
Caractérisation expérimentale du matériau étudié

Sommaire

I.	Présentation du matériau étudié et des conditions d'essais	42
II.	Comportement mécanique en traction monotone	48
III.	Comportement mécanique cyclique à température ambiante.....	58
IV.	Modèle de comportement cyclique	62
V.	Conclusion du chapitre.....	65

« Le commencement est la moitié de tout »
Pythagore

Chapitre II : Caractérisation expérimentale du matériau étudié

I. Présentation du matériau étudié et des conditions d'essais

1. Procédé d'élaboration des tôles ferromagnétiques

Les tôles ferromagnétiques à grains non orientés sont fabriquées à partir de bobines laminées à chaud puis elles subissent une série d'opérations jusqu'à l'obtention du produit final. Dès la réception des bobines, un traitement de grenailage qui permet d'éliminer la calamine est réalisé. Ce dernier est suivi d'un décapage chimique à l'acide sulfurique. Ensuite, un recuit sous atmosphère neutre permet d'homogénéiser et de recristalliser la microstructure des tôles d'acier. La deuxième étape est le laminage à froid. Elle a pour but de réduire en 5 à 7 opérations l'épaisseur de la tôle, qui passe de 2,5 à 0,5 mm en moyenne (0,35mm dans le cas de la tôle M330-35A). Afin de donner au métal ses propriétés magnétiques désirées, un recuit sous atmosphère contrôlée est nécessaire. Ce dernier est effectué au fur et à mesure que la tôle défile. Le dépôt d'un revêtement (vernis) diélectrique de quelques micromètres d'épaisseur est effectué sur la même ligne de production. À la fin, des opérations supplémentaires (élimination des défauts de bordure, ajustement de la largeur de la bobine...) peuvent être réalisées en fonction des besoins. Contrairement aux tôles dites « semi-process », ces tôles « fully process » sont utilisées directement dans la fabrication des pièces des moteurs électriques : elles ne nécessitent pas de traitement thermique supplémentaire [56].

Dans le cadre de ce travail, la tôle à grains non orientés « fully process » M330-35A est étudiée. Elle est utilisable directement sans traitement thermique pour la fabrication des pièces des moteurs électriques.

Référence de la tôle et composition chimique

La désignation normalisée de la tôle objet de cette étude est M330-35A, où la lettre M indique qu'il s'agit d'un acier à usage électrique, le nombre 330 correspond à 3,3 W/kg de pertes magnétiques à 1,5 Tesla à 50 Hz, le nombre 35 correspond à l'épaisseur en centièmes de millimètres, et la lettre A désigne l'état de livraison. Dans ce cas, la tôle est livrée à l'état fini avec un revêtement sur les deux faces. Ce dernier est un vernis phosphatant d'épaisseur comprise entre 2 et 4 μm utilisé pour assurer l'isolation électrique des tôles entre elles. Il peut supporter, en fonctionnement, des températures de l'ordre de 250°C en continu. L'alliage objet de cette étude est principalement composé de fer et de silicium ($\approx 3\%$ en masse). Sa composition chimique détaillée est donnée dans le Tableau II-1 :

Composant	Si	Mn	Al	Fe
Pourcentage massique	2-3,5	0,2-0,6	0,4-1,2	95-98

Tableau II-1 : Composition chimique de la tôle M330-35A

3. Microstructure

Afin d'observer la microstructure de l'acier étudié, des échantillons ont été prélevés depuis une tôle puis enrobés dans une résine et enfin polis en utilisant différents grades de papier abrasif. Une attaque chimique au Nital 4% a été réalisée pour révéler la microstructure de l'alliage Fe-Si. Les observations au microscope optique sur la Figure II-1-a montrent une microstructure équiaxe. La taille de grains moyenne a été déterminée selon la norme NF EN ISO 2624 en utilisant la méthode des segments interceptés. Elle est de $100\ \mu\text{m}$ ce qui correspond à environ 3,5 grains dans l'épaisseur. On notera que dans certaines parties de la tôle, on ne trouve que deux grains dans l'épaisseur (voir Figure II-1-b).

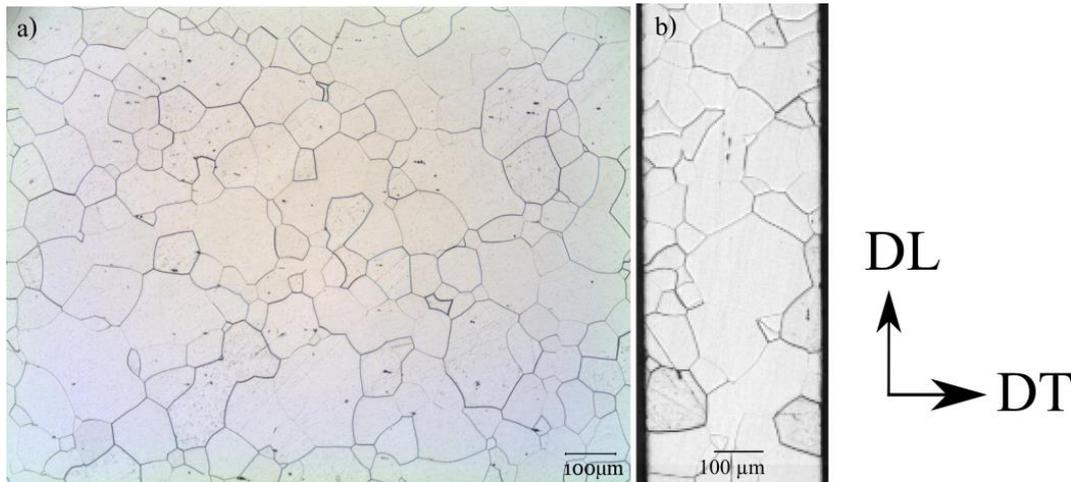


Figure II-1 : Micrographie d'une tôle M330-35A a) face b) bord

Analyse de la texture cristallographique sur la tôle M330-35A

Afin de mesurer la texture cristallographique de la tôle M330-35A, des analyses EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction) ont été réalisées sur la face de la tôle. Ces données permettent d'une part d'expliquer l'éventuelle anisotropie de déformation plastique et d'autre part d'identifier un éventuel lien entre l'amorçage des fissures de fatigue et les orientations des cristaux. Dans l'optique de réaliser des calculs sur des agrégats polycristallins, elles sont également nécessaires à la représentation de la microstructure.

4.1. Préparation de l'échantillon

L'échantillon utilisé pour réaliser ces analyses est un carré de tôle ($3\text{cm}\times 3\text{cm}$). Il a été électro-poli en utilisant une solution d'acide composée de 700 ml d'éthanol, 100 ml de Glycérol et 200 ml d'acide perchlorique. L'intensité du courant utilisé est de $0,4\ \text{A}/\text{cm}^2$ et la durée de l'électro-polissage est de 1 minute et 30 secondes. Ces conditions permettent d'obtenir une surface polie avec des joints de grains visibles au microscope pour faciliter l'acquisition des données lors des analyses EBSD. La Figure II-2 illustre une zone tiltée à 70° sur laquelle les grains sont visibles.

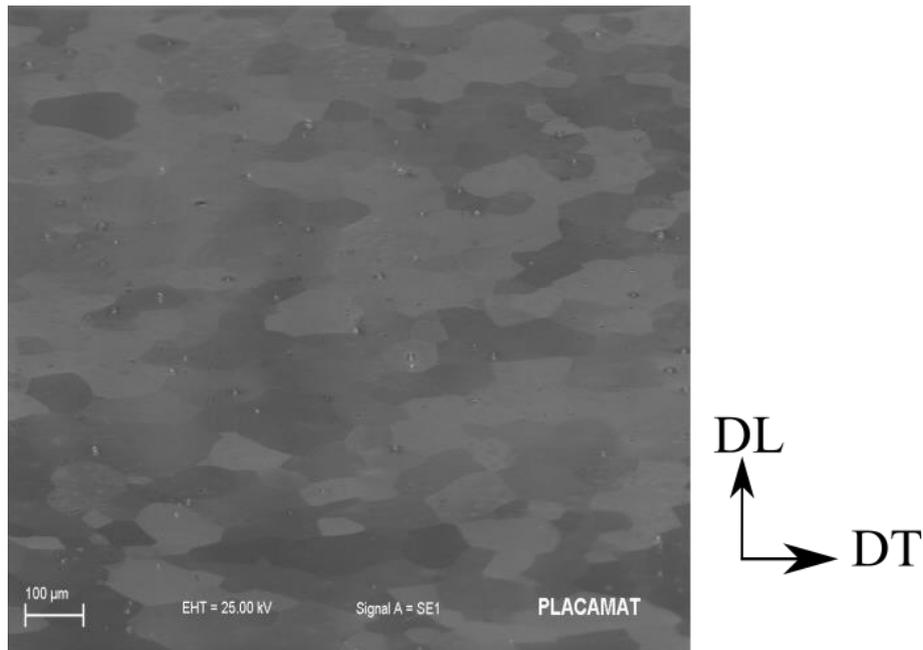


Figure II-2 : Cliché MEB de la zone 1 tiltée à 70°

4.2. Zones de mesures

Étant donnée la taille moyenne de grains importante (100 μm), il est nécessaire de se placer à une distance de travail relativement élevée pour avoir un maximum de grains. Néanmoins, même à une distance de travail de 37 mm et un grandissement $\times 100$, il n'est pas possible d'avoir suffisamment de cristaux pour une bonne représentation statistique de la texture. Pour s'affranchir de cette difficulté, la solution consiste à réaliser, en utilisant les paramètres précédents, des cartographies sur plusieurs zones voisines qui se recouvrent entre elles puis de les assembler pour avoir un nombre de cristaux suffisant. La largeur d'une zone d'analyse individuelle fait presque 1 mm. L'assemblage final, représenté schématiquement sur la Figure II-3, correspond à une zone de largeur d'environ 5 mm.

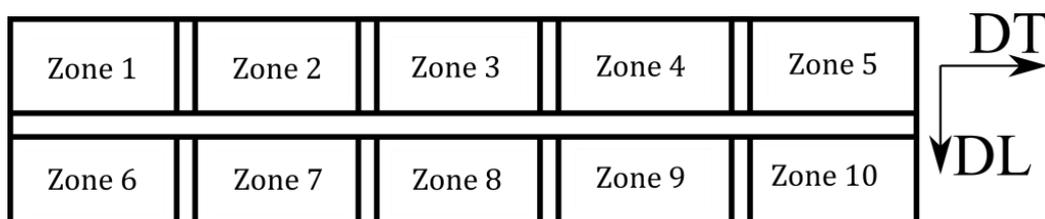


Figure II-3 : Illustration des différentes zones analysées par EBSD

4.3. Acquisition et traitement des données

L'acquisition de l'image EBSD permet une indexation des phases en fonction de leur microstructure et de leur orientation cristalline. Pour avoir ces cartographies, le microscope électronique à balayage ZEISS EVO-50 de la cellule de transfert Placamat (Bordeaux) a été utilisé. Les cartographies EBSD ont été réalisées, en spécifiant une seule phase (fer α), avec un grandissement de 100 fois. La résolution utilisée est de $10 \times 10 \mu\text{m}^2/\text{pixel}$. Un balayage plus précis de résolution $3 \times 3 \mu\text{m}^2/\text{pixel}$ a également été fait sur la zone 5 (Figure II-4).

Le traitement des données a été réalisé en utilisant le logiciel commercial TSL OIM 6.1. Ce dernier est configuré de telle façon que la direction de laminage (DL) soit la direction verticale et la direction transverse(DT) soit la direction horizontale sur nos clichés.

Les analyses EBSD permettent aussi d'avoir la taille de grain moyenne. La taille obtenue est de l'ordre de 94 μm ce qui confirme la taille déterminée précédemment en utilisant la norme NF EN ISO 2624.

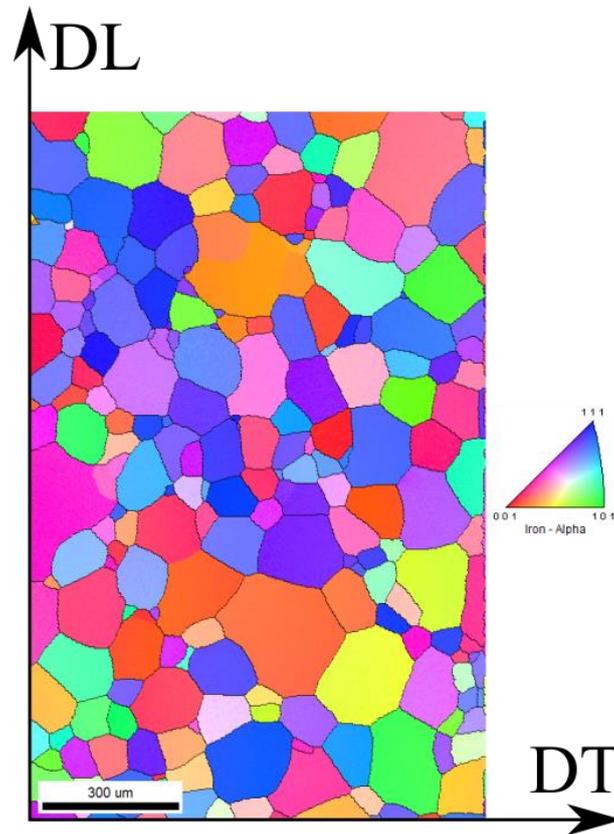


Figure II-4 : Cartographie EBSD de la zone 5

4.4. Résultats

Les figures de pôles des microstructures observées (Figure II-5) ont été symétrisées (en utilisant des symétries d'échantillon triclinique et orthotropique). Le calcul de la fonction de distribution des orientations fait appel à une expansion en série harmonique d'ordre 16. La comparaison des figures de pôles obtenues sur la M330-35A (Figure II-5) et celles obtenues par Salih et al. [57] sur une tôle en Fe-2,6%Si laminée montre qu'il y a une légère texture de laminage sur la M330-35A.

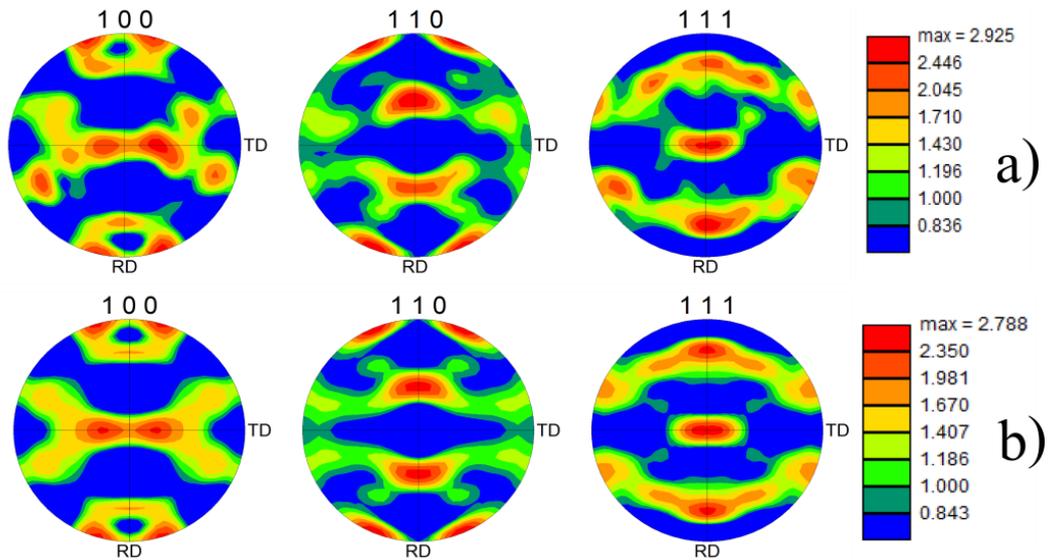


Figure II-5 : Figures de pôles de la M330-35A a) symétrie triclinique, b) symétrie orthotropique

5. Micro-dureté sur la face de la tôle

Afin de déterminer la dureté moyenne de la tôle, des mesures de micro-dureté ont été réalisées sur la face de la tôle selon la norme NF EN ISO 6507-1 (Mars 2006). Une charge de 500 grammes (HV0,5) est appliquée sur la tôle en utilisant un indenteur de type Vickers. La norme impose un espacement entre indentations au moins égal à trois fois la diagonale de l’empreinte. Sur le matériau de cette étude, les mesures ont été réalisées en utilisant deux valeurs d’espacement : 200 μm , qui représentent la limite basse de la norme, et 500 μm pour voir l’influence éventuelle de l’espacement sur les résultats. En effet, si les indentations sont trop proches, la déformation plastique locale causée par une indentation peut perturber la mesure sur les indentations voisines. Les cartographies de micro-dureté pour les deux espacements utilisés sont représentées par la Figure II-6.

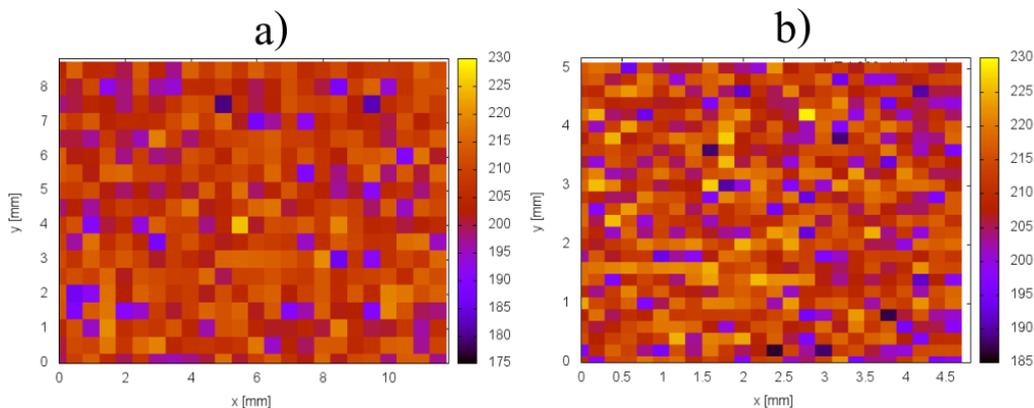


Figure II-6 : Cartographie de dureté sur la face de la tôle

- a) Indentations espacées de 500 μm : dureté moyenne \approx 207 HV, écart type = 7.11 HV
- b) Indentations espacées de 200 μm : dureté moyenne \approx 211 HV, écart type = 7.54 HV

La distribution des valeurs de dureté a été représentée, pour les deux espacements, sur les histogrammes de la Figure II-7. On observe une distribution unimodale. Aussi, pour les mesures

effectuées, l'écart type vaut environ 7 HV et qu'il est de l'ordre de l'incertitude de mesure qui est de ± 9 HV.

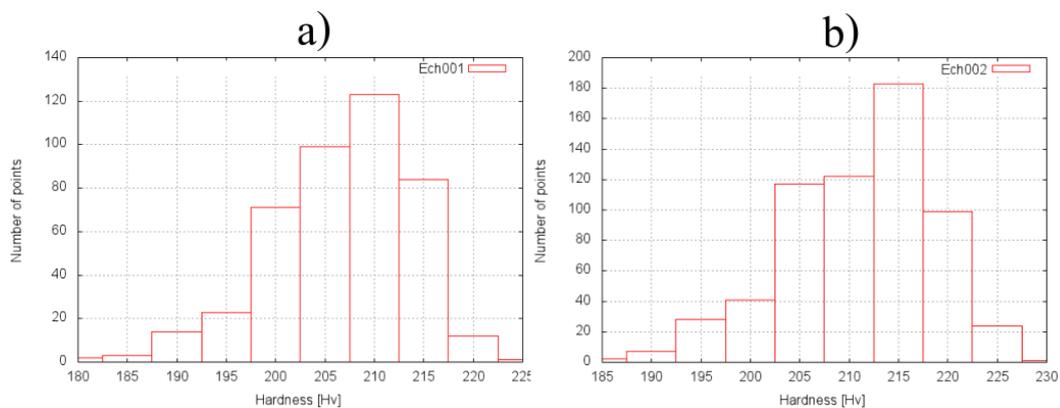


Figure II-7 : Histogrammes de dureté a) Indentations espacées de 500 μm b) Indentations espacées de 200 μm

Puisque les valeurs des duretés moyennes relatives aux deux espacements testés sont proches (207 HV et 211 HV), on peut conclure que l'espacement n'a pas d'influence sur les mesures de dureté dans cette plage de valeurs.

Les distributions des valeurs de dureté (Figure II-7) présentent quelques valeurs faibles et élevées de la dureté par rapport à la moyenne. Des observations métallographiques sur les points relatifs à ces valeurs ont été réalisées pour comprendre l'origine de cette dispersion. La Figure II-8 révèle que les valeurs élevées correspondent à des indentations faites sur les joints de grains et principalement les joints triples, tandis que les valeurs faibles de la dureté sont relatives à des indentations faites au milieu d'un grain.

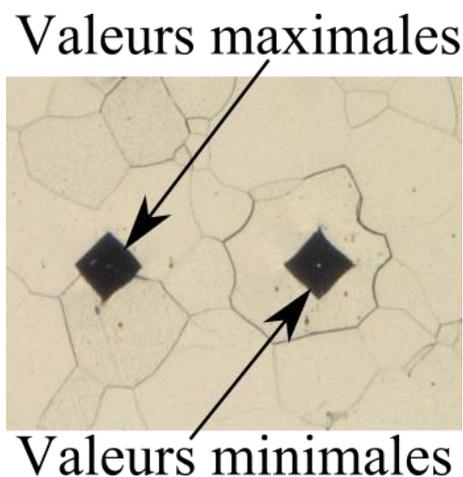


Figure II-8 : Indentations sur un joint triple et au milieu d'un grain

6. Synthèse partielle

Les observations métallographiques sur la face de la tôle utilisée montrent une microstructure équiaxe avec une taille de grain moyenne relativement importante de 100 μm . Les analyses EBSD confirment la taille de grain moyenne déterminée en utilisant la norme NF EN ISO 2624 et montrent qu'il y a une légère texture de laminage.

La dureté moyenne sur la face de la tôle est de l'ordre de 207 HV. Une distribution unimodale est observée avec quelques points aux extrémités dues à des indentations sur un joint de grain ou bien au centre d'un grain. La partie suivante s'intéresse au comportement mécanique quasi-statique.

II. Comportement mécanique en traction monotone

Afin de caractériser le comportement mécanique quasi-statique des tôles M330-35A, des essais de traction monotone quasi-statique à température ambiante et à 180°C ont été réalisés. Ces essais doivent permettre de répondre à un triple objectif. D'abord, pour quantifier l'anisotropie de déformation plastique, des éprouvettes prélevées dans trois directions (0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage) ont été testées à température ambiante pour une même valeur de vitesse de déformation nominale ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Ensuite, afin d'évaluer la sensibilité à la vitesse de déformation, des essais de traction ont été réalisées selon la direction de laminage pour trois valeurs de vitesse de déformation ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$). Enfin, pour étudier l'effet de la température sur le comportement mécanique quasi-statique, des essais de traction monotone ont été réalisés à 180°C sur des éprouvettes prélevées dans les trois directions pour une vitesse de déformation ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Les essais ont été effectués selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2009) à température ambiante (environ 25°C) à l'air. La vitesse de mise en charge utilisée est de 0,375 mm/min, soit une vitesse de déformation totale nominale de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Pour l'étude de la sensibilité à la vitesse de déformation, des vitesses 10 fois plus élevée (3,75 mm/min) et 10 fois plus faible (0,0375 mm/min) ont été utilisées. La vitesse de déformation totale de référence ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) correspond à la limite basse de la norme. Elle a été choisie car elle correspond approximativement à la valeur de $2,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ qui est celle estimée par Leroy-Somer pour le chargement sur ses pièces industrielles.

Les éprouvettes utilisées pour ces essais (voir Figure II-10-a) ont été prélevées dans la bobine dédiée aux travaux de la thèse. Les directions de prélèvement des éprouvettes sont illustrées par le schéma présenté dans la Figure II-9.

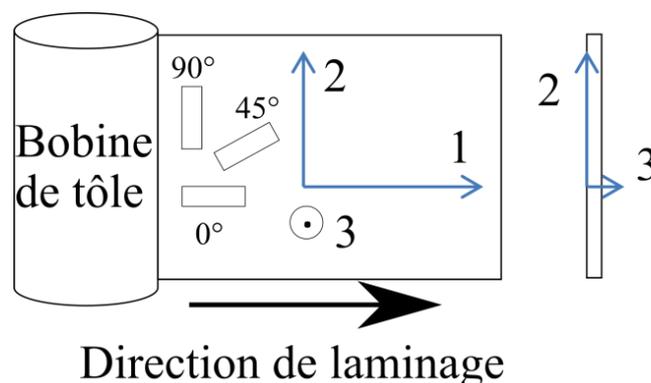


Figure II-9 : Illustration de la direction de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle (1=DL, 2=DT)

Les éprouvettes ont été découpées par électroérosion à fil. Leur section nominale initiale est $S_0 = 5 \times 0,35 = 1,75 \text{ mm}^2$. Par ailleurs, les dimensions réelles de la section de chaque éprouvette ont été mesurées avant essai. Pour chaque configuration d'essai, deux éprouvettes ont été

utilisées, sauf pour la direction transverse où trois éprouvettes ont été utilisées car la dispersion des résultats est plus importante pour cette direction.

Le Tableau II-2 résume les différentes conditions d'essais ainsi que les directions de prélèvement des éprouvettes utilisées.

Essai de traction monotone	Direction de prélèvement	Nombre d'éprouvettes	Vitesse de déformation initiale (s^{-1})
25°C			
Anisotropie mécanique	Laminage (L)	2	$2,5 \times 10^{-4}$
	Transverse (T)	3	
	À 45°	2	
25°C			
Effet de la vitesse	Laminage (L)	2	$2,5 \times 10^{-3}$
		2	$2,5 \times 10^{-4}$
		2	$2,5 \times 10^{-5}$
180°C			
Effet de la température	Laminage (L)	2	$2,5 \times 10^{-4}$
	Transverse (T)	2	
	À 45°	2	

Tableau II-2 : Récapitulatif des conditions d'essai de traction monotone quasi-statique

Les essais ont été réalisés sur une machine électromécanique équipée d'un capteur de charge de ± 50 KN. Un extensomètre à couteaux de référence Instron 2620-604 a été utilisé pour la mesure des élongations. Sa base de mesure est $L_0=25$ mm, son étendue de mesure est de 12,5 mm en traction et de 2,5mm en compression. La fréquence d'acquisition est de 10 Hz. À cause du bobinage des tôles, une légère flèche (déformation permanente de flexion) est observée sur quelques éprouvettes avant essai. Aussi, à cause de la faible raideur des éprouvettes, le poids de l'extensomètre suffit à engendrer une flexion parasite. Afin de limiter ce phénomène, un système dédié (composé d'un support réglable et d'un élastique de très faible raideur illustré par la Figure II-10-b) est utilisé pour suspendre l'extensomètre.

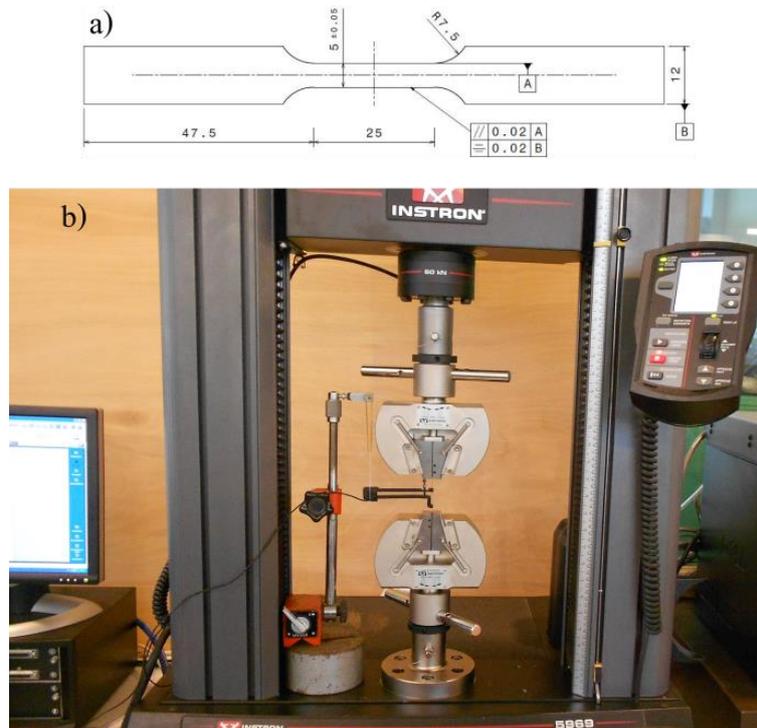


Figure II-10 : (a) dessin de définition des éprouvettes utilisées, (b) éprouvette montée sur la machine avec le système de suspension de l'extensomètre

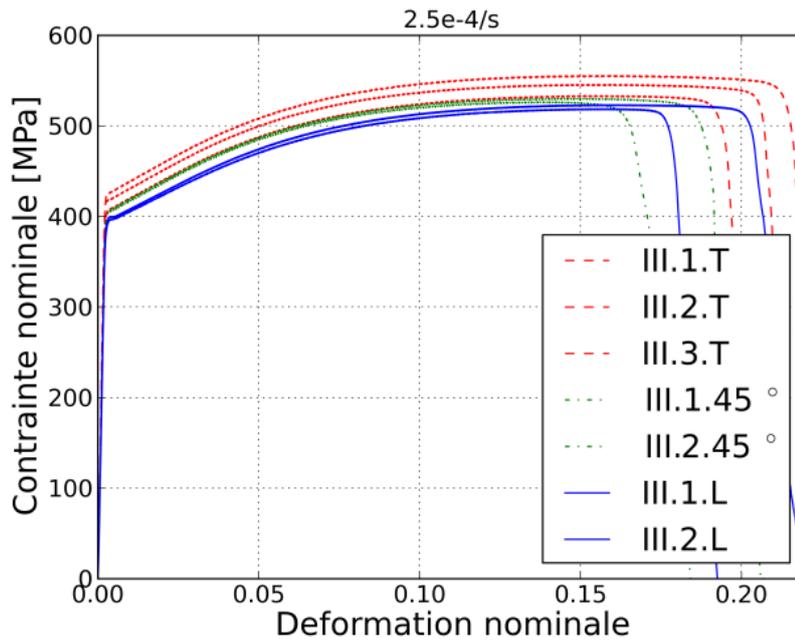
1. Étude de l'anisotropie de déformation plastique

Le procédé de laminage, utilisé pour obtenir la tôle que nous étudions, consiste à écraser l'acier (sous plusieurs formes : lopins, plaques, barreaux...) entre deux cylindres massifs de laminage. La pièce d'acier peut être passée de manière répétitive entre les mêmes cylindres, l'écartement de ces derniers étant réduit progressivement. Pour le laminage des tôles, le nombre de passes est déterminé en fonction de l'épaisseur de la plaque initiale et celle de la tôle que l'on souhaite obtenir.

Pour les alliages métalliques, la microstructure finale est très influencée par les conditions de laminage (température, taux de corroyage). En particulier, on a vu précédemment que le laminage favorisait la présence d'orientations cristallographiques préférentielles. Il convient donc de s'interroger sur l'éventuelle influence des orientations préférentielles sur le caractère anisotrope des propriétés mécaniques.

Dans le but de déterminer les propriétés mécaniques de la tôle et d'étudier l'anisotropie dans le plan de la tôle, des essais de traction monotone quasi-statique sur des éprouvettes prélevées dans trois directions par rapport à celle de laminage (0° , 45° et 90°) ont été réalisés.

La Figure II-11 montre les courbes de traction relatives aux différentes directions de prélèvement. Pour les directions 0° et 45° , les courbes présentent une bonne répétabilité. Seules les propriétés d'allongement présentent une dispersion élevée. Dans la direction transverse (90°), une dispersion plus importante de l'ensemble des propriétés est observée.


 Figure II-11 : Courbes de traction nominales pour les trois directions, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

En examinant les courbes de traction Figure II-11 et les grandeurs caractéristiques relatives aux trois directions testées regroupées dans le Tableau II-3, on peut conclure qu'il y a une légère anisotropie du comportement en traction monotone quasi-statique. On remarque notamment que les propriétés de résistance et de ductilité sont plus élevées selon la direction transverse.

$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	Direction	Re [MPa]	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	Ru [MPa]	A%	$\epsilon_{\text{rupture}}$ (%)	E [GPa]
$2,5 \times 10^{-4}$	Longi.	390	398.5	521	613.5	18.26	18.55	180.5
	Trans.	414	418	544	645	19.83	20.04	208.5
	45°	405	408	528	612	16.91	17.2	196.5

Tableau II-3 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone de la tôle M330-35A à la température ambiante

Afin de quantifier plus précisément l'anisotropie planaire, des essais de traction supplémentaires ont été réalisés pour déterminer les coefficients de Lankford [58]. Ces essais ont été réalisés à température ambiante à une vitesse de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes prélevées dans trois directions (0° , 45° et 90°). En plus de l'extensomètre, un rétractomètre a été utilisé pour mesurer la réduction de largeur au cours de l'essai. La variation d'épaisseur, nécessaire au calcul des coefficients de Lankford, est obtenue en supposant constant le volume de la zone utile (voir annexe 1). Le Tableau II-4 présente les valeurs des coefficients de Lankford obtenues pour les différentes directions. On constate que, pour la tôle M330-35A, le coefficient d'anisotropie moyen r_{moy} vaut 1,17 tandis que le coefficient d'anisotropie planaire Δr est égal à 0,27. On conclue donc que, bien qu'il existe des orientations cristallographiques préférentielles à cause du laminage, la texture cristallographique ne génère pas une anisotropie de déformation plastique très importante. On pourra donc, en particulier lorsqu'il s'agira de modéliser le comportement, adopter une hypothèse d'isotropie des propriétés mécaniques.

Coefficient	Valeurs
r_0	1,034
r_{45}	1,039
r_{90}	1,599
r_{moy}	1,17
Δr	0,27

Tableau II-4 : Coefficients de Lankford pour la M330-35A

Dans la littérature, quelques explications de l'anisotropie ont été données. Iordache et al. [59] ont montré, à travers des observations en microscopie optique sur des éprouvettes de traction, que l'évolution de la microstructure avec la déformation pouvait être à l'origine de cette anisotropie. L'auteur explique cette différence entre les directions de prélèvement par l'écroissage initial du matériau (dû au procédé d'obtention) qui conduit à la formation d'une légère texture morphologique au cours de la déformation. Selon l'auteur, les grains sont faiblement allongés dans la direction de sollicitation lors de la déformation plastique. Ces allongements couplés avec les rotations de cristaux relatives au glissement cristallographique engendrent une orientation préférentielle des cristaux. Cette dernière conduit à une anisotropie du comportement qui est à l'origine de la différence dans les propriétés mécaniques mesurées dans les différentes directions. Outre la texture qui se forme au cours de la sollicitation comme expliqué par Iordache et al. [59], il y a aussi la légère texture initiale de laminage qui existe dans ces tôles d'après les analyses EBSD réalisées. Ceci peut aussi contribuer à l'explication de la faible anisotropie de cette tôle.

Afin de s'assurer de la répétabilité des résultats obtenus, deux éprouvettes ont été testées par direction de prélèvement. Pour les directions de laminage et 45°, les courbes sont presque confondues. Néanmoins, pour la direction transverse, trois éprouvettes ont été testées étant donné que les courbes sont légèrement espacées. Une explication possible de la dispersion observée dans la direction transverse est liée à l'endroit de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle. En effet, si l'éprouvette est prélevée au milieu de la tôle (éprouvette N 1 sur la Figure II-12), il est possible qu'elle ne possède pas les mêmes caractéristiques qu'une éprouvette prélevée sur le bord (éprouvette N 2 sur la Figure II-12). Ceci peut être expliqué par le fait que le confinement est plus important au milieu de la tôle que sur les bords. Autrement dit, la déformation au cours du laminage ϵ_2 pour une éprouvette prélevée au milieu est presque nulle, puisqu'il y a de la matière des deux côtés qui empêche cette déformation, ce qui n'est pas le cas si l'éprouvette est prélevée sur le bord libre. Pour confirmer ou non cette hypothèse, il serait intéressant de faire des analyses de textures cristallographique et morphologique pour confirmer l'existence d'éventuels gradients de microstructure.

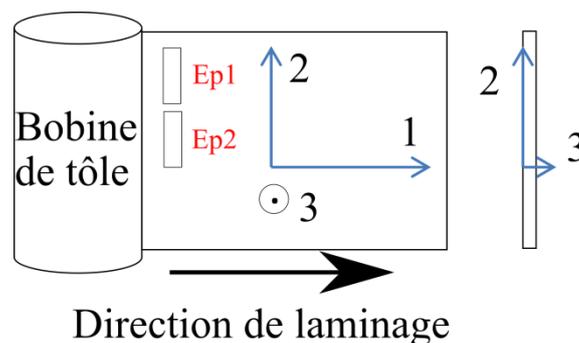


Figure II-12 : Illustration de l'endroit de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle

Pour identifier le type de rupture, les faciès de rupture des éprouvettes prélevées dans les trois directions, ont été inspectés en utilisant un microscope optique (Figure II-13). La rupture est très ductile pour les directions (0° et 45°). La striction est notamment visible sur les éprouvettes durant les essais. Pour les éprouvettes prélevées dans la direction transverse, la striction est moins importante. La rupture brutale de l'éprouvette est remarquable durant les essais par rapport aux autres directions. Le mode de rupture est aussi différent (Figure II-13-b).

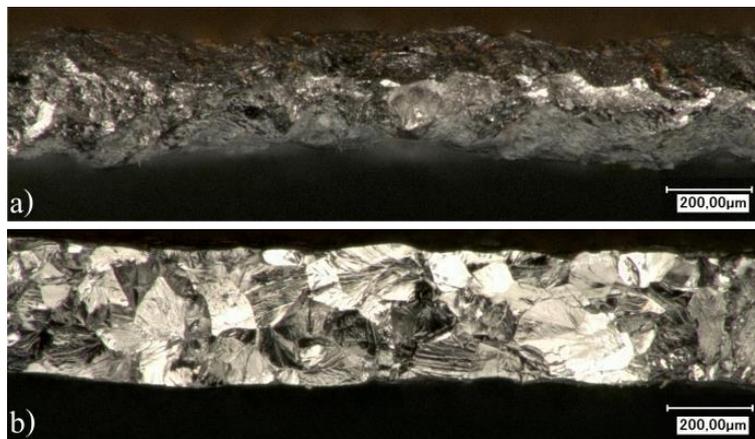


Figure II-13 : Faciès de rupture pour les éprouvettes prélevées (a) dans la direction de laminage et à 45° (b) dans la direction transverse

Aussi, un agrandissement de la zone de transition élastique-plastique (Figure II-14) montre qu'il existe un court palier où la contrainte est constante tandis que la déformation augmente. Ce type de palier, appelé aussi palier de Lüders, est couramment visible sur les courbes de traction des aciers ferritiques comme il a été montré au chapitre 1. Des instabilités sont également visibles dans le régime plastique quelle que soit la direction de sollicitation. Ces instabilités sont probablement dues à un phénomène de vieillissement dynamique appelé aussi effet de Portevin-Le Chatelier [25] [24] qui est couramment observé sur les aciers ferritiques pour des sollicitations quasi-statiques.

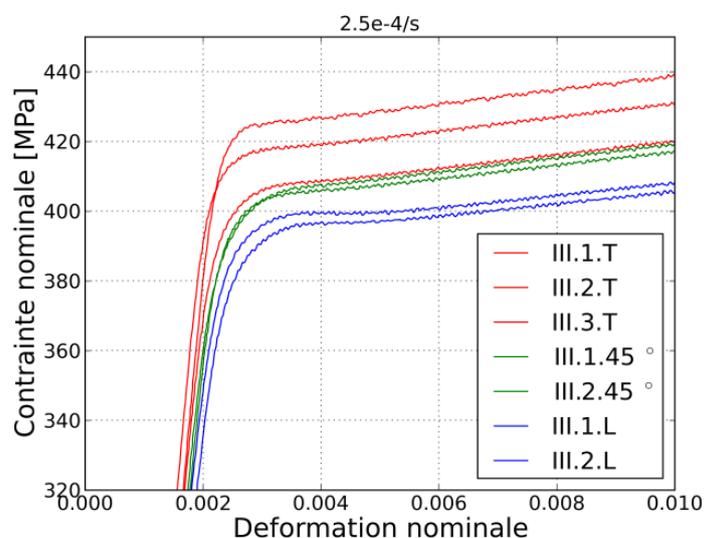


Figure II-14 : Zoom sur le début de la plastification sur les courbes de traction nominales pour les trois directions, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

2. Étude de la sensibilité du comportement à la vitesse de déformation

Lors du fonctionnement des moteurs électriques, la vitesse de rotation n'est pas toujours constante. Le moteur d'une voiture électrique par exemple fonctionne à des vitesses de rotation variables. Ces voitures n'étant pas équipées de boîte de vitesses, le moteur tourne en fonction de l'accélération/décélération du conducteur. Cette vitesse de rotation variable sollicite les tôles du rotor à des vitesses variables. Il est donc important d'étudier l'influence de la vitesse de sollicitation et donc la vitesse de déformation sur le comportement mécanique du matériau étudié.

Afin d'étudier la dépendance du comportement à la vitesse de déformation, et pour compléter les données précédentes obtenues à $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, des essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés à des vitesses 10 fois plus importantes ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) et 10 fois plus faibles ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) sur des éprouvettes découpées dans la direction de laminage de la tôle.

La vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ est dans l'intervalle spécifié par la norme NF EN ISO 6892-1 (2009) des essais de traction monotone quasi-statique à température ambiante. Les deux autres vitesses ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) sortent volontairement des recommandations de la norme. Pour chaque essai, la fréquence d'échantillonnage a été adaptée pour que le nombre d'acquisition par unité de déformation soit identique.

Les courbes de traction et les différentes grandeurs caractéristiques du matériau sont présentées dans la Figure II-15 et le Tableau II-5. Pour toutes les vitesses de déformation utilisées, les courbes présentent une bonne répétabilité. Elles sont presque identiques entre elles sauf au niveau de l'allongement à rupture et de la déformation à la rupture où une dispersion est observée.

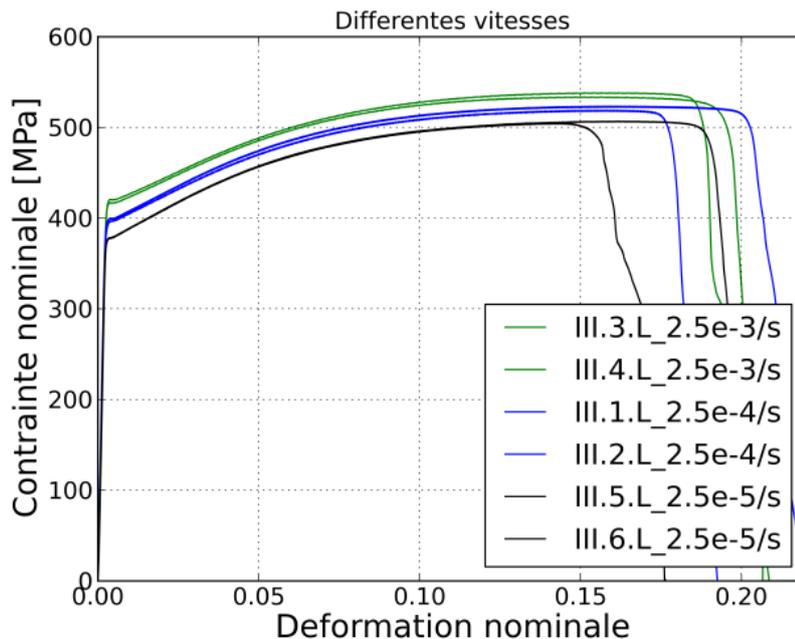


Figure II-15 : Courbes de traction nominales pour les trois vitesses de déformation, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	Re [MPa]	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	Ru [MPa]	A%	$\epsilon_{rupture}$ (%)	E [GPa]
$2,5 \times 10^{-3}$	413	418	535.5	629.5	18.36	18.55	182
$2,5 \times 10^{-4}$	390	398.5	521	613.5	18.26	18.55	180.5
$2,5 \times 10^{-5}$	374	378	505	587	16.73	16.99	177

Tableau II-5 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone à différentes vitesses de déformation de la tôle M330-35A

L'effet de la vitesse de déformation est visible sur les courbes de traction (Figure II-15). La limite d'élasticité et la résistance maximale à la rupture augmentent avec la vitesse de déformation. La différence entre les courbes est claire sur la partie plastique. Pour la limite d'élasticité, la différence est de l'ordre de 10% entre la vitesse de déformation la plus faible et la plus élevée. On remarque également que la forme du palier de Lüders change en fonction de la vitesse de déformation utilisée.

Les éprouvettes testées étant toutes prélevées dans la direction de laminage de la tôle, en examinant les faciès de rupture, on observe le même type de rupture (ductile) pour les différentes vitesses de déformation utilisées. On peut conclure que, dans le domaine étudié, la vitesse n'a pas d'effet sur le mode de rupture en traction monotone.

Le vieillissement dynamique lié à l'effet de Portevin Le Chatelier est aussi présent sur les courbes. La forme des décrochements change en fonction de la vitesse utilisée. La Figure II-16 qui présente un agrandissement de la zone de transition élastique-plastique montre la forme des décrochements pour les différentes vitesses de déformation utilisées.

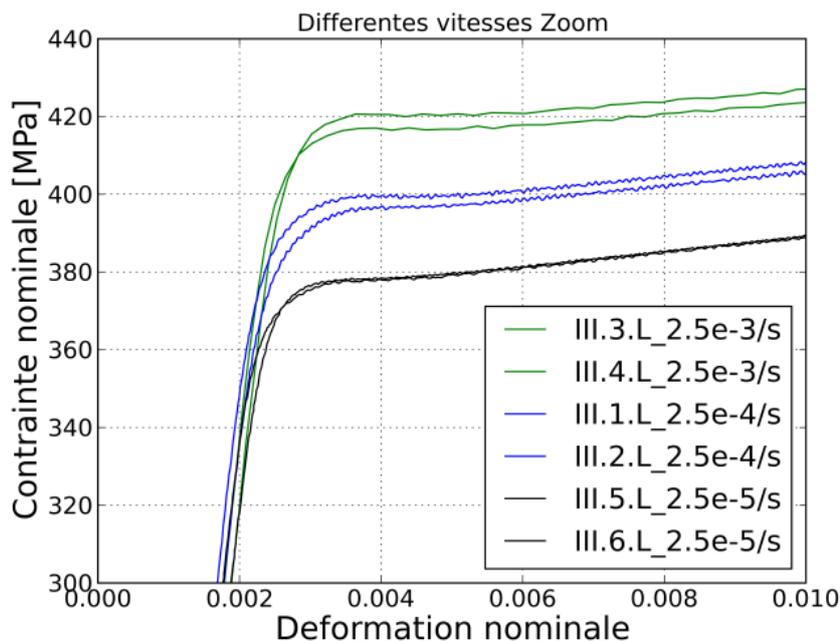


Figure II-16 : Zoom sur le début de la plastification sur les courbes de traction nominales pour les trois vitesses de déformation : $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} s^{-1}$

Les différentes grandeurs caractéristiques du matériau en fonction de la vitesse de déformation et de la direction sont rassemblées dans le graphe Figure II-17. Pour représenter l'évolution de ces grandeurs en fonction de la vitesse de déformation, des courbes de tendance, de forme logarithmique $Y = A \times LN(\dot{\epsilon}) + B$, ont été utilisées.

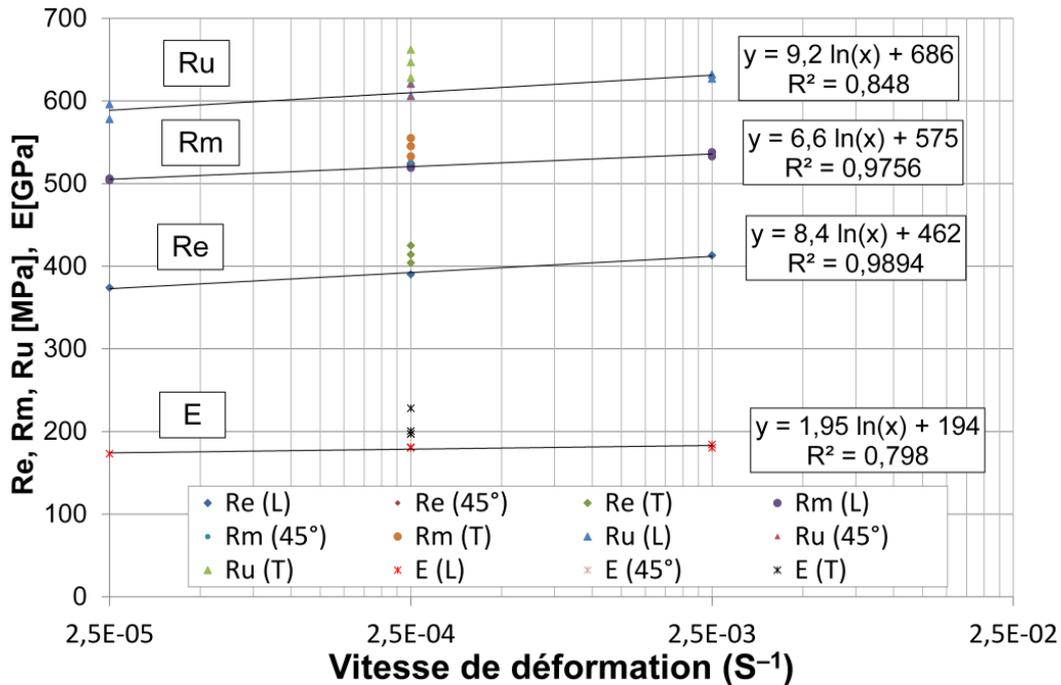


Figure II-17 : Différentes grandeurs mécaniques du matériau en fonction de la vitesse de déformation et de la direction

3. Étude de la sensibilité du comportement à la température

Les moteurs électriques peuvent atteindre une température d'environ 180°C en régime stabilisé. La température est donc un facteur important à prendre en compte lors du dimensionnement des pièces rotors. Afin d'étudier la dépendance du comportement monotone de ce matériau à la température, des essais en température (180°C) ont été réalisés pour les trois directions de prélèvement des éprouvettes (0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage). La vitesse de déformation utilisée est $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Pour conduire ces essais, une enceinte thermique a été utilisée pour la mise en température. La procédure expérimentale utilisée consiste, dans un premier temps, à chauffer les mors jusqu'à ce qu'ils atteignent la température de l'essai (inertie thermique). Ensuite, il s'agit de fixer l'ensemble éprouvette et extensomètre dans les mors à l'intérieur de l'enceinte. Dans cette phase, un asservissement en force est utilisé pour éviter le flambement de l'éprouvette à cause de la dilatation thermique. Une fois que la température de l'éprouvette atteint 180°C, une courte phase de maintien est réalisée pour homogénéiser la température dans l'éprouvette. Après cette phase, l'essai est réalisé de la même manière que les essais à la température ambiante.

En comparant les résultats des essais réalisés à 180°C avec ceux réalisés à la température ambiante, on constate que la limite d'élasticité diminue d'environ 25 à 30% (en fonction de la direction de prélèvement) avec l'augmentation de la température. À titre d'exemple, les courbes

Figure II-18 sont relatives aux éprouvettes prélevées dans la direction de laminage testées pour les deux températures.

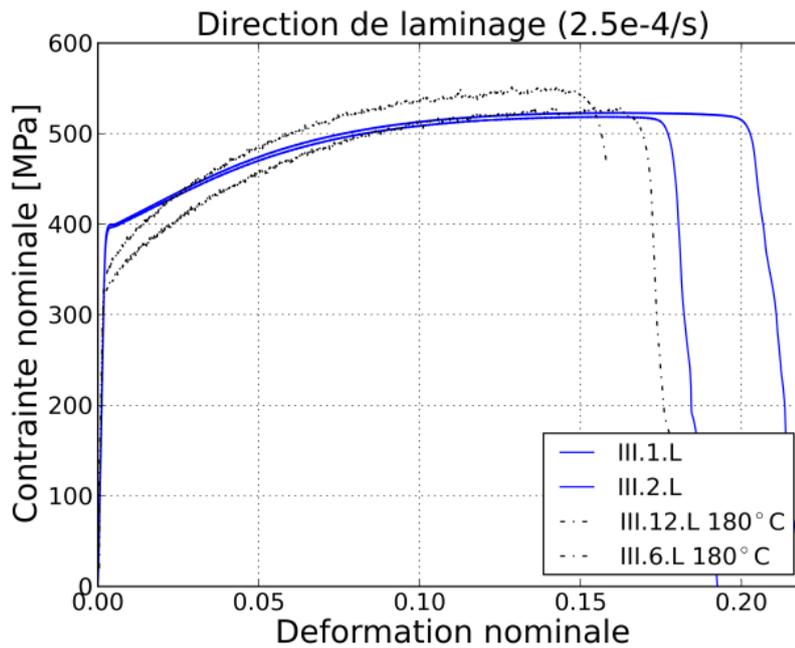


Figure II-18 : Courbes de traction à la température ambiante et à 180°C pour la direction transverse

Les résultats des essais à 180°C sur les éprouvettes prélevées dans trois directions révèlent une faible différence (< 3%) sur la résistance maximale et (< 2,5%) sur le module d'Young. En revanche, le crochet de traction n'est plus visible sur les courbes en température et les instabilités relatives au vieillissement dynamique sont devenues plus remarquables.

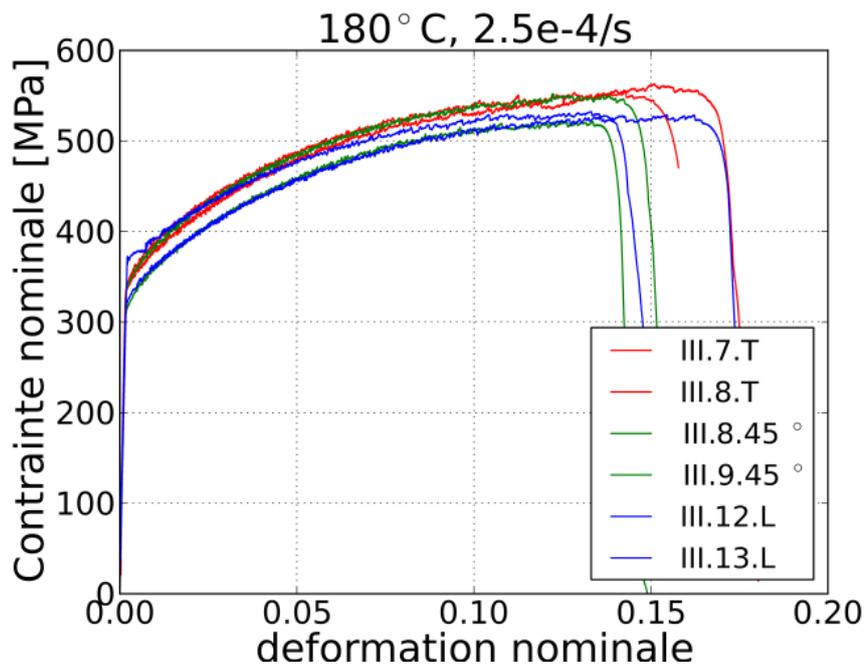


Figure II-19 : Courbes de traction à 180°C pour les trois directions de prélèvement

$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	Direction	Re [MPa]	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	Ru [MPa]	A%	$\epsilon_{rupture}$ (%)	E [GPa]
$2,5 \times 10^{-4}$	Longi.	337.5	343	530	608	14.89	15.21	178.5
	Trans.	329	354	558.5	641	15.59	16.22	204
	45°	321	362.5	542	608	13.49	14.175	201

Tableau II-6 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone de la tôle M330-35A à 180°C

4. Synthèse partielle

Cette campagne d'essais a permis d'étudier l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement en traction monotone de l'alliage Fe-Si. Le caractère anisotrope des propriétés de déformation plastique a également été évalué à partir d'essais réalisés selon trois directions de prélèvement (0°, 45° et 90°). À l'issue de cette campagne, les conclusions suivantes ont été tirées :

1. L'alliage étudié présente une légère anisotropie dans le plan de la tôle. L'écart maximal entre les faisceaux de courbes qui représentent les différentes directions étudiées est de 6,5 %.
2. Les valeurs des coefficients de Lankford montrent que l'anisotropie plastique est assez peu marquée pour la tôle étudiée.
3. Les courbes de traction présentent un palier en début d'essai dû à la propagation de bandes de Lüders. Des instabilités, liées à un effet de Portevin-Le Chatelier sont aussi visibles sur toute la partie plastique. Cet effet est plus marqué à 180°C qu'à température ambiante.
4. Le mode de rupture en traction monotone change en fonction de la direction de prélèvement de l'éprouvette. Les faciès révèlent un mode ductile pour les directions 0° et 45°, par contre, une rupture plutôt fragile est observée en examinant les faciès des éprouvettes prélevées dans la direction transverse (90°).
5. Dans le domaine étudié, l'effet de la vitesse de déformation est légèrement plus important que celui de la direction de prélèvement des éprouvettes. Par exemple, pour la limite d'élasticité, la différence en contrainte pour les trois vitesses étudiées est de l'ordre 10 %, alors qu'elle n'est que de 6,5 % entre les différentes directions. Pour cette étude, il semble donc nécessaire de donner plus d'importance à l'effet de la vitesse qu'à l'effet d'anisotropie mécanique.
6. L'effet de la température doit être pris en compte puisqu'un abattement important (25 à 30%) sur la limite d'élasticité est observé sur les courbes de traction à 180°C. Le palier de Lüders n'apparaît plus à cette température mais l'effet de Portevin Le Chatelier est plus marqué. La résistance maximale et le module d'Young ne sont pas affectés par l'augmentation de température.

III. Comportement mécanique cyclique à température ambiante

Dès lors que les composants en tôle subissent un chargement cyclique au cours de leur fonctionnement, le dimensionnement de ces composants requiert l'utilisation de critères adaptés au chargement cyclique. Aussi, puisque ces critères font généralement appel à des

grandeurs statiques, il est nécessaire de connaître et de décrire avec suffisamment de précision le comportement mécanique cyclique.

Des essais sous chargement cyclique ont donc été réalisés sur l'alliage Fe-Si afin de déterminer l'évolution de la réponse élasto-plastique macroscopique au cours des cycles. L'objectif final est alors d'identifier un modèle de comportement cyclique pour le matériau étudié.

1. Géométrie des éprouvettes et conditions d'essais

Le choix de la géométrie de l'éprouvette pour ces essais est important, surtout dans notre cas où l'épaisseur de la tôle est très faible. Pour tous les essais cycliques réalisés, une géométrie d'éprouvette de type VDEH a été utilisée (Figure II-20). Étant donné la faible épaisseur de la tôle, les risques de flambement sont élevés, la partie utile de l'éprouvette doit donc être la plus courte possible pour augmenter la rigidité de l'éprouvette. En revanche, elle doit être suffisamment longue pour pouvoir monter un extensomètre. La géométrie à bords parallèles choisie permet d'avoir un état de contrainte homogène dans toute la partie utile de l'éprouvette.

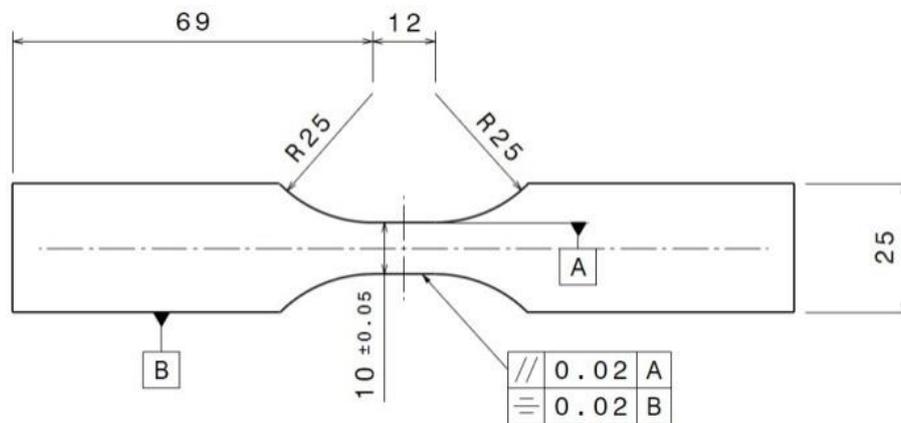


Figure II-20 : Géométrie des éprouvettes d'érouissage cyclique

Les essais cycliques ont été réalisés à 1 Hz sur une machine servo-hydraulique MTS à l'air et à température ambiante ($\approx 20^{\circ}\text{C}$). L'extensomètre utilisé est de type INSTRON ($L_0 = 12,5 \text{ mm} \pm 2,5 \text{ mm}$). Le signal de commande est triangulaire ce qui permet d'avoir une vitesse de déformation constante et la fréquence d'échantillonnage est de 100 Hz. Dans un premier temps, des essais à déformation totale imposée ont été réalisés en utilisant un rapport de charge positif ($R\varepsilon=0,1$). Afin de contourner les difficultés liées notamment au problème de flambement, des essais à contrainte nominale imposée ont ensuite été réalisés avec un rapport de charge $R\sigma$ de 0,1.

2. Essais d'érouissage cyclique à déformation imposée

Des essais d'érouissage cyclique à déformation imposée ont été réalisés sur des éprouvettes de tôle M330-35A. Ce type d'essai consiste à imposer la déformation cyclique et mesurer la contrainte au cours de l'essai. La Figure II-21 présente les résultats d'un des essais réalisés sur la M330-35A. La contrainte moyenne se relaxe au cours de l'essai, l'éprouvette entre donc en compression ce qui engendre son flambement. La stratégie basée sur la conduite d'essais à déformation imposée a donc été abandonnée au profit d'essais à contrainte imposée.

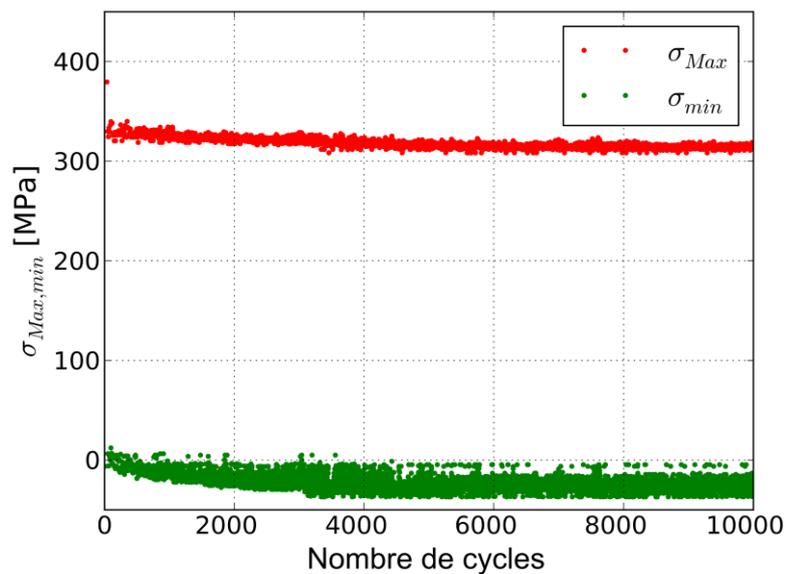


Figure II-21 : Relaxation de la contrainte moyenne au cours des essais d'érouissage cyclique à déformation totale imposée ($R_e = 0,25$)

3. Essais d'érouissage cyclique à contrainte imposée

Des essais à contrainte imposée ont été réalisés en utilisant différents niveaux de chargement et un rapport de charge constant de 0,1. Pour ces essais, le pilotage est effectué en contrainte nominale. La déformation est alors mesurée en utilisant un extensomètre. Les niveaux de contrainte utilisés sont : $\sigma_{max} = 420$ MPa, 440 MPa, 460 MPa, 480 MPa et 500 MPa. Ils ont été choisis pour avoir la réponse du matériau à des déformations maximales comprises entre 2% et 7%.

Les essais ont été conduits sans dispositif anti-flambement. L'extensomètre permettant de mesurer la déformation au cours de l'essai a été fixé par des élastiques sur la face de l'éprouvette comme illustré par la Figure II-22.

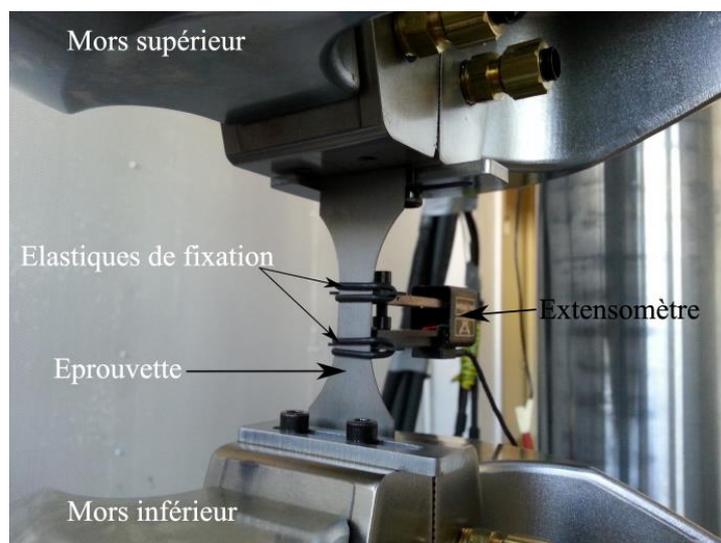


Figure II-22 : Érouvette montée sur la machine servo-hydraulique lors d'un essai d'érouissage cyclique

Puisque l'objectif est de déterminer le comportement stabilisé, les essais sont arrêtés après que l'état asymptotique soit atteint sans nécessairement attendre la rupture de l'éprouvette. Pour chaque niveau testé, une nouvelle éprouvette a été utilisée.

Les courbes de la Figure II-24 montrent que, pour tous les niveaux de chargement testés, le phénomène de Rochet cyclique se manifeste au début de l'essai. Pendant la phase transitoire, l'incrément de déformation plastique est d'autant plus important que la contrainte nominale imposée est importante. Cet incrément diminue avec l'augmentation du nombre de cycles (Figure II-25). Le phénomène de Rochet disparaît après un nombre de cycles donné qui varie en fonction du niveau de contrainte appliqué.

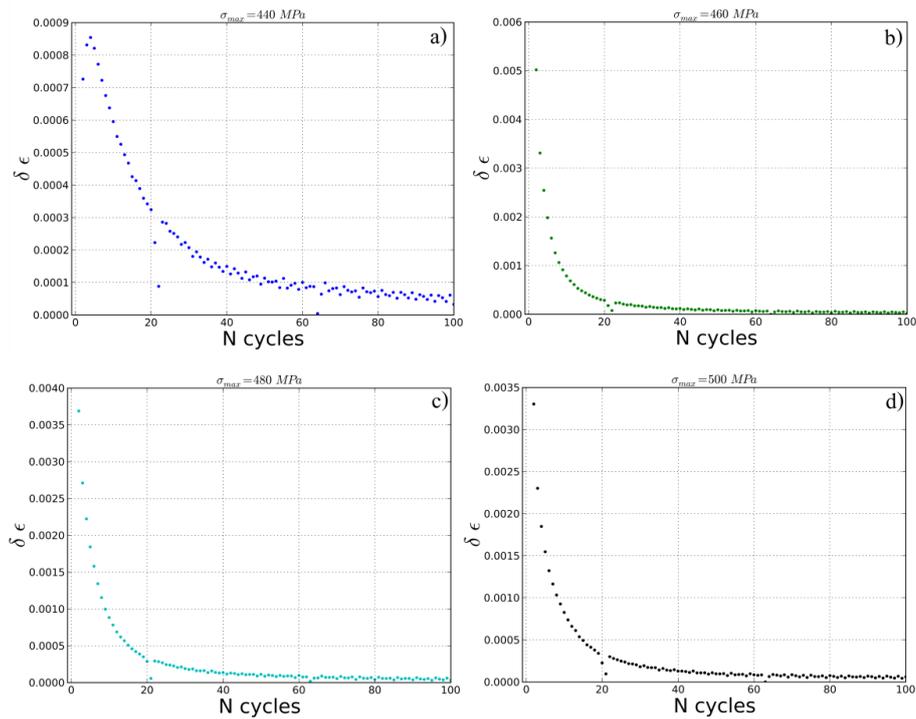


Figure II-23 : Incrément de déformation plastique pour a) $\sigma_{max} = 440 \text{ MPa}$ b) $\sigma_{max} = 460 \text{ MPa}$ c) $\sigma_{max} = 480 \text{ MPa}$ d) $\sigma_{max} = 500 \text{ MPa}$

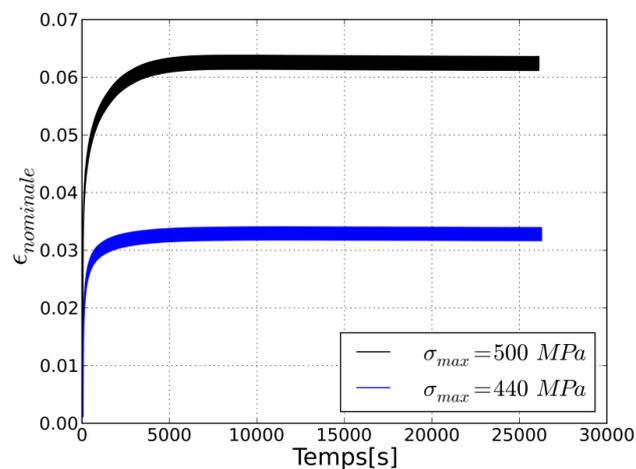


Figure II-24 : Déformation nominale en fonction du temps pour les essais $\sigma_{max} = 440 \text{ MPa}$ et $\sigma_{max} = 500 \text{ MPa}$

En examinant les courbes $\sigma_v = f(\varepsilon_v)$ (Figure II-25), on constate que l'étendue de la déformation plastique est faible. Elle est toutefois plus importante lorsque le niveau de chargement augmente.

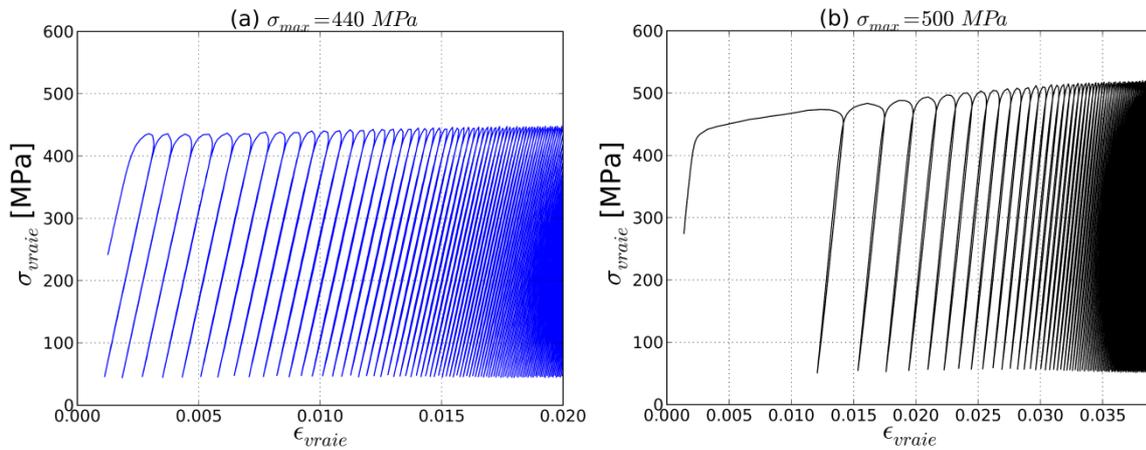


Figure II-25 : Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour le début de l'essai ($\sigma_{max} = 440 \text{ MPa}$) (b) $\sigma_{max} = 500 \text{ MPa}$

À partir de ces essais, les boucles stabilisées (Figure II-26) ont été extraites pour les niveaux de chargements testés.

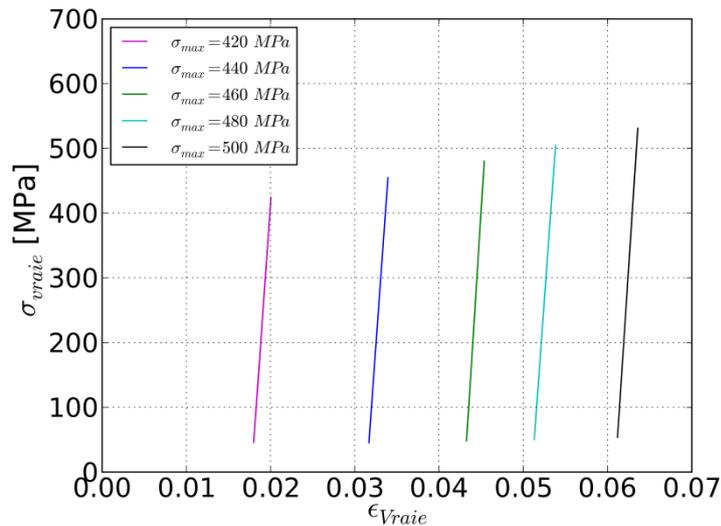


Figure II-26 : Boucles stabilisées pour les différents niveaux de contraintes testés

IV. Modèle de comportement cyclique

1. Choix du modèle

L'étude de l'évolution des champs de contraintes et de déformations dans une structure nécessite l'utilisation d'un modèle de comportement cyclique pertinent. En particulier, en fonction des conditions de sollicitations, le modèle de comportement doit permettre de prévoir s'il y a adaptation ou accommodation lors d'un chargement cyclique. La pertinence d'un modèle est alors liée à deux facteurs : le choix des relations de comportement et la précision avec

laquelle les paramètres sont identifiés. Puisque la plupart des critères de fatigue reposent sur l'observation de l'état stabilisé, il est clair que la pertinence du modèle de comportement est essentielle pour une problématique de dimensionnement.

Le choix du modèle élasto-plastique s'est fait après l'analyse des résultats des essais d'érouissage cyclique. Un modèle avec érouissage isotrope linéaire [60] a été choisi pour décrire le comportement cyclique de l'alliage Fe-Si. Le modèle s'écrit alors sous la forme donnée par les équations (27) – (32). La fonction de charge de Von mises est donnée par :

$$f(\sigma, R) = \sigma_{\acute{e}q} - R_{\acute{e}c} \quad (27)$$

où : $\sigma_{\acute{e}q}$: contrainte équivalente de Von mises. $R_{\acute{e}c}$: fonction d'érouissage.

En élasticité linéaire, la loi est celle de Hooke :

$$\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}} = \underline{\underline{\underline{\underline{D}}}}^{\acute{e}l} : \underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e \quad (28)$$

où : $\underline{\underline{\underline{\underline{D}}}}^{\acute{e}l}$ tenseur d'élasticité d'ordre 4

$$\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e = \frac{1 + \nu}{E} \underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}} - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}) \underline{\underline{\underline{\underline{1}}}} \quad (29)$$

La fonction d'érouissage est donnée par : $R_{\acute{e}c} = \sigma_y + H \varepsilon^{pl}$

où : H : module d'érouissage.

La loi s'écrit donc sous la forme suivante :

$$d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}} = d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e + d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^{pl} \quad (30)$$

$$d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e = \frac{1 + \nu}{E} d\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}} - \frac{\nu}{E} \left(d \text{tr}(\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}) \right) \underline{\underline{\underline{\underline{1}}}} \quad (31)$$

$$d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^{pl} = \frac{3}{2H} \frac{\langle d\sigma_{\acute{e}q} \rangle}{\sigma_{\acute{e}q}} \underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}' \quad (32)$$

où : $\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}'$: tenseur déviateur de contrainte.

2. Identification des paramètres par optimisation

Les paramètres du modèle ont été identifiés par optimisation à partir des résultats des essais d'érouissage cyclique à différents niveaux de contraintes.

Le principe de l'optimisation consiste à trouver le jeu de paramètres qui minimise l'écart entre la variable simulée et la variable calculée quantifié par l'équation (33).

$$Ec(x) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n f_i [(y_1(x, t_i) - y_2(t_i))]^2 \quad (33)$$

Avec :

- Ec : Scalaire représentatif de l'écart à l'instant t_i entre deux variables

- X : Jeu de paramètres à optimiser
- f_i : Fonction de poids associé à chaque instant t_i .

La variable grâce à laquelle l'écart E_c est quantifié est la contrainte $\sigma = f(\varepsilon)$. Le matériau présente un effet Rochet qui disparaît au cours de l'essai. L'optimisation est faite sur la boucle stabilisée. La Figure II-27 présente le modèle bilinéaire identifié.

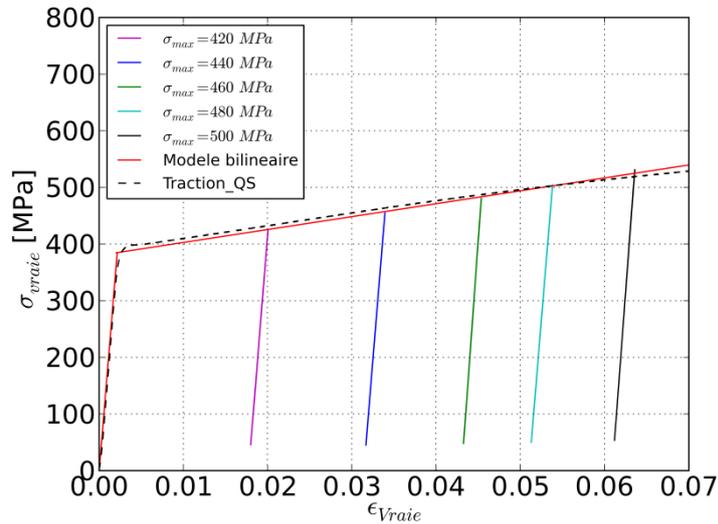


Figure II-27 : Identification du modèle de comportement cyclique de la M330-35A sur la base des essais d'érouissage cyclique (boucles stabilisées)

La Figure II-27 montre bien que le modèle identifié passe par la majorité des maximums des boucles stabilisées et rejoint la courbe de traction monotone. Ces résultats montrent que le comportement cyclique stabilisé de l'alliage étudié n'est pas très différent de son comportement quasi-statique. Les paramètres identifiés sont présentés dans le Tableau II-7.

E(GPa)	ν	H(MPa)	σ_y(MPa)
180	0,3	2280	380

Tableau II-7 : Paramètres de la loi de comportement cyclique

3. Synthèse partielle

Les essais d'érouissage cyclique ont été réalisés en utilisant un rapport de charge positif afin d'éviter le flambement de l'éprouvette. Pour les essais à déformation imposée, la contrainte moyenne se relaxe après quelques cycles. L'éprouvette entre alors en compression et un problème de flambement apparaît. Pour contourner ce problème, des essais d'érouissage cyclique à contrainte imposée ont été réalisés. On observe un phénomène de Rochet qui se manifeste dès le début de l'essai puis disparaît au bout d'un nombre de cycles. Une loi de comportement cyclique avec érouissage isotrope a été identifiée sur la base des essais expérimentaux.