epsilon_{11}^p$ et de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$. Leurs effets sur l'anisotropie de contrainte est antagoniste. La hiérarchie des directions de sollicitation par $d\theta^e$ croissant est globalement conservée durant l'écouissage.

$$d\theta_L^e > d\theta_{D1}^e > d\theta_D^e > d\theta_{D2}^e > d\theta_T^e \quad (3.33)$$

L'augmentation relative de la contrainte par rapport à l'entrée en plasticité et pour un niveau de déformation plastique donné est toujours maximum dans la direction L et minimum dans la direction T. Cependant, la sévérité de l'anisotropie du $d\theta^e$ évolue avec la déformation plastique (cf. figure 3.15). Deux stades se distinguent.

- **Stade 1** : Le premier régime s'étend de 0 à 2% de déformation plastique. En début de plasticité l'anisotropie est très marquée. Pour illustration, vers 0,2% de déformation plastique, le taux d'écouissage est 3 fois plus important dans la direction L que dans la direction T. Ce rapport chute ensuite pour atteindre son minimum vers 2 % de déformation plastique. Il est alors de l'ordre de 1,2. La très forte anisotropie en début de plasticité peut incomber en partie au crochet de traction observé uniquement dans

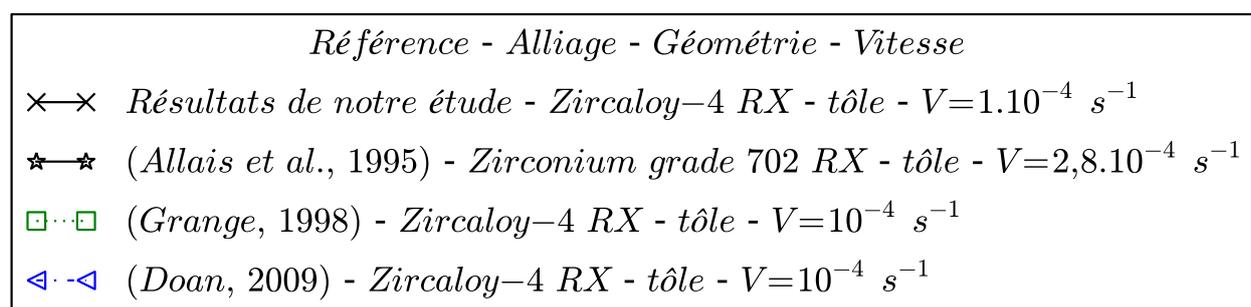
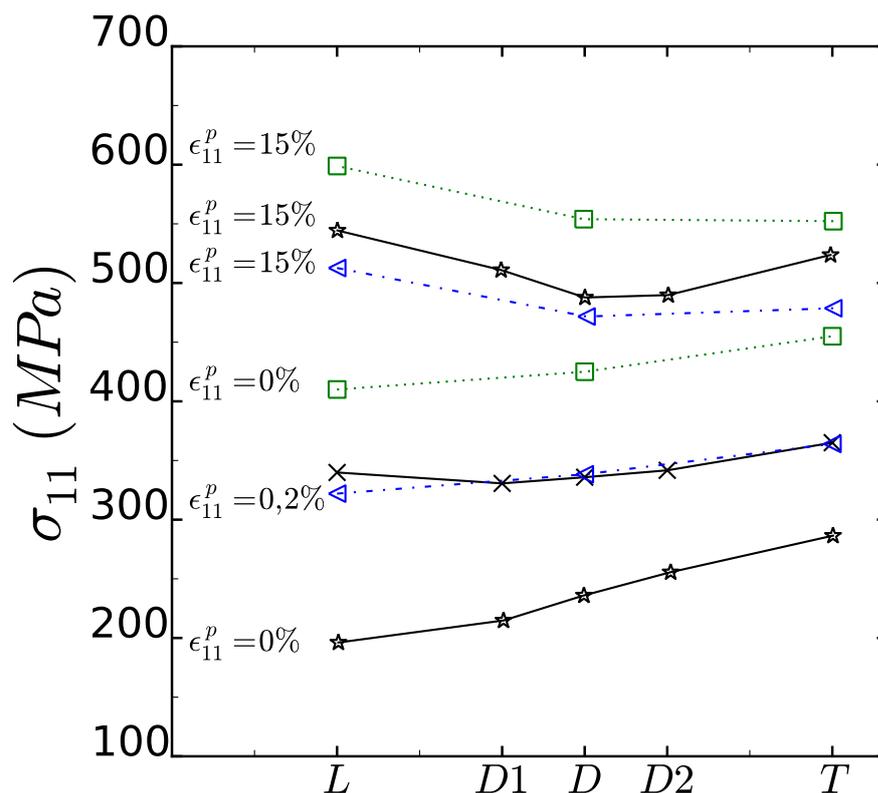


FIGURE 3.14: Évolution de la contrainte d'écoulement avec la direction de sollicitation pour un essai de traction uniaxiale à 20°C pour une déformation plastique de 0 et 10 % (Allais et al., 1995; Grange, 1998; Doan, 2009)

les directions T et D2. Ce type de phénomène est à l'origine d'un écrouissage très faible voire négatif.

- **Stade 2** : Au delà de 2% de déformation plastique, le taux d'écrouissage pour toutes les directions diminue régulièrement. La sévérité de l'anisotropie demeure stable dans ce second régime.

En résumé, l'anisotropie de contrainte en fin d'écrouissage résulte au premier ordre de l'anisotropie sur la limite d'élasticité et de l'anisotropie de $d\theta^e$ en début d'écrouissage ($\epsilon_{11}^p < 2\%$). Au delà de 2% de déformation plastique $d\theta^e$ présente une évolution isotrope.

À 10% de déformation plastique, l'évolution de la contrainte en fonction de la direction de

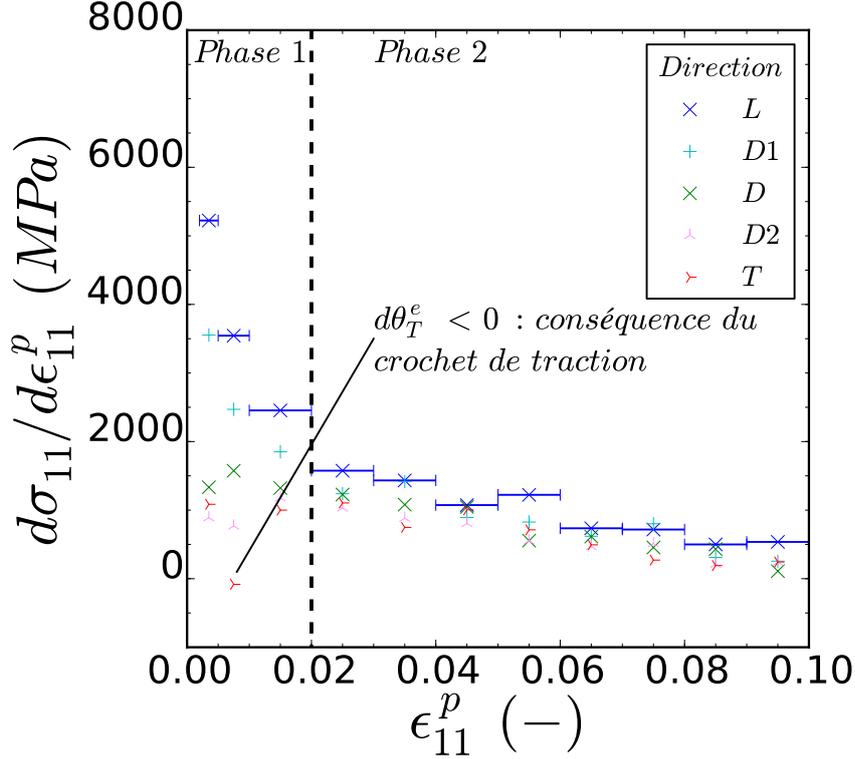


FIGURE 3.15: Essais de traction à T0 et V0 : évolution du taux d'écroissage au cours de la déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation étudiées ; le taux d'écroissage est calculé entre les bornes représentées par les barres bleues sur la courbe relative à la direction L

sollicitation n'est pas parfaitement monotone. Elle diminue de la direction L à la direction D puis ré-augmente très légèrement entre D et T.

$$Rp_L^{10} > Rp_{D1}^{10} > Rp_T^{10} > Rp_{D2}^{10} > Rp_D^{10} \quad (3.34)$$

Il s'agit des effets combinés, de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ et de l'augmentation de contrainte due à l'écroissage qui ont un effet antagoniste mais non symétrique sur l'anisotropie de contrainte. Cette asymétrie est visible sur la figure 3.16.

Anisotropie de contrainte : spécificité du passage à la striction

La valeur maximale de contrainte mesurée en traction, R_m , est reportée sur la figure 3.17 (a.). La hiérarchie des R_m par ordre croissant est identique à celui observé pour le Rp^{10} . En revanche, l'écart de contrainte entre les directions est plus important. Par exemple,

$$Rm_L - Rm_T = 0,06 \times Rm_L = 38,2 \text{ MPa} \quad (3.35)$$

La valeur du R_m est conditionnée par la déformation ϵ_{11}^m atteinte, ce qui n'est pas le cas du Rp^{10} par définition. Or, ϵ_{11}^m est fortement anisotrope (figure 3.17 (b.)) et se situe entre 10% et 20% de déformation macroscopique pour une éprouvette telle que présentée à la figure 3.3.

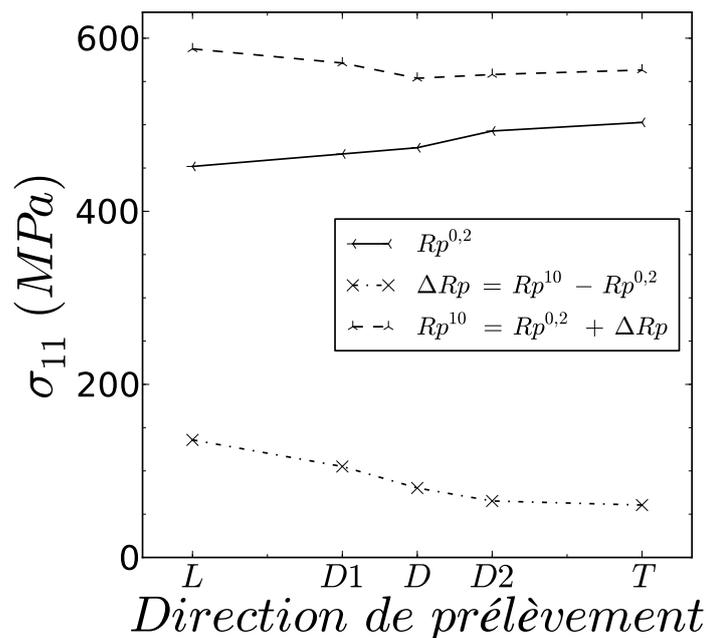


FIGURE 3.16: Évolution du $Rp^{0,2}$, du Rp^{10} et de ΔRp en fonction de la direction de sollicitation pour les essais de traction à T0 et V0

Ainsi, le matériau sollicité dans la direction L s'écroute plus que le matériau sollicité dans la direction T, ce qui creuse les écarts de contraintes déjà initiés.

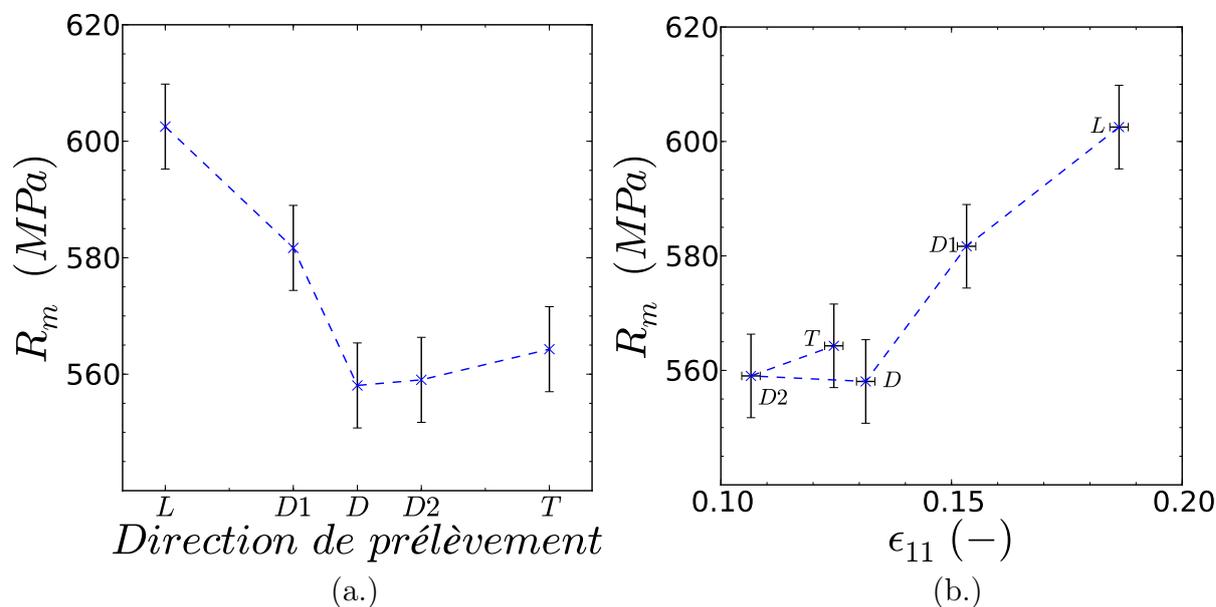


FIGURE 3.17: Quantification de l'anisotropie plastique au droit de la striction pour une sollicitation en traction à $\dot{\epsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et $20^\circ C$: (a.) Contrainte maximum R_m en fonction de la direction de sollicitation (b.) Contrainte maximum R_m en fonction de ϵ_{11} pour laquelle R_m est mesurée

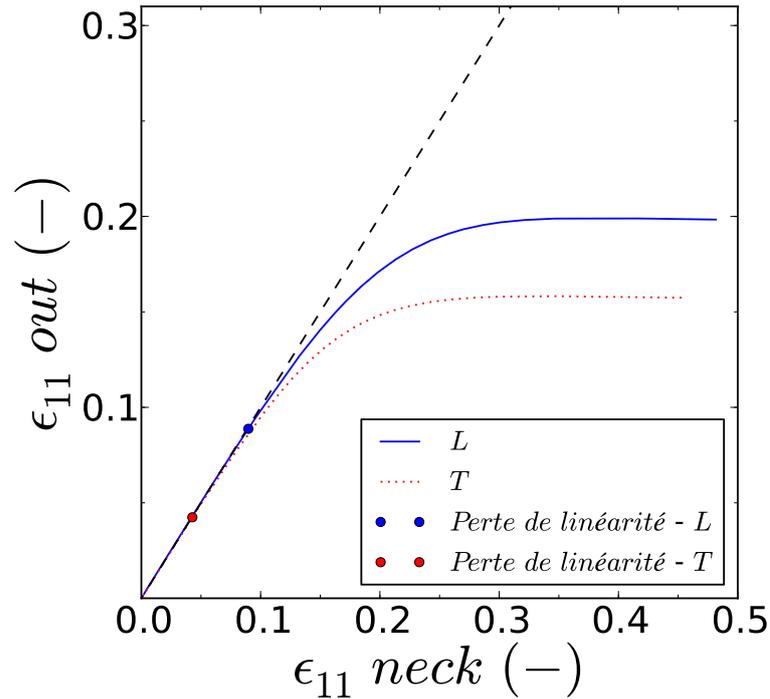


FIGURE 3.18: $\epsilon_{11} out$ en fonction de $\epsilon_{11} neck$ pour les directions L et T

La fin de l'écroutissage est généralement associée à l'initiation de la striction du matériau. La déformation en dehors de la zone localisée " $\epsilon_{11} out$ " est tracée en fonction de la déformation dans la zone localisée " $\epsilon_{11} neck$ " pour les directions L et T (figure 3.18 (b.)). Les bases de mesure de la zone localisée sont présentes égales pour les deux directions (on moyenne donc les déformations sur des domaines équivalents). La perte de linéarité des courbes correspond à l'initiation de la striction. Son rôle sur le comportement macroscopique devient significatif à environ 12% de déformation plastique (écart avec la courbe linéaire supérieur à 2%). Dans la suite de ce travail, le comportement sera considéré comme homogène jusqu'à 10% de déformation plastique. La modélisation de la localisation ne fait pas partie des objectifs de l'étude.

Anisotropie de déformation au cours de l'écroutissage

Lk^p augmente avec la déformation plastique, et ce quelle que soit la direction de sollicitation (figure 3.19 (a.)). La hiérarchie des Lk^p par ordre croissant en fonction des directions est conservée au cours de l'écroutissage. Néanmoins, au cours de l'écroutissage, un rapprochement des Lk^p entre les directions est observé. À 20% de déformation plastique les Lk^p sont égaux et valent -0,55. Cependant au delà de 10 % de déformation plastique, c'est la localisation qui devient la cause principale de cette évolution (cf. figure 3.20). Les Lk^p sont mesurés tout le long de la ligne de profil axial matérialisée sur quelques champs références de la figure 3.20 (b.) au cours de l'essai. Les numéros permettent de repérer ces instants références sur les trois figures 3.20 (a.), (b.) et (c.). Sur la figure (c.), les mesures de Lk^p sur la ligne de profil sont reportées. Jusqu'au repère 4 (Correspondant à 15% de déformation sur la figure

(a.)), les déformations peuvent être considérées comme étant homogènes. Au delà de 15% de déformation, la zone suivie n'est plus homogène et au droit de la localisation, le Lk^p augmente significativement.

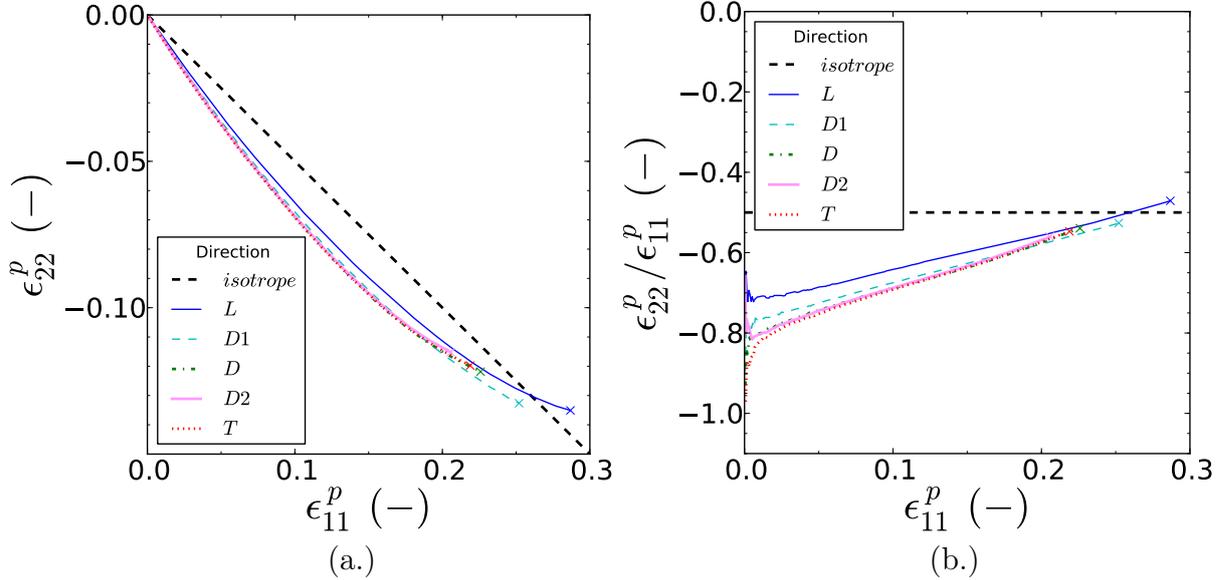


FIGURE 3.19: Quantification de l'anisotropie de déformation plastique pour des essais de traction à $\dot{\epsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et $20^\circ C$: (a.) ϵ_{22}^p en fonction de ϵ_{11}^p (b.) $\epsilon_{22}^p / \epsilon_{11}^p$ en fonction de ϵ_{11}^p

N'ayant pas pu mesurer la composante ϵ_{33} du tenseur de déformations au cours de l'essai, il n'est pas possible de vérifier le coefficient de Lankford au droit de la striction puisque au-delà de 10% de déformation la relation 3.25 ne peut plus être appliquée. Les auteurs de la littérature qui ont suivi expérimentalement l'évolution du coefficient Lk , montrent qu'il reste constant au cours de la déformation plastique (Grange, 1998; Allais et al., 1995; Mahmood et al., 1989). Selon (Mahmood et al., 1989), lors de la striction, l'augmentation de la triaxialité permet de bloquer les rotations de texture et de conserver les rapports d'anisotropie de déformation. Grange qui a effectué des mesures de coefficients de Lankford au niveau de la zone de striction après rupture d'éprouvettes de traction, obtient des valeurs très proches de celle mesurées au cours de l'essai. D'autre part (Chan et Koss, 1983) montrent, pour une sollicitation uniaxiale réalisée sur différents alliages de titane, que plus Lk est important en début de plasticité (déformation dans la direction N difficile), plus il reste constant au cours de la déformation.

L'anisotropie des Lk^p de l'étude mesurée entre 0,5 et 10% de déformation plastique est cohérente avec l'anisotropie des Lk^p résultants de diverses études de la littérature (Allais et al., 1995; Dexet, 2006; Xu et al., 2008; Mahmood et al., 1989; Robinet, 1995; Doan, 2009; Grange, 1998; Lebensohn et Tomé, 1993; Murty et al., 1994)(figure 3.21).

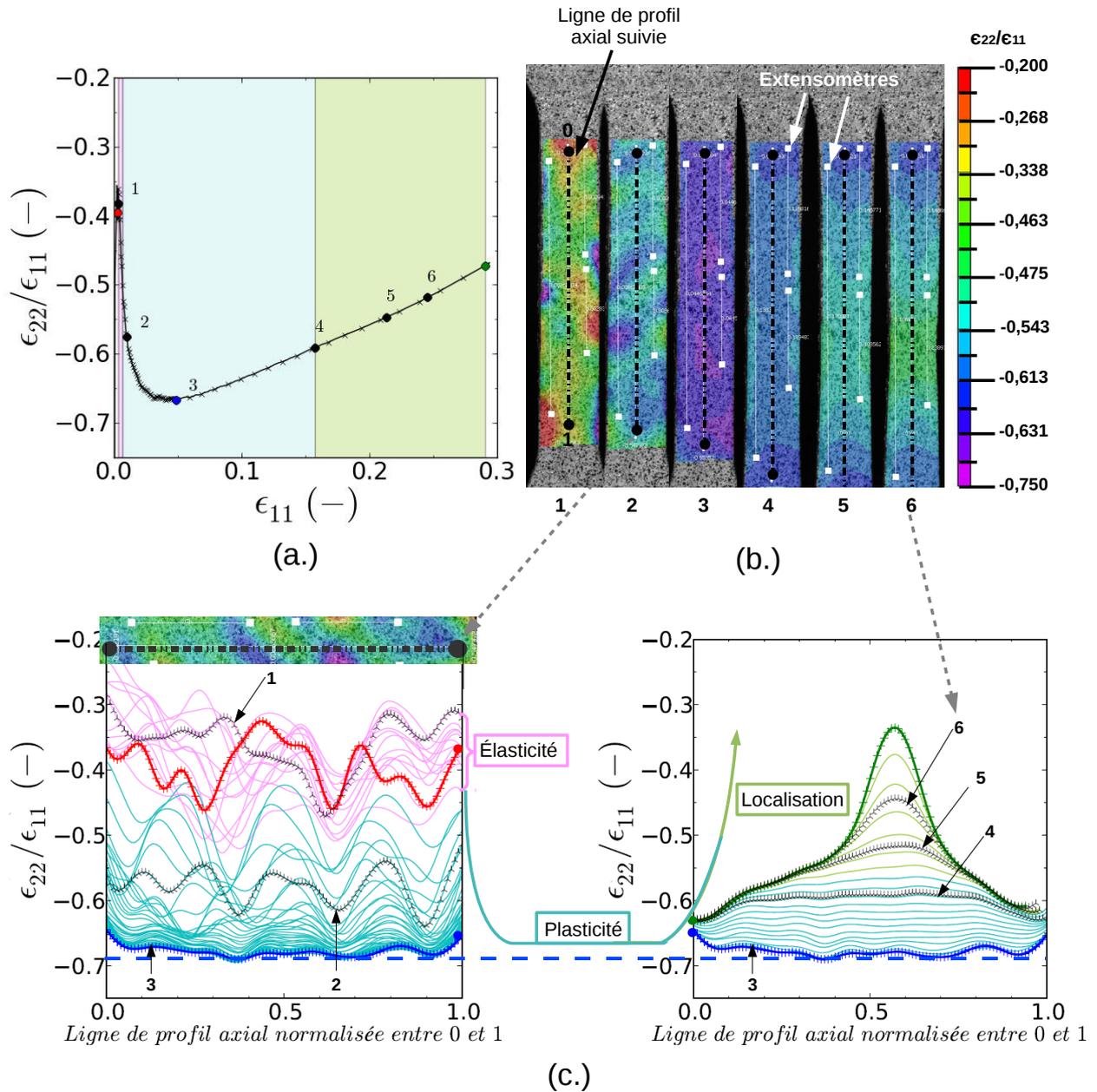
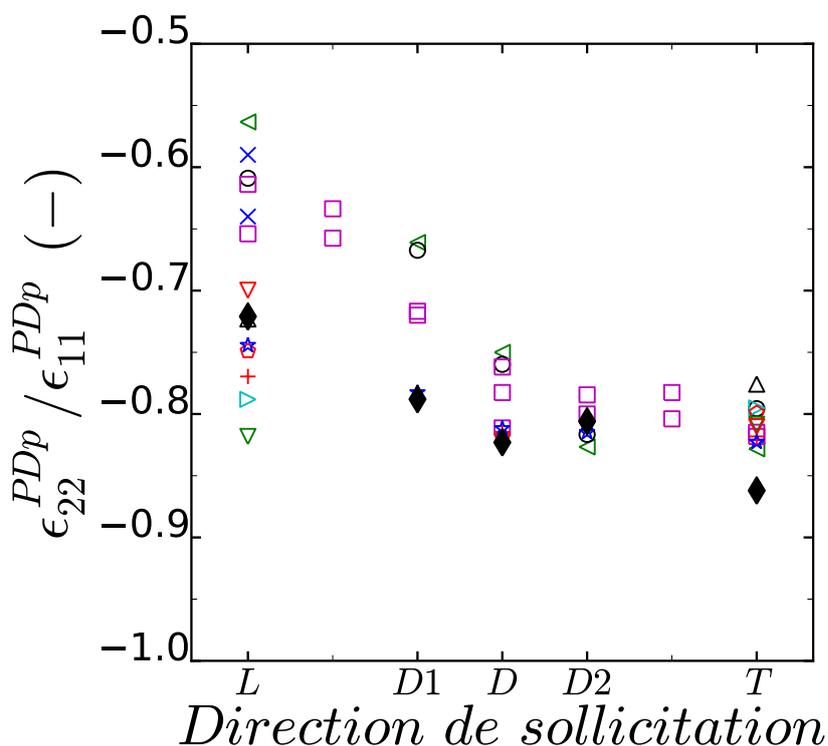


FIGURE 3.20: (a.) Évolution du rapport $\epsilon_{22}/\epsilon_{11}$ moyennée sur toute la zone utile au cours de la déformation pour l'essai de traction dans la direction L à 20°C et 1s^{-1} (b.) Champs $\epsilon_{22}/\epsilon_{11}$ sur la partie utile de l'éprouvette à différents instants de l'essai matérialisés sur la figure (a.); (c.) Évolution du rapport $\epsilon_{22}/\epsilon_{11}$ au cours de la déformation suivant une ligne de profil axial de la partie utile de l'éprouvette dont la distance est normalisée entre 0 et 1



| <i>Référence - Alliage - Géométrie - Vitesse</i> | |
|--|---|
| ◆ ◆ | <i>Résultats de notre étude - Zircaloy-4 RX - tôle - $V=1 \text{ s}^{-1}$</i> |
| ◁ ▷ | <i>(Allais et al., 1995) - Zirconium grade 702 RX - tôle - $V=2,8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$</i> |
| ○ ○ | <i>(Dexet, 2006) - Zirconium grade 702 - cylindre - $V=4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$</i> |
| □ □ | <i>(Fundenberg et al., 1997) - Zircaloy Hf - inconnue - 5 mm/min</i> |
| △ △ | <i>(Xu et al., 2008) - Zircaloy-2 - DogBone - inconnue</i> |
| ▷ ▷ | <i>(Mahmood et Murty, 1989) - Zircaloy-4 RX - tôle - inconnue</i> |
| × × | <i>(Robinet, 1995) - Zircaloy-4 RX - tube - $V=6,6 \cdot 10^{-4}$ et 10^{-7} s^{-1}</i> |
| ◇ ◇ | <i>(Doan, 2009) - Zircaloy-4 RX - tôle - $V=1 \cdot 10^{-4}$</i> |
| + + | <i>(Grange, 1998) - Zircaloy-4 RX - tôle - $V=1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$</i> |
| ☆ ☆ | <i>(Lebensohn et al., 1993) - Zircaloy-4 RX - cylindre - inconnue</i> |
| ▽ ▽ | <i>(Murty et al., 1994) - ZrNb0,3% - inconnue - inconnue</i> |
| ▽ ▽ | <i>(Murty et al., 1994) - ZrNb1% RX - inconnue - inconnue</i> |

FIGURE 3.21: Évolution du rapport $\epsilon_{22}^{pPD} / \epsilon_{11}^{pPD}$ avec l'angle de sollicitation lors d'un essai de traction à 20°C pour différents alliages de zirconium : comparaison avec les essais de l'étude.

Synthèse

Le comportement mécanique en traction peut être scindé en plusieurs stades distincts.

- L'élasticité. Elle est considérée comme isotrope à 20°C et 250°C : le module de Young et le coefficient de Poisson sont indépendants de la direction de sollicitation.*
 - L'entrée en plasticité. Elle est considérée comme étant anisotrope, la contrainte $R_p^{0,2}$ et le rapport des déformations Lk^P dépendent de la direction de sollicitation.*
 - L'écrouissage. Il est considéré comme étant anisotrope. Dans ce cas l'anisotropie du taux d'écrouissage est antagoniste à celle de la limite d'écoulement initiale $R_p^{0,2}$. D'autre part ce régime peut être également séparé en deux stades dont les limites sont exprimées en niveau de déformation ϵ_{11}^P .*
 - Stade 1 ($\epsilon_{11}^P < 2\%$) : le taux d'écrouissage est important et diminue fortement avec la déformation. Son anisotropie est sévère.*
 - Stade 2 ($\epsilon_{11}^P > 2\%$) : le taux d'écrouissage est constant et faible, et son anisotropie est bien moins marquée.*
-

3.2.1.4 Étude de la dépendance à la vitesse de déformation

Au premier ordre, l'anisotropie mise en évidence précédemment présente les mêmes tendances pour les différentes vitesses de sollicitation et températures étudiées. Cependant, au second ordre de l'analyse, une légère dépendance de l'anisotropie à ces deux conditions est observée.

De plus, si l'anisotropie n'est que faiblement impactée par la vitesse de sollicitation, en revanche le niveau de contrainte moyen pour un même niveau de déformation évolue de façon significative pour toutes les directions avec cette dernière et la température. Il est donc nécessaire de caractériser la viscosité du comportement si l'on désire développer un modèle valide dans toute la gamme de vitesse et de température exploitée.

Dans un premier temps, la relation entre la contrainte, la vitesse de déformation et la température est étudiée en se basant principalement sur la direction de référence L. Puis dans un second temps les cinq directions étudiées seront considérées.

Tendances générales

Sur la figure 3.22, les courbes contrainte-déformation plastique sont présentées en fonction de la vitesse de déformation pour les essais de traction dans la direction L. Trois tendances générales se distinguent. À déformation égale :

- la contrainte est plus élevée à T0 qu'à T1 quelle que soit la vitesse de sollicitation ;
- plus la vitesse de sollicitation est importante plus la contrainte est importante ;
- la sensibilité à la vitesse de déformation est différente pour les deux températures.

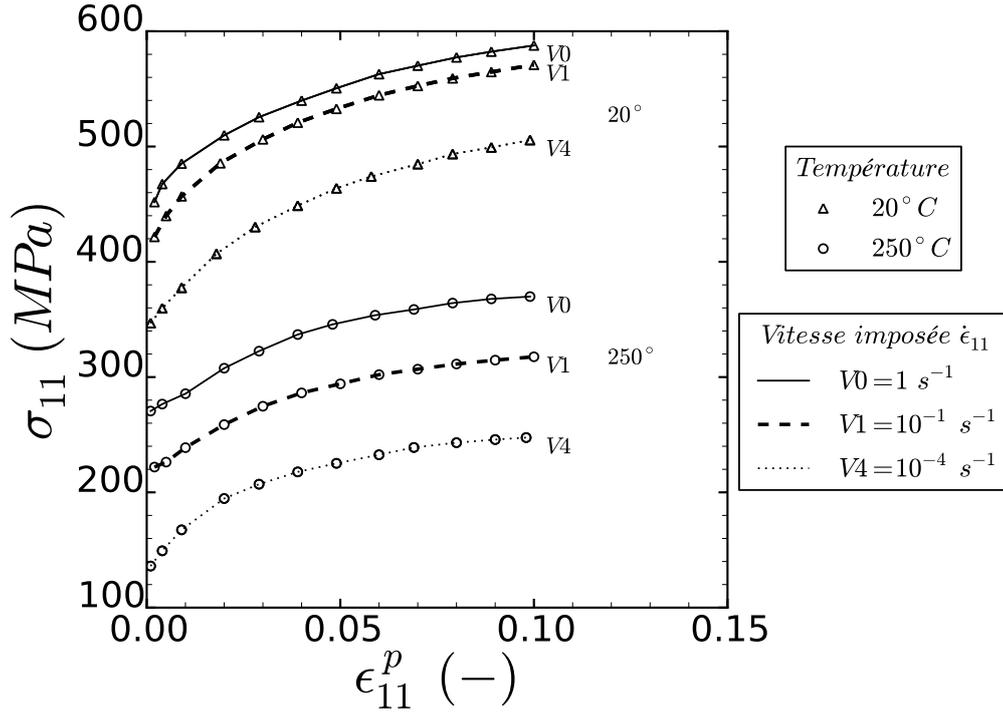


FIGURE 3.22: Courbes de traction suivant la direction L à différentes vitesses de sollicitation et différentes températures

Sensibilité de l'écroutissage à la température et à la vitesse de déformation

Sur la figure 3.23, les écarts de contrainte entre les deux températures considérées (20°C et 250°C) et à vitesse de déformation égale sont tracés en fonction de la déformation plastique. Quelque soit la vitesse de sollicitation, les écarts augmentent avec la déformation plastique, ce qui signifie que les amplitudes d'écroutissage absolues diffèrent entre T0 et T1. Pour quantifier ces différences, l'augmentation de contrainte au cours de l'écroutissage est reportée pour tous les essais de traction réalisés sur la figure 3.24.

- L'écroutissage absolu est plus important à T0 qu'à T1. Néanmoins, en pondérant la valeur de l'augmentation de contrainte par le $Rp^{0,2}$, l'écroutissage relatif est en fait plus important à T1 qu'à T0 comme illustré dans le tableau 3.3. Afin d'évaluer l'évolution de l'écroutissage en fonction de la température et de la vitesse, introduisons tout d'abord les quantités suivantes :

$$Ecroutissage\ absolu = Rp^{10} - Rp^{0,2}, \quad (3.36)$$

$$Ecroutissage\ relatif = \frac{Rp^{10} - Rp^{0,2}}{Rp^{0,2}}. \quad (3.37)$$

- Plus la vitesse de sollicitation est faible plus les écroutissages relatif et absolu sont importants et ce quelle que soit la température.

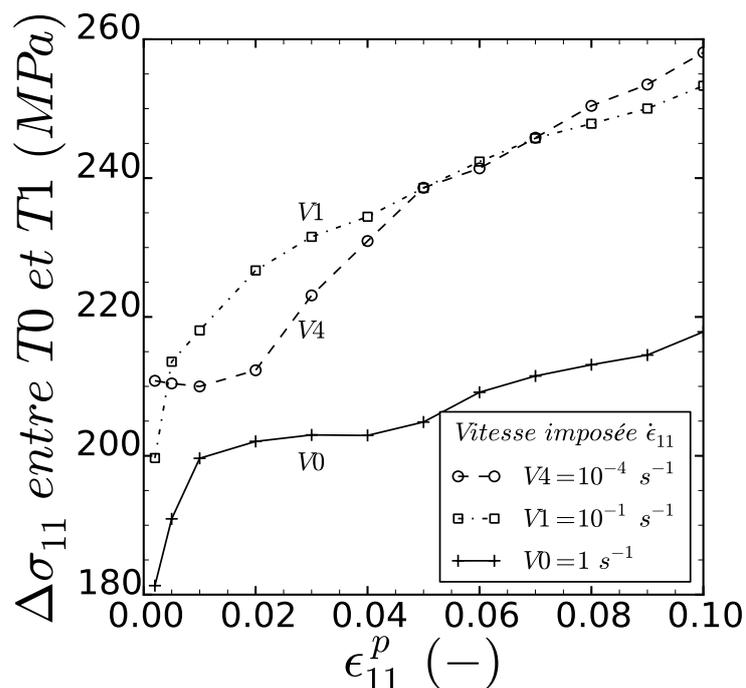


FIGURE 3.23: Évolution de l'écart de contrainte entre T0 et T1 à vitesse de déformation fixée au cours de l'écroissage pour les essais de traction réalisés suivant la direction L

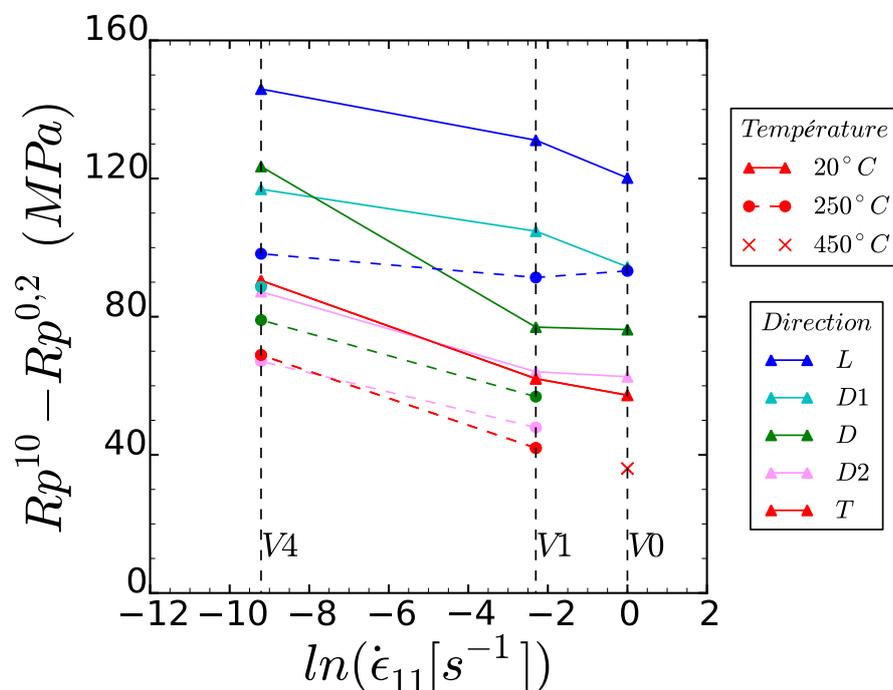


FIGURE 3.24: Influence de la température et de la vitesse de sollicitation sur l'augmentation de la contrainte entre 0,2 et 10% de déformation plastique

| | <i>L</i> | | <i>T</i> | |
|----|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | <i>T0</i> | <i>T1</i> | <i>T0</i> | <i>T1</i> |
| V0 | 0,3 | | 0,12 | |
| V1 | 0,35 | 0,43 | 0,14 | 0,19 |
| V4 | 0,44 | 0,81 | 0,28 | 0,48 |

TABLE 3.3: Écrouissage relatif : $(Rp^{10} - Rp^{0,2})/Rp^{0,2}$ pour les directions L et T pour les différentes conditions d'essais

Sensibilité de la contrainte à la vitesse d'écoulement

Si l'écrouissage est dépendant de la vitesse de sollicitation, il faut alors s'attendre à une évolution de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de sollicitation au cours de l'essai. Cette prévision est confirmée sur les figures 3.25 (a.) et (b.) à T0 et à T1 quel que soit le niveau d'écrouissage. Le paramètre de sensibilité associé est noté m_0 et correspond à la pente moyenne des courbes de la figure 3.25.

$$m_0 = \frac{\Delta(\ln(\dot{\epsilon}_{11}^p))}{\Delta(\ln(\sigma_{11}))} \quad (3.38)$$

Ces droites s'interprètent sous la forme d'une dépendance en loi puissance : $\dot{\epsilon}^p = A\sigma^{m_0}$. Dans la suite, pour évaluer les valeurs de m_0 à partir des données expérimentales nous considérons que $\dot{\epsilon}^p = \dot{\epsilon}$.

→Évolution de m avec la vitesse de déformation

La pente évolue très légèrement avec la vitesse de sollicitation. À T0, m_0 est un peu plus élevée entre V0 et V1 qu'entre V1 et V4, ce qui est en accord avec les résultats de la littérature montrant qu'à T0 et T1, la sensibilité est positive (Thorpe et Smith, 1978; Robinet, 1995; Geyer, 1999; Lee et al., 2007). En revanche, à T1, m_0 est sensiblement moins élevé entre V0 et V1 qu'entre V1 et V4. Cette incohérence est imputée aux incertitudes de mesures sur la contrainte dues aux gradients de température rencontrés. Néanmoins, l'évolution de m_0 avec la vitesse de déformation reste anecdotique ce qui est en accord avec les observations de (Robinet, 1995). Cet auteur montre, que la viscosité est non-linéaire pour les faibles vitesses de déformation (inférieures à $10^{-4} s^{-1}$) et semble tendre vers une certaine linéarité pour les vitesses de déformation supérieures à $10^{-4} s^{-1}$ (cf. figure 3.26). Nous observons que la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est quasiment

linéaire dans la gamme de conditions de vitesses de déformation des essais de l'étude (1 s^{-1} à 10^{-4} s^{-1}). Dans la suite de cette étude, pour simplifier l'analyse, les pentes entre V0 et V1 seront considérées égales aux pentes entre V1 et V4.

→ *Évolution de m avec l'écroutissage*

Le paramètre m_0 moyen entre V0 et V4 augmente avec la déformation. Globalement, il est 3 fois plus important à T0 qu'à T1 comme illustré sur la figure 3.27 pour la direction L. À T0 (T1), il vaut 35 (14) à 0,2 % de déformation plastique et augmente pour atteindre 60 (20) à 10% de déformation plastique. Pour résumer, la contrainte d'écoulement est plus sensible à la vitesse de déformation à T0 qu'à T1 et cette sensibilité croît avec l'écroutissage.

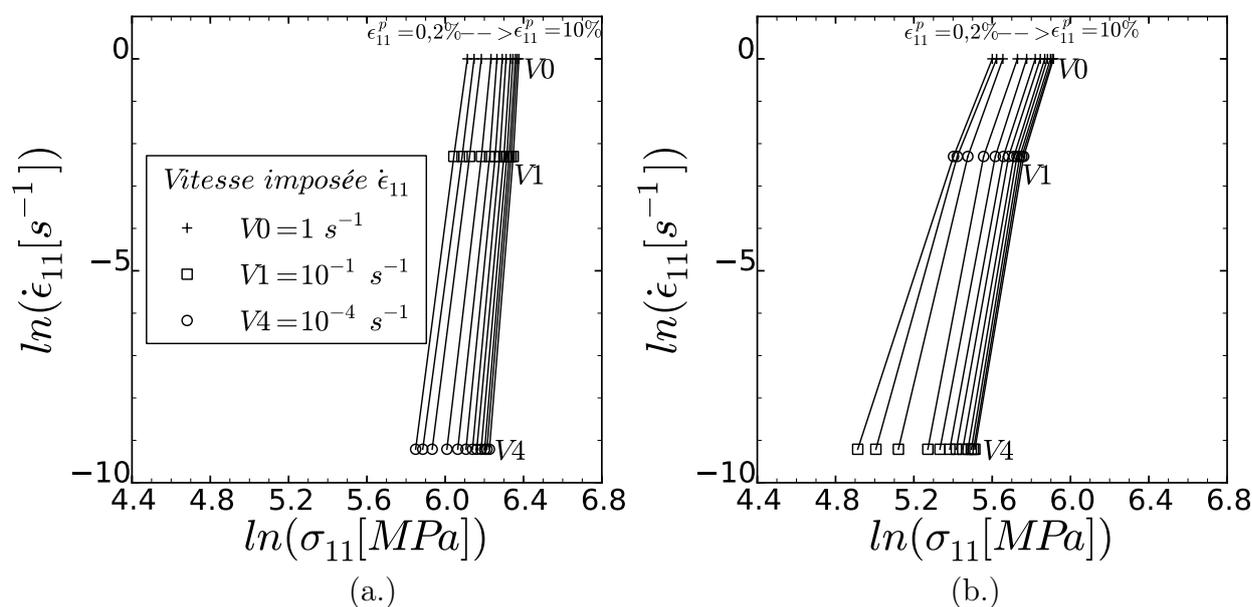


FIGURE 3.25: Évolution de la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation : application à la direction L. $\ln(\dot{\epsilon}_{11})$ en fonction de $\ln(\sigma_{11})$ pour 0,2, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9 et 10 % de déformation plastique à (a.) 20°C et (b.) 25°C

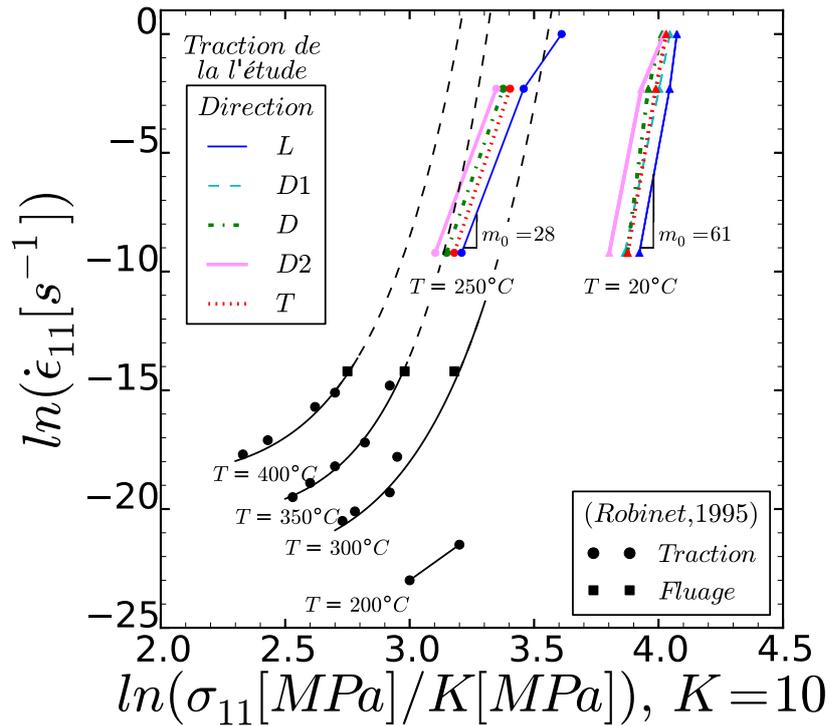


FIGURE 3.26: Comparaison de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation avec les mesures de (Robinet, 1995) ; la contrainte est divisée par 10 afin de comparer nos résultats à ceux de (Robinet, 1995)

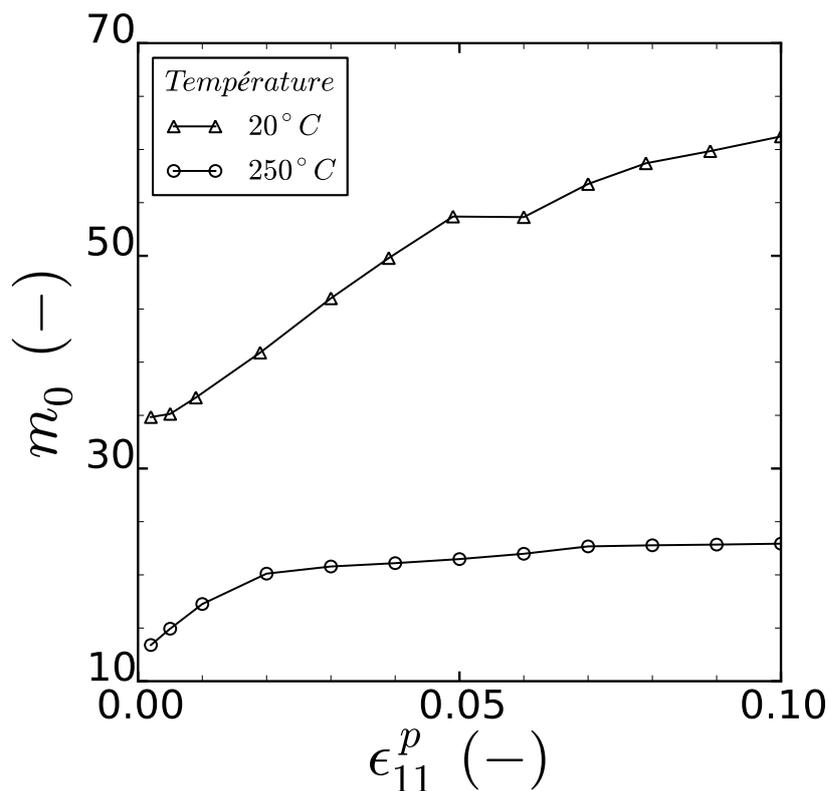


FIGURE 3.27: Évolution de m_0 au cours de la déformation plastique mesurée entre les essais à 1 et 10^{-4} s^{-1} à 20 et 250°C pour des essais de traction suivant la direction L

Viscosité : influence de la direction de sollicitation

Dans cette partie, l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'anisotropie en déformation et en contrainte est étudiée.

→ *Étude de la sensibilité de l'anisotropie de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation*

Afin d'analyser la sensibilité de la contrainte à la vitesse de sollicitation dans toutes les directions explorées, la vitesse de déformation est tracée en fonction de la contrainte à 0,2 et 10% de déformation plastique pour L, D, D1, D2 et D (figure 3.28 (a.)). Globalement, les mêmes tendances sont observées quelles que soient les directions. Sur la figure 3.28 (b.), le paramètre de sensibilité m_0 moyen entre V0 et V4 est tracé en fonction de la déformation plastique. À T1, m_0 est quasiment isotrope. À T0, m_0 peut être considéré comme isotrope en début de plasticité, en revanche les m_0 deviennent différents en fonction de la direction de sollicitation au cours de l'écroutissage.

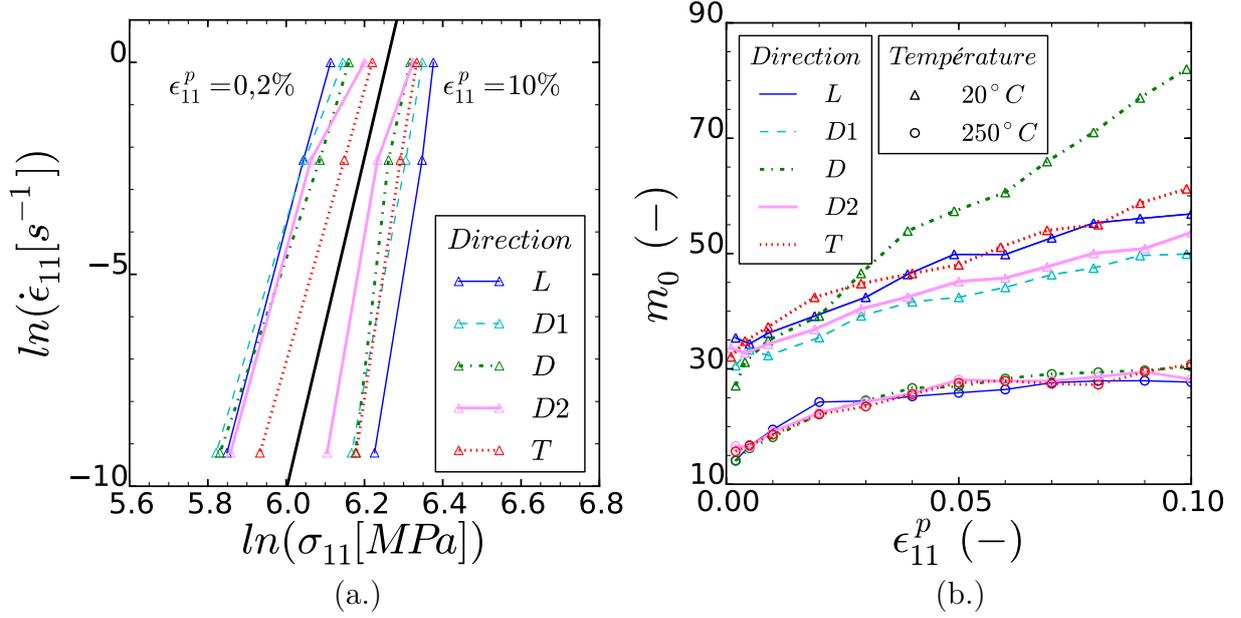


FIGURE 3.28: (a.) Sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation à 0,2 et 10% de déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation à 20°C (b.) Évolution du m_0 au cours de la déformation plastique mesurée entre les essais à 10^{-1} et $10^{-4} s^{-1}$ à 20 et 250°C pour les différentes directions de sollicitation

→ *Effet de la viscosité sur l'anisotropie en contrainte*

La forme de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ observée à 20°C est qualitativement conservée à 250°C (cf. figure 3.29) et ce, pour toutes les vitesses de déformation explorées (cf. annexe C). Afin d'évaluer quantitativement l'anisotropie du $Rp^{0,2}$, l'écart relatif de $Rp^{0,2}$ entre L et les autres directions étudiées (équation 3.39) est calculé :

$$\text{Ecart relatif} = (Rp_L^k - Rp_i^k) / Rp_L^k, \quad i = D1, D, D2, T \quad \text{et} \quad k = 0,2, 10 \quad (3.39)$$

Les écarts relatifs calculés pour chaque condition d'essais sont reportés dans le tableau 3.4. Pour une vitesse et une direction données, l'écart relatif est toujours légèrement plus important à T1 qu'à T0. Ainsi le $Rp^{0,2}$ est légèrement plus anisotrope à 250°C qu'à 20°C.

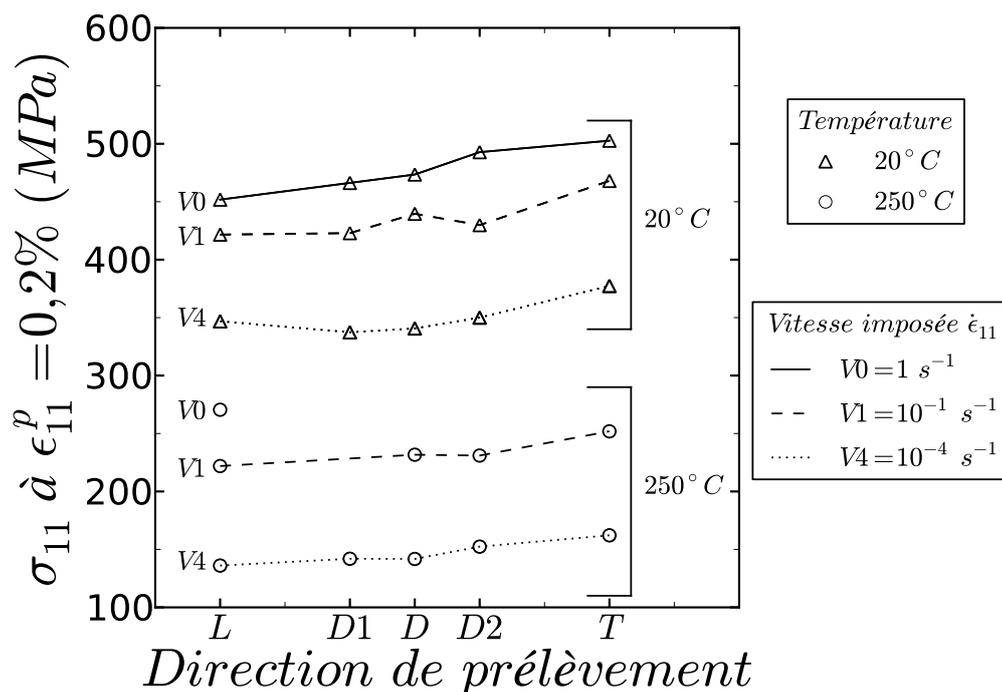


FIGURE 3.29: Quantification de l'anisotropie de contrainte à l'initiation de la plasticité : contrainte à 0,2% de déformation plastique (ϵ_{11}^p) lors d'essais de traction à 20°C et 250°C pour différentes vitesses de sollicitation $\dot{\epsilon}_{11}$

L'évolution de l'écouissage au cours de la déformation plastique est présentée sur la figure 3.30. Les tendances qualitatives observées à 20°C (cf. figure 3.13) concernant l'évolution de l'anisotropie de contrainte tout au long de l'écouissage sont également valables à 250°C (cf. figure 3.30; les représentations pour les autres conditions sont disponibles en annexe C). Néanmoins quelques petites différences peuvent être soulignées en comparant les taux d'écouissage à T0 et T1.

L'évolution du taux d'écouissage $d\theta^e$ avec la déformation à T1 pour une vitesse V4 est présentée sur la figure 3.31. Dans le Stade 1 ($\epsilon < 2\%$), La sévérité de l'anisotropie liée à $d\theta^e$ est moins importante à T1 qu'à T0 (cf. figure 3.15 pour T0). Cette tendance est vérifiée pour toutes les conditions de vitesses réalisées. Du fait de l'augmentation de la température d'essai, le crochet de traction observé suivant T et D2 est atténué à V1 et disparaît complètement à V4 comme illustré sur la figure 3.30 (b.) pour des essais à T1. Cette disparition semble cohérente, puisque le désencrage des atomes d'oxygène a priori moteur de l'apparition du crochet, est un mécanisme thermiquement activé. Finalement, en début de plasticité, l'anisotropie du taux d'écouissage est moins sévère que lorsque le crochet est marqué.

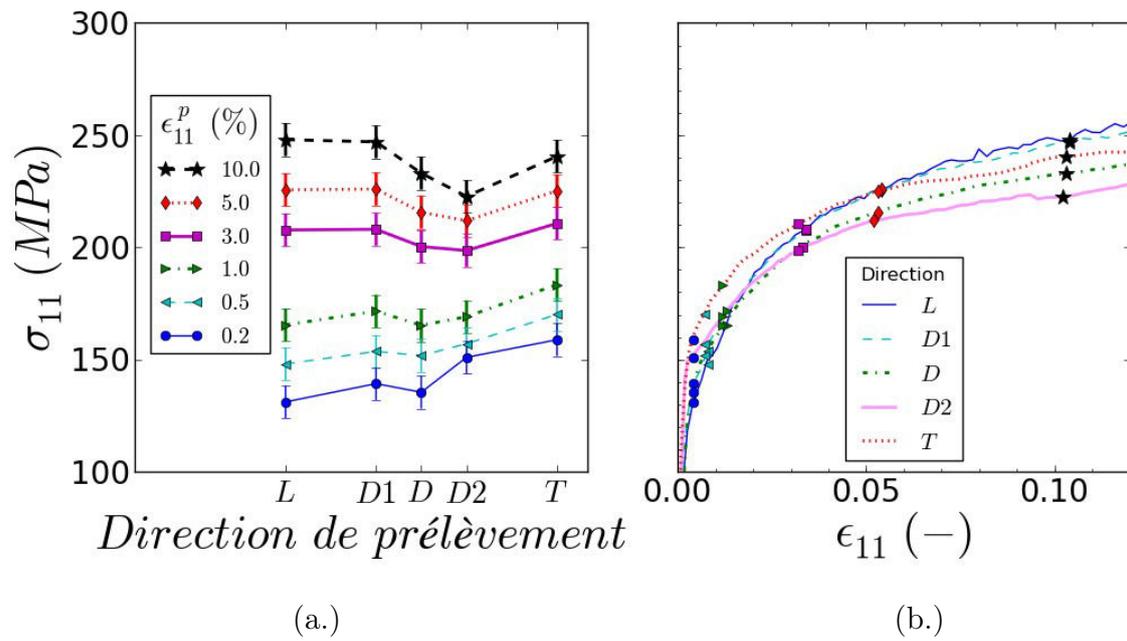


FIGURE 3.30: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'érouissage pour les essais de traction uniaxiale sur éprouvette plate à vitesse imposée de $10^{-4} s^{-1}$ réalisés à $250^\circ C$. (b.) Report des valeurs des contraintes mesurées figure (a.), sur la courbe contrainte/déformation

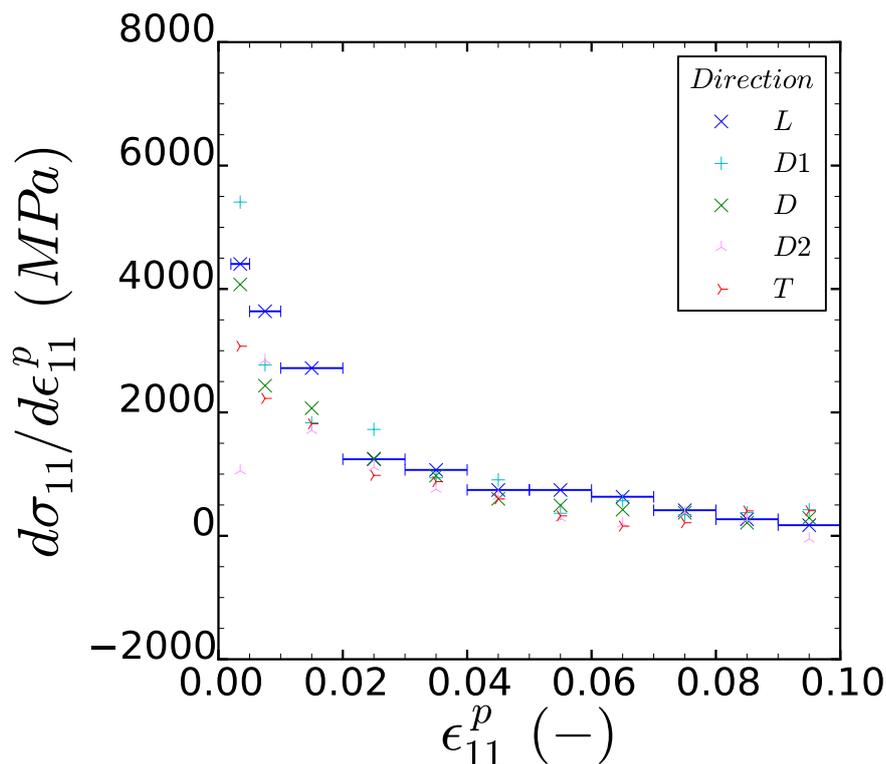


FIGURE 3.31: Éssais de traction à 250°C et à 10^{-4} s^{-1} : évolution du taux d'écroissage $d\theta^e$ au cours de la déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation étudiées ; le taux d'écroissage est calculé entre les bornes représentées par les barres bleues sur la courbe relative à la direction L

Pour terminer, la figure 3.32, permet de faire un bilan général de cette section en présentant les contraintes d'écoulement suivant les différentes directions de sollicitation divisées par la contrainte d'écoulement dans la direction L. L'anisotropie de contrainte à différents niveaux de déformation plastique (0,2, 0,5, 1, 2, 4, 6, 8 et 10%) est présentée et plusieurs conclusions peuvent en être tirées.

- En début de plasticité, de 0,2 à environ 2% de déformation plastique, l'anisotropie de contrainte est légèrement plus marquée à T1 qu'à T0
- Au delà de 2% de déformation plastique l'anisotropie de contrainte est pratiquement équivalente entre T1 et T0. Comme pour le $Rp^{0,2}$, les écarts relatifs de Rp^{10} entre la direction L et les autres directions tel que formulé par l'équation 3.39 sont calculés et reportés dans le tableau 3.5. Les écarts relatifs calculés sont similaires à T0 et T1 (comparaison pour une vitesse de déformation donnée et une direction donnée), et témoignent d'une anisotropie de contrainte faible à 10% de déformation plastique. Les valeurs sont accessibles.
- À partir de 4% de déformation plastique, le rapport de contrainte Rp_{D2}/Rp_L à T0 et V0 s'écarte significativement de ce même rapport obtenu pour toutes les autres conditions. Il pourrait en résulter des écarts importants lors de la comparaison entre

simulation et expérience pour cette direction spécifique D2.

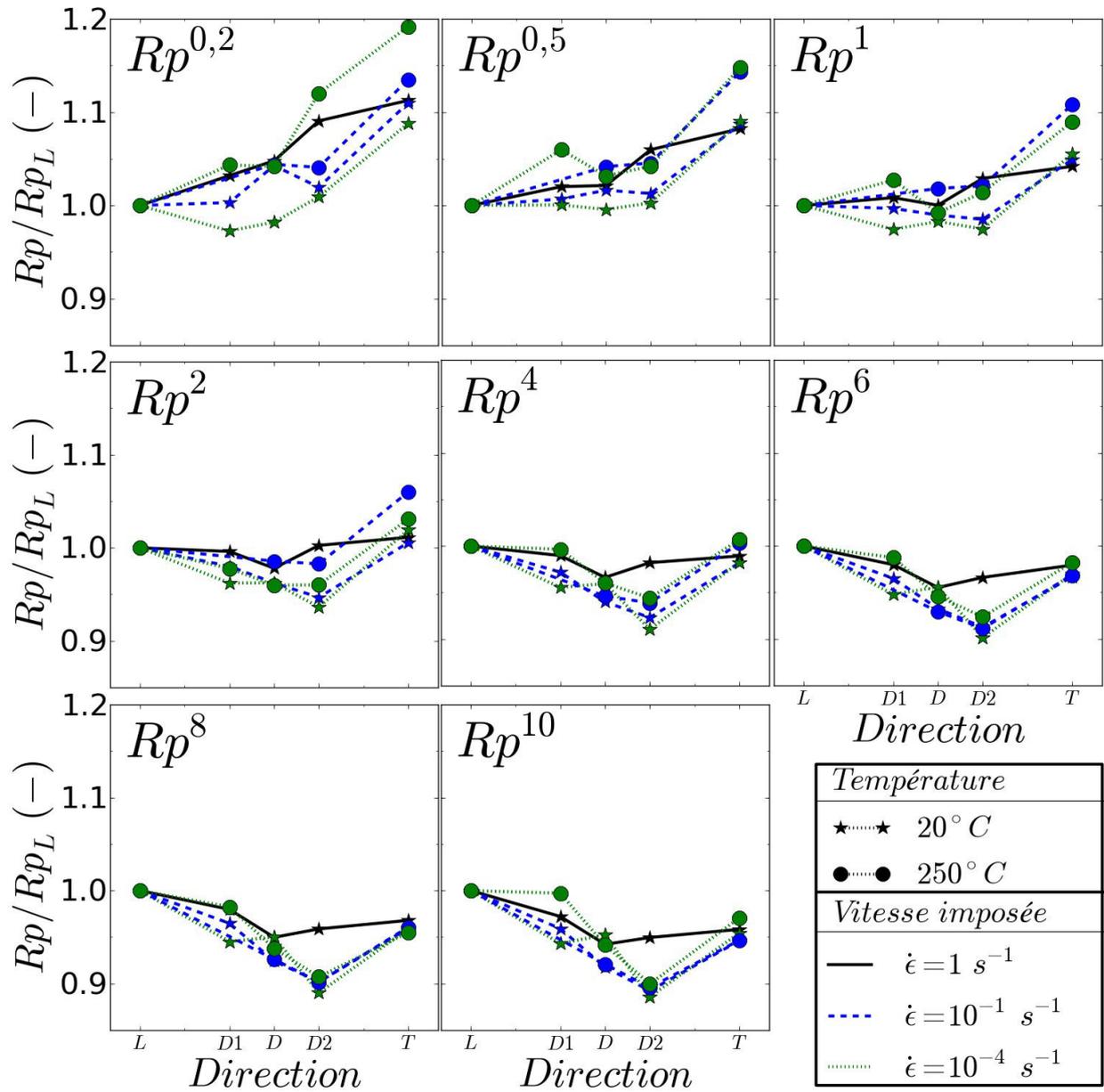


FIGURE 3.32: Évolution de l'anisotropie de contrainte, pour les différentes conditions d'essais de traction, au cours de l'écroutissage

Malgré quelques petites différences notées entre T0 et T1 d'autant plus exacerbées que la vitesse est faible, la forme de l'anisotropie de contrainte est conservée entre 20 et 250°C. (Al-lais et al., 1995; Dexet, 2006; Doan, 2009) constatent également qu'entre 20 et 250°C l'anisotropie de contrainte reste équivalente pour des essais de traction. (Geyer, 1999), observe que l'anisotropie de la surface de charge à 0,2 % de déformation plastique obtenue à

l'aide d'essais biaxiés sur tube est conservée entre 20 et 350°C (figure 3.33). Cette cohérence entre les essais uniaxiés et biaxiés permet d'avoir confiance dans l'hypothèse d'utiliser seulement des essais simples de traction pour identifier les paramètres anisotropes du modèle. D'autre part, ces résultats sont encourageants pour la transférabilité de la loi de comportement de la tôle vers le tube, géométrie d'application des crayons combustibles REP.

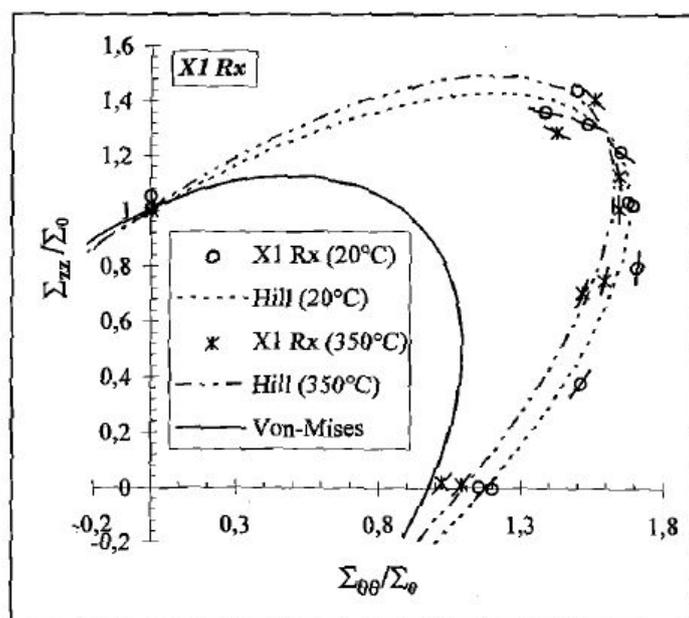


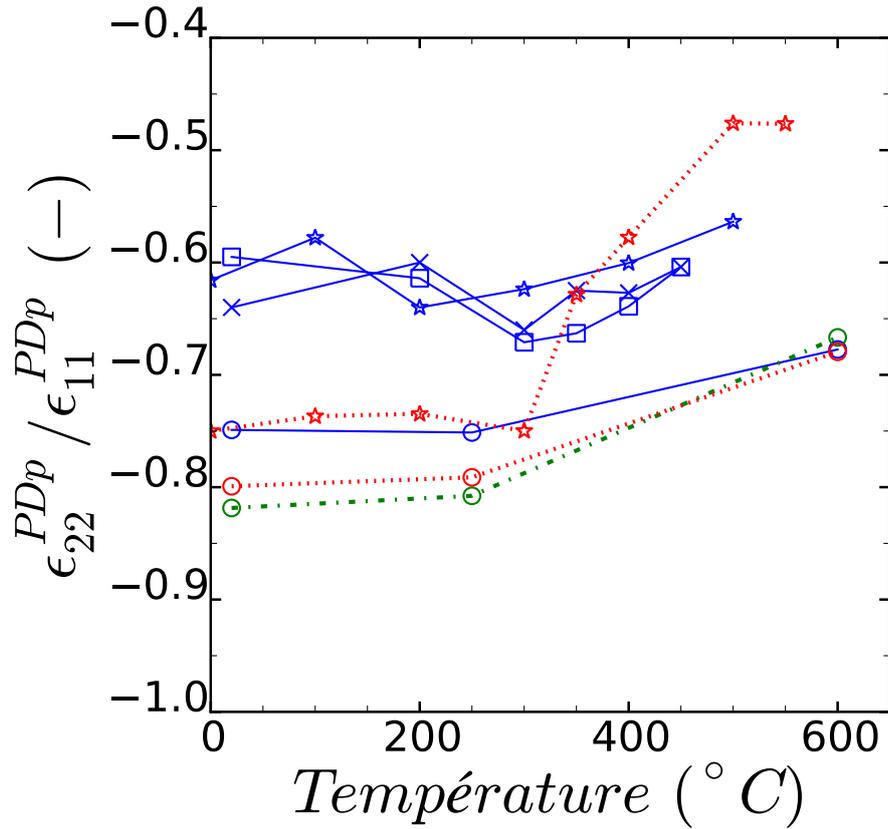
FIGURE 3.33: Surface de charge pour un offset de 0,0002 normée par la contrainte d'écoulement Σ_0 en traction uniaxiale à 20 et 350°C (Geyer, 1999)

→ *Effet de la viscosité sur l'évolution de l'anisotropie en déformation*

Les rapports $\epsilon_{22}^{PDp}/\epsilon_{11}^{PDp}$ de l'étude évoluent légèrement avec les conditions de sollicitation (température et vitesses de sollicitation) comme l'illustre la figure 3.35 (a.) et (b.). Sur la figure 3.34 les rapports $\epsilon_{22}^{PDp}/\epsilon_{11}^{PDp}$ tirés de la littérature (Robinet, 1995; Murty et Charit, 2006; Doan, 2009) sont reportés en fonction de la température. La valeur du coefficient reste stable de la température ambiante jusqu'à environ 300°C ce qui est cohérent avec les résultats de la présente étude. Au delà de cette température, les rapports $\epsilon_{22}^{PDp}/\epsilon_{11}^{PDp}$ semblent diminuer, témoignant d'une réduction d'anisotropie de déformation pouvant être rapprochée à un changement de mécanisme de déformation.

En conclusion, l'anisotropie de déformation n'est pas impactée par la température ou la vitesse de déformation dans la gamme des conditions étudiées, soit :

- $20^\circ\text{C} < T < 300^\circ\text{C}$
- et $10^{-4} \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1}$.



| | <i>Direction</i> | <i>Référence</i> | <i>Alliage</i> | <i>Géométrie</i> | <i>Vitesse</i> |
|-------|------------------|------------------|----------------|--------------------|--------------------------------------|
| ×—× | L | (Robinet, 1998) | Zircaloy-4 | RX - tube | $V=6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ |
| □—□ | L | (Robinet, 1998) | Zircaloy-4 | RX - tube | $V=6,6 \cdot 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ |
| ○—○ | L | (Doan, 2009) | Zircaloy-4 | RX - tôle | $V=10^{-4,2,1} \text{ s}^{-1}$ |
| ⊙—⊙ | D | (Doan, 2009) | Zircaloy-4 | RX - tôle | $V=10^{-4,2,1} \text{ s}^{-1}$ |
| ⊙...⊙ | T | (Doan, 2009) | Zircaloy-4 | RX - tôle | $V=10^{-4,2,1} \text{ s}^{-1}$ |
| ★—★ | L | (Murty, 2006) | Zircaloy-4 | cold-worked - tube | inconnue |
| ★...★ | T | (Murty, 2006) | Zircaloy-4 | cold-worked - tube | inconnue |

FIGURE 3.34: Évolutions du rapport de déformation $\epsilon_{22}^{PDp} / \epsilon_{11}^{PDp}$ en fonction de la température issues de différentes références bibliographiques

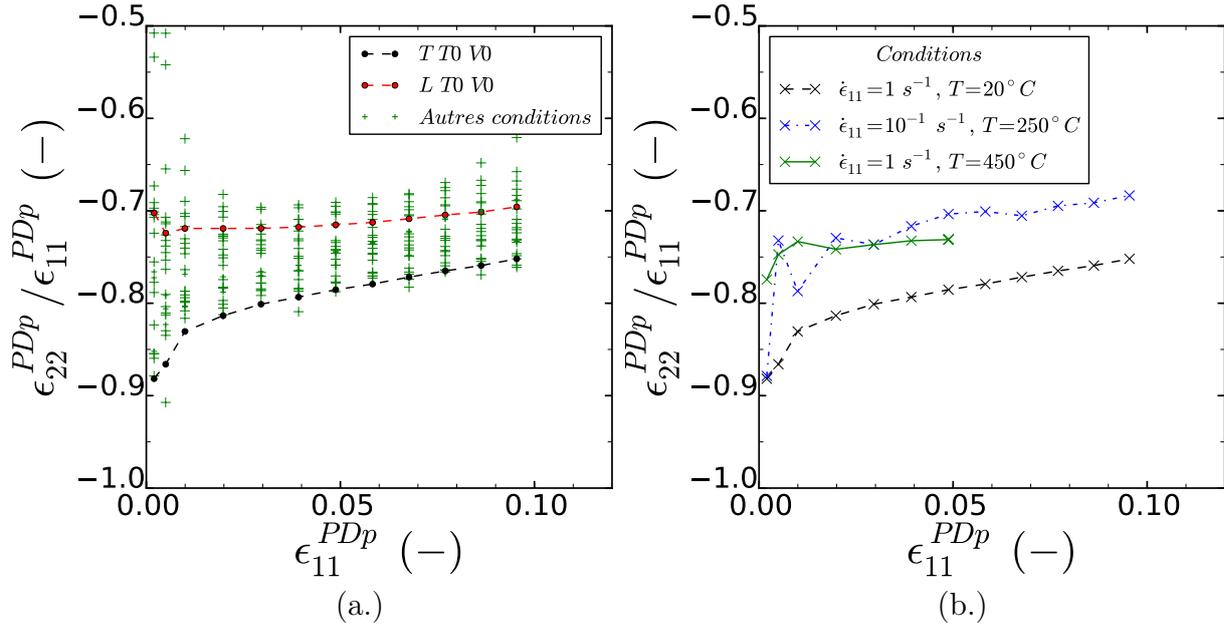


FIGURE 3.35: (a.) Évolution du rapport $\epsilon_{22}^{PDp} / \epsilon_{11}^{PDp}$ pour tous les essais de traction réalisés
 (b.) Comparaison du rapport $\epsilon_{22}^{PDp} / \epsilon_{11}^{PDp}$ dans la direction de sollicitation T à différentes températures

| | $Rp_L^{0,2} - Rp^{0,2}$ (MPa) ($(Rp_L^{0,2} - Rp^{0,2}) / Rp_L^{0,2}$ (%)) | | | | |
|----|---|------------|------------|-------------|-------------|
| | T0 | | | T1 | |
| | V0 | V1 | V4 | V1 | V4 |
| D1 | -14 (-3,1) | -1 (-0,2) | 10 (2,9) | - | -6 (4,4) |
| D | -21 (-4,7) | -18 (-4,3) | 6 (1,7) | -10 (-4,3) | -6 (4,4) |
| D2 | -41 (-9,1) | -8 (-1,9) | -3 (-0,9) | -9 (-3,9) | -16 (-11,8) |
| T | -51 (-10,1) | -47 (-9,9) | -31 (-8,1) | -30 (-11,9) | -29 (-16,9) |

TABLE 3.4: Table des écarts de $Rp^{0,2}$ entre les directions de sollicitation

| | $Rp_L^{10} - Rp^{10}$ (MPa) ($(Rp_L^{10} - Rp^{10})/Rp_L^{10}$ (%)) | | | | |
|----|--|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | T0 | | | T1 | |
| | V0 | V1 | V4 | V1 | V4 |
| D1 | 17 (2,9) | 23 (5,7) | 29 (5,7) | - | 1 (0,4) |
| D | 34 (5,8) | 47 (8,2) | 24 (4,7) | 26 (8,2) | 15 (6,0) |
| D2 | 30 (5,7) | 62 (10,8) | 58 (11,4) | 34 (10,7) | 25 (10,1) |
| T | 25 (4,2) | 31 (5,4) | 23 (4,6) | 17 (5,3) | 7 (2,9) |

TABLE 3.5: Table des écarts de Rp^{10} entre les directions de sollicitation

Synthèse

La viscosité du comportement en traction dans la gamme de conditions étudiées est caractérisée par :

- une augmentation de la contrainte d'écoulement avec la vitesse de sollicitation ;
- une évolution quasiment linéaire de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation ;
- une diminution de l'écrouissage (relatif et absolu) avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation.

La température fait évoluer le comportement général.

- La contrainte d'écoulement diminue entre T0 et T1 pour une vitesse de déformation donnée. Cette diminution est non constante au cours de l'écrouissage et est de l'ordre de 200 à 250 MPa.
- L'écrouissage relatif est plus important à T1 qu'à T0.
- Une diminution de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est observée entre T0 et T1.

La température ne joue pas sur la forme de l'anisotropie de déformation et de contrainte. En revanche, à T1 l'amplitude relative de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ et celle de l'augmentation de la contrainte d'écoulement au cours de l'écrouissage sont très légèrement supérieures par rapport à celles mesurées à T0.

3.2.2 Essais de cisaillement

Grâce aux essais de traction, le comportement en sollicitation uniaxiale de la tôle a pu être caractérisé. Cependant deux points n'ont pas pu être étudiés : d'une part le développe-

ment des déformations dans la direction 12, indépendantes des déformations dans les directions 11, 22 et 33 (repère de l'essai); d'autre part, l'inversion du sens de sollicitation qui permet d'appréhender l'évolution des contraintes internes et cinématiques. Les essais de cisaillement cyclique permettent de remédier à ces manques.

3.2.2.1 Chargements complexes

Les courbes contrainte-déformation des essais de cisaillement cyclique réalisés dans les directions D et T sont respectivement présentées sur les figures 3.36 (a.) et (b.). Bien que les conditions de chargement soient les mêmes pour les deux directions, les deux courbes sont très différentes. Les jeux associés au montage de cisaillement n'assurent pas la reproductibilité du chargement que l'on souhaite imposer à l'éprouvette. À titre d'illustration, la vitesse de déformation en cisaillement imposée est différente d'un essai à l'autre comme le montre les figures 3.38 (a.) et (b.). Dans ces conditions, il est impossible de comparer les essais entre eux. D'autre part, pour un essai donné :

- les cycles ne sont pas symétriques autour de zéro ni en contrainte ni en déformation comme illustré sur les figures 3.37 (a.) et (b.);
- les déformations ϵ_{11} et ϵ_{22} , ne sont pas négligeables par rapport à ϵ_{12} (cf. figures 3.39 (a.) et (b.)).

Le chargement ne peut pas être considéré comme du cisaillement pur.

En résumé, les données expérimentales ne permettent pas de caractériser les paramètres fondamentaux du cisaillement dans chaque directions puisque le chargement est plus complexe. Néanmoins, les données pourront être utilisées pour calibrer certains paramètres du modèle.

Toutefois, deux essais cycliques effectués dans les directions D1 et D2 présentent des déformations ϵ_{11} et ϵ_{22} inférieures à 5% de la valeur de la déformation de cisaillement ϵ_{12} . Elles peuvent alors être considérées comme négligeables et l'on fait l'hypothèse que ces essais peuvent être interprétés comme des essais de cisaillement pur.

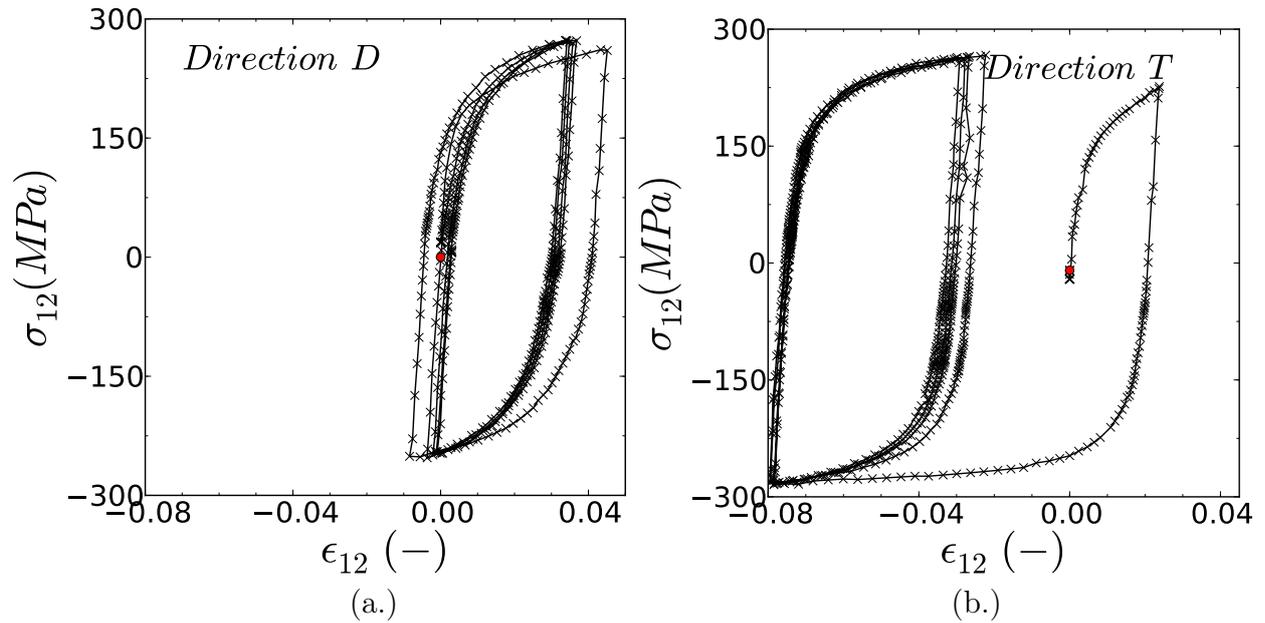


FIGURE 3.36: Courbe contrainte-déformation d'un essai de cisaillement cyclique réalisé à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T

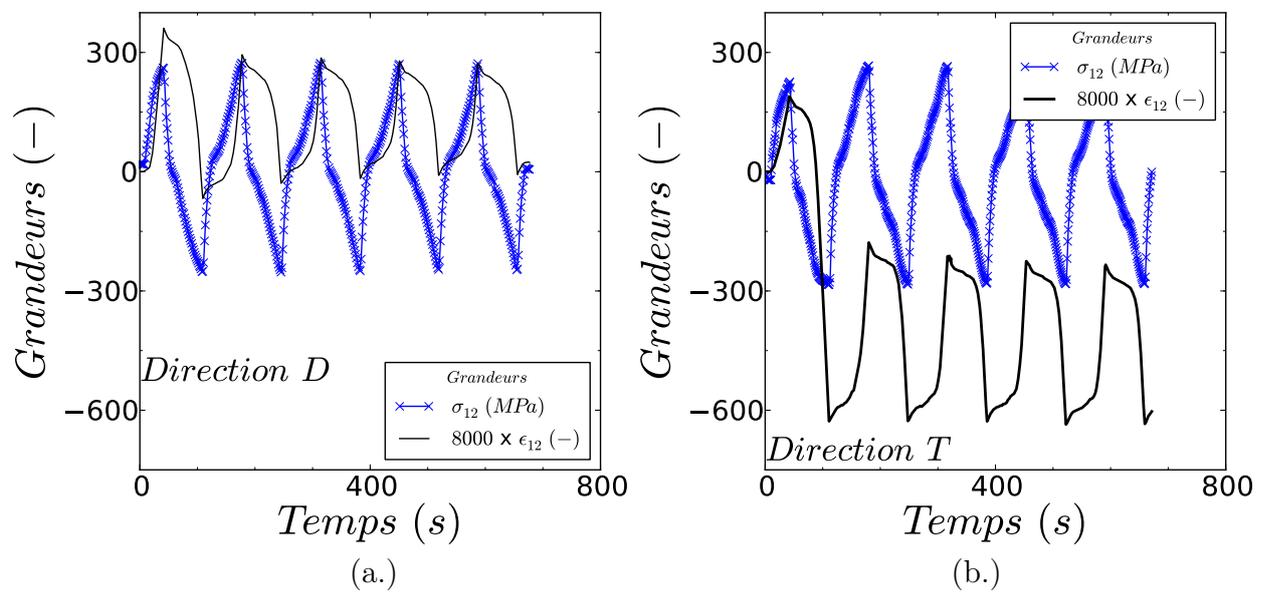


FIGURE 3.37: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T : évolution de σ_{12} et $\epsilon_{12} \times 8000$ au cours du temps

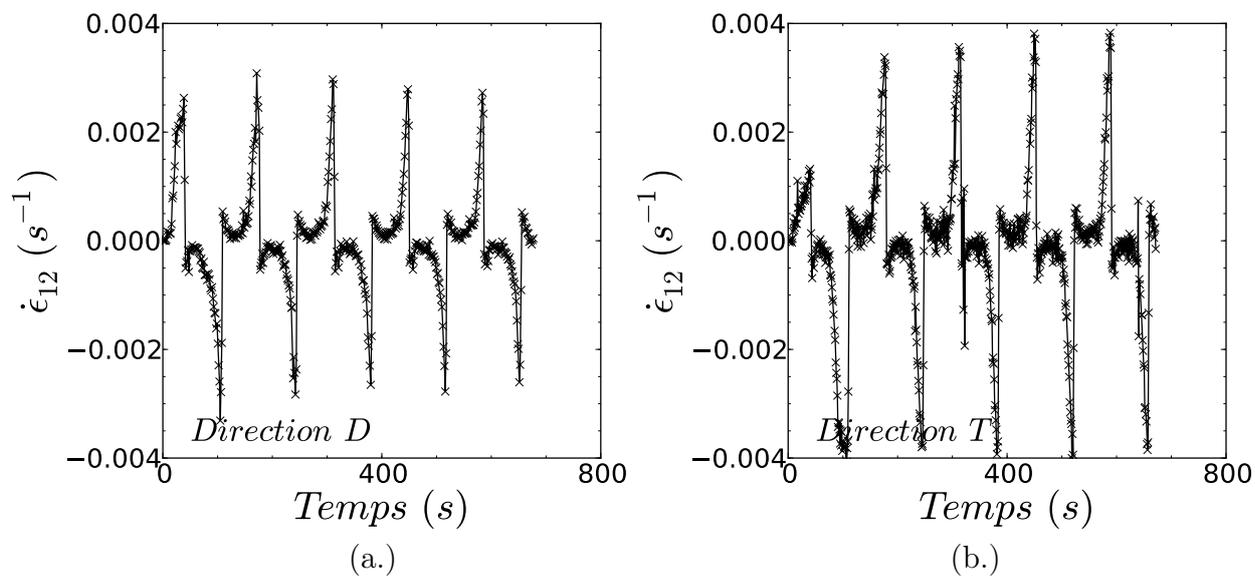


FIGURE 3.38: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T : évolution de la vitesse de déformation dans la direction 12 au cours du temps

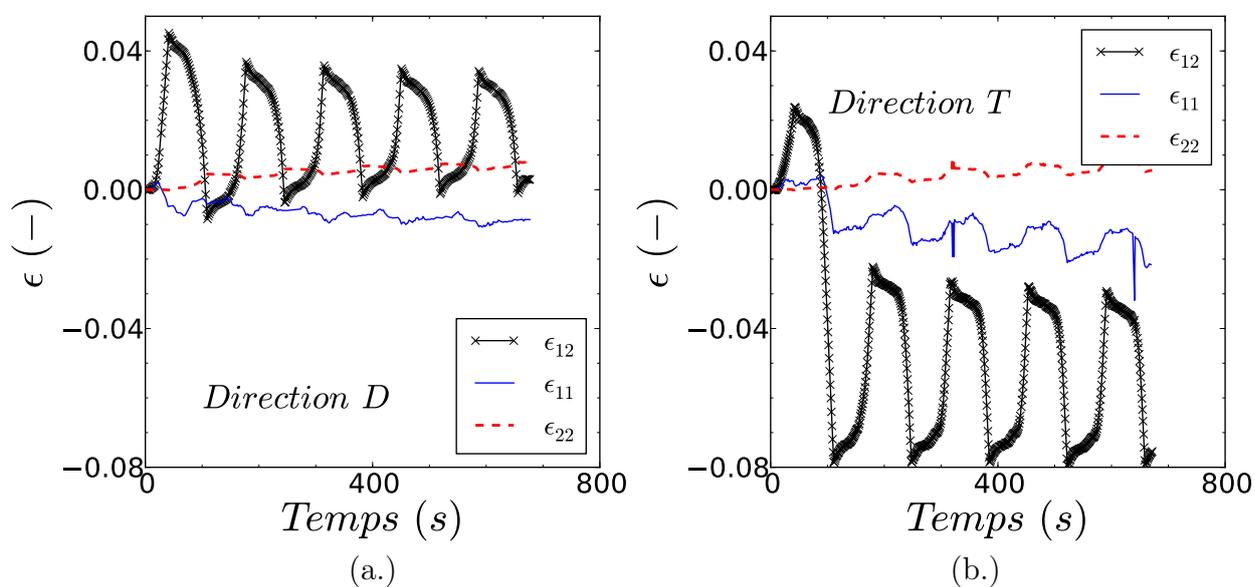


FIGURE 3.39: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T : comparaison des déformations ϵ_{12} , ϵ_{11} et ϵ_{22} au cours du temps

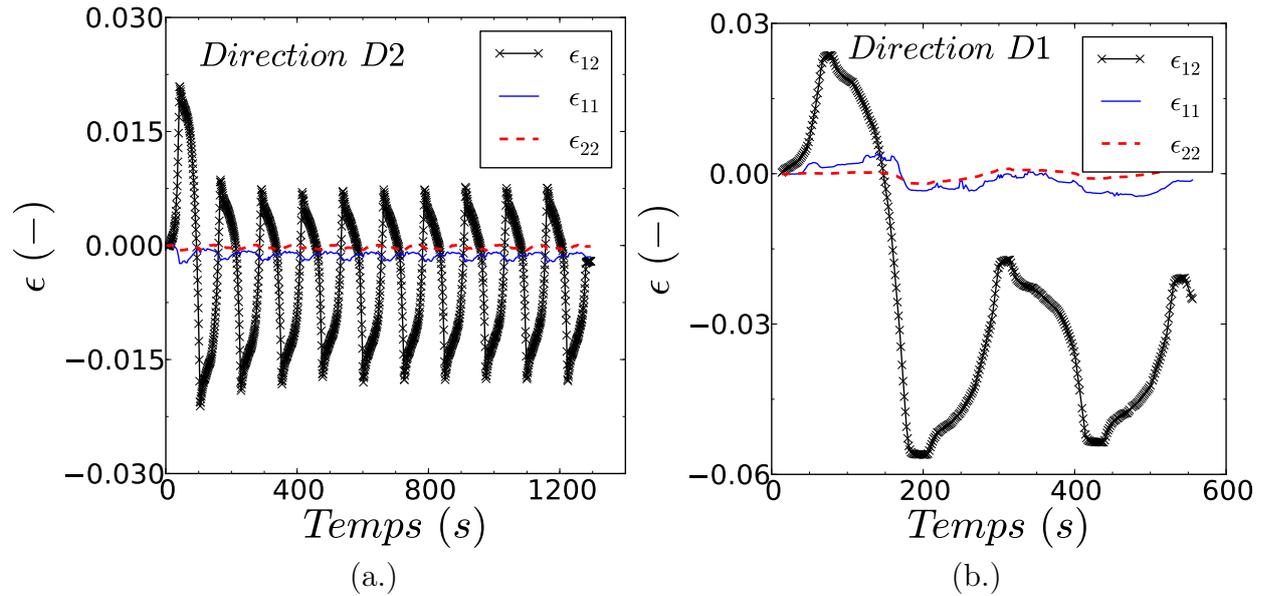


FIGURE 3.40: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D2 et (b.) D1 : Comparaison des déformations ϵ_{12} , ϵ_{11} et ϵ_{22} au cours du temps

Module de cisaillement

Le module de cisaillement G est mesuré via les différentes pentes élastiques obtenues au cours des cycles. Il est estimé à 39 000 MPa dans la direction D2 et 46 000 MPa dans la direction D1. À partir de G il est possible de remonter au module de Young E par la formule :

$$E = 2G(1 + \nu) \quad (3.40)$$

En considérant le coefficient de Poisson ν égal à 0,36, E vaut alors 103 000 MPa et 117 000 MPa selon que l'on prenne le module G associé à l'essai réalisé suivant la direction D2 ou suivant la direction D1. En moyennant les deux essais, on obtient un module de Young de 110 000 MPa, valeur obtenue pour le module de Young apparent (en considérant une élasticité isotrope) évaluée à partir des essais de traction effectués à T0 et V0. La vitesse de déformation est supposée ne pas influencer sur la valeur de E . Comme pour le module de Young, la valeur de G est légèrement supérieure aux résultats de la littérature obtenus par des méthodes dynamiques ou statiques (Johnson, 1958; Dashkowskij et Satviskiy, 1962; Rayfield, 1966; Northwood et al., 1977b). Dans ces études G est compris entre 31,9 et 35,7 GPa (toutes études confondues : comprenant des résultats pour les alliages de Zircaloy-2 et d'alliage de zirconium contenant du nobium).

Comparaison D1 et D2

En comparant les réponses des essais effectués suivant ces deux directions (cf. figure 3.41), on observe globalement le même comportement avec toutefois une entrée en plasticité qui est plus rapide dans le cas de l'essai effectué suivant D1. De plus, un jeu associé

au montage est observé pour l'essai réalisé dans la direction D1 ce qui induit une légère discontinuité de la courbe contrainte-déformation. Ce type d'incident impose donc de rester prudent quand aux comparaisons.

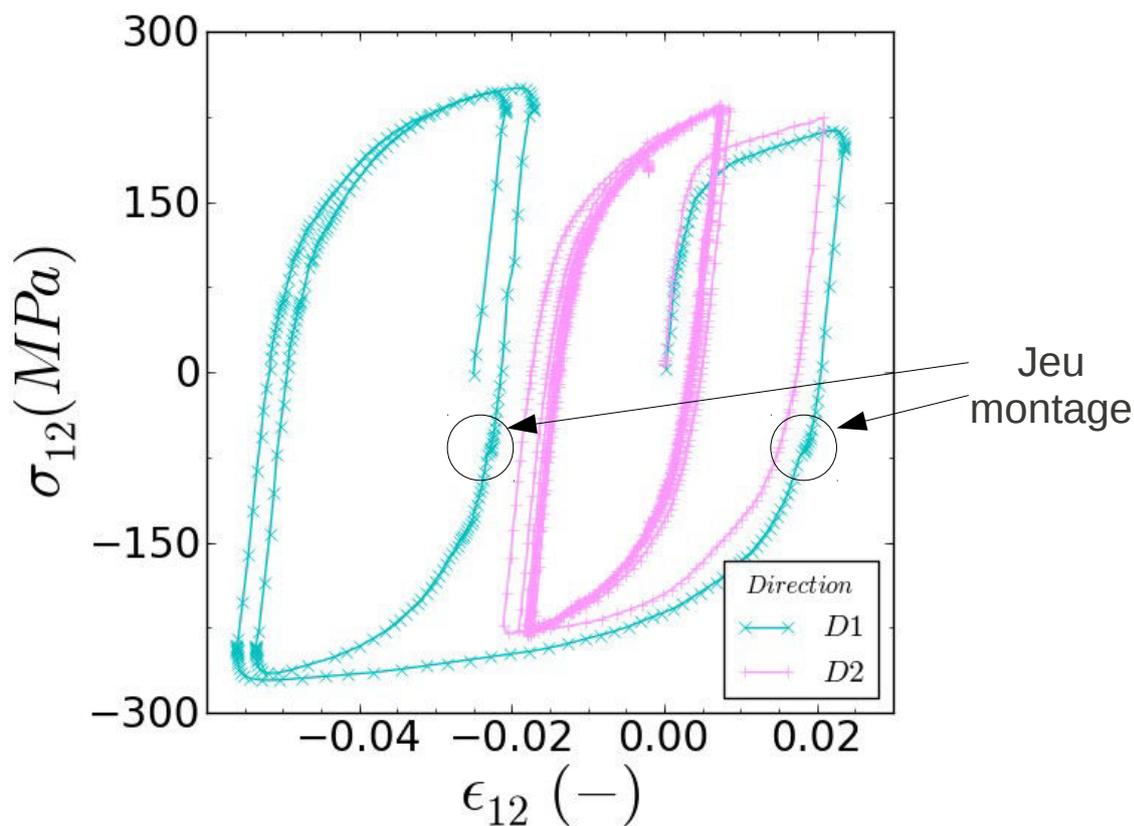


FIGURE 3.41: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans les directions D1 et D2

Écrouissage

Comme observé lors des essais de traction, la phase d'écrouissage du matériau est caractérisée par l'évolution macroscopique de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique (à vitesse de déformation imposée). Ce phénomène macroscopique peut être interprété par des mécanismes à l'échelle microscopique :

- augmentation de la densité de dislocations qui interagissent en se bloquant mutuellement réfrénant ainsi le glissement et conduisant à l'augmentation de la contrainte critique d'écoulement ;
- micro-contraintes granulaires dues aux incompatibilités de déformations entre grains.

Lors d'un essai de traction/compression, pour une certaine classe de matériaux dont fait partie le zirconium, la valeur absolue de contrainte d'entrée en plasticité atteinte avant le changement de direction, ne correspond pas à la limite d'écoulement dans la direction opposée

(effet Bauschinger). Cette dissymétrie de la contrainte d'écoulement peut être associée à la non symétrie d'une partie des mécanismes physiques de plasticité. Dans le but de retranscrire à l'échelle du laboratoire cette dissymétrie de la contrainte d'écoulement, certains auteurs ont défini des grandeurs phénoménologiques macroscopiques associées permettant de rendre compte des manifestations macroscopiques de ces phénomènes. La contrainte d'écoulement, qui peut être caractérisée, pour un mode de sollicitation multiaxié, par la surface de charge dans l'espace des contraintes principales, est scindée en deux composantes : un écrouissage noté R correspondant à la dilatation homothétique de la surface de charge et un écrouissage cinématique X correspondant à la translation de cette surface (Lemaitre et Chaboche, 1985). Les contraintes résultantes des écrouissages homothétique et cinématique sont respectivement nommées contrainte effective et contrainte interne (Dickson et al., 1984). Ainsi la contrainte $\underline{\sigma}$ appliquée est tributaire de deux composantes et s'écrit dans le repère en trois dimensions telle que :

$$\underline{\sigma} = \underline{R} + \underline{X} \quad (3.41)$$

Les notions de contrainte interne et contrainte effective sont liées aux mécanismes physiques de la déformation plastique du matériau. Les interactions à courtes distances associées à la contrainte effective correspondent aux interactions non sensibles à l'histoire du matériau et sont donc indépendantes du sens de sollicitation. Il s'agit de l'influence sur le comportement d'obstacles ponctuels rencontrés par les dislocations (aussi bien lorsqu'elles glissent dans un sens que dans l'autre) dont le franchissement nécessite un surplus local d'énergie (contrainte à courte distance). Toutes ces interactions sont thermiquement activées, ce qui implique que la contrainte nécessaire à appliquer pour franchir ces obstacles dépende de la température. Les interactions à longues distances associées à la contrainte interne correspondent aux interactions sensibles à l'histoire du matériau. Il s'agit de l'influence sur le comportement des hétérogénéités dues à la structure même du matériau ou qui se forment au cours de la déformation et qui induisent l'augmentation globale de l'énergie pour pouvoir déformer le matériau (contrainte à longue distance). Les dislocations rencontrent ces obstacles uniquement dans le sens de la sollicitation. Il en résulte un durcissement asymétrique. Ces interactions peuvent être de différentes natures.

- Intra-granulaires : amas et empilements de dislocations, bandes de glissement (zone dure/zone molle), précipités.
- Inter-granulaire : interactions liées aux incompatibilités de déformation induites par des précipités incohérents, des hétérogénéités de phases ou d'orientations cristallines très marquées.

Grâce à l'inversion du sens de chargement réalisé au cours de ces essais cycliques, il est possible de mettre en évidence l'écrouissage cinématique (cf. figure 3.43). C'est la méthode par la mesure des pertes de linéarité, schématisée sur la figure 3.42 (Lemaitre et Chaboche, 1985), qui est utilisée ici. Il s'agit d'une méthode approximative donnant accès à des résultats

plus qualitatifs que quantitatifs. D'après cette méthode utilisée sur la figure 3.43, il apparaît que la contribution à l'écroissage cinématique X est importante. Pour une déformation de 2%, X vaut près de 140 MPa. X contribue ainsi, à hauteur de 80% à la valeur de la contrainte totale qui vaut 175 MPa.

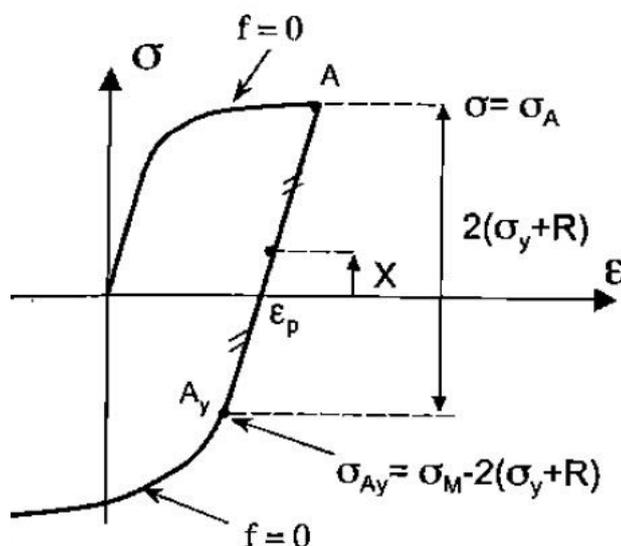


FIGURE 3.42: Schématisation de la réponse contrainte-déformation en sollicitation uniaxiale avec changement du trajet de chargement : méthode d'évaluation de la contrainte cinématique X (Lemaitre et Chaboche, 1985)

(Geyer, 1999) a mené un important travail pour mettre en évidence l'évolution des composantes internes et effectives dans le Zircaloy-4 recristallisé en fonction de la déformation plastique à 20°C. Par la méthode de Dickson décrite par (Feaugas, 1994), cet auteur a dépouillé de nombreux essais de charge/décharge sur tubes. Notons que cette méthode est aussi approximative que la méthode utilisée ici. Geyer obtient un partage des contributions plus équilibré à 2% de déformation plastique pour un essai de traction uniaxiale sur tube dans les directions axiale et circonférentielle. Pour la direction axiale, la contrainte interne joue pour 55% de la contrainte d'écoulement tandis que la contrainte effective joue pour 45% (cf. figure 3.44). Les proportions inverses sont obtenues pour la direction circonférentielle. Ces différences entre l'étude de Geyer et les résultats des essais de cisaillement pourraient être liées :

- à une répartition entre contrainte interne et contrainte effective différente entre le comportement en traction et en cisaillement ;
- à une différence entre le comportement sur tube et sur tôle ;
- au fait qu'il ne s'agisse pas d'un essai de cisaillement pur ;
- à l'imprécision de la mesure de la composante cinématique par perte de linéarité ;
- à une combinaison des quatre hypothèses précédentes.

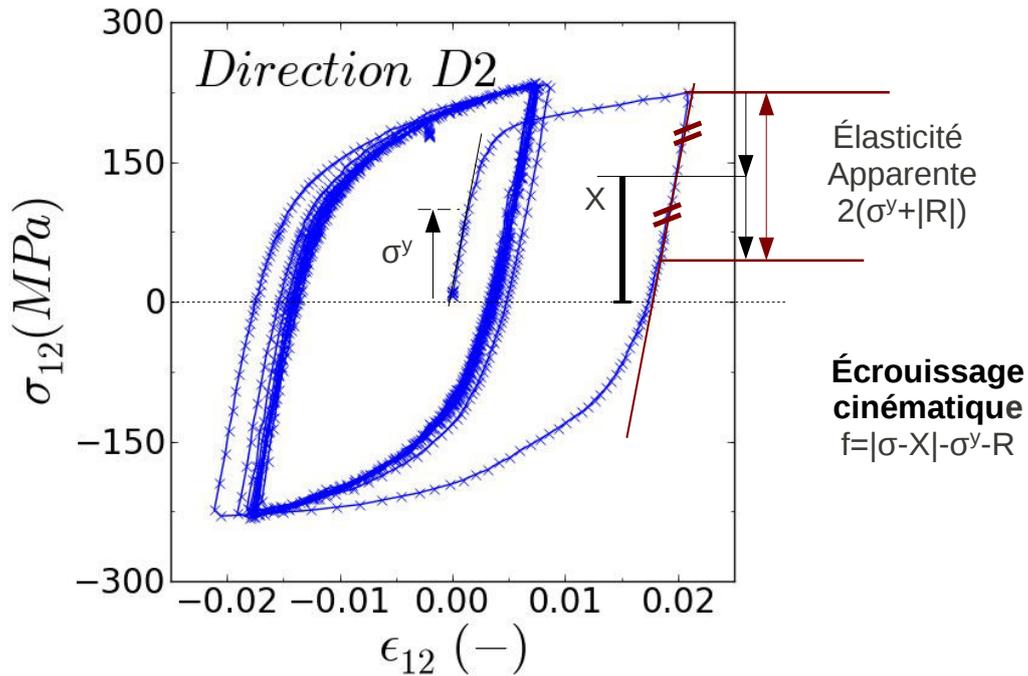


FIGURE 3.43: Mise en évidence de la contribution cinématique de l'érouissage sur l'essai de cisaillement cyclique pur dans la direction D2 à T0

Nous verrons dans les prochains chapitres dédiés à la simulation numérique que ces différences poseront des problèmes d'identification et de validation du modèle.

Sur la figure 3.43, la quantité $2(\sigma^y + R)$, mesurée (écart à la linéarité de 0,5%) lors du premier cycle à 2% de déformation, est très proche de $2(\sigma^y)$.

$$2(\sigma^y + R) \approx 2(\sigma^y) \quad (3.42)$$

En considérant les érouissages effectif R et interne X positifs, on en déduit que $R \approx 0$. C'est donc la composante cinématique qui régit principalement l'érouissage comme l'avait déjà observé (Geyer, 1999) à la fois pour la traction axiale et circonférentielle. À l'inverse, la contrainte effective joue principalement sur l'entrée en plasticité. Dans ces travaux, cet auteur a pu établir de nombreux constats.

- La contrainte interne, nulle à l'initiation de la plasticité pour un matériau recristallisé, augmente avec la déformation plastique. L'amplitude de cette augmentation est fortement dépendante de la température contrairement à la forme de l'évolution du domaine de charge. L'amplitude et la forme de l'évolution considérées sont indépendantes de la vitesse de sollicitation.
- La contrainte effective qui gère la contrainte d'entrée en plasticité est plus importante dans la direction circonférentielle que dans la direction axiale ce qui correspond aux observations effectuées à partir des essais de traction ($Rp_L^{0,2} < Rp_T^{0,2}$).

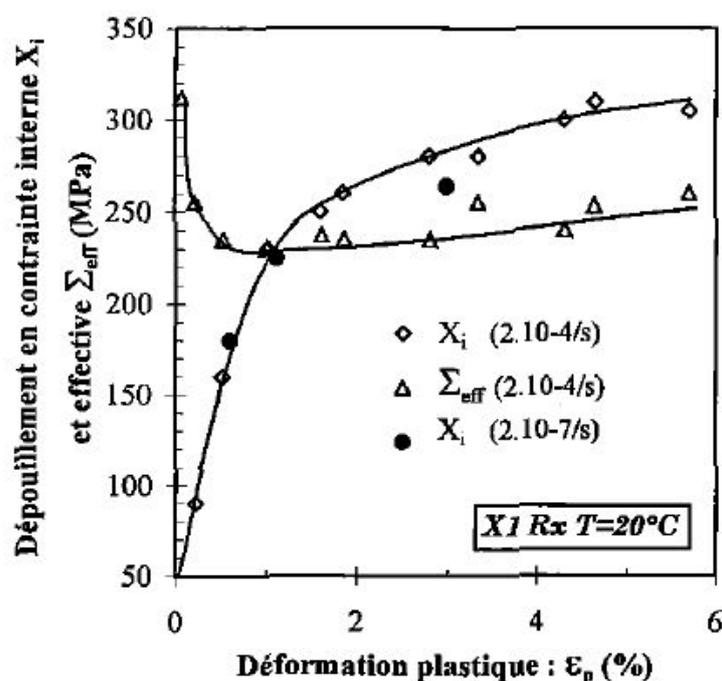


FIGURE 3.44: Contraintes internes X_i et effectives Σ_{eff} en traction à 20°C sur tube de Zircaloy-4 recrystallisé dans la direction axiale en fonction de la déformation plastique (Geyer, 1999)

Pour terminer, Geyer a également mené ce type d'analyse à 350°C et les mêmes conclusions sont établies à cette température.

En conclusion, le modèle devra présenter une composante effective anisotrope gérant l'entrée en plasticité et une composante interne anisotrope gérant l'écroutissage. Les essais de traction ont montré que l'anisotropie du $Rp^{0.2}$ et l'anisotropie de l'écroutissage sont antagonistes. Ainsi, l'anisotropie appliquée à la composante interne et l'anisotropie appliquée à la composante effective devront être antagonistes. C'est cette décomposition en contrainte interne et contrainte effective qui rendra possible l'inversion de l'anisotropie de contraintes observée entre le début de l'écroutissage et la fin de l'écroutissage sous conditions que ces deux grandeurs puissent être régies par des anisotropies différentes et indépendantes.

3.3 Discussion de modèles adaptés aux observations expérimentales de l'étude

Les essais de traction ont permis de caractériser l'anisotropie plastique et la viscosité du matériau de l'étude. D'autre part, les essais de cisaillement, ont quant à eux, montré que la contrainte d'écoulement pouvait être scindée en une composante effective et une composante interne qui jouaient respectivement sur la limite d'élasticité et l'écroutissage. À partir de

l'interprétation de cette base expérimentale et des données complémentaires de la littérature il est désormais possible d'identifier les ingrédients nécessaires que doit présenter le modèle pour correctement simuler les essais sur tôle réalisés à 20 et 250°C.

Les modèles mécaniques développés et/ou utilisés pour les alliages de zirconium peuvent être de nature macro-mécanique ou micro-mécanique selon les objectifs de l'étude concernée. Dans un premier temps, c'est un modèle macroscopique qui est d'intérêt pour les raisons évoquées dans le chapitre d'introduction. Néanmoins, les avantages d'une approche micro-mécanique seront abordés dans le dernier chapitre dédié aux perspectives.

3.3.1 Élasticité

Une loi élastique linéaire de type Hooke suffira à définir le comportement élastique associé au modèle. Pour les températures exploitées lors des essais, l'élasticité est très faiblement anisotrope. La formulation isotrope sera donc utilisée. Le module de Young devra diminuer avec la température tandis que le coefficient de Poisson restera constant.

3.3.2 Visco-plasticité

Dans le cadre des études liées à la modélisation des crayons combustibles, les modèles visco-plastiques utilisés sont très souvent unifiés (un seul type de déformation inélastique dit visco-plastique $\underline{\underline{\epsilon}}^{vp}$).

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^t = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^e + \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp} \quad (3.43)$$

$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^t$ et $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^e$ sont respectivement les vitesses de déformation totale et élastique dans le formalisme des petites perturbation. L'utilisation d'un modèle unifié est basée sur l'idée qu'il n'y a pas de distinction de mécanismes à l'origine de la dépendance de la déformation plastique vis à vis du temps. En réalité, cette hypothèse n'est pas réaliste puisque comme l'a montré Geyer, la contrainte interne et la contrainte effective sont régies par deux types de mécanisme de déformation plastique différents et ne présentent pas la même viscosité. Ces différences pourront cependant être introduites par la partition de la contrainte en deux composantes distinctes dont les dépendances à la vitesse de déformation pourront être différenciées. Selon Geyer, la contrainte effective est très dépendante de la vitesse de déformation tandis que la contrainte interne est peu sensible au temps.

D'autre part, les modèles utilisés sont souvent sans seuil de plasticité.

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad \text{avec} \quad \dot{\lambda} = g(f) \quad \text{et} \quad f = f(\underline{\underline{\sigma}}') \quad (3.44)$$

Où f est la fonction de charge, g une fonction régissant l'évolution de l'écoulement plastique et $\underline{\underline{\sigma}}'$ le tenseur du déviateur des contraintes. Le scalaire $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique homogène à un taux de déformation. L'utilisation d'une loi sans seuil permet d'introduire une

viscosité très tôt dès la phase apparente d'élasticité (phase visco-élastique en réalité (Robinet, 1995; Geyer, 1999)). La perte de linéarité de la réponse contrainte-déformation classiquement observée est permise par l'utilisation d'une fonction g fortement non linéaire (e.g fonction puissance, exponentielle, sinus hyperbolique ...) appliquée à f pour décrire $\dot{\lambda}$. Comme en plasticité le Zircaloy-4 recristallisé est incompressible, f qui est la fonction de charge devra dépendre uniquement du déviateur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}'$. La partie hydrostatique du tenseur des contraintes n'intervient pas pour la définition de la surface de charge.

3.3.2.1 Viscosité

L'évolution de la sensibilité de la vitesse de déformation à la contrainte est linéaire et positive dans la gamme de vitesse de déformation testée lors de la réalisation des essais de traction. Néanmoins, (Robinet, 1995) a montré que pour de plus faibles vitesses de déformation, l'évolution de cette sensibilité est fortement non linéaire. Pour bien décrire le comportement, cet auteur utilise une loi d'écoulement dépendant uniquement du déviateur de contrainte dite visqueuse $\underline{\underline{\sigma}}^v$ ($\underline{\underline{\sigma}}^v$ correspond à la composante effective isotrope : $\underline{\underline{\sigma}}^v = ||\underline{\underline{\sigma}} - X||$) faisant intervenir la fonction sinus hyperbolique associée à une fonction puissance afin d'accentuer la non-linéarité.

$$\underline{\underline{\sigma}}^v : \text{tenseur de contrainte "visqueuse"} \quad (3.45)$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^{v'} = dev(\underline{\underline{\sigma}}^v) \quad (3.46)$$

$$\dot{\lambda} = \dot{\epsilon}_0 \left(\sinh \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}^{v'})}{K} \right) \right)^m \quad (3.47)$$

où m est le paramètre caractérisant la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation plastique définie par $m = \Delta \ln \dot{\epsilon}^p / \Delta \ln(\sinh(\underline{\underline{\sigma}}^v))$. K et $\dot{\epsilon}_0$ sont des scalaires permettant de calibrer l'écoulement plastique. Il s'agit d'une loi inspirée du modèle viscoplastique unifié de (Miller, 1976), Une formulation avec une fonction exponentielle à la place du sinus hyperbolique pourrait également convenir (Geyer, 1999). Néanmoins, elle viendrait moins bien rendre compte du régime non linéaire.

La loi de comportement utilisée pour le développement du critère analytique et implantée dans SCANAIR est actuellement une loi d'écoulement de type Lemaitre (Lemaitre et Chaboche, 1985) largement utilisée dans le domaine de la mécanique du crayon combustible (Leclercq, 1998; Leclercq, 2000; Auzoux, 2005; LeSaux, 2008; MacDonald et Thompson, 1976).

$$\dot{\lambda} = \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}')}{K p^n} \right)^{m_0} \quad (3.48)$$

Avec $n = \Delta \log \underline{\underline{\sigma}} / \Delta \log \dot{\epsilon}^p$ et $m_0 = \Delta \ln \dot{\epsilon}^p / \Delta \ln \underline{\underline{\sigma}}$. Cette formulation est directement dépendante du déviateur de la contrainte totale $\underline{\underline{\sigma}}'$ et présente une moins forte non-linéarité que la formulation en sinus hyperbolique. En revanche, elle présente l'avantage d'une dépendance

à la déformation plastique cumulée p . Cette dépendance à p est salutaire puisque lors des essais de traction, m_0 augmente légèrement au cours de l'écroutissage preuve d'une évolution de la viscosité avec le niveau de déformation plastique.

Dans l'objectif d'obtenir une loi adaptative aux différentes conditions il serait dans l'idéal préférable de disposer d'une loi à la fois fortement non-linéaire et qui présente une dépendance de la viscosité à la déformation cumulée. Par exemple :

$$\dot{\lambda} = \dot{\epsilon}_0 \left(\sinh \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}^v)}{K p^{n_0}} \right) \right)^m \quad (3.49)$$

Avec $n_0 = \Delta \log \sigma^v / \Delta \log \dot{\epsilon}^p$.

Pour terminer, les essais de traction ont montré que la contrainte d'écoulement était dépendante de la température. Ainsi tous les paramètres qui ne sont pas directement liés à l'anisotropie, peu importe la loi choisie, devront être dépendants de la température. Une façon usuelle de tenir compte de la dépendance à la température est d'utiliser le paramètre de Zener-Hollomon Z :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp - \frac{Q}{kT} \quad (3.50)$$

avec $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation, T la température, Q l'énergie d'activation et k la constante de Boltzman.

3.3.2.2 Écrouissage cinématique

Dans les études liées aux crayons combustibles, les auteurs de la littérature n'introduisent pas toujours de grandeur cinématique. C'est souvent le modèle de Lemaitre dit à écrouissage-viscosité multiplicative, qui est directement utilisé ([Leclercq, 1998](#); [Leclercq, 2000](#); [Auzoux, 2005](#); [LeSaux, 2008](#); [MacDonald et Thompson, 1976](#))).

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad \text{avec} \quad \dot{\lambda} = \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}^v)}{K p^n} \right)^{m_0} \quad (3.51)$$

Néanmoins, cette formulation n'est pas satisfaisante d'un point de vue physique puisque seul un écrouissage isotrope est utilisé. Les essais de cisaillement ont mis en avant le caractère cinématique du comportement. Ainsi la contrainte totale doit dépendre à la fois de la composante cinématique X (interne) et de la composante isotrope σ^v (effective).

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}^v + \underline{\underline{X}} \quad (3.52)$$

$$f = f((\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})') = f(\underline{\underline{\sigma}}^v) \quad \text{et} \quad \dot{\lambda} = g((\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})') = g(\underline{\underline{\sigma}}^v) \quad (3.53)$$

Scinder le comportement en une composante isotrope et une composante cinématique, permet de prendre en compte les observations faites au paragraphe 3.2.2.2 :

- l'entrée en plasticité peut être principalement gérée par $\underline{\underline{\sigma}}^v$;
- l'érouissage peut être principalement géré par $\underline{\underline{X}}$;
- $\underline{\underline{X}}$ et $\underline{\underline{\sigma}}^v$ peuvent présenter une dépendance au temps différente ;
- une anisotropie en contrainte antagoniste est potentiellement applicable à $\underline{\underline{\sigma}}^v$ et à $\underline{\underline{X}}$ comme observé expérimentalement.

Les essais de traction ont montré que le taux d'érouissage évolue au cours de la déformation plastique. Il est globalement important en début de plasticité puis diminue avec la déformation plastique. Il devra donc être non-linéaire. Pour les érouissages cinématiques non-linéaires, c'est très souvent la loi d'Armstrong-Frederick ([Armstrong et Frederick, 1966](#)) qui est utilisée :

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = \frac{2}{3} C \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp} - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{p} \quad (3.54)$$

Avec \dot{p} la vitesse de déformation plastique cumulée équivalente, C et γ des scalaires paramètres du modèle. Il s'agit d'un érouissage linéaire de Prager $\frac{2}{3} C \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp}$ combiné à un terme de rappel $-\gamma \underline{\underline{X}} \dot{p}$ qui induit un effet mémoire évanescent du trajet de chargement ([Lemaitre et Chaboche, 1985](#)). Ce terme de rappel est communément nommé "restauration dynamique".

Pour insister sur la non-linéarité de l'érouissage au cours de la déformation, il faudrait dans l'absolu appliquer plusieurs régimes d'érouissage s'activant successivement à différents niveaux de déformation plastique (e.g analogie avec les modèles d'érouissages multi-surfaces pour les formulations avec seuil ([Mroz, 1967](#))). Deux régimes sont au minimum nécessaires : un régime présentant un fort érouissage pour le début de la plasticité et un second régime avec un érouissage plus progressif à partir d'environ 2% de déformation plastique. Ce type de multi-régime cinématique est proposé dans une forme additive rappelée dans la synthèse ([Chaboche, 2008](#))

$$\underline{\underline{X}} = \sum_{i=1}^{Tot} \underline{\underline{X}}_i \quad (3.55)$$

Avec X_i exprimé par la formulation d'Armstrong-Frederick. Une forme imbriquée est également proposée dans le modèle Delobelle-Robinet-Shäffler ([Delobelle et Robinet, 1994](#); [Robinet, 1995](#); [Schäffler, 1997](#)).

D'après les résultats de Geyer, les paramètres qui gèrent l'amplitude de l'érouissage devront évoluer avec la température (e.g C/γ dans le modèle d'Armstrong-Frederick). En revanche, si plusieurs régimes sont utilisés, leur seuil d'activation en terme de niveau de déformation plastique devra dans l'idéal demeurer constant avec la température (pour des températures inférieures à 350°C) puisque si l'amplitude de l'érouissage cinématique évolue avec la température, sa forme demeure sensiblement la même.

3.3.2.3 Anisotropie

Les résultats des essais de traction ont montré que le comportement mécanique plastique de l'alliage de Zircaloy-4 recristallisé présente une anisotropie orthotrope en contrainte

et en déformation. Pour décrire cette anisotropie, la plupart des auteurs utilisent un critère orthotrope incompressible de Hill (Hill, 1950) combiné à une loi standard utilisant un écrouissage isotrope (Grange, 1998; Leclercq, 1998; LeSaux, 2008).

$$f(\underline{\underline{\sigma}}') = \bar{\sigma}_H = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}' : \mathbb{H} : \underline{\underline{\sigma}}'} \quad (3.56)$$

$\underline{\underline{\sigma}}'$ est le déviateur des contraintes et \mathbb{H} un tenseur orthotrope symétrique d'ordre 4 contenant les coefficients d'anisotropie exprimés dans le repère matériau. La calibration des coefficients d'anisotropie doit être minutieusement réalisée car de très faibles écarts sur ces coefficients peuvent mener à de grandes différences sur les courbes de comportement. Ce critère permet, comme nous le verrons, de bien reproduire la surface de charge observée pour les essais biaxiés sur tube. Cependant, l'anisotropie en contrainte définie par \mathbb{H} est appliquée uniquement sur la grandeur effective et la forme de la surface de charge est conservée durant l'intégralité du chargement ce qui va à l'encontre des observations effectuées lors des essais de traction. En effet, comme nous l'avons rappelé à plusieurs reprises, l'anisotropie de contrainte étudiée à partir des essais de traction effectués dans 5 directions de sollicitation différentes évolue entre le début et la fin de l'écrouissage (inversion).

Nous avons montré que l'anisotropie évolue au cours de l'écrouissage. Plus précisément, l'anisotropie de la limite d'élasticité est antagoniste à l'anisotropie du taux d'écrouissage. Les approches dites de distorsion plastique (e.g (Ortiz et Popov, 1983; Karafillis et Boyce, 1996)) permettent de déformer la surface de charge au cours de la déformation plastique en faisant par exemple évoluer les coefficients d'anisotropie des matrices du critère de plasticité. Cependant, dans l'idéal, il faudrait appliquer une anisotropie dissociée sur l'entrée en plasticité gérée par la grandeur effective (à l'instar du critère de Hill) et sur l'écrouissage géré par la grandeur cinématique. Cette option est possible avec le modèle Delobelle-Robinet-Schäffler, dans lequel un critère de Hill est appliqué pour l'entrée en plasticité et trois autres matrices d'anisotropie sont appliquées à différents modules cinématiques (ce qui revient à faire évoluer la direction d'écoulement préalablement définie par la surface de charge initiale).

D'autres critères de plasticité présentant plus de degrés de liberté pour calibrer l'anisotropie mécanique par rapport au critère de Hill sont également disponibles (Barlat et al., 1991; Karafillis et Boyce, 1993; Bron et Besson, 2004; Cazacu et al., 2006; Soare et al., 2008; Yoshida et al., 2013; Aretz et al., 2013). Ces critères permettent de définir des surfaces de charge plus élaborées et accidentées ("surface anguleuse") que Hill. Cependant, ces derniers complexifient notablement les lois et apportent un nombre importants de paramètres supplémentaires à identifier. Par l'utilisation de différentes matrices d'anisotropie, le modèle présentera déjà un nombre important de paramètres. D'autre part, si un modèle lourd et complexe est à utiliser pour aller vers de plus grandes précisions de la description des surfaces de charges initiales, il semblerait alors plus judicieux d'opter pour un modèle micro-mécanique plus physique.

Les essais de traction ont montré que l'anisotropie dépendait peu de la température et de la vitesse de sollicitation dans la gamme de conditions étudiée. Les coefficients des matrices d'anisotropie du modèle devront donc être invariants avec la température et la vitesse de sollicitation.

3.4 Conclusions

Dans ce chapitre, les principales fonctions que doit présenter le modèle pour bien simuler le comportement mécanique des tôles en alliages de Zirconium ont pu être identifiées à partir :

- des essais de traction ;
- des essais de cisaillement ;
- et des données de la littérature.

Une attention particulière a été portée à l'étude de l'anisotropie mécanique du matériau pour caractériser son influence sur le comportement mécanique. Les principales fonctions nécessaires au modèle sont résumées dans le tableau 3.6 accompagnées de propositions de lois adaptées.

| Ingrédients | Dépendances | | | | Suggestions |
|-------------------------|-------------|-------------|---------|-------------|--|
| | Anisotropie | Température | Vitesse | Déformation | |
| Élasticité | + | +++ | NON | NON | Loi de Hooke |
| Plasticité | +++ | +++ | +++ | +++ | Unifiée ; incompressible ; cinématique et isotrope |
| Écrouissage isotrope | ++ | +++ | +++ | + | Sans seuil ; viscosité multiplicative |
| - Écoulement | ++ | +++ | +++ | + | Sinus hyperbolique ; modèle de Lemaitre |
| - Anisotropie | | NON | NON | NON | Hill orthotrope |
| Écrouissage cinématique | +++ | ++ | + | +++ | Frederick ; Multi-régimes |
| - Régimes | +++ | ++ | + | +++ | 2 régimes au minium |
| - Anisotropie | | NON | NON | ++ | Tenseur ordre 4 orthotrope et symétrique |

TABLE 3.6: Ingrédients nécessaires au modèle mécanique pour les alliages de zirconium avec les dépendances à prendre en compte pour les conditions explorées lors des essais : NON = aucune dépendance ; + = légère dépendance ; ++ = dépendance notable ; +++ = dépendance importante