

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE.

Ministère De l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique.



Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou.

Faculté du Génie de la Construction.

Département de Génie Mécanique.



Thème

**Modélisation du comportement endommageable
d'un acier en présence du vieillissement**

Memoire de fin d'études

Présenté et soutenu publiquement le 30 Septembre 2015

En vue de l'obtention du diplôme de *Master Académique en Génie Mécanique*

Option : *Comportement et Mise en Forme des Matériaux*

Par

HANNOU Aghilas

Devant le jury composé de :

**ALMANSBA
OULD OUALI
DJAOUI
FERHOUM
AHMED ALI**

**Madjid
Mohand
Nardjes
Rabah
Abdellah**

**Président
Directeur de mémoire
Co-directrice de mémoire
Examineur
Examineur**

PROMOTION 2014 /2015

Remerciements

Tout au long de mon mémoire et jusqu'à la présentation finale, j'ai bénéficié de nombreux et divers appuis. Un chaleureux remerciement à tous ceux qui m'ont permis d'aller au bout de ce travail.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance envers les membres du jury qui ont eu la lourde tâche d'examiner ce travail. A cet effet je remercie monsieur ALMANSBA Madjid d'avoir trouvé un petit créneau pour présider et animer la discussion. Je remercie aussi chaleureusement messieurs FERHOUM Rabah et AHMED ALI Abdellah qui, en leur qualité de rapporteurs se sont penchés avec bienveillance et minutie sur mon travail.

Je tiens à remercier tout particulièrement Monsieur OULD OUALI Mohand, directeur de mémoire qui a encadré au quotidien mes travaux de recherche. Sa très grande disponibilité et ses qualités humaines ont rendu ce travail particulièrement agréable. Son expertise scientifique ainsi que ses conseils avisés ont été très formateurs et d'un très grand secours durant cette année. Je tiens également à exprimer ma profonde gratitude et respect à Madame DJAOUI Nardjes co-directrice de mémoire pour ses conseils judicieux, son gré et ses observations pertinentes.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à Madame BEN CHABANE Nassima et Monsieur ZERROUKI Marzek. Je les remercie d'abord pour leur aide constante. Ils ont par ailleurs su me faire profiter de leurs connaissances scientifiques et de leurs méthodologies. Ce fut un réel plaisir de travailler avec eux.

Je remercie sincèrement l'ensemble du personnel des laboratoires SDM et LEC2M pour la bonne ambiance, leur soutien et leur accueil. Un grand merci aux doctorants du LEC2M avec qui j'ai passé de bons moments exceptionnels et inoubliables.

Pour conclure, je ne saurais oublier mes parents, qui m'ont toujours soutenu dans mes choix. Quels qu'ils soient, et m'ont laissé une grande liberté me permettant de satisfaire ma curiosité. J'adresse un très grand merci à mes sœurs et mes frères.

Dédicace

Je dédie ce travail à :

Mes chers parents, je t'aime gravement Maman (yema azizen tous cours) et je t'adore papa ;

Mes frères et sœurs ;

Pensée vive pour mon oncle M.A et Nana Am .D ;

Mrs : M.L et E.G ;

Mes amis ;

Mes camarades de La promotion master 2015 CMFM.

Nomenclature

ε	La déformation totale.
ε^p	La déformation plastique.
ε^e	La déformation élastique.
τ_{\max}	La contrainte de déformation maximale.
Re	La limite d'élasticité.
$\bar{\sigma}$	La contrainte de Von-Mises.
\overline{S}	Le tenseur déviatorique des contraintes.
J_2	Le second invariant du déviateur des contraintes.
Q_1	La valeur de saturation de l'écrouissage.
b	La vitesse à laquelle la saturation est atteinte.
α	Une fonction modulation traduisant l'influence de la vitesse, de la direction de sollicitation (triaxialité) et de la température.
Q_2	Un terme d'écrouissage linéaire, piloté pour simuler l'écrouissage à des niveaux de déformation élevés.
p	La déformation plastique équivalente cumulée.
R_a	L'augmentation de limite d'élasticité apportée par le vieillissement (statique ou dynamique).
t_a	Le temps de vieillissement (ageing time).
C_S	La fraction à saturation des atomes De solutés venant ancrer les dislocations temporairement arrêtées sur des obstacles.
P_1	L'amplitude de l'ancrage en contrainte.
n	Le coefficient d'écrouissage.
t_{a_0}	Le temps de vieillissement initial.
β	La dépendance de l'ancrage avec la déformation plastique cumulée p .

t_w	Le temps d'attente (waiting time).
E	Module de Young.
μ	Coefficient de poisson.

Liste des figures

Fig I.1 : élaboration des aciers	4
Fig I.2 : phénomène d'oxydation de l'acier inoxydable	9
Fig I.3 : fabrication des tubes en TU48C	14
Fig I.4 : a) Micrographie 3D de l'acier TU48C ;b) Micrographie de l'acier TU48C (microscopie optique, attaque au Nital)	15
Fig I.5 : Phénomène de vieillissement	15
Fig I.6 : lacune de miscibilité dans le diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr.....	16
Fig I.7 : Mécanisme du vieillissement de type statique	17
Fig I.8 : Courbe typique de traction avec le palier de Lüde18rs.	
Fig I.9 : Mécanisme du vieillissement dynamique (DSA)	19
Fig I.10 : Courbe typique de traction avec hétérogénéité de Portevin-Le Chatelier....	20
Fig I.11 : Phénomène de l'endommagement.....	21
Fig I.12 : Phénomène de l'endommagement ductile.....	22
Fig I.13 : La nucléation ou la germination	23
Fig I.14 : La croissance	23
Fig I.15 : La coalescence.....	23
Fig I.16 : endommagement par fluage	24
Fig I.17 : Plis de fatigue	25
Fig. II.1. Déformation d'une éprouvette en traction simple	28
Fig. II.2. Transition des décrochements de PLC du type A au type B sur la courbe contrainte – temps simulée à 10^4s^{-1}	31
Fig. II.3. Organigramme de l'implémentation du modèle en présence de vieillissement	36
Fig III.1: éprouvette de traction normalisée selon la norme NF A03-151.....	39
Fig III.2 : la Courbe conventionnelle des contraintes en fonction des déformations ..	40
Fig III.3 : Courbes contraintes déformations selon les trois directions par rapport au sens de laminage	42
Fig III.4 : Eprouvette de traction normalisée.....	43
Fig.III.5. Deux types de paliers pour le même acier doux (Nadai, 1950) : a) déplacement imposé, b) : force imposée.....	43
Fig III.6 : Courbes de traction à $10^{-4} S^{-1}$ à différentes température	44

Fig III.7 : éprouvette cylindrique plate : a) les conditions aux limites, b) le maillage adopté	45
Fig III.8 : éprouvette cylindrique plate : a) sans chargement, b) avec chargement	46
Fig III.9 : comparaison des résultats expérimentaux et numériques de l'essai de traction	47
Fig III.10 : Les conditions aux limites et de chargement imposées sur l'élément de volume.....	48
Fig III.11 : l'élément de volume : a)repos, b) sous chargement suivant X	49
Fig III.12 : Influence de paramètre P_2 sur la courbe contrainte /déformation	50
Fig III.13 : Influence de paramètre P_1 sur la courbe contrainte /déformation	50
Fig III.14 : Influence de paramètre b sur la courbe contrainte /déformation.....	51
Fig III.15 : Influence de paramètre α sur la courbe contrainte /déformation	51
Fig III.16 : Influence de paramètre Q sur la courbe contrainte -déformation	52
Fig III.17 : éprouvette cylindrique lisse : a) les conditions aux limites, b) le maillage adopté	53
Fig III.18 : éprouvette cylindrique lisse : a) sans chargement, b) avec chargement ...	54
Fig III.19 : Courbe contrainte /déformation de la simulation et l'expérimentale.....	54

Liste des tableaux

Tab III.1 : Composition chimique en (%)	38
Tab III.2 : Désignation du matériau selon différentes normes.....	38
Tab III.3 : Composition chimique en (%)	42
Tab III.4 : Désignation du matériau selon différentes normes.....	42
Tab III.5 : Paramètres de modèles numérique couplé à l'endommagement	46
Table III.6 : Paramètres de modèle couplé au vieillissement	49

Sommaire

Remerciement

Dédicace

Liste des figures

Liste des tableaux

Nomenclature

Introduction générale..... 1

Chapitre I : Généralités sur les aciers et leur vieillissement

I.1.Généralité sur les aciers 3

I.1.1. Définitions..... 3

I.1.2.Influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier 4

I.1.3 Classification des aciers..... 6

I.2. Les aciers inoxydables 8

I.2.1.Influence des éléments d'addition sur les aciers inoxydables..... 10

I.2.2.Principaux constituants des aciers inoxydables..... 11

I.2.4.Classification des aciers inoxydables 11

I.3. L'acier TU48C..... 13

I.4. Le vieillissement 15

I.4.1 Vieillissement thermique (sous déformation) 16

I.4.2. Le vieillissement statique ou SSA..... 17

I.4.3 Le vieillissement dynamique ou DSA..... 18

I.4.4.Conséquences du vieillissement 20

I.5. L'endommagement	21
I.5.1.l'endommagement instantané.....	22
I.5.2.Endommagement différé.....	24
I.6. Comportement mécanique des aciers	25
I.7. Conclusion	26

Chapitre II : Modélisation numérique

II .1 Introduction	27
II.2 Notion de seuil de plastification	28
II.2.1. Courbe contrainte déformation	28
II.2.2. Valeur de la limite d'élasticité.....	29
II.3. Critères de plastification	29
II.3.1. Critère de Tresca.....	29
II.3.2. Critère de Von Mises	29
II.4 Lois de comportement	30
II.4.1. Lois phénoménologiques.....	30
II.4.2. Lois physiques	30
II.5 Présentation du modèle de vieillissement	31
II.6. Identification des paramètres.....	33
II.7. Simulation du modèle	34
II.8. Présentation du modèle de l'endommagement.....	34
II.9. Identification des paramètres.....	35

II.10) Implémentation numérique	35
II.11) Conclusion	37

Chapitre III : Expérimentale et simulation

III.1 Introduction.....	38
III.2. Caractérisation du matériau d'étude : Acier 304 (sans vieillissement)	38
III.2.1. composition chimique et désignation.....	38
III.2.2. Caractéristiques physiques	38
III.2.3. Caractéristique mécanique à l'état brut.....	39
III.2.4. l'Eprouvette utilisée.....	39
III.2.5. Essai de traction	39
III.2.6. Résultats expérimentaux des essais de traction.....	41
III.3. Caractérisation du matériau d'étude TU48C avec vieillissement	42
III.3.1. composition chimique et désignation	42
III.3.2. l'éprouvette utilisée.....	43
III.3.3. Essais de traction sur des éprouvettes vieillis	43
III.3.4. Résultats expérimentaux.....	44
III.4. Simulation numérique.....	44
III.4.1 Eprouvette plate : sans vieillissement.....	44
III.4.1.1. les conditions aux limites et le maillage adopté	44
III.4.1.2. Calibrage des paramètres de modèle.....	45
III.4.1.3. Résultats et discussions	46
III.4.2 Eprouvette cylindrique lisse : avec vieillissement	47
III.4.2.1 test sur un élément de volume	47
III.4.2.2 Calibrage des paramètres de modèle numérique couplé au vieillissement	49

III.4.2.3 Etude paramétriques	50
III.4.2.4 Les conditions aux limites et les chargements.....	52
III.4.2.5 Résultats et discussions	53
III.5. Conclusion	55
Conclusion générale	56
Les références bibliographiques	58



Introduction générale

La bibliographie nous offre un certain nombre d'approches très diverses qui permettent de décrire le comportement mécanique des métaux au cours de la déformation plastique. Mais ne décrivent pas suffisamment bien les phénomènes mis en jeu, tels que le phénomène Portevin Le Chatelier (PLC), et ne permettent généralement pas de mettre la main sur les origines et les aspects physiques de la déformation plastique des métaux. Ainsi que les mécanismes microscopiques tels que le mouvement ou le blocage des dislocations.

L'origine physique du vieillissement a été beaucoup étudiée en relation avec le phénomène Portevin Le Chatelier (PLC) et effets de Ludres. Mais son influence sur les propriétés mécaniques et notamment sur la rupture des aciers reste très controversée.

Dans ce travail, nous nous intéressons à l'étude du comportement mécanique à l'état brut de l'acier inoxydable 304 et l'état vieillis d'un acier non allié TU48C par une approche numérique. Les résultats expérimentaux tirés dans la thèse J. BELOTTEAU et ceux obtenus dans des essais mécaniques effectués sur l'inox 304 brut ont servi de comparaison aux prédictions numériques des lois de comportement choisies dans cette étude.

Les travaux de ce mémoire sont donc présentés en trois chapitres

Dans le premier chapitre une étude bibliographique est réalisée sur les phénomènes du vieillissement statique et dynamique par la déformation. Des généralités sur les aciers seront présentées. Les différents modèles de loi de comportement permettant de simuler les phénomènes de vieillissement par la déformation, l'effet de Ludres et de Portevin Le Chatelier (PLC) sont étudiés. A la fin de cette partie, on recense les travaux traitant de l'influence de vieillissement dynamique sur la rupture ductile.

Le deuxième chapitre est consacré à la présentation du modèle de Mc Cormick. L'influence de certains paramètres matériau sur les localisations de déformation et mise en évidence. Les paramètres du modèle KEMC sont identifiés en utilisant la base de données expérimentale tirée des travaux de J. BELOTTEAU. Des fonctions d'évolution des paramètres du modèle KEMC par rapport au temps du vieillissement sont introduites dans l'identification. Cette identification vise plus particulièrement à améliorer les paramètres liés au terme de vieillissement identifiés par J. BELOTTEAU.

Le troisième chapitre est consacré à la simulation numérique et la validation des résultats obtenus. Des simulations sur des éprouvettes lisses en traction simple sont présentées. Ces calculs sont réalisés sur les éprouvettes cylindriques en 3D. On utilise également une loi élastoplastique avec un écrouissage apparent identifié sur les

Introduction générale

courbes expérimentales de traction simple afin de mettre en évidence l'influence du vieillissement dynamique sur les localisations de déformation plastique. Une comparaison entre les résultats obtenus expérimentalement et ceux prédit numériquement montre la pertinence de notre démarche.

Cette étude s'achève par une discussion montrant les perspectives du sujet.

Chapitre I

Généralités sur les aciers et leur vieillissement

I.1. Généralité sur les aciers

L'élaboration du fer remonte à 1700 avant JC par les Hittites. de cette époque jusqu'à la fin du moyen âge, sa fabrication consistait à chauffer simultanément des couches alternées de minerai et de bois jusqu'à l'obtention d'une masse de métal pâteuse qu'il fallait marteler à chaud pour éliminer ses impuretés et aboutir au fer brut.

A la fin du dix-neuvième siècle, la production d'acier se développe avec la révolution industrielle, notamment grâce aux convertisseurs Bessemer et au procédé Thomas-Gilchrist. [4]

Au cours du vingtième siècle, la production mondiale d'acier passe de 28 millions de tonnes en 1900 à 60 millions en 1910. En 1940, cette production atteint 141 millions en 2004, la production est de 1057 millions de tonnes. [4]

Le fer et l'acier ont joué un rôle capital dans l'évolution des civilisations, il est difficile de dater avec précision les premiers pas de l'histoire de fer. Les premiers usages de ce métal remontent aux temps préhistorique avec des fers météoriques contenant des quantités de nickel importantes, de l'ordre de 8 %. [5]

I.1.1. Définitions

L'acier peut être défini comme un matériau composé essentiellement de fer et présentant une teneur en carbone inférieure à 2 %. Il peut encore contenir d'autres éléments mais de tous ces éléments d'alliage, le carbone a l'effet le plus prononcé sur les propriétés de l'acier. Si l'on ajoute plus de 0,5 % d'éléments d'alliage à l'acier, on parle d'acier allié. Si la proportion d'éléments d'alliage est inférieure à ce chiffre, on parle d'acier non allié. [6]

Les procédés de fabrication modernes de l'acier sont assez nombreux. Ils donnent des produits de qualités différentes. La majorité d'entre eux consiste pour affiner la fonte de première fusion à décarburer dans un premier temps, puis de rétablir par des additions convenables les teneurs de ces éléments au niveau désiré. [7]

L'acier est obtenu dans des fours ou convertisseurs par différentes opérations métallurgiques tels que l'oxydation des différents éléments d'impuretés, décarburation de la fonte et addition d'éléments alliés nécessaire pour améliorer les différentes propriétés.

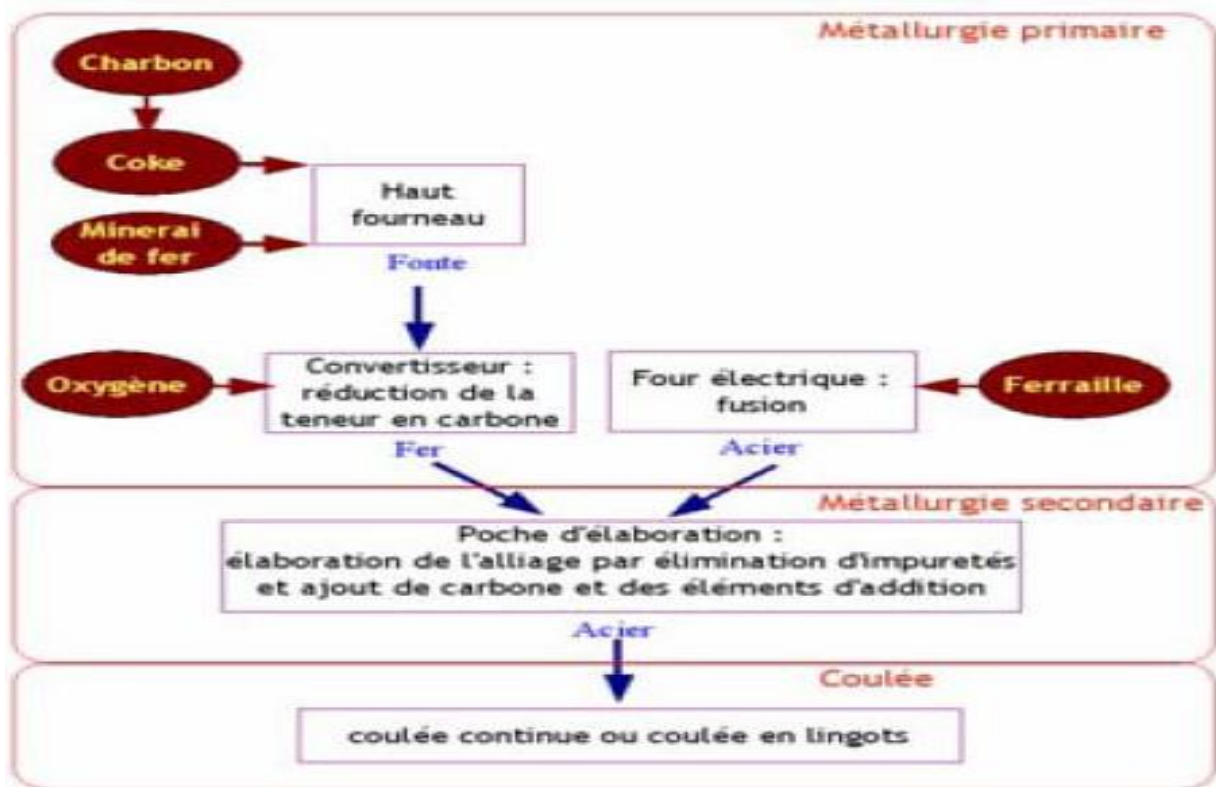


Fig I.1 : élaboration des aciers. [7]

I.1.2. Influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier

Les aciers sont des alliages de fer et de carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2% outre le fer et le carbone qui en sont les éléments essentiels rentrant dans leur composition, ils se composent de plusieurs autres inclusions ou impuretés constantes ou inévitables telles que Mn, Si, P, S, O, M et H qui influent sur leur propriétés. La présence de ces inclusions s'explique:

- Soit par la difficulté de l'élimination de certaines d'entre elles lors de l'élaboration (S, P).
- Soit par leur passage dans l'acier lors de l'opération de désoxydation (Mn, Si).
- Soit encore par addition en vue d'améliorer les propriétés de l'acier (Cr, Ni, Mo).

L'influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier peut être divisée en deux groupes : les éléments chimiques constants et les éléments d'alliages

- **Influence des éléments chimiques constants [8]**

La fragilité et la plasticité sont les propriétés essentielles de l'acier, le même métal peut être ductile ou fragile suivant : La composition chimique, L'état de surface et la température.

Parmi les éléments chimiques, généralement contenus dans les aciers ordinaires, on peut citer :

- **Le carbone** : Après refroidissement lent, la structure d'un acier se compose de la ferrite et cémentite (deux phases), la quantité de cémentite est directement proportionnelle à la teneur en carbone. La ferrite une fois associée à la cémentite nous donne la perlite. Le carbone est l'élément qui a une grande influence sur les propriétés de l'acier. L'augmentation de la teneur en carbone accroît la dureté, la charge à la rupture et la limite élastique tout en diminuant l'allongement, la striction et la résilience. Notons toute fois que la résistance commence à chuter à partir de 1,2% C.
- **Le silicium** : La teneur du silicium dans l'acier varie de 0,05 -f- 0,3%, il existe surtout à l'état de solution ferrite. Son influence n'est pas très importante sur les propriétés de l'acier, mais rend toute fois l'acier plus homogène à la coulée, en s'opposant, grâce à son pouvoir réducteur à la formation de soufflures, l'un des défauts les plus fréquents qu'on rencontre après solidification de l'acier. Sa présence en grande quantité permet une bonne désoxydation de l'acier.
- **Le manganèse** : Le manganèse existe en solution dans la ferrite sous forme de MnS et surtout sous forme de carbure Mn_3C associé à la cémentite Fe_3C . Sa teneur dans l'acier varie de 0,2 à 0,8% la présence du manganèse dans l'acier est très souhaitée, car d'une part il augmente la dureté de l'acier et sa trempabilité et d'autre part i joue le rôle d'antidote du soufre, car le soufre est moins nocif dans la mesure où il se trouve sous forme de MnS et non sous forme de FeS ou de soufre libre.

- **Influence des éléments d'alliages**

Les éléments d'alliages ont une influence sur les transformations allotropiques du fer. Tous ces éléments à l'exception de C, N, H et en partie du bore, formant avec le fer des solutions solides de substitution.

- **Eléments α -gènes** : ce sont des éléments qui favorisent la formation de la phase α , c'est le cas du Mo, Nb, V, Ta, Si.
- **Eléments γ -gènes** : l'ajout des éléments tel que le C, N et Co.

I.1.3 Classification des aciers [9]

- **Aciers de construction**

Dans les groupes des aciers de construction, on trouve les aciers au carbone et les aciers alliés, destinés à la fabrication des éléments de machines, utilisés dans la construction des ouvrages d'art et des édifices. La teneur en carbone dans ce groupe d'aciers ne dépasse pas 0,5 à 0,6 %. Un acier de construction doit posséder en plus des bonnes propriétés mécaniques, de bonnes propriétés technologiques telles que se prêter bien au formage (laminage, forgeage, emboutissage, etc.), à l'usinage, au soudage, avoir une pénétration de trempe élevée et une faible aptitude aux déformations et aux tapures de trempe.

- **Aciers de décolletage**

Les aciers de décolletage possèdent de bonnes aptitudes à l'usinage tout en assurant un bon état de surface. Ils contiennent généralement une teneur accrue en soufre et en phosphore. Le soufre se combine au manganèse en formant MnS sous forme d'inclusions allongées dans le sens du laminage et contribue à la formation d'un copeau court et cassant.

Le phosphore améliore la dureté et la résistance, et élève le seuil de fragilité à froid. La teneur en carbone varie de 0,08 à 0,45 %, celle du manganèse de 0,7 à 1,5 %, celle du soufre de 0,08 à 0,30 % et celle du phosphore de 0,08 à 0,15 %. La résistance et la dureté augmentent, alors que la plasticité diminue avec la teneur en carbone.

- **Aciers d'amélioration**

Ce sont les aciers utilisés après trempe et revenu à haute température et contenant entre 0,3 et 0,5 % C. Les aciers d'amélioration doivent avoir une limite élastique élevée, une faible susceptibilité à l'entaille, une bonne pénétration de trempe et une faible aptitude à la fragilité de revenu. Les nuances contenant entre 0,35 et 0,45 % s'emploient surtout pour les pièces de sections relativement petites, ou sollicitées par des charges relativement faibles. Pour des pièces volumineuses, on emploie les aciers alliés pour augmenter la pénétration de trempe. Pour des pièces encore plus grandes, on utilise les aciers fortement alliés exposés ci-après.

- Aciers alliés au chrome

L'addition du chrome de 0,8 à 1,2 % accroît la pénétration de trempe et permet de former un carbure plus dur que la cémentite, ce qui contribue à l'augmentation de la dureté, de la résistance à la rupture et à l'usure, sans accroître la fragilité. Les aciers alliés au chrome peuvent contenir d'autres éléments tels que le bore (0,002 à 0,005) % qui augmente la pénétration de trempe et le vanadium (0,1 à 0,2) % qui renforce les propriétés mécaniques de l'acier.

- Aciers alliés au chrome-manganèse.

L'addition combinée de chrome (0,9 à 1,2 %) et du manganèse (0,9 à 1,2) % permet d'accroître suffisamment la résistance et la pénétration de trempe. Ces aciers s'emploient pour des pièces de sections variant de 20 à 40 mm. L'addition supplémentaire de titane à l'acier, abaisse son aptitude à la surchauffe.

- Aciers alliés au chrome-silicium-manganèse (chromansil)

Les propriétés mécaniques de ces aciers sont très élevées. La composition chimique moyenne est constituée de : 0,2 à 0,3 % C ; 0,9 à 1,1 % Cr. 0,8 à 1,1 % Mn et 0,9 à 1,2 % Si.

Les caractéristiques mécaniques des aciers au Cr-Si-Mn après trempe à l'huile (880°C) et revenu (540°C) sont les suivantes: $R = 1100 \text{ N/mm}^2$, $R_e = 850 \text{ N/mm}^2$, $A = 10 \%$, $K = 50 \text{ J/cm}^2$, $Z = 45 \%$.

- Aciers alliés au chrome-nickel

Ces aciers possèdent une bonne résistance, une bonne ductilité et une grande pénétration de trempe. Ils sont employés pour la fabrication de grosses pièces de formes complexes, sollicitées en service à des chocs et des charges vibratoires. Le nickel assure la ductilité maximale, et combiné au chrome, ils assurent une pénétration de trempe élevée. Combiné au molybdène, le nickel abaisse sensiblement le seuil de fragilité à froid.

• Aciers de cémentation

Ce sont des aciers à faible teneur en carbone (0,10 à 0,25) %. Après trempe, cémentation et revenu à basse température, la dureté de la couche cémentée atteint 62 HRC et celle du cœur (20 à 40) HRC. Les aciers de cémentation doivent avoir au cœur des propriétés mécaniques élevées, en particulier, une très haute limite élastique. Les éléments d'alliage améliorent les propriétés mécaniques.

- Aciers alliés au chrome

La teneur en chrome des pièces simples, varie de 0,7 à 1 %. Les propriétés mécaniques sont de l'ordre de : $R = (700 \text{ à } 800) \text{ N/mm}^2$, $R_e = (500 \text{ à } 650) \text{ N/mm}^2$, $A = (11 \text{ à } 12) \%$, $K = (60 \text{ à } 70) \text{ J/cm}^2$.

- Aciers alliés au chrome-vanadium

L'addition de vanadium (0,1 à 0,2) % à un acier au chrome, améliore ses propriétés mécaniques : $R = (750 \text{ à } 800) \text{ N/mm}^2$, $R_e = (550 \text{ à } 600) \text{ N/mm}^2$, $A = (12 \text{ à } 13) \%$ et $K = 80 \text{ J/cm}^2$. La faible pénétration de trempe de ces aciers ne permet de les utiliser que pour des pièces de petites dimensions (axes de pistons, arbres à cames).

- Aciers alliés au chrome-nickel

L'addition simultanée de chrome et de nickel augmente la résistance, la plasticité et la ductilité au cœur des pièces. De plus, le nickel augmente la résistance et la ductilité de la couche cémentée. Ces aciers sont employés pour les grosses pièces supportant, en service, des charges dynamiques importantes. Ils sont peu susceptibles de surchauffe en cémentation prolongée et n'ont pas de tendance à la sursaturation en carbone de la couche superficielle.

- Aciers alliés au chrome-manganèse

Dans beaucoup de cas, puisque les aciers au chrome-nickel coûtent chers, ils sont remplacés par les aciers au chrome-manganèse qui sont employés pour la fabrication des engrenages, des arbres, etc. Les aciers alliés au chrome-manganèse sont moins résistants à la surchauffe et possèdent une ductilité plus faible par rapport aux aciers chrome-nickel.

I.2. Les aciers inoxydables [7]

Les phénomènes de corrosion des métaux sont de constitution électrochimique: le métal redécouvre son état thermodynamiquement stable, l'état oxydé. En présence d'un milieu oxydant (eau, atmosphère), le métal se révolte avec l'environnement, cette réaction se fait avec des échanges d'électrons.

Les aciers inoxydables jouent un rôle primordial dans pratiquement tous les domaines tel que : l'industrie pétrolière, stations de traitement des eaux, l'agroalimentaire, chimie, transport, et aussi dans la construction d'ouvrages d'art. Comme les autres aciers, ce sont des alliages de Fer et de Carbone, auxquels on ajoute du Chrome et d'autres éléments, notamment le Nickel, même parfois le Molybdène et le Vanadium, Cu, Ti, Nb, afin d'améliorer la résistance à la corrosion et d'autres propriétés aussi, mais très peu de carbone pour éviter la précipitation de carbures de chrome.

Les inoxydables au chrome-nickel sont des aciers ayant une concentration en Chrome comprise entre 12% et 30 %, et en Nickel de 0% à 35% c'est à dire l'élément le plus important est le Chrome. Ils se caractérisent par leur résistance à la corrosion, due à la formation spontanée d'un film superficiel d'oxyde de Chrome (Cr_2O_3), très mince et très stable dit "couche passive".

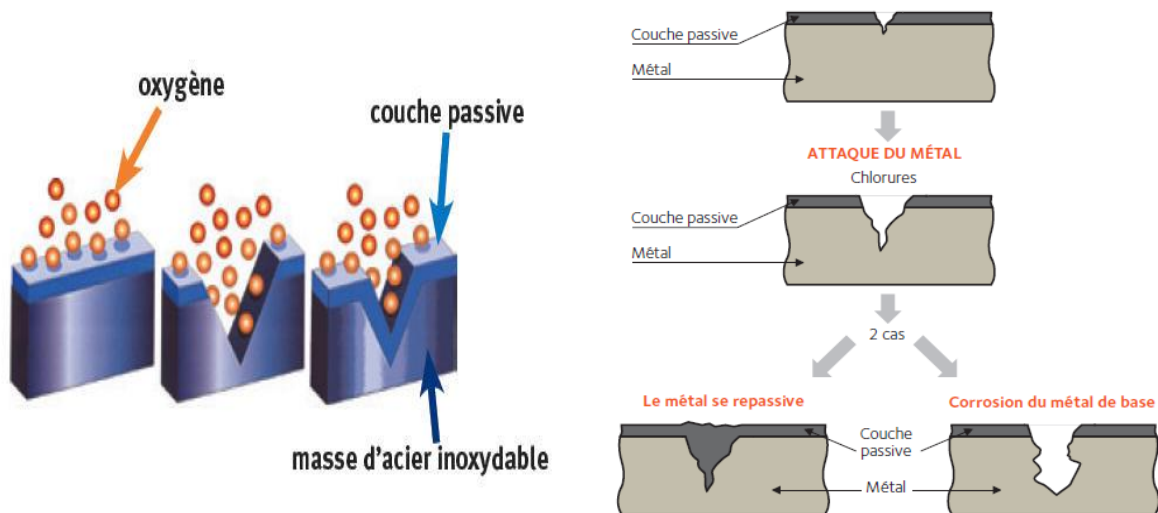


Fig I.2 : phénomène d'oxydation de l'acier inoxydable. [10,11]

L'une des propriétés la plus importante des aciers inoxydables appelés « inox » est sa résistance à la corrosion. La résistance de ces alliages métalliques aux provocations chimiques des produits corrosifs, provient de leur faculté à s'auto-protéger par la formation spontanée à leur surface d'un film complexe d'oxydes et d'hydroxydes de chrome, qui protège le substrat métallique de la corrosion généralisée et des attaques localisées. Cette couche extrêmement mince, d'une épaisseur de l'ordre de 1,0 à 2,0 nm, rend la vitesse de corrosion négligeable, Elle est imperceptible à l'œil nu et se comporte de même manière qu'un véritable barrage entre l'alliage et le milieu extérieur.

De plus, l'acier inoxydable se repassive si la surface est endommagée localement par exemple par des rayures ; cette couche se reforme spontanément au contact de l'oxygène contenu dans l'air ou dans l'eau. Cependant, en présence de chlorures, une rupture locale dans le film passif peut se produire sans aucune autoréparation. On observe alors des phénomènes de corrosion localisée (par piqûres/crevasse). Plus la teneur en chrome est élevée, meilleure est la résistance à la corrosion. Par contre, il y a une limite vers 29% de chrome du moment que c'est le maximum qu'on peut ajouter dans un acier.

I.2.1. Influence des éléments d'addition sur les aciers inoxydables

Chacun des éléments d'addition a un effet spécifique sur les propriétés de l'acier. C'est l'effet combiné de tous les éléments d'alliage et dans une certaine mesure, les impuretés qui déterminent le profil des propriétés d'une catégorie d'acier, les éléments d'addition interviennent dans la formation de différents précipités en fonction de la température maximale atteinte et de la durée de maintien à cette température (l'effet du vieillissement).

- **Chrome (Cr) :** C'est au chrome et à lui seul que l'on confie la résistance des aciers inoxydables aux agents oxydants, il accentue (augmente) également la résistance à l'oxydation à températures élevées. C'est un élément stabilisateur de la ferrite et constitue aussi l'élément préférentiel pour la formation de certaines phases intermétalliques telle que la phase sigma. Le Chrome est un élément alphasé.
- **Nickel (Ni) :** Élément gammagène, stabilisateur de l'austénite, sa teneur dépend principalement de celle en Cr. Son rôle est de contrôler la balance des phases et la répartition des éléments, afin de maintenir une proportion de ferrite d'environ 40 à 60%.
- **Molybdène (Mo) :** Le Molybdène est un élément alphasé, améliore en particulier la résistance à la corrosion par piqûre et par crevasse. Comme le Chrome, il permet d'accroître la stabilité des films de passivation. C'est un élément qui favorise fortement la phase ferritique. Il permet aussi la formation de phases secondaires pour les aciers ferritiques, austénitiques et duplex.
- **Carbone (C) :** Le Carbone est un élément gammagène, et est ajouté au Fer pour former l'acier, cette addition permet d'augmenter sa dureté et sa ténacité. La teneur en Carbone recommandée pour les aciers inoxydables austéno-ferritiques est limitée à 0.02 ou 0.03% à cause du risque de précipitation des carbures riches en Chrome ($M_{23}C_6$ et M_7C_3) qui peuvent servir comme sites d'initiation à la corrosion intergranulaire et par piqûres.
- **Azote (N) :** L'azote est un élément gammagène, et est un stabilisateur puissant de la phase austénitique. Il est réparti préférentiellement dans l'austénite à cause de sa grande solubilité dans cette phase et sa concentration dans l'interface du film de passivité. L'azote a de multiples effets sur les aciers inoxydables duplex du point de vue des propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion.

I.2.2.Principaux constituants des aciers inoxydables [12]

On peut séparer les éléments constituant les aciers inoxydables en deux partitions: La matrice et les phases (phases interstitielles et phases intermétalliques).

- **La matrice :** La structure des aciers inoxydables dépend spécifiquement des transformations particulières que possède le Fer de prendre des formes diverses qui ont des propriétés physiques différentes (l'allotropie). Joignant à ce dernier l'effet stabilisateur des éléments d'additions des phases α ou γ . C'est autant que la matrice peut être ferritique ou austénitique en prenant compte de ces paramètres.
- **Phases interstitielles :** La grande affinité du Carbone au Chrome fait que cet élément interstitiel forme avec le Chrome des carbures. Le type de carbure le plus courant est le Cr_{23}C_6 qui précipite au niveau des joints de grains et des dislocations. D'autres éléments interstitiels peuvent se substituer au Carbone comme le Bore qui peut former avec le Chrome un carbo-borure du type $\text{Cr}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$.
- **Phases intermétalliques :** On assiste aussi dans les aciers inoxydables à la précipitation de phases intermétalliques. On distingue notamment les composés suivants : La phase sigma (σ), La phase de Laves (R) et Les phases intermétalliques à caractère électronique du type Hume-Rothery [11] telle que la phase chi (χ).

D'autres éléments y sont ajoutés comme éléments d'addition soit en insertion tels que le Carbone ou l'Azote, soit en substitution tel que le Molybdène. La structure des aciers inoxydables en dépend énormément, ces éléments peuvent être :

- **Eléments α -gènes :** ce sont des éléments qui favorisent la formation de la phase α , c'est le cas du Mo, Nb, V, Ta, Si et Al.
- **Eléments γ -gènes :** l'ajout des éléments tel que le C, N et Co, conduit à l'élargissement du domaine austénitique.

I.2.4.Classification des aciers inoxydables [13]

Les aciers inoxydables sont des aciers ferreux, ils sont classés dans la catégorie des aciers fortement alliés. Les inox servent pour des utilisations particulières pour les quels, au moins un additif atteint ou dépasse les 5%. Ce qui signifie une augmentation importante de l'inoxidabilité ou de la résistance à chaud ou à froid.

Les aciers inoxydables peuvent être classés en quatre grandes familles possédant chacune leurs propres caractéristiques: Aciers inoxydables martensitiques, Aciers inoxydables ferritiques, Aciers inoxydables austénitiques et Aciers inoxydables austéno-ferritiques.

- **Les aciers inoxydables martensitiques :** Ont des teneurs en chrome comprise entre 12% et 18%, une teneur en carbone est au sommet de 1,1% (par exemple l'acier AISI 440 C), des teneurs plus faibles pour les autres éléments comme le nickel (max. 2%), le molybdène (max. 0,5%), le manganèse (max. 1%), le silicium (max. 1%), et des teneurs en impuretés tel que le soufre et le phosphore respectivement inférieures à 0,03% et à 0,04%. La structure martensitique de ces aciers est obtenue par trempe, avec ou sans précipitation de carbures.
- **Les aciers inoxydables austénitiques :** Ont des teneurs en chrome comprises entre 12% et 30%, en Nickel entre 7% et 35% ; les teneurs en carbone ont diminué au fil du temps pour atterrir à 0,02% ; elles sont à l'égard d'une faiblesse pour d'autres éléments, tel que le Molybdène (max. 5,6%), le Sélénium (max. 0,2%), et encore plus faibles en éléments stabilisants (Ti, Nb, Ta), les teneurs en impuretés comme le soufre et le phosphore étant respectivement inférieures à 0,030% et 0,045%. L'utilisation de ces aciers est très répandue et variée dans tous les domaines où la résistance à la corrosion est une propriété primordiale. Néanmoins, dans certains cas, ces aciers ne sont pas utilisables, soit à cause de leurs propriétés mécaniques maigres, soit en raison de leur sensibilité à certains modes particuliers de corrosion comme, par exemple, la corrosion sous contrainte. [17]
- **Les aciers inoxydables ferritiques :** Ont une teneur en chrome inférieure à 27%, une teneur maximale en carbone de 0,16% (par exemple l'acier AISI 446), des teneurs faibles en d'autres éléments, comme l'aluminium (max. 0,2%), le molybdène (max. 0,6%), le manganèse (max. 1%), le silicium (max. 1%), et des teneurs en impuretés comme le soufre et le phosphore, respectivement inférieures à 0,03% et 0,04%. Ces aciers ne subissent pas de transformations de phases, lors de traitements thermiques de revenu utilisés dans le but d'améliorer leurs propriétés mécaniques et leur résistance à la corrosion. Grâce à leur teneur en chrome élevée, ces aciers offrent des propriétés, souvent supérieures à celles des aciers austénitiques: résistance mécanique, résistance à la fissuration par corrosion sous contrainte et résistance à la corrosion par piqûres et crevasses. Ils ne peuvent être utilisés pour la fabrication de pièces de forte épaisseur, laminées, forgées ou moulées.

- **Les aciers austéno-ferritiques ou TRIP (TRansformation Induced Plasticity):** [18]

Sont des aciers multiphasés particuliers où la ferrite se transforme partiellement en martensite après une sollicitation mécanique. On débute donc avec un acier ductile (acier austénitique), pour aboutir à un acier de type Dual Phase. Ils font partie des recherches sidérurgiques de ces dix dernières années. Ce sont des aciers composites, mélange de phases dures du fait de la martensite présente et de phases ductiles grâce à leur structure contenant de la cémentite/ferrite, cette combinaison permet l'obtention de meilleures caractéristiques mécaniques.

I.3. L'acier TU48C

L'acier étudié est un acier au Carbone – Manganèse manié dans les tuyauteries du circuit secondaire des centrales nucléaires à eau pressurisée du palier N4. Ces tubes sont soumis, en conditions de fonctionnement, à une pression de l'ordre de 70 à 80 bars et à des températures allant jusqu'à 250°C. L'acier TU48C provient d'un tube d'un diamètre extérieur de 460 mm et d'épaisseur 38.7 mm. Le tube est repéré U634 dans le cadre du projet RECITAL (Pex-1514,2004). Le tube étudié présentant des joints soudés, l'acier TU48C constitue le métal de base. Ces aciers sont mis en forme par laminage de tube sans soudure, une technique qui consiste à percer une barre et élargir le trou à l'aide d'un mandrin jusqu'à obtenir le diamètre intérieur voulu. L'intérêt de ce procédé, illustré en Figure suivante, est de ne pas donner lieu à des soudures longitudinales. Les tubes sont ensuite assemblés par soudage dans le sens circonférentiel (assemblage bout à bout). [1]

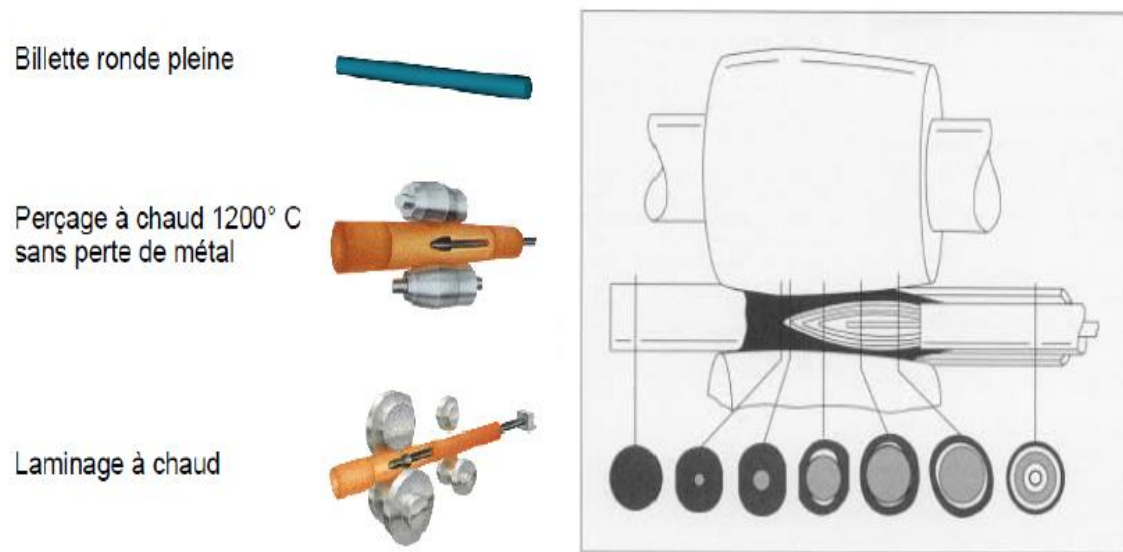


Fig I.3 : fabrication des tubes en TU48C. [14]

La microstructure de l'acier TU48C est constituée essentiellement de ferrite (fer α il s'agit d'acier à très faible teneur en carbone, sa structure est cubique centré) avec un pourcentage très élevé et de perlite (il s'agit d'un agrégat formé de plus de ferrite un allant jusqu'à 11% de cémentite ou carbure de fer). L'architecture se présente sous forme de « couches » alternées de ferrite et de perlite issues du biais de mise en forme par laminage. Les micrographies effectuées sur le matériau ont permis de mettre en valeur cette microstructure. Des constatations ont été réalisées selon les trois (03) directions : sens axial (A), sens circonférentiel (C), et sens radial (R). La Figure ci-dessous montre une modernisation 3D concrétisée à partir de ces observations au microscope optique à travers ces trois (03) directions.

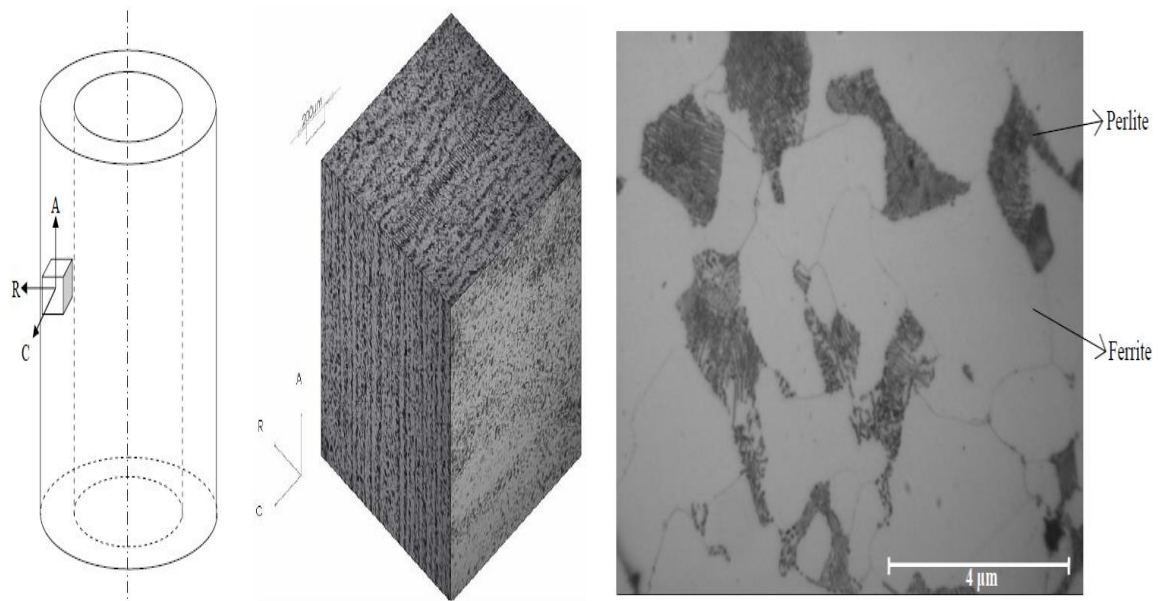


Fig I.4 : a) Micrographie 3D de l'acier TU48C ;b) Micrographie de l'acier TU48C (microscopie optique, attaque au Nital). [1]

La Figure ci-dessus montre une micrographie à une échelle plus acérée, où on peut voir en clair les grains de ferrite, et en foncé les grains de perlite.

I.4. Le vieillissement

Vieillissements conduisant à une dégradation des propriétés mécaniques des matériaux, mais améliore leur limite d'élasticité (R_e augmente).

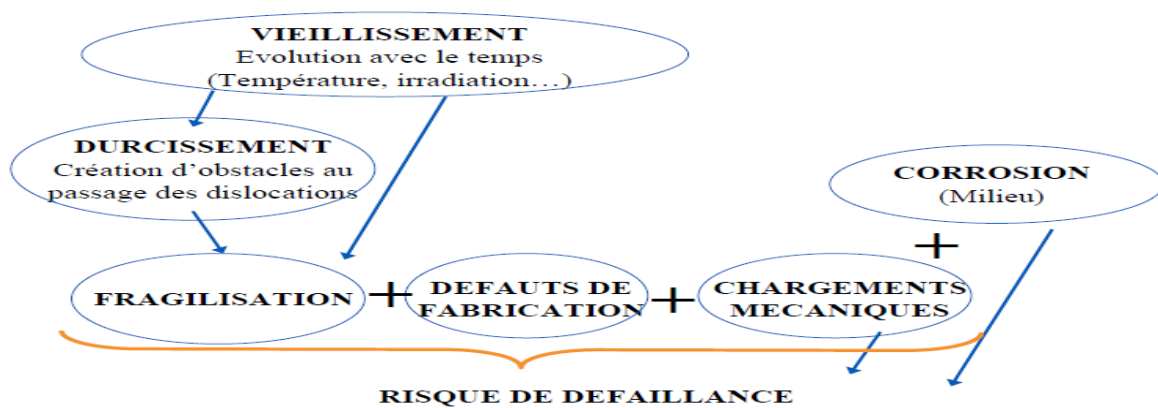


Fig I.5 : Phénomène de vieillissement. [15]

I.4.1 Vieillissement thermique (sous déformation) [1,16]

Le vieillissement sous déformation est un phénomène qui affecte l'évolution des caractéristiques mécaniques d'un matériau. Le phénomène de vieillissement est une transformation accélérée avec l'avance en âge de tout mécanismes en leurs activés par la température. Cela se traduit par la fonction de température et de temps de maintien. [17] La figure suivante prouve l'existence des lacunes de miscibilité entre le Fer et le Chrome pour des températures inférieures à 550°C. Dans la lacune de miscibilité, l'alliage se démixe pour former deux phases: la phase α' phase riche en chrome, la phase α phase riche en fer. De nombreuses études ont été effectuées et permettant de mettre en évidence deux types de vieillissement : L'un de type statique (SSA pour Static Strain Ageing) et L'autre de type dynamique (DSA pour Dynamic Strain Ageing).

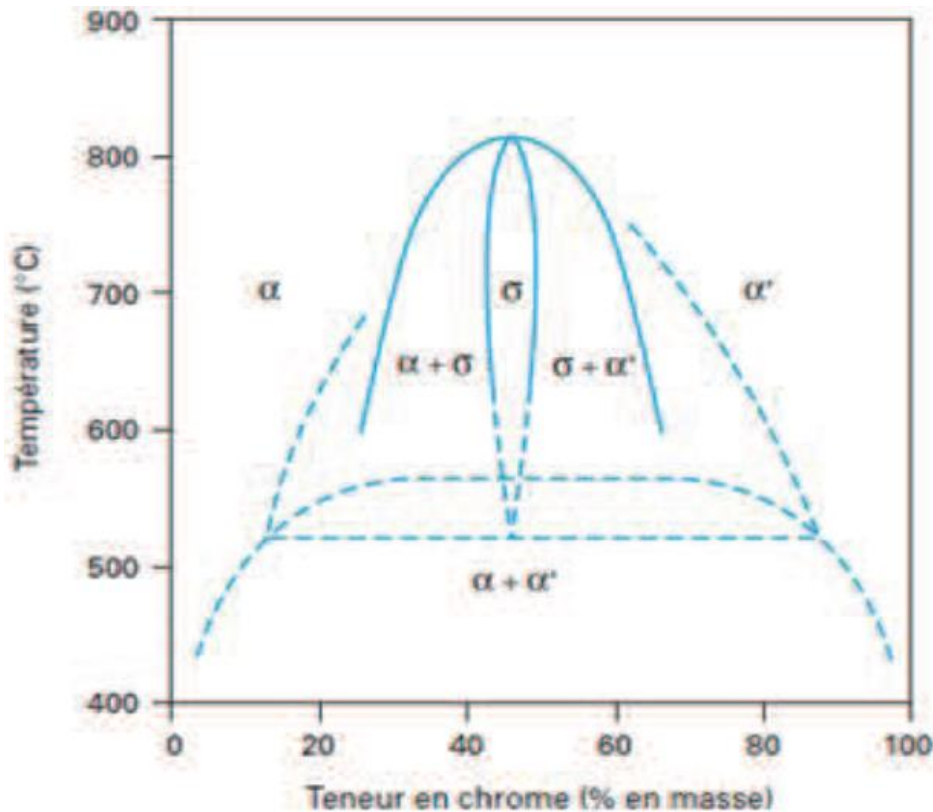


Fig I.6 : lacune de miscibilité dans le diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr [19].

Les vieillissements statique et dynamique sont des phénomènes liés à la mobilité des éléments en solution, et est directement entraînée par la température dont se rattachent les phénomènes de diffusion. Mais en ce qui intéresse le DSA, il existe d'autres manifestations sur le comportement macroscopique, en particulier l'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) (Kubin et Estrin, 1985 ; Kubin *et al.* 1988 ; Estrin *et al.* 1991).

Dans certaines conditions de température, directement liées au domaine de sur-contrainte, et à la vitesse de déformation, on observe un écoulement plastique irrégulier. Ces oscillations sont dues à la localisation de la déformation, entraînant une instabilité du matériau à l'échelle macroscopique.

Les deux mécanismes se rapportent à une interaction entre les éléments en solution et les dislocations. À une température donnée l'instabilité des éléments en solution est convenable pour leur permettre d'interagir avec les dislocations en les entravant dans leur déplacement, ce qui entraîne logiquement l'augmentation de l'effort nécessaire pour les mettre en mouvement. Ainsi, à l'échelle macroscopique, on constata une augmentation sensible de la contrainte nécessaire pour déformer le matériau.

I.4.2. Le vieillissement statique ou SSA [2]

Comme le montre la figure ci-après, repose sur le fait de mettre les éprouvettes dans un four sous une température donnée sans qu'il y est un minimum de chargement (sans contrainte) et de les maintenir à cette température pendant un temps voulue, par la suite on procède au cours de cette période à l'enlèvement des échantillons pour chaque minute désirée afin d'effectuer des essais (traction simple, emboutissage...etc.) pour pouvoir distinguer l'influence de l'effet de vieillissement sur le matériau. La diffusion des éléments se réalise en l'absence de sollicitation du matériau. À titre d'exemple selon Barnby (Barnby, 1965), après une heure de vieillissement à 623 K, la force (F_{vs}) nécessaire pour désancrer et remettre en mouvement les dislocations (écoulement plastique) est plus importante que la force (F_{sd}) nécessaire lors de l'essai de traction simple à température ambiante. Cela se traduit par une « sur-contrainte » lors de la reprise de l'écoulement par rapport à la courbe de traction sans interruption.

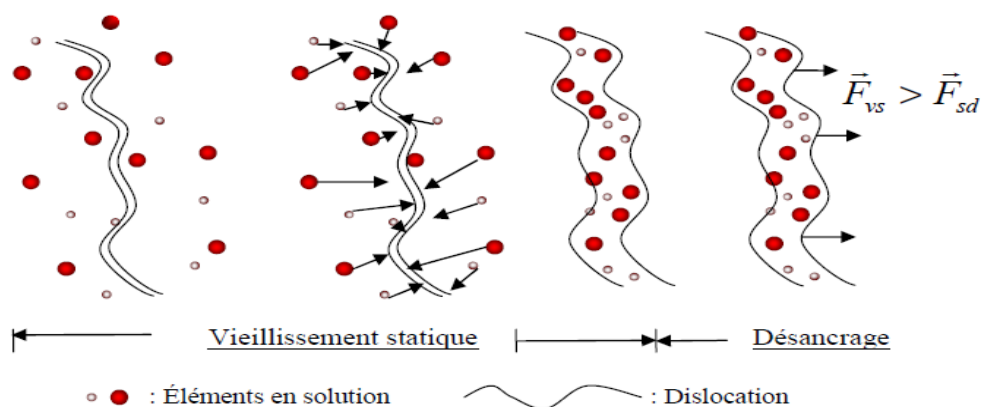


Fig I.7 : Mécanisme du vieillissement de type statique. [2]

Ce type de vieillissement correspond au changement de propriétés d'un matériau au mouvement de temps. Ce phénomène s'accompagne d'une augmentation de la limite d'élasticité au moment où l'on sollicite un matériau vieilli, et on observe un pic et un palier de Lüders sur l'allure de traction en naissance d'écoulement plastique.

Pour le vieillissement statique, le matériau fait part d'une certaine densité initiale de dislocations. Avec un temps convenable, les atomes de soluté répandent vers ces dislocations et causent leur « ancrage ». Leur remise en mouvement lors d'une prochaine sollicitation va alors être désorganisée par cet ancrage, générant par la suite des changements de propriétés mécaniques et des instabilités de déformation plastique tels que le crochet de traction suivi du palier de Lüders.



Fig I.8 : Courbe typique de traction avec le palier de Lüders. [2]

I.4.3 Le vieillissement dynamique ou DSA [16] :

(Cottrell, 1953b ; Sleswyk, 1958 ; Van Den Beukel, 1980 ; Van Den Beukel et Kocks, 1982 ; McCormick, 1988 ; Schlipf, 1994), consiste en mettre les éprouvettes comme l'on a fait dans le vieillissement statique mais plus que ça, ces dernières ont été soumises sous contrainte, cela a pour but d'accélérer plus le phénomène de vieillissement.

Ce phénomène est quelque fois dit « fragilité au bleu », nom dû aux précipités d'oxydes de fer de couleur bleue qui naissent dans les gammes de températures de 250 à 350°C sur des aciers à bas taux de carbone, principalement sensibles au vieillissement dynamique à ces températures. Ce fait sensible s'accompagne des fois de hachures sur la courbe de traction, appelées effet Portevin – Le Chatelier.

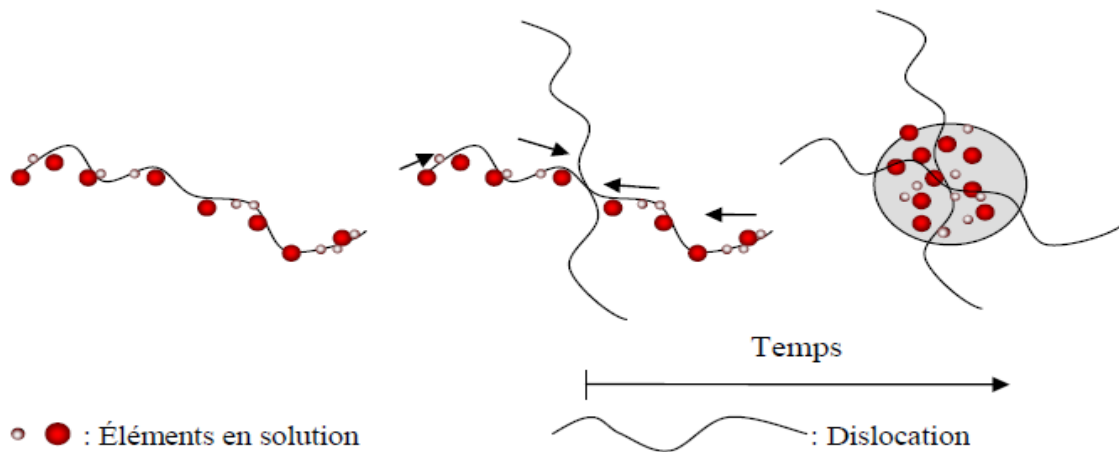


Fig I.9 : Mécanisme du vieillissement dynamique (DSA). [2]

Mais l'émigration du mélange se fait pendant la sollicitation. Ainsi, lors de son déplacement, une dislocation rencontre des entraves, spécialement d'autres dislocations, et peut rester immobilisée pendant une certaine période, dite temps d'attente. Durant cette période, si la température est satisfaisante, les éléments en solution peuvent diffuser et interférer avec la dislocation de deux manières différentes :

- Une première consiste en un élargissement de tirant de faute d'empilement de la dislocation (diminution de l'énergie de faute d'empilement) par un effet de type Suzuki ce qui a pour effet de réduire la mobilité de la dislocation en réduisant l'efficacité du mécanisme de glissement dévié (contraction du ruban de faute d'empilement plus difficile).
- Un deuxième mécanisme, les éléments dispersent tout le long de la ligne de la dislocation et s'excluent au niveau du point d'ancrage. La vitesse de diffusion des éléments est déterminée par un temps de vieillissement. Par conséquent, dans les deux cas, la force utile pour que la dislocation affronte l'obstacle, augmente.

Lors du vieillissement dynamique, la diffusion des solutés se réalise au cours de la déformation. Les effervescences sont dues au fait que la grandeur physique de la vitesse de diffusion des solutés est de même que la vitesse de mouvement des dislocations. Une compétition de mobilité entre les dislocations et les solutés, qui s'interprète par des « ancrages – désancrages » enchaînés des dislocations, est à la base de changements de propriétés mécaniques et de temps à autre d'instabilités de déformation plastique, dites instabilités de Portevin - Le Chatelier.

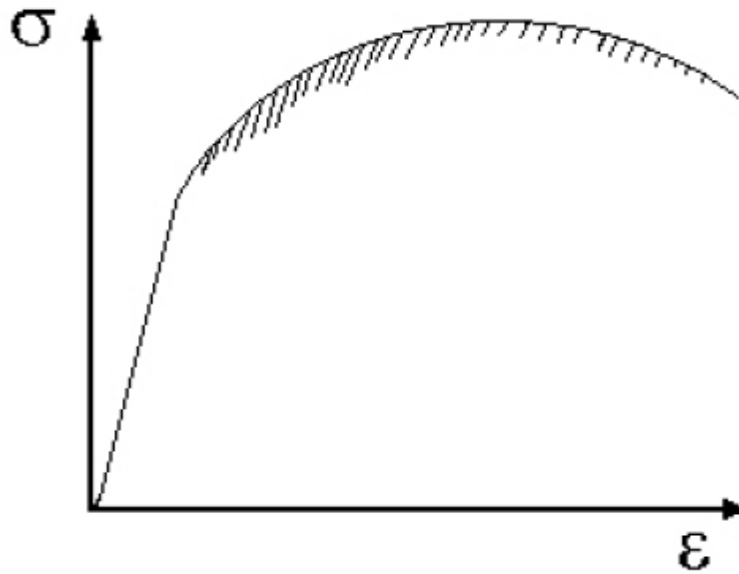


Fig I.10 : Courbe typique de traction avec hétérogénéité de Portevin-Le Chatelier. [1]

Il est intéressant de souligner que les instabilités de Portevin - Le Chatelier ne sont pas systématiques en présence de vieillissement dynamique ; on ne les remarque que dans certaines gammes de vitesses de déformation et de température et sont réunies à une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement plastique à la vitesse de déformation. Dès lors, un matériau peut être susceptible au vieillissement dynamique sans pour autant faire part des instabilités de Portevin -Le Chatelier.

I.4.4. Conséquences du vieillissement [19]

- **Sur la microstructure** : le vieillissement des aciers dans le domaine de la lacune de miscibilité entraîne d'autres changements au niveau de la microstructure de l'alliage. En effet, la décomposition spinodale génère l'émission d'un certain nombre d'éléments. Ainsi, il a été montré que le nickel et le manganèse sont rejetés par les zones riches en chrome alors que les zones riches en fer rejettent le silicium et le molybdène. Ainsi, les domaines jouxtant ces deux types de zones sont thermodynamiquement stables pour la précipitation d'une phase de composition $Ni_{16}Ti_6Si_7$, appelée phase G. A noter que le chrome, le fer, le molybdène et le manganèse peuvent se substituer au titane et au nickel.
- **Sur le comportement mécanique de l'alliage** : Ces progressions au niveau de la microstructure au déroulement du vieillissement ont des développements importants sur le comportement mécanique. Yrieix et Guttmann proposent une revue détaillée des effets du vieillissement sur le comportement mécanique de divers aciers martensitiques avec des teneurs en chrome distinctes. L'influence du vieillissement sur le comportement mécanique des aciers a révélé un nombre important d'études. Cela permet de citer en plus, entre autres, Cloué, Weng,

Herny, Chandra, Mathew, Yamada et Wang. Un durcissement important du matériau est avant tout observé. Meyzaud et Cozard suggèrent une relation qui admet de calculer le durcissement maximal des aciers après vieillissement à 450°C. Une augmentation de la température pour un temps de vieillissement, entraîne systématiquement l'augmentation de l'amplitude de durcissement. [20]

I.5. L'endommagement

L'endommagement est un phénomène invisible mais redoutable de dégradation progressive et intense des matériaux, ce qui les rend incapable d'accomplir leur mission. Il est le souci majeur des chercheurs et scientifiques, cela due à la perte des caractéristiques mécaniques d'un matériau, et est très répandu dans la quasi-totalité des domaines.

L'endommagement représente des phénomènes de création de nouvelles surfaces qui à l'échelle des liaisons atomiques se manifestent confortement à deux mécanismes : le clivage et la cavitation au sein d'un matériau soumis à une sollicitation. La théorie de l'endommagement s'applique jusqu'à l'amorçage de fissures macroscopiques comme le montre la figure ci-après :

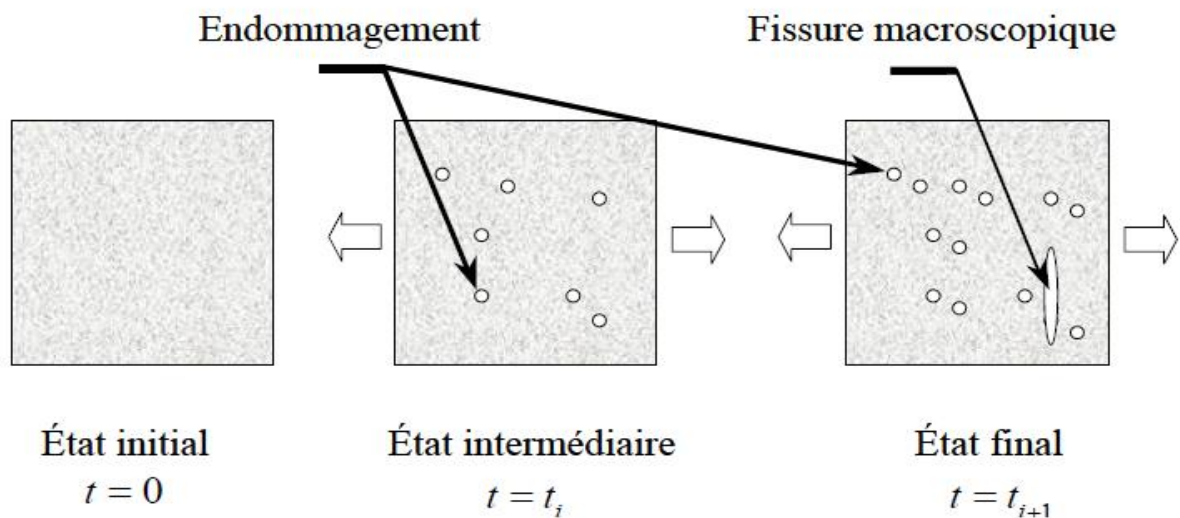


Fig I.11 : Phénomène de l'endommagement. [2]

Selon CHaboche et Lemaitre l'endommagement est l'évolution des phénomènes entre l'état brute et le début de la fissure macro-mécanique. Cette progression est due à divers mécanismes, ça nous permet de différencier les deux grandes classes de l'endommagement :

I.5.1. l'endommagement instantané

Les propriétés mécaniques sont diminuées localement ou totalement par des mécanismes physiques de l'endommagement. Dans ce cas le phénomène de la rupture est divisé sur deux types suivants :

- **l'endommagement fragile :** La rupture fragile est naturalisée par destruction de liaisons interatomiques, les micro-défauts se diffusent brusquement sans déformation plastique remarquable. Le dommage passe furieusement dans ce cas de la valeur initiale à la rupture totale de façon presque momentanée.
- **l'endommagement ductile :** Le mécanisme fondamental de la rupture est celui de la rupture ductile. Les matériaux ductiles peuvent subir d'importantes déformations plastiques. Le processus qui mène ces matériaux à la rupture peut être décrit par trois principaux mécanismes qui sont : la germination, la croissance et la coalescence de microcavités.

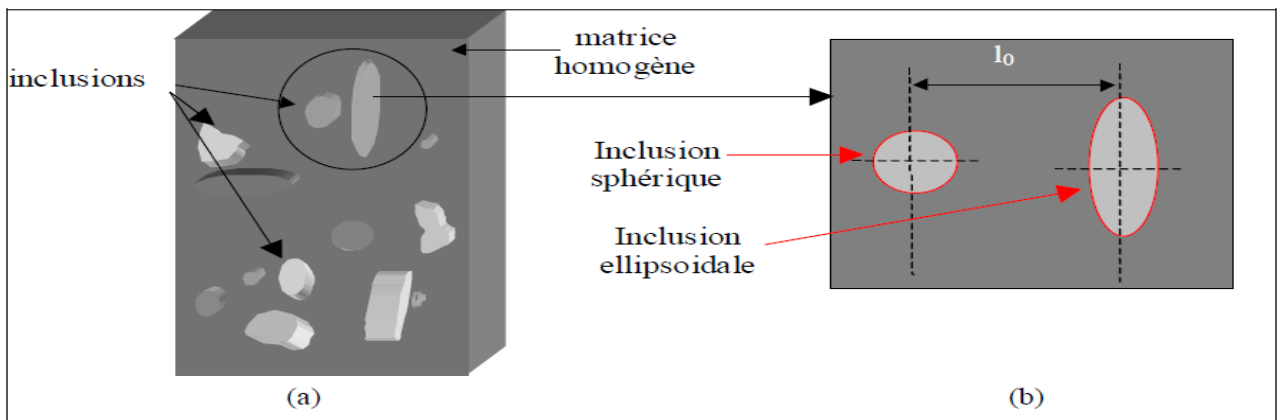


Fig I.12 : Phénomène de l'endommagement ductile. [21]

- **La nucléation ou la germination :** Qui peut se créer en deux mécanismes : soit par cavitation sous le mécanisme de décohérence qui a lieu entre l'inclusion et la matrice, ou par rupture d'inclusions qui se ségrègue sous l'influence de l'écoulement plastique de la matrice de pores (dont la fraction volumique joue le rôle de variable d'endommagement).

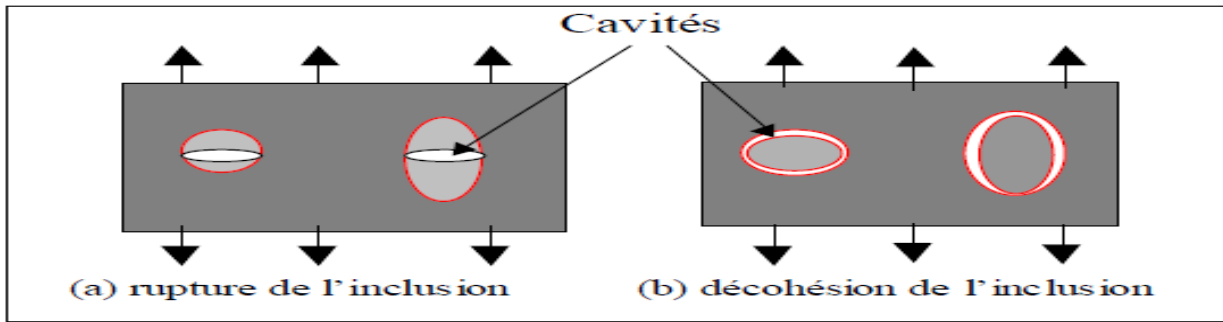


Fig I.13 : La nucléation ou la germination. [21]

- **La croissance** : À l'échelle mésoscopique la plus universelle principalement, la variation en comparaison de fraction volumique diminue avec le taux de déformation et augmente avec la température par déformation plastique.

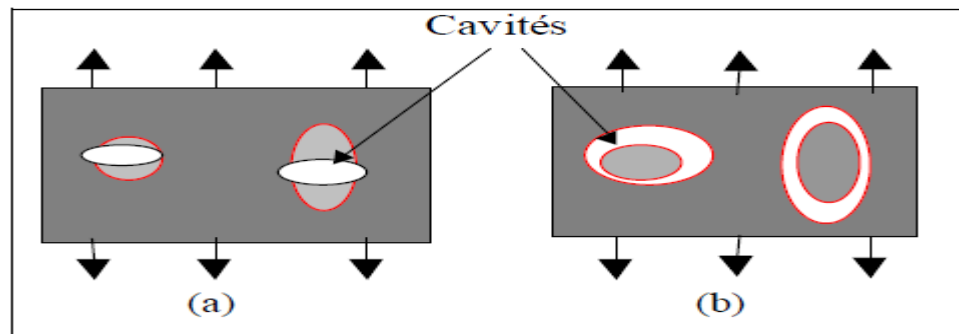


Fig I.14 : La croissance. [21]

- **La coalescence** : Coalescence de micro cavités pour former une fissure. Dans le cas où la coalescence augmente d'une manière plus rapide la fraction volumique, la structure sera alors amplement affaibli (principe de Gurson). Elles sont caractérisées comme suit :

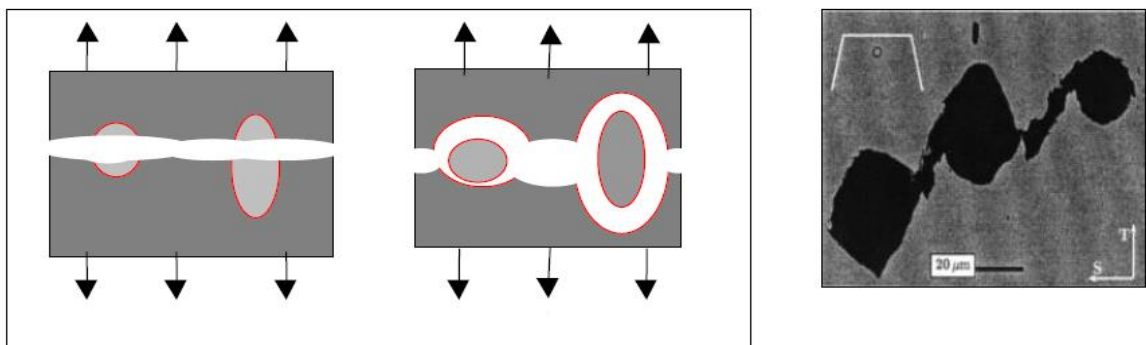


Fig I.15 : La coalescence. [21]

I.5.2. Endommagement différé

- **endommagement par fluage** : La rupture en fluage est surveillée dans de plusieurs matériaux dès que la température est assez élevée. Les joints de grains élaborent les sites privilégiés pour révéler les cavités. Ces cavités se reproduisent et subissent une croissance de taille sous l'effet de la déformation plastique et de la diffusion des lacunes. La rupture finale de ce type d'endommagement est intergranulaire. La figure suivante illustre les modes d'endommagement dans un acier austénitique et dans une céramique réfractaire comme étant exemple.

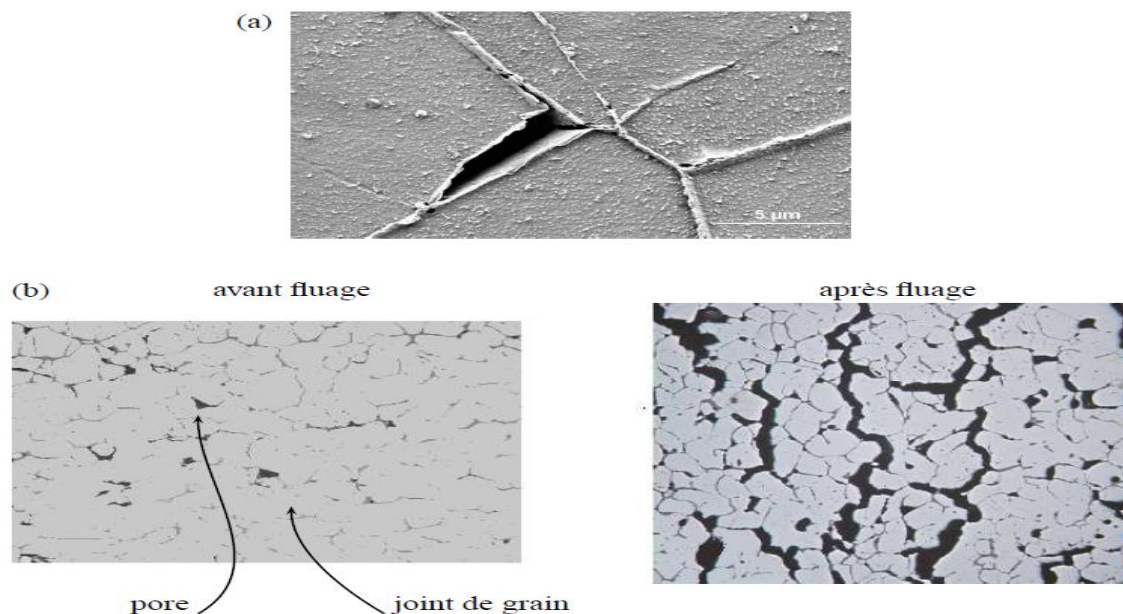


Fig I.16 : endommagement par fluage. [16]

- **endommagement par fatigue** : Le faciès macroscopique est habituellement lisse. L'observation du faciès microscopique peut révéler des stries de fatigue comme le montre la figure suivante. La déformation se concentre dans la bande de glissement, elle est le premier symptôme de la fatigue, c'est ce qui permet de parler du phénomène d'endommagement superficiel. Chaque rayure correspond à l'avancée de la fissure pendant une ère. L'observation des rayures permet donc de remonter à la vitesse de fissuration macroscopique

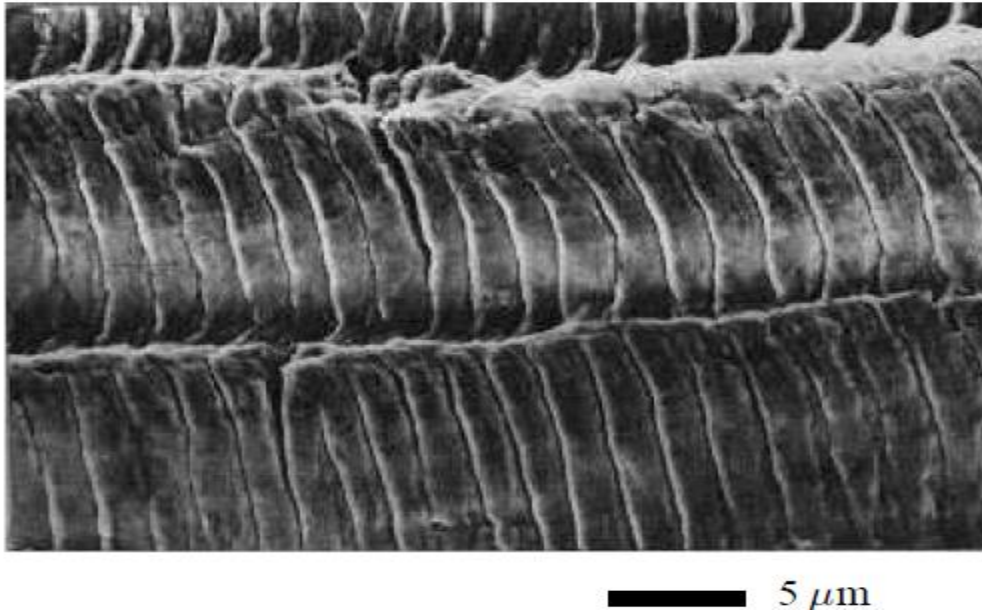


Fig I.17 : Plis de fatigue. [16]

I.6. Comportement mécanique des aciers [22]

En général, les propriétés mécaniques d'un alliage sont celles qui décrivent son comportement à la compression, à l'allongement, au pliage, aux rayures, à l'entaille, ou encore à la rupture. Les critères les plus utilisés pour évaluer ces caractéristiques mécaniques est :

- **La résistance** : le degré de résistance d'un matériau à la déformation, deux valeurs critiques sont prise en considération
- **La limite d'élasticité** ou la contrainte que peut subir le matériau avant une déformation plastique permanente.
- **La résistance à la traction** ou la contrainte qu'il peut subir avant une rupture/défaillance.
- **La dureté** : le degré de résistance à une pénétration lors de l'application d'une charge.
- **La résilience** : la capacité d'absorber l'énergie de déformation avant la rupture.
- **La Ténacité (ou plasticité)** : la capacité de se déformer plastiquement sans rupture.

Les valeurs des principales caractéristiques mécaniques de la nuance austénitique :

- Résistance à la traction = 490 à 970(MPa).
- Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% = 196 à 250(MPa)
- Allongement ($L_0=5d$) = 45(%)
- La résilience = 10 dan/cm²

Ces excellentes propriétés font que ces aciers sont utilisés dans divers domaines, à titre d'exemple : pour les équipements de restauration collective, les hôpitaux, l'industrie alimentaire, l'industrie laitière, les ustensiles ménagers, les éviers. Ils sont entre autres utilisés dans les équipements pour les industries chimiques et papetières.

Les propriétés mécaniques sont mesurées à l'aide de divers essais (traction, dureté, emboutissage, pliage...) ainsi les propriétés d'un matériau dépendent de la forme, la répartition et des quantités de phases qui le constituent. Ces paramètres sont regroupés sous le nom de structure des matériaux

I.7. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons représenté des généralités sur les aciers et ses classifications, Ainsi que des définitions sur l'acier inoxydable et les éléments d'addition influant sur ses propriétés mécaniques. Ensuite, nous avons parlé sur les aciers tube TU48C et ses caractéristiques mécaniques. Nous avons aussi évoqué le phénomène du vieillissement et l'endommagement. En fin, le comportement mécanique des aciers a été abordé.

Chapitre II

Modélisation Numérique

II.1. Introduction

L'étude du comportement mécanique des matériaux a pour but de connaître leur réponse à une sollicitation donnée. Les variables mises en jeu dans ce domaine sont les contraintes et les déformations.

Les modèles macroscopiques élasto-plastiques sont basés sur l'hypothèse de la décomposition de la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique, et l'hypothèse de l'indépendance du comportement plastique de la vitesse de déformation.

Plusieurs travaux sont menés pour définir, décrire et modéliser l'évolution de la surface de plasticité. Les travaux expérimentaux confrontés à ces modèles montrent leurs limites que se soit pour la description ou l'évolution de la surface de plasticité (**A. Khalfallah, 2004**). Les lois d'écrouissage sont les règles qui caractérisent l'évolution du domaine d'élasticité au cours de la déformation inélastique (**M. Petelet, 2007**). La plasticité décrit deux étapes de comportement:

1. La condition (ou critère) d'atteinte de l'état plastique.
2. Le comportement d'écrouissage une fois cet état plastique est atteint :
 - a. le durcissement ("hardening") plastique du matériau
 - b. l'adoucissement ("softening") plastique du matériau

Les lois élastoplastique à écrouissage isotrope permettent de modéliser une augmentation de la taille de domaine élastique avec la déformation plastique identique dans toutes les directions (**J.M Proix 2013**).

Pour définir les paramètres d'une loi à écrouissage isotrope, il faut identifier le comportement sur une courbe de traction, en vérifiant que l'identification est bien effectuée dans la plage de déformations susceptibles d'être rencontrées au cours du calcul de structure envisagé. En effet, si l'élasticité linéaire représente actuellement le cadre de la majorité des calculs de mécanique des milieux continus réalisés dans l'industrie, d'autres types de comportements sont de plus en plus utilisés car ils s'approchent plus de la réalité, et permettent donc un dimensionnement plus strict des structures ou de certains procédés de fabrication. Dans ce cadre, l'objectif de ce chapitre est de donner un aperçu général du comportement élasto-plastique des matériaux, et de sa modélisation en présentant les concepts fondamentaux sur lesquels il s'appuie.

II.2. Notion de seuil de plastification

II.2.1. Courbe contrainte déformation

Lors d'un essai de traction (Figure II.1) la plupart des matériaux présentent un domaine élastique caractérisé par une relation de proportionnalité entre la contrainte et la déformation. Si la contrainte est supprimée le matériau revient à son état naturel non déformé.

La contrainte est définie comme le rapport de la force sur la surface actuelle
 $\sigma = F/S$

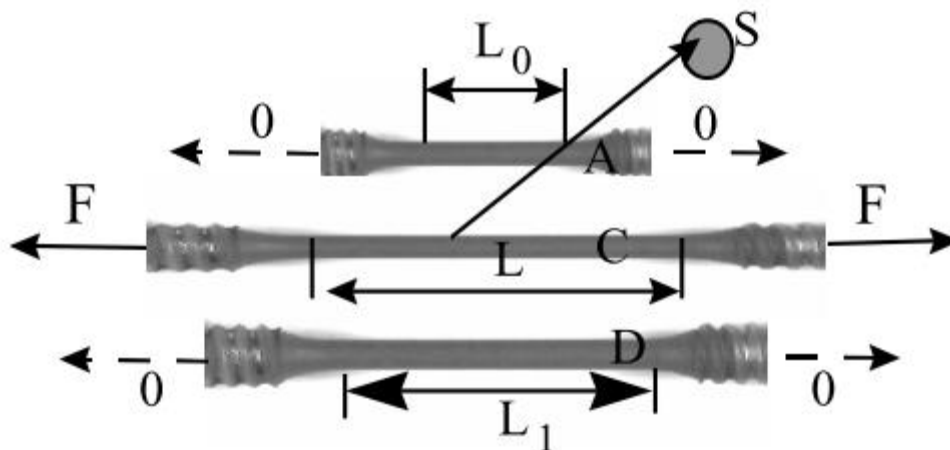


Fig. II.1. Déformation d'une éprouvette en traction simple.

A) état non contraint et non déformé ;

C) état déformé au delà de la limite d'élasticité. La déformation totale est la somme de la déformation plastique et de la déformation élastique ;

D) Etat non contraint, mais déformé. La déformation totale est égale à la déformation plastique.

La déformation totale peut être définie comme suit :

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (\text{II.1})$$

La déformation plastique est donnée par :

$$\varepsilon^p = \ln(L_1/L_0) \quad (\text{II.2})$$

La déformation élastique correspond à la partie récupérée lors de la décharge

$$\varepsilon^e = \ln(L_1/L_0) \quad (\text{II.3})$$

Ces définitions respectent la décomposition de la déformation en partie élastique (réversible) et partie plastique (irréversible) :

$$\varepsilon = \varepsilon^p + \varepsilon^e \quad (\text{II.4})$$

II.2.2. Valeur de la limite d'élasticité

La limite d'élasticité est la contrainte à partir de laquelle un matériau arrête de se déformer d'une manière élastique, réversible et commence donc à se déformer de manière irréversible.

II.3. Critères de plastification

Un critère de plasticité, ou critère d'écoulement plastique, est un critère permettant de savoir, sous des sollicitations données, si une pièce se déforme plastiquement ou si elle reste dans le domaine élastique. De nombreux essais ont montré que l'on pouvait utiliser deux critères principaux : le critère de Tresca-Guest et le critère de Von Mises.

II.3.1. Critère de Tresca

Pour un état de traction uniaxial, le critère de Tresca signifie que la plastification se produit quand le cisaillement maximum atteint la valeur critique $\frac{\sigma_0}{2}$:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_0}{2} \leq Re \quad (\text{II.5})$$

Re : la limite d'écoulement en traction uniaxial.

II.3.2. Critère de Von Mises

L'un des critères de plasticité isotrope les plus utilisés pour les matériaux métalliques ductiles est le critère de Von Mises. Il est établi en considérant l'écoulement plastique comme insensible à la pression hydrostatique, il est défini dans un repère de contrainte orthonormé quelconque. La contrainte de Von-Mises est donnée par :

Dans l'espace des contraintes à 6 composantes

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} = \sqrt{\frac{3}{2} * (S_{11}^2 + S_{22}^2 + S_{33}^2 + S_{12}^2 + S_{13}^2 + S_{21}^2 + S_{23}^2 + S_{31}^2 + S_{32}^2)} \quad (\text{II.6})$$

Dans l'espace des contraintes principales à 3 composantes

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_2)^2]} \quad (\text{II.7})$$

D'où S est le tenseur déviatorique des contraintes.

II.4. Lois de comportement

Il existe deux types de lois de comportement numériques

II.4.1. Lois phénoménologiques

Telles que la loi proposée par Tsukahara et Iung(1998) qui sont capables de reproduire numériquement l'effet du vieillissement statique: le palier de Lüders et la sur contrainte qui le précède observés lors des essais de traction (voir Benallal et al.2006 pour le PLC).

II.4.2. Lois physiques

La première étude de l'effet de PLC par la modélisation numérique a été effectuée par McCormick (1988a). Il a montré que les caractéristiques principales des instabilités de PLC pouvaient être simulées en discrétisant une éprouvette de traction en un nombre représentatif de tronçons et en résolvant simultanément les équations de la loi de comportement dans chaque tronçon tout en imposant la vitesse de chargement constante.

Le modèle adaptée est un modèle élasto-visco-plastique. En discrétisant beaucoup plus finement les géométries modélisées, ils ont réussi à simuler les caractéristiques du phénomène de PLC par la méthode des éléments finis, c'est à dire les décrochements sur les courbes contrainte/déformation et les bandes de localisation de déformation propageant le long des géométries.

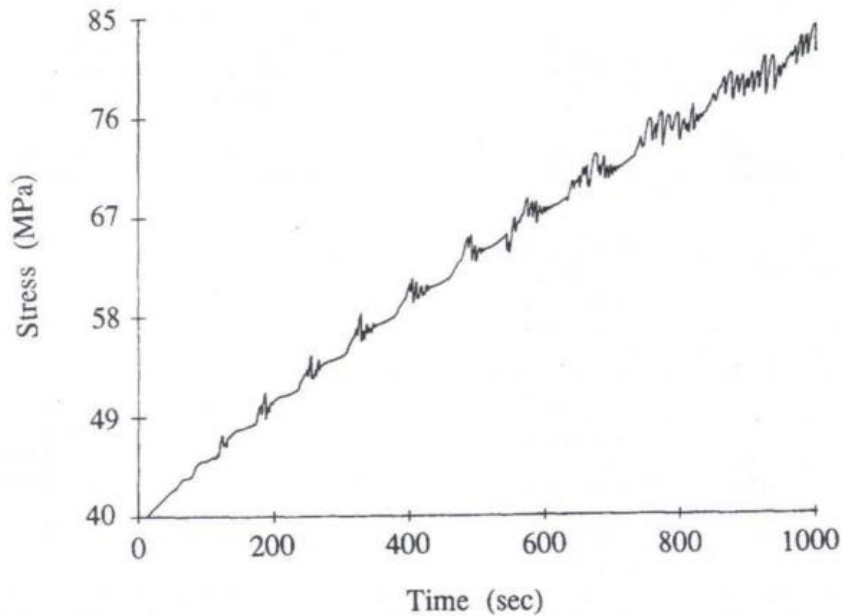


Fig. II.2. Transition des décrochements de PLC du type A au type B sur la courbe contrainte – temps simulée à $10^4 s^{-1}$.

Plus récemment, graff a reformulé le modèle de Zhang et al (2001) .Elle a choisi Une loi élasto-visco-plastique thermiquement activée. Ce modèle introduit le vieillissement par l'intermédiaire d'un terme d'écrouissage Isotrope dépendant d'une variable interne: le temps de vieillissement t_a . Le terme de Vieillissement permet de simuler la contrainte d'ancrage, à l'aide des équations Phénoménologiques inspirées de McCormick.

II.5. Présentation du modèle de vieillissement

Le modèle de vieillissement choisi est une loi élastoplastique. Elle est issue du modèle de McCormick (1995) repris par Zhang et McCormick (2001), et permet de prendre en compte à la fois du Vieillissement statique et dynamique. Ce modèle, implanté dans le code de calcul d'éléments finis ABAQUS, permet de simuler des bandes de déformation localisées associées Aux phénomènes de Lüders et de Portevin–Le Chatelier. On le présente ici dans sa forme Utilisée par J.BELOOTTEAU (2009). Le critère de plasticités est le critère de Von Mises:

$$f(\sigma, p, t_a) = J_2(\sigma) - R_0 - R(p) - R_a(p, t_a) \quad (\text{II.8})$$

J_2 est le second invariant du déviateur des contraintes. La limite d'élasticité R_0 est définie En l'absence de vieillissement .On l'appellera également par la suite «micro limite d'élasticité».

L'érouissage $R(p)$ est défini de façon isotrope en fonction de la déformation Plastique équivalente cumulée p . Un second terme de durcissement, R_a , également isotrope, Définit le vieillissement. L'érouissage isotrope classique est défini par la relation phénoménologique:

$$R(p) = \alpha(Q_1(1 - e^{-bp}) + Q_2p) \quad (\text{II.9})$$

Où Q_1 et b sont des paramètres matériaux à identifier décrivent l'érouissage non-linéaire de la loi de Chaboche et Lemaitre (1985), α est une fonction modulation traduisant l'influence de la vitesse, de la direction de sollicitation (triaxialité) et de la température. Un terme d'érouissage linéaire, piloté par le paramètre Q_2 , a dû être ajouté pour simuler l'érouissage à des niveaux de déformation élevés.

Le terme de vieillissement permet de simuler la contrainte d'ancrage, à l'aide des équations phénoménologiques inspirées de McCormick :

$$R_a(p, t_a) = P_1 C_S \quad (\text{II.10})$$

Avec

$$C_S = 1 - \exp(-P_2 p^\beta t_a^n) \quad (\text{II.11})$$

Le terme R_a représente l'augmentation de limite d'élasticité apporté par le vieillissement (statique ou dynamique). Il dépend des variables internes p , la déformation plastique équivalente cumulée, et t_a , le temps de vieillissement (ageing time).

La variable C_S représente de façon phénoménologique la fraction à saturation des atomes De solutés venant ancrer les dislocations temporairement arrêtées sur des obstacles (par exemple, les dislocations de type «arbres de la forêt»). C'est une variable, variant de 0 à 1, qui augmente avec le temps d'attente. Une situation totalement ancrée se traduit par $C_S = 1$, tandis qu'une situation totalement désancrée se traduit par $C_S = 0$.

La fraction à saturation C_S est pondérée par la constante P_1 , qui traduit l'amplitude de l'ancrage en contrainte. Les constantes P_1 et β définissent la dépendance de l'ancrage avec la déformation plastique cumulée p . Elles introduisent la notion de dépendance du phénomène de vieillissement avec le rôle des arbres de la forêt. Le processus de ségrégation des solutés autour des dislocations temporairement arrêtées, que l'on peut décrire comme une cinétique de «relaxation – saturation» de type Avrami, est donné par la loi d'évolution de t_a :

$$t_a = t_{a_0} e^{-\frac{p}{\omega}} + \frac{\omega}{p} (1 - e^{-\frac{p}{\omega}}) \quad (\text{II.12})$$

Avec

$$\dot{t}_a = \frac{t_w - t_a}{t_w} \quad \text{avec } t_w = \frac{\omega}{\dot{p}}; \quad t_a(t=0) = t_{a_0} \quad (\text{II.13})$$

La variable t_w (waiting time) est définie comme le temps d'attente moyen d'une dislocation devant un obstacle. L'incrément de déformation ω se produit lorsque toutes les dislocations temporairement ancrées se décrochent de leur obstacle et atteignent l'obstacle suivant.

L'analyse des équations dans le cas uniaxial et en chargement monotone permet de définir simplement la contrainte d'écoulement. L'intégration du modèle à \dot{p} constant permet la décomposition de la contrainte d'écoulement en différentes contributions.

$$\sigma(p, t_a) = R_0 + \alpha(Q_1(1 - e^{-bp}) + Q_2p + P_1(1 - \exp(-P_2P^\beta t_a^n))) \quad (\text{II.14})$$

Terme d'écrouissage isotrope :

$$R(p,) = \alpha(Q_1(1 - e^{-bp}) + Q_2p) \quad (\text{II.15})$$

Terme de vieillissement :

$$R_a(p, t_a) = P_1(1 - \exp(-P_2P^\beta t_a^n)) \quad (\text{II.16})$$

$$t_a = t_{a_0} e^{-\frac{p}{\omega}} + \frac{\omega}{\dot{p}} (1 - e^{-\frac{p}{\omega}}) \quad (\text{II.17})$$

$$t_w = \frac{\omega}{\dot{p}} \quad (\text{II.18})$$

II.6. Identification des paramètres

Le modèle comporte 13 paramètres à identifier en fonction de la température.

L'élasticité : E, μ

La micro-limite d'élasticité, observée sans ancrage : R_0

L'écrouissage classique : Q_1, Q_2, b et α

Le vieillissement sous déformation (ou ancrage) : $P_1, P_2, n, \beta, \omega$ et t_{a_0}

Cette partie a pour objectif d'étudier l'influence de certains paramètres matériau sur la morphologie des bandes de localisation aussi bien de Lüders que de

PLC .En effet, nous avons pu simuler les bandes de localisation de Lüders sur les géométries de révolution en 3D.

Mis à part le module de Young, le coefficient de Poisson et la limites élastique qui ont été tirés dans les essais de traction. Nous avons effectués une étude paramétrique pour avoir accès à des paramètres internes des lois de comportement. Des testes de calibrage ont été fait afin de reproduire correctement la réponse de notre matériau vis-à-vis l'essai de traction à l'état brut et vieillis. Les paramètres adoptés sont présenté dans la table III.1.

II.7. Simulation du modèle

Des simulations numériques des phénomènes de vieillissement par la méthode des éléments finis ont été proposées dans la littérature malgré la complexité des phénomènes. Les difficultés de ce genre de modèles comportent deux aspects

- a. représentation de l'effet de structure du problème mécanique tel que les bandes de Déformation localisée sur une éprouvette de traction.
- b. prise en compte des aspects physiques et métallurgiques du vieillissement tels que la Notion d'ancrage et désancrage des dislocations.

De plus, l'introduction des mécanismes physiques dans la loi de comportement Numérique doit permettre de simuler les instabilités de Lüders comme celles de PLC. De ce fait, les modèles doivent aussi être capables de bien rendre compte de la dépendance du vieillissement, statique comme dynamique, à la fois à la température à la vitesse de déformation. Cela introduit une difficulté de plus.

Notre modèle à été implémenté dans le code de calcul par élément finis abaqus. Par la suite, des simulations ont été faite on utilisant les paramètres identifié par calibrage. Les résultats obtenus sont présentés dans le chapitre suivant.

II.8. Présentation du modèle de l'endommagement

Pour pouvoir caractériser l'endommagement nous avons opté pour le modèle de Johnson and Cook. Mais dans notre, nous nous sommes délaissés de la partie qui prend en considération la température. Ce modèle, implanté dans le code de calcul d'éléments finis ABAQUS, permet de simuler le phénomène de la rupture et cela est donné sous la forme suivante :

$$\hat{\varepsilon}_f(\eta, \dot{\varepsilon}) = (D_1 + D_2 e^{D_3 \eta}) \left[1 + D_4 \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0) \right] \quad (\text{II. 19})$$

L'indicateur du critère d'endommagement D_c est normalisé.

II.9. Identification des paramètres

Le modèle comporte 17 paramètres à identifier en fonction de la température.

L'élasticité : E, μ

La micro-limite d'élasticité, observée sans ancrage : R_0

L'écrouissage classique : Q_1, Q_2, b et α

Le vieillissement sous déformation (ou ancrage) : $P_1, P_2, n, \beta, \omega$ et t_{a_0}

L'endommagement : D_1, D_2, D_3 et D_4 .

Cette partie a pour objectif d'étudier l'influence de certains paramètres matériau sur la morphologie des bandes de localisation aussi bien de Lüders que de PLC. En effet, nous avons pu simuler les bandes de localisation de Lüders sur les géométries de révolution en 3D.

Mis à part le module de Young, le coefficient de Poisson et la limites élastique qui ont été tirés dans les essais de traction. Nous avons effectués une étude paramétrique pour avoir accès à des paramètres internes des lois de comportement. Des tests de calibrage ont été faits afin de reproduire correctement la réponse de notre matériau vis-à-vis l'essai de traction à l'état brut et l'état vieillis.

II.10) Implémentation numérique

Après avoir compilé (vérifié et confirmé) le modèle cité au-dessus dans un logiciel de programmation dit Fortran, nous l'avons généré ou implémenté dans le code de calcul par élément finis Abaqus.

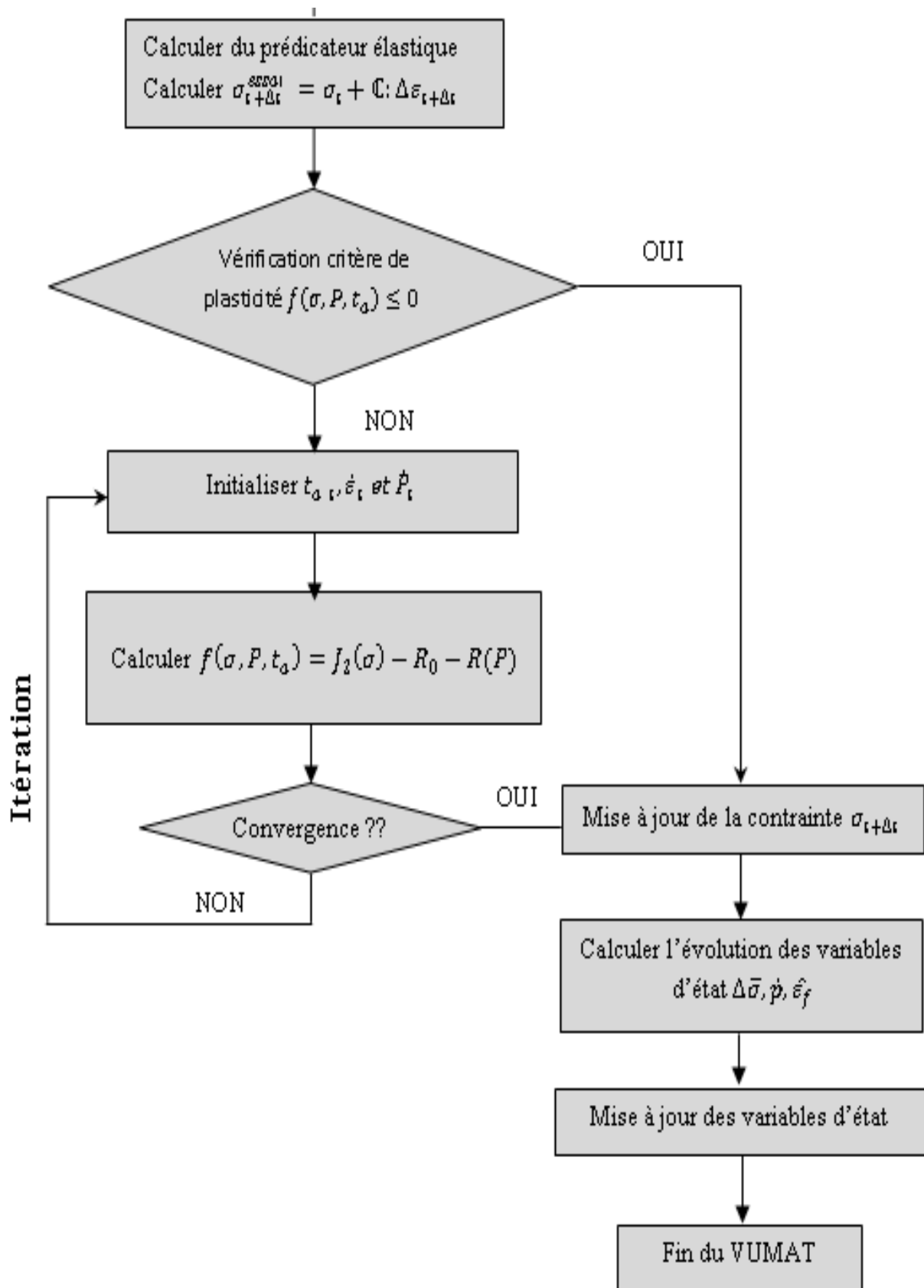


Fig. II.3. Organigramme de l'implémentation du modèle en présence de vieillissement

Des simulations numériques par la méthode des éléments finis ont été effectuées dans le code de calcul Abaqus, cela a pour but de prédire les résultats et les comparer à ceux obtenus expérimentalement.

II.11) Conclusion

Dans ce chapitre nous avons présenté le modèle de vieillissement utilisé qui est une loi élastoplastique issue du modèle de McCormick (1995) repris par Zhang et McCormick (2001), et permet de prendre en compte à la fois le vieillissement statique et dynamique. Ce modèle, utilisé avec la méthode des éléments finis, permet de simuler des bandes de déformation localisées associées aux phénomènes de Lüders et de Portevin – Le Chatelier.

Chapitre III

Expérimentale et simulation

III.1. Introduction

Ce chapitre est développé en deux onglets, expérimentale et numérique. La partie expérimentale consiste à caractériser mécaniquement les matériaux étudiés. Les résultats (courbes de traction) obtenus seront détaillés. Dans la partie numérique un modèle élastoplastique en incluant l'effet du vieillissement couplé à l'endommagement a été développé. Le modèle a été implémenté dans le code de calcul Abaqus en utilisant la subroutine utilisateur Vumat (Vectorized user material) afin de simuler deux types d'éprouvettes en traction (tôle mince et cylindrique lisse).

III.2. Caractérisation du matériau d'étude : Acier 304 (sans vieillissement)

III.2.1. composition chimique et désignation

Le matériau étudié est un acier austénitique instable de la famille AISI 304. La composition chimique et la désignation de cet acier sont données dans la table III.1 et III.2 respectivement.

C	Ni	Cr	Mn	P	S	Si	Mo	N
0.09 2	7.86	18.6	1.17	< 0.001	< 0.001	0.545	0.11 5	0.06 7

Tab III.1 : Composition chimique en (%).

Normes	EN	DIN 17440	AISI	AFNOR
Désignations	1.4301	X5CrNi18-9	304	Z6CN18-9

Tab III.2 : Désignation du matériau selon différentes normes.

III.2.2. Caractéristiques physiques

Les caractéristiques physiques peuvent varier légèrement avec la forme et les dimensions du produit mais ces variations ne revêtent en général pas une importance critique en ce qui concerne l'application.

- Coefficient de dilatation linéique 10^{-6} K^{-1} Entre 20 et 75°C = 16 ;
- Conductivité thermique (W/m°C) à 20°C = 14,6 ;
- Masse volumique (g.cm^{-3}) = 7,9 ;
- Capacité thermique (J/kg°C) = 500.

III.2.3. Caractéristique mécanique à l'état brut

La résistance mécaniques des aciers inoxydables austénitiques sont généralement moyens mais peuvent être, pour certaine nuances, considérablement accrues par laminage.

Le caractère inoxydable de cet acier est dû à la teneur en chrome supérieur à 12% qui permet la formation en surface d'une couche d'oxyde protectrice. Le nickel et le manganèse sont des éléments gammagènes qui stabilisent la phase austénitique même à température ambiante. La structure dépend du matériel utilisé et de l'échelle d'observation.

III.2.4. l'Éprouvette utilisée

Des essais de traction sont réalisés afin de caractériser le comportement mécanique de notre matériau. Les éprouvettes ont été découpées par électroérosion dans une tôle d'épaisseur 0.6mm suivant trois directions par rapport au sens de laminage (0°, 45° et 90°). Lors du prélèvement des éprouvettes, des précautions devront être prise pour éviter toutes modifications de la structure du métal, résultant soit à un échauffement, soit d'une déformation du métal, entraînant un écrouissage.

Les éprouvettes sont solidement maintenues par leurs têtes à l'aide des deux mâchoires (mors) de la machine, dont l'une est fixe, l'autre libre en translation. Ces mâchoires en s'écartant l'une de l'autre, exercent une force de traction suivant l'axe géométrique de l'éprouvette. Un ordinateur, adaptés à la mâchoire, permettent de mesurer à chaque instant l'effort de traction ou la charge et la déformation correspondante.

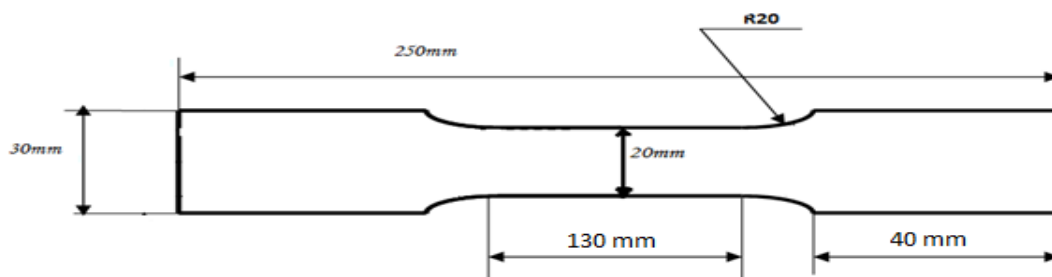


Fig III.1: éprouvette de traction normalisée selon la norme NF A03-151.

III.2.5. Essai de traction

L'essai de traction, est l'essai mécanique le plus classique pour étude de la déformation plastique des matériaux.

Il consiste à imposer un allongement à une éprouvette de section initiale S_0 et de longueur utile L_0 . La courbe suivante nous permet de définir le comportement d'un matériau au cours de sa sollicitation :

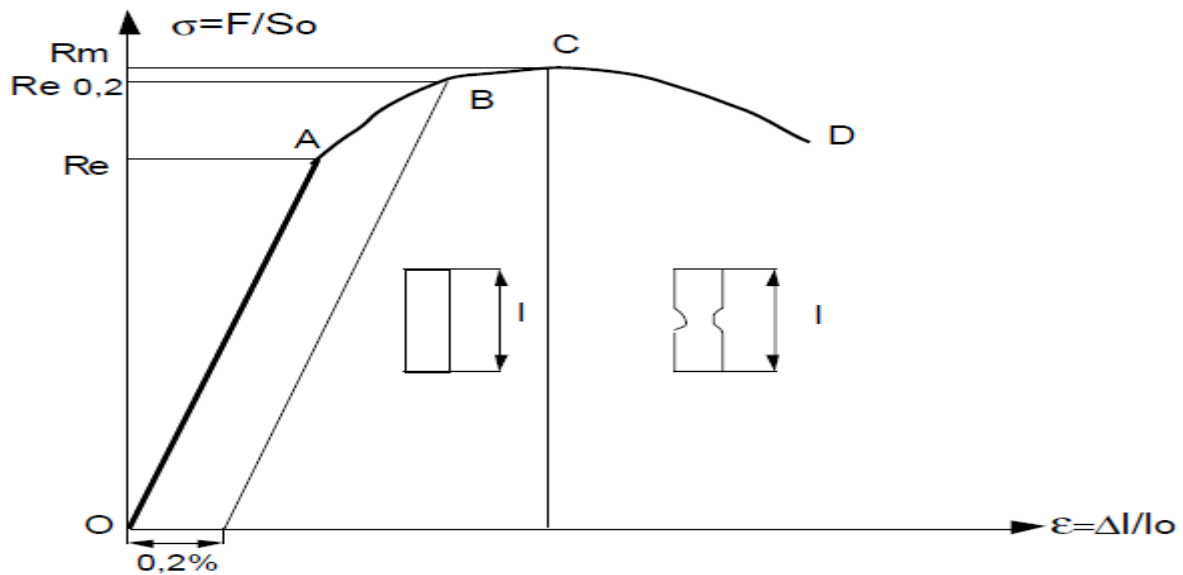


Fig III.2 : la Courbe conventionnelle des contraintes en fonction des déformations.

- **OA** : correspond à la déformation élastique réversible.
- **AC** : est le domaine de déformation plastique homogène: si on supprime la force de traction, il y a un retour élastique suivant une parallèle à OA et il reste une déformation permanente.
- **CD** : la force nécessaire pour déformer le matériau diminue alors que l'allongement continue d'augmenter : cette instabilité est appelée instabilité plastique. La striction apparaît.
- En **D** il y a rupture de l'éprouvette.
- **Re** (MPa) : est la limite de proportionnalité ou limite élastique. Elle est bien marquée pour les matériaux ductiles. Re correspond au seuil d'écoulement plastique.
- **R_m** : est la résistance limite à la traction. Cette valeur est utilisée pour estimer la limite d'endurance à la fatigue (Fig III.2)

R_e est atteint lorsqu'on observe la première chute de l'effort lors de l'essai. En l'absence de ce phénomène, quand OA n'est pas rectiligne, on doit utiliser la limite conventionnelle d'élasticité $Re_{0,2}$ qui correspond à un allongement plastique de 0,2% (voir Fig III.2).

Les caractéristiques de l'essai de traction sont :

- **Limite élastique R_e**

- $R_e = F_e / S_0$ (MPa).
- R_e : limite d'élasticité apparente.
- F_e : charge à la limite apparente d'élasticité.
- S_0 : section initiale (mm^2).

En fait, certaines courbes de traction ne représente pas de limite d'élasticité nette (aluminium par exemple) pour cela on adopte en général un limite conventionnelle d'élasticité $R_{p0.2}$ (correspond à une déformation permanente de 0.2%) : $R_{p0.2} = F_{p0.2} / S_0$ (MPa).

- **Résistance à la traction**

Elle correspond à la charge la plus élevée du diagramme de traction, rapportée à la section initiale de l'éprouvette

- $R_m = F_m / S_0$ (MPa).
- F_m : Charge maximale.

- **Allongement à la rupture**

L'allongement à la rupture donne une valeur de l'aptitude du métal à la déformation plastique.

$$A\% = (L_u - L_0) / L_0 \times 100.$$

L_u : longueur de l'éprouvette reconstituée après rupture.

- **Striction**

On définit :

- Le coefficient de striction : $Z = S_0 - S_u / S_0 \times 100$
- L'allongement de striction : $Z_u = S_0 - S_u / S_u \times 100$
- S_u : est la section minimale de l'éprouvette après rupture.

III.2.6. Résultats expérimentaux des essais de traction

Des essais de traction sont réalisés afin de caractériser le comportement mécanique de notre matériau. Les éprouvette ont été découpées par électroérosion dans une tôle d'épaisseur 0.6mm suivant trois directions : selon la direction de laminage 0° , 45° de la direction de laminage et à 90° de la direction de laminage.

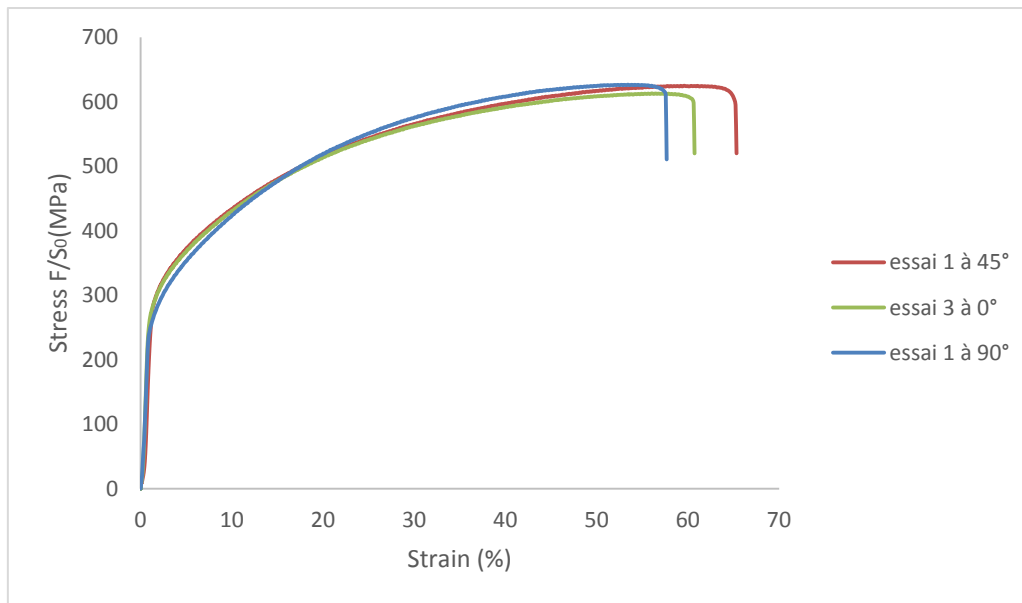


Fig III.3 : Courbes contraintes déformations selon les trois directions par rapport au sens de laminage.

III.3. Caractérisation du matériau d'étude TU48C : avec vieillissement

Dans cette section, nous avons identifié le modèle KEMC en utilisant la base de données expérimentale de Belotteau (2009), élargie par des essais de traction simple par Huaidong Wang (2011). Une fois les paramètres identifiés, des simulations par éléments finis sont réalisées afin de comparer les résultats de simulation avec le jeu de paramètres identifiés et les résultats expérimentaux. Ces résultats expérimentaux sont tirés des travaux de Jeanne BELOTTEAU SCHROEDER (2009).

III.3.1.composition chimique et désignation

La désignation de l'acier étudié est TU48C selon la norme NF A49-215, et A106GrC selon la norme ASTM. Ces types d'aciers faiblement alliés sont généralement utilisés en chaudronnerie pour les tuyauteries et choisis pour leur bonne soudabilité. La composition chimique de l'acier et sa désignation sont données dans la table III.3 et III.4 respectivement.

C	S	P	Si	Mn	Ni	Mo
0.19	0.0074	0.011	0.27	1.07	0.04	0.01
Nb	V	Cu	Sn	N	Al	
<0.01	<0.01	0.05	<0.005	0.011	0.0085	

Tab III.3 : Composition chimique en (%).

Normes	NF EN	AFNOR NFA	Nuance NFA	Nuance NF EN
Désignations	10216-2	49213	TU48C	P265GH

Tab III.4 : Désignation du matériau selon différentes normes.

III.3.2. l'éprouvette utilisée

Les expériences ont été réalisées sur un acier au Carbone – Manganèse tangible aux phénomènes de vieillissement à température exploré est compris entre 20°C et 350°C. La caractérisation expérimentale a plusieurs objectifs. Tout d'abord, elle permet de connaître le comportement et les caractéristiques mécaniques de l'acier étudié et de quantifier les effets du vieillissement. La caractérisation expérimentale permet également de fournir des données qui seront utiles pour l'étude numérique menée par la suite. La localisation de la déformation à température ambiante a été étudiée, pour mettre en évidence la propagation de bandes de Lüders au cours des essais de traction.

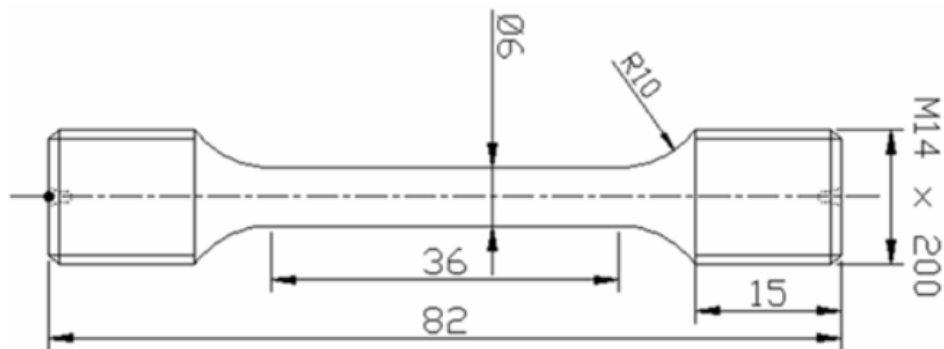


Fig III.4 : Eprouvette de traction normalisée.

III.3.3. Essais de traction sur des éprouvettes vieillis

La plus grande différence de forme de palier s'obtient lorsque l'on réalise l'essai de traction non seulement en condition de déformation imposée mais aussi en condition de force infligée. La contrainte du plateau correspond donc à la contrainte maximale qui touche à sa fin et on ne remarque pas de détachement sur la curve.

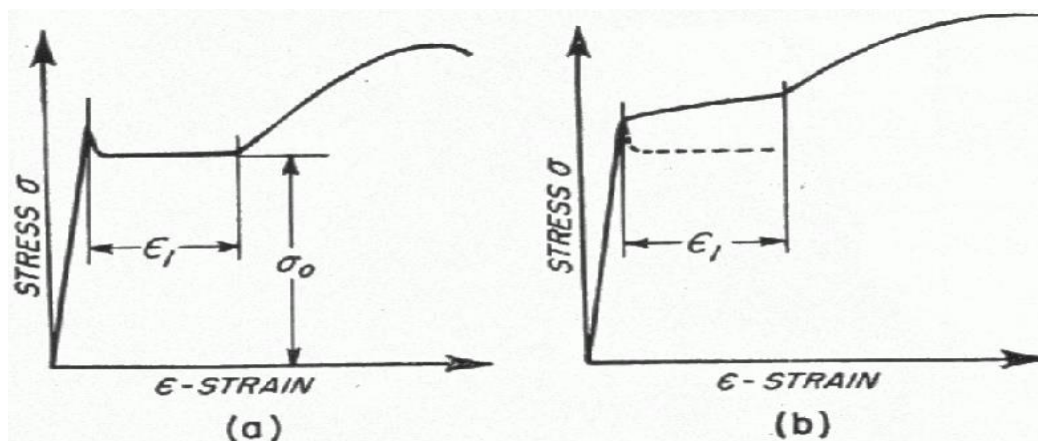


Fig.III.5. Deux types de paliers pour le même acier doux (Nadai, 1950) : a) déplacement imposé, b) : force imposée.

III.3.4. Résultats expérimentaux

La procédure expérimentale est détaillée dans les travaux de Belotteau (2009) et Huaidong Wang (2011). Seule la courbe à 20°C illustrées sur les figures III.6 est utilisée pour l'identification des paramètres de notre modèle et qui y'a servi de comparaison aux prédictions numérique. La figure III.6 représente les courbes de traction à 20°C à différentes vitesses de déformation. Ces essais ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique MTS de traction-compression et asservie par le système MTS TESTAR II via un ordinateur, dotée d'un capteur de force de 25 kN. Ces essais ont été réalisés à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

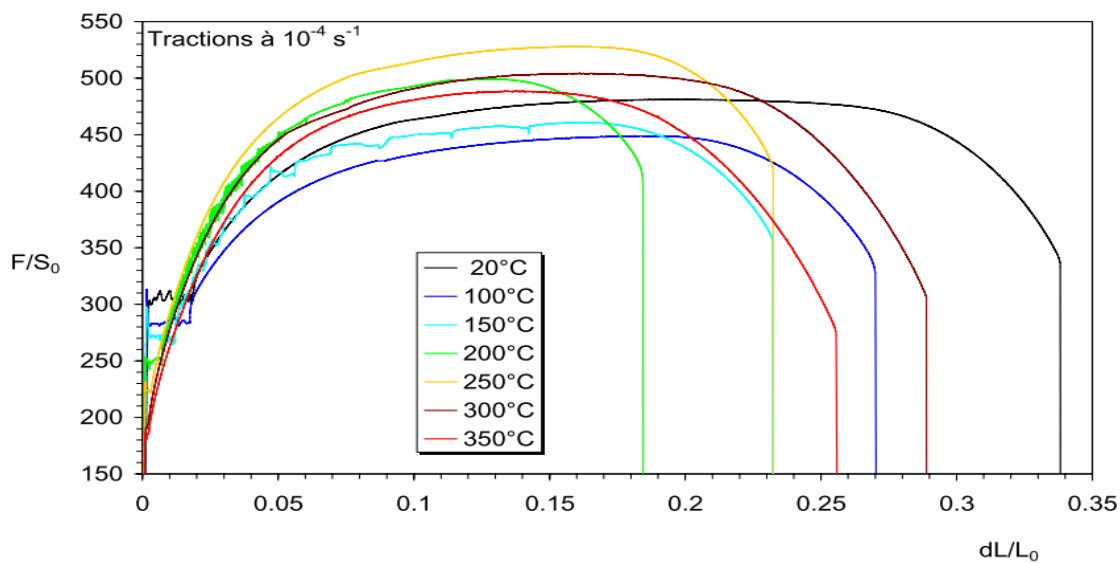


Fig III.6 : Courbes de traction à $10^{-4} S^{-1}$ à différentes température.

III.4. Simulation numérique

Notre modèle élastoplastique vieilli et non vieilli ont été implémenté dans le code de calcul par élément finis Abaqus. Par la suite, des simulations ont été faites en utilisant les paramètres identifiés par calibrage. Les résultats numériques obtenus sont comparés à des résultats expérimentaux.

III.4.1 Eprouvette plate : sans vieillissement

III.4.1.1. les conditions aux limites et le maillage adopté

On considère une plaque de longueur initiale de $l_0=130$ mm, de largeur $Z=20$ mm et d'épaisseur $e=0.6$ mm. Les conditions aux limites et de chargement de l'éprouvette (Fig III.7.a) : blocage de déplacement longitudinal des nœuds en X, et déplacement imposée selon l'axe Y aux nœuds du sommet de l'éprouvette. Pour le maillage de cette éprouvette nous avons adopté le maillage de type C3D8 (Fig III.7.b)

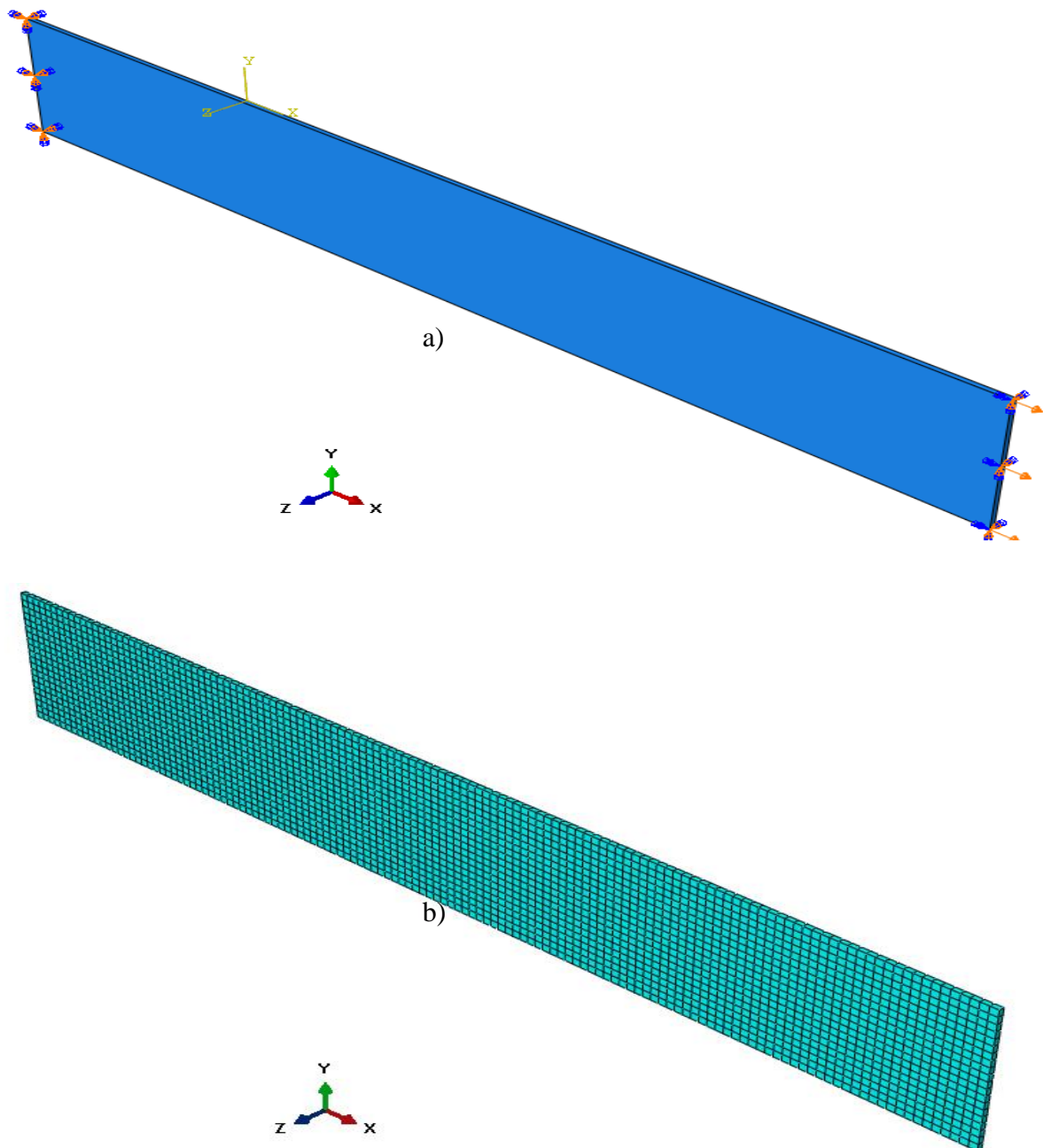


Fig III.7 : éprouvette cylindrique plate : a) les conditions aux limites, b) le maillage adopté.

III.4.1.2. Calibrage des paramètres de modèle

Une fois notre modèle est validé, nous calibrons ses paramètres en tenant compte de la courbe expérimentale. Après calibrage nous avons obtenus les paramètres illustrés dans le tableau ci-dessous.

Q_1 (MPa)	b	D_1	D_2	D_3	D_4
430	2,789	0,159	0,95855	0,55998	0,2
D_c	α	Q_2 (MPa)	$\dot{\epsilon}_0$ (s ⁻¹)		
0,529	2,15	100	0,001		

Tab III.5 : Paramètres de modèles numérique couplé à l'endommagement.

III.4.1.3. Résultats et discussions

Nous avons réalisé une simulation numérique de l'essai de traction dans le code de calcul Abaqus explicit après avoir implémenté notre modèle numérique. Nous avons aboutis au résultat montré dans la figure III.8.

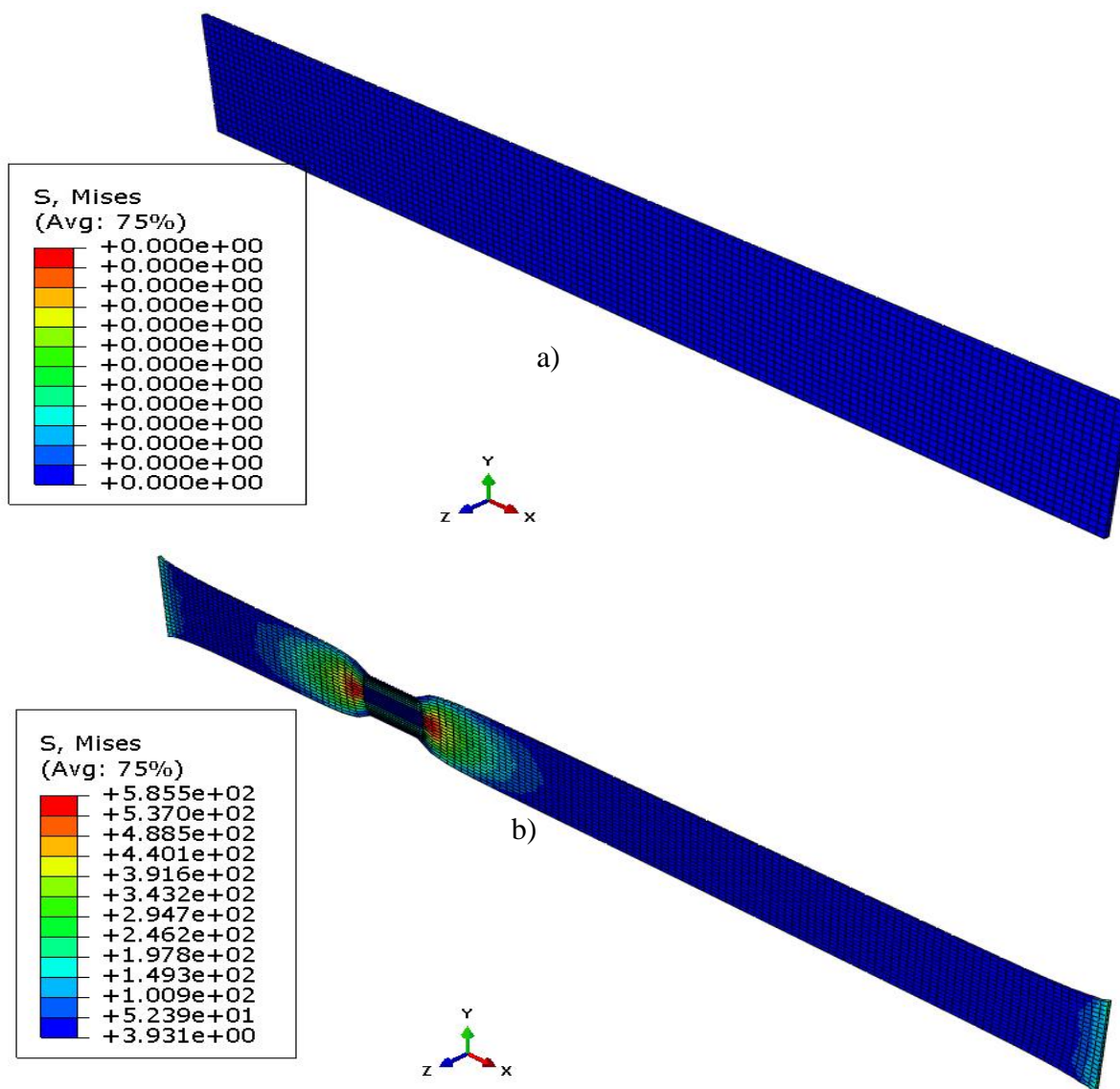


Fig III.8 : éprouvette cylindrique plate : a) sans chargement, b) avec chargement.

La figure ci-dessous représente la courbe contrainte en fonction des déformations pour les résultats numérique et expérimentale (90°, 45° et 0° par la direction de laminage).

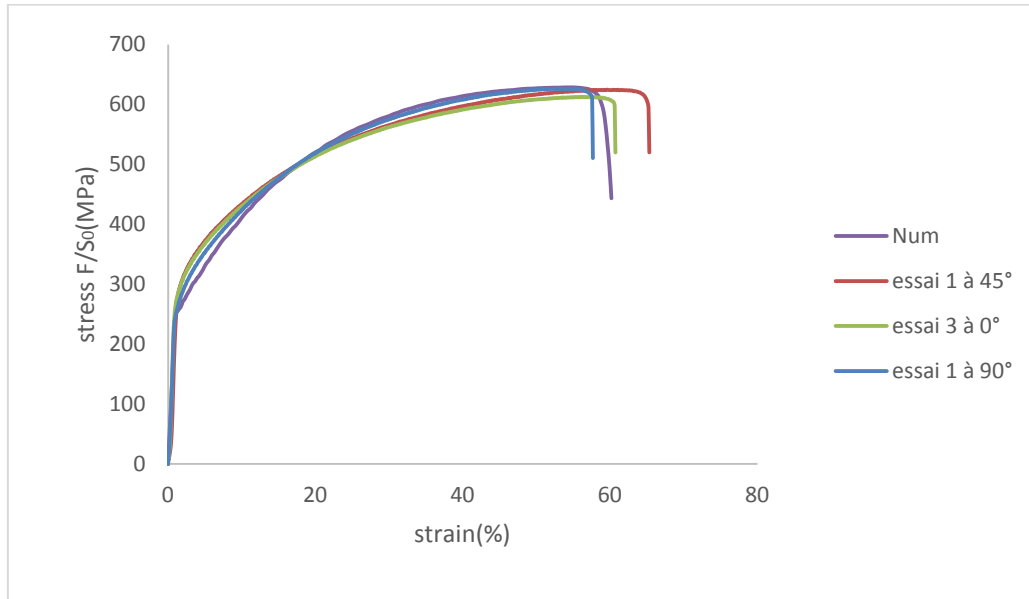


Fig III.9 : comparaison des résultats expérimentaux et numériques de l'essai de traction.

La comparaison entre les résultats numérique et expérimentaux montre que le modèle numérique prédit correctement le comportement élastoplastique endommageable de l'acier inoxydable 304.

III.4.2 Eprouvette cylindrique lisse : avec vieillissement

La simulation numérique du modèle numérique Couplé à l'endommagement et vieillissement, dans le code de calcul par élément finis ABAQUS, est vérifiée à travers des tests illustratifs sur un élément de volume cubique à huit nœuds. Les tests se portent sur une traction.

III.4.2.1 test sur un élément de volume

Nous avons implémenté le modèle cité précédemment sur un élément de volume en respectant les conditions aux limites et de chargement démontrés sur la figure III.7.

Pour valider notre modèle numérique nous considérons un élément de volume $1\text{mm} \times 1\text{mm} \times 1\text{mm}$. Nous imposons un encastrement sur les de plan (Y, Z) et un déplacement suivant l'axe X (Fig III.10).

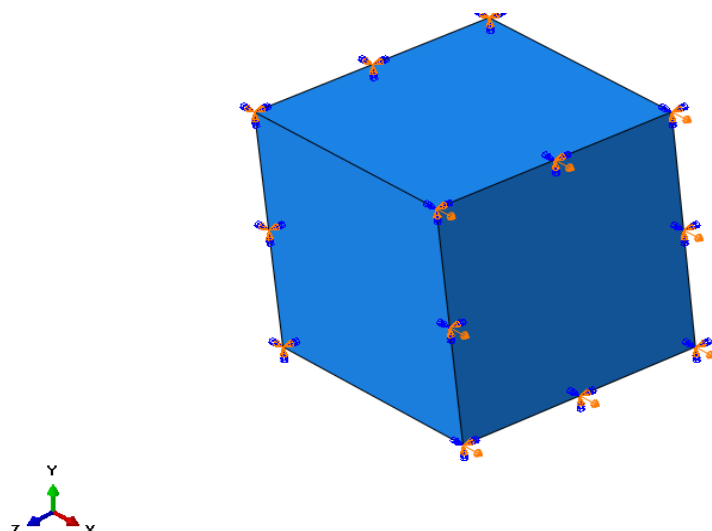
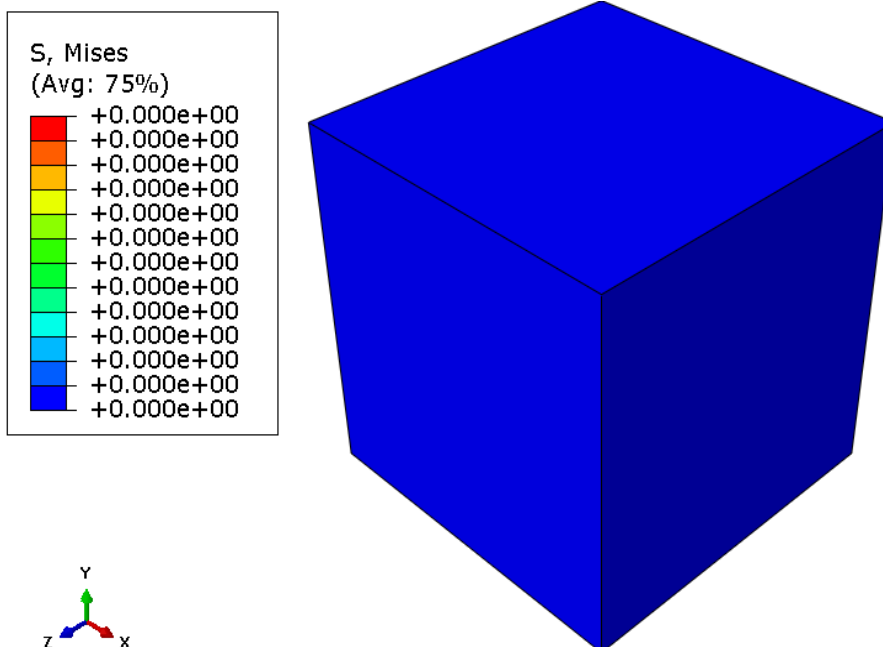


Fig III.10 : Les conditions aux limites et de chargement imposées sur l'élément de volume.

La figure III.11 Représente l'élément de volume aux repos et sous chargement. Par contre la figure évoque la courbe des contraintes en fonction de déformations. D'après ce résultat notre modèle est bien validé sur un élément de volume. L'effet de vieillissement ne se montre pas dans le cas d'un élément de volume.

a)



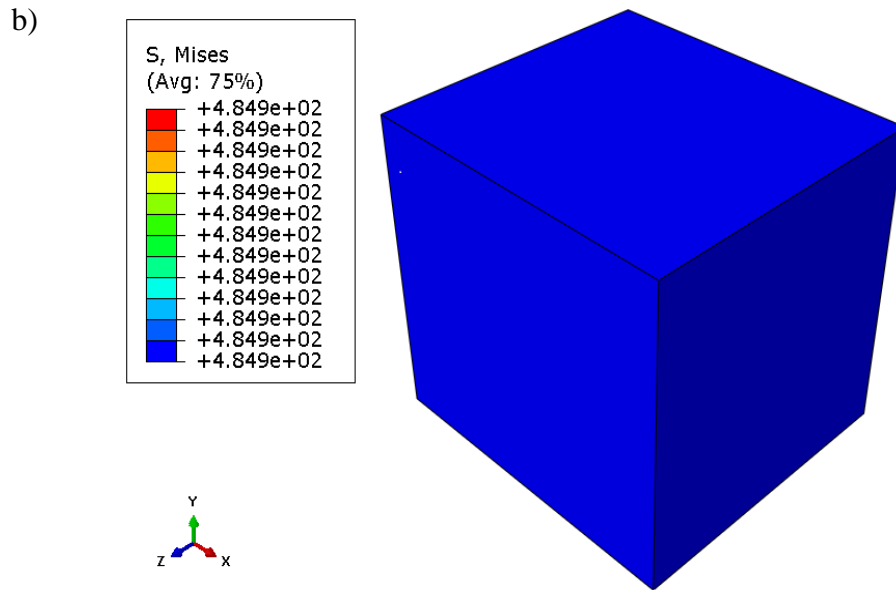


Fig III.11 : l'élément de volume : a)repos, b) sous chargement suivant X.

III.4.2.2 Calibrage des paramètres de modèle numérique couplé au vieillissement

Cette méthode est utilisée pour avoir accès à des paramètres internes des lois de comportement. Une fois notre modèle est validé, nous calibrons ses paramètres en tenant compte de la courbe expérimentale. Après calibrage nous avons obtenus les paramètres illustrés dans le tableau ci-dessous.

Q_1 (MPa)	b	D_1	D_2	D_3	D_4	D_c	α
260	14.5	-0,09	0,48	0,6	0,014	0,97	1,185
Q_2 (MPa)	ε_0 (s ⁻¹)	Ta_0 (s)	P_1 (MPa)	n	P_2 (s ⁻ⁿ)	β	ω
0	1e ⁻⁰⁴	10000	120	0	0,00105	0,72	0,001

Table III.6 : Paramètres de modèle couplé au vieillissement.

III.4.2.3 Etude paramétriques

- Influence de paramètre P_2

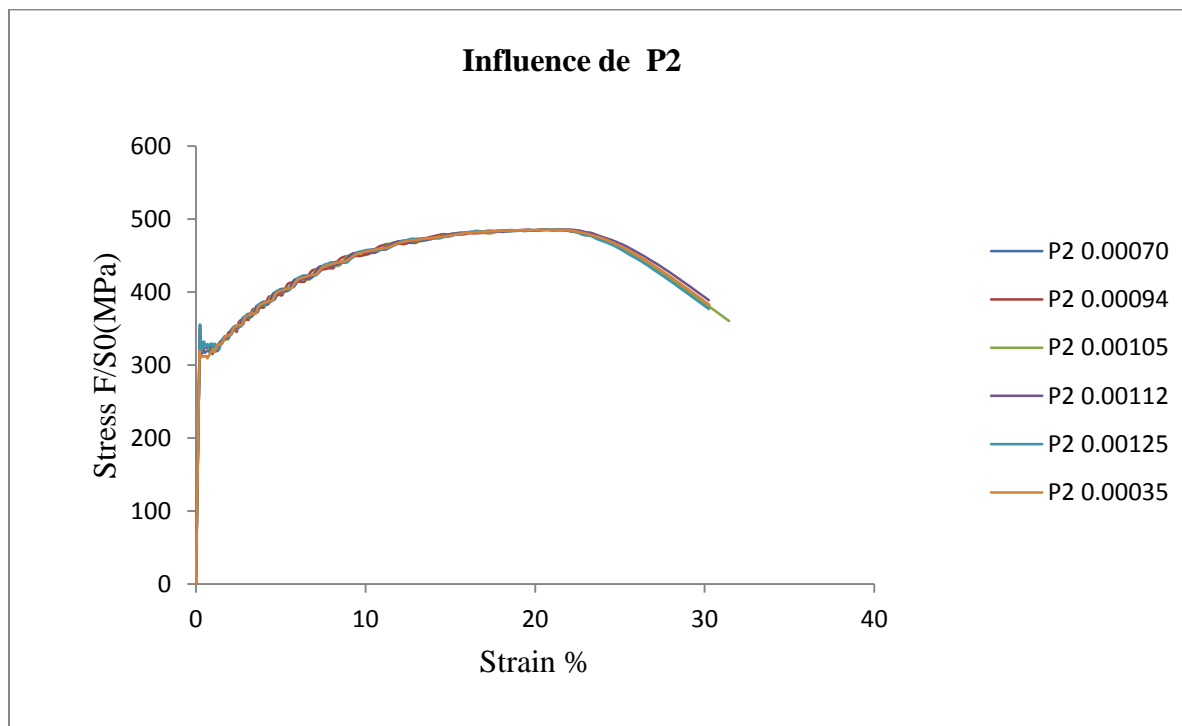


Fig III.12 : Influence de paramètre P_2 sur la courbe contrainte /déformation.

- Influence de paramètre P_1

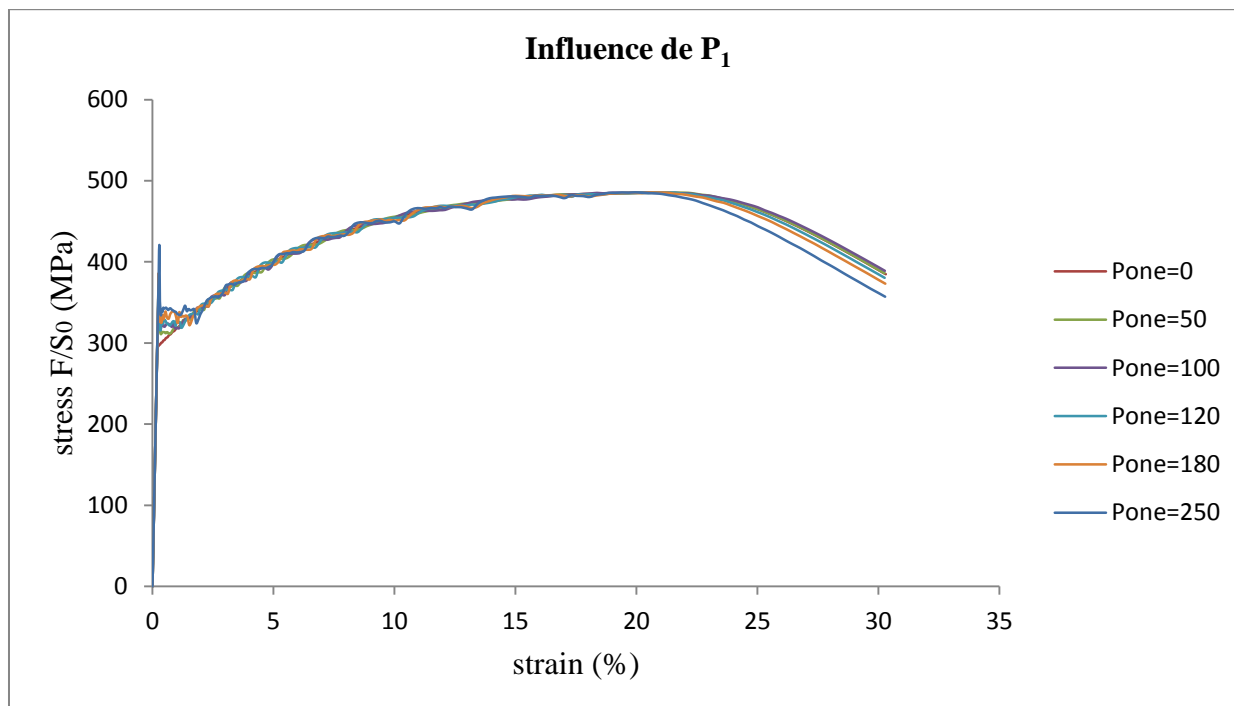


Fig III.13 : Influence de paramètre P_1 sur la courbe contrainte /déformation

• Influence de paramètre b

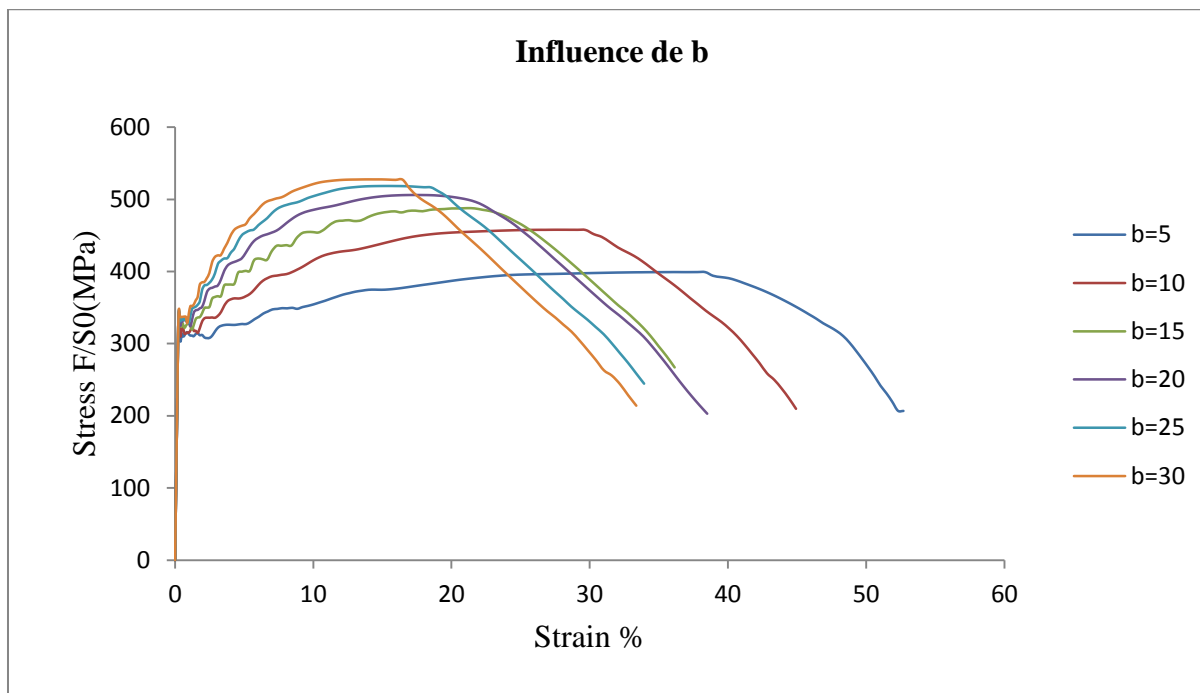


Fig III.14 : Influence de paramètre b sur la courbe contrainte /déformation.

• Influence de paramètre α

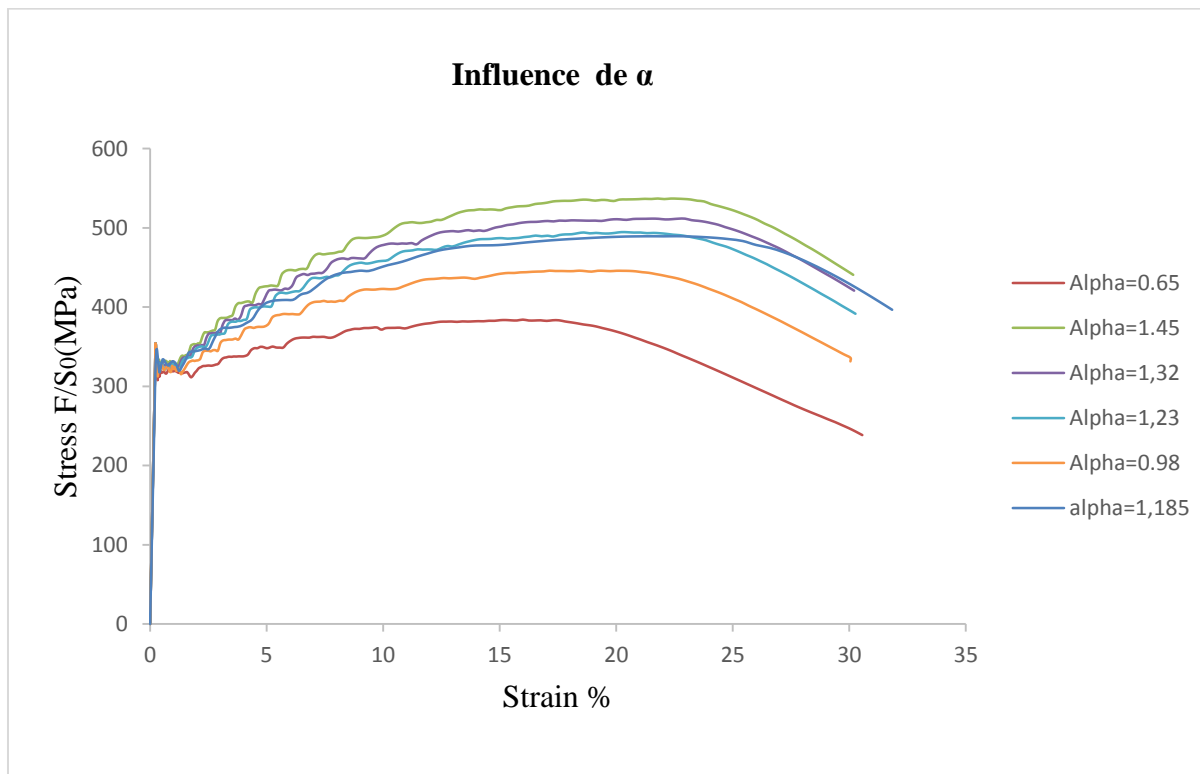


Fig III.15 : Influence de paramètre α sur la courbe contrainte /déformation.

- Influence de paramètre Q

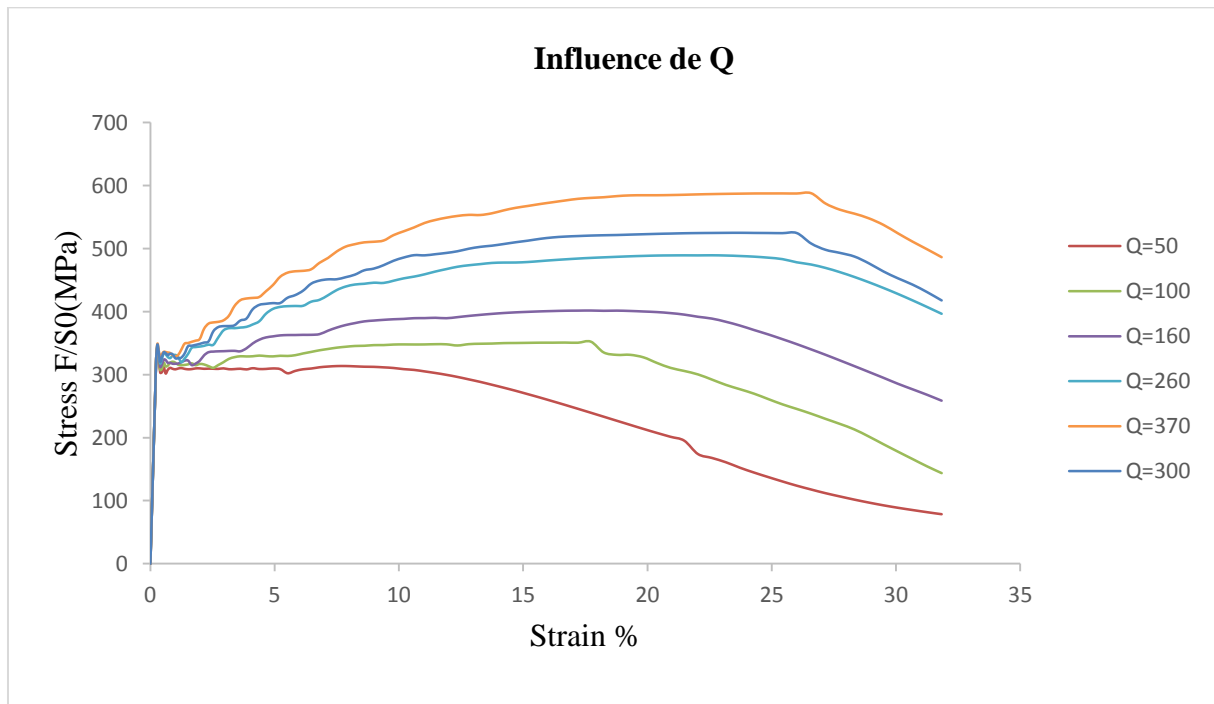


Fig III.16 : Influence de paramètre Q sur la courbe contrainte -déformation.

Les résultats obtenus lors de l'étude paramétriques démontrés sur les figures 12, 13, 14, 15 et 16, nous remarquons que lorsqu'on augmente p_2 aucun changement n'apparaît sur la réponse de notre matériau. Contrairement à p_1 , un petit décalage apparaît à l'endommagement. L'augmentation des paramètres α et Q montre une grande influence sur le domaine plastique c-à-d plus les valeurs sont grandes la contrainte augmente, de même pour le paramètre b, mais nous avons remarqué une anisotropie de l'allongement à la rupture, qui est liée à une anisotropie d'endommagement.

III.4.2.4 Les conditions aux limites et les chargements

On considère une barre de longueur initiale de $2l_0=36\text{mm}$ et de section circulaire de rayon initial $R_0=3\text{mm}$. Les conditions aux limites et de chargement de l'éprouvette (Fig III.17.a) : blocage de déplacement longitudinal des nœuds en X, et déplacement imposée selon l'axe Y aux nœuds du sommet de l'éprouvette. Pour le maillage de cette éprouvette nous avons adopté le maillage de type C3D8R (Fig III.17.b)

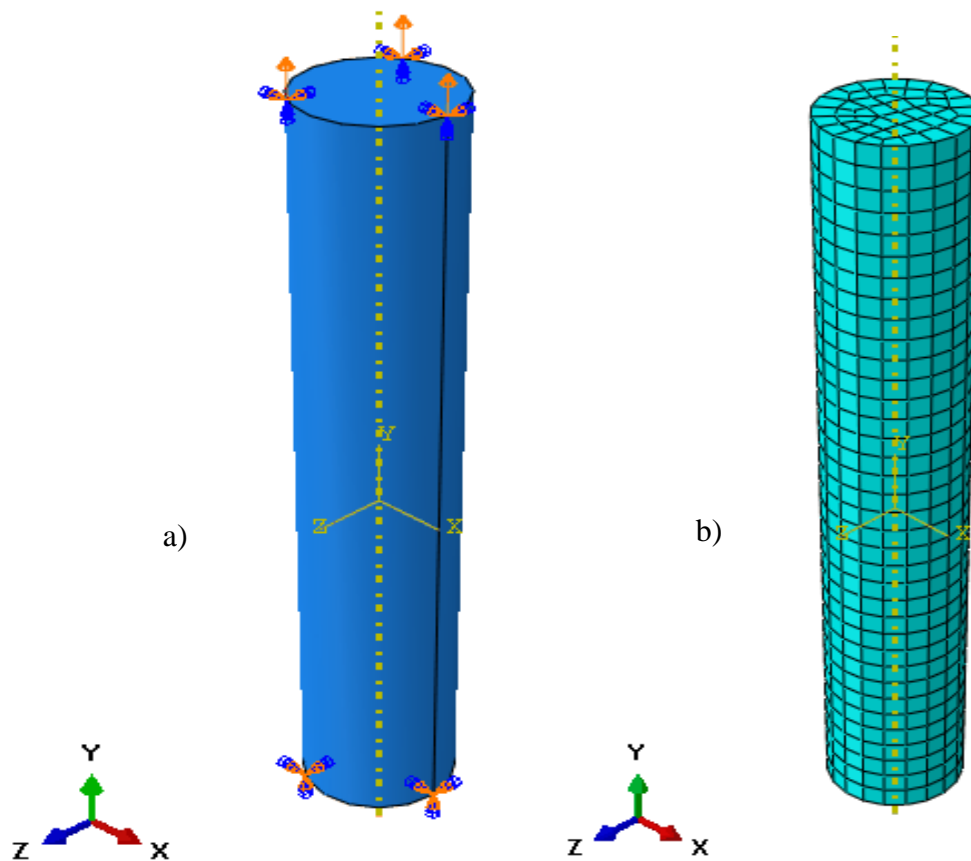


Fig III.17 : éprouvette cylindrique lisse : a) les conditions aux limites, b) le maillage adopté.

III.4.2.5 Résultats et discussions

Nous effectuons des simulations numériques (Essai de traction) sur l'éprouvette cylindrique lisse. La figure ci-dessous représente l'éprouvette cylindrique lisse avant et après chargement.

La figure III.19 représente la courbe des contraintes en fonction des déformations pour les résultats numérique et expérimentale. Nous remarquons que le modèle numérique a décrit correctement le comportement de l'acier TU48C en tenant compte de l'endommagement et de vieillissement statique.

III.5. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons présenté le modèle numérique couplé à l'endommagement et vieillissement statique, qui est validé en suite sur un élément de volume. Nous avons effectué un calibrage des paramètres de modèle ainsi que leurs influences sur la courbe contrainte déformation. Finalement nous avons comparé entre les résultats numériques et expérimentaux, cette comparaison évoque une bonne correspondance entre les courbes numériques et expérimentales.

Conclusion générale

L'objectif de ce travail a été de modéliser le comportement d'un matériau candidat pour la construction des tuyauteries du circuit secondaire des centrales nucléaires à eau pressurisée. Ces tubes sont soumis, en conditions de fonctionnement, à une pression de l'ordre de 70 à 80 bars et à des températures allant jusqu'à 250°C. Soumise à des températures élevées (TU48C).

L'origine physique du vieillissement a été beaucoup étudiée en relation avec le phénomène de Piobert Lüders. Mais son influence sur les propriétés mécaniques et notamment sur la rupture des aciers reste très controversée. Notre démarche doit aboutir à la proposition d'un modèle mécanique robuste, utilisable dans le code de calcul par élément finis et tenant compte des mécanismes de déformations susceptible d'influencer le comportement mécanique de notre matériau. Pour y parvenir, nous avons tout d'abord présenté les résultats expérimentaux obtenus par J. BELOTTEAU qui ont servi de comparaison aux prédictions numériques des lois de comportement choisies dans cette étude. Ensuite, un modèle élasto-plastique basé sur l'hypothèse de la décomposition de la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique. Une extension de ce modèle tenant compte de l'effet du vieillissement statique et de l'endommagement a été réalisé. Enfin, nous avons appliqué le modèle de comportement développé pour simuler la rupture en présence de vieillissement statique. Le comportement élastoplastique en traction a d'abord été étudié, à l'aide des simulations sur éprouvettes plate. Le modèle EKMC permet de prévoir correctement le comportement de notre matériau en présence du vieillissement.

L'étude bibliographique nous offre un certain nombre d'approches très diverses qui permettent de décrire le comportement mécanique des métaux au cours de la déformation plastique. Mais ne décrivent pas suffisamment bien les phénomènes mis en jeu, tels que le phénomène Piobert Lüders et ne permettent généralement pas de mettre la main sur les origines et les aspects physiques de la déformation plastique des métaux.

Pour décrire le comportement en présence de vieillissement sous déformation, le modèle d'Estrin-Kubin-Mc Cormick (EKMC) a été utilisé en faisant l'hypothèse de mécanismes d'ancrage similaires pour les vieillissements statique et dynamique. Les paramètres du modèle ont été identifiés à 20°C en utilisant la base de données expérimentale de Belotteau (2009), élargie par des essais de traction simple par Huaidong Wang (2011). Une fois les paramètres identifiés, des simulations par éléments finis sont réalisées afin de comparer les résultats de

simulation avec le jeu de paramètres identifiés et les résultats expérimentaux. Le modèle ainsi identifié décrit bien les effets observés expérimentalement : pic et paliers de Lüders, augmentation de R_m , liée aux phénomènes d'ancrage.

Pour conclure tout cela, des lois phénoménologique ont été utilisés afin d'élaboré un modèle qui prédit correctement le comportement élastoplastique en présence du vieillissement couplé a l'endommagement à été établie et à donné satisfaction sur tous les plans, pour les structures en 3D.

Terme de ce travail et en perspective,

Il est souhaitable de proposer une extension de ce modèle pour prendre en compte l'effet d'activation thermique.

Une étude de l'influence du vieillissement statique et dynamique sur la ductilité des aciers est envisageable.

Une extension du modèle élaboré afin de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement des aciers vieillis apportera un plus.

Elargir la base de donné expérimental de BELOTTEAU.J sur des alliages multiphasé, afin de proposer une extension du modèle élaboré pour prendre en compte l'effet de changement de phase.

Validation de ce modèle sur un procédé de déformation plastique comme l'emboutissage, le laminage, le pliage...etc.

Références bibliographiques

- [1] BELOTTEAU. J.S, « Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation ». Thèse de doctorat, Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux UMR CNRS 8579, Ecole Centrale, Paris. 2009.
- [2] J. Coër, P.Y. Manach, H. Laurent, S. Thuillier, « Manifestation de l'effet Portevin-Le Chatelier en cisaillement simple ». 21ème Congrès Français de Mécanique. Bordeaux, août 2013.
- [3] David Genet, « Compréhension et modélisation du comportement mécanique cyclique anisotherme de l'acier austénitique AISI 316l (N) ». Thèse de doctorat, C E A Cadarache, direction de l'énergie nucléaire, département d'études des réacteurs, service d'études des systèmes innovants, laboratoire de conception des systèmes innovants ». 2010.
- [4] Document internet, « Air formation », 2006.
- [5] Document internet, « acier de construction», 2010.
- [6] M. BERTRAND MAX, «Comportement mécanique et couplage mécanique oxydation dans l'alliage 718: effet des éléments en solution solide ». Ecole doctorale : Sciences de la Matière (SDM),Centre Interuniversitaire de Recherche et d'Ingénierie des Matériaux (C.I.R.I.M.A.T.). juin 2014.
- [7] Jean-Marie Berthelot. « Des matériaux ».Le Mans, France. Novembre 2010
- [8] GURY.M, « Aciers généralités M300 ».Technique de l'ingénieur.
- [9]Aide-mémoire « sciences des matériaux ».2dition DUNOD. Paris 2005.
- [10] « indigo SA/NU », document internet, Parc artisan de cornement 4141, Belgique.
- [11] Document Internet « CSM / Ingénierie ». ArcelorMittal.
- [12]Michel. C et Coll, « Matériaux métalliques ». Edition Dunod, Paris 2008.

- [13] DJAOUI. N et OULD OUAL. M, « Etude du comportement endommagement et de l'emboutissabilité d'une tôle en inox », mémoire de master. Université Mouloud MAMMARI, Tizi Ouzou, Juin 2013.
- [14] Benhizia. A, « Optimisation du comportement mécanique en domaine non linéaires des matériaux composite par technique d'homogénéisation ».mémoire de magister, Université Mouloud MAMMARI, Tizi Ouzou, Avril 2015.
- [15] Document Internet, « Information-technique-sur-acier-inoxydable-llie1 ».
- [16] Huaidong. W, « Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique ». Ecole Centrale Paris, 2011. French. Jun 2012.
- [17] AMY. Z, « Caractérisation de l'acier inoxydable X5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température ».mémoire de master, Université Mouloud MAMMARI de T-Ouzou, juin 2013.
- [18] DAKHLAOUI. R, «Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage poly-cristallin multiphasé par diffraction des rayons X et neutronique ». L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. Décembre 2006.
- [19] HERNY. E, « Caractérisation mécanique et étude des mécanismes de vieillissement thermique et thermomécanique de l'acier inoxydable martensitique 15-5PH, soudé par faisceau d'électrons ». L'institut national polytechnique de Toulouse. décembre 2006.
- [20] Damien. C, « Approche multi-échelles du vieillissement et du comportement mécanique cyclique du tantale ».L'École nationale supérieure des Mines de Paris Spécialité « Science et Génie des Matériaux ».2013.
- [21]KHOUS. A et OLD OUALI. M, « Prédiction du comportement visqueux des matériaux métalliques endommageable ». Mémoire de magister, Université Mouloud MAMMARI, Tizi Ouzou, Septembre 2015.
- [22] PIERRE.J, « propriétés, résistance à la corrosion ». Technique de l'ingénieur.
- [23] KHALEFALLAH. A, Identification des lois de comportement élastoplastique par essais inhomogènes et simulations numérique. Thèse de doctorat, Université el Manar, Tunis. 2004.

- [24] RABOLD. F, Kuna. M, « Cell model simulation of void growth in nodular cast iron under cyclic loading ». Elsevier Computational Materials Science 32 489–497, 2005.
- [25] Han Zhao, GCrard Gary. «The testing and behaviour modelling of sheet metals at strain rates from 10^4 to 10^4 s^{-1} ». Elsevier Materials Science and Engineering A 207 46-50, 1996.