

République Algérienne Démocratique et populaire
Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole nationale polytechnique



Département de METALLURGIE
Spécialité : Génie des Matériaux
Mémoire de Projet de Fin d'Etudes
Pour l'obtention du Diplôme
Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

Etude de l'impact des paramètres de laminage thermomécanique sur les propriétés mécaniques des aciers HSLA de type « S355MC, S420MC »

Présenté et soutenu publiquement le 12-07-2021 par :

Soumia **SMILI**, Roufeida **REMICHI**

Composition de jury :

Président	M. BOUABDALLAH	Professeur	ENP
Promoteur	K. ABADLI	MAA	ENP
Co-promoteur	S. BOUGUERRA	Directeur de L'unité LAC	SIDER
Examineurs	E. DJEGHLAL	Professeur	ENP
	M. KASSER	MCA	ENP

République Algérienne Démocratique et populaire
Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole nationale polytechnique



Département de METALLURGIE
Spécialité : Génie des Matériaux
Mémoire de Projet de Fin d'Etudes
Pour l'obtention du Diplôme
Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

Etude de l'impact des paramètres de laminage thermomécanique sur les propriétés mécaniques des aciers HSLA de type « S355MC, S420MC »

Présenté et soutenu publiquement le 12-07-2021 par :

Soumia **SMILI**, Roufeida **REMICHI**

Composition de jury :

Président	M. BOUABDALLAH	Professeur	ENP
Promoteur	K. ABADLI	MAA	ENP
Co-promoteur	S. BOUGUERRA	Directeur de L'unité LAC	SIDER
Examineurs	E. DJEGHLAL	Professeur	ENP
	M. KASSER	MCA	ENP

ملخص

طلب من سيدار الحجار إنتاج فولاذ جديد عالي المرونة (HSLA) كانت مهمتنا توصيف ودراسة جودة أول اختبار درفلة لهذه المجموعة من الفولاذ.

أولاً، قمنا بتمييز الفولاذ الذي تمت دراسته بالتحليلات الكيميائية والاختبارات الميكانيكية والمعدنية للأصناف التي تم تحليلها (S420MC, S355MC) ثانياً، درسنا ثلاثة معاملات أساسية (درجة الحرارة، سرعة الدرفلة ومعدل التخفيض). أخيراً، تم إجراء دراسة مقارنة نتائج تم الحصول عليها من دراسة أصناف أخرى من الفولاذ عالية المرونة لإظهار تأثير المعاملات المدروسة على الخصائص الميكانيكية.

تؤكد نتائج الاختبارات الميكانيكية وجود مقاومة جيدة، ليونة منخفضة، هذا راجع الى النسبة المنخفضة للعناصر (Mn, Si) التحليلات الكيميائية بينت أن الفولاذ منخفض الكربون يحتوي على العناصر الكيميائية (Ti, V, Nb) والتي تساهم في تصلب الفولاذ عن طريق الترسيب وتصغير الحبيبات، وهذا ما يشرح المقاومة الجيدة للفولاذ ادماجا مع تأثير معاملات الدرفلة الحرارية وممكنية. وجدنا من التحليل الاشعاعي والمعدني أن البنية المجهرية فيريتية مع القليل من البرلايت وأثار السيمنتيت الثلاثي. وجدنا أيضا عدم التجانس في البنية المجهرية مما يجعل المادة متباينة الخواص. في نهاية عملنا، قدمنا بعض الاقتراحات إلى سيدار الحجار لتحسين هذا الصنف من الفولاذ.

الكلمات المفتاحية: الدرفلة الحرارية وميكانيكية، التصلب، الخصائص الميكانيكية، فولاذ عالي المرونة.

Abstract

SIDER EL-HADJAR was asked to produce a new high strength steel (HSLA) suitable for welding and cold forming. Our work was to characterize and study the conformity of the first rolling test of this range of steel.

First, we characterized the studied steels by chemical analysis, mechanical tests and metallographic study. Secondly, we studied three key parameters (temperature, rolling speed and reduction rate) of the analyzed grades (S355MC and S420MC). Finally, a comparative study of the results was performed with other grades of HSLA steels in order to show the impact of the studied parameters on the mechanical properties.

The results of the mechanical tests confirm a good resistance, a weak ductility, this is explained by the low manganese and silicon contents. From the chemical analysis, it was found that the steel is low carbon micro alloyed with Ti, Nb and V; these elements contribute to the hardening by precipitation and refinement of grains, which explains the good resistance of the steel in combination with the influence of the rolling parameters. According to the metallographic study and the XRD analysis, a ferritic structure was found with pearlite islands and some traces of tertiary cementite. heterogeneity in the microstructure, which makes the material anisotropic. At the end of our work, we proposed some suggestions to SIDER EL HADJAR to improve this range of steel.

Key words: HSLA steel, key parameters, hardening, thermomechanical rolling, mechanical properties.

Résumé

SIDER EL-HADJAR a été sollicité pour produire un nouvel acier à haute limite élastique (acier HSLA) apte au soudage et au formage à froid, notre travail était de caractériser et d'étudier la conformité du premier essai de laminage de cette gamme d'acier.

Premièrement, nous avons caractérisé les aciers étudiés par des essais mécaniques, un essai chimique et une étude métallographique. Deuxièmement, nous avons étudié quelques paramètres clés (température, vitesse de laminage et taux de réduction) des nuances analysées (S355MC et S420MC). Enfin, une étude comparative a été réalisée où on a comparé les paramètres clés de laminage thermomécanique et la composition chimique de nos échantillons avec celles de quelques nuances des aciers HSLA, afin de montrer leurs impacts sur les propriétés mécaniques.

Les résultats des essais mécaniques confirment une bonne résistance, une faible ductilité, ceci est expliquée par les faibles teneurs en Mn et Si. D'après l'analyse chimique, on a trouvé que l'acier est à bas carbone micro allié au Ti, Nb et V; ces éléments contribuent au durcissement par précipitation et affinement des grains, ce qui explique la bonne résistance de l'acier en combinant avec l'influence des paramètres de laminage. D'après l'étude métallographique et l'analyse par DRX, on a trouvé une structure ferritique avec des ilots de perlite et quelques traces de cémentite tertiaire, nous avons révélé aussi une hétérogénéité dans la microstructure, ce qui rend le matériau anisotrope. A la fin de notre travail, nous avons proposé quelques suggestions à SIDER EL HADJAR pour améliorer cette gamme d'acier.

Les mots clés : acier HSLA, paramètres clés, durcissement, laminage thermomécanique, propriétés mécaniques.

Remerciements

Tout d'abord nous rendons grâce à Dieu, lui qui nous a permis d'être bien portant afin d'effectuer ce travail du début jusqu'à la fin.

Nous remercions nos parents respectifs pour leurs soutiens durant notre parcours de formation.

Nous tenons à remercier notre encadreur de projet de fin d'étude Dr ABADLI KAMEL, enseignant à l'école nationale polytechnique, qui nous a guidés avec ses orientations, ses conseils et ses critiques tout au long de ce travail de recherche.

Nous remercions également notre Co-encadreur Mr BOUGUERRA SALOUHA, directeur de l'unité LAC à SIDEREL-HADJAR, qui a participé à notre formation durant la période de stage, pour nous avoir donné la chance de réaliser une grande partie de notre travail et pour nous avoir enrichis et comblés de conseils.

En porte envers l'ensemble des enseignants du département de Métallurgie qui ont contribué à notre formation, une immense gratitude.

Nos remerciements vont aussi aux membres du jury, pour l'honneur qu'ils nous ont fait en acceptant d'évaluer ce travail et de participer à la soutenance.

Nous remercions tous les travailleurs de l'entreprise SIDEREL-HADJAR pour leurs soutiens techniques et en particulier l'équipe de l'atelier MAGRIBIEN de maintenance pour leur participation dans le découpage des échantillons, l'équipe de laboratoire centrale qui nous a apporté de l'aide par leurs connaissances. Sans oublier de remercier Mr Meramria Hichem, chef de qualité des produits de la division Lac.

Nous adressons des remerciements particuliers à l'équipe de l'entreprise ALPHA PIPE pour leurs aides dans la réalisation des essais mécaniques.

Nos remerciements aussi à l'équipe de l'unité de recherche en matériaux avancés (URMA) en particulier Dr Boukfra Mohamed, chef d'atelier et Dr Grairia Amina qui nous ont aidés pour accomplir nos essais.

Nous remercions M^{me} Nait Meriam, chef de département assurance qualité pour leur accueil à l'entreprise nationale FERROVIAL

Nous tenons à adresser nos vifs remerciements à l'équipe d'URASM et en particulier Dr. KHADIJA BOUHAMELA pour nous avoir fait bénéficier de ces informations.

Enfin, nous tenons également à remercier toutes les personnes qui ont participé de près ou loin à la réalisation de ce travail

Sommaire

Liste des tableaux	
Liste des figures	
Introduction générale.....	15

Partie I : Etude bibliographique

Chapitre I.1 : Aciers à haute limite élastique

I.1.1 Introduction	18
I.1.2 Catégories des aciers HSLA.....	18
I.1.3 Classification des aciers HSLA.....	19
I.1.4 Composition chimique et rôles des éléments d'alliages.....	22
I.1.5 Contrôle des propriétés des aciers HSLA.....	25
I.1.6 Le laminage thermomécanique.....	30
I.1.7 Propriétés mécaniques des aciers HSLA.....	34
I.1.8 Application industrielles des aciers HSLA.....	36

Chapitre I.2 : Le laminage à chaud

I.2.1 Définition de laminage.....	41
I.2.2 Laminage des produits plats.....	41
I.2.3 Laminage à chaud à SIDER - EL-HADJAR.....	42
I.2.3.1 Description du laminoir à chaud.....	42
I.2.3.2 Les produits plats laminés à chaud du complexe SIDER EL-HADJAR.....	43
I.2.3.3 Organisation de l'unité Lac.....	44
I.2.3.4 Système de mesure et de régulation dans le train à chaud.....	57

Chapitre I.3: Les changements structuraux pendant et après la déformation à chaud

I.3.1 Introduction	66
I.3.2 Phénomènes intervenant au cours de la déformation à chaud.....	67
I.3.3 Phénomènes intervenants après la déformation à chaud.....	71
I.3.4 Mécanismes physiques responsables du comportement rhéologique.....	72
I.3.4.1 Activation thermique.....	73
I.3.4.2 Influence de la vitesse de déformation.....	73

Partie II : Partie pratique

Chapitre II.1 : Procédures expérimentales

II.1.1 Introduction.....	78
II.1.2 L'analyse spectrale.....	78
II.1.3 Essai de dureté Rockwell.....	82
II.1.4 Essai de micro dureté Vickers.....	85
II.1.5 Etude métallographique.....	87
II.1.6 Analyse des phases par diffraction des rayons X.....	90
II.1.7 L'essai de traction.....	93
II.1.8 Essai de résilience.....	95

Chapitre II.2 : Résultats et interprétations

II.2.1 Introduction.....	100
II.2.2 La composition chimique.....	100
II.2.3 Dureté et micro dure.....	102
II.2.4 Etude métallographique.....	103
II.2.5 L'analyse des phases par DRX.....	105
II.2.6 L'essai de traction.....	107
II.2.7 La résilience.....	109

Chapitre II.3 : Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC

II.3.1 Introduction.....	114
II.3.2 Paramètres de chauffage.....	114
II.3.3 Paramètres de dégrossissage.....	116
II.3.4 Paramètres de finisseuse.....	117
II.3.5 Paramètres de refroidissement.....	120
II.3.6 Paramètres de bobinage.....	121

Partie III : Etude comparative

III.1 Introduction	123
III.2. Influence du taux de réduction.....	123
III.2.1. Sur la Taille des grains.....	124
III.2.2 Sur le phénomène de précipitation.....	124
III.3. Influence de l'évolution de la température.....	125
III.3.1 Sur la taille des grains.....	125
III.3.2 Sur le phénomène de précipitation.....	125
III.4. Influence de la vitesse de laminage.....	126
III.5 L'effet de la taille des grains et les précipités sur les propriétés mécaniques.....	127
III.6 Influence de la composition chimique sur les propriétés mécaniques	129
Conclusion générale.....	132
Références bibliographiques.....	135
Annexes.....	140

Liste des tableaux

Tableau	Titre	Page
I.1.1	Composition limite des aciers HSLA selon la norme ASTM	20
I.1.2	Composition limite des aciers HSLA selon la norme EN 10025	20
I.1.3	Composition limite des aciers HSLA selon la norme GB/T700	21
I.1.4	Composition chimique % (Tubes de conduite PSL1 soudés)	21
I.1.5	Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite PSL1)	22
I.1.6	Composition chimique et carbone - équivalent des aciers HSLA	36
I.1.7	Caractéristiques mécaniques requises des pipelines en acier de grade API	38
I.2.1	Dimensions, poids unitaire et domaines d'applications des bobines et tôles laminées à chaud	43
I.2.2	Dimensions, poids unitaire et domaines d'applications des bobines et tôles striées ou l'armée laminés à chaud	44
II.2.1	Composition visée, sur coulée et réelle de l'acier étudié	100
II.2.2	Les résultats de l'essai de dureté	102
II.2.3	Résultats de micro dureté Vickers pour les épaisseurs 14mm et 16mm	102
II.2.4	Résultats de la taille des grains des échantillons de 14 mm et 16 mm d'épaisseur	104
II.2.5	Les données de l'analyse des pics	106
II.2.6	Les paramètres cristallographiques révélés par l'analyse de DRX	106
II.2.7	Résultats de l'essai de traction	107
II.2.8	Les résultats de l'essai de résilience pour l'échantillon d'épaisseur 16 mm	109
II.2.9	Les résultats de l'essai de résilience pour l'échantillon d'épaisseur 14 mm	110
II.3.1	La répartition des températures de chauffage dans les zones du four	115
II.3.2	Les paramètres clés de laminage thermomécanique au niveau du train dégrossisseur	116
II.3.3	Les paramètres clés au niveau du train finisseur pour les deux épaisseurs	118
III.1	Taux de réduction sur train finisseur des trois aciers laminés	123
III.2	L'effet du taux de réduction sur la taille des grains	124
III.3	Températures de la bande sortie de chaque cages finisseuse pour des trois aciers laminés	125
III.4	Vitesses de laminage des trois aciers sur train finisseur	126
III.5	Les propriétés de ductilité des nuances S355LMC, S420MC et S500MC	128
III.6	Composition chimiques des nuances S355MC et S355JR	129
III.7	Propriétés mécaniques des nuances S355MC et S355JR	130

Liste des figures

Figure	Titre	Page
I.1.1	Effet de la teneur des éléments d'alliage sur le durcissement de la ferrite par solution solide à 20°C.	25
I.1.2	Durcissement obtenu par différents types de précipités	26
I.1.3	Evolution de la solubilité de quelques carbures et carbonitrides en fonction de la température	27
I.1.4	Effet de la taille du grain ferritique sur la limite d'élasticité et la température de transition	28
I.1.5	Transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ dans les aciers HSLA	28
I.1.6	Précipitation de Nb(C, N) à basse température de laminage	29
I.1.7	Effet du taux de carbone sur la courbe de traction conventionnelle	29
I.1.8	Schéma de laminage thermomécanique	31
I.1.9	Structure des aciers HSLA après différents traitements thermomécaniques	31
I.1.10	Influence de la température de revenu sur la dureté et la résilience de l'acier HSLA 4140	32
I.1.11	Influence de la température de revenu sur la courbe de traction de l'acier HSLA 4340	33
I.1.12	Diagramme TRC d'un acier au carbone	34
I.1.13	Courbes de traction sur éprouvette en acier S355N, S460ML, S690QL	34
I.1.14	Courbe de résilience des aciers S460ML et S690QL en comparaison avec la nuance S355J2	35
I.1.15	« Banana curve » Classification des aciers selon leurs propriétés mécaniques, adapté de (Billur & Altan, 2013)	39
I.1.16	Viaduc de Verrières	40
I.1.17	Pont de Jassans Riottier	40
I.2.1	Types des laminoirs	41
I.2.2	Parcours de la bande dans le train à chaud	42
I.2.3	Bobines laminées à chaud brutes ou décapées et tôles	43
I.2.4	Tôles striées ou l'armée	44
I.2.5	L'organigramme de l'unité LAC	45
I.2.6	Photo d'un parc à brame	46
I.2.7	Photo d'une machine rectifieuse	47
I.2.8	Les salles des pompes du secteur fluide	47
I.2.9	Photo d'un four poussant	49
I.2.10	Schéma présentatif des 7 zones réparties dans le four poussant	49

I.2.11	Principe du fonctionnement d'une laveuse	50
I.2.12	Principe du fonctionnement d'une brise oxyde	51
I.2.13	Photo d'une brise oxyde	51
I.2.14	Principe du fonctionnement de dégrossisseur réversible (quarto)	52
I.2.15	Photo d'une quarto réversible	52
I.2.16	Photo d'une cisaille volante pendant la coupe de la tête d'une bande laminée à chaud.	53
I.2.17	Photo des cages finisseuses	55
I.2.18	Photo des douches de refroidissement	55
I.2.19	Photo d'une bobineuse	56
I.2.20	Schéma présentatif du système de contrôle dans le train à chaud	58
I.2.21	Vue du niveau 1 de la zone four	59
I.2.22	Vue du niveau 2 de la zone four	60
I.2.23	Vue de niveau 1 de la zone quarto	61
I.2.24	Vue de niveau 2 de la zone quarto	61
I.2.25	Le positionnement des jauges le long du train à chaud	63
I.2.26	Vue du niveau 1 de la zone finisseuse	63
I.2.27	Vue du niveau 2 de la zone finisseuse	64
I.3.1	Courbe contrainte- déformation obtenue par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique	66
I.3.2	Courbes contrainte- déformation obtenues par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la recristallisation dynamique	67
I.3.3	Représentation schématique du processus de recristallisation dynamique géométrique en torsion	70
I.3.4	Les étapes de phénomène de recristallisation dynamique	71
I.3.5	Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation à 800 °C	74
I.3.6	Variation du coefficient m entre 700 et 900°C pour deux états de déformation	74
I.3.7	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)	75
II.1.1	Le spectromètre à émission optique ARL 3460	80

II.1.2	La tronçonneuse utilisée pour découper l'échantillon.	81
II.1.3	Echantillon découpé et préparé pour l'analyse spectrale	81
II.1.4	Chambre d'excitation du spectromètre à émission optique	82
II.1.5	Les étapes de l'analyse par le spectromètre à émission optique	82
II.1.6	Principe de la dureté Rockwell	83
II.1.7	Le duromètre WOLPERT DIA TESTOR 2RC	84
II.1.8	Principe de l'essai Vickers	85
II.1.9	Pénétrateur de l'essai VICKERS	85
II.1.10	Le testeur de dureté ZWICK/ROELL HV10 version pc	87
II.1.11	Microscope optique NIKON LV150N	88
II.1.12	L'échantillon enrobé à chaud par l'enrobeuse STRUERS	89
II.1.13	Polissage de l'échantillon : 1-Prépolissage sur les papiers abrasifs 2-Finition sur une pate diamantée	89
II.1.14	Les produits de l'attaque chimique (Nital)	90
II.1.15	Schéma illustre le principe de la diffraction des rayons X	91
II.1.16	Diffractomètre ULTIMAT IV	92
II.1.17	La machine de traction ZWICK/ROELL	93
II.1.18	Eprouvettes d'épaisseur 14 mm, a-avant traction, b-après traction	94
II.1.19	Eprouvette d'épaisseur 16mm, a-avant la traction, b-après la traction	94
II.1.20	Schéma illustre l'essai de résilience	95
II.1.21	Les dimensions de l'éprouvette de résilience selon la norme EN-ISO 148-1	97
II.1.22	La machine de résilience ZWICK/ROELL PSW750 de ALFAPIPE	97
II.1.23	Le thermorégulateur réglé de -70°C jusqu'à 40 °C avec des paliers de 5 ou 10°C	98
II.1.24	Les éprouvettes de résilience avant et après l'essai du choc à la rupture	98
II.2.1	La microstructure observée par le microscope optique de l'acier d'épaisseur 14mm avec un grossissement de 200× et 500×	103
II.2.2	La microstructure observée par le microscope optique de l'acier d'épaisseur 16mm avec un grossissement de 200× et 500×	104
II.2.3	Affinement Rietveld de l'acier étudié	105
II.2.4	La courbe conventionnelle de l'essai de traction pour les éprouvettes d'épaisseur 14mm dans les 3 sens (L, T et à 45°)	107

II.2.5	La courbe conventionnelle de l'essai de traction pour l'éprouvette d'épaisseur 16mm pour prélevée dans le sens longitudinal	108
II.2.6	La courbe de l'énergie de choc absorbé en fonction de température de l'échantillon d'épaisseur 16 mm qui montre le domaine fragile.	109
II.2.7	La courbe de l'énergie de choc absorbée en fonction de température de l'échantillon d'épaisseur 14 mm qui montre la transition fragile-ductile de l'acier S355MC	111
II.3.1	Vue générale du four	114
II.3.2	Le plan de passe du train dégrossisseur (quarto réversible)	116
II.3.3	Plan de passe au niveau du train finisseur pour l'épaisseur 16 mm	117
II.3.4	Plan de passe au niveau du train finisseur pour l'épaisseur 14mm	118
II.3.5	Plan de passe au niveau des douches de refroidissement pour une tôles laminée jusqu'à 16 mm	120
II.3.6	Plan de passe au niveau des douches de refroidissement pour une tôles laminée jusqu'à 14 mm	120
III.1	L'impact de la vitesse et les précipités de niobium sur le développement des grains	127
III.2	Effet de la taille des grains sur les propriétés de résistance	127
III.3	L'effet de la composition chimique sur les propriétés mécaniques les deux nuances	129

Introduction générale

Introduction générale

En novembre 2020, l'entreprise nationale FERROVIAL située à Annaba, spécialisée dans la construction de matériels et équipements ferroviaires, a reçu une demande de la part de l'entreprise LOGITRANS pour la fabrication des bennes de camions, à ce moment les responsables de ce projet après une recherche, ont trouvé que les bennes devraient être fabriquées avec des aciers à haut limite élastique. En particulier les châssis de ces dernières devraient être élaborés avec un nouvel acier qui est le S355MC apte au formage à froid et au soudage.

Ferrovial a sollicité SIDER EL-HADJAR pour la fabrication des bobines en épaisseurs 14 mm et 16 mm et qui dépasse la gamme maximale produite.

Ce challenge pourra élargir la gamme des produits de SIDER et conquérir d'autres marchés. Ces bobines ont été laminées à partir des brames prédestinées pour la fabrication d'une autre nuance (S500MC) pour minimiser les coûts, ce qui nécessite une bonne maîtrise des paramètres de laminage thermomécanique.

Dans le cadre de la préparation d'un mémoire de fin d'études d'ingénieur en Génie des Matériaux, SIDER EL HADJAR nous a proposé un sujet sur l'impact des différents paramètres chimiques (la présence du Nb, Ti, V) et thermomécaniques de laminage sur l'évolution des propriétés mécaniques tout le long du train de laminage à chaud. Notre analyse nous a amené à suivre les étapes suivantes :

Une partie bibliographique composée de trois chapitres :

- ✓ Dans le premier chapitre, nous avons parlé globalement des aciers à haute limites élastique et des différents mécanismes de durcissement déroulés au cours de laminage thermomécanique. Nous avons aussi mentionné l'effet de plusieurs grandeurs sur le contrôle des propriétés mécaniques de ces aciers notamment la composition chimique, la taille des grains et les précipités ...etc.
- ✓ Dans le 2^{ème} chapitre, nous avons essayé de décrire le train de laminage et ces différentes installations.
- ✓ Le dernier chapitre théorique inclut une étude théorique sur les phénomènes de restauration et recristallisation.

Une partie pratique composée de trois chapitres :

- ✓ Le 1^{er} chapitre consiste à décrire les différentes procédures expérimentales de caractérisation de l'acier objet d'étude par différentes analyses chimiques, mécaniques et métallographiques.
- ✓ Le deuxième chapitre rassemble tous les résultats des essais faits et leurs interprétations.
- ✓ Dans le chapitre trois, une étude approfondie sur les paramètres mécano-thermiques et leurs influences sur les propriétés mécaniques de l'acier laminé.

La dernière partie dans ce travail inclue une étude comparative entre plusieurs aciers HSLA laminés à SIDER afin de montrer l'effet des paramètres clés de laminage thermomécanique sur le phénomène de précipitation et d'affinement des grains, et par la suite l'effet de ces deux derniers sur les propriétés mécaniques dans cette gamme d'aciers.

Partie I : Etude bibliographique

*Chapitre I.1 : Aciers à haute limite
élastique*

I.1.1 Introduction

Les aciers HSLA sont un groupe d'aciers à bas carbone qui utilise de petites quantités d'éléments d'alliages (niobium, vanadium, titane) pour atteindre une limite d'élasticité supérieure après normalisation ou laminage [1]. Ces aciers ont de meilleures propriétés mécaniques et une meilleure résistance à la corrosion par rapport aux aciers au carbone laminés. De plus, pour une faible quantité de carbone, ces aciers possèdent une bonne soudabilité comparable ou même meilleure que celle des aciers doux [1].

Les micro-additions en éléments fortement carburigène (Nb, V, Ti) engendrent la formation des précipités très fins et dispersés de carbures, de nitrures et de carbonitrures qui conduisent à une structure ferrito-perlitique ou ferrito-bainitique avec une très faible taille de grains ferritiques. Le laminage contrôlé contribue également à l'affinement des grains ferritiques. La composition chimique et le laminage pratiqué confèrent à ces aciers des propriétés mécaniques remarquables : grand dureté, haute limite élastique (supérieure à 275 MPa), et une bonne ténacité.

Les aciers HSLA sont essentiellement laminés à chaud en forme de produits forgés (tôle, bande, barre, plaque, et sections structurales). Ils ont été développés dans le but de remplacer les aciers de construction conventionnels qui ont montré leurs limites. En effet, les aciers destinés à la fabrication des pipelines de transport de gaz sont confrontés à de nombreux défis de résistance mécanique, de soudabilité et de résistance à la corrosion.

Les aciers HLE sont utilisés dans beaucoup de domaines : conduites de transport des hydrocarbures, système de levage (bras de grues, monte-charges, bras élévateur...), grandes structures métalliques comme les ponts, les coques de navire, les coques de sous-marins, les appareils à pression, les chaudières, les conduites forcées des centrales hydro-électriques, les parois des bennes de camions, l'automobile, les véhicules industriels...

I.1.2 Catégories des aciers HSLA

Les aciers H.S.L.A peuvent être divisés en six catégories selon leur composition chimique et leurs propriétés :

Aciers résistants à la corrosion

Ces aciers contiennent du cuivre et d'autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement est obtenu par solution solide et par l'affinement des grains; ils sont les premiers à être développés.

Aciers laminés à structure perlitique

L'addition des quantités modérées d'un ou plusieurs éléments autres que le carbone augmente les propriétés mécaniques ainsi que la soudabilité de ces aciers.

Aciers à ferrite aciculaire

À la différence de la structure ferritique polygonale, la ferrite aciculaire est caractérisée par une haute densité de dislocation et des grains fins très déformés, ce qui confère à l'acier une limite d'élasticité très élevée et une très bonne ténacité combinée à une bonne soudabilité.

Aciers dual-phase

Ils ont une microstructure composée de (80 à 90%) de ferrite et (10 à 20%) de martensite.

Les aciers dual-phase peuvent être produits à partir des aciers à faible teneur en carbone de trois manières:

- L'austénitisation inter-critique des aciers de carbone-manganèse suivie d'un refroidissement rapide.
- Un laminage à chaud avec des éléments favorisant la formation de ferrite (le silicium et les éléments qui retardent la transformation tels que le chrome, le manganèse, et/ou le molybdène).
- Le recuit continu de l'acier laminé à froid de carbone-manganèse suivi d'un trempage et adoucissement.

Actuellement ils sont de plus en plus délaissés au profit d'autres types d'aciers HSLA [2].

Aciers à forme d'inclusion contrôlée

Le contrôle de la forme des inclusions qui détermine la plasticité de ces derniers, s'exécute par des petites additions d'éléments de terre rare (Or, Ce.), de Zr, de Ca ou du Ti [3].

Aciers ferrito-perlitique

Ce sont des aciers de type C-Mn qui contiennent de faibles quantités d'éléments susceptibles de former des carbures et carbonitride tels que le V et Nb. Ce sont des aciers micro alliés au vanadium, au niobium, au niobium-molybdène, au niobium-vanadium, au titane et au niobium-titane.

I.1.3 Classification des aciers HSLA

Concernant la classe des aciers à haute limite élastique (HSLA), plusieurs pays producteurs ont mis en place leurs normes et spécifications.

Les normes les plus utilisées dans le monde sont les normes américaines ASTM et API, la norme européenne Euro Norme (EN) et la norme chinoise GB, pour ces quatre normes, nous présentons les aciers HLE avec leur composition chimique et leurs caractéristiques mécaniques.

I.1.3.1 Norme ASTM

La norme Américaine ASTM (American Society for Testing Materials) présente une gamme importante d'aciers à haute limite élastique. Les aciers définis par cette norme sont présentés dans le tableau I.1.1.

Tableau I.1.1: Composition limite des aciers HSLA selon la norme ASTM [4].

ASTM Spécifications	C (%)	Mn(%)	P(%)	S(%)	Si(%)	Cr(%)	Ni(%)	Cu(%)	V(%)	Autres
A242	0,15	1	0,05	0,05	-	-	-	0,02 min	-	-
A572	0,25	1,35	0,04	0,05	0,3	0,4-0,65	-	0,2	-	-
A588	0,19	0,85	0,04	0,05	0,15-0,3	-	-	0,2-0,4	0,02-0,1	-
A606	0,22	0,9-1,25	0,04	0,05	-	-	-	0,2	-	Mo :0.01 Nb :0.05
A618	0,15	1	0,04	0,05	-	-	-	0,2	-	
A656	0,18	1,65	1,25	0,05	0,4	-	-	-	0,08	Nb :0.15
A690	0,22	0,6-0,9	0,08-0,15	0,05	0,1	-	0,4-0,75	0,5		-
A715	0,15	1,65	0,025	0,035	-	-	-	-	0,18	Ti : 0.5 Nb : 0.05
A871	0,2	1,5	0,04	0,05	0,9	0,9	1,25	1	0,1	Mo : 0.2 Zr : 0.15 Nb, Ti : 0.05

I.1.3.2 Norme EN

Les aciers HLE sont désignés selon la norme NF EN 10027-1 et NF EN 10027-2. Les nuances les plus courantes sont présentées dans les tableaux suivants :

Tableau I.1.2 : Composition limite des aciers HSLA selon la norme EN 10025 [5]

Nuance	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Ni (%)	Cr (%)	V (%)	Ti (%)	Nb (%)
S355J2	0.17	1.50	0.45	0.018	0.015	-	-	-	-	-	-
S460ML	0.08	1.65	0.45	0.011	0.002	0.17	0.19	-	0.012	0.05	0.04
S460 QL	0.15	1.50	0.45	0.012	0.005	-	-	-	0.012	0.05	0.017
S690 QL	0.16	1.30	0.30	0.012	0.005	0.06	0.15	0.40	0.012	0.05	0.04

I.1.3.3 Norme GB

Dans la norme chinoise GB/T713, les aciers HLE sont désignés par la lettre (Q) suivi par la valeur minimale de la limite élastique en MPa. Les nuances les plus utilisées sont présentées dans le tableau suivant :

Tableau I.1.3: Composition limite des aciers HSLA selon la norme GB/T700 [6]

Grade	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Ni (%)	Cr (%)	V (%)	Ti (%)	Nb (%)	N (%)
Q 345	0.20	1.70	0.50	0.035	0.035	0.30	0.50	0.30	0.15	0.15	0.07	0.012
Q 370	0.18	1.70	0.50	0.035	0.035	0.30	0.50	0.30	0.15	0.15	0.07	0.012
Q 390	0.18	1.70	0.50	0.035	0.035	0.30	0.50	0.30	0.2	0.15	0.07	0.015
Q 420	0.20	1.70	0.50	0.035	0.035	0.30	0.80	0.30	0.2	0.20	0.07	0.015
Q 460	0.20	1.80	0.60	0.030	0.025	0.55	0.80	0.30	0.2	0.20	0.11	0.015
Q 500	0.18	1.80	0.60	0.30	0.025	0.55	0.80	0.30	0.12	0.20	0.11	0.015

I.1.3.4. Norme API

La composition chimique et les caractéristiques mécaniques des différents grades des aciers API sont présentées dans les deux tableaux suivants. Le taux de carbone ne dépasse pas 0.3% et la somme des taux des éléments Nb, Ti et V ne dépasse pas 0.15%.

Tableau I.1.4 : Composition chimique % (Tubes de conduite PSL1 soudés) [7].

API 5L-PSL1	C (max)	Mn (max)	P (max)	S (max)	Ti (max)
X42	0,26	1,3	0,03	0,03	0,04
X52	0,26	1,4	0,03	0,03	0,04
X60	0,26	1,4	0,03	0,03	0,04
X65	0,26	1,45	0,03	0,03	0,06
X70	0,26	1,65	0,03	0,03	0,06

Tableau I.1.5: Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite PSL1) [7]

API 5L-PSL1	Résistance à la rupture [N/mm ²] (minimum)	Limite élastique [N/mm ²] (minimum)
X42	414	290
X52	455	359
X60	517	414
X65	531	448
X70	565	483

I.1.4 Composition chimique et rôle des éléments d'alliages

La fonction principale des éléments d'alliages dans les aciers HSLA ferrito-perlitique est le durcissement de la ferrite par affinage des grains, par précipitation et par insertion en solution solide. Les éléments d'alliage sont aussi sélectionnés pour influencer les températures de transformation afin qu'elle se produit à une basse température pendant le refroidissement.

Cette diminution de la température de transformation produit une structure à grain plus fin qui est une source majeure de durcissement [8].

I.1.4.1 Le rôle des éléments chimiques

Le carbone : Le carbone augmente la quantité de la perlite dans la matrice, c'est un élément durcissant et économique. Cependant, une quantité élevée de cet élément réduit la soudabilité, la ténacité et la résistance à la corrosion des aciers.

Le Manganèse : C'est un élément durcisseur par solution solide dans la ferrite, mais il diminue aussi la température de transformation austénite-ferrite (A_{r3}). La courbe en S est décalée vers la droite, d'autant plus que le pourcentage en Mn augmente. Cet effet du Mn sur le traitement thermique des aciers est primordial, il réduit la vitesse de refroidissement nécessaire [9,10].

Le Nickel (Ni) : Il peut être ajouté en quantité allant jusqu'à 1% dans plusieurs aciers HSLA et en quantité jusqu'à 5% pour des nuances alliées et traitées à haute résistance. Le nickel augmente modérément la dureté de la ferrite par solution solide. Dans les aciers HSLA, il augmente la résistance à la corrosion atmosphérique et quand il est présent en combinaison avec le cuivre et/ou le phosphore, il augmente la résistance à la corrosion de l'eau de mer.

Le Cuivre (Cu) : Près de 0.20% du Cuivre est utilisé pour améliorer la résistance à la corrosion atmosphérique. Son effet sur la résistance à la corrosion est rehaussé en présence de phosphore en quantité un peu supérieure à 0.05%. Le cuivre, à des niveaux dépassant 0.50% augmente la résistance des aciers à bas et moyen carbone en raison du durcissement de la ferrite, avec une légère baisse en ductilité.

Le Niobium (Nb) : Forme des carbonitrides riches en carbone (la formule la plus courante est $NbC0.8N0.2$) Le Niobium a des mérites particuliers du fait de sa faible oxydabilité et de la reproductibilité de ses effets. On constate également qu'il est le plus efficace pour freiner la recristallisation, pour cela il est utilisé dans le laminage contrôlé.

Après réchauffage à l'état austénitique à basse température (au-dessous de 950 à 1000°C), les précipités de Niobium et de Titane ne sont pas re-dissous et empêchent le grossissement des grains d'austénite. Ils jouent le même rôle que le nitrure d'Aluminium et affinent le grain.

Le Vanadium (V) : Il consolide les aciers HSLA par durcissement par précipitation et par affinement de la taille des grains ferritiques. La précipitation des carbonitrides de Vanadium dans la ferrite peuvent développer une augmentation considérable de la résistance qui ne dépend pas que du processus de laminage, mais aussi de la composition de base. Il forme des nitrures très durcissant alors que son excès après épuisement de l'azote, constitue des carbures moins durcissant. On a donc intérêt à utiliser le Vanadium en présence d'une teneur en azote libre suffisante.

La particularité du Vanadium consiste en ce que ces précipités se mettent en solution à température moyenne (moins de 1000°C). On peut donc utiliser son effet durcissant au cours d'une simple normalisation, car le vanadium dissous reformera des précipités fins au cours du refroidissement à l'air après traitement thermique, cela n'est pas possible pour le Nb et le Ti qui ne re-dissolvent pas au cours des traitements thermiques classiques.

Le silicium (Si) : Le silicium: Il se rencontre à faible teneur dans les aciers, il est alors utilisé comme désoxydant.

A plus forte teneur, il augmente la résistance à l'oxydation et confère certaines propriétés particulières (perméabilité meilleure). Il durcit l'acier, mais l'empêche de souder. Les aciers contenant le Si et le Mn sont appelés mangano-siliceux, ils ont la faculté de présenter après traitement thermique un taux élevé d'allongement élastique. Leur résilience est bien meilleure que celle des aciers au carbone, ils supportent une trempe énergétique sans risque d'éclatement moléculaire.

L'effet durcissant du silicium en solution solide est aussi fort que celui du manganèse, de plus le silicium augmente la trempabilité que l'on doit contrôler pour améliorer la soudabilité (la teneur limite dans le cas des aciers à dispersives au Nb-V est de l'ordre de 0.3% [11].

Aluminium (Al) : Il est largement utilisé comme un désoxydant et a été le premier élément utilisé pour contrôler le grossissement du grain austénitique pendant un préchauffage [12]. C'est le désoxydant final (au four et en poche) le plus couramment utilisé par les aciers. Son taux d'addition doit être choisi en fonction des effets recherchés : fixation de l'oxygène, influence sur la morphologie des sulfures ou précipitation éventuelle de nitrure d'Aluminium [10].

Le Titane (Ti) : Il fournit un durcissement par précipitation et contrôle la forme des sulfures. De petites quantités de Titane (moins de 0.025%) contrôlent le grossissement du grain

austénitique. Cependant, il est utilisable seulement dans les aciers calmés (désoxydé par l'aluminium) parce qu'il est un bon désoxydant.

Le rôle du titane est de former de très fins nitrures ou carbonitrures qui sont stables à haute température et permettent de limiter le grossissement du grain austénitique [11]. Il permet donc de fixer tout l'azote, comme le vanadium et de continuer à durcir au-delà. De plus, il se combine avec le soufre et donne des sulfures non déformables.

Malheureusement, ce rôle multiple du Titane, qui est par ailleurs très avide d'oxygène, fait que la teneur efficace en Ti dépend des conditions de désoxydation et son emploi demande beaucoup de précautions. Il faut aussi tenir compte de sa tendance à fournir de gros précipités de nitrures qui ne se re-dissolvent pas. La fragilisation est donc difficile à éviter [13, 14,15].

I.1.4.2 Effet de la composition chimique sur la trempabilité

La trempabilité de l'acier est la propriété qui détermine la profondeur et la distribution de la martensite provoquée par la trempe. Elle est d'habitude le seul plus important critère pour sélectionner un acier à bas carbone. Pour assurer une trempabilité adéquate, les éléments d'alliage doivent être en solution dans l'austénite. Ainsi, ils retardent la diffusion et contrôlent la transformation de l'austénite. Cela permet un refroidissement lent ou une trempe de grosse pièce dans un milieu donné sans une transformation subséquente de l'austénite en produit ferrito-perlitique indésirable.

I.1.4.3 Eléments dissout dans l'austénite

Leur rôle principal est de diminuer la vitesse de transformation de l'austénite au-dessous de la température critique. Il est nécessaire de diminuer cette vitesse dans le cas où on désirerait obtenir des structures martensitiques ou de la bainite inférieure, ces structures étant formées à des températures plus basses. Cette fonction des éléments d'alliage de diminuer la vitesse de transformation de l'austénite est résumée dans l'expression « pouvoir trempant des éléments d'alliage » (Hardenability).

C'est en élargissant les possibilités de trempe vers le domaine des pièces de fortes sections et en améliorant les structures dans le sens d'une moindre fragilité, que les éléments d'alliage jouent utilement leur rôle d'améliorants du pouvoir trempant [15]. Cette amélioration a lieu dans l'ordre suivant correspondant à une efficacité croissante : Ni, Si, Mn, Cr, Mo, V, B.

I.1.5 Contrôle des propriétés des aciers HSLA

Les propriétés mécaniques des aciers HSLA ne résultent pas uniquement d'une simple présence des éléments dispersifs. Le développement des processus de laminage contrôlé, associé au design de l'alliage, a conduit à des niveaux de limite d'élasticité croissants, accompagnés d'un abaissement graduel en quantités de carbone. Beaucoup d'aciers HSLA ont une quantité de carbone aussi basse que 0.06%, ou même plus basse encore. Cependant, ils sont encore capables de développer une haute limite d'élasticité.

Cette dernière est obtenue par les effets combinés de la taille des grains développée pendant le laminage contrôlé, le durcissement par précipitation dû à la présence de vanadium, de niobium et de titane et par la mise en solution des éléments d'alliage. Les différents mécanismes métallurgiques susceptibles d'être utilisés avec les aciers HLE sont :

Durcissement par solution solide

L'introduction d'atomes en solution solide d'insertion (carbone, azote) ou de substitution (Manganèse, Silicium, Cuivre...) entraîne une distorsion du réseau cristallin. Cela induit un durcissement sensiblement proportionnel à la teneur en solutés dans la matrice (aciers peu alliés). La Figure I.1.1 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.

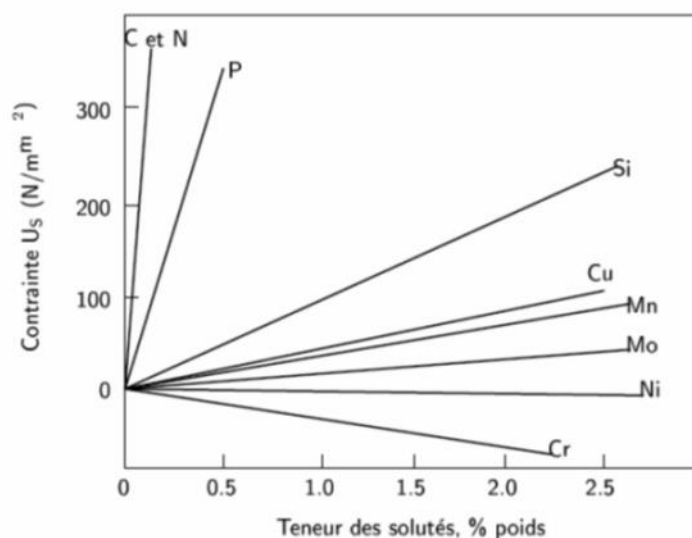


Figure I.1.1: Effet de la teneur des éléments d'alliage sur le durcissement de la ferrite par solution solide à 20°C. [16]

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 carbonitrures dans la matrice. Le durcissement résultant est directement en fonction de la fraction volumique des précipités et de leur diamètre.

La figure I.1.2 montre le durcissement engendré par l'addition de différents types de précipités en fonction de leur concentration par freinage du mouvement des dislocations, et de la croissance des grains ferritiques, la figure I.1.3 montre l'évolution de la solubilité des différents précipités en fonction de la température.

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrures peut avoir lieu dans quatre contextes différents :

- Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre;
- Dans le domaine ferritique ou ferrite-perlite au moment de la transformation de phase;
- Après un refroidissement suffisamment rapide, en évitant le domaine de précipitation, refroidissement suivi d'un revenu que la phase transformée soit de la ferrite, de la bainite ou de la martensite ;
- Au cours d'un recuit de recristallisation des produits écrouis à froid, en général au moment du chauffage et à condition qu'une certaine proportion de l'élément soit restée en solution [17].

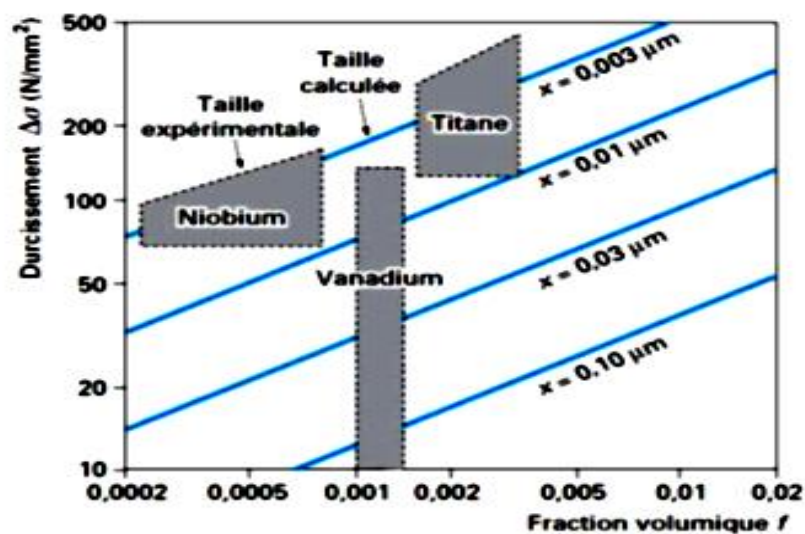


Figure I.1.2 : Durcissement obtenu par différents types de précipités [17]

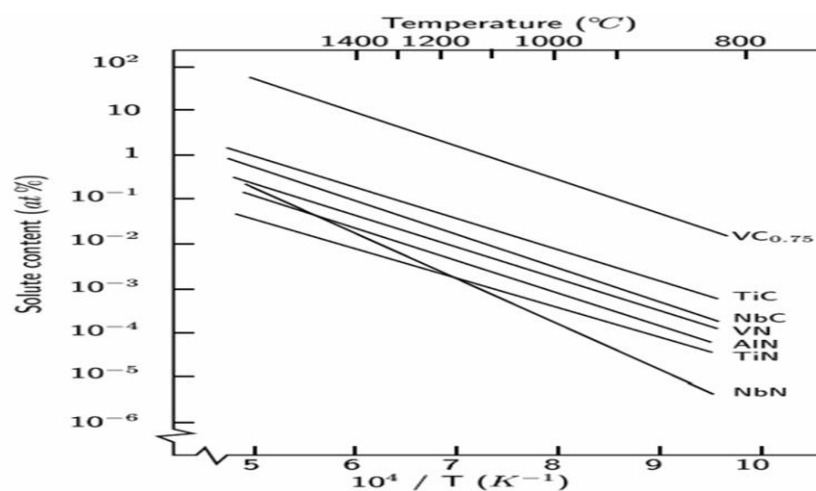


Figure I.1.3 : Evolution de la solubilité de quelques carbures et carbonitrures en fonction de la température [18]

Résistance au grossissement des grains

La taille des grains ferritiques est contrôlée par les paramètres de chauffage, de déformation par laminage, par le rôle des précipités et par la vitesse de refroidissement. L'opération est conduite pour obtenir une structure à grain fin. Le mécanisme de durcissement par affinement du grain ferritique est le seul qui permet en même temps d'augmenter la limite d'élasticité et de diminuer la température de transition fragile-ductile des aciers (voir figure I.1.4).

Trois éléments principaux qui forment typiquement des précipités de taille moyenne (≈ 100 nm) jouent un rôle sensible sur la résistance au grossissement du grain : Ce sont le Niobium sous forme de carbonitrides, l'Aluminium sous forme de nitrures et le Ti sous forme de carbures.

Le niobium est nettement l'élément le plus efficace (voir figure I.1.5). L'emploi du titane est plus délicat et donc d'usage moins généralisé que le niobium et l'aluminium car la possibilité de précipiter des carbures de cet élément nécessite au préalable la fixation de l'azote toujours présent dans l'acier (les nitrures de Titane sont en générale de taille trop importante pour jouer un rôle dans la résistance au grossissement du grain).

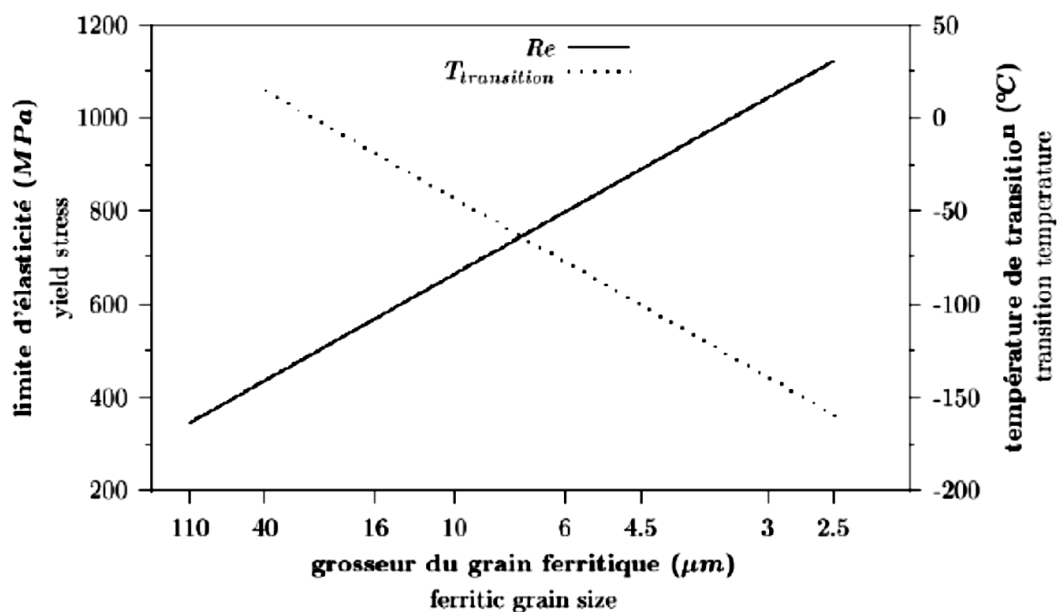


Figure I.1.4 : Effet de la taille du grain ferritique sur la limite d'élasticité et la température de transition [19]

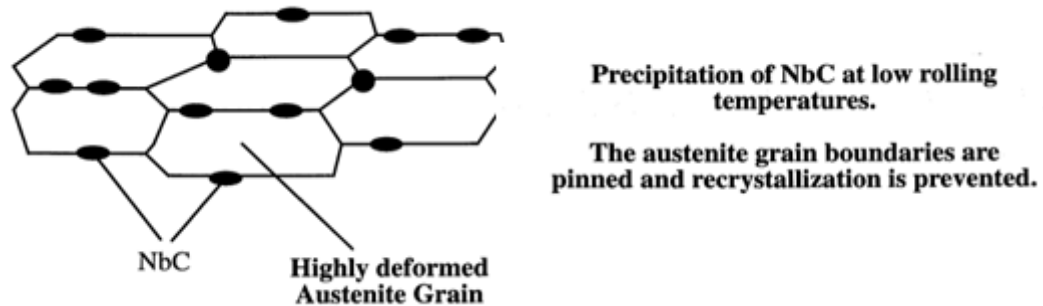


Figure I.1.5 : Transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ dans les aciers HSLA [20]

Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie

Ce sont les éléments dispersifs en solution préalablement à la déformation qui jouent un rôle appréciable sur les temps d'incubation de la recristallisation de l'austénite. (Figure I.1.6)

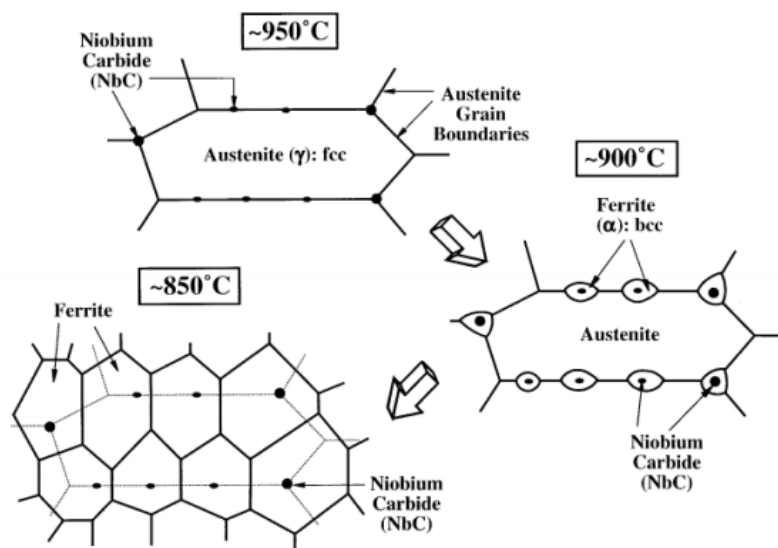


Figure I.1.6 : Précipitation de Nb (C, N) à basse température de laminage [20]

Le vanadium a un effet assez faible, le niobium au contraire a un effet considérable et le titane a un effet intermédiaire entre ceux de ces deux éléments. En revanche, si elles n'ont pas d'effet sur le temps d'incubation de la recristallisation, la précipitation induite par écrouissages (de Nb ou Ti) ralentissent la cinétique de recristallisation [20]. Il est intéressant de noter que le Molybdène est le seul élément non dispersif parmi les éléments d'additions courants dans l'acier (Ni, Cr, Mn, Mo) à avoir un effet notable sur la recristallisation.

Effet du taux de perlite

Malgré la teneur basse en carbone des aciers HSLA, la très faible solubilité de cet élément dans la ferrite a pour conséquence la précipitation de la perlite dans la matrice. Le taux de perlite croît avec la concentration en carbone, ce qui entraîne un durcissement de l'acier [21]. La perlite, plus dure que la matrice ferritique, modifie la limite d'élasticité finale de l'acier comme le montre la figure I.1.7.

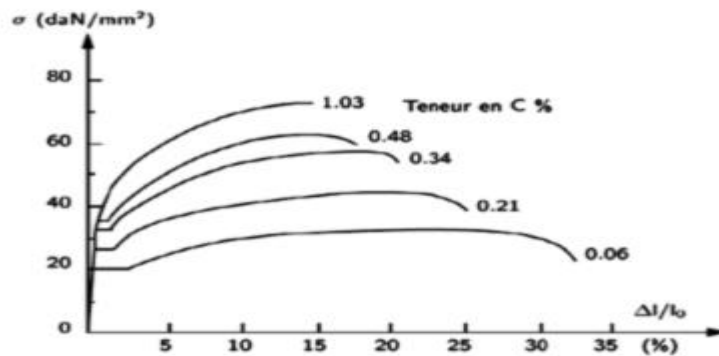


Figure I.1.7 : Effet de teneur en carbone sur la courbe de traction conventionnelle [21]

I.1.6 Le laminage thermomécanique (M ou TM)

I.1.6.1 Procédé de laminage thermomécanique

Le procédé de laminage thermomécanique n'est applicable que jusqu'à des épaisseurs dont la limite décroît quand la nuance augmente, de ce fait cette gamme d'aciers thermomécaniques a dû être complétée par le procédé de trempe et revenu notamment pour les épaisseurs plus élevées. Pour les produits destinés à la construction métallique, les filières de production par traitement thermomécanique se répartissent suivant les nuances et les épaisseurs en :

- Laminage thermomécanique + refroidissement à l'air
- Laminage thermomécanique + refroidissement accéléré ACC (Accelerated Controlled Cooling).

Le traitement ACC est très souvent utilisé pour les tôles les plus épaisses et les nuances à plus haute limite d'élasticité afin de garantir une bonne homogénéité de leurs propriétés. Avant laminage, les aciers possèdent une structure de solidification grossière. Ils sont d'abord réchauffés à des températures se situant généralement entre 1100 °C et 1250°C pour les faire passer à l'état austénitique et mettre en solution tous les carbures. Puis au cours de laminage à chaud, les grains sont déformés et absorbent donc de l'énergie. Suivant la quantité de déformation réalisée et la durée des opérations, le laminage peut conduire à deux états :

- Si la déformation est relativement limitée, les grains d'austénite sont déformés et écrouis et si la température est relativement basse, leur transformation allotropique se fait avec germination importante de grains α et conduit donc à une ferrite fine,
- La déformation est élevée, dépendant de la température, la recristallisation (par germination et croissance de nouveaux grains) peut se produire. Ainsi apparaissent de nouveaux grains qui,

lors de leur formation, sont très petits si la quantité d'énergie absorbée est importante et si la température est relativement basse.

La première phase de laminage, à des températures supérieures à 1000°C, provoque un premier affinement de la structure par recristallisation tout en ébauchant la mise en forme. La deuxième phase de déformation à des températures basses (légèrement supérieures à Ar3, voire comprises entre Ar3 et Ar1) permet aux grains d'austénite d'être très fins et écrouis en fin de dernière passe de laminage.

Un refroidissement accéléré peut être réalisé dans des installations situées en ligne après la dernière cage de laminoir, donc dès la sortie de la dernière cage du laminoir. Ce refroidissement permet de bénéficier d'un affinement supplémentaire des grains par augmentation du nombre de sites de germination et abaissement des températures de précipitation des précipitates de niobium et vanadium.

Il conduit à une intensification du durcissement. Les divers paramètres de refroidissement (température de début, température de fin, vitesse) sont contrôlables, tandis que la vitesse d'un refroidissement à l'air ne dépend que de l'épaisseur du produit.

La figure I.1.8 illustre le mécanisme d'affinement de la taille des grains au cours des différentes passes de laminage, schématisées par les figures en zigzag. Le schéma présente la succession des opérations dans le temps, de la sortie du four de réchauffage des brames au refroidissement de la tôle. Les différentes structures obtenues après le traitement thermomécanique sont présentées dans la figure I.1.9 [19].

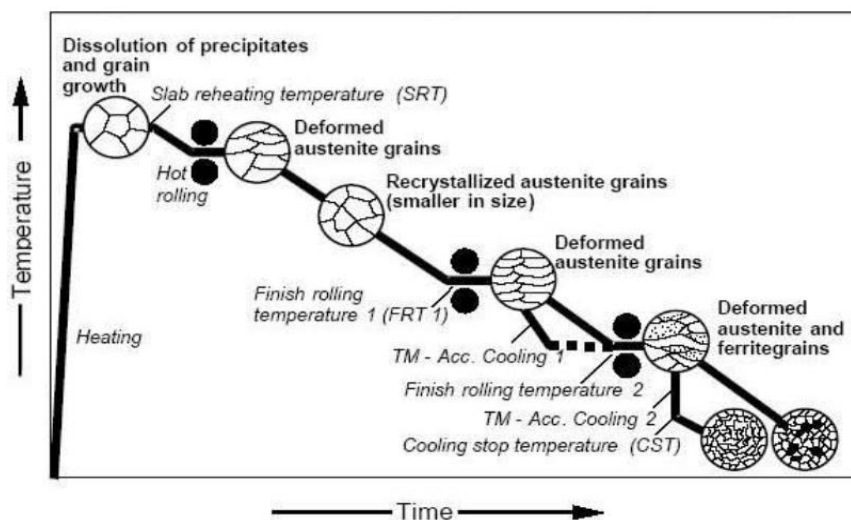


Figure I.1.8: Schéma de laminage thermomécanique [19]

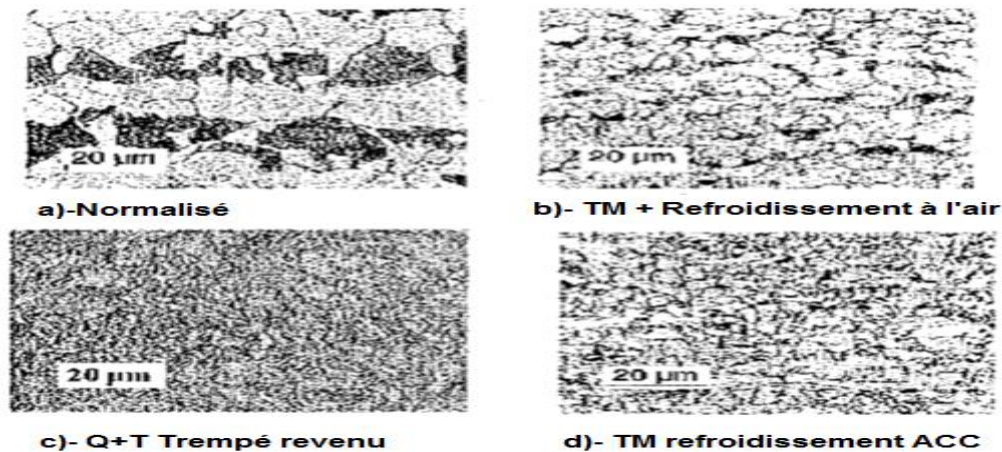


Figure I.1.9 : Structure des aciers HSLA après différents traitements thermomécaniques [5]

I.1.6.2 Traitements de trempe-revenu

L'opération de trempe, peut être réalisée :

-Soit après une austénitisation effectuée sur le produit fini (après laminage et refroidissement de la tôle). Il est alors nécessaire de veiller à limiter le grossissement des grains d'austénite. Pour ce faire, on ajuste la température de maintien à son niveau le plus bas mais on utilise aussi un acier calme à l'aluminium (et/ou au titane) pour bloquer le grossissement des grains d'austénite.

-Soit immédiatement à la sortie de laminage afin de bénéficier du grain fin confère par le laminage. Il faut alors tenir compte de la baisse de trempabilité liée à la finesse des grains d'austénite.

Ce mode de durcissement qui passe par la formation de martensite et éventuellement de bainite exige que soit mis en œuvre un moyen de refroidissement d'autant plus énergique que le produit traité est épais et que l'acier possède une trempabilité d'autant plus élevée que le produit traité est épais.

Ces exigences, lorsque l'on veut fabriquer des produits épais, imposent le recours à des aciers faiblement alliés dont la trempabilité peut constituer une entrave au soudage en imposant un préchauffage et éventuellement un post chauffage.

L'application de ce mode de durcissement aux aciers non alliés ne peut se faire que sur des produits relativement peu épais (la limite dépend de l'efficacité du moyen de refroidissement).

La figure I.1.11 ci-dessous montre que les propriétés de la résistance de cet acier sont fortement dégradées suivant les paramètres de revenu utilisés alors que sur la figure I.1.10, les caractéristiques de résistance à la rupture fragile sont dans le même temps nettement améliorées.

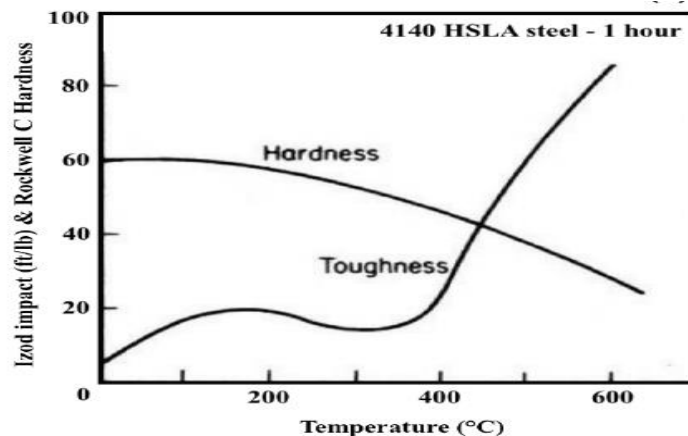


Figure I.1.10 : Influence de la température de revenu sur la dureté et la résilience de l'acier HSLA 4140 [22]

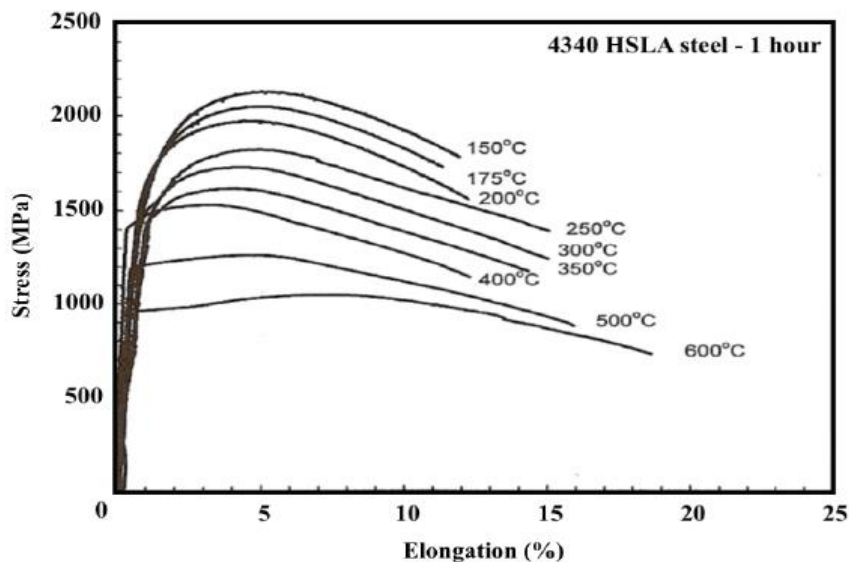


Figure I.1.11: Influence de la température de revenu sur la courbe de traction de l'acier HSLA 4340 [22]

I.1.6.3 Influence des conditions de refroidissement sur la structure des aciers

En pratique, les conditions de refroidissement ont également une très grande influence sur l'état structural d'un acier. Les différentes évolutions sont décrites par le diagramme de transformation en refroidissement continu (TRC) (Figure I.1.12) qui, pour une composition chimique donnée de l'acier, représente les domaines d'existence des différentes structures (austénite, ferrite, perlite, bainite, martensite) en fonction de la vitesse de refroidissement : les structures ferrito-perlitique sont obtenues pour les vitesses de refroidissement plus faibles

(courbe C), les structures bainitique pour des vitesses de refroidissement plus élevées (courbe B), et les structures martensitiques lors de refroidissements très rapides (courbe A).

La microstructure finale dépend des conditions de refroidissement. 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 $2^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

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-perlitique 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. Pour affiner d'avantage la microstructure, les producteurs de tôles sont amenés à augmenter la vitesse de refroidissement. Cela permet d'obtenir des microstructures de type bainitique.

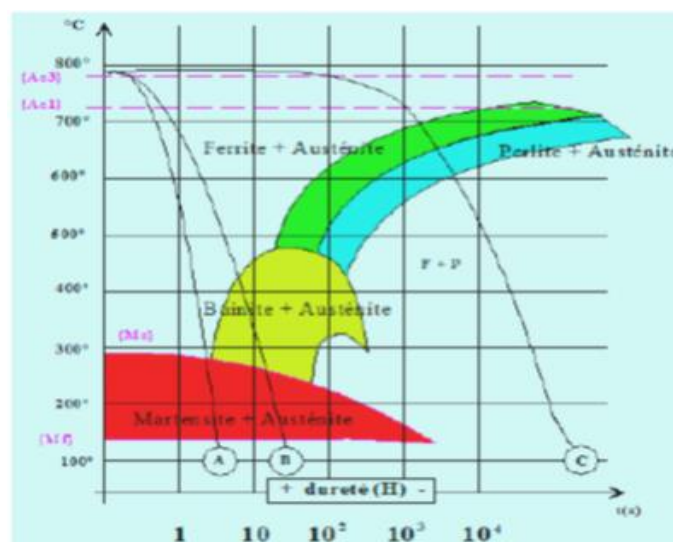


Figure I.1.12 : Diagramme TRC d'un acier au carbone [21]

I.1.7 Propriétés mécaniques des aciers HSLA

I.1.7.1 La limite d'élasticité

La maîtrise du procédé de laminage et du traitement thermomécanique a ainsi permis d'augmenter la limite d'élasticité des aciers depuis la nuance S355N dans les années 60 jusqu'à la nuance S690QL (voir Figure I.1.13) couramment employés de nos jours en gardant des microstructures ferrito-perlitique.

Le passage à des grades supérieurs, passe par le développement d'aciers de microstructures bainitique ou ferrito bainitique.

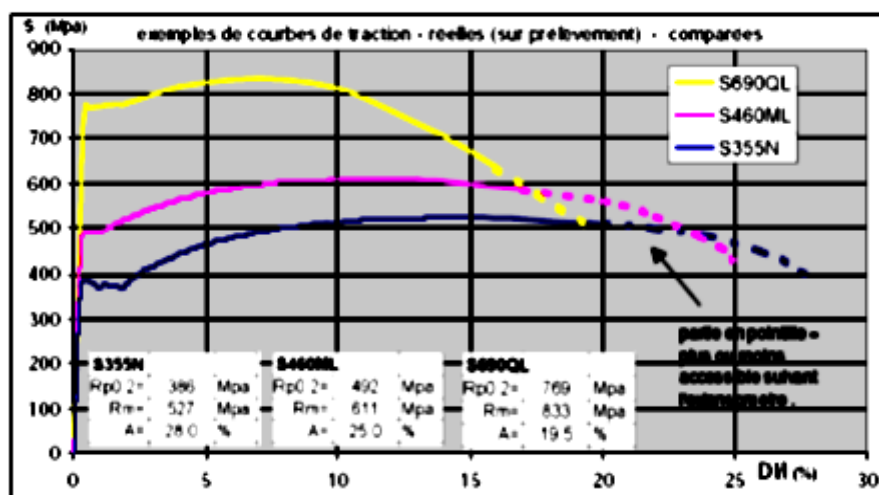


Figure I.1.13 : Courbes de traction sur éprouvette en acier S355N, S460ML, S690QL [21]

I.1.7.2 La Ténacité

La résilience des aciers HSLA est usuellement appréciée par les essais CHARPY V et BDWTT. Celle-ci est fortement dépendante de la température, cette dépendance est montrée dans la courbe de résilience dans la figure I.1.14

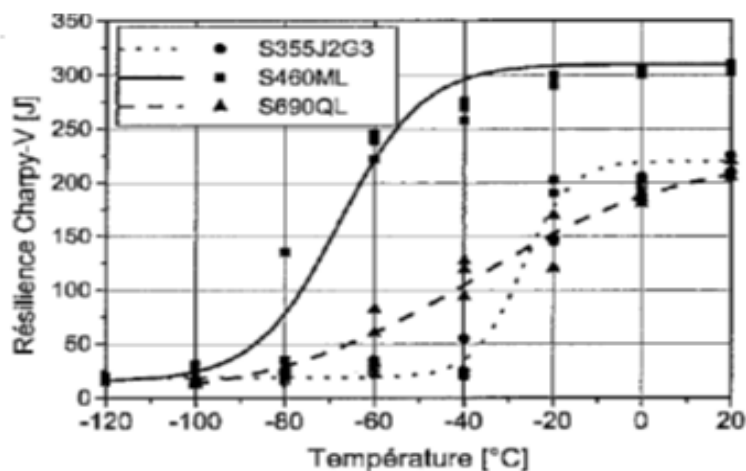


Figure I.1.14 : Courbes de résilience des aciers S460ML et S690QL comparés avec la nuance S355J2 [16]

I.1.7.3 Soudabilité des aciers HSLA

Les aciers HSLA sont soudables par tous les procédés de soudage classiques. Au cours des opérations de soudage, l'acier subit un cycle de réchauffage et un refroidissement très rapide.

La conséquence 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 HSLA 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. Pour connaître la soudabilité des aciers créés, on utilise le Carbone équivalent (CE), dont les expressions les plus utilisées par les pétroliers sont dans le Tableau I.1.6 suivant :

Tableau I.1.6 : Composition chimique et carbone - équivalent des aciers HSLA [5]

	S355J2		S460ML		S460QL		S690QL	
	EN 10025 Partie2	Composition Typique	EN 1005 Part4	Composition Typique	EN 10025 Part 6	Composition Typique	EN 10025 Part 6	Composition Typique
CB	0.47	0.42	0.47	0.39	0.47	0.39	0.65	0.54
Pcm	-	0.26	-	0.19	-	0.19	-	0.29
CBT	-	0.32	-	0.26	-	0.26	-	0.35
Carbone équivalent								
$CB = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$								
$Pcm = C + Si / 30 + (Mn + Cu + Cr) / 20 + Ni / 60 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$								
$CET = C + (Mn + Mo) / 10 + (Cr + Cu) / 20 + Ni / 40$								

La formule du CEIIW [19] ne prend pas en compte le Nb, B, N. De plus la fissuration à froid dépend de la composition, de l'épaisseur soudée, mais aussi de la résistance du métal de base, de l'histoire thermomécanique, de la dureté, de la sensibilité à l'hydrogène, de la géométrie du joint [23]. D'où une multiplication des formules, selon le type d'acier, le pourcentage de certains éléments ou l'application finale. Parmi ces expressions, l'équation du Pcm est la plus employée.

Elle a été développée par Ito et Bessyo [22] pour déterminer la contrainte critique de fissuration à froid des aciers à différents teneurs en hydrogène. La valeur Pcm est d'ailleurs moins pessimiste que le CEIIW pour une teneur en carbone inférieure à 0.12 %.

I.1.8 Application industrielles des aciers HSLA

Depuis des décennies, les aciers micros-alliés (HSLA) présentent une large gamme d'utilisation dans les secteurs d'hydrocarbures, d'automobile et de constructions navales. Actuellement, il existe un intérêt consistant dans le développement et l'application de ces aciers dans d'autres différents domaines. Ces aciers sont caractérisés par une haute limite d'élasticité, une excellente propriété de résilience ainsi qu'une bonne aptitude à la soudabilité et à la mise en forme.

I.1.8.1 Le secteur d'hydrocarbure

L'acier HSLA occupe une place importante dans l'industrie des métaux ferreux, d'où son utilisation dans divers domaines comme dans le transport par canalisation des hydrocarbures (pétrole et gaz naturel). Ils sont utilisés pour la fabrication des pipelines (gazoducs et oléoducs) pour acheminer des quantités importantes d'hydrocarbures sur de grandes distances depuis leurs gisements vers les zones de consommation et de transformation.

A nos jours il existe plus d'un million de Km de réseau de pipelines en exploitation dans le monde. Les qualités d'acier couramment utilisées dans la construction des pipelines sont définies dans deux spécifications API [American petroleum Institute] qui sont adaptées depuis 1922 par l'industrie pétrolière américaine :

- 5L pour les qualités normales (Line Pipe)
- 5 CT, pour les qualités à haute résistance (Casings et Tubings)

Les aciers API sont généralement laminés à chaud et s'emploient à l'état brut de laminage ou à l'état amélioré pour les constructions soudées et les pipelines. Ils sont classés en plusieurs grades: X52, X60, X70...etc. [24]. Un gazoduc est une structure dont l'intégrité doit être garantir. En particulier, pour éviter tout amorçage de rupture, 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. Ces spécifications sont utilisées d'une façon générale dans le monde entier. Les qualités d'acier les plus employées ont les propriétés mécaniques présentées dans le tableau I.1.7 [25].

Tableau I.1.7 : Caractéristiques mécaniques requises des pipelines en acier de Grade API [25]

	Direction	Epaisseur	Re (MPa)	Rm (MPa)	A(50%)	Kv Θ °C(j)	DWTT10° (%)
Grade B AFCS	T	5-20	241-448	414-758	>28.8	>27	>100
X42 AFCS	T	5-20	290-496	414-758	\geq 8.8	\geq 27	\geq 100
X46 AFCS	T	5-20	317-524	434-758	\geq 27.5	\geq 27	\geq 100
X52 AFCS	T	5-20	359-531	455-758	\geq 26.4	\geq 40	\geq 85
X56 AFCS	T	5-20	386-511	490-758	\geq 24.1	\geq 40	\geq 85
X60 AFCS	T	5-20	414-565	517-758	\geq 23.5	\geq 40	\geq 85
X65 AFCS	T	5-20	448-600	531-758	\geq 23	\geq 40	\geq 85
X70 AFCS	T	5-20	483-621	565-758	\geq 21.7	\geq 40	\geq 85
X80 AFCS	L	5-14	-	-	-	\geq 40	-

I.1.8.2 Le secteur de transport

Pour répondre aux exigences réglementaires concernant la sécurité des passagers et l'environnement, la filière automobile se mobilise pour implanter de nouvelles technologies. Leur introduction nécessite de rééquilibrer la masse réservée à chaque élément et notamment celle réservée à la structure métallique interne qui est majoritairement faite en acier.

L'une des solutions pour alléger la quantité d'acier est de réduire les épaisseurs nécessaires à l'obtention des requis mécaniques pour la sécurité et la mise en forme. Afin de préserver ou d'améliorer les propriétés mécaniques de la structure, de nouveaux aciers sont développés par les aciéristes. La Figure I.1.15 montre les différentes familles d'aciers utilisés en développement pour l'industrie automobile. Ils sont regroupés par génération d'apparition. Les plus communs actuellement sont les aciers High Strength Low Alloy [aciers faiblement alliés à haute résistance] (HSLA) [26].

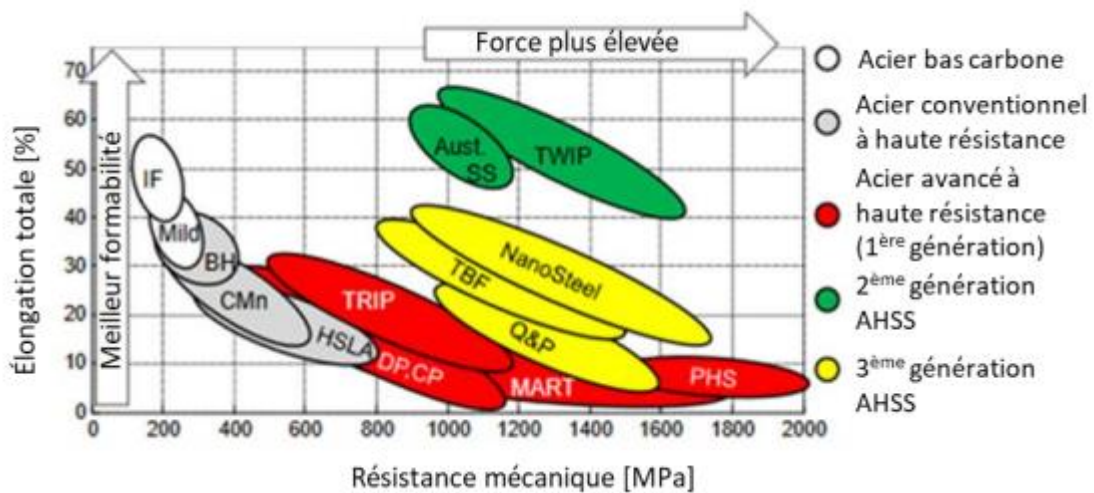


Figure I.1.15 : « Banana curve » Classification des aciers selon leurs propriétés mécaniques, adapté de (Billur & Altan, 2013) [26]

I.1.8.3 Application aux ouvrages d'art

Les conditions d'utilisation dépendent de la nature de structure de l'ouvrage : tablier de grandes portées, petites portées ; ossature en poutres à âme pleines, treillis ou tubes. L'utilisation des aciers HLE conduit dans tous les cas à une diminution de poids propre. L'intérêt réside dans les moyens de manutention dans l'usine, le transport et le montage sur le site, ainsi que sur la descente de charges et en corollaire les gains réalisables sur les appuis et les fondations.

Les aciers HLE ont l'intérêt de réduire les sections de métal à mettre en œuvre, d'où un gain de poids ; cette réduction des épaisseurs entraîne également une économie sur les assemblages soudés. Ces considérations présagent plutôt positivement pour l'emploi des aciers à HLE dans la conception des ouvrages d'art en n'oubliant pas cependant les limites suivantes :

- Conserver une rigidité minimale sous peine d'ouvrages ayant des flèches sous charges d'exploitation trop importantes
- Assurer la stabilité de forme, sinon les pièces comprimées en aciers HLE ne présenteront pas de gain significatif de capacité [27].
- Vérifier la résistance à la fatigue.

Les portées des ouvrages d'art de types bipoutre (voir figure I.1.16 et I.1.17) ou caisson mixte construits ces dernières années en France ont dépassé souvent 100 m. (125 m pour le bipoutre de Triel sur Seine ; 144 m pour le caisson mixte du Viaduc de Verrières). Travée de 130m, avec la nuance d'acier S460 sur appui et la nuance d'acier S355 en travée [27].

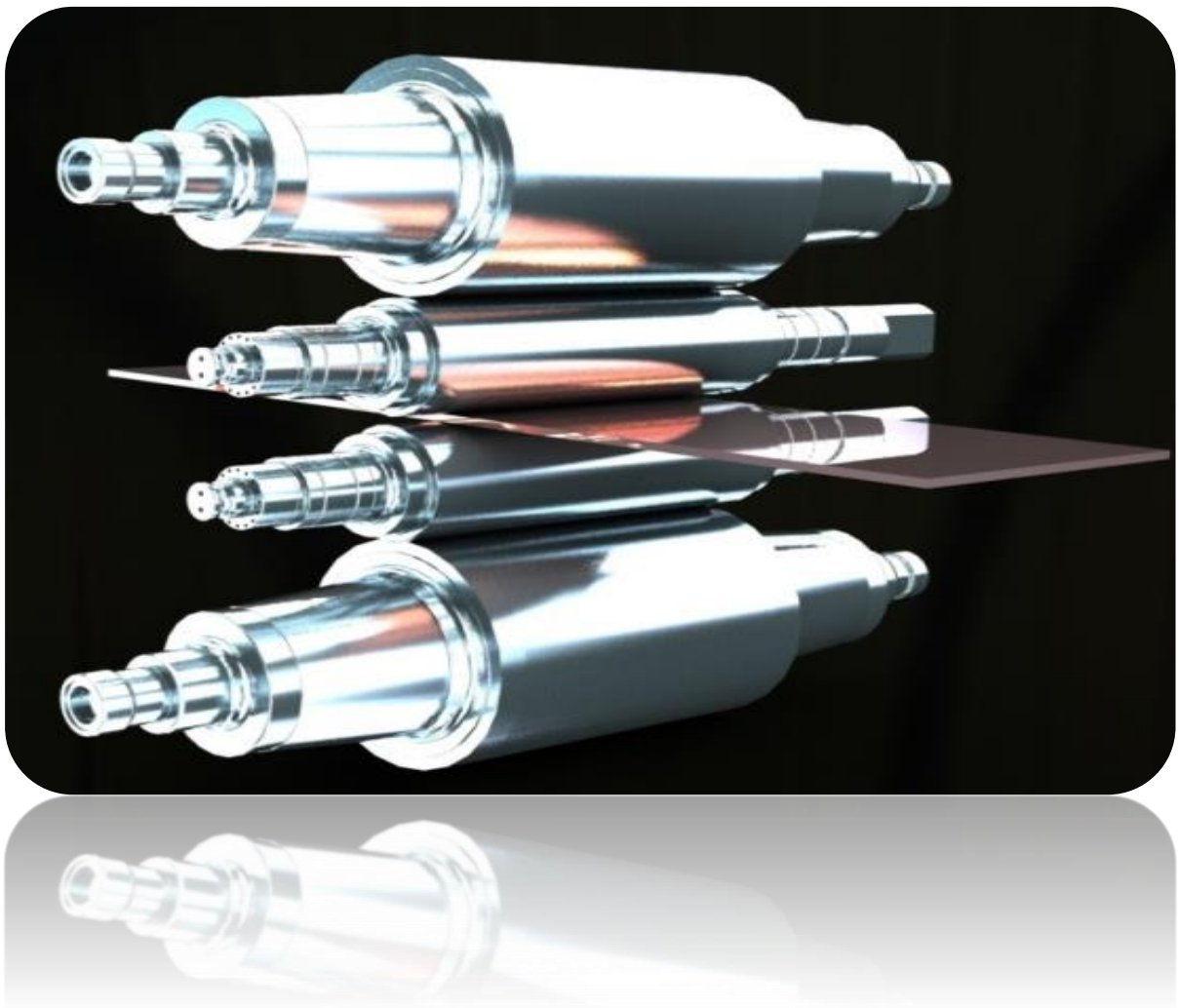


Figure I.1.16 : Viaduc de Verrières [27]



Figure I.1.17 : Pont de Jassans Riottier [27]

Chapitre I.2 : Le laminage à chaud



I.2.1 Définition de laminage

Le laminage est le procédé le plus important dans le domaine de la mise en forme par déformation plastique des métaux et alliages. Les produits issus de laminage sont nombreux et multiformes.

Dans cette optique, on distingue quatre grands groupes de produits principaux [28].

1. Les différents profilés en aciers et alliages divers
2. Les tôles en aciers et alliages divers qui se divisent en :
 - Tôles fortes d'épaisseurs > 4 mm
 - Tôles minces d'épaisseurs < 4 mm
3. Les tubes d'acier sans soudure
4. Les produits laminés spéciaux

I.2.2 Laminage des produits plats

Pour produire des produits plats, minces et longs, on utilise des laminoirs duo et multicylindres comme le montre la figure 2.1.

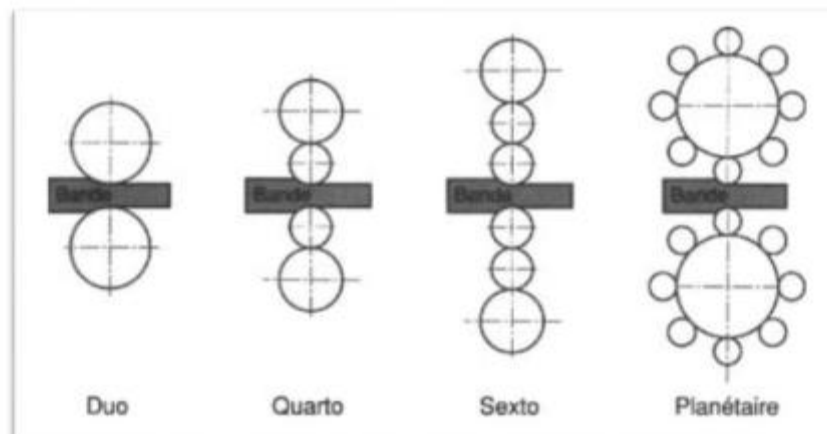


Figure I.2.1 : Types des laminoirs [29]

I.2.3 Laminage à chaud à SIDER - EL-HADJAR

I.2.3.1 Description du laminoir à chaud

Le laminoir à bandes à chaud est un laminoir semi continu comprenant deux fours de réchauffage existant, qui servent à réchauffer les brames à la température de laminage, la cage refouleuse (edger) , brise oxyde et la cage dégrossisseuse (Quarto réversible), permettant de réduire les brames en ébauche par passes successives (en mode réversible), le train finisseur à 6 cages quarto, servant à réduire les ébauches à l'épaisseur de la bande, la table à rouleaux d'évacuation et le système de refroidissement laminaire, où la bande est refroidie à la température de bobinage appropriée, les deux bobineuses existantes et une nouvelle bobineuse à trois rouleaux, pour la mise en bobine de la bande[30] .

La figure I.2.2 ci-dessous présente le parcours de la brame dans le laminoir à chaud

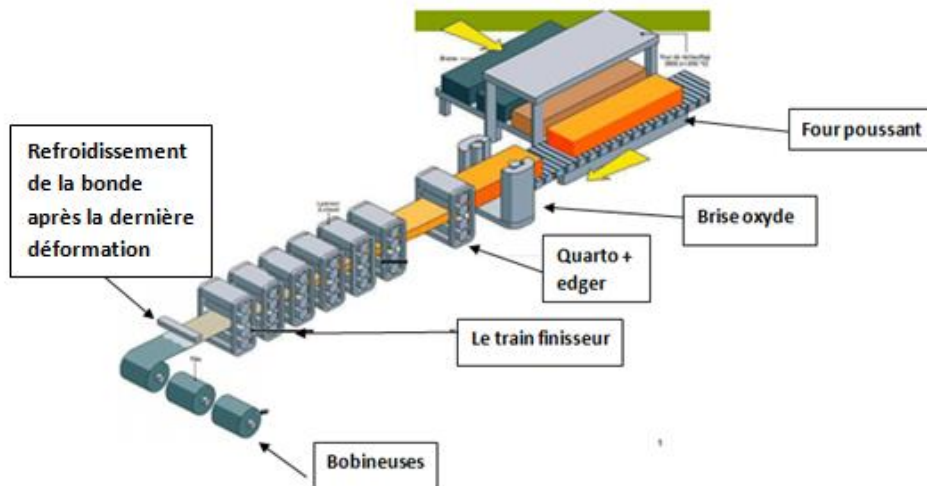


Figure I.2.2 : Parcours de la bande dans le train à chaud [30]

I.2.3.2 Les produits plats laminés à chaud du complexe SIDER

Bobines laminées à chaud brutes ou décapées et tôles

Ces produits sont laminés à chaud dans un processus de traitement thermomécanique (voir figure I. 2.3) [29], en acier d'usage général de construction. Dans le tableau I.2.1 sont présentés les dimensions et les poids des tôles et des bobines de ces aciers.

Tableau I.2.1 : Dimensions, poids unitaire et domaines d'applications des bobines et tôles laminées à chaud [29].

Domaines d'applications	Dimensions		Poids unitaire	
	-Aciers de construction, -Acier pour formage à froid, -acier pour bouteilles à gaz, -acier pour appareil à pression, -Acier pour tube	Epaisseur (mm)	1.8 à 15	bobines
Largeur (mm)		600 à 1350	Paquet de tôles	1.5-4 tonnes
Longueur de tôle (mm)		1200 à 6000		



Figure I.2.3 : Bobines laminées à chaud brutes ou décapées et tôles [29]

Bobines laminées à chaud et tôles striées ou l'armée

C'est un produit laminé à chaud dans un processus de laminage thermomécanique [29], illustré dans la figure I.2.4, ou leurs caractéristiques sont présentés dans le tableau I.2.2 :

Tableau I.2.2 : Dimensions, poids unitaire et domaines d'applications des bobines et tôles striées ou l'armée laminés à chaud [29]

Domaines d'applications	Dimensions		Poids unitaire	
	-aciers de construction,	Epaisseur standard (mm)	2/4 ; 4/6 ; 5/7	Bobines
Largeur (mm)		800 à 1250	Paquet de tôles	1.5-4 tonnes
Longueur de tôle (mm)		1200 à 6000		



Figure I.2.4 : Tôles striées ou l'armée [29]

I.2.3.3 Organisation de l'unité Lac

L'unité LAC comporte plusieurs services qui sont présentés dans l'organigramme suivant (voir figure I.2.5)



Figure I.2.5 : L'organigramme de l'unité LAC [29]

Le service exploitation comporte quatre secteurs :

- A- Parc à brames
- B- Atelier de rectification de cylindres
- C-Fluides
- D-Train à chaud

A - Parc à brames

Le PAB s'occupe de la réception des brames, stockages et l'alimentation du train à chaud (voir figure I.2.6). Après contrôle et élimination de défauts, les brames sont stockées suivant leurs dimensions et leur type d'acier, des listes sont établies, contenant toutes les informations nécessaires (numéro de brame, dimension, type et nuance) et sont envoyées au service de programmation pour l'établissement des programmes de laminage [31].

Le PAB est composé de 02 Hall de stockage :

- La Hall B : réception de toutes les brames.
- La Hall A : réception des brames programmables (6000T-12000T).



Figure I.2.6 : Photo d'un parc à brame

B - Atelier de rectification de cylindres

L'ARC est un atelier qui alimente le train à chaud en matière de cylindres d'appuis et de travail en cages quarto et finisseuses, pinch-roll bobineuses et couteaux cisailés tout en leur assurant une bonne préparation (rectification et révision des empoises).

Son but principal est de réduire la rugosité des cylindres et donner une surface lisse et homogène [32].

La figure I.2.7 montre une vue d'une rectifieuse.



Figure I.2.7 : Photo d'une machine rectifieuse[30]

C - Fluides

Le secteur fluide alimente le laminoir à chaud en matière d'eau industrielle et potable, gaz naturel, oxygène, azote et vapeur.

Il existe 2 salles pour le secteur fluide, schématisées dans la figure I.2.8

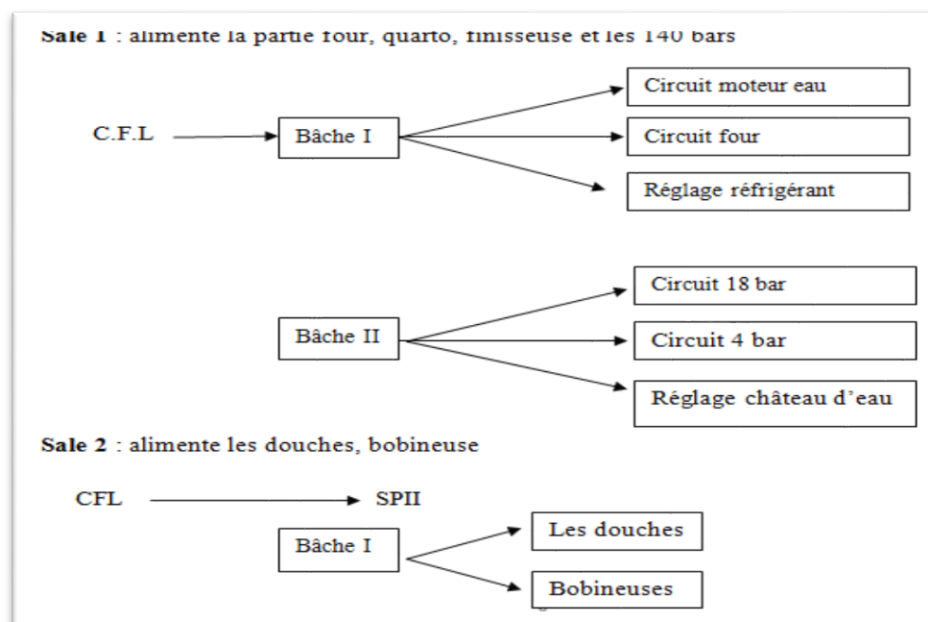


Figure I.2.8 : Les salles des pompes du secteur fluide

D - Train à chaud (TAC)

Le laminoir à bandes à chaud modernisé en 2001 est capable de laminier les aciers ordinaires et quelques aciers spéciaux tels que BS1-2 (destinés pour l'emboutissage) ou X48, X52 et X60 (destinés pour la fabrication des pipe-lines en épaisseur allant de 1.5 mm jusqu' à 15 mm et des largeurs de 650 mm à 1350 mm).

Le train à chaud est composé de cinq zones :

- 1/ zone Fours poussant,
- 2/ Zone du train dégrossisseur
- 3/ Zone du train finisseur.
- 4/ Les douches de refroidissement
- 5/ Zone Bobineuses.

Le four poussant

Le four de réchauffage poussant montré dans la figure I.2.9 est une enceinte à ouverture pneumatique de portes fabriquées en brique réfractaire, avec une longueur de 32800 mm et une largeur de 9800mm.

Il est équipé de 112 brûleurs et 4 skids, dont la combustion se produit dans une atmosphère légèrement oxydante et contrôlée (le combustible utilisé est le gaz avec l'air), la pression à l'intérieur est maintenue supérieure à la pression atmosphérique pour éviter l'entrée de l'air froid.

Pour éviter les chocs thermiques, le réchauffage se fait graduellement, pour cela il existe 7 zones dans le four schématisées dans la figure I.2.10, où le réchauffage est effectué par les 3 modes de transfert de chaleur (rayonnement, convection et conduction).

L'unité Lac est équipée par deux fours poussants d'une capacité de 240 t/h chacun d'entre eux est spécialisé pour le réchauffage des brames destinées à la production des bobines, et d'un troisième four pour les tôles fortes, ils permettent le réchauffage des brames jusqu'à 1250 C°.



Figure I.2.9 : Photo d'un four poussant

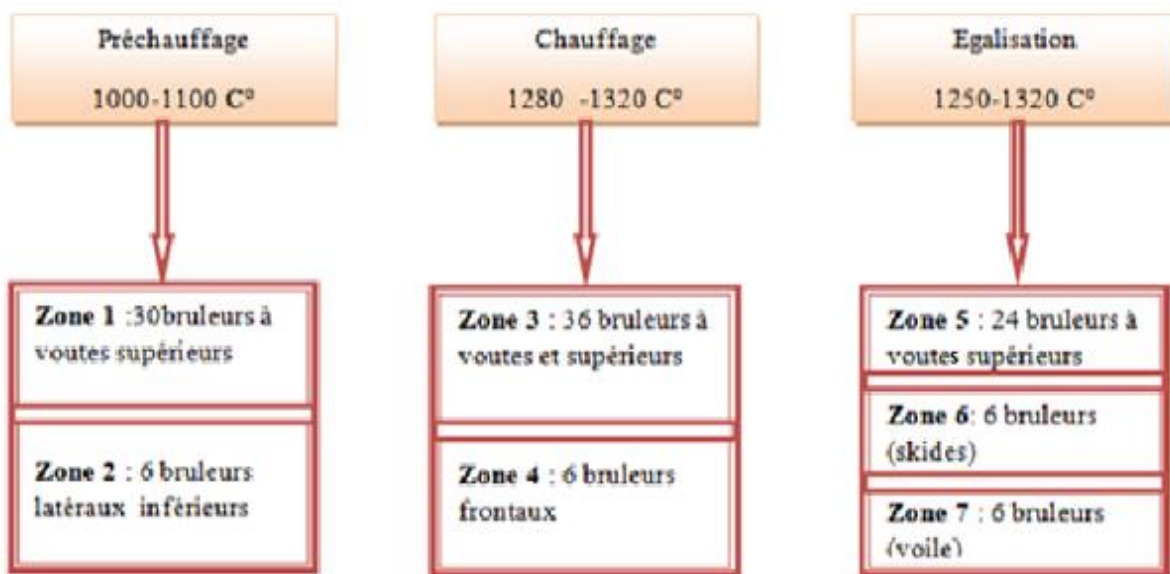


Figure I.2.10 : Schéma présentatif des 7 zones réparties dans le four poussant

En cas de panne du laminoir, les brames chauffées peuvent être retournées à la zone de stockage des brames sur un support situé entre le four 01 et le four 02.

Le train dégrossisseur

La brame va subir les premières opérations, commençant par l'élimination de la calamine primaire par la laveuse ensuite, la réduction de la BO (brise oxyde), et le laminage en plusieurs passes (5 ou 7 passes), jusqu'à obtenir l'épaisseur $\cong 30$, quand elle arrive à la cisaille. La zone du train dégrossisseur se compose de :

- O Laveuse
- O Cage brise-oxyde duo avec une cage refouleuse (EDGER) annexée
- O Une cage quarto réversible avec une nouvelle cage refouleuse EDGER type lourd annexée
- O Des tables à rouleaux, des guides latéraux et des dispositifs de changement des cylindres de travail/d'appuis.

D.2.1 Laveuse

La laveuse est destinée à débarrasser la calamine primaire et ses traces à l'aide d'un jet d'eau de pression de 140 bars. Elle est positionnée directement après la zone four et avant la brise oxyde. Le principe du fonctionnement est montré dans la figure I.2.11 [33].

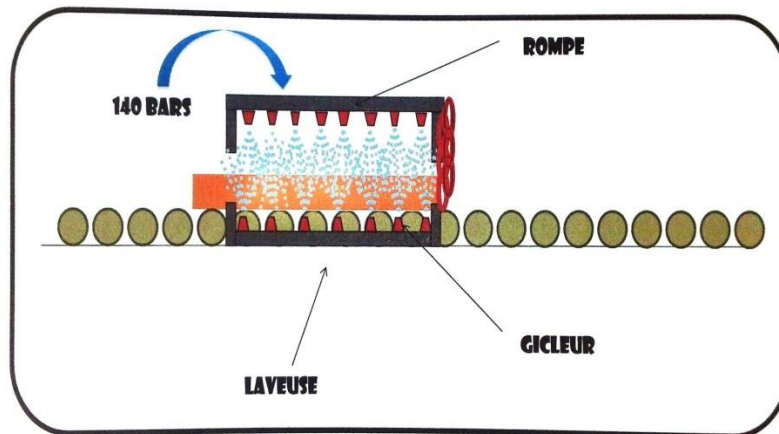


Figure I.2.11 : Principe du fonctionnement d'une laveuse [33]

Brise –oxyde

C'est une cage duo universelle, avec 2 cylindres verticaux et 2 cylindres horizontaux. A la sortie du four la brame est décalaminée dans la cage brise-oxyde et centrée par des guides latéraux d'entrer disposés devant la cage refouleuse brise-oxyde.

Elle brise la calamine en surface et au cours des réductions de la brame (voir figure I.2.12) elle continue le nettoyage de la surface par un jet d'eau d'une pression de 140 bars. La figure I. 2.13 montre une vue d'une brise oxyde qui a été prise pendant la période du stage.

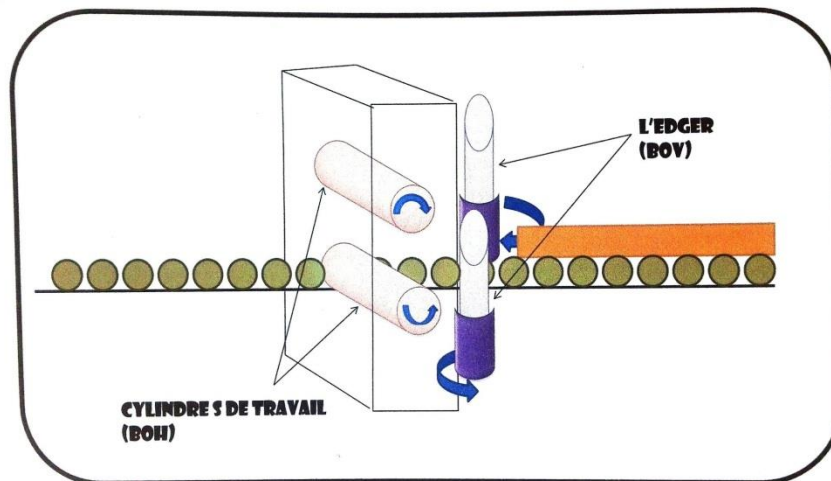


Figure I.2.12 : Principe du fonctionnement d'une brise oxyde [33]



Figure I.2.13 : Photo d'une brise oxyde

La cage quarto réversible

C'est une cage en acier composée de 2 cylindres de travail destinés à la déformation plastique du métal, 2 cylindres d'appuis qui appuient sur les cylindres du travail afin d'augmenter la résistance à la flexion et un Edger qui entraine la brique entre deux cylindres de travail verticaux et assure une réduction de la largeur selon le besoin (voir figure I.2.15)

Elle a une section de 3600mm² et un poids de 250 T à chaud sur un soubassement. Elle est composée de deux colonnes qui peuvent être fermées ou ouvertes, mais chaque colonne

Comporte deux montants destinés à assurer la position convenable des cylindres et supporter les efforts qui sont transmis à la cage par une vis de serrage.

Les colonnes forment un anneau dans lequel les empoises sont ajustées, ils sont réunis à la base par une traverse qui supporte le mécanisme du serrage, et éventuellement d'équilibrage du cylindre supérieur.

Le changement des cylindres s'effectue par un chariot extracteur, leur refroidissement se fait à l'eau avec une pression (13 Bars pour le cylindre de travail et 4 Bars pour le cylindre d'appuis) [30]. La figure I.2.14 ci-dessous illustre le fonctionnement d'une cage quarto réversible.

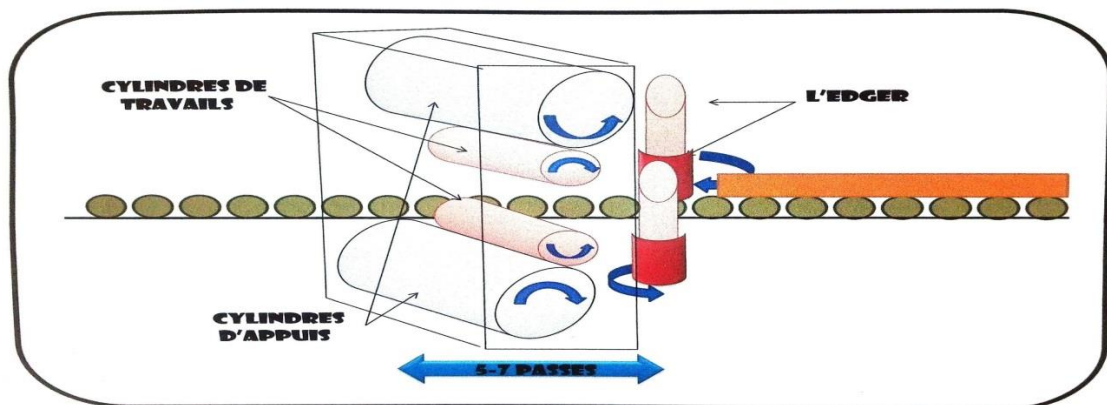


Figure I.2.14 : Principe du fonctionnement de dégrossisseur réversible (quarto) [33]



Figure I.2.15 : Photo d'une quarto réversible

Le train finisseur

C'est un train à action continue de la 1ère à la 6ème cage dans lequel l'ébauche est réduite à l'épaisseur de la bande finale.

Le train finisseur se compose de :

- ♣ La cisaille ébouteuse à tambour ;
- ♣ Des guides d'entré réglables ;
- ♣ Une unité de décalaminage à rouleaux pinceurs ;
- ♣ Six cages refouleuses quarto ;
- ♣ Des tendeurs de boucles (loopers) hydrauliques ;
- ♣ Du système de changement des cylindres ;
- ♣ Un système de commande principale du train finisseur.

La cisaille

L'ébauche provenant du train dégrossisseur est réduite d'épaisseur d'une bande finale, qu'alors mise en bobine, elle est introduite dans une cisaille à tambour rotatif et à lames courbes en alliage spécial placée environ à 6m en amont du train finisseur, pour couper les élongations en forme de queue de poisson de la tête et de la queue. La figure I.2.16 visualise la coupe de la tête d'une bande par la cisaille.



Figure I.2.16 : Photo d'une cisaille volante pendant la coupe de la tête d'une bande laminée à chaud.

La décalamineuse

Après l'éboulement, l'ébauche est engagée dans la décalamineuse à rouleaux pinceurs, disposée entre la cisaille et la cage finisseuse F1, servant à enlever la couche d'oxyde qui se forme (calamine secondaire) sur l'acier.

La présence excessive de calamine entraînerait des défauts sur la bande finie, ce qui déclasserait le produit, elle travaille avec deux rampes de gicleurs de chaque côté, projetant l'eau à une pression de l'ordre de 140 Bars pour une bonne amélioration de la surface de l'ébauche et l'augmentation de la durée de vie des cylindres de travail [30].

Les cages finisseuses

Le train finisseur se compose de six cages quarto (montrées dans la figure I.2.17) qui réduisent l'épaisseur selon un taux de réduction décroissant de l'ébauche de la cage F1 jusqu'à F6, chaque cage est composée de 4 cylindres (2 cylindres d'appui et 02 cylindres de travail).

L'écartement des entre cages dans la pratique est de 5.5 à 6m, ces cages sont commandées par des moteurs individuels. Les cylindres de travail et les cylindres d'appuis sont changés par des vérins hydrauliques distincts. L'équipement inter cage tel que les tables, les guides et les loopers sont disposés entre les cages finisseuses.

Les loopers

Ils sont destinés à fournir les informations pour les régulateurs de vitesse des cages, en ce qui concerne la vitesse relative effective entre la sortie de la cage précédente et l'entrée de la cage suivante.

Les looper commandent aussi la tension entre-cages de la bande à une valeur consigne. Ils évitent les fluctuations de la largeur de la bande suite à la tension.



Figure I.2.17 : Photo des cages finisseuses

Les douches de refroidissement

Ils permettent d'effectuer un refroidissement très rapide (ACC) de la bande sortante des cages afin d'obtenir la température demandée pour des propriétés mécaniques précises.

La figure I.2.18 montre une photo des douches pendant le refroidissement d'une bande sortie du train finisseur.



Figure I.2.18 : Photo des douches de refroidissement

Bobineuse

La dernière étape dans le procédé de laminage à chaud est la mise en bobine. L'installation est composée de 03 bobineuses (voir figure I.2.19), chaque bobineuse est composée de :

- ♣ Guides entrée ;
- ♣ Table à rouleau et règles de centrage au-dessus de la bobineuse ;
- ♣ Un groupe de pinch-roll ou rouleau pinceurs ;
- ♣ Un chariot extracteur ;
- ♣ Un culbuteur bobines ;
- ♣ Un chariot transporteur bobines (type C) ;
- ♣ Un élévateur qui dépose la bobine sur un convoyeur.

Après le passage de la bande sur les tables, le guide rapide insère la bande entre les deux cylindres du pinsh roll (rouleaux pinceurs), la bande se trouve enroulée autour du mandrin expansible maintenu par 4 rouleaux presseurs des 2 sections supérieures et inférieures, le jeu existant éliminé par des toiles et un trèfle.

Lorsque la bande est bobinée, un chariot extracteur la prend en charge et la repose sur le culbuteur maintenu par 2 salles de soutien. Elle est culbutée sur un chariot élévateur ; puis la table élévatrice va la remettre sur le convoyeur à chaîne. Pendant l'acheminement de la bobine vers le dépôt bobine, elle est pesée, encerclée et compactée.



Figure I.2.19: Photo d'une bobineuse

I.2.3.4 Système de mesure et de régulation dans le train à chaud

C'est un système destiné pour contrôler les paramètres de laminage thermomécanique pour avoir les propriétés dimensionnelles et mécaniques demandées.

Ce système a besoin de prendre des mesures sur le champ à travers des équipements de mesures (les pyromètres, les thermocouples et les jauges de mesures de l'épaisseur, largeur, longueur et profil vitesse) qui contrôlent les paramètres de laminage thermomécanique en différentes zones du train à chaud.

Le système de contrôle contient plusieurs niveaux de communication entre les différentes zones. Il est géré par un serveur et un calculateur de modèles mathématiques (niveau 2) qui fait la génération de toutes les références (plans de passes) vers toutes les zones du TAC et fait la correction en temps réel en s'appuyant sur les données exactes du train.

Il existe aussi le niveau 1 qui relie la majorité des automates (PLC) sous un réseau ABB nommé Master Bus 300 (MB 300). Chaque PLC du niveau 1 contrôle une zone bien définie.

Les PLC du niveau 1 reçoivent la commande à partir du niveau 2 et la font transmettre vers le champ (niveau 0) [34].

Niveau 1 : il est responsable de l'acquisition des données principales de laminage, par exemple : l'acquisition des données primaires des brames. Il est aussi responsable de fournir tous les plans de passes de toutes les zones du train à chaud.

Niveau 2 : il est constitué de plusieurs sortes de machines (automate qui donne les ordres et récupère l'information, PLC : programmable logiciel control ou TCS).

Ce niveau transmet à travers les réseaux les plans de passes de chaque zone pour les automates concernés, ces derniers distribuent les informations tous en synchronisant la position de la brame qui sera laminée. Il récupère les informations de chaque brame du niveau 1 afin de faire des corrections dans les plans de passes prochains. La figure ci-dessous représente un schéma qui résume le rôle principal du système de contrôle dans le train à chaud.

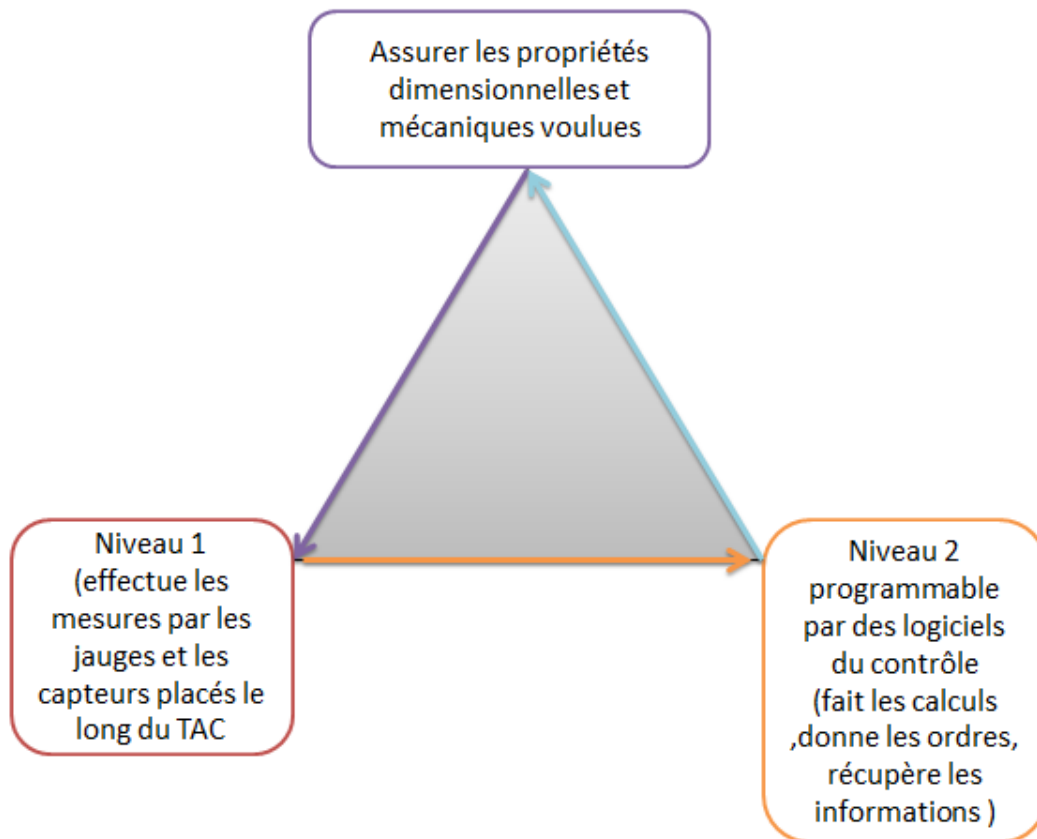


Figure I.2.20 : Schéma présentatif du système de contrôle dans le train à chaud.

La zone four

La température de chauffage des brames dans le four est calculée de façon dynamique par un modèle qui tient en compte de la cinétique d'oxydation et de décarburation.

La courbe de réchauffage optimisée est celle qui minimise la consommation du combustible et qui tient compte des contraintes métallurgiques suivantes [35] :

- Température d'austénitisation
- Différence de température minimum entre la surface et le cœur.
- Limite d'exploitation du four (max et min).
- Gradients maximal admissibles pour le réchauffage.
- Limite d'exploitation des zones du four et du récupérateur

Entre le four et le récupérateur, l'équilibre thermique est calculé en fonction de :

- ✓ Analyse du combustible
- ✓ Air/ combustible : rapport volumétrique et températures

- ✓ Température des fumées
- ✓ Température d'enfournement des brames
- ✓ Température de modèle de brames
- ✓ Températures des zones du four
- ✓ Eau de refroidissement : débits et températures
- ✓ Programme de laminage
- ✓ Nuance d'acier
- ✓ Dimensions de brame
- ✓ Dimensions de bande (épaisseur)
- ✓ Température de défournement des brames
- ✓ Température de finissage des ébauches
- ✓ Température de bobineuse
- ✓ Capacité du laminoir

Les figures (I.2.21 et I.2.22) montrent les vues de la zone four dans le niveau 1 et le niveau 2 pendant le réchauffage des brames, dans lesquels on trouve les différents paramètres de chauffage tels que la répartition de la température au niveau des 7 zones du four, les débits de gaz/air de différentes conduites et la courbe de réchauffage.

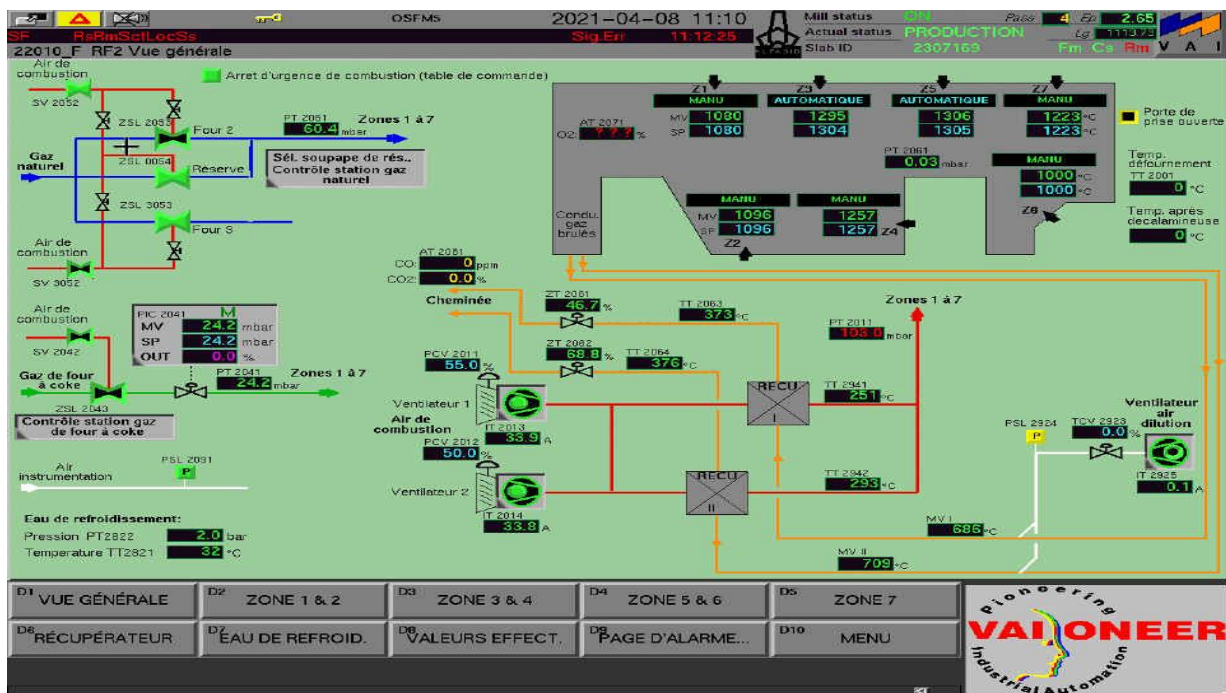


Figure I.2.21 : Vue du niveau 1 de la zone four

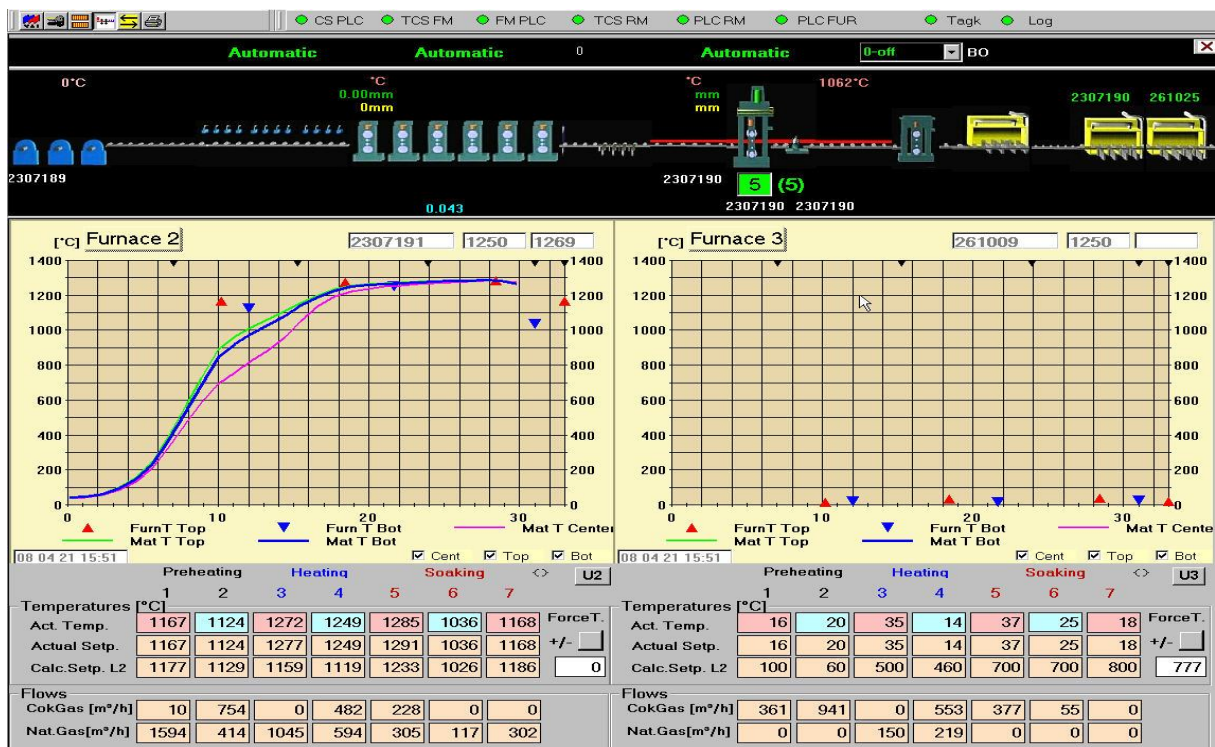


Figure I.2.22 : Vue du niveau 2 de la zone four

La zone quarto

Dans la cage quarto tous les paramètres sont mesurés et contrôlés par le niveau1 et les calculs sont effectués en parallèle par le niveau 2 comme le montre les figures (I.2.23 et I.2.24). Le contrôle automatique de la largeur AWC (automatic width control) est une stratégie de régulation élaborée, à action directe, qui sert à corriger les écarts de largeur dus aux variations de température le long de la brame (par exemple : en raison des marques de glissières formées dans le four).

Pour appliquer cette stratégie, il faut mesurer les températures de surface ainsi que la largeur avec une grande précision

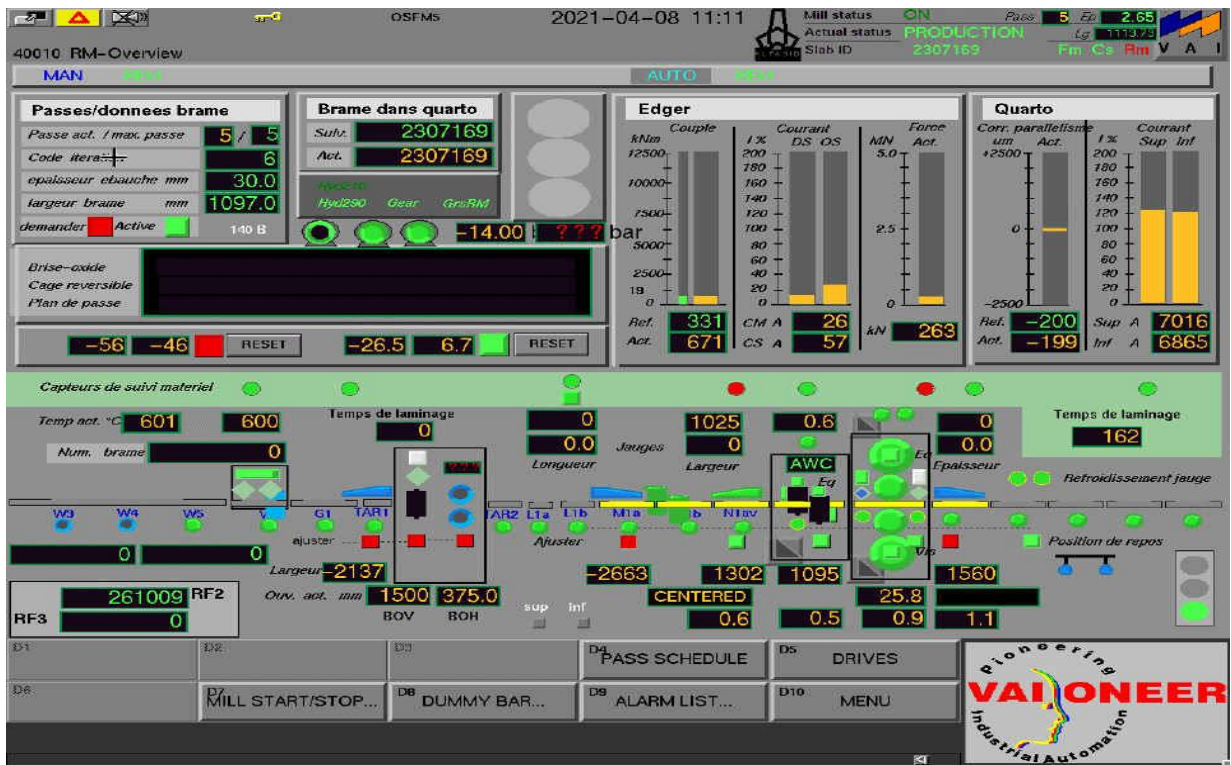


Figure I.2.23 : Vue de niveau 1 de la zone quarto

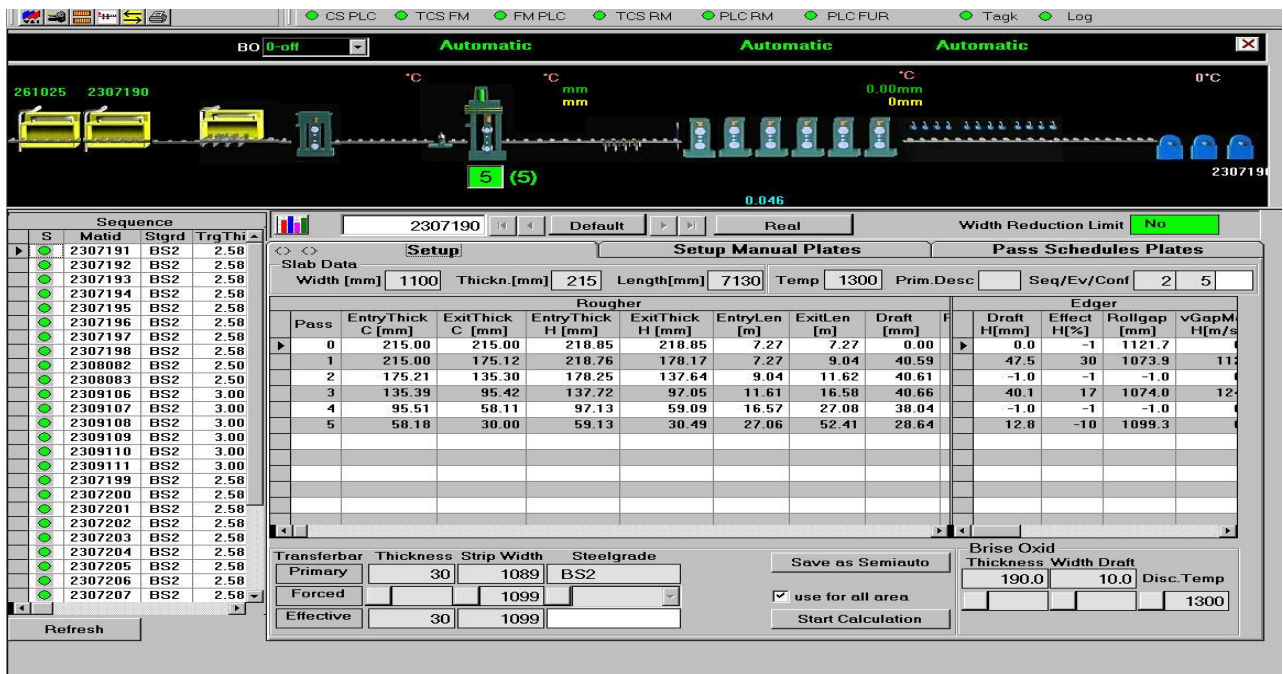


Figure I.2.24 : Vue de niveau 2 de la zone quarto

Zone finisseuse

En aval du train finisseur, différents paramètres de la bande sont mesurés et calculés : épaisseur, planéité, profil, largeur, température qui sont présentés dans les figure I.2.26 et I.2.27. Les systèmes de régulation suivants sont nécessaires pour produire une bande de qualité supérieure :

- Régulation automatique d'épaisseur (HGC)
- Régulation de la tension de bande
- Régulation de température (notamment les températures d'entrée et de sortie des cages finisseuses) ou le niveau 2 fait ses calculs par un programme thermomécanique qui exige ces températures.

Le train à chaud est doté des systèmes de mesure et de contrôles suivants [36] (voir figure I.2.25) :

Jauge d'épaisseur: qui se trouve après le quarto (à base de rayon gamma) et après les cages finisseuses (la forme C, à rayon X).

Jauges de profil : se trouve après la finisseuse avec une forme C, à rayon X. Elle contrôle l'homogénéité de l'épaisseur et de la largeur sur toute la bande.

Jauges de planéité : placées après la finisseuse par 3 caméras et 11 lasers.

La jauge de mesure de longueur : elle est située à la sortie de quarto, elle sert à mesurer la longueur de l'ébauche.

La jauge de mesure de vitesse : située entre l'edger et la cage quarto réversible, à la base laser, elle est constituée de 8 faisceaux de laser et 3 caméras qui surveillent la position du laser sur la bande. L'information de la position du point (impact du laser) sur la bande sera transmise au système TCS pour régler les adulations dans la sortie de la cage F6.

Jauges de largeur : elle se trouve :

-Avant la brise oxyde : à base de 2 caméras à filtre (la voie orange), à base d'infrarouge.

-Après la finisseuse et avant le quarto réversible, à base de lumière

Ils sont placés en aval de la jauge d'épaisseur, elle sert à mesurer la largeur de la bande

Pyromètre : il est intégré dans la boîte de la jauge de largeur destiné à détecter la température de la bande.

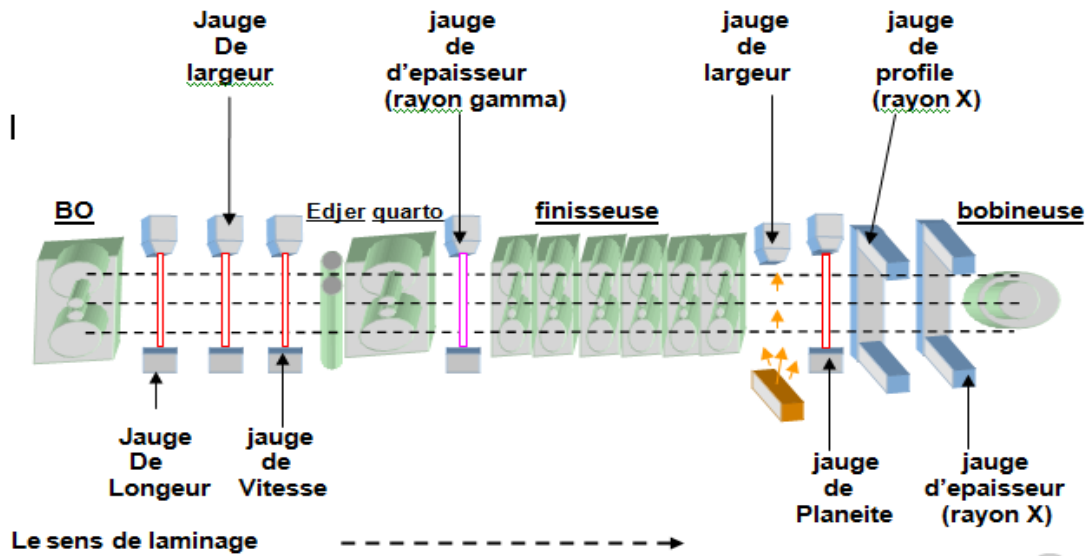


Figure I.2.25 : Le positionnement des jauges le long du train à chaud [36]

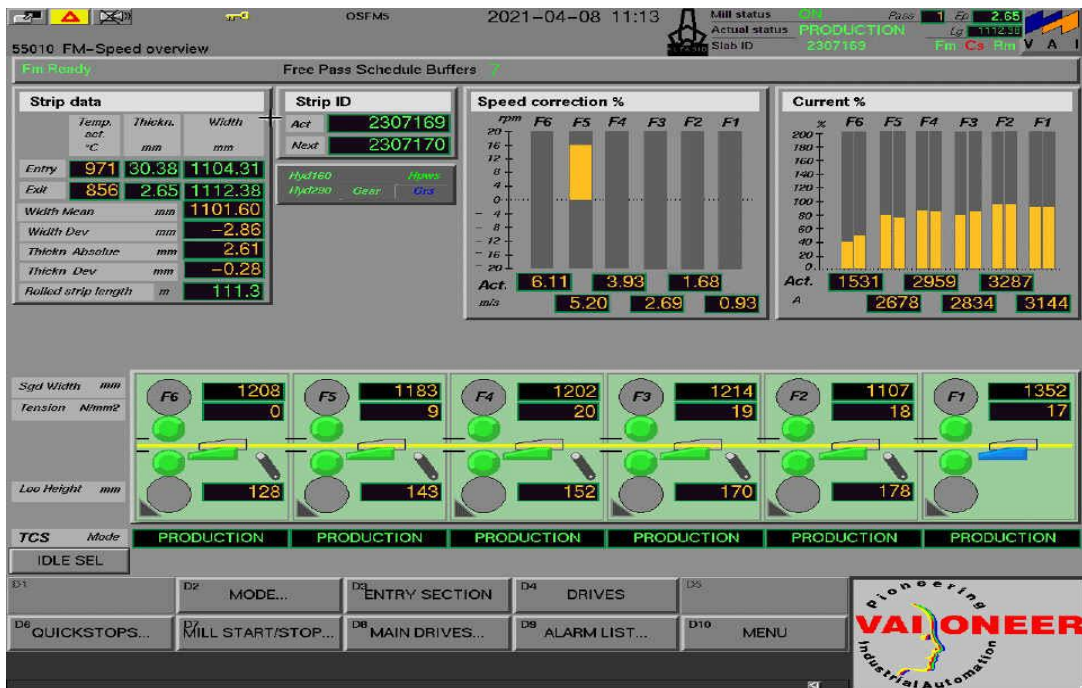


Figure I.2.26 : Vue du niveau 1 de la zone finisseuse

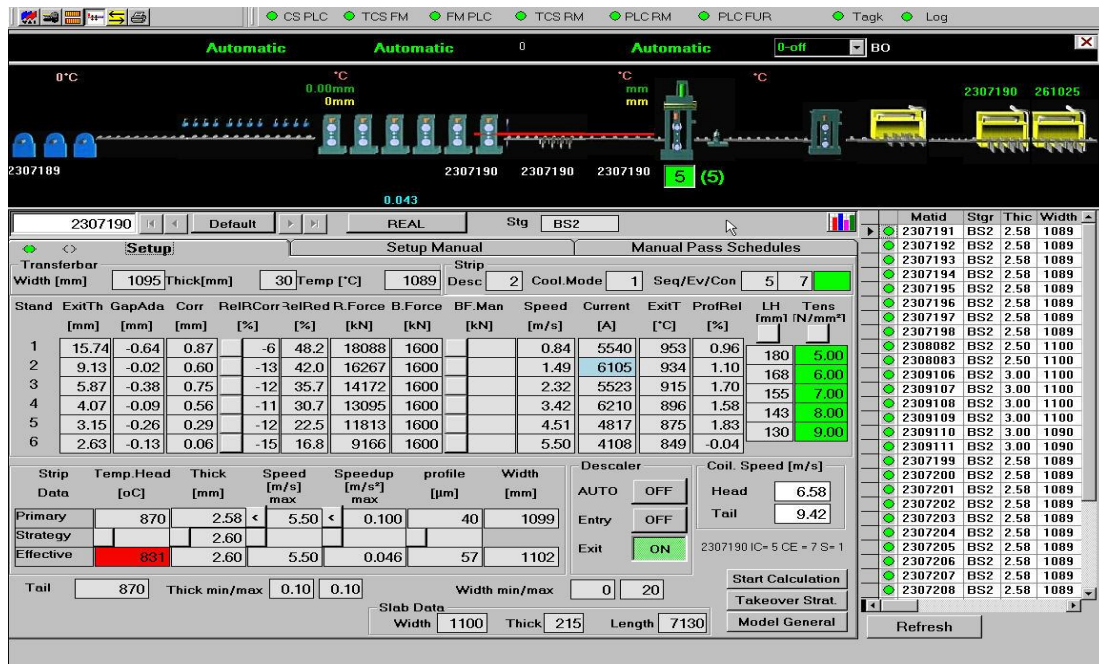


Figure I.2.27 : Vue du niveau 2 de la zone finisseuse

*Chapitre I.3 : Les changements
structuraux pendant et après la
déformation à chaud*

I.3.1 Introduction

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'érouissage et de l'adoucissement pendant la déformation.

L'érouissage 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'érouissage et les phénomènes d'adoucissement. Dans de nombreux cas, lorsque la déformation à chaud est poursuivie ($\epsilon \geq 5.0$) cette compétition conduit souvent à l'établissement d'un régime d'écoulement stationnaire.

Ce régime stationnaire correspond à 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/m² (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 (voir figure I.3.1)

Le processus se caractérise par le réarrangement continu et l'annihilation individuelle des dislocations [37] [38]. Lorsque le régime d'écoulement stationnaire est atteint, il y a équilibre entre les vitesses d'émission et d'annihilation des dislocations.

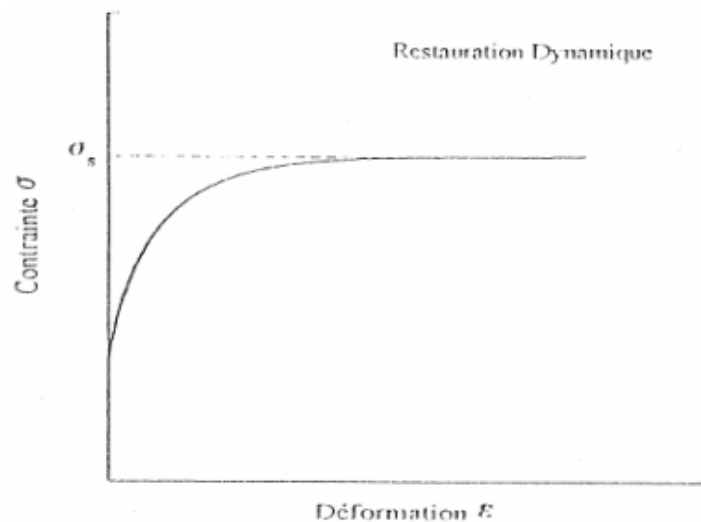


Figure I.3.1 : Courbe contrainte- déformation obtenue par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique [39]

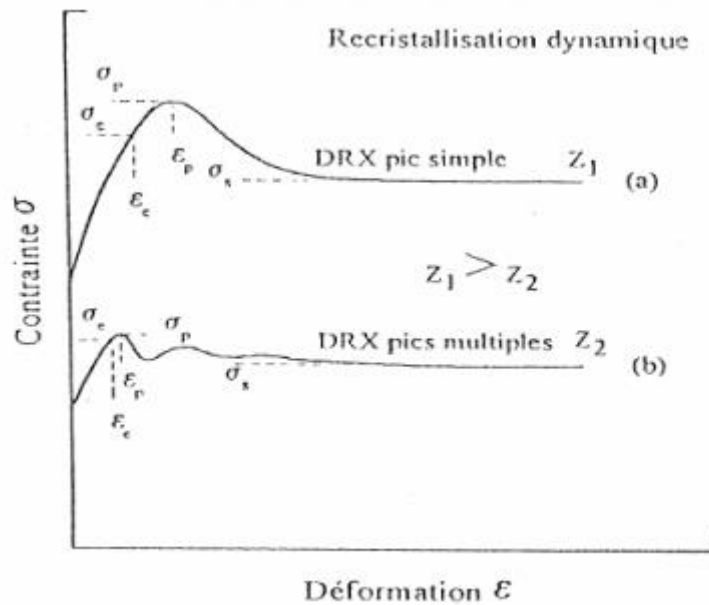


Figure I.3.2: Courbes contrainte- déformation obtenues par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la recrystallisation dynamique [39]

Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^{-2} J/m² (le Cuivre, le Laiton, le Fer γ et les aciers Austénitique) la restauration dynamique activée au 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 [40], et sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation, le mode d'adoucissement par recrystallisation 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 (voir Figure I.3.2), différent de celui de la restauration dynamique.

I.3.2 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 : la restauration et la recrystallisation. Ils dépendent bien évidemment de paramètres thermomécaniques: température, vitesse de déformation, etc. Mais également des 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 : la restauration et la recrystallisation dynamique ou statiques, le terme recrystallisation méta dynamique continue ou dynamique géométrique seront aussi définies

I.3.2.1 La restauration dynamique

En tant que processus d'adoucissement important se produisant pendant la déformation, est l'expression utilisée pour décrire les mouvements de dislocations et leurs réarrangements, ainsi que les défauts ponctuels qui se produisent pendant la déformation à haute température. Ce processus peut être le seul mécanisme d'adoucissement pour certains métaux qui ont une très haute énergie en défauts d'empilements. Parmi ces métaux on peut citer : l'aluminium, le fer- α et les alliages ferritiques.

La figure I.3.1 montre des courbes contrainte-déformation (σ - ϵ) caractéristiques d'un matériau qui s'adoucit seulement par restauration dynamique. Jones et al [41] ont rapporté que pendant l'étape d'écrouissage, il y'a formation d'une sous-structure à dislocations enchevêtrées, Et quand l'état stable de déformation est atteint, les dislocations seraient arrangées en un réseau de sous-grains, dont la perfection, les dimensions et la mise-orientation dépendent du matériau, de la vitesse de déformation et de la température.

Pendant l'état stable, où la contrainte est presque constante, un équilibre est atteint entre la vitesse de formation des dislocations et la vitesse de disparition des dislocations. Cet équilibre conduit à une densité de dislocation, une dureté et une contrainte constante malgré l'augmentation de la déformation. A ce stade de déformation, la microstructure est caractérisée par une forme équiaxe des sous-grains dont la taille reste constante indépendamment de la déformation appliquée alors que les grains originaux deviennent de plus en plus allongés à mesure que la déformation augmente.

Un autre facteur qui contribue à l'adoucissement durant la restauration dynamique est : la repolygonisation. C'est-à-dire le dénouement continu des sous-joints existants et la formation ultérieure d'autres sous-joints à des locations qui gardent leurs distances moyennes ainsi que leur densité de dislocations constante [42]. La dépendance de la taille moyenne des sous-gains par rapport à la température (T) et la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$), est décrite par la relation suivante qu'a proposée Mc Queen et al [43].

$$1/ds = a + b \cdot \log z \dots \dots \dots I.3.1$$

Avec : **a** et **b** sont des constantes et **z** le paramètre de Zener-Hollomon qui s'exprime par :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp (-Q_{\text{déf}}/RT) \dots \dots \dots I.3.2$$

D'où :

$\dot{\epsilon}$: La vitesse de déformation s^{-1}

$Q_{\text{déf}}$: L'énergie d'activation pour la déformation (kJ/mole)

R : La constante des gaz parfaits

T : La température (K)

Chapitre I.3 Les changements structuraux pendant et après la déformation à chaud

On peut dire que la taille moyenne des sous-grains pendant l'état stable de déformation est reliée uniquement à la contrainte de l'état stable par l'équation suivante :

$$\sigma_{es} = k/d_s \dots \dots \dots I.3.3$$

Avec : k est une constante.

I.3.2.2 La 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 , la contrainte diminue et atteint un état stationnaire (voir Figure I.3.1) ou bien on observe une succession de phase d'adoucissement et de durcissement qui donnent lieu à des oscillations sur la courbe (voir figure I.3.2).

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 des grains. 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 obtient une microstructure d'équilibre.

La microstructure finale ainsi obtenue est caractérisée par des grains fins et une densité de dislocations différente selon les grains [44]. La recristallisation statique qui suit la déformation d'un tel matériau est facilité 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 méta dynamique ou post-dynamique. Sa principale caractéristique est de ne pas nécessiter de temps d'incubation [45].

I.3.2.3 La recristallisation continue

D'après certains auteurs [46], 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 [47].

I.3.2.4 Recristallisation géométrique

Mc QUEEN et al [37] et SOLBERG et al [47] 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 (voir figure I.3.3).

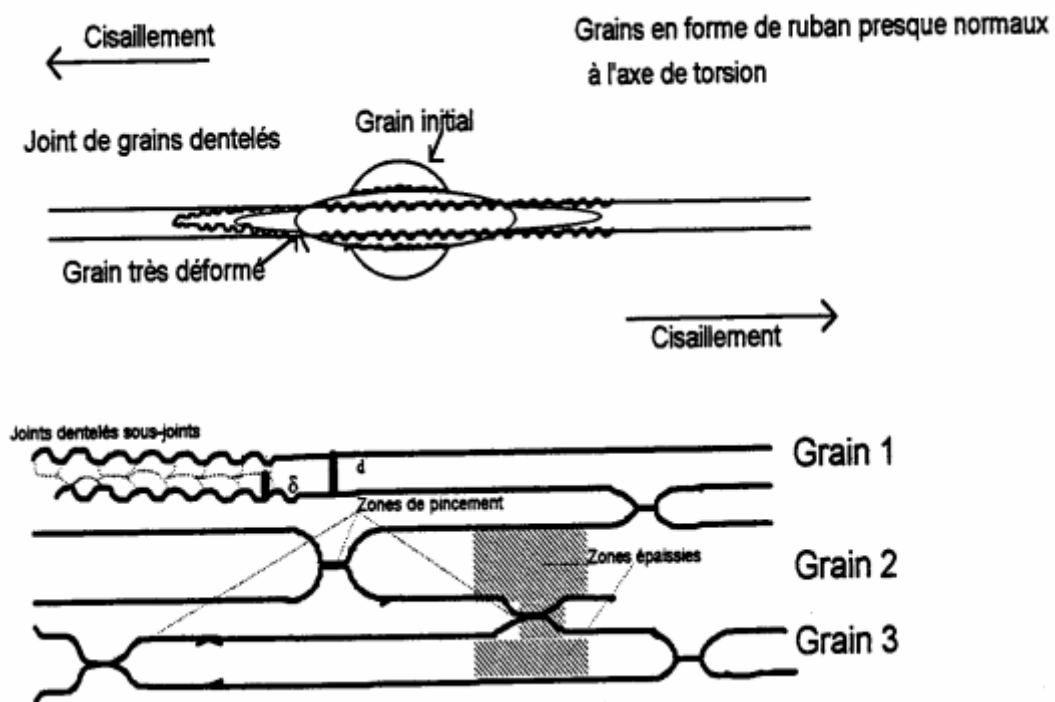


Figure I.3.3: Représentation schématique du processus de recristallisation dynamique géométrique en torsion [48]

Chapitre I.3 Les changements structuraux pendant et après la déformation à chaud

La figure ci-dessous illustre les étapes des phénomènes de restauration et de recristallisation dynamique durant la déformation à chaud :

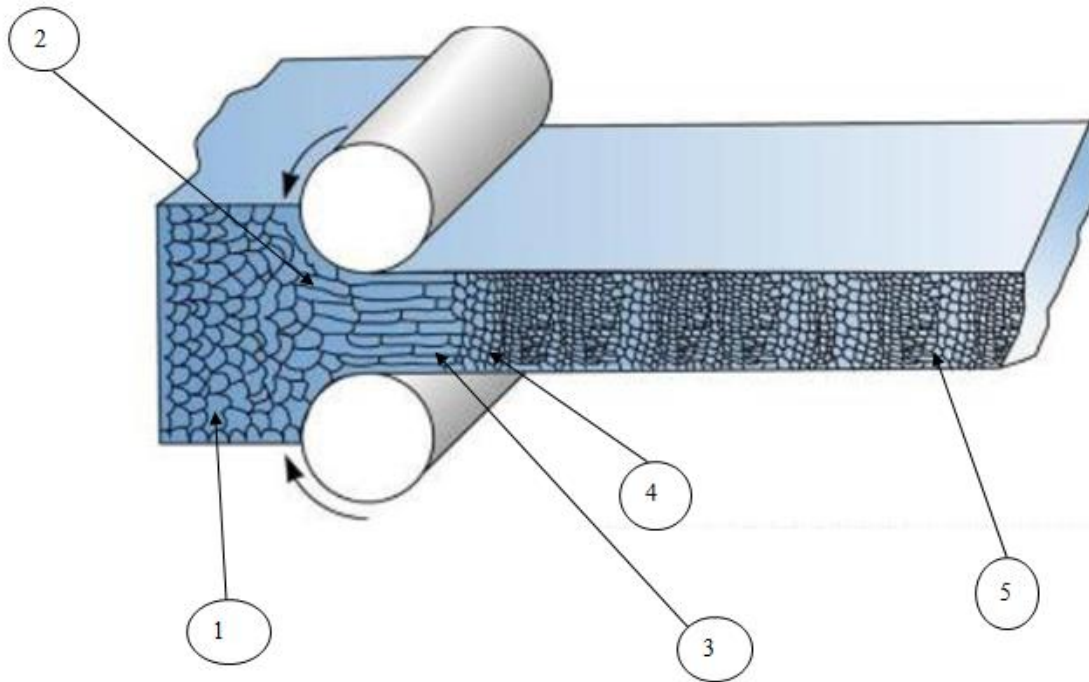


Figure I.3.4 : Les étapes de phénomène de recristallisation dynamique

- 1- Une structure basaltique de coulée avec défauts (structure hétérogène).
- 2- Grains et défauts écrasés par les cylindres du laminoir tournant inverse.
- 3- Début de la germination si T de déformation $>$ T de recristallisation.
- 4- Fin de la recristallisation avec d_0 (initial, basaltique) $>$ d_{rec}
- 5- Commencement de la croissance des grains recristallisés si la température est toujours $>$ T_{rec}

[49]

I.3.3 Phénomènes intervenants après la déformation à chaud

Les phénomènes microstructuraux intervenants 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 [49]

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;

Chapitre I.3 Les changements structuraux pendant et après la déformation à chaud

- c- La recristallisation méta dynamique, caractérisée par le grossissement des germes formés lors de la recristallisation dynamique du matériau; elle ne nécessite donc pas de temps d'incubation.

I.3.4 Mécanismes physiques responsables du comportement rhéologique

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 qui dépendent de 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), $[\sigma=f(T, \dot{\epsilon}, \epsilon)]$ [49].

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'écrouissage « n ») [49].

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 :

$$\dot{\epsilon} = A (\sin(h \cdot \alpha \cdot \sigma))^p \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots I.3.4$$

Lorsque la contrainte est suffisamment faible, il est autorisé de prendre l'approximation $\sin(h \cdot \alpha \cdot \sigma) \approx \alpha \sigma$, ce qui fait que la relation précédente peut alors s'écrire :

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) = K \cdot Z^m \dots\dots\dots I.3.5$$

(Loi puissance ou pseudo plastique) avec :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots I.3.6$$

Où

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

Q : L'énergie d'activation apparente

R : Constante des gaz parfaits (8.31 kJ-K⁻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 I.3.7 qui présente l'inconvénient majeur de ne pas se raccorder à l'équation I.3.4 au régime stationnaire (grande déformation) contrairement à d'autres formules issues de modèles physiques.

$$\sigma = K \epsilon^n \dot{\epsilon}^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) \dots\dots\dots I.3.7$$

I.3.4.1 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 [49].

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.

$$Q = \frac{R}{m} \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \Big|_{\dot{\epsilon}} \dots \dots \dots \text{I.3.8}$$

I.3.4.2 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 importante. 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 dans la Figure I.3.5.

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 ($m < 0.20$) [50].

Chapitre I.3 Les changements structuraux pendant et après la déformation à chaud

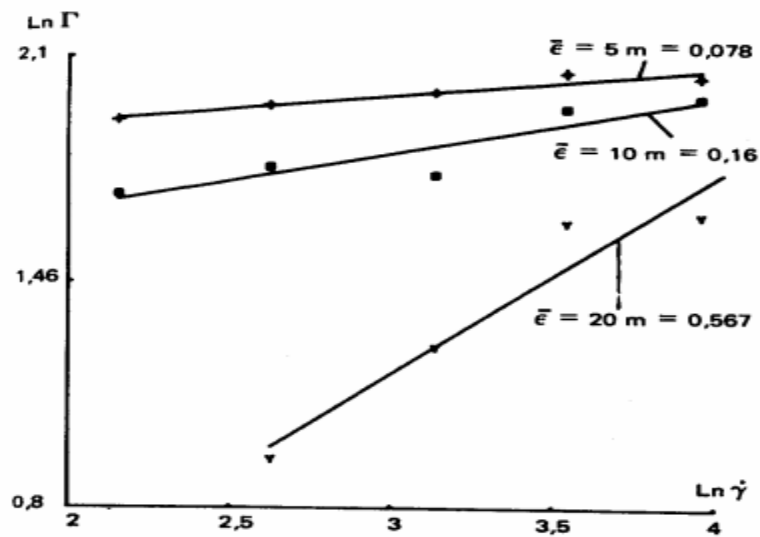


Figure I.3.5: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation à 800°C [48]

Dans leur étude effectuée sur un acier, PIERSON G. et al [46], ont observé un comportement assez singulier dans le domaine de température inter-critique. La Figure I.3.6 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 [50] sur un acier à 0.42% de carbone.

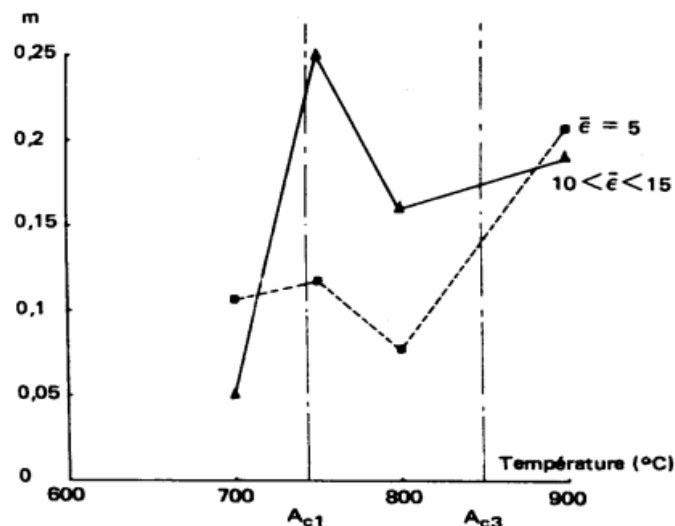


Figure I.3.6: Variation du coefficient m entre 700 et 900°C pour deux états de déformation [46]

I.3.4.3 Coefficient des sensibilités à la déformation

PEARSON et al [46], 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 ($\epsilon=14.6$) (voir figures I.3.7).

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.

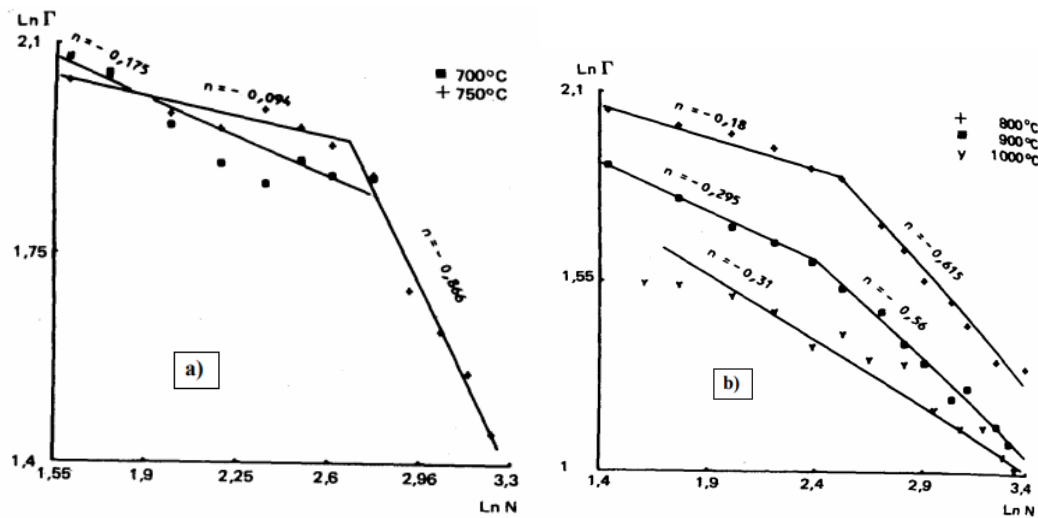


Figure I.3.7 : Evolution de n en fonction de la déformation pour une vitesse de déformation égale à 30 s^{-1} (a : 700 et 750°C et b : 800, 900 et 1000°C) [48]

Partie II : Partie pratique

Chapitre II.1 : Procédures expérimentales

II.1.1 Introduction

Dans cette partie, on a réalisé quelques essais mécaniques, chimiques et métallographiques qu'on a trouvés nécessaires pour caractériser les aciers étudiés, qui sont cités en dessous :

- ✓ Une analyse spectrale afin de déterminer la composition chimique et d'étudier l'impact de chaque élément d'alliage.
- ✓ Un essai de dureté Rockwell et Vickers pour caractériser la résistance de nos aciers en fonction des phases existantes.
- ✓ Une analyse structurale pour identifier les phases structurales, les différents précipités et déterminer la taille des grains.
- ✓ Une analyse des phases par diffraction des rayons X.
- ✓ Un essai de traction et de résilience pour déterminer les propriétés mécaniques de résistance et de ductilité.

II.1.2 L'analyse spectrale

Le matériau analysé a été choisi par SIDER EL-HADJAR pour la fabrication des nuances S355MC et S420MC pour des épaisseurs ≥ 12 mm.

L'acier a été élaboré en brames au niveau de l'aciérie à oxygène 1 (ACO1) selon un modèle de charge bien défini, ou certains paramètres sont contrôlés tel que :

- La température de soufflage
- Le temps de soufflage
- Le débit de l'oxygène et de l'air soufflé
- La charge des éléments d'addition.

Notant que les deux nuances mentionnées en dessus sont laminées à partir des brames qui ont la même composition chimique qui va être définie dans cette partie d'étude.

II.1.2.1 Principe de la spectrométrie

Sous l'action d'un apport d'énergie extérieur l'une des électrons situe sur la couche périphérique de l'atome peut être transporté sur une orbite extérieur à son orbite normale, l'atome se trouve dans l'état excité ou il possède une énergie plus grande que celle qu'il avait dans son orbite normale; mais cet effet d'état est instable et très rapidement l'électron perturbé revient sur son orbite normale, soit directement soit en passant par un certain nombre d'orbite intermédiaire.

Ce retour de l'électron vers une orbite plus proche du noyau s'accompagne de l'émission par l'atome de tout ou une partie de son énergie d'excitation sous forme de rayonnement ; cette énergie est dispersée soit par un prisme soit par un réseau de diffraction.

Elle se transforme en un spectre lumineux de modèle déterminé par la structure des atomes excités [51].

Les atomes possèdent une configuration électronique différente ; chaque élément a donc un spectre distinct et caractéristique avec les lignes spectrales à différentes longueurs d'ondes. Chaque élément peut être identifié par ces lignes caractéristiques.

En analyse quantitative, l'intensité de la ligne proportionnelle à la concentration de l'élément dans l'échantillon, l'intensité de rayonnement de la ligne est convertie en un courant électrique par des photos détectrices appropriées.

Le signal électrique de la sortie du détecteur est traité soit il apparaît sur un lecteur numérique soit il est converti en concentration par un ordinateur [51].

II.1.2.3 Principe de l'analyse spectrale par émission optique

La spectrométrie à émission Optique (SEO ou OES en Anglais) consiste à appliquer de l'énergie électrique sous forme d'un arc (dans l'air) ou d'étincelle (sous argon) générée entre une électrode et un échantillon du métal, les atomes vaporisés étant alors amenés à un état de haute énergie dans un plasma de décharge [51].

II.1.2.4 Description du spectromètre à émission optique

L'ARL 3460 Analyzer (voir figure II.1.1) est un spectromètre d'émission optique offrant une analyse précise de métaux pour une variété d'applications dans les laboratoires ou dans les étages de la production de diverses sociétés d'analyse

Configuré et calibré en usine pour répondre aux exigences spécifiques du client, ce spectromètre est régulièrement mis en place dans l'analyse de l'azote et de l'oxygène dans les aciers ou de l'oxygène dans le cuivre. Il est caractérisé par une bonne stabilité, une robustesse et une excellente fiabilité des mesures aussi il est facile dans l'intégration pour accroître la productivité [51].

Cette machine est menée d'un logiciel analytique OXSAS qui permet aux utilisateurs d'exécuter une variété d'analyses de routine en un simple clic et une traçabilité complète. Il permet aussi d'accéder à des analyses récentes de comparaison à l'écran.

Cet appareil est constitué de plusieurs éléments :

A- La source

Donne l'énergie d'excitation aux échantillons, elle peut être divisée en trois parties :

Première partie : une section à haute tension ; chargée pour provoquer un claquage dans le gaz, elle se trouve entre l'échantillon et l'électrode, on l'appelle l'initiateur

Deuxième partie : une section à basse tension qui fournit l'énergie nécessaire à vélariser l'échantillon en profitant du claquage créé par l'initiateur.

Troisième partie : une section de contrôle qui pilote la source et veille à son bon fonctionnement.

B- Le SATIF

Il permet de positionner l'échantillon de manière reproductible par rapport au dispositif oblique situé dans le spectromètre.

C- le logiciel OXSAS

C'est un logiciel d'analyse (OXSAS) qui permet d'exécuter diverses analyses de routine rapides de haute qualité par un lancement simple en un clic.



Figure II.1.1 : Le spectromètre à émission optique ARL 3460

II.1.2.5 Préparation des échantillons

Les échantillons sur lesquels on a réalisé l'essai spectral au niveau du laboratoire central de SIDER EL HADJAR, ont été prélevés d'un fer plat (d'épaisseurs 16mm et 14mm) de section 30*30 mm². Nous tenons à préciser que les échantillons ont été découpés par une tronçonneuse (voir figure II.1.2 et II.1.3), puis préparés pour avoir un bon état de surface à l'aide d'un disque abrasif.



Figure II.1.2 : La tronçonneuse utilisée pour découper l'échantillon.

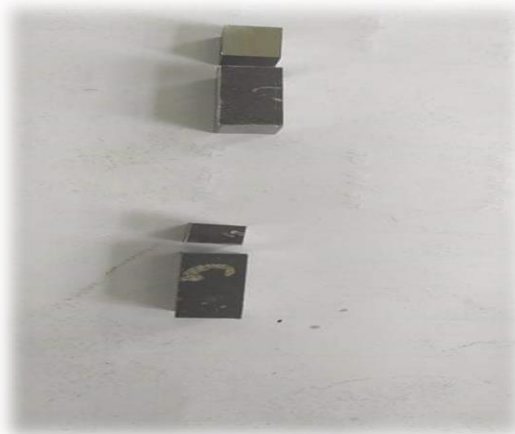


Figure II.1.3 : Echantillon découpé et préparé pour l'analyse spectrale

II.1.2.6 Procédure de l'analyse spectrale

- Après une préparation adéquate, l'échantillon est positionné dans la chambre d'excitation en dessus d'une électrode (voir figure II.1.4) ;
- Une source génératrice génère des étincelles cycliques entre l'électrode et la surface de l'échantillon pour exciter les atomes;
- Les atomes ionisés émettent la lumière caractéristique à analyser ;
- Des capteurs convertissent la lumière émise durant la désexcitation des atomes en un courant électrique;

- Le signal électrique est automatiquement transmis à l'ordinateur sur le logiciel OXSAS qui nous donne les valeurs de concentration massique de chaque élément. Ces étapes citées en dessus sont illustrées dans la figure II.1.5



Figure II.1.4 : Chambre d'excitation du spectromètre à émission optique

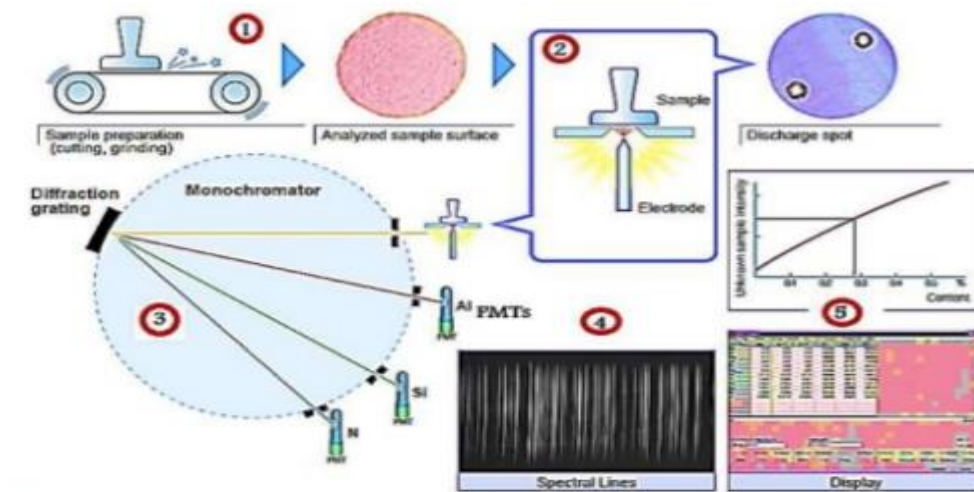


Figure II.1.5 : Les étapes de l'analyse par le spectromètre à émission optique

II.1.3 Essai de dureté Rockwell

Un test de dureté permet de savoir l'effet des phénomènes de durcissement sur la résistance de notre matériau d'étude. Pour cela, on va la définir grâce à un essai Rockwell à l'échelle B qui a été réalisé dans le laboratoire centrale à SIDER selon la norme ISO 6508-1.

II.1.3.1 Principe de l'essai de dureté Rockwell

Les essais de dureté Rockwell (HR) sont des essais de pénétration. Il existe en fait plusieurs types de pénétrateurs qui sont constitués d'un cône en diamant ou d'une bille en acier trempé polie.

Pour obtenir une valeur de dureté Rockwell, on mesure une pénétration rémanente du pénétrateur sur lequel on applique une faible charge [52]. L'essai se déroule en trois phases :

- Application sur le pénétrateur d'une charge initiale F_0 , le pénétrateur s'enfonce d'une profondeur initiale I . Cette profondeur étant l'origine qui sera utilisée pour mesurer la dureté Rockwell ;
- Application d'une force supplémentaire F_1 . Le pénétrateur s'enfonce d'une profondeur P ;
- Relâchement de la force F_1 et lecture de l'indicateur d'enfoncement τ .

Le principe est décrit dans la figure ci-dessous :

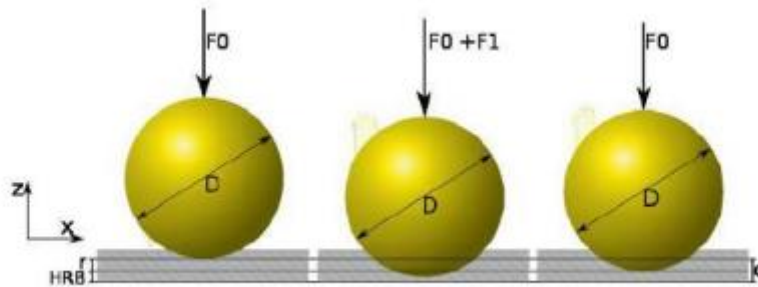


Figure II.1.6 : Principe de la dureté Rockwell [52].

La valeur de dureté est alors donnée par la formule suivante :

$$HBR = 130 - \tau \dots\dots\dots II.1.1$$

II.1.3.2 Description de duromètre

WOLPERT DIA TESTOR 2RC (montré dans la figure II.1.7) est un duromètre universel utilisé pour les tests de dureté Brinell, Vickers et Rockwell [51].

Cette machine est équipée :

- D'un système optique pour les essais de dureté BRINELL HBW 2.5/62.5 et HBW 2.5/187.5 avec :
 - Un objectif de grossissement $\times 70$.
 - Une porte bille de diamètre 2.5 (avec bille certifiée).
- D'un système optique pour des essais de dureté VICKERS HV5 à HV100 avec :
 - Un objectif de grossissement $\times 140$.
 - Un diamant Vickers 136° certifié.

- D'un système de mesure d'enfoncement pour les essais de dureté ROCKWELL A, B et C avec :
 - Un diamant ROCKWELL 120° (Rockwell HRA et HRC).
 - Une bille de diamètre 1/16 (Rockwell HRB).



Figure II.1.7: Le duromètre WOLPERT DIA TESTOR 2RC

II.1.3.3 Préparation de l'échantillon

La première étape avant un test de dureté consiste à traiter l'échantillon de manière à permettre une bonne visibilité des résultats. Ainsi, on commence par un pré polissage avec des papiers abrasifs dont la taille moyenne des grains allant de 60 μ m jusqu'à 1200 μ m, ensuite on termine par une finition afin de poncer les défauts initiaux du matériau.

En effet, pour visualiser la marque que le duromètre laisse dans le matériau, il est hautement préférable de ne pas avoir de rayures ou d'impuretés qui pourraient fausser la lisibilité.

II.1.3.4 Procédure de détermination de dureté HRB

La dureté est déterminée par la pénétration d'un poinçon dans la surface plane transversale du matériau considéré. Dans notre cas, le poinçon utilisé est une bille en acier trempé qui a été pénétré avec une charge totale (F_0+F_1) de 100 Kgf ou 981N.

Les valeurs de dureté sont déterminées par la lecture sur le duromètre.

II.1.4 Essai de micro dureté Vickers

Le but de cet essai est de déterminer les phases existantes dans les nuances étudiées. Nous avons réalisé plusieurs essais de micro dureté Vickers dans ALFAPIPE avec le duromètre ZWICK/ROELL ZHV10 sur les deux échantillons d'épaisseurs 14 mm et 16 mm respectivement avec une charge de 5Kgf.

II.1.4.1. Principe de l'essai de dureté Vickers

L'essai de la micro dureté VICKERS consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite, à base carrée, d'angle au sommet 136° (voir figure II.1.9), sous une charge F , et à mesurer la diagonale de l'empreinte laissée sur la surface après l'enlèvement de la charge (voir figure II.1.8) [53].

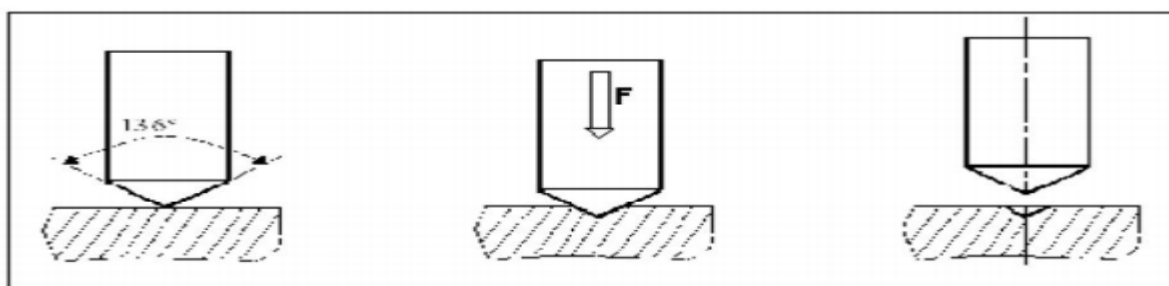


Figure II.1.8 : Principe de l'essai Vickers [53]

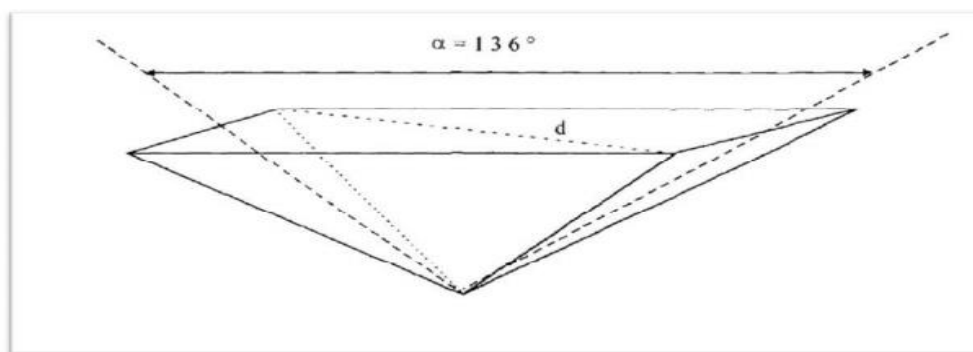


Figure II.1.9: Pénétrateur de l'essai VICKERS [53]

La dureté Vickers est calculée à partir de la relation:

$$HV = F / S \dots\dots\dots II.1.2$$

La surface de l'empreinte est donnée par la relation :

$$S = d^2 / (2 \cdot \sin \alpha/2) \dots\dots\dots II.1.3$$

En remplaçant la relation de la surface de l’empreinte dans II.4.1 :

$$HV = 0,189 F / d^2 \dots\dots\dots II.1.4$$

Avec :

Hv : dureté Vickers en Kgf/mm²

d : diagonale de l’empreinte en millimètres.

α : angle au sommet du pénétrateur : 136°.

F : charge d’essai en kilogramme-force.

II.1.4.2 Description de l’appareillage

Le duromètre ZWICK/ROELL ZHV10 version PC (voir figure II.1.10) est utilisé pour déterminer les duretés suivantes :

- Dureté Vickers,
- Dureté Knoop,
- Dureté Brinell,
- Profondeur de trempe et de nitruration.
- Dureté aux rayures (unité analogique uniquement)

Il supporte un chargement de 0,1 kg à 10 k et des objectifs interchangeables pour différents grossissements et zones d’image sont disponibles pour les deux versions (Version avec ou sans PC).

La version PC utilise un logiciel de test de dureté test Xpert qui adapte à diverses conditions du test avec une grande flexibilité. Cet équipement comprend un adaptateur vidéo avec un grossissement intrinsèque élevé (environ 40 fois) qui est intégré dans le microscope de mesure devant une caméra (1,4 mégapixel). L’éclairage permet un échauffement considérablement plus faible du microscope de mesure et une durée de vie plus longue.

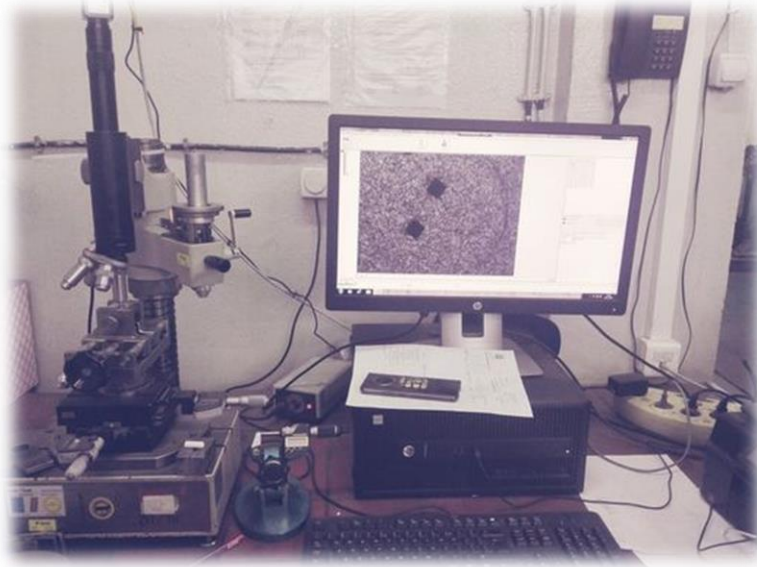


Figure II.1.10 : Le testeur de dureté ZWICK/ROELL HV10 version pc

II.1.4.3 Procédure de l'essai de dureté VICKERS

- Après la préparation de l'échantillon (polissage sur les papiers abrasifs une attaque chimique) ;
- Le pénétrateur de forme pyramide diamant de base carrée est appliqué à la surface de l'échantillon à tester avec une force d'essais de 5Kgf ;
- Puis, une mesure optique des deux diagonales permanentes de l'empreinte laissée est réalisée, la dureté Vickers est alors déterminée avec le logiciel de test Xpert qui nous donne les valeurs en HV5.

II.1.5 Etude métallographique

La connaissance de la microstructure des matériaux est un paramètre crucial. En effet, il existe un lien étroit entre les propriétés mécaniques, la morphologie structurale et la mise en œuvre des matériaux, pour cela on a effectué une analyse structurale au niveau de l'unité de recherche des matériaux avancés (URMA).

II.1.5.1 Description de l'appareillage

Le microscope métallographique vertical Nikon Eclipse LV150N montré dans la figure II.1.11 est un microscope vertical polyvalent avec éclairage LED pour les applications de microscopie en champ clair. Le Nikon Eclipse LV150N est parfait pour les besoins de grossissement important avec des échantillons qui sont plats ou enrobés.



Figure II.1.11: Microscope optique NIKON LV150N

II.1.5.2 Mode opératoire

La préparation de l'échantillon a été effectuée dans le laboratoire central de SIDER.

- La première étape est le découpage de l'échantillon par la tronçonneuse (montrée dans la figure II.1.2) ;
- La deuxième étape consiste à enrober les échantillons à chaud avec une résine spécifique (Multifast), ensuite on les codifie (car on a 2 échantillons d'épaisseur 14mm et 16 mm), puis on applique un pré polissage sur des papiers abrasifs de 60 μ m à 1200 μ m et une finition avec une pate diamantée jusqu'à obtenir l'état miroir (voir figure II.1.12 et figure II.1.13) ;
- Dans la troisième étape on effectue une attaque pour faciliter l'observation des phases, on dépose quelques gouttes du Nital (4% d'acide nitrique + 96% éthanol) (voir figure II.1.14) sur l'échantillon, puis on attend 30 secondes, ensuite on rince à l'eau pour l'enlever ;
- La dernière étape est le séchage de l'échantillon suivie par l'observation sur le microscope.



Figure II.1.12 : L'échantillon enrobé à chaud par l'enrobeuse STRUERS



Figure II.1.13 : Polissage de l'échantillon : 1-Prépolissage sur les papiers abrasifs 2-Finition sur une pate diamantée



Figure II.1.14 : Les produits de l'attaque chimique (Nitral)

II.1.5.3 Détermination de la taille des grains

L'ordinateur branché avec le microscope est équipé d'un logiciel appelé "Nis Elements" qui détermine l'indice G qui est le nombre moyen des grains 'm' contenu dans un 1 mm² de surface de la zone d'échantillon sélectionnée par ce logiciel.

$$m = 8 \times 2^G \dots\dots\dots \text{II.1.5}$$

Chaque valeur de l'indice 'G' correspond à une taille des grains selon un tableau représenté dans un référentiel de la norme ISO 643 :2003(E)(voir Annexe A).

II.1.6 Analyse des phases par diffraction des rayons X

L'analyse est réalisée sur 2 échantillons prélevés de 2 bobines d'épaisseurs 14 mm et 16 mm, au niveau de l'atelier des essais, caractérisation et mesure AECM à l'unité de recherche en matériaux avancés URMA.

II.1.6.1 Le principe de diffraction des rayons X

La diffractométrie des rayons X permet l'identification des phases plus ou moins cristallisées présentes dans une matrice solide. Lors de sa rencontre avec un réseau cristallin, un faisceau de rayons X est dévié (diffraction) selon un angle θ dépendant de la distance interarticulaire d (distance la plus courte entre deux plans réticulaires parallèles) et de la longueur d'onde λ du faisceau incident (loi de Bragg) [54].

$$n \lambda = 2.d. \sin \theta \dots\dots\dots \text{II.1.6}$$

Cette étude se fait en bombardant le solide de rayons X avec un angle d'incidence θ variable (voir figure II.1.15). Le détecteur (symétrique au tube à rayons X) recevra le faisceau diffracté

par une famille de plan cristallin si θ vérifie la loi de Bragg. Chaque phase cristallisée possède une signature (diagramme de diffraction) propre à sa structure cristalline (angles de diffraction propre à chaque famille de plan).

La comparaison entre les signatures de phases pures et les diffractogrammes d'un solide permet alors l'identification des phases présentes dans ce solide. Certains logiciels de traitement des données de DRX proposent, hormis une identification des phases présentes à l'aide d'une base de données et leur quantification.

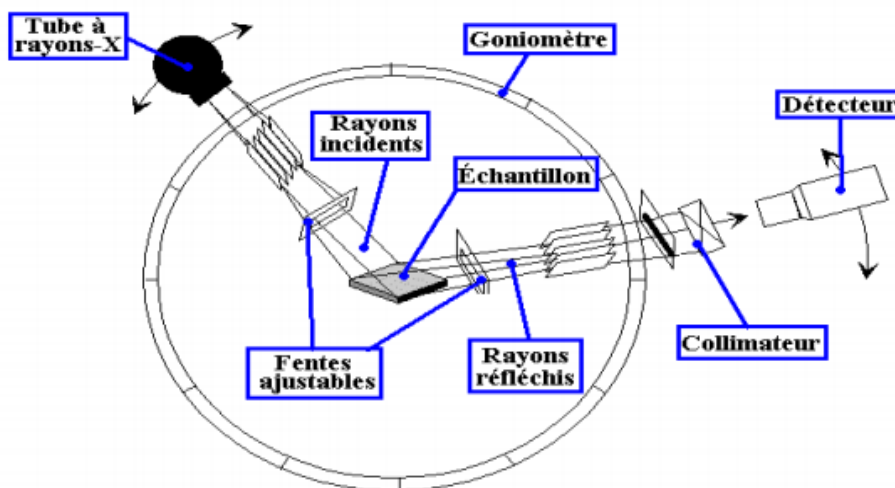


Figure II.1.15 : Schéma illustre le principe de la diffraction des rayons X [54]

II.1.6.2 Description de l'appareillage

L'appareil utilisé dans cette étude est le diffractomètre ULTIMAT IV montré dans la figure II.1.16, il consiste à faire diffracter les rayons X sur un échantillon solide, plat ou poudre.

L'ULTIMAT effectue des mesures rapides avec une grande vitesse de basculer entre une expérience à autre grâce à la combinaison de la technologie de croix optique de faisceau CBO et le bras de plan qui rend l'alignement entièrement automatique.



Figure II.1.16 : Diffractomètre ULTIMAT IV

II.1.6.3 La procédure de l'analyse par DRX

- ✓ Mettre la machine en marche avec la vérification des accessoires à l'intérieur dont les fentes de divergence et la lampe.
- ✓ Mettre l'échantillon sur le support.

Allez au logiciel pour procéder l'alignement avec l'enregistrement en respectant les étapes suivantes :

- On clique sur le bouton exécute pour déclencher la mesure.
- Pour le traitement d'analyse, le système est équipé d'un programme MAUD (Material Analysis Using Diffraction).
- Le rayonnement utilisé est celui du cuivre dont la longueur d'onde $\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 1.54056 \text{ \AA}$. L'ajustement des diffractogrammes a été effectué moyennant la méthode de Rietveld sur la base du MAUD

NB/ La méthode de Rietveld est une méthode d'analyse en diffraction des rayons X. Elle fut développée en 1969 par le cristallographe Néerlandais Hugo Rietveld. C'est une méthode sans étalon qui nécessite d'acquérir un diffractogramme sur une grande plage angulaire avec une bonne précision. Il s'agit d'une mesure longue avec un faible pas [55].

La méthode de Rietveld consiste à simuler un diffractogramme à partir d'un modèle cristallographique de l'échantillon, puis d'ajuster les paramètres de ce modèle afin que le diffractogramme simulé soit le plus proche possible du diffractogramme mesuré. Selon les propriétés auxquelles on s'intéresse et le nombre de paramètres à affiner, le logiciel peut être plus ou moins complexe. Cette méthode permet d'affiner plusieurs paramètres tel que :

- Paramètre de maille;
- Forme des pics (Gaussien ou Lorentzien);
- Bruit de fond (polynôme à cinq degrés),...etc.

L'utilisation de la méthode de diffraction des rayons X est d'une grande importance pour l'analyse des solides cristallins [56].

Non seulement, elle révèle la nature de la structure tel que paramètre cristallin et type de structure mais elle permet aussi de révéler d'autres détails tel que l'arrangement des atomes dans le cristal, la présence d'imperfections, l'orientation, la grosseur des grains et des cristallites, la dimension et la densité des précipités.

II.1.7 L'essai de traction

Dans le but de déterminer les courbes charge – déformation et les propriétés mécaniques des aciers objets d'étude, un essai de traction simple est effectué selon la méthode A (1) à température ambiante (21.3°C) dans la machine (ZWICK/ROELL) du laboratoire ALFAPIPE (figure II.1.17).



Figure II.1.17 : La machine de traction ZWICK/ROELL

II.1.7.1 Préparation des éprouvettes de traction

L'essai est réalisé sur des éprouvettes plates préparées selon la norme européenne ISO 6892-1.2019 (voir annexe B).

Le prélèvement et le découpage des éprouvettes a été réalisé dans le sens de laminage (L) de la bobine pour la tôle de $e=16\text{mm}$ par manque de matière selon les dimensions demandées (voir Figure II.1.19) et dans les 3 sens de laminage : longitudinale, transversale et à 45° pour l'éprouvette de $e=14\text{mm}$ (voir figure II.1.18).

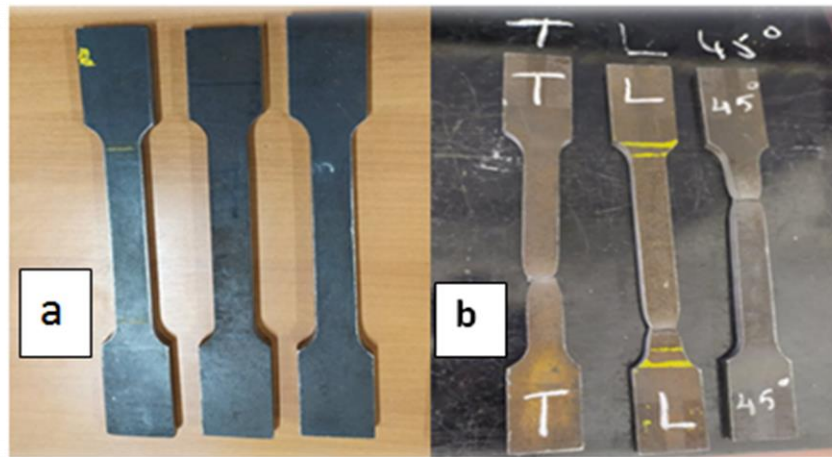


Figure II.1.18 : Éprouvettes d'épaisseur 14 mm, a-Avant traction, b-Après traction

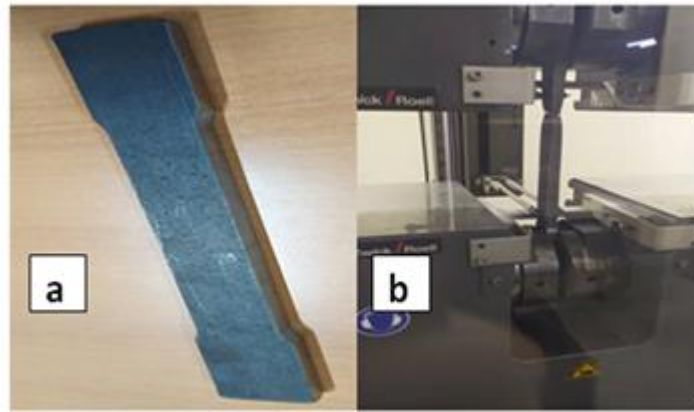


Figure II.1.19: Éprouvette d'épaisseur 16mm, a-Avant la traction, b-Après la traction

II.1.7.2 Procédure de l'essai de traction

- On place l'éprouvette entre les deux mâchoires de la machine de traction ;
- On fait entrer la valeur de l'épaisseur de l'éprouvette dans le logiciel qui gère la machine de traction ;
- On observe que la longueur de l'éprouvette augmente et après un certain temps l'éprouvette est rompue ;
- Au même temps la machine indique l'allongement à la rupture (%) et la résistance maximale supportable par l'éprouvette (résistance à la traction), les valeurs de la contrainte et d'allongement sont enregistrées sur le logiciel XPERT qui nous donne par la suite la courbe conventionnelle de traction (contrainte en fonction de l'allongement).

II.1.8 Essai de résilience

Les caractéristiques mécaniques déduites de l'essai de traction peuvent être insuffisante car des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite d'élasticité dans des conditions particulières, rendant le matériau à l'état fragile.

L'essai de résilience est un complément essentiel de l'essai de traction. Pour cela on a fait un essai de résilience CHARPY V dans le laboratoire de ALFAPIPE selon la norme Européenne ISO 148-1 à différentes plages de températures, cet essai nous a permet de :

- Chercher la température de transition de l'acier 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.

II.1.8.1 Principe de l'essai Charpy

L'essai consiste à déterminer la résistance aux chocs des métaux, ou résilience KCU ou KCV. Il s'agit, dans cet essai, de rompre au moyen d'un mouton pendule une éprouvette entaillée et de mesurer l'énergie absorbée W . L'énergie de flexion par chocs permet de caractériser la ductilité de l'acier et sa sensibilité à la rupture fragile en fonction de la température, le risque étant amplifié aux basses températures. Elle sert de référence pour définir des qualités d'acier normalisé (voir figure II.1.20) [57].

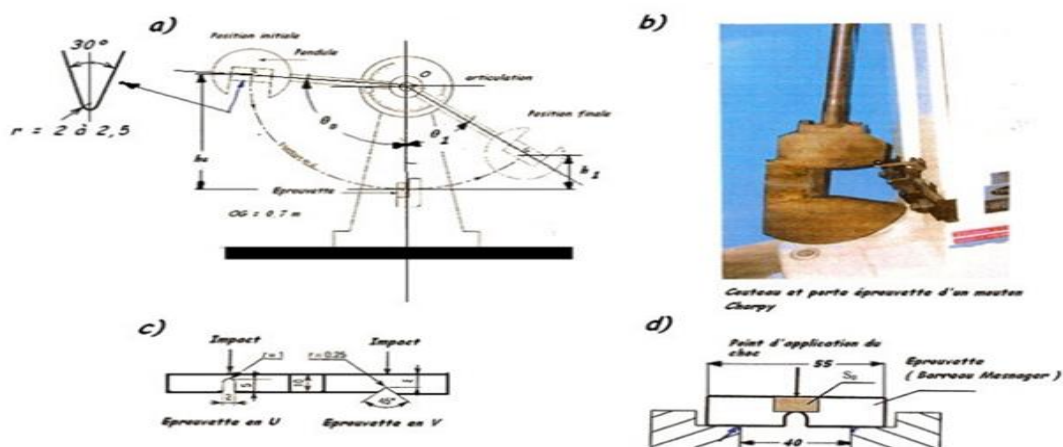


Figure II.1.20: Schéma illustre l'essai de résilience [57]

Calcul de l'énergie de flexion par choc KC (V/U)**L'énergie initiale :**

$$W_o = M.g \times h_o = 294 \text{ Joules (normalisée) II.1.7}$$

L'énergie résiduelle :

$$W_r = M.g \times h_1 \text{ II.1.8}$$

L'énergie absorbée:

$$W = W_o - W_r = (M.g \times h_o) - (M. g \times h_1) = M. g (h_o - h_1) \text{II.1.9}$$

Avec :

W : l'énergie absorbée exprimée en Joules (J) ou Nm**M** : masse en kg**G** : la gravité 9,81**h_o** et **h₁** : hauteur initiale et finale en mètre

D'où :

$$KC = \frac{M.g (h_o - h_1)}{S} = \frac{\text{Energie absorbée}}{\text{Section rompue}} = \text{J/cm}^2 \text{II.1.10}$$

II.1.8.2 Préparation des éprouvettes de résilience

Les éprouvettes ont été prélevées de deux tôles de fer plat avec des épaisseurs de 14 mm et 16 mm, découpés dans l'atelier Maghribien de maintenance de SIDER. L'entaille v des éprouvettes est réalisée dans ALFAPIPE dont les tolérances sont choisies selon la norme européenne ISO148-1.

On a préparé 32 éprouvettes pour l'épaisseur 14mm et seulement 9 éprouvettes pour l'épaisseur 16 mm car il y a un manque de fer plat pour cette épaisseur. La figure ci-dessous illustre les dimensions choisies pour les éprouvettes de résilience.

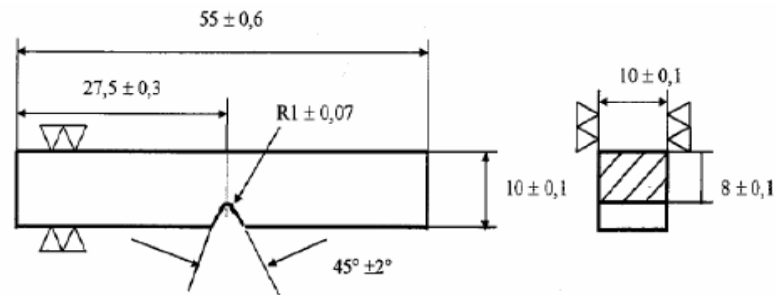


Figure II.1.21 : Les dimensions de l'éprouvette de résilience selon la norme EN-ISO 148-1

II.1.8.3 Description de l'appareillage

Le mouton pendule PSW 750 (750 Joule) montré dans la figure II.1.22 peut être utilisé pour réaliser des essais sur métaux selon Charpy, Izod, Brugger, traction-choc et impact au coin selon les normes DIN, EN, ASTM, ISO et BS les plus fréquemment utilisées. Un appareil prêt à fonctionner comprend :

- Appareil de base, déclenchement du marteau pendulaire électromagnétique, levage pendulaire par électromoteur, dispositif de protection électrique et boîtier de protection
- Mortier de jointoiement et chevilles à haute résistance
- Armature en acier ou base en béton
- Accessoires spécifiques à l'essai, tels que l'étau de choc, support, tige de pendule avec marteau, pince à éprouvettes pour éprouvettes Charpy
- Pièces d'usure, telles que les pied-droit et pannes
- Accessoires optionnels, tels que l'équipement PC ou le dispositif de thermorégulation (voir figure II.1.23)

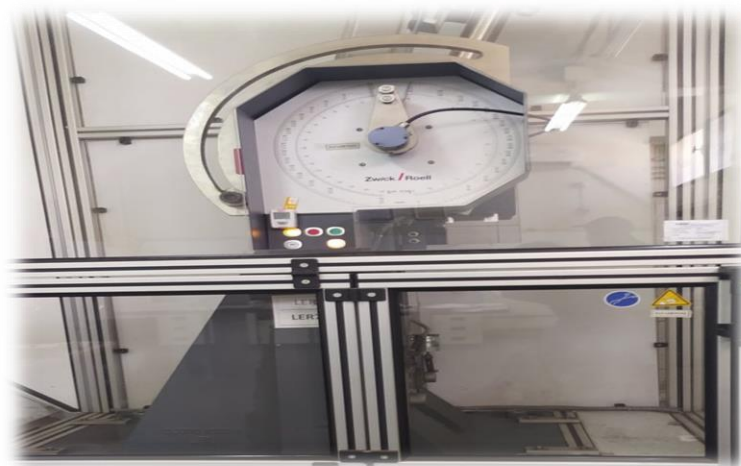


Figure II.1.22 : La machine de résilience ZWICK/ROELL PSW750 de ALFAPIPE

II.1.8.4 Procédure de l'essai de résilience

On procède à la rupture par choc à différentes Températures d'éprouvettes de flexion, on met les éprouvettes dans un thermorégulateur puis on les place à l'intérieur du mouton pendule lorsque on atteint la température voulue pour les rompre. Les valeurs ont été affichées dans le PC, on a exploité ces valeurs pour établir les courbes de transition ductile-fragile avec l'EXCEL. La figure II.1.24 montre les éprouvettes avant et après l'essai.



Figure II.1.23: Le thermorégulateur réglé de -70°C jusqu'à 40 °C avec des paliers de 5 ou 10°C.

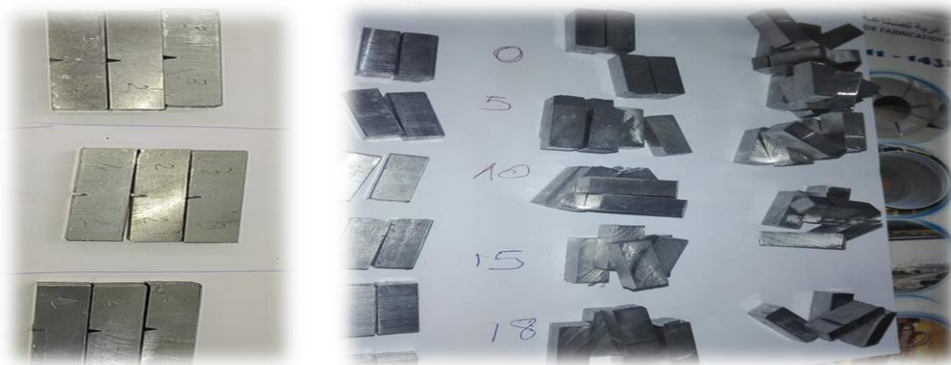


Figure II.1.24: Les éprouvettes de résilience avant et après l'essai du choc à la rupture

*Chapitre II.2 : Résultats et
interprétations*

II.2.1 Introduction

Après la réalisation des essais mécaniques, une analyse chimique et une étude métallographique pour la caractérisation du matériau d'étude, dans ce chapitre nous avons présenté et interprété les résultats obtenus.

II.2.2 La composition chimique

II.2.2.1 Présentation des résultats

Le tableau II.2.1 englobe la composition chimique visée, la composition chimique obtenue sur coulée et la composition chimique sur tôles laminées pour les épaisseurs 14 mm et 16mm.

Tableau II.2.1 : Composition visée, sur coulée et réelle de l'acier étudié

Element chimique	Composition chimique visée	Composition chimique sur coulée	Composition chimique réelle obtenue par l'analyse spectrale
C%	0.05-0.08	0.08	0.0852
Mn%	0.7-1	0.81	0.7821
Si%	0.03 (max)	0.03	0.02414
P%	0.025(max)	0.025	0.0095
S%	0.025(max)	0.025	0.01009
Cu%		0.044	0.0450
Al%	0.02-0.06	0.036	0.0749
Ti%	0.04-0.06	0.031	0.02853
Nb%	0.05-0.07	0.068	0.06270
Ni%		0.011	0.01010
Cr%		0.021	0.01838
Mo%		0.006	0.00303
V%	0.04-0.07	0.067	0.05901
Sn%		0.002	0.00114
B%			0.00031
W%			0.00178
Fe%		98.8	98.8094
N%			0.01227
Co%			0.00035

II.2.2.2 Interprétation des analyses chimiques

D'après les résultats, il s'agit d'un acier à très bas carbone (0.08%)

Avec :

$C_{\text{éq}} = 0.13$ calculé par la formule suivante :

$$P_{\text{cm}} = C + \text{Si} / 30 + (\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}) / 20 + \text{Ni} / 60 + \text{Mo} / 15 + \text{V} / 10 + 5\text{B} \dots \dots \dots \text{II.2.1}$$

Cette teneur assure une bonne ductilité et une aptitude au soudage par les différentes techniques.

❖ On remarque que les taux du manganèse et du silicium se trouvent dans les limites très inférieures exigées par la norme des aciers à haut limite élastique de type S355MC, S420MC (voir annexe C), $\text{Mn} (\%) = 0.78 < 1.5$, $\text{Si} (\%) = 0.024 < 0.5$.

❖ Après traitement thermique, ces éléments devraient offrir un bon allongement élastique et une meilleure résilience. La faible teneur de ces deux éléments rentre dans le choix de SIDER pour un matériau prédestiné à la galvanisation par immersion à chaud (S500MC).

❖ L'analyse donne un faible taux de phosphore $\text{P} (\%) = 0.0095 \ll 0.025$ ce qui est favorable pour la qualité de l'acier. Le phosphore augmente fortement la trempabilité, la résistance à la corrosion et contribue à la fragilité de revenu mais aussi c'est un élément très dommageable pour les aciers.

❖ Taux d'addition de l'aluminium est $0.08 \% > 0.015 \%$ doit être choisi en fonction des effets recherchés : fixation de l'oxygène, influence sur la morphologie des sulfures ou précipitation éventuelle de nitrure d'Al.

❖ $\text{Ti} (\%) = 0.028 \ll 0.15$, cet élément fournit un durcissement par précipitation et contrôle la forme des sulfures. Moins de 0.025% de Ti peut contrôler le grossissement du grain austénitique par la formation des nitrures et carbonitride mais des gros précipités de nitrures qui ne se redissolvent pas donc la fragilisation est difficile à éviter. Il est aussi rajouté pour son effet bénéfique sur l'élimination de certains défauts de surface sur brame tels que les criques de section.

❖ Le faible taux de soufre $\text{S} (\%) = 0.01 < 0.015$ est positif pour la qualité de l'acier : Comme la forme des inclusions à base de sulfures a une influence sur l'aptitude à froid des produits, on diminue le taux du soufre par l'ajout des éléments de terre rare (Or, Ce.), de Zr, de Ca ou du Ti.

❖ $\text{Nb} (\%) = 0.06 < 0.09$: forme des carbonitrides riches en carbone et empêchent le grossissement des grains d'austénite. Il est le plus efficace pour freiner la recristallisation, pour cela il est l'élément d'alliage le plus important ajouté dans le laminage contrôlé.

❖ $\text{V} (\%) = 0.06 < 0.2$: il empêche le grossissement des grains d'austénite car il forme des nitrures très durcissant alors que son excès après épuisement de l'azote, constitue des carbures moins durcissant. On a donc intérêt à utiliser le vanadium en présence d'une teneur en azote libre suffisante.

❖ On note $\text{N} (\%) = 0.012$, élément essentiel dans la formation des carbonitrides.

II.2.3 Dureté et micro dureté

II.2.3.1 Présentation des résultats

Les tableaux II.2.2 et II.2.3 représentent les valeurs de dureté ROCKWELL et dureté VIKERS respectivement obtenus pour les 2 épaisseurs 14mm et 16mm.

Tableau II.2.2 : Les résultats de l'essai de dureté

Dureté (HRB) Echantillon	Essai 1	Essai 2	Essai 3	Dureté moyenne
Epaisseur 16 mm	90	91	92	91
Epaisseur 14 mm	97	97	98	97.33

Tableau II.2.3 : Résultats de micro dureté Vickers pour les épaisseurs 14mm et 16mm

Echantillon	Hv ₅		
Epaisseur 14 mm	200	206	201
Epaisseur 16 mm	185	185	187

II.2.3.2 Interprétation des résultats

- ❖ On remarque que les valeurs de dureté Rockwell et Vickers sont très élevées pour des aciers à bas carbone ($C_{eq} = 0.13$), ceci revient à l'effet durcissant des micros constituants par les phénomènes de durcissement par solution solide, précipitation et affinement des grains.
- ❖ On remarque que la dureté de la tôle d'épaisseur 14 mm est plus importante que celle de l'épaisseur 16 mm, ceci est expliqué par le durcissement par affinement des grains de l'acier pendant le laminage thermomécanique (le taux de réduction).
- ❖ Concernant la micro dureté Vickers, l'empreinte du pénétrateur pour la charge de 5Kgf avec le grossissement de 40 fois (le plus grand grossissement de l'appareil) ne nous a pas permis de déterminer la dureté des phases existantes.

II.2.4 Etude métallographique

II.2.4.1 Présentation des résultats de l'observation par le microscope optique

Les figures (II.2.1 et II.2.2) représentent les microstructures observées par le microscope optique avec des grossissements de $200\times$ et $500\times$ pour les deux échantillons d'épaisseurs 14 mm et 16mm.

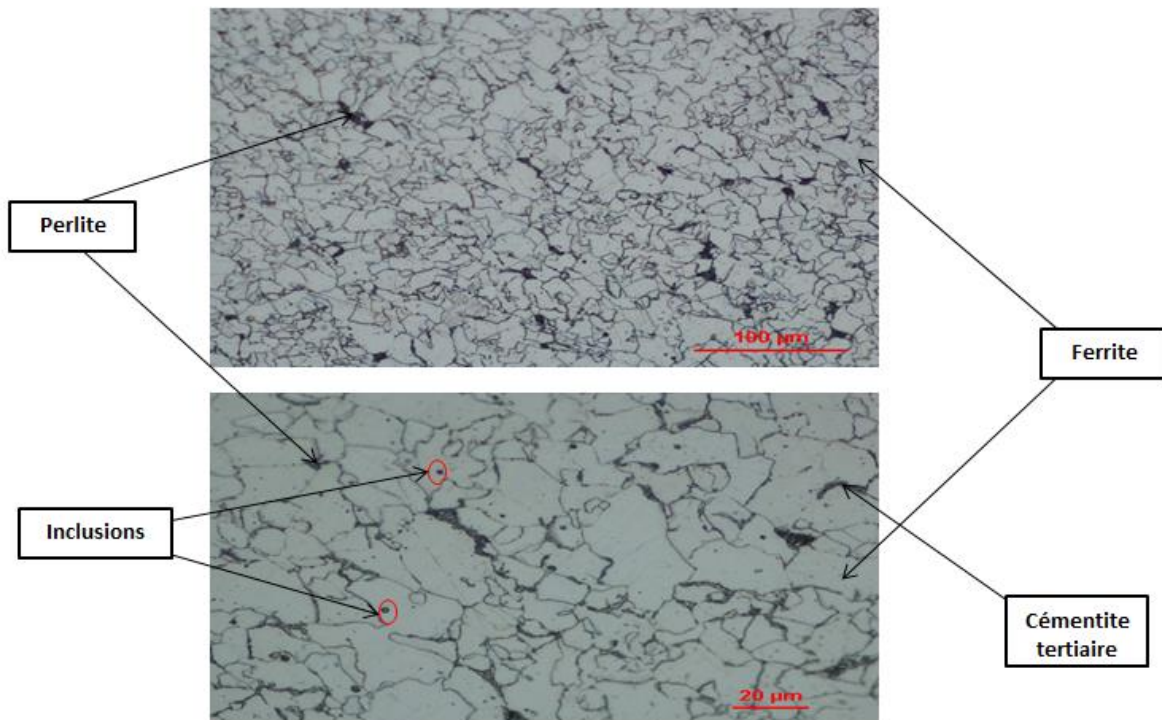


Figure II.2.1 : La microstructure observée par le microscope optique de l'acier d'épaisseur 14mm

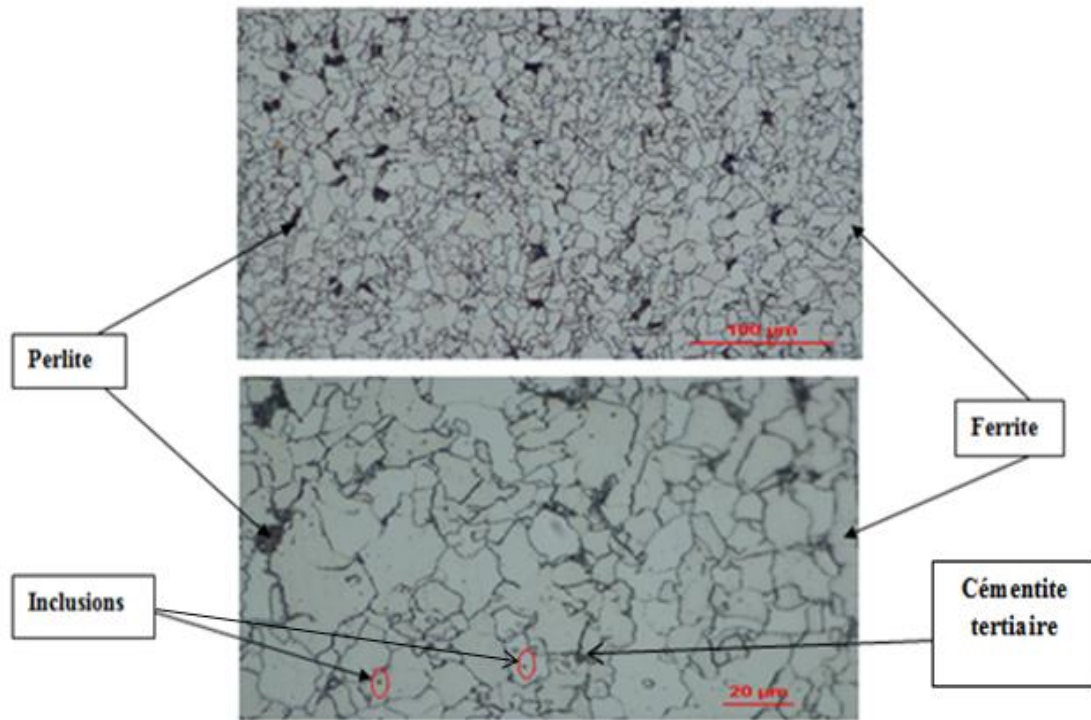


Figure II.2.2 : La microstructure observée par le microscope optique de l'acier d'épaisseur 16mm

II.2.4.2 Présentation des résultats de la taille des grains

Le tableau II.2.4 représente les valeurs de l'indice G, le diamètre moyen et la surface moyenne des grains obtenus pour les 2 épaisseurs 14mm et 16mm.

Tableau II.2.4 : Résultats de la taille des grains des échantillons de 14 mm et 16 mm d'épaisseur

	Indice G	Le diamètre moyen \bar{d} (mm)	La surface moyenne \bar{a}(mm²)
Epaisseur 16mm	10.3	0.011	0.00012
Epaisseur 14 mm	11.3	0.007	0.00006

II.2.4.3 Interprétation des résultats

- On remarque que les deux échantillons ont une structure ferritique hétérogène à grains fins légèrement allongés dans le sens de laminage avec des îlots de perlite et des traces de la cémentite tertiaire.
 - On voit aussi la présence de quelques inclusions non métalliques (scorie).
 - Les conditions opératoires notamment le grossissement du microscope et l'attaque chimique utilisés ne permettent pas de révéler les phases secondaires qui sont les carbures, les nitrures et les carbonitrures.
- ❖ D'après les résultats de la taille des grains présentés dans le tableau 5.4, on a trouvé que les aciers de l'épaisseur de 14 mm sont plus fins que ceux de l'épaisseur de 16mm. Cela dû à la différence des paramètres de laminage des deux épaisseurs (le taux de la réduction).

II.2.5 L'analyse des phases par DRX

II.2.5.1 Présentation des résultats

La figure II.2.3 et les tableaux II.2.5 et II.2.6 ci-dessous présentent les résultats obtenus de l'analyse des phases par DRX

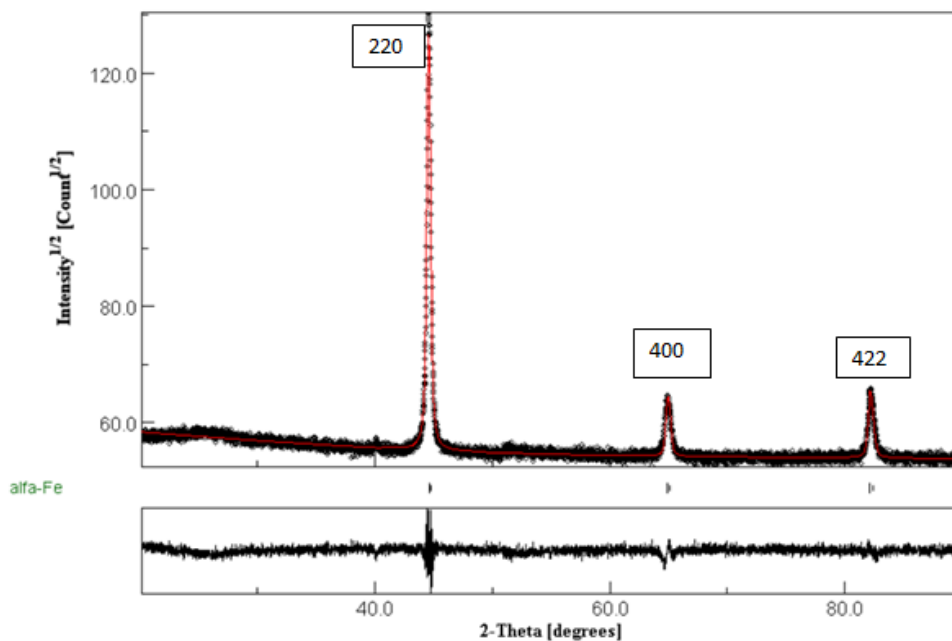


Figure II.2.3 : Affinement Rietveld de l'acier étudié

Tableau II.2.5 : Les données de l'analyse des pics

Les pics	L'angle de bragg (2θ°)	Largeur du pic à mi-hauteur (°)	La validation de l'identification selon	Les plans diffractants pour chaque pic		
				h	k	L
1	44.6434	0.0787	03-065-7753 03-065-8928	2	2	0
2	64.984	0.3936	03-065-7753	4	0	0
3	82.1792	0.3149	03-065-7753	4	2	2

Tableau II.2.6 : Les paramètres cristallographiques révélés par l'analyse de DRX

Système cristallin	Paramètres de la maille (Å°)			Angles entre les axes principaux de la maille (°)			Volume de la maille (10 ⁶ pm ³)	La densité (g/cm ³)	La taille des cristallites (µm)	Micro-contraintes
	a	b	c	α	B	γ				
Cubique centré	2.8676	2.8676	2.8676	90	90	90	23.58	7.89	731.5961	0.0013050644

II.2.5.3 Interprétation des résultats

- ✓ Le spectre de diffraction X enregistré sur l'acier étudié est présenté sur la figure II.2.3. Sur le diffractogramme sont mis en évidence les pics de diffraction des principales phases composant l'acier étudié. L'affinement Rietveld met en évidence la présence d'une phase majoritaire représentée par la ferrite. Cette dernière représente la ferrite libre et la ferrite entrant dans la composition de l'agrégat perlitique.
- ✓ La maille élémentaire idéale de la ferrite est cubique centrée et de paramètre cristallin « a » = 2.886 Å°. Comparativement au résultat obtenu, la ferrite décelée par diffraction des rayons X présente un paramètre de maille moindre égale à 2.8676 Å° qui exprime une compression de la maille et des cristallites dont la taille est de l'ordre de 740.8476 Å° avec des micro-contraintes évaluées à 0.0013141665.

II.2.6 L’essai de traction

II.2.6.1 Présentation des résultats

Le tableau II.2.7 et les figures II.2.4 et II.2.5 représentent les résultats de l’essai de traction.

Tableau II.2.7 : Résultats de l’essai de traction

Les résultats Dimension/sens de l’éprouvette	Module de young (GPa)	Limite élastique Rp0.2(Mpa)	La résistance à la traction Rm(Mpa)	L’allongement à la rupture Ar(%)
Epaisseur 14mm/sens L	203	448	573.1	13.4
Epaisseur 14mm/sens T	205	483	595.5	12
Epaisseur 14mm/sens 45°	207	470	568	11.4
Epaisseur 16mm/sens L	201	384	510.7	20

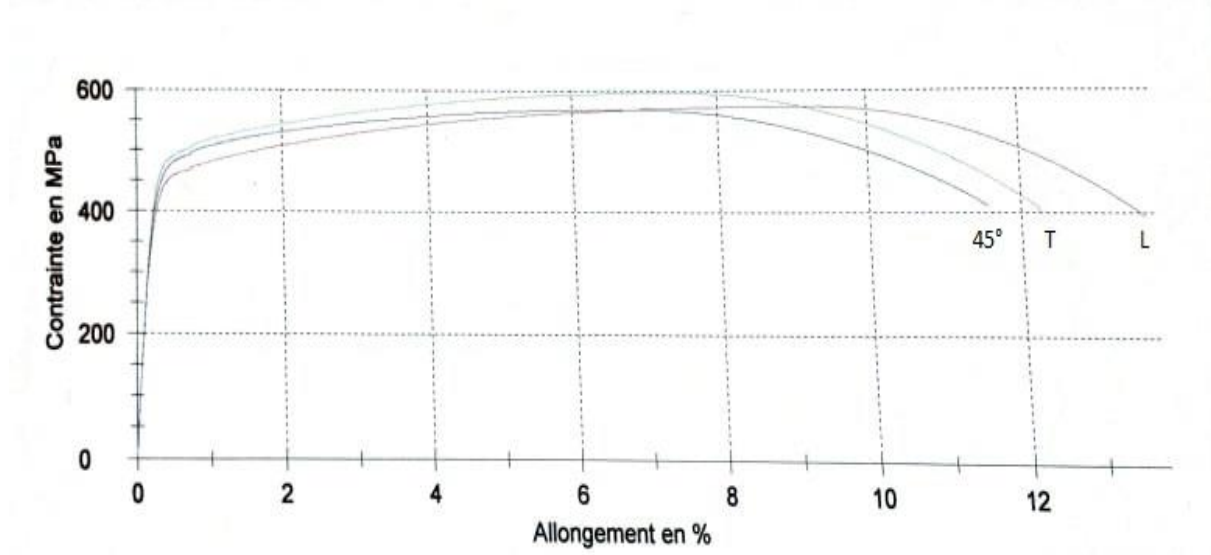


Figure II.2.4 : La courbe conventionnelle de l’essai de traction pour les éprouvettes d’épaisseur 14mm dans les 3 sens de laminage (L, T et à 45°)

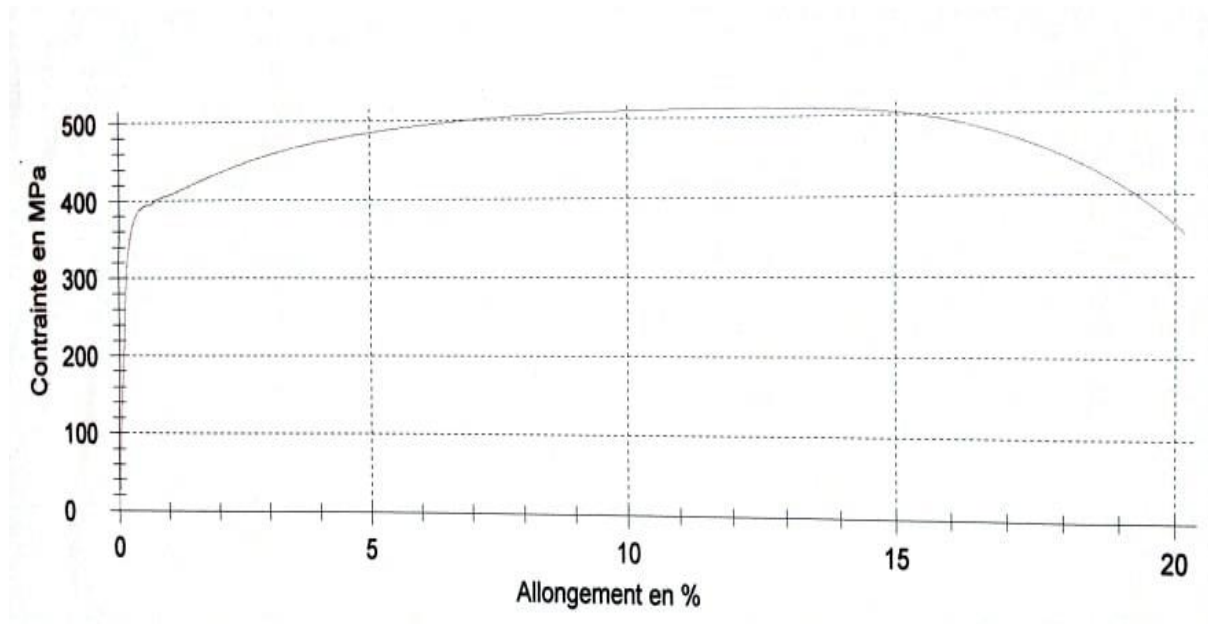


Figure II.2.5 : La courbe conventionnelle de l'essai de traction pour l'éprouvette d'épaisseur 16mm prélevée dans le sens longitudinal

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.

II.2.6.2 Interprétation des résultats

-Les valeurs des résultats de l'essai de traction (voir le tableau II.2.7) confirment le grade de (S420MC) pour l'épaisseur 14mm ($R_{p0.2L} = 448$ MPa, $R_m = 573.1$ MPa, $A_r\% = 13.4$) et le grade (S355MC) pour l'épaisseur 16mm ($R_e = 384$ MPa, $R_m = 510.7$ MPa, $A_r\% = 20$).

-Les valeurs de la limite élastique selon le sens de prélèvement des éprouvettes (L, T, 45°) égalent à (448MPa, 483MPa, 470MPa). Malgré qu'un acier laminé à chaud est un acier isotrope, l'acier S420MC définit une légère anisotropie due essentiellement à l'allongement des grains dans le sens de laminage influencé par l'effet du niobium, la vitesse de laminage, la température entrée finisseuse et le refroidissement accéléré à la sortie des cages de finisseuse. Par manque de matière, l'essai de traction a été réalisé uniquement dans le sens longitudinal pour l'épaisseur 16mm, bien que la structure de l'acier S355MC (voir figure II.2.2) confirme aussi une légère anisotropie.

-Les valeurs de la limite élastique dans le sens transversal sont légèrement supérieures à celles du sens longitudinal suite à la notion des barrières (joins de grains) ou les mouvements des dislocations.

-Les valeurs de l'allongement sont légèrement inférieures aux valeurs normalisées suite aux faibles teneurs en silicium et manganèse (acier prédestiné à la galvanisation).

II.2.7 La résilience

II.2.7.1 Présentation des résultats

Les résultats pour les deux épaisseurs sont présentés dans les tableaux II.2.8 et II.2.9, ces derniers nous a permis de tracer les courbes de l'énergie absorbé en fonction de la température (voir figures II.2.6 et II.2.7).

Tableau II.2.8: Les résultats de l'essai de résilience pour l'échantillon d'épaisseur 16 mm

La température (°C)	L'énergie de choc absorbé W (J)	La résilience KCV (KJ/m ²)
-70	3	43
-60	3	43
-50	4	47
-40	5	61
-20	10	120
0	14	173
10	23	289
20	33	414
30	45	588

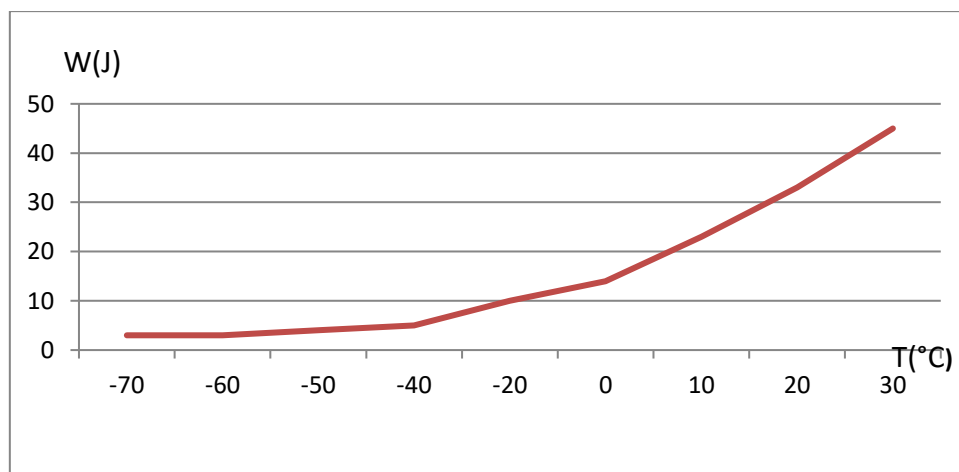


Figure II.2.6 : La courbe de l'énergie de choc absorbé en fonction de température de l'échantillon d'épaisseur 16 mm qui montre le domaine fragile.

Tableau II.2.9 : Les résultats de l'essai de résilience pour l'échantillon d'épaisseur 14 mm

Température (C°)	L'énergie de choc absorbé W (J)	La résilience KCV (KJ/m ²)
-70	3	35
-60	3	35
-50	4	53
-40	5	68
-30	6	69
-30	6	72
-20	7	81
-10	9	108
0	7	90
5	8	100
5	12	150
5	12	148
10	12	152
10	13	161
10	14	175
20	13	166
20	16	196
20	13	167
30	19	234
30	21	264
30	18	26
35	29	368
35	31	392

35	31	391
40	33	411
40	40	495
40	44	546
45	49	609
45	56	700
45	57	718
50	57	716

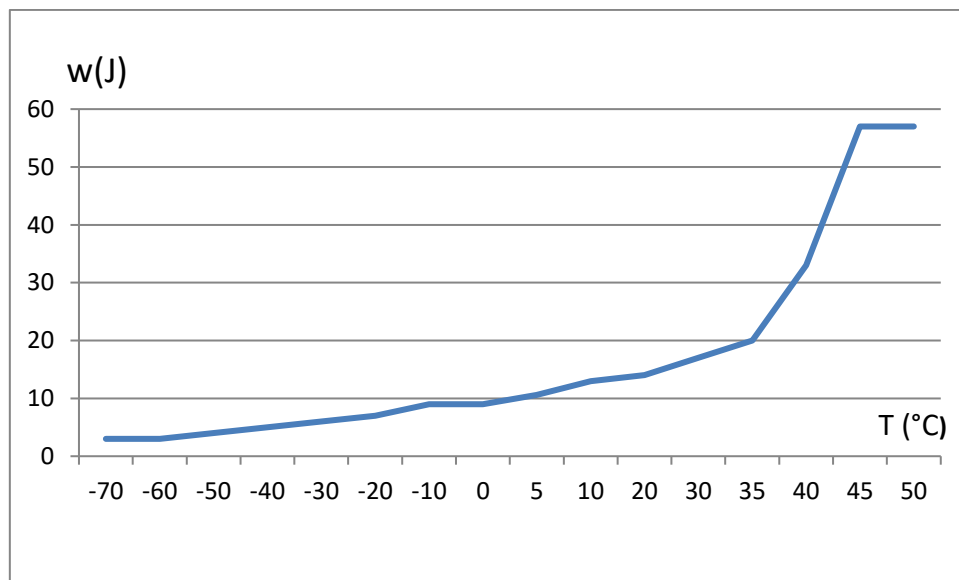


Figure II.2.7: La courbe de l'énergie de choc absorbée en fonction de température de l'échantillon d'épaisseur 14 mm qui montre la transition fragile-ductile de l'acier S355MC

II.2.7.2 Interprétation des résultats

A partir des deux courbes, on a obtenu les résultats suivants :

- ❖ L'énergie absorbée pour rompre les éprouvettes augmente progressivement avec l'augmentation de la température.
- ❖ Le domaine de rupture fragile commence pour les deux nuances à partir de -60°C , au-dessous de cette température l'acier devient trop fragile.

- ❖ Domaine de rupture ductile : à haut température qui est supérieure à 50°C.
- ❖ La température de transition (un paramètre technique capital pour le choix des matériaux à froid) : 30°C pour l'épaisseur 14 mm
- ❖ Selon la norme européenne ISO 10149-2 la valeur minimale de l'énergie à la rupture étant de 40 J à -20 °C et 27J à -40°C ; Mais dans notre cas l'énergie est 7 J à -20°C et 5 J à -40 °C pour l'épaisseur 14 mm, 10 J à -20°C et 5J à -40 °C pour l'épaisseur de 16 mm ceci est dû probablement à la basse teneur en Mn et Si.

*Chapitre II.3 : Contrôle des paramètres de
laminage thermomécanique des nuances
S355MC et S420MC*



Chapitre II.3 Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC

II.3.1 Introduction

La structure métallographique et les propriétés mécaniques et dimensionnelles de l'acier étudié soumis au laminage contrôlé sont fortement influencées par les paramètres du processus thermomécanique.

Dans cette partie nous avons étudié certains paramètres clés de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC laminés à chaud au niveau de SIDER pour des épaisseurs de 16 mm et 14 mm respectivement, en se basant sur les données mentionnées dans les plans de passe qui sont capturés dans le niveau 2 durant le laminage. Les paramètres qui nous intéressent sont :

- Le taux de réduction ;
- La vitesse de laminage ;
- La température (de chauffage, de début et de fin de déformation, de refroidissement et de bobinage).

II.3.2 Paramètres de chauffage

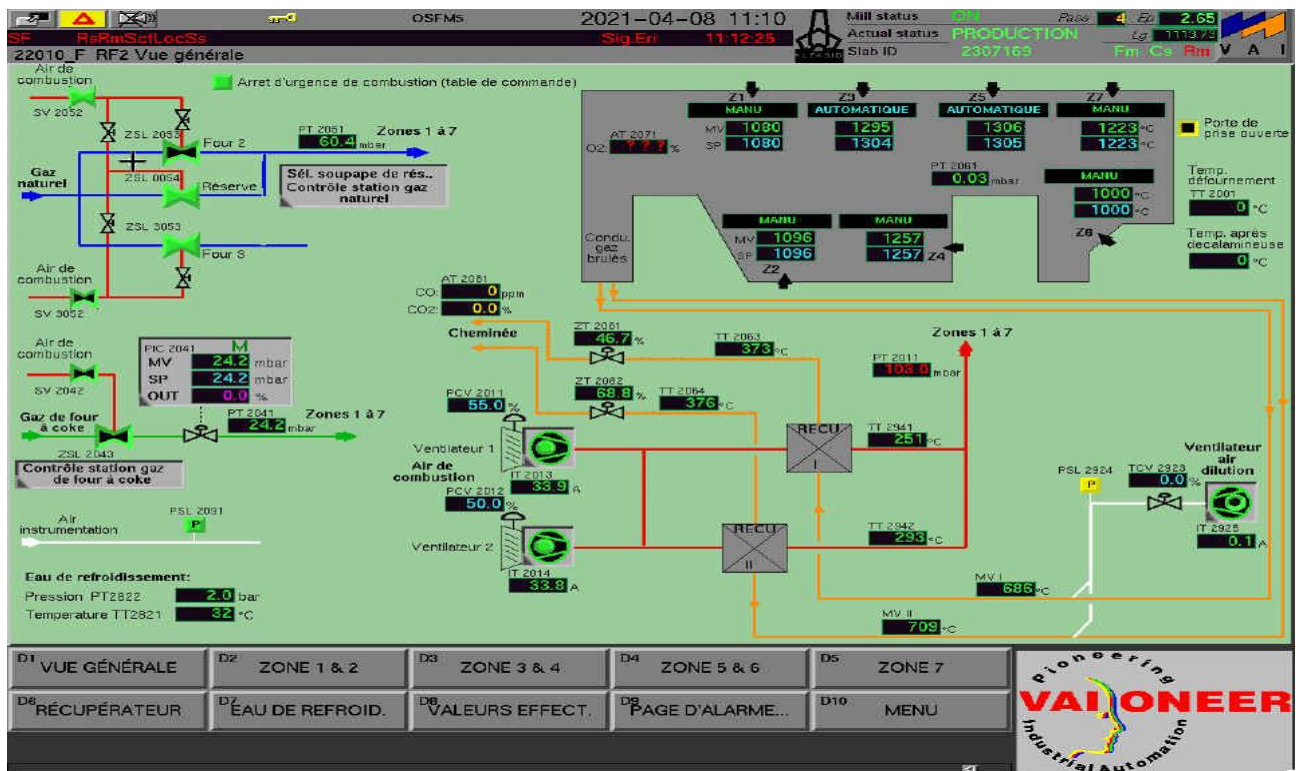


Figure II.3.1 : Vue générale du four

Chapitre II.3 Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC

Tableau II.3.1 : La répartition des températures de chauffage dans les zones du four

Zones du four	1	2	3	4	5	6	7
Températures (°C)	1080	1096	1295	1257	1306	1000	1306

La figure II.3.1 et le tableau II.3.1 illustrent les températures de chauffage au niveau de chaque zone du four.

Ces valeurs assurent à la fois la malléabilité de l'acier nécessaire pour faciliter sa déformation pendant le laminage et garantissent la mise en solution de tous les éléments d'alliage. Il est important de garantir ces températures pour assurer le contrôle de la taille des grains et la recristallisation durant tout le processus de laminage thermomécanique.

On note aussi que les carbures, les nitrures et les carbonitrures ont un effet retardatif sur le grossissement des grains jusqu'à une température voisine de 1000°C. Notant que la température de défournement est de l'ordre de 1290.5°C.

II.3.3 Paramètres de dégrossissage

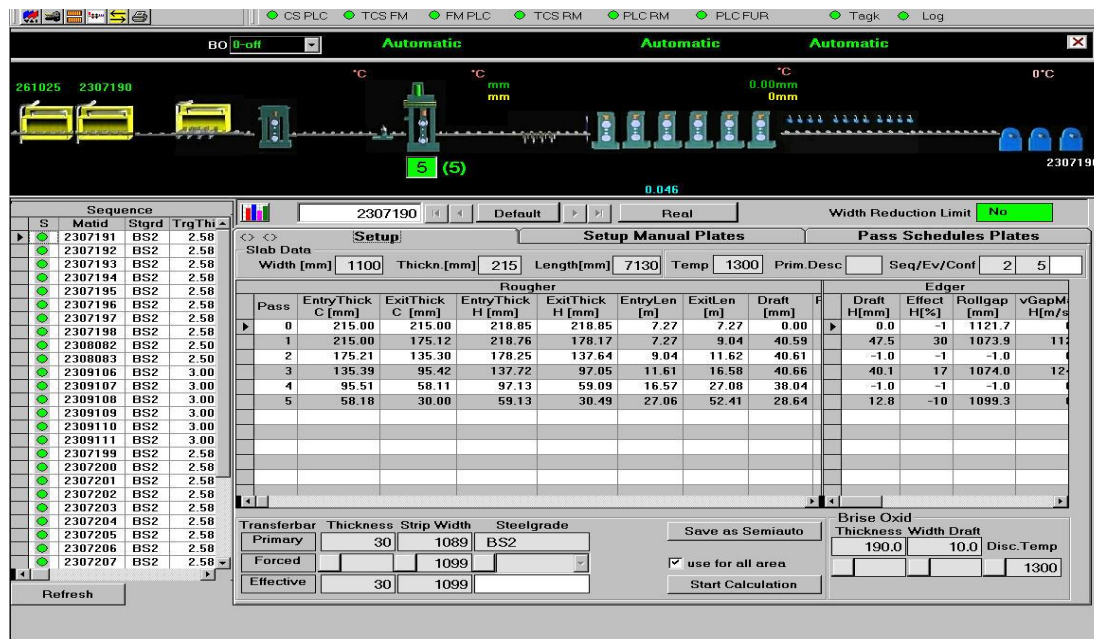


Figure II.3.2 : Le plan de passe du train dégrossisseur (quarto réversible)

Tableau II.3.2 : Les paramètres clés de laminage thermomécanique au niveau du train dégrossisseur

Paramètres clés Passes	Epaisseur d'entrée (mm)	Epaisseur de sortie (mm)	Taux de réduction ϵ_n (%)	Température d'entrée (°C)	Température de sortie(°C)	Vitesse de laminage (m/s)	Effort de laminage (KN)
1	217	174.81	19.44	1267	1262	1	8265
2	174.73	132.55	24.14	1256	1252	1.5	10131
3	132.63	90.60	31.68	1244	1241	2	12707
4	90.65	56.27	37.92	1228	1224	2	14068
5	56.37	30	46.78	1193	1188	2	16861

Chapitre II.3 Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC

Le Tableau II.3.2 et la figure II.3.2 englobent certains paramètres clés de laminage thermomécanique au niveau de la zone dégrossisseur

On note les remarques suivantes :

- ❖ Le taux de réduction global dans le quarts réversible est de 86.17% ;
- ❖ Les valeurs du taux de réduction s'augmentent progressivement d'une passe à une autre tandis que les valeurs de la réduction se diminuent progressivement, c'est une évolution qui nous assure un angle d'entraînement voisine de 17° pour faciliter l'engagement de la tôle entre les cylindres et équilibrer l'effort sur les cinq passes ;
- ❖ Les vitesses de laminage pour les 5 passes ne sont pas celles calculées par le niveau 2, suite à des problèmes techniques liées à l'installation, ils sont supérieurs à celles présentées dans le tableau II.3.2, ces vitesses doivent garantir le minimum de différence de température entre le début et la fin de la tôle laminée ;
- ❖ Durant les 5 passes, les phénomènes qui se déroulent sont : la déformation (écrouissage), la germination et la croissance, mais les températures durant tout le processus de dégrossissage n'assurent pas la précipitation des carbures, des nitrures et des carbonitrures.

II.3.4 Paramètres de finisseuse



Figure II.3.3 : Plan de passe au niveau du train finisseur pour l'épaisseur 16 mm

Chapitre II.3 Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC



Figure II.3.4 : Plan de passe au niveau du train finisseur pour l'épaisseur 14mm

Tableau II.3.3 : Les paramètres clés au niveau du train finisseur pour les deux épaisseurs

Paramètres clés	Epaisseur d'entrée(mm)		Epaisseur de sortie (mm)		Taux de réduction ϵ_h (%)		Vitesse de laminage (m/s)		Effort de laminage(KN)		Températures de sortie (C°)	
	Ep14	Ep16	Ep14	Ep16	Ep14	Ep16	Ep14	Ep16	Ep14	Ep16	Ep14	Ep16
1	30	30	23.44	24.54	21.86	18.2	1.28	1.31	12013	10896	985	978
2	23.44	24.54	17.69	19.48	24.53	20.61	1.69	1.65	10139	9230	970	963
3	17.69	19.48	17.69	19.48	0	0	1.79	1.73	0	0	963	957
4	17.69	19.48	15.33	17.29	13.34	11.24	2	1.89	8952	8314	948	942
5	15.33	17.29	15.33	17.29	0	0	2.07	1.95	0	0	942	936
6	15.33	17.29	14.14	16.16	7.76	6.53	2.02	2.05	7202	6762	927	923

Chapitre II.3 Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC

Les figures II.3.3 /II.3.4 et le tableau II.3.3 englobent certains paramètres clés au niveau des cages finisseuses pour des tôles laminées aux épaisseurs 14mm et 16mm.

On note les remarques suivantes :

- ❖ La température de l'entrée de la bande dans les cages de finisseuse est 1055 °C pour l'épaisseur 16mm et 1065 °C pour l'épaisseur 14mm.
- ❖ Le taux de réduction globale est de l'ordre de 52.68 % pour la tôle d'épaisseur 14mm et 46.13% pour la tôle d'épaisseur 16mm.
- ❖ Les températures visées de la dernière déformation sont [855°C - 905°C] pour les deux épaisseurs.
- ❖ Le laminage a été réalisé avec une accélération de 0.009, cette valeur permet de garantir une homogénéité de température entre le début et la fin de la bobine.
- ❖ Les épaisseurs 14mm et 16mm ont été réalisées à partir d'un laminage de 4 cages ou les cages 3 et 5 ont été exclues.
- ❖ Il est probable que la précipitation des carbures et carbonitrides ait eu lieu entre le quarto réversible et le train finisseur selon la variation de la température de 1188°C à 1055°C/1065°C, ou bien entre la première et la quatrième cage, car la précipitation du Nb et Ti se passe entre 1000°C et 950°C selon la théorie.
- ❖ Le début de germination des nouveaux grains autour des carbures à partir de la 3^{ème} cage puisque la température voisine de 950 °C (voir figure 1.6).
- ❖ La température de la fin de laminage est 914°C et 918°C pour les épaisseurs 16 mm et 14 mm respectivement n'assure pas la fin de croissance des nouveaux grains formés durant la germination dans la dernière cage.
- ❖ Pendant la rénovation du laminoir à chaud en 2001, il a été décidé que pour les aciers HLE, le niveau 2 passera vers le calcul thermomécanique où la température de l'entrée du train finisseur est très importante. Il avait prévu un système d'oscillations qui permet l'atteinte de cette température juste avant la cisaille volante.
Le but de cette opération est d'assurer que la précipitation aura lieu avant la déformation afin d'avoir une bonne texture (fine et homogène). Ce programme n'est plus en fonctionnement.
- ❖ Le calcul mathématique nous donne un laminage avec des vitesses inférieures à 1.4m/s ; cette vitesse permet le déroulement du phénomène de recristallisation mais suite aux problèmes techniques sur équipements, les deux épaisseurs ont été laminées avec des vitesses données dans les tableaux précédents.

II.3.5 paramètres de refroidissement

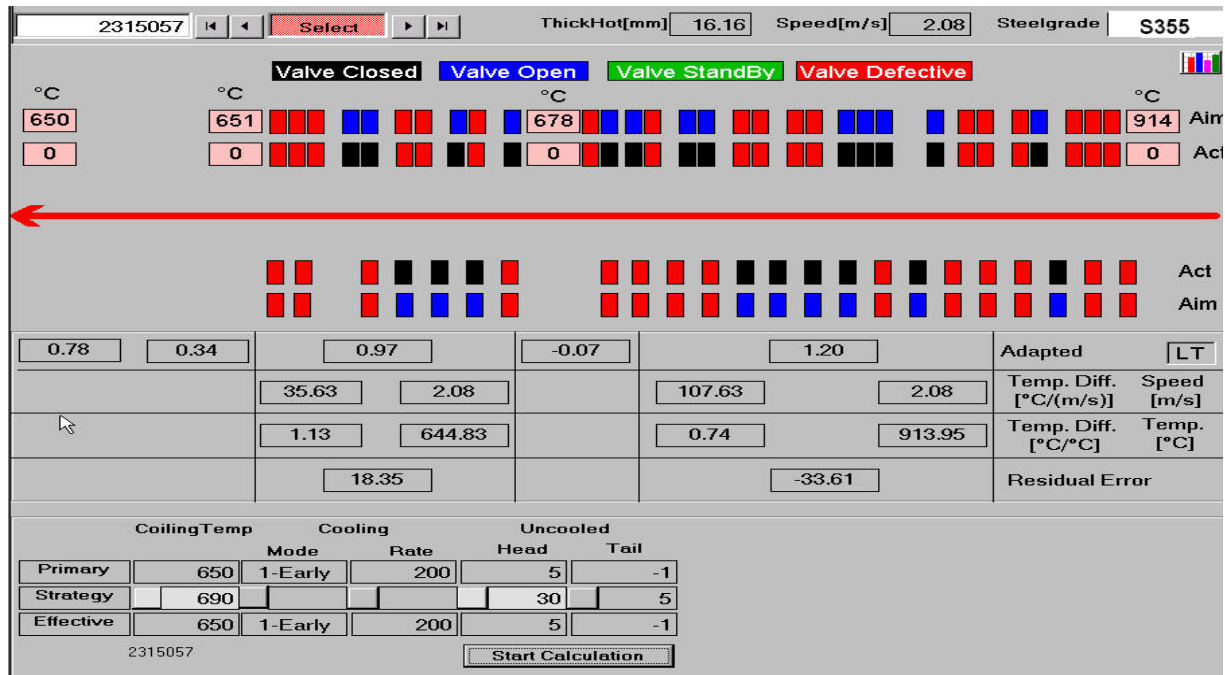


Figure II.3.5 : Plan de passe au niveau des douches de refroidissement pour une tôles laminée jusqu'à 16 mm

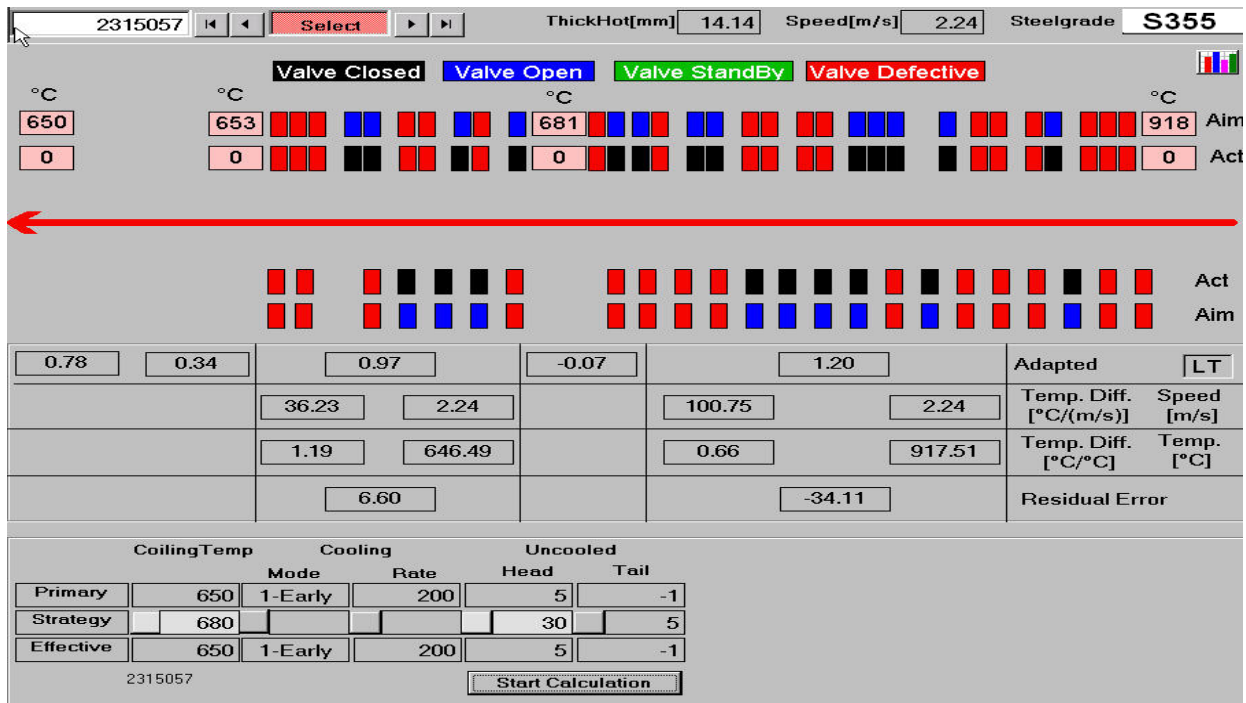


Figure II.3.6 : Plan de passe au niveau des douches de refroidissement pour une tôles laminée jusqu'à 14 mm

Chapitre II.3 Contrôle des paramètres de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC

Les figures II.3.5 et II.3.6 montrent quelques paramètres au niveau des douches de refroidissement.

- ❖ La température d'entrée douche est 918 °C et 914 °C pour les épaisseurs 14mm et 16 mm respectivement.
- ❖ Le rôle des douches est d'assurer un refroidissement laminaire accéléré.
- ❖ Il permet de baisser la température à partir de Température de recristallisation (T entrée douche) vers la température de revenu, dans notre cas pour les épaisseurs 14 mm et 16 mm respectivement de 918 et 914 à 680 et 690 °C.
- ❖ Une vitesse de refroidissement élevée permet de figer la structure notamment la taille et la forme des grains.
- ❖ On note que le refroidissement accéléré sur une tôle de forte épaisseur engendre un gradient de température et s'apparent à une trempe superficielle.
Cette trempe sera interrompue avant que le cœur du produit ne soit affecté ; les couches superficielles sont ainsi soumises à une auto revenu grâce au flux de chaleur résiduelle qui se propagent du cœur vers l'interface lors de la phase d'hétérogénéité de la température.
- ❖ Les températures typiques de l'auto revenu sont supérieures ou égal 600 °C donne une bonne résistance à la rupture et une bonne soudabilité.

II.3.6 Paramètres de bobinage

Les paramètres de bobinage au niveau de la zone bobineuse n'ont pas un impact important sur les propriétés mécaniques de l'acier, mais à part l'influence de la traction de la bande entre la dernière cage finisseuse et la bobineuse sur la planéité de la tôle sous les douches de refroidissement. Ceci peut provoquer l'homogénéité de la trempe.

On note que la température de refroidissement visée (680°C pour l'épaisseur 14mm et 690 °C pour l'épaisseur 16 mm) assure l'auto revenu de l'acier sur la bobine, en dissipant la chaleur des spires intérieurs vers les spires extérieurs qui assure à la fois la ductilité de l'acier et l'aptitude au soudage

Partie III : Etude comparative

III. Etude comparative

III.1 Introduction

Dans cette étude comparative, on a étudié l'impact des micro constituants et de certains paramètres clés de laminage thermomécanique spécifiquement l'évolution de la température, le taux de réduction et la vitesse de laminage sur deux grandeurs importantes qui sont : La taille des grains ferritiques et le processus de précipitation des éléments micro-alliés (carbures, nitrures et carbonitrures) ; puis, on va montrer l'influence de ces grandeurs sur les propriétés mécaniques des aciers à haute limite élastique.

Les aciers objets de cette étude sont S355MC, S420MC et S500MC. Bien que tous ces aciers ont été laminés à SIDER EL-HADJAR avec les mêmes paramètres de chauffage au niveau du four (température de défournement est environ 1290.5°C) et ont été laminés avec les mêmes paramètres au niveau du dégrossisseur à une épaisseur de 30 mm (taux de réduction, vitesse de laminage et température de déformation)

L'étude sera focalisée sur la variation des paramètres de laminage thermomécanique dans le train finisseur et sous les douches de refroidissement.

III.2. Influence du taux de réduction

Trois tôles d'épaisseur 2.7mm, 14mm et 16 mm, ont été laminées au niveau du train finisseur à partir d'une même coulée de brame (même composition chimique) en acier à bas carbone, micro allié au Nb, V, et Ti, avec des taux de réduction répartis sur les six cages (voir tableau III.1).

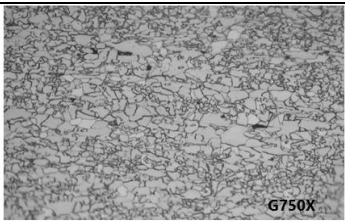
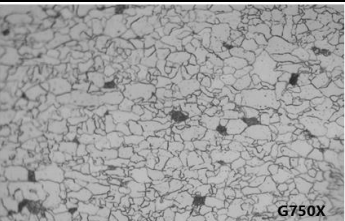
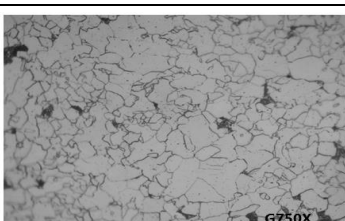
Tableau III.1 : Taux de réduction sur train finisseur des trois aciers laminés

Epaisseurs Cages	Taux de réduction (%)		
	2.7 mm	14 mm	16 mm
1	44.25	21.86	18.2
2	47.96	24.53	20.61
3	35.86	0	0
4	29.38	13.34	11.24
5	19.54	0	0
6	14.95	7.76	6.53

On note que le taux de réduction globale est de l'ordre de 89.43%, 52.68 % et 46.13% pour les tôles d'épaisseur 2.7 mm ,14mm et 16 mm respectivement.

III.2.1. Sur la Taille des grains

Tableau III.2 : L'effet du taux de réduction sur la taille des grains

Nuance	Indice G	Microstructure
S500MC (épaisseur 2.7 mm, taux de réduction 89.43%)	12.7	
S420M°C (épaisseur 14mm, taux de réduction 52.68%)	11.3	
S355MC (épaisseur 16 mm, taux de réduction 46.13%)	10.3	

Le tableau III.2 montre que l'indice G est linéairement proportionnel au taux de réduction.

Lorsque on augmente le taux de réduction, la densité des dislocations augmente (Loi Hall-Petch), par conséquent le nombre des joints de grains (nouveaux grains) augmente d'où la taille des grains diminue.

III.2.2 Sur le phénomène de précipitation

Lorsque on augmente le taux de réduction le gradient de température augmente rapidement ce qui accélère la précipitation, c'est pour cela les fines épaisseurs sont laminées avec une vitesse très importante pour compenser la dissipation de la chaleur, afin de retarder le maximum possible le phénomène de précipitation pour diminuer l'effort de laminage.

III.3. Influence de l'évolution de la température

III.3.1 Sur la taille des grains

- Au niveau du four les trois nuances S355MC, S420MC et S500MC sont chauffées à la même température (environ 1290.5°C) donc ils ont la même taille des grains après le défournement et aussi après le dégrossissage.
- Au niveau du train finisseur les trois nuances ont été laminées avec différentes vitesses de laminage et avec différents taux de réduction d'où le gradient de température entre les cages finisseuses change d'un acier à un autre. Lorsque le gradient de température augmente (S500MC/2.7mm), on augmente la vitesse pour compenser la chaleur dissipée, donc on obtient des grains fins.

NB/ Le refroidissement accéléré sous les douches fige la structure donc empêche le grossissement des grains et avec une grande vitesse on obtient des grains figé plus fins.

L'auto revenu n'a pas un impact sur la taille des grains, il intervient pour diminuer les contraintes thermiques et mécaniques et améliorer la ductilité.

III.3.2 Sur le phénomène de précipitation

Tableau III.3 : Températures de la bande sortie de chaque cages finisseuse pour des trois aciers laminés

Nuances Cages	Températures (°C)		
	S355MC	S420MC	S500MC
1	985	978	1015
2	970	963	933
3	963	957	973
4	948	942	954
5	942	936	934
6	927	923	912

III. Etude comparative

Le tableau III.3 représente les températures de la bande sortie des cages finisseuses des aciers (S355MC, S420MC et S500MC).

Selon la théorie, le phénomène de précipitation pour les aciers micro-alliés au niobium où la température de début de germination des grains ferritiques au tour des carbures de niobium commence à 900°C pour finir leur croissance à environ 850°C voir (Figure I.1.6).

Le début du phénomène de précipitation se déclenche entre la cage 3 et 4 pour les deux nuances S355MC et S420MC, et entre la cage 4 et 5 pour la nuance S500MC.

Par conséquent la recristallisation est freinée pour les 2 nuances S355MC et S420MC avant la nuance S500MC, mais la faible vitesse et l'exclue de la cage 3 et 5 leurs donnent l'aptitude à développer plus de grains que le S500MC.

Bien que les trois aciers ont été refroidis sous les douches à partir d'une température voisine à 900 °C, les micro éléments continuent leur précipitation dans cette zone.

III.4. Influence de la vitesse de laminage

Tableau III.4 : Vitesses de laminage des trois aciers sur train finisseur

Nuances	Epaisseur (mm)	Vitesse de laminage (m/s)
S500MC	2.7	5.95
S420MC	14	2.2
S355MC	16	2.05

Le tableau III.4 montre la variation de la vitesse de laminage au niveau de la cage 6 du train finisseur pour les trois épaisseurs laminées.

L'impact de la grande vitesse de laminage en combinaison avec l'effet retardatif des carbures de niobium consiste à empêcher l'achèvement de la germination et/ou la croissance des nouveaux grains durant la recristallisation (voir figure III.1), ce qui donne une structure hétérogène à grains allongés (anisotropie)

Le déroulement du phénomène de croissance des grains ferritiques est très important dans les deux aciers S355MC et S420MC (laminés avec une petite vitesse) que dans l'acier S500MC, ce qui nous donne une hétérogénéité plus importante dans la microstructure pour l'épaisseur 2.7 mm que pour les épaisseurs 14 mm et 16mm.

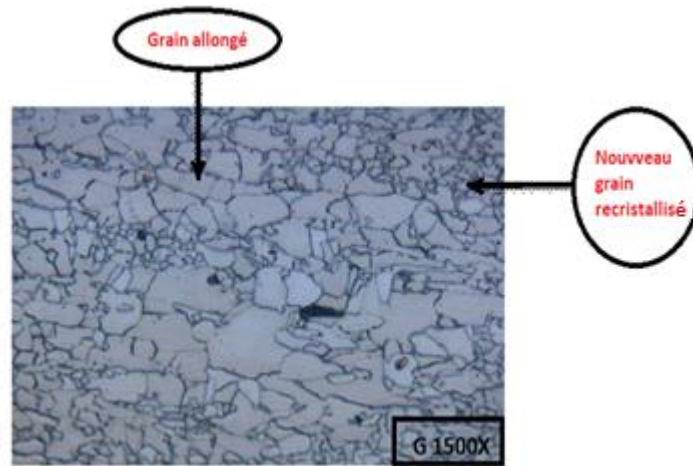


Figure III.1 : L'impact de la vitesse sur le développement des grains

III.5 L'effet de la taille des grains et des précipités sur les propriétés mécaniques

III.5.1 Sur les propriétés de résistance

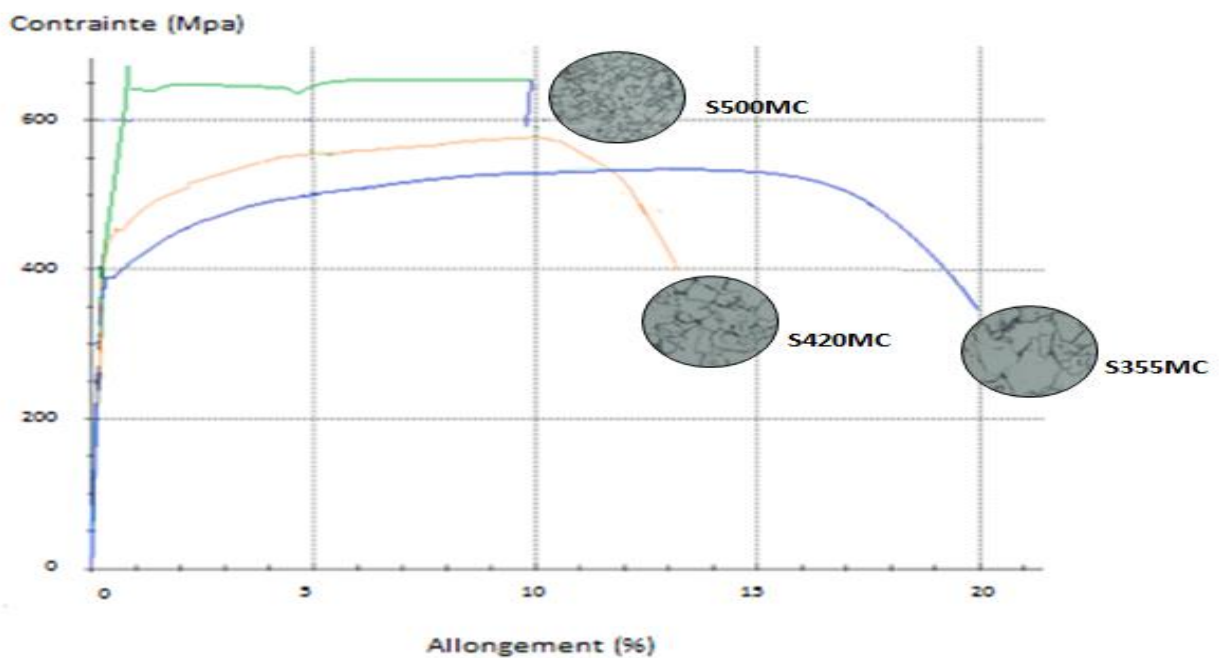


Figure III.2 : Effet de la taille des grains sur les propriétés de résistance

III. Etude comparative

La figure 7.2 représente les courbes de traction des trois nuances S355MC, S420MC et S500MC. Lorsque la taille des grains diminue, ceci augmente considérablement le nombre des joints des grains ce qui forment des obstacles au glissement des dislocations donc leur passage d'un grain à l'autre nécessite plus d'énergie requise (limite élastique plus grande).

L'expression ci-dessous représente la loi de Hall-Petch qui montre la relation entre la limite élastique et la taille moyenne des grains.

$$\sigma_{e 0.2} = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \dots \dots \text{III.1}$$

Avec :

σ_0 : Constante (dimension d'une contrainte)

K : Coefficient de Petch (dépendant du matériau)

d : Taille moyenne des grains

La nature et la forme des précipités jouent un rôle très important dans le phénomène de durcissement.

III.5.2 Sur les propriétés de ductilité

Tableau III.5 : Les propriétés de ductilité des nuances S355LMC, S420MC et S500MC

Nuances	Energie de choc absorbé à 20 °C (J)	Allongement à la rupture (%)
S355MC	33	20
S420MC	13.33	13.4
S500MC	13	9.6

Le tableau III.5 représente les valeurs de l'énergie de flexion au choc à 20 °C et l'allongement à la rupture des 3 nuances. Les valeurs de ces deux grandeurs sont inversement proportionnelles aux grades des aciers laminés. La densité des dislocations qui s'augmente avec le taux de réduction donne des grains plus fins qui absorbent moins d'énergie au choc.

L'affinement des grains au cours de déformation augmente le nombre des barrières d'énergie (joints de grains), ce qui empêche le mouvement des dislocations et rend l'acier moins ductile (allongement faible). La nature et la forme des précipités ont un rôle important sur les propriétés de ductilité.

III. Etude comparative

III.6 Influence de la composition chimique sur les propriétés mécaniques

On a considéré une quatrième nuance d'un acier à haute limite élastique (S355JR) afin de montrer l'effet de la composition chimique (les micro-constituants) sur les propriétés mécaniques des aciers HSLA (résistance et ductilité).

Tableau III.6 : Compositions chimiques des nuances S355MC et S355JR

Eléments chimiques Nuance	%C	Mn%	Si%	S%	P%	Al%	Nb%	V%	Ti%
S355MC	0.08	0.81	0.03	0.025	0.025	0.036	0.067	0.068	0.031
S355JR	0.18	1.25	0.18	0.013	0.015	0.038	0.006	0.004	0.001

Le tableau III.6 représente la composition chimique sur coulée des nuances laminées à SIDER EL HDJAR à partir des brames qui ont un carbone équivalent différent.

On remarque que la nuance S355MC a une teneur en carbone très faible, un faible taux de Si et Mn et des taux du Ti, V et Nb plus importants en comparaison avec la nuance S355JR.

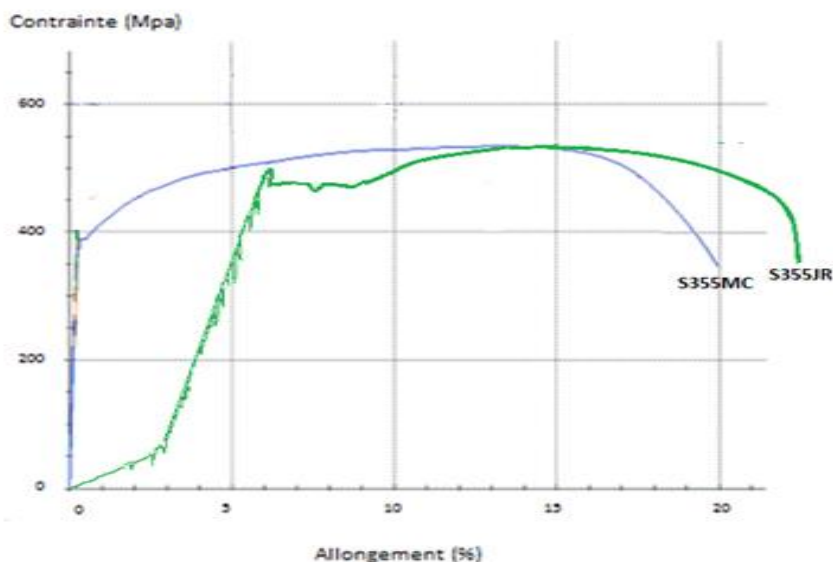


Figure III.3 : L'effet de la composition chimique sur les propriétés mécaniques les deux nuances

III. Etude comparative

Tableau III.7 : Propriétés mécaniques des nuances S355MC et S355JR

Nuances	Limite élastique $R_{P0.2}$ (MPa)	La résistance à la traction R_m (MPa)	Re/Rm (%)	L'allongement à la rupture A_r (%)
S355MC	384	510.7	75	20
S355JR	453.36	525.89	86	22.3

La figure III.3 et le tableau III.7 représentent certains propriétés mécaniques (Re, Rm, Re/Rm et Ar) des grades S355MC et S355JR.

- La limite élastique de l'acier S355JR est supérieure à celle de l'acier S355MC (453.36Mpa / 384 MPa) suite à l'effet durcissant du carbone (0.18%/0.08%).
- Le taux de carbone dans la nuance S355MC est faible pour assurer la bonne soudabilité. L'effet durcissant du carbone pour cette nuance est compensé par l'ajout des éléments micro alliés qui précipitent sous forme de carbures et carbonitrides et nitrides durcissant (phénomène de durcissement par précipitation et par affinement de grains) donnant une haute limite élastique.
- L'effet combiné de la composition chimique avec les paramètres de laminage thermomécanique nous donne un rapport Re/Rm% « facteur qui définit l'aptitude au formage à froid » faible pour l'acier S355MC (75%) par rapport à l'acier S355JR (86%) et ce qui rend l'acier S355MC plus apte au formage à froid.
- Les valeurs de (Re et Rm) et d'allongement pour l'acier S355JR sont plus élevés que celles de l'acier S355MC, ceci est dû à l'effet des taux de manganèse et de Silicium qui améliorent les propriétés de résistance et de ductilité.

Conclusion générale

Conclusion générale

Notre travail a permis de développer un fichier référentiel pour l'unité "laminoir à chaud" qui comprend les parties suivantes :

- ✓ Une étude théorique sur les aciers à haut limite élastique,
- ✓ Les changements structuraux pendant et après la déformation à chaud qui dépendent des paramètres de laminage thermomécanique.
- ✓ Une étude pratique concernant le contrôle qualité des aciers à haut limite élastique de type MC laminés pour la première fois à SIDER.

En premier lieu, les essais de caractérisation ont donné les conclusions suivantes :

- L'analyse spectrale a confirmé que la composition chimique répond à la norme EN-10149-2 et que l'acier analysé contient une faible teneur en carbone (0.08%), micro allié au Ti, Nb, et V ; Ces éléments sont rajoutés pour compenser l'effet durcissant du carbone qui est réduit dans le but d'avoir la bonne soudabilité.
- Les aciers objet de notre étude (S355MC et S420MC) ont été réalisés à partir des brames destinées à la fabrication de l'acier S500MC pour une épaisseur de 2.7 mm, apte à la galvanisation, c'est pour cela qu'on a trouvé des teneurs en Mn et Si dans la fourchette minimale.
- Avec l'essai de traction, on a confirmé la conformité des grades des nuances S355MC (épaisseur 16 mm) et S420MC (épaisseur 14 mm) selon la norme européenne EN-10149-2. On a trouvé aussi une légère anisotropie (pour la nuance S420MC qui a subi une traction uni axiale dans les 3 sens) qui est due essentiellement à l'allongement des grains dans le sens de laminage influencé par effet du niobium, de la vitesse de laminage et du refroidissement accéléré à la sortie de cage finisseuse.
- L'allongement pour les 2 nuances n'est pas conforme (faible), ceci est expliqué par la pénurie des taux du manganèse et du silicium.
- On a pu établir les courbes de transition ductile fragile grâce à l'essai de CHARPY pour déterminer le domaine de rupture fragile.
- Nous avons confirmé la hausse de la dureté par les différents phénomènes de durcissement avec un essai de dureté ROCKWELL.
- L'essai de micro dureté, ne nous a pas permis d'identifier les phases existantes.
- L'observation métallographique et l'analyse par DRX, ont montré que la microstructure est majoritairement ferritique.
- En deuxième lieu, grâce à l'étude des paramètres clés de laminage thermomécanique des nuances S355MC et S420MC, nous avons déduit que :
 - La température de défournement voisinant 1290.5°C pour assurer la mise en solution de tous les éléments d'alliage ainsi que la malléabilité de la brame pour réduire l'effort de laminage.
 - Les précipités de Nb, Ti, V empêchent le grossissement des grains jusqu'à 1000°C.
 - Les taux de réduction pour les cinq passes, sont choisis pour assurer un angle d'entraînement voisin de 17° (c'est l'angle qui garantit l'entraînement libre de la bande).
 - Les paramètres de laminage dans la finisseuse et dans les douches de refroidissement sont celles qui déterminent les propriétés métallographiques et mécaniques de nos aciers.

Conclusion générale

- La déformation au niveau de la zone finisseuse a été réalisée par quatre cages ou les cages 3 et 5 ont été exclues et avec des faibles vitesses, ça donne plus de temps au phénomène de recristallisation pour se poursuivre.
- Le phénomène de précipitation se déroule entre la cage 3 et 4 pour les 2 nuances ou les températures est voisine de 950°C, la précipitation des carbures de niobium retarde la recristallisation ou la germination des nouveaux grains se produit autour de ces carbures et avec les vitesses choisis, dans les douches de refroidissement, la structure a été figée sans que la croissance ait été achevée.
- En dernier lieu, une étude comparative a été réalisée sur des aciers HSLA laminés à SIDER dans le but de montrer l'impact des paramètres thermomécaniques et la composition chimique sur les phénomènes de la précipitation et d'affinement des grains qui influent directement sur les propriétés mécaniques des aciers HSLA, cette étude a mené aux suggestions suivantes :
- Les aciers à haute limite élastique S355MC, S420MC et S500MC doivent être programmés initialement dans un programme thermomécanique et non pas dans un programme standard où la température de début de laminage est exigée et la plus basse possible (1000°C - 1020°C) et non pas supérieure à 1050°C, pour avancer le plutôt possible le phénomène de précipitation. La température de sortie finisseuse doit être voisine à 850°C pour garantir l'achèvement des phénomènes de germination et de croissance.
- Les aciers S355MC et S420MC de fortes épaisseurs doivent être laminés avec des vitesses plus faibles, pour garantir que le phénomène de précipitation et de recristallisation soient terminés avant la pénétration de la bande sous les douches de refroidissement, tandis que l'acier S500MC doit être laminé avec une vitesse plus grande car la dissipation de la chaleur est plus importante dans les fines épaisseurs.
- Dans le cas où l'installation n'est pas modérée, on peut jouer sur les douches de refroidissement, en arrêtant les premières vannes pour donner assez de temps au phénomène de croissance pour s'achever.
- Pour améliorer la ductilité des nuances S355MC et S420MC, il est préférable de choisir une composition chimique où les taux de Si et Mn soient dans la fourchette moyenne.
- Après notre visite à l'entreprise nationale FERROVIAL, on a confirmé leurs satisfactions au comportement des aciers S355MC et S420MC pendant le formage à froid et le soudage, mais ça n'empêche pas de poursuivre les améliorations dans la microstructure qui doit être homogène.

On espère que SIDER EL HADJAR prendra en considération nos remarques et les appliquera dans les prochains essais et on aimerait bien que le matériau laminé avec les paramètres que nous avons proposés, soit analysé pour voir les améliorations des propriétés mécaniques et métallographiques, et que cette analyse sera développée par l'utilisation de moyens suivants :

- Un échantillonnage important pour analyser les paramètres de laminage.
- Microscopie électronique à balayage pour détecter les phases secondaires (carbures, nitrures et carbonitrures).

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1]: D.J NAYLOR "International activity on micro alloyed engineering steels", Rev, Ironmaking and Steel Making 1989, Vol 16, N° 4.
- [2]: JOSEPH R. DAVIS "High strength structural and high-strength low alloy steels", Metals Handbook, Tenth edition, 1990.
- [3]: NOUREDDINE M, "Évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'acier HSLA- x70 lors des réparations par soudage", Mémoire de Magister, Métallurgie: Alger, Ecole Nationale Polytechnique, 2009.
- [4]: "Handbook of comparative world steel standards", third edition, John E Bringas Editor 2004.617p.
- [5]: SHROTE F., MULLER M. « Nouveaux aciers à haute limite élastique applicables aux ouvrages d'art » GTS Industries.
- [6]: GB, National Standards of the People's Republic of China, Superseding GB 713-1997.
- [7]: M. BUIJS, "Erosion of glass by alumina particles", "transitions and exponents", 1995, p184, pp. 61-65.
- [8]: MURRY "Aciers micro-alliés, aciers à dispersives pour pièces forgées" revue de traitement thermique, 1990.
- [9]: BAIN.E.C, PAXTON.H. W, "les éléments d'additions dans les aciers".
- [10]: "Métaux, alliages et produits d'additions" 2ème édition, 1980.
- [11]: ASM Metals Handbook "Carbon and Low-Alloy Steel Plate".
- [12]: GRUMBACH. Mark "Aciers D'usage Général (propriétés des alliages", techniques de l'ingénieur, 1991.
- [13]: G.I.S.L. CARDOSO, B. MINTZ and S.YUE "Hot Ductility of Aluminum and Titanium Containing Steels During Hot Direct Rolling", Ironmaking and Steelmaking, 1995, vol 22, N°4.
- [14]: J.G. WILLIAMS "Titanium Micro alloyed Hot Rolled Strip Steels-Production, Properties and Applications", Proceeding of International Conference on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983.
- [15]: HEINZ Lüthy and all "Effects of Thickness on the Thermomechanical Response of a Forged Low Carbon Micro alloyed Steel", Proceeding of International Conference on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983.
- [16]: Committee, A. I. H., "*High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*", 1990, Vol 1.
- [17]: M. GRUMBACH, « Aciers micro alliés », *Techniques de l'ingénieur Propriétés et usages des aciers et des fontes*, base documentaire : TIB349DUO. (réf. article: m 4525).
- [18]: HONEYCOMBE R.W.K "Steels. Microstructures and properties". Edward Arnold, 1981.

Références bibliographiques

- [19]: HILLENBRAND, GRAS, KALWA, “Development and production of High strength pipeline steels”, “Proceedings of the International Symposium Niobium”, ed. P.J.P. BORDIGNON, Florida, USA, publications EUROPIPE n°43, 2001.
- [20]: L.J. CUDDY "Grain Refinement of Nb Steels by Control of Recrystallization during Hot Rolling", “Metallurgical Transactions”, Vol 15, January 1984.
- [21]: CONSTANT A, HENGY. G, CHARBONNIER J. C., « Les principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers », Editions PYC, 1992.
- [22]: YOUNG-KOOK. L., Unpublished, cited in: « Processing Structure and Performance » by KRAUSS.G. (2005) ISBN: 0-87170-817-5, 1998.
- [23]: AFGC, « Les aciers à haute limite élastique » Documents Scientifiques et Techniques, Octobre 2012.
- [24]: ZOUIDJA B, « Caractérisation mécanique et microstructurale d’un cordon soudure pour un acier X60 destiné à l’installation des hydrocarbures », mémoire de master, Université Amar Thelidji-Laghout ,2012.
- [25]: FRANCOIS Rivalin, « Développement d’acier pour gazoduc a haute limite d’élasticité et ténacité élevée » : mécanique et mécanisme de la rupture ductile à grande vitesse. Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de paris, 1988.
- [26]: KEELER.S, « Advanced-high-strength-steels-application-guidelines: World auto steel », 2017.
- [27]: Les aciers thermomécaniques – AFPC – OTUA de mai 1997.
- [28]: C.M. SELLARS and W.I. TEGGERT, Int.Met.Rev. Rev, 17, (1972).
- [29]: BENGACEMI ILYES EL HOUARI, « laminage à chaud », mémoire de master, Génie Mécanique, Université BADJI MOKHTAR ANNABA, 2018.
- [30]: BOUDJELIDA Alaeddine, « Etude bibliographique d’un des défauts sur les cylindres de travail, entre autre L’écaillage des cylindres », mémoire de master, Génie métallurgique Université BADJI MOKHTAR, ANNABA, 2018.
- [31]: Fiche technique de Sider El-Hadjar.
- [32]: BOUGUERRA Salouha, « Etude du défaut d’écaillage sur les cylindres de travail du train finisseur du laminoir à chaud ARCELOR MITTAL ALGERIE », mémoire de magister, Génie des matériaux, Université Badji Mokhtar, Annaba, 2015.
- [33]:SAYAD Anis, Mr.BEKAYRIA Billel, « Le dégrossisseur au niveau du train à chaud », mémoire de master, Université Badji Mokhtar, Annaba, 2016.
- [34]:LAMOUACI Redouane, HAMOUCHE Mouloud « La zone quarto –réseau de commande et puissance », Mémoire de master, Université Badji Mokhtar, Annaba, 2015.
- [35]: MIMOUN Derrez, BOUKHARI Med Amine, « Unité Lac complexe sidérurgique El HADJAR », mémoire de fin d’étude, Université Badji Mokhtar, Annaba, 2016.
- [36]:MAANANIT, BOUDERBALA.A, BOUKEHAIL.B, « Jauge de mesures et instrumentation fours et train à chaud », fichier SIDER EL-HADJAR, 2016.

Références bibliographiques

- [37]: 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”, p73, 1985.
- [38]: 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 Met. Saclay, pp 57-70, 1982.
- [39]: TOUALBIA D, « Etude rhéologique du comportement d'un acier micro-allié au Nb et V en compression à chaud », thèse de magister, 1998.
- [40]: ROBERTS et AHLBLOM Acta, « Metall », 1998, p 801.
- [41]: KASSER, « Introduction générale à la transformation des métaux par déformation », Alger, Ecole nationale polytechnique, 2021, 20p.
- [42]: H.J. MC QUEEN, W.A. WONG and J.J. JONAS. Can. J. “Physics”,1967, Vol 45, p125.
- [43]: H.J.MC QUEEN and J.J JONAS, "Treatise on material science and technology", Plastic deformation of metals, academic Press New York, 1975, Vol.6.
- [44]: MC QUEEN H.J. and BAUDELET B, “Comparison and contrast of mechanisms, microstructures, ductility's in super plasticity and dynamic recovery and recrystallization”, Ed. HAASEN P., GEROLD V. et KOSTORZ G, 1979, p 329.
- [45]: SAKAI T. and JONAS J.J, “Dynamic Recrystallization”, Mechanical and Microstructural Considerations Overview n°35, “Acta Metal”, 1984, vol 32, n°2, p189.
- [46]: PEARSON W.B, PERDRIX C, PERRIN M.Y. et MONTHEILLET, « Comportement Mécanique et évolution structurale de l'aluminium au cours d'une déformation à chaud de grande amplitude », 1981.
- [47]: SOLBERG J.K., MC QUEEN H.J., RYUM N. and NES E. “Influence of ultra-high strains at elevated temperatures on the microstructures of aluminum part I”, Phil. Mag., A60, 1998, p.447.
- [48]: DARSOUNI A. « Etude du comportement thermomécanique d'un acier micro allié à des températures intermédiaires (700-1200°C) », thèse de doctorat, 1984.
- [49]: GUEDRI.A.« Conception et simulation numérique des caractéristiques mécaniques des pipelines », thèse de doctorat, Génie mécanique, université Badji Mokhtar-Annaba, 2008.
- [50]: PERRIN M. Y. COMBRES Y. LEVAILLANT C et MONTHEILLET F, “Modeling of structural evolution during warm working of a 0.42% carbon steel”. 7th edition RISO Int. Symp.On Metall and Mater. Sci. RISO Nat. Lab., ROSKILDE,1986, Denmark.
- [51]: Fiche technique de laboratoire chimique de SIDER EL-HADJAR
- [53]: HAMMACHE D., IBBARI A., « Elaboration et caractérisation d'un composite à renfort biodégradable », mémoire de master, université Mouloud Maamri, Tizi-Ouzou, 2018.
- [54]: URMA « Fiche technique : méthode de diffraction par RX », 2021.
- [55]: YOUNG.R. A, “the Rietveld method”, Oxford University press, 2002.
- [56]: MALLMAN.R. E, “Physical metallurgy and advanced materials”, seventh edition; B. H edition, 2007.

Références bibliographiques

[57]: MATON Jean, « Essais mécaniques : Manuel des tuyères industrielles », 2017, 500 p,

Sites web :

[52]: Wikipédia, Dureté Rockwell, (consulté le 01-06-2021), disponible à l'adresse https://fr.wikipedia.org/wiki/Dureté_Rockwell

Annexes

Annexe A (normative): Détermination de la taille des grains

ISO 643:2003(E)

Table C.1 — Evaluation of number of grains as a function of various parameters

Grain size indices G	Number of grains, per square millimetre m		Mean diameter of grain \bar{d} mm	Mean area of grain \bar{a} mm ²	Mean intersected segment l mm	Mean number of intercepts on the measuring line, per millimetre
	Nominal value	Limit values from (excl.) to (incl.)				
-7	0,062 5	0,046 0,092	4	16	3,577	0,279
-6	0,125	0,092 0,185	2,828	8	2,529	0,395
-5	0,25	0,185 0,37	2	4	1,788	0,559
-4	0,50	0,37 0,75	1,414	2	1,265	0,790
-3	1	0,75 1,5	1	1	0,894	1,118
-2	2	1,5 3	0,707	0,5	0,632	1,582
-1 (00)	4	3 6	0,500	0,25	0,447	2,237
0	8	6 12	0,354	0,125	0,320	3,125
1	16	12 24	0,250	0,062 5	0,226	4,42
2	32	24 48	0,177	0,031 2	0,160	6,25
3	64	48 96	0,125	0,015 6	0,113	8,84
4	128	96 192	0,088 4	0,007 81	0,080	12,5
5	256	192 384	0,062 5	0,003 90	0,056 6	17,7
6	512	384 768	0,044 2	0,001 95	0,040 0	25,0
7	1 024	768 1 536	0,031 2	0,000 98	0,028 3	35,4
8	2 048	1 536 3 072	0,022 1	0,000 49	0,020 0	50,0
9	4 096	3 072 6 144	0,015 6	0,000 244	0,014 1	70,7
10	8 192	6 144 12 288	0,011 0	0,000 122	0,010 0	100
11	16 384	12 288 24 576	0,007 8	0,000 061	0,007 07	141
12	32 768	24 576 49 152	0,005 5	0,000 030	0,005 00	200
13	65 536	49 152 98 304	0,003 9	0,000 015	0,003 54	283
14	131 072	98 304 196 608	0,002 8	0,000 007 5	0,002 50	400
15	262 144	196 608 393 216	0,002 0	0,000 003 7	0,001 70	588
16	524 288	393 216 786 432	0,001 4	0,000 001 9	0,001 20	833
17	1 048 576	786 432 1 572 864	0,001 0	0,000 000 95	0,000 87	1 149

NOTE This table gives the values between the different parameters for equiaxed grains.

Annexes

Annexe B (normative) : Dimensions des éprouvettes utilisé dans l'essai de traction selon la norme ISO 6892-1 :2019

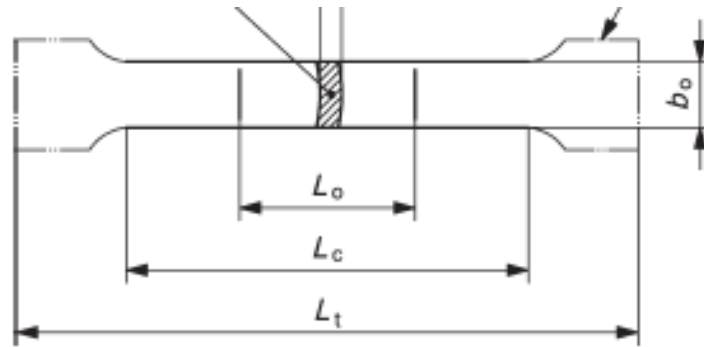


Figure B.1 : Schéma d'éprouvette de traction selon la norme ISO 6892-1-2019

Tableau B.1: Les dimensions typiques d'éprouvettes plates de forte épaisseur (supérieur à 4mm) selon la norme ISO 6892-1-2019.

Largeur b_0	Longueur initiale entre repères L_0 (mm)	Longueur calibrée minimale L_c (mm)	Longueur totale approximative (mm)
40 ± 0.7	200	220	450
25 ± 0.7	200	212.5	450

Annexes

Annexe C (normative) : Composition chimique et propriétés mécaniques des aciers HSLA apte au soudage et au formage à froid selon la norme EN 10149-2

Tableau C.1: Composition visée des aciers HSLA selon la norme EN 10149-2

Elément chimique Nuance	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Al%	Nb%	V%	Ti%
S315MC	≤0.12	≤1.30	≤0.025	≤0.020	≤0.50	≥0.015	≤0.090	≤0.20	≤0.15
S355MC	≤0.12	≤1.50	≤0.025	≤0.020	≤0.50	≥0.015	≤0.090	≤0.20	≤0.15
S420MC	≤0.12	≤1.60	≤0.025	≤0.015	≤0.50	≥0.015	≤0.090	≤0.20	≤0.15
S460MC	≤0.12	≤1.60	≤0.025	≤0.015	≤0.50	≥0.015	≤0.090	≤0.20	≤0.15
S500MC	≤0.12	≤1.70	≤0.025	≤0.015	≤0.50	≥0.015	≤0.090	≤0.20	≤0.15

Tableau C.2: Les caractéristiques mécaniques des aciers HSLA selon la norme EN 10149-2

Propriétés mécaniques Nuance	Direction	Epaisseur (mm)	Re(MPa)	Rm(MPa)	A _{5.65√50} (%)	Ratio en pliage
S315MC	L	6-20	≥315	390-510	≥24	-
S355MC	L	6-20	≥355	430-550	≥23	-
	T	6-20	-	-	-	≥0.5
S420MC	L	6-20	≥420	480-620	≥19	-
	T	6-20	-	-	-	≥0.5
S460MC	L	6-20	≥460	520-670	≥17	-
	T	6-20	-	-	-	≥1
S500MC	L	6-16	≥500	550-700	≥14	-
	T	6-16	-	-	-	≥1