

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA
BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté : Technologie
Département : Génie mécanique
Domaine : Science et technologie
Filière : Génie mécanique
Spécialité : Génie des matériaux

Mémoire

Présenté en vue de l'obtention du Diplôme de Master

Thème:

**Effet des traitements thermiques sur la microstructure
et les propriétés mécaniques d'un acier à haute limite
élastique de type X52**

Présenté par : *ABBACI SALAH*

HANECH ABDELHAKIM

Encadrant : *Dr NOURA RAMDANE*

Grade : *M.C.B*

Université D' ANNABA

Jury de Soutenance :

HAMADACHE HAMID	PROFESSEUR	U.B.M.A	Président
RAMDANE NOURA	M.C.B	U.B.M.A	Encadrant
CHAOUI KAMEL	PROFESSEUR	U.B.M.A	Examineur
CHEMMAMI ABDENACER	M.C.A	U.B.M.A	Examineur
ZEMOURI ZAHIA	PROFESSEUR	U.B.M.A	Examineur

Juin 2022

Dédicaces

Je dédie ce travail de fin d'études :

A la mémoire de mes parents qui n'ont jamais cessés de croire en moi, malgré leurs absence je leurs dois
tous mes remerciements

A ma femme, mes chers sœurs et frères

A toute ma famille.

A tous mes amis et tous ceux que nous aimons et qui nous aiment.

En fin, mes sincères reconnaissances et gratitudes, à tous mes enseignants, du primaire aux études supérieurs
et en particulier le directeur de ce mémoire :

Pr. RAMDANE N

S. ABBACI

Dédicaces

Je dédie ce travail de fin d'étude :

En premier lieu, à toute ma famille, surtout mes chers parents que
je remercie pour tout leur amour, encouragements, conseils, sacrifices, patience et confiance.

Sans oublier mes très chers amis chacun en son nom.

En deuxième lieu, à tous mes enseignants et, en particulier
le directeur de ce mémoire : Pr. RAMDANE N.

À toute personne que j'aime et qui m'aime.

A. HANECHÉ

Remerciements

**Je remercie tout d'abord « ALLAH » qui m'a donné la force et la patience
nécessaire pour réaliser ce modeste travail.**

**Je tiens à remercier vivement notre encadreur Mme RAMDANE de nous avoir gracieusement
fait bénéficier tout au long de ce travail de ses précieuses connaissances, de nous
avoir aidé et conseillé pour réaliser notre projet et le mener à bien.**

**Mes remerciements au directeur de SIDER EL-HADJAR TSS qui nous a permis de faire
notre stage, Egalement à tout le personnel de l'unité aussi, à tout le personnel du
Laboratoire des Essais Mécaniques, de nous avoir aidé à réaliser
le travail expérimental et en particulier Rahim et Mounir.**

**Enfin, je tiens à remercier le président et les membres du jury qui nous feront
l'honneur d'examiner et juger notre travail.**

Table des matières

Titres et sous titres	Page
I : Introduction	1
II : Synthèse bibliographique	2
II.1. Aperçu sur les aciers à haute limite élastique	2
II.1.1. Introduction	2
II.1.2. Évolution des aciers micro-alliés	2
II.1.3. Éléments d'alliage dans les aciers HLE	3
II.1.4. Rôles des éléments	3
II.1.5. Combinaison de plusieurs éléments micro-alliés	7
II.1.6. Catégories et spécification des aciers HSLA	7
II.1.6.1. Aciers résistants à la corrosion	8
II.1.6.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique	8
II.1.6.3. Aciers Laminés à Structure Perlitique	9
II.1.6.4. Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone)	9
II.1.6.5 Aciers dual-phase	9
II.1.6.6. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés	9
II.1.7. Différents mécanismes de durcissement des aciers	10
II.1.7.1. Durcissement par solution solide	10
II.1.7.2. Par affinement du grain	11
II.1.7.3. Par précipitation des éléments formant des dispersoïdes	13
II.1.7.4. Durcissement par la seconde phase (proportion de la perlite)	14
II.1.7.5. Durcissement par écrouissage	14
II.1.7.6. Durcissement par substructure	14
II.1.8. Effets de la précipitation sur les propriétés mécaniques	15
II.2. les traitements thermiques des aciers	17
II.2.1. Définition	17
II.2.2. Les éléments d'un traitement thermique	17
II.2.3. Les caractéristiques de l'acier qui résultent de l'effet d'un traitement thermique	17
II.2.4. Caractéristiques de mise en œuvre et d'emploi	17
II.2.5. Austénitisation des aciers	17

II.2.5.1. Vitesse de chauffage	18
II.2.5.2. Température d'austénitisation	19
II.2.5.3. Durée d'austénitisation	19
II.2.5.4. Grosseur du grain Ga	19
II.2.6. Transformations de phases dans les aciers	20
II.2.6 .1. Transformation avec diffusion	20
II.2.6 .2. Transformation avec diffusion	23
II.2.7. Les grands types de traitements thermiques	24
II.2.7.1. Le recuit	24
II.2.7.1.1. Recuit d'homogénéisation	24
II.2.7.1.2. Recuit de détente (ou de stabilisation, ou de relaxation)	25
II.2.7.1.3. Recuit de recristallisation	25
II.2.7.1.4. Recuit de sphéroïdisation (ou de coalescence)	26
II.2.7.1.5. Recuit de normalisation	26
II.2.7.2. La trempe	27
II.2.7.2.1. Austénitisation	28
II.2.7.2.2 Choix du temps de maintien	28
II.2.7.2.3. Choix de la vitesse de refroidissement pour la trempe	29
II.2.7.2.4. Choix du milieu de trempe	29
II.2.7.2.5. Les différents types de trempe	30
II.2.7.3. Le revenu	33
II.2.7.3.1. Modalités de revenu	33
II.2.7.3.2. Revenu des structures contenant de l'austénite résiduelle	34
II.2.8. Défauts des traitements thermiques de l'acier	35
III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales	36
III.1. Matériau d'étude	36
III.1.1. Présentation de la Tuberie Sans Soudure SIDER EL-HADJAR TSS	36
III.1.2. Préparation des échantillons d'étude	38
III.1.3. Analyse chimique	41
III. 2. Traitements thermiques réalisés	43
III. 3. Métallographie	43
III.4. Essais mécaniques	44
III.4.1. Essai de traction	45

III.4.2. Essai de résilience	46
II.4.3. Essai de dureté Vickers	47
IV. Résultats expérimentaux et discussions	48
IV.1 Caractérisation de l'état brut de laminage	48
IV.2 Caractérisation de l'état normalisé	49
IV.3 Caractérisation de l'état trempé	52
IV.4 Caractérisation des états revenus	53
IV.5 Caractérisation de l'état trempé et traité à 723°C	56
IV.6 Effet des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques	56
IV.6.1 Evolution de la dureté	56
IV.6. 2 Evolution de la limite élastique et les résistances à la traction	57
IV.6. 3 Evolution de la résilience (résistance au choc)	60
V. Conclusion	63
Référence bibliographique	64
Annexe 1 : Résultats des caractéristiques mécaniques de la nuance X52	66
Annexe 2 : Résultats des caractéristiques mécaniques de la nuance X60	69

Liste des figures

N°	Titre	Page
Figure II. 1	Intérêt de la combinaison de deux éléments microalliés sur le durcissement	7
Figure II. 2	Exemples de l'influence des atomes de soluté sur la limite d'élasticité de la ferrite	11
Figure II. 3	Variation de la limite d'élasticité et de la température de transition en fonction de la grosseur de grains. Acier à 0.1% C, 0.5%Mn, 0.2%Si, 0.006%N	11
Figure II. 4	Corrélation entre la teneur des éléments microalliés (M%) et les températures de mise en solution des précipités présents dans un acier HLE	12
Figure II. 5	Effets de la taille et de la dureté des précipités	13
Figure II. 6	Micrographies électroniques en transmission sur lame mince montrant les différents types de précipités (I) Carbures de (TiC) précipités intra-granulaires de taille entre 5 et 20 nm ; (II) Précipitations inter phases contenant 0,75 % de V et 0,15 % C; (III) Carbures de niobium (NbC).	13
Figure II. 7	Courbes de transformation en refroidissement continu d'un acier microalliés présentant le domaine de précipitation	17
Figure II. 8	Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités	15
Figure II. 9	Influence combinée de l'affinement du grain et de la précipitation sur la limite d'élasticité et la température de transition (loi de Petch)	16
Figure II. 10	Le cycle thermique	17
Figure II. 11	Différents types de transformation	20
Figure II. 12	Les différentes étapes de la formation de la perlite (Transformation austénite en perlite)	21
Figure II. 13	Les différentes étapes de la formation de la bainite	22
Figure II. 14	Structure quadratique centrée de la martensite	23
Figure II. 15	Evolution de la dureté de la martensite en fonction du %C	23
Figure II. 16	Zones des différents types de recuit	27
Figure II. 17	Trempe étagée martensitique	30
Figure II. 18	Trempe étagée bainitique	31
Figure II. 19	Trempe étagée perlitique	32
Figure II. 20	Trempe étagée austéniformage	32
Figure III. 1	SIDER ELHADJAR TSS et d'autres unités du complexe	36
Figure III. 2	Lingots fournis par l'ACE	37
Figure III. 3	Tubes casing prêts à être expédiés	37
Figure III. 4	Processus Laminage à tubes	37
Figure III. 5	Four de trempe	38
Figure III. 6	Fileteuse à CNC	38
Figure III. 7	Processus parachèvement à tube	38

Figure III. 8	préparation des échantillons du matériau d'étude X52	39
Figure III. 9	Préparation des éprouvettes de traction normalisées	39
Figure III. 10	Géométrie de l'éprouvette de traction normalisée	40
Figure III. 11	Préparation des entailles en « V »	40
Figure III. 12	Géométrie de l'éprouvette de résilience en « V »	40
Figure III. 13	Echantillon pour métallographie et mesures de dureté	41
Figure III. 14	Spectromètre Thermo Fisher OLYMPUS COLOR VIEW BX 51M avec grossissement de 75X au 2250X	41
Figure III. 15	Echantillon avant analyse	42
Figure III. 16	Echantillon après analyse	42
Figure III. 17	Opérations des traitements thermiques de l'acier HLE X52	43
Figure III. 18	Opérations de préparation métallographique	44
Figure III. 19	Microscope Métallographique OPTIKA ITALY	44
Figure III. 20	Courbe conventionnelle, contrainte - déformation	45
Figure III. 21	Machine de traction Z1200 ZWICK/ROELLI20T°	46
Figure III. 22	Eprouvette de nuance -X52 – avant (a) et après (b) essai de traction	46
Figure III. 23	Mouton pendule -Charpy- position des aiguilles avant et après l'essai	47
Figure III. 24	Duromètre de lecture directe des duretés de marque INSIZE ISHU-330	48
Figure IV.1	Micrographies optique de l'acier X52 laminé à chaud	49
Figure IV.2	Micrographies optique de l'acier X52 normalisé à 880°C	51
Figure IV.3	Corrélation entre la teneur des éléments microalliés (M%) et les températures de mise en solution des précipités présents dans un acier HLE	52
Figure IV.4	Micrographies optique de l'acier X52 trempé à l'eau depuis 930°C	52-53
Figure IV.5	Micrographies optique de l'acier X52 trempé et revenus	55
Figure IV.6	Micrographie optique de l'acier X52 trempé et traité à 723°C (Refroidissement à l'air)	56
Figure IV.7	Evolution de la dureté en fonction des traitements thermiques réalisés	57
Figure IV.8	Courbes conventionnelles de traction X52, contraintes - allongements	58
Figure IV.9	Evolution de Re et de Rm en fonction du traitement réalisé	59
Figure IV.10	Evolution de l'allongement A% et de la résilience K en fonction du traitement réalisé	60
Figure IV.11	Courbes conventionnelles de traction X60, contraintes - allongements	61

Liste des tableaux

N°	Titre	Page
Tableau 1	Effet des éléments microalliés	6
Tableau 2	Durée approchée d'austénitisation dans différents types de fours	28
Tableau 3	Vitesses de refroidissement de quelques milieux de trempe	29
Tableau 4	Composition chimique du matériau d'étude	42
Tableau 5	Evaluation de la soudabilité selon la valeur du carbone équivalent	42
Tableau 6	Valeur de Re et Rm de la nuance X52 selon API 5L	59
Tableau 7	Résultats de Re et Rm après essais de traction de la nuance X52	59
Tableau 8	Valeurs de l'allongement A% et la résilience K de la nuance X52 selon API 5L	60
Tableau 9	Résultats de l'allongement A% et la résilience K de la nuance X52 après essais	60
Tableau 10	Valeur de Re et Rm de la nuance X60 selon API 5L	62
Tableau 11	Résultats après essais de traction et résilience de la nuance X60	62

ملخص:

في هذا العمل الذي اقترحتة البيئة الصناعية في SIDER EL-HADJAR TSS ، كنا مهتمين بتأثير المعالجات الحرارية على الهيكل والخصائص الميكانيكية للصلب المصنوع من السبائك الدقيقة مع حد مرن عالي (HLE أو HALS) ، من الدرجة X52. لقد أجرينا سلسلة من المعالجات الحرارية على فولاذ HLE المدرفل على الساخن بدرجة X52، بهدف متابعة تطور السلوك الميكانيكي لهذا الفولاذ وذلك من خلال علم المعادن البصري والاختبارات الميكانيكية المختلفة، وهي الصلابة (HV)، المرونة (K) والمقاومة (Re و Rm) والليونة (%A). في المنظور ، يتم تقديم الاقتراحات وفقاً للنتائج التي تم الحصول عليها ، والتي هي موضوع الاستفادة من وجهة نظر: الجودة والاقتصاد والوقت. الكلمات الدالة: الفولاذ دقيق السبائك (HLE أو HSLA) ، الهيكل ، الخصائص الميكانيكية ، مقياس التحمل ، Charpy ، مقياس الطيف ، الصلابة ، الجر ، المرونة.

Abstract:

In this work proposed by the industrial environment of SIDER EL-HADJAR TSS, we were interested in the effect of heat treatments on the structure and the mechanical properties of a microalloyed steel with high elastic limit (HLE or HALS), of grade X52.

We have carried out a series of heat treatments on the hot rolled HLE grade X52 steel, with the aim of following the evolution of the mechanical behavior of this steel and this by optical metallography and by various mechanical tests, namely the hardnesses (HV), resiliences (K), resistances (Re and Rm) and ductilities (A%).

In perspective, suggestions are proposed according to the results obtained, which are the subject of benefit from the point of view: quality, economy and time.

Keywords: microalloyed steel (HLE or HSLA), structure, mechanical property, Durometer, Charpy, Spectrometer, hardness, traction, resilience.

Résumé:

Dans ce travail proposé par l'environnement industriel de SIDER EL-HADJAR TSS, on s'est intéressé par l'effet des traitements thermiques sur la structure et les propriétés mécaniques d'un acier microallié à haute limite élastique (HLE ou HALS), de nuance X52.

Nous avons réalisé une série de traitements thermiques sur l'acier HLE de grade X52 laminé à chaud, dans le but de suivre l'évolution du comportement mécanique de cet acier et cela par métallographie optique et par différents essais mécaniques, à savoir les duretés (HV), les résiliences (K), les résistances (Re et Rm) et les ductilités (A%).

En perspective, des suggestions sont proposées selon les résultats obtenues, qui font l'objet de bénéfice du point de vue : qualité, économie et délai.

Mot clés : acier microallié (HLE ou HSLA), structure, propriété mécanique, Duromètre, Charpy, Spectromètre, dureté, traction, résilience.

Introduction :

Les aciers à haute limite élastique sont des aciers micro-alliés au niobium, vanadium et titane, obtenus par laminage à chaud. La présence de ces éléments en faibles teneurs provoque un durcissement structural par affinement de grain et par précipitation de fines particules de carbures (NbC, VC, TiC), de nitrures (NbN, VN, TiN) ou de carbonitrides complexes dans la matrice ferritiques de l'acier.

Ces aciers sont caractérisés par une haute limite élastique, une résilience à basse température, une bonne aptitude à la soudabilité et à la mise en forme. Les propriétés mécaniques intéressantes de ces aciers leur font de bons matériaux pour l'application des traitements thermiques.

L'objectif principal de ce travail est de :

- Présenter une étude bibliographique sur les aciers à haute limite élastique et sur les traitements thermiques des aciers.
- Réaliser une série de traitements thermiques sur l'acier X52, à savoir la normalisation à 880°C, la trempe à 930°C suivie de revenus durant 1 heure à différentes températures et un traitement à 723°C avec un refroidissement à l'air libre.
- Etudier l'effet de ces traitements thermiques sur les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues.
- Comparaison des résultats et choix du traitement adéquat à cette nuance utilisée pour la fabrication des pipelines au niveau de la TSS.
- Voir la possibilité de substituer la nuance X60 par le X52 dans le cas de besoin

II. Synthèse bibliographique

II.1. Aperçu sur les aciers à haute limite élastique

II.1.1. Introduction

Les aciers microalliés sont des familles d'aciers à hautes caractéristiques utilisés dans le domaine des constructions (métallique et mécanique). Dans ces aciers on introduit volontairement certains éléments de forte efficacité sur les propriétés en très faible quantité.

Ces aciers sont caractérisés par une haute limite élastique, une excellente propriété de résilience à basse température, bonne aptitude à la soudabilité et à la mise en forme.

Les familles d'acier concernées sont les suivantes :

- les aciers soudables à haute limite d'élasticité HLE (en anglais HSLA : High Strength Low Alloy Steels).
- les tôles minces pour formage et emboutissage à haute limite d'élasticité.
- les aciers de construction mécanique au carbone.
- des familles particulières, comme les aciers à rails, les ronds à béton.
- des aciers dits à dispersion d'oxydes, qui sont les plus récents et de vrais aciers à dispersoïdes [1].

II.1.2. Évolution des aciers micro-alliés

Jusqu'aux années 1950 les aciers se décomposaient en aciers ordinaires et aciers spéciaux. Bien que l'addition de vanadium en petite quantité dans des aciers de construction remonte aux années 1940[2], c'est l'introduction des tôles à tubes au niobium qui marque le début formel des aciers microalliés ; puis la mise au point du laminage contrôlé des plaques sur laminoir quarto, facilitée par la présence de niobium, a confirmé dès les années 1965 l'existence d'une nouvelle famille de nuances avec d'autres additions [1], comme le vanadium et le titane qui étaient déjà utilisés dans certains aciers.

Ce développement a été facilité par [1]:

- La découverte, au Brésil, d'une mine de niobium très importante.
- La commodité de l'addition de ferroniobium en aciérie car le niobium est beaucoup moins oxydable que le titane ou l'aluminium, il n'a pas d'affinité pour le soufre ou le phosphore.

- La demande croissante d'aciers facilement soudables, donc avec une tendance à la baisse de la teneur en carbone cette baisse devait être compensée par une addition, et une faible addition de niobium pouvait convenir sans changement notable du cycle de fabrication.

II.1.3. Éléments d'alliage dans les aciers HLE

Environ de 0,1 %; est la teneur limite qui distingue les aciers micro-alliés des aciers faiblement alliés. Dans le cas des aciers faiblement alliés, pour une teneur inférieure à 0,1 % les effets des éléments métalliques en solution solide homogène sont considérés comme très faibles. Dans le cas de l'acier microallié, la formation de composés très fins et très nombreux modifie considérablement les microstructures et les propriétés [1].

Les éléments principaux de l'acier microallié sont : **le titane; le niobium; le vanadium, le zirconium ou le tantale**, mais ils ne sont pas utilisés actuellement souvent pour des raisons de coût.

On ne considère pas comme un élément du même type : **l'aluminium, le bore, le molybdène**

II.1.4. Rôles des éléments

Le carbone (C) : Le carbone augmente fortement la quantité de perlite dans la microstructure et est un élément durcissant et économique. Cependant, une quantité élevée de cet élément réduit la soudabilité et la ténacité des aciers. L'augmentation en quantité de perlite n'améliore pas la limite d'élasticité qui est souvent le critère principal.

Le Manganèse (Mn) : Il est un durcisseur par solution solide dans la ferrite, mais il diminue aussi la température de transformation austénite-ferrite.

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.

Le Molybdène (Mo) : Il est utilisé dans les aciers HSLA laminés à chaud pour améliorer la trempabilité quand on désire avoir une microstructure autre que ferritoperlitique. [13]

Il augmente aussi la solubilité du niobium dans l'austénite et cela augmente la précipitation des Nb(C, N) dans la ferrite, donc un durcissement par précipitation plus grand. La vitesse de diffusion du Mo est très lente, comparée surtout à la vitesse de diffusion du

carbone. Aux températures supérieures à 1100°C, il augmente la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite et retarde sensiblement cette vitesse aux températures inférieures.

Le silicium (Si) : L'une des plus importantes applications du Silicium est son usage comme un désoxydant dans l'acier liquide. Il est souvent présent dans les aciers complètement désoxydés en quantité allant jusqu'à 0.35%. [15]

Le Chrome (Cr) : En générale, les effets du Cr qui motivent son emploi dans les aciers sont l'amélioration des propriétés mécaniques, de la résistance à l'oxydation, à la corrosion et à l'usure.

Des faibles teneurs permettent l'amélioration des caractéristiques mécaniques et les traitements thermiques ; les plus fortes teneurs confèrent la résistance à l'abrasion et l'oxydation. Le chrome est souvent associé à d'autres éléments comme le Ni, Cu, Ti, V, Mo, etc. [15]

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 à haute résistance et traitées.

Il 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. [15]

Le Cuivre (Cu) : Près de 0.20% de 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 et est accompagné par une légère baisse en ductilité. [15]

Le Niobium (Nb) : Forme des carbonitrides riches en carbone. 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, ce qui 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. [14]

Le Vanadium (V) : Il consolide les aciers HSLA par durcissement par précipitation et affinage de la taille du grain ferritique. 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, constituent des carbures moins durcissant.

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 V 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. [14]

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 Ti est de former de très fins nitrures ou carbonitrides qui sont stables à haute température et permettent de limiter le grossissement du grain austénitique. [2]

Il permet donc de fixer tout l'azote, comme le V 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 Ti, 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. [14.16.17]

L'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. [14]

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'Al. [12]

Le Soufre (S) : Le soufre est une impureté généralement nocive (fragilisant), qu'on élimine autant que possible des bains d'aciers. Il se combine de préférence avec le Mn, mais aussi au fer pour former des sulfures (Fe, Mn) S. Dans les aciers il nuit à la ténacité et favorise l'apparition des criques. [12]

Contrairement au phosphore, le soufre n'est pratiquement pas soluble dans l'acier, non seulement à température ambiante mais dans presque toutes les conditions. Le soufre précipite donc dès la solidification ou peu après.

Les inclusions de sulfure de Manganèse (MnS) sont plastiques à chaud ; elles s'allongent donc sous l'effet du laminage et sont responsables de l'anisotropie des propriétés. En effet, ce sont ces inclusions qui servent d'amorces aux cupules qui se forment au moment de la rupture. Pour éviter cette anisotropie gênante pour certaines utilisations qui sollicitent le métal dans des directions perpendiculaires au sens de laminage, on est arrivé aux opérations suivantes :

- Diminution de la teneur en soufre, ce qui réduit la quantité de sulfures ;
- Substitution du Manganèse par un autre élément fixant le soufre : Terres rares, calcium ou autres donnant des sulfures non plastiques. Ces sulfures se déforment peu ou pas du tout lors du corroyage et donnent une ductilité semblable dans toutes les directions ;
- Combinaison de ces deux techniques pour les aciers ayant une utilisation spéciale (tubes de gazoducs, offshore, etc.).[14,3 ,18]

	Niobium	Titane	Vanadium
Mise en solution	Haute température	Haute température sauf TiN, TiO	Basse température
Recristallisation	Retard	Retard	Peu d'effet
Précipitation durcissante	Oui si solution	Oui si solution	Oui Traitement thermique
Aciers IF (1)	Efficace	Très efficace	Peu
Affinement du grain	Très efficace	Efficace	Peu d'effet

Tableau II.1: Effet des éléments microalliés [5].

II.1.5. Combinaison de plusieurs éléments micro-alliés

Il est possible de faire des combinaisons à deux éléments ou même à trois dans certains cas. Car les précipités des divers éléments Nb, Ti, V sont indépendants les uns des autres, leurs effets sont additifs du moins tant que le carbone (ou l'azote) est en quantité suffisante. En effet, on a un double avantage [1] :

- la mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément.
- on profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique (voir figure 4) ; l'effet durcissant des précipités va diminuer quand les précipités sont relativement plus gros.

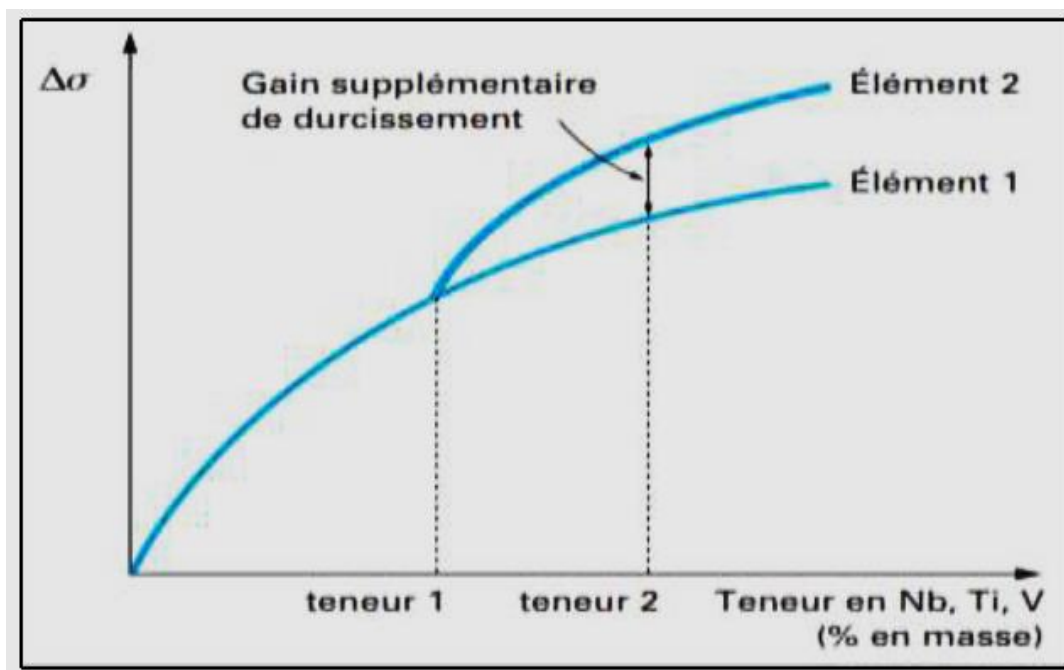


Figure II.1: Intérêt de la combinaison de deux éléments microalliés sur le durcissement.

II.1.6. Catégories et spécification des aciers HSLA

Les aciers HSLA incluent un grand nombre de nuances standards et sont conçus pour fournir des combinaisons spécifiques de propriétés telles que la résistance, la ténacité, la formabilité, la soudabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique.

Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, bien que leurs propriétés désirées soient accomplies par l'usage de petites additions d'alliages.

Au lieu de cela, ils sont classés comme une catégorie d'acier séparée, qui est semblable à l'acier au carbone doux laminé, avec des propriétés mécaniques rehaussées obtenues par de

judicieuses (petites) additions d'alliages et des techniques de traitement spéciales tel que le laminage contrôlé. [19]

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories :

II.1.6 .1. Aciers résistants à la corrosion

Ils étaient les premiers aciers HSLA développés. Ils contiennent du cuivre et autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement par solution solide et l'affinement du grain ferritique. [19]

II.1.6.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique

Ils utilisent des additions d'éléments tels que le niobium et le vanadium pour augmenter la résistance de l'acier laminé à chaud sans augmenter la quantité du carbone et/ou du manganèse.

Des études faites sur le niobium et le vanadium [4] ont révélé que de petites quantités de ces éléments (moins de 0.10%) suffisent pour durcir les aciers au carbone- manganèse.

Donc, la quantité de carbone pourrait être réduite pour améliorer la soudabilité et la ténacité, les effets durcissant de niobium et de vanadium ayant compensé la décroissance de la résistance due à la réduction du carbone.

Les différents types d'aciers micro-alliés ferrito-perlitique incluent :

- Aciers micro-alliés au vanadium
- Aciers micro-alliés au niobium
- Aciers micro-alliés au niobium-molybdène
- Aciers micro-alliés au vanadium-niobium
- Aciers micro-alliés au Vanadium-azote
- Aciers micro-alliés au titane
- Aciers micro-alliés au Niobium-titane
- Aciers micro-alliés au Vanadium-titane

Ces aciers peuvent contenir d'autres éléments pour améliorer la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide ou augmenter la trempabilité (si on veut obtenir une microstructure autre que la microstructure ferrito-perlitique). [4]

II.1.6.3. Aciers Laminés à Structure Perlitique

Ils sont un groupe spécial d'aciers dont l'augmentation des propriétés mécaniques (et dans quelques cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) est obtenue par l'addition de quantités modérées d'un ou de plusieurs éléments autres que le carbone.

D'autres aciers Perlitiques contiennent de petites quantités d'éléments alliés pour améliorer la soudabilité, la formabilité, la ténacité et la dureté.

II.1.6.4. Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone)

Une autre approche au développement des aciers HSLA est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et plus résistante, au lieu d'une microstructure de ferrite polygonale habituelle pendant la transformation des aciers à très bas carbone (moins que 0.08%C) avec une trempabilité suffisante (par additions de Molybdène et/ou de Bore).

A la différence de la structure polygonale, la structure aciculaire (qui est aussi appelé bainite à bas carbone) est caractérisée par une haute densité de dislocation et des grains fins très déformés. Les aciers à ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempé ou, de préférence, par refroidissement à l'air avec l'addition d'éléments convenables pour la trempabilité.

L'avantage principal de ce type d'acier est la combinaison exceptionnelle de hautes limites d'élasticité, haute ténacité et d'une bonne soudabilité. Les applications principales de ces aciers sont les pipelines dans les conditions de l'arctique. [5.6]

II.1.6.5. Aciers dual-phase

Ils ont une microstructure composée de 80 à 90% de ferrite polygonale et 10 à 20% d'îlots de martensite dispersées dans la matrice ferritique. Ces aciers ont une faible limite d'élasticité, donc ils forment un acier à faible résistance, mais ils peuvent aussi fournir une haute résistance pour un composant fini à cause de leur durcissement par un travail à froid. [7]

II.1.6.6. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés

Un développement important dans les aciers micro-alliés a été permis par le contrôle de la forme des inclusions. Les inclusions des sulfures qui sont plastiques durant le laminage à chaud et donc allongées, ont un effet nuisible sur la ductilité (suivant l'épaisseur).

L'objectif principal du contrôle de la forme des inclusions est de produire des inclusions sulfureuses avec une plasticité négligeable même pour les plus hautes températures de déformation.

Ce contrôle est exécuté avec de petites additions d'éléments de terre rare (Pr, Ce), de Zr, de Ca ou du Ti qui changent la forme des inclusions allongées en petites globules dispersés presque sphériques. Ce changement dans la forme des inclusions augmente la résilience et améliore la formabilité. [8.9].

II.1.7. Différents mécanismes de durcissement des aciers

Ces aciers peuvent être durcis par différents mécanismes à savoir :

- Durcissement par solution solide,
- Par affinement du grain,
- Par précipitation des éléments formant des dispersoïdes,
- Par la seconde phase (la perlite),
- Par écrouissage,
- Par les joints de grains.

II.1.7.1. Durcissement par solution solide

Les éléments sont en solution solide d'insertion comme l'azote et le carbone, ou en solution solide de substitution comme le chrome, le manganèse, le silicium et le phosphore, etc. la figure (II.2)[7] montre qu'à l'exception du chrome, qui a une influence légèrement négative, tous les éléments augmentent la limite d'élasticité de la ferrite, les plus actifs étant de très loin le carbone et l'azote interstitiels ; viennent ensuite tous les éléments en solution de substitution dont le plus actif est le phosphore.

Certains éléments en solution ont également une influence sensible sur la résilience : elle est favorable pour le nickel et le manganèse qui abaissent la température de transition et défavorable pour l'azote interstitiel qui l'élève notablement.

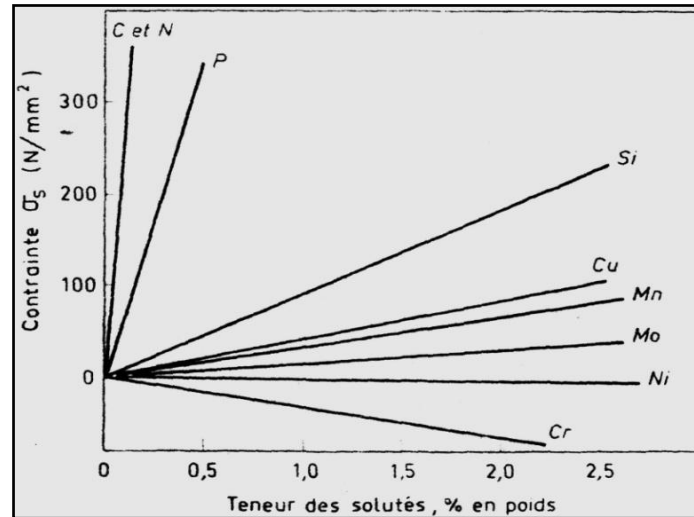


Figure II.2 : Exemples de l'influence des atomes de soluté sur la limite d'élasticité de la ferrite [7].

II.1.7.2. Par affinement du grain

La taille du grain joue un rôle extrêmement important et favorable à la fois sur la limite d'élasticité et sur la résilience. Des relations quantitatives ont été établies entre la grosseur de grain ferritique et la limite d'élasticité d'une part, et la température de transition d'autre part.

Dans le premier cas, c'est la relation de Hall- Petch :

$$\sigma_e = \sigma_0 + K d^{-1/2}$$

Où σ_e est la limite d'élasticité, σ_0 et K sont des constantes et d le diamètre moyen du grain.

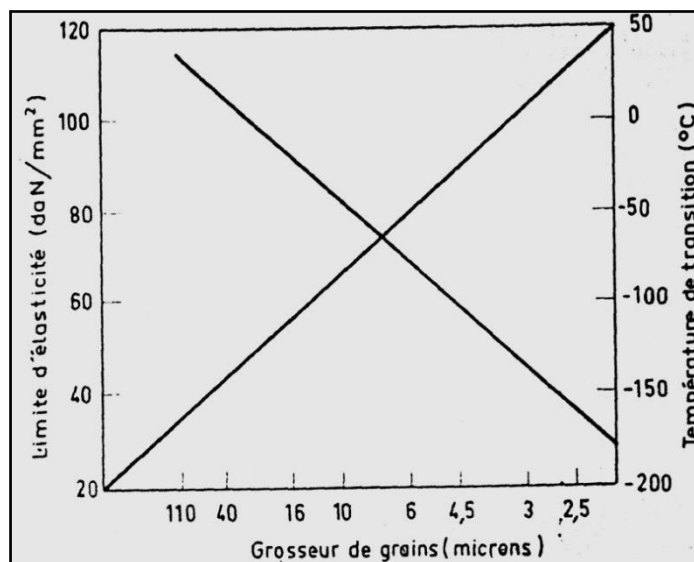


Figure II.3 : Variation de la limite d'élasticité et de la température de transition en fonction de la grosseur de grains. Acier à 0.1% C, 0.5% Mn, 0.2% Si, 0.006% N [7].

II.1.7.3. Par précipitation des éléments formant des dispersoïdes

Les caractéristiques mécaniques des aciers à dispersoïdes dépendent fortement de l'état de précipitation résultant de leur histoire thermomécanique. Il importe donc d'assurer au préalable une mise en solution partielle des éléments microalliés tels que le niobium, le vanadium et le titane.

La figure I.3 montre à titre d'exemple une corrélation entre la teneur des éléments microalliés et les températures de mise en solution des précipités présents dans un acier HLE.

En effet les dispersoïdes non dissous lors de l'austénitisation ont tendance à coalescer et ne confèrent qu'un faible durcissement.

Certains auteurs ont en effet montré que de très gros précipités de niobium non durcissants sont seulement capable d'affiner fortement la structure ferritique [16].

Les dispersoïdes se formant dans la ferrite lors d'un refroidissement continu (carbures ou carbonitrides) précipitent sous forme de nappes. Cette précipitation interphase est d'autant plus fine que la température de transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ est plus basse [17], elle provoque un durcissement dont l'importance peut être reliée à la quantités des éléments mis préalablement en solution à haute température puis précipités au refroidissement.

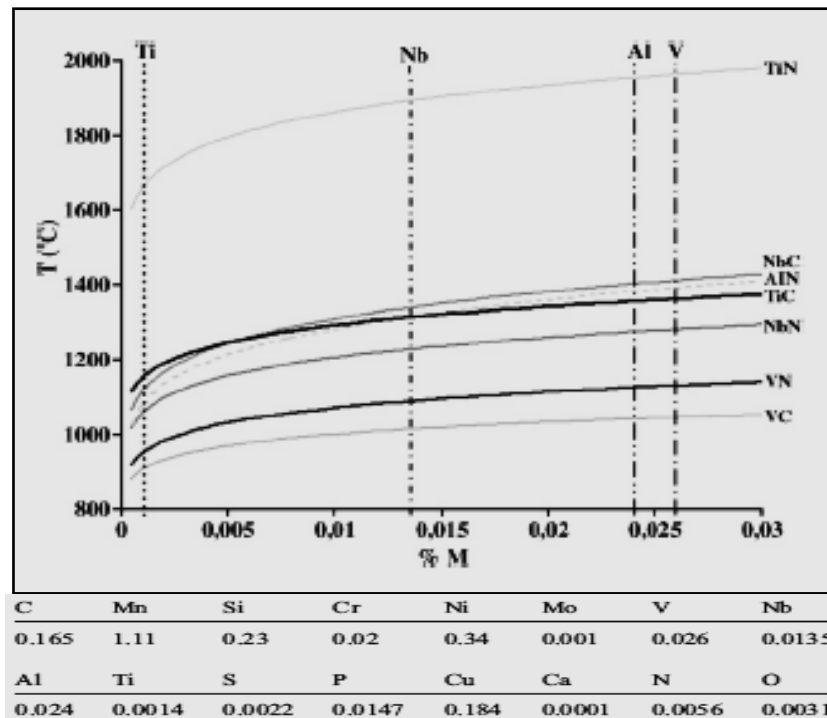


Figure II.4 : Corrélation entre la teneur des éléments microalliés (M%) et les températures de mise en solution des précipités présents dans un acier HLE [18].

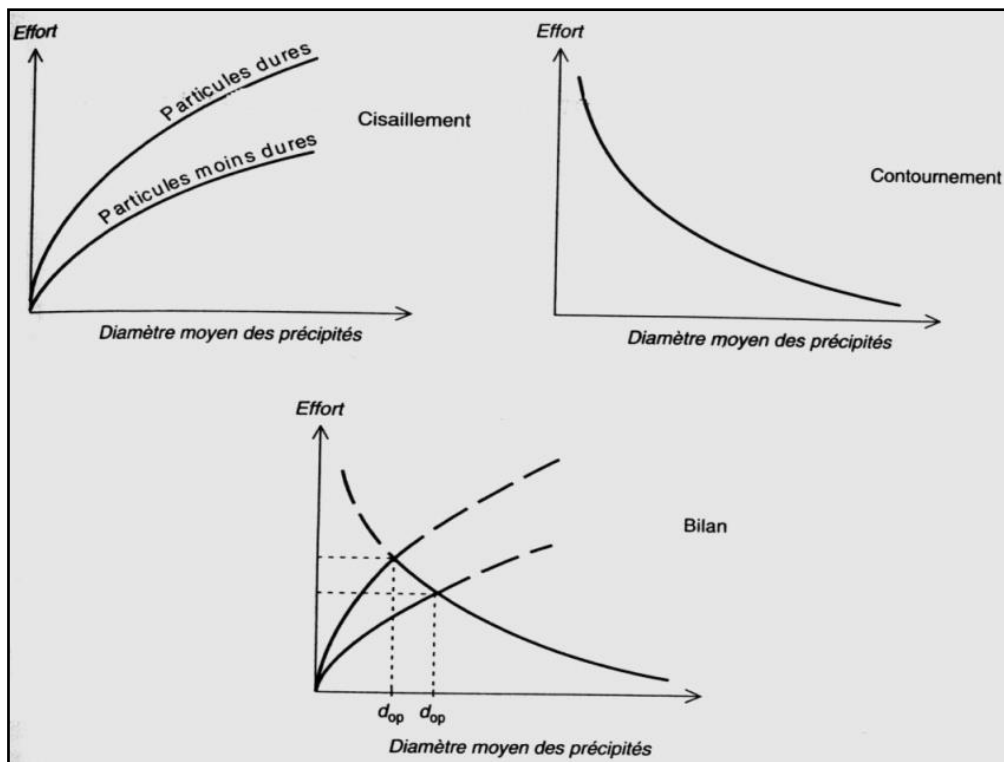


Figure II.5 : Effets de la taille et de la dureté des précipités [21].

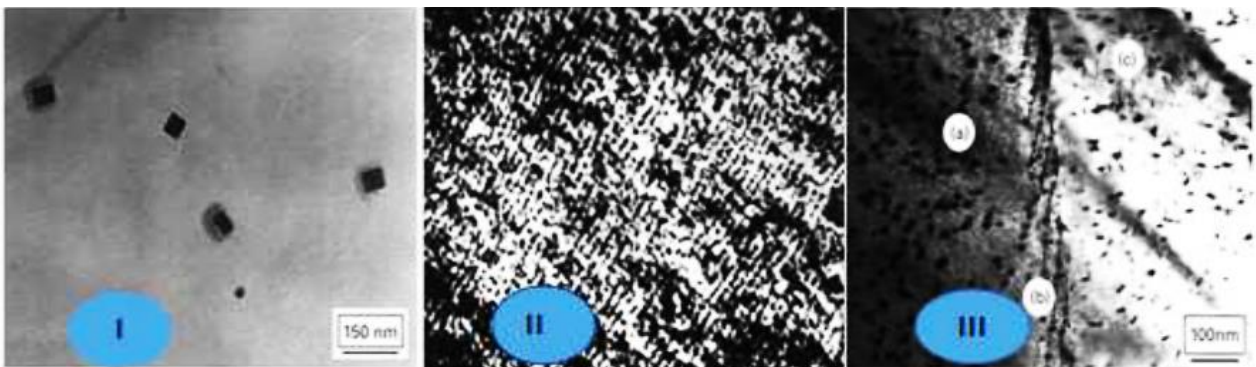


Figure II.6 : Micrographies électroniques en transmission sur lame mince montrant les différents types de précipités (I) Carbures de (TiC) précipités intra-granulaires de taille entre 5 et 20 nm ; (II) Précipitations inter phases contenant 0,75 % de V et 0,15 % C; (III) Carbures de niobium (NbC).

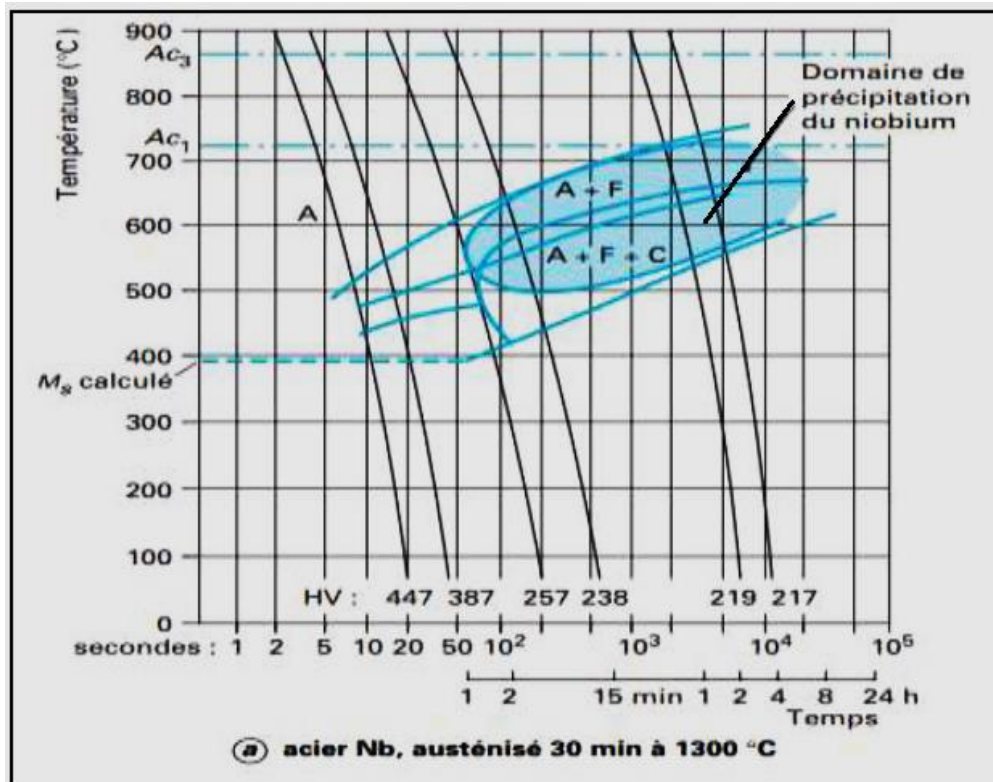


Figure II.7 : Courbes de transformation en refroidissement continu d'un acier microalliés présentant le domaine de précipitation [4].

II.1.7.4. Durcissement par la seconde phase (proportion de la perlite)

D'après Pickering et Gladman [15], la proportion de la perlite n'a qu'une action relativement faible sur la limite d'élasticité, mais elle est plus marquée sur la résistance à la traction. Ces aciers microalliés présentent des faibles proportions de perlite.

II.1.7.5. Durcissement par écrouissage

Le durcissement par écrouissage de la matrice métallique entraîne la création d'un réseau enchevêtré de dislocation qui s'oppose de plus en plus à l'action des systèmes de glissement. L'accroissement du niveau de contraintes nécessaire pour déformer plastiquement le matériau dépend donc de la densité de dislocations.

II.1.7.6. Durcissement par substructure

Ce mode de durcissement s'obtient lors du laminage contrôlé ou thermomécanique. L'apparition des sous grains à faible désorientation pendant la polygonisation forme la substructure. Cette dernière est obtenue par le réarrangement des dislocations à l'intérieur du grain écroui.

La formation de la substructure influe sur les propriétés de résistance. Les sous grains obtenus présentent un obstacle pour les dislocations en mouvement lors de la déformation ultérieure, ceci peut mener à une consolidation du matériau.

II.1.8. Effets de la précipitation sur les propriétés mécaniques

La nature, le nombre et la taille des précipités déterminent leur effet durcissant. La théorie la plus utilisée est celle d'**Ashby-Orowan** qui s'exprime par la formule [6] :

$$\Delta\sigma = 5,9f^{1/2} \ln (x/2,5 \times 10^{-4})$$

$\Delta\sigma$ durcissement (en N/mm^2),
 f fraction volumique,
 x diamètre des précipités (en μm).

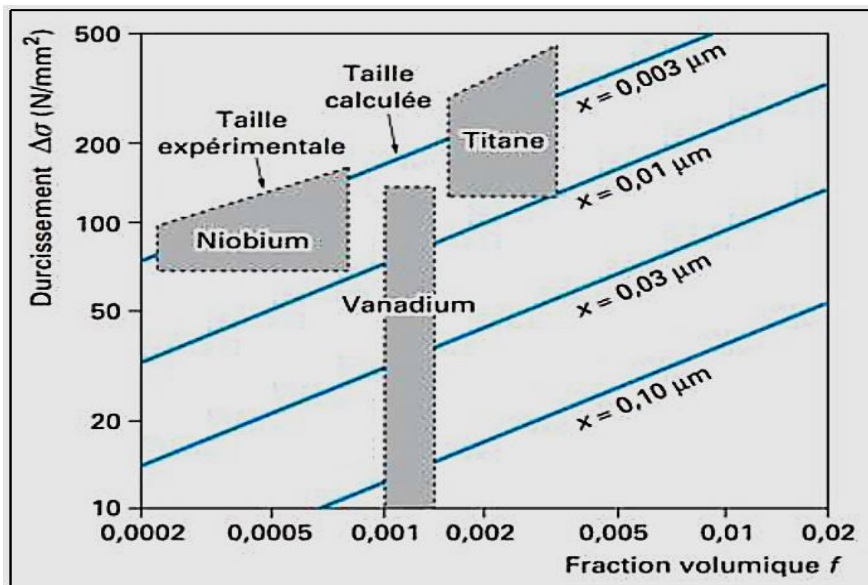


Figure II.8 : Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités [11].

- **Durcissement globale :** L'augmentation globale de la limite d'élasticité **Re_{et}** de la résistance à la rupture par traction **R_m** correspond à la somme du durcissement intra-granulaire par les précipités et de l'effet taille de grain, chiffré par **la loi de Petch**, qui peut être aussi important que le premier ; par rapport à un acier de référence, le durcissement global peut atteindre plus de 200 Mpa, soit pour un acier extra doux un quasi-doublement.
- **La ductilité :** la ductilité d'une phase durcie varie en fonction inverse de sa dureté, mais il faut également tenir compte de [1] :

- qu'il s'agit de précipités ou d'affinements de structures car certains modes de durcissement diminuent moins la ductilité que d'autres comme l'affinement de grain ou le mélange de phases comme la présence de la martensite dans de la ferrite (aciers double phase).

- la diminution de la teneur en carbone ou des éléments d'alliage et l'amélioration de la propreté inclusionnaire (baisse du soufre et de la teneur en oxygène) qui permet le développement de nuances à haute résistance capables de supporter des formages difficiles.

- **La ténacité** : mesurée par une énergie de rupture en résilience ou une température de transition illustrée par la figure I.6.

En ce qui concerne l'effet fragilisant des précipités, il semble bien qu'il dépend également de la taille de grain, elle est importante pour des grains grossiers formés à haute température et n'est plus apparente pour les grains les plus fins. [1]

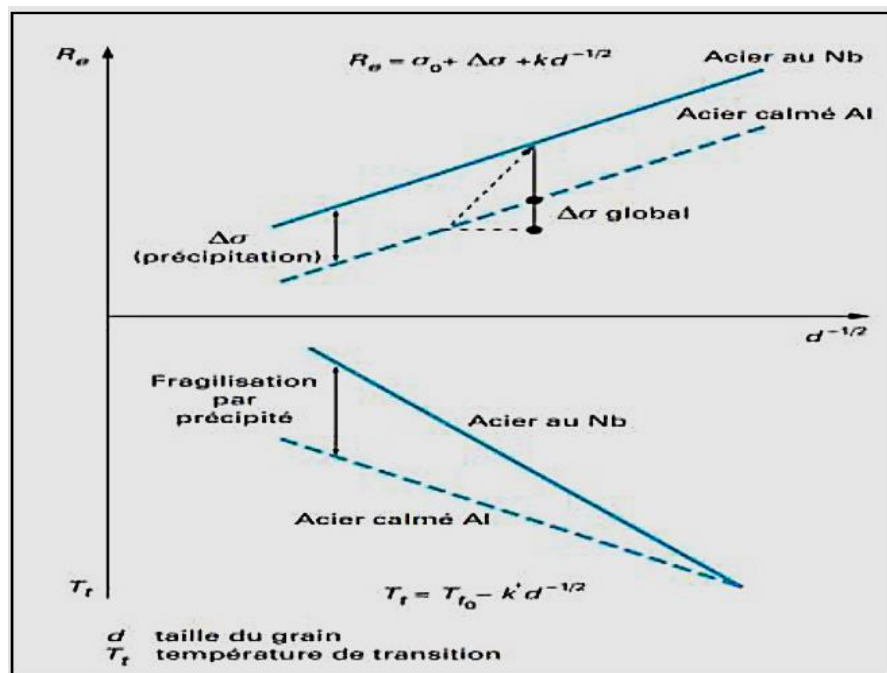


Figure II.9 : Influence combinée de l'affinement du grain et de la précipitation sur la limite d'élasticité et la température de transition (loi de Petch).

- **Fluage** : L'emploi des aciers microalliés à des températures élevées nécessite de connaître les propriétés à chaud de ces nuances : limite d'élasticité à chaud et caractéristiques de fluage. La présence de précipités fins de niobium et de vanadium améliore ces caractéristiques malgré l'affinement du grain dans la gamme de température concernée jusqu'à 550°C [7].

II.2. les traitements thermiques des aciers

II.2.1. Définition

La définition retenue par la norme *NF EN 10052* pour traitement thermique est une succession d'opérations au cours desquelles un produit ferreux solide est soumis en totalité ou partiellement à des cycles thermiques pour obtenir un changement de ses propriétés et/ou de sa structure.

II.2.2. Les éléments d'un traitement thermique

Un traitement thermique consiste, donc, à jouer sur trois éléments : la température, le temps et le milieu de séjour durant le maintien en température (neutre ou réactif) lors de trois phases différentes : la montée en température, le maintien à température et le refroidissement.

En général, la phase déterminante et critique est le refroidissement. La vitesse appropriée pour obtenir les caractéristiques voulues amène à choisir un milieu de refroidissement (par exemple air, eau, bain de sel, huile, gaz ou mélanges gazeux sous pression) en fonction de la dimension de la pièce à traiter et la trempabilité.

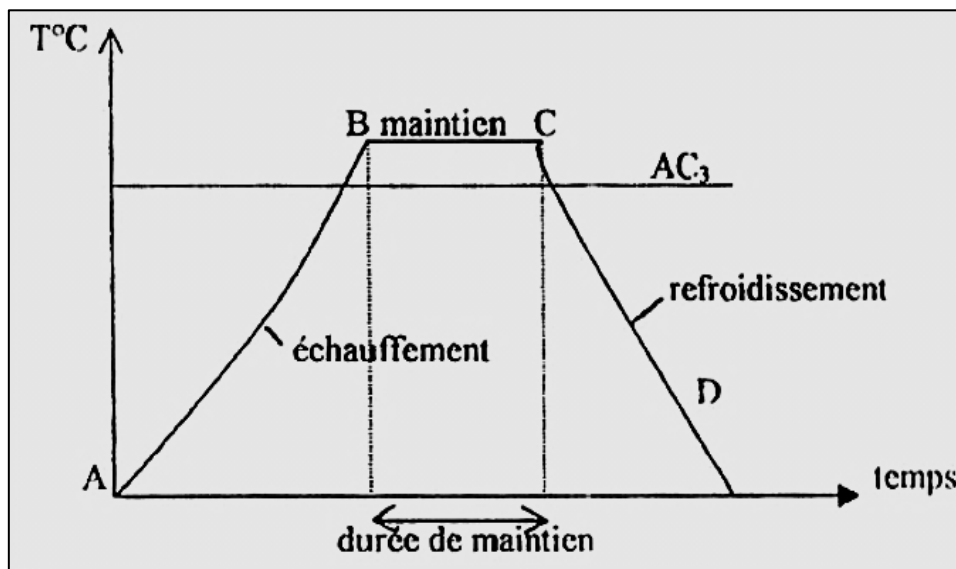


Figure II.10 : Le cycle thermique.

II.2.3. Les caractéristiques de l'acier qui résultent de l'effet d'un traitement thermique

Il faut bien sûr prendre en compte avant tout, la composition chimique, les dimensions et la géométrie de la pièce traitée. Il faut noter qu'un acier peut présenter plusieurs types de structures cristallines liées aux phases, aux types de précipités et à l'organisation entre ces deux éléments.

L'ensemble des traitements thermiques pour emploi final et intermédiaires jouent sur ces aspects avec notamment les transformations de phases au chauffage et au refroidissement, les mises en solution ou apparition des précipités et la diffusion d'éléments divers au chauffage.

La taille des grains et leur grossissement interviennent. Cela agit sur le résultat final de la structure et par ailleurs dépend également des conditions des traitements thermiques et éventuellement des éléments d'addition.

II.2.4. Caractéristiques de mise en œuvre et d'emploi

On recherche un compromis entre les caractéristiques suivantes :

- Ductilité (capacité de déformation)
- Résilience, ou ténacité (résistance au choc)
- Résistance (limite d'élasticité, résistance à la traction)
- Dureté

Certaines structures sont favorables à la dureté, certaines caractéristiques (taille de grains) en conjonction avec d'autres paramètres agissent sur la ductilité.

II.2.5. Austénitisation des aciers

L'austénitisation consiste à porter l'acier à une température du domaine de l'austénite, de manière que la structure devienne de l'austénite.

Une austénitisation est dite convenable lorsque les conditions permettent d'homogénéiser la température dans toute la pièce et de mettre en solution solide tous les éléments d'alliage dans la structure *CFC* de l'austénite. L'austénitisation précède l'opération de trempe.

II.2.5.1. Vitesse de chauffage

L'opération de chauffage d'un acier à sa température d'austénitisation doit considérer en particulier sa composition chimique, sa structure cristalline et surtout la forme de la pièce et ses dimensions.

Le chauffage à une vitesse donnée **VC** entraîne automatiquement un gradient thermique entre la surface et le cœur de la pièce, et un décalage dans la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. Ces deux facteurs sont d'autant plus importants que d'une part la vitesse de chauffage est plus grande et d'autre part la conductibilité thermique est faible. Ils

entraînent par état de conséquence la naissance de contraintes internes d'autant plus importantes que l'acier est chargé en carbone et en éléments d'alliage.

Si le degré de formation des contraintes n'est pas important, les conditions de chauffage sont plus souples. La pièce peut être soumise à un chauffage à la limite à vitesse rapide.

Lorsque l'acier est confronté à la naissance d'une forte densité de contraintes, il doit être soumis à un chauffage à vitesse lente. Il s'agit donc soit de chauffage continu ou de chauffage par étape avec maintien isotherme à des températures intermédiaires.

II.2.5.2. Température d'austénitisation

Le choix de la température d'austénitisation dépend du meilleur rendement du traitement. Elle est fonction des propriétés du produit de transformation qui varient selon une austénitisation complète ou partielle.

L'austénitisation complète est souvent appliquée sur les aciers hypoeutectoides non alliés et les aciers faiblement alliés pas trop chargés en carbone. Il faut noter en outre que le niveau de température dans ce domaine influe sur la grosseur des grains austénitiques et donc sur la qualité des propriétés après traitement.

Quant à l'austénitisation partielle, elle est appliquée sur les aciers hypereutectoides non alliés et plus particulièrement sur les aciers faiblement et fortement alliés assez chargés en carbone (aciers à outils).

II.2.5.3. Durée d'austénitisation

L'austénitisation nécessite un temps de maintien t_a à la température T_a pour l'homogénéisation et la mise en solution totale des éléments d'alliages présents dans l'acier. Ce temps est lié à T_a . Il est d'autant plus grand que T_a est plus petit dans l'acier et réciproquement. Ils sont par ailleurs tous deux facteurs de grossissement des grains \square lors de l'austénitisation avec un avantage pour T_a .

II.2.5.4. Grosseur du grain G_a

Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé lié au paramètre d'équivalence temps-température d'austénitisation.

$$P_a = \left(\frac{1}{T_a} - \frac{2,3R}{\Delta H_a} \log t_a \right)^{-1} \text{ en } (^{\circ}K)$$

Où $R=8.314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$ et est l'enthalpie d'activation du grossissement du granausténitique qui, pour les aciers faiblement alliés, a une valeur moyenne de 460 kJ.mol^{-1} .

II.2.6. Transformations de phases dans les aciers

Deux classes de transformation de l'austénite en condition isotherme sont connues: avec ou sans diffusion.

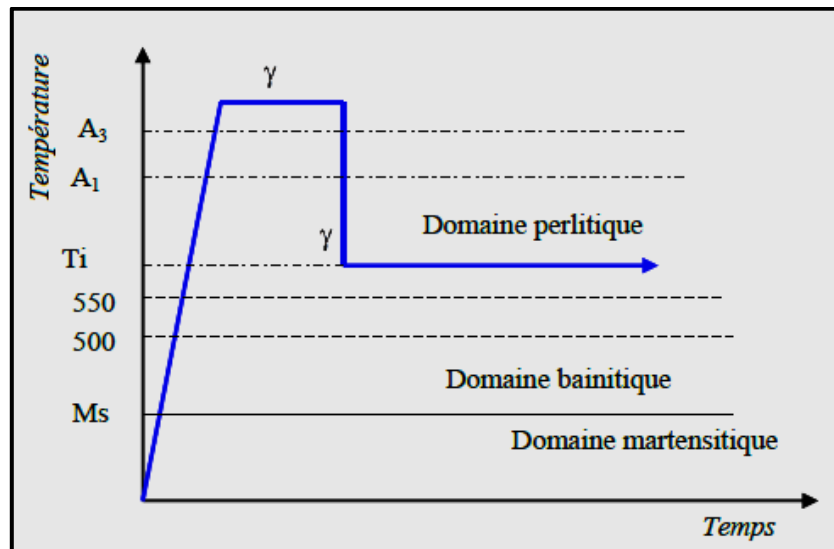
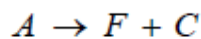


Figure II.11 : Différents types de transformation.

II.2.6 .1. Transformation avec diffusion

Si la température de maintien T_i est comprise entre celle du point A₁ et celle du point M_s (Martensite Start : température de début de transformation de l'austénite), les transformations de l'austénite conduisent à la formation d'agrégats de ferrite et de carbures :



Ces transformations mettent en jeu des phénomènes de diffusion qui régissent la cinétique de ce type de transformations.

A une température de maintien isotherme T_i déterminée, la transformation de A (l'austénite) commence après un certain temps d'incubation t₀ et est déterminée au bout du temps t₁. Entre t₀ et t₁, l'austénite se transforme progressivement en (F+C) et les moyens expérimentaux permettent d'évaluer le temps au bout duquel la fraction massique y d'austénite s'est transformée.

Cette cinétique est plus ou moins complexe et dans les cas les plus simples (domaine perlitique) peuvent être décrites par une loi du type *Johnson-Mehl-Avrami*:

$$y = 1 - \exp(-(kt)^n)$$

Où y la fraction massique de A transformé et k et n des coefficients expérimentaux. En fait, dans cette classe de transformation avec diffusion ($A \rightleftharpoons F + C$), on a mis en évidence deux types distincts, correspondants à deux mécanismes différents de formation de l'agrégat ferrite + carbure (F+C).

- ✓ la transformation perlitique : $(500 \text{ à } 550 \text{ }^\circ\text{C}) < T_i < A_1$
- ✓ la transformation bainitique : $M_S < T_i < (500 \text{ à } 550 \text{ }^\circ\text{C})$

- **Transformation perlitique**

Pour des températures de transformation entre 720°C et 450°C (phase perlitique), débute la transformation par la formation des premiers germes de cémentite sur les joints des grains de l'austénite, ces germes se développent à l'intérieur des cristaux γ et le voisinage des cristaux de cémentite s'appauvrit en carbone et se fustige en ferrite α . La solubilité du carbone dans la ferrite est très faible, ce qui conduit à la précipitation du carbone se trouvant dans la ferrite dans le domaine de l'austénite voisin et ce qui donne la formation de la perlite (Fe α + cémentite).

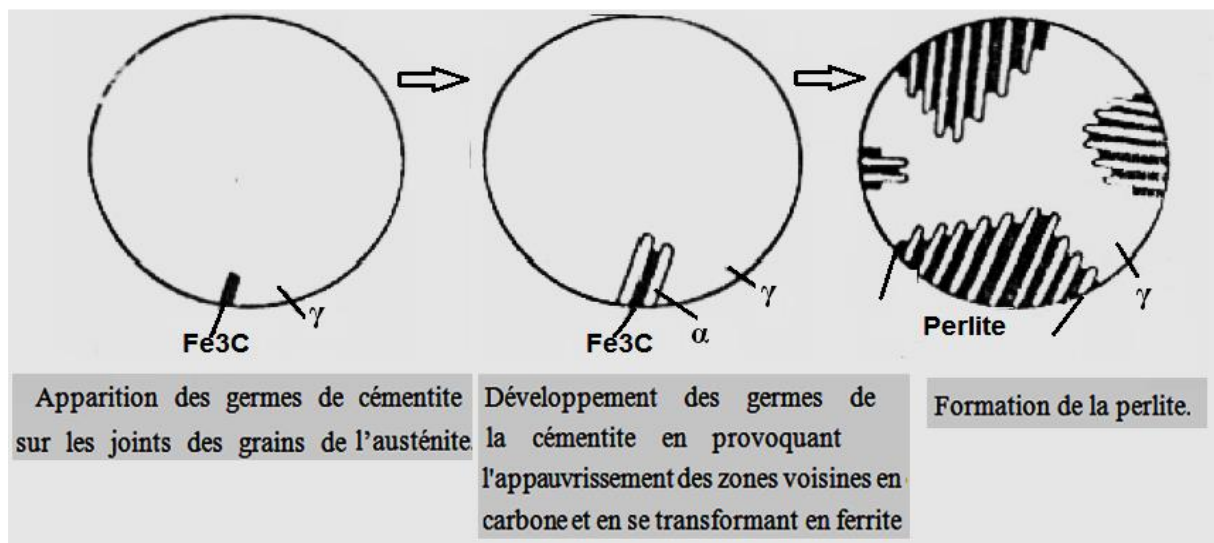


Figure II.12 : Les différentes étapes de la formation de la perlite
(Transformation austénite en perlite)

- **Transformation bainitique**

L'austénite se décompose en deux phases par diffusion, mais cette diffusion ne se produit pas jusqu'à la fin et la phase de la ferrite, dans ce cas, elle représente une solution solide de carbone dans le fer α , mais elle est sursaturée lors de la transformation bainitique. On peut arriver au fait qu'il reste une quantité de l'austénite résiduelle, qui peut se transformer en martensite lors d'un refroidissement ultérieur.

Pour des surfusions très élevées, entre 400°C et le point M_s (transformation bainitique) se forme la bainite à partir de l'austénite. Les températures très basses empêchent la diffusion du carbone dans l'austénite (elle est pratiquement arrêtée), le début de la décomposition sera lent et la durée de la transformation augmente.

A partir des joints des grains de l'austénite se forment les cristaux de ferrite sursaturés en carbone, lesquels se développent au fur et à mesure. Le carbone se précipite sous forme de cristaux de cémentite lamellaire ou globulaire car la vitesse de diffusion du carbone dans la ferrite est grande par rapport à celle de l'austénite.

Plus la température de formation de la bainite est basse plus la vitesse de diffusion du carbone dans le réseau α est petite et les cristaux de cémentite dans la ferrite deviennent fins.

Donc la bainite est comme la perlite, elle se compose de ferrite et de cémentite, mais elle ne se forme pas directement à partir de l'austénite, mais suivant presque la même transformation que celle de la martensite, elle possède une dureté assez élevée.

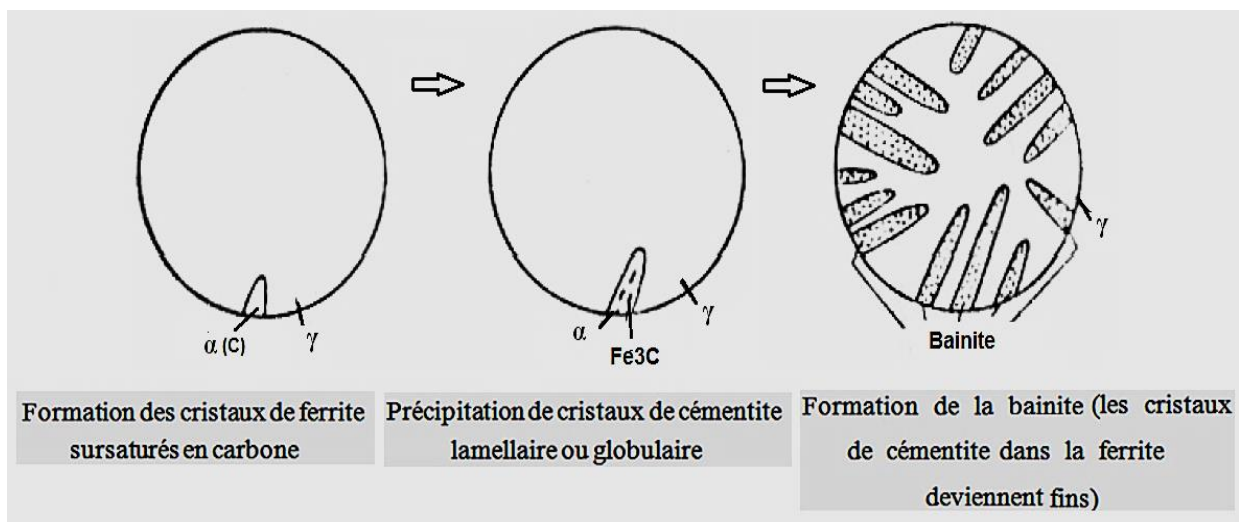


Figure II.13 : Les différentes étapes de la formation de la bainite.

II.2.6 .2. Transformation avec diffusion

C'est au-dessous d'une température d'environ 180°C que se forme la cémentite à partir de l'austénite sur-fusionnée. Lorsque la température de l'austénite sur-fusionnée diminue jusqu'à environ 180°C , ou même plus bas, le processus de diffusion est complètement arrêté et une transformation sans diffusion se produit, elle est appelée transformation martensitique.

La martensite est une solution solide de carbone dans le fer α mais très saturée, son réseau cristallin est très distorsé (déformé). La transformation martensitique se produit sans déplacement des atomes de carbone, seulement les atomes de fer qui se déplacent à une distance plus petite que la distance inter-atomique, cette transformation se produit très vite.

Les points de début et fin de transformation dépendent du pourcentage de carbone, avec l'augmentation du % C, les points M_f et M_s diminuent.

La martensite a une structure très dure, le phénomène de durcissement de caractère physico-chimique avec le réseau cristallin du fer α très déformé par la présence des atomes de carbone ce qui explique son durcissement.

Quand la température du milieu de trempe est supérieure au point M_f , l'austénite ne se transforme pas complètement en martensite, d'habitude il y a une certaine quantité d'austénite résiduelle. Elle est instable et lors des basses températures elle peut donner la martensite.

Cette transformation provoque des déformations plastiques, donc l'austénite résiduelle dégrade les propriétés de la structure en diminuant la dureté (tenue à l'usure). Pour des températures $T < 100^{\circ}\text{C}$, la martensite et l'austénite sont très stables et on a plus de transformation de structure.

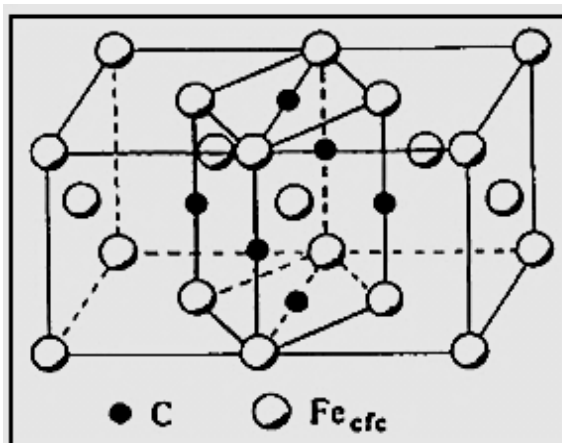


Figure II.14: Structure quadratique entrée de la martensite

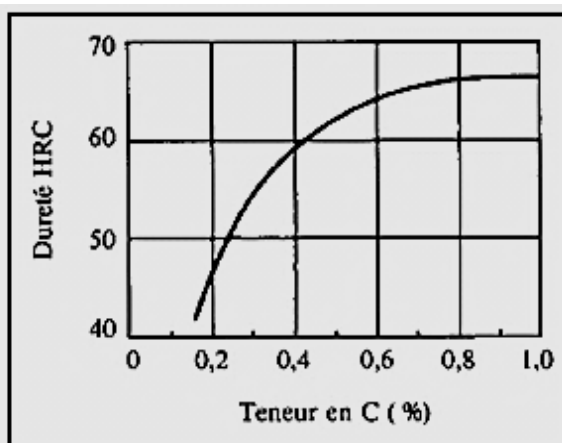


Figure II.15 : Evolution de la dureté de la martensite en fonction du %C

II.2.7. Les grands types de traitements thermiques

Les modes principaux de traitement thermique qui modifient de diverses manières la structure et les propriétés d'un alliage par des opérations de chauffage jusqu'à une certaine température, de maintien à cette température, et suivies d'un refroidissement à une vitesse plus ou moins accélérée sont :

- Le recuit.
- La trempe.
- Le revenu et le vieillissement.

Les principaux facteurs qui permettent de distinguer entre les différents types de traitements thermiques sont la température de maintien et la vitesse de refroidissement.

II.2.7.1. Le recuit

Le recuit consiste à :

- chauffer la pièce à une température déterminée dite température de recuit (le choix de la température dépend des objectifs, elle peut aller de 450 et 1100°C)
- maintenir cette pièce à cette température pendant un temps donné
- refroidir à la vitesse adéquate afin d'obtenir après retour à la température ambiante un état structural du métal proche de l'état d'équilibre stable.

Ce traitement permet:

- Diminuer la dureté d'un acier trempé.
- Obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter l'usinage ou les traitements mécaniques.
- Régénérer un métal écroui ou surchauffé.
- Homogénéiser les textures hétérogènes.
- Réduire les contraintes internes

II.2.7.1.1. Recuit d'homogénéisation

Ce type de recuit s'applique aux aciers bruts de coulée et aux aciers moulés dans le but d'affaiblir ou éliminer la ségrégation dendritique ou inter-cristalline.

Lors de la solidification de l'acier, les éléments d'alliage ou le carbone sont repartis d'une façon hétérogène à l'échelle du grain austénitique, c'est à dire, il y a une différence de concentration de ces éléments qui se présentent dans la structure.

La ségrégation renforce la susceptibilité à l'anisotropie des propriétés et aux défauts. Elle diminue la plasticité et la ductilité d'un acier allié. C'est pourquoi non seulement les lingots, mais aussi les grosses pièces moulées sont assez souvent soumis à l'homogénéisation.

L'élimination ou l'affaiblissement de ce défaut est possible seulement lors du chauffage poussé 1100 à 1200°C, sans toutefois atteindre le domaine de surchauffe du métal qui provoque un grossissement indésirable du grain. La diffusion provoque l'échauffement ce qui amène à l'égalisation de la concentration sur tous le volume de l'acier.

La durée générale de recuit de diffusion (chauffage, séjour et refroidissement lent) de grosses pièces varie de 50 à 100 heures et plus. Suivant la composition de l'acier, le poids de la charge, le séjour dure de 8 à 20 heures.

II.2.7.1.2. Recuit de détente (ou de stabilisation, ou de relaxation)

Cette forme de recuit est appliquée aux pièces moulées, usinées et soudées dans lesquelles les gammes de fabrication précédentes, dues au refroidissement irrégulier, donne une déformation plastique à froid aux différentes transformations. Cette forme de recuit est destinée à supprimer ou diminuer les contraintes résiduelles. La température de ce recuit est choisie entre (350 à 650) °C et s'effectue pendant quelques heures et suivie d'un refroidissement lent.

II.2.7.1.3. Recuit de recristallisation

Pendant la déformation plastique à froid, le métal subit un écrouissage, c'est à dire, la dureté et la résistance du métal augmentent et sa plasticité diminue. Ce qui rend difficile le travail du matériel par déformation.

Dans la structure du métal, la déformation à froid provoque les lignes de glissement, étirage des grains, désintégration des différents types de cristaux fragiles tels que la cémentite lamellaire de la perlite et les impuretés de la scorie.

Par l'intermédiaire du recuit de recristallisation à une température supérieure, à la température de recristallisation, l'état de contrainte est éliminé et l'acier acquiert sa plasticité et ductilité grâce à la formation de nouveaux cristaux.

La température de recristallisation dépend de plusieurs facteurs. Les facteurs les plus influant sont la teneur en éléments d'alliages et le degré de déformation. Elle diminue avec l'augmentation du degré de déformation et de la teneur en éléments d'alliages.

Pour les aciers non alliés, la température de recristallisation est de 450 à 600°C et de 600 à 800°C pour les aciers faiblement et fortement alliés.

Dans les cas des aciers (0,08 à 0,2 %C), les plus utilisés dans le travail à froid, la température de recuit est de (680 à 700)°C.

II.2.7.1.4. Recuit des phéroïdisation (ou de coalescence)

Ce recuit consiste, après chauffage à une température légèrement inférieure à Ac1, à maintenir l'acier à cette température pendant un temps plus ou moins long, puis à le refroidir lentement, de façon qu'il soit dans un état aussi doux que possible et exempt de contraintes. Il s'agit également d'un recuit permettant de faire évoluer la forme géométrique des carbures, telles que les lamelles de cémentite, vers la forme sphérique stable. Il sert également à améliorer la capacité de déformation à froid du matériau traité.

II.2.7.1.5. Recuit de normalisation

C'est un traitement thermique qui consiste à :

- un chauffage jusqu'au domaine austénitique (l 'acier hypo AC3 +50°C, l'acier hyper Acm +50°C).
- un maintien (assez court) à cette température jusqu'à son échauffement complet.
- un refroidissement à l'air libre.

La normalisation provoque la recristallisation aussi de l'acier et affine donc la structure à gros grains obtenue par coulée ou laminage (forgeage estampage). Ce traitement s'emploie largement en remplacement de la trempe et du revenu pour améliorer les propriétés des pièces moulées en acier. Le but de la normalisation varie en fonction de la composition de l'acier :

- Pour les aciers à bas carbone, la normalisation étant une opération bien plus simple, elle s'emploie au lieu du recuit en augmentant quelque peu la dureté. La normalisation assure en coupe un meilleur état de surface.
- Pour un acier à teneur moyenne en carbone, la normalisation remplace la trempe et le revenu à haute température. Les propriétés mécaniques obtenues sont plus faibles, mais l'opération produit une déformation bien moindre que celle due à la trempe.

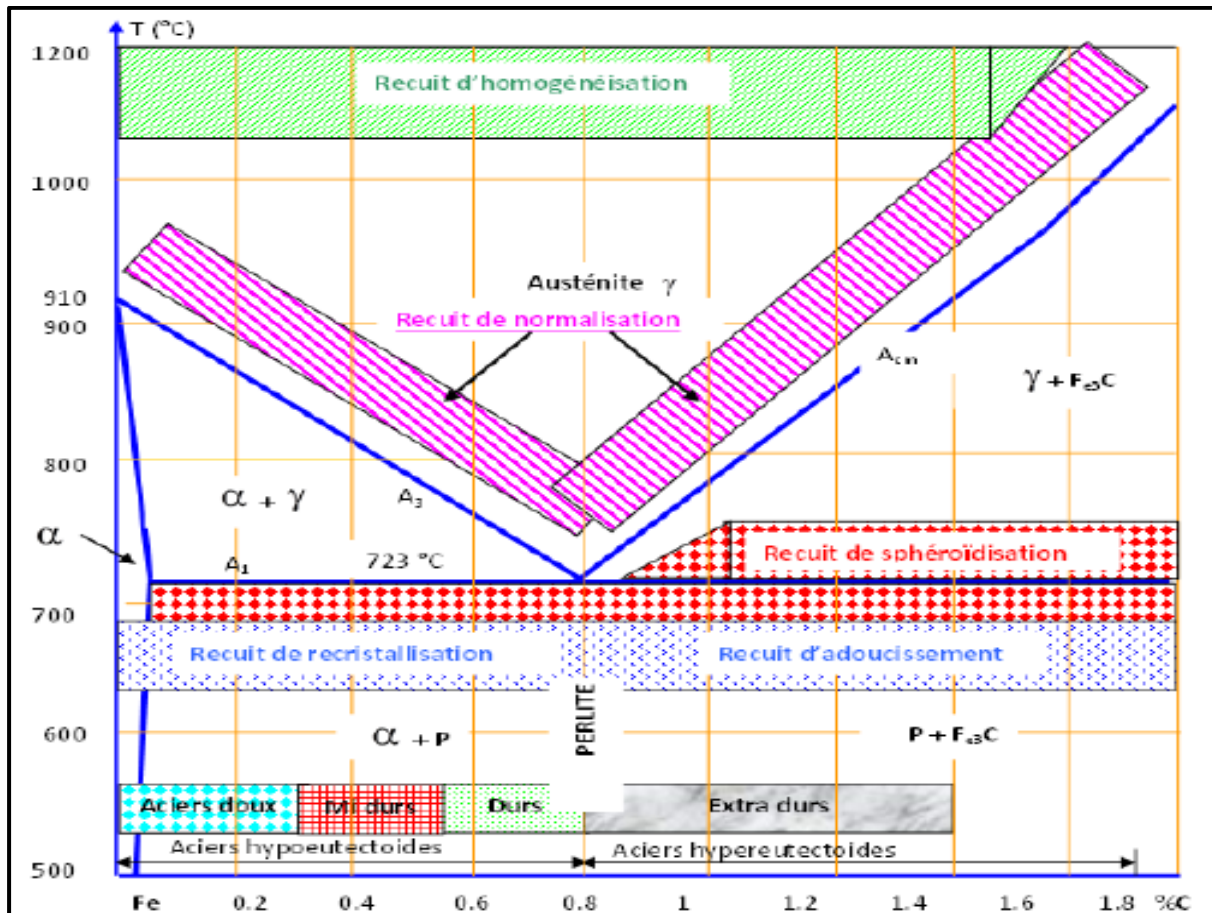


Figure II.16 : Zones des différents types de recuit.

II.2.7.2. La trempe

La trempe (ou durcissement par trempe) consiste à :

- chauffer la pièce à une température appropriée (austénitisation ou mise en solution)
- refroidir à une vitesse adéquate la pièce en la plongeant par exemple dans de l'eau (trempe à l'eau) ou de l'huile (trempe à l'huile) ou par insufflation d'un gaz tel que l'air.

Il est possible de réaliser des trempes "locales" ne s'appliquant qu'à une partie d'une pièce.

Le but du refroidissement rapide est d'obtenir une structure martensitique, donc éviter une transformation perlitique. La transformation de l'austénite doit commencer et se terminer dans le domaine de la martensite.

Donc la trempe permet de donner un maximum de dureté à l'acier HV = 700 à 800 ou HRC = 60 à 65, ce qui donne une structure convenable pour le traitement de revenu.

La trempe n'est pas un traitement thermique définitif, le plus souvent elle est suivie d'un revenu destiné à diminuer la fragilité et les contraintes internes afin de donner à l'acier les propriétés mécaniques appropriées.

II.2.7.2.1. Austénitisation

Durant l'austénitisation, la structure de l'acier s'homogénéise en transformant les éléments microstructuraux ferritiques (CC) en austénite (CFC) et en dissolvant la cémentite et les carbures dans l'austénite. L'austénite consiste :

- A chauffer l'acier à au moins quelques degrés (30-50) °C au-dessus de son point de transformation.
- Le maintenir pendant environ 30 minutes dans son domaine austénitique.

II.2.7.2.2. Choix du temps de maintien

Le maintien de l'acier à la température de trempe doit assurer le chauffage à cœur et l'achèvement des transformations de phase, sans qu'il soit trop lent pour éviter le grossissement des grains et la décarburation des couches superficielles des pièces. La durée totale du chauffage t_t dépend:

- du temps d'échauffement à cœur " $t_{éc}$ " jusqu'à la température demandée. Ce temps dépend de la forme et des dimensions des pièces, de la nuance de métal, du type de fours, ...etc.
- du temps de maintien isotherme " t_{mi} " qui dépend de la composition et de l'état initial de l'acier.

$$\text{Donc: } t_t = t_{éc} + t_{mi}$$

En réalité pour déterminer t_t , on se réfère aux données expérimentales. (Le tableau 2) résume la durée moyenne rapportée à 1 mm d'épaisseur dans différents types de fours.

Moyen de chauffage	Durée en (s/mm) d'épaisseur de pièce		
	Ronde	carrée	Rectangulaire
Four électrique	40-50	50-60	60-75
Four à flamme	35-40	45-50	55-60
Bain de sel	12-15	15-18	18-22
Bain de plomb	6-8	8-10	10-12

Tableau II.2 : Durée approchée d'austénitisation dans différents types de fours.

II.2.7.2.3. Choix de la vitesse de refroidissement pour la trempe

Pour estimer la vitesse de refroidissement, on utilise la relation entre la température et le temps: $T = f(\log t)$ représentée graphiquement. L'échelle logarithmique permet un étalement convenable des courbes de refroidissement rapide.

La vitesse critique de trempe martensitique est soit:

- mesurée à 700°C (V_{r700})
- exprimée dans un gradient de température généralement compris entre 700 et 300°C(v).

Le refroidissement doit se réaliser à une vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe. Celle-ci étant la vitesse limite qui assure la transformation totale de l'austénite en martensite.

II.2.7.2.4. Choix du milieu de trempe

La trempe s'effectue en général soit à l'eau, à l'huile ou à l'air. Le milieu de trempe est choisi surtout en fonction de la trempabilité de l'acier (se référer à l'essai Jominy). La nature du bain de trempe (eau, huile, etc.) caractérise la vitesse de refroidissement de la pièce immergée après chauffage.

Nature du bain	Vitesse de refroidissement
Saumure	220 °C / seconds
Eau froide	160 °C / seconds
Eau tiède	150 °C / seconds
Eau chaude	140 °C / seconds
Huile de trempe	70 °C / seconds
Air soufflé	20 °C / seconds
Air calme	2 °C / seconds
Dans un moule de sable	0,05 °C / seconds
Dans le four	0,01 °C / seconds (ou selon la programmation du cycle)

Tableau II.3 : Vitesses de refroidissement de quelques milieux de trempe.

- **La trempe à l'eau**

Ce traitement est réservé à des aciers peu alliés qui ont besoin de ce médium pour atteindre les caractéristiques recherchées. Le taux de refroidissement, dans l'eau étant très élevé. Ce traitement présente des risques importants de distorsion, voire de fissuration.

- **La trempe à l'huile**

Ce traitement est réservé utilisée pour des aciers faiblement alliés comme AISI 1045, 4140, 4340, 8620, 9310, 52100 ou des aciers outils tel que l'O1.

- **La trempe à l'air forcée**

Ce traitement est surtout utilisé sur des aciers dont les dimensions sont supérieures à la capacité des fours sous vide (par exemple, aciers inoxydables 410, 420, 431 et acier outil H13).

- **La trempe sous vide**

Ce type de traitement s'adresse essentiellement aux aciers outils (A2, D2 S7, H13, H21, T1, M2) et aux aciers inoxydables martensitiques (410, 420, 440C).

II.2.7.2.5. Les différents types de trempe

- **La trempe étagée martensitique**

Si après austénitisation, on trempe la pièce à traiter dans un bain à température T_i juste supérieur à M_s . Au cours de la durée d'incubation qui précède la transformation bainitique, la pièce a le temps d'atteindre l'équilibre de température (si la courbe **TTT** est suffisamment décalée vers la droite) et il est possible, lorsque cet équilibre est réalisé, de refroidir la pièce de façon à obtenir une transformation martensitique sans que la transformation bainitique ait commencé.

La pièce étant en équilibre de température, on obtient une phase martensitique sans contrainte et le risque de tapures est pratiquement nul. Le refroidissement de la pièce après le maintien peut s'effectuer à l'air calme, la température étant juste supérieur à M_s et on pénètre dans le domaine martensitique où le taux de transformation ne dépend que de la température atteinte et non de la vitesse de refroidissement.

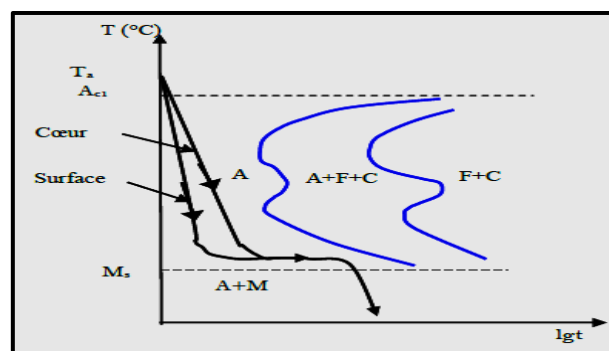


Figure II.17 : Trempe étagée martensitique.

- **La trempe étagée bainitique**

La pièce est portée et maintenue, après austénitisation, à une température légèrement supérieure à M_s . Contrairement au cas de la trempe étagée martensitique, le maintien est suffisant pour que la transformation bainitique ait lieu totalement ou partiellement si t_1 est trop élevé. Dans ce dernier cas, on obtiendra une structure **B+M** après retour à l'ambiante. Le traitement parfaitement isotherme réduit au minimum les déformations de trempe.

En outre la bainite inférieure à des caractéristiques **Re**, **K** au moins aussi bonnes que celles d'une martensite revenue. La suppression du revenu est également intéressante pour les nuances présentant une haute fragilité de revenu et pour les pièces de faibles dimensions et de formes compliquées.

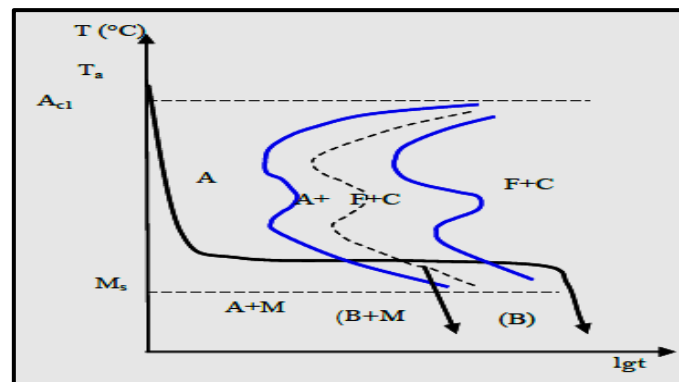


Figure II.18 : Trempe étagée bainitique.

- **La trempe étagée perlitique ou recuit isotherme**

On peut effectuer le maintien isotherme dans le domaine de la perlite et laisser la transformation s'achever puis refroidir. La structure obtenue est perlitique, ses propriétés sont comparables à celles d'un acier trempé et revenu à haute température, mais le traitement ainsi réalisé est plus rapide et par suite plus économique. Signalons toutefois, que ce traitement conduit à des résiliences plus faibles, à une dureté égale, que le traitement de trempe et revenu usuels.

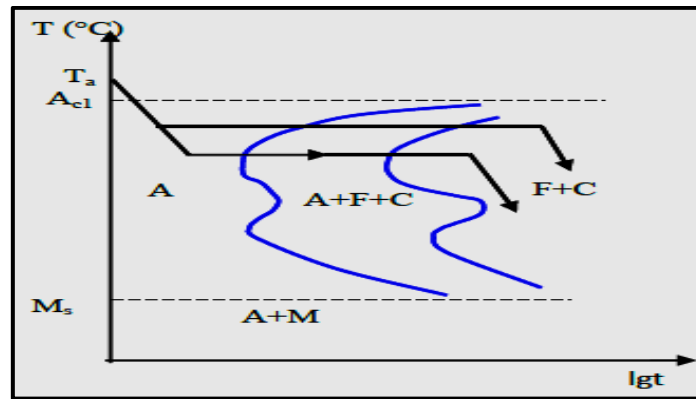


Figure II.19 : Trempe étagée perlitique

- **La trempe étagée austéniformage**

C'est un traitement thermomécanique qui consiste à une déformation intense (forgeage, laminage...) en phase austénitique avant transformation martensitique. Cela exige d'utiliser une nuance dont le diagramme présente des domaines perlitique et bainitique séparés par une zone de très grande stabilité de γ permettant la réalisation de la déformation. Cet important écrouissage augmente considérablement la densité des dislocations de la phase austénitique conduisant ensuite à une martensite beaucoup plus fine et à des caractéristiques améliorées après revenu. Le gain sur **Re** et **Rm** peut être de **25 à 50 %**.

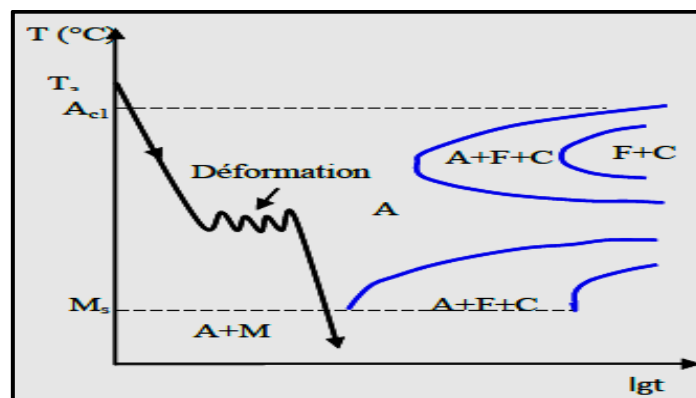


Figure II.20: Trempe étagée austéniformage.

- **La trempe austénitique (ou hypertrempe)**

Les aciers austénitiques dont la structure ne change pas, aussi bien par chauffage que par refroidissement, ne « prennent » pas la trempe. Le procédé d'hypertrempe permet d'adoucir ces aciers et consiste à chauffer les pièces vers 1 100 °C. Le refroidissement doit être rapide pour éviter la précipitation des carbures vers 600 °C à 800 °C. Il est généralement effectué à l'eau. L'huile est utilisée comme fluide de trempe pour les aciers à forte teneur en nickel.

Cette technique est appliquée plus particulièrement au traitement des aciers inoxydables et des aciers ferromanganèse, pour permettre d'effectuer un usinage ultérieur ou maintenir, voire remettre en solution dans l'austénite, les carbures dont la précipitation dans les espaces inter grains favoriserait la corrosion cristalline.

II.2.7.3. Le revenu

Le revenu consiste :

- en un ou plusieurs chauffages de la pièce à une température déterminée (inférieure à la température de début de transformation de phase de l'acier $\sim 700^{\circ}\text{C}$)
- un maintien de la pièce à cette température pendant un temps donné
- un refroidissement approprié.

Le revenu permet d'atténuer les effets de la trempe en rendant la pièce plus ductile et plus tenace. Il peut dans des cas particuliers permettre un durcissement secondaire. L'emploi du terme revenu sous-entend que le traitement est réalisé sur un état préalablement trempé.

Appliqué aux aciers au carbone alliés ou non alliés, après une trempe martensitique et/ou martensite-bainitique, le revenu a pour objet de provoquer une précipitation du carbone sous une forme et dans des conditions contrôlées afin de parvenir au durcissement optimal.

Cette opération engendre une évolution structurale depuis l'état métastable obtenu après trempe vers un état plus proche de l'équilibre physico-chimique. Éventuellement, ce revenu peut provoquer la transformation de l'austénite résiduelle en bainite pendant le maintien ou en martensite secondaire au cours du refroidissement final.

II.2.7.3.1. Modalités de revenu

Les propriétés d'un acier obtenu par revenu dépendent surtout de la température. Il existe trois modalités de revenus.

- **Revenu à basse température**

Le revenu à basse température s'effectue avec un chauffage vers 250°C et permet de diminuer les contraintes internes. Il transforme la martensite de trempe en martensite de revenu. Ce revenu augmente la résistance et améliore la ductilité sans altérer sensiblement la dureté (58 à 63 HRC), d'où une bonne tenue à l'usure. Il s'applique aux outils de coupe et aux instruments de mesure en aciers au carbone et faiblement alliés. La durée de ce revenu varie de 1 à 3 heures.

- **Revenu à température intermédiaire**

Le revenu à température intermédiaire se réalise entre 350 et 500°C et s'emploie pour les ressorts variés et les estampes. Il permet d'obtenir une limite élastique et une résistance à la fatigue élevées. La structure est de type troostite de revenu ou troostite - martensite dont les duretés varient de 40 à 50 HRC. Le refroidissement après revenu à 400 ou 450°C se fait à l'eau, ce qui contribue à la formation en surface de contraintes de compression résiduelles qui élèvent la limite de fatigue des ressorts.

- **Revenu à haute température**

Le revenu à haute température se fait entre 500 et 680°C, il donne à l'acier la structure sorbite de revenu. Ce type de revenu crée un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité de l'acier. La trempe suivie de revenu à haute température (ce traitement double est appelé amélioration) améliore, par rapport à l'état normalisé, ou recuit, les limites de rupture et d'élasticité, la striction et surtout la résilience. L'amélioration est appliquée surtout aux aciers de construction à moyen carbone (0,3 à 0,5) %.

II.2.7.3.2. Revenu des structures contenant de l'austénite résiduelle

L'austénite résiduelle, constituant métastable à la température ambiante, retrouve par chauffage des conditions thermiques qui lui permettent de se transformer. En fait, cette transformation se développe dans des conditions très voisines de celles de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$, réalisée directement à partir de la température d'austénitisation. On doit distinguer deux cas.

- Le diagramme TTT de l'acier révèle une transformation bainitique se produisant dans des temps relativement courts (c'est le cas de très nombreux aciers de traitement thermique non ou peu alliés).

La transformation de l'austénite résiduelle en bainite se produit à des températures comprises entre 200 et 400 °C environ. La cinétique de cette transformation en condition isotherme est très voisine de celle décrite par le diagramme TTT de l'acier (ou plus exactement par le diagramme TTT d'une austénite de même composition).

- Le diagramme TTT de l'acier révèle une transformation bainitique se produisant après une très longue période d'incubation (c'est le cas de certains aciers très alliés tels les aciers à outils à 12 % de chrome et les aciers rapides). La décomposition de l'austénite résiduelle ne se produit plus alors entre 200 et 400 °C, mais à de plus hautes températures (vers 650-700 °C environ) ; elle conduit à la formation de ferrite et de

carbures dans des conditions voisines de celles décrites par le diagramme TTT de l'acier.

II.2.8. Défauts des traitements thermiques de l'acier

Les principaux défauts provoqués par les traitements thermiques des pièces peuvent être résumés en trois points :

- **Contraintes propres** : provoquées par les gradients de température au chauffage et au refroidissement entre les divers points de la pièce. Pour le chauffage, il faudrait que la montée en température dans le four soit faible. Pour le refroidissement, il faudrait que la vitesse soit faible pour réduire le gradient de température, mais pas trop afin d'éviter toute transformation indésirable. Les contraintes propres peuvent dépasser la limite élastique et induire des déformations permanentes qui se traduisent par des déformations externes des pièces.
- **Tapures (fissures)** : elles se forment le plus souvent au cours de la trempe. Pour parer à ce défaut incorrigible, on recommande lors du projet des pièces, d'éviter les saillies, les angles vifs, les raccordements brusques etc., de refroidir modérément en utilisant une trempe à deux bains.
- **Déformations et gauchissements** : concernent surtout les pièces trempées à cause du refroidissement qui n'est pas homogène. Au début, seules les couches externes se refroidissent et donc se transforment en martensite, ce qui provoque des contraintes de traction sur le cœur de la pièce qui est encore plastique. Puis les couches internes se transforment à leur tour, la dilatation correspondante, peut exercer sur les couches superficielles plus froides, donc peu plastiques, un effort de traction, le cœur étant en état de compression.

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

III.1. Matériau d'étude

Le travail effectué est focalisé sur l'étude de l'évolution de la **microstructure** et des **propriétés mécaniques** d'un acier micro-allié API 5L de type 52A5 dont on obtient la nuance X52, utilisée pour la canalisation de pétrole et gaz, et qui est normalisée par des organismes nationaux et internationaux (DIN, AFNOR, ISO, CEN).

Cette nuance est fabriquée dans des tuberies implantées un peu partout dans le monde, parmi elles l'unité SIDER EL-HADJAR TSS (Tuberie Sans Soudure) en Algérie, où s'effectue :

- La transformation des lingots (provenant de l'unité Aciérie Electrique -ACE-) en tubes, par le procédé de laminage à chaud,
- Les différents traitements thermiques à des températures inter critiques, suivis par deux modes de refroidissement (eau et air), afin de définir les propriétés mécaniques etc....

Les significations des désignations API 5L X sont comme suit :

- **API** : institut américain du pétrole.
- **5L** : spécification pour les pipelines.
- **X** : désignation de catégorie pour le pipeline de haute résistance.

Les deux nombres après le X sont la valeur de la limite élastique minimale.

III.1.1. Présentation de la Tuberie Sans Soudure SIDER EL-HADJAR TSS

La Tuberie Sans Soudure SIDER EL-HADJAR TSS a démarré en 1976, elle appartient au complexe sidérurgique **SIDER ELHADJAR**, situé à environ 12 Km de la ville d'Annaba.

Depuis son démarrage, la Tuberie sans Soudure a produit plus d'un demi-million de tonnes de Tubes Sans Soudure, à savoir, le Casing (coffrage des puits oléoduc et gazoduc) et Line-pipe pour le transport des hydrocarbures.



Figure II.1 : SIDER EL-HADJAR TSS et d'autres unités du complexe

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

➤ Les lignes de production de SIDER ELHADJAR-TSS

La tuberie sans soudure (TSS) dispose de deux lignes de production : le laminage à chaud -LAT- et le parachèvement -PAT-.

Ces processus de production sont desservis par les principales installations annexes suivantes : station de pompage ; station de traitement des eaux et sous stations électriques ; laboratoires des essais mécaniques (essais de traction et de résilience) et Laboratoire de métrologie (appareils de dureté, rugosimètre, calibres et instruments de mesures, etc...)

a) Processus de laminage LAT

Le processus de laminage à tube est un atelier qui comporte plusieurs installations, de chauffage et, de transformation à chaud des lingots en tubes.



Figure III.2 : Lingots fournis par l'ACE

Figure III.3 : Tubes casing prêts à être expédiés

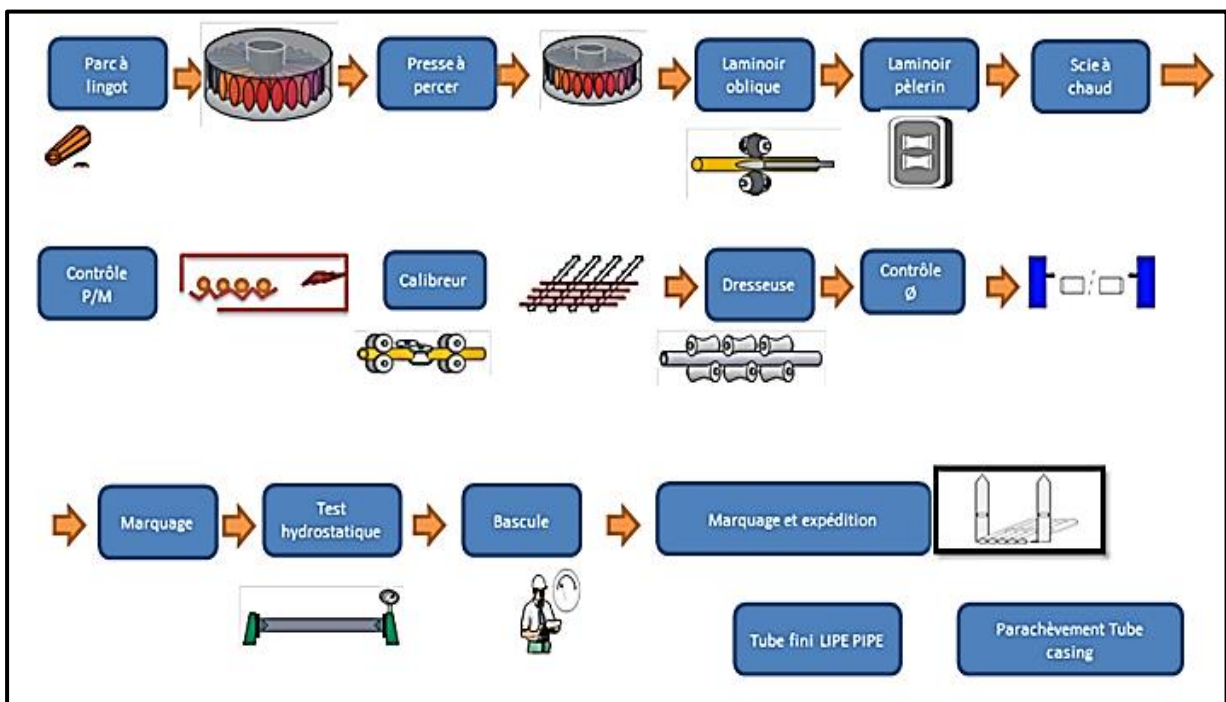


Figure III.4 : Processus Laminage à tubes

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

b) Processus de parachèvement PAT

Le parachèvement à Tubes est spécialisé dans le traitement thermique des aciers et les filetages spéciaux des extrémités des tubes casing et manchons, aussi le chanfrein API des tubes Line pipe.



Figure III.5 : Four de trempe



Figure III.6 : Fileteuse à CNC

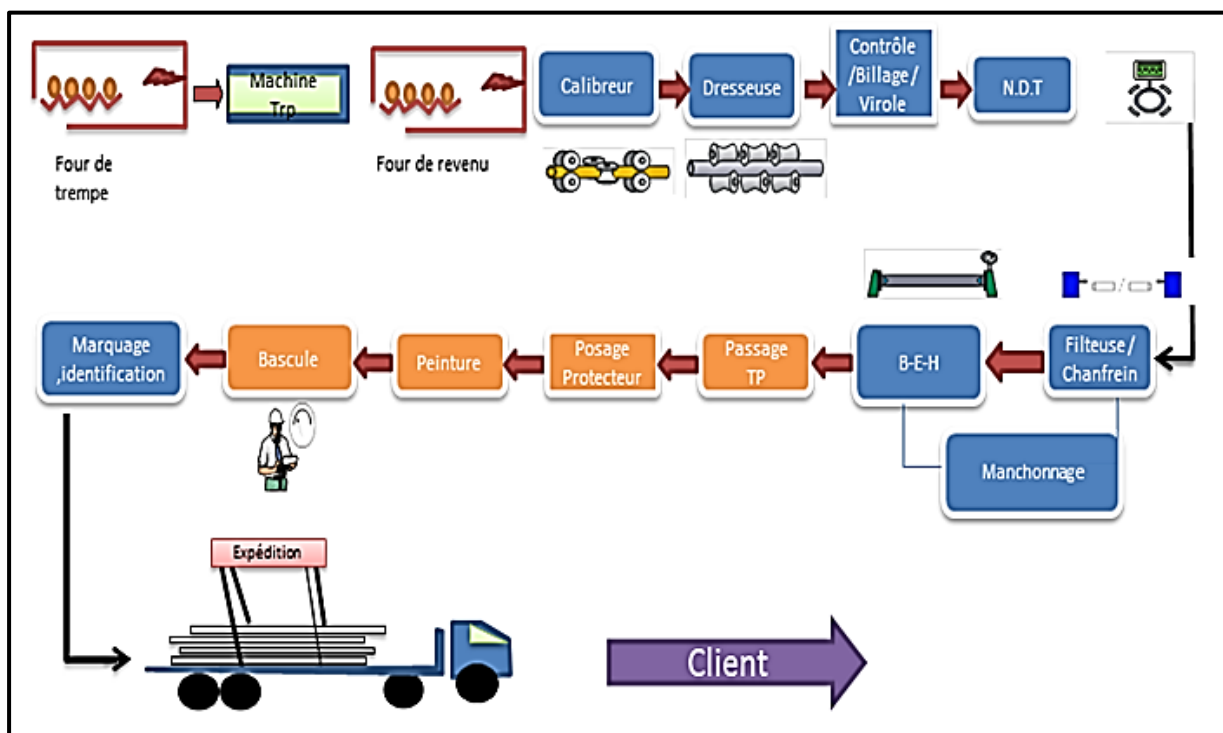


Figure III.7 : Processus parachèvement à tube

III.1.2. Préparation des échantillons d'étude

Pour procéder aux différents essais de microstructure et des caractéristiques mécaniques, la préparation des échantillons d'étude nécessite les opérations suivantes :

- ✓ Tronçonnage d'une virole à partir d'un tube de nuance X52.

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

- ✓ Découpe de la virole est obtenion des échantillons suivants:
 - Echantillon pour l'analyse chimique
 - Echantillons pour réalisation des traitements thermiques
 - Echantillons pour la métallographie et mesure des duretés
 - Eprouvettes pour essai de traction
 - Echantillons pour la résilience

Ces échantillons sont préparés, au niveau du Laboratoire des essais mécaniques qui possède les installations suivantes:

- 03 machines de scies à ruban.
- Une Fraiseuse universelle.



Figure III.8 : préparation des échantillons du matériau d'étude X52

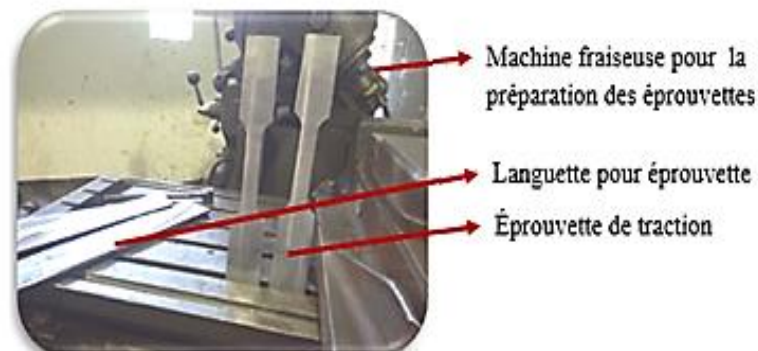


Figure III.9 : Préparation des éprouvettes de traction normalisées

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

La forme de l'éprouvette est plate et rectangulaire selon la norme ASTM A370

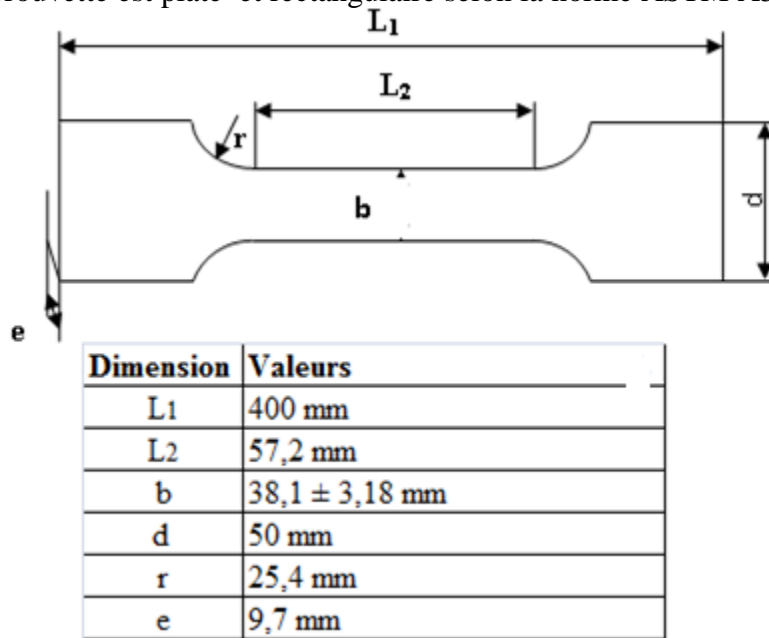


Figure III.10 : Géométrie de l'éprouvette de traction normalisée

➤ Entailleuse

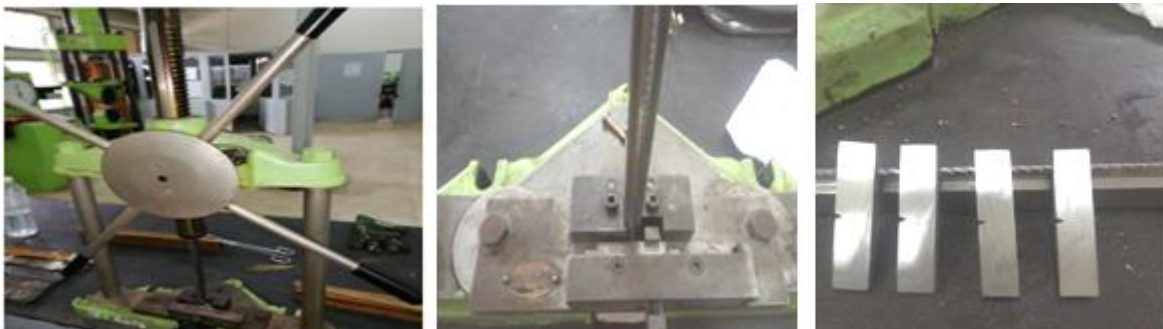


Figure III.11 : Préparation des entailles en « V »

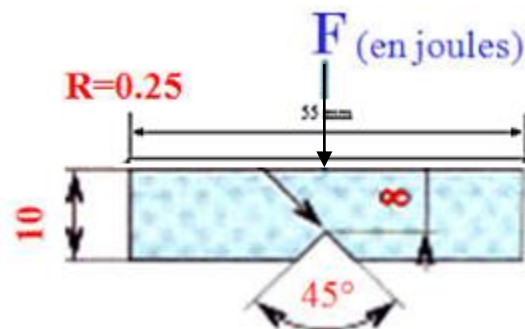


Figure III. 12 : Géométrie de l'éprouvette de résilience en « V »

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales



Figure III.13 : Echantillon pour métallographie et mesures de dureté

III.1.3. Analyse chimique

La détermination de la composition chimique par spectrométrie d'émission optique, à source étincelle est un essai rapide et simple, à mettre en œuvre pour valider la conformité d'une pièce par rapport à une norme produit ou, une spécification particulière ou, pour en connaître la nature.

Cette technique est couramment utilisée dans l'industrie.

Pour pouvoir réaliser une analyse chimique d'un matériau, il serait indispensable de préparer l'échantillon adéquat, (taille et dimension de 35mmx35mm) après un prélèvement de la coulée AH de la nuance X52.



Figure III.14 : Spectromètre Thermo Fisher OLYMPUS COLOR VIEW BX 51M
avec grossissement de 75X au 2250X

La composition chimique de l'acier X52 est donnée dans le tableau 4, ainsi que la valeur maximale à atteindre pour cet acier, indiquée par la norme API 5L.

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

La teneur en carbone est largement inférieure au maximum spécifié par la norme, et la présence d'éléments en faibles quantités tels que : le Ni, le Nb et le Ti. Ces éléments contribuent à l'amélioration de la limite d'élasticité, la dureté, la résilience et la soudabilité.

C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	Ti	Nb	Ni	Cr	Mo	V	Sn	Ceq
0,15	1,32	0,21	0,005	0,008	0,052	0,024	0	0	0,013	0,028	0,009	0,003	0,001	0,38

Tableau 4 : Composition chimique du matériau d'étude



Figure III.15 : Echantillon avant analyse



Figure III.16 : Echantillon après analyse

Le carbone équivalent mesuré est, au-dessous de la valeur maximale (0,43%) indiquée par la norme API. Ceci est exigé pour augmenter la soudabilité.

La formule pour calculer le carbone équivalent est donnée dans API5L par :

$$\text{Carbone équivalent} = C + \frac{Mn + Si + Cr}{6} + \frac{Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Le carbone équivalent est utilisé pour évaluer l'effet du carbone et tous les éléments d'alliage sur la soudabilité de l'acier.

Équivalent carbone (CE)	Soudabilité
≤0,35	Excellente
0.36–0.40	Très bien
0.41–0.45	Bon
0.46–0.50	Moyenne
≥ 0,50	Mauvais

Tableau 5 : Evaluation de la soudabilité selon la valeur du carbone équivalent.[22]

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

III. 2. Traitements thermiques réalisés

Pour étudier l'évolution de la structure et des propriétés mécaniques de l'acier X52, à savoir la dureté, les différentes résistances et résiliences, après traitements thermiques. On a choisi une série de traitements pour cette étude :

- ✓ un recuit de normalisation à 880°C pendant 30 minutes, avec refroidissement à l'air.
- ✓ une trempe : austénitisation à 930°C pendant 15 minutes avec refroidissement à l'eau.
- ✓ Après trempe, on effectue des revenus à haute température de 600°C - 640°C - 680°C, durant une heure, avec un refroidissement à l'air.
- ✓ un chauffage après trempe jusqu'à 723°C, durant une heure, avec un refroidissement à l'air, dans le but de montrer la structure et les propriétés juste au niveau de la ligne de transformation AC1.

On utilise un four électrique d'essai industriel de traitement thermique, de température maxi égale à 1000°C, de marque « RIPOCHE »



Figure III.17 : Opérations des traitements thermiques de l'acier HLE X52

III. 3. Métallographie

Les observations métallographiques ont été faites sur des échantillons découpés et préparés par polissage, à l'aide de papier abrasif de granulométrie, de plus en plus fine (grade : - 240 - 320 - 400 - 600 - 800 - 1000 - 1200).

Après finition à l'alumine, les échantillons sont attaqués chimiquement à la surface par 3% de Nital (une solution d'acide nitrique et d'alcool).

Les microstructures des échantillons de cette étude sont prises au moyen d'un microscope optique de marque « OPTIKA ITALY ».

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

-Polisseuse « MECAPOL P3320 » - Papiers disques abrasifs - Attaque chimique Nital 3%



Figure III.18 : Opérations de préparation métallographique



Figure III.19 : Microscope Métallographique « OPTIKA ITALY »

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

III.4. Essais mécaniques

III.4.1. Essai de traction

Un **essai de traction** est une expérience de physique qui permet d'obtenir des informations sur le comportement élastique - R_e ou σ_e -, le comportement plastique et le degré de résistance à la rupture d'un matériau, - R_m ou σ_m -, lorsqu'il est soumis à une sollicitation uni axiale, avec un allongement à la rupture A , qui mesure la capacité d'un matériau à s'allonger sous charge.

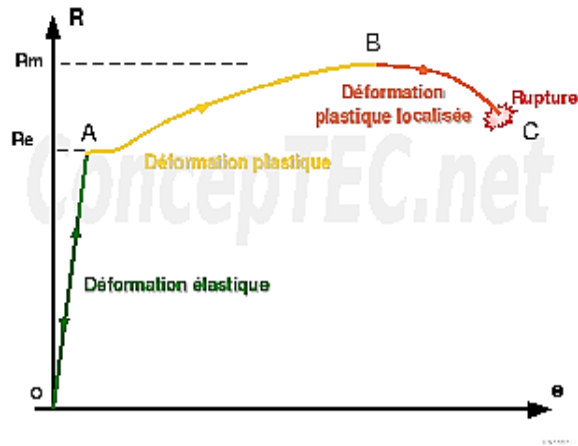


Figure III.20 : Courbe conventionnelle, contrainte - déformation

Interprétation de la courbe de traction de la figure III.20 :

- **Zone OA** : domaine des **déformations élastiques ou réversibles** (zone parfois linéaire) si l'on cesse la charge, l'éprouvette retrouve ses dimensions initiales.
- **Zone AB** : la déformation n'est plus complètement réversible. La **déformation** est **plastique (ou permanente)** homogène ; appelée aussi déformation plastique répartie. Les allongements croissent plus vite que les charges. L'allongement a lieu avec une diminution régulière de la section tout au long de l'éprouvette.
- **Zone BC**: la **déformation plastique se localise** dans une petite portion de l'éprouvette et n'est plus homogène, c'est la **striction** on aboutit à la rupture en C. les allongements croissent avec une diminution de la charge.

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

- **Machine d'essai de traction**

Les essais de traction sont réalisés au Laboratoire des essais mécaniques de SIDER EL-HADJAR TSS, à une température ambiante contrôlée, sur une machine universelle de type : Z1200 ZWICK/ROELL, de capacité 120 Tonne.



Figure III.21 : Machine de traction Z1200 ZWICK/ROELL 120T°

Une fois, l'éprouvette placée entre les dispositifs de serrage, on applique une légère pré-charge pour s'assurer du bon maintien, puis on remet la machine à zéro, en suite on effectue un déplacement de la travée, à une vitesse constante qui a pour effet d'allonger l'éprouvette, en fin, on mesure l'effort généré, par ce déplacement. Le mouvement est fait par un piston hydraulique. L'essai ne s'arrête qu'à la rupture de l'éprouvette.



Figure III.22 : Eprouvette de nuance -X52 - avant (a) et après (b) essai de traction.

III.4.2. Essai de résilience

La connaissance des caractéristiques mécaniques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des ruptures peuvent être obtenues, en dessous de la limite élastique. Un des moyens pour caractériser la fragilisation d'un métal, sous l'action d'un choc est l'essai de résilience.

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

C'est un essai de flexion, par choc sur éprouvette entaillée Charpy, il a pour but de mesurer la résistance d'un matériau, à la rupture brutale.

Les essais de résilience sont effectués sur un mouton pendule Charpy « V », au laboratoire des essais mécaniques de SIDER EL-HADJAR / TSS.

Le mouton pendule peut tourner dans le plan vertical autour d'un axe horizontal. L'éprouvette repose sur un support et se trouve au point le plus bas sur la trajectoire du marteau, l'essai est fait avec une température de 0°C selon l'exigence du client qui doit être liée à la norme API.

- L'éprouvette doit être disposée sur les appuis du mouton de Charpy, de manière à ce que l'arrête du couteau du mouton vienne la frapper, dans le plan de symétrie de l'entaille et, sur la surface opposée à celle-ci.
- Pour l'essai normal, l'énergie nominale du mouton doit être de 300 joules.



Figure III.23 : Mouton pendule -Charpy- position des aiguilles avant et après l'essai

III.4.3. Essai de dureté « Vickers »

Les essais de dureté Vickers ont été effectués conformément à la norme internationale ISO 6507, en utilisant un Duromètre de type : **INSIZE ISHU-330**, pour les différents échantillons, et ce après avoir subi un polissage sur la surface d'essai.

Ce Duromètre à ultrasons est parfaitement conçu pour les contrôles de dureté mobiles où on attache de l'importance aux résultats rapides et précis. Il mesure à l'aide d'un barreau vibrant, qui vibre avec la fréquence à ultrasons et qui est appuyé sur l'échantillon avec une force définie.

III. Matériau d'étude et méthodes expérimentales

À l'extrémité inférieure se trouve un pénétrateur Vickers. Sa fréquence de résonance augmente dès qu'elle entre en contact avec l'échantillon lors de la réalisation de l'empreinte. Le décalage de fréquence de résonance ainsi généré est affecté à la dureté Vickers correspondante par un appareil d'ajustage ad hoc.

La surface de chaque échantillon doit être plane et nettoyée (sans lubrifiant, sans oxyde ou calamine).

Il est nécessaire d'avoir une épaisseur suffisante afin que le pénétrateur ne déforme pas le matériau. Dans le cas contraire, la mesure ne serait pas fiable. Il faut avoir une épaisseur d'au moins huit fois la profondeur de l'empreinte.

Les mesures sont prises sur les échantillons suivants :

- Après laminage
- Après normalisation à 880°C
- Trempe à 920°C
- Revenu à différentes températures.



Figure III.24 : Duromètre de lecture directe des duretés de marque INSIZE ISHU-330

IV. Résultats expérimentaux et discussions

IV.1 Caractérisation de l'état brut de laminage

Les échantillons qui nous ont été fournis par l'unité SIDER EL-HADJAR TSS ont subi un traitement thermomécanique à savoir le laminage à chaud.

La figure IV.1 montre des micrographies de l'échantillon prélevé dans le sens longitudinal (direction de laminage) de l'acier micro-allié à différents grossissements. La microstructure est caractérisée par une structure en bandes alternées de ferrite et de perlite.

La dureté suivant le sens longitudinal est de l'ordre de **280 HV₁** alors que pour le sens transversal, elle est de l'ordre de **250 HV₁**. Cette hétérogénéité qui provoque l'anisotropie des propriétés mécaniques est connue sous le nom d'écrouissage. Il y a donc une consolidation entre la limite d'élasticité ***Re*** et la contrainte maximale ***Rm***. La déformation plastique est en fait associée au mouvement des dislocations. Plus la déformation augmente, plus la densité de dislocations augmente et plus les dislocations rencontrent des obstacles.

Le mouvement des dislocations devient de plus en plus difficile. Il est donc nécessaire d'augmenter la contrainte pour que la déformation se poursuive. Ceci conduit à l'augmentation de ***Re*** et ***Rm*** (mais diminution de *A*%).

Par refroidissement du métal, la structure secondaire ferrite-perlite recopie les fibres du métal (structure primaire) sous forme de bandes alternées de ferrite et de perlite. Cela est dû au fait que, chronologiquement, la ferrite apparaît la première, au-dessous de **Ar₃** et que ce point est soit abaissé par certains éléments (dont Mn, Ni), soit relevé par d'autres (dont P, Si, Mo).

Les éléments d'alliage restent en place ; seul le carbone (qui a également subi la ségrégation dite directe, comme les autres éléments pendant la solidification) diffuse lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$. Ainsi, le carbone subit une ségrégation secondaire directe (perlite dans les fibres ségréguées) ou une ségrégation secondaire inverse (perlite dans les fibres peu alliées) suivant l'action combinée des éléments. [23]

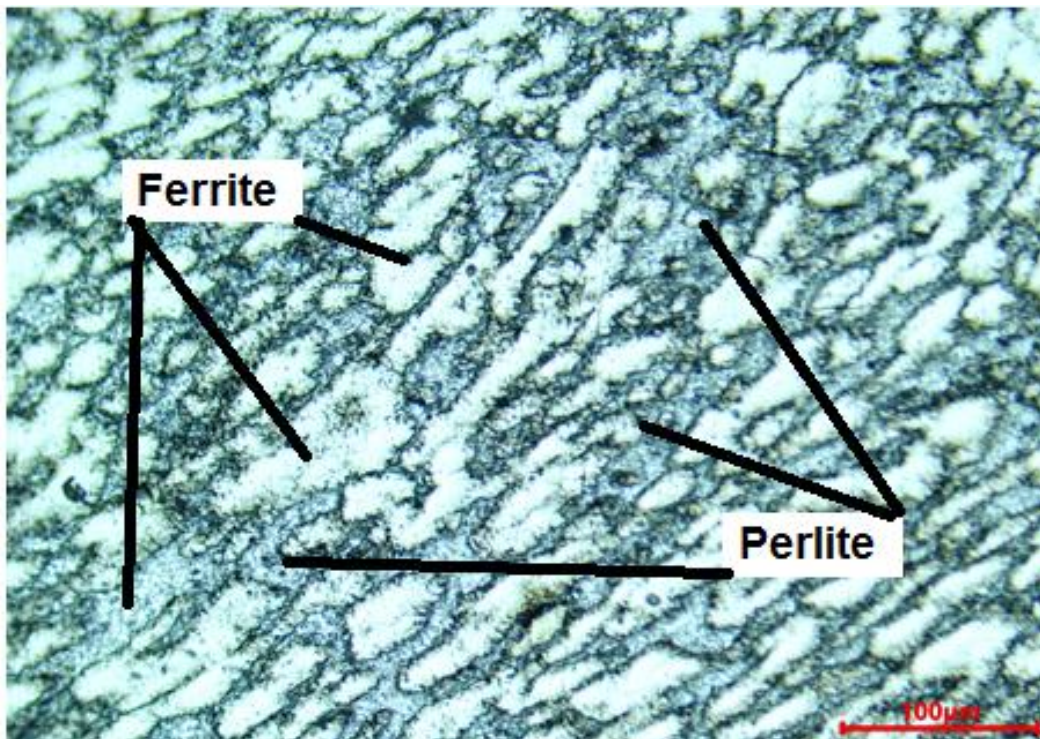
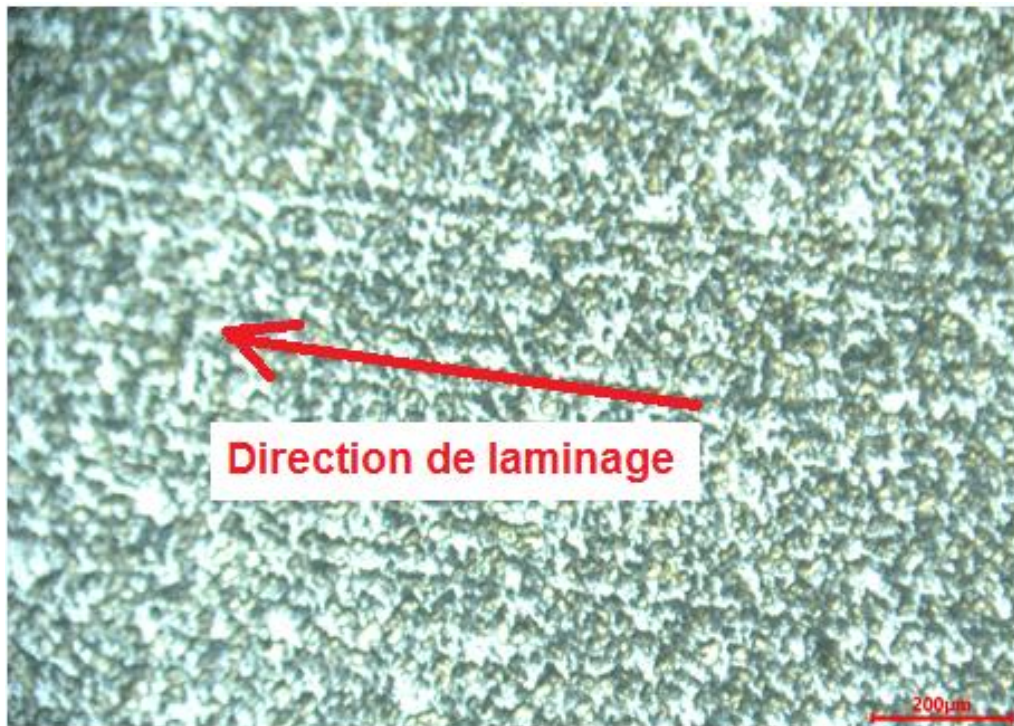


Figure IV.1: Micrographies optique de l'acier X52 laminé à chaud

IV.2 Caractérisation de l'état normalisé

La structure obtenue après réalisation d'un recuit de normalisation à 880°C avec un refroidissement à l'air, est présentée par les métallographies de la figure IV.2

Les micrographies montrent une structure fine formée de ferrite en clair et de perlite en sombre. La dureté mesurée est de l'ordre de 210 HV₁.

La structure montre la présence de précipités non mis en solution au chauffage et responsables de l'obtention d'une structure très fine.

Ce traitement a permis d'éliminer l'écrouissage, d'homogénéiser la structure et d'atténuer la ségrégation en bandes formées par le laminage à chaud.

Plusieurs solutions sont possibles pour atténuer ces bandes. [24]

- Une austénitisation à température élevée (950 à 1 000 °C) peut donner des grains γ dont le diamètre est égal ou supérieur à l'épaisseur des fibres (le carbone diffuse vers le centre des grains γ).
- Un refroidissement accéléré ne laisse pas le temps au carbone de diffuser à grande distance (les lignes A3 et A1 se rapprochent).
- Un ajustement de la nuance permet d'annuler les effets des différents éléments d'alliage.
- Une homogénéisation à haute température atténue la structure en bandes primaires (fibres).

La présence du niobium et du vanadium contribue à l'affinement des grains et à la formation des précipités fins de types carbures, nitrures obtenus en présence d'éléments de micro-alliage. L'influence à la fois de ces deux éléments importants a un rôle favorable sur la limite d'élasticité et sur la résistance à la rupture fragile.

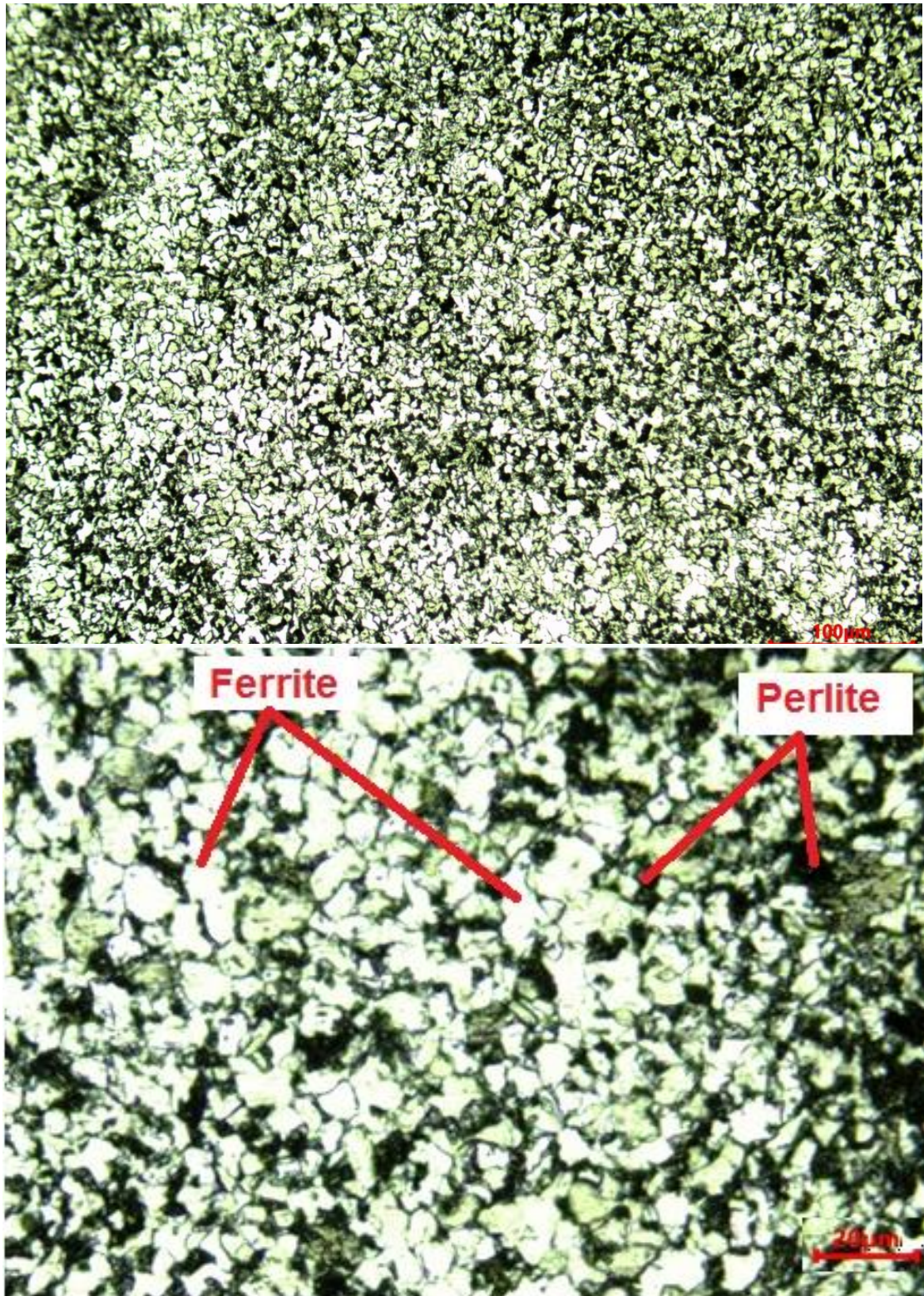


Figure IV.2: Micrographies optiques de l'acier X52 normalisé à 880°C

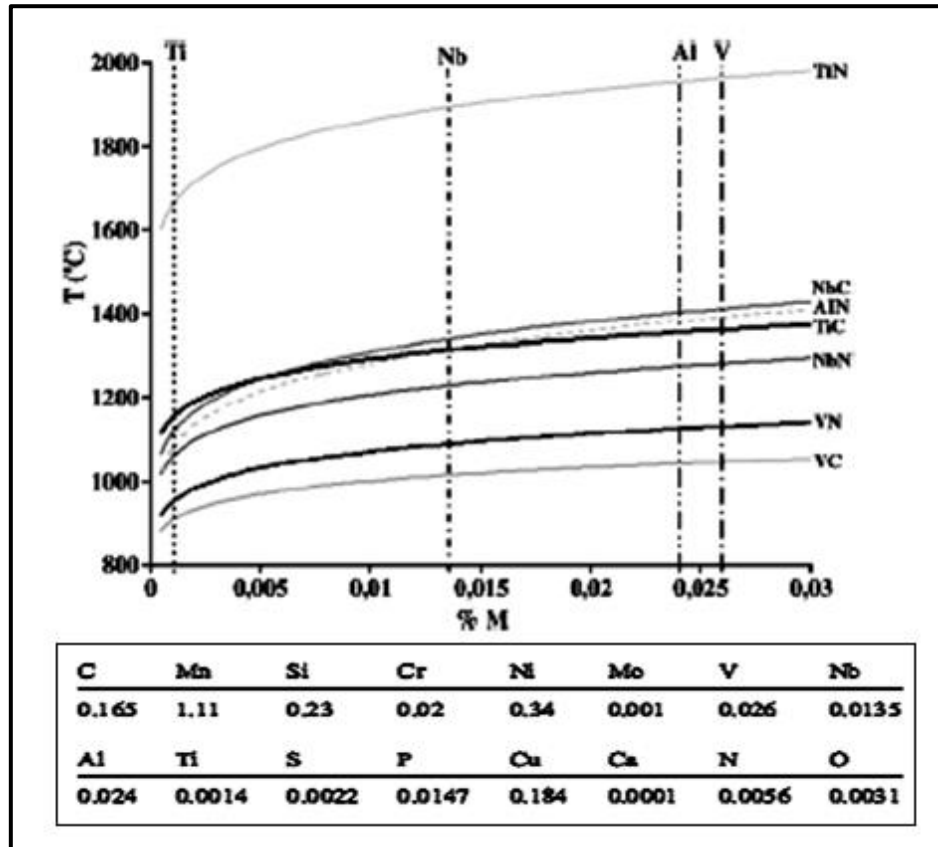
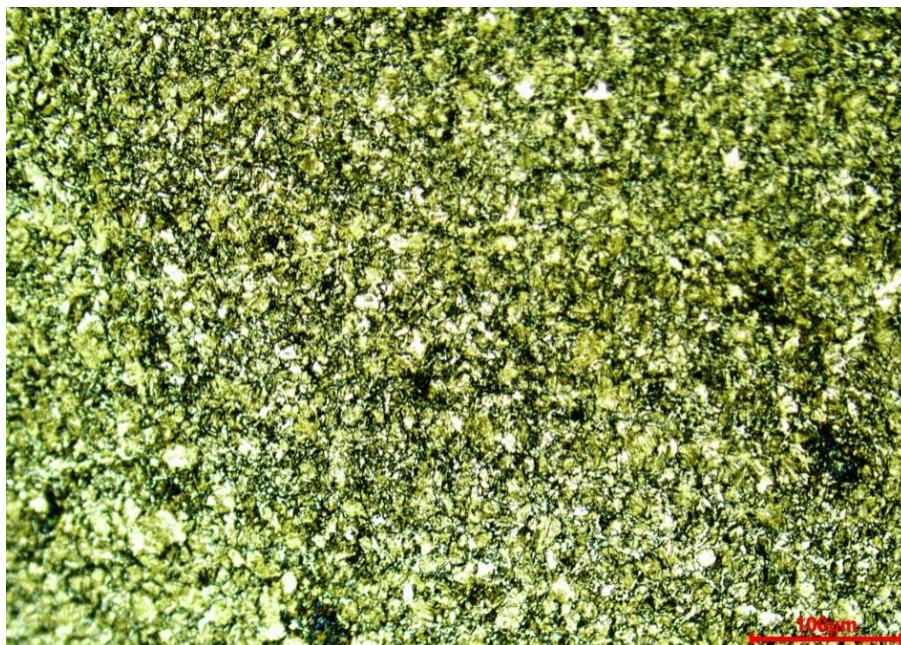


Figure IV.3 : Corrélation entre la teneur des éléments microalliés (M%) et les températures de mise en solution des précipités présents dans un acier HLE. [18]

IV.3 Caractérisation de l'état trempé

La figure IV.4 montre des micrographies à différents grossissements de l'acier X52 trempé à l'eau depuis la température 930°C après une austénitisation de 15 minutes.



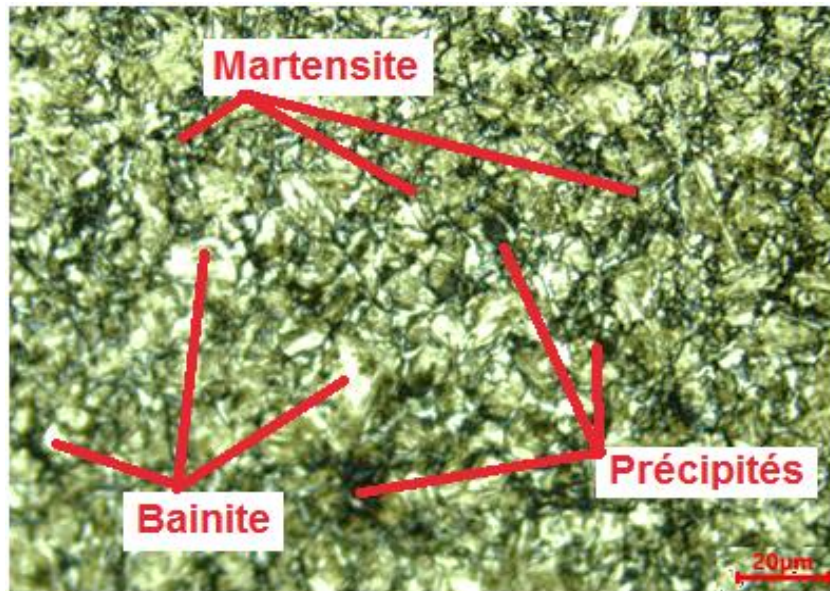


Figure IV.4 : Micrographies optique de l'acier X52 trempé à l'eau depuis 930°C

La structure est formée d'un mélange de bainite et de faible quantité de martensite en plus de l'austénite résiduelle non transformée. La dureté obtenue est de 310 HV₁.

On peut observer des particules en noirs qui peuvent être des précipités sous forme de carbures d'éléments microalliés, non mis en solution lors de l'austénitisation.

La diffraction des RX permet de caractériser le type de ces précipités.

Garcia et al, ont montré que les aciers à dispersoïdes à faible trempabilité, contenant de faibles teneurs en carbone et utilisés pour réaliser des tôles fortes, des tôles à tubes, des tôles minces laminées à chaud subissent après trempe une transformation bainitique [25].

Les éléments microalliés (Nb, V, Ti et Mn) ajoutés dans ces aciers augmentent la trempabilité et favorisent la transformation martensitique et parfois donnent un mélange de Bainite et de Martensite [25].

IV.4 Caractérisation des états revenus

Dans le but de créer un compromis entre les propriétés de résistance et de résilience, on a effectué une série de revenus à 600, 640 et 680°C durant une heure de temps. La trempe suivie de revenu à haute température est appelé traitement d'amélioration.

Le durcissement structural des aciers microalliés contenant du Nb s'effectue après trempe (920-950°C) et un revenu entre 500-600°C à des temps allant de 1h jusqu'à 15h. Il a été constaté que le durcissement est pratiquement constant pour les durées de revenu allant jusqu'à 15h, ce qui montre que la coalescence des précipités de carbonitrides de niobium

s'effectue très lentement [27], ce qui nous a laissé la possibilité de choisir un temps de revenu très court (1h).

La figure IV.5 (a, b, c) montre les micrographies de l'acier X52 trempé et revenu. Ces micrographies montrent que le revenu a engendré une structure formée principalement d'un agrégat de ferrite et de cémentite plus une précipitation des carbures. Beaucoup de travaux antérieurs ont montré que les phases responsables de durcissement structural dans les aciers microalliés après amélioration peuvent être de types NbC, Nb₂C et V₈C₇ de taille très fine [26].

Ces aciers peuvent être trempés et revenus en présentant une structure de type troostitique ou sorbitique (alpha plus carbures) offrant un ensemble de caractéristiques mécaniques élevées.

La sorbite est un mélange de ferrite et de cémentite où les lamelles de cémentite sont remplacées par une infinité de très petits grains de carbure répartis uniformément dans la matrice ferritique.

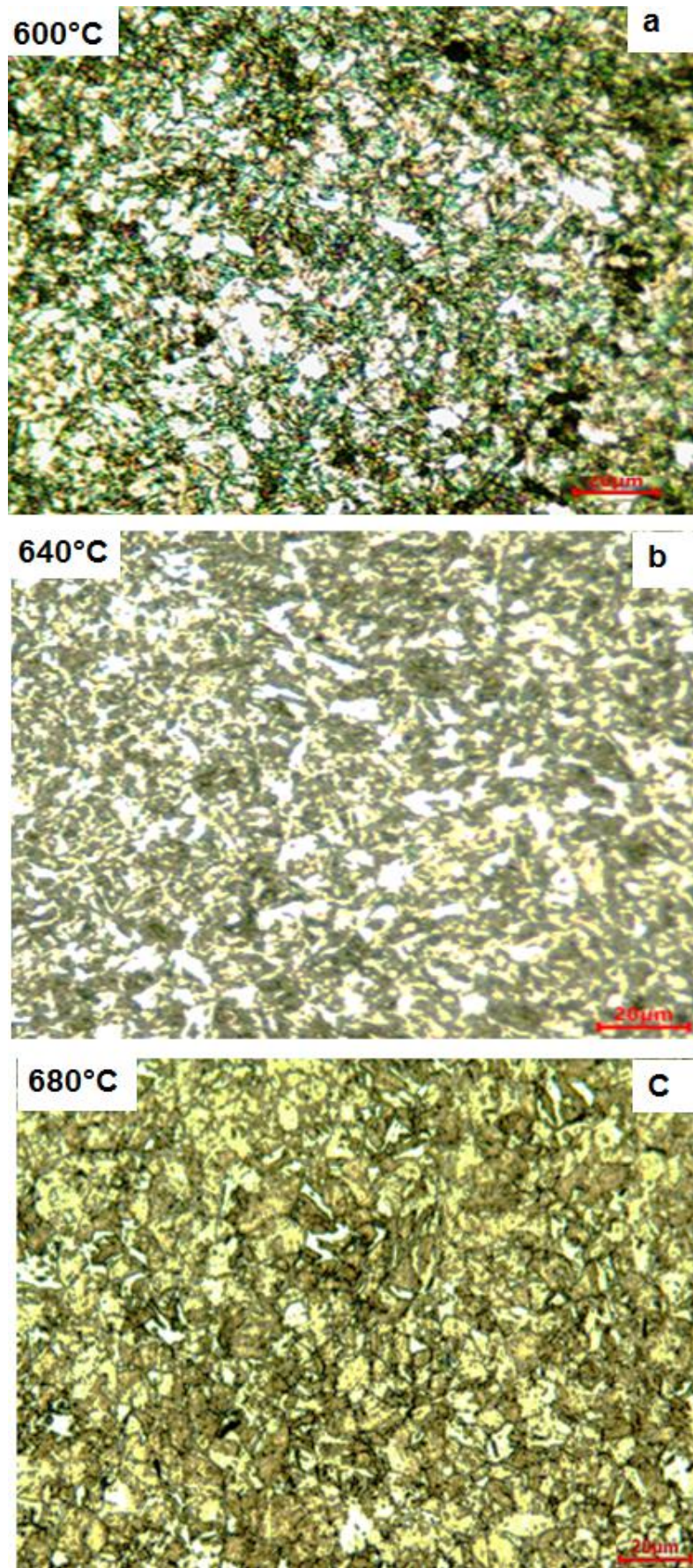


Figure IV.5 : Micrographies optique de l'acier X52 trempé et revenu

IV.5 Caractérisation de l'état trempé et traité à 723°C

La microstructure obtenue après réalisation d'une trempe suivie d'un chauffage à 723°C et un refroidissement à l'air libre, est présentée par la figure IV.6.

La structure montre la présence d'une quantité importante de grains de ferrite de tailles différentes et de faible quantité de perlite. Le chauffage après trempe vers la température 723°C (AC1), a provoqué la transformation de phase et le retour à l'équilibre physicochimique.

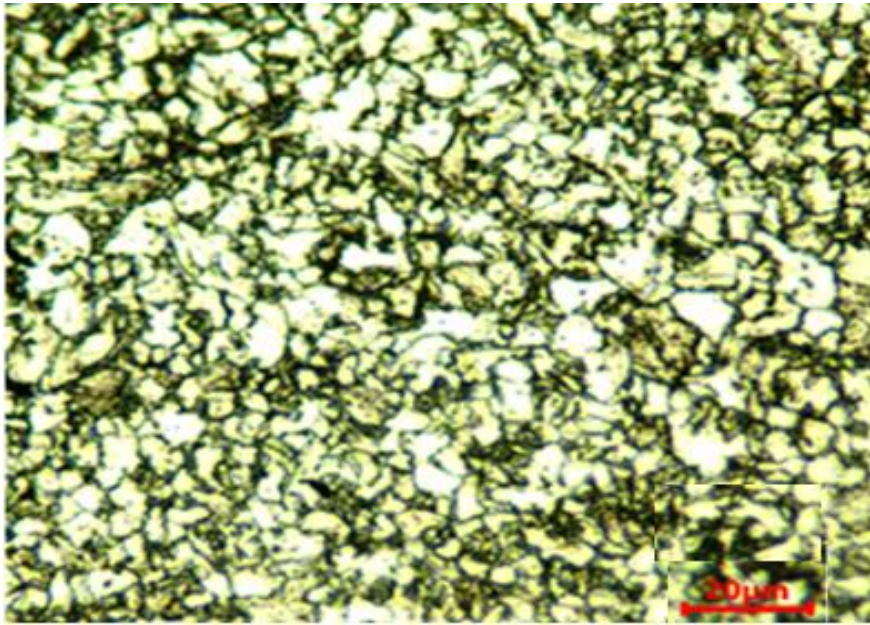


Figure IV.6 : Micrographie optique de l'acier X52 trempé et traité à 723°C
(Refroidissement à l'air)

IV.6 Effet des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques

IV.6.1 Evolution de la dureté

A partir des mesures de dureté obtenues, on peut dire que le revenu à haute température réalisé à 600°C confère à l'acier le meilleur durcissement (voir l'histogramme de la figure IV.7). Le chauffage au-delà de 600°C provoque la diminution de la dureté à un niveau proche de celui du recuit de normalisation et du traitement à 723°C. L'acier X52 est un acier à faible teneur en carbone et présente une faible trempabilité, généralement lorsqu'on vise la dureté seule on réalise tout simplement un recuit de normalisation.

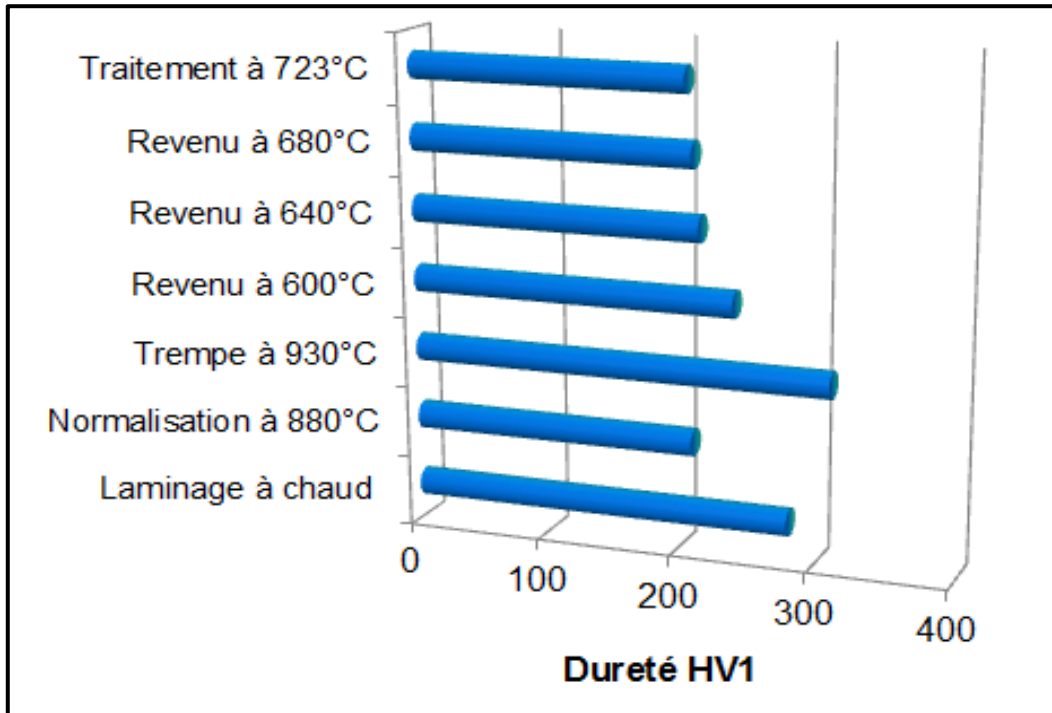


Figure IV.7: Evolution de la dureté en fonction des traitements thermiques réalisés

IV.6. 2 Evolution de la limite élastique et les résistances à la traction

La figure IV.8 présente les courbes de tractions superposées pour les différents traitements réalisés : la normalisation, les différents revenus après trempe et le traitement à 723°C.

On remarque que l'évolution des paramètres de résistance R_{max} et de limite élastique est en corrélation avec le niveau de dureté obtenu après traitement. Le revenu à 600°C qui a donné une structure de sorbite, présente la meilleure résistance et la haute limite élastique.

La ductilité importante de l'acier est obtenue après un traitement de normalisation où la structure de l'acier présente une quantité importante de ferrite.

Le tableau 7 regroupe les valeurs des propriétés mécaniques obtenues par l'essai de traction et la figure 8 (voir Annexe 1) montrent l'évolution de ces propriétés en fonction des traitements préconisés.

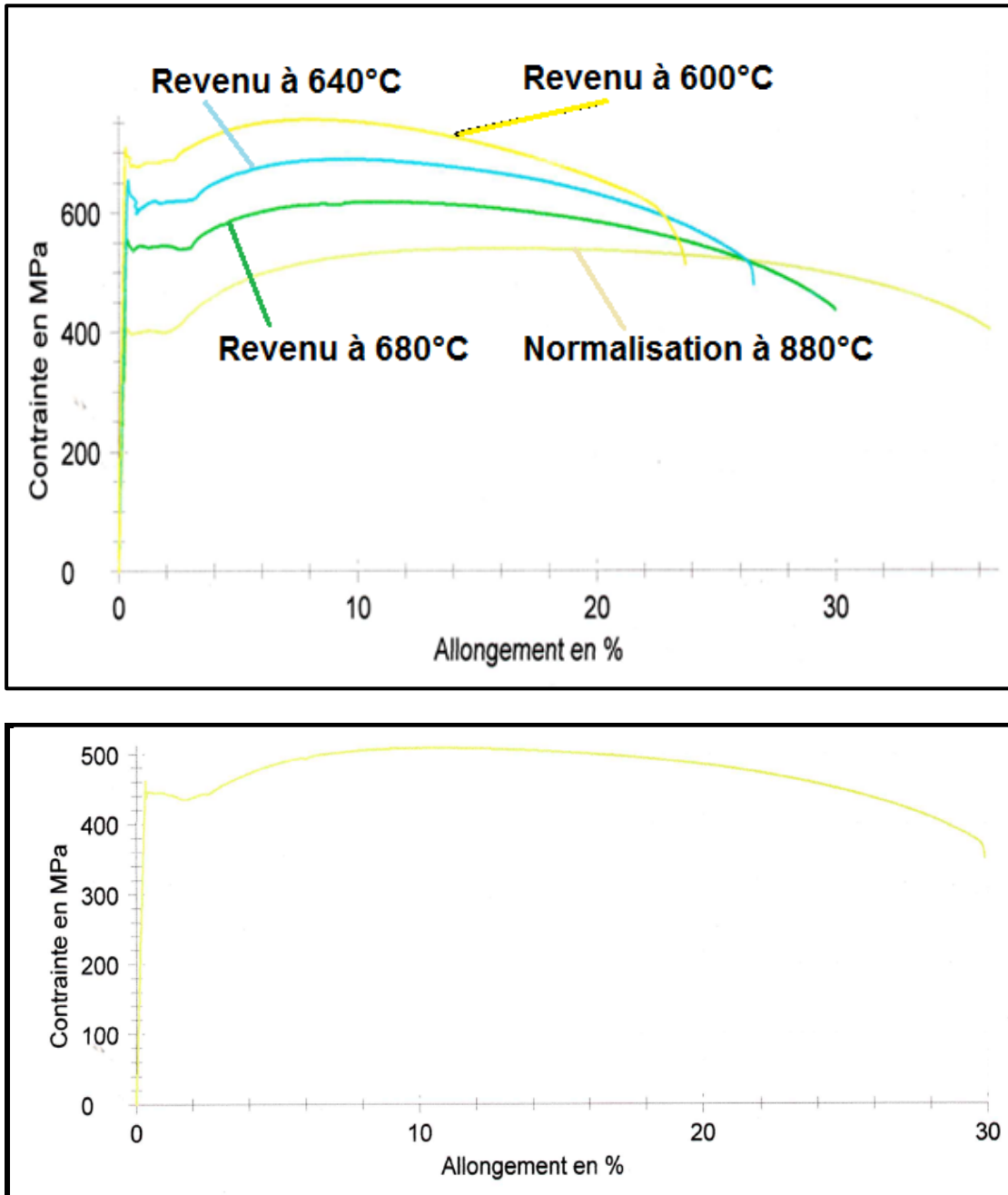


Figure IV.8 : Courbes conventionnelles de traction X52, contraintes - allongements

➤ Tolérances de Re et Rm en (MPa) de la nuance X52 selon la norme API 5L

	Re (Mpa)	Re (Mpa)
Mini	360	460
Maxi	530	760

Tableau 6 : Valeurs de Re et Rm de la nuance X52 selon API 5L

Traitement	Température (°C)	Re (Mpa)	RM (Mpa)	Valeurs dans les tolérances
Normalisé	880	398,4	539,5	
Traitement	723	444,9	508,1	Valeurs de Re en rouge sont hors tolérances
Revenu	680	543,8	617,5	
Revenu	640	602,1	689	
Revenu	600	677,6	754,9	

Tableau 7 : Résultats de Re et Rm après essais de traction de la nuance X52

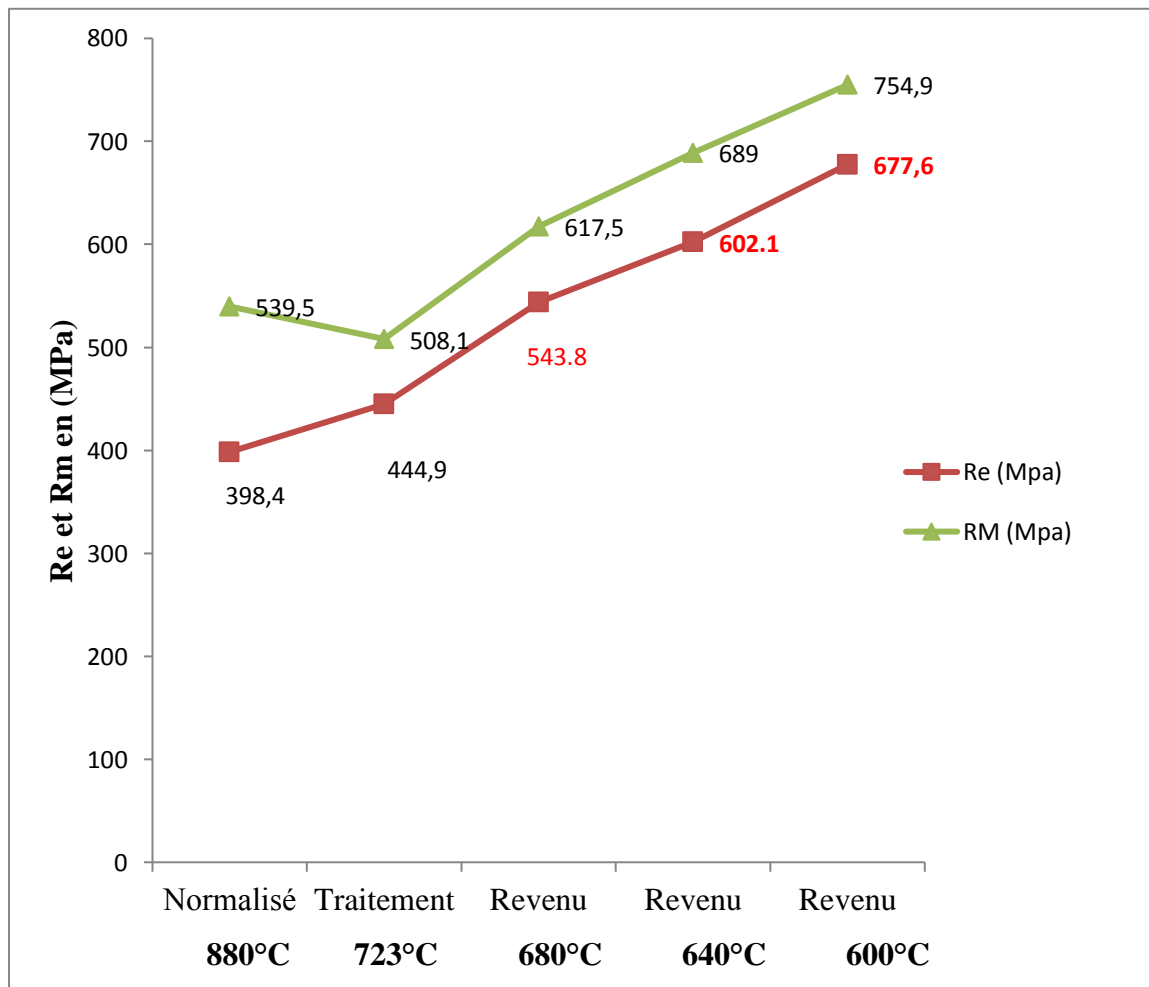


Figure IV.09 : Evolution de Re et de Rm en fonction du traitement réalisé

IV.6. 3 Evolution de la résilience (résistance au choc)

Les résultats des essais de résilience de l'acier normalisé, traité à 723°C et revenu à différentes température (600°C, 640°C, 680°C) sont regroupés dans le tableau IV.2.

La résilience de l'acier est liée à sa ductilité et sa ténacité, où l'énergie nécessaire pour absorber les chocs est plus importante. Les valeurs obtenues montrent que l'acier normalisé présente la meilleure résilience.

L'évolution de la résilience en fonction de la ductilité est présentée par la figure IV.9.

➤ Tolérances de A% et de K en (J/cm²) de la nuance X52 selon la norme API 5L

Valeur	A (%)	K (J/cm ²)
Mini	26	27

Tableau 8 : Valeurs de l'allongement A% et la résilience K de la nuance X52 selon API 5L

Traitement	Allongement A%	Résilience K (J/cm ²)
Normalisation à 880°C	37,56	213,63
Traitement à 723°C	29,93	166,77
Revenu à 680°C	30,3	153,95
Revenu à 640°C	27,84	124,25
Revenu à 600°C	24,95	102,45

Tableau 9 : Résultats de l'allongement A% et la résilience K de la nuance X52 après essais

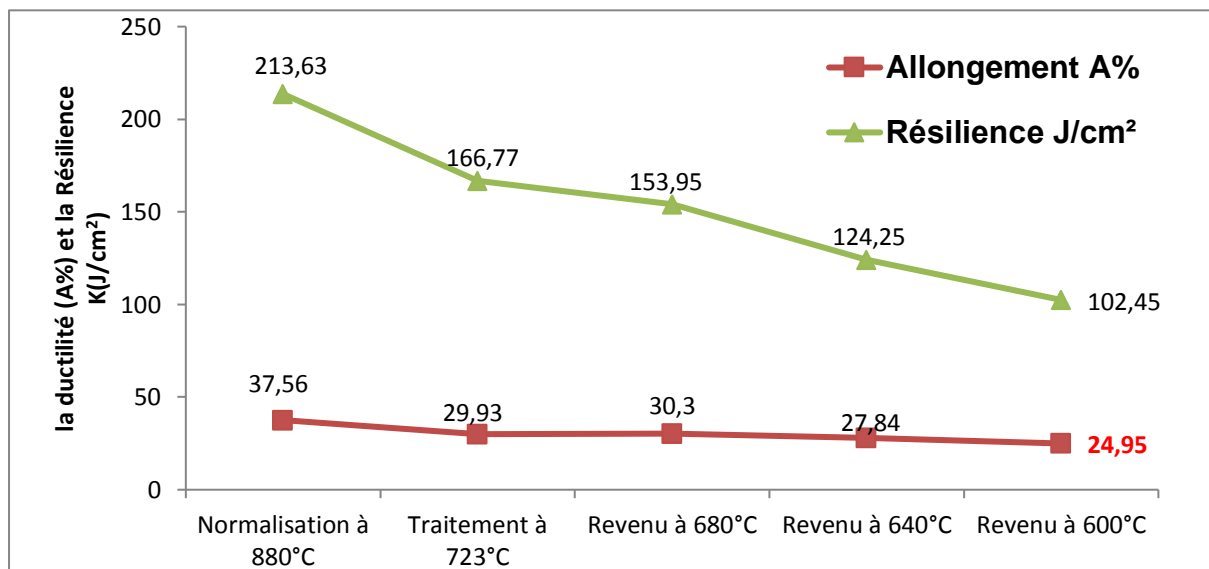


Figure IV.10 : Evolution de l'allongement A% et de la résilience K en fonction du traitement réalisé

IV. Résultats expérimentaux et discussions

L'acier HLE de type X52 est utilisé pour la fabrication des pipelines où les exigences de mise en service demandent la résistance et la ductilité en même temps.

- A partir des résultats obtenus par l'étude métallographique et par les différents essais mécaniques à savoir la dureté, la traction et la résilience en plus de, on peut choisir le traitement d'amélioration c'est-à-dire la trempe à 930°C suivie d'un revenu à haute température entre 600 et 640°C comme cycle final de traitement thermique. Si le client exige une résilience importante on peut alors choisir le traitement de normalisation à 880°C.
- La réalisation d'un traitement à 723°C (AC1) après trempe, élimine l'effet de la trempe et provoque la transformation de phase et donc le retour à l'équilibre physicochimique obtenu par normalisation.

L'acier HLE de type X60 utilisé pour les pipelines au niveau de la TSS présente des propriétés mécaniques proche de celle de l'acier X52, on peut alors le substituer par le X52 en cas de besoin de matière (**Résultats fournis par SIDER EL-HADJAR TSS - annexe 2 -**).

Composition chimique de X60

Nuance	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	Ti	Nb	Ni	Cr	Mo	V	Sn	Ca	N	
X60	0,16	1,20	0,20	≤ 0,02	≤ 0,01	≤ 0,08	0,04	0,039	0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,001	≤ 0,006	≤ 0,012

Résultats d'essai:

Légende	Nr	Date	N° Tube	Repère	Prélèv	S ₀ mm ²	R _{p0.5} MPa	R _m MPa	R _{p0.5} /R _m %	A _t (corr.) %
max							565	760	85	---
min							415	520	---	25,00
	5	27/04/2022	23	LA 21B	Revnu 680°C	451,95	490	582,1	84,17	36,98

Graphique de séries:

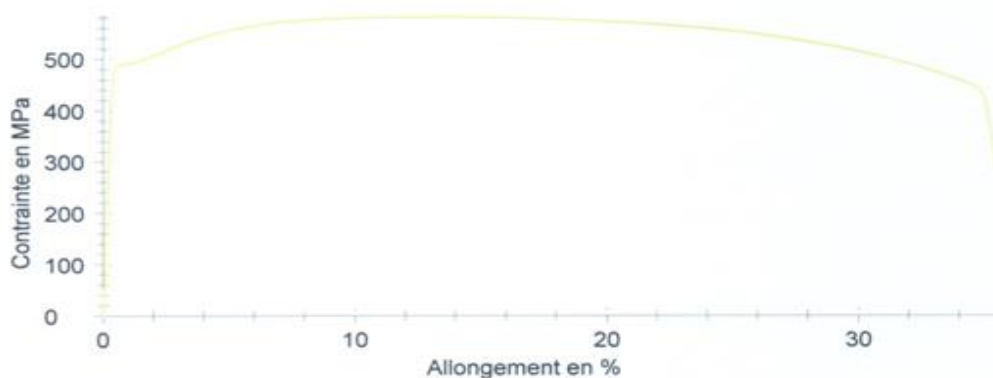


Figure IV.11 : Courbes conventionnelles de traction X60, contraintes - allongements

➤ **Tolérances de Re et Rm en (MPa) de la nuance X60 selon la norme API 5L**

	Re (Mpa)	Rm (Mpa)	A %	K (J/cm ²)
Mini	415	520	25	27
Maxi	565	760	-----	-----

Tableau 10 : Valeur de Re et Rm de la nuance **X60** selon API 5L

traitement	Température	Re (Mpa)	RM (Mpa)	A %	K
Revenu	680	490	582,1	36,98	127,52

Tableau 11 : Résultats après essais de traction et résilience de la nuance **X60**

- La valeur de l'allongement ($A \sim 37\%$) est presque identique à celle obtenue pour le X52 normalisé à 880°C et la valeur de la résilience ($K \sim 127\text{ J/cm}^2$) est presque similaire à celle obtenue pour le X52 trempé et revenu à 640°C.
- La valeur de la résistance maximale (582 MPa) est proche à celle obtenue pour le X52 normalisé à 880°C et la limite élastique (490 MPa) est proche à celle obtenue pour le X52 trempé et revenu à 680°C.
- Les propriétés mécaniques des deux nuances se rapprochent, on peut alors substituer la nuance X60 par la nuance X52 en cas de besoin de matière. Le choix du traitement à réaliser reste entre la normalisation à 880°C et la trempe suivie de revenu à 640°C (résilience du X60).

V. Conclusion

- Les aciers HLE sont caractérisés par une haute limite élastique, une résilience à basse température, une bonne aptitude à la soudabilité et à la mise en forme. Ces propriétés mécaniques intéressantes leur font de bons matériaux pour l'application des Traitements thermique.
- On s'intéresse par ce modeste travail à l'effet des traitements thermiques sur la structure et les propriétés mécaniques de l'acier microallié de nuance X52, utilisé pour la fabrication des pipelines au niveau de la TSS du complexe Arcelor Mittal
- La structure fine obtenue après normalisation à 880°C, est formée de ferrite et de perlite de dureté de l'ordre de 210 HV₁. Ce traitement a permis d'éliminer l'écrouissage, d'homogénéiser la structure et d'atténuer la ségrégation en bandes formées par le laminage à chaud.
- La structure de trempe de dureté 310 HV₁, est formée de bainite et de faible quantité de martensite en plus d'austénite résiduelle non transformée.
- Le revenu a engendré une structure d'un agrégat de ferrite et de cémentite dite sorbite de revenu. Le revenu réalisé à 600°C confère à l'acier le meilleur durcissement
- L'évolution de la résistance R_{max} et de la limite élastique est en corrélation avec le niveau de dureté obtenu après traitement. Le revenu à 600°C qui a donné une structure de sorbite, présente la meilleure résistance et la haute limite élastique.
- La ductilité importante de l'acier est obtenue après un traitement de normalisation où la structure de l'acier présente une quantité importante de ferrite.
- La résilience de l'acier est liée à sa ductilité et sa ténacité, l'acier normalisé présente la meilleure résilience.
- A partir des résultats obtenus par l'étude métallographique et par les différents essais mécaniques on peut choisir le traitement d'amélioration c'est-à-dire la trempe à 930°C suivie d'un revenu à haute température entre 600 et 640°C pour la nuance d'acier X52.
- L'acier HLE de type X60 utilisé pour les pipelines au niveau de la TSS présente des propriétés mécaniques proche de celle de l'acier X52, on peut alors le substituer par le X52 en cas de besoin de matière.
- Les aciers HLE sont utilisés aussi dans l'industrie de la mécanique lourde, l'industrie d'automobile et même dans les secteurs de la construction navale, l'outillage et l'échafaudage. Le choix du traitement thermique adéquat pour ces aciers est fonction du cout de fabrication est du domaine d'utilisation.

Référence bibliographique

- [1] : Marc GRUMBACH. Aciers microalliés. Technique de l'ingénieur M 4 525.
- [2] : SAGE (A.). – Discovery and history of vanadium and its contribution to life in the modern.
- [3] : PHILIPPE CHARLIER "Aciers à Dispersoïdes", techniques de l'ingénieur, 1991
- [4] : Séminaire «Open you mind» SAAB Swedish Steel (2006).
- [5] : CONSTANT (A.) et HENRY (G.). – Les principes de base du traitement thermique des aciers. Traitement thermique (F), no 154,p. 85-90 (1981).
- [6] : PICKERING (J.-B.). – Constitution and Properties of Steels. Materials Science and Technology vol. 7, Editor: VCH, chapitres 5, 6, 7, 8.
- [7] : T.R. Thomson, R.M Hobbs "Dual Phase Steels Production and Formability", Mémoires Scientifiques. Revue de métallurgie, avril 198
- [8] : J. Malcolm Gray and all "Property Improvements in Bars and Forgings Through Microalloying and Inclusion Engineering", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [9] : Alexander D. Wilson "Characterizing Inclusion Shape Control in Low Sulfur CMn- Cb Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [11] : J.Campos, J. Oseguera, U. Figueroa, E. Meléndez.Surface and Coating Technology (1998) 12.
- [12] : P. Rousseau. « Les aciers utilisés en construction métallique ». Normes et techniques. Afnor. Bns. (1977).
- [13] : "High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels", Metals Handbook.
- [14] : Marc Grumbach "AciersD'usageGénéral (propriétés des alliages)", techniques de l'ingénieur, 1991 Production of HSLA Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983.
- [15] : A. Fry. { The theory and practice of nitrogen case-hardening. Journal of Iron and

Steel Institute, no 1, 1932, pp. 191- 213.

[16] : D.Ghigilione et H. P.Lieurade. « Le rôle des traitements thermo-chimiques sur la tenue à la fatigue des composants mécaniques ». Recueil de conférences du colloque national

[17] : M. Cartier et Y. Terrasse : « Contribution à l'étude de l'influence des traitements de surfaces sur la tenue à la fatigue superficielle de pièces soumises au frottement », Fatigue et traitement de surface, Journées de printemps de la SF2M (1987), p 118-141.

[18] : J. Qian and A. Fatemi. «Cyclic deformation and fatigue behaviour of ion-nitrided steel». International Journal of Fatigue 17 (1995) 5.

[19] : mémoire de magister en génie mécanique. M.H.Bounatiro MOHAMED HATEM (2013) organisé par le CETIM et l'IUT (1991).

[21] : Michel Colombié. « Matériaux Métalliques ». Edition DUNOD (2000).

[22] : <http://fr.worldironsteel.com/news/how-to-calculate-the-carbon-equivalent-43475316.html>

[23] : Action du corroyage sur la structure de coulée des aciers, Annick POKORNY Jean POKORNY. Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques **M 610** – 1

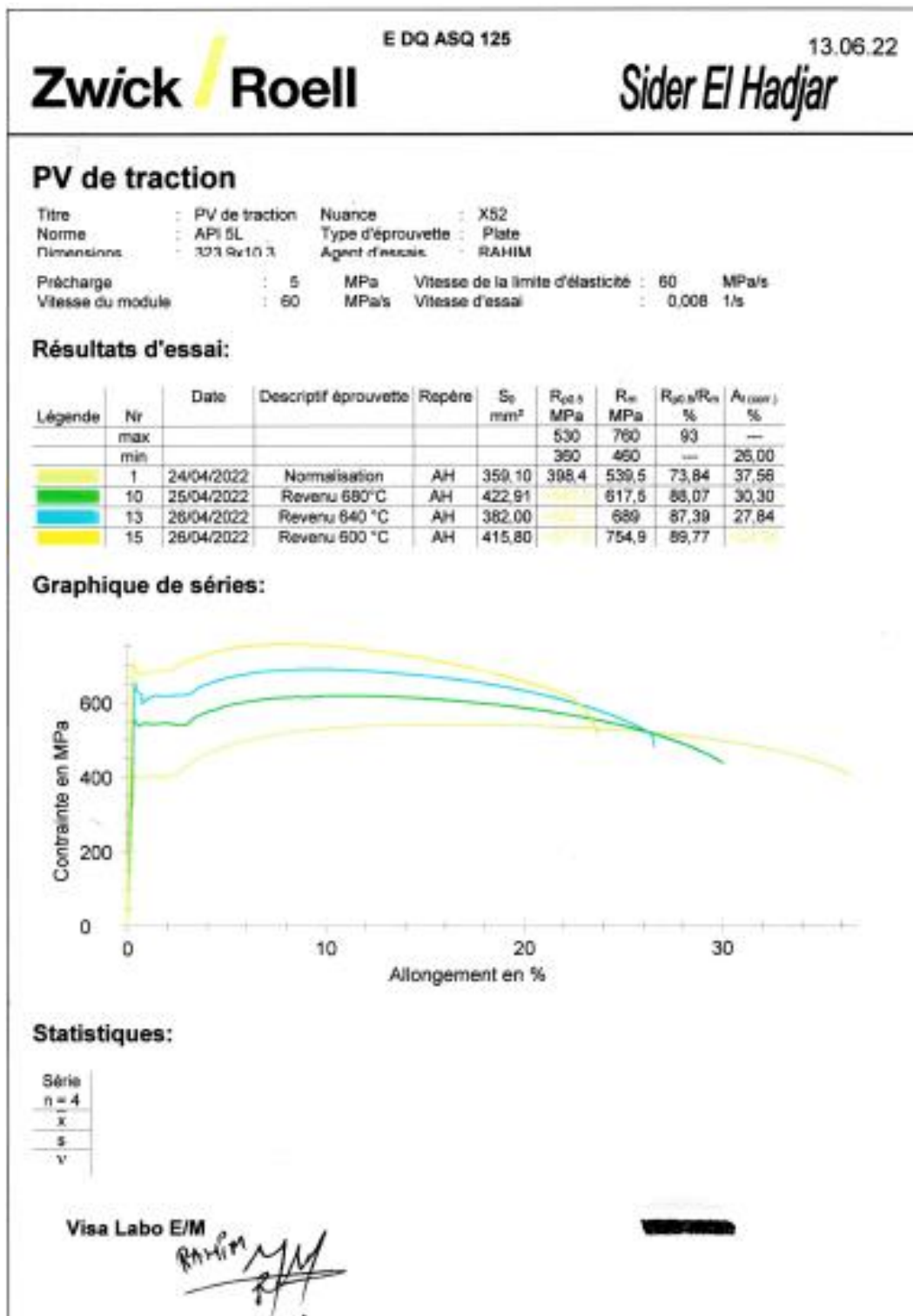
[24] : A. Constant, G. Henry, J. C. Charbonnier. « Principes de Base des Traitements Thermiques Thermomécaniques et Thermo-chimiques des Aciers ».PYC Edition (1992).

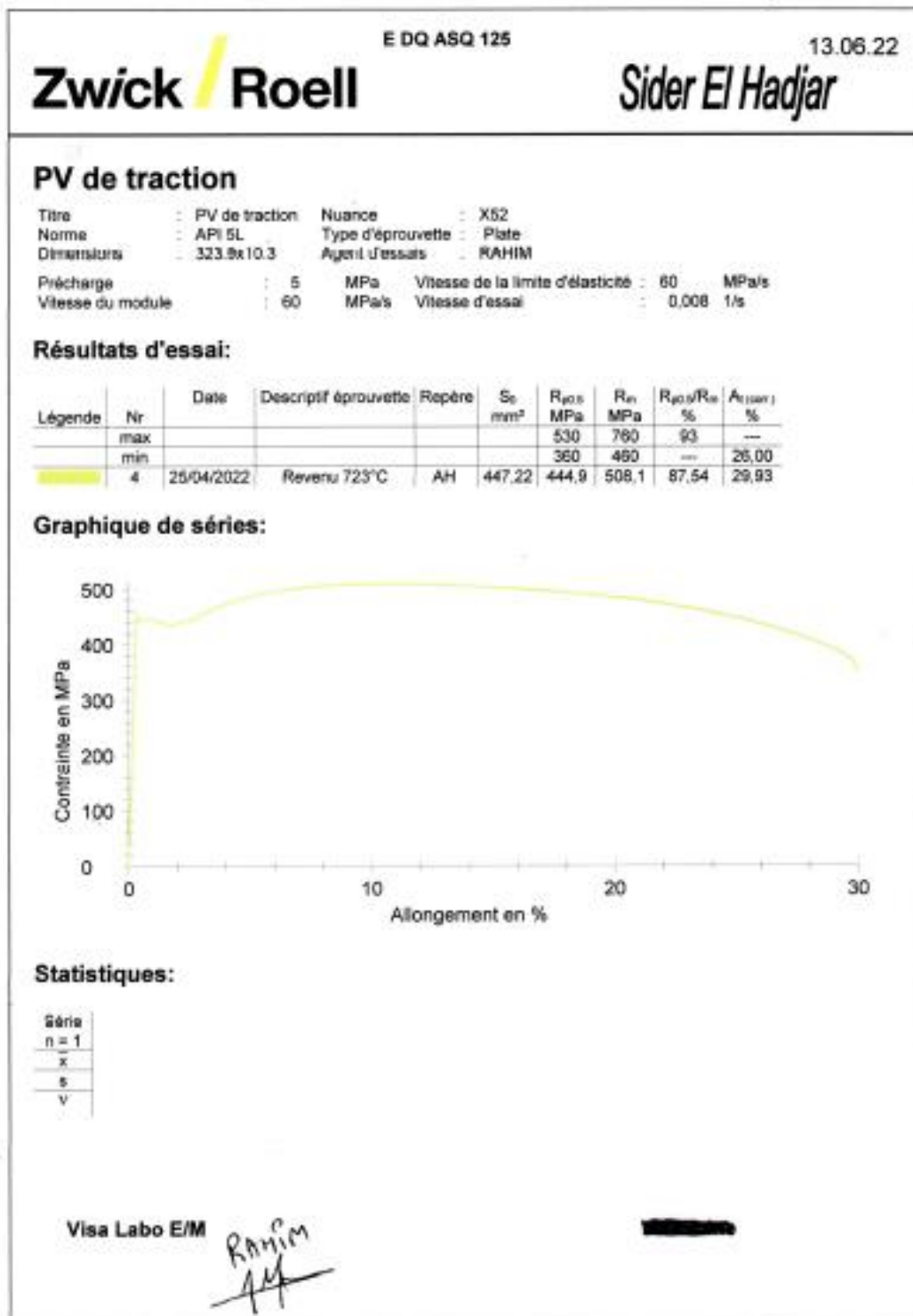
[25] : Garcia (C.I) et Deardo (A.J). «Structure and properties of ULCB plate steels for heavy section applications». World Materials Congress. Microalloyed HSLA Steels proceedings (1988).

[26] : A.Constant, G.Henry, J.C.Charbonnier. «Principes de base des traitements thermiques thermo-chimiques et thermomécaniques des aciers. Nature des carbures formés au cours des transformations en refroidissement continu et aspects micrographiques des structures obtenues». PYC EDITION (1992).

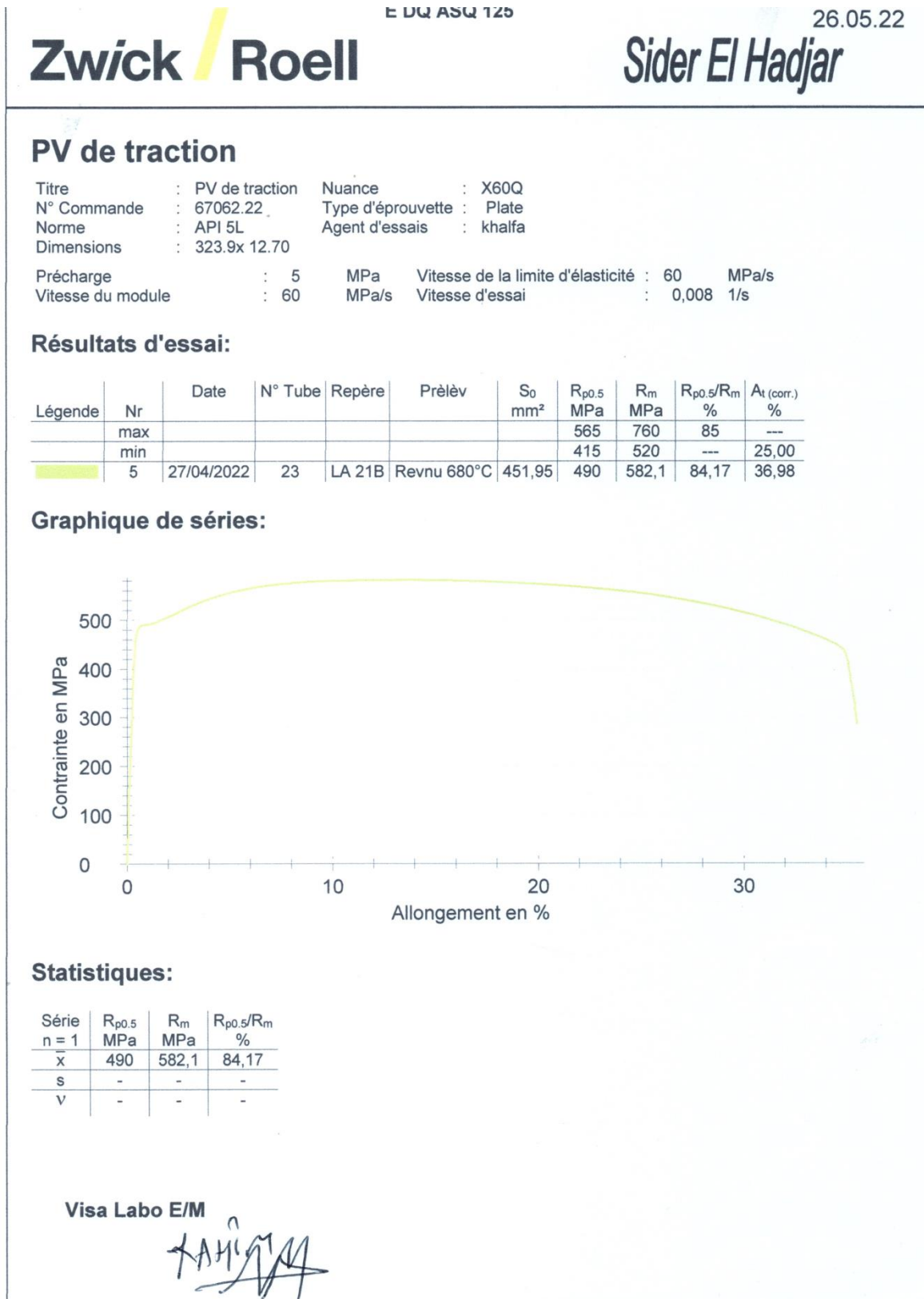
[27] : A.Constant, M.Grumbach, et G.Sanz. «Le vieillissement après écrouissage». C.I.T 5 (1970).


Annexe1 : Résultats des caractéristiques mécaniques de la nuance X52





Annexe 2 : Résultats des caractéristiques mécaniques de la nuance X60



 SIDER EL HADJAR / TSS Soc Assurance Qualité		ESSAI DE RESILIENCE			Codification						
					E-DQ ASQ-067						
		LABORATOIRE DES ESSAIS MECANIQUES			Date :						
					17/05/2022						
Cde : 67061 22		Dimensions Eprouvette :			Tolérance: Mini 27 J / Cm ²						
Client : AGIP		10 x 10x 55 mm									
Dimensions : 323,9x12,70		Entaille : "V" T=0°C									
Nuance : X60Q											
N° COULEE	REPERE	So (cm ²)			W (J)			K			Moyenne des Valeurs
		1	2	3	1	2	3	1	2	3	
791	LA 28B 680°C	0,80			10,2	10,4	10,6	125,07	127,50	129,98	127,52
Etabli par:								Responsable des Essais Mécaniques			