

BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY
UNIVERSITE BADJI MOKHTAR – ANNABA



جامعة باجي مختار – عنابة

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

Année 2008

THESE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de DOCTORAT

Conception et simulation numérique des caractéristiques mécaniques des pipelines

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Construction Mécanique

Par

Abdelmoumene GUEDRI

DIRECTEUR DE THESE : B. MERZOUG Professeur Université de Annaba

CO-DIRECTEUR DE THESE : A. ZEGHLOUL Professeur Université de Metz (France)

DEVANT LE JURY

PRESIDENT : A. HAIHAHEM Professeur Université de Annaba

EXAMINATEURS : A. BOUCHOUCHA Professeur Université de Constantine

D. S. ELALOSSI Professeur Université de Skikda

A. DARSOUNI MC Université de Annaba

01 décembre 2008

AVANT PROPOS

Les travaux de cette thèse ont été débutés au Laboratoire des Essais Mécaniques à l'URASM-CSC Annaba et achevés au Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) à l'Université de Metz. Le support financier de l'URASM-CSC Annaba et ainsi que les conditions offertes par la direction du laboratoire LPMM m'ont permis d'effectuer cette thèse dans d'excellentes conditions.

Je tiens à remercier Monsieur le professeur Bachir MERZOUG, directeur de ma thèse, pour m'avoir encadré tout au long de ce travail. J'ai beaucoup apprécié son soutien et sa rigueur scientifiques tout au long des années et de cette thèse.

Je tiens à remercier tout particulièrement Monsieur Aderrahim ZEGHLOUL, professeur à l'Université de Metz et co-directeur de ma thèse, pour toutes les aides qu'il m'a apportées, pour sa grande patience pendant mon séjour au laboratoire LPMM ainsi que pour toutes nos discussions.

Je remercie également Monsieur Ammar HAIHAEM, professeur à l'Université Badji Mokhtar Annaba, qui m'a fait l'honneur d'être le Président de mon jury de thèse.

Je remercie vivement Monsieur A. BOUCHOUCHA, professeur à l'Université de Constantine, Monsieur D. S. ELALOUSSI, professeur à l'Université de Skikda et Monsieur A. DARSOUNI, maître de conférences à l'Université Badji Mokhtar Annaba, pour avoir accepté de rapporter ma thèse et pour l'intérêt qu'ils lui ont porté à travers leur expertise.

Monsieur Omar OUSSOUADI, professeur à l'EMMS, Faculté des Sciences et Techniques, Université My Ismail, Errachidia, Maroc, m'a apporté son excellence scientifique dans le domaine de la modélisation numérique par éléments finis et l'implémentation des modèles dans le logiciel Abaqus. C'est un ami très cher. Je l'en remercie chaleureusement.

Je voudrais exprimer sincèrement ma reconnaissance à tous les membres de l'URASM-CSC Annaba (en particulier Mme S. TLILI et Monsieur D. BEREDJANE) et Alfatube (en particulier Monsieur N. TLILI). Avec eux dans une ambiance très humaine, j'ai passé des moments inoubliables.

Merci également à tous les personnels du laboratoire LPMM, qui m'ont rapporté leurs aides durant la période de mon détachement à l'Université de Metz.

Enfin, je suis infiniment reconnaissant à toute ma famille, notamment ma femme, qui s'est chargée de la famille pendant mes longues études et qui m'a supporté avec sa grande patience.

ملخص

إن حد المرونة والصلابة هما خاصيتان أساسيتان، يطلب توفرهما في المعادن الموجه لصناعة الأنابيب المخصصة لنقل الغاز الطبيعي والنفط. كل خاصية تجيب على طلب محدد والحصول على توافق بينهما هو محرك دراستنا.

تحسين القابلية للحام والقدرة على مقاومة التعب والتآكل يمر أساسا بالتحكم بتصنيع الصفائح المخصصة لصناعة الأنابيب.

صناعة أنابيب الغاز الطبيعي والنفط، تضع عمليا إجراءات إدارة سلامة و وثوقية لتلبية الشروط المطلوبة وفق المقاييس المعمول بها لأجل توفير سلامة العامة، وتدهور هذه الخصائص بالتعب يهدد هذه الوثوقية.

في هذا السياق تم تحضير هذا البحث لتحقيق الأهداف التالية:

بناء على دراسة إحصائية ونظرا لعشوائية شروط الدرفلة على الساخن بوحدة الإنتاج (LAC)¹ بمركب الحجار² (Elh-ISF) تم اقتراح دراسة حرارية ميكانيكية. في البداية عملية التسخين والتبريد أعطت الإشارة الأولية على نقاط تحول المعدن المدروس، وتم تحديدها بدق بواسطة الدلاتومتري. ثم مجموعة تجارب اللي على الساخن في المجال 1150 درجة مئوية إلى 700 درجة مئوية وسرعة تشكيل بين 0.2 إلى 5 ثا⁻¹، أنجزت. النتائج المحصل عليها تشكل القاعدة الأساسية لحساب القوى و العزوم وكذا الطاقة اللازمة خلال عملية الدرفلة المبرمجة بالمخبر.

نتائج المعالجة الإحصائية لمجموعة من 1009 لفافة معدنية، تبين تأثير درجات حرارة نهاية الدرفلة و التلغيف. مع العلم أن التحكم في التبريد بعد عملية الدرفلة ينبغي أن يؤدي إلى إنتاج الشرائط الممتازة التي توفر مزيجا من المقاومة والصلابة. للتلغيف على درجة حرارة مناسبة فوائد تعزيز البنية الداخلية مما يؤدي إلى تصلب الهيكل من جديد وأيضا تحسين حد المرونة وصلابة المعدن. درجة حرارة التلغيف عامل أساسي لأنها تحدد بداية التشكيل البنيوي الدقيق. لذلك أربعة انظمة التبريد استخدمت لمحاكاة ظروف درفلة حقيقية³ (TMCP)، ولتحقق من إمكانية تحسين الخواص الميكانيكية لأنابيب الصلب.

نتائج المحاكاة تضاف إلى جملة المعطيات لاستخدامها لتبرير نموذج للتنبؤ بالخصائص الميكانيكية، هذا النموذج هو بمثابة وسيلة لتحسين عناصر الدرفلة بدلالة التركيب الكيميائي وشروط الدرفلة. تأثير كل عامل تم تحليله وتحديده.

أخيرا، تم دراسة تعب وبشكل أكثر تحديدا دراسة انتشار الشقوق في نوعين من المعادن المخصصة لصناعة الأنابيب: API 5L-X60 و AISI304L. المحاكاة العددية لضرر التعب تستند إلى بيانات التعب قليل الدورات. هذا الأخير يفترض أن السلوك في منطقة تضرر في نهاية شق يتسم بسلوك قطعة صغيرة تخضع لتعب قليل الدورات. نتائج المحاكاة لعينة من نوع CT تم استخدامها لإنشاء منحنيات سرعة الانتشار الشقوق. هذه النتائج تمت مقارنتها مع نتائج محاكاة لشق عرضي طويل في أنبوب حيث وافقت إلى حد بعيد النتائج العملية.

¹ LAC : Laminoir à Chaud ;

² Elh-ISF : Elhadjar Iron and Steel Factory;

³ TMCP: Thermo-Mechanical Controlled Process.

Abstract

The yield strength and the toughness are two fundamental properties in great demand in steels for pipelines. Each one of them meeting a precise requirement. A better compromise between these adverse properties motivates our study.

The welding improvement and the strength capacity to fatigue and corrosion are subject, first of all, to the ability to control the elaboration process of pipe strips.

The oil and natural gas duct industry uses total integration management procedures to satisfy the new normalization requirements and public interests. Fatigue damage constitutes a threat to this integration.

In this context, the thesis has been proposed with multiple objects:

Based on a statistical study and due to the scattering of the conditions in the hot rolling system LAC¹/(Elh-ISF)², a thermo-mechanical study was necessary. At first, the heating and cooling tests have brought about the preliminary signs related to transformation points. The following inquiries using a dilatometer with transformation have made possible the determination of these transformation points for the steel from (Elh-ISF). Then, torsion tests at deformation temperatures between 1150°C and 700°C, and deformation regimes with in 0,2 and 5s⁻¹, have been realized. These results constitute the basis for the mathematical models used to predict the rolling forces, moments, energy and soon.

The results of the statistical analysis on a population of 1009 windings show the considerable effect of the temperatures of finish rolling and of coiling. However, the controlled cooling after rolling should, as a consequence, produce strips with an excellent combination of strength and toughness. Coiling at an appropriate temperature takes advantage of the precipitation reinforcement, giving rise to a structural hardening and also to an improvement in the yield strength and toughness of the steel. The coiling temperature is a decisive parameter because it determines the beginning of the formation of fine precipitates. Therefore, four cooling systems have been employed in order to simulate the rolling conditions of an actual TMCP³ process, and to verify the alternatives to improve the mechanical properties of the steels for pipelines.

The simulation results are added to the basis used to validate the prediction model for the mechanical characteristics based on a neural regression. This model will be used as a means of optimization for the rolling parameters in terms of the chemical composition. The effect of each parameter was analysed and well grasped.

In fact, the fatigue aspect and more precisely, the study of the crack propagation was considerable with two types of steels for pipelines, one micro-allayed steel of type API-X60, and one stainless austenitic steel of type AISI-304L. The numerical simulation of fatigue damage is supported by low frequency fatigue data. This approach admits the implicit assumption that the behavior in the damaged region at the crack tip is characterized by the behavior of a low frequency fatigue mini test bar. The simulations on CT-type test bars were realized in order to draw curves for the crack propagation rate. These results are compared with these obtained from the simulation of a longitudinal crack in a pipe.

¹ LAC : Laminoir à Chaud ;

² Elh-ISF : Elhadjar Iron and Steel Factory;

³ TMCP: Thermo-Mechanical Controlled Process.

Résumé

La limite d'élasticité et la ténacité sont deux propriétés d'emploi fondamentales demandées aux aciers pour pipelines. Elles répondent chacune à une demande bien précise. Un meilleur compromis entre ces propriétés antagonistes motive notre étude.

L'amélioration de la soudabilité et la capacité de résistance à la fatigue et à la corrosion, passe par la maîtrise en premier lieu du procédé d'élaboration des bandes à tubes.

L'industrie de canalisation du gaz naturel et du pétrole met en application les procédures de gestion complète d'intégrité pour satisfaire les demandes de nouveaux impératifs de normalisation et d'intérêts publics. L'endommagement par fatigue constitue une menace à cette intégrité.

Dans ce contexte cette thèse a été proposée dont les buts sont multiples :

A la base d'une étude statistique et suite aux dispersions des conditions de laminage laminoir à chaud LAC¹/ (Elh-ISF)², une étude thermomécanique a été nécessaire. Au premier temps, les tests de chauffage et de refroidissement ont apporté les premiers signes au sujet des points de transformation. Les investigations suivantes au dilatomètre avec déformation ont rendu possible, la détermination de ces points de transformation pour l'acier de (Elh-ISF). Ensuite des essais de torsion aux températures de déformation entre 1150 et 700°C, et régimes de déformation entre 0,2 et 5 [s⁻¹], ont été réalisés. Ces résultats servent de base aux modèles mathématiques, qui peuvent être employés pour prévoir les forces de laminage, les couples, la puissance d'énergie .etc.

Les résultats du traitement statistique sur une population de 1009 bobines montrent l'influence considérable des températures de fin laminage et de bobinage. Cependant, le refroidissement contrôlé après le laminage devrait avoir comme conséquence la production de bandes qui fournissent une excellente combinaison de la résistance et de la ténacité. Le bobinage à une température appropriée tire profit du renforcement de la précipitation, donnant à nouveau lieu au durcissement structural et également à une amélioration de la limite élastique et de la ténacité de l'acier. La température de bobinage est un paramètre décisif parce qu'elle détermine le début de la formation des précipités fins. Par conséquent, quatre systèmes de refroidissement ont été employés, afin de simuler les conditions de laminage d'un procédé TMCP³ réel, et vérifier les possibilités d'améliorer les propriétés mécaniques de l'acier à tube.

Les résultats des simulations s'ajoutent à la base employée pour valider le modèle de prédiction des caractéristiques mécaniques basé sur une régression neuronale. Ce modèle servira comme moyen d'optimisation des paramètres de laminage en fonction de la composition chimique. L'influence de chaque paramètre a été analysée et bien cernée.

Enfin, l'aspect fatigue et plus précisément l'étude de la propagation des fissures dans deux types d'acier pour tubes, un acier micro-allié de type API-X60 et un acier inoxydable austénitique de type AISI 304L, ont été étudiés. La simulation numérique de l'endommagement par fatigue s'appuie sur les données de fatigue oligocyclique. Cette approche admet l'hypothèse implicite que le comportement dans la zone endommagée à l'extrémité d'une fissure est caractérisé par le comportement d'une mini éprouvette de fatigue oligocyclique. Les résultats des simulations sur une éprouvette de type CT ont été réalisés pour établir des courbes de vitesse de propagation de fissure. Ces résultats sont comparés avec ceux obtenus directement par la simulation d'une fissure longitudinale dans un tube.

¹ LAC : Laminoir à Chaud ;

² Elh-ISF : Elhadjar Iron and Steel Factory;

³ TMCP: Thermo-Mechanical Controlled Process.

Table des matières

Avant propos	i
ملخص	ii
Abstract	iii
Résumé	iv
Table des matières	v
Liste des figures	viii
Liste des tableaux.....	xii

I. Introduction générale.

I.1	Contexte industriel :	1
I.2	L'enjeu : concilier Limite d'élasticité et Ténacité	3
	I.2.1 Limite d'élasticité	3
	I.2.2 Ténacité	4
I.3	Importance de l'étude de fatigue des aciers pour pipelines.....	5
	I.3.1 C'est quoi la fatigue (matériel).....	5
	I.3.2 Fatigue induite par la fluctuation de la pression interne	5
I.4	Synthèse	9
	I.4.1 Objectifs de l'étude	9
	I.4.2 Plan du mémoire	10
I.5	Références bibliographiques	11

II. Rappels de bibliographie : Métallurgie des aciers pour pipelines

II.1	Métallurgie des Aciers Ferrito-Perlitiques micro-alliés	12	
	II.1.1 Propriétés d'emploi	12	
		II.1.1.1 Durcissement	12
		II.1.1.2 Ténacité	21
		II.1.1.3 Soudabilité	23
		II.1.1.4 Résistance à la corrosion	24
		II.1.1.5 Fatigue	24
	II.1.2 Procédé d'élaboration TMCP	26	
		II.1.2.1 Conditions de réchauffage de la brame	26
		II.1.2.2 Phases de laminage.....	27
		II.1.2.3 Température de début de transformation au refroidissement A_{r3}	28
		II.1.2.4 Etape de refroidissement	29
II.2	Généralités sur la déformation à chaud	30	
	III.2.1 Phénomène intervenant au cours d'une déformation à chaud.....	31	
	III.2.2 Phénomène intervenant après une déformation à chaud.....	34	
	III.2.3 Mécanismes Physiques responsables du comportement rhéologique	34	
II.3	Conclusion	39	
II.4	Références bibliographiques	40	

III. Simulation du procédé d'élaboration TMCP

III.1	Production courante des aciers pour pipelines de (Elh-ISF)	43
III.1.1	Etude statistique de la production des bobines	43
III.1.2	Motivation de l'étude	45
III.2	Procédures expérimentales	47
III.2.1	Analyse thermomécanique du matériau	47
III.3.1.1	Les tests de chauffage et de refroidissement	49
III.3.1.2	Test de délatometrie	49
III.3.1.3	Essai de torsion	50
III.2.2	Simulations de la technologie de laminage à chaud	52
III.3.2.1	Description des programmes de laminage proposés	54
III.3.2.2	Description des étapes de refroidissement et de bobinage	54
III.3.2.3	Phase de laminage	58
III.2.3	Essais de traction et de résilience des bandes laminées	60
III.3.3.1	Essai de traction	60
III.3.3.2	Essai de résilience	61
III.3	Résultats et discussion	65
III.3.1	Résultats de l'analyse thermomécanique du matériau	65
III.3.2	Résultats de la simulation de laminage	72
III.3.2.1	Les propriétés mécaniques	72
III.3.2.2	Influences des systèmes de refroidissement	79
III.3.2.3	La microstructure	82
III.4	Conclusion	84
III.5	Références bibliographiques	85

IV. Modélisation par régression neuronale

IV.1	Introduction	87
IV.2	Modélisation par réseaux de neurones	89
IV.2.1	Historique	90
IV.2.2	Neurone Biologique	90
IV.2.3	Neurone formel	91
IV.2.4	Réseau de neurone	93
IV.2.4.1	Optimisation de l'architecture du réseau	95
IV.2.4.2	Choix de fonction de transfert	95
IV.2.4.3	Évaluation Des Erreurs	95
IV.2.4.4	Choix de l'algorithme d'entraînement	96
IV.2.4.5	Critères d'arrêt	97
IV.3	Base de données	100
IV.4	Résultats et discussion	103
IV.5	Application	107
IV.6	Conclusion	109
IV.7	Références bibliographiques	110

V. Etude du comportement mécanique sous un chargement cyclique

V.1	Endommagement par fatigue	113
V.1.1	Courbe d'endurance.....	113
V.1.2	Zone de fatigue oligocyclique.....	115
V.1.3	Concept de tolérance au dommage	116
V.1.4	Coefficients de concentration de contraintes et de réduction de la résistance à la fatigue	117
V.1.5	Facteur d'Intensité des Contraintes	120
V.2	Propagation des fissures de fatigue	125
V.2.1	Amorçage de fissure de fatigue.....	126
V.2.2	Courbes de propagation et vitesse de fissuration en fatigue	127
V.2.3	Phénomène de fermeture.....	132
V.3	Présentation des matériaux étudiés.....	135
V.4	Modélisation du comportement sous chargement cyclique	135
V.4.1	Loi de comportement	136
V.4.2	Conception et maillage de l'éprouvette CT	139
V.4.3	Conception et maillage du tube.....	142
V.4.4	Simulations sous chargement cyclique.....	144
V.5	Simulations et calcul des vitesses de propagation	146
V.5.1	Sous chargement d'amplitude constante	146
V.5.1.1	Taille des éléments en pointe de la fissure.....	146
V.5.1.2	Critère d'endommagement.....	147
V.5.1.3	Vitesse de propagation de la fissure.....	150
V.5.1.4	Courbes de propagation.....	150
V.5.2	Sous chargement à amplitude variable	156
V.5.2.1	Cas de surcharges unitaires	156
V.5.1.2	Autres types de variation de chargement.....	161
V.6	Conclusion	164
V.7	Références bibliographiques	165

Conclusions générales	167
------------------------------------	------------

Annexe A : Calculs des efforts et couples de laminage	171
--------------------------------------------------------------------	------------

Annexe B : Calculs du facteur d'intensité de contrainte	175
----------------------------------------------------------------------	------------

B-1 : Méthodes de calcul.....	175
-------------------------------	-----

B-1-1 : Méthode des déplacements des lèvres de la fissure.....	175
----------------------------------------------------------------	-----

B-1-2 : Méthode de l'intégrale J.....	176
---------------------------------------	-----

B-2 : Résultats des calculs bidimensionnels.....	177
--------------------------------------------------	-----

1. Liste des figures

Chapitre I

Fig.(I.1)	Evolution des gazoducs depuis 40 ans.....	2
Fig.(I.2)	Transition de mode de rupture dans les aciers ferritiques	4
Fig.(I.3)	Fissure de fatigue originaire d'une fissure 'crochet' [5].....	7
Fig.(I.4)	Fatigue de transport par rail[5].....	8
Fig. (I.5)	propagation en service d'une fissure [5].....	9

Chapitre II

Fig. (II.1)	Exemple des différentes contributions au durcissement d'un acier ferrito-perlitique (0.20%C, 1.0%Mn, 0.20%Si, 0.01%N, d'après [1]).....	14
Fig. (II.2)	Vérification de la loi de HALL-PETCH à différentes températures [3].....	15
Fig. (II.3)	Effet de la taille du grain ferritique sur la limite d'élasticité et la température de transition (acier à 0.1%C, 0.5%Mn, 0.2%Si, 0.006%N, d'après [4]).....	15
Fig. (II.4)	Effet de la teneur de divers éléments d'alliage sur le durcissement de la ferrite par solution solide à 20°C [4].....	16
Fig. (II.5)	Effet de la température sur le durcissement ou l'adoucissement par solution solide (Concentration en solutés : 1.5% atomique, [6]).....	17
Fig. (II.6)	Renforcement obtenu par différents types de dispersion d'oxydes	18
Fig. (II.7)	Evolution de la solubilité de quelques carbures et carbonitrides avec la température.....	18
Fig. (II.8)	Effet du taux de carbone sur la courbe de traction conventionnelle [4].....	19
Fig. (II.9)	Action a) du carbone et b) du manganèse sur le taux de perlite et le durcissement total de l'acier [8].....	20
Fig. (II.10)	Effet du taux de carbone sur la courbe de transition Charpy des aciers ferrito-perlitique [4].....	22
Fig. (II.11)	Chute de la résilience (configuration T-L) avec la fraction volumique de sulfures de manganèse [9]	23
Fig. (II.12)	Exemple de spectre de fonctionnement agressif d'un gazoduc [14].....	25
Fig. (II.13)	Etapas caractéristiques du schéma de laminage [15].....	27
Fig. (II.14)	Impact de différentes méthodes de durcissement sur la résilience [12].....	29
Fig.(II.15)	Courbe contrainte- déformation obtenue par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique [19].....	30
Fig.(II.16)	Courbes contrainte- déformation obtenues par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la recristallisation dynamique [19].....	30
Fig. (II.17)	Représentation schématique du processus de recristallisation dynamique géométrique en torsion. Extraite de SOLBERG et al 1989.....	33
Fig. (II.18)	Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation à 800 °C	36
Fig. (II.19)	Variation du coefficient m entre 700 et 900°C pour deux états de déformation.....	37
Fig. (II.20)	Evolution de n en fonction de la déformation pour une vitesse de déformation égale à 30 s ⁻¹ . (a : 700 et 750°C et b : 800, 900 et 1000°C).....	38

Chapitre III

Fig. (III.1)	Evolution des éléments d'alliage sur la population étudiée.....	43
Fig. (III.2)	Evolution de Tb sur l'ensemble de la population (1009 bobines).....	44
Fig. (III.3)	Evolution de Tf sur l'ensemble de la population (1009 bobines).....	44
Fig. (III.4)	Distribution suivant le grade d'acier HSLA des bandes laminées à chaud.....	45
Fig. (III.5)	Effet de la température de fin laminage sur la limite d'élasticité de la population de 1009 bandés laminées à (Elh-ISF).....	46
Fig. (III.6)	Effet de la température de bobinage sur la limite d'élasticité de la population de 1009 bandés laminées à (Elh-ISF).....	46
Fig. (III.7)	La géométrie du spécimen de torsion (millimètre).....	51
Fig. (III.8)	Schéma du concept fondamental de l'équipement de laboratoire utilisé pour les	

	expériences.....	53
Fig. (III.9)	Les temps de refroidissement et réchauffes après a près l'utilisation des différentes méthodes de refroidissement.....	55
Fig.(III.10)	Concept fondamental de l'équipement de laboratoire pour le refroidissement des bandes laminées avec le jet d'eau et air comprimé.....	56
Fig.(III.11)	Illustration schématique des régions du passage local de la chaleur sur la bande chaude au refroidissement laminaire.....	57
Fig. (III.12)	Schéma de l'équipement de laboratoire utilisé pour le refroidissement laminaire des bandes roulées.....	57
Fig. (III.13)	Régime de température-temps du procédé technologique complet des programmes (I) et (II).....	58
Fig. (III.14)	Régime de Température-temps du procédé technologique complet du programme (III).....	59
Fig. (III.15)	Régime de Température-temps du procédé technologique complet dans le programme (IV).....	60
Fig. (III.16)	Eprouvette de traction.....	60
Fig. (III.17)	Eprouvette Charpy V.....	62
Fig. (III.18)	Eprouvette BDWTT (B : épaisseur de tôle).....	62
Fig.(III.19)	Représentation du mouton pendule de Charpy et hauteurs à prendre en compte pour le calcul de l'énergie absorbée.....	63
Fig.(III.20)	Evolution du coefficient η avec le rayon d'entaille [41] et la profondeur relative [42] (cas d'une éprouvette Charpy V).....	64
Fig. (III.21)	Facteur d'Intensité de Contrainte K_{Ic} , en fonction de l'énergie absorbée par l'éprouvette Charpy V [43].....	65
Fig. (III.22)	température d'austénitisation: 1150°C, temps de maintien: 5 minutes, vitesse de réchauffement: 0.5 °C/s. G=500x.....	67
Fig. (III.23)	Température d'austénitisation: 1150°C, temps de maintien: 5 minutes, vitesse de réchauffement: 0.5 °C/s. G=500x, vitesse de refroidissement avant déformation: 0,35°C/S, température de déformation: 950°C, taux de déformation: 20%.....	68
Fig. (III.24)	Courbes d'écoulement pour une vitesse de déformation :0.2s ⁻¹	69
Fig. (III.25)	Courbes d'écoulement pour une vitesse de déformation : 2s ⁻¹	70
Fig. (III.26)	Courbes d'écoulement pour une vitesse de déformation : 5s ⁻¹	70
Fig. (III.27)	Développement de la contrainte maximale en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation.....	71
Fig. (III.28)	Développement de la contrainte maximale en fonction de la température pour une déformation $\phi=0.3$	71
Fig. (III.29)	Limite élastique pour les programmes de roulement (I) et (II).....	73
Fig. (III.30)	Résistance à la traction pour les programmes de roulement (I) et (II).....	73
Fig. (III.31)	Élongation pour les programmes de roulements (I) et (II).	74
Fig. (III.32)	Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à 20°C.....	76
Fig. (III.33)	Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à 0°C.....	76
Fig. (III.34)	Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à -30°C.....	76
Fig. (III.35)	Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la limite élastique après le refroidissement par l'eau laminaire et l'air comprimé.	78
Fig. (III.36)	Influence de la température de fin laminage et de bobinage sur la résistance à la traction après le refroidissement par l'eau laminaire et l'air comprimé.....	78
Fig. (III.37)	Influence de la température de fin laminage et de bobinage sur l'allongement après le refroidissement par l'eau laminaire et l'air comprimé.....	78
Fig. (III.38)	Ténacité à basse température après le programme de laminage (IV) ; avec un maintien de 2heures à la température de fin laminage ou au refroidissement direct en air ambiant après finition en utilisant le refroidissement par l'eau laminaire.....	79
Fig. (III.39)	Ténacité à basse température après le programme de laminage (IV) ; avec un maintien de 2heures à la température de fin laminage ou au refroidissement direct en air ambiant après finition en utilisant le refroidissement par l'air comprimé.....	79
Fig. (III.40)	Effets de différentes techniques de refroidissement sur la limite élastique.....	80
Fig. (III.41)	Effets de différentes techniques de refroidissement sur la résistance à la traction.....	80
Fig. (III.42)	Effets de différentes techniques de refroidissement sur l'allongement.....	81
Fig. (III.43)	Effets de différentes technologies de refroidissement sur la ténacité à 20°C.....	81
Fig. (III.44)	Effets de différentes technologies de refroidissement sur la ténacité à 0°C.....	82
Fig. (III.45)	Effets de différentes technologies de refroidissement sur la ténacité à -30°C.....	82

Chapitre VI

Fig. (IV.1) :	Schéma d'un neurone biologique.....	91
Fig. (IV.2) :	Neurone formel de Mc Culloch & Pitts.....	92
Fig. (IV.3) :	Illustration schématique des couches d'entrée, cachée et de sortie du modèle de réseau de neurone.....	94
Fig. (IV.4) :	Relation de tangente hyperbolique entre les entrées x et les sorties y , a) tangente hyperbolique flexible simple avec la variation des poids, b) combinaison de deux tangentes.....	94
Fig. (IV.5) :	Illustration du degré de la complexité d'un réseau.....	98
Fig. (IV.6) :	Illustration du phénomène de sur-apprentissage pour le cas simple d'une approximation de fonction.....	98
Fig. (IV.7) :	Illustration de la validation croisée.....	100
Fig.(IV.8.a-k)	Les valeurs de chaque variable de la base de données fonction de la limite d'élasticité...	102
Fig.(IV.9-a) :	Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la limite d'élasticité (Entraînement).....	104
Fig. (IV.9-b) :	Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la résistance à la traction (Entraînement).....	104
Fig. (IV.9-c) :	Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la limite d'élasticité (teste).....	105
Fig. (IV.9-d) :	Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la résistance à la traction (teste) ...	105
Fig. (IV.10) :	Erreur relative pour Y_S (R_e) et UTS (R_m) pour la base entière.....	106
Fig. (IV.11) :	Les mesures d'importance de chaque entrée influençant R_e et R_m déduites du réseau...	107
Fig.(IV.12-a)	La limite d'élasticité prévue en utilisant la composition dans le Tableau (III.2)	108
Fig. (IV.12-b)	La résistance à la traction prévue en utilisant la composition dans le Tableau (III.2)	108
Fig. (IV.13) :	L'effet de la température de fin de laminage contre la température de bobinage, sur la limite d'élasticité en utilisant la composition dans table2. a) Production de l'acier API-X70 et b) Production de l'acier API-X60.....	108

Chapitre V

Fig. (V.1):	Courbe d'endurance ou de Wöhler.....	114
Fig. (V.2):	Courbe contrainte-déformation en fatigue oligocyclique.....	115
Fig. (V.3):	Courbes de fatigue oligocyclique.....	116
Fig. (V.4):	Répartition des contraintes autour d'un trou dans une plaque.....	118
Fig. (V.5) :	Plaque chargée en traction simple, percée d'un trou elliptique de rayon à fond d'entaille ρ	118
Fig. (V.6) :	Variations de l'indice de sensibilité q en fonction du rayon à fond d'entaille [1].....	120
Fig. (V.7) :	Clichés de photo-élasticité montrant la similitude des champs de contraintes pour trois fissures différentes [4].....	121
Fig. (V.8) :	Définition des coordonnées (r,θ) à l'extrémité d'une fissure.....	122
Fig. (V.9) :	Représentation des trois modes de sollicitations I, II et III.....	122
Fig. (V.10):	Comparaison des fonctions de complaisance dans les éprouvettes CCT et CT.....	125
Fig. (V.11):	Variations de la longueur de fissure a en fonction du nombre de cycles N pour deux amplitudes de contraintes σ_1 et σ_2	127
Fig. (V.12):	Variations de la vitesse de fissuration da/dN en fonction la longueur de fissure a pour deux amplitudes de contraintes σ_1 et σ_2	128
Fig. (V.13):	Variations de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK pour deux amplitudes de contraintes σ_1 et σ_2	128
Fig. (V.14):	Courbe de propagation $da/dN - \Delta K$ en fatigue à rapport de charge fixé	129
Fig. (V.15) :	Zone de déformation à l'extrémité de la fissure.....	133
Fig. (V.16):	Représentation schématique du phénomène de fermeture induite par la plasticité.....	134
Fig. (V.17):	Courbes de propagation avant et après prise en compte de l'effet de fermeture [22].....	134
Fig. (V.18):	Accentuation de la fermeture de fissure par les dépôts d'oxyde et la rugosité des surfaces rompues.....	135
Fig. (V.19) :	Effet de Rochet en traction-compression [26].....	137

Fig. (V.20) :	Schéma de prédiction élastique - correction plastique.....	138
Fig. (V.21) :	Algorithme de la loi de comportement	139
Fig. (V.22) :	Eprouvette CT.....	140
Fig. (V.23) :	Eprouvette CT 50 modélisée et maillée dans Abaqus.....	140
Fig. (V.24) :	Représentation maillage, des conditions aux limites et du chargement.....	142
Fig. (V.25) :	une partie (1/4) de tube modélisée et maillée dans Abaqus.....	143
Fig. (V.26) :	Représentation maillage, des conditions aux limites et du chargement cas d'un tube.....	144
Fig. (V.27) :	Cycles de contrainte – déformation sous un chargement de 400N.....	145
Fig. (V.28) :	Représentation des contraintes de Von Mises sur l'éprouvette après 20 cycles.....	145
Fig. (V.29) :	Taille des éléments en pointe de fissure.....	146
Fig. (V.30) :	Représentation d'un cycle stabilisé.....	151
Fig. (V.31) :	Distribution des amplitudes des déformations des éléments à l'extrémité de la fissure, cas d'une éprouvette CT en AISI 304L.....	152
Fig. (V.32) :	Variation des amplitudes des déformations des éléments à l'extrémité de la fissure, cas d'un tube en API X60.....	152
Fig. (V.33) :	Comparaison des vitesses de fissuration pour deux rapports de charge différents.....	153
Fig. (V.34) :	Courbes de propagations expérimentale et numériques.....	154
Fig. (V.35) :	Résultats de la simulation des vitesses de fissuration sur éprouvette CT et Tube	155
Fig. (V.36) :	Ensemble des courbes de propagations expérimentales et numériques (API5L-X60)	156
Fig. (V.37) :	Définition d'une surcharge.....	157
Fig. (V.37) :	Différents types de retard.....	158
Fig. (V.38) :	Evolution du niveau d'ouverture après l'application d'une surcharge.....	158
Fig. (V.39) :	Evolution de la vitesse de propagation après application d'une surcharge.....	159
Fig. (V.40) :	Evolution des déformations dans l'élément le plus chargé avant et après l'application d'une surcharge sur une éprouvette CT.....	160
Fig. (V.41) :	Courbe contrainte-déformation montre l'effet d'une surcharge.....	160
Fig. (V.42) :	Effets de surcharges répétées sur la surface de rupture dans un acier faiblement allié	161
Fig. (V.43) :	Courbe contrainte-déformation montre l'effet d'une sous-charge.....	162
Fig. (V.44) :	Evolution des déformations dans l'élément le plus chargé avant et après l'application d'une sous-charge sur une éprouvette CT.....	162
Fig. (V.45) :	Effet combiné surcharge/sous-charge	163
Fig. (V.46) :	Evolution du niveau d'ouverture et de la longueur de la fissure pendant un chargement par blocs	163

Annexes

Fig. (A.1) :	relation entre (σ/σ_m) et m fonction (lc / hm) [1].....	172
Fig. (A.2) :	Comparaison entre l'effort de laminage calculé et mesuré en fonction de la température du programme de laminage (VI).....	173
Fig. (A.3) :	Comparaison entre les couples de laminage calculés et mesurés en fonction de la température du programme de laminage (VI).....	173
Fig. (B.1) :	Contraintes et déplacements au voisinage de l'extrémité d'une fissure.....	174
Fig. (B.2) :	Contour arbitraire Γ autour de la fissure.....	175
Fig. (B.3) :	Élément à 8 nœuds avec ses points d'intégration.....	177
Fig. (B.4) :	Maillage de 1/4 du tube.....	177
Fig. (B.5) :	Maillage rayonnant au voisinage de la fissure.....	178
Fig. (B.6) :	détail des contours.....	178
Fig. (B.7) :	Evolution de l'intégral J et le FIC en fonction des contours (a=5,08mm).....	179
Fig. (B.8) :	Comparaison des résultats des deux méthodes pour une fissure externe (a=5,08mm).....	179

2. Liste des tableaux

Chapitre II

Tableau (II.1):	composition chimiques des nuances testées (wt. %)	25
Tableau (II.2):	Paramètres des programmes de laminage	25
Tableau (II.3):	Propriétés mécaniques et durées de vie des aciers testés	26

Chapitre III

Tableau (III.1):	Description des valeurs limites des paramètres de laminage et des propriétés mécaniques	44
Tableau (III.2):	Composition chimique de l'échantillon (en % de poids)	49
Tableau (III.3):	Méthodes et taux de refroidissements utilisés pour toutes les expériences	54
Tableau (III.4):	Caractéristiques techniques du dispositif de refroidissement laminaire utilisé	58
Tableau (III.5):	Résultats d'essai de dilatométrie sans déformation (F : ferrite, P : perlite, B : bainite). La température d'Austénitisation : 1150°C, le temps de maintien: 5 minutes, vitesse de réchauffement : 0.5 °C/S	66
Tableau (III.6):	Résultats d'essai de dilatomètre avec la déformation (F : ferrite, P : perlite, B : bainite). La température d'Austénitisation : 1150°C, tenant le temps : 5 minutes : vitesse de réchauffement 0.5 °C/S, vitesse de refroidissement avant déformation : 0,35°C/S, la température de déformation : 950°C, taux de déformation : 20%	66
Tableau (III.7):	Comparaison entre les demandes de la norme API 5L, les mesures effectuées à (Elh-ISF) et au laboratoire	72
Tableau (III.8):	Les propriétés mécaniques des bandes laminées selon le programme (III)	75
Tableau (III.9):	Les propriétés mécaniques des bandes laminées selon le programme (IV)	77
Tableau (III.10):	La taille de grain moyenne des bandes laminées selon le programme (IV)	83

Chapitre IV

Tableau (IV. 1):	Les limites minimum et maximum des paramètres	101
------------------	-----------------------------------------------	-----

Chapitre V

Tableau (V.1):	Paramètres de la loi de comportement des deux aciers	138
Tableau (V.2):	Paramètres de fatigue oligocyclique	149
Tableau (V.3):	Valeurs des paramètres C et m les courbes de propagation (CT- AISI 304L)	154

Annexes

Tableau (A.1):	Valeurs des coefficients du modèle des contraintes d'écoulement	171
----------------	-----------------------------------------------------------------	-----



Chapitre I

Introduction générale

I.1	Contexte industriel :	1
I.2	L'enjeu : concilier Limite d'élasticité et Ténacité	3
I.2.1	Limite d'élasticité	3
I.2.2	Ténacité	4
I.3	Importance de l'étude de fatigue des aciers pour pipelines	5
I.3.1	C'est quoi la fatigue (matériel).....	5
I.3.2	Fatigue induite par la fluctuation de la pression interne	5
I.4	Synthèse	9
I.4.1	Objectifs de l'étude	9
I.4.2	Plan du mémoire	10
I.5	Références bibliographiques	11

Chapitre I

Introduction générale

Résumé

Limite d'élasticité et ténacité sont deux propriétés d'emploi fondamentales demandées aux aciers pour pipelines. Elles répondent chacune à une demande bien précise. Nous verrons dans une première partie de ce chapitre introductif que l'on recherche des limites d'élasticité toujours croissantes car cette propriété conditionne la rentabilité des infrastructures. Un meilleur compromis entre ces propriétés antagonistes motive notre étude.

L'amélioration de la soudabilité et la capacité de résistance à la fatigue et à la corrosion, passe par la maîtrise au premier lieu du procédé d'élaboration des bandes à tubes.

L'industrie de canalisation de gaz naturel et de pétrole met en application les procédures de gestion complètes d'intégrité pour satisfaire les demandes de nouveaux impératifs de normalisation et d'intérêts publics. Ces nouvelles demandes exigent la gestion formelle d'intégrité que des programmes de planification soient développés et appliqués où les défaillances de canalisation pourraient affecter "des régions élevées de conséquence". Un plan formel de gestion d'intégrité incorpore un certain procédé pour identifier des menaces à l'intégrité d'une canalisation. De telles menaces viennent sous beaucoup de formes et dépendent uniquement des événements liés à un segment individuel de canalisation. Dans une deuxième partie de ce chapitre Le souci a surgi concernant la fatigue (matériel) en tant qu'une telle menace possible d'intégrité. Nous savons qu'il y a quelques défaillances de canalisation que de temps en temps et dans certaines circonstances, la fatigue peut constituer une menace potentielle.

I.1 Contexte industriel :

La localisation géographique des ressources en énergies fossiles - pétrole et gaz naturel - est souvent très éloignée des centres de consommation situés dans les zones industrialisées. L'acheminement de ces ressources sur des distances trans-continentales s'opère par navigation maritime ou par pipelines. D'importants réseaux de gazoducs ont été construits depuis les années 60 et se développent toujours. La réalisation d'infrastructures comme des lignes de gazoducs sur des centaines, voire des milliers de kilomètres, doit répondre à des impératifs de rentabilité et de sécurité.

Afin d'être économiquement viable, la construction d'un pipeline doit permettre de transporter un débit de gaz aussi élevé que possible. Cet impératif a progressivement mené à une augmentation du diamètre des tubes, ainsi que de la pression de service. L'effet sur les aciers employés est immédiat. Pour éviter une augmentation trop importante de l'épaisseur des tubes rendant les coûts de production et d'investissement rédhibitoires, il faut donc développer des aciers de limite d'élasticité de plus en plus élevée. L'évolution des gazoducs depuis 40 ans est ainsi donnée par la Fig. (I.1).

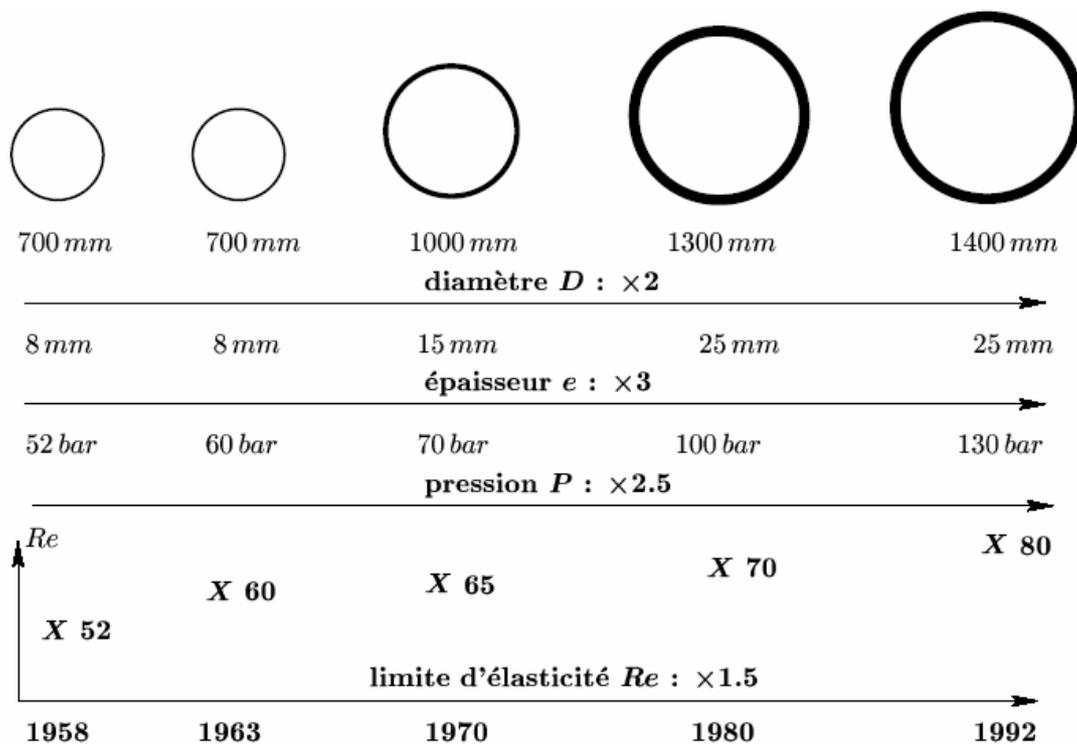


Fig. (I.1) : Evolution des gazoducs depuis 50 ans [1]

Compte tenu de l'énorme quantité d'énergie élastique stockée par le gaz sous pression, la sécurité du gazoduc est un point critique : à partir d'un défaut, une fissure est en effet susceptible de s'amorcer et de se propager longitudinalement à grande vitesse, conduisant à la ruine de la structure sur des distances de plusieurs dizaines de mètres à plusieurs kilomètres.

Des statistiques établies par l'EGIG (European Gas pipeline Incident Group) rapportent que la principale cause d'accident est due à une agression extérieure, typiquement un accident de génie civil. Entre 1970 et 1992, la fréquence des incidents dus à une agression externe et ayant occasionné une fuite de gaz est de 0.3 par millier de kilomètres et par an

[2], ce qui représente environ 60 % des accidents. Les autres causes d'incidents sont : la présence de défauts dans le matériau, la corrosion externe ou interne, la fatigue, ou encore les mouvements de sol (séismes, tassements de terrain).

Les modes de ruine de la structure sont de deux ordres : ruine par dépassement de la charge limite, et rupture par manque de ténacité. Afin de diminuer le risque d'accident, le dimensionnement de la structure est effectué pour travailler dans le domaine élastique avec un coefficient de sécurité adéquat, ce qui autorise une taille critique de défaut. Le dimensionnement de la structure avec un coefficient de sécurité ne permet cependant pas de garantir totalement l'intégrité de la structure. Afin d'éviter la ruine des pipelines et de limiter l'extension d'une fissure, la mécanique de la rupture a permis de définir la notion de ténacité. Au sens large, cette grandeur représente la capacité du matériau à supporter la présence de fissures. Les spécifications requises pour les aciers de pipelines prévoient un niveau de résilience suffisant dans les conditions de service, ce qui doit garantir l'arrêt rapide d'une fissure. Pour une même classe de matériaux, il est couramment vérifié que la ténacité diminue lorsque l'on cherche à augmenter la limite d'élasticité. Un des enjeux majeurs du développement de nouveaux aciers pour gazoducs est donc d'obtenir un bon compromis entre une haute limite d'élasticité et une ténacité élevée.

I.2 L'enjeu : concilier Limite d'élasticité et Ténacité.

I.2.1 Limite d'élasticité.

L'amélioration constante de la limite d'élasticité constatée depuis les années 70 est liée au développement des tôles TMCP obtenues par laminage à température contrôlée suivi d'un refroidissement accéléré. L'augmentation de la limite d'élasticité a principalement été obtenue par affinement de la taille du grain ferritique. Nous développerons dans le chapitre -II- les solutions métallurgiques mises en oeuvre pour atteindre des microstructures très fines.

La maîtrise du procédé de laminage et du traitement thermo-mécanique a ainsi permis d'augmenter la limite d'élasticité des aciers depuis le grade X52 dans les années 60 jusqu'aux grades X70 couramment employés de nos jours en gardant des microstructures ferrito-perlitiques. Le passage à des grades supérieurs, X80 à X100, passe par le développement d'aciers de microstructures bainitiques ou ferrito-bainitiques.

I.2.2 Ténacité.

Comme nous le verrons dans le chapitre prochain, l'affinement de la taille de grain est la seule solution métallurgique permettant d'augmenter à la fois la limite d'élasticité et la ténacité d'une même classe d'aciers.

La résilience des aciers pour tubes est usuellement appréciée par les essais CHARPY V et BDWTT. Celle-ci est fortement dépendante de la température. Il existe en effet, pour les aciers ferritiques, une transition entre les ruptures fragile et ductile. Le premier mode intervient à basse température. Il est associé à une rupture par clivage cristallographique et une faible ténacité. Au contraire, la rupture ductile se produit à plus haute température. Elle s'accompagne d'une grande absorption d'énergie par déformation plastique. Les aciers pour tubes doivent donc posséder une température de transition suffisamment basse en regard des conditions de service (celles-ci peuvent être extrêmes, comme dans les zones arctiques), et un niveau de résilience suffisant en rupture ductile Fig. (I.2).

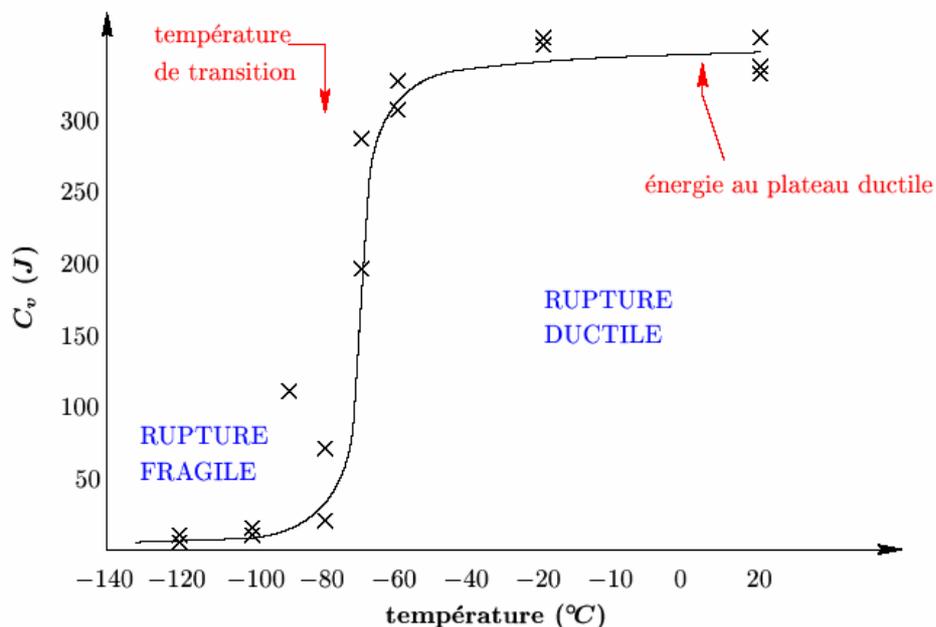


Fig. (I.2) : Transition de mode de rupture dans les aciers ferritiques [3]

La température de transition est définie à partir d'essais effectués sur des éprouvettes BDWTT. Ces éprouvettes, prélevées en pleine épaisseur de tôle, représentent mieux la transition des structures à l'échelle 1 que l'éprouvette CHARPY dont la taille est plus réduite. La température de transition FATT est définie comme étant la température pour

laquelle le faciès de rupture fait apparaître au moins 85 % de rupture ductile. Employer des aciers dont la température de transition est inférieure aux conditions de service permet normalement d'éviter le risque de rupture fragile.

I.3 Importance de l'étude de fatigue des aciers pour pipeline

I.3.1 C'est quoi Fatigue ?

La fatigue est un processus de dégradation structurale provoqué par des fluctuations ou des cycles d'effort ou de contrainte. De tels efforts ou contraintes sont typiquement concentrés localement par des discontinuités structurales, des entailles géométriques, des irrégularités ou des dommages extérieurs, des défauts, ou des non homogénéités métallurgiques.

La fatigue peut se produire à trois étapes séquentielles : la formation d'une fissure, appelée le "déclenchement" ; l'agrandissement par accroissement stable de la fissure en service, appelé la "propagation" ; et rupture instable rapide. La fatigue surgit en raison des cycles accumulés de l'effort appliqué en service. Le terme "cycles" implique une condition de charge réitérée ou une charge d'intensité variable aléatoirement. La fatigue n'est pas provoquée par une charge régulière ou un événement jetable de chargement. Les phases du déclenchement, la propagation, et rupture finale, bien que séquentiels, sont distincts et régis par des considérations séparées.

I.3.3 Fatigue induite par la fluctuation de pression

Malgré l'apparence d'une structure très simple, les tubes conduisent à des conditions de travail du matériau très spécifiques [4]:

- les tubes travaillent à des pressions généralement élevées et par voie de conséquence le taux de travail du matériau est souvent important quand il est comparé à d'autres structures. En outre l'état de contraintes est bi-axial avec deux contraintes de traction et donc avec une pression hydrostatique élevée permettant une incursion dans le domaine plastique ;
- les tubes travaillent souvent sous chargement cyclique (fluctuation de pression) avec un rapport de contrainte élevé et parfois dans le domaine de fatigue oligocyclique.

- Les tubes présentent de nombreux risques de présence de défauts notamment par leur méthode de fabrication, d'assemblage (soudage), aux conditions de transport et par l'influence du milieu corrosif à la fois à l'intérieur mais aussi à l'extérieur.

I.3.3.1 Susceptibilité des différentes soudures à la fatigue due au cyclage de pression

a) Soudures longitudinales

La croissance de la fissuration par fatigue dans les soudures longitudinales en tant que résultat des cycles de pression a été seulement éprouvée dans un sous ensemble de pipelines de produits liquides dans lesquels la conduite a été affectée par certaines espèces de conditions de défauts de soudure, et les lignes travaillaient avec des cycles de pression relativement intensifs. Il serait incorrect d'extrapoler ceci à tous les pipelines pour liquides, ou à tous les pipelines ayant une forme particulière de fissure longitudinale [5].

b) Soudures autogènes

Les soudures autogènes ERW (soudure à résistance électrique et soudure à arc électrique) sont potentiellement susceptibles à l'apparition de divers types de défauts, mais n'ont pas tous été associés à la fatigue due au cyclage de pression. Dans chaque cas comportant la fatigue dans les soudures autogènes, les défauts initiaux sont des produits du procédé de fabrication qui ont échappé à la détection par le processus d'inspection à l'usinage du tube et qui aussi sont assez petits pour subir avec succès le test hydrostatique à l'usine ou sur le terrain avant la mise en service.

Les fissures 'crochet' (retournées) se produisent comme résultat des inclusions douces de sulfide de manganèse qui sont laminées parallèlement à la surface de la plaque. Quand les inclusions rencontrent le bord de la bande métallique, elles tournent vers la surface de la plaque au grossissement de la soudure. Quand l'excédent de métal au joint est enlevé, les inclusions produisent effectivement des fissures longitudinales à la surface du tuyau.

La croissance de fissure par fatigue due aux cycles de pression s'est produite aux fissures 'crochet' parce qu'elles restent loin du joint dans le matériau de la plaque, qui généralement a une ductilité adéquate pour permettre aux défauts sous-critiques de grandir sans défaillance immédiate. Une fissure de fatigue qui s'est développée d'une

fissure 'crochet' dans un pipeline de produits liquides est montrée dans la Fig. (I.3) (surface fracturée exposée en haut, et coupe en bas).

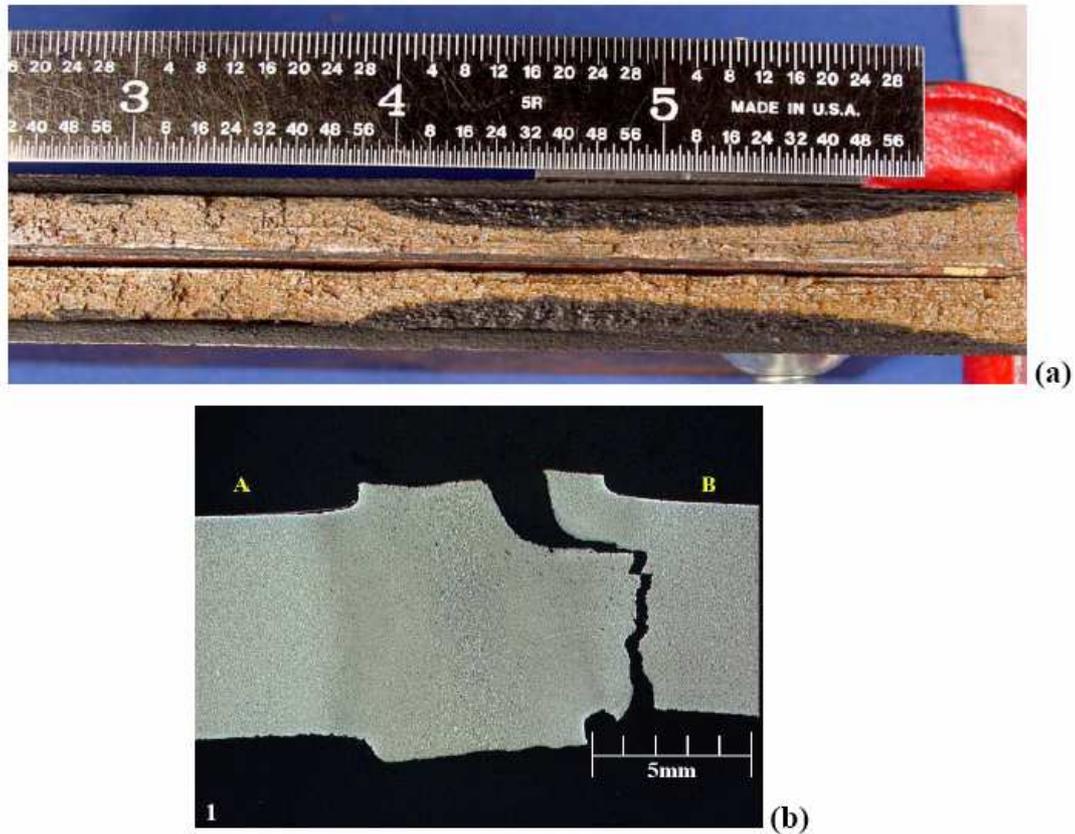


Fig. (I.3) : Fissure de fatigue originale d'une fissure 'crochet' [5]

L'expérience industrielle a montré que les fissures 'crochet' qui subissent avec succès le test hydrostatique n'ont pas éprouvé de fatigue dans les pipelines pour gaz.

c) Conduite par soudure à recouvrement

En résumé les défaillances dans les soudures à recouvrement se produisent essentiellement quand le tube est historiquement soumis à un haut niveau de pression.

Le manque de susceptibilité évidente à la fatigue dans les soudures à recouvrement signifie que l'on peut s'attendre à ce que le test hydrostatique soit efficace pour éliminer les soudures avec défauts et qu'il n'est pas nécessaire de retester périodiquement les soudures à recouvrement dans le but de trouver des défauts qui auraient été agrandis par un procédé de fatigue induite par cyclage de pression.

d) transport des défauts

Un tuyau qui est incorrectement empilé avant le transport par rail ou par bateau peut provoquer un problème connu comme ‘fatigue de transport par rail’, alors que le tuyau quitte l’usine en bon état mais développe des fissures dues aux charges d’inertie cycliques subies pendant le transport. Un exemple est montré à la Fig. (I.4) (surface de fissure :(a) exposée en haut, et coupe (b) en bas).

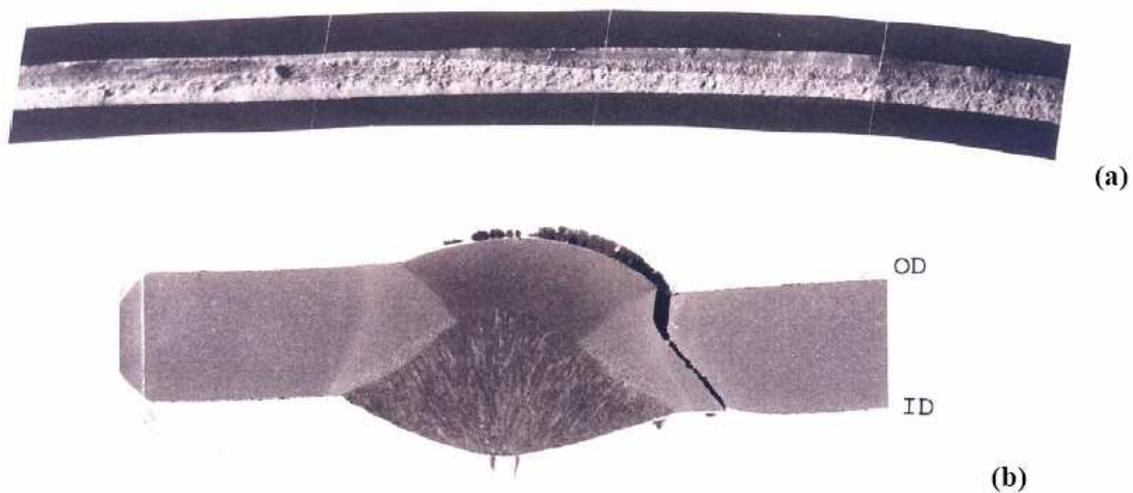


Fig. (I.4) : fatigue de transport par rail [5]

Ce problème était découvert en premier dans un nouveau pipeline qui a failli au test hydrostatique à la suite de la construction. Les surfaces de fissuration exposées ont mis en évidence la fatigue causée par un grand nombre de cycles de chargement, bien que le tube n’avait jamais été en service. Un tube avec un rapport D/t (diamètre sur épaisseur) plus élevé est plus susceptible au problème qu’un tube avec un rapport D/t plus faible [6].

Il n’y a pas de cas connu de défaillances par fatigue due aux effets de pression cyclique dans les pipelines pour gaz ou pour liquides en l’absence d’un type de défaut initial important, de dommage, ou d’une mauvaise caractéristique de conception qui concentre localement les contraintes .

Les choses peuvent changer de manière importante si des caractéristiques géométriques prononcées sont présentes et qui pourraient avoir l’effet de concentrer les contraintes par des facteurs de 2 à 5 et pourraient alors être assez grandes pour produire des défaillances au bout de quelques centaines ou quelques milliers de cycles, tel que suggéré par les courbes $S-N$.

Et si un défaut semblable à une fissure est initialement présent ? Alors la phase de déclenchement est court-circuitée et la durée de vie par fatigue est régie par la durée de vie de la propagation en accord avec la loi de Paris (Fig. (I.5)).

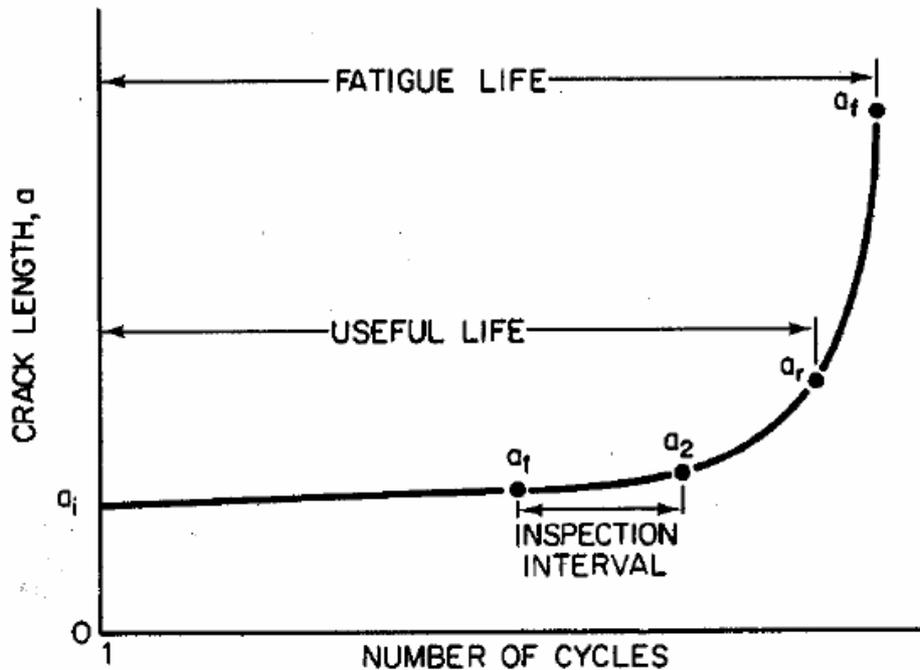


Fig. (I.5) : propagation en service d'une fissure [5]

I.4 Synthèse.

I.4.1 Objectifs de l'étude.

Nous avons vu dans ce premier chapitre qu'un enjeu majeur du développement des aciers pour tubes est de concilier de hautes limites d'élasticité et des ténacités élevées. Pour parvenir à cet objectif, les aciers ferrito-perlitiques produits par laminage contrôlé et refroidissement accéléré ont permis l'augmentation du grade jusqu'aux aciers X70 par affinement de la taille de grain.

Le premier objectif de notre travail est donc de décrire une méthodologie d'évaluation des caractéristiques mécaniques d'emploi spécifiques à cette classe d'acier et d'optimiser leurs dispersions par une étude thermomécanique au laboratoire.

Le deuxième objectif est de créer une base de données pour la validation du modèle de prédiction de la limite élastique et la résistance à la traction des bandes laminées, réalisé au moyen de la base de données regroupée par (Elh-ISF).

Le troisième objectif est la simulation de la propagation des fissures de fatigue pour réduire le coût des essais de fatigue à cause de la haute résistance de ces aciers. Un modèle basé sur l'approche locale de la mécanique de la rupture répond convenablement à ce sujet.

Notre travail s'attachera donc également à évaluer la sensibilité de notre acier au traitement thermomécanique vis-à-vis les demandes exigées par la norme API 5L. Et d'établir les courbes de propagation de fissure de fatigue sous l'effet de la fluctuation de la pression de service d'un pipeline.

I.4.2 Plan du mémoire.

Afin de cerner les facteurs qui permettent d'augmenter la limite d'élasticité tout en gardant de bons niveaux de résistance à la rupture, notre travail s'appuie sur l'étude des conditions d'élaboration des bandes en aciers ferrito-perlitiques destinés pour la fabrication de gazoducs et oléoducs. Nous avons en effet cherché à étudier la sensibilité des caractéristiques mécaniques d'aciers obtenus par des voies métallurgiques différentes en faisant varier le maximum de paramètres.

Nous exposerons dans une première partie de ce travail les résultats de la littérature concernant, d'une part les relations entre microstructures et propriétés mécaniques pour les aciers ferrito-perlitiques (chapitre -II-).

Dans le (chapitre -III-) : à la base d'une étude statistique et suite aux dispersions des conditions de laminage laminoir à chaud LAC/ (Elh-ISF) (chapitre-III.1-), une étude thermomécanique a été nécessaire. Au premier temps, les tests de chauffage et de refroidissement ont apporté les premiers signes au sujet des points de transformation. Les investigations suivantes au dilatomètre avec déformation ont rendu possible, la détermination de ces points de transformation pour l'acier de (Elh-ISF). Ensuite des essais de torsion à chaud, ont été réalisés. Ces résultats servent de base aux modèles mathématiques, qui peuvent être employés pour prévoir les forces de laminage, les couples, la puissance d'énergie (chapitre-III.2-).

Par conséquent, quatre systèmes de refroidissement ont été employés, afin de simuler les conditions de laminage d'un procédé TMCP réel, et vérifier les possibilités d'améliorer les propriétés mécaniques de l'acier pour tubes (chapitre-III.3-).

Dans une deuxième partie, les résultats des simulations seront employés pour valider le modèle de prédiction des caractéristiques mécaniques basé sur une régression neuronale

(chapitre -IV-).

Enfin, au (chapitre -V-) : l'aspect fatigue et plus précisément l'étude de la propagation des fissures dans deux types d'acier pour tubes, un acier micro-allié de type API-X60 et un acier inoxydable austénitique de type AISI 304L, a été étudiés. La simulation numérique de l'endommagement par fatigue s'appuie sur les données de fatigue oligocyclique.

I.5 Références bibliographiques

- [1] GRAY J. M. ET PONTREMOLI M. (1987). *Metallurgical Options for API grade X70 and X80 linepipe*. In: International Conference Pipe Technology, pp 171-191, Rome.
- [2] SPIECKHOUT J. (1995). *A new design philosophy for gas transmission pipeline designing for gouge-resistance and puncture resistance*. In : Second International Conference on Pipeline Technology, vol. 2, pp 477-489, Ostend.
- [3] FRANÇOIS RIVALIN (1998). *Développement d'aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité et ténacité élevée : Mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande vitesse*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [4] G. PLUVINAGE et V.T. SAPUNOV (2004). *Fuite et rupture des tubes endommagés*, Cépadues-Editions, pp 8-9.
- [5] M.J. ROSENFELD, J.F.KIEFNER (2006). *Basics of metal fatigue in natural gas pipeline systems- A primer for gas pipeline operators*. Contract PR-302-03152.
- [6] Bruno, T. V., (1988). *How to Prevent Transit Fatigue to Tubular Goods, Pipe Line Ind.*

Chapitre II

Rappels de bibliographie : Métallurgie des aciers pour pipelines

II.1	Métallurgie des Aciers Ferrito-Perlitiques micro-alliés	12
II.1.1	Propriétés d'emploi	12
II.1.1.1	Durcissement	12
II.1.1.2	Ténacité	21
II.1.1.3	Soudabilité	23
II.1.1.4	Résistance à la corrosion	24
II.1.1.5	Fatigue	24
II.1.2	Procédé d'élaboration TMCP	26
II.1.2.1	Conditions de réchauffage de la brame	26
II.1.2.2	Phases de laminage	27
II.1.2.3	Température de début de transformation au refroidissement A_{r3}	28
II.1.2.4	Etape de refroidissement	29
II.2	Généralités sur la déformation à chaud	30
II.2.1	Phénomène intervenant au cours d'une déformation à chaud	31
II.2.2	Phénomène intervenant après une déformation à chaud	34
II.2.3	Mécanismes Physiques responsables du comportement rhéologique	34
II.3	Conclusion	39
II.4	Références bibliographiques	40

Chapitre II

Rappels de bibliographie : Métallurgie des aciers pour pipelines

Résumé

Quelle que soit leur microstructure, les aciers pour pipelines appartiennent à la classe des aciers dits HSLA (High Strength Low Alloy steels). L'obtention d'une haute limite d'élasticité et d'une bonne ténacité ne doit, en effet, pas s'accompagner de la dégradation d'autres propriétés d'emploi : en particulier la soudabilité et la résistance à la corrosion.

Nous donnons dans ce chapitre les principaux mécanismes métallurgiques mis en oeuvre pour parvenir aux propriétés d'emploi désirées. Parmi ces mécanismes, l'affinement de la microstructure fait l'objet d'une attention toute particulière. L'augmentation des performances des aciers pour tubes depuis plus de vingt ans est en effet principalement liée à une diminution de la taille de grain, obtenue grâce au développement des schémas de traitement thermo-mécaniques de laminage à température contrôlée.

La première partie de ce chapitre est consacrée à l'exposé des mécanismes de durcissement des aciers ferrito-perlitiques et à leur mise en oeuvre pratique dans les schémas de laminage à température contrôlée. Des développements plus complets sur les relations entre schémas d'élaboration, microstructures et propriétés mécaniques résultantes sont également présentés.

Une deuxième partie décrit des généralités sur la déformation à chaud et un rappel sur les mécanismes physiques responsables du comportement rhéologique

II.1 Métallurgie des Aciers Ferrito-Perlitiques micro-alliés.

II.1.1 Propriétés d'emploi

La construction de pipelines modernes requiert des aciers à haute limite d'élasticité. Différents mécanismes peuvent être employés pour y parvenir, mais leurs impacts sur la ténacité et les autres propriétés d'emploi sont différents.

II.1.1.1 Mécanismes de durcissement.

L'augmentation de la limite d'élasticité de la ferrite est obtenue en limitant ou en blo-

quant le mouvement des dislocations. Les mécanismes de durcissement sont nombreux. Des relations empiriques additives permettent de séparer la contribution de chacun des mécanismes à la limite d'élasticité R_e [1]:

$$R_e = \sigma_i + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_t + k_y d^{-1/2} \quad [\text{II.1}]$$

Cette relation exprime les effets suivants :

- La contrainte de *frottement interne du réseau* de fer est représentée par la contrainte σ_i .
- L'introduction d'atomes en *solution solide* d'insertion (C, N) ou de substitution entraîne une distorsion du réseau cristallin. Cela induit un durcissement sensiblement proportionnel à la teneur en solutés dans la matrice (aciers peu alliés) ; la contrainte σ_s caractérise le durcissement.
- La *précipitation* de fins carbures ou carbonitrides dans la matrice, freine les dislocations, entraînant ainsi un durcissement de la structure représenté par σ_p .
- σ_d représente l'opposition d'une *structure de dislocations* au mouvement de nouvelles dislocations. Ce mécanisme intervient lors de l'écroutissage.
- La présence d'une *texture* cristallographique peut conduire à un durcissement σ_t .
- Le dernier terme représente l'effet de la *taille de grain* d . Nous développons cet effet dans les paragraphes suivants car c'est principalement par ce mécanisme qu'ont été réalisés les progrès des bandes à tubes.

La Fig. (II.1) donne un exemple des contributions de différents mécanismes au durcissement total de la structure. Pour une taille de grain de $5\mu\text{m}$ ($d^{-1/2} \approx 14 \text{ mm}^{-1/2}$), le durcissement dû à la taille de grain est prépondérant.

- *Affinement de la taille de grain.*

En écrivant que la plasticité macroscopique a lieu lorsque l'empilement des dislocations sur un joint de grain crée une force suffisante pour transmettre la déformation dans le grain voisin, HALL, et PETCH [2] relie la limite d'élasticité à la taille de grain. La dépendance bien connue :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad [\text{II.2}]$$

a été depuis bien vérifiée. La constante k_y rapportée dans la littérature varie entre 14 et 23 $\text{MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$, mais une valeur autour de 18 $\text{MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$ est la plus communément admise pour les aciers. Comme l'indique la Fig. (II.2), k_y ne semble pas dépendre de la température d'essai, contrairement au terme σ_0 .

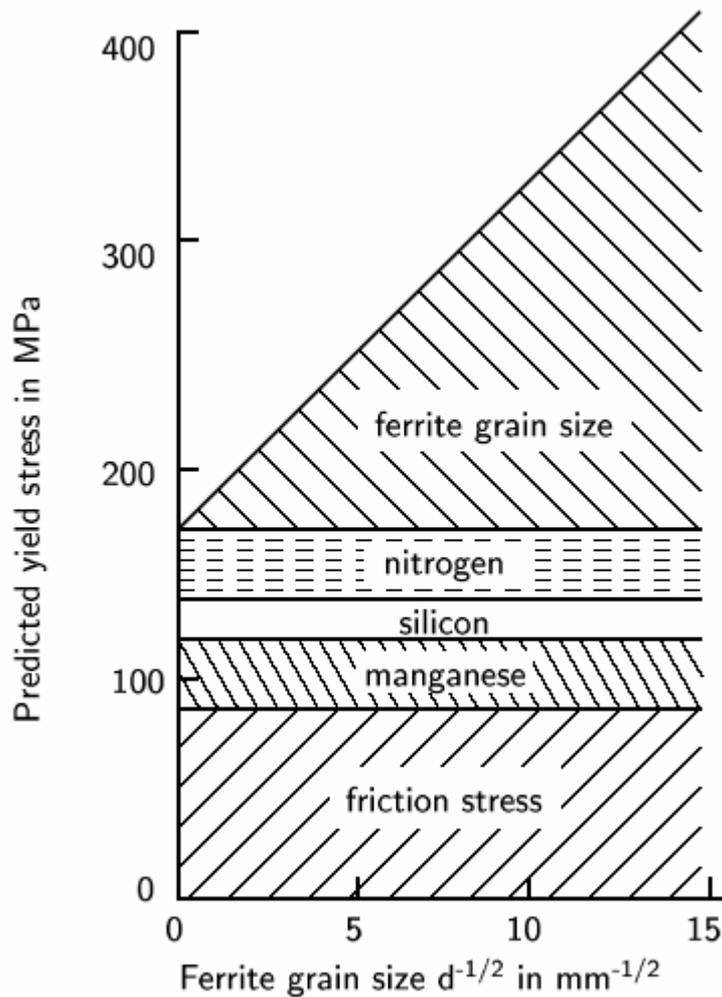


Fig. (II.1) : Exemple des différentes contributions au durcissement d'un acier ferrito-perlitique (0.20%C, 1.0%Mn, 0.20%Si, 0.01%N, d'après [1])

Ce mécanisme est particulièrement intéressant car c'est le seul qui permette en même temps d'augmenter la limite d'élasticité et de diminuer la température de transition fragile-ductile des aciers. En reliant la contrainte critique de clivage à la taille de grain, la relation de COTTRELL-PETCH a été établie [3].

$$T(^{\circ}C) = T_0 - \frac{11.5}{\sqrt{d}} \quad \text{[II.3]}$$

Dans cette relation exprimant la température de transition, la taille de grain d est donnée en mm .

La Fig. (II.3) résume l'intérêt de parvenir à une microstructure très fine pour augmenter la limite d'élasticité et diminuer la température de transition.

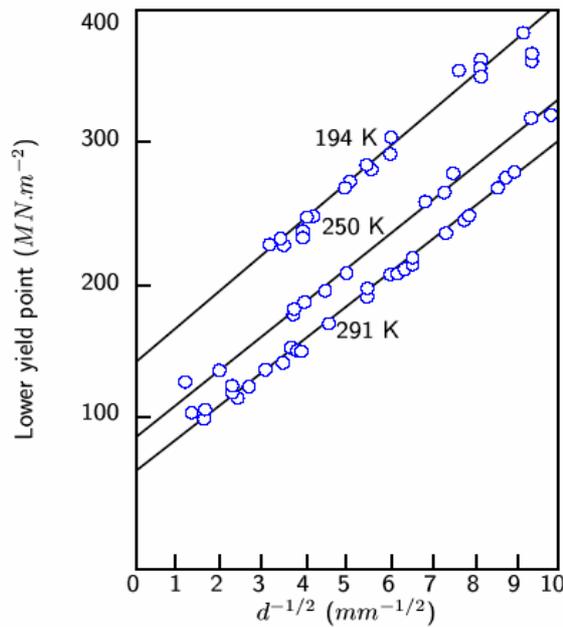


Fig. (II.2) : Vérification de la loi de HALL-PETCH à différentes températures [3].

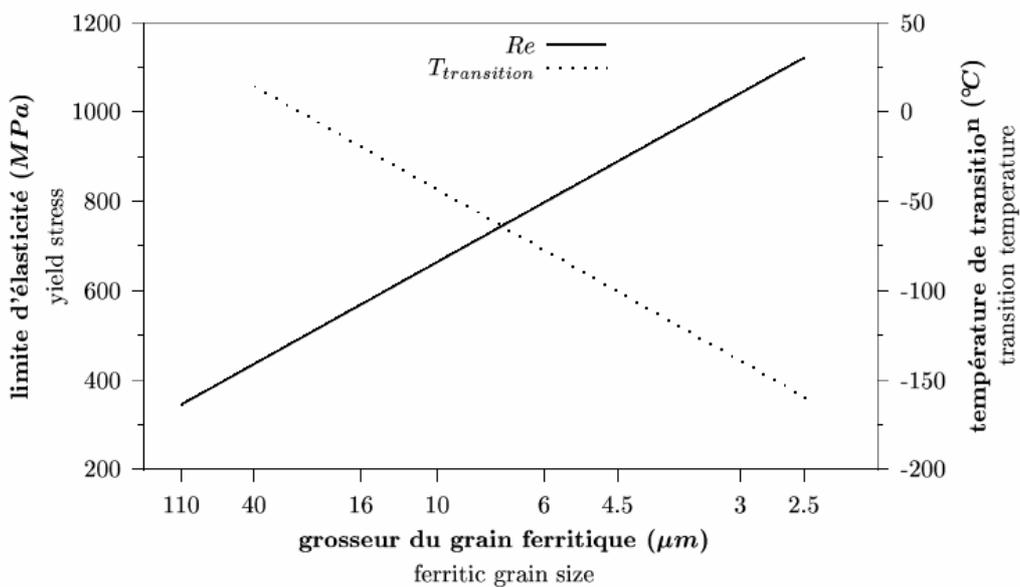


Fig. (II.3) : Effet de la taille du grain ferritique sur la limite d'élasticité et la température de transition (acier à 0.1%C, 0.5%Mn, 0.2%Si, 0.006%N, d'après [4])

- *Durcissement par solution solide*

La présence d'éléments en solution solide d'insertion ou de substitution, perturbe le réseau cristallin et s'oppose au mouvement des dislocations. Aux faibles teneurs en éléments d'alliage, l'effet est sensiblement proportionnel à la concentration de chaque élément. La contribution totale au durcissement par solution solide est additive et se met sous la forme :

$$\sigma_s = \sum_i A_i \cdot \%_i \quad [\text{II.4}]$$

pour tous les éléments i . La Fig. (II.4), donne l'effet de quelques éléments à la température ambiante. Les plus actifs sont le carbone et l'azote libres en solution. Ils sont cependant peu solubles dans la matrice ferritique, aussi les retrouve-t-on précipités sous forme de carbures, nitrures ou carbonitrures. Les autres éléments agissent par solution solide de substitution en prenant la place d'atomes de fer dans le réseau.

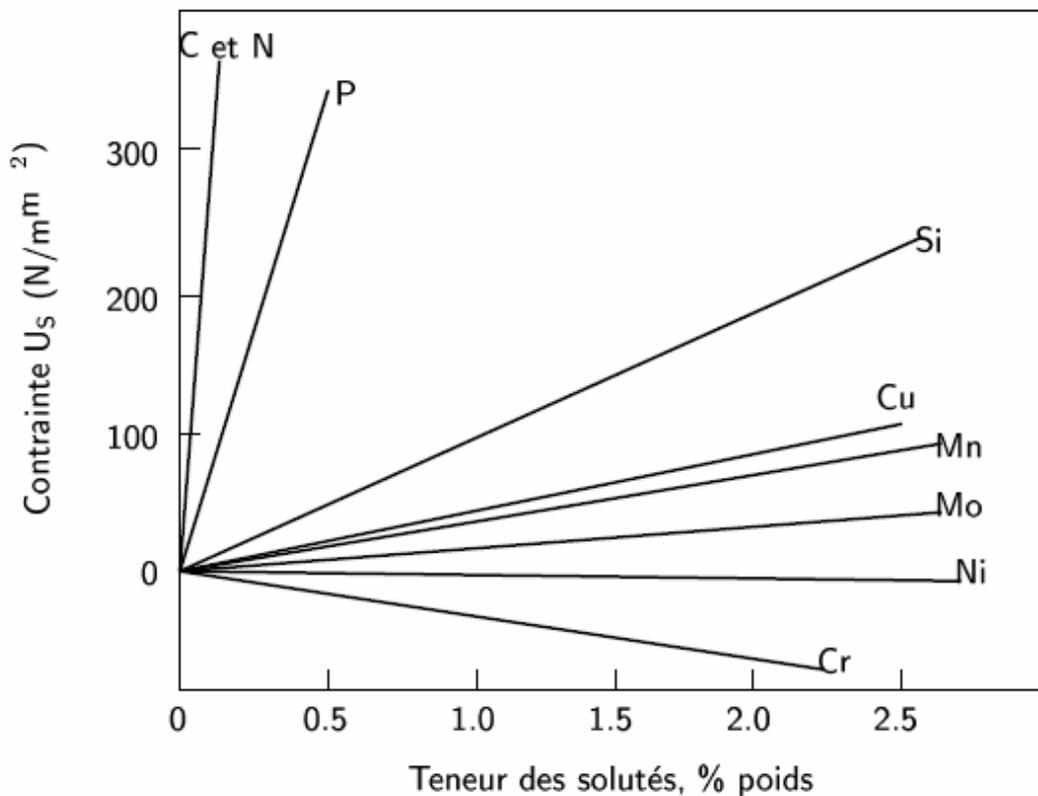


Fig. (II.4) : Effet de la teneur de divers éléments d'alliage sur le durcissement de la ferrite par solution solide à 20°C [4].

Les éléments apportant le plus de durcissement sont le silicium, le cuivre et le manganèse. Le phosphore est pour sa part considéré comme une impureté.

Il est à noter que le durcissement lié à la présence des différents éléments d'alliage dépend de la température. D'après LESLIE [5], l'effet durcissant augmente lorsque la température diminue, et ce jusqu'à l'ambiante. Aux basses températures, l'effet se renverse et on atteint un adoucissement par solution solide, dont le maximum est obtenu vers -120°C , (Fig. (II.5)). Le cobalt et le chrome font exception à ce comportement.

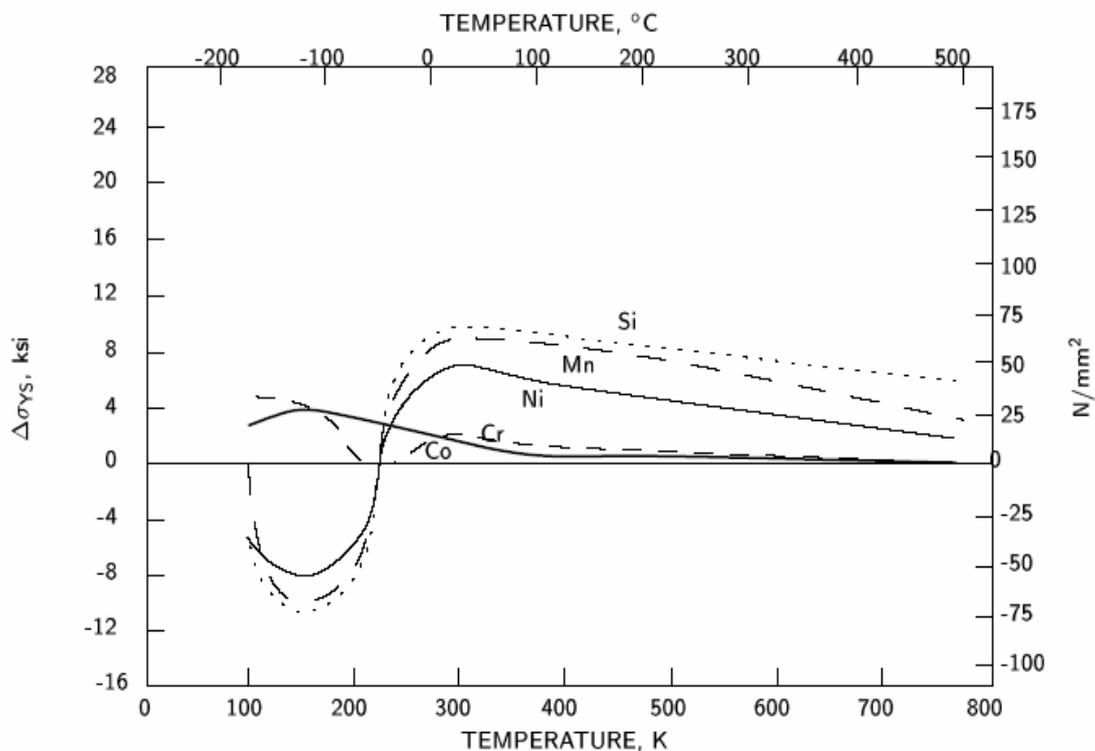


Fig. (II.5) : Effet de la température sur le durcissement ou l'adoucissement par solution solide
(Concentration en solutés : 1.5% atomique, [6]).

- *Durcissement par précipitation.*

L'addition en faible quantité d'éléments comme le niobium, le vanadium et le titane, entraîne la précipitation de fins carbures, ou carbonitrides dans la matrice. Le durcissement résultant est directement fonction de la fraction volumique des précipités et de leur diamètre. La Fig. (II.6) donne le renforcement apporté par l'addition de différents types de précipités en fonction de leur concentration.

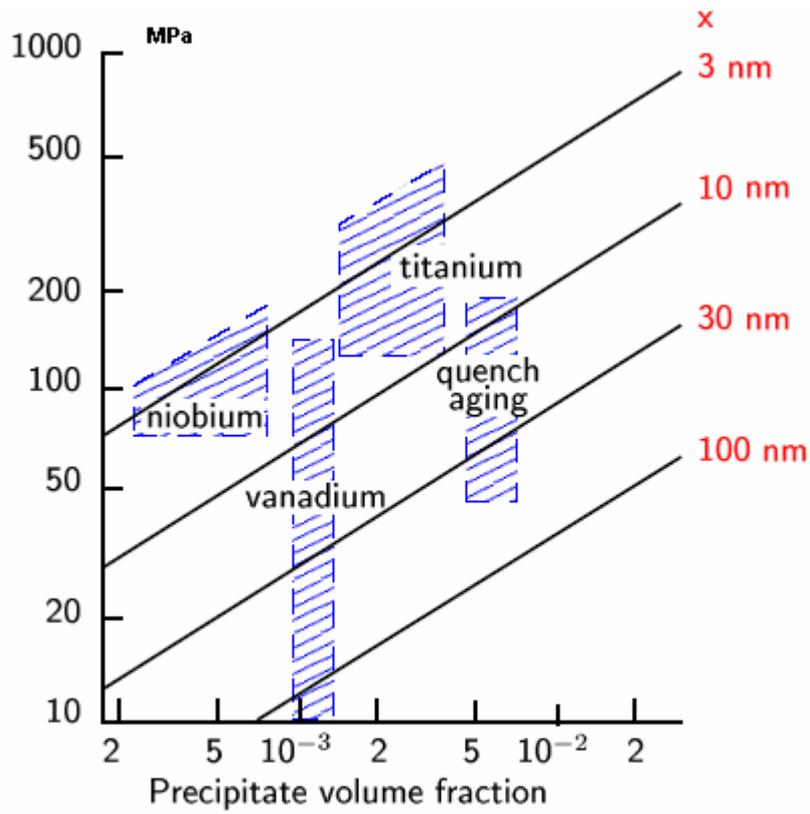


Fig. (II.6) : Renforcement obtenu par différents types de dispersion d'oxydes [1].

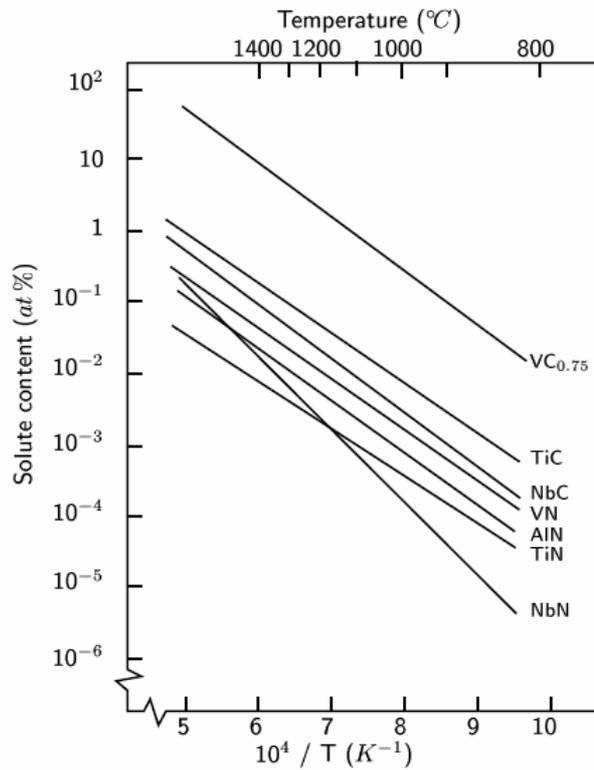


Fig. (II.7) : Evolution de la solubilité de quelques carbures et carbonitrides avec la température [7].

L'action finale des différents éléments est fonction de leur solubilité (Fig. (II.7)) : le niobium est moins soluble à haute température. Il bloque le mouvement des joints de grains austénitiques et inhibe la recristallisation. Au contraire, les carbures de vanadium et de titane précipitent à plus basse température. Ils engendrent ainsi un durcissement maximal de la ferrite, [7].

- *Effet d'une structure de dislocation*

Une forte densité de dislocations ρ introduite dans la matrice s'oppose au mouvement de celles-ci. Le durcissement résultant σ_d est donné par :

$$\sigma_d = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad \text{[II.5]}$$

ou b est le vecteur de BURGERS des dislocations et α est de 0.5. L'érouissage du matériau qui s'opère par la multiplication de dislocations au cours de la déformation est lié à ce mode de durcissement. Ce mécanisme de durcissement est activement mis en œuvre dans le cas d'un laminage inter-critique.

- *Effet du taux de perlite.*

En dépit de la basse teneur en carbone des aciers pour tubes, la très faible solubilité de cet élément dans la ferrite a pour conséquence la précipitation de la perlite dans la matrice.

Cette seconde phase est un agrégat de lamelles de cémentite (Fe_3C) et de ferrite.

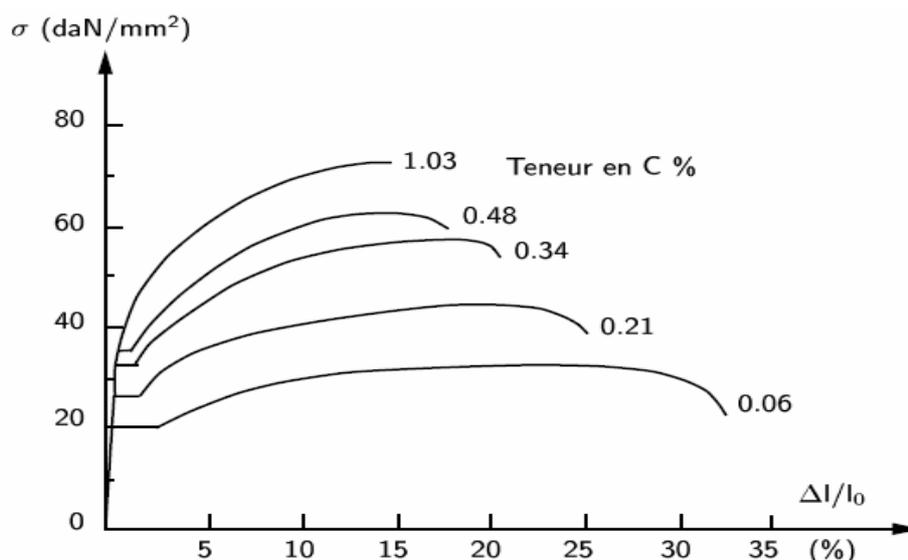


Fig. (II.8) : Effet du taux de carbone sur la courbe de traction conventionnelle [4].

Elle est plus dure que la matrice ferritique et modifie la limite d'élasticité finale de l'acier. La Fig. (II.8) illustre l'effet d'un taux de carbone croissant sur les courbes de traction : augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction, augmentation du coefficient d'écroutissage, mais chute importante de la ductilité.

La Fig. (II.9a) montre l'influence de la teneur en carbone sur le durcissement total. Il agit principalement par le taux de perlite croissant dans la matrice. Pour notre classe d'aciers, la teneur en carbone est généralement inférieure à 0.15 % .

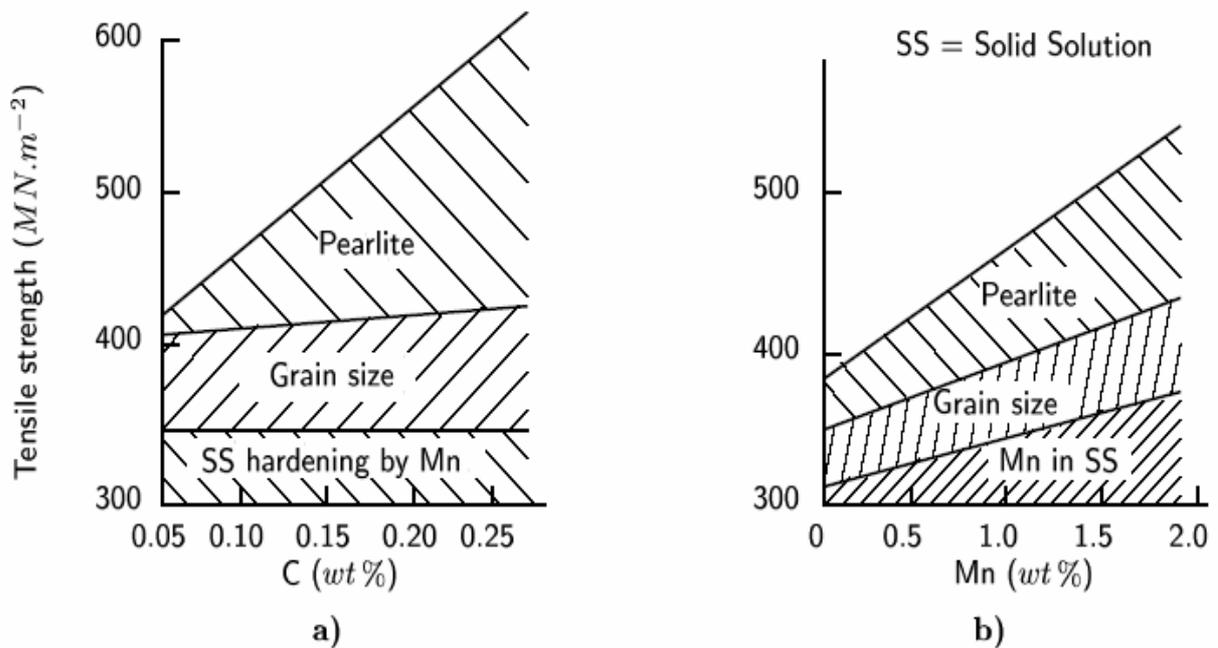


Fig. (II.9) : Action a) du carbone et b) du manganèse sur le taux de perlite et le durcissement total de l'acier [8].

Les autres éléments d'alliage peuvent changer sensiblement les propriétés finales d'une microstructure ferrito-perlitique. L'effet du manganèse est le plus connu. Il diminue la teneur en carbone à la composition de l'eutectoïde et retarde la germination de la ferrite. Il augmente donc la proportion de perlite présente dans la microstructure à teneur en carbone constante. La figure (II.9b) explicite l'effet du manganèse sur le durcissement total. Il agit également par solution solide dans la ferrite et participe à l'affinement de la taille de grain en diminuant la température de transformation $\gamma \rightarrow \alpha$.

Bien que la teneur en carbone soit maintenue à un niveau très faible dans les aciers pour

tubes (généralement inférieure à 0.12 %), cet élément est très peu soluble dans la ferrite (jusqu'à 0.022 %). Il se trouve principalement sous forme d'îlots de *perlite* dans la matrice ferritique. L'impact de la présence de cette seconde phase sur les propriétés mécaniques peut être schématisé de la manière suivante :

La Fig. (II.8), indique que l'augmentation du taux de perlite se traduit par une amélioration de la limite d'élasticité : par l'introduction d'une phase dure dans la matrice. La capacité d'écrouissage augmente également par un effet dual-phase. Dans le même temps, on note une chute de l'allongement à rupture.

Cette chute de la ductilité se retrouve dans l'évolution de la résilience avec la teneur en perlite. L'augmentation du taux de carbone induit une forte diminution du niveau de résilience dans le domaine ductile car les îlots perlitiques constituent des sites privilégiés de rupture fragile. Ceci induit par conséquent une augmentation de la température de transition. (Fig. (II.10)).

La teneur en carbone des aciers pour tubes revêt donc une importance toute particulière pour le contrôle des propriétés mécaniques finales de l'acier. Elle est maintenue à un niveau faible pour garder une bonne soudabilité.

II.1.1.2 Ténacité

- *Température de transition*

La première caractéristique de la ténacité d'un acier est la *température de transition ductile fragile*. On cherche bien sûr à diminuer celle-ci pour privilégier le domaine ductile où la ténacité est bien meilleure. Une microstructure fine permet de diminuer la température de transition. En effet, un raisonnement analogue à celui de HALL et PETCH permet de relier la contrainte de clivage à la taille de grain. Cela conduit à prédire une *diminution de la température de transition* par affinement du grain ferritique [3]. La fig. (II.1) exprime tout le gain obtenu par affinement de la taille de grain sur la limite d'élasticité ; et l'effet est similaire pour la diminution de la température de transition.

Le *taux de perlite* a, pour sa part, un effet néfaste sur la température de transition car les nodules de cémentite constituent des amorces possibles de rupture fragile. La fig.(II.10) indique l'influence du taux de carbone sur la courbe de transition CHARPY. La morphologie de la perlite (taille des îlots et espacement inter-lamellaire) a également une influence notable. Ainsi, dans les aciers eutectoïdes (nuances pour rails), la taille des

nodules de perlite exerce son influence principalement sur la température de transition, alors que l'espacement inter-lamellaire joue sur les propriétés de traction au niveau ductile.

- *Résilience au palier ductile*

L'importance de la *propreté inclusionnaire* sur les propriétés de rupture ductile n'est plus à démontrer (Baker et al. [9], Baralis et Marone, [10]). Parce qu'elles constituent des sites privilégiés d'endommagement par germination de microcavités, les inclusions ont un rôle néfaste sur la tenue à la rupture ductile. Les deux manifestations les plus évidentes de ce rôle sont une *chute de la résilience* et de la *ductilité* en traction. Les inclusions sont généralement des oxydes (Al_2O_3 , MgO , CaO) ou des composés formés à partir d'impuretés (S). Comme l'indique la fig. (II.11), la résilience est considérablement abaissée par une forte teneur en inclusions.

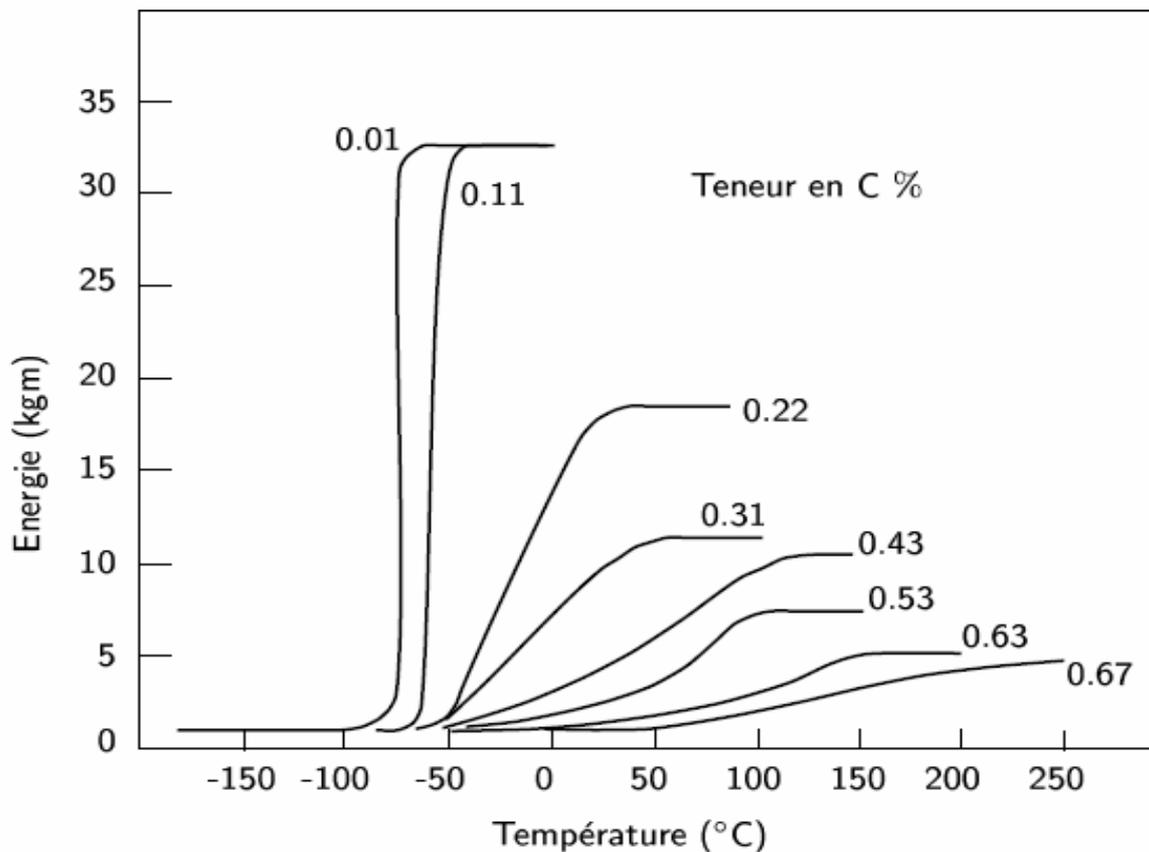


Fig. (II.10) : Effet du taux de carbone sur la courbe de transition Charpy des aciers ferrite-perlitique[4]

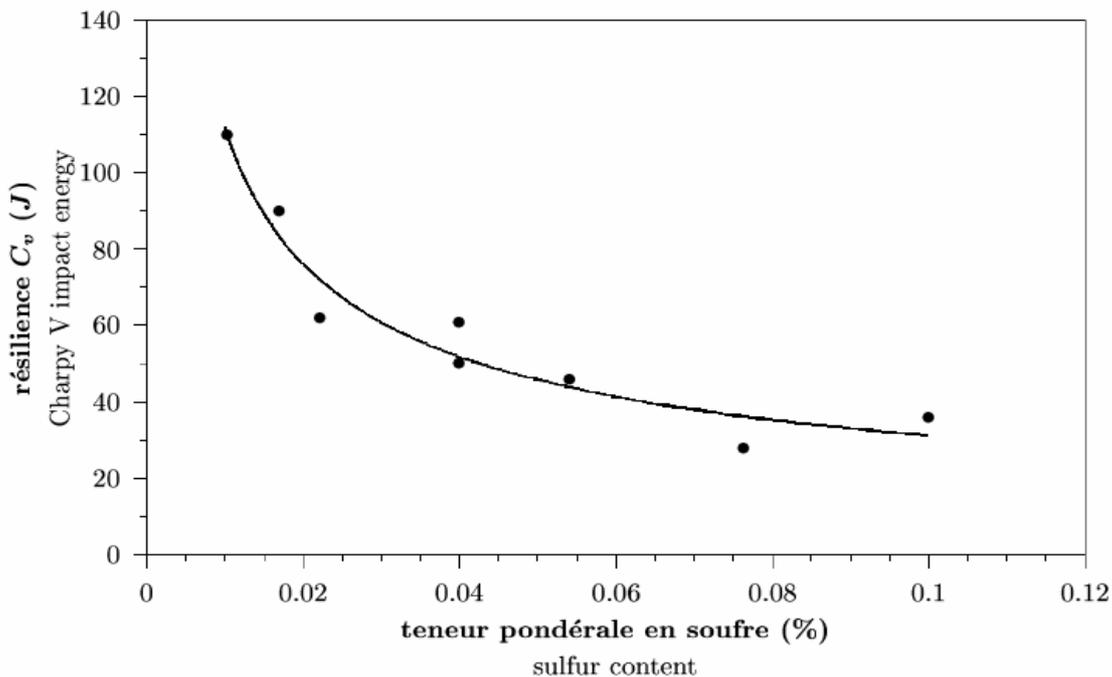


Fig. (II.11) : Chute de la résilience (configuration T-L) avec la fraction volumique de sulfures de manganèse [9] .

II.1.1.3 Soudabilité

La mise en oeuvre des aciers pour tubes implique des opérations de soudage, que ce soit en usine (soudure longitudinale ou hélicoïdale des tubes), ou sur le terrain (assemblage des tubes). Au cours de ces opérations, l'acier subit un cycle de réchauffage - refroidissement très rapide. La conséquence en est la présence de zones fondues ou de zones affectées par la chaleur, dans lesquelles des transformations métallurgiques importantes se produisent, entraînant la formation possible de phases dures fragilisantes.

On définit la *soudabilité* de l'acier comme son aptitude à ne pas former de structures de trempe fragilisantes durant l'opération de soudage. L'effet du carbone est prépondérant, mais d'autres éléments d'alliage interviennent également. On a donc défini la notion de *Carbone équivalent* qui intègre l'effet des principaux éléments d'alliage. Les aciers pour pipelines possèdent généralement un taux de carbone équivalent inférieur à 0.5%. La présence d'éléments d'alliage est de ce fait nécessairement limitée. Il ne faut pas oublier que les spécifications imposent des niveaux de résilience minimum sur le métal de base, mais aussi dans les zones soudées.

II.1.1.4 *Résistance à la corrosion*

Malgré les mesures de protection cathodique et de revêtement des tubes, ceux-ci sont soumis à la corrosion : attaque externe par les conditions d'environnement (nature des sols, humidité, température...), et attaque interne par le gaz lui-même selon le mécanisme HIC (Hydrogen Induced Corrosion) par H_2S . La propagation de microfissures de corrosion est de plus activée par les *contraintes de traction* agissant sur la structure : pression de service, flexions, variation cyclique de pression. On parle alors de SCC (Stress Corrosion Cracking). L'endommagement par la corrosion externe se traduit par l'apparition progressive de colonies de microfissures. C'est la coalescence et la propagation de ces fissures qui peut constituer une amorce de fuite ou de rupture. L'effet de la corrosion sur l'intégrité du pipeline peut donc se révéler longtemps après l'apparition du phénomène. Ce problème devient de plus en plus important avec le vieillissement des réseaux d'oléoducs et de gazoducs.

Etant donnée la faible teneur en éléments d'alliage, ceux-ci n'exercent pas de protection directe contre la corrosion. En revanche, il est maintenant admis que les impuretés (S , P) ont un effet néfaste sur la corrosion SCC ou HIC. La présence d'inclusions allongées de sulfure de manganèse MnS favorise le phénomène [11]. Les efforts réalisés pour augmenter la résilience en baissant le taux d'impuretés se traduisent également par un effet favorable sur la résistance à la corrosion.

Les aciers pour gaz acides ont des spécifications sur la composition chimique plus strictes que les autres aciers. Ils ont généralement une teneur en carbone très faible ($\% C < 0.05 \%$) et une teneur réduite en manganèse ($\% Mn < 1.5 \%$) [12]. Les spécifications en termes de limite d'élasticité sont moins sévères que pour les aciers à haut grade. Les épaisseurs demandées sont généralement plus importantes.

II.1.1.5 *Fatigue*

La pression de service dans la conduite évolue de manière sensible en fonction de la demande. A titre d'exemple, la fig. (II.12) illustre la variation de pression sur une conduite de gaz sur 425 jours. L'amplification des contraintes créée par un défaut (choc sur le tube, défaut de soudure...) peut engendrer l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue. L'état des contraintes résiduelles a, dans ce cas, une grande importance [13].

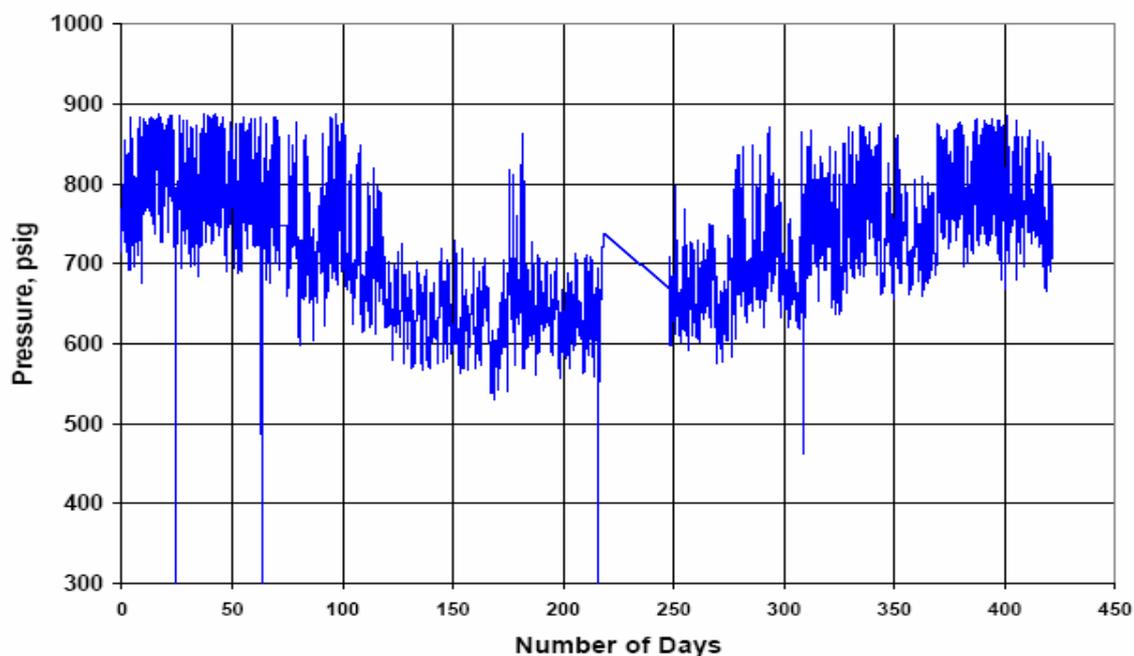


Fig. (II.12) : Exemple de spectre de fonctionnement agressif d'un gazoduc [14]

Yong Zhong [14] a présenté une étude où il a bien détaillé l'effet de l'amélioration de la ténacité sur la résistance à la fatigue : Des essais de propagation de fissure de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées sur six nuances d'aciers pour pipelines (X60, X70 et deux nuances 2# et 3# élaborées par deux schémas de laminage différent pour améliorer leurs propriétés mécaniques 2#1, 2#2, 3#1 et 3#2). La composition chimique et les deux programmes de laminage sont indiqués aux tableaux (II.1) et (II.2) respectivement.

Tableau (II.1) : composition chimiques des nuances testées (wt. %)

Matériau	C	Mn	Si	Mo	Ti	Nb	V	P	S	O	N
X60	0.076	1.33	0.24	-	0.1	-	-	0.014	0.0032	0.0048	0.0035
X70	0.037	1.58	0.24	0.19	0.018	0.052	0.03	0.007	0.0005	0.0034	0.004
2#	0.025	1.56	0.24	0.32	-	0.39	0.019	0.002	0.0006	0.0043	0.0062
3#	0.077	1.28	0.25	-	0.027	0.045	0.053	0.001	0.0006	0.0011	0.0018

Tableau (II.2) : Paramètres des programmes de laminage

Réduction par interpasses (mm)	70-56	56-45	45-30	30-24	24-16	16-11	11-7
Température de laminage (°C) de 2#1 et 3#1	1100	1020	970	930	-	-	800
Température de laminage (°C) de 2#2 et 3#2	1050	1000	950	920	-	-	800

Le tableau (II.3) regroupe les propriétés mécaniques et les résultats des essais de fatigue mesurés des nuances testées.

Tableau (II.3) : Propriétés mécaniques et durées de vie des aciers testés

Acier	Rm (MPa)	Re (MPa)	A (%)	CVN(J)(-40°C)	Charge appliquée (essai de fatigue),(MPa)	Durée de vie de fatigue (cycles)
X60	519	454	29	64	372	26482
X70	660	560	25	94	410	37310
2#1	679	578	22	112	416	27758
3#1	660	587	24	80	422	29434
2#2	650	588	24	148	423	44943
3#2	639	576	26	136	415	44626

Ces résultats montrent l'influence du changement des paramètres du schéma de laminage sur les propriétés finales des matériaux. On remarque que la résistance à la fatigue augmente et reste proportionnelle à la ténacité à -40°C de ces aciers.

II.1.2 Procédé d'élaboration TMCP

La mise en pratique des principes métallurgiques précédents au travers du laminage à température contrôlée a abouti à l'amélioration des caractéristiques des aciers depuis plus de 30 ans. Le principal mécanisme recherché est celui de l'affinement de la taille de grain. Aussi, la composition chimique et la succession des traitements appliqués visent cet objectif.

Nous avons jusqu'à présent vu principalement les effets de composition sur les propriétés mécaniques de l'acier. Ces propriétés peuvent être considérablement améliorées par la succession des opérations de traitement thermique et de laminage. La Fig.(II.13) schématise une séquence typique de traitement. Les étapes fondamentales sont les suivantes :

II.1.2.1 Conditions de réchauffage de la brame

Le *temps* et la *température* de réchauffage de la brame vont conditionner l'état initial de l'austénite au début du laminage. Ils sont choisis de manière à obtenir une austénite homogène en évitant un grossissement excessif du grain. La température de réchauffage est

abaissée au maximum, mais elle doit rester suffisante pour remettre en solution les carbures et carbonitrides précipités.

II.1.2.2 Phases de laminage

Le laminage est conduit en deux temps Fig.(II.13). La première étape est effectuée à haute température. L'austénite recrystallise vite et de manière homogène. Une part très importante de la réduction d'épaisseur de la brame est appliquée dans ce domaine.

Au fur et à mesure que la température baisse, la recrystallisation devient de plus en plus difficile. En maîtrisant bien la température et le temps entre chaque passe, on aboutit à une austénite recrystallisée fine et homogène. Au cours de l'étape suivante, on amène progressivement la tôle à l'épaisseur désirée, et on confère à l'austénite de bonnes caractéristiques en vue du changement de phase $\gamma \rightarrow \alpha$.

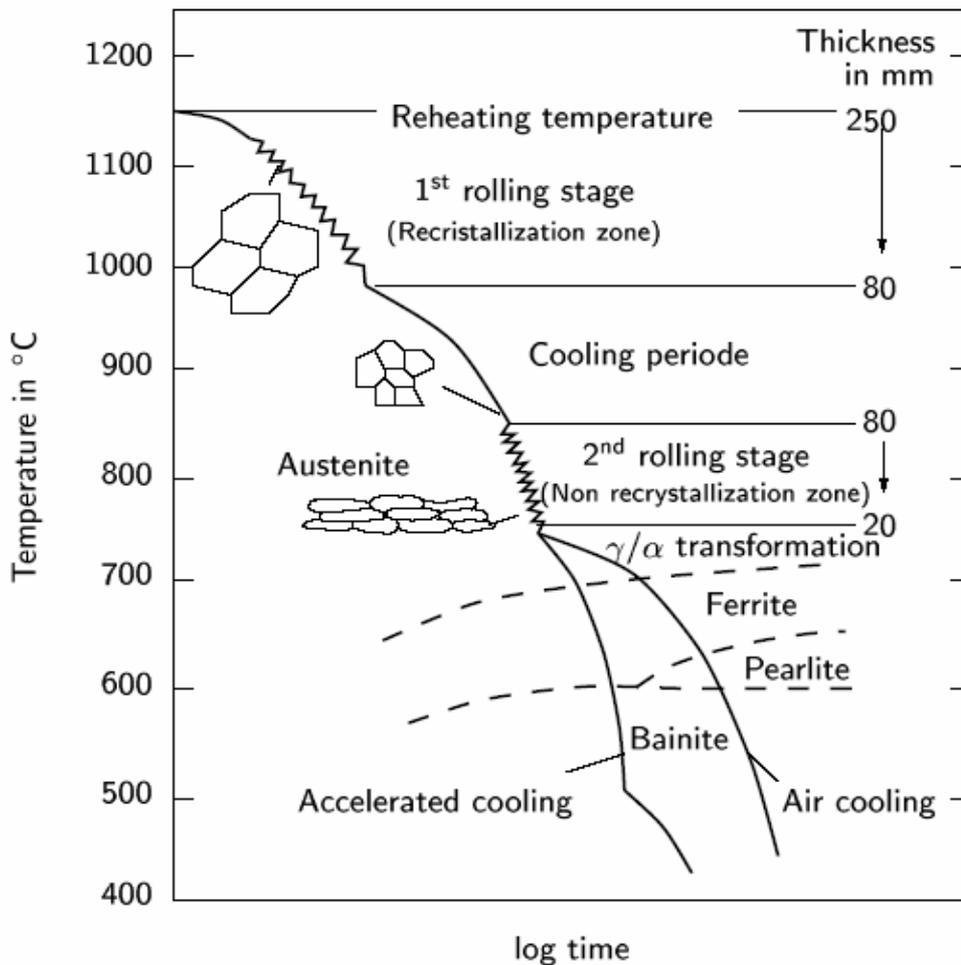


Fig. (II.13) : Etapes caractéristiques du schéma de laminage [15].

La dernière phase du laminage, pratiquée en dessous de la température T_{NR} de non recristallisation de l'austénite, permet d'écroûir cette phase. Les éléments carburigènes, et notamment le niobium, augmentent la température de non recristallisation de l'austénite. L'écroûissage de l'austénite va bien sûr favoriser la germination de nombreux grains de ferrite et affiner la microstructure finale. Les germes de ferrite se forment sur les joints de grains de l'austénite, ainsi que dans les bandes de déformation intense à l'intérieur des grains γ . Le laminage est poursuivi jusqu'à une température la plus basse possible.

II.1.2.3 Température de début de transformation au refroidissement Ar_3

Celle-ci est abaissée par les éléments d'alliage gammagènes et une vitesse de refroidissement élevée. La phase de laminage est conduite jusqu'à la température de fin de laminage T_{FL} la plus basse possible. On reste cependant généralement en phase austénitique ($T_{FL} > Ar_3$, où Ar_3 est la température de début de transformation au refroidissement) pour éviter le laminage inter-critique. Ce type de laminage entraîne une forte augmentation de la limite d'élasticité par écroûissage de la ferrite, mais une augmentation concomitante de la température de transition et une diminution de l'énergie au palier ductile.

II.1.2.4 Etape de refroidissement

Afin de contrôler la cinétique de transformation et la microstructure finale, la phase de refroidissement est d'une importance cruciale. Elle est caractérisée par la vitesse de refroidissement V_R qui a augmenté au cours du temps en passant du refroidissement à l'air calme, puis à l'air pulsé et enfin à des pulvérisations d'eau. Une augmentation de la vitesse de refroidissement permet de former des microstructures finales plus fines. Les vitesses de refroidissement typiques à l'air sont d'environ $2^\circ C.s^{-1}$

Le procédé de laminage à température contrôlée a permis, en maîtrisant les conditions de déformation et de transformation de l'austénite, d'obtenir des microstructures ferrito-perlitiques très fines. Les tailles de grain atteintes actuellement sont de quelques microns seulement. L'emploi d'éléments de micro-alliage permet encore d'augmenter l'efficacité de ce traitement (Fig. (II.14)). Pour affiner davantage la microstructure, les producteurs de tôles sont amenés à augmenter la vitesse de refroidissement. Cela s'accompagne d'une évolution du produit final par le passage à des microstructures de type bainitique.

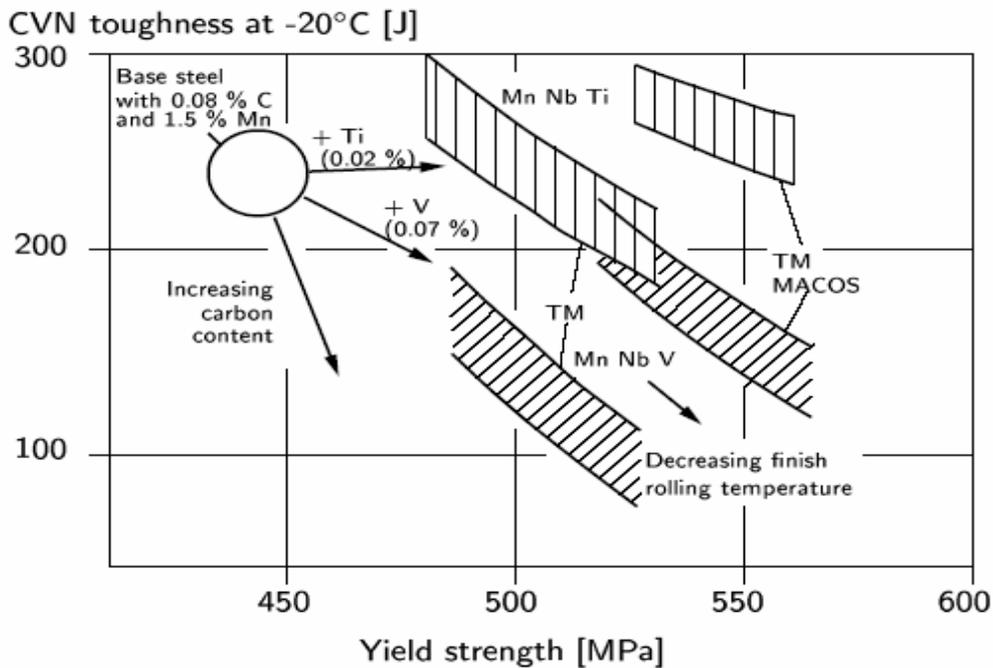


Fig. (II.14) : Impact de différentes méthodes de durcissement sur la résilience [12].

III.2 Généralités sur les déformations à chaud

En général, la déformation à haute température ($T > 0.5 T_F$) d'un métal ou d'un alliage se caractérise par la coexistence de l'écrouissage et de l'adoucissement pendant la déformation. L'écrouissage est dû à l'augmentation de la densité des dislocations sous l'effet de la déformation plastique. Quant à l'adoucissement il est dû à l'activation des processus de restauration par annihilation des dislocations.

Suivant les conditions de température et de vitesse de déformation, une compétition se crée entre l'écrouissage et les phénomènes d'adoucissement. Dans de nombreux cas, lorsque la déformation à chaud est poursuivie ($\epsilon \geq 0.5$) cette compétition conduit souvent à l'établissement d'un régime d'écoulement stationnaire. Ce régime stationnaire correspond un état d'équilibre dynamique, dans lequel la structure du métal est adaptée aux conditions imposées (vitesse et température de déformation).

Dans les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^{-1} J/m^2 (exemple l'Aluminium et certains de ses alliages, le fer α et les aciers ferritiques...) l'adoucissement activé pendant la déformation à chaud correspond à la restauration dynamique. Le processus se caractérise par le réarrangement continu et l'annihilation individuelle des dislocations [16-18]. Lorsque le régime d'écoulement stationnaire est atteint,

il y a équilibre entre les vitesses d'émission et d'annihilation des dislocations (Fig. (II.15)).

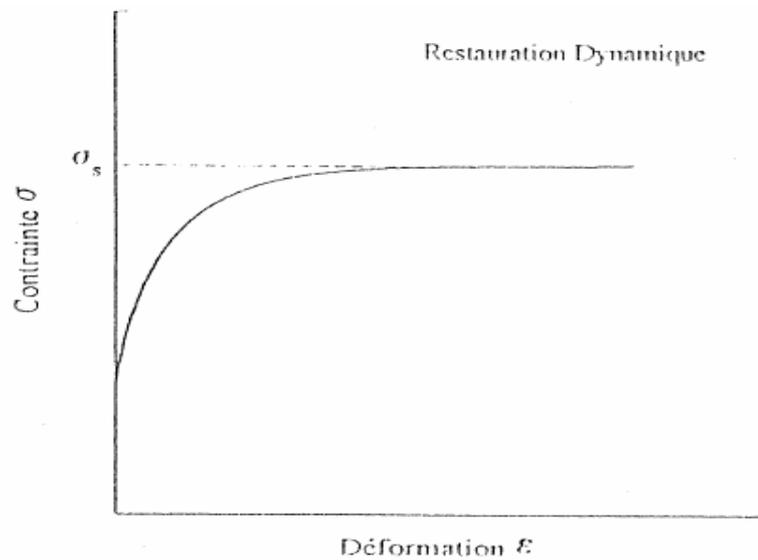


Fig.(II.15) : Courbe contrainte- déformation obtenue par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique [19]

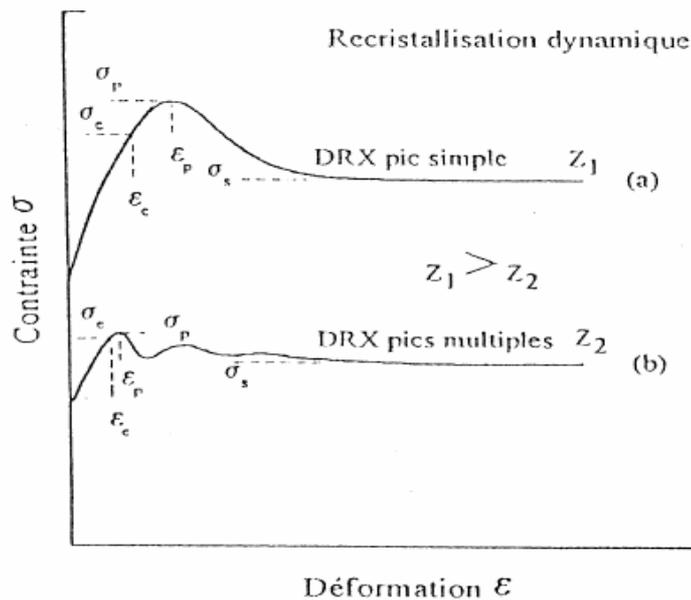


Fig.(II.16) : Courbes contrainte- déformation obtenues par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la recrystallisation dynamique [19]

Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^{-2} J/m² (exemple le Cuivre, le Laiton, le Fer γ et les aciers Austénitique) la restauration dynamique activée en début de déformation se produit relativement plus lentement et conduit à l'accumulation d'une quantité plus importante de dislocations. Le régime stationnaire défini

ci-dessus ne peut pas être atteint tout de suite. Lorsque la densité de dislocations atteint une valeur critique [20], et sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation, le mode d'adoucissement par recristallisation dynamique se caractérise par la germination et la croissance de nouveaux grains au cours de la déformation. L'écoulement conduit donc à l'établissement d'un régime stationnaire (Fig. (II.16)), différent de celui de la restauration dynamique.

III.2.1 Phénomènes intervenant au cours de la déformation à chaud.

D'une manière générale, on peut considérer que les mécanismes qui interviennent lors de la déformation à chaud sont deux: la restauration et la recristallisation. Ils dépendent bien évidemment de paramètres mécaniques: température, vitesse de déformation, etc. mais également de paramètres métallurgiques: microstructure initiale, énergie de défaut d'empilement, etc.

Selon qu'ils se produisent au cours de la déformation du matériau ou après celle-ci, on distinguera restauration et recristallisation dynamiques ou statiques, les termes recristallisation métadynamique continue ou dynamique géométrique seront aussi définis.

III.2.1.1 Restauration dynamique.

Lors de la mise en charge du matériau, la densité de dislocations augmente. Il y a également un réarrangement et une annihilation partielle des dislocations. Puis celles-ci migrent à l'intérieur de sous joints qui délimitent alors des sous grains lesquels conservent une densité de dislocation, une taille moyenne et une désorientation constante au cours de la déformation.

Les courbes contrainte-déformation obtenues sur des matériaux qui restaurent dynamiquement présentent généralement après le domaine d'élasticité une zone où se produit un durcissement et enfin un domaine d'écoulement stationnaire (Fig. (II.15)). Les matériaux qui donnent lieu au seul phénomène de restauration dynamique possèdent en général une forte énergie de défaut d'empilement [18]. Leur microstructure finale est formée de grains allongés dans lesquels les sous grains possèdent une densité de dislocations uniforme et leur cinétique de recristallisation statique après déformation est assez lente [21].

III.2.1.2 Recristallisation dynamique.

Les courbes contrainte-déformation obtenues pour des matériaux qui recristallisent dynamiquement sont caractéristiques, On distingue deux types: après être passée par un maximum pour une déformation ε_p , la contrainte diminue et atteint un état stationnaire (Fig. (II.16-a)) ou bien on observe une succession de phase d'adoucissement et de durcissement qui donnent lieu à des oscillations sur la courbe.

Ce mécanisme est observé essentiellement pour des matériaux à faible énergie de défaut d'empilement. L'apparition de germes nécessaires à la recristallisation peut s'expliquer par l'accumulation de dislocations dans les sous-joints. Certains sous-grains sont alors très désorientés par rapport à leurs voisins et tiennent lieu de germes de recristallisation.

Lorsque suffisamment de germes ont été créés, on assiste à une succession de phases de germination et de croissance de nouveaux grains, les grains recristallisés s'écrouissent à leur tour et ceci jusqu'à ce que l'on obtienne une microstructure d'équilibre. La microstructure finale ainsi obtenue est caractérisée par des grains fins et une densité de dislocations différente selon les grains [21].

La recristallisation statique qui suit la déformation d'un tel matériau est facilitée par l'existence de germes qui n'ont pas eu le temps de donner de nouveaux grains recristallisés pendant la déformation. On appelle cette recristallisation statique particulière recristallisation métadynamique ou post-dynamique. Sa principale caractéristique est de ne pas nécessiter de temps d'incubation [22].

III.2.1.3 Recristallisation continue.

D'après certains auteurs [23], on peut également observer dans les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement un phénomène apparenté à la restauration dynamique et désigné par l'expression recristallisation continue. Il se caractérise d'abord par un allongement des grains initiaux et par l'apparition de sous-grains séparés par des sous-joints faiblement désorientés (restauration dynamique). Puis la taille des sous-grains augmente et simultanément certains sous joints deviennent des joints et contribuent ainsi à la formation de nouveaux grains. Ce mécanisme se différencie de la recristallisation dynamique essentiellement par l'absence d'un mécanisme de germination et de croissance [24].

III.2.1.4 Recristallisation dynamique géométrique

McQUEEN et al [16] et SOLBERG et al [24] ont proposé un troisième processus de recristallisation qu'ils ont observé sur des échantillons d'Aluminium ayant subi de grandes déformations en torsion ($\epsilon = 60$). Ils la nomment recristallisation dynamique géométrique et l'expliquent de la façon suivante: au cours de la déformation, les grains s'allongent de plus en plus alors que les sous-grains qui se sont développés à l'intérieur de ceux-ci gardent une taille constante (restauration dynamique). La surface des joints augmente bien que les grains restent en nombre constant. Les joints de grains sont de plus en plus dentelés. L'épaisseur moyenne des grains diminue jusqu'à devenir inférieure à celle des sous-grains. On observe alors localement un rapprochement des joints de grains opposés ce qui crée des étranglements. Ceux-ci favorisent la séparation du grain présent initialement en deux grains dont l'épaisseur moyenne est supérieure à celle du grain dont ils sont issus (fig. (II.17)).

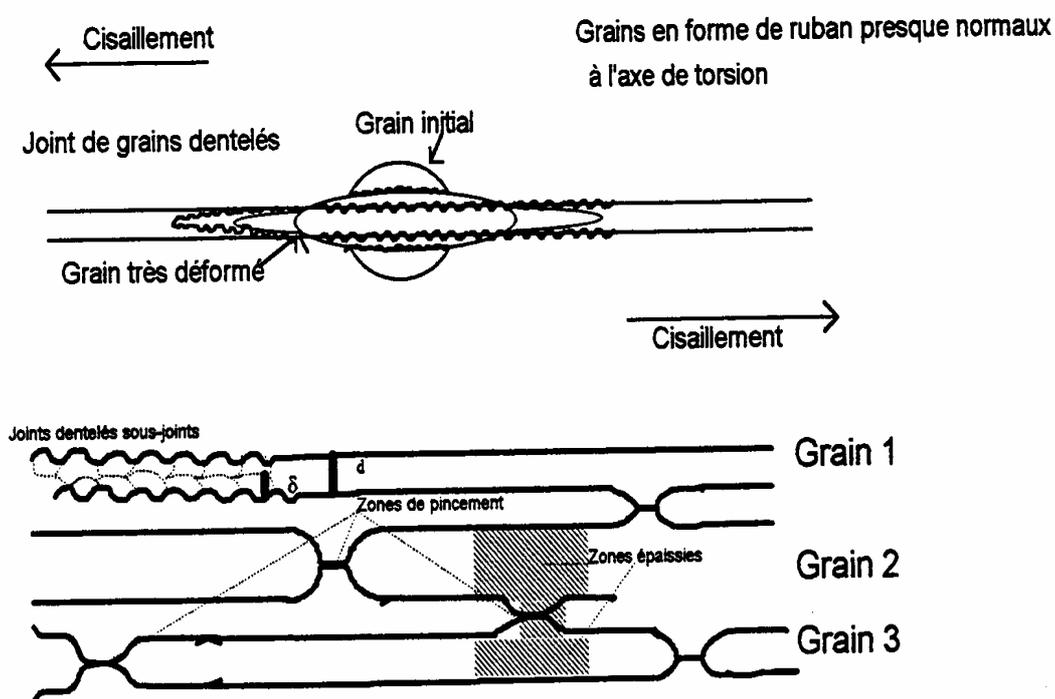


Fig. (II.17) : Représentation schématique du processus de recristallisation dynamique géométrique en torsion. Extraite de SOLBERG et al 1989[25]

III.2.2 Phénomènes intervenant après une déformation à chaud

Les phénomènes microstructuraux intervenant entre deux passes de forgeage ou de laminage ou bien lors du refroidissement d'une pièce sont importants car ils conditionnent en grande partie les propriétés mécaniques à température ambiante. Les mécanismes que l'on peut rencontrer sont au nombre de trois:

- a- La restauration statique, caractérisée par l'annihilation partielle des dislocations;
- b- La recristallisation statique qui se produit après une déformation critique par le mécanisme de germination et de croissance;
- c- La recristallisation métadynamique, caractérisée par le grossissement des germes formés lors de la recristallisation dynamique du matériau; elle ne nécessite donc pas de temps d'incubation.

III.2.3 Mécanismes Physiques responsables du comportement rhéologique

La déformation à haute température d'un métal se caractérise par la coexistence de l'érouissage dû à l'augmentation de la densité de dislocations sous l'effet de la déformation plastique et de l'adoucissement pendant la déformation qui est provoqué par l'activation des processus de restauration par annihilation des dislocations. Suivant les conditions de température et de vitesse de déformation une compétition se crée entre ses deux facteurs qui agissent de manière opposée. Cette compétition conduit souvent à l'apparition d'un régime stationnaire qui correspond à un état d'équilibre dynamique. Les paramètres physiques dont dépend la contrainte et qui interviennent lors de la déformation à chaud sont la température, la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) et le taux de déformation (ϵ), $[\sigma=f(T, \dot{\epsilon}, \epsilon)]$. Ils sont reliés respectivement à des paramètres rhéologiques exprimant la dépendance de la contrainte de la température (énergie d'activation apparente « Q »), de la vitesse de déformation (coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation « m ») et de la déformation (coefficient de sensibilité à la déformation ou coefficient d'érouissage « n »). En régime stationnaire, la contrainte d'écoulement peut être reliée à la température et à la vitesse de déformation par la loi de Sellars et Tegart :

$$\dot{\varepsilon} = A (\sinh \alpha \sigma)^p \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad [\text{II.6}]$$

Lorsque la contrainte est suffisamment faible, il est autorisé de prendre l'approximation $\sinh \alpha \sigma \approx \alpha \sigma$, se qui fait que la relation précédente peut alors s'écrire :

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^{\frac{1}{p}} \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) = KZ^m \quad [\text{II.7}]$$

(loi puissance ou pseudoplastique)

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \frac{1}{2} \quad [\text{II.8}]$$

où

m : coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (m=1/p)

Q : énergie d'activation apparente

R : constante des gaz parfaits (8.31 kJ⁻¹K⁻¹)

T : température en °K

Z : paramètre de Zener-Hollomon (traduit l'équivalence entre la vitesse de déformation et température)

Aux faibles déformations, on utilise parfois la formule empirique suivante qui présente l'inconvénient majeur de ne pas se raccorder à l'équation [II.7] au régime stationnaire (grande déformation) contrairement à d'autres formules issues de modèles physiques.

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) \quad [\text{II.9}]$$

III.2.3.1 Activation thermique

En règle générale, seule l'activation thermique de la plasticité est responsable des effets de vitesse que l'on rencontre dans un certain nombre d'alliages métalliques. Les dislocations, au cours de leur déplacement, rencontrent des obstacles qu'elles franchissent non seulement sous l'action des forces de glissement qui agissent sur elles, mais également de l'activation thermique. Dans le domaine des basses températures, le franchissement des obstacles par montée des dislocations ne peut avoir lieu vu que si la diffusion est trop lente. En revanche, à plus haute température (T/T_f>0.50), la diffusion est à l'origine de la viscoplasticité.

$$Q = \frac{R}{m} \left. \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right|_{\sigma} \quad [\text{II.10}]$$

III.2.3.2 Influence de la vitesse de déformation

Si une localisation de la déformation sous la forme d'une striction apparaît, la vitesse de déformation augmente localement. Cette augmentation nécessite un accroissement de la contrainte d'autant plus important que la valeur du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation est élevée, ce qui aura pour effet de retarder le développement de la striction. On observe alors la formation de striction très diffuse et des allongements à la rupture importants. Dans le domaine des hautes températures, la stabilité de la déformation est assurée par la grande sensibilité à la vitesse de déformation que présente un matériau. Celle-ci peut être caractérisée par le rapport $m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$, dont la variation en fonction de la vitesse de déformation est indiquée schématiquement en Fig. (II.18).

Dans le domaine des vitesses intermédiaires, le coefficient m atteint des valeurs élevées comprises entre 0.3 et 0.9. Il peut alors donner lieu à un comportement superplastique. A plus faible et plus fortes vitesses, les valeurs de m sont moins importantes ($m < 0.20$).

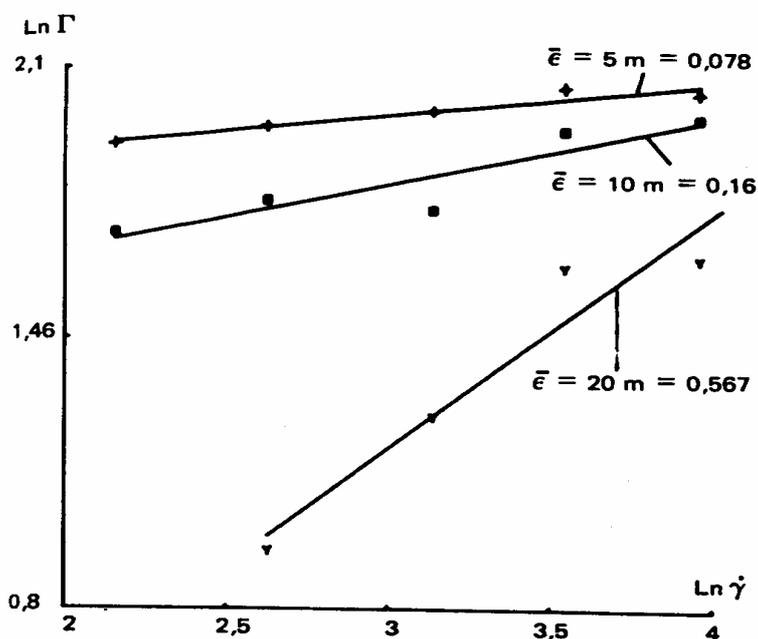


Fig. (II.18) : Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation à 800 °C [25].

Dans leur étude effectuée sur un acier, PIERSON G. et al [26], ont observé un comportement assez singulier dans le domaine de température inter-critique. La Fig. (II.19) montre les domaines α , γ et $(\alpha+\gamma)$ pour deux taux de déformation donnés.

Entre 750-850°C, la variation de m est marquée par une décroissance, suivie à nouveau d'une augmentation en fonction de la température quel que soit le degré de déformation. En revanche, à l'extérieur du domaine biphasé, (dans les domaines monophasés), il augmente avec l'augmentation de la température. Le même comportement a été observé par PERRIN et al [27] sur un acier à 0.42% de carbone.

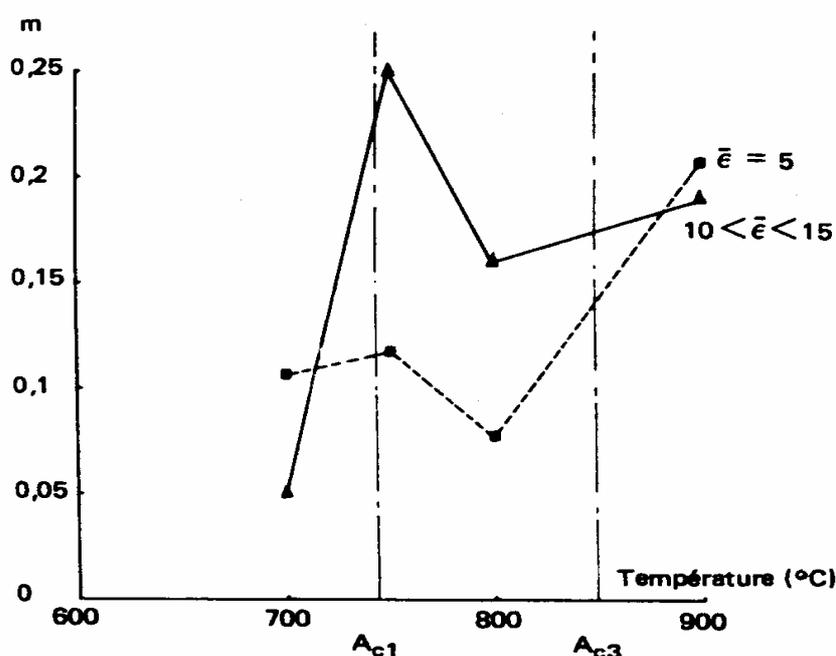


Fig. (II.19) : Variation du coefficient m entre 700 et 900°C pour deux états de déformation [26]

III.2.3.3 Coefficient de sensibilité à la déformation

PIERSON et al [23], ont observé, sur les courbes l'évolution du coefficient de sensibilité à la déformation pour des températures comprises entre 700 et 1000°C, un changement de pente pour des déformations de l'ordre de 12 tours de torsion ($\epsilon=14.6$) (Figs. (II.20-a et 12-b)). Cet aspect est attribué aux phénomènes de restauration et de recristallisation dynamique. En plus de ces processus d'adoucissement, il faut tenir compte de l'influence de l'échauffement adiabatique qui peut influencer de manière très significative sur la cinétique d'adoucissement du matériau.

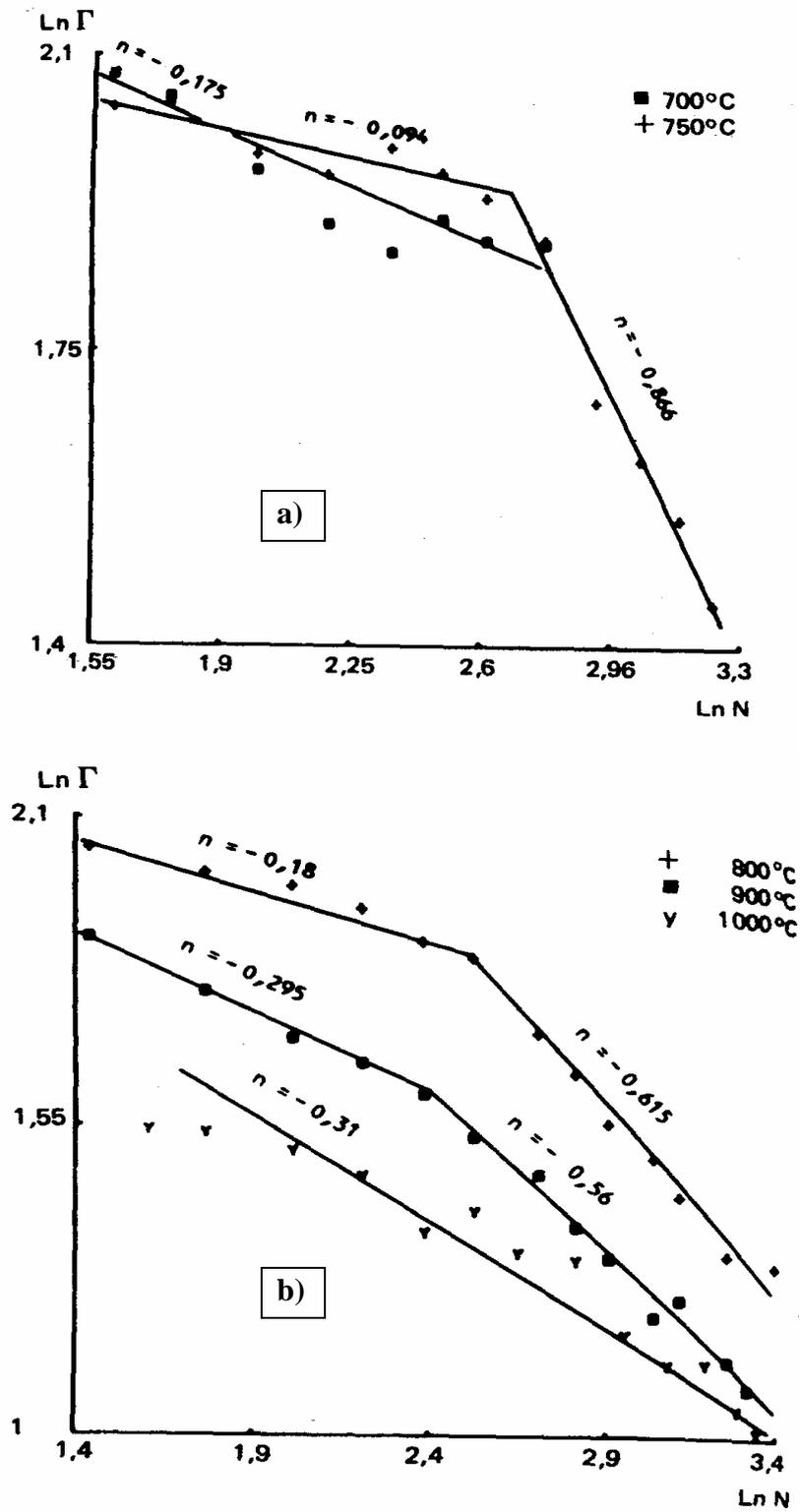


Fig. (II.20) : Evolution de n en fonction de la déformation pour une vitesse de déformation égale à 30 s^{-1} . (a : 700 et 750°C et b : 800, 900 et 1000°C).[25]

II.4 conclusion.

Nous avons exposé dans ce chapitre les principes métallurgiques et les procédés thermomécaniques utilisés pour parvenir à un bon compromis entre les propriétés d'emploi que l'on souhaite atteindre : limite d'élasticité et ténacité, ainsi que soudabilité et résistance à la fatigue et à la corrosion.

Le développement du laminage à température contrôlée et du refroidissement accéléré a entraîné des progrès considérables. En permettant de diminuer fortement la taille de grain des aciers ferrito-perlitiques, des niveaux de résistance élevés ont été obtenus tout en gardant une bonne ténacité.

L'évolution vers les structures bainitiques ou ferrito-bainitiques par cette voie peut être obtenue par une augmentation de la vitesse de refroidissement après le laminage, ou par une trempe directe suivie d'un revenu. Les relations microstructure propriétés de ces aciers sont plus complexes que pour les nuances ferrito-perlitiques en raison de la diversité des microstructures obtenues. Dans le présent travail ces grades ont été exclus de l'étude.

Dans ce chapitre, nous avons passé en revue les phénomènes intervenant au cours d'une déformation à chaud et les phénomènes intervenant après une déformation à chaud.

II.5 Références bibliographiques

- [1] PICKERING F.B. (1992b). *Structure-Properties relationships in steels*. In: Constitution and properties of steels, vol. 7 of *Material Science and Technology*, chapter 2, pp 43-94.
- [2] VCH.HALL E.O. (1951). *The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results*. Proceedings of the Physical Society, vol. B64, pp 747-753.
- [3] PETCH N.J. (1953). *The cleavage strength of polycrystals*. Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 174, pp 25-28.
- [4] CONSTANT A., HENRY G., ET CHARBONNIER J.C. (1992). *Les principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*. éditions PYC.
- [5] LESLIE W.C. (1972). *Iron and its dilute substitutional solid solution*. Metallurgical Transactions, vol. 3, pp 5-26.
- [6] François RIVALIN (1998). *Développement d'aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité et ténacité élevée : Mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande vitesse*. Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [7] HONEYCOMBE R.W.K. (1981). *Steels. Microstructures and properties*. Edward Arnold.
- [8] IRVINE K.J. ET PICKERING F.B. (1963). *The impact properties of low carbon bainitic steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, pp 518-530.
- [9] BAKER T.J., GOVE K.B., ET CHARLES J.A. (1976). *Inclusion deformation and toughness anisotropy in hot-rolled steels*. Metals Technology, pp 183-193.
- [10] BARALIS G. ET MARONE M. (1980). *Influence of inclusion type on fracture toughness indices of low alloy steels*. In: Analytical and Experimental Fracture Mechanics, éd. SIH G.C., MIRABILE M., pp 453-464, Rome.
- [11] BOARD NATIONAL ENERGY (1996). *Stress Corrosion Cracking on Canadian oil and gas pipelines*. réf MH-2-95.
- [12] GARTNER A.W., GRAF M.K., ET HILLENBRAND H.G. (1992). *A producer's view of large diameter linepipe in the next decade*. In: The international conference on pipeline reliability, pp III-1.I-III-1.15, Calgary.
- [13] MOKHDANI C. (1995). *Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un acier pour tubes de transport de gaz. Identification des lois d'endommagement et application aux structures tubes sous pression interne*. Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [14] YONG ZHONG et al (2005). *Effect of toughness on low cycle fatigue behavior of pipeline steels*, Materials Letters 59, 1780-1784.
- [15] DE VITO A., HEISTERKAMP F., HULKA K., PAGNONE N., ET RIZZI L. (1995). *From standard production X70 towards the development of X80*. In : Second International Conference on Pipeline Technology, vol. 2, pp 565-579, Ostend.
- [16] MC QUEEN H.J., KNUSTADO O., RYUM N. and SOLBERG J.K. ; *Microstructural evolution in deformed to strains of 60 at 600°C* Scr. Metall., 19, p.73 (1985)
- [17] GLOVER G. et SELLARS C.M. Metal trans., 4, p.765, (1972)
- [18] MONTHEILLET F. ; *Comportement mécanique et structural des matériaux à forte énergie de défaut d'empilement sous grande déformation à chaud*. 24ème colloque I.N.S.T.N. de Mét. Saclay, p.57-70 (1982)
- [19] TOUALBIA D. (1998) ; *Etude rhéologique du comportement d'un acier micro-allié au Nb et V en copression à chaud* ; thèse de magister,
- [20] ROBERTS et AHLBLOM Acta, Metall., 26, p.801, (1978)
- [21] MC QUEEN H.J. and BAUDELET B., *Comparison and contrast of mechanisms, microstructures, ductilities in superplasticity and dynamic recovery and recrystallization* ; p. 329 I.C.S.M.A. 5, AACHEN R.F.A. (1979) Ed. HAASEN P., GEROLD V. et KOSTORZ G.
- [22] SAKAI T. and JONAS J.J. ; *Dynamic Recrystallization ; Mechanical and Microstructural Considerations Overview n°35*, Acta Metall., 32(n°2), p.189 (1984)
- [23] PEARSON W.B., PERDRIX C., PERRIN M.Y. et MONTHEILLET F. ; *Comportement mécanique et évolution structurale de l'aluminium au cours d'une déformation à chaud de grande amplitude.*, (1981)

- [24] SOLBERG J.K., MC QUEEN H.J., RYUM N. and NES E. *Influence of ultra-high strains at elevated temperatures on the microstructures of aluminium part I*. Phil. Mag., A60, p.447, (1989)
- [25] DARSOUNI A. *Etude du comportement thermomécanique d'un acier micro allié à des températures intermédiaires (700-1200°C)* ; thèse de doctorat (1984)
- [26] PIERSON G., METAUER G. et GANTOIS M. ; Mém., et Etu., Scien., de la revue de métall., 5, p239-247, (1984)
- [27] PERRIN M. Y., COMBRES Y., LEVAILLANT C., et MONTHEILLET F.; *Modelling of structural evolution during warm working of a 0.42% carbon steel*. 7th RISO Int. Symp. On Metall. And Mater. Sci. RISO Nat. Lab., ROSKILDE, Danemark(1986)

Chapitre III

Simulation du procédé d'élaboration TMCP

III.1	Production courante des aciers pour pipelines de (Elh-ISF)	43
III.1.1	Etude statistique de la production des bobines	43
III.1.2	Motivation de l'étude.....	45
III.2	Procédures expérimentales.....	47
III.2.1	Analyse thermomécanique du matériau	47
III.3.1.1	Les tests de chauffage et de refroidissement.....	49
III.3.1.2	Test de dilatométrie	49
III.3.1.3	Essai de torsion	50
III.2.2	Simulations de la technologie de laminage à chaud	52
III.3.2.1	Description des programmes de laminage proposés.....	54
III.3.2.2	Description des étapes de refroidissement et de bobinage.....	54
III.3.2.3	Phase de laminage	58
III.2.3	Essais de traction et de résilience des bandes laminées.....	60
III.3.3.1	Essai de traction.....	60
III.3.3.2	Essai de résilience	61
III.3	Résultats et discussion	65
III.3.1	Résultats de l'analyse thermomécanique du matériau.....	65
III.3.2	Résultats de la simulation de laminage	72
III.3.2.1	Les propriétés mécaniques.....	72
III.3.2.2	Influences des systèmes de refroidissement	79
III.3.2.3	La microstructure	82
III.4	Conclusion.....	84
III.5	Références bibliographiques	85

Chapitre III

Simulation du procédé d'élaboration TMCP

Résumé

Ce chapitre présente une méthodologie générale pour la simulation et l'optimisation des paramètres technologiques de laminage à chaud de l'acier à bas carbone et micro-allié en (Nb, V et Ti), destiné à la fabrication des canalisations soudables.

Suite aux dispersions des conditions de laminage du laminoir à chaud LAC/ (Elh-ISF), une étude thermomécanique a été nécessaire. Au premier temps, les tests de chauffage et de refroidissement ont apporté les premiers signes au sujet des points de transformation. Les investigations suivantes au dilatomètre avec déformation ont rendu possible, la détermination de ces points de transformation pour l'acier de (Elh-ISF). Ensuite des essais de torsion aux températures de déformation entre 1150 et 700°C, et régimes de déformation entre 0.2 et 5 [s⁻¹] ont été réalisés. Ces résultats peuvent être employés pour prévoir les forces de laminage, les couples, la puissance d'énergie. Ces résultats devraient être un préalable à un calcul des caractéristiques réelles dans le laminoir à chaud industriel, à détecter des réserves et optimiser des programmes de laminage : réductions de chaque passe, contrôle de température...etc.

Les résultats du traitement statistique sur une population de 1009 bobines montrent l'influence considérable des températures de fin laminage et de bobinage. Cependant, le refroidissement contrôlé après le laminage devrait avoir comme conséquence les produits de transformation qui fournissent l'excellente combinaison de la résistance et de la ténacité.

Le bobinage à une température appropriée tire profit du renforcement de précipitation, donnant de nouveau lieu au durcissement et également une amélioration de la limite élastique et de la ténacité de l'acier. La température de bobinage est un paramètre décisif parce qu'elle détermine le début de la formation des précipitations fines. Par conséquent, quatre systèmes de refroidissement ont été employés, afin de simuler les conditions de laminage d'un procédé TMCP réel, et vérifier les possibilités d'améliorer les propriétés mécaniques de l'acier à tube.

Enfin les résultats des simulations seront employés pour valider le modèle de prédiction des caractéristiques mécaniques dans le chapitre suivant.

III.1 Production courante des aciers pour pipelines de (Elh-ISF)

III.1.1 Etude statistique de la production des bobines

Pour pouvoir comprendre le comportement de l'acier élaboré par le laminoir à chaud LAC/(Elh-ISF), une collection d'une base de donnée au sujet de l'historique complet des bandes laminées en acier de la catégorie X60 a été obtenue sur le produit fini[1] : la composition chimique, les températures de fin laminage (Tf), les températures de bobinage (Tb), et les propriétés mécaniques.

Nombre de bobines collectées : 1009 bobines en acier X60

Composition de base : Nuance élaborée type NV10 (acier micro-allié au Nb-V-Ti).

III.1.1.1 Analyse statistique de la composition chimique

Les valeurs limites des éléments chimiques sur 1009 bobines sont indiquées dans la Fig. (III.1).

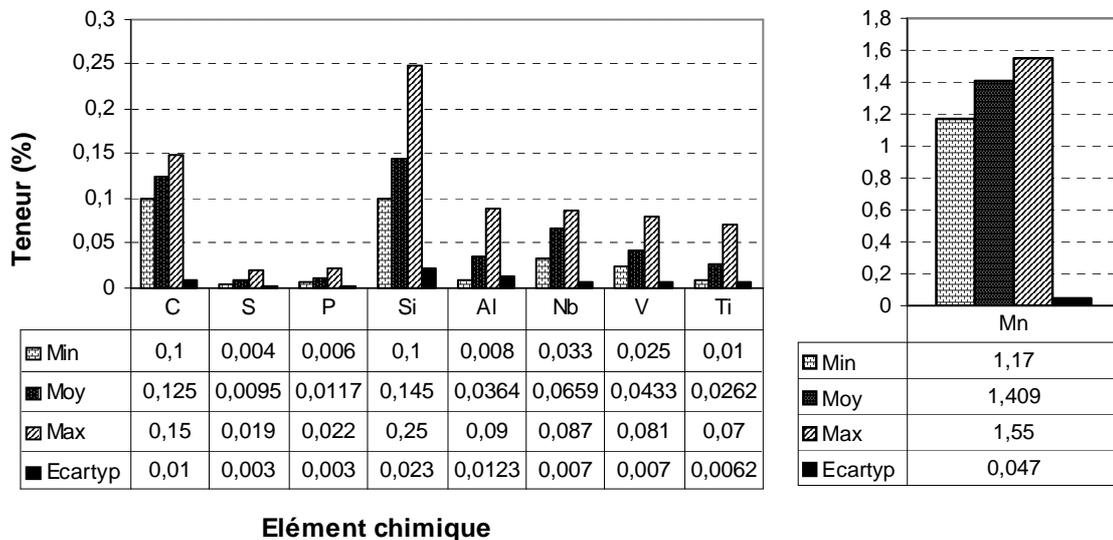


Fig. (III.1) : Evolution des éléments d'alliage sur la population étudiée

Cette composition chimique qui a été employée pour obtenir la catégorie X60 ne montre aucun changement crucial des concentrations d'éléments, qui peuvent être expliquées concernant le processus technologique de la production de cet acier. La concentration du niobium, du vanadium et du titane devrait être réduite, et en particulier celle de l'élément titane car c'est le plus cher (voir la norme API 5L, 1995).

III.1.1.2 Etude statistique sur les conditions de laminage

Les valeurs limites des paramètres technologiques et les propriétés mécaniques sont illustrées dans le **Tableau (III.1)**.

Tableau (III.1) : Description des valeurs limites des paramètres de laminage et des propriétés mécaniques.

	Température fin laminage	Température de bobinage	E	Rm	E/Rm	A	Kcv
	(°C)	(°C)	MPa	MPa		%	dj/cm ²
Min	780	500	404	505	0.7	18	6.6
Max	910	730	594.4	763.4	0.84	30	25.75
Moy	870.01	647.14	494.4	633.5	0.78	24.58	11.82
Ecartype	16.5	22.34	27.45	3.527		2.067	2.75

Les données du **Tableau (III.1)** ; montrent qu'il y a des désaccords étendus des états de laminage (la température de fin laminage et la température de bobinage) au laminoir LAC/(Elh-ISF). Les **Figs. (III.2)** et **(III.3)** présentes ces changements. Les températures de fin laminage les plus prédominantes sont situées entre 850°C et 890°C, et les températures de bobinage sont situées dans la gamme de 620°C à 680°C. Aux conditions extrêmes ces différences sont même beaucoup plus grandes. Ces déviations devraient être évitées, et une moyenne de la plupart des températures de fin laminage et de bobinage doit être établie dans une petite marge.

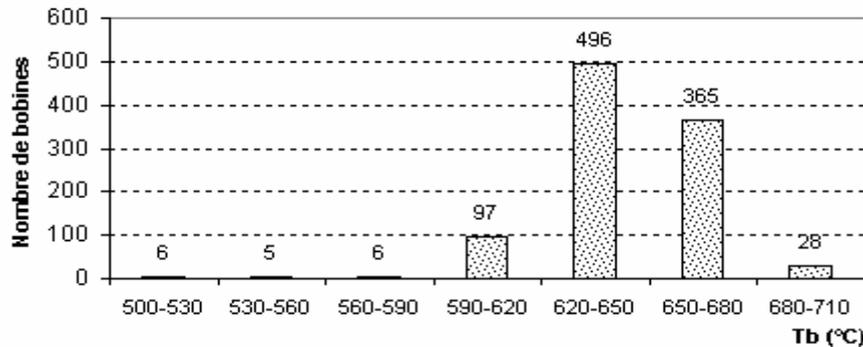


Fig. (III. 2) : Evolution de Tb sur l'ensemble de la population (1009 bobines)

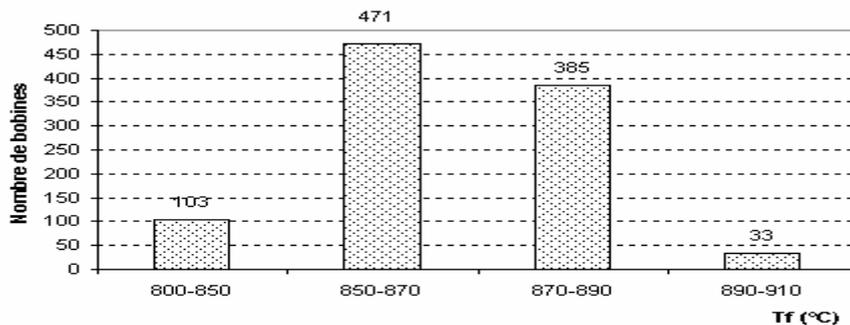


Fig. (III. 3): Evolution de Tf sur l'ensemble de la population (1009 bobines)

III.1.1.3 Répartition suivant le grade de résistance

Sur les analyses entières de cette base de données, seulement 24% de la population appartiennent à la catégorie X60 en acier, l'essai représente 41% de la catégorie X65 en acier et 35% de la catégorie de l'acier X70. Cette distribution indique que LAC/ (Elh-ISF) ne peut pas commander son laminoir à chaud pour obtenir les catégories en acier voulues (catégorie X60 en acier). D'autre part ceci indique qu'avec l'utilisation de cette composition chimique l'acier de la catégorie X70 peut être obtenue et par conséquent peut être commandée dans une grande échelle.

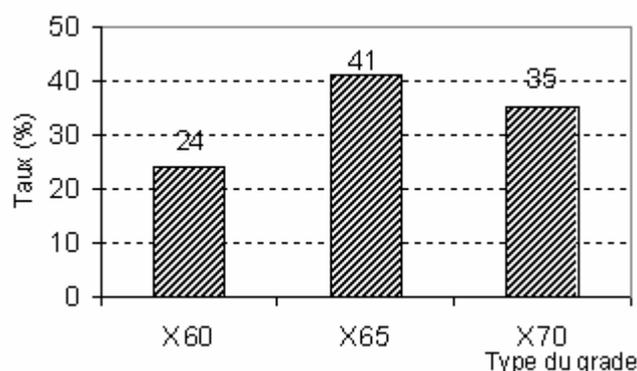


Fig. (III.4) : Distribution suivant le grade d'acier HSLA des bandes laminées à chaud

III.1.1.4 En conclusion

L'étude statistique réalisée sur une population en bandes laminées à chaud en acier CMn (Nb-V-Ti) nous a permis de ressortir les points suivants :

- Conformité de l'acier de base du point de vue composition chimique.
- Acier de base assez dopé en éléments dispersoïdes (un coût élevé des ferro-alliages).
- Degré de dispersion très large des propriétés mécaniques et des conditions de laminage.
- Effet important de la température de bobinage.
- Conformité des propriétés mécaniques avec les spécifications de la norme API 5L essentiellement dues au dosage assez important en éléments dispersoïdes de l'acier de base.

III.1.2 Motivation de l'étude

Les propriétés mécaniques dépendent de la composition chimique et la plupart du temps des conditions de laminage, particulièrement de la température de fin laminage et de bobinage.

Les Figs. (III.5) et (III.6) montrent qu'il y a une dispersion aléatoire des propriétés mécaniques selon ces deux paramètres. Dans la gamme de la température de fin laminage d'environ (850-880° C), et de bobinage d'environ (620-680°C), une valeur moyenne de limite élastique d'environ 480 MPa, a été obtenue.

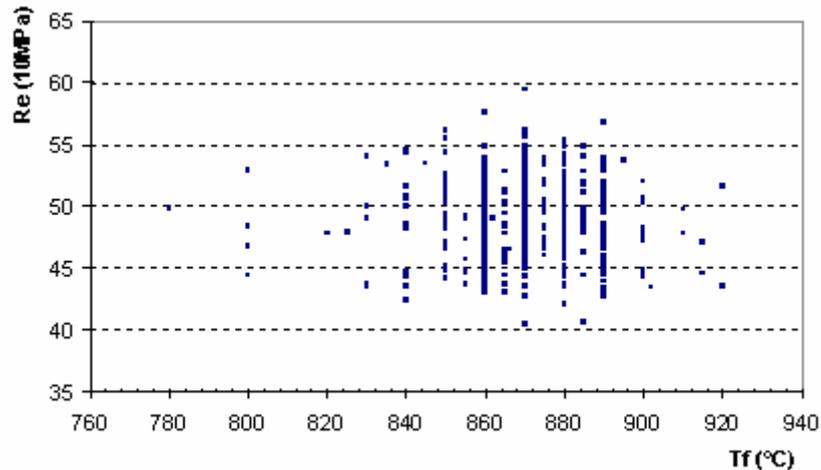


Fig. (III.5) : Effet de la température de fin laminage sur la limite d'élasticité de la population de 1009 bandés laminées à (Elh-ISF)

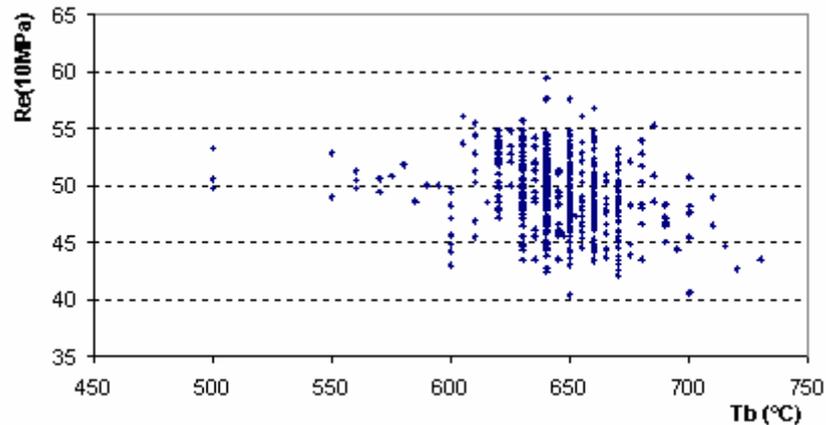


Fig. (III.6) : Effet de la température de bobinage sur la limite d'élasticité de la population de 1009 bandés laminées à (Elh-ISF)

La correction et l'ajustement de la non-conformité des valeurs non significatives sont essentiels pour trouver la corrélation relier les variables dépendantes et ces indépendants (la révision et l'élimination des données extrêmes sont nécessaires). Cette dispersion énorme est non seulement liée aux variations des températures de fin laminage et de bobinage, mais au procédé entier de laminage.

L'automatisation et la régulation des laminoirs à chaud à l'échelle industrielle nécessitent la détermination des paramètres de laminage et la prédiction des évolutions microstructurales du matériau au cours de la déformation.

C'est dans ce but que ce travail de recherche sur le comportement thermomécanique d'un acier micro-allié à des températures intermédiaires (700°C – 1200°C) a été entamé. Cette recherche s'imbrique dans une plus grande maîtrise de l'utilisation des métaux, alliages et aciers, grâce à une meilleure connaissance de l'évolution de la ductilité en fonction de la température et pour des vitesses de déformation et traitements thermiques différents.

Ce travail de recherche porte sur une nuance industrielle d'un acier micro-allié. Les essais de déformation ont été effectués par torsion à chaud sur des éprouvettes soumises à des traitements thermiques spécifiques de mise en solution ou traitement de précipitation avant déformation. Les vitesses de déformation ont été variées de 0.2 s⁻¹ à 5 s⁻¹ alors que les températures de déformation ont balayé les domaines ferritique, biphasé et austénitique (700°C à 1200°C).

Les résultats des différents essais serviront comme base durant la simulation du procédé TMCP, et l'interprétation des résultats obtenus sur le produit fini.

Le but final visé par cette étude est la contribution à la maîtrise et l'optimisation des paramètres technologiques du TMCP, en assurant une bonne qualité et un minimum de dispersion des caractéristiques mécaniques du produit fini.

III.2 Procédures expérimentales

III.2.1 Analyse thermomécanique du matériau

La plupart des matériaux métalliques produits commercialement subissent au moins une étape de déformation à chaud pendant leur fabrication. Un tel traitement mène à la production des plaques, des bandes, des tiges, des pipes, etc. à bas prix. L'étude complète des phénomènes métallurgiques liés à la déformation à chaud a un intérêt potentiel et considérable dans le contrôle du processus industriel. Cependant, les investigations dans le domaine de déformation à chaud exigent habituellement l'effort appréciable et l'équipement spécialisé. Les températures impliquées pour la plupart des métaux, particulièrement les aciers, rendent l'observation directe des mécanismes très difficile. Une attention particulière doit être donnée aux aciers, en termes d'histoire, présente et future. La plupart des aciers sont de structure ferritique aux températures ambiantes et la déformation à chaud, par définition, est effectuée dans la phase d'austénite. Par conséquent, l'étude des mécanismes métallurgiques ayant lieu

pendant la déformation à chaud des aciers comporte beaucoup de créativité, imagination et travail dur [2].

Parmi les procédés industriels de laminage procurables pour la simulation, le laminage contrôlé des aciers micro-alliés, parce qu'il a comme conséquence la microstructure de taille de grain fine, fournissant une haute limite élastique et une bonne ténacité. Les aciers à basse teneur en carbone des HSLA ont été le sujet des travaux scientifiques innombrables dans les dernières décennies. Ces aciers sont souvent employés dans la production de canalisation pour le transport du gaz et de pétrole [3-12] dans les endroits de la température en dessous de zéro et dans la construction navale de bateau, parce qu'ils possèdent, une ténacité élevée à basse température et une bonne soudabilité [13-18].

Pour réaliser la microstructure exigée et les propriétés mécaniques des aciers HSLA, il est nécessaire d'avoir la connaissance au sujet du rôle des paramètres de composition et du procédé d'élaboration. La composition chimique de l'acier et des paramètres de TMCP, comme la température de réchauffage, quantité de déformation dans différentes étapes du laminage, la température de fin laminage et le régime de refroidissement sont connus pour exercer l'influence appréciable sur la structure et la propriété du produit fini [19-26].

Les diagrammes TCC (Thermal continuous cooling) sont employés pour prévoir la microstructure et les propriétés mécaniques après des traitements thermiques. La plupart de ces courbes sont déterminées par la dilatométrie avec [27-30] ou sans déformation [31-33] avant refroidissement. La dilatométrie, sert à appliquer des déformations sur l'échantillon pour simuler celles imposées pendant un processus industriel tel que le laminage à chaud. Ici, une déformation équivalente approximativement de 5 est étendue dans les multiples passages requis pour ramener l'épaisseur d'une brame à celle d'une bande. L'essai de torsion a été employé avec succès pour simuler les programmes de laminage industriels [34]. L'utilisation de l'essai de torsion et de l'analyse thermique peut rapporter les courbes de refroidissement d'une austénite déformée, qui peut être plus approprié aux conditions de laminage.

Les objectifs de cette partie sont l'analyse thermique, la détermination des contraintes d'écoulement en utilisant des essais de torsion et enfin nous nous servons de tous les résultats des essais pour la simulation du procédé TMCP. La composition chimique du matériau étudié est donnée dans le Tableau (III.2).

Tableau (III.2) : Composition chimique de l'échantillon (en % de poids)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.139	0.130	1.51	0.011	0.004	0.01	0.01
Al	N	Cu	Nb	Ti	V	Ni
0.0243	0.0211	0.026	0.075	0.024	0.041	0.01

III.3.1.1 Tests de chauffage et de refroidissement

Les premières informations sur les points de transformation du matériau fourni X60 étaient nécessaires [35], afin de préparer les futures investigations, particulièrement les conditions des programmes de laminage et les températures de début et fin de refroidissement.

Pour cette raison un échantillon du matériau avec une épaisseur de 55mm a été préparé avec des thermocouples. Le chauffage dans un four de trempage et le refroidissement postérieur à l'air ambiant a été enregistré et traité par ordinateur après.

Ces expériences ont eu lieu sans déformation après une température d'échauffement 1150°C, pendant 5 minutes et refroidissement à différents régimes de refroidissement situés entre 0.25 et 1°C/s.

III.2.1.2 Tests de dilatométrie

Les essais de dilatomètre fournissent des informations sur les relations entre la température et la déformation du matériau. Ces relations indiquent le début et la fin des gammes de transformation possibles [36]. Pendant les essais de dilatométrie des petits spécimens sont chauffés, refroidis à la température de déformation et déformés. La chose nécessaire est que la ségrégation du matériau est libre, à des dimensions précises et température homogène. Pour éviter une oxydation, les investigations ont lieu dans le vide ou en gaz inerte. Les conditions de refroidissement, le degré de déformation et le régime de déformation devraient être aussi semblables à celles dans la pratique. La matière première pour les essais a été pré-laminée dans le laboratoire par le laminoir trio, de même pour les portions du matériau destinés pour les essais de torsion. Alors les échantillons cylindriques ont été usinés à un diamètre de 3mm et une longueur de 7mm.

Les conditions de déformation étaient semblables à celles pratiquées à (Elh-ISF).

- Chauffage à 1150°C avec un temps de maintien 5minutes.

- Le refroidissement à un régime de 0.35 °C/s jusqu'à une température de déformation de 950°C, suivi d'une déformation de 20%.
- Refroidissement à l'air ambiant aux différents régimes (0.25 à 1°C/s).

Les spécimens ont été observés en employant un agrandissement de 500 après un traitement chimique à 2% nital.

III.2.1.3 Essai de torsion

L'essai de torsion offre plusieurs avantages par rapport à d'autres méthodes d'essai, telles que l'essai de compression et l'essai de traction, parce qu'il permet la détermination de la limite élastique et de la plasticité. Il est sans friction et permet la simulation des situations techniques de déformation-temps. Ses inconvénients sont la distribution inégale des déformations et les contraintes induites par la déformation. Dans l'essai de torsion une barre ronde de section uniforme est saisie par une extrémité chargée par un couple à l'autre extrémité. Pendant l'essai, le couple, angle de rotation, révolutions, et force longitudinale, peuvent être mesuré jusqu'aux ruptures de spécimen.

Une connaissance exacte de la limite élastique en fonction des conditions de la déformation d'un matériau est nécessaire pour prévoir les forces à appliquer et le travail à fournir pendant chaque opération de déformation et à décider les mesures mécaniques et automatiques convenables qui sont susceptibles d'assurer le rendement satisfaisant du processus et le niveau élevé de la qualité du produit. A partir de l'allure des courbes de contrainte-déformation nous pouvons tirer des conclusions au sujet de la formation de la microstructure et par conséquent au sujet des propriétés de produit.

La connaissance des limites de la plasticité d'un matériau, qui est la contrainte induite par déformation avant la rupture, permet de déterminer les gammes optimales de la température et du régime de déformation nécessaires dans un procédé de formation pour la pleine utilisation des capacités de plasticité du matériau et par conséquent de recourir pour s'approprier la déformation à froid pour rendre des opérations de traitement thermique inutiles [37-39]. Si la déformation a lieu dans des conditions où les valeurs de plasticité sont maximales, alors la surface, les dimensions du produit seront excellentes, et en plus le rendement de processus sera élevé.

Dans l'essai de torsion une barre ronde de section uniforme est fixée par une extrémité et chargée par un couple à l'autre extrémité. Pendant le couple d'essai, l'angle de la rotation, les révolutions et la force longitudinale peuvent être mesurés jusqu'à la rupture de l'échantillon. Les objectifs des investigations étaient de définir la dépendance des contraintes d'écoulement de la température de et d'obtenir des informations sur les températures de transformation.

a) Eprouvette de torsion

A partir d'une barre cylindrique de 16mm de diamètre, obtenue par le laminage du laboratoire, les éprouvettes de l'essai de torsion ont été fabriquées et mesurées avec précision, (Fig. (III.7)).

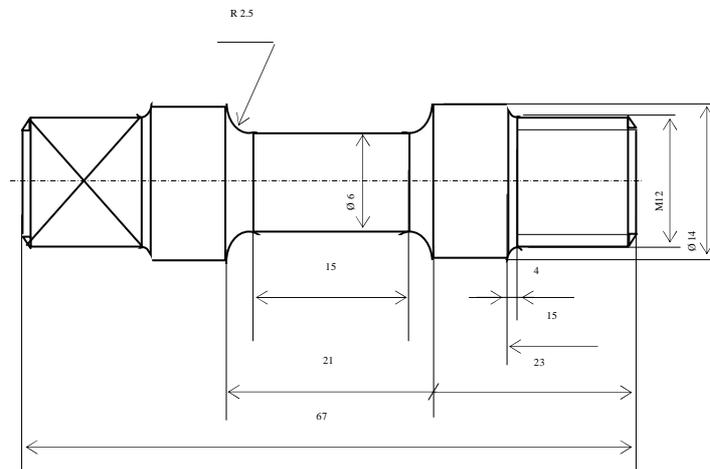


Fig. (III.7) : La géométrie du spécimen de torsion (millimètre)

b) Programmes d'essai

Chaque échantillon a été chauffé jusqu'à la température d'austénitisation (1200°C). Le temps de maintien à cette température était de 10 minutes. Alors le refroidissement à la température de déformation du four et de l'échantillon a eu lieu.

Les essais de torsion ont été faits dans les conditions suivantes :

- Réchauffement jusqu'à 1200°C,
- temps de maintien 10 minutes,
- Refroidissement à la température de déformation en air non mobile,
- La température de déformation : $T = 1150, 1000, 925, 850, 775, 760, 750.735, 725$ et 700°C .
- Régime de déformation : $\dot{\epsilon} = 0.2, 2$ et 5 s^{-1}

Les grandeurs mesurées sont : le couple, l'angle de rotation et le nombre de révolutions.

III.2.2 Simulations de la technologie de laminage à chaud

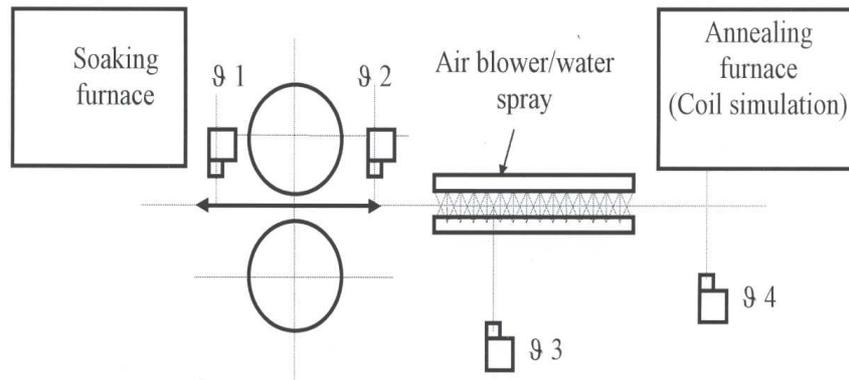
L'idée du développement des aciers de canalisation avec une bonne ténacité et une limite d'élasticité élevée a été basée sur des demandes d'usager vers l'amélioration de la soudabilité et de la réduction des coûts de soudure, particulièrement pendant la construction des canalisations [3-12], [17-18]. Dans la technologie moderne de canalisation, de haute résistance la, ténacité a un intérêt primaire [18-21]. Le choix approprié de la microstructure est un facteur important pour améliorer davantage la soudabilité, la ténacité et la résistance mécanique des aciers des canalisations de transport de pétrole et de gaz.

Le traitement thermomécanique est connu pour améliorer les propriétés mécaniques d'un matériau. Dans le cas des aciers de qualité supérieure, l'application de ce procédé réduit au minimum, et élimine parfois même le traitement thermique et économise ainsi de l'énergie. Ainsi, dans le traitement thermomécanique contrôlé des aciers (HSLA) faiblement alliés de haute résistance, le (TMCP) est un procédé largement répandu.

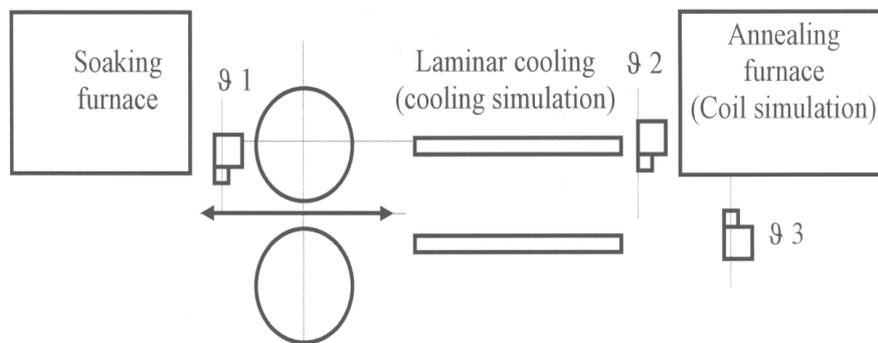
Pour réaliser la microstructure exigée et les propriétés mécaniques des aciers HSLA, il est nécessaire d'avoir la connaissance au sujet du rôle des paramètres de composition et du procédé. La chimie de l'acier et des paramètres de TMCP, comme la température de réchauffage, la quantité de déformation dans différentes étapes du laminage, la température de fin laminage et le régime de refroidissement sont connus pour exercer l'influence appréciable sur la structure et les propriétés du produit fini. On sait que les modèles reliant les entrées et les sorties en aciers de TMCP sont qualitativement identifiés par les experts dans le domaine de la métallurgie [22- 24].

Une étude de laboratoire des effets des paramètres de laminage sur la microstructure et les propriétés des bandes à tubes sera abordée dans cette partie.

La composition chimique de l'acier utilisé dans cette recherche est donnée dans le [tableau \(III.2\)](#). Le procédé de laminage commandé suivi des essais de refroidissement contrôlés a été simulé sur le laminoir de laboratoire avec des rouleaux de diamètre de 330mm et la vitesse de laminage de 1m/s. Dans le travail actuel, les brames (55x100x100) mm³ ont été réchauffées à 1250°C pendant 30 minutes, et ont été laminé (épaisseurs de 14.5 à 12mm) avec six à dix passes suivant quatre (4) programmes différents de laminage (voir [Fig. \(III.8\)](#)).



a) Équipement pour le refroidissement des bandes roulées avec air comprimé et jet d'eau pulvérisée.



b) Équipement pour le refroidissement laminaire des bandes laminées

Fig. (III.8) : Schéma du concept fondamental de l'équipement de laboratoire utilisé pour les expériences

III.2.2.1 Description des programmes de laminage proposés

Après refroidissement à l'air pour atteindre la température de début, les Programmes (I) et (II) de laminage ont eu lieu, d'abord deux passages de dégrossissage sont simulés (passes 1 et 2). Après atteinte de la température de finition, les six autres passes ont eu lieu (passes 3 à 8), en utilisant deux séquences différentes de réduction entre les passes : Réduction constante pour (I), et réduction décroissante pour (II). Les passes de dégrossissage sont exécutés à des températures entre 1150°C et 1120°C, suivis du refroidissement en air ambiant et les passes de finition seront effectuées entre 950°C et (850, 800 et 750°C respectivement). Le système de refroidissement utilisé est l'air comprimé.

Le programme (III) est composé de six passes (simulation de la phase de finition du laminage seulement) avec les températures de fin laminage : 800, 750 et 700°C. Le matériau a été chauffé dans un four ; après il s'est refroidi à la température de laminage en air ambiant. Après laminage, l'acier a été refroidi par l'eau pulvérisée, l'air comprimé, et l'air ambiant aux

températures entre 650, 600 et 550°C. Ceci a été suivi, comme dans toutes les expériences, d'un maintien à la température finale pour 2 heures et un refroidissement à l'air ambiant. En plus au lieu de continuer, avec un refroidissement à l'air ambiant à 20°C, un refroidissement à 300°C dans le four a été réalisé dont le but est de simuler l'effet d'un régime de refroidissement plus lent après la phase de bobinage sur les propriétés mécaniques.

Le programme (IV) était, adapté aux conditions réelles de laminage dans (Elh-ISF). Il est composé de 10 passes (5 passes de dégrossissage et 5 passes de finition). Les passes de dégrossissage ont été effectuées à des températures entre 1200 et 1050°C, suivies d'un refroidissement à l'air ambiant et des passes de finition entre 950°C et (800 et 750°C respectivement). Après laminage, deux systèmes de refroidissement ont été employés : Refroidissement par l'eau laminaire et refroidissement avec de l'air comprimé.

III.2.2.2 Description des étapes de refroidissement

Quatre systèmes de refroidissement différents ont été employés, afin de simuler les conditions de laminage de (Elh-ISF), aussi bon que possible et pour vérifier les possibilités d'améliorer les propriétés mécaniques de l'acier X60/X70, par l'utilisation des régimes de refroidissement de manières différentes.

Aux programmes de laminages (I) à (IV), tous les équipements expérimentaux étaient en fonction, de sorte qu'une bonne comparaison des effets des méthodes de refroidissement différentes et particulièrement des régimes de refroidissement différents sur les propriétés de la bande obtenue soit possible. La température réelle au centre de la bande laminée a été toujours mesurée avec des thermocouples. Le **Tableau (III.3)** donne une vue d'ensemble des méthodes de refroidissement utilisées et des taux de refroidissement. Comme prévu le refroidissement par l'eau à écoulement laminaire produit le taux de refroidissement le plus élevé (50°C/s), suivis de l'eau pulvérisée (21°C/s). L'air comprimé a porté un taux de refroidissement (3, 6 °C/s) ; le taux le plus inférieur a eu le refroidissement en air ambiant (1,1K/s).

Tableau (III.3) : Méthodes et taux de refroidissements utilisés pour toutes les expériences

Méthode de refroidissement	Programme de Laminage				Régime de refroidissement entre 800°C et 600°C
	I	II	III	IV	
Air ambiant	X				1.1 °C/s
Air comprimé	X	X	X	X	3.6 °C/s
Jet d'eau	X				21 °C/s
Refroidissement l'eau laminaire		X			50 °C/s

La configuration utilisée pour la pulvérisation de l'eau a présenté l'effet d'une intense réchauffe après la fin du refroidissement. Aux autres systèmes de refroidissement, particulièrement au refroidissement laminaire, l'effet d'une tel réchauffe a été également vu, mais d'une grandeur beaucoup plus petite. Apparemment au refroidissement avec la pulvérisation de l'eau, la surface de la bande n'a pas été refroidie complètement au centre, bien que le pyromètre ait indiqué la température de surface désirée, de sorte qu'un tel réchauffage ait pu apparaître (Fig. (III.9)).

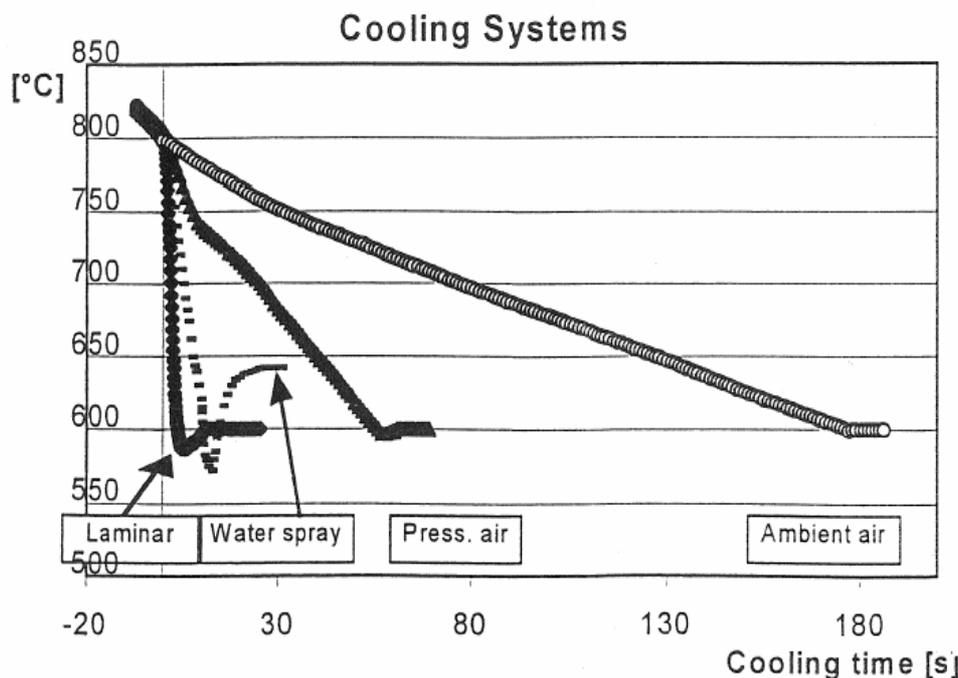


Fig. (III.9) : Les temps de refroidissement et réchauffes après a près l'utilisation des différentes méthodes de refroidissement

a) *Equipements de laboratoire pour le refroidissement des bandes laminées*

a-1) Equipements pour l'eau pulvérisée et air comprimé

Fig. (III.10) illustre la configuration des équipements de refroidissement par de l'eau pulvérisée et de l'air comprimé. Le principe est identique : il y a deux tubes avec des trous pour l'emplacement des gicleurs qui servent à comprimer l'air ou à pulvériser l'eau sur la bande laminée. La bande refroidie n'a pas été renversée entre les tubes.

Pour trouver les caractéristiques précises après le laminage, le système complet a été calibré par des thermocouples. Dans ces essais préliminaires les températures mesurées par des

thermocouples ont été comparées à celles du pyromètre. Au laminage réel la mesure de la température comme le contrôle du refroidissement est effectuée seulement par des pyromètres calibrés.

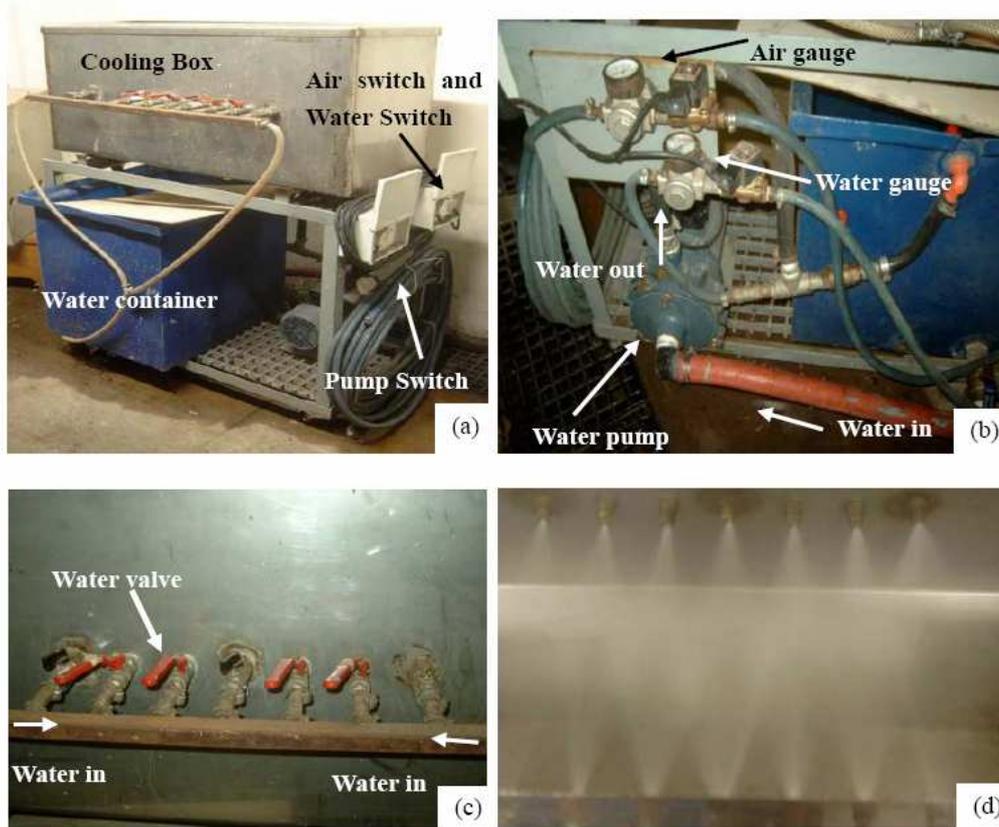


Fig.(III.10-a, à -d) : Concept fondamental de l'équipement de laboratoire pour le refroidissement des bandes laminées avec le jet d'eau et air comprimé.

b) Equipements pour le refroidissement laminaire

L'eau à écoulement laminaire permet une capacité de refroidissement élevée et uniforme se refroidissant au-dessus de la bande dans le sens latéral. Fig. (III.11) donne une illustration schématique des conditions du refroidissement laminaire des bandes.

Pour le refroidissement laminaire des bandes laminées un dispositif expérimental neuf a été construit au laboratoire de l'université de Freiberg. Le système complet pour la simulation du refroidissement laminaire de l'eau se compose d'un système de refroidissement, un support sur rails, avec une unité de propulsion, et d'une unité pour la mesure et le contrôle. Avec l'équipement utilisé, qui est schématisé dans Fig. (III.12), le refroidissement a lieu des deux côtés de la bande . Mais il est également possible de refroidir d'un côté seulement. Pour un

meilleur transfert thermique dans ces expériences un refroidissement des deux côtés a été choisi.

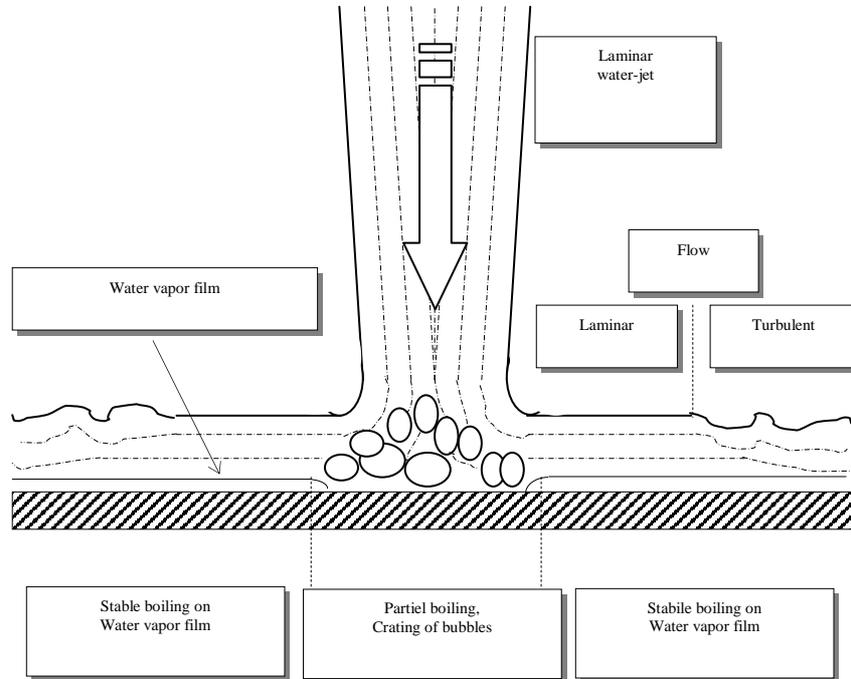


Fig.(III.11) : Illustration schématique des régions du passage local de la chaleur sur la bande chaude au refroidissement laminaire

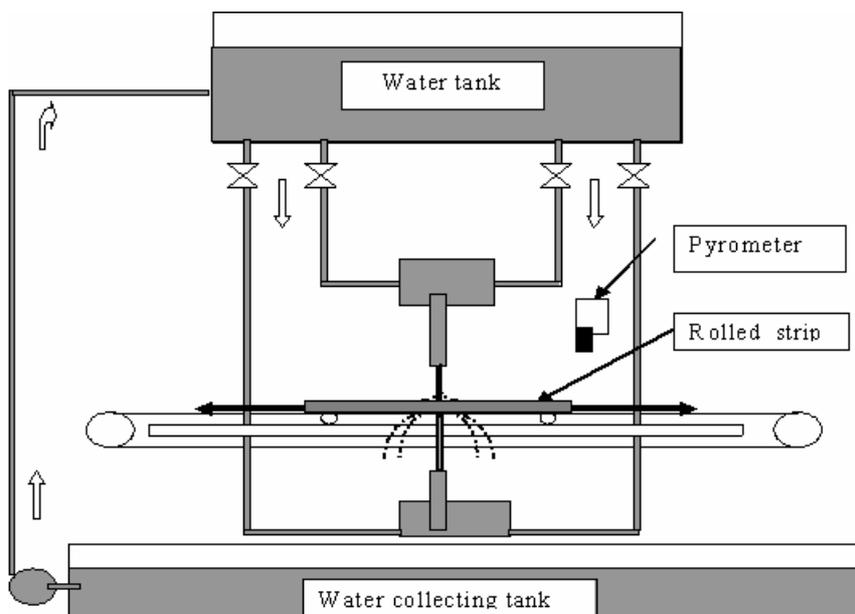


Fig. (III.12) : Schéma de l'équipement de laboratoire utilisé pour le refroidissement laminaire des bandes roulées

Les caractéristiques techniques du dispositif utilisé sont récapitulées dans le **Tableau (III.4)**.

Tableau (III.4) :Caractéristiques techniques du dispositif de refroidissement laminaire utilisé

Plage de refroidissement	1000°C-20°C
Taux de refroidissement	max. 35°C/s
Refroidissent en dessus de la bande	
Section du gicleur	140 x 5mm, 140 x 10mm
Vitesse de sortie de l'eau	max. 3,2m/s
Distance gicleur-bande	50-300mm
Refroidissent en dessous de la bande	
Section du gicleur	120 x 5mm, 100 x 10mm
Vitesse de sortie de l'eau	max. 4m/s
Distance gicleur-bande	50-250mm
Capacité du bac d'eau	400 l

III.2.2.3 Phase de laminage

a) Programme de Laminage (I) et (II)

Fig.(III.13) montre le régime température-temps des deux programmes de laminage avec une annulation du refroidissement pour simuler le bobinage à trois températures différentes. Les résultats de ces premières expériences sont un préalable aux investigations postérieures avec un programme expérimental révisé.

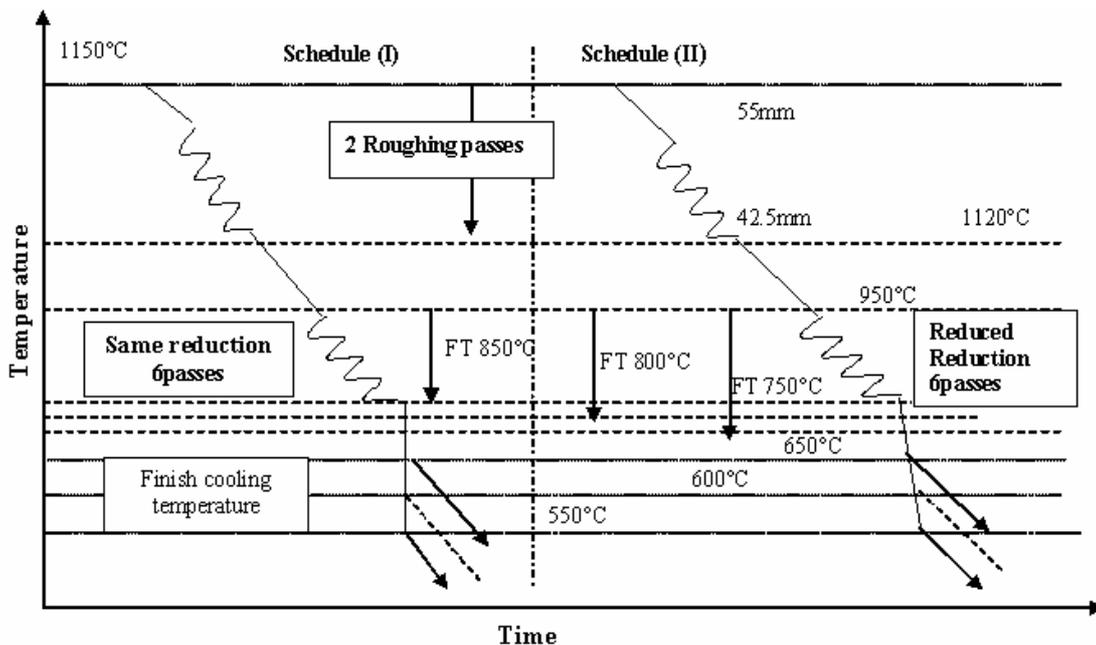


Fig. (III.13) : Régime de température-temps du procédé technologique complet des programmes (I) et (II)

b) Programme de laminage (III)

Après la phase de laminage et l'annulation du refroidissement les bandes ont été maintenues pendant deux heures à la température de bobinage dans un four. Ensuite le four a été débranché et les bandes laissées refroidir pendant une plus longue durées dans le four à 300C. Plus tard elles ont refroidi à la température ambiante en air ambiant. Fig. (III.14) montre graphiquement le régime de température-temps du programme (III) jusqu'à la fin du refroidissement à la température de bobine. En tout la simulation a exigée : 17h52mn20s pour refroidir à 300C et 18h pour atteindre 20°C. Il y a une bonne concordance avec les temps de refroidissement d'une bobine complète à (Elh-ISF).

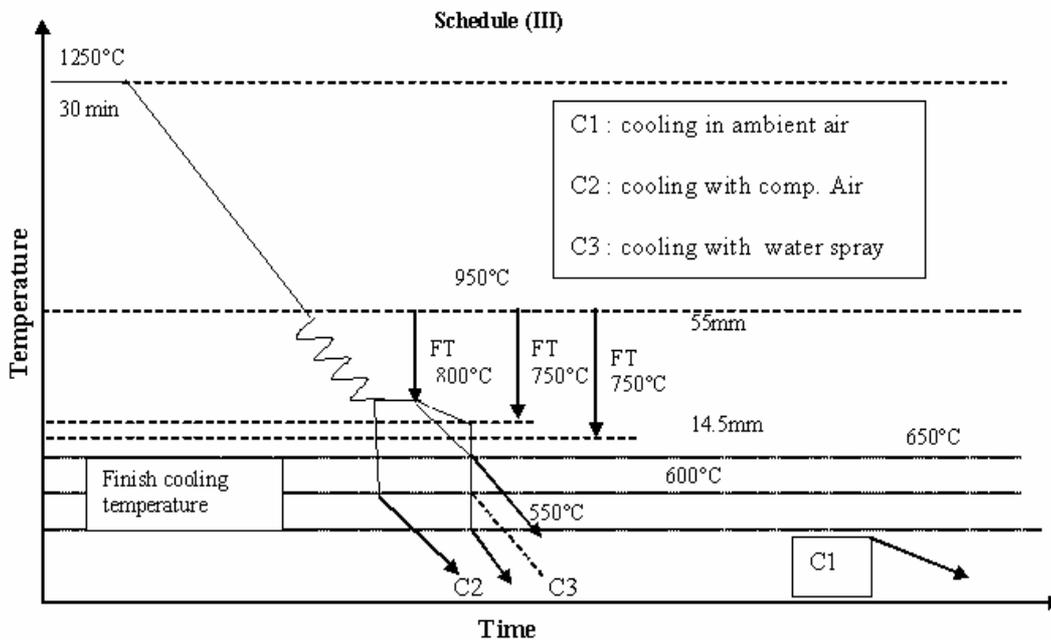


Fig. (III.14) : Régime de Température-temps du procédé technologique complet du programme (III)

c) Programme de laminage (IV)

Au programme de laminage (IV), l'étape de dégrossissage a eu besoin de 90 secondes (refroidissement de la bande après chaque passage en air ambiant), l'étape de finition a eu lieu dans 150 secondes. Le procédé complet de laminage selon ce programme a pris 237secondes. Un refroidissement à l'air pour 50 secondes peut simuler le passage de la brame entre les cages dégrossisseurs et les cages finisseurs. La simulation du refroidissement de bobinage a été finie après 7400s (2 heures se tenant à la température de refroidissement après le laminage de fini) que les bandes ont été extraites du four et après refroidissement à l'air ambiant. Le procédé complet a fini après 11000s à une température de 20°C.(Fig. (III.15)).

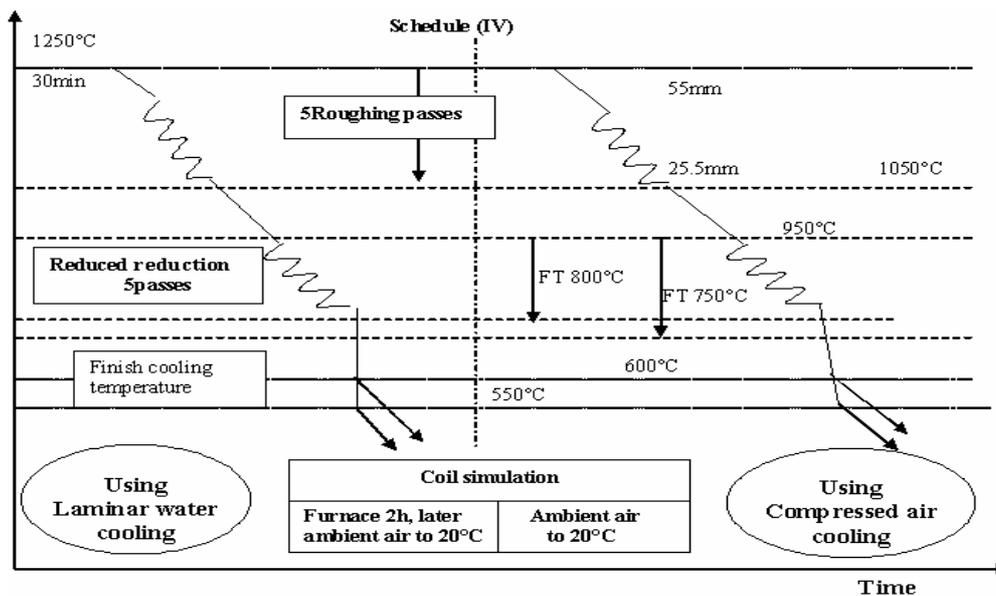


Fig. (III.15) : Régime de Température-temps du procédé technologique complet dans le programme (IV).

III.2.3 Essais de traction et de résilience des bandes laminées

Une fois le procédé de laminage est terminé des échantillons pour les essais de traction et de résilience sont prélevés de chaque bande.

III.2.3.1 Essai de traction

Les principales caractéristiques mécaniques de l'acier des tôles ont été déterminées par des essais de traction quasi-statique à la température ambiante, à l'aide d'une machine de traction uniaxiale de type ZWICK de 200kN. On impose le déplacement de la traverse de manière à obtenir une vitesse de déformation de 10^{-3} s⁻¹. Les éprouvettes schématisées sur la Fig. (III.16) sont prélevées dans le sens du laminage. Le prélèvement à cœur de tôle assure l'homogénéité des propriétés de dureté dans la section de l'éprouvette.

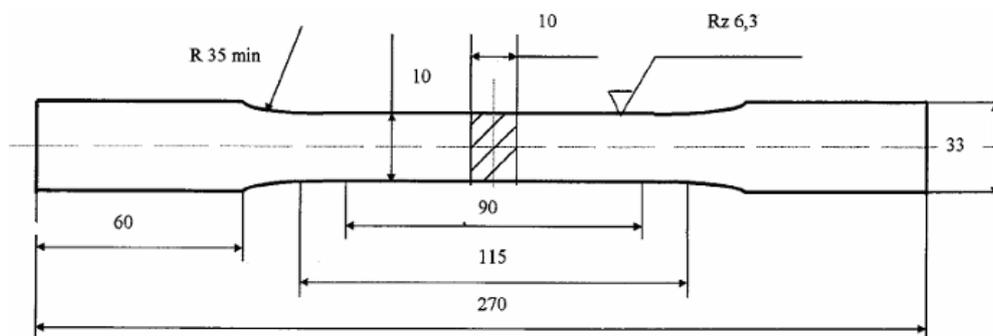


Fig. (III.16) : Epreuve de traction

Les différentes grandeurs relatives à la courbe conventionnelle de traction sont les suivantes : la limite d'élasticité R_e , qui est définie comme la contrainte d'écoulement du matériau à 0.2% de déformation plastique. La résistance à la traction R_m et l'allongement réparti A_r % représentent respectivement la charge et l'allongement relatif atteints au maximum de la courbe de traction.

Ces différentes grandeurs sont mesurées à l'aide d'un extensomètre possédant une base de mesure de 50mm et d'une cellule de charge. Pour leur part, l'allongement total A % et le taux de striction à rupture Z % sont calculés après essai par la mesure de l'allongement de l'éprouvette et de deux sections transversales à rupture.

III.2.3.2 Essai de résilience

La résilience des aciers pour tubes est usuellement appréciée par les essais de rupture par choc CHARPY V et BDWTT. Ces deux essais permettent en outre :

- de s'assurer que la température de transition de l'acier est suffisamment basse pour éviter la rupture fragile en service,
- d'assurer un niveau de résilience minimum dans le domaine ductile pour éviter la propagation de fissure sur de grandes distances.

Les deux essais suivent le même principe : on procède à la rupture par choc à différentes températures d'éprouvettes de flexion trois points normalisées (Figs. (III.17) et (III.18)). La mesure de l'énergie de rupture permet de tracer une courbe de transition entre la rupture fragile rencontrée à basse température et la rupture ductile. L'observation du faciès permet d'évaluer la proportion des ruptures fragile et ductile survenues. Une quinzaine d'éprouvettes environ sont nécessaires pour établir une telle courbe de transition.

L'essai BATTELLE a été développé afin de mieux représenter les conditions de service que subira le matériau :

- l'éprouvette est prélevée en pleine épaisseur de tôle contrairement à l'ébauche CHARPY V qui possède une épaisseur fixe de 10 mm.
- la rupture de l'éprouvette BATTELLE reproduit le mode de cisaillement observé lors de l'éclatement de gazoducs.

La résilience est définie comme la valeur de l'énergie de rupture au niveau du palier ductile, c'est-à-dire généralement dès la température ambiante. La température de transition TK 28J

est définie pour l'essai CHARPY comme étant celle où une énergie de rupture de 28 J est mesurée. Pour les essais BDWTT, la température de transition FATT est celle où le taux de cristallinité du faciès est évalué à 15 %.

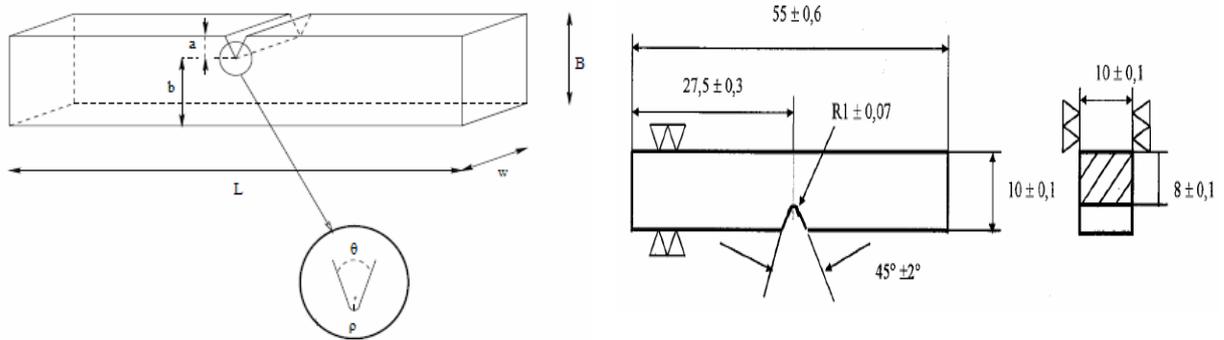


Fig. (III.17) : Eprouvette Charpy V

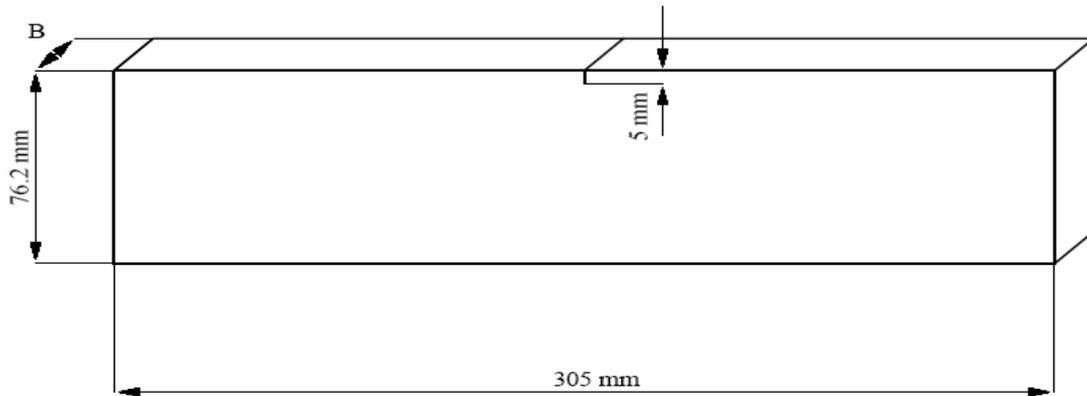


Fig. (III.18) : Eprouvette BDWTT (B : épaisseur de tôle)

○ *Principe de l'essai Charpy*

Le but de l'essai Charpy, nommé essai de flexion par choc Charpy, est de mesurer la résistance d'un matériau à une sollicitation dynamique. Pour cela, une éprouvette entaillée est posée sur deux appuis et est rompue sous l'action du marteau d'un pendule qui vient la solliciter en son centre sur la face opposée. La grandeur obtenue est une énergie qui est la différence entre l'énergie initiale et finale du pendule. Après correction des pertes dues au frottement, on obtient l'énergie nécessaire à la déformation et à la rupture de l'éprouvette, (ET), dont on déduit la résilience KCV, qui est l'énergie de la rupture, (ET), divisée par la section nominale au droit de l'entaille. Cette grandeur s'exprime en Joules par cm^2 . La résilience n'est pas une grandeur intrinsèque du matériau, elle est fonction de la géométrie de l'entaille.

L'énergie de rupture (ET) est représentée par l'expression suivante :

$$E_T = P_M * h_i - P_M * h_f - E_{\text{frot}} - E_{\text{appuis}} - E_{\text{cin}} \quad [\text{III.6}]$$

Avec,

h_i : Hauteur initiale du marteau,

h_f : Hauteur finale du marteau,

E_{frot} : Energie absorbée par le frottement du pendule,

E_{appuis} : Energie absorbée par la déformation des appuis,

E_{cin} : Energie cinématique absorbée par l'éprouvette,

P_M : Poids (marteau + bras).

o *Mouton pendule de Charpy*

Le mouton pendule Charpy se compose d'un couteau fixé sur un marteau qui oscille dans un plan vertical autour d'un axe. Une partie de l'énergie emmagasinée dans la chute du pendule est utilisée pour rompre l'éprouvette. Le centre de gravité du pendule est toujours très voisin de l'arête du couteau du pendule, Fig. (III.19). Pour exécuter l'essai Charpy, le couteau est écarté de la verticale d'une hauteur h_0 correspondant à une énergie de départ (en général proche de $W_0 = 300$ joules). On libère le couteau, qui dans sa chute, en passant à la verticale, rompt l'éprouvette. On mesure alors la hauteur h_1 à laquelle remonte le pendule pour calculer l'énergie non absorbée W_1 . L'énergie absorbée par l'éprouvette est représentée par la différence $W_0 - W_1$.

Avec, $W_0 = P_M * h_i$ et $W_1 = P_M * h_f$. [III.7]

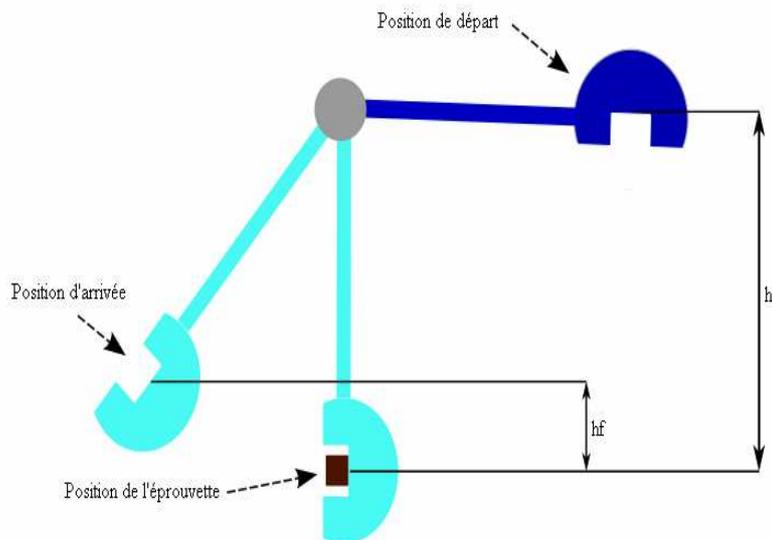


Fig.(III.19) : Représentation du mouton pendule de Charpy et hauteurs à prendre en compte pour le calcul de l'énergie absorbée.

○ Critère énergétique pour déterminer la ténacité à partir d'essai Charpy

La ténacité est proportionnelle au travail surfacique de rupture. Ce travail surfacique est défini comme étant le travail de rupture U_c par unité de surface au ligament $w.b$ (w est la largeur de l'éprouvette, b le ligament). Ce travail surfacique de rupture est précisément la résilience.

$$KCV = U_c / wb \quad \text{[III.8]}$$

La ténacité, à l'amorçage, est définie par Turner [40] :

$$J_{Ic} = \eta U_c / wb = \eta KCV \quad \text{[III.9]}$$

Les valeurs de η sont déterminées par deux méthodes :

- Formule ASTM 813.81 (Norme Américaine) : $\eta = 2 + (0.522 b/w)$ [III.10]

- Formule BS (Norme Britannique): $\eta = 1.97 + (0.518 b/w)$ [III.11]

b : Taille du ligament d'échantillon,

w : Largeur d'échantillon.

Le facteur de proportionnalité η est généralement calculé pour des essais réalisés sur des éprouvettes fissurées (rayon d'entaille nul). Dans le cas d'essais Charpy, il convient de tenir compte de l'influence du rayon d'entaille. Cette influence sur le coefficient η a été étudiée numériquement par modélisation de type éléments finis, en particulier pour les matériaux dont la loi de d'écrouissage suit le modèle de Ludwick [40], Fig.(III.20).

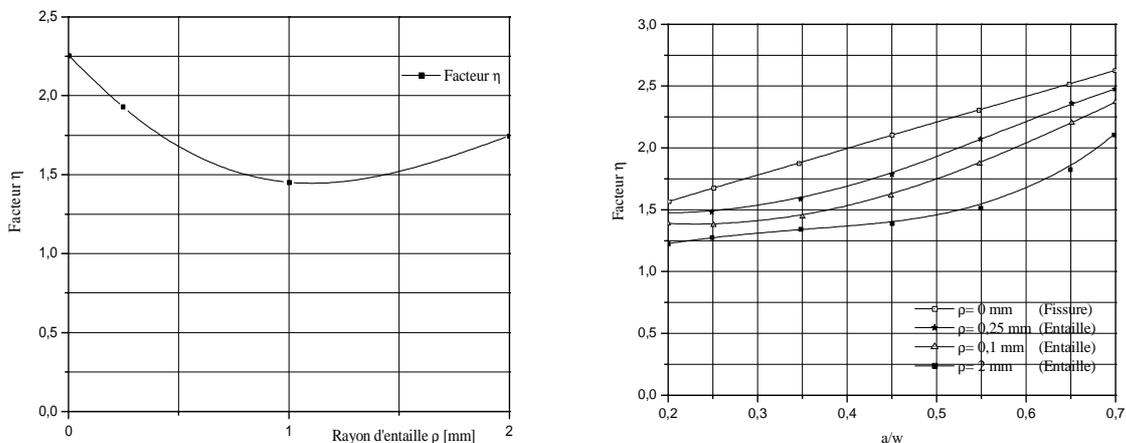


Fig.(III.20) : Evolution du coefficient η avec le rayon d'entaille [41] et la profondeur relative [42] (cas d'une éprouvette Charpy V).

La ténacité K_{Ic} varie en fonction de l'énergie absorbée pour l'éprouvette Charpy V normalisée. Les essais ont été réalisés de façon statique. On remarque que la ténacité K_{Ic} augmente linéairement avec l'énergie absorbée par l'éprouvette Charpy V, Fig. (III.21).

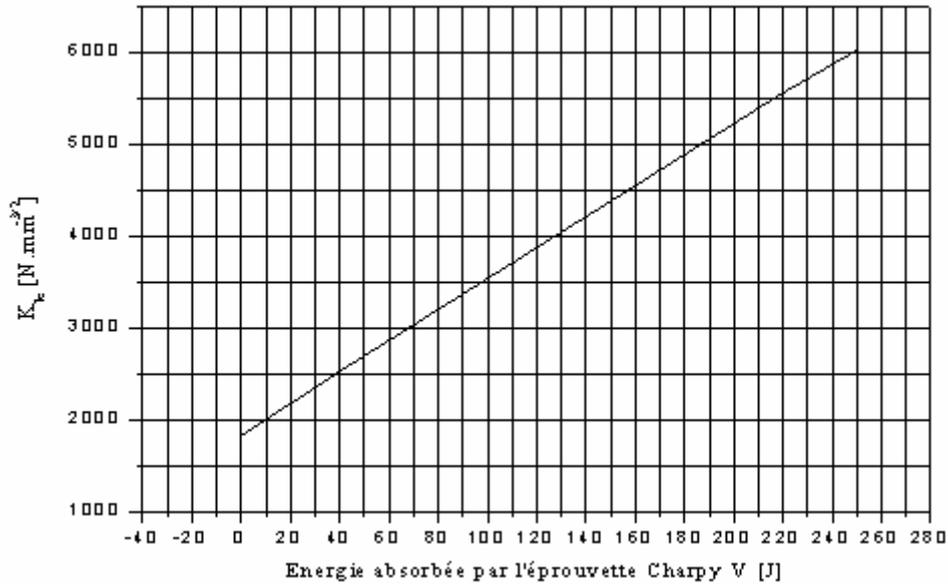


Fig. (III.21) : Facteur d'Intensité de Contrainte K_{Ic} , en fonction de l'énergie absorbée par l'éprouvette Charpy V [43]

III.3 Résultats et discussion

III.3.1 Résultats de l'analyse thermomécanique du matériau

III.3.1.1 *Echauffement-refroidissement et dilatométrie*

Pour définir les conditions d'essai du test de dilatométrie (vitesses de chauffage et de refroidissement) relatives à cet acier, les échantillons sont chauffés jusqu'à 1200°C, puis refroidis à l'air libre. Ces premiers essais nous a permis de situer les points de transformation (Ac_1 : 715 °C, Ac_3 : 845°C, Les transformations de phases au cours du test de dilatométrie sont accompagnées d'une augmentation de volume.

Un refroidissement lent de l'acier X60 a conduit à la transformation gamma en ferrite. Il s'agit de la transformation perlitique Fig. (III.22-a). Un refroidissement moyennement rapide et rapide a provoqué un dédoublement du point de transformation (perlite + bainite), Fig. (III.22 -a, -b et -c). Les courbes de dilatométrie nous ont permis de déterminer les points de transformations pour chaque condition de refroidissement.

La déformation de l'austénite avant transformation a un effet sur la transformation de phase. Alors pendant la déformation, il y avait une introduction d' un grand nombre de défauts, qui conduisent à une multiplication des emplacements de nucléation, accélèrent donc la transformation de ferrite et retardent les transformations perlitiques et bainitiques Figs.(III.23-a, -b et -c).

Selon le Tableau (III.5) et (III.6), la dureté augmente avec le changement de la phase qui est due à son tour à l'augmentation de la vitesse du refroidissement.

Tableau (III.5) : Résultats d'essai de dilatométrie sans déformation (F :ferrite, P : perlite, B :bainite).La température d'Austénitisation :1150C, le temps de maintien: 5minutes, vitesse de réchauffement:0.5 °C/S

Numéro.	Taux de Refroidissement [°C/s]	Structure [%]	Dureté (Hv2)
1	0.25	F 77.89 P 20.02	161.7
2	0.35	F 67.15 P 20.39 B 12.46	175.9
3	0.50	F 77.71 P 19.09 B 03.20	179.2
4	1.00	F 57.77 P 8.74 B 33.49	203.0

Tableau (III.6) : Résultats d'essai de dilatomètre avec la déformation (F :ferrite, P : perlite, B :bainite). La température d'Austénitisation :1150°C, tenant le temps : 5 minutes : vitesse de réchauffement 0.5 °C/S, vitesse de refroidissement avant déformation :0,35°C/S, la température de déformation :950°C, taux de déformation : 20%.

Numéro.	Taux de Refroidissement [°C/s]	Structure [%]	Dureté (Hv2)
5	0.25	F 85.16 P 14.84	152.8
6	0.35	F 83.36 P 16.64	146.3
7	0.50	F 77.73 P 19.57 B 01.35	174.7
8	1.00	F 72.55 P 18.34 B 09.11	183.8

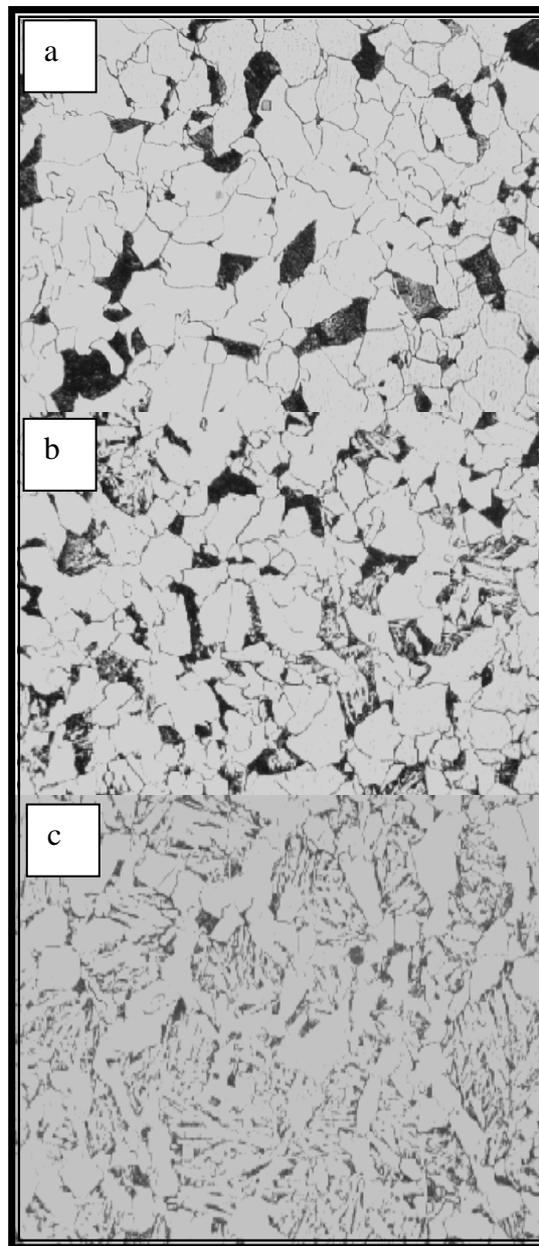


Fig. (III.22): température d'austénitisation: 1150°C, temps de maintien: 5 minutes, vitesse de réchauffement: 0.5 °C/s. G=500x

a. Structure 77.98% Ferrite, 22.02% Perlite, vitesse de refroidissement: 0,2 °C/s.

b. Structure: 77.71% Ferrite, 19.09% Perlite, et 3.2% Bainite, vitesse de refroidissement: 0.5°C/s.

c. Structure: 57.77% Ferrite, 8.74% Perlite, et 33.49% Bainite, vitesse de refroidissement: 1°C/s.

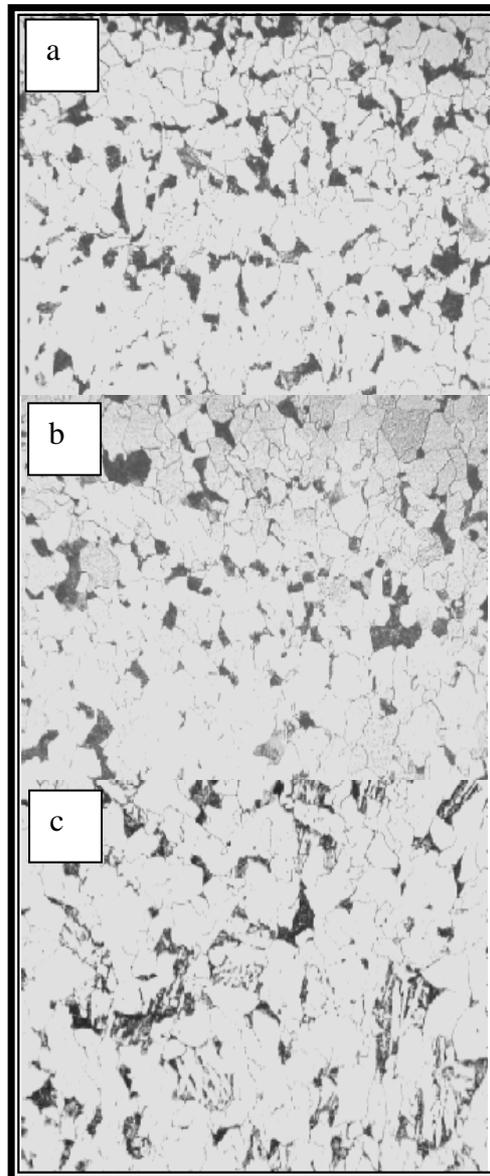


Fig. (III.23): Température d'austénitisation: 1150°C, temps de maintien: 5 minutes, vitesse de réchauffement: 0.5 °C/s. G=500x, vitesse de refroidissement avant déformation: 0,35°C/S, température de déformation: 950°C, taux de déformation: 20%.

a. Structure: 83.36% Ferrite, 16.64% Perlite, vitesse de refroidissement après déformation: 0.35°C/S.

b. Structure: 85.16% Ferrite, 14.84% Perlite, vitesse de refroidissement après déformation: 0.2°C/S.

c. Structure: 72.55% Ferrite 9.11 Perlite, 18.34 Bainite, vitesse de refroidissement après déformation: 1°C/S.

III.3.1.2 Essai de torsion

a) Facteurs thermomécaniques

Les résultats des essais de torsion sont des courbes d'écoulement, qui montrent les rapports entre la contrainte et la déformation. D'autres facteurs importants sont la température et le taux de déformation. Du nombre de rotations nous pouvons déduire le comportement de la déformation du matériau vérifié aux conditions de déformation. Les variations de la contrainte en fonction de la déformation, la vitesse de déformation et la température, doivent être trouvées pour chaque production d'un nouvel acier par des essais de torsion ou parfois par des essais de compression. Les essais de torsion donnent des courbes d'écoulement à des températures entre 1150 et 700°C et aux vitesses de déformation entre 0.2 et 5s⁻¹.

Figs. (III.24) à (III.26), exposent les résultats de la torsion du matériau d' (Elh-ISF). Nous observons comment la limite élastique dépend la plupart du temps de la température. Mais avec l'augmentation de l'angle de déformation la contrainte réduit encore, jusqu'à la rupture de l'échantillon. En détail, les phénomènes qui produisent ce comportement, ont été décrits au chapitre II (voir paragraphes : II.2).

Après détermination expérimentale des courbes d'écoulement, une recherche des modélisations mathématiques décrivant le comportement est nécessaire. Les modèles mathématiques retenus devraient être employés pour prévoir les forces de laminage, les couples, la puissance d'énergie... etc., dans (Elh-ISF), (Voir annexe A).

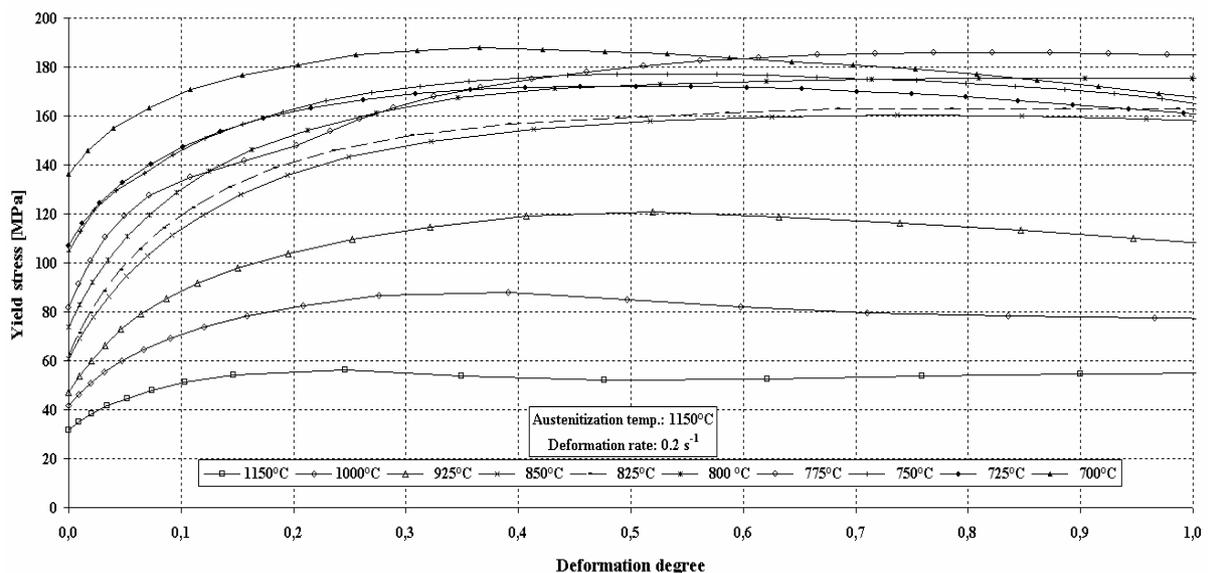


Fig. (III.24) : Courbes des contraintes d'écoulement pour une vitesse de déformation : 0.2s⁻¹

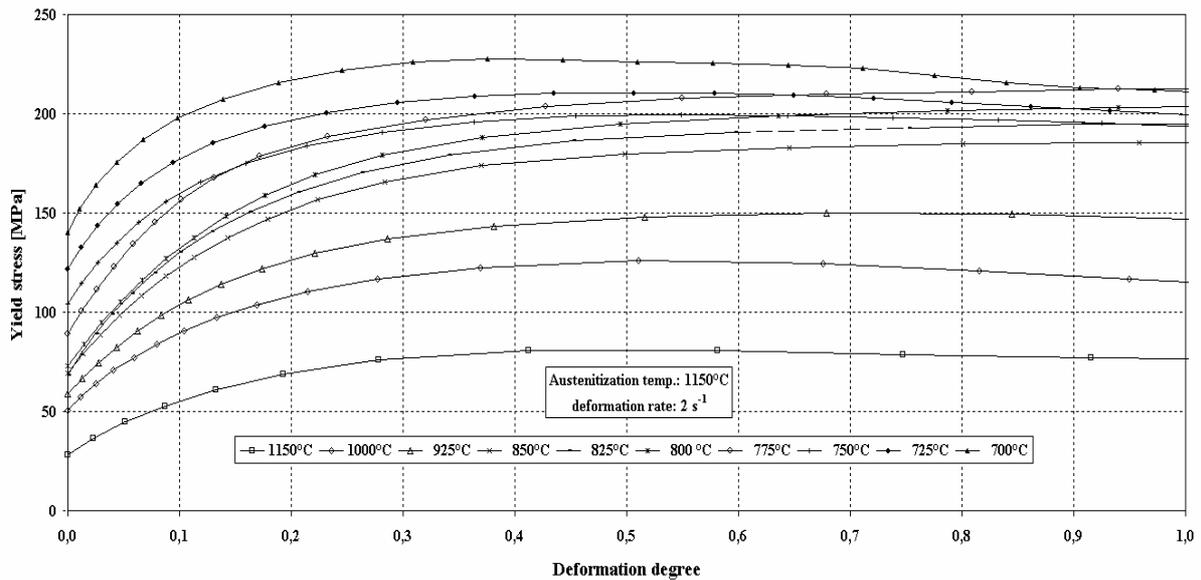


Fig. (III.25) : Courbes des contraintes d'écoulement pour une vitesse de déformation : 2 s^{-1}

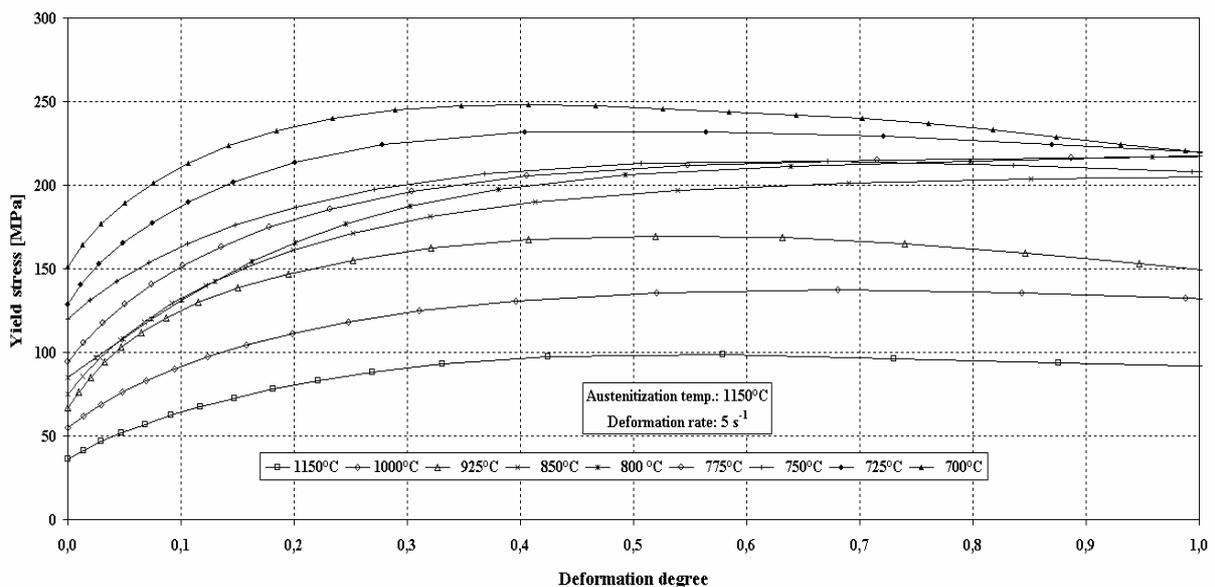


Fig. (III.26) : Courbes des contraintes d'écoulement pour une vitesse de déformation : 5 s^{-1}

b) Influence de la température et du taux de déformation

Selon ces courbes, on constate que le niveau de la contrainte augmente quand la vitesse de la déformation augmente Fig.(III.27), ou quand la température diminue Fig. (III.28). Il est d'autre part significatif d'observer que la déformation nécessaire pour atteindre le maximum de la contrainte (début de la recristallisation dynamique) est très sensible au taux de déformation Fig. (III.27) et à la température de transformation Fig. (III.28).

Pour la température $T = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, ce mouvement de déformation de $\dot{\varphi} = 0.5$ pour $\dot{\varphi} = 0.2 \text{ s}^{-1}$ au $\dot{\varphi} = 0.8$ pour $\dot{\varphi} = 5 \text{ s}^{-1}$. Cette remarque est significative du point de vue pratique ; parce qu'elle prouve que dans les conditions de la déformation des bandes laminées à chaud (régime de déformation élevé), les réductions imposées à chaque passe ne seront pas en général assez significatives avant le commencement de la recristallisation dynamique. Le début de la recristallisation dynamique peut avoir lieu quand les réductions successives s'accumulent en absence de la recristallisation statique entre les passes.

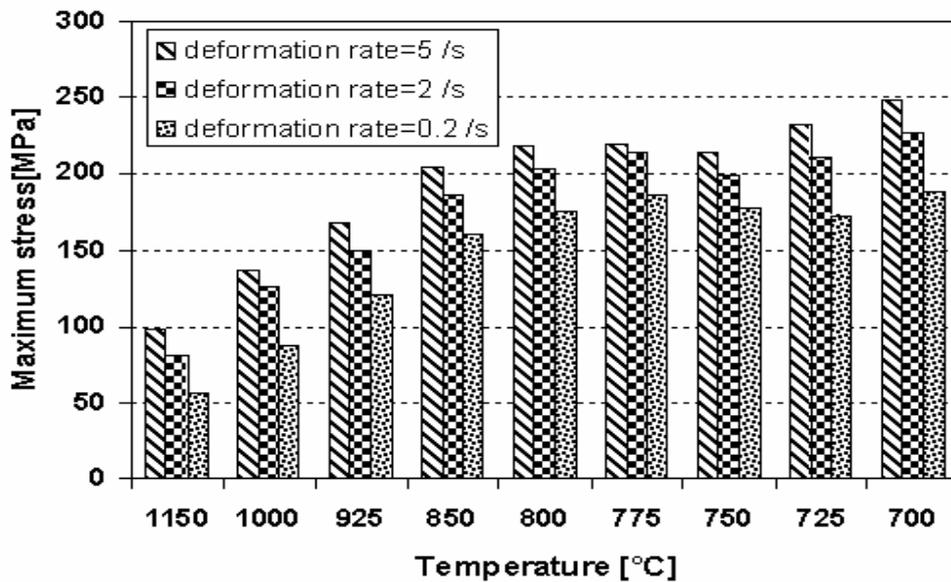


Fig. (III.27) : Développement de la contrainte maximale en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation

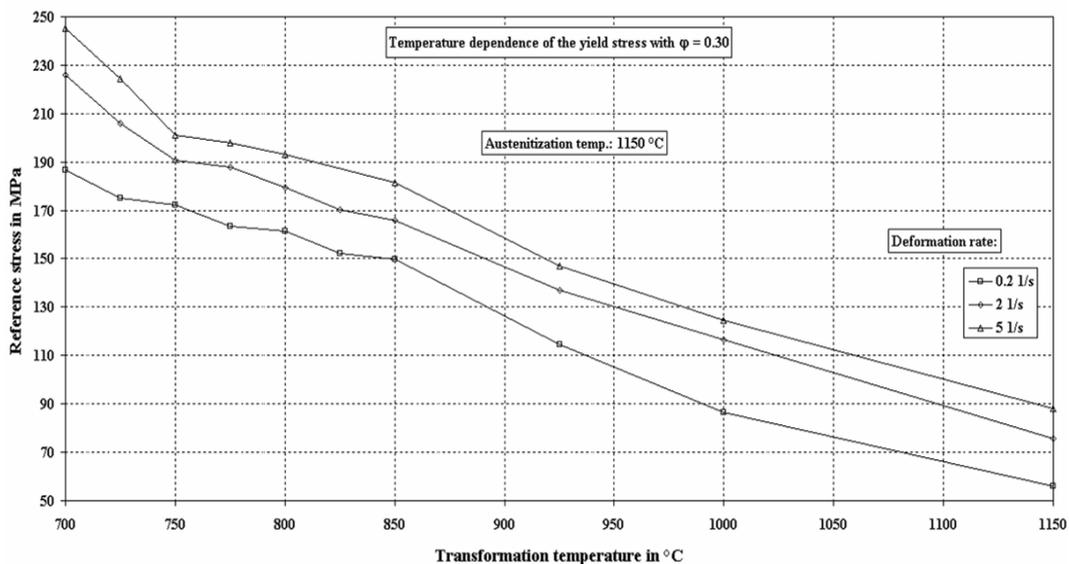


Fig. (III.28) : Développement de la contrainte maximale en fonction de la température pour une déformation $\varphi=0.3$

III.3.2 Résultats de la simulation de laminage

III.3.2.1 Les propriétés mécaniques

La température de réchauffage, le taux de réduction, les programmes de laminage, la température de déformation, le temps d'inter-passe, la température de fin de laminage et la vitesse de refroidissement sont des paramètres importants du processus de laminage contrôlé, qui affectent la résistance et la ténacité du produit laminé [25]. Les propriétés mécaniques de chaque bande laminée ont été déduites à partir de deux à trois éprouvettes de traction. Le spécimen de traction plat DIN 50 125 - E 10x25x90 a été employé. Dans les essais de résilience, des éprouvettes de l'essai de choc entaillées en V, (ISO-V DIN 50 125) ont été employées (des dimensions 50x10x10mm³, section examinée 10x8mm²).

○ Programmes (I) et (II)

L'essai de traction a été obtenu à la base de la moyenne des mesures de trois éprouvettes prélevées de chaque bande dans la direction transversale.

Le [Tableau \(III.7\)](#) présente le maximum, le minimum et la moyenne des résultats des essais de traction des bandes laminées au laboratoire, comparés à la norme API 5L et aux résultats de presque 450 bandes réalisés à (ELh-ISF). Ces valeurs remplissent toutes les demandes de la norme API 5L. La plupart des valeurs sont meilleures par rapport aux résultats trouvés à (ELh-ISF) [1].

Tableau (III.7) : Comparaison entre les demandes de la norme API 5L, les mesures effectuées à (ELh-ISF) et au laboratoire.

		Maximum	Minute	Moyen
Re (MPa)	Laboratoire	539	500	521
	(ELh-ISF)	576	404	499
	Norme API 5L	-	413	
Rm (MPa)	Laboratoire	636	588	613
	(ELh-ISF)	729	566	634
	Norme API 5L	-	517	-
Re/Rm	Laboratoire	0.855	0.840	0.85
	(ELh-ISF)	0.92	0.62	0.78
	Norme API 5L	-	0.79	
A (%)	Laboratoire	27	25	26
	(ELh-ISF)	30	18	24
	Norme API 5L	-	20	

La résistance à la traction R_m a atteint des valeurs au-dessus de 575 MPa (minimum exigé par la norme 517MPa), mais au-dessous de celles de (Elh-ISF). Une limite élastique à une seule exception est toujours au-dessus de 500MPa (Norme 413MPa). Au sujet de ces valeurs, elles sont la plupart du temps meilleures, et présentes une bonne corrélation entre Re et R_m . L'élongation A était entre 25% et 29% (Norme 20%).

L'amélioration des valeurs des essais de traction peut être due à la réduction de la température de bobinage par rapport à (Elh-ISF). La température de bobinage a un effet considérable sur les propriétés mécaniques, qui peut être accentué par la variation de la température des programmes de laminage juste par simple variation de la température de fin de laminage. Les Figs. (III.29) à (III.31) montrent l'influence directe des conditions de laminage sur les résultats des essais de traction des bandes étudiées. Les bandes laminées ont été arrangées selon la température de bobinage.

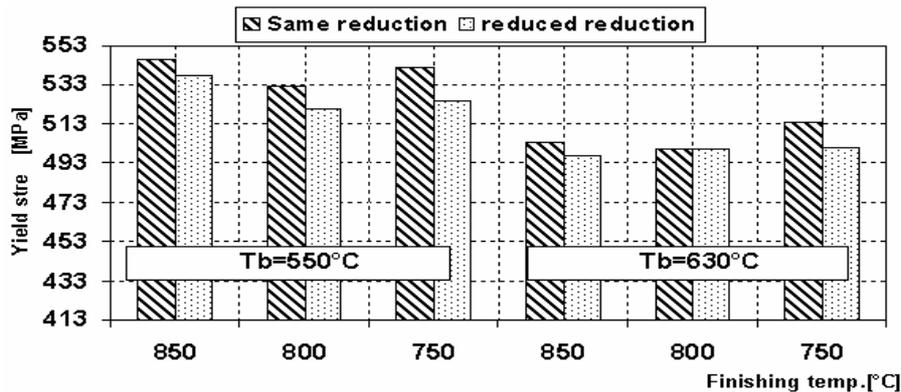


Fig. (III.29) : Limite élastique pour les programmes de roulement (I) et (II).

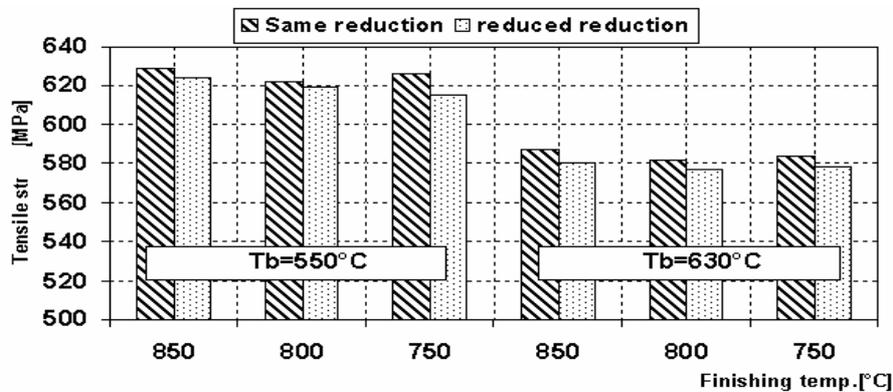


Fig. (III.30) : Résistance à la traction pour les programmes de roulement (I) et (II).

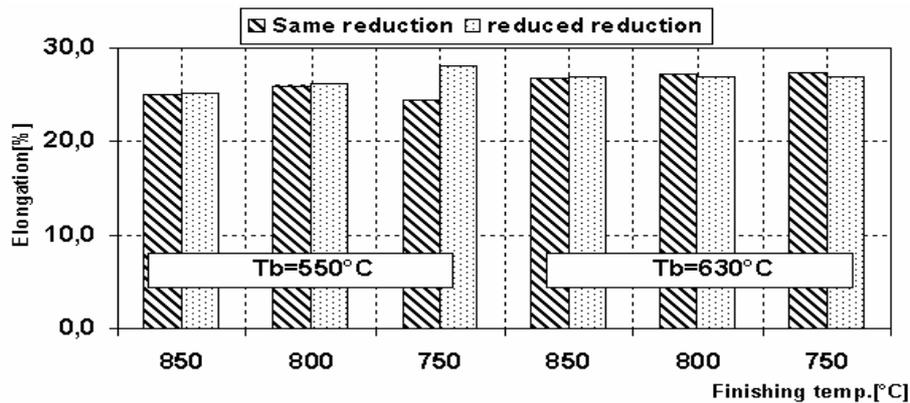


Fig. (III.31) : Élongation pour les programmes de roulements (I) et (II).

Nous identifions une concordance directe entre la température de bobinage et les propriétés mécaniques. Une diminution de la température de bobinage de 630°C à 550°C améliore les valeurs de Rm, mais influe un peu sur l'élongation, particulièrement au-dessous de 600°C. Cette réduction a apporté des améliorations de (6.7%) sur la résistance à la traction Rm de 590MPa à 620MPa, et (7%) sur la limite élastique de 500 MPa à 535MPa. L'élongation a montré une légère réduction presque de 4% à 6% particulièrement au-dessous de 600°C.

Ces deux programmes ont pour but l'étude de l'influence des taux de déformation sur les propriétés finales des produits. Le programme (I) (même réduction chaque passe) a apporté des valeurs mieux, que le programme (II) (Réduction de la déformation entre les passes). C'est un résultat de la microstructure, car au programme (I) nous avons eu une déformation dans la 7^{ème} passe de 14.1% et la même de 14.3% dans la 8^{ème} passe, et le programme (II) a eu de plus petites réductions de 10.8% respectivement 9.1% dans les deux dernières passes.

○ Programme (III)

Un résumé des propriétés mécaniques des bandes Laminées selon le programme (III) est montré dans Tableau (III.8). On peut remarquer que la limite élastique de toutes les bandes laminées satisfait les conditions de la norme API 5L pour l'acier X70 (482MPa) dont nous visons la production par les programmes (III) et (IV), et que les conditions de ce programme n'ont pas affecté les propriétés mécaniques substantiellement. La résistance à la traction Rm est également dans la gamme de la norme API 5L (ici 565MPa).

Les conditions de laminage ont affecté moins la résistance à la traction, mais particulièrement aux basses températures de fin de laminage et de bobinage nous voyons des valeurs plus élevées. Seulement deux bandes roulées avec une température de finition de

800°C, refroidie par l'air ambiant ou air comprimé à une température de bobinage de 600°C présentent un allongement dans la gamme de la norme API 5L. Les autres valeurs, qui résultent d'un refroidissement avec le jet d'eau, étaient hors norme. Ce résultat nous mène à poser la question : est-ce que l'allongement ne dépend pas seulement des températures de fin de laminage et de bobinage, mais aussi du type de refroidissement ?

Tableau (III.8) : Les propriétés mécaniques des bandes laminées selon le programme (III)

Bande N	Temp.(C)		Refroidisseme	Re	Rm	A (%)	Z (%)
	(Tf)	(Tb)	nt avec	MPa	MPa		
III 1/2	800	600	Air	488	572	25.75	40.1
III 3/4	800	600	Air comprimé	518	610	25.5	41.9
III 17/18	800	650	Jet d'eau	517	605.5	18.75	42.2
III 11/12	800	600	Jet d'eau	515	614	16.0	42.7
III 5/6	800	550	Jet d'eau	519	622	17.0	44.7
III 19/20	750	650	Jet d'eau	509	612	18.5	43.8
III 13/14	750	600	Jet d'eau	520	620	18, 25	42.5
III 7/8	750	550	Jet d'eau	522	626	19, 25	44.4
III 21/22	700	650	Jet d'eau	516	626	18.0	47.8
III 15/16	700	600	Jet d'eau	520	628	19.0	44.1
III 9/10	700	550	Jet d'eau	524	638	17, 5	42.9

Si nous examinons les différents systèmes de refroidissement (air ambiant, air comprimé, jet d'eau et refroidissement par l'eau à écoulement laminaire), le refroidissement par jet d'eau présente un problème. La bande refroidie réchauffée encore après la fin du refroidissement, et que la température réelle après refroidissement était plus haute que prévue. Les autres systèmes de refroidissement, particulièrement le refroidissement laminaire, montrent également un réchauffement, mais d'une valeur beaucoup plus petite.

Par les températures réduites de bobinage les propriétés mécaniques s'améliorent. Les meilleures valeurs de Re et de Rm ont été trouvées à une température de fin de laminage de 700°C et à une température de bobine de 550°C. Le rapport Re/Rm semble trouver des valeurs plus basses à plus basses températures de fin de laminage ce qui signifie, que cette température affecte plus Rm que Re .

Pour la ténacité, seulement des échantillons longitudinaux ont été examinés dans une gamme de température entre 20°C et -30°C. Figs. (III.32) à (III.34) montrent les valeurs moyennes de la résilience après le programme (III) à toutes les températures d'essai. Comme prévu, la ténacité présente des valeurs plus élevées à 20°C, et une détérioration aux basses températures.

Le refroidissement avec de l'air comprimé ou ambiant a porté les meilleurs résultats, et la pulvérisation de l'eau a montré la plus mauvaise ténacité.

En outre une basse température d'essai n'affecte pas beaucoup les rapports de la ténacité après refroidissement par jet d'eau et de l'air comprimé. Les demandes de la norme API 5L (65J;-30°C) ont été accomplies par le programme (III). L'influence des températures de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à 20, 0 et -30°C est illustrée dans les Figs. (III.32) à (III.34). Ces valeurs varient dans de petites marges

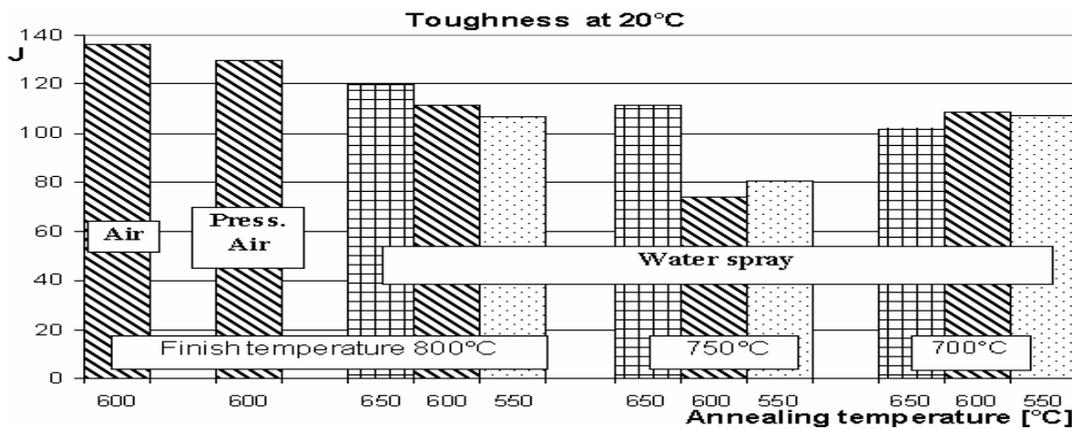


Fig. (III.32): Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à 20°C

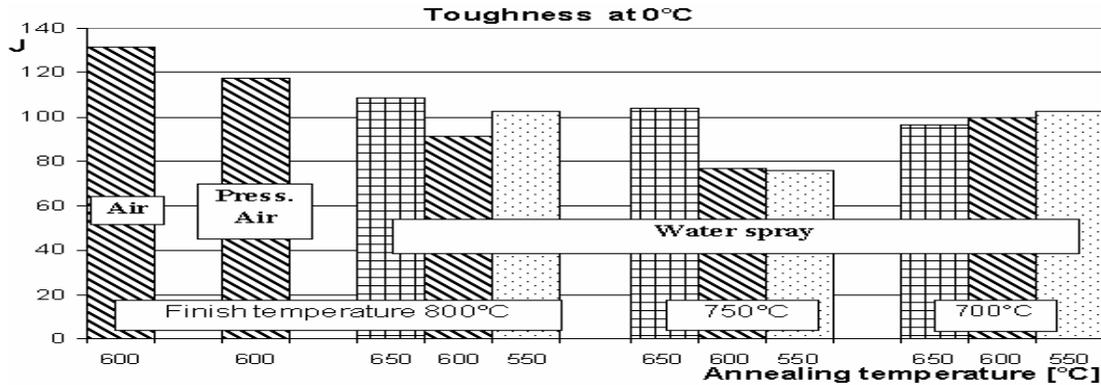


Fig. (III.33): Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à 0°C

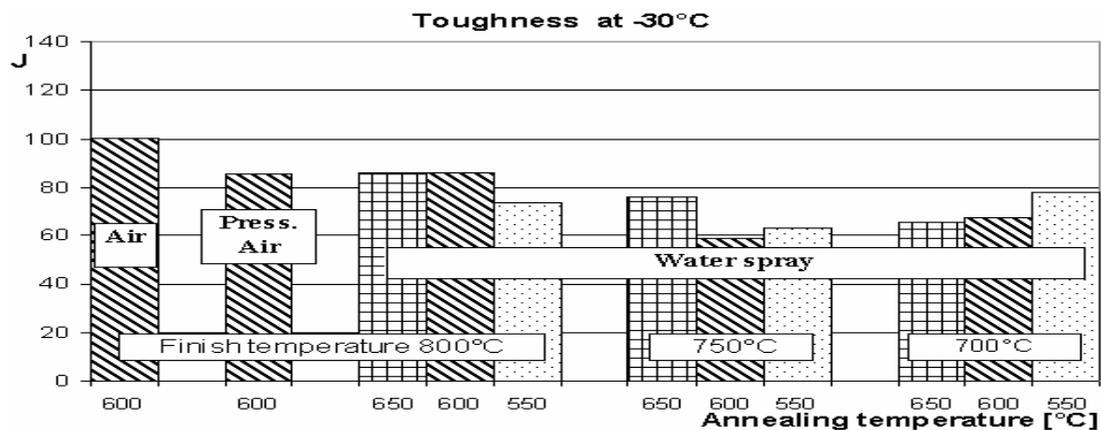


Fig. (III.34): Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la ténacité à -30°C

○ *Programme (IV)*

Le programme de laminage (IV) a été exécuté à des températures de fin laminage de 800C et 750C, en utilisant deux systèmes de refroidissement : par l'eau laminaire ou par l'air comprimé, qui mènent aux températures de bobinage de 600°C et de 550°C. Particulièrement le système de refroidissement par eau laminaire a été conçu pour simuler les conditions réelles de laminage de (Elh-ISF) aussi étroitement que possible. Les conditions de laminage, de refroidissement réalisées et les propriétés mécaniques trouvées sont illustrées dans les Figs. (III.35) à (III.37). Si nous récapitulons toutes les caractéristiques dans Tableau (III.9), indépendamment du laminage et des températures de refroidissement, nous trouvons particulièrement pour la résistance à la traction, des valeurs plus élevées de 6% après le refroidissement par l'eau laminaire par rapport au refroidissement avec de l'air comprimé. Presque les mêmes rapports montrent la limite élastique. Ceci devrait être un résultat du régime de refroidissement plus élevé (3,6°C/s après refroidissement avec l'air comprimé et 50°C/s après le refroidissement laminaire). Autrement dit la méthode de refroidissement la plus efficace est le refroidissement par de l'eau laminaire, qui porte également les meilleurs résultats des propriétés mécaniques.

Tableau (III.9) : Les propriétés mécaniques des bandes laminées selon le programme (IV)

Bande N°	Température (°C) (Tf)	Température (°C) (Tb)	Refroidissement avec	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
IV1	800	611	L'eau laminaire	554.2	652	25
IV 7	800	570	L'eau laminaire	554.2	691.7	24.5
IV 11	750	606	L'eau laminaire	563.5	676	26.5
IV 16	750	564	L'eau laminaire	562.5	685.4	25
IV 2	800	606	L'eau laminaire	550	689.6	28
IV 13	750	620	L'eau laminaire	556.2	660.4	25
IV 3	800	611	Air Comprimé	541.7	641.7	26
IV 6	800	570	Air Comprimé	560.4	687.5	26
IV 12	750	606	Air Comprimé	543.7	646.7	26.5
IV 18	750	564	Air Comprimé	564.6	669.8	28
IV 4	800	606	Air Comprimé	538.5	649	26
IV 9	800	540	Air Comprimé	541.7	653.1	24.5
IV 14	750	620	Air Comprimé	543.8	649	27
IV 19	750	545	Air Comprimé	545.8	645.8	25

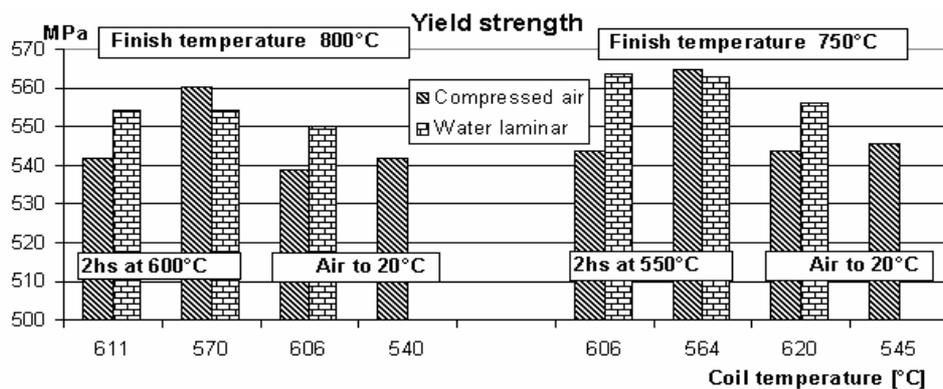


Fig. (III.35) : Influence de la température de fin de laminage et de bobinage sur la limite élastique après le refroidissement par l'eau laminaire et l'air comprimé.

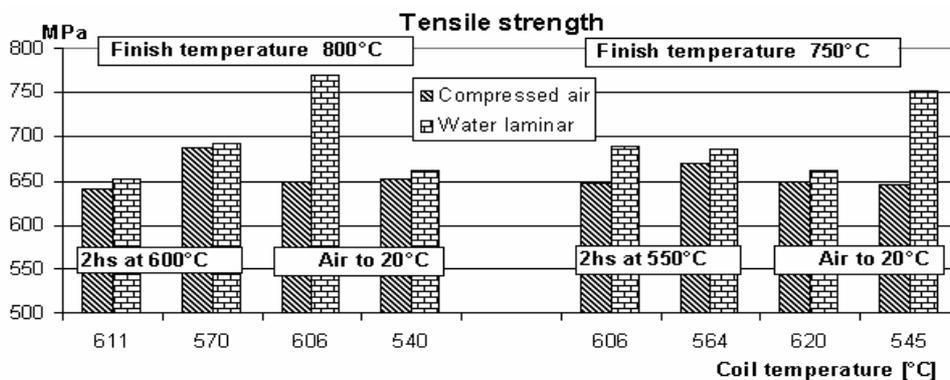


Fig. (III.36) : Influence de la température de fin laminage et de bobinage sur la résistance à la traction après le refroidissement par l'eau laminaire et l'air comprimé.

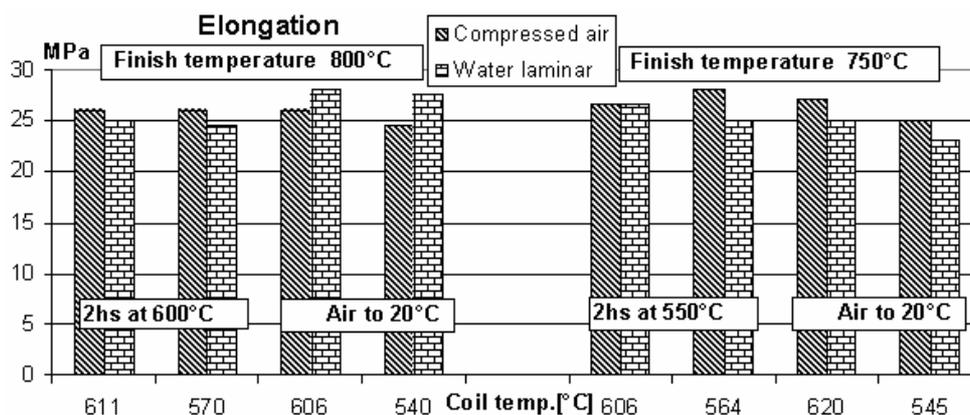


Fig. (III.37) : Influence de la température de fin laminage et de bobinage sur l'allongement après le refroidissement par l'eau laminaire et l'air comprimé.

Les essais de résilience, comme ceux dans le programme (III), ont été effectués sur des échantillons longitudinaux aux températures d'essai de 20°C, 0°C et -30°C.

Les résultats sont assemblés dans les Figs. (III.38) et (III.39). La ténacité trouvée a accompli la demande entière de la norme API 5L, indépendamment de la technique de laminage et de refroidissement. Comme déjà Vu aux anciens résultats, une détérioration de la ténacité est remarquable après une température de finition de 750°C et une température de bobine de 550/545°C pour les deux systèmes de refroidissement utilisés.

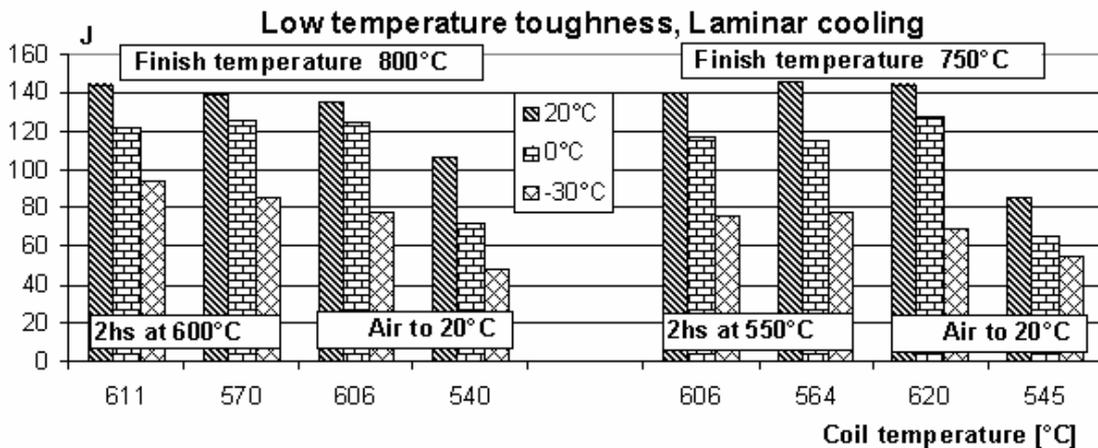


Fig. (III.38) : Ténacité à basse température après le programme de laminage (IV) ; avec un maintien de 2heures à la température de fin laminage ou au refroidissement direct en air ambiant après finition en utilisant le refroidissement par l'eau laminaire

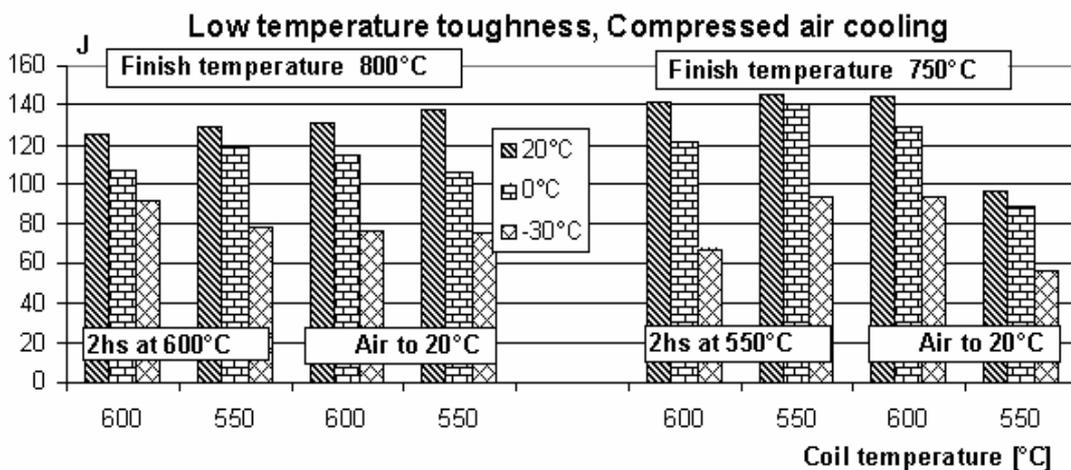


Fig. (III.39) : Ténacité à basse température après le programme de laminage (IV) ; avec un maintien de 2heures à la température de fin laminage ou au refroidissement direct en air ambiant après finition en utilisant le refroidissement par l'air comprimé.

III.3.2.2 Influences des systèmes de refroidissement

Quatre systèmes de refroidissement différents ont été utilisés, pour étudier les effets des stratégies de refroidissement sur les propriétés mécaniques de l'acier X60/X70 et pour simuler les conditions de refroidissement et de bobinage de (Elh-ISF). Au début des investigations et

sans compter le refroidissement à l'air ambiant, un refroidissement par l'air comprimé sur les deux cotés de la bande roulée a été employé. Avec se refroidissant le régime environ de 3,6°C/s a pu être réalisé, comparé à 1,1°C/s au refroidissement à l'air ambiant.

Un système de pulvérisation d'eau a été développé. Ceci fonctionne comme le système utilisé pour le refroidissement par l'air comprimé, et a apporté un régime de refroidissement d'environ 31°C/s. Les expériences avec le refroidissement par jet d'eau ont montré un réchauffement de la bande après la fin de refroidissement par la chaleur résiduelle. Pour éviter ceci et pour simuler les conditions pratiques de (Elh-ISF) aussi étroitement que possible, un régime de refroidissement d'environ 50°C/s a été assuré par un refroidissement par l'eau à écoulement laminaire.

Les résultats des propriétés mécaniques des bandes après l'utilisation des différentes vitesses de refroidissement, sont assemblés en fonction de la température de fin de laminage et de bobinage et illustrés dans les Figs. (III.40) à (III.42). Nous pouvons remarquer que les propriétés mécaniques de l'acier X60/X70, ne sont pas trop sensibles au régime de refroidissement, mais le refroidissement par l'eau laminaire a porté les meilleurs résultats.

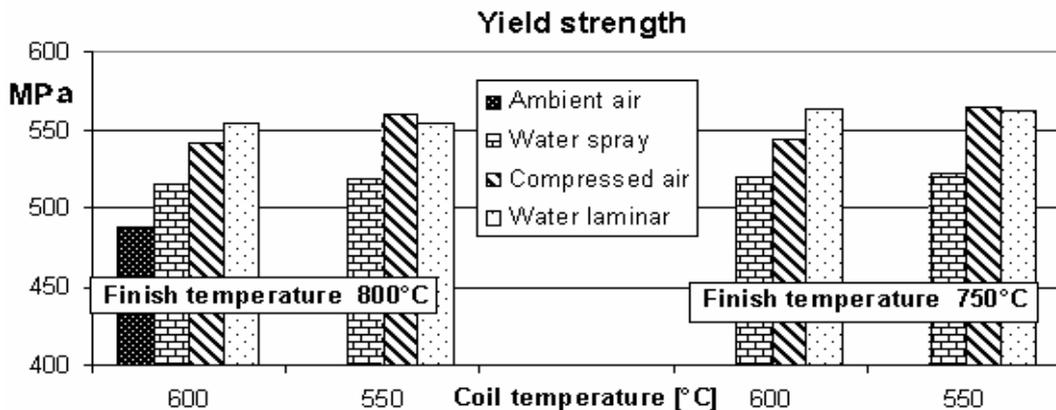


Fig. (III.40) : Effets de différentes techniques de refroidissement sur la limite élastique.

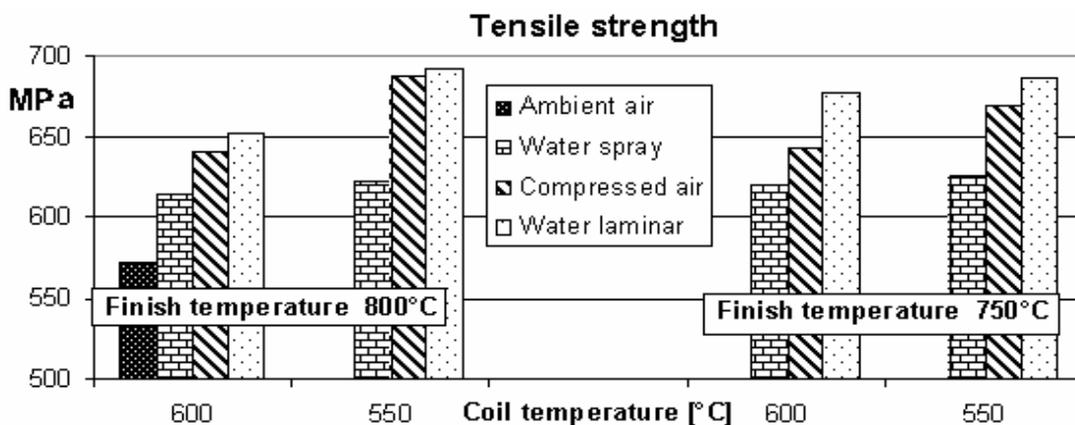


Fig. (III.41) : Effets de différentes techniques de refroidissement sur la résistance à la traction

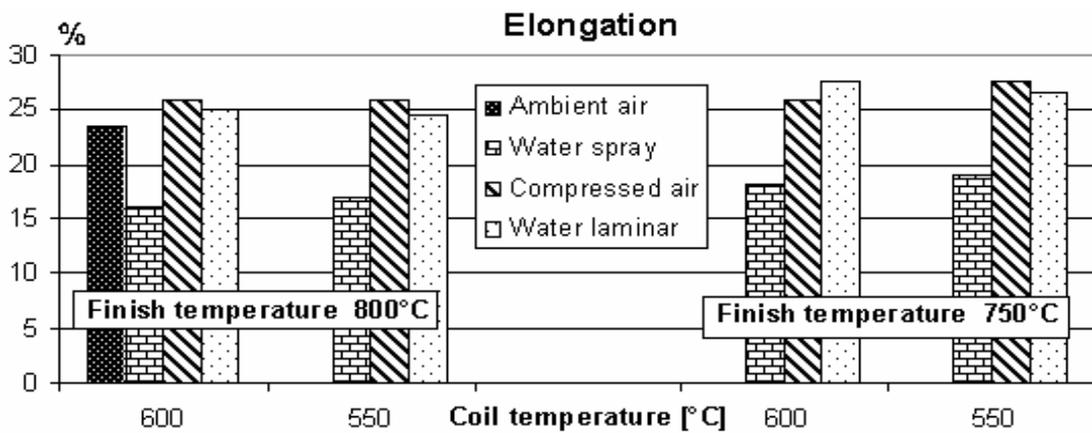


Fig. (III.42) : Effets de différentes techniques de refroidissement sur l'allongement

La limite élastique des bandes laminées et refroidies, s'améliore en allant du refroidissement en air ambiant à l'eau pulvérisée, puis par l'air comprimé, finissant par le refroidissement laminaire. Les limites élastiques après refroidissement en air ambiant et le refroidissement laminaire ne diffèrent pas beaucoup (13.5% seulement). Pour ce qui concerne la résistance à la traction nous voyons les mêmes rapports (14%). Et l'allongement présente des valeurs élevées après refroidissement à l'air ambiant. Ici la pulvérisation de l'eau a porté les valeurs les plus basses, qui diffèrent à un maximum de (36%), comparé à l'air comprimé ou au refroidissement laminaire.

Pour la ténacité, (Figs. (III.43) à (III.45)), le refroidissement avec le jet d'eau produit les caractéristiques les plus faibles par rapport aux autres systèmes. Cela ne change pas également à basses températures d'essai de 0°C ou de -30°C.

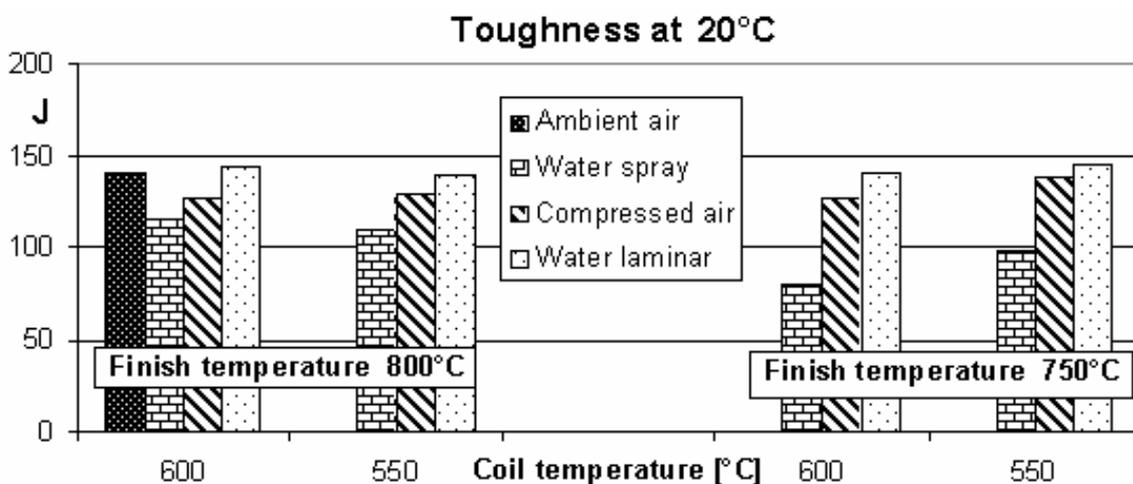


Fig. (III.43) : Effets de différentes technologies de refroidissement sur la ténacité à 20°C

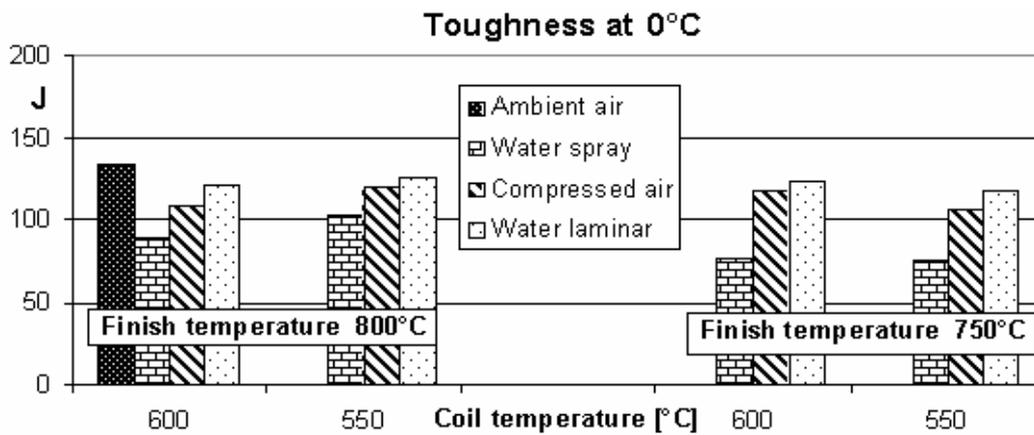


Fig. (III.44) : Effets de différentes technologies de refroidissement sur la ténacité à 0°C

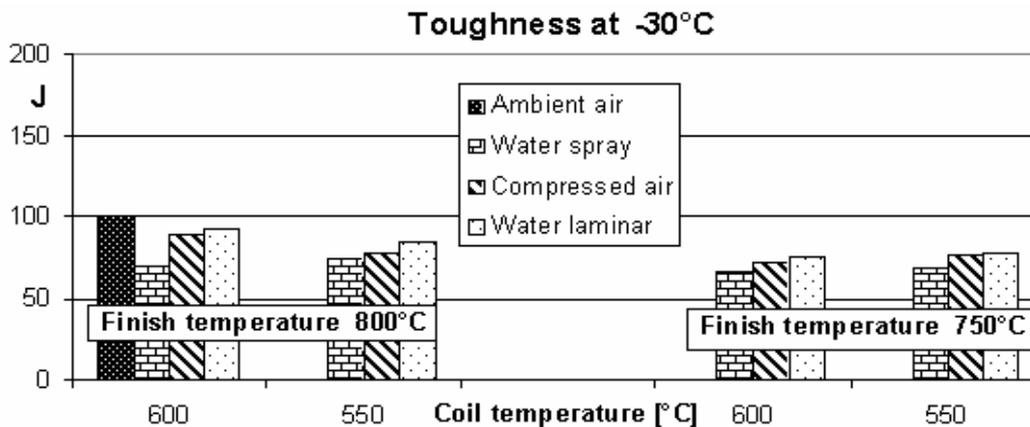


Fig. (III.45) : Effets de différentes technologies de refroidissement sur la ténacité à -30°C

Si nous voyons toutes les propriétés mécaniques examinées (traction et ténacité) comme entité, les meilleurs résultats pour l'acier X60/X70 étaient trouvés après le refroidissement par de l'eau à écoulement laminaire, particulièrement aux températures de fin refroidissement au-dessous de 600°C.

III.3.2.3 La microstructure

Afin d'estimer la taille de grain avec précision, chaque spécimen de la bande laminée a été extrait et préparé. Dans un échantillon de 10mmx10mm, 6 à 8 micrographes ont été pris et la taille de grain mesurée. Les tailles de grain de toutes les bandes laminées selon le programme de laminage (IV) ne diffèrent pas beaucoup, (Tableau (III.10)).

Tableau (III.10) : La taille de grain moyenne des bandes laminées selon le programme (IV)

N°	Température [°C]		Refroidissement Par	La température d'annulation du refroidissement [°C]	Taille de grain moyenne [µm]
	Tf	Tb			
IV-1	800	611	Eau laminaire	600	6.1
IV-7	800	570	Eau laminaire	550	6.8
IV-11	750	606	Eau laminaire	600	6.6
IV-16	750	564	Eau laminaire	550	6.5
IV-2	800	606	Eau laminaire	-	5.5
IV-20	800	540	Eau laminaire	-	5.0
IV-13	750	620	Eau laminaire	-	6.8
IV-21	750	545	Eau laminaire	-	5.7
IV-3	800	600	Air comprimé	600	7.2
IV-6	800	550	Air comprimé	550	6.3
IV-12	750	600	Air comprimé	600	6.6
IV-18	750	550	Air comprimé	550	5.9
IV-4	800	600	Air comprimé	-	6.9
IV-9	800	550	Air comprimé	-	6.5
IV-14	750	600	Air comprimé	-	6.1
IV-19	750	550	Air comprimé	-	6.6

On observe que l'amélioration de la taille de grain de ferrite est la plupart du temps le résultat de la déformation de l'austénite au-dessous de la température de recristallisation et le refroidissement accéléré après déformation ;es deux procédés augmentent la nucléation de la phase de ferrite. Plusieurs mécanismes augmentent le taux de nucléation de la ferrite par déformation ont été proposés. Ceux-ci incluent une interdépendance entre le plus grand taux de nucléation du ferrite avec :

- (a) bombements formés par la migration locale aux joints de grain de l'austénite,
- (b) formation des subgrains près des joints de grain déformés de l'austénite, et l'énergie de déformation des dislocations stockée dans l'austénite déformé [36].L'amélioration de la taille de grain est obtenue par le contrôle des conditions de laminage : temps, température et déformations pendant le procédé de production entier. L'amélioration de taille de grain des aciers est obtenue par une combinaison du laminage contrôlé et des éléments du micro-alliage.

Le mécanisme primaire d'amélioration de la taille de grain dans le laminage contrôlé est la recristallisation de l'austénite pendant la déformation à chaud. Les petites additions des éléments d'alliage : Nb, V et Ti forment de carbonitrides dans la microstructure. Ces précipités très fins sont efficaces pour le blocage de l'accroissement des tailles de grain. Par l'utilisation du laminage contrôlé, la recristallisation est retardée pendant les derniers passages. Les tailles de grain moyennes après roulement selon le programme de laminage

(IV) ont été trouvées entre 5.0 et 7.2 μ m. Les différentes températures de fin de laminage et stratégies de refroidissement n'ont pas affecté beaucoup la taille de grain comme les parts des phases recristallisées. Ici les proportions de phase n'ont pas été vérifiées en détail.

III.4 conclusion

Dans ce chapitre nous avons présentés une méthodologie générale pour l'optimisation de la technologie du procédé industriel de laminage à chaud au niveau de (Elh-ISF) et l'amélioration de la résistance et la ténacité des aciers HSLA destinés pour la production des bandes à tube.

Une étude complète du schéma de laminage a regroupée les effets de la variation du maximum des paramètres de ce processus complexe : les températures de fin de laminage, les taux de déformation, les vitesses de refroidissement et les températures de bobinage. Les résultats ont été obtenus grâce à la bonne identification des paramètres thermomécanique de notre acier au moyen des tests de chauffage-refroidissement, la déformation par délatométrie et les courbes des contraintes d'écoulement par les essais de torsion à chaud.

Quatre programmes de laminage nous ont permis de conclure qu'un bon compromis entre la haute résistance et la bonne ténacité est assuré par le raffinement de la taille de grain.

Enfin pour l'élaboration de l'acier X70, il est recommandé d'utiliser des températures de fin de laminage entre 850°C et 830°C, et une température de bobine environ de 560°C. Un équilibre optimum entre la résistance et la ténacité a été trouvé. Les tailles de grain moyennes après laminage ont été trouvées entre 5 et 7.2 μ m.

III.5 Références bibliographiques

- [1] Gold Hahn, Tlili S. *Optimisation technologique pour la production de l'acier SIDER pour tube*. Rapport interne DRA, Elhadjar-Annaba ; (2002)
- [2] Fulvio Siciliano Jr. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. February 1999. Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University Montreal, Canada.
- [3] Irvine KJ, Gladman T, Orr J, Pickerin FB. *Controlled rolling of structural steels*. J Iron Steel I 1970; 208:717.
- [4] Matsubar H, Osuka T, Kozasu I, Tsukada K. *Investigation of metallurgical factors in production of high-strength steel plate with high toughness by controlled rolling*. Trans Iron Steel I Jpn 1972; 12:480.
- [5] May MJ, Gladman T, Walker EF. *Recent developments in ultra high strength steels and their applications*. PhilosTransRoyal Soc, London Series 1976; 282:377.
- [6] Brownrigg A, Boelen R. *Yielding behavior of some Mn–Mo–Nb pipeline steels*. Met Forum 1981;4:245–52.
- [7] Shimizu H, Gibbon WM. *Evaluating the dynamic toughness properties of pipeline steels*. Can Metall Quart 1982; 21:103–9.
- [8] Pluinage G, Krasowsky AJ, Krassiko VW. *Influence of mechanical and metallurgical parameters on dynamic fracture-toughness of 2 pipeline steels*. Mem Etud Sci Rev Met 1992;89:137–52.
- [9] Jung T, Difant M, Pineau A. *Resistance and toughness of pipeline steels – crack-arrest in cleavage fracture*. RevMetall-Cahiers Informations Tech 1995;92:227–39.
- [10] Schofiel R, Weiner RT. *Simulating HAZ toughness in pipeline steels*. Met Constr Br Weld J 1974; 6:45–7.
- [11] Croft NH, Deardo AJ, Gray JM. *The effects of filler metal composition, heat input and post-weld heat-treatment on the properties of submerged-arc welds in X70 grade linepipe steel*. J Met 1982; 35:A64.
- [12] Hulka K, Peters P, Heisterkamp F. *Trends in the development of large-diameter pipe steels*. Steel Transl 1997; 27:64–70.
- [13] A. Barbacki, J. Mater. Processing Technol. 53, 57 (1995).
- [14] B. L. Bramfitt and J. G. Speer, Metall. Mater. Trans. A. 21A, 817 (1990).
- [15] G. Krauss, Proceedings of Final Report of Bainite Research Committee, Japan, ISIJ, p. 97 (1994).
- [16] A.B. Cota, P.J. Modenesi, R. Barbosa and D.B. Santos. *Determination of CCT diagrams by thermal analysis of an HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment*. Scripta Materialia, Vol. 40, No. 2, pp. 165–169, 1999
- [17] Hulka K, Heisterkamp F. *Development trends in HSLA steels for welded constructions*. Mater Sci Forum 1998; 284:343–50.
- [18] Heisterkamp F, Hulka K. *Low-carbon Mn–Ni–Nb steel. 2. Weldability*. Met Technol 1984; 11:545–9.
- [19] Mujahid M, Lis AK, Garcia CI, De Ardo AJ. *HSLA-100 steels: influence of aging heat treatment on microstructure and properties*. J Mater Eng Perform 1998; 7:247–57.
- [20] Zhao MC, Yang K, Shan YY. *The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel*. Mater Sci Eng a 2002; 335:14–20.
- [21] Zhao MC, Yang K, Shan YY. *Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite*. Mater Lett 2003; 57:1496–500.
- [22] S. Datta, M.K. Banerjee : *Mapping the input–output relationship in HSLA steels through expert neural network*, Materials Science and Engineering A 420 (2006) 254–264
- [23] A.Guedri et al: *Effect of different rolling schedules on the mechanical properties and microstructure of C Mn (V-Nb-Ti) pipeline steel*, (I.RE.M.E.), 1, 4 (2007) 397-405.

- [24] A.Guedri et al: *An artificial neural network model for predicting mechanical properties of CMn (V-Nb-Ti) pipeline steel in industrial production conditions*, (I.R.E.M.E.), 1, 5 (2007) 397-405.
- [25] E.V. Pereloma, J.D. Boyd, *Mater. Sci. Technol.* 12 (1996) 1043– 1050.
- [26] S. Tlili et al : *Rapports techniques des travaux expérimentaux pour l'optimisation des propriétés mécaniques sider lors du laminage à chaud des aciers micro-alliés*, document interne DRA/Freiberg, 1998-1999.
- [27] Y. E. Smith and C. A. Siebert, *ASTM STP* 480, 131 (1969).
- [28] Y. E. Smith and C. A. Siebert, *Metall. Trans. ASM.* 2A, 1711 (1971).
- [29] L. E. Collins, R. F. Knight, G. E. Ruddle, and J. D. Boyd, in *Proceedings of the International Symposium on Accelerated Cooling of Steel*, ed. P. D. Southwick, p. 61, TMS of AIME, Pittsburgh (1985).
- [30] P. A. Manohar, T. Chandra, and C. R. Killmore, *ISIJ Int.* 36, 1486 (1996).
- [31] S. W. Thompson, D. J. Colvin, and G. Krauss, *Metall. Trans. A.* 21A, 1493 (1990).
- [32] M. Katsumata, O. Ishiyama, T. Inoue, and T. Tanaka, *Metall. Trans. JIM.* 32, 715 (1991).
- [33] S. W. Thompson, D. J. Colvin, and G. Krauss, *Metall. Mater. Trans. A.* 27A, 1557 (1996)
- [34] B. Debray, P. Teracher, and J. J. Jonas, *Metall. Mater. Trans. A.* 26A, 99 (1995).
- [35] G.R. Speich, in: A.R. Marder, J.I. Goldstein (Eds.), *Proc. Int. Conf. on Phase Transformation in Ferrous Alloys*, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984, pp. 341– 389.
- [36] A.K. Sinha, *Physical metallurgy of microalloyed high strength low alloy steels*, Proceedings of the Emerging Technologies for New Materials and Product-Mix of the Steel Industry, Cincinnati, OH, 1991, pp. 195.
- [37] R. Petrov, L. Kestens, Y. Houbaert. *Characterization of the microstructure and transformation behaviour of strained and non strained austenite in Nb–V-alloyed C–Mn steel*. *Materials Characterization* 53 (2004) 51– 61
- [38] H. Beladi, G.L. Kelly, A. Shokouhi, P.D. Hodgson. Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing. *Materials Science and Engineering A* 367 (2004) 152–161
- [39] J. Kliber, I. Schindler. *Recrystallization /precipitation behaviour in microalloyed steels*. *Journal of Materials Processing Technology* 60 (1996) 597-602
- [40] DOMINIQUE F.Essais mécaniques et lois de comportement, paris, hermès science publications, 2001, P : 216-217, 225-226.
- [41] PLUVINAGE G. Un siècle d'essai Charpy de la résistance vive à la mécanique de rupture d'entaille, *Mécanique & Industries* 4, 2003, P : 197-212.
- [42] PLUVINAGE G. *Fracture and fatigue emanating from stress concentrators*, Published by Kluwer Academic Publishers, 2003.
- [43] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. *Guidance on some methods for the derivation of acceptance levels for defects in fusion welded joints*, 1991, PD 6493, P: 90.

Chapitre IV

Modélisation par régression neuronale

IV.1	Introduction	87
IV.2	Modélisation par réseaux de neurones	89
IV.2.1	Historique	90
IV.2.2	Neurone Biologique	90
IV.2.3	Neurone formel	91
IV.2.4	Réseau de neurone	93
	IV.2.4.1 Optimisation de l'architecture du réseau	95
	IV.2.4.2 Choix de fonction de transfert	95
	IV.2.4.3 Évaluation Des Erreurs	95
	IV.2.4.4 Choix de l'algorithme d'entraînement	96
	IV.2.4.5 Critères d'arrêt	97
IV.3	Base de données.....	100
IV.4	Résultats et discussion.....	103
IV.5	Application	107
IV.6	Conclusion.....	109
IV.7	Références bibliographiques	110

Chapitre IV

Modélisation par régression neuronale

Résumé

Les propriétés mécaniques de l'acier micro-allié API-X60 / X70 ont été étudiés avec des expériences thermomécaniques industrielles et au laboratoire sur un laminoir pilote. Les nombreux paramètres du processus obtenus pendant la production industrielle ont été systématiquement changés pour optimiser les propriétés de résistance et de ténacité. Les paramètres optimisés ont été employés pour la production de l'acier API 5L- X60 / X70.

Cependant, il n'est pas facile de déterminer quant à quels paramètres sous lesquels les conditions influencent les propriétés mécaniques du matériau. Par conséquent, dans cette étude, un réseau de régression neuronale généralisée a été développé pour prévoir les propriétés mécaniques en fonction des conditions expérimentales.

Les réseaux de neurones, par analogie au modèle biologique dont ils s'inspirent, sont des outils récents du traitement de l'information. Ils permettent entre autre d'exhiber une structure sous-jacente reliant des variables "explicatives" et des variables "à expliquer". Après avoir étudié sommairement le modèle biologique, nous présenterons un neurone formel qui constitue une base élémentaire des modèles neuronaux. Nous introduirons alors le Perceptron Multicouches qui est le modèle neuronal le plus utilisé dans le cadre de l'approximation de fonctions. Nous verrons également les algorithmes d'apprentissage qui permettent d'identifier un modèle au vue d'un échantillon de couples (x, y) , ainsi que les techniques nous fournissant des indications sur la taille minimale du modèle.

Les valeurs prévues de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction employant un réseau de neurone s'avèrent en bon accord avec les valeurs réelles des expériences.

IV.1 Introduction

L'idée du développement des aciers de canalisation de haute limite d'élasticité et bonne ténacité [1-3] a été basée sur des demandes d'utilisateur vers l'amélioration de la soudabilité et la réduction de coûts de soudure, particulièrement pendant la construction des

canalisations [4-15]. Dans la technologie moderne de canalisation, un compromis entre une haute résistance et bonne ténacité présente un intérêt primaire [16-19].

Le choix approprié de la microstructure est un facteur important pour améliorer à la fois la soudabilité, la résistance et la ténacité des aciers des pipelines de transport du pétrole et du gaz [20-24].

Le traitement thermomécanique est connu pour améliorer les propriétés mécaniques des matériaux. Dans le cas des aciers de qualité supérieur, l'application de ce processus réduit au minimum, et élimine parfois même le traitement thermique et économise ainsi de l'énergie. Ainsi, en aciers (HSLA) faiblement alliés de haute résistance ; le traitement thermomécanique commandé (TMCP) est un processus largement répandu. Pour réaliser la microstructure exigée et les propriétés mécaniques des aciers HSLA, il est nécessaire d'avoir la connaissance au sujet du rôle des paramètres du procédé et de la composition chimique. Les paramètres de TMCP, comme la température de réchauffage, quantité de déformation dans différentes étapes du laminage, la température de fin de laminage et le taux de refroidissement sont connus pour exercer l'influence appréciable sur la structure et les propriétés du produit fini. On sait que les modèles reliant les entrées et les sorties des aciers élaborés par TMCP sont qualitativement identifiés par les experts dans le domaine de la métallurgie [25].

Il a eu seulement un effort limité dans la formulation d'un modèle approprié, qui peut déterminer la réponse variable quantitativement à partir d'un ensemble donné de variables d'entrée. Bien que l'analyse de régression soit parfois effectuée pour adapter mieux un ensemble de données à un rapport indiqué, son inconvénient principal se situe dans le fait que la corrélation entre (la composition chimique et les paramètres de processus) en entrées et les (propriétés mécaniques) en sorties doit être choisi sans beaucoup de raisons. Le réseau de neurones artificiels (ANN) est un genre de système d'étude, qui trace le rapport entrées-sorties d'une manière plus précise [26]. Il est capable d'adapter à la non linéarité des rapports existant parmi les variables. Des tentatives ont été rendues pour la modélisation des propriétés mécaniques des aciers HSLA au moyen de réseaux de neurones [27-30].

On note que l'exécution des modèles ANN, en termes de niveau d'erreur réalisable dans un minimum de temps, est essentiellement déterminée par une optimisation du nombre de neurones dans le réseau, les algorithmes efficaces pour la prévision précise et la fonction

appropriée de transfert. Mais la critique principale faite face par le concept du réseau de neurones artificiels est que la relation qu'elle développe entre les entrées et les sorties est la plupart du temps inconnue à son utilisateur. L'apprentissage du réseau est à l'intérieur d'une boîte noire 'black box'. Bien que les réseaux convenablement conçus soient capables de faire des prévisions précises après avoir été convenablement formé, il est pas du tout clair si l'étude envisagée dans le réseau a n'importe quelle similitude avec la réalité scientifique des matériaux. On ne connaît également pas si le processus de la prévision employé par le réseau de neurones qualifié se sert de la connaissance élémentaire acquise par un scientifique en ce qui concerne les effets des variables de composition et de processus sur les propriétés de la résistance de l'acier HSLA.

Ce chapitre présente la prévision des résistances en utilisant un réseau de neurones de régression généralisé. Les entrées du réseau sont les caractéristiques du processus. Le réseau de neurones développé dans cette étude a réussi à la prévision de la limite d'élasticité et la résistance à la traction. Comme indiqué dans [31], les réseaux de neurones artificiels sont les outils analytiques modernes très efficaces pour développer des modèles pour prévoir les propriétés mécaniques des matériaux. Dans cette étude, des informations générales au sujet des réseaux neurones sont fournies dans ce qui suit; alors un bref fond théorique des réseaux de neurones de régression généralisés est présenté.

IV.2 Modélisation par réseau de neurone

L'analyse de régression est bien connue aux scientifiques comme outil pour adapter des données expérimentales empiriquement. La relation linéaire est choisie avant que les coefficients de la meilleure régularisation soient dérivés. La forme générale de l'équation développée en utilisant la régression linéaire est une somme des entrées multipliées par un coefficient ou un poids correspondant w_i et une constante supplémentaire θ . L'équation linéaire développée peut contenir des limites non linéaires, formant une équation pseudo-linéaire. Dans le modèle de régression linéaire la relation entre une entrée et la sortie tend à être linéaire et s'applique à travers l'extension de l'espace d'entrée, qui peut ne pas être raisonnable. Un réseau de neurone est une méthode générale de régression non linéaire qui évite les difficultés qui se produisent dans la technique de régression linéaire. Dans ce

chapitre les principes fondamentaux des réseaux de neurone et du procédé suivis pour développer des modèles sont discutés.

IV.2.1 Historique

Les premiers travaux sur les neurones artificiels ont débuté au début des années 1940 et ont été menés par McCulloch et Pitts. Ils décrivent les propriétés du système nerveux à partir de neurones idéalisés : ce sont des neurones logiques (0 ou 1).

Dix années plus tard, on a constitué le premier modèle réel d'un réseau de neurones. En 1960, le premier perceptron est créé par Rosenblatt. Puis, durant les années 1970 il y eut une remise en cause de l'intérêt des réseaux car les ordinateurs de neurones apprenaient lentement, coûtaient très cher et leurs performances n'étaient pas si impressionnantes. La disponibilité croissante des minis et microordinateurs, vers la fin des années 1970, a permis aux réseaux de neurones de prendre un nouveau départ. On attribue à Hopfield (un physicien de Caltech) un rôle majeur dans cette résurrection.

IV.2.2 Neurone Biologique

Le neurone biologique est une cellule vivante qui peut prendre des formes variables : pyramidale, sphérique ou étoilée. Il est constitué de prolongements qui lui permettent d'établir des liaisons avec d'autres cellules, qui sont de 2 types (Fig. (IV .1)) :

- les prolongements qui reçoivent les signaux en provenance d'autres cellules s'appellent les dendrites.
- le prolongement unique qui diffuse le signal du neurone vers les autres cellules est appelé axone.

L'axone peut se diviser à son extrémité pour entrer en contact avec un grand nombre d'autres cellules. Ce contact n'est pas une jonction directe entre l'axone d'un neurone et les membranes de ses voisins ; il est assuré par un élément de jonction, appelé synapse, qui joue un rôle essentiel dans la transmission de l'information. Si on observe cette jonction au microscope, on s'aperçoit qu'elle n'est pas continue. Au contraire, on remarque un espace entre les 2 cellules de l'ordre de quelques centièmes de microns.

Les neurones se distinguent des autres cellules par leurs fonctions. En effet, des signaux se propagent entre les neurones. Chaque neurone intègre dans son soma les signaux qu'il reçoit

des autres neurones par l'intermédiaire des dendrites. L'activité du neurone est définie comme une pondération des signaux reçus. Si cette activité est suffisante, il engendre un signal qu'il transmet à son tour aux autres neurones par son axone.

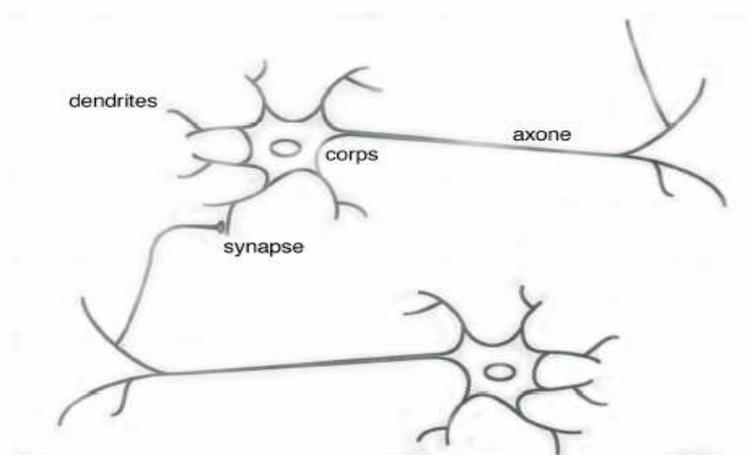


Fig. (IV.1) : Schéma d'un neurone biologique.

Le modèle que nous venons de présenter est très simplifié. En effet, d'une part, de nombreux neurones ne possèdent pas la structure décrite : il existe des neurones sans axone. D'autre part, il existe d'autres types de jonctions synaptiques qui font intervenir :

- un axone et une cellule.
- plusieurs axones.

Enfin, le traitement des signaux ne se résume pas nécessairement à une pondération des signaux issus des synapses ; ainsi certains auteurs proposent des interactions de nature booléennes entre certains neurones.

IV.2.3 Neurone formel

Le passage des observations neurophysiologiques et anatomiques au neurone formel a été proposé en 1943 par Mc Culloch & Pitts [32]. Cette étude tente de comprendre le fonctionnement du système nerveux à partir d'éléments formels. Ce modèle n'est qu'une approximation des fonctions remplies par le neurone réel, et en aucune façon, il ne peut servir pour une compréhension profonde du système nerveux. Le neurone formel (Fig. (IV.2)) est un automate reproduisant les deux fonctions suivantes:

- (i) sommation pondérée des entrées. La valeur obtenue est appelée activité du neurone.
- (ii) émission d'un signal dans l'axone si son activité est supérieure à une valeur seuil.

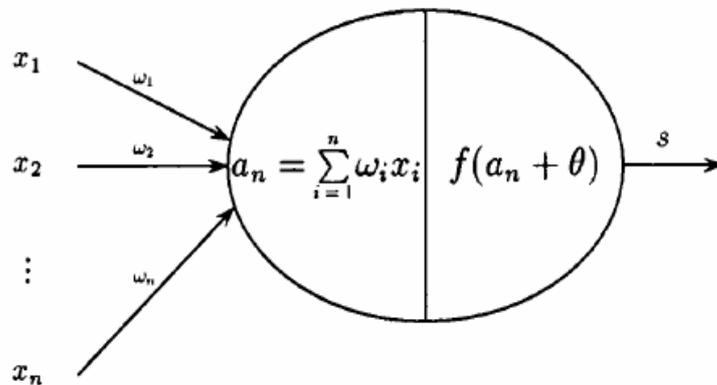


Fig. (IV.2) : Neurone formel de Mc Culloch & Pitts

Malgré la simplicité de cette modélisation, le neurone formel dit de "Mc Culloch & Pitts" reste encore aujourd'hui un élément de base des réseaux de neurones artificiels.

L'activité du neurone, pour un vecteur d'entrée $x = (x_1, \dots, x_n) \in R^n$, est donnée par

$$a = \sum_{i=1}^n w_i x_i \quad [\text{IV.1}]$$

où les w_i sont appelés les poids synaptiques du neurone. Le signal émis est alors

$$s = f(a + \theta) = f\left(\sum_{i=1}^n w_i x_i + \theta\right) \quad [\text{IV.2}]$$

où f est la fonction de transfert du neurone et θ son biais. La convention du perceptron permet de simplifier l'écriture du signal (équation [IV.1]) en introduisant une entrée fictive $x_0 = +1$. Le biais est alors considéré comme un poids synaptique de valeur $w_0 = \theta$. Le signal émis s'écrit :

$$s = f\left(\sum_{i=1}^n w_i x_i\right) \quad [\text{IV.3}]$$

IV.2.4 Réseau de neurone

Un réseau de neurone est une méthode générale d'analyse de régression dans laquelle une fonction non linéaire très flexible est adaptée aux données expérimentales. En comparaison avec l'analyse de régression linéaire, un réseau de neurone est une régression non linéaire en présentant un autre noeud qui est caché entre l'entrée et la sortie (Fig. (IV.3)). Similaire à la méthode de régression linéaire la variable d'entrée x_i est multiplié par le poids w_i , mais la somme de tous ces produits forme l'argument d'une autre fonction de transfert, qui est dans notre travail actuel la tangente hyperbolique présentée dans l'équation [IV.5]. La sortie finale y est définie en tant que fonction linéaire des noeuds cachés et d'une constante, l'équation [IV.4].

$$y = \sum_i w_i^{(2)} h_i + \theta^{(2)} \quad \text{[IV.4]}$$

où h_i sont définis As ;

$$h_i = \tanh\left(\sum_j w_{ij}^{(1)} x_j + \theta_i^{(1)}\right) \quad \text{[IV.5]}$$

où x_i sont les variables dont la sortie y dépend, w_i sont les poids (coefficients) et θ_i sont les biais (équivalentes aux constantes dans l'analyse de régression linéaire). La combinaison de l'équation [IV.5] avec un ensemble de poids, de biais, de valeur de i et des valeurs minimum et maximum des variables d'entrée définit complètement le réseau montré dans la Fig. (IV.3).

La disponibilité d'une fonction suffisamment complexe et flexible signifie que l'analyse n'est pas aussi restreinte comme dans la régression linéaire où la forme de l'équation doit être indiquée avant l'analyse. La force de la fonction de transfert tangente hyperbolique est déterminée par le poids w_i , la forme exacte peut être obtenue en changeant les poids. La forme de la fonction de transfert tangente hyperbolique sera changée selon la disponibilité des données dans l'espace d'entrée.

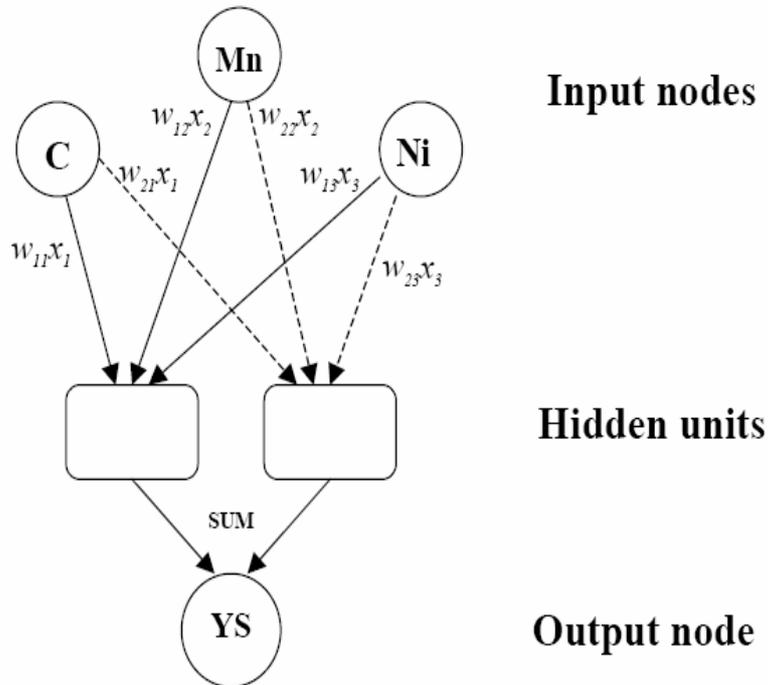


Fig. (IV.3) : Illustration schématique des couches d'entrée, cachée et de sortie du modèle de réseau de neurone

Un modèle avec une unité cachée dans Fig. (IV.4-a) peut ne pas être suffisamment flexible pour saisir l'information de la base de données ; cependant la non-linéarité peut être augmentée en combinant plusieurs tangentes hyperboliques (Fig. (IV.4-b)).

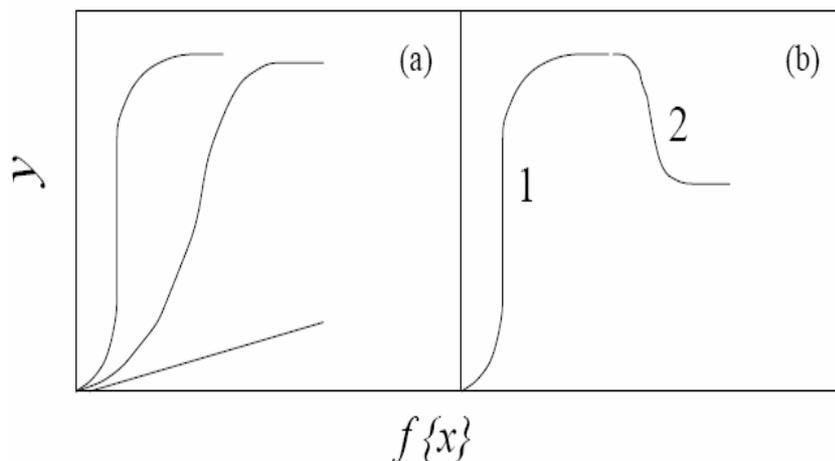


Fig. (IV.4) : Relation de tangente hyperbolique entre les entrées x et les sorties y ,
 a) tangente hyperbolique flexible simple avec la variation des poids
 b) combinaison de deux tangentes

Le réseau neurologique peut capturer des interactions entre les entrées parce que les unités cachées sont non-linéaires. La nature de ces interactions est implicite en valeurs des poids, mais il n'est pas toujours facile d'interpréter les poids. Une meilleure méthode est d'employer réellement le réseau pour faire des prévisions et pour voir comment ceux-ci dépendent de diverses combinaisons des entrées.

IV.2.4.1 Optimisation de l'architecture

Les relations entre l'entrée et la sortie est plutôt complexe et considérablement non-linéaire. Une plus grande non-linéarité peut être présentée dans un modèle en combinant plusieurs fonctions de transfert. Ceci permet au réseau de capturer des relations non-linéaires presque arbitraires. Le nombre de fonctions de transfert est égal au nombre d'unités cachées. Puisque le nombre d'unités cachées est lié à la complexité du modèle et aussi parce que la disponibilité d'une fonction suffisamment complexe mais flexible capture de manière efficace les interactions entre les entrées, il est nécessaire pour optimiser le nombre d'unités cachées et le nombre de couches cachées dans le ANN à employer de sorte qu'une bonne approximation de relation entrée-sortie soit envisagée.

IV.2.4.2 Choix de fonction de transfert

La fonction tangente hyperbolique (Fig. (IV.4)) est la plus appropriée pour la modélisation des problèmes de la métallurgie, la fonction sigmoïde est également essayée [33]. Pour vérifier l'efficacité de cette fonction, le même problème des aciers HSLA à été bien étudié. Le résultat est que la fonction tangente hyperbolique est supérieure à la fonction sigmoïde en ce qui concerne la même étude avec un minimum d'erreur totale commise par le réseau.

IV.2.4.4 Évaluation Des Erreurs

Dans le cadre d'un problème de régression, la fonction de perte quadratique est la plus utilisée :

$$L(y, y') = \frac{1}{2} \|y - y'\|^2 \quad \text{[IV.6]}$$

Le choix de cette fonction est essentiellement basé sur sa simplicité, cependant cette fonction donne lieu à de nombreuses critiques parce qu'elle pénalise fortement les grandes erreurs. Considérons la moyenne de cette fonction de perte, appelée le risque :

$$R(\theta) = \int L(y, f_{\theta}(x)) dP(x, y) \quad [\text{IV.7}]$$

Le problème de l'apprentissage est de rechercher la valeur du paramètre θ^* qui minimise le risque [IV.7], alors que la distribution $P(x, y)$ est inconnue. La seule information dont nous disposons est la base d'exemple D qui nous permet d'estimer cette distribution inconnue $P(x, y)$ par la distribution empirique sur $D = (x_i, y_i)_{1 \leq i \leq N}$. Ainsi, la recherche de ce paramètre optimal θ^* , qui est un problème d'optimisation, s'effectue plutôt sur le risque empirique :

$$R_{emp}(\theta) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N L(y_i, f_{\theta}(x_i)) \quad [\text{IV.8}]$$

Dans la littérature connexionniste, la fonction à minimiser est aussi bien appelée fonction énergie que fonction de coût. Nous devons ici distinguer deux notions différentes : le critère de performance et la fonction de coût.

Le *critère de performance*, qui peut être quantitatif ou qualitatif, permet de juger de la qualité d'un modèle vis à vis d'un cahier des charges. L'expression du critère de performance n'intervient pas nécessairement de manière explicite dans la procédure d'identification du modèle. Il permet de juger *a posteriori* la performance d'un modèle, sur un ensemble de données généralement différent de l'ensemble d'exemple D .

La *fonction de coût* est une fonction scalaire, que l'on utilise pour l'estimation des paramètres. Elle dépend des paramètres θ du modèle et des données d'apprentissage, et elle est choisie de telle manière qu'à une faible valeur de cette fonction corresponde un "bon" modèle.

IV.2.4.3 Choix de l'algorithme d'entraînement

Puisque nous avons à faire à des fonctions f_{θ} non linéaires, la minimisation du risque [IV.7] s'effectue avec des algorithmes itératifs presque tous basés sur un calcul du gradient. Pour les réseaux multicouches, le problème sur lequel de nombreux chercheurs se sont penchés

est la manière de calculer ce gradient dans un temps raisonnable. Un algorithme très simple a été proposé indépendamment par plusieurs équipes (LeCun [34] et Rumelhart et al [35]): la rétropropagation du gradient. Cet algorithme est devenu très célèbre, et est plus connu sous son nom anglais "backpropagation". Le calcul de base, qui est la clef de voûte de la méthode, est basé sur un calcul de dérivées de fonctions composées. Cet algorithme permet d'obtenir la valeur exacte du gradient, en rétropropageant l'erreur de la sortie vers l'entrée. Sa complexité en nombre de calcul est du même ordre que la propagation, passage qui permet de calculer la sortie du réseau.

Le type de descente de gradient peut être soit déterministe soit stochastique :

- gradient déterministe : la modification des paramètres s'effectue après présentation de tous les éléments de la base d'apprentissage.
- gradient stochastique : la modification des paramètres s'effectue après chaque présentation d'un élément de la base d'apprentissage.

L'avantage de la première méthode est un temps de calcul réduit par rapport à celui de la deuxième méthode, mais l'inconvénient d'une méthode déterministe est qu'elle converge systématiquement vers le premier minimum local rencontré. Ainsi, au cours de cette étude, nous avons toujours utilisé une descente de gradient stochastique.

Un grand nombre d'algorithmes de rétropropagation a été présentés dans [36-40]. Dans le travail actuel, l'algorithmes de Levenberg Marquardt [41] à été adoptée à la fin pour former le réseau optimisé.

IV.2.4.5 Critères d'arrêt

Plusieurs critères d'arrêts peuvent être utilisés avec l'algorithme de rétropropagation des erreurs. Le plus commun consiste à fixer un nombre maximum de périodes d'entraînement, ce qui fixe effectivement une limite supérieure sur la durée de l'apprentissage. Ce critère est important car la rétropropagation des erreurs n'offre aucune garantie quant à la convergence de l'algorithme. Il peut arriver, par exemple, que le processus d'optimisation reste pris dans un minimum local. Sans un tel critère, l'algorithme pourrait ne jamais se terminer.

Un deuxième critère commun consiste à fixer une borne inférieure sur l'erreur quadratique moyenne, ou encore sur la racine carrée de cette erreur. Dépendant de l'application, il est

parfois possible de fixer a priori un objectif à atteindre. Lorsque l'indice de performance choisi diminue en dessous de cet objectif, on considère simplement que le PMC a suffisamment bien appris ses données et on arrête l'apprentissage.

Les deux critères précédents sont utiles mais ils comportent aussi des limitations. Le critère relatif au nombre maximum de périodes d'entraînement n'est aucunement lié à la performance du réseau. Le critère relatif à l'erreur minimale obtenue mesure quant à lui un indice de performance mais ce dernier peut engendrer un phénomène dit de sur-apprentissage qui n'est pas désirable dans la pratique, surtout si l'on ne possède pas une grande quantité de données d'apprentissage, ou si ces dernières ne sont pas de bonne qualité.

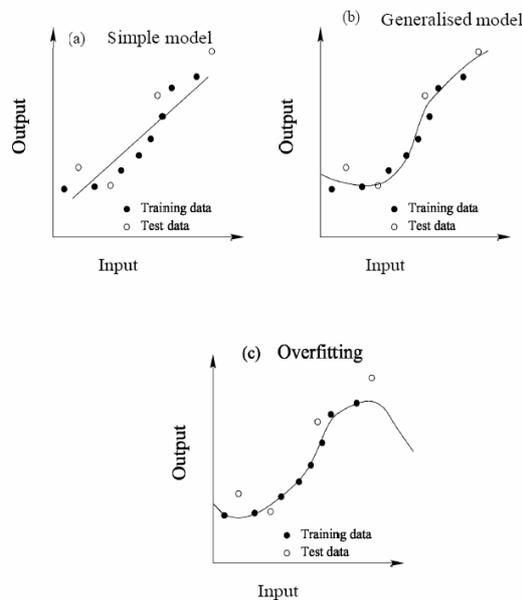


Fig. (IV.5) : Illustration du degré de la complexité d'un réseau.

Un processus d'apprentissage par correction des erreurs, comme celui de la rétropropagation, vise à réduire autant que possible l'erreur que commet le réseau. Mais cette erreur est mesurée sur un ensemble de données d'apprentissage. Si les données sont bonnes, c'est-à-dire qu'elles représentent bien le processus physique sous-jacent que l'on tente d'apprendre ou de modéliser, et que l'algorithme a convergé sur un optimum global, alors il devrait bien performer sur d'autres données issues du même processus physique. Cependant, si les données d'apprentissage sont partiellement corrompues par du bruit ou par des erreurs de mesure, alors il n'est pas évident que la performance optimale du réseau sera atteinte en minimisant l'erreur, lorsqu'on la testera sur un jeu de données différent de celui qui a servi à

l'entraînement. On parle alors de la capacité du réseau à généraliser, c'est-à-dire de bien performer avec des données qu'il n'a jamais vu auparavant (Fig. (IV.5)).

Par exemple, la Fig. (IV.6) illustre le problème du sur-apprentissage dans le contexte d'une tâche d'approximation de fonction. La droite en pointillés montre une fonction linéaire que l'on voudrait approximer en ne connaissant que les points noirs. La courbe en trait plein montre ce qu'un réseau hypothétique pourrait apprendre. On constate que la courbe passe par tous les points d'entraînement et donc que l'erreur est nulle. De toute évidence, ce réseau ne généralisera pas bien si l'on échantillonne d'autres points sur la droite !

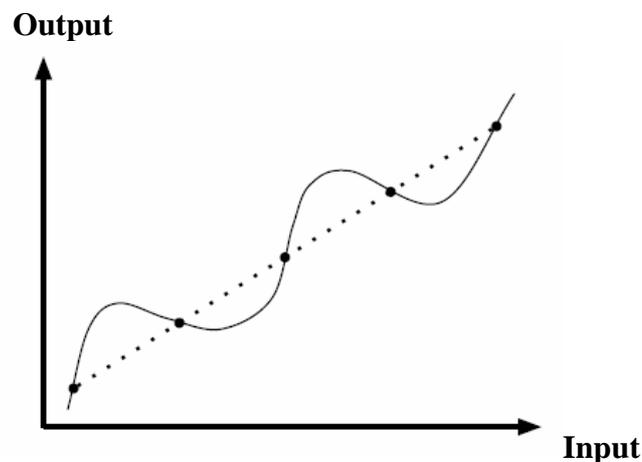


Fig. (IV.6) : Illustration du phénomène de sur-apprentissage pour le cas simple d'une approximation de fonction.

Une solution à ce problème consiste à utiliser un autre critère d'arrêt basé sur une technique dite de validation croisée (en anglais «cross-validation»). Cette technique consiste à utiliser deux ensembles indépendants de données pour entraîner notre réseau : un pour l'apprentissage (l'ajustement des poids) et l'autre pour la validation, c'est-à-dire le calcul d'un indice de performance (une erreur, un taux de reconnaissance ou tout autre mesure pertinente à l'application). Le critère d'arrêt consiste alors à stopper l'apprentissage lorsque l'indice de performance calculé sur les données de validation cesse de s'améliorer pendant plusieurs périodes d'entraînement. La Fig. (IV.7) illustre le critère de la validation croisée dans le cas d'un indice de performance que l'on cherche à minimiser.

La courbe en pointillés de ce graphique représente l'indice de performance d'un réseau hypothétique calculé sur les données d'apprentissage, alors que la courbe en trait plein montre le même indice mais calculé sur les données de validation. On voit qu'il peut exister un moment au cours de l'apprentissage où l'indice en validation se détériore alors que le

même indice continue à s'améliorer pour les données d'entraînement. C'est alors le début du «sur-apprentissage».

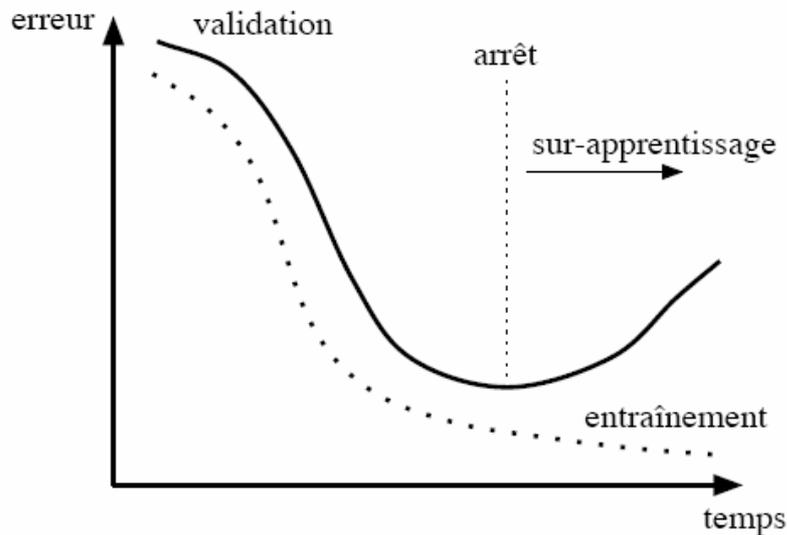


Fig. (IV.7): Illustration de la validation croisée.

IV.3 Base de données

La base de données utilisée pour l'entraînement et le test des réseaux se compose de la composition chimique : (à savoir pourcentage de poids de carbone(*C*), manganèse (*Mn*), silicium (*Si*), aluminium (*Al*), soufre(*S*), le molybdène (*Mo*), le phosphore(*P*), le niobium (*Nb*), le titane (*Ti*), et le vanadium(*V*)), étant soumis à des paramètres fixes de processus TMCP comme la température de réchauffage de 1200°C, les taux de déformations à la température de recristallisation et la température de non recristallisation ,et dans le domaine bi-phasique. Les paramètres variables de TMCP sont employés comme variables d'entrée et les limites d'élasticité et les résistances à la traction sont prises comme variables de sortie. Les données utilisées pour l'exemple actuel ont été produites dans le laminoir à chaud industriel de (Elh-ISF). Les analyses chimiques sont faites dans le spectromètre atomique. Les essais mécaniques ont été effectués au moyen d'une machine Zwick modifiée.

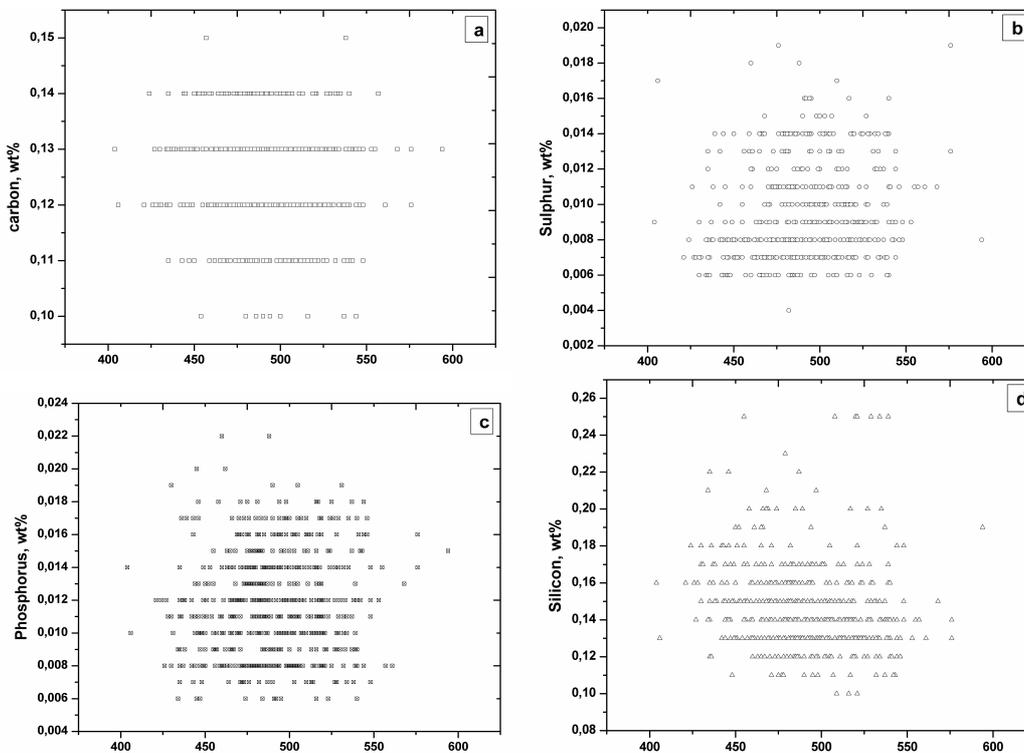
Les gammes des variables utilisées dans le travail actuel sont énumérées dans le **Tableau (IV. 1)** et montrées dans Fig.8 (a à k). Chaque variable est normalisé dans l'intervalle : 0 –1 pour la modélisation de l'ANN par l'opération donnée ci-dessous :

$$x_N = \frac{x - x_{\min}}{x_{\max} - x_{\min}} \quad [\text{IV.7}]$$

où x_N est la valeur normalisée de x variable, x_{\max} et x_{\min} sont les valeurs maximum et minimum de x , respectivement.

Tableau (IV. 1) : LES LIMITES MINIMUM ET MAXIMUM DES PARAMETRES

Parameters	Minimum	Maximum
C	0.1	0.15
Mn	1.17	1.55
Si	0.11	0.25
S	0.004	0.019
P	0.006	0.022
Al	0.01	0.09
Nb	0.033	0.087
Ti	0.01	0.07
V	0.025	0.081
Tf	780	915
Tb	500	730
YS	424	576
UTS	547	733



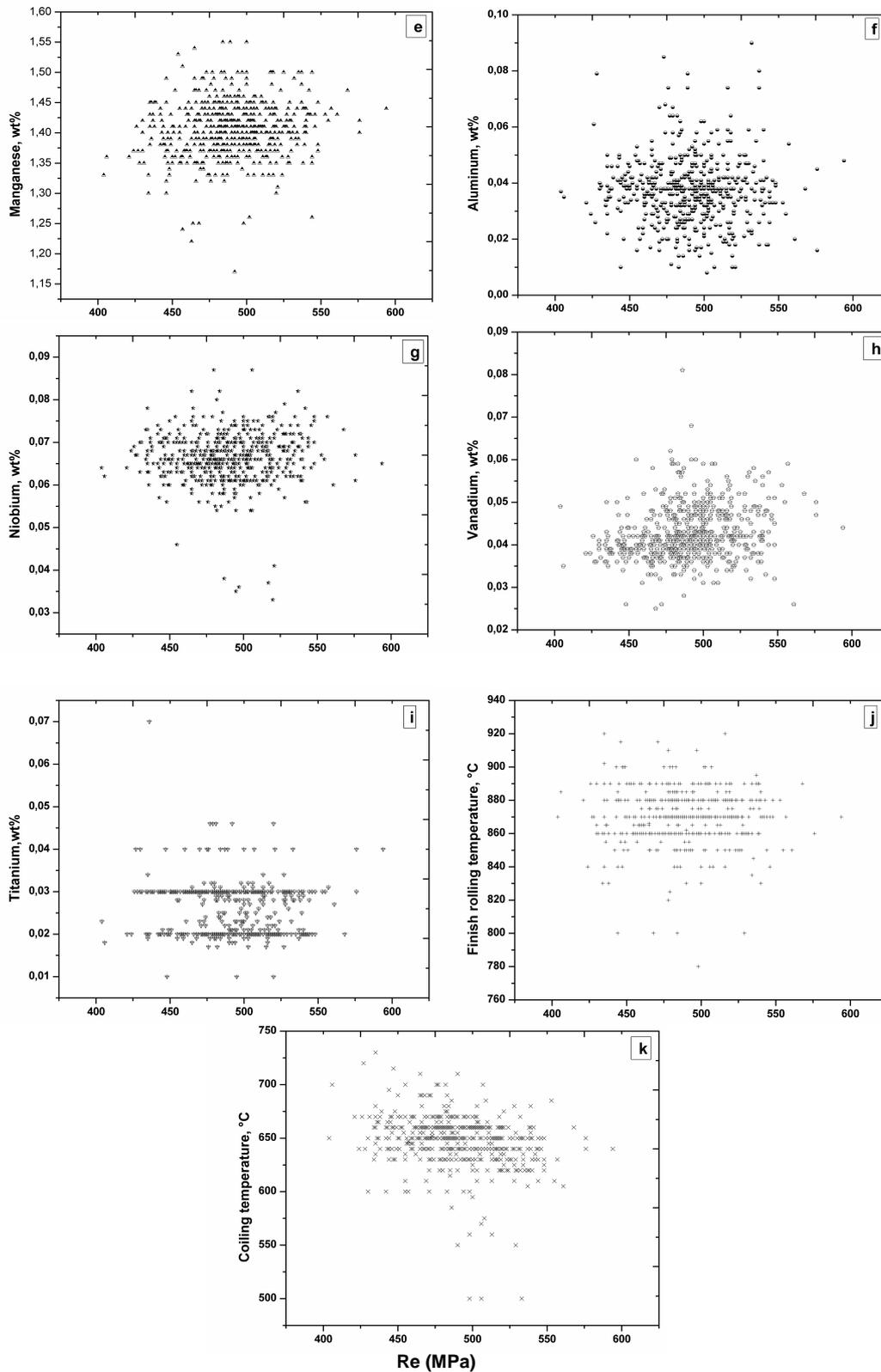


Fig. (IV.8- (a à k)) : Les valeurs de chaque variable de la base de données fonction de la limite d'élasticité

IV.4 Résultats et discussion

Pour construire un réseau de neurones, la première chose à faire n'est pas de choisir le type de réseau mais de bien choisir ses échantillons de données d'apprentissage, de teste et validation. Ce n'est qu'ensuite que le choix du type de réseau interviendra.

Le processus d'élaboration d'un réseau de neurones commence toujours par le choix et la préparation des échantillons de données. Comme dans les cas d'analyse de données, cette étape est cruciale et va nous aider à déterminer le type de réseau le plus approprié pour résoudre notre problème. La façon dont se présente l'échantillon conditionne : le type de réseau, le nombre de neurones d'entrée, le nombre de cellules de sortie et la façon dont il faudra mener l'apprentissage, les tests et la validation.

La structure du réseau dépend étroitement du type des échantillons. Il faut d'abord choisir le type de réseau : il faudra aussi choisir le nombre de neurones dans chaque couche cachée. Plusieurs méthodes existent et on peut par exemple prendre une moyenne du nombre de neurones d'entrée et de sortie, mais rien ne vaut de tester toutes les possibilités et de choisir celle qui offre les meilleurs résultats.

L'apprentissage consiste tout d'abord à calculer les pondérations optimales des différentes liaisons, en utilisant un échantillon. La méthode la plus utilisée est la rétropropagation : on entre des valeurs dans les cellules d'entrée et en fonction de l'erreur obtenue en sortie, on corrige les poids accordés aux pondérations. C'est un cycle qui est répété jusqu'à ce que la courbe d'erreurs du réseau ne soit croissante (il faut bien prendre garde ne pas surentraîner un réseau de neurones qui deviendra alors moins performant). Il existe d'autres méthodes d'apprentissage telles que le quickprop par exemple.

Pour le développement de notre modèle, un ensemble construit de 293 paires d'entrée et de sortie a été obtenu par des séries d'expériences. Soixante-dix pour cent des paires d'entrée et de sortie ont été choisis aléatoirement pour l'apprentissage du réseau et les trente pour cent restants des paires ont été assignés pour l'ensemble de teste. Les poids dans des neurones artificiels sont ajustés pendant un procédé de formation pour obtenir le paramètre de sortie en fonction des paramètres d'entrée. Le résultat du procédé d'entraînement est montré dans les Figs. (IV.9-(a et b)).

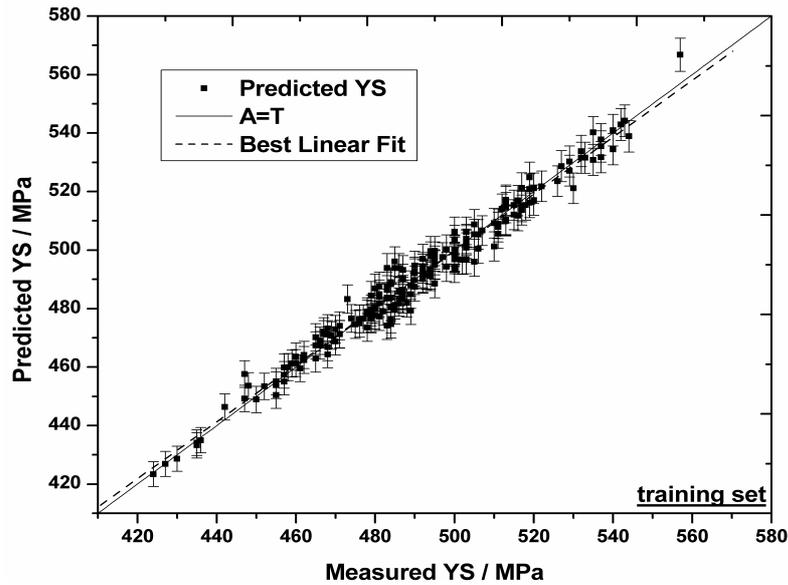


Fig. (IV.9-a) : Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la limite d'élasticité (Entraînement)

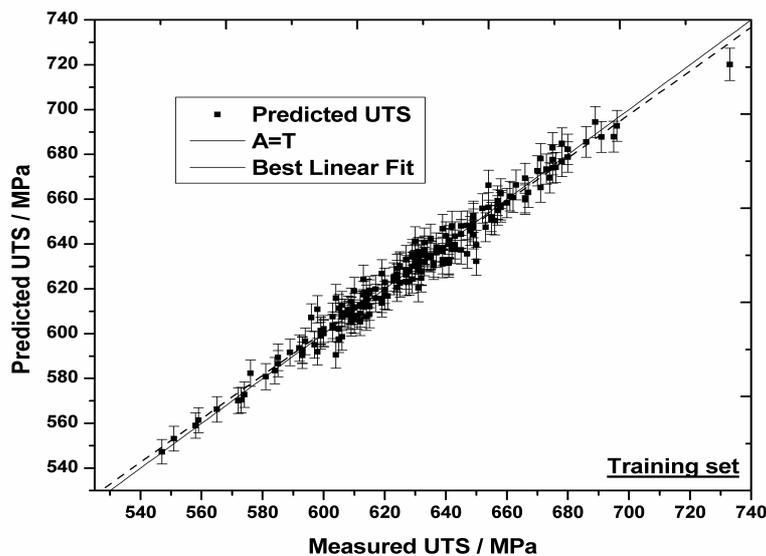


Fig. (IV.9-b): Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la résistance à la traction (Entraînement)

Alors que les tests concernent la vérification des performances d'un réseau de neurones hors échantillon et sa capacité de généralisation, la validation est parfois utilisée lors de l'apprentissage. Une fois le réseau calculé, il faut toujours procéder à des tests afin de vérifier que notre réseau réagit correctement. Il y a plusieurs méthodes pour effectuer une validation : la cross validation, mais pour les tests, dans le cas général, une partie de l'échantillon est simplement écarté de l'échantillon d'apprentissage et conservé pour les tests hors échantillon. Notre réseau a été testé le résultat est montré dans les Figs. (IV.9-c) et (IV.9-d).

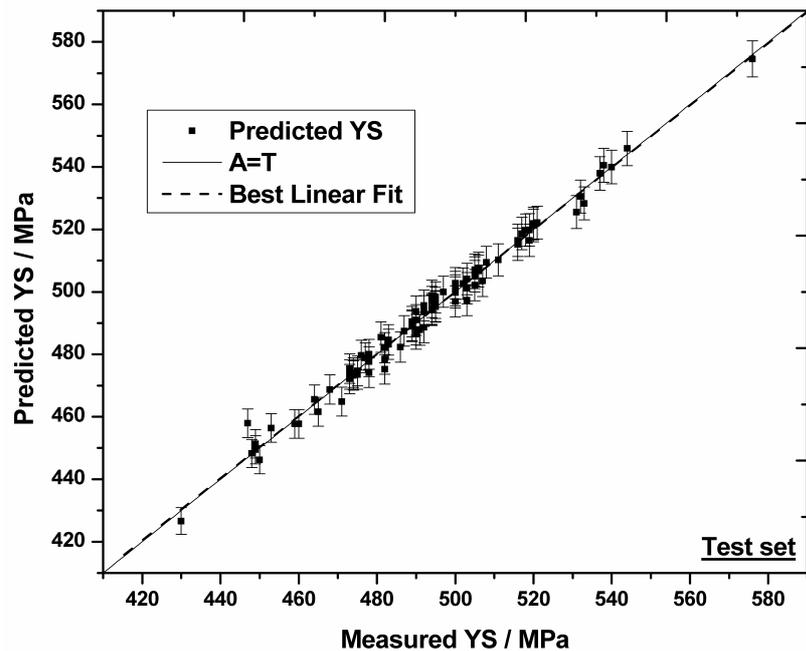


Fig. (IV.9-c): Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la limite d'élasticité (teste)

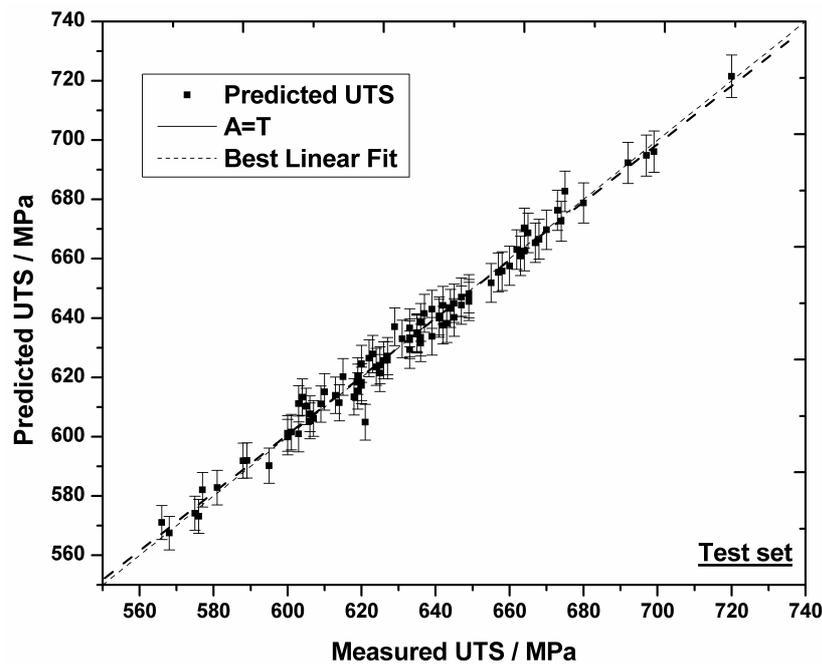


Fig. (IV.9-d): Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la résistance à la traction (teste)

On peut conclure que notre réseau a prévu la limite d'élasticité et la résistance à la traction avec succès. Afin de faciliter les comparaisons entre les valeurs prévues et les valeurs expérimentales, une analyse d'erreur a été faite en utilisant les critères de l'erreur relative moyenne (MRE), où y_i est la valeur (expérimentale) observée, \bar{y}_i est la valeur prévue par le réseau et N est le nombre de données.

$$MRE(\%) = \frac{100}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{y_i - \bar{y}_i}{y_i} \right| \quad [IV.8]$$

En utilisant tout les échantillons de la base de données le réseau de la régression neuronale généralisé a démontré après son exécution de très bonnes approximations avec un coefficient de corrélation $R(YS, UTS) = (0.989, 0.987)$ et une erreur relative moyenne $MRE(YS, UTS) = (5.38\%, 5.41\%)$. Il y a une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux prévus par le réseau de neurones artificiel, voir Fig. (IV.10).

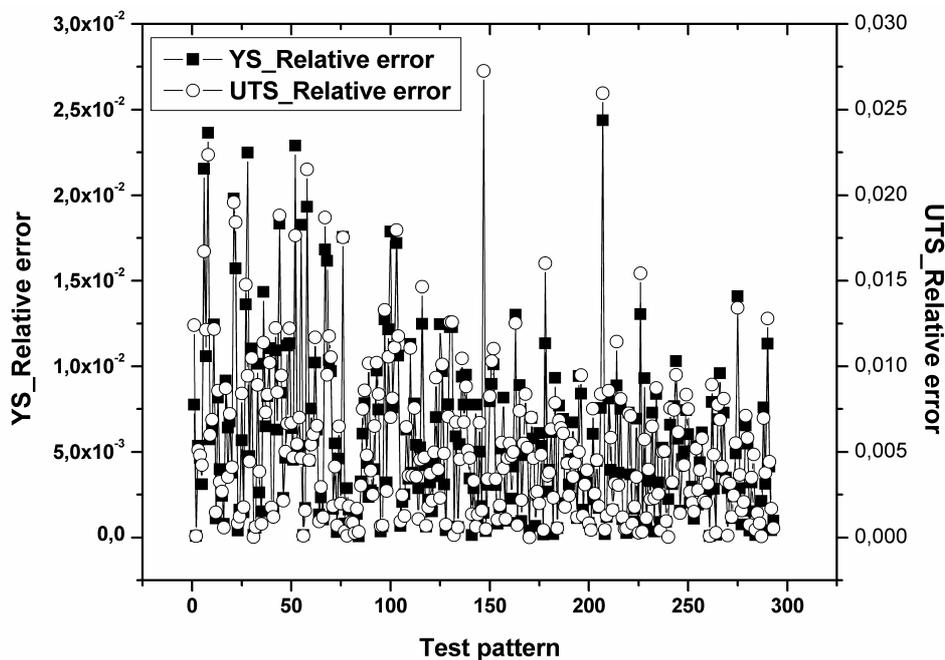


Fig. (IV.10) : Erreur relative pour YS (Re) et UTS (Rm) pour la base entière

IV.4.2 Calcul des sensibilités

La signification est une mesure de combien les entrées influencent la sortie. Chaque variable étudié pour obtenir le meilleur modèle, son importance est présentée dans la Fig. (IV.11). La température de fin de laminage et de bobinage présente une grande influence sur la sortie, ce qui est confirmé par la théorie de la métallurgie. Cependant, chaque entrée peut offrir au moins une contribution modérée à la sortie. Ceci a donc confirmé qu'ils étaient un bon choix des entrées. En résumé, il est important de trouver les variables les plus significatifs, ou ceux qui ont contribués moins à la valeur de sortie. De façon générale, le but était d'obtenir les entrées significatives qui permettent l'optimisation des propriétés mécaniques.

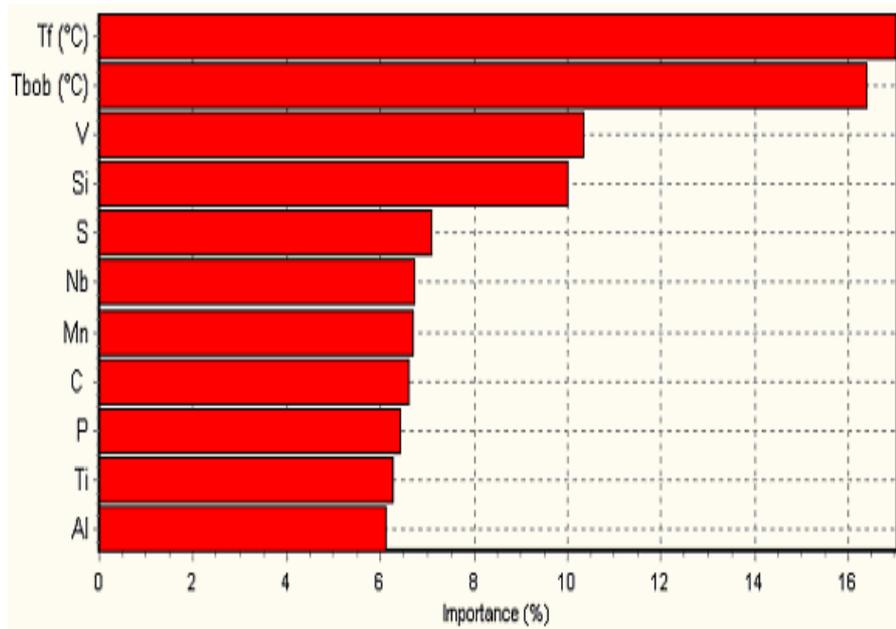


Fig. (IV.11) : Les mesures d'importance de chaque entrée influençant Re et Rm déduites du réseau.

IV.5 Application

Une fois le modèle a été développé, son comportement a été comparé aux résultats dans la littérature, en utilisant des compositions dans le [Tableau \(III.2\)](#). Le but était de prouver qu'il est conforme aux données existantes des aciers HSLA et qu'il a assez de complexité pour décrire les différents rapports. Selon les résultats de l'ANN, dans le laminoir à chaud industriel, la température de fin de laminage et la température de bobinage affecte plus la limite d'élasticité et la résistance à la traction. Pour valider ceci, le TMCP est simulé par le laminoir de laboratoire [42]. Pour les ordres des températures de fin de laminage (800° C, 750° C et 700° C), après refroidissement par l'eau laminaire, et les différentes températures de bobinage (650° C, 600° C et 550° C) les valeurs prévues de YS et d'UTS, sont exposées dans les [Figs. \(IV.12-a\)](#) et [\(IV.12-b\)](#) respectivement.

Il serait intéressant de trouver tous les rapports non linéaires qui ne sont pas capturés par des méthodes de régression linéaire. Ceci prouverait que la flexibilité des réseaux neurones peut être plus appropriée à faire des prévisions. Pour illustrer ceci, des schémas en 3D de YS ont été faits pour la température de fin laminage contre la température de bobinage, pour optimiser la production de l'acier de catégorie API X70, [Fig. \(IV.13-a\)](#) et de la production de l'acier de catégorie API X60, [Fig. \(IV.13-b\)](#). "on note, $Tf(1)=750^{\circ} C$, $Tb(1)=500^{\circ} C$ et pour $I=2$ à 16 : $Tf(I)=Tf(I-1)+7$ et $Tb(I)=Tb(I-1)+10$ ".

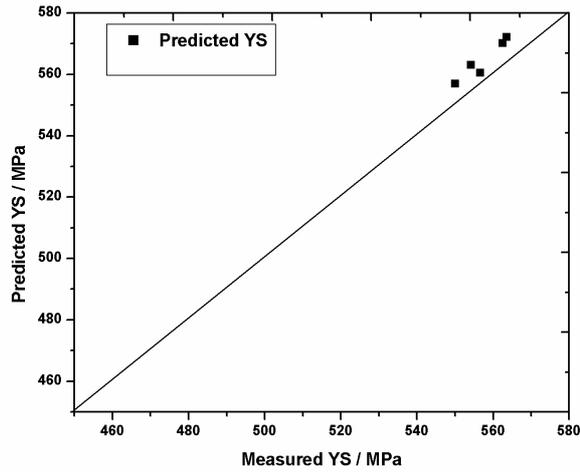


Fig. (IV.12-a) : La limite d'élasticité prévue en utilisant la composition dans le Tableau (III.2)

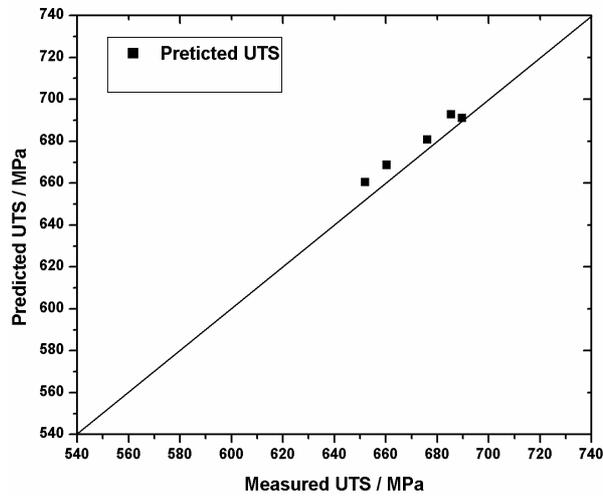


Fig. (IV.12-b) : La résistance à la traction prévue en utilisant la composition dans Tableau III.2)

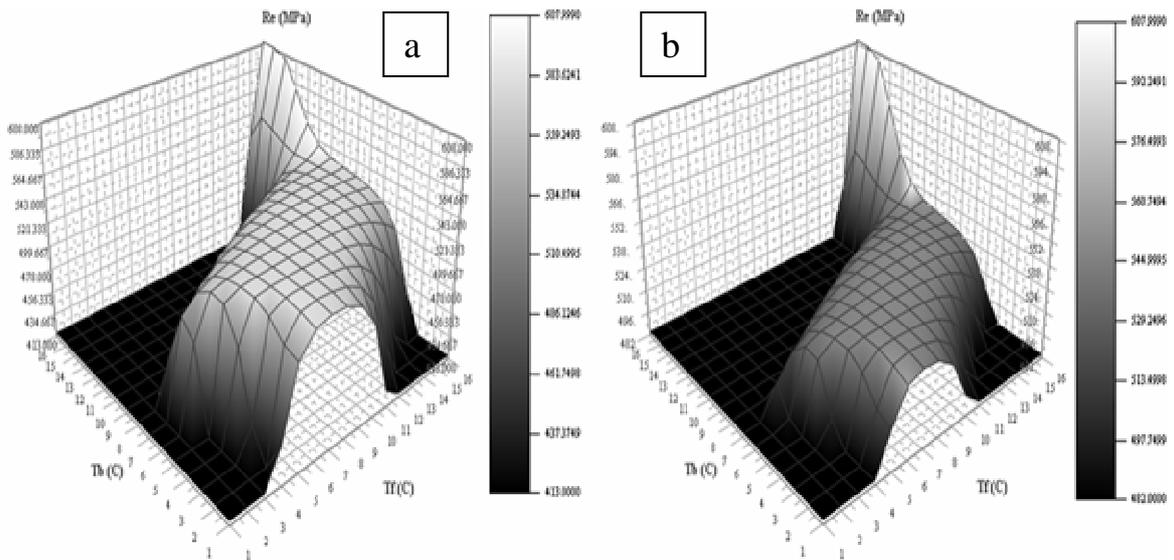


Fig. (IV.13): L'effet de la température de fin de laminage contre la température de bobinage, sur la limite d'élasticité en utilisant la composition dans le Tableau (III.2)
 a) Production de l'acier API- X60 et b) Production de l'acier API-X70

IV.6 Conclusion

Les meilleures combinaisons des propriétés de résistance et ténacité des aciers micro-alliés sont très importantes pour leurs applications dans l'industrie. En outre, le niveau de la résistance de ces aciers est également important, cependant, il doit être employé seulement avec un niveau suffisant de la ténacité. D'autre part, les mécanismes de commande à l'échelle industriel assurant à la fois les deux propriétés sont très complexes, parce que les nombreux paramètres de production, qui commencent par le mélange des éléments d'alliage et de la coulée de l'acier au roulement et au finissage, influencent toutes les deux propriétés pendant les étapes entières de production.

En particulier, garder ou obtenir une catégorie robuste de propriétés de résistance est possible seulement sous la commande rigide des étapes et des paramètres entiers de la production, tels que la composition chimique de l'acier, la forme, la composition et la taille des inclusions non métalliques, la température des étapes entières de production indépendamment de déformation et du refroidissement. En raison de la nature commerciale des conditions de traitement de la production, les examens systématiques des essais de roulement ne peuvent pas être achevés à cause d'un léger changement des paramètres, tels que les compositions chimiques, la température ou le temps de refroidissement. Dans ces circonstances, les propriétés mécaniques des aciers produits seront dispersées, et peuvent être non acceptables pour l'utilisation comme aciers micro-alliés.

Comme conclusion, un modèle de régression neuronale généralisé a été développé pour prévoir la limite d'élasticité et la résistance à la traction pour l'acier micro-allié étudié, sachons les conditions de son procédé de production. Le modèle de prévision a présenté une bonne approximation entre les données expérimentales et les valeurs de sorties prévues par le réseau de neurones. Par conséquent, ce modèle peut être employé avec un degré satisfaisant d'exactitude et de fiabilité pour déterminer la limite d'élasticité et la résistance à la traction pour des aciers HSLA produits dans des conditions similaires.

Maintenant qu'un modèle prédictif faisable existe, il serait utile de trouver de nouvelles compositions pour des aciers micro-alliés. Chaque variable d'entrée a une certaine influence sur la résistance finale de l'acier. Pour faciliter cette recherche, une approche utile serait l'utilisation "des algorithmes génétiques". En employant cette technique en même temps que les réseaux de neurones, on espère qu'une recherche efficace de l'enveloppe de toutes les entrées peut mener à la même chose ou à une résistance améliorée.

IV.7 Références bibliographiques

- [1] Malcolm Gray J. *Technology of microalloyed steel for large diameter pipe*. Int J Pres Ves Pip 1974; 2:95–122.
- [2] Sage AM. *Effect of rolling schedules on structure and properties of 0.45-percent vanadium weldable steel for x70 pipelines*. Met Technol 1981;8:94–102.
- [3] Hart PHM, Mitchell PS. *The effect of vanadium on the toughness of welds in structural and pipeline steels*. Weld J 1995; 74:S239–48.
- [4] Irvine KJ, Gladman T, Orr J, Pickerin FB. *Controlled rolling of structural steels*. J Iron Steel I 1970; 208:717.
- [5] Matsubar H, Osuka T, Kozasu I, Tsukada K. *Investigation of metallurgical factors in production of high-strength steel plate with high toughness by controlled rolling*. Trans Iron Steel I Jpn 1972; 12:480.
- [6] May MJ, Gladman T, Walker EF. *Recent developments in ultra high strength steels and their applications*. PhilosTransRoyal Soc, London Series 1976; 282:377.
- [7] Brownrigg A, Boelen R. *Yielding behavior of some Mn–Mo–Nb pipeline steels*. Met Forum 1981;4:245–52.
- [8] Shimizu H, Gibbon WM. *Evaluating the dynamic toughness properties of pipeline steels*. Can Metall Quart 1982; 21:103–9.
- [9] Pluvinage G, Krasowsky AJ, Krassiko VW. *Influence of mechanical and metallurgical parameters on dynamic fracture-toughness of 2 pipeline steels*. Mem Etud Sci Rev Met 1992;89:137–52.
- [10] Lung T, Difant M, Pineau A. *Resistance and toughness of pipeline steels – crack-arrest in cleavage fracture*. Rev-Metall-Cahiers Informations Tech 1995; 92: 227 –39.
- [11] Schofiel R, Weiner RT. *Simulating HAZ toughness in pipeline steels*. Met Constr Br Weld J 1974; 6:45–7.
- [12] Croft NH, Deardo AJ, Gray JM. *The effects of filler metal composition, heat input and post-weld heat-treatment on the properties of submerged-arc welds in X70 grade linepipe steel*. J Met 1982; 35:A64.
- [13] Hulka K, Peters P, Heisterkamp F. *Trends in the development of large-diameter pipe steels*. Steel Transl 1997; 27:64–70.
- [14] Hulka K, Heisterkamp F. *Development trends in HSLA steels for welded constructions*. Mater Sci Forum 1998; 284:343–50.
- [15] Heisterkamp F, Hulka K. *Low-carbon Mn–Ni–Nb steel. 2. Weldability*. Met Technol 1984; 11:545–9.
- [16] Mujahid M, Lis AK, Garcia CI, De Ardo AJ. *HSLA-100 steels: influence of aging heat treatment on microstructure and properties*. J Mater Eng Perform 1998; 7:247–57.
- [17] Zhao MC, Yang K, Shan YY. *The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel*. Mater Sci Eng a 2002; 335:14–20.
- [18] Zhao MC, Yang K, Shan YY. *Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite*. Mater Lett 2003; 57:1496–500.
- [19] Zhao MC, Tang B, Shan YY, Yang K. *Role of microstructure on sulfide stress cracking of oil and gas pipeline steels*. Metal Mater Trans A 2003; 34A:1089–96.
- [20] DeArdo AJ. *New challenges in the Thermomechanical processing of HSLA steels*. Mater Sci Forum 2003;426–432:49–56.
- [21] Bleck W, Frehn A, Kechagias E, Ohlert J, Hulka K. *Control of microstructure in TRIP steels by niobium*. Mater Sci Forum 2003; 426:43–8.
- [22] Kneissl AC, Baldinger P. *Structure and properties of TM processed HSLA steels*. J de Phys 1993; IV 3:77–82.
- [23] Wang Shyi-Chin, Hsieh Rong-Iuan, Liou Horng-Yih, Yang Jer-Ren. *The effects of rolling processes on the microstructure and mechanical properties of ultra low carbon bainitic steels*. Mater Sci Eng 1992; 157A:29W–36W.

- [24] M. C, H.M. Ertunc, M. Yilmaz. *An artificial neural network model for toughness properties in microalloyed steel in consideration of industrial production conditions*. Materials and Design 28 (2007) 488–495
- [25] S. Datta, M.K. Banerjee : Mapping the input–output relationship in HSLA steels through expert neural network, Materials Science and Engineering A 420 (2006) 254–264
- [26] N.K. Bose, P. Liang, 1996. *Neural Network Fundamentals*, McGraw-Hill Inc.
- [27] S. Datta, J. Sil, M.K. Banerjee, ISIJ Int. 39 (1999) 986–990.
- [28] S. Datta, M.K. Banerjee, ISIJ Int. 44 (2004) 846–851.
- [29] S. Datta, M.K. Banerjee, Scand. J. Metall. 33 (2004) 310–315.
- [30] S. Datta, M.K. Banerjee, ISIJ Int. 45 (2005) 121–126.
- [31] Haque ME, Sudhakar KV. *ANN back propagation prediction model for fracture toughness in micro alloy steel*. Int J Fatigue 2002;24: 1003 – 10.
- [32] Cullogh, W. M. and Pitts, W. (1943). A logical calculus of the ideas immanent in nervous activity. *Bulletin of Mathematical Biophysics*, 5.
- [33] H. K. D. H. Bhadeshia: *Neural Networks in Materials Science*, ISIJ International 39:10 (1999), pp. 966-979.
- [34] LeCun, Y. (1985). *Une procédure d'apprentissage pour réseau à seuil asymétrique*. In Proceedings of Cognitiva.
- [35] Rumelhart, D., Hinton, G., and Williams, R. (1986). *Learning internal representation by error propagation*, volume 1, chapter Parallel distributed processing: explorations in the microstructure of cognition. MIT Press.
- [36] Fletcher R, Reeves CM. Comput J 1964; 7: 149.
- [37] Polak E, Ribiere G. Rev Fr Inform Rech Oper 1969: 16-R1: 35.
- [38] Moller MF. Neural Netw 1989: 2: 357.
- [39] Dennis JE, Schnabel RB. *Num methods for unconstrained optimization and nonlinear equations*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, NJ, 1983.
- [40] Riedmiller M, Braun H. Proc IEEE Int Conf Neural Netw 1993: 49.
- [41] Hagan MT, Menhaj M. IEEE Trans Neural Netw 1994: 5: 989.
- [42] A.Guedri et al: *Effect of different rolling schedules on the mechanical properties and microstructure of C Mn (V-Nb-Ti) pipeline steel*, (I.RE.M.E.), 1, 4 (2007) 397-405.



Chapitre V

Etude du comportement mécanique sous un chargement cyclique

V.1	Endommagement par fatigue.....	113
V.1.1	Courbe d'endurance.....	113
V.1.2	Zone de fatigue oligocyclique.....	115
V.1.3	Concept de tolérance au dommage	116
V.1.4	Coefficients de concentration de contraintes et de réduction de la résistance à la fatigue	117
V.1.5	Facteur d'Intensité des Contraintes	120
V.2	Propagation des fissures de fatigue	125
V.2.1	Amorçage de fissure de fatigue	126
V.2.2	Courbes de propagation et vitesse de fissuration en fatigue	127
V.2.3	Phénomène de fermeture.....	132
V.3	Présentation des matériaux étudiés	135
V.4	Modélisation du comportement sous chargement cyclique	135
V.4.1	Loi de comportement.....	136
V.4.2	Conception et maillage de l'éprouvette CT	139
V.4.3	Conception et maillage du tube	142
V.4.4	Simulations sous chargement cyclique	144
V.5	Simulations et calcul des vitesses de propagation	146
V.5.1	Sous chargement d'amplitude constante	146
V.5.1.1	Taille des éléments en pointe de la fissure	146
V.5.1.2	Critère d'endommagement	147
V.5.1.3	Vitesse de propagation de la fissure	150
V.5.1.4	Courbes de propagation	150
V.5.2	Sous chargement à amplitude variable.....	156
V.5.2.1	Cas de surcharges unitaires	156
V.5.1.2	Autres types de variation de chargement	161
V.6	En conclusion.....	164
V.7	Références bibliographiques	165

Chapitre V

Etude du comportement mécanique sous chargement cyclique

Résumé

Ce chapitre aborde l'aspect fatigue et plus précisément l'étude de la propagation des fissures dans deux types d'acier pour tubes, un acier micro-allié de type API-X60 et un acier inoxydable austénitique de type AISI 304L.

Une première partie à caractère bibliographique sera bien exposée : présente les outils nécessaires et les approches utilisées pour déterminer les vitesses de propagation de fissures en fatigue.

Une deuxième partie sera consacrée à la simulation numérique : Le comportement des matériaux sous chargement cyclique sera modélisé en utilisant le modèle de Chaboche et Lemaître. La prise en compte de l'écroutissage isotrope et l'écroutissage cinématique non linéaire est nécessaire pour décrire le comportement de ces types de matériaux.

Les résultats des simulations sur une éprouvette de type CT seront exploités pour établir des courbes de vitesse de propagation de fissure et être comparés avec ceux qui résultent de la simulation d'un tube. Ces résultats numériques sont confrontés aux résultats expérimentaux.

Les lois de propagation présentées précédemment permettent de décrire la propagation de fissures longues sous chargement à amplitude constante. En effet, il est implicitement supposé qu'un cycle donné engendre un dommage assimilé à une avance δa indépendamment de l'histoire de chargement antérieure. Or, dans la réalité, les structures ne sont que très rarement soumises à des chargements à amplitude constante. Les mesures de spectre de chargement indiquent au contraire une variation de l'amplitude de charge au cours du temps. De plus, l'expérience montre que l'endommagement induit par un cycle donné peut dépendre de l'histoire antérieure de chargement. L'objet de ce chapitre est donc de décrire la phénoménologie des effets d'histoire de chargement sur la propagation et de prédire l'intensité de ces effets pour des prédictions plus réalistes.

V.1 Endommagement par fatigue

La fatigue est la modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application de sollicitations cycliques. Elle produit en général des défaillances des structures qui conduisent à la fissuration et à la ruine des matériaux. Les composants mécaniques tels que par exemple les vilebrequins, les bielles, les pignons pour l'industrie automobile ou encore les trains d'atterrissage, les aubes de turbines et de compresseurs pour l'industrie aéronautique, se détériorent souvent par fatigue.

Cet endommagement peut se présenter sous différents types de sollicitations, le plus simple étant la rupture induite par une sollicitation externe alternée. Si des contraintes résiduelles existent dans le matériau, elles se superposent aux contraintes externes. Ces sollicitations peuvent également être combinées avec d'autres modes de ruine comme le fluage engendré par des températures élevées. Le fait de solliciter le matériau dans un milieu corrosif ou fragilisant accélère l'endommagement par fatigue ; on parle alors de fatigue-corrosion ou fatigue assistée par l'environnement.

Il importe donc que l'endommagement par fatigue, associé à plus de 50% des cas de défaillances des systèmes mécaniques, soit pris en compte dans la conception des structures. Les sollicitations imposées doivent être convenablement évaluées. Avec les moyens de calcul actuels, il est possible d'en donner une estimation raisonnable même dans des structures complexes.

V.1.1 Courbe d'endurance

Il existe de nombreuses courbes pour définir la durée de vie en fatigue d'un matériau. Ces courbes sont issues de campagnes d'essais et reflètent le comportement statistique du matériau. L'essai de fatigue le plus simple consiste à soumettre un lot d'éprouvettes non entaillées, à des cycles d'efforts périodiques, d'amplitude et de fréquence fixées, et à noter le nombre de cycles à la rupture N_R pour chaque éprouvette. On obtient alors une courbe en échelle semi-logarithmique, appelée *Courbe d'endurance* ou *Courbe de Wöhler*, qui a l'allure représentée sur la Fig. (V.1).

Cette courbe est déterminée à partir d'un ensemble d'éprouvettes soumises chacune à un effort périodique d'amplitude maximale σ et de fréquence constante, la rupture se produisant au bout d'un nombre de cycles N_R . A chaque éprouvette correspond un point du plan

(σ, N_R). D'après la Fig. (V.1), la rupture est atteinte après un nombre de cycles qui croît quand la contrainte décroît. Les résultats des essais de fatigue sont répartis de façon statistique, de telle sorte que l'on puisse définir des courbes correspondant à des probabilités de rupture données selon l'amplitude de contrainte et le nombre de cycles.

On peut distinguer sur la courbe de Wöhler trois domaines :

- une zone à faible nombre de cycles ou zone de fatigue oligocyclique (zone 1), sous forte contrainte, où la rupture qui intervient après un faible nombre de cycles, est précédée d'une déformation plastique significative ;
- une zone de fatigue ou d'endurance limitée (zone 2), où la rupture est atteinte après un nombre de cycles plus important, nombre qui croît lorsque la contrainte décroît ;
- une zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité (zone 3) sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas avant un nombre donné de cycles généralement supérieur à 10^6 cycles pour les aciers et 10^7 cycles pour les alliages légers.

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler : l'asymptote étant appelée *limite d'endurance* ou limite de fatigue et notée σ_D . Par contre, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixés (par exemple 10^7 cycles).

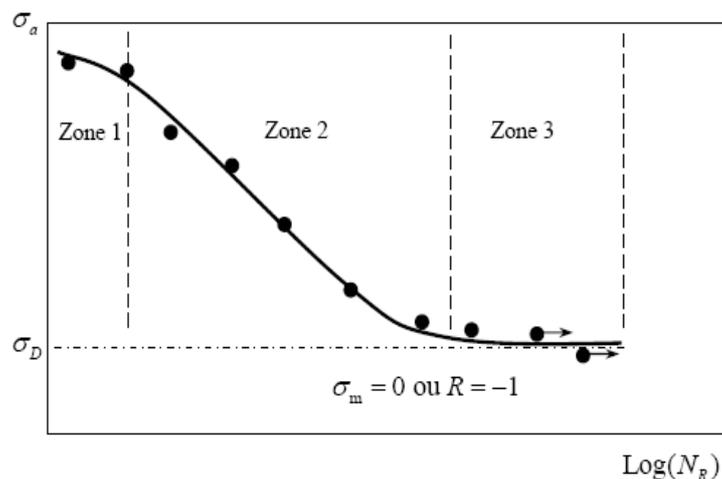


Fig. (V.1): Courbe d'endurance ou de Wöhler

La notion de limite d'endurance est donc relative ; sa définition dépend du problème traité ; par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes.

V.1.2 Zone de fatigue oligocyclique

Il est généralement admis que ce domaine (zone 1 de la Fig. (V.1)) correspond à des contraintes élevées supérieures à la limite d'élasticité du matériau. Le nombre de cycles à rupture s'étend jusqu'à 10^4 cycles. Sous l'effet de la sollicitation cyclique en déformation imposée, la courbe contrainte- déformation prend la forme d'une boucle d'hystérésis ouverte qui se stabilise et se ferme au bout d'un nombre de cycles, au cours duquel le matériau s'adapte aux sollicitations cycliques ; la Fig. (V.2) représente une boucle stabilisée. Cette accommodation en fatigue peut se produire de deux manières : il y a durcissement ou adoucissement suivant l'état initial du matériau. Souvent, pour des sollicitations alternées, un matériau initialement écroui, s'adoucit en fatigue. Alors qu'inversement, un matériau initialement mou, durcit.

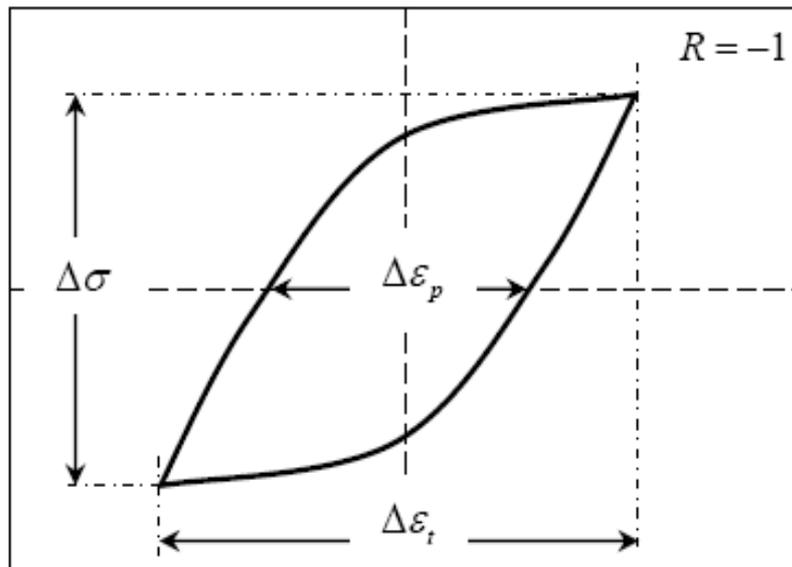


Fig. (V.2): Courbe contrainte-déformation en fatigue oligocyclique

Les lois empiriques les plus utilisées pour décrire la fatigue oligocyclique à température ambiante, c'est-à-dire le nombre de cycles pour différentes déformations plastiques ou totales imposées, sont :

- la loi de Manson-Coffin de résistance aux déformations plastiques :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad [V.1]$$

ou c est l'exposant de ductilité en fatigue et ε'_f le coefficient de ductilité en fatigue.

- la loi de Basquin de résistance aux déformations élastiques :

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad [V.2]$$

ou b et σ'_f sont respectivement l'exposant et le coefficient de résistance à la fatigue.

Dans le cas des aciers courants c et b ont des valeurs de l'ordre de $c \approx -0.5$ et $b \approx c/10$.

La Fig. (V.3) est une représentation schématique des résultats de fatigue oligocyclique ajustés aux relations empiriques de Manson-Coffin et Basquin.

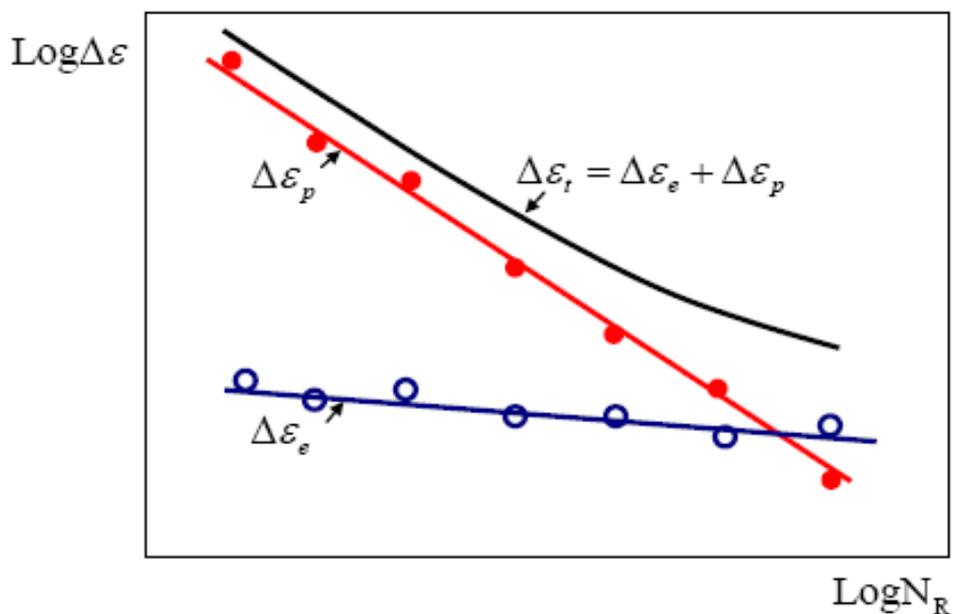


Fig. (V.3): Courbes de fatigue oligocyclique

V.1.3 Concept de tolérance au dommage

Deux étapes sont distinguées lors du processus d'endommagement par fatigue. L'amorçage qui englobe la propagation de microfissures qui est un phénomène qui se produit essentiellement en surface. La propagation proprement dite commence lorsque les fissures pénètrent à l'intérieur du matériau. La croissance de celles-ci dépend de la résistance en volume du matériau.

Dans quelles conditions la propagation des fissures de fatigue présente un intérêt ? Les spectres de charge subis par les structures en service peuvent contenir des contraintes de niveau supérieur à la limite de fatigue et donc provoquer la propagation des fissures. Par ailleurs, certaines structures contiennent des fissures inhérentes aux procédés de fabrication, et la maîtrise de leur propagation devient alors importante pour l'intégrité de la structure. C'est ce qu'on appelle le concept de tolérance au dommage qui peut s'énoncer ainsi : puisque certaines structures contiennent inévitablement des fissures, leur dimensionnement et/ou leur durée de vie doivent être tels que ces fissures n'atteignent pas une taille critique conduisant à la rupture brutale. C'est notamment le cas des structures aéronautiques : les avions par exemple, où des fissures sont présentes un peu partout dans le carénage, ont une durée de vie limitée. Ils sont régulièrement inspectés à des périodes fixées par la vitesse de propagation des fissures, de sorte que les tailles de celles-ci ne deviennent pas critiques.

V.1.4 Coefficients de concentration de contraintes et de réduction de la résistance à la fatigue

La présence de discontinuités géométriques (trous, entailles, congés,...) dans une structure sollicitée cycliquement, induit des zones de concentration des contraintes dont le rôle est essentiel sur la tenue en fatigue. En effet, lorsqu'une telle structure est soumise à un chargement, localement le niveau de contrainte est nettement plus élevé par rapport au champ à l'infini (ou très éloigné de la discontinuité). Une manière prudente de prendre en compte une telle discontinuité consiste, dans un premier temps, à évaluer son coefficient de concentration de contrainte K_t (sans dimension) tel que :

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{nom}} \quad [V.3]$$

où σ_{\max} est la contrainte à fond d'entaille, estimée dans le domaine de l'élasticité, et σ_{nom} la contrainte nominale calculée comme la contrainte moyenne dans la section résistante.

Pour une éprouvette entaillée, les contraintes dans la région de l'entaille sont ainsi multipliées par K_t . La sévérité de la concentration de contraintes dépend de la géométrie et de la configuration de l'entaille. Lorsqu'on conçoit une structure, on cherche à réduire autant que possible les concentrations de contraintes pour éviter notamment les problèmes de rupture par fatigue. Dans les structures, des entailles géométriques dues à des changements brusques de

section (épaulements, gorge, cannelure, orifice de lubrification ...) sont souvent inévitables compte tenu de leur rôle fonctionnel. Au voisinage de ces incidents de forme, les répartitions des contraintes sont inhomogènes et conduisent à leurs concentrations. La contrainte atteinte à la racine du trou est bien plus élevée que la contrainte nominale σ_{nom} de traction appliquée à la plaque (Fig. (V.4)).

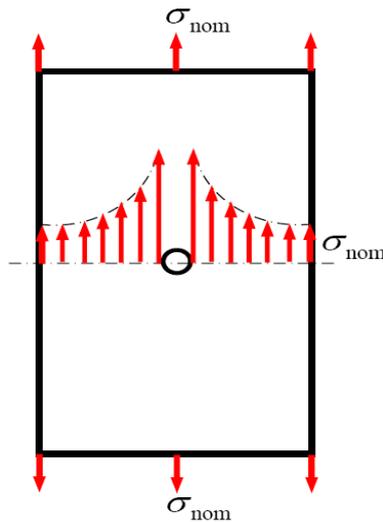


Fig. (V.4): Répartition des contraintes autour d'un trou dans une plaque

Les valeurs du coefficient K , peuvent être trouvées dans la littérature pour les géométries les plus courantes ou bien déterminées à l'aide de calculs par éléments finis.

Dans le cas d'une structure chargée en traction avec un trou de forme elliptique (Fig. (V.5)) le coefficient de concentration de contraintes s'exprime en fonction des longueurs a et b du trou elliptique.

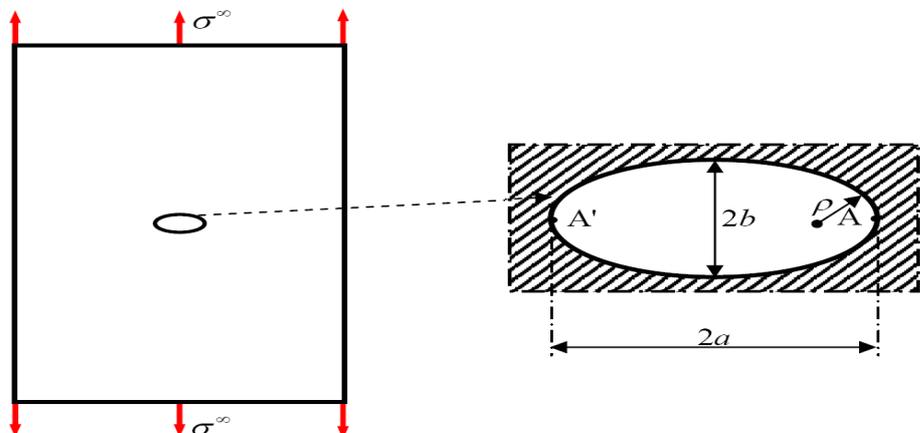


Fig. (V.5) : Plaque chargée en traction simple, percée d'un trou elliptique de rayon à fond d'entaille ρ

$$K_t = 1 + 2 \frac{a}{b} \quad [\text{V.4}]$$

Ou encore en fonction du rayon à fond d'entaille ρ :

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad [\text{V.5}]$$

Cependant, même si l'on constate que la durée de vie sous une sollicitation alternée donnée est plus faible pour une structure entaillée par rapport à une sans entaille, la limite d'endurance σ_D^{ent} de la pièce entaillée n'est pas égale à $\sigma_D^{ent} = \sigma_D^{lis} / K_t$ (où σ_D^{lis} désigne la limite d'endurance d'une éprouvette lisse du même matériau) mais est déterminée en fait grâce à la relation suivante :

$$\sigma_D^{ent} = \frac{\sigma_D^{lis}}{K_f} \quad [\text{V.6}]$$

où K_f est le coefficient de réduction de résistance à la fatigue. On aura toujours pour une entaille donnée :

$$1 \leq K_f \leq K_t \quad [\text{V.7}]$$

Ce résultat témoigne d'une adaptation plastique du matériau. K_f peut être évalué à l'aide d'essais réalisés sur deux lots d'éprouvettes lisses et entaillées possédant le même K_t que la pièce considérée. On peut alors classer les matériaux en terme de sensibilité à l'effet d'entaille. Si pour un K_t donné, K_f est beaucoup plus faible que K_t , le matériau est considéré comme étant peu sensible à l'effet d'entaille.

Au contraire si la différence entre K_f et K_t n'est pas significative, le matériau y est sensible.

En général, les matériaux fragiles sont plus sensibles à l'effet d'entaille que les matériaux ductiles.

Pour caractériser cette sensibilité on utilise le plus souvent le facteur de sensibilité à l'effet d'entaille q défini par :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad [V.8]$$

La Fig. (V.6) illustre les variations de q avec le rayon à fond d'entaille pour des aciers et des alliages légers [1].

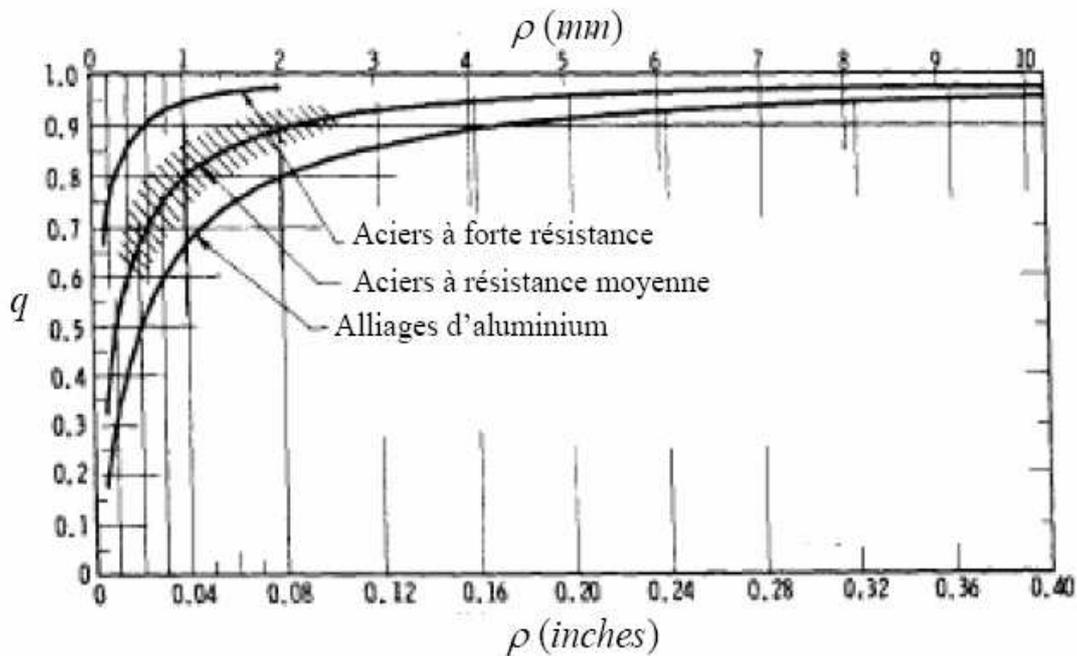


Fig. (V.6) : Variations de l'indice de sensibilité q en fonction du rayon à fond d'entaille [1]

La détermination du facteur de sensibilité à l'effet d'entaille est assez délicate, et il n'existe pas à l'heure actuelle de méthodes exactes pour le faire. On peut toutefois trouver différentes formulations empiriques pour déterminer q . Elles font le plus souvent intervenir le rayon à fond d'entaille noté ρ ainsi que différents paramètres dépendant du matériau.

V.1.5 Facteur d'Intensité des Contraintes

En première approximation, une fissure peut être assimilée à une entaille elliptique très aplatie, c'est-à-dire avec $b \ll a$ ou encore $\rho \ll a$. Dans ces conditions, d'après les relations [V.4] ou [V.5], $K_t \rightarrow \infty$ et le concept de facteur de concentration des contraintes ne peut alors

décrire la répartition des contraintes à l'extrémité d'une fissure. Il est donc nécessaire d'utiliser un autre paramètre pour caractériser cette répartition : s'appuyant sur les travaux de Westergaard [2], Irwin [3] proposa le concept de Facteur d'Intensité des Contraintes (FIC).

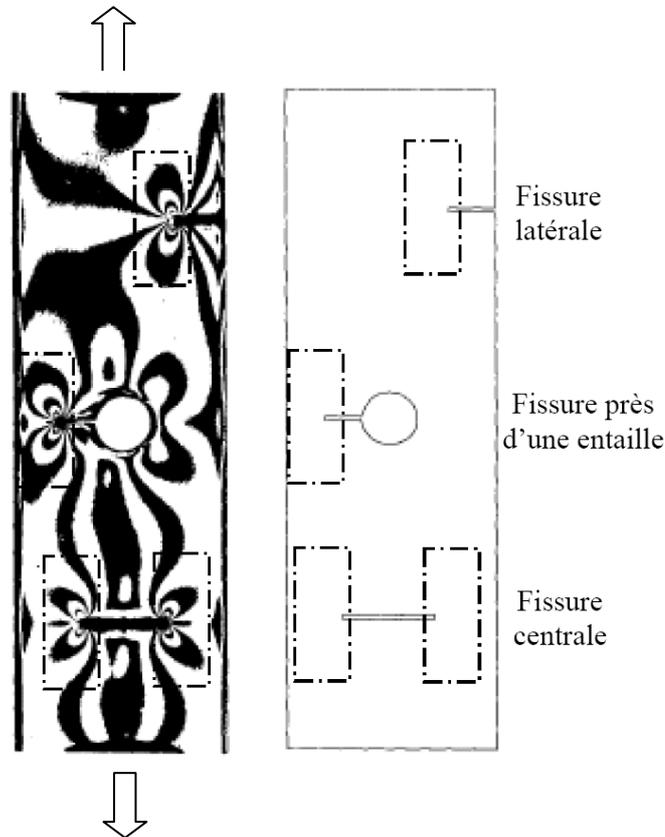


Fig. (V.7) : Clichés de photo-élasticité montrant la similitude des champs de contraintes pour trois fissures différentes [4]

L'utilisation du FIC comme paramètre unique pour décrire la répartition des contraintes au voisinage d'une fissure est justifiée par les similitudes que l'on peut observer entre différentes fissures soumises à des contraintes de traction. La Fig. (V.7) montre des clichés obtenus par la méthode photo-élasticité pour trois fissures différentes dans une plaque chargée en traction. Ces clichés montrent des franges très similaires, ce qui suggère qu'il en est de même de la répartition des contraintes aux extrémités de ces fissures.

La forme générale du champ de contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans un matériau dont le comportement est élastique et linéaire est de la forme :

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} \alpha_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad [V.9]$$

Le facteur d'intensité des contraintes noté K représente l'amplitude de la distribution des contraintes admissibles au voisinage du front de fissure. Les coordonnées (r,θ) sont définies sur la figure ci dessous.

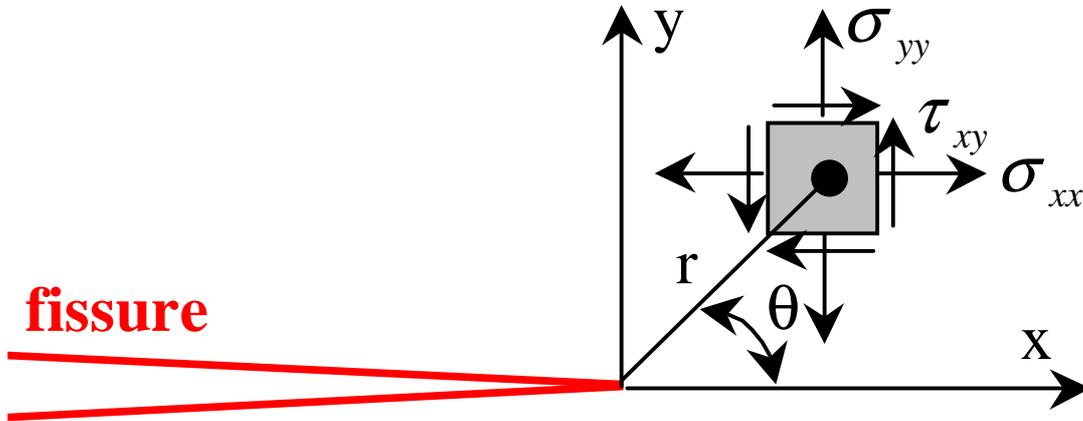


Fig. (V.8) : Définition des coordonnées (r,θ) à l'extrémité d'une fissure

Au voisinage immédiat de la fissure Fig. (V.8), $(r \rightarrow 0)$, la singularité en $\frac{1}{\sqrt{r}}$ domine et la relation entre le champ de contraintes et le facteur d'intensité des contraintes K , devient alors[5] :

$$\sigma_{ij} \approx \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad [V.10]$$

Selon le mode de sollicitation considéré (Voir Fig. (V.9)), le champ de contraintes s'exprime en fonction du facteur d'intensité de contrainte K_I , K_{II} et K_{III} .

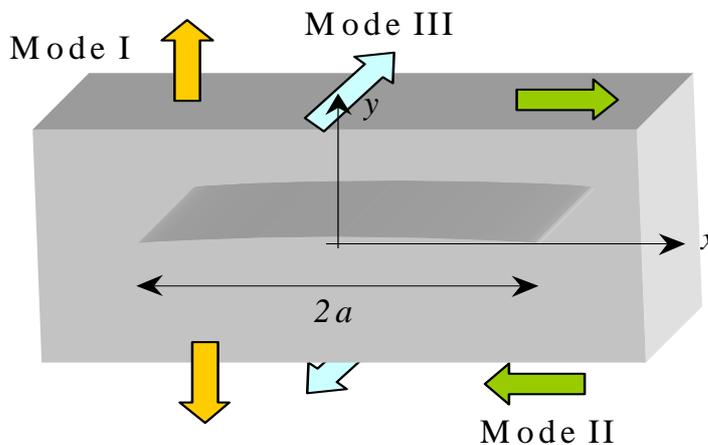


Fig. (V.9) : Représentation des trois modes de sollicitations I, II et III

Les expressions des champs des contraintes pour chaque mode de sollicitations sont données par les relations suivantes :

$$\text{Mode I} \Rightarrow \begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{cases} \quad [\text{V.11}]$$

$$\text{Mode II} \Rightarrow \begin{cases} \sigma_{xx} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \end{cases} \quad [\text{V.12}]$$

$$\text{Mode III} \Rightarrow \begin{cases} \sigma_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \sigma_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \end{cases} \quad [\text{V.13}]$$

Les relations [V.11], [V.12] et [V.13] montrent que les champs des contraintes sont décrits par un paramètre unique : le facteur d'intensité des contraintes K_I , K_{II} ou K_{III} , selon le mode de sollicitation. Le facteur d'intensité des contraintes s'exprime en fonction des données géométriques (longueur de la fissure et dimensions de la structure) et du chargement appliqué. Généralement, les expressions du FIC ont la forme suivante :

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} f \left(\frac{a}{W} \right) \quad [\text{V.14}]$$

Où σ est la contrainte appliquée à la structure, a la longueur (ou demi longueur) de la fissure, W une dimension (souvent la largeur ou la demi largeur) de la structure et $f(a/W)$ un paramètre géométrique sans dimension appelé fonction de complaisance ou facteur géométrique. Lorsque la structure est de dimension infinie par rapport à la taille de la fissure, $f(a/W)$ prend une valeur constante.

Les expressions de la fonction $f(a/W)$ dépendent de la géométrie de l'éprouvette utilisée, les relations [V.15] et [V.16] donnent les expressions de $f(a/W)$ pour deux éprouvettes différentes CCT et CT (Fig. (V.10)).

$$\text{CCT} \rightarrow f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(\cos \frac{\pi a}{W}\right)^{-1/2} \left(1 - 0,1\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 0,96\left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \quad [\text{V.15}]$$

$$\text{CT} \rightarrow f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left(0,886 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \quad [\text{V.16}]$$

La Fig. (V.10) compare les variations de la fonction de complaisance $f(a/W)$ des éprouvettes CT et CCT. Dans l'éprouvette CT, une faible charge conduit à des valeurs élevées du Facteur d'intensité des contraintes K_I ; ce qui est un avantage eu égard à la capacité des machines d'essai. Cette éprouvette a une longueur de ligament ($W - a_0$) relativement importante : elle est très utilisée dans l'étude de la propagation des fissures de fatigue et pour déterminer la ténacité d'un matériau après une pré fissuration de l'ordre de $\frac{a}{W} \approx 0,5$.

Des manuels spécialisés donnent les expressions du FIC - K en fonction du chargement et des données géométriques pour de multiples configurations de fissures [6-8]. Les fonctions de complaisance $f\left(\frac{a}{W}\right)$ sont données à partir de relations empiriques de type [V.15] ou [V.16].

Elles sont généralement déterminées pour les plus anciennes par photoélasticité, et depuis le développement des logiciels de calculs, par éléments finis.

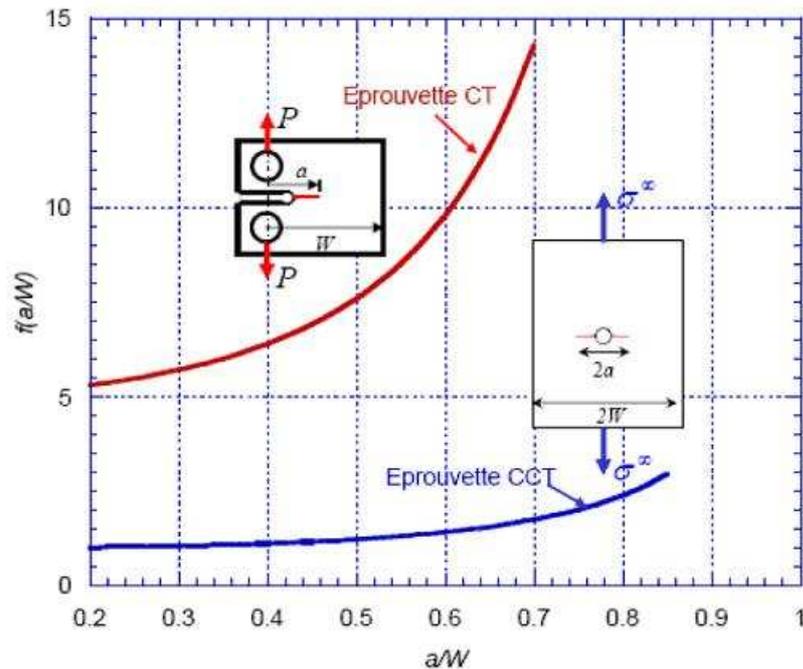


Fig. (V.10): Comparaison des fonctions de complaisance dans les éprouvettes CCT et CT

V.2 Propagation de fissures par fatigue

L'application d'une charge cyclique (d'amplitude constante ou variable) à une pièce se traduit par l'apparition d'un dommage qui comprend deux phases [9]. La première phase, dite d'amorçage, correspond à la formation, le plus souvent à la surface de la pièce à partir de bandes de glissement persistantes ou aux inclusions, de microfissures et à leur propagation ; ces microfissures cheminent à travers quelques grains suivant des directions cristallographiques. Elles apparaissent très tôt dans la durée de vie de la pièce. La deuxième phase correspond à la propagation lente d'une de ces fissures dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué, propagation qui se produit en général jusqu'à rupture de la pièce. La proportion relative des stades d'amorçage et de propagation dépend de l'amplitude de la sollicitation, de la géométrie de la pièce, de la microstructure du matériau, de la température et de l'environnement [10]. Cette division de la durée de vie est largement critiquée par Miller [11], car il s'appuie sur le principe qu'il y a toujours des microfissures dans le matériau. La durée de vie d'une éprouvette est alors décomposée en une étape de propagation des fissures « courtes » puis de propagation de la fissure principale « longue ».

V.2.1 Amorçage de fissure de fatigue

L'amorçage des fissures provient de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un petit domaine de dimension finie, par la présence d'inclusions ou de tout autre défaut du fait des concentrations de contraintes qu'ils entraînent. L'amorçage de fissures dépend de plusieurs facteurs, le nombre, la taille, la nature, et la répartition des inclusions ou des défauts, ainsi que de leurs formes par rapport à la direction des efforts [12].

Les joints de grains sont aussi des sites favorables à la formation de microfissures surtout si les grains ont une direction parallèle au chargement appliqué [13].

Lors d'études portant sur des alliages d'aluminium, Bin [14] a montré que l'amorçage pouvait s'effectuer au niveau des bandes de glissement ou des inclusions, selon l'amplitude du chargement appliqué. Pour un chargement important, c'est l'inclusion rompue qui favorise l'amorçage d'une fissure ; de plus, si les inclusions rompues se trouvent groupées, les microfissures se rejoignent facilement et la fissure principale se développe rapidement. Pour un faible chargement, ce sont les bandes de glissement persistantes qui favorisent principalement l'amorçage de microfissures, même s'il y a des inclusions rompues. Les résultats montrent que si une fissure s'amorce dans une inclusion cassée, elle se développe plus vite qu'une fissure s'amorçant dans une bande de glissement. Bin [14] justifie cela par le fait qu'une fissure s'amorçant dans une inclusion cassée doit accumuler suffisamment d'énergie pour franchir la bordure d'inclusion. Quand la fissure réussit à se développer dans la matrice, l'énergie se libère brutalement et la fissure peut se propager rapidement. Enfin, la durée de vie liée à l'apparition de fissures amorcées à partir d'une inclusion est plus faible que lors d'un amorçage à partir d'une bande de glissement [14].

Hu [15] a confirmé que les bandes de glissement et les joints de grains sont des sites préférentiels pour le déclenchement des fissures de fatigue dans l'alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al. Les mêmes résultats ont été obtenus par Tokaji [16] pour un alliage de titane sous trois traitements thermiques (735°C, 850°C et 1000°C).

En résumé, l'amorçage des fissures de fatigue peut être favorisé généralement, soit par une inclusion rompue, soit par une bande de glissement.

Il faut retenir notamment le fait que l'amorçage des fissures est toujours dû à une déformation plastique localement concentrée. En pratique, les fissures s'amorcent souvent en surface. Les raisons en sont les suivantes :

- dans les composants mécaniques, les contraintes superficielles sont plus importantes qu'à coeur. Cela est dû à la concentration des contraintes et des sollicitations telles que la flexion ou la torsion ;
- les grains, à l'intérieur de la pièce, sont entourés d'autres grains alors que les grains en surface sont plus libres de générer des glissements ;
- les grains en surface sont en contact direct avec l'environnement souvent défavorable à la résistance à la fatigue ;
- à la surface d'un composant, il existe souvent des rayures ou des stries d'usinage qui facilitent l'amorçage des fissures de fatigue.

La frontière entre la période d'amorçage et celle de la propagation n'est pas toujours bien définie. Elle dépend essentiellement des moyens de détection utilisés. Le développement de techniques avancées, comme l'émission acoustique ou les ultra sons, rend de plus en plus possible le suivi des fissures à partir d'une taille de l'ordre du dixième de millimètre pour certains composants critiques des structures industrielles.

V.2.2 Courbes de propagation et vitesse de fissuration en fatigue

La façon la plus simple de représenter la progression des fissures, consiste à rapporter leur profondeur a en fonction du nombre de cycles N subi par l'éprouvette d'essai (Fig. (V.11))

ou leur vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ en fonction de la longueur de fissure a (Fig. (V.12)).

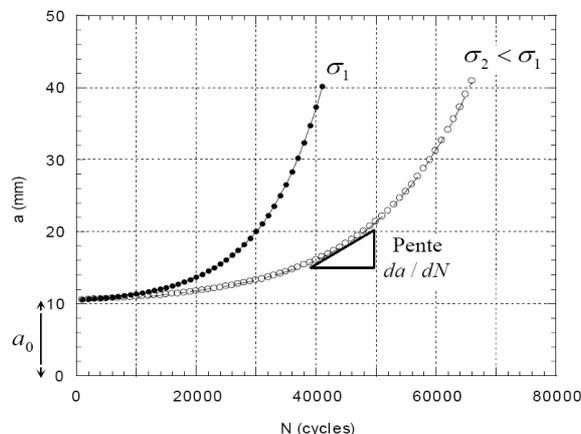


Fig. (V.11): Variations de la longueur de fissure a en fonction du nombre de cycles N pour deux amplitudes de contraintes σ_1 et σ_2

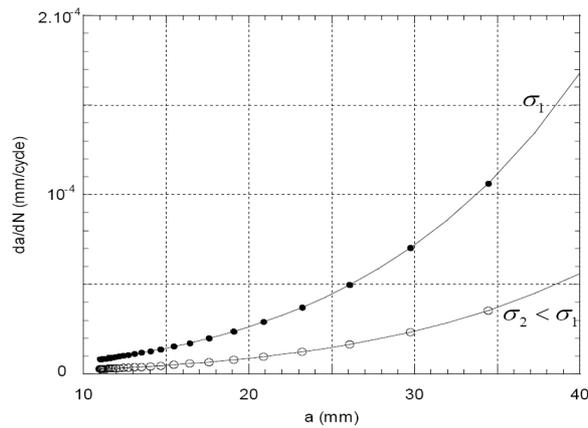


Fig. (V.12): Variations de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de la longueur de fissure a pour deux amplitudes de contraintes σ_1 et σ_2

La description de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude de l'intensité des contraintes ΔK ($\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$) à l'extrémité de la fissure (Fig. (II.13)), est une autre méthode pour étudier la propagation des fissures de fatigue. C'est l'approche la plus utilisée car elle présente l'avantage d'utiliser un seul paramètre, le facteur d'intensité de contrainte K .

Les variations $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$ sont décrites par la courbe de fissuration par fatigue.

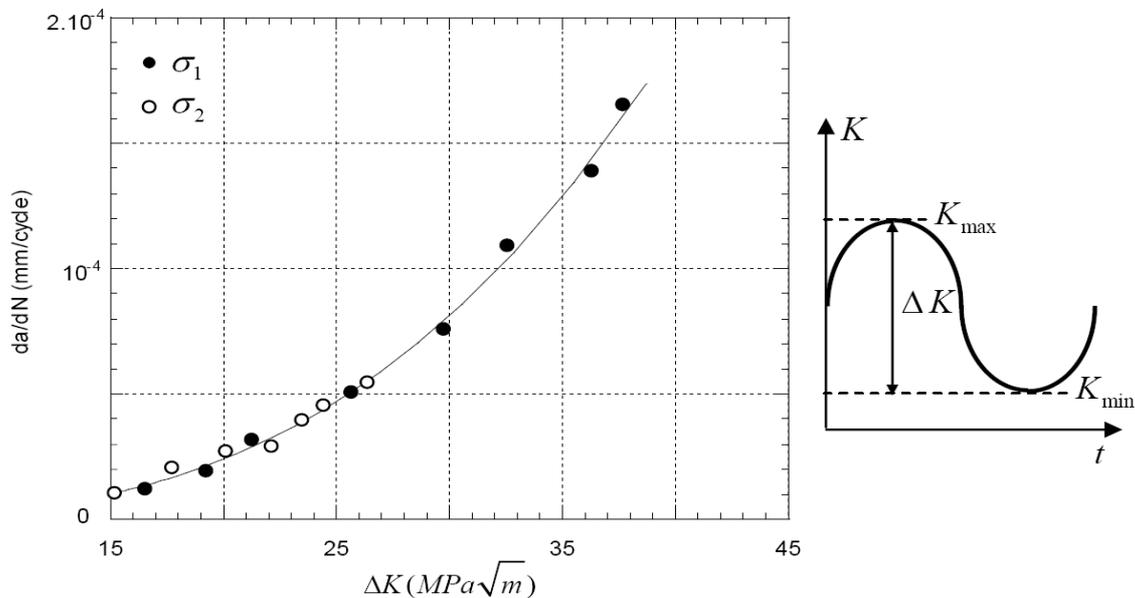


Fig. (V.13): Variations de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK pour deux amplitudes de contraintes σ_1 et σ_2

La Fig. (V.13) montre une courbe de fissuration partielle, l'allure d'une courbe de propagation complète est indiquée sur la Fig. (V.14) en échelle Log - Log. Cette courbe est obtenue pour un rapport de charge R fixé. Ce dernier est défini par :

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad [\text{V.17}]$$

D'après la relation [V.14], on a :

$$K_{\min} = \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \text{ et } K_{\max} = \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad [\text{V.18}]$$

où $f\left(\frac{a}{W}\right)$ est la fonction de complaisance.

La relation entre ΔK et R est donc la suivante :

$$\Delta K = K_{\max} (1 - R) \quad [\text{V.19}]$$

La Fig. (V.14) représente une courbe complète de propagation de fissure en fatigue. Trois domaines sont à distinguer :

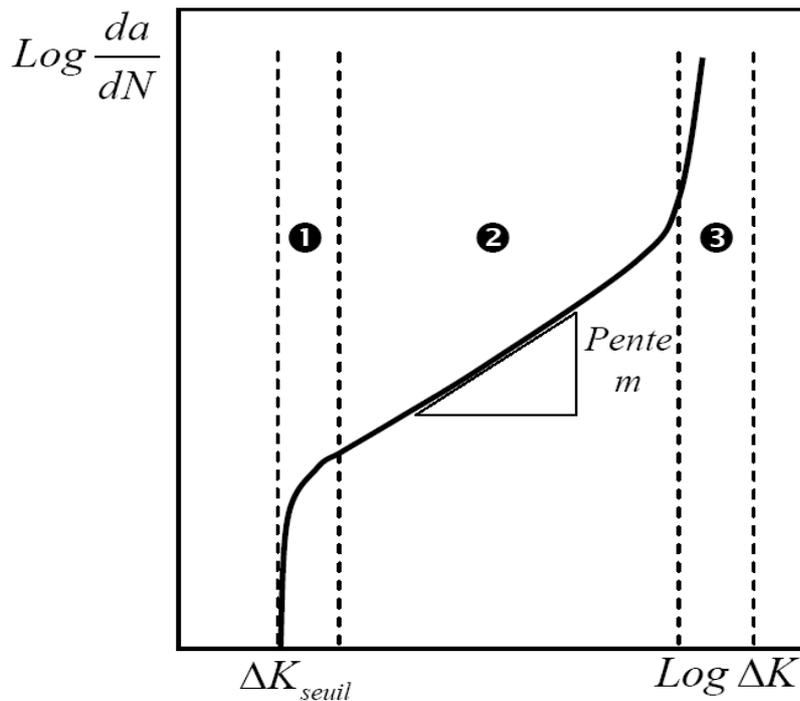


Fig. (V.14): Courbe de propagation $da/dN - \Delta K$ en fatigue à rapport de charge fixé

- Le *domaine 1* des faibles vitesses, obtenu par des essais à ΔK décroissant : cette procédure permet de déterminer la valeur seuil de l'amplitude du Facteur d'intensité des contraintes ΔK_{seuil} , en dessous de laquelle, une fissure, présente dans un matériau, ne se propage plus. Compte tenu de la procédure utilisée, la longueur de fissure est relativement longue lorsque le ΔK_{seuil} est atteint. La connaissance de ΔK_{seuil} est d'une grande importance pour les structures nécessitant une grande fiabilité. Elle varie avec le rapport de charge R et le milieu environnant. La relation empirique de Klesnil et Lukas [17], la plus utilisée pour décrire ces variations, est de la forme :

$$\Delta K_{seuil} = (1 - R)^\gamma \Delta K_0 \quad [V.20]$$

ΔK_0 est la valeur seuil pour $R = 0$. L'exposant γ est compris entre 0 et 1 : il est proche de 1 lorsque l'essai de fatigue est conduit dans des environnements agressifs et proche de 0 pour des milieux inertes, tel que le vide, ou tout environnement gazeux dont les molécules ne s'adsorbent pas sur les surfaces fraîchement créées lors de la fissuration.

- Le *domaine 2* des vitesses moyennes, obtenu par des essais à ΔK croissant : la vitesse de fissuration dans ce domaine est le plus souvent décrite par la relation empirique de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad [V.21]$$

C et m sont des constantes qui dépendent du matériau, du milieu environnant et du rapport de charge R .

- Le *domaine 3* des vitesses très élevées où les valeurs de K_{max} se rapprochent de la ténacité K_c du matériau.

La loi proposée par Paris (relation [V.21]) ne décrit pas la totalité de la courbe ; cependant, d'autres lois empiriques ou analytiques ont été proposées pour décrire l'ensemble de la courbe de propagation. Forman, pour tenir compte de l'augmentation brutale de la vitesse de fissuration lorsque $K_{max} \rightarrow K_c$, proposa une amélioration de la relation de Paris pour décrire les domaines 2 et 3 de la courbe de propagation, cette relation présente en plus l'avantage de

prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne grâce à l'introduction du rapport de charge R :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^m}{(1-R)(K - K_{\max})} \quad [\text{V.22}]$$

Cette relation ignore cependant l'existence de ΔK_{seuil} , le seuil de non fissuration.

Pour rendre compte de l'effet de seuil dans le domaine **1**, Klesnil et Lukas [17] proposent une modification de la relation de Paris sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K^m - \Delta K_{\text{seuil}}^m) = C (\Delta K^m - ((1-R)^\gamma \Delta K_0)^m) \quad [\text{V.23}]$$

S'appuyant sur les modifications de Forman et de Klesnil et Lukas, d'autres auteurs proposent différentes formulations pour décrire toute la courbe de propagation en fatigue. On peut citer Priddle :

$$\frac{da}{dN} = C \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{\text{seuil}}}{K_c - K_{\max}} \right]^m \quad [\text{V.24}]$$

ou encore la relation de Frost qui rend compte de l'ensemble de la courbe de propagation, établie pour les aciers ferrito-perlitiques [18] :

$$\frac{da}{dN} = B \left[\frac{(\Delta K - \Delta K_{\text{seuil}})^4}{R_m^2 (K_c^2 - K_{\max}^2)} \right]^n \quad [\text{V.25}]$$

R_m est la résistance à la traction du matériau, B et n sont des constantes caractéristiques du matériau.

Les durées de vie en fatigue peuvent alors être calculées en intégrant ce type de lois de propagation.

Lorsqu'un élément de structure fissuré est soumis à un chargement d'amplitude de contrainte constante $\Delta\sigma$, la durée de vie, représentée par le nombre de cycles à rupture N_f , est calculée par une relation de type :

$$N_f = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{C (\Delta K)^m} \quad [\text{V.26}]$$

où l'amplitude de l'intensité des contraintes ΔK dépend de la longueur fissurée. Les longueurs de fissure a_0 et a_c sont calculées à partir des relations suivantes :

$$\Delta K_{seuil} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a_0}f(a_0/W) \text{ et } K_c = \sigma_{\max}\sqrt{\pi a_c}f(a_c/W) \quad [\text{V.27}]$$

II.3.3 Phénomène de fermeture

L'explication du phénomène de fermeture a été apportée en 1971 par les travaux d'Elber [19-20], qui a également procédé à la mise en évidence expérimentale du phénomène. La notion de fermeture traduit le fait que la fissure puisse se fermer prématurément avant d'atteindre la charge minimale. Le phénomène de fermeture résulte de plusieurs paramètres tels que la longueur de fissure, le type de chargement et de l'environnement.

Ce phénomène constitue un aspect fondamental si l'on souhaite comparer les fissures courtes et longues. Pendant le chargement cyclique de fatigue, les trois mécanismes primaires responsables partiellement de la fermeture des fissures au-dessus de la charge minimale sont : la fermeture induite par la plasticité, la fermeture induite par les dépôts d'oxydes sur les surfaces fraîchement rompues et la fermeture induite par la rugosité [21].

o Zone plastique à fond de fissure de fatigue

En avant d'une fissure par fatigue, on distingue trois zones [12] :

- ✓ la plus éloignée du fond de fissure où les déformations restent essentiellement élastiques ;
- ✓ une seconde où les déformations plastiques sont faibles et uniformes. Cette zone est créée lors de l'ouverture de la fissure ;
- ✓ une troisième où les déformations sont importantes, en particulier au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure (Fig. (V.15)).

Dans le cas d'un chargement monotone, nous pouvons en effet imaginer l'existence d'une zone plastifiée en tête de fissure, la théorie d'Irwin évalue le rayon r_p de cette zone plastifiée à fond de fissure en mode I :

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \text{ en contraintes planes} \quad [V.28]$$

$$r_p = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \text{ en déformations planes}$$

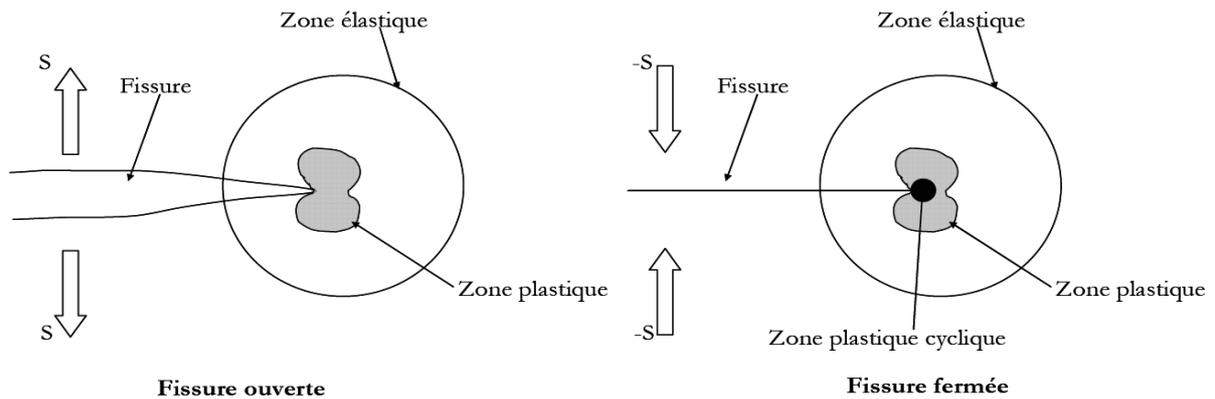


Fig. (V.15) : Zone de déformation à l'extrémité de la fissure

o Fermeture induite par la plasticité

Lorsqu'une fissure de fatigue se propage, elle entraîne avec elle la zone plastifiée qui se forme à son extrémité. Il se forme ainsi, au fur et à mesure que la fissure progresse, un sillage plastique autour de la fissure. Il s'ensuit alors qu'au cours d'un cycle de chargement, la décharge élastique du matériau entraîne des contraintes de compression sur le sillage plastique : c'est le phénomène de *fermeture induite par la plastification*.

Elber [20] fut le premier à observer un contact prématuré des lèvres de la fissure pendant la décharge lorsque la contrainte nominale n'est pas encore nulle. La fissure reste ensuite fermée pendant toute une partie du bas de cycle. Ainsi, alors que l'éprouvette d'essai est globalement en traction, la fissure peut rester fermée jusqu'à une contrainte appelée contrainte d'ouverture σ_{ouv} (Fig. (V.16)). Comme l'intensité de contrainte n'est pas transmise à l'extrémité de la fissure tant que celle-ci reste fermée, l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma_{eff}$ qui contribue effectivement (ou efficacement) à la propagation est définie par :

$$\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{ouv} \quad [V.29]$$

L'effet de la fermeture de fissure sur les courbes de propagation se traduit donc par une réduction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$. Seule l'amplitude $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{ouv}}$ est effectivement transmise à l'extrémité de la fissure.

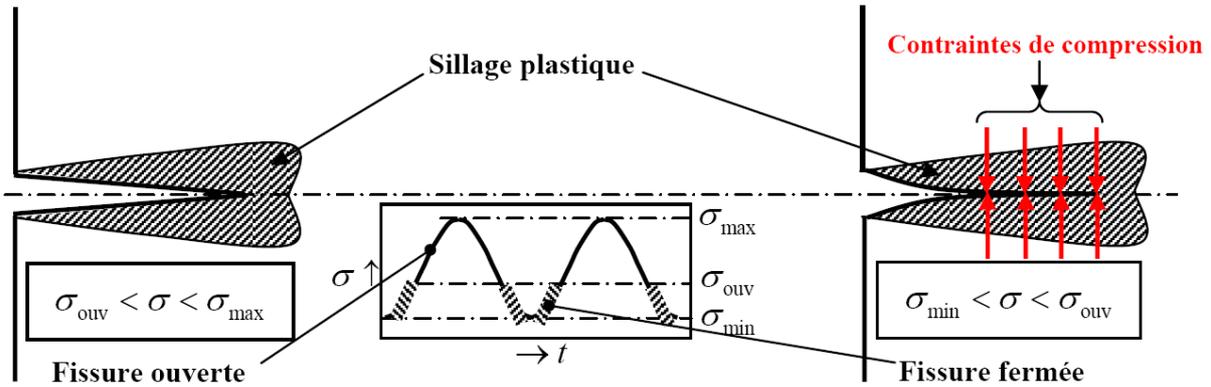


Fig. (V.16): Représentation schématique du phénomène de fermeture induite par la plasticité

la représentation des courbes de fissuration en termes de ΔK_{eff} permet d'éliminer l'effet du rapport de charge comme on peut l'observer sur la Fig. (V.17); ΔK_{eff} désigne l'amplitude effective du facteur d'intensité des contraintes et correspond ici à la partie efficace du cycle de fatigue (Fig. (V.16)).

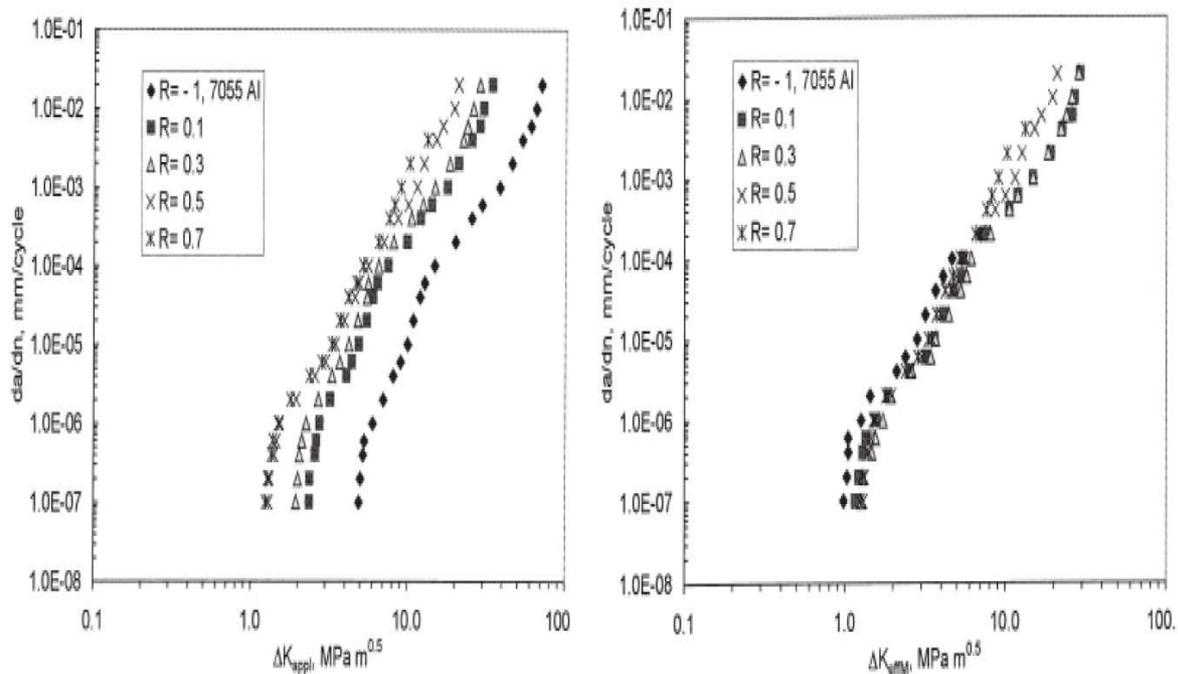


Fig. (V.17): Courbes de propagation avant et après prise en compte de l'effet de fermeture [22]

Par ailleurs, de nombreuses études mettent l'accent sur d'autres phénomènes (Fig. (V.17)) expliquant la fermeture/ouverture [23]. Parmi les principaux phénomènes on a la :

- fermeture induite par l'oxydation ;
- fermeture induite par la rugosité de la surface de la fissure et associée à des déplacements en mode II.

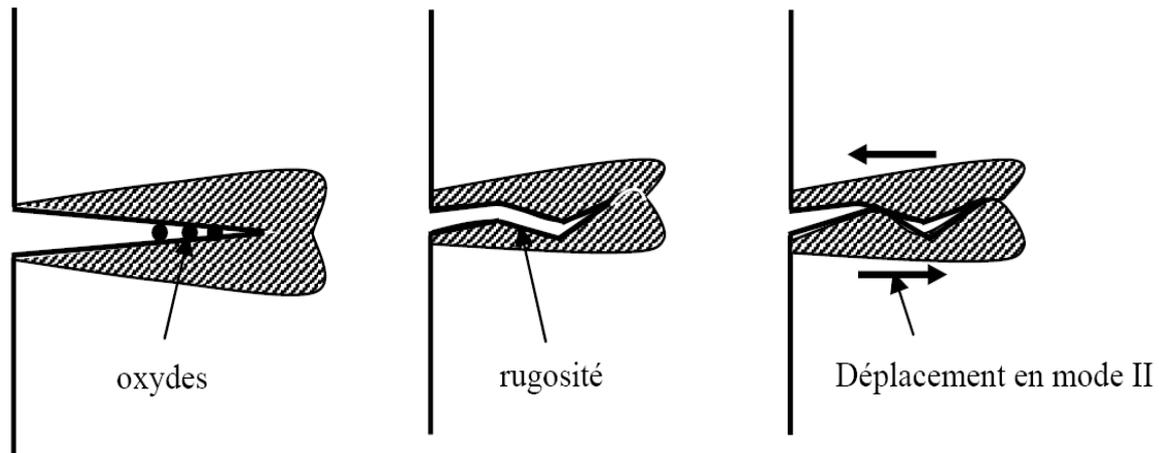


Fig. (V.18): Accentuation de la fermeture de fissure par les dépôts d'oxyde et la rugosité des surfaces rompues

V.3 Présentation des aciers étudiés

Les matériaux modélisés dans cette étude sont l'acier HSLA, miro-allié de type API-X60, utilisé par l'industrie de transport des hydrocarbures et gaz naturel [24] et l'acier TRIP, inoxydable austénitique de type 304L, utilisé par Creusot-Loire Industries EDF [25].

V.4 Modélisation du comportement sous chargement cyclique

Les études du comportement cyclique des matériaux ont mis en évidence un effet Baushinger très marqué, des durcissements ou adoucissements cycliques et une boucle d'hystérésis contrainte déformation non stabilisée lors d'essai à contrainte imposée, phénomène appelé couramment effet de Rochet.

Afin de modéliser le comportement de ces types de matériaux, on a été amené à utiliser un modèle qui prend en compte l'effet Baushinger ainsi que l'effet de Rochet. L'analyse des différents modèles de comportement cyclique effectuée par Chaboche et Lemaitre [26], montre que pour prendre en compte ces deux phénomènes, il est nécessaire d'utiliser un

modèle qui présente un couplage entre l'érouissage isotrope et l'érouissage cinématique non linéaire.

V.4.1 Loi de comportement

On utilise donc une loi de comportement élasto-viscoplastique à érouissage isotrope et cinématique non linéaire. Cette loi, développée par Lemaitre – Chaboche [26], est basée sur un schéma de plasticité classique. La surface de charge du matériau est décrite par une fonction de charge qui dépend du tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$, de la limite élastique du matériau σ_e , de la variable d'érouissage isotrope R et des variables d'érouissage cinématique non linéaire $\underline{\underline{X}}$. La fonction de charge s'écrit en utilisant le critère de Von Mises de la façon suivante :

$$f = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - \sigma_e \quad [\text{V.30}]$$

J_2 est le deuxième invariant du déviateur des contraintes.

La variable d'érouissage isotrope R croît avec le taux de déformation plastique cumulée, la loi d'évolution s'écrit alors :

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{eq}^p \quad [\text{V.31}]$$

b et Q sont les paramètres de l'érouissage isotrope, elles dépendent du matériau. $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{eq}^p$ est la vitesse de déformation plastique équivalente (cumulée).

Les variables d'érouissage cinématique non linéaire sont contenues dans le tenseur $\underline{\underline{X}}$, son évolution est décrite par la relation :

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3}C\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p - \gamma\underline{\underline{X}}\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{eq}^p \quad [\text{V.32}]$$

C et γ sont des paramètres du matériau, $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p$ est le tenseur des vitesses de déformation plastique.

La relation qui donne la loi de comportement élasto-plastique du matériau est déduite des relations précédentes et s'exprime de la façon suivante dans le cas d'un chargement uniaxial monotone :

$$\sigma = E\varepsilon_e + Q(1 - \exp(-b\varepsilon_{eq}^p)) + \frac{C}{\gamma}(1 - \exp(-\gamma\varepsilon_{eq}^p)) \quad [V.33]$$

Dans le cas d'un essai de traction-compression, la déformation progressive (effet de Rochet) se produit dès que la variation de contrainte $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ est supérieure à $2R$ (Fig. (V.19)).

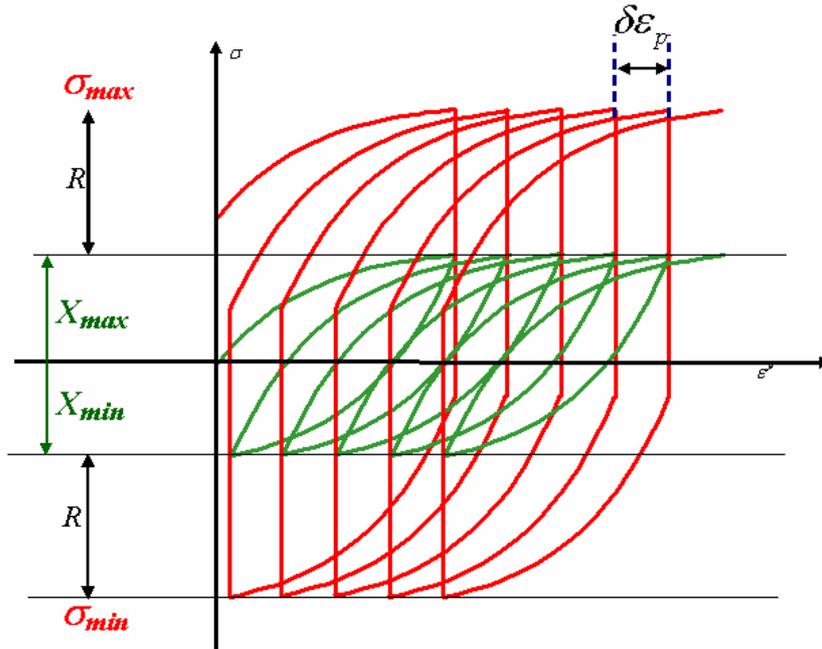


Fig. (V.19) : Effet de Rochet en traction-compression [26]

La déformation de Rochet s'exprime alors [26] :

$$\delta\varepsilon_p = \frac{1}{\gamma} \ln \left(\frac{\left(\frac{C}{\gamma}\right)^2 - (\sigma_{\min} + R)^2}{\left(\frac{C}{\gamma}\right)^2 - (\sigma_{\max} - R)^2} \right) \quad [V.34]$$

Les paramètres du modèle : b , Q , C et γ ont été identifiés pour les deux matériaux. Leurs valeurs ainsi que les valeurs du module Young, le coefficient de Poisson et la limite élastique sont données dans le tableau suivant:

Tableau (V.1) : Paramètres de la loi de comportement des deux aciers

	E (MPa)	ν	σ_e (MPa)	Q (MPa)	b	C (MPa)	γ
AISI304L	198000	0.3	165	180	4	24000	335
API X60	205000	0.3	470	254.74	0.95	1880.94	13.5

V.4.1.1 Implémentation du modèle

Le modèle ci-dessus, a été implémenté dans le code d'éléments finis Abaqus/Standard. Le travail d'implémentation a été effectué en deux parties : dans un premier temps, la loi de comportement élasto-plastique à écrouissage isotrope et cinématique non linéaire, a été réalisée avec des éléments 2D, CPE4. La deuxième partie de ce travail a été consacrée à la réalisation de simulations de chargements cycliques sur une éprouvette CT. Ces simulations vont nous permettre de tracer des courbes de propagations de fissure, de comparer ces résultats avec les données expérimentales qui nous ont été fournies. Il est à noter que ces comparaisons ont été effectuées en termes de ΔK_{eff} , puisque la simulation numérique ne prend pas en compte l'effet du sillage plastique qui entraîne la fermeture de la fissure à des contraintes supérieures à σ_{min} .

L'algorithme d'intégration utilisé est implicite et utilise une méthode classique de prédiction élastique-correction plastique (Fig. (V.20)) pour le calcul des incréments des variables internes par un schéma de Newton-Raphson. Le calcul de la matrice tangente (Jacobienne) cohérente est déduit directement des calculs des résidus sur les déformations élastiques $\underline{\underline{\epsilon}}^e$, sur les variables d'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$, sur le paramètre d'écrouissage isotrope R et sur la déformation plastique cumulée ϵ_{eq}^p .

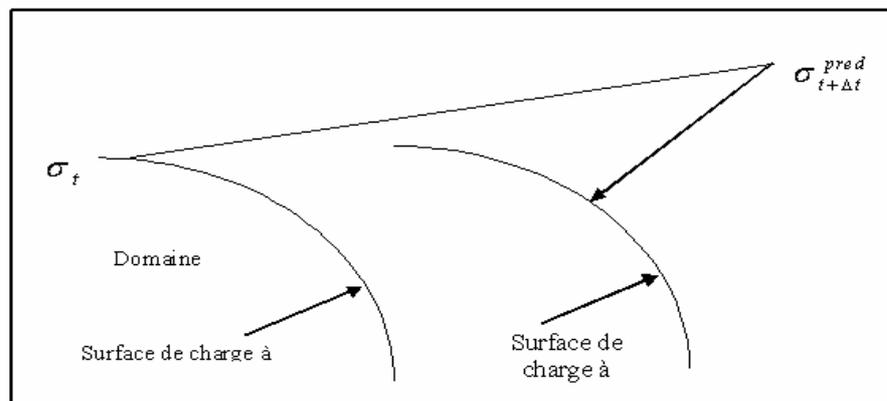


Fig. (V.20) : Schéma de prédiction élastique - correction plastique

L'algorithme complet de la modélisation est représenté dans la Fig. (V.21).

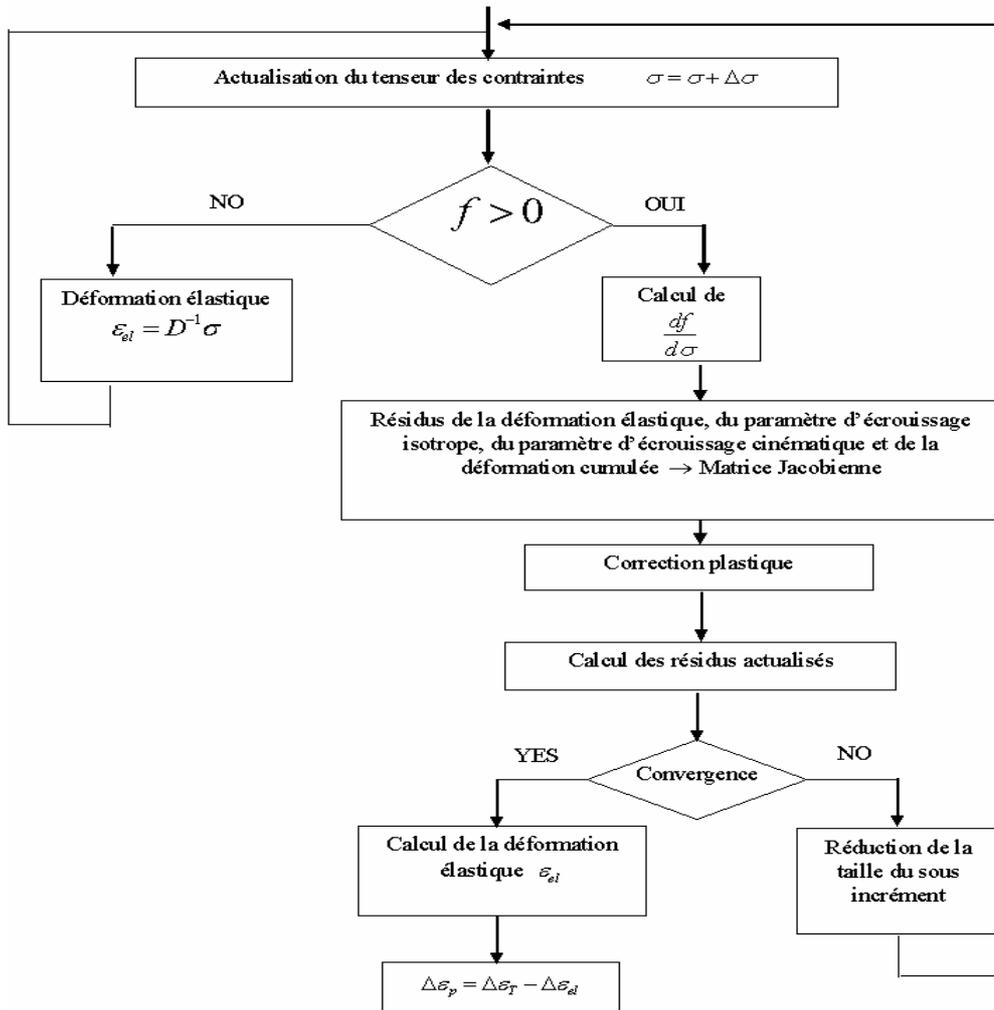


Fig. (V.21) : Algorithme de la loi de comportement

V.4.2 Conception et maillage de l'éprouvette CT

Pour réaliser des simulations de chargements cycliques, on a modélisé une éprouvette de type CT (Compact Tension) (Fig. (V.22)). Pour ce type d'éprouvettes, très utilisées pour les essais de fatigue, une faible charge conduit à des valeurs élevées du facteur d'intensité de contraintes en mode I ; ce qui est un avantage considérable eu égard à la capacité des machines d'essai. Cette éprouvette a une longueur de ligament $W - a_0$ relativement importante : elle est très utilisée dans l'étude de la propagation de fissures de fatigue et pour déterminer la ténacité d'un matériau après une pré fissuration de l'ordre de $\frac{a}{W} \approx 0.5$.

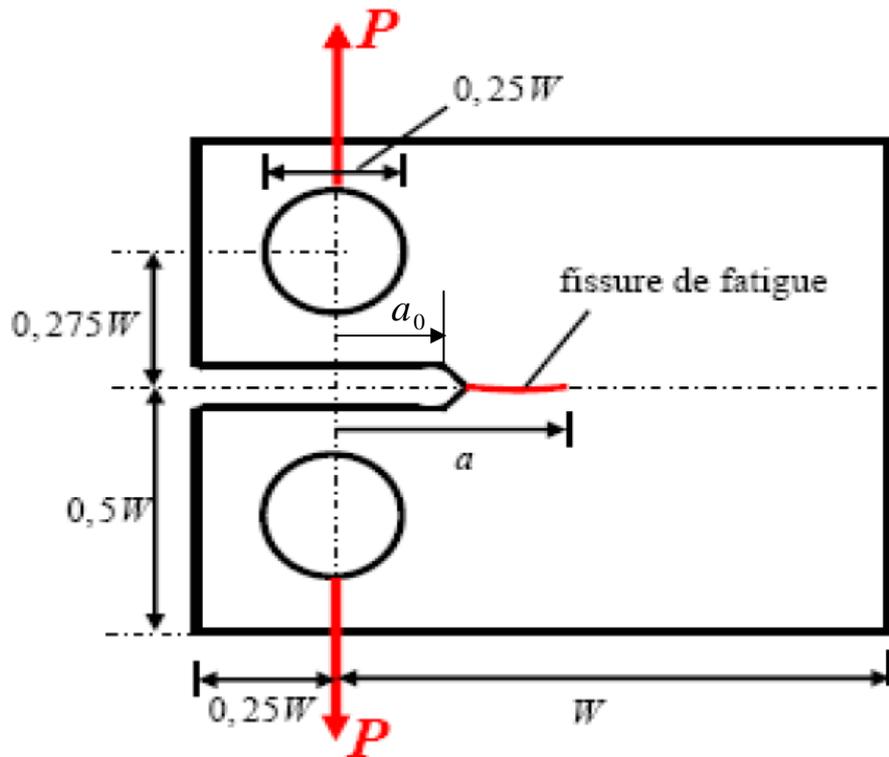


Fig. (V.22) : Epreuve CT

La modélisation de l'éprouvette CT (CT 50, $W=50\text{mm}$), utilisée pour toutes les simulations numériques évoquées dans ce chapitre est représentée sur la Fig. (V.23). Les dimensions sont conformes à la norme ASTM E399. Les calculs sont réalisés en 2D et seule la moitié de l'éprouvette est modélisée du fait de sa symétrie.

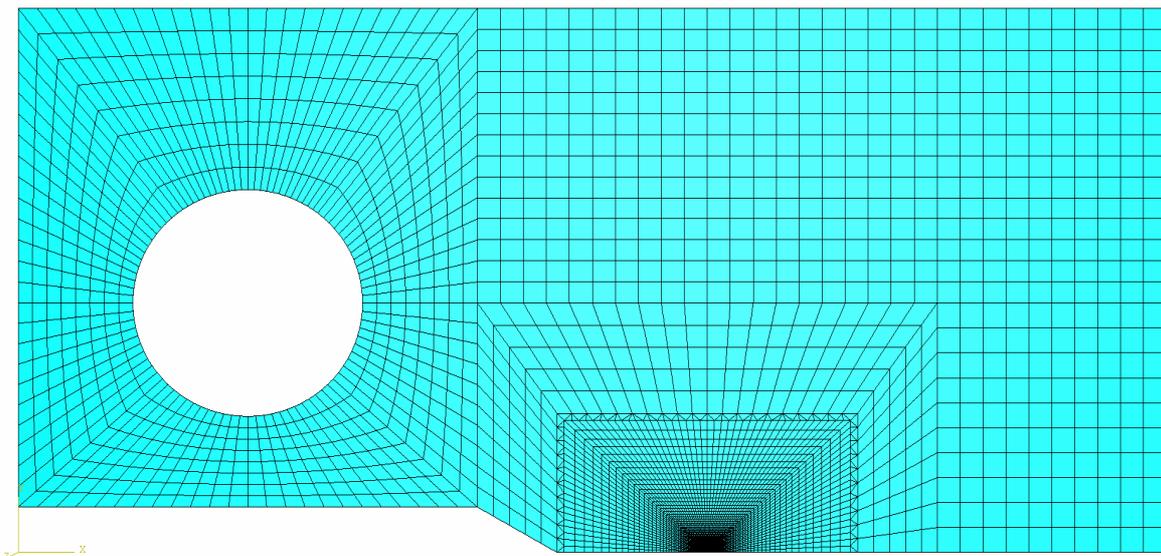


Fig. (V.23) : Epreuve CT 50 modélisée et maillée dans Abaqus

Un maillage structuré a été réalisé, il est rayonnant autour du trou et densifié de façon progressive jusqu'à la pointe de la fissure. Les éléments utilisés dans la majeure partie de l'éprouvette sont des quadrilatères de type CPE4 ; sauf dans une zone de transition d'une partie finement maillée et une autre moins dense (Fig. (V.24)) où des éléments triangulaires de type CP3 sont nécessaires pour effectuer la jonction. Une zone de 2mm de longueur et 1mm de hauteur centrée sur la pointe de fissure a été maillée en utilisant des éléments quadrilatéraux de taille identique ($5\mu\text{m}$ de coté).

Le chargement a été appliqué sur une partie du demi cercle supérieur du trou. Des forces nodales de même intensité ont été appliquées sur chaque nœud de cette zone, sauf les deux nœuds de l'extrémité de la zone sur lesquels on a appliqué la même force divisée par deux. La somme de ces forces nodales représente l'intensité total du chargement qu'on souhaite appliquer. Cette façon de faire est une représentation assez proche de la réalité de l'essai expérimental où une goupille est en contact avec la partie supérieure du trou lors du chargement.

Les conditions de symétrie et du chargement ont été appliquées sur l'éprouvette. Une zone allant de la pointe de la fissure jusqu'au fond de l'éprouvette, a été bloquée (pas de déplacement vertical et pas de rotation autour de l'axe perpendiculaire à la pièce).

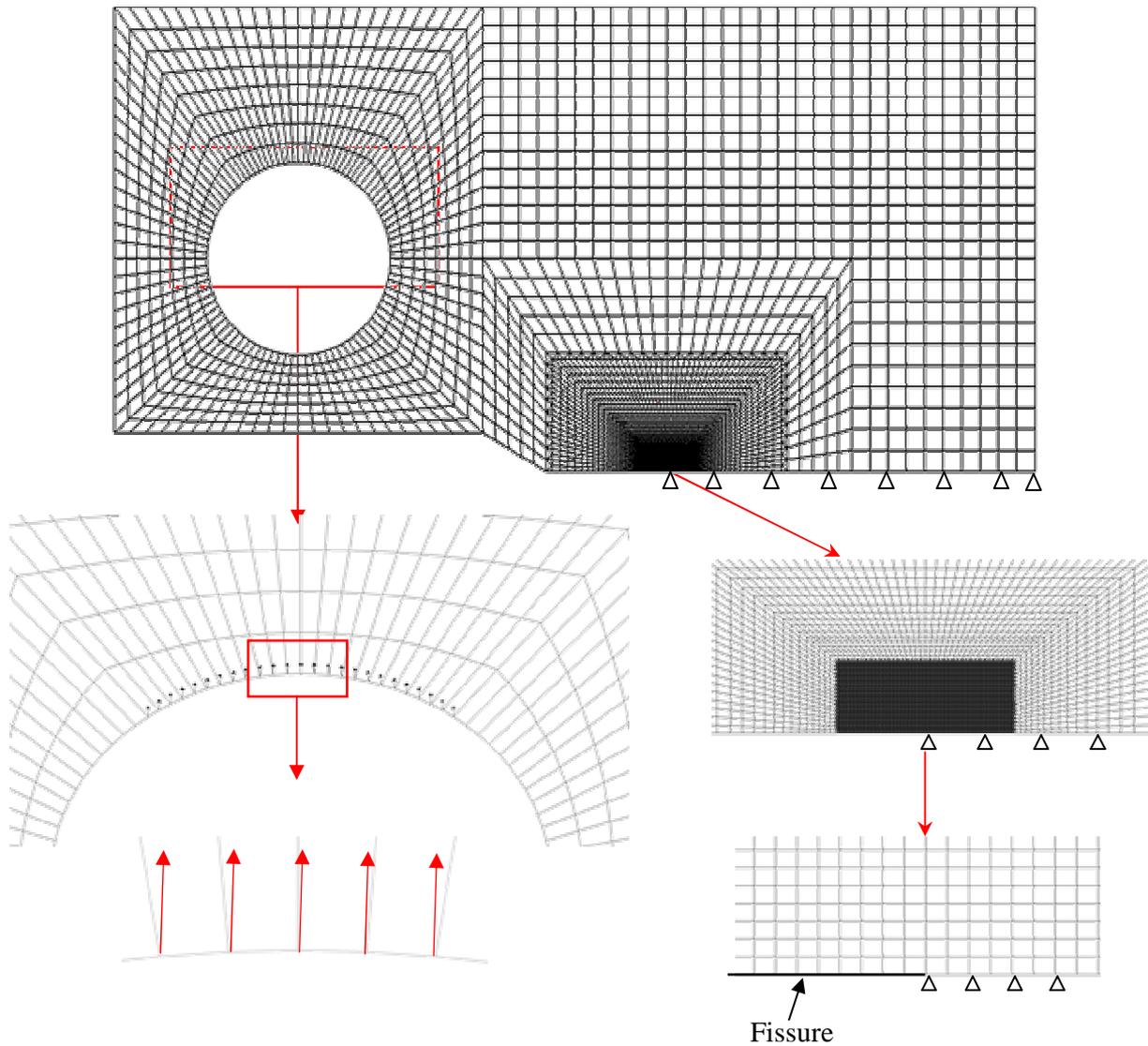


Fig. (V.24) : Représentation maillage, des conditions aux limites et du chargement

V.4.3 Conception et maillage du tube

Pour réaliser des simulations de chargements cycliques, on a modélisé une partie d'un tube (Fig. (V.25)). Cette éprouvette a un diamètre externe D_e , un épaisseur t et un longueur de ligament $t - a$ après une pré fissuration de l'ordre de $\frac{a}{W} \approx 0.4$.

La modélisation du tube ($D_e = 219\text{mm}$, $t = 12.7\text{mm}$ et $a = 5.08\text{mm}$), utilisée pour toutes les simulations numériques évoquées dans ce chapitre est représentée sur la Fig. (V.25). Les calculs sont réalisés en 2D et seule la moitié de l'éprouvette est modélisée du fait de sa symétrie.

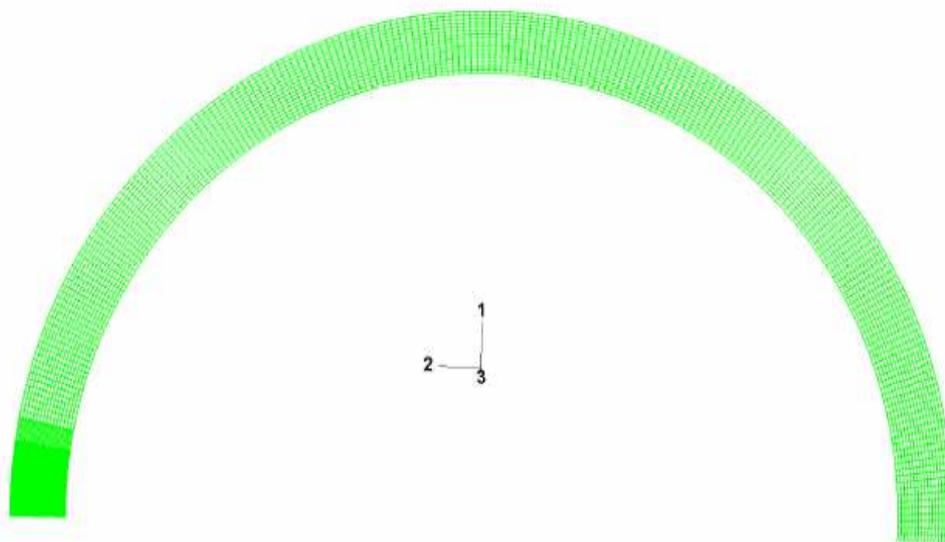


Fig. (V.25) : une partie (1/4) de tube modélisée et maillée dans Abaqus

Un maillage structuré a été réalisé, il est densifié de façon progressive jusqu'à la pointe de la fissure. Les éléments utilisés dans la majeure partie de l'éprouvette sont des quadrilatères de type CPE8R (An 8-node biquadratic plane strain quadrilateral, reduced integration) ; sauf dans une zone de transition d'une partie finement maillée et une autre moins dense (Fig. (V.26)) où des éléments de type CPS6M (A 6-node modified quadratic plane strain triangle) sont nécessaires pour effectuer la jonction. Une zone de 1mm de longueur et 0.5mm de hauteur centrée sur la pointe de fissure a été maillée en utilisant des éléments quadrilatéraux de taille identique ($7\mu\text{m}$ de coté).

Le chargement a été appliqué sur la surface interne du tube. Les conditions de symétrie et du chargement ont été appliquées sur l'éprouvette. Une zone allant de la pointe de la fissure jusqu'au fond de l'éprouvette, a été bloquée (pas de déplacement vertical et pas de rotation autour de l'axe perpendiculaire à la pièce).

L'ensemble de ces conditions est représenté dans la figure suivante :

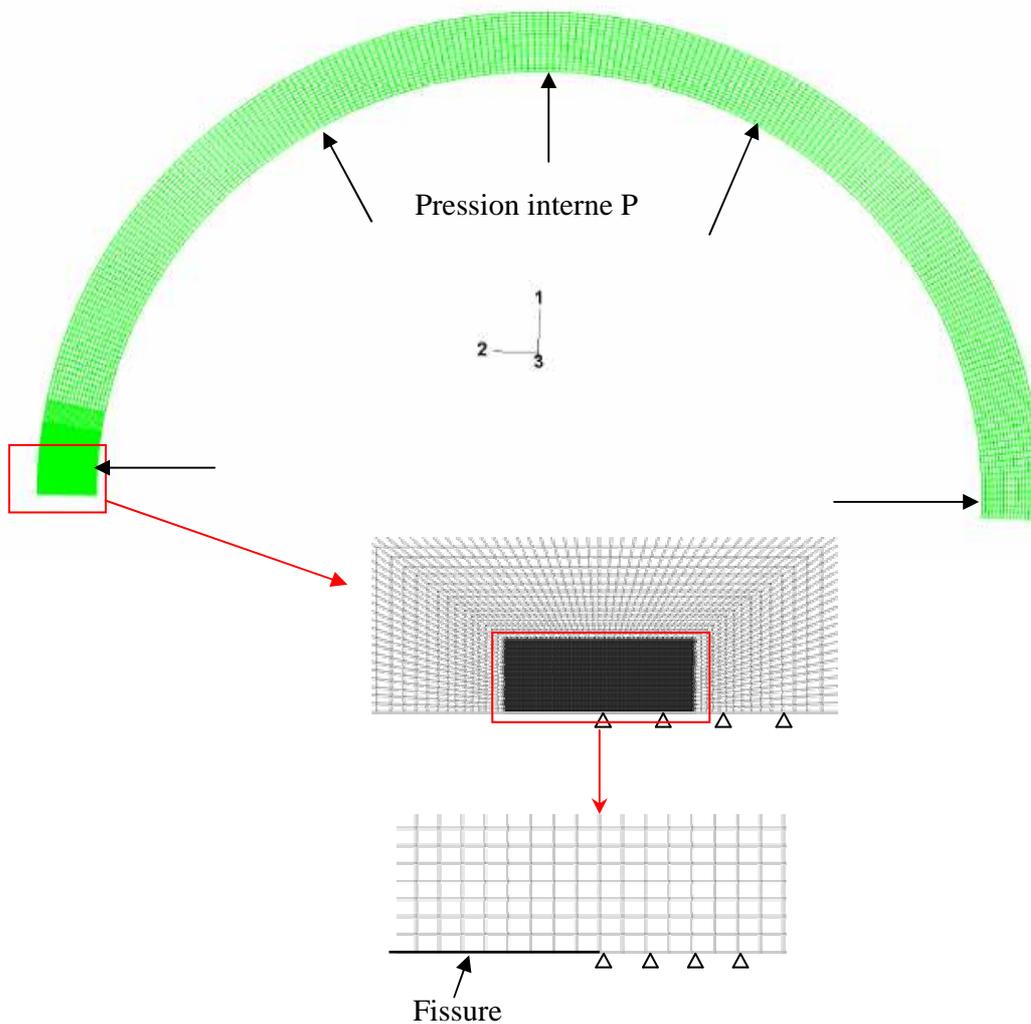


Fig. (V.26) : Représentation maillage, des conditions aux limites et du chargement

V.4.4 Simulations sous chargements cycliques

Nous avons réalisé plusieurs simulations sous chargement cyclique. Le but de ces calculs est de déterminer les vitesses de propagation de la fissure. Les calculs de la vitesse de propagation s'effectuent sur un cycle stabilisé ! Dans un premier temps, il a fallu déterminer le nombre de cycles nécessaire à cette stabilisation. Etant donné qu'on aura à réaliser plusieurs calculs à différents taux de chargement, on a déterminé le nombre de cycles nécessaire à la stabilisation par rapport au chargement le plus élevé. La Fig. (V.27) est une représentation de la contrainte en fonction de la déformation totale, dans l'élément se trouvant à la pointe de la fissure, toutes les deux dans la direction du chargement. Ce calcul a été effectué sous un chargement de 400N (chargement le plus élevé).

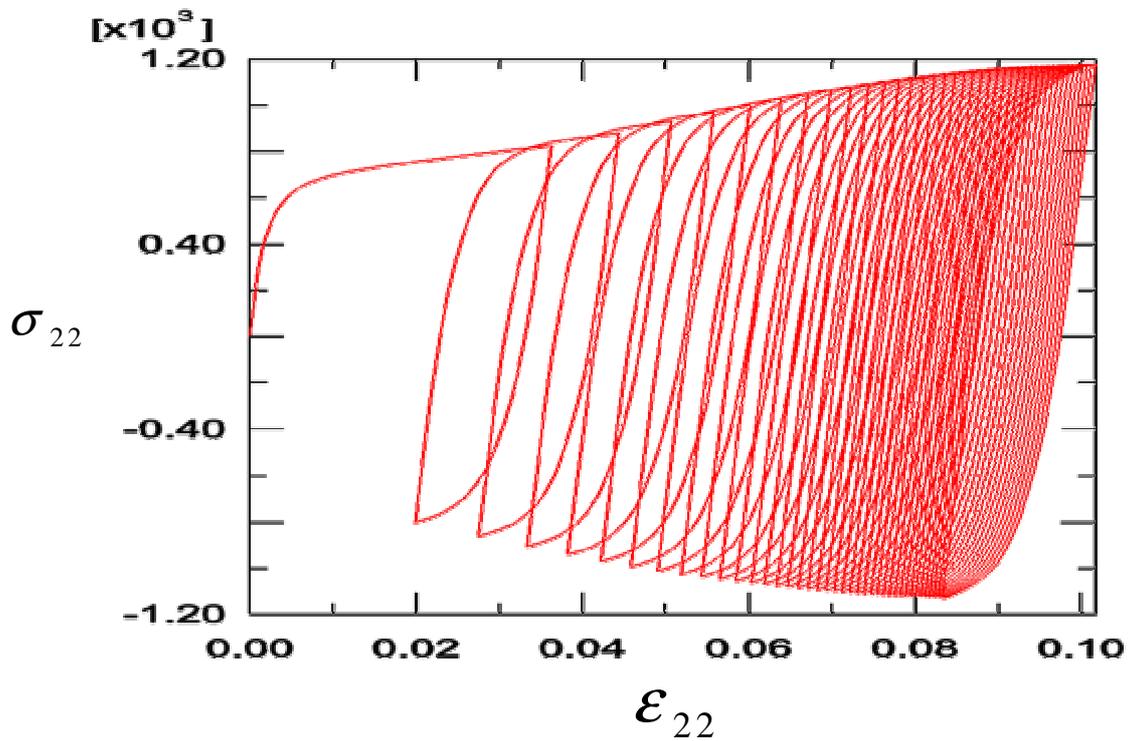


Fig. (V.27) : Cycles de contrainte – déformation sous un chargement de 400N

On observe une stabilisation de la contrainte à la fin du processus de simulation ; cette stabilisation a eu lieu au 20^{ème} cycle. La représentation de la distribution des contraintes près de la pointe de fissure (Fig. (V.28)) montre la forme de la zone plastifiée en pointe de fissure ($\sigma_{eq} = \sigma_e$) conforme aux prévisions du critère de Von Mises.

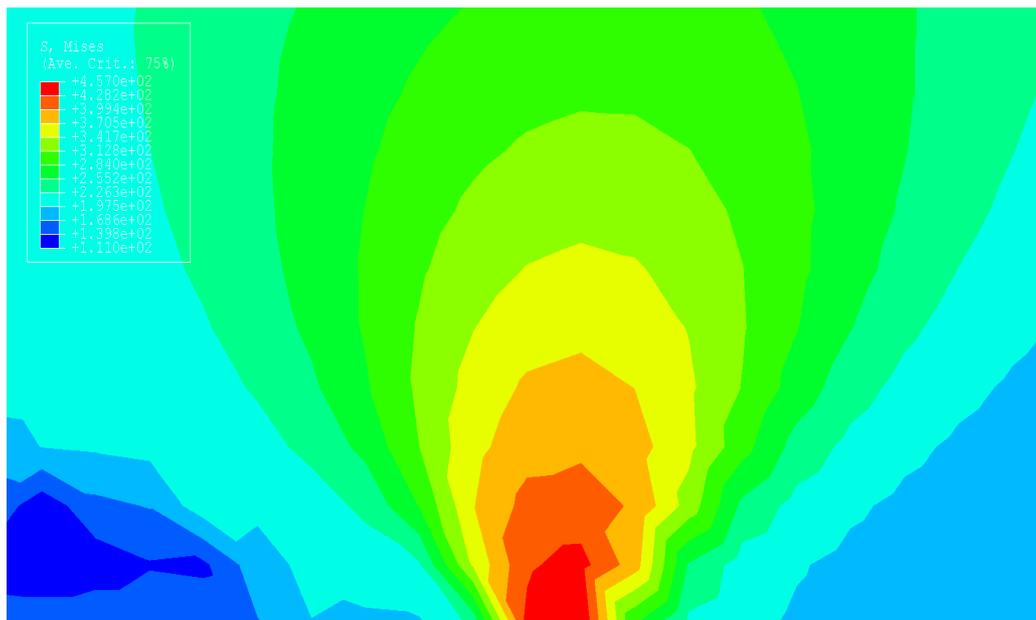


Fig. (V.28) : Représentation des contraintes de Von Mises sur l'éprouvette après 20 cycles

Dans ce qui suivra, tous les calculs ont été effectués après 20 cycles de chargement.

V.5 Simulations et calcul des vitesses de propagation

La propagation des fissures de fatigue est généralement étudiée au moyen d'une analyse élastique avec la loi $da/dN - \Delta K$. Cependant cette approche est basée sur un critère de contrainte, alors que le processus physique de propagation est gouverné par l'endommagement local en pointe de fissure essentiellement lié à l'amplitude de déformation cyclique subie [27].

V.5.1 Sous chargement à amplitude constante

V.5.1.1 Taille des éléments en pointe de fissure

Pour rendre compte du processus physique de propagation évoqué ci-dessus, McClintock[28] proposa que l'avancée de la fissure est due à l'accumulation du dommage dans une zone située autour de la pointe de fissure jusqu'à rupture brutale. La taille de cette zone d'activité (ou « process zone ») est prise comme une fraction de la zone plastique cyclique. D'autres auteurs ont également utilisé une approche similaire en considérant la distance moyenne entre inclusions[29] ou la taille d'un grain [30] comme le plus petit élément de matière auquel on peut appliquer un critère de rupture issue d'une loi macroscopique.

Pour les calculs aux éléments finis effectués dans cette étude, nous avons utilisés des éléments de largeur $5\mu\text{m}$ (Fig. (V.29)), après un calcul de convergence sur la vitesse de fissuration ; i.e. la taille de maille a été diminuée jusqu'à stabilisation de cette vitesse.

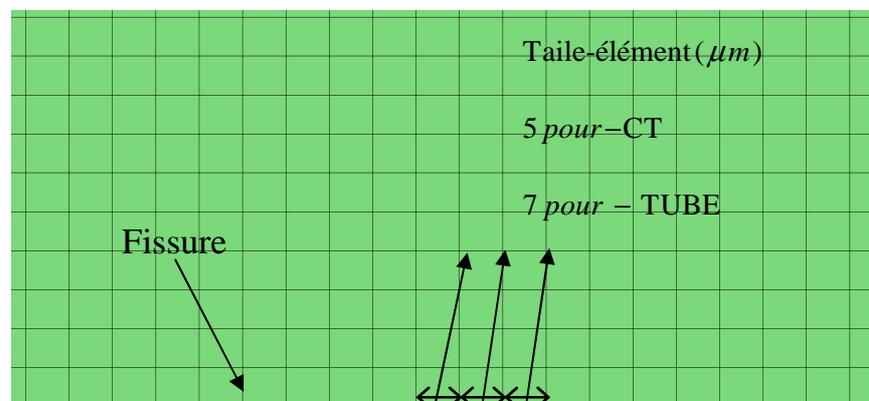


Fig. (V.29) : Taille des éléments en pointe de fissure

V.5.1.2 Critère d'endommagement

Les éléments situés à l'avant de la fissure de fatigue subissent des amplitudes de déformation plastique croissantes, lors de la propagation de celle-ci. On fait l'hypothèse que les déformations successives subies par un élément de matière au cours du temps sont celles rencontrées à un instant donné à l'avant de fissure. Dans ces conditions l'endommagement nécessaire à la rupture d'un élément est équivalent à la somme du dommage accumulé, après un cycle de fatigue, dans chacun des éléments situés dans la « process zone » [27].

Le dommage élémentaire est donné par :

$$d_i(\varepsilon_i) = \frac{n_i(\varepsilon_i)}{N_f(\varepsilon_i)} \quad [\text{V.35}]$$

n_i est le nombre de cycles effectués au niveau de déformation plastique ε_i et N_f le nombre de cycles à rupture correspondant à cette amplitude de déformation.

Les modèles utilisés pour traiter l'endommagement par fatigue, se subdivisent en deux grandes catégories : ceux qui quantifient l'endommagement en faisant appel à une déformation ou à une énergie équivalente, et ceux qui associent la fatigue à un plan particulier de rupture ou plan critique.

Les méthodes utilisant la déformation équivalente, réduisent essentiellement l'état tridimensionnel des déformations à un paramètre scalaire de déformation équivalente déduite le plus souvent d'un critère de plasticité. Un exemple de ces approches est donné par la loi de Manson-Coffin : la durée de vie en fatigue est calculée dans le plan du matériau où la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ est maximale.

Les modèles basés sur l'énergie ont été introduits en utilisant le fait que la déformation plastique cyclique est liée au mouvement des dislocations, et que la contrainte cyclique est liée à la résistance à leur mouvement. Le travail plastique et l'énergie de déformation calculés dans ces modèles, sont des quantités scalaires et ne prennent donc pas en compte l'histoire du chargement.

Les modèles utilisant la densité d'énergie, adoptent les mêmes idées que ceux basés sur l'énergie. Les produits des contraintes et des déformations sont utilisés pour représenter la

densité d'énergie dans un matériau pendant un cycle de chargement. L'amorçage et la propagation initiale de la fissure se produisent dans le plan de la plus grande valeur de la densité d'énergie. Ce type de modèle qui prend en compte les effets de la contrainte moyenne, est cependant limité aux valeurs positives de ces contraintes.

Les modèles du plan critique résultent des observations expérimentales concernant les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures au cours du chargement. Ils conduisent en général à d'assez bonnes corrélations des résultats relatifs à la prédiction du plan de rupture et de la durée de vie en fatigue. Ces modèles qui introduisent une correction de contrainte moyenne, ne prennent cependant pas en compte l'écroûissage du matériau de manière satisfaisante.

Les modèles basés à la fois sur la densité d'énergie et le plan critique sont ceux qui rendent le mieux compte de l'endommagement. Ces modèles considèrent que la densité d'énergie est le paramètre d'endommagement à prendre en compte ; celui-ci est déterminé sur chaque plan du matériau et pour chaque incrément de chargement. Il s'exprime par les produits des variations de contrainte et de déformation : $\alpha\Delta\sigma\Delta\varepsilon + \beta\Delta\tau\Delta\gamma$, où l'influence de chaque produit est pondéré par des constantes α et β dépendant du chargement. Le plan du matériau soumis à la plus grande valeur du paramètre d'endommagement pendant le cycle de chargement est défini comme le plan de rupture, et il est déterminé en utilisant l'approche du plan critique.

Ce type de modèle est associé à deux modes de chargement pour l'amorçage de la fatigue et la rupture : la traction-compression est représentée par $\alpha\Delta\sigma\Delta\varepsilon$ et le cisaillement par $\beta\Delta\tau\Delta\gamma$. Dans le cas de notre étude qui s'intéresse à la propagation en mode I, seule la traction compression est prise en compte avec $\alpha = 1$ et $\beta = 0$.

Le paramètre d'endommagement, appelé paramètre de fatigue FP , est défini par :

$$FP = \langle \sigma^{\max} \rangle \left(\frac{\Delta\varepsilon}{2} \right) \quad [V.36]$$

avec $\langle x \rangle = 0.5 (|x| + x)$; σ^{\max} est la contrainte maximale normale au plan de la fissure ; $\Delta\varepsilon$ est la variation de la déformation normale au plan de la fissure . La durée de vie en fatigue $N_f(\varepsilon_i)$ est calculée dans le plan de fissure par la relation suivante [31]:

$$FP = \langle \sigma^{\max} \rangle \left(\frac{\Delta \epsilon}{2} \right) = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \epsilon_f' (2N_f)^{b+c} \quad [V.37]$$

b est l'exposant de résistance à la fatigue, σ_f' la contrainte de rupture vraie en fatigue, c l'exposant de ductilité en fatigue et ϵ_f' la déformation vraie de la rupture en fatigue. Ces paramètres de fatigue oligocyclique dépendent en général de l'environnement dans lequel les essais sont effectués.

Les valeurs des paramètres de fatigue oligocyclique (Tableau (V.2)), ont été déterminées expérimentalement pour l'acier API X60 par [24] et pour l'acier AISI 304L par [25].

Dans l'acier AISI 304L, l'endommagement par fatigue apparaît dès les premiers cycles en surface d'éprouvettes sous forme d'intrusions et d'extrusions. L'air ambiant et plus particulièrement les molécules de vapeur d'eau doivent agir pleinement et on peut considérer que les résultats obtenus caractérisent la résistance à la fatigue plastique en présence d'effets d'environnement.

Tableau (V.2) : Paramètres de fatigue oligocyclique

	σ_f'	b	ϵ_f'	c
AISI304L	3040 MPa	-0.256	0.302	-0.494
API X60	6647 MPa	-0.049	0.240	-0.530

En prenant une loi de cumul du dommage linéaire (règle de Miner), l'avancée de la fissure aura lieu lorsque :

$$\sum d_i = 1 \quad \text{soit} \quad \sum \frac{n_i(\epsilon_i)}{N_f(\epsilon_i)} = 1 \quad [V.38]$$

L'approche basée sur la règle de Miner peut être critiquée dans la mesure où elle induit un cumul linéaire du dommage en fatigue. Dans le cas d'essais séquentiels à deux niveaux de déformation imposée, cette règle surestime la durée de vie quand la première séquence de cyclage est effectuée au niveau le plus endommageant [27]. Elle est en revanche beaucoup plus satisfaisante quand le cyclage au niveau le moins endommageant est appliqué en premier.

V.5.1.3 Vitesse de propagation de fissure

En négligeant les variations de l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK , ce qui revient à considérer que la vitesse de propagation da/dN est constante, on peut écrire :

$$n_i(\varepsilon_i) = \frac{dX_i(\varepsilon_i)}{da/dN} \quad [\text{V.39}]$$

$dX_i(\varepsilon_i)$ est la largeur de l'élément subissant l'amplitude de déformation ε_i . En sommant sur tous les niveaux de déformation, on obtient :

$$\frac{da}{dN} = \sum_i \frac{dX_i(\varepsilon_i)}{N_f(\varepsilon_i)} \quad [\text{V.40}]$$

On en déduit la relation finale qui lie la vitesse de fissuration à la largeur des éléments situés en pointe de fissure et au nombre de cycles à rupture, elle s'écrit [27] :

$$\frac{da}{dN} = \sum_{X=0}^{R_p} \frac{\Delta X}{N_f(\varepsilon)} \quad [\text{V.41}]$$

R_p est la dimension de la zone plastique cyclique, X est la distance à la pointe de la fissure et ΔX la largeur de l'élément sur lequel le calcul par éléments finis donne l'amplitude de la déformation équivalente ε après un cycle de chargement. $N_f(\varepsilon)$ est calculée à partir de la relation [V.37].

V.5.1.4 Courbes de propagations

Plusieurs calculs à différents chargements, donc à différents ΔK , ont été effectués sur le code de calcul par éléments finis ABAQUS/STANDARD [32]. Chaque calcul, à un chargement P donné, nous permet de calculer et représenter un point sur une courbe de propagation $da/dN - \Delta K$.

Selon les recommandations des normes ASTM E399 et AFNOR A03 404, les valeurs du facteur d'intensité de contrainte K pour une éprouvette CT sont calculées à l'aide de la relation suivante :

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad [V.42]$$

La fonction de complaisance $f(a/W)$ est donnée par la relation [V.16] et l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte est déduite de la relation [V.19].

Dans le cas d'un tube le facteur d'intensité des contraintes est évalué par les méthodes citées en annexe B.

Reste à déterminer le nombre de cycles à rupture qui, en le substituant par sa valeur dans la relation [V.39], nous permettra de déterminer la vitesse de fissuration correspondante au ΔK trouvé précédemment. Ceci est possible en utilisant le paramètre de fatigue de Jiang Sehitoglu (relation [V.36]). La valeur de σ_{\max} dans cette relation est déterminé sur un cycle stabilisé (Fig. (4.30)).

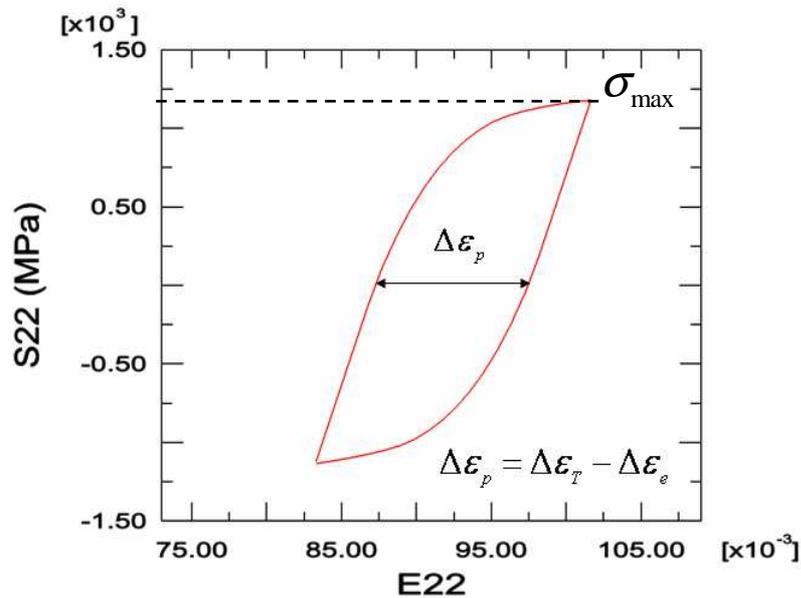


Fig. (V.30) : Représentation d'un cycle stabilisé

La Fig. (V.31) montre, après stabilisation de la réponse, un exemple de distribution des déformations (plastique et totale) en aval de l'extrémité de la fissure. Cet exemple est représentatif des résultats numériques effectués où on observe que seules les déformations dans les quatre éléments adjacents à la pointe de fissure, contribuent significativement au calcul de la vitesse de fissuration.

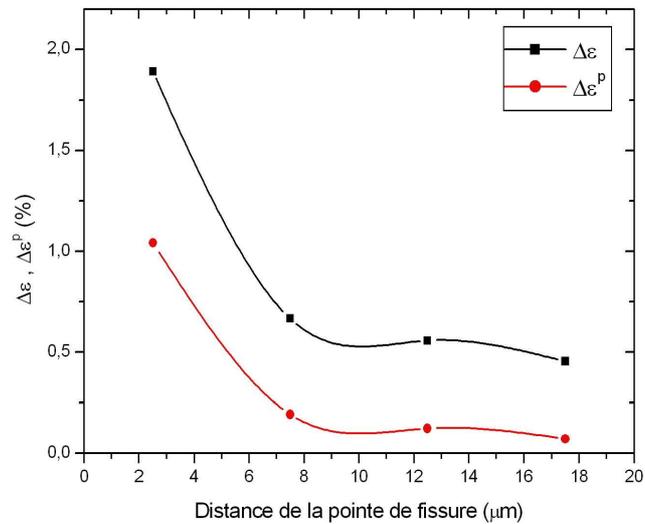


Fig. (V.31) : Distribution des amplitudes des déformations des éléments à l'extrémité de la fissure, cas d'une éprouvette CT en AISI 304L

La Fig. (V.32) montre, la variation des amplitudes des déformations des éléments (n°1, 2 et 10) à l'extrémité de la fissure, cas d'un tube en API X60 sous l'effet d'un chargement de 12cycles à une amplitude de 6MPa et un rapport de charge R=0.1

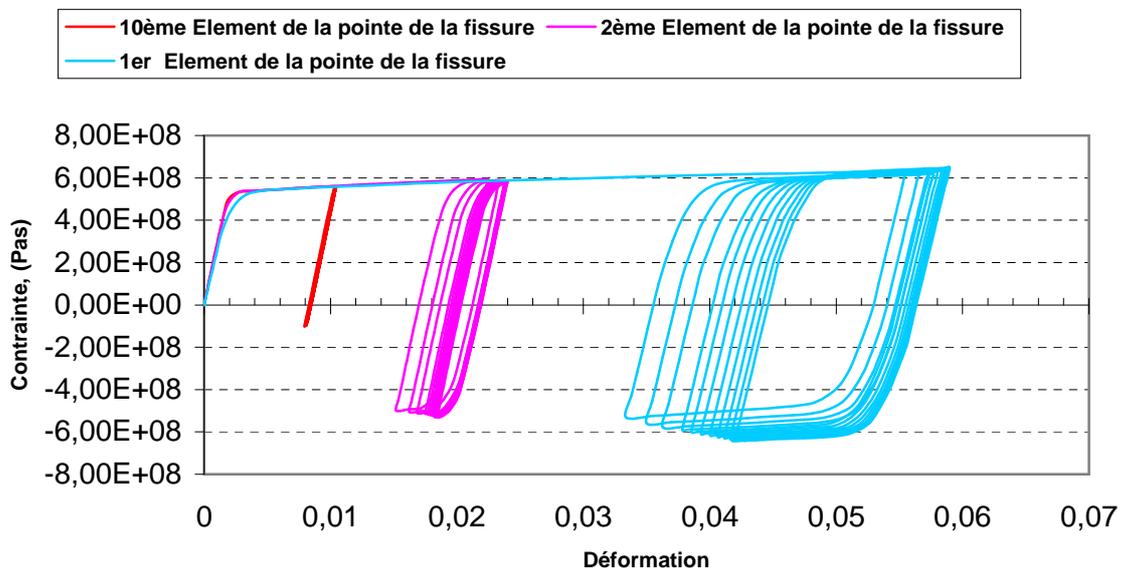


Fig. (V.32) : Variation des amplitudes des déformations des éléments à l'extrémité de la fissure, cas d'un tube en API X60

Plusieurs calculs ont été réalisés à :

- deux rapports de charge (R=0 et R=0.5 pour AISI304L) et (R=0.1 et R=0.7 pour API X60);
- en utilisant le modèle de densité d'énergie maximale dans le plan critique.

○ *Influence du rapport de charge*

La procédure de calcul utilisée, considère une fissure stationnaire sans sillage plastique. La Fig. (V.33) représente les résultats à R=0, R=0.1, R=0.5 et à R=0.7 issus des calculs, utilisant le modèle de Sehitoglu [33].

Ces résultats ne montrent pas d'influence du rapport de charge. On retrouve cette caractéristique dans tous les calculs effectués avec les deux modèles utilisés. Elle est due à l'absence du sillage plastique, et donc de contraintes de fermeture sur les lèvres de la fissure. Ces résultats sont donc directement exprimés en termes de ΔK_{eff} .

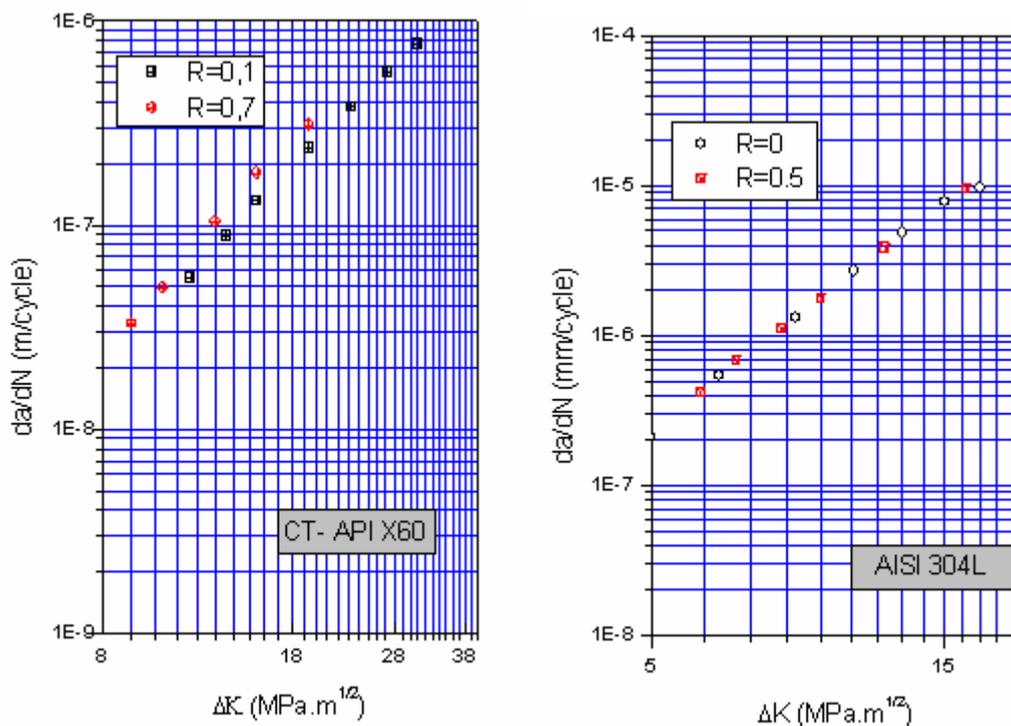


Fig. (V.33) : Comparaison des vitesses de fissuration pour deux rapports de charge différents

○ *Influence du modèle utilisé*

La comparaison des vitesses de fissuration da/dN en fonction de ΔK_{eff} calculées par les deux modèles utilisés avec la courbe de propagation expérimentale, montre que le modèle basé sur la densité d'énergie maximale donne des résultats proches de ceux obtenus

expérimentalement, bien que légèrement supérieurs. Les courbes ajustées à la relation $da/dN = C(\Delta K_{eff})^m$ conduisent aux valeurs des paramètres C et m indiquées dans le Tableau (V.3).

Tableau (V.3) : Valeurs des paramètres C et m des courbes de propagation (CT- AISI 304L)

	C	m
Courbe expérimentale	$5,29 \cdot 10^{-8}$	2,00
Jiang – Sehitoglu	$4,08 \cdot 10^{-8}$	2,33
Manson – Coffin	$1,44 \cdot 10^{-10}$	3,57

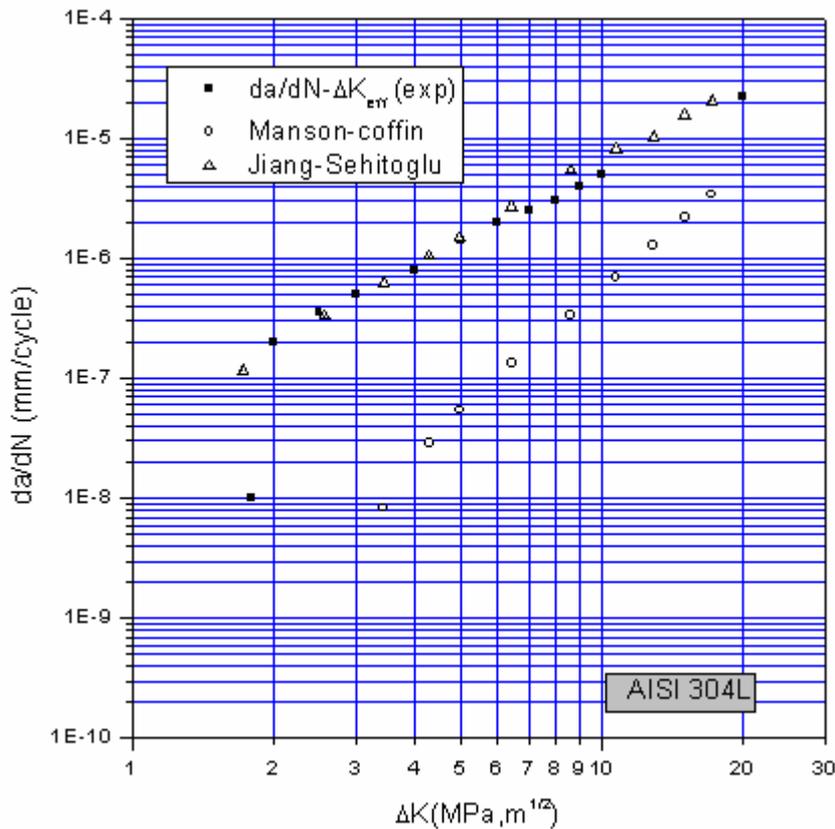


Fig. (V.34) : Courbes de propagations expérimentale et numériques

La pente de la courbe expérimentale est égale à 2, valeur prévue par les modèles de propagation basés sur le CTOD (Crack Tip Open Displacement) ou écartement à fond de fissure ($da/dN \propto \Delta K_{eff}^2$). Ce type de propagation contrôlée par le CTOD, est très souvent observé aussi bien dans les aciers que les alliages légers. Il est caractéristique d'une fissuration à l'air ambiant où l'action de l'environnement est associée au mécanisme de fragilisation par l'hydrogène ; l'hydrogène provenant de l'adsorption sur les surfaces fissurées des molécules d'eau présentes dans l'air humide.

La courbe numérique issue du modèle de Jiang – Sehitoglu donne une valeur de la pente égale à 2.33 qui est plutôt proche de la valeur 2 prévue par le modèle de CTOD. En revanche, la courbe numérique déduite du modèle de déformation équivalente (Manson – Coffin) donne une valeur de 3.57, plutôt proche de 4, valeur prévue par les modèles théoriques d'écroissage cyclique à fond de fissure. La forte triaxialité des contraintes existante à l'extrémité d'une fissure de fatigue n'est manifestement pas prise en compte dans le modèle de déformation équivalente qui s'appuie sur des résultats de fatigue oligocyclique obtenus à partir d'essais uniaxiaux. La Fig. (V.35) reproduit l'ensemble des courbes de propagation $da/dN - \Delta K$ (Simulation- Tube) et (Simulation- CT).

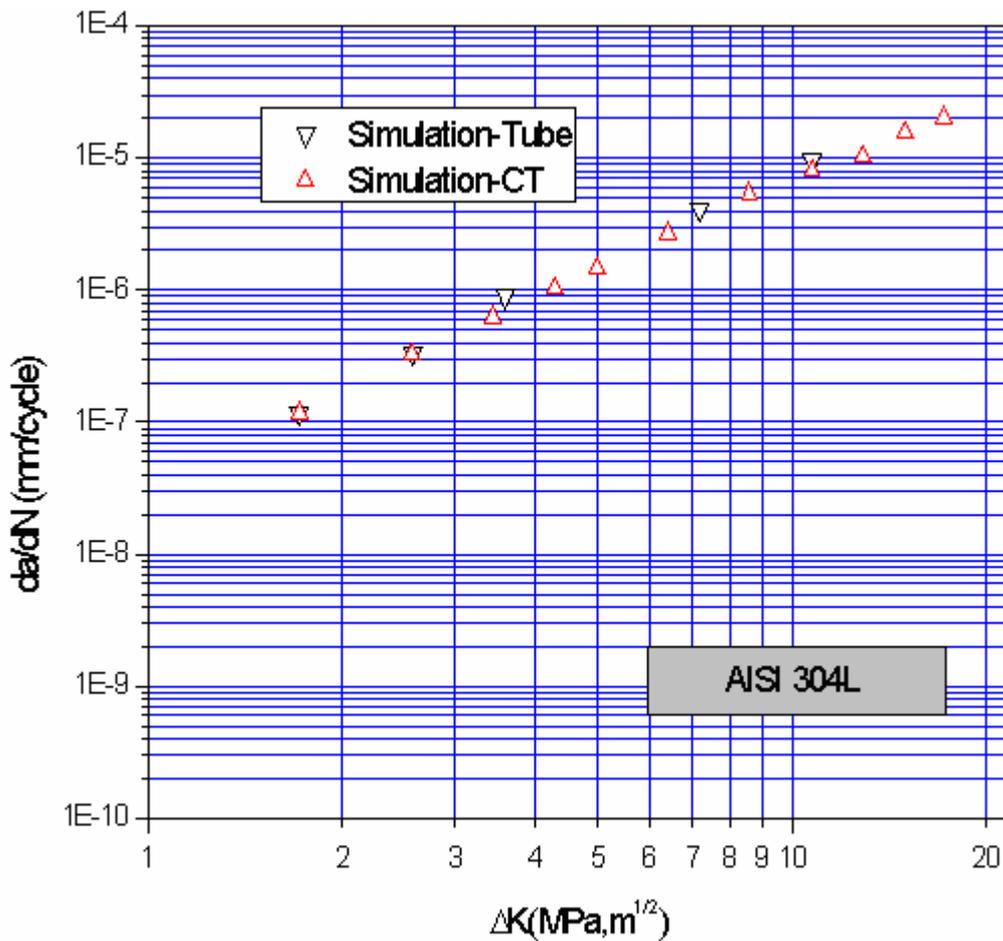


Fig. (V.35) : Résultats de la simulation des vitesses de fissuration sur éprouvette CT et Tube

La Fig.(V.36) reproduit l'ensemble des courbes de propagation $da/dN - \Delta K$: simulation cas d'un tube à un rapport de charge $R=0$ et une simulation cas d'une éprouvette CT à ($R=0.1$ et 0.7), comparées aux résultats expérimentaux réalisés sur éprouvette CT avec un rapport de charge $R=0.1$.

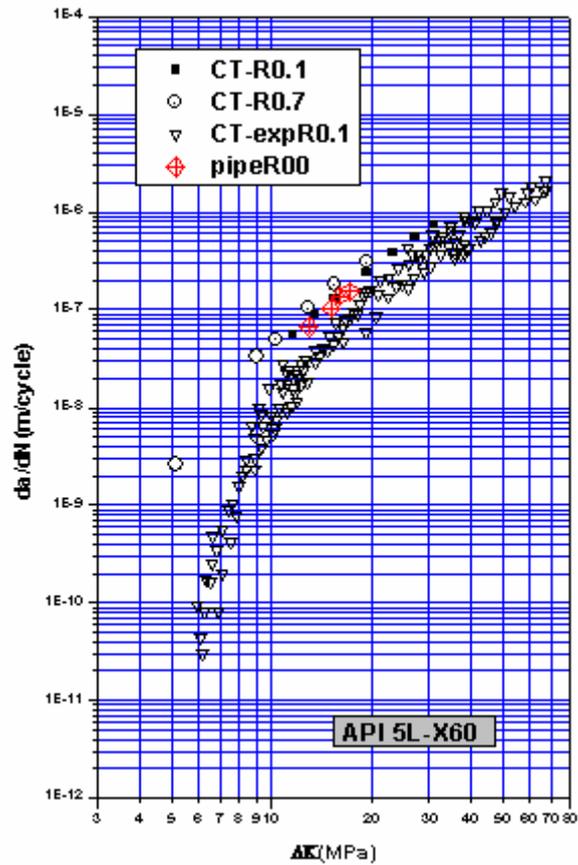


Fig. (V.36) : Ensemble des courbes de propagations expérimentales et numériques (API5L-X60)

V.5.2 Sous chargement à amplitude variable

Une différence fondamentale existe entre la prédiction de la propagation en fatigue sous chargement à amplitude constante et celle à amplitude variable. Pour les chargements à amplitude constante, l'incrément de propagation dépend de la longueur de la fissure et du chargement appliqué. Pour les chargements à amplitude variable, l'incrément de propagation dépend en outre de l'histoire du chargement que la fissure a subie. On trouve dans la littérature de nombreuses études concernant l'effet de chargements à amplitude variable sur la propagation des fissures de fatigue. Nous discutons ici quelques phénomènes observés expérimentalement.

V.5.2.1 Cas de surcharges unitaires

Lorsqu'on applique une surcharge unitaire à une structure sollicitée en fatigue à amplitude constante (Fig. (V.37)), l'effet de la surcharge, contrairement à ce que l'on peut l'imaginer, est bénéfique. La surcharge retarde la propagation de la fissure. Le phénomène de retard observé après l'application d'une surcharge est bien connu dans la littérature et a fait l'objet

de nombreux travaux. Ce phénomène spectaculaire peut être exploité par exemple lors de tests d'épreuve des composants travaillant sous pression (chaudières, canalisations, etc...).

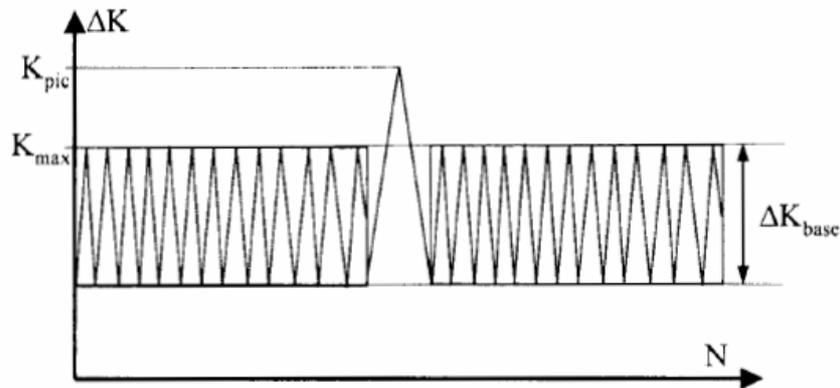


Fig. (V.37) : Définition d'une surcharge

Cette méthode de contrôle destructif consiste à appliquer une surcharge à la structure. Si un défaut critique vis à vis du test d'épreuve existe dans la pièce, la pièce est détruite. Sinon, la pièce n'est pas rompue et les défauts sous critiques verront leur propagation par fatigue ultérieure ralentie voire supprimée grâce à l'effet de surcharge. On peut observer d'après la Fig. (V.38) que la réponse de la fissure suite à l'application d'une surcharge peut varier d'un cas à l'autre. Selon les cas, le retard est plus ou moins grand et arrive plus ou moins tôt. L'effet de non retard (a) est observé pour les petites surcharges. Pour les surcharges plus élevées, le retard peut être immédiat (b), différé (c) ou perdu (d). Le retard différé est observé pour la plupart des matériaux, il correspond à un accroissement immédiat de la vitesse de propagation suivi d'une forte diminution de cette vitesse, le bilan global étant un retard.

Selon le poids relatif de ces deux phases, le retard peut être plus ou moins important, voire nul (retard perdu) ou négatif. Pour les surcharges élevées, un blocage complet de la fissure peut avoir lieu. Globalement l'effet de retard après une surcharge dépend des conditions de chargement, de la longueur de la fissure, de sa forme mais également de la nature du matériau, de la température etc... Le modèle de propagation doit donc être capable de prendre en compte tous ces facteurs.

Pourquoi la vitesse de fissuration diminue-t-elle après l'application d'une surcharge ? Comme on l'a vu à la première partie de ce chapitre, lorsque la plasticité est confinée, une zone de contraintes résiduelles de compression apparaît devant la pointe de la fissure quand cette dernière est déchargée. Ces contraintes résiduelles de compression sont à l'origine du

phénomène de fermeture des fissures de fatigue à travers lequel est généralement interprété l'effet de retard.

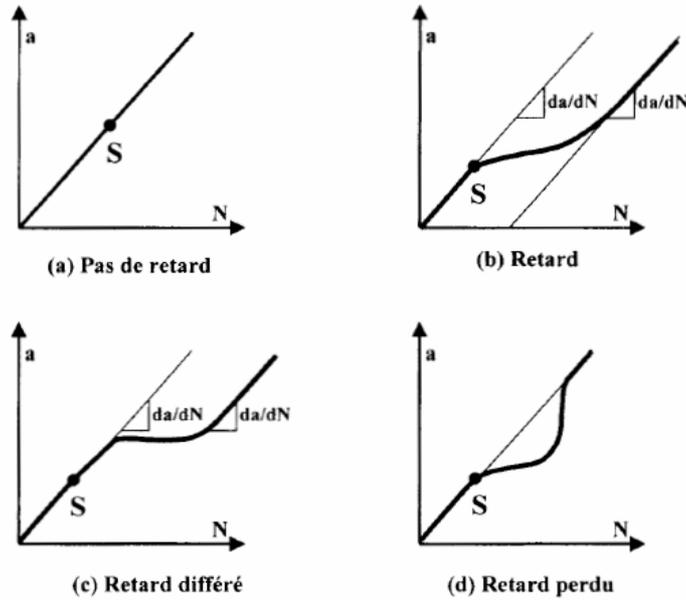


Fig. (V.37) : Différents types de retard [33]

La Fig. (V.38) montre par exemple l'évolution du niveau d'ouverture d'une fissure après l'application d'une surcharge dans le cas d'un retard différé.

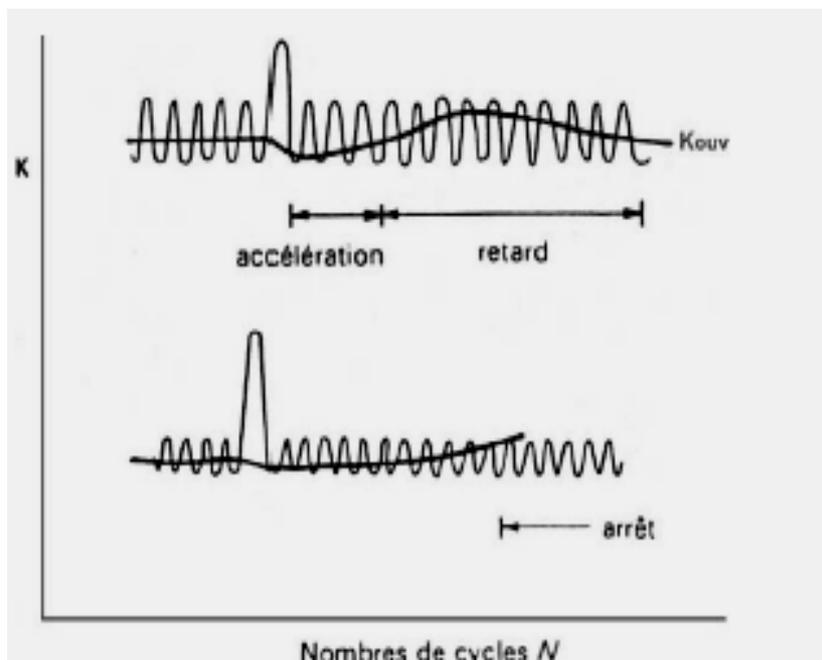


Fig. (V.38) : Evolution du niveau d'ouverture après l'application d'une surcharge [34]

L'accélération instantanée de la propagation provient de la chute du niveau d'ouverture K_{ouv} , juste après la surcharge. En effet, la surcharge conduit à l'émoussement de la fissure et il devient donc nécessaire de comprimer pour obtenir le contact entre ses lèvres.

Ensuite, le niveau d'ouverture de la fissure augmente au fur et à mesure de l'avancée de son extrémité dans la zone de compression laissée par la surcharge. Enfin lorsque l'extrémité de la fissure s'échappe de cette zone de compression résiduelle, le niveau d'ouverture diminue de nouveau.

Sur la Fig. (V.39) est tracée l'évolution schématique de la vitesse de propagation par fatigue après application d'une surcharge dans un diagramme de Paris. On observe l'accélération immédiate de la fissure suivie d'une décélération, puis à nouveau d'une accélération. La vitesse de propagation décroît tant que le niveau d'ouverture augmente, puis croît lorsque la fissure quitte progressivement la zone de compression résiduelle laissée par la surcharge.

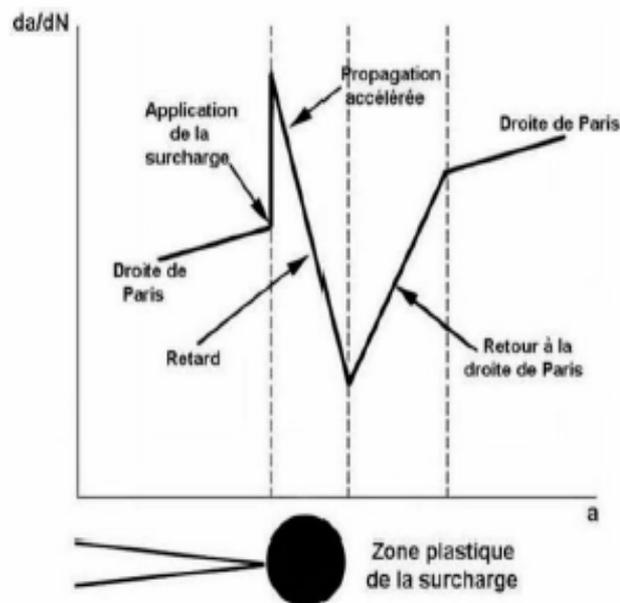


Fig. (V.39) : Evolution de la vitesse de propagation après application d'une surcharge [34]

Les Figs. (V.40) et (V.41) montrent respectivement l'évolution de la contrainte normale, σ_{22} , en fonction de déformations normale, ϵ_{22} , dans l'élément le plus endommagé de l'éprouvette.

Les valeurs des contraintes et des déformations varient, avec l'application de la surcharge, puis se stabilisent rapidement à partir du 24ème cycle de chargement.

On observe que la surcharge entraîne une diminution significative de la contrainte normale maximale, en effet celle-ci passe de 1715 MPa à 1660 MPa . Par contre la contrainte normale

de compression augmente en valeur absolue de 1427MPa à 1732MPa . On constate également une légère augmentation 0.00087 de l'amplitude de la déformation normale $\Delta\varepsilon_{22}$. Le matériau se plastifie dès le premier cycle de chargement et la surcharge appliquée au 20^{ème} cycle entraîne de nouveau une plastification assez importante suivi d'une accommodation plastique lors des autres cycles.

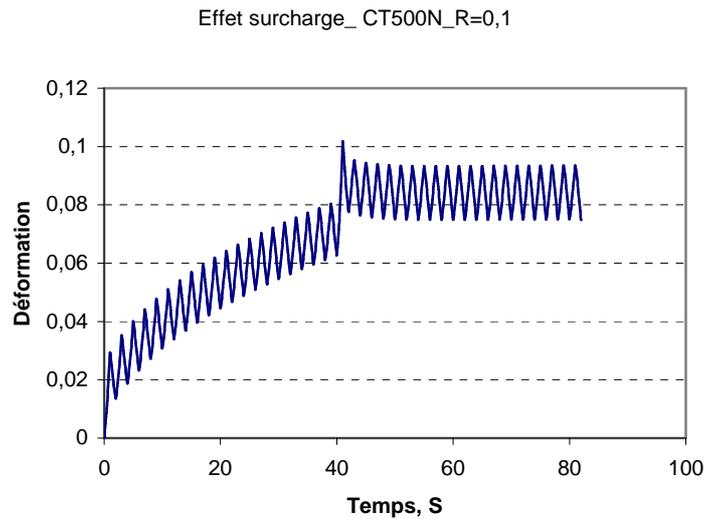


Fig. (V.40) : Evolution des déformations dans l'élément le plus chargé avant et après l'application d'une surcharge sur une éprouvette CT

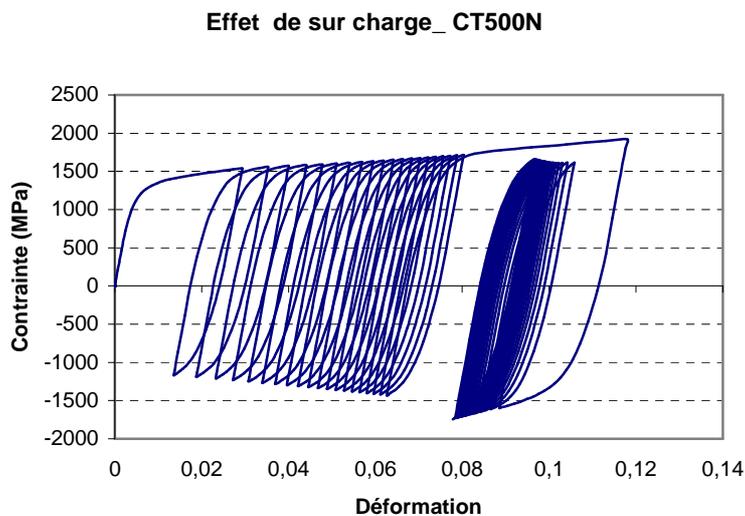


Fig. (V.41) : Courbe contrainte-déformation montre l'effet d'une surcharge.

L'introduction d'une surcharge entraîne une augmentation de la durée de vie N_f . Par conséquent, une surcharge est bénéfique, puisqu'elle retarde l'amorçage de fissure de fatigue en introduisant des contraintes résiduelles de compression qui améliorent la tenue en fatigue de la paroi des tubes.

Les gazoducs sont généralement soumis à des chargements mécaniques variables dans le temps responsables du phénomène de fatigue. Pour prévoir la durée de vie de ces structures il est préférable de parler d'amplitude variable puisque généralement les calculs de dimensionnement sont effectués en considérant des séquences de chargement représentatives de la vie de la structure étudiée.

L'application de surcharges se traduit généralement par des marquages caractéristiques sur les chemins de fissuration et les surfaces de ruptures (Fig. (V.42))



Fig. (V.42) : Effets de surcharges répétées sur la surface de rupture dans un acier faiblement allié [33]

V.5.2.2 Autres types de variation de chargement

o Changements de niveaux

Ces chargements sont caractérisés par une variation brutale de la contrainte maximale et se répartissent en deux catégories :

- ✓ les chargements de type « Bas-haut » (« Low-High ») qui se traduisent par une accélération transitoire de la propagation;
- ✓ les chargements de type « Haut-Bas » (« High-Low») qui produisent un retard plus marqué que celui que provoquerait une surcharge unique de même amplitude.

o *Sous-charge*

Peu d'études ont été menées sur l'influence de sous-charge, notamment en compression, sur les vitesses de propagation et les différences expérimentales (matériau, ΔK_{base} , R) ne permettent pas d'établir un comportement typique. Pour certains auteurs, l'introduction d'une sous-charge dans un chargement à amplitude constante se traduit par une légère accélération de la propagation.

Les Figs. (V.43) et (V.44) présentent l'effet d'une sous charge appliquée sur une éprouvette CT.

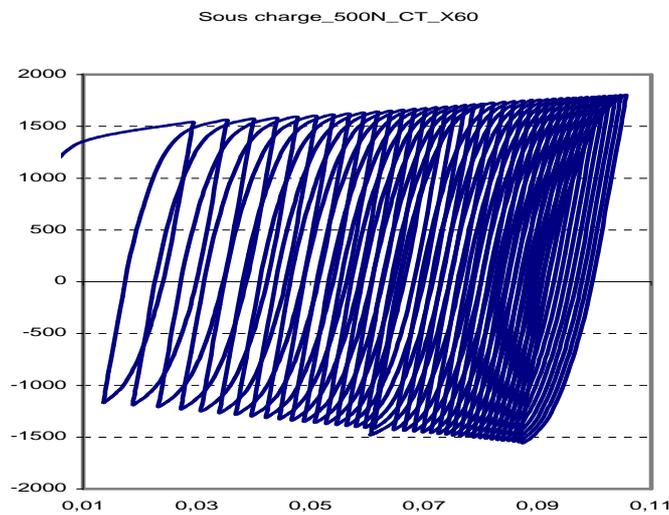


Fig. (V.43) : Courbe contrainte-déformation montre l'effet d'une sous-charge.

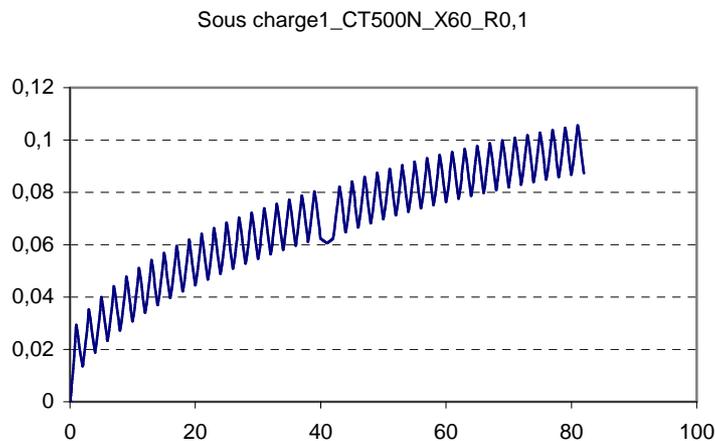


Fig. (V.44) : Evolution des déformations dans l'élément le plus chargé avant et après l'application d'une sous-charge sur une éprouvette CT

o *Effets combinés*

Si une sous-charge n'a que peu d'influence sur la propagation lorsqu'elle est isolée, en revanche elle peut interagir avec une (ou plusieurs) surcharge(s). Si la sous-charge intervient avant la surcharge, elle n'a généralement que peu d'influence sur la propagation. Si par contre elle intervient après la surcharge, elle peut réduire de façon significative le retard induit par la surcharge, comme le montre la Fig. (V.45)[33].

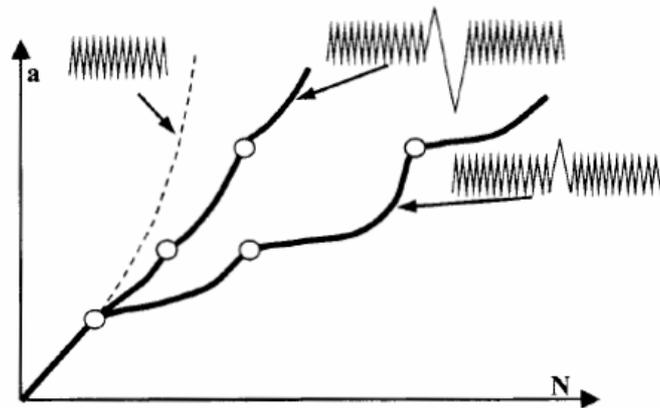


Fig. (V.45) : Effet combiné surcharge/sous-charge [33]

o *Chargement par blocs.*

L'effet d'un bloc de surcharges est comparable à celui d'une surcharge unitaire (Fig. (V.)), les mêmes phénomènes transitoires d'accélération et de ralentissement ont lieu au début et à la fin du bloc. En général, l'effet d'accélération transitoire, comme l'effet de retard sont plus marqués pour un bloc de surcharges que pour une surcharge unitaire. Si la longueur du bloc est suffisante, un régime stabilisé peut s'établir à l'intérieur de la séquence.

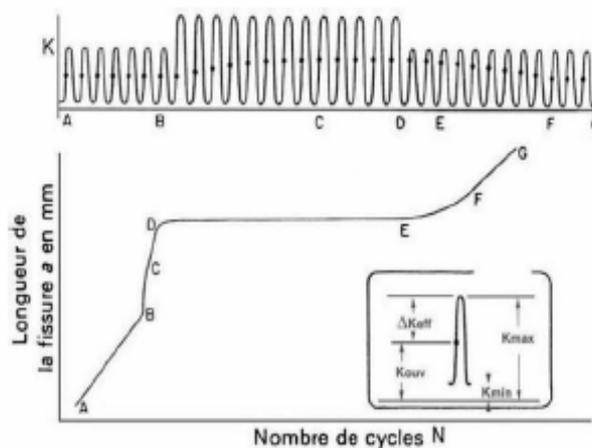


Fig. (V.46) : Evolution du niveau d'ouverture et de la longueur de la fissure pendant un chargement par blocs [34]

V.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons passé en revue les procédures utilisés pour caractériser l'endommagement par fatigue en distinguant les deux états de ce processus : l'amorçage et la propagation. La sensibilité à l'effet d'entaille qui influence l'amorçage et le concept de facteur d'intensité de contrainte utilisé pour décrire la propagation, ont été abordés.

Après cette partie bibliographique consacrée à l'explication des phénomènes provoquant et accompagnant la fissuration par fatigue, ce chapitre présente une approche intéressante pour la modélisation et le calcul des vitesses fissurations dans deux types d'aciers. Dans un premier temps le modèle de comportement cyclique de Lemaître et Chaboche, à écrouissage isotrope et cinématique non linéaire, a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS/STANDARD. Les premières simulations numériques nous ont permis de bien observer l'effet de Rochet présent dans la réalité dans le type de matériaux qu'on a modélisé.

Ensuite, La technique de calcul des vitesses de propagation de fissure a été présentée puis l'influence des différents paramètres a été discutée. Le rapport de charge n'a pas d'influence, ceci est dû à l'absence du sillage plastique et donc des contraintes de fermeture sur les lèvres de la fissure. Deux modèles de calcul des vitesses de propagations ont été utilisés et leurs résultats confrontés aux données expérimentales. Les simulations montrent que le modèle basé sur la densité d'énergie (Jiang – Sehitoglu) donne des résultats très proches des résultats expérimentaux, le modèle de Manson-Coffin, basé sur la déformation équivalente, donne quant à lui des résultats assez éloignés de la réalité, cela s'explique par la non prise en compte de la triaxialité des contraintes très présente près des lèvres de la fissure.

Les résultats des simulations sur une éprouvette de type CT, ont été exploités pour établir des courbes de vitesses de propagation de fissures et comparés avec ceux, qui résultent de la simulation d'un tube.

Enfin, les différents niveaux de charge d'un spectre interagissent entre eux de façon complexe. La compréhension des effets d'histoire de chargement sous spectre nécessite de considérer des chargements simplifiés par rapport aux spectres réels. Le cas le plus simple, mais toutefois riche d'enseignement, est constitué par une surcharge. L'application d'une surcharge sur une fissure créée préalablement sous chargement à amplitude constante se traduit dans la majorité des cas par un ralentissement ou retard de la propagation. Ce dernier peut aller jusqu'à un arrêt définitif. L'application de surcharges se traduit généralement par des marquages caractéristiques sur les chemins de fissuration et les surfaces de ruptures. Ces marquages permettent notamment de reconstituer l'historique de la progression de la fissure en fonction de l'histoire du chargement lors d'expertise de pièces rompues en service.

V.7 Références bibliographiques

- [1] R. E. Peterson, « Stress concentrations Factors », John Wiley & Sons, New York, 1974
- [2] Westergaard, H. M. 1939 Bearing pressures and cracks. *Journal of Applied Mechanics A*, 49 - 53.
- [3] Irwin, G. R. 1957 Analysis of Stresses and Strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, 361 - 364.
- [4] A. Zeghloul, 2008 Rupture et Fatigue. *Brochure de Cours de Master ST Mention MI*, UFR MIM Université de METZ
- [5] Irwin, G. R. 1948 Analysis of stress and strain near the end of a crack traversing a plate. *Trans. ASME Journal of Applied Mechanics* 24, 362 - 364.
- [6] Rooke, D. P. & Cartwright, D. J. 1976 *Stress Intensity Factors*. London: Her Majesty's Stationary Office.
- [7] Tada, H., Paris, P. C. & Irwin, G. R. 1985 *The Stress Analysis Handbook*: Paris Productions Inc.
- [8] Murakawi, Y. 1987 *Stress Intensity Factors Handbook*. Oxford: Pergamon Press.
- [9] Hou, C. Y. & Charngt, J. J. 1997 Models for estimation of weldment fatigue crack initiation life. *Int. J. Fatigue* 19, 537 - 541.
- [10] Cervený, R. 1994 Etude de la propagation des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 7010-T7651 (fermeture et influence de microstructure et de la géométrie des éprouvettes). thèse de doctorat.
- [11] Miller, K. J. 1982 *Fat. Eng.Mat. Struct.* 5, 223.
- [12] El Malki Alaoui, A. 2005 Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale. Thèse de doctorat: METZ.
- [13] Zhang, M., Yang, P. & Tan, Y. 1999 Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in a low carbon steel under low cycle impact fatigue Loading. *International Journal of Fatigue* 21, 823 - 830.
- [14] Bin, X. 1998 Confrontation des aspects statistiques et détermination de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium. thèse de doctorat: Ecole Centrale Paris.
- [15] Hu, Y. M., Floer, W., Krupp, U. & Christ, H.-J. 2000 Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al. *Materials Science and Engineering A278*, 170 - 180.
- [16] Tokaji, K., Bian, J. C., Ogawa, T. & Nakajima, M. 1996 The microstructure dependence of fatigue behaviour in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy. *Materials Science and Engineering A213*, 86 - 92.
- [17] Klesnil, M., Polak, J. & Liskutin. 1984 Short crack Growth close to fatigue limit in low carbon steel. *Scripta metallurgica* 18, 1231 - 1234.
- [18] Frost, N. E., Pook, L. P. & Denton, K. 1973 *eng.fract.mech* 5, 1061.
- [19] Elber, W. 1970 Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension. *Engng.Fract.Mech* 2, 37 - 45.
- [20] Elber, W. 1971 The Significance of Fatigue Crack Closure. *Damage Tolerance in Aircraft Structures ASTM STP 486*, 230 - 242.
- [21] Klesnil, M. & Lukas. 1972 The influence of strength and stress history on growth and stabilization of fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 4, 77 - 92.
- [22] Kujawski, D. 2001 Correlation of long and physically short cracks growth in aluminium alloys. *Eng. Fract. Mec.* 68, 1357 - 1369.
- [23] Coppin, P. 1991 Amorçage et propagation des fissures courtes de fatigue dans des alliages d'aluminium lithium. Thèse de doctorat: École centrale Paris.
- [24] J. A. R. Duran, J. T. P. Castro and J. C. P. Filho 2003 Fatigue crack propagation prediction by cyclic plasticity damage accumulation models. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 26, 137-150
- [25] Laser, N. 2006 Propagation par fatigue des fissures physiquement courtes dans un acier inoxydable de type 304L: rôle de la fermeture et de la plasticité. Thèse de doctorat: ENSMA, Poitiers.
- [26] Lemaitre, J. & Chaboche, J. L. 1985 *Mécanique des matériaux solides*.

- [27] A. Zeghloul, 1988 Comparaison de la propagation en fatigue des fissures courtes et des fissures longues: Thèse de doctorat, ENSMA, Poitiers.
- [28] McClintock, F. A. 1963 *Fracture of solids*. New York.
- [29] Morris, W. L., James, M. R. & Buck, O. 1980 *Engng. Fract. Mech* 13, 213.
- [30] Chalant, G. & Remy, L. 1983 *Engng. Fract. Mech* 18, 939.
- [31] Sehitoglu, H. & Jiang, Y. 1992 Fatigue and stress analyses of rolling contact. Technical Report, *Materials Engineering—Mechanical Behavior*. College of Engineering, University of Illinois at Urbana-Champaign.
- [32] ABAQUS/STANDARD. 2005 version 6.5 manuals. Hibbitt, Karlsson and Sorensen Inc. Pawtucket, USA.
- [33] Gilbert HENAFF et Franck MOREL, 2005. Fatigue des structures: Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture. 213p
- [34] R. Hamam, 2006. Simulation de la propagation des fissures par fatigue dans les toiles des roues de train sous chargement variable. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan.



Conclusions générales

Conclusions Générales

Les modes de ruine de la structure sont de deux ordres : ruine par dépassement de la charge limite, et rupture par manque de ténacité. Afin de diminuer le risque d'accident, le dimensionnement de la structure est effectué pour travailler dans le domaine élastique avec un coefficient de sécurité adéquat, ce qui autorise une taille critique de défaut. Le dimensionnement de la structure avec un coefficient de sécurité ne permet cependant pas de garantir totalement l'intégrité de la structure. Afin d'éviter la ruine des pipelines et de limiter l'extension d'une fissure, la mécanique de la rupture a permis de définir la notion de ténacité. Au sens large, cette grandeur représente la capacité du matériau à supporter la présence de fissures. Les spécifications requises pour les aciers de pipelines prévoient un niveau de résilience suffisant dans les conditions de service, ce qui doit garantir l'arrêt rapide d'une fissure. Pour une même classe de matériaux, il est couramment vérifié que la ténacité diminue lorsque l'on cherche à augmenter la limite d'élasticité. Un des enjeux majeurs du développement de nouveaux aciers pour gazoducs est donc d'obtenir un bon compromis entre une haute limite d'élasticité et une ténacité élevée.

La maîtrise du comportement des matériaux avec une bonne combinaison de ductilité et résistance pendant leur mise en oeuvre et en service est indispensable pour leurs applications industrielles. Les aciers HSLA (High Strength Low Alloy) sont des matériaux qui présentent cette combinaison de propriétés, aidés par le phénomène de raffinement des grains. Le développement des modèles numériques et analytiques pour prédire la déformation et le comportement en fatigue de ce type des matériaux est donc nécessaire pour assurer la fiabilité des structures soumises à des chargements variables dans le temps ainsi qu'aux facteurs environnementaux.

Ce mémoire de thèse concerne le développement d'une approche pour prédire les propriétés mécaniques au moyen d'un modèle de régression neuronale et les comportements de fissures de fatigue dans les aciers HSLA pendant la déformation en service : Il s'agit du développement des modèles physiques, de l'utilisation des lois phénoménologiques existantes de comportement cyclique à écrouissage cinématique non linéaire, et des outils numériques basés sur les élément finis pour les études de propagation des fissures.

Les objectifs du travail de thèse nécessitent une bonne compréhension du comportement à chaud des aciers HSLA, des mécanismes de déformation cyclique et de la fissuration des matériaux par fatigue, ainsi que des compétences mécaniques et numériques pour la prédiction des propriétés mécaniques et l'implémentation des modèles complexes dans un code de calcul par éléments finis.

Pour ce faire nous avons procédé comme suit :

Au début nous présentons les principes métallurgiques et les procédés thermo-mécaniques utilisés pour parvenir à un bon compromis entre les propriétés d'emploi que l'on souhaite atteindre : limite d'élasticité et ténacité, ainsi que soudabilité et résistance à la fatigue et à la corrosion. Le développement du laminage à température contrôlée et du refroidissement accéléré a entraîné des progrès considérables. En permettant de diminuer fortement la taille de grain des aciers ferrito-perlitiques, des niveaux de résistance élevés ont été obtenus tout en gardant une bonne ténacité. L'évolution vers les structures bainitiques ou ferrito-bainitiques par cette voie peut être obtenue par une augmentation de la vitesse de refroidissement après le laminage, ou par une trempe directe suivie d'un revenu. Les relations microstructure propriétés de ces aciers sont plus complexes que pour les nuances ferrito-perlitiques en raison de la diversité des microstructures obtenues. Dans le présent travail ces grades ont été exclus de l'étude. Pour mieux comprendre ce processus nous avons passé en revue les phénomènes intervenant au cours et après une déformation à chaud.

En suite une méthodologie générale pour l'optimisation de la technologie du procédé industriel de laminage à chaud au niveau de (Elh-ISF) et l'amélioration de la résistance et la ténacité des aciers HSLA destinés pour la production des bandes à tube ont été présentées. Une étude complète du schéma de laminage a regroupée les effets de la variation du maximum des paramètres de ce processus complexe : les températures de fin de laminage, les taux de déformation, les vitesses de refroidissement et les températures de bobinage. Les résultats ont été obtenus grâce à la bonne identification des paramètres thermomécanique de l'acier au moyen des testes de chauffage-refroidissement, la déformation par dilatométrie et les courbes des contraintes d'écoulement par les essais de torsion à chaud. Quatre programmes de laminage ont permis de conclure qu'un bon compromis entre la haute résistance et la bonne ténacité est assuré par le raffinement de la taille de grain. Enfin pour

l'élaboration de l'acier X70 il est recommandé d'utiliser des températures de fin de laminage entre 850°C et 830°C, et une température de bobine environ de 560°C. Un équilibre optimum entre la résistance et la ténacité a été trouvé. Les tailles de grains moyennes après laminage ont été trouvées entre 5 et 7.2µm.

Les propriétés mécaniques de l'acier micro-allié API-X60 / X70 ont été étudiées avec des expériences thermomécaniques industrielles et au laboratoire sur un laminoir pilote. Les nombreux paramètres du processus obtenus pendant la production industrielle ont été systématiquement changés pour optimiser les propriétés de résistance et de ténacité. Les paramètres optimisés ont été employés pour la production de l'acier API 5L- X60 / X70. Cependant, il n'est pas facile de déterminer quant à quels paramètres sous lesquels les conditions influencent les propriétés mécaniques du matériau. Par conséquent, un réseau de régression neuronale généralisé a été développé pour prévoir les propriétés mécaniques en fonction des conditions expérimentales. Les valeurs prévues de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction employant un réseau de neurones s'avèrent en bon accord avec les valeurs réelles des expériences.

Nous avons passé en revue les procédures utilisés pour caractériser l'endommagement par fatigue en distinguant les deux états de ce processus : l'amorçage et la propagation. La sensibilité à l'effet d'entaille qui influence l'amorçage et le concept de facteur d'intensité de contrainte utilisé pour décrire la propagation, ont été abordés. Après cette partie bibliographique consacrée à l'explication des phénomènes provoquant et accompagnant la fissuration par fatigue, cette partie présente une approche intéressante pour la modélisation et le calcul des vitesses de fissurations dans deux types d'aciers. Dans un premier temps le modèle de comportement cyclique de Lemaître et Chaboche, à écrouissage isotrope et cinématique non linéaire, a été introduit dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS/STANDARD. Les premières simulations numériques ont permis de bien observer l'effet de Rochet présent en réalité dans ces types de matériaux. Ensuite, La technique de calcul des vitesses de propagation de fissure a été présentée puis l'influence des différents paramètres a été discutée. Le rapport de charge n'a pas d'influence, ceci est dû à l'absence du sillage plastique et donc des contraintes de fermeture sur les lèvres de la fissure. Deux modèles de calcul des vitesses de propagations ont été utilisés et leurs résultats confrontés aux données expérimentales. Les simulations montrent que le modèle basé sur la densité d'énergie (Jiang – Sehitoglu) donne des résultats très proches des résultats expérimentaux, le modèle de

Manson-Coffin, basé sur la déformation équivalente, donne quant à lui des résultats assez éloignés de la réalité, cela s'explique par la non prise en compte de la triaxialité des contraintes très présente près des lèvres de la fissure. Les résultats des simulations sur une éprouvette de type CT, ont été exploités pour établir des courbes de vitesses de propagation de fissures et comparés avec ceux, qui résultent de la simulation d'un tube.

Enfin, Les différents niveaux de charge d'un spectre interagissent entre eux de façon complexe. La compréhension des effets d'histoire de chargement sous spectre nécessite de considérer des chargements simplifiés par rapport aux spectres réels. Le cas le plus simple, mais toutefois riche d'enseignement, est constitué par une surcharge. L'application d'une surcharge sur une fissure créée préalablement sous chargement à amplitude constante se traduit dans la majorité des cas par un ralentissement ou retard de la propagation. Ce dernier peut aller jusqu'à un arrêt définitif. L'application de surcharges se traduit généralement par des marquages caractéristiques sur les chemins de fissuration et les surfaces de ruptures. Ces marquages permettent notamment de reconstituer l'historique de la progression de la fissure en fonction de l'histoire du chargement lors d'expertise de pièces rompues en service.



Annexes

Annexe A : Calculs des efforts et couples de laminage.....	171
Annexe B : Calculs du facteur d'intensité de contraintes.....	175
B-1 : Méthodes de calcul.....	175
B-1-1 : Méthode des déplacements des lèvres de la fissure.....	175
B-1-2 : Méthode de l'intégrale J.....	176
B-2 : Résultats des calculs bidimensionnels.....	177
Références bibliographiques.....	179

Annexe A : Calculs des efforts et couples de laminage

Une fois les courbes des contraintes d'écoulement de notre acier ont été obtenues, nous avons développés un modèle mathématique calculant ces dernières en fonction des différentes conditions de déformation.

Le Tableau (A.1) regroupe les coefficients de la loi de comportement proposée selon la relation [A-1] pour la modélisation du comportement à chaud du matériau.

$$\sigma = A \times e^{aT} \times \varepsilon^b \times e^{c/\varepsilon} (1 + \varepsilon)^{dT} \times e^{f\varepsilon} \times \dot{\varepsilon}^g T \quad [A-1]$$

Les valeurs des coefficients A , a , b , c , d , f et g sont obtenus par un modèle de régression non linéaire au moyen du logiciel Statistica.

Tableau (A.1) : Valeurs des coefficients du modèle des contraintes d'écoulement

Intervalle de Temp.	700...825°C	825...850°C	850...1150°C
Coeff. de corrélation	0,952997	0,958413	0,9991648
A	990,432	1202,03	2484,23
a	-0,00249569	-0,00269376	-0,00254211
b	0,00705465	0,0269792	0,366252
c	-0,00348158	-0,00319792	0,00497196
d	0,00332201	0,00322546	-0,000583653
f	-1,45277	-1,45013	-0,143322
g	8,94197E-005	8,68201E-0,005	0,000111269

L'effort de laminage F est donné par :

$$F = \sigma . A_c \quad [A-2]$$

où σ est la résistance à la déformation ;

A_c l'air de contact entre le cylindre et le matériau laminé.

L'effort moyen de laminage est donné par :

$$F = \sigma_m . (\sigma / \sigma_m) . A_c \quad [A-3]$$

où σ_m est la résistance moyenne à la déformation et le rapport σ / σ_m est fonction de la longueur de l'air de contact l_c et l'épaisseur moyenne h_m .

L'épaisseur moyenne h_m est donnée par :

$$h_m = \frac{1}{2} (h_0 + h_1) \quad [A-4]$$

où h_0 et h_1 sont l'épaisseur du matériau avant et après laminage respectivement.

La longueur de l'air de contact entre le cylindre et le matériau laminé :

$$l_c = \sqrt{R \cdot \Delta h} \quad [A-5]$$

R est le rayon du cylindre de laminoir et $\Delta h = h_0 - h_1$ la réduction de l'épaisseur du matériau laminé.

L'air de contact A_c est donné par :

$$A_c = l_c \cdot b_m \quad [A-6]$$

où $b_m = (b_0 + 2b_1)/3$ est la largeur moyenne du matériau laminé, b_0 et b_1 sont la largeur initiale et finale respectivement.

Le couple de laminage est donné par :

$$\mathfrak{M} = 2F_m \cdot m \cdot l_c \quad [A-7]$$

Les facteurs (σ/σ_m) et m (rapport du bras de levier) qui sont montrés dans la Fig. (A.1) dépendent généralement des facteurs géométriques comme (l_c/h_m) .

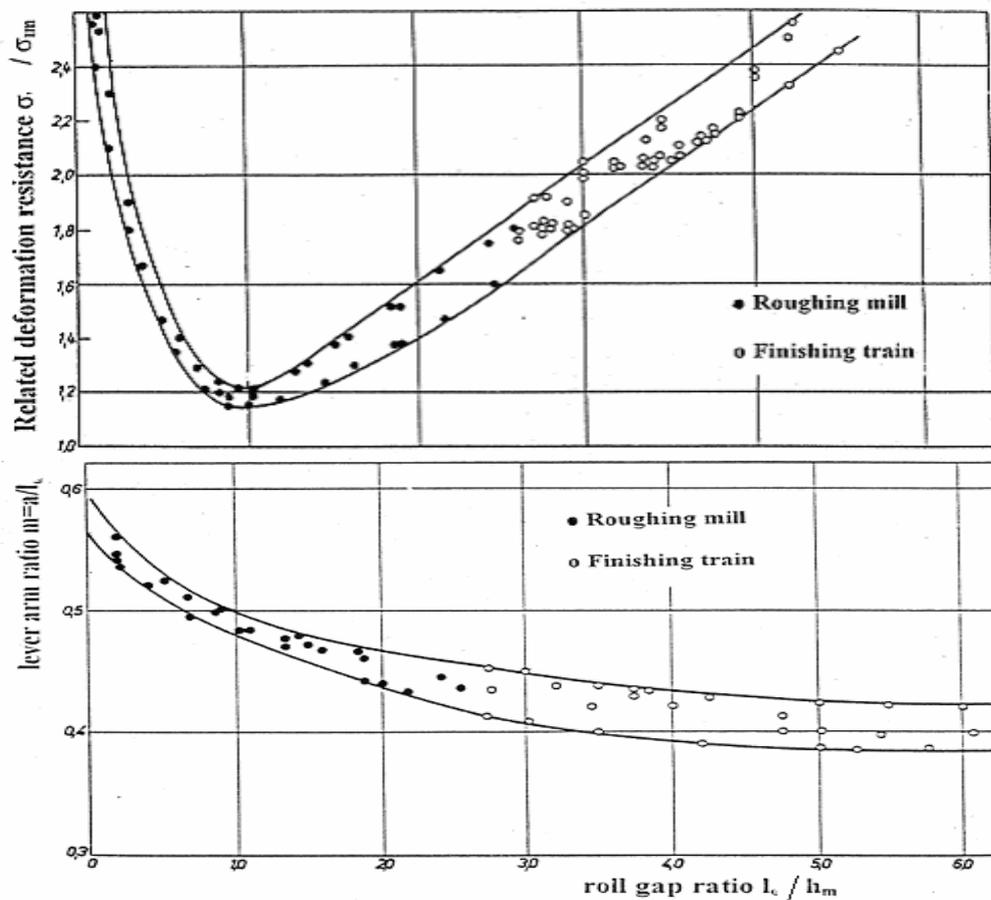


Fig. (A.1) : relation entre (σ/σ_m) et m fonction (l_c/h_m) [1]

Sachons que la déformation $\varepsilon = \ln(h_0 / h_1)$ et la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} = (v.\varepsilon) / l_c$ (v est la vitesse de laminage), les résultats d'un exemple de calcul des efforts et des couples de laminage du programme (VI) sont regroupés dans les Fig. (A.2) et (A.3).

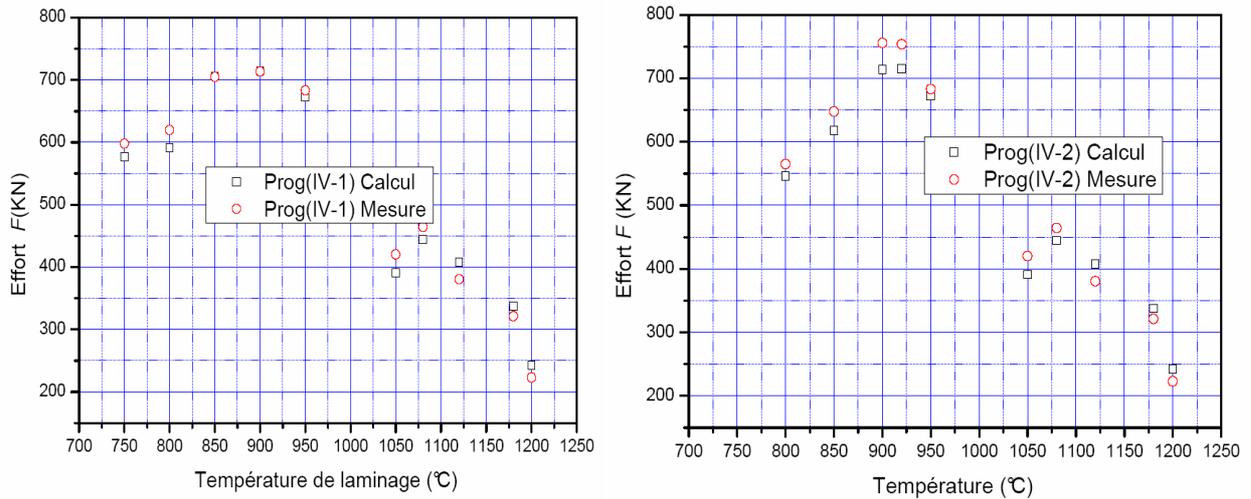


Fig. (A.2) : Comparaison entre l'effort de laminage calculé et mesuré en fonction de la température du programme de laminage (VI).

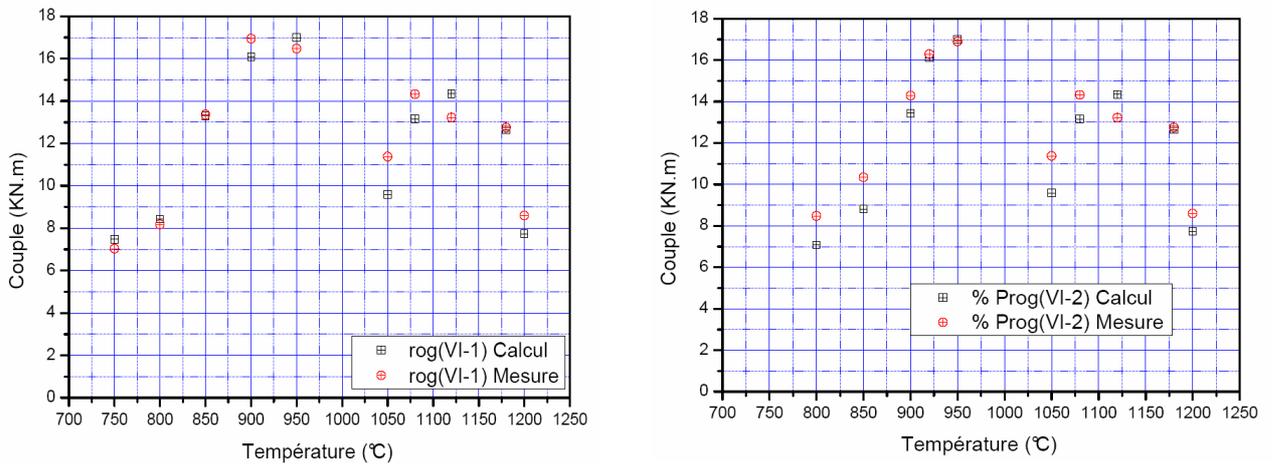


Fig. (A.3) : Comparaison entre les couples de laminage calculés et mesurés en fonction de la température du programme de laminage (VI).

Annexe B : Calculs du facteur d'intensité de contraintes (FIC)

Le facteur d'intensité de contrainte K a été calculé par la méthode des éléments finis pour la géométrie utilisée dans cette étude. Les calculs bidimensionnels ont porté sur 1/4 d'un tube.

B-1 : Méthodes de calcul

Le facteur d'intensité de contrainte K a été calculé pour un chargement élastique, à partir de deux méthodes.

B-1-1 : Méthode des déplacements des lèvres de la fissure

Le champ des déplacements en pointe de la fissure à pour expression (en élasticité linéaire et en mode I d'ouverture) [2] :

$$\begin{cases} U_x \\ U_y \end{cases} = \frac{K}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \times \begin{cases} \chi - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \\ \chi + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \end{cases} \quad \text{[B-1]}$$

avec $\chi = 3 - 4\nu$ en déformations planes,

$\chi = (3 - \nu)/(1 - \nu)$ en contraintes planes,

ν est le coefficient de poisson et $G = E/2(1 + \nu)$ le module de cisaillement.

Ainsi connaissant le déplacement U_y des nœuds situés sur les lèvres de la fissure ($\theta = \pi$) (Fig. (B.1)), on peut calculer le facteur K :

$$K = \frac{E'}{2} \sqrt{\frac{\pi}{2r}} U_y \quad \text{[B-2]}$$

avec $E' = E/1 - \nu^2$ en déformations planes et $E' = E$ en contraintes planes.

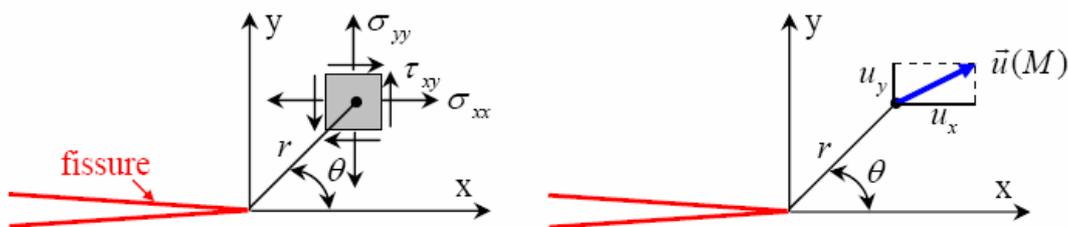


Fig.(B.1) : Contraintes et déplacements au voisinage de l'extrémité d'une fissure

B-1-2 : Méthode de l'intégrale J

Dans un plan de chargement où une fissure, dont les surfaces sont libres, est présente, on définit un contour Γ autour de la pointe de la fissure (Fig. (B.2)). Pour caractériser la singularité du champ de contrainte au voisinage de la pointe de la fissure, on étudie une intégrale de contour que l'on peut déduire de la loi de conservation de l'énergie. Pour un chargement élastoplastique, Rice [3] a défini un paramètre caractérisant le champ de contrainte en pointe de fissure, appelé *intégrale J*. Celle-ci représente la variation minimum d'énergie potentielle due à la croissance de la fissure. En élasticité, Rice a défini l'intégrale de contour comme suit :

$$J = \int_{\Gamma} W_e dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} dS \tag{B-3}$$

Avec :

Γ un contour fermé entourant la pointe de la fissure (Fig. (A.2)) ;

W_e la densité d'énergie de déformation élastique égale à $W_e = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$;

T_i le vecteur contrainte appliqué sur dS égal à $\sigma_{ij} n_j$, n_j étant les normales au contour Γ ;

u_i le déplacement associé à T_i .

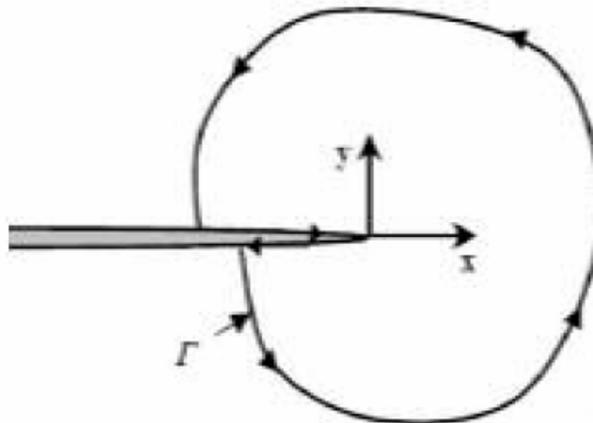


Fig. (B.2) : Contour arbitraire Γ autour de la fissure

Le calcul de l'intégrale J (ou de Rice) sera utilisé pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte. En élasticité, J est égale à l'énergie de propagation d'une fissure définie par

Griffith et notée G : pour un solide élastique, G correspond à l'énergie spécifique de création de surface libre. L'énergie G est reliée au facteur d'intensité de contrainte K par la relation suivante [B-4] :

$$J = G = \frac{K_I^2}{E'} \quad [\text{B-4}]$$

avec $E' = E/(1-\nu^2)$ en déformations planes et $E' = E$ en contraintes planes.

Lorsque la structure étudiée n'est pas entièrement plastifiée, autrement lorsqu'on n'est pas en plastification étendue, l'intégrale J est théoriquement indépendante du contour. Cette invariance de J vis-à-vis de Γ permet de choisir un contour éloigné de la pointe de la fissure. Ceci évite les imprécisions liées aux erreurs importantes qui affectent généralement le calcul des champs mécaniques singuliers au voisinage de la pointe de fissure.

B-2 : Résultats des calculs bidimensionnels

Dans le cas d'une éprouvette sous forme d'un tube, nous sommes en présence d'une fissure semi elliptique externe infiniment longue et traversante. Aussi, pour cette raison, nous pourrions nous contenter d'une modélisation bidimensionnelle lors de cette étude. Pour des raisons de symétrie, seule 1/4 de l'éprouvette sera maillée. Nous avons utilisé deux types d'éléments à 8 noeuds. Il s'agit d'éléments quadrangles, quadratiques à intégration réduite : CPE8R en déformation plane (Fig. (B.3)).

Le maillage de l'éprouvette est présenté dans la Fig. (B.4). Afin d'améliorer la convergence du calcul et d'aboutir à un résultat plus fiable, un maillage fin et rayonnant est appliqué autour de la fissure (Fig. (B.5)). Pour réaliser ce type de maillage, nous avons remaillé tous les éléments en contact avec la pointe de la fissure pour avoir des éléments triangulaires disposant toujours de 8 noeuds. Pour cela, nous avons imposé aux noeuds 1 et 2 les mêmes coordonnées et les mêmes déplacements que le noeud 5 (Fig. (B.3)). Nous n'avons pas utilisé d'éléments triangulaires directement à la pointe de la fissure car le code Abaqus [4] impose des éléments quadrangles autour des points définissant le contour utilisé dans le calcul de l'intégrale J .

Dans la pratique, le contour Γ de l'intégrale est défini par l'ensemble des noeuds du maillage des éléments finis. L'intégration numérique est effectuée sur chaque côté des éléments qui constituent le contour (Fig. (B.5)).

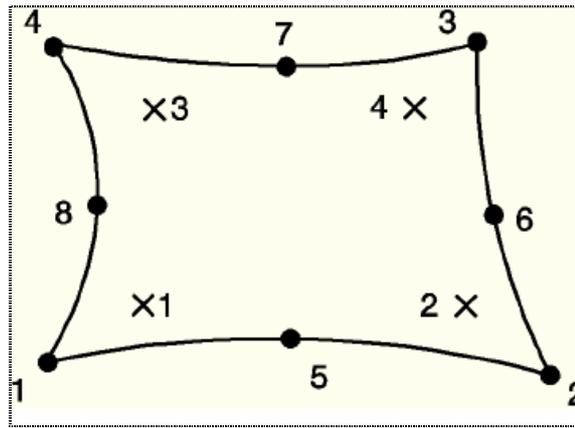


Fig. (B.3) : Elément à 8 nœuds avec ses points d'intégration

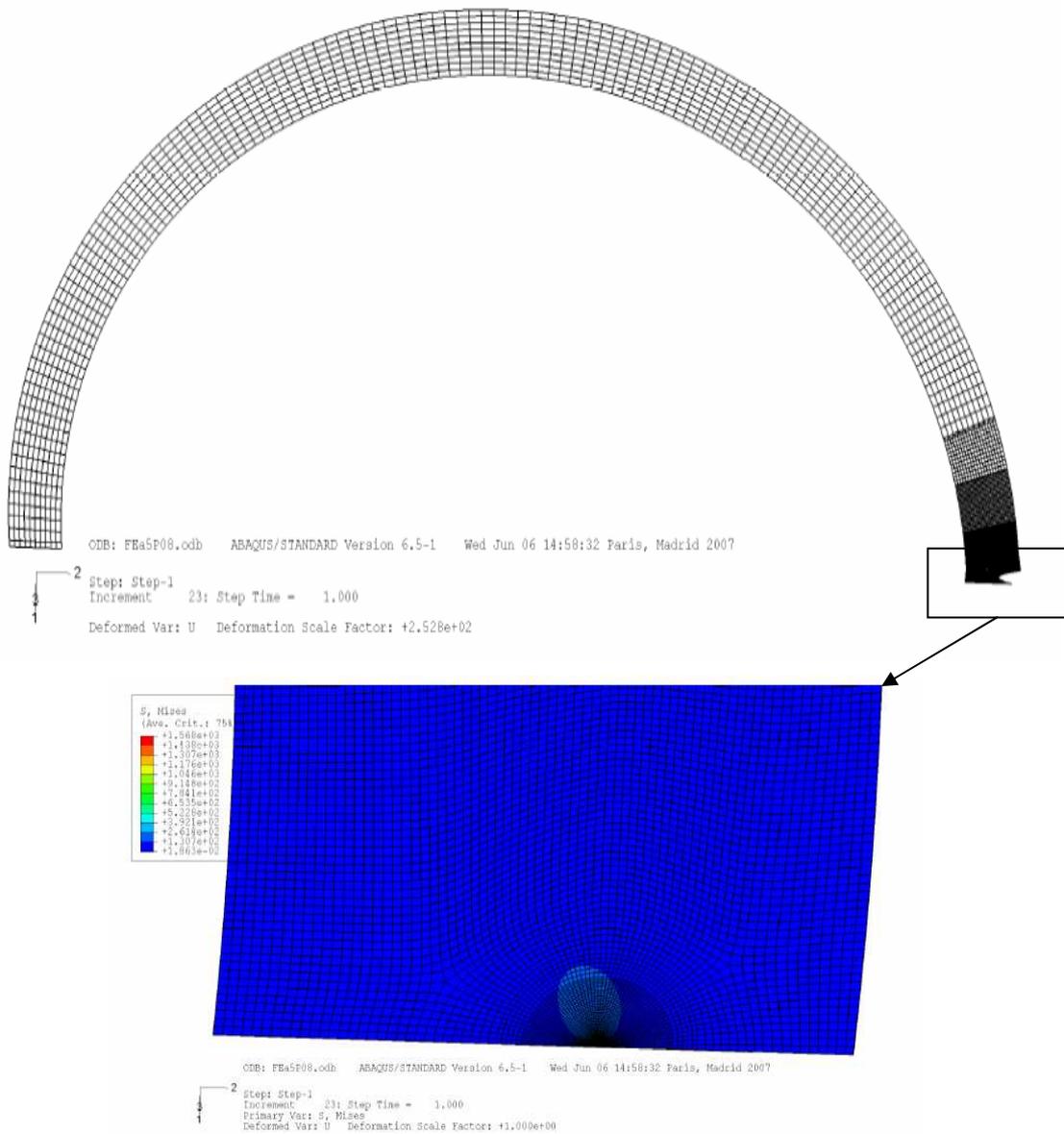


Fig. (B.4) : Maillage de 1/4 du tube

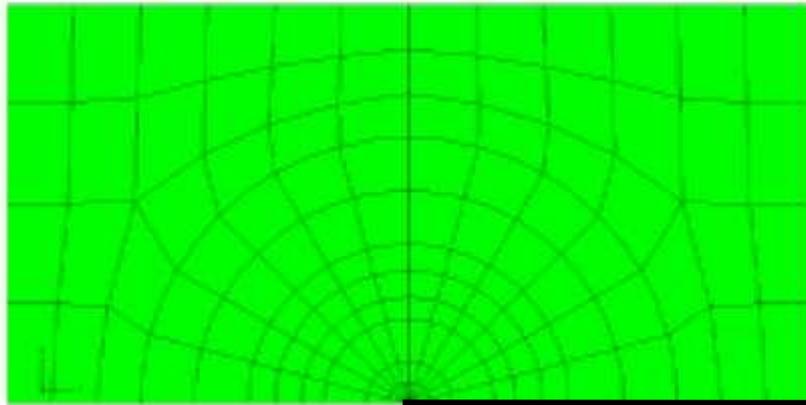


Fig. (B.5) : Maillage rayonnant au voisinage de la fissure

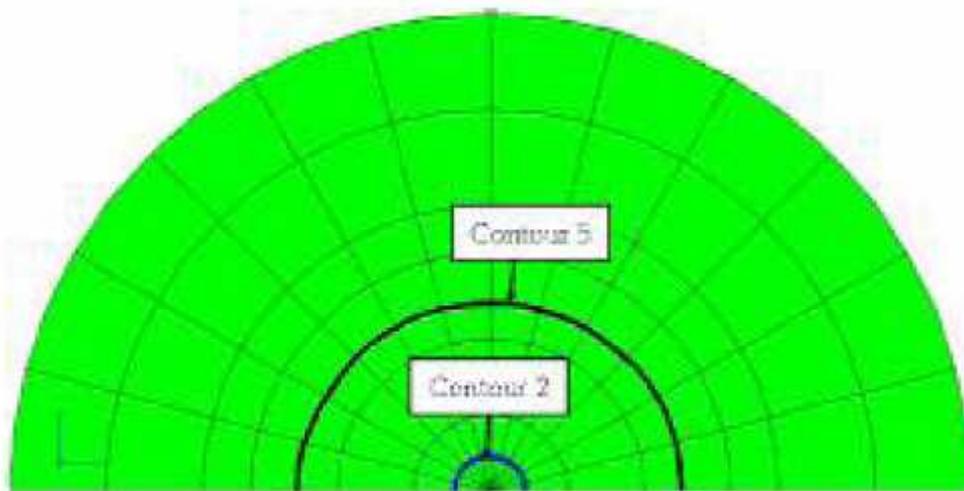


Fig. (B.6) : détail des contours

Pour une longueur de fissure donnée, et à l'aide du code de calcul Abaqus, l'indépendance de l'intégrale J vis-à-vis du contour a tout d'abord été vérifiée. Pour cela, nous avons effectué un calcul sur les onze premiers contours, de telle sorte que chaque contour présente une couche d'éléments autour de la fissure. Les valeurs trouvées sont stables à partir du deuxième contour (Fig. (B.7)). La documentation d'Abaqus suggère de prendre la moyenne des calculs issue des différents contours sans prendre en compte la valeur du premier contour [4].

Comme nous l'avons dit précédemment, nous avons utilisé deux méthodes lors de nos calculs. Les résultats de calcul ne nous montrent aucune différence significative (Fig. (B.8)). Dans cette figure, nous avons tracé les valeurs du FIC calculées sur un tube présentant une fissure externe de 5,08mm en fonction de la pression interne.

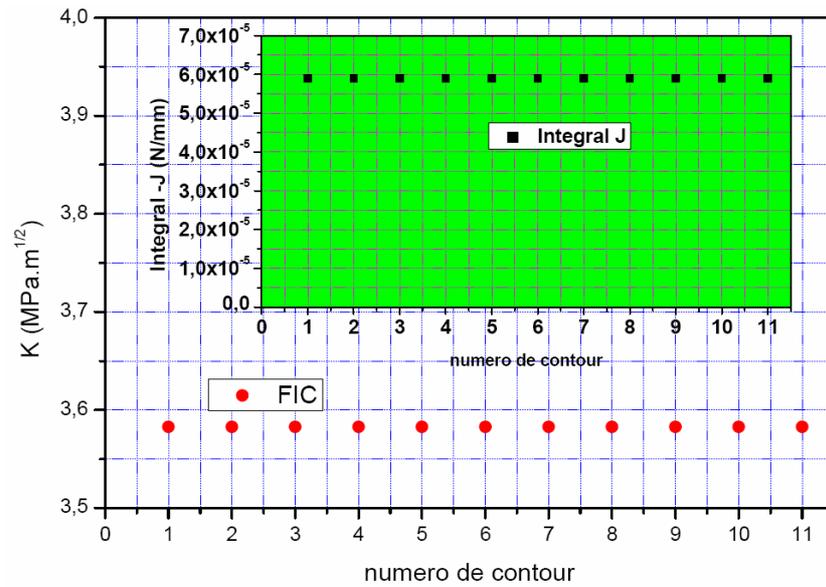


Fig. (B.7) : Evolution de l'intégral J et le FIC en fonction des contours (a=5,08mm)

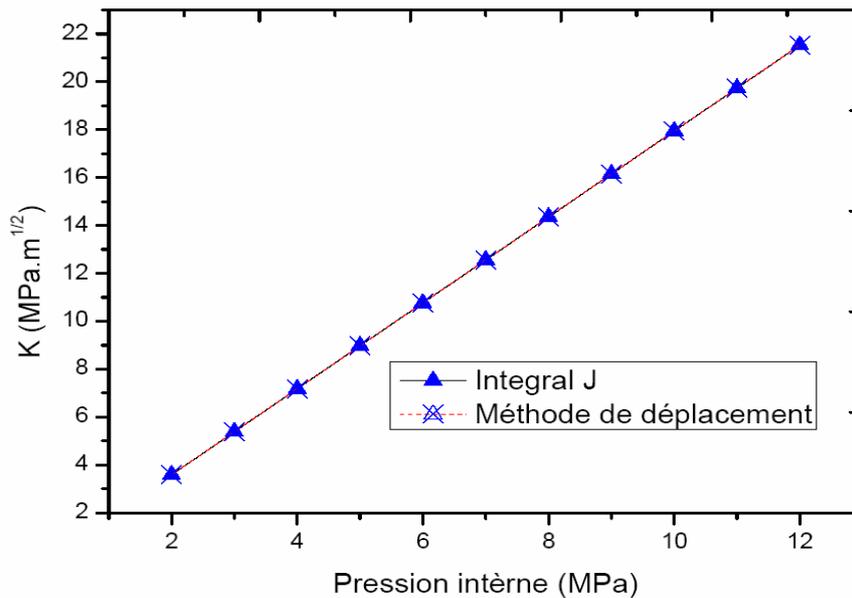


Fig. (B.8) : Comparaison des résultats des deux méthodes pour une fissure externe (a=5,08mm)

Références bibliographiques

- [1] Gold Hahn, Tlili S. (2002). *Optimisation technologique pour la production de l'acier SIDER pour tube*. Rapport interne DRA, Elhadjar-Annaba ;
- [2] A. Zegloul, (2008) Rupture et Fatigue. *Brochure de Cours de Master ST Mention MI*, UFR MIM Université de METZ.
- [3] J.R. Rice (1968). A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *J. appl. Mech.*, pp;378-386.
- [4] ABAQUS/STANDARD. (2005) version 6.5 manuals. Hibbitt, Karlsson and Sorensen Inc. Pawtucket, USA.