



Présentée pour l'obtention du **grade de Master 2^{ème} Cycle**

En : Génie des Matériaux
Spécialité : Génie Mécanique

Par : DIDOUNI ABDELKADER

Sujet

**L'EFFET DE LA TEMPERATURE DE REVENU SUR LES
PROPRIETES MECANIQUE D'UN ACIER X52**

Devant le jury composé de :

Mr. GUERIBIZ Djelloul	Professeur	Univ. Laghouat	Président
Mr. MANSOURI Tahar	MCB	Univ. Laghouat	Encadreur
Mr. ZIDELMEL Sami	Professeur	Univ. Laghouat	Co- Encadreur
Mr. BENSMAIN Belkacem	MCB	Univ. Laghouat	Examineur 1

2024/2025

Remerciement

En premier lieu ; je remercie le grand puissant dieu qui m'a facilité et m'a donné la volonté et le courage pour réaliser ce modeste travail.

Je tiens à remercier d'un grand profit moral et intellectuel nos encadreur monsieur **Mansouri Tahar** et ZIDELMEL Sami pour son soutien, leurs conseils appréciables pour l'amélioration de la qualité de ce projet.

Je voudrais remercier aussi les membres de jury . ZIDELMEL Sami , GUERIBIZ Djelloul , BENSMAIN Belkasem d'avoir accepté d'être membres du jury.

Mes vifs remerciements à tous les professeurs qui ont donné le meilleur d'eux-mêmes afin de nous assurer une formation et un avenir digne.

Finalement, je tiens à exprimer mon gratitude et reconnaissance à toute personne qui à contribue de près ou de loin à l'aboutissement de ce travail.

DIDOUNI ABDELKADER

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à toutes les personnes, jeunes et moins jeunes, qui ont contribué à ma construction jusqu'à ce jour, ainsi qu'à celles qui m'ont soutenu moralement et matériellement.

À la femme la plus extraordinaire de l'univers et la plus grande mère de l'histoire de l'humanité, ma chère **maman**.

Au plus grand des pères, mon soutien et mon modèle dans cette vie,
mon cher papa.

À mes **frères et sœurs** et à la formidable **famille Didaouni**.

À mes **amis** en général et à mes **collègues de travail**.

À mon professeur **Mansouri Tahar**, qui m'a énormément soutenu, lui souhaitant succès et réussite, ainsi qu'à mon professeur **Zidemel Sami** et à tous les professeurs sans exception qui m'ont aidé dans mon parcours académique.

Et enfin, à toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont participé à la réalisation de ce travail.

RESUME

الملخص

يهدف هذا البحث إلى دراسة تأثير معالجة التخمير على الخصائص الميكروهيكلية والميكانيكية لفولاذ X52 ذو البنية ثنائية الطور. تم الحصول على البنية المزدوجة (فيريت + مارتنسيت) في هذا الفولاذ من خلال معالجة حرارية متمثلة في التبريد المباشر (DQ)، والمعالجة الحرارية عند درجات حرارة التخمير بين الدرجة (ICT) وهي 750 درجة مئوية و790 درجة مئوية. تركز الدراسة على تأثير درجات حرارة التخمير التي تتراوح بين 300 و600 درجة مئوية على البنية المجهرية وخصائص المتانة لفولاذ X52 ثنائي الطور. يعمل التخمير على بدء عملية انتشار الكربون ويؤثر على إعادة توزيعه في البنية المجهرية. وقد تبين أن كمية الكربيدات تزداد مع ارتفاع درجة حرارة التخمير، مما يؤدي إلى نقص محتوى الكربون في المارتنسيت. من جهة أخرى، فإن الطاقة الممتصة تزداد أيضاً مع زيادة درجة حرارة التخمير.

الكلمات المفتاحية: فولاذ ثنائي الطور، التخمير، المتانة، الصلادة.

Résumé

L'objectif de cette étude est d'étudier l'influence du traitement de revenu sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques d'un acier X52 à structure dual phase. La formation de la microstructure dual—phase (ferrite + Martensite) de l'acier X52 est obtenue dans cette étude par le traitement thermique distinct : trempe directe (DQ), Le traitement thermique appliqué aux températures de recuit intercritique (ICT) de 750 °C et 790 °C. Nous étudions les effets des températures de revenu allant de 300 à 600 °C sur la microstructure et les propriétés de résilience de l'acier X52 dual phase. Le revenu amorce la diffusion du carbone et affecte sa redistribution dans la microstructure. Il a été constaté que la quantité de carbures augmente avec l'augmentation de la température de revenu et conduit à un appauvrissement en carbone de la martensite. D'autre part, l'augmentation de L'énergie absorbée augmente avec l'augmentation de la température de revenu.

Mots clés : API X52, Aciers biphasés, Revenu, Résilience, Dureté.

Abstract

The aim of this study is to investigate the influence of tempering treatment on the microstructural and mechanical characteristics of dual-phase X52 steel. The dual-phase microstructure (ferrite + martensite) of X52 steel was achieved in this study through a specific heat treatment: direct quenching (DQ), and heat treatment at intercritical annealing (ICT) temperatures of 750 °C and 790 °C. The study focuses on the effects of tempering temperatures ranging from 300 to

RESUME

600 °C on the microstructure and impact toughness of dual-phase X52 steel. Tempering initiates carbon diffusion and affects its redistribution in the microstructure. It was found that the amount of carbides increases with the rise in tempering temperature, leading to a carbon depletion in the martensite. On the other hand, the absorbed energy increases with the increase in tempering temperature.

Keywords: API X52 steel, dual-phase steels, tempering, toughness, hardness.

Sommaire

Remerciement	
Dédicace	
Sommaire	
Liste des figures	
Liste des tableaux	
Liste de Symbole	
INTRODUCTION	1
Chapitre I: Spécifications des aciers HLE	
I. 1 Les catégories des aciers HLE	3
I.1.1 Les aciers HLE ferrito-perlitique	3
I.1.2 Les aciers dual-phase	4
I.1.3 Les aciers de ferrite aciculaire	5
I.1.4 Les aciers HLE résistants à la corrosion atmosphérique	6
I.1.5 Les aciers perlitiques de construction laminés	7
I.1.6 Les aciers de forme d'inclusion contrôlée	8
I. 2 Evolution des aciers HLE	8
I.2.1 L'affinement des grains	8
I.2.2 Durcissement par précipitation	8
I.2.3 Développement du laminage contrôlé	9
I.2.4 Développement du refroidissement contrôlé	9
I. 3 Rôle des éléments d'additions	9
I.3.1 Carbone	9
I.3.2 Azote	9
I.3.3 Manganèse	10
I.3.4 Silicium	10
I.3.5 Phosphore	10
I. 4 Rôle des éléments disperoïdes	10
I.4.1 Vanadium	10
I.4.2 Titane	10
I.4.3 Niobium	11
I. 5 Précipitation	11
I. 6 Caractérisation des aciers	12
I.6.1 Caractéristiques physiques	12
I.6.2 Caractéristiques mécaniques	12
I.6.3 Caractéristiques chimiques	13
I. 7 Avantage des aciers HLE	13
I. 8 Applications	13
I.8.1 Fabrication des pipelines	14

I.8.2 Applications Automobile	14
Chapitre II :Les aciers DUAL-PHASES	
II.1 Généralités sur les aciers Dual-Phases	15
II.1.1 Le développement de la structure Dual-Phase	15
II.1.2 Principales propriétés et applications	16
II.1.3 Production des aciers Dual Phases	17
II.2 Propriétés mécaniques typiques des aciers Dual Phases	18
II.3 La microstructure des aciers Dual-Phases (DP)	22
II.3.1 La ferrite:	23
II.3.2 La martensite:	24
II.3.3 Morphologies de martensite:	25
II.4. la relation entre microstructure et propriétés des aciers Dual-Phase	25
II.4.1 Absence de palier élastique dans les aciers Dual-Phases	25
II.5 Traitements thermiques	25
II.5.1 La trempe des aciers	27
II.5.1.1 Les types de la trempe	28
II.5.2 Le revenu des aciers	29
II.5.2.1 Revenu de la martensite	30
II.5.2.2 Le revenu des aciers Dual-phase	30
II.5.3 Le recuit des aciers	31
Chapitre III: Matériaux et technique expérimentales	
III.1 Matériaux:	32
III.2 Traitements thermiques:	32
III.2.1 Développement d'une structure Dual-phase	33
III.2.1.1 Traitement (DQ) : Direct Quenching.	33
III.4 Traitement de revenu sur les aciers Dual-phase	33
III.5 Métallographie:	34
III.5-1. Préparation des échantillons:	34
III.5.1.1 Polissage:	34
III.6 Les techniques d'analyse	35
III.6.1 Microscope optique:	35
III.7 Caractérisation mécanique:	36
III.7.1 Essai de Micro Dureté:	36
III.7.2 Essai de résilience :	37
Chapitre IV : Résultats et interprétation	
IV-1 Introduction	39
IV-2 L'acier a l'état initial	39
IV.3.1 Traitement D.Q	40
IV.3.4 La proportion de la phase martensitique	41
IV.4 Evolution de la microstructure en fonction de la température de revenu	42

IV.5 Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la proportion et la morphologie de la martensite	43
IV.5.1 Evolution de la dureté	45
IV.5.2 Evolution de la Résilience	45
IV.6 Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de revenu	45
IV.6.1 Evolution de la dureté	46
IV.6.2 Evolution de la Résilience	46
Conclusion	50
Références	51

Liste des figures

les figures	N°
Figure. I.1 : acier microalliés ferrito-perlitique	4
Figure. I.2 : La microstructure de dual-phase	4
Figure. I.3 : acier de ferrite aciculaire	5
Figure. I.4 : Evolution de la résilience en fonction de la température pour un acier de ferrite aciculaire	6
Figure. I.5 Durcissement de la solution-solide de la ferrite.	7
Figure. I.6 acier perlitiques de construction laminés.	8
Figure II.1 : La microstructure de Dual-phase	11
Figure II.2 : La microstructure de Dual-Phase laminé à chaud.	11
Figure.II.3 : Résistance à la traction et l'allongement total des aciers dual-phase comparés A d'autres aciers faiblement alliés	16
Figure. II.4 : Un diagramme schématique montrant la production d'un acier dual-phase.	16
Figure. II.5 : Pourcentage de martensite dans un acier dual-phase à 1.5%Mn en fonction de la concentration en carbone et la température intercritique	17
Figure. II.6 : diagramme Fe-C montrant l'effet de la concentration en carbone dans l'acier et la température intercritique sur la quantité de l'austénite formée.	17
Figure. II.7 : Effet du volume de martensite sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction de l'acier dual phase	18
Figure. II.8 : Effet de la température de revenu sur la résistance à la traction et la dureté des aciers au carbone et alliés trempés avec des teneurs en carbone de 0,50 et 0,30 %. [47]	19
Figure. II.9 : Ténacité aux chocs en fonction de la température de revenu des aciers faiblement alliés à moyenne teneur en carbone.	20
Figure. II.10 : Effet de la température de revenu sur la résistance à la traction et la dureté des aciers au carbone et alliés trempés avec des teneurs en carbone de 0,50 et 0,30 %.	21
Figure. II.11 : Structure Dual-phase obtenue après recuit intercritique à la température	22
Figure. II.12 Micrographie, obtenue en microscopie électronique à transmission, montrant les dislocations dans l'interface ferrite/martensite	23
Figure. II.13 : Micrographie optique montrant les deux types de ferrite dans un acier DP :	23
Figure. II.14 : Paramètres de maille quadratique de la phase martensitique en fonction de la teneur en carbone	24
Figure. II.15 : Effet de la teneur en C sur le pourcentage en volume relatif de martensite de lattes et de plaques, la température Ms et le pourcentage en volume d'austénite retenue dans les alliages Fe-C	25
Figure. II.16 : Absence de palier dans l'aciers dual-phases	27

Figure. II.17 : cycle thermique de trempe	26
Figure. II.18 : Cycle combiné de traitement thermique de Trempe + Revenu	29
Figure. III.1: Four-Nabertherm GmbH (LGP)	35
Figure. III.2 : Le cycle thermique DQ appliqué à l'acier X52 suivi d'un revenu sur les aciers Dual—phase	33
Figure. III.3 : Polisseuse Metkon FORCIPOL 2V (LM)	35
Figure. III.4 : Microscope optique de type LIECA DMLM (LGP)	36
Figure. III.05: Durometer Model MVK-H2 (Hardness Testing Machine.)	37
Figure. III.06: Dimensions et forme de l'éprouvette Charpy en V.	37
Figure. III.07 : Éprouvette de résilience a) l'état reçu b) après essai de résilience	39
Figure IV.1 : Micrographie optique d'acier reçu	41
Figure IV.2 : Microstructure Optique de l'acier X70 après traitement DQ, à différentes températures intercritiques a) 750 °C b) 790 °C	43
Figure IV.3 : Microstructure par MEB d'un acier DP X52 au cours du revenu après DQT à 790 °C pour différentes températures a) T= 300°C b) T= 400 °C c) T= 500 °C	43
Figure IV.4 : Evolution de la dureté en fonction des températures de revenu d'acier X52	45
Figure IV.5 : l'évolution de l'énergie absorbée à la température ambiante en fonction des températures de revenu d'un acier X52	48
Figure IV.06 : l'évolution de l'énergie absorbée à la température ambiante en fonction des températures de revenu d'un acier X52	49

Liste des tableaux

Les tableaux	N°
Tableau I.1 : Rôle métallurgique des principaux éléments dispersoïdes	11
Tableau III.1 : Composition chimique d'acier X52	33
Tableau IV.1 : Caractéristiques mécaniques des aciers X52 à l'état reçu	40
Tableau IV. 2 : Les duretés HV10 de l'acier X52 après traitement DQ.	45
Tableau IV.3 : Propriétés de résilience d'acier X52 à la température ambiante	46

Liste de Symbole

Symbole	Signification
HLE	Haute limite élastique
Re	Limité d'élasticité
Rm	Résistance à la traction
A	Allongement à rupture
E	Module d'élasticité
KCV	Résilience
DP	Dual Phase
Vm	La fraction volumique de la martensite
γ	Austénite
DQ	Direct Quenching
HV	La micro-dureté Vickers
K	La résilience
W	L'énergie absorbée
Ceq	Carbone équivalent
Re0.2	La limite d'élasticité a 20%
Cd	la teneur moyenne en acier au carbone
Cf	le teneur en carbone de phase ferrite
Cm	le teneur en carbone de phase martensite
σ_f	la résistance à la traction de la ferrite
σ_m	la résistance à la traction de la martensite
ICT	La temperature intercritique

INTRODUCTION

INTRODUCTION GENERALE

Les aciers dual phase sont caractérisés par une microstructure composite consistant en une phase de martensite dure dispersée dans une matrice de ferrite ductile. Les aciers dual phase présentent une élasticité continue, d'un taux d'écroutissage initial élevé et d'un bon allongement [1, 2]. Il est bien connu que les propriétés mécaniques des aciers à haute limite élastique sont largement déterminées par leurs microstructures. Dans les aciers dual phase ferrite-martensite, la ferrite assure une formabilité élevée, alors que la martensite dure offre une résistance considérable.

La microstructure recherchée peut être obtenue par recuit intercritique dans le domaine (ferrite+austénite) suivi d'un refroidissement rapide permettant d'assurer la transformation de l'austénite, qui s'est formée au cours du maintien entre A_{c1} et A_{c3} , en martensite. On sait que, outre la fraction volumique de la martensite, la contrainte et la ductilité de l'acier (FMDP) sont influencées par un certain nombre d'autres variables microstructurales, telles que la taille des grains, la morphologie et la distribution de la martensite et la composition chimique de l'acier [3,4]. Jusqu'à présent, l'attention a été consacrée à l'importance de la fraction volumique de la martensite sur la résistance et la ductilité, et l'influence de la morphologie de la martensite sur les propriétés mécaniques [5, 6].

Pour améliorer l'allongement et la formabilité des aciers DP, un processus de revenu pourrait être proposé. Au cours du revenu, des changements de microstructure entraînent une amélioration des propriétés des phases martensitique et ferritique [7,8]. Il active la diffusion du carbone et affecte la redistribution du carbone dans la microstructure. La dureté de la martensite diminue avec l'augmentation de la température due à la diffusion des atomes de carbone à partir de leurs sites de réseau interstitiels pour former des précipités de carbure de seconde phase. Les effets des températures de revenu sur la microstructure et les propriétés mécaniques correspondantes des aciers DP ont également été remarqués par Anazadeh et al. [7]

Après trempe intercritique, le revenu est généralement appliqué pour modifier les propriétés mécaniques des aciers DP [9]. Les effets du revenu sur la microstructure et les propriétés mécaniques des aciers DP ont été rapportés et révèlent que l'influence de revenu sur les caractéristiques des aciers DP sont affectées par la composition chimique, la fraction volumique de martensite, l'austénite retenue et les paramètres de revenu [10]. Les comportements d'élasticité sont significativement affectés par les températures de revenu, où les aciers DP

INTRODUCTION

effectuent un discontinu lors du revenu à plus de 300 ° C et la limite d'élasticité augmente d'abord, puis diminue avec l'augmentation de la température de revenu, tandis que la résistance à la traction et l'allongement changent légèrement jusqu'au revenu à des températures élevées [11-12]. Li et coll. [13] ont constaté que la résistance à la traction avait une relation linéaire avec le rapport de nanodureté de la martensite et de la ferrite. De plus, la réduction de la différence de nanodureté entre les deux phases pourrait effectivement retarder la formation de vide dans la martensite [14]. Cependant, la plupart des travaux à ce jour ont été axés sur l'influence des paramètres de revenu sur les aciers DP avec un certain nombre de phases constitutives, et il existe peu d'études portant sur les effets synergiques de la teneur en ferrite et de la température de revenu sur la mécanique.

Dans ce travail, l'acier DP avec différente fraction de martensite ont été produits par recuit intercritique aux températures 750 et 790 °C pendant trente minute. Les aciers DP générés ont subi un revenu à différentes températures allant de 300 à 600 °C pendant une heure. Par la suite, des examens de métallographie et des essais de dureté et des essais résilience ont été effectués. Pour répondre aux objectifs et mener ce travail à terme, nous avons organisé de façon didactique, le manuscrit de ce mémoire en quatre chapitres :

Le premier chapitre est réservé à l'étude de Spécifications des aciers HLE. Dans ce premier chapitre, nous allons présenter en détail les aciers HLE, pour avoir une idée claire sur ces familles d'aciers à haute résistance utilisés actuellement dans plusieurs secteurs de l'industrie.

Le deuxième chapitre est consacré aux aciers dual-phases qui font l'objet de cette étude nous analysons les résultats de la bibliographie sur les aciers Dual Phase, en nous intéressant aux aspects de transformations de phases et aux propriétés mécaniques.

Dans le troisième chapitre, nous allons présenter toutes les techniques et les procédures qui ont été utilisées durant la réalisation de ce travail de recherche, et qui incluent la préparation des échantillons avant traitements thermique, la réalisation des traitements thermiques pour obtenir des aciers DP, la caractérisation des échantillons après traitement thermique, essais de résilience sur les différents échantillons. Ce chapitre va comprendre aussi, la composition chimique de acier HLE X52 utilisés.

Le quatrième chapitre, regroupe les résultats de caractérisation et microstructure, que nous avons obtenu pour L'acier X52 et des discussions portant sur les résultats observés lors de cette étude.

Vers la fin de ce travail, nous présentons une conclusion générale retraçant l'ensemble des résultats obtenus.

Chapitre : I

Spécifications des
aciers HLE

I. 1 Les catégories des aciers HLE

Les aciers HLE comprennent plusieurs classes désignées à améliorer des combinaisons spécifiques des propriétés telles que la résistance, résilience, formabilité, soudabilité. Ces aciers peuvent être divisés en six catégories.

I.1.1 Les aciers HLE ferrito-perlitique

Les aciers HLE ferrito-perlitiques sont généralement des aciers C-Mn qui contiennent de faibles additions d'éléments susceptibles de former des carbures et/ou des carbonitrides, tels que le vanadium et le niobium. Ces aciers ont des limites conventionnelles d'élasticité de 550 MPa et une température de transition ductile-fragile de -70 °C. Fondamentalement ce sont des aciers dont la structure d'emploi est ferrito-perlitique, la ferrite étant durcie par une fine précipitation, bien répartie, de carbures et/ou de carbonitrides formés à partir des éléments dispersoïdes. [15, 16]

Pour pouvoir développer cette précipitation, il est indispensable de mettre tout d'abord en solution dans l'austénite, le carbone et les éléments dispersoïdes. La solubilité de ces derniers est limitée, et qui évolue avec la température. Afin de mettre en solution des quantités d'éléments suffisamment grandes pour pouvoir espérer un effet durcissant important lors de la précipitation ultérieure, il est donc nécessaire de porter l'acier à de plus hautes températures. Mais en portant l'acier à haute température on va engendrer un grossissement important du grain austénitique qui ira à l'encontre du but visé puisqu'il provoquera la formation d'une ferrite trop grossière et donc peu performante mécaniquement. Compte tenu des températures qu'il faut atteindre, il est difficile d'empêcher ce grossissement. On doit recourir alors à une procédure particulière de l'affinement du grain austénitique : le traitement thermomécanique.

Celui-ci consiste, après avoir porté le métal à haute température pour mettre en solution les précipités, à réaliser une déformation à chaud (laminage, forgeage) dans des conditions contrôlées de telle sorte que le corroyage soit achevé à relativement basse température (mais supérieure à celle à laquelle débute la transformation ()) pour que l'austénite écrouie recristallise totalement et très finement. Dès l'achèvement de la recristallisation, le métal doit être refroidi énergiquement jusqu'à la température de début de la transformation (), afin d'éviter à la fois un grossissement des grains austénitiques fraîchement recristallisés et une précipitation de carbures et/ou nitrures au sein de l'austénite [17].

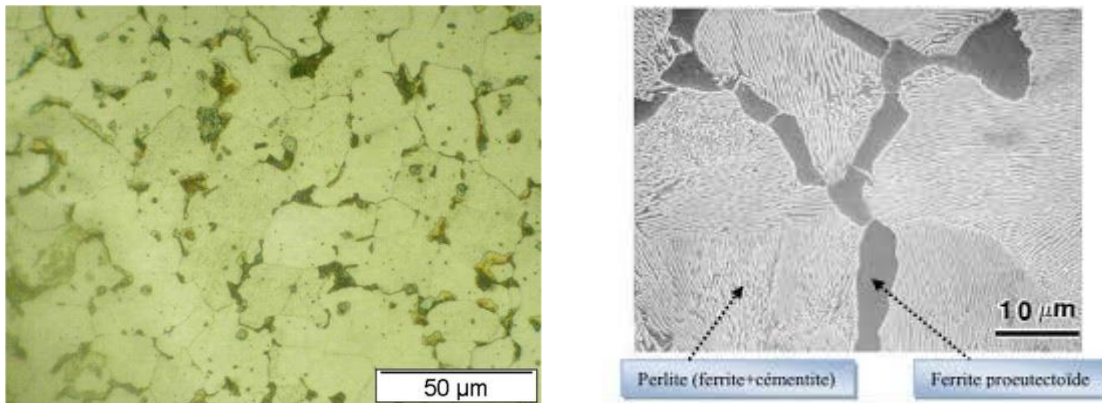


Figure. I.1 : acier microalliés ferrito-perlitique

I.1.2 Les aciers dual-phase

Si les aciers microalliés bénéficient de très bonnes propriétés mécaniques, leur limite d'élasticité élevée les rend par contre difficilement formables à froid. Dans le but de réduire la masse des véhicules, les chercheurs dans l'industrie automobile ont mis au point des aciers dont la limite d'élasticité reste moyenne (300 à 350 MPa), mais dont la résistance à la traction, après consolidation est importante due à la déformation plastique, est comparable à celle des aciers microalliés (650 à 700 MPa) ; par ailleurs, leur allongement à la rupture demeure élevée (25 à 30%). Après leur mise en forme à froid, par écrouissage, leur limite d'élasticité est d'au moins 500 MPa. Ces aciers, connus le nom d'aciers dual-phase, font preuve d'une excellente formabilité à froid. Leur microstructure est composée de grains ferritiques, et des îlots de martensite dont la proportion varie en fonction de la température intercritique. Ils contiennent peu de carbone (0.08 à 0.15%) et entre 1 et 1.5 % de manganèse. [18, 19]

La microstructure des aciers dual-phase peut être développée soit par un chauffage à l'intérieur d'un intervalle de température intercritiques (+), ou par le contrôle du refroidissement à partir des conditions du laminage à chaud. [20].

Pour la deuxième condition, il faut parfaitement contrôler la température de fin de laminage pour que la microstructure soit composée de ferrite et d'austénite.

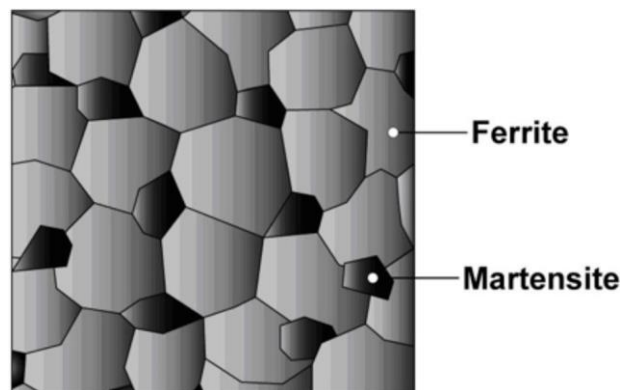


Figure. I.2 : La microstructure de dual-phase

I.1.3 Les aciers de ferrite aciculaire

Une autre approche au développement des aciers HLE est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et de haute résistance, au lieu de la microstructure polygonale habituelle de ferrite, pendant la transformation de refroidissement des aciers à ultra bas carbone ($< 0.08\% \text{ C}$) avec la trempabilité suffisante (par des additions de manganèse, de molybdène, et/ou de bore). Le niobium peut également être employé pour le durcissement par précipitation et l'affinement de grain. La différence principale entre la structure de la ferrite aciculaire (désignée également sous le nom de la bainite à faible teneur en carbone) et celle de la ferrite polygonale est que l'ancien est caractérisé par une densité de dislocation élevée, et les grains fins fortement ovales qui ne sont pas exhibés en ferrite polygonale.

**Figure. I.3** : acier de ferrite aciculaire

Les aciers de ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempage ou, de préférence, par le refroidissement à l'air avec les alliages appropriés pour la trempabilité. L'avantage principal de ce type d'acier HLE est la combinaison peu commune de haute limite d'élasticité (415 à 690 MPa), de la résilience élevée. Une application importante de ces aciers est le pipeline. Les propriétés d'un acier de ferrite aciculaire laminé sont récapitulées dans la Figure. I.5. L'application principale de l'acier de ferrite aciculaire implique les canalisations d'hydrocarbures dans des conditions arctiques. Cette application exige une combinaison de dureté supérieure, de haute résistance, d'excellente résistance à la fissuration induite par l'hydrogène.

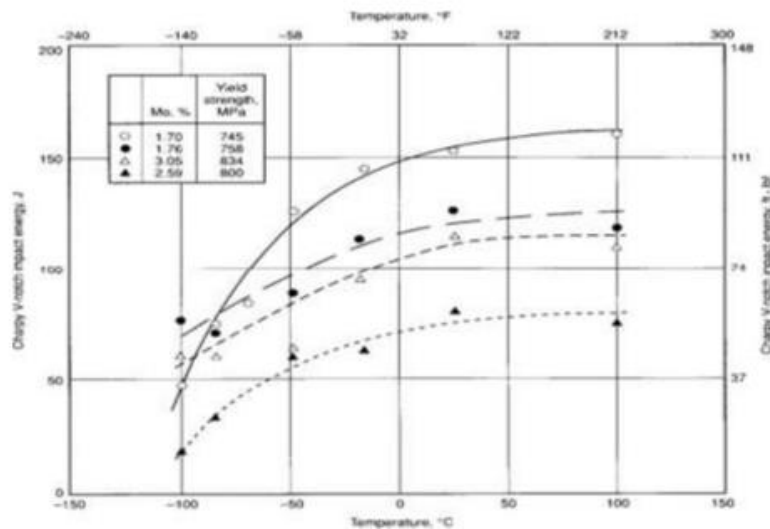


Figure. I.4 : Evolution de la résilience en fonction de la température pour un acier de ferrite aciculaire [21]

La résilience et la limite d'élasticité d'un acier laminé de 25 mm à une structure bainitique à ultra bas carbone. Les teneurs nominales des éléments d'alliage a inclus 0.024 à 0.027% C, 0.92 à 1.00% Mn, 3.54 à 3.63% Ni, et 0.050 à 0.055% Nb [21].

En réponse à ces besoins, les chercheurs ont développé un acier de ferrite aciculaire dur pour le pipeline par l'optimisation du contenu de carbone et de niobium, l'addition du bore, et/ou l'application du refroidissement en ligne accélérée.

Quatre catégories pour le service arctique sont disponibles : X52, X65, X52, et X80.

I.1.4 Les aciers HLE résistants à la corrosion atmosphérique

Les premiers aciers HLE développés étaient les aciers résistants à la corrosion. Ces aciers contiennent de cuivre et d'autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement de la solution-solide, et un certain affinement de grain de la microstructure de ferrite. L'effet de durcissement de plusieurs éléments d'alliage est montré dans la Figure. I.6.

Le vanadium et/ou le niobium peuvent améliorer la limite d'élasticité de ces aciers ; l'addition du niobium également améliore la dureté. Une normalisation ou un laminage et un refroidissement commandés peuvent également affiner la taille de grain (et améliorer ainsi la dureté et la limite d'élasticité). Cependant, si la normalisation ou le refroidissement accéléré sont employés pour affiner la taille de grain, l'effet du carbone et des éléments de micro-alliage contenus sur la trempabilité et le potentiel pour des transformations indésirables à la bainite supérieur et à la ferrite de Widmanstätten doivent être considérées.

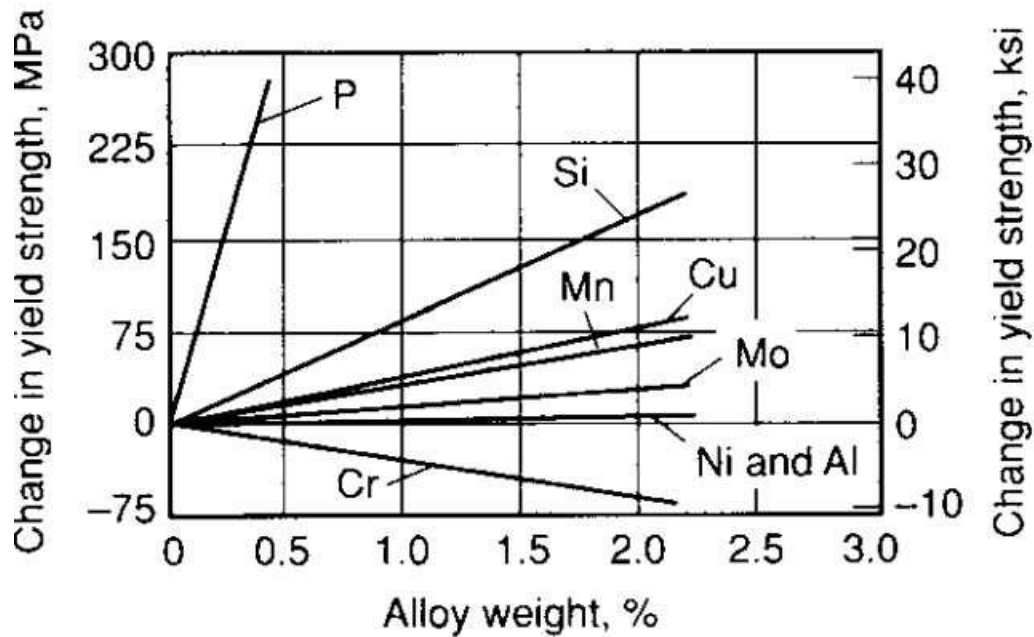


Figure. I.5 Durcissement de la solution-solide de la ferrite. [20]

I.1.5 Les aciers perlitiques de construction laminés

Les aciers perlitiques de construction laminés sont un groupe spécifique d'aciers HLE ayant des propriétés mécaniques augmentées (et, dans certains cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) sont obtenus par l'addition des quantités modérées d'un ou plusieurs éléments de micro-alliage autres que le carbone.

Certains de ces aciers sont des aciers de carbone-manganèse et diffèrent des aciers au carbone ordinaires seulement en ayant un plus grand contenu de manganèse. D'autres aciers de construction perlitiques contiennent un peu d'éléments d'alliage, qui sont ajoutés pour augmenter la formabilité, la dureté, et la résilience. : Les aciers perlitiques de construction laminés sont caractérisés par des limites ; d'élasticités dans la gamme de 290 à 345 MPa dans la Figure. I.7. Ils ne sont pas prévus pour la trempe et ne devraient pas être soumis à un tel traitement.

Pour certaines applications, ils peuvent être recuits, normalisés, ou soumis à un effort relaxé, processus qui peuvent changer les propriétés mécaniques.

Les inconvénients de base de ces aciers sont la microstructure perlitique augmente la température de transition mais n'améliore pas la limite d'élasticité.

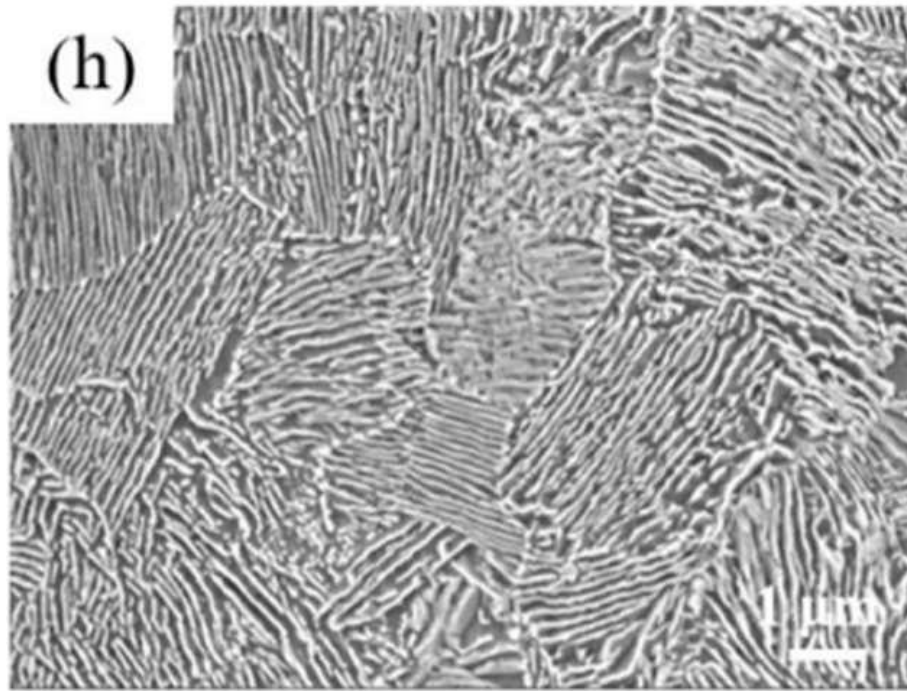


Figure. I.6 acier perlites de construction laminés. [22]

I.1.6 Les aciers de forme d'inclusion contrôlée

Un développement important dans les aciers HLE micro-alliés est l'utilisation du contrôle de la forme d'inclusion. Les inclusions de sulfure, qui sont plastique aux températures de laminage et ainsi s'allongent et aplatissent pendant le laminage, affectent défavorablement la ductilité dans (par l'épaisseur) la direction transversale courte.

L'objectif principal du contrôle de la forme d'inclusion est de produire des inclusions de sulfure avec la plasticité négligeable même aux températures de laminage les plus élevées.

I. 2 Evolution des aciers HLE

I.2.1 L'affinement des grains

Au début des années 1950 l'effet bénéfique de l'affinement du grain ferritique sur la limite d'élasticité et sur la température de transition ductile-fragile a été démontré. Dans un premier temps, l'affinement du grain utilisées l'addition du Al-N. Plus tard d'autres additifs de l'affinement de grains comme le niobium, le titane ou le vanadium se sont avérés important pour contribuer au durcissement par précipitation et aux limites conventionnelles d'élasticité plus élevées [38].

I.2.2 Durcissement par précipitation

Il a été constaté que l'affinement du grain pourrait avoir lieu en aciers au niobium, mais aucun durcissement par précipitations n'était présent si la température de normalisation ou d'austénitisation était un classique $Ac_3 + 30$ ° C. Avec les températures de normalisation plus élevées, le durcissement par précipitations est devenu progressivement plus grand mais

seulement au détriment d'une perte prononcée de ténacité. D'autre part, les aciers au vanadium ont montré un durcissement par précipitation une fois la normalisation à partir des températures conventionnelles et de la ténacité était plus grande que dans les aciers au niobium [23].

I.2.3 Développement du laminage contrôlé

Une grande partie des recherches détaillées pour comprendre les mécanismes présents au cours du laminage contrôlé a été effectuée. Le laminage contrôlé Conventionnel a été en mesure d'augmenter la limite conventionnelle d'élasticité à 450 - 525 MPa avec température de transition à l'impact (ITT) aussi basse que -80 ° C. [24].

I.2.4 Développement du refroidissement contrôlé

Le développement du refroidissement contrôlé, c'est-à-dire, le refroidissement accéléré soit d'une plaque, ou plus particulièrement de bandes laminées à chaud, suivi rapidement le développement du laminage contrôlé. La raison est que la taille des grains de la ferrite diminue avec la baisse de la température de transformation de austénite en ferrite avec pour conséquence une amélioration de la limite conventionnelle d'élasticité et la ténacité (la plus basse température de transition d'impact, ITT). Le refroidissement accéléré des plaques de matériaux peut être effectué par la circulation d'air ou les jets d'eau, mais un grand soin est nécessaire pour empêcher le refroidissement superficiel excessif et la formation de la structure de matensite/bainite [23].

I. 3 Rôle des éléments d'additions

I.3.1 Carbone

Le carbone forme des carbures à haute température. L'augmentation de la teneur en carbone augmente le taux de la perlite des aciers HLE. Des niveaux de carbone élevé tendent à former la martensite ou la bainite dans la microstructure des aciers laminés. Quelques aciers HLE ont des quantités de carbone de 0.06% ou même moins, sont encore capable de développer une limite élastique de 345 à 620 MPa. En diminuant la quantité du carbone au-dessous de 0.05% améliore la résistance au HIC « Hydrogen Induced Cracking » et la soudabilité. [25].

I.3.2 Azote

L'azote joue un rôle analogue à celui du carbone ; il forme de nitrures à haute température. Il provoque un net affinement structural, marqué surtout dans les aciers au vanadium. La précipitation des nitrures de vanadium améliore aussi le raffinement de grains parce qu'ils ont une faible solubilité dans l'austénite que les carbures de vanadium. Une addition de plus de 0.005% d'azote provoque une fragilisation. [26].

I.3.3 Manganèse

Le rayon atomique du manganèse est de même ordre de celui du fer, il y forme une solution solide de substitution. De caractère gamma gène, il abaisse la température de la transformation. Il participe essentiellement au durcissement par solution solide dans la ferrite. Dans les aciers pour des applications de soudage, le manganèse devrait être maintenu au-dessous de certaine valeur maximale qui dépend de la composition globale mais surtout sur la teneur en carbone. [27]

I.3.4 Silicium

Le silicium est généralement présent dans les aciers entièrement désoxydés avec des quantités supérieures à 0,35%. Le silicium a un effet sur le durcissement des aciers faiblement alliés. Le silicium a un effet significatif sur la limite conventionnelle d'élasticité par le durcissement par la solution solide. [28].

I.3.5 Phosphore

C'est un élément efficace du durcissement de la ferrite par solution solide. Il élève aussi la résistance à la corrosion mais cause une diminution de la ductilité. Le phosphore à faible quantité <0.05% peut causer aussi une fragilisation au niveau des joints de grains austénitiques primaires. [28]

I. 4 Rôle des éléments dispersoïdes

Les éléments dispersoïdes sont essentiellement le vanadium, le niobium, et le titane qui se combinent avec le carbone et/ou l'azote pour former une fine dispersion des particules précipitant dans la matrice. Les éléments dispersoïdes sont ajoutés à l'acier pour deux objectifs principaux, à savoir, l'affinement des grains et/ou le durcissement par précipitation. Les deux effets résultent de la précipitation des carbures, nitrures ou carbonitrures des éléments dispersoïdes. Ces trois éléments dispersoïdes ont des effets très différents en raison de leurs différentes affinités pour le carbone et l'azote. Il faut souligner, cependant, que les carbures/nitrures qui précipitent dans l'austénite ne causent pas le durcissement. Le tableau I.1 illustre le rôle de chaque élément.

I.4.1 Vanadium

Le durcissement par précipitations est un des principaux responsable de la résistance des aciers HLE, il est facilement atteint avec l'addition de vanadium de 0,03 % à 0,10.%. La précipitation des carbonitrures du vanadium dans la ferrite peut développer une augmentation significative de la contrainte. [29, 30].

I.4.2 Titane

Le titane peut participer à la fois à l'affinement des grains et au durcissement par précipitation, selon sa teneur. A des compositions supérieures à 0.050 % en poids, les carbures de titane TiC commencent à exercer un effet de durcissement. Cependant,

actuellement, le titane est employé commercialement pour retarder la croissance des grains d'austénite. Pour contrôler la coalescence du grain austénitique, l'emploi du titane est plus délicat car la possibilité de précipiter des carbures de cet élément nécessite au préalable la fixation de l'azote toujours présent dans l'acier (Les nitrures de titane TiN sont en général de taille trop importante pour jouer un rôle dans la résistance au grossissement du grain) [31].

I.4.3 Niobium

Le Niobium peut avoir aussi un grand effet de durcissement par précipitation à condition qu'il soit pris en solution au cours de réchauffage et est gardé en solution au cours de laminage.

Les principales contributions du Niobium sont de former des précipités au-dessous de la température de transformation et de retarder la recristallisation de l'austénite. Les additions de 0.010- 0.053% Nb augmente la limite élastique par la combinaison entre le durcissement par précipitation et le durcissement par raffinement des grains. Le niobium est un élément plus efficace dans le raffinement du grain que le vanadium, parce que le carbure de niobium est plus stable dans l'austénite que celui du vanadium à des températures de laminage identiques. La faible solubilité du carbure de niobium dans l'austénite fournit des précipités plus stables, qui retardent la croissance des grains austénitiques. [32]

Tableau I.1 : Rôle métallurgique des principaux éléments dispersoïdes [31]

Eléments	Durcissement par précipitation	Affinement du grain ferritique	Fixation de l'azote	Modification de la structure
Vanadium	Fort	Faible	Fort	Moyen
Niobium	Moyen	Fort	Faible	Non
Titane	Fort (< 0.05%)	Fort	Fort	Non

I. 5 Précipitation

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrures peut avoir lieu dans quatre contextes différents [33] :

1. Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre;
2. Dans le domaine ferritique ou ferrito-perlitique au moment de la transformation de phase;

3. Après un refroidissement suffisamment rapide, en évitant le domaine de précipitation, refroidissement suivi d'un revenu que la phase transformée soit de la ferrite, de la bainite ou de la martensite;
4. Au cours d'un recuit de recristallisation de produits écrouis à froid, en général au moment du chauffage et à condition qu'une certaine proportion de l'élément soit restée en solution.

I. 6 Caractérisation des aciers

Pour permettre la caractérisation des aciers, les 3 critères principaux sont les caractéristiques physiques, mécaniques et chimiques [34].

I.6.1 Caractéristiques physiques

La dilatation est une caractéristique physique forte importante pour le constructeur métallique. Le coefficient de dilatation linéaire de l'acier est $12 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ [34].

I.6.2 Caractéristiques mécaniques

Parmi les caractéristiques mécaniques des aciers, les plus couramment utilisées pour une application dans la construction métallique sont:

- **Limité d'élasticité : R_e en N/mm^2 ou MPa**

C'est la limite de la charge au-delà de laquelle le métal se déforme de façon irréversible c'est-à-dire qu'il ne retrouve plus sa géométrie initiale ; la déformation n'est plus élastique et subsiste, elle devient plastique. Elle sert au calcul à la contrainte des éléments travaillant à la flexion, au cisaillement, au flambement [34].

- **Résistance à la traction (rupture) : R_m en N/mm^2 ou MPa**

C'est la plus grande force que le métal peut supporter en traction avant rupture. Elle sert au calcul de fatigue [34].

Allongement à rupture : A en%

C'est l'allongement maximal tolérable avant la rupture [34].

Module d'élasticité : E en N/mm^2

Exprimant la rigidité du métal, c'est le facteur de proportion entre une contrainte appliquée à une barre et l'allongement relatif de cette barre dans le domaine plastique [34].

- **Résilience : KCV en J/cm^2**

C'est une caractéristique qui permet d'apprécier la résistance d'un métal à une rupture brutale ; l'essai consiste à rompre à l'occasion d'un choc unique une section métallique entaillée en son milieu, reposant sur 2 appuis et sollicitée en flexion.

Il s'agit d'un des principaux critères de choix de qualité d'acier pour les constructions soudées [34].

- **Dureté**

C'est la résistance à la déformation. Cette caractéristique permet d'estimer les propriétés mécaniques d'un métal. En effet, des correspondances entre les résultats de mesure de dureté et le niveau de résistance (essentiellement à la traction) ont été établies ; elles dépendent de la nature du métal de base [26]

I.6.3 Caractéristiques chimiques

Les métaux sont susceptibles de réagir chimiquement une fois en contact avec d'autres éléments. Lorsqu'il y a altération, on parle de corrosion.

La teneur des éléments qui le composent est donnée par les normes ou par les catalogues des producteurs.

La réactivité des aciers avec leur environnement est importante. La corrosion atmosphérique dépend de l'humidité relative et de la pollution de l'air. Elle engendre une dégradation du matériau en termes d'épaisseur, de poids et par conséquent de performances [35].

Ténacité

C'est la capacité d'un métal à résister à la propagation brutale d'une fissure. Comme il est pratiquement impossible de garantir qu'une construction ne comporte aucun défaut, il est indispensable de prendre en compte ces défauts pour estimer la taille critique de ces défauts au-delà de laquelle ils seront responsables de la rupture et en deçà de laquelle la rupture serait évitée [35].

I. 7 Avantage des aciers HLE

Ils combinent soudabilité améliorée due au très faible niveau de carbone et bonne formabilité, leurs caractéristiques mécaniques facilitent le formage sur presses et sur lignes automatisées.

Ils se caractérisent de plus par une bonne tenue à la fatigue et à la résistance au choc.

Grâce à leur limite élastique élevée (R_e), ils sont particulièrement adaptés lorsqu'une réduction de poids est recherchée, c'est pourquoi ces aciers s'utilisent fréquemment en remplacement des aciers de construction.

I. 8 Applications

Les aciers HLE sont utilisés dans une large variété d'applications, et leurs propriétés peuvent être adaptées en fonction des applications spécifiques par une combinaison appropriée de la composition et les microstructures obtenues par le procédé du laminage. Par exemple, les faibles teneurs en carbone et étroitement celle du carbone équivalent offrent de bonne soudabilité. La bonne limite d'élasticité et ténacité résulte de la fine taille des grains. Les

avantages remarquables des aciers HLE produit un état de satisfaction pour une longue liste d'applications.

I.8.1 Fabrication des pipelines

Les pipelines sont les moyens les plus économiques pour le transport de grande quantité de gaz naturel et du pétrole. L'augmentation du besoin en énergie a intensifié le développement de la construction de toutes les sections de pipelines. La fabrication des pipelines est encouragée d'un côté par la découverte de grande réserve de pétrole dans les régions inaccessibles et par le progrès achevé dans le domaine du design de la fabrication des pipelines [36].

Bien que la résistance à la traction soit une exigence clé dans les pipelines, d'autres propriétés ne sont pas moins critiques pour la fabrication et le fonctionnement d'oléoducs et de gazoducs. Il s'agit notamment de soudabilité, la ténacité et la résistance à la corrosion, qui sont remplies par les aciers HLE.

I.8.2 Applications Automobile

L'expérience dans l'application du laminage à froid et du laminage à chaud des aciers HLE dans les applications automobiles indique l'importance des exigences en matière de rigidité, le comportement aux chocs, la résistance à la fatigue, la résistance à la corrosion, et naturellement, la formabilité et la soudabilité. En plus l'amélioration de la consommation du carburant par kilométrage est grâce à la réduction du poids. [37]

Chapitre : II

Les aciers

DUAL-PHASES

II.1 Généralités sur les aciers Dual-Phases

Pour les dernières décennies, des efforts ont été faits pour remplacer la perlite par martensite dans la microstructure des aciers au carbone. Dans les sections suivantes, il sera montré que la présence de martensite dans la microstructure peut avoir un effet bénéfique sur les propriétés mécaniques. Les aciers dual-phase présentent une microstructure formée par des particules de phase dure (essentiellement de martensite ayant parfois de petites quantités de bainite) noyées dans une matrice ferritique ductile. En raison de leur microstructure de type composite, les aciers dual-phase présentent intéressantes caractéristiques mécaniques qui sont attrayants pour l'industrie, en particulier le secteur automobile.

Les aciers Dual phase se particularisent par un remarquable compromis résistance / emboutissabilité. Cette ductilité provient de la microstructure, combinaison de phases très dures (martensite ou bainite) Dispersées dans une matrice Ferritique comme la montre la Figure. II.2. La Figure II.1 montre la résistance à la traction et l'allongement total des aciers dual phase (ferrite- martensite) et (bainite-martensite) par rapport aux aciers faiblement alliés durci par solution solide et par précipitation. Comme on peut le remarquer dans la Figure II.1, les aciers dual- phase (ferrite-martensite) avec résistance la traction et allongement total de l'ordre de 600-900 MPa et 20-35%, respectivement, présentent une combinaison supérieure de résistance et la ductilité quand ils sont comparés avec les autres aciers. Ces aciers sont utilisés dans l'industrie automobile [39] [40]

II.1.1 Le développement de la structure Dual-Phase

On utilise deux techniques différentes pour développer cette structure. Avec la première, on réchauffe l'acier dans le domaine inter critique (entre les températures $A1$ et $A3$) ; en effet, dans ce domaine de température, la ferrite demeure essentiellement inchangée, et la perlite se transforme en austénite, riche en carbone. Finalement, par trempe, l'austénite se transforme en martensite. Avec la seconde technique, on obtient une structure mixte de ferrite et de martensite en trempant directement l'acier à la sortie de laminoir. Dans ce cas, il faut parfaitement contrôler la température de fin de laminage pour que la microstructure soit composée de ferrite et d'austénite ; on doit toutefois améliorer la trempabilité des aciers Dual phase par de faible addition de Cr (0.5%) et de Mo (0.4%). [40].

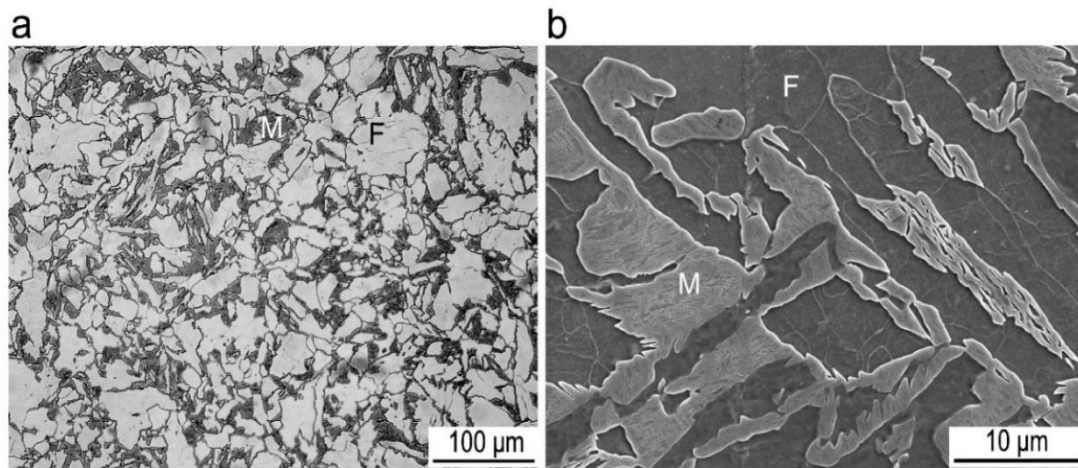


Figure II.1 : La microstructure de Dual-phase [41]

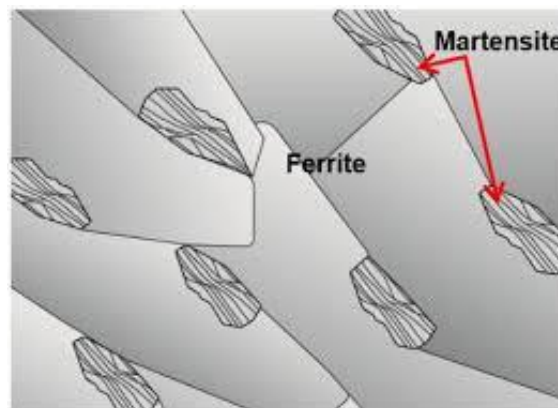


Figure II.2 : La microstructure de Dual-Phase laminé à chaud. [42]

II.1.2 Principales propriétés et applications

Les aciers Dual Phase contiennent, principalement, entre 0.08 et 0.2% de carbone, et entre 0.5 et 1.5% de manganèse ainsi que certains éléments d'alliage comme le vanadium, le chrome ou le molybdène.

Le comportement de l'élasticité Continue, le taux d'écroutissage initial élevé et la ductilité relativement élevée sont les propriétés intéressantes mécaniques des aciers dual-phase par rapport aux aciers (HSLA) conventionnelle. L'utilisation des aciers dual-phase dans les applications automobiles offre des avantages énormes, principalement en raison de la nécessité dans ce secteur pour une amélioration de la sécurité et le poids réduit des véhicules. La Figure. II.4 montre la résistance à la traction et l'allongement total des aciers dual phase (ferrite- martensite) et (bainite-martensite) par rapport aux aciers faiblement alliés durcis par solution solide et par précipitation. Comme on peut le remarquer dans la Figure. II.4, les aciers dual- phase (ferrite-martensite) avec résistance à la traction et allongement total de l'ordre de 600-900 MPa et 20-35%, respectivement, présentent une combinaison supérieure de résistance et la ductilité quand ils sont comparés avec les autres aciers.

Ce compromis provient de leur microstructure constituée d'une phase dure (martensite) dispersée dans une matrice ferritique ductile. Ils ont une remarquable aptitude à la répartition des déformations permettant une bonne emboutissabilité. Ce niveau élevé de résistance mécanique obtenu sur pièces se traduit par une excellente tenue à la fatigue et une bonne capacité d'absorption d'énergie.

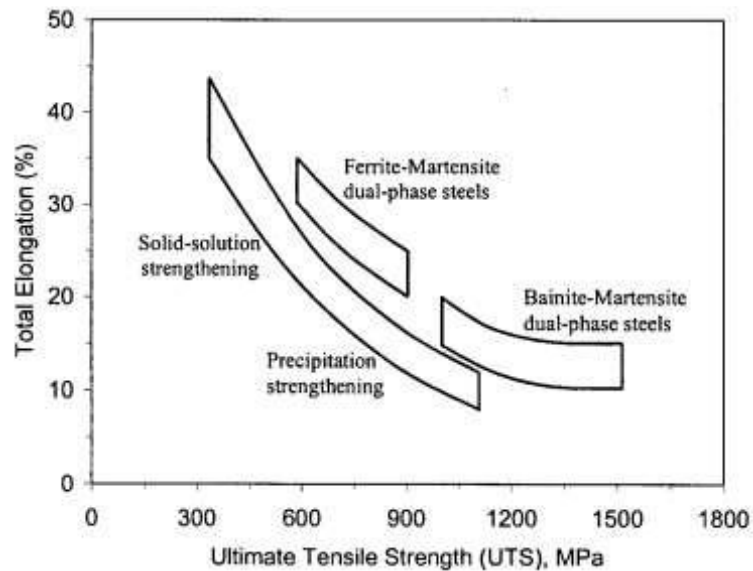


Figure.II.3 : Résistance à la traction et l'allongement total des aciers dual-phase comparés A d'autres aciers faiblement alliés [43]. 30

II.1.3 Production des aciers Dual Phases

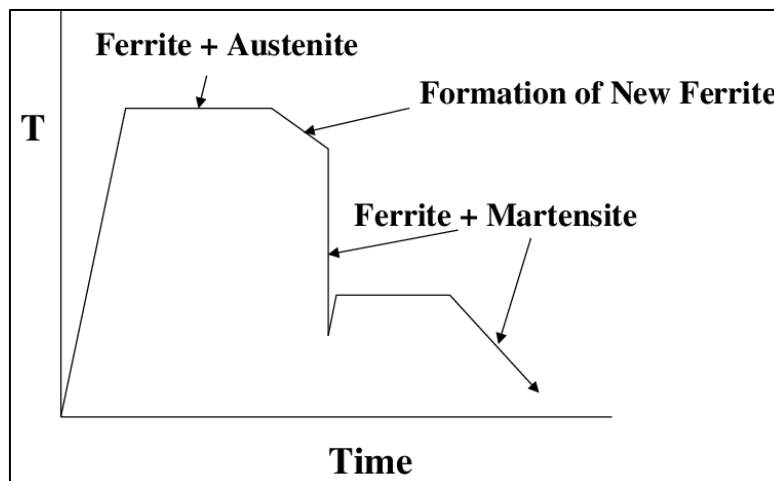


Figure. II.4 : Un diagramme schématique montrant la production d'un acier dual-phase [44].

La microstructure d'un acier Dual-phase est développée par un chauffage à l'intérieur d'un intervalle de températures intercritiques ($\alpha+\gamma$). Au cours du processus de recuit intercritique, l'acier de microstructure (ferrite-perlite) est d'abord chauffé à la température intercritique (région de phase de ferrite-austénite entre les températures AC1 et AC3), où une certaine quantité d'austénite est formée et ensuite refroidi rapidement à température ambiante (Figure. II.5). Pour les aciers Dual-phase laminés à chaud [8], le processus de laminage à

chaud a lieu dans la région austénitique et l'acier est ensuite refroidi dans l'intervalle de températures ferrite-austénite ($\alpha+\gamma$). L'austénite restante se transforme en martensite lors du refroidissement rapide ultérieur sur la fin de traitement. La filière de production des aciers Dual-phase laminés à chaud est illustrée à la Figure. II.6. Sur la Figure. II.6, AC1 et AC3 sont respectivement les températures critiques inférieure et supérieure pendant le refroidissement.

II.2 Propriétés mécaniques typiques des aciers Dual Phases

La Figure. II.7 illustre la quantité de martensite (formé à partir d'austénite au cours d'un refroidissement rapide) dans un acier dual-phase à 1,5% de Mn en fonction de la concentration en acier au carbone pour différentes températures de recuit intercritique.

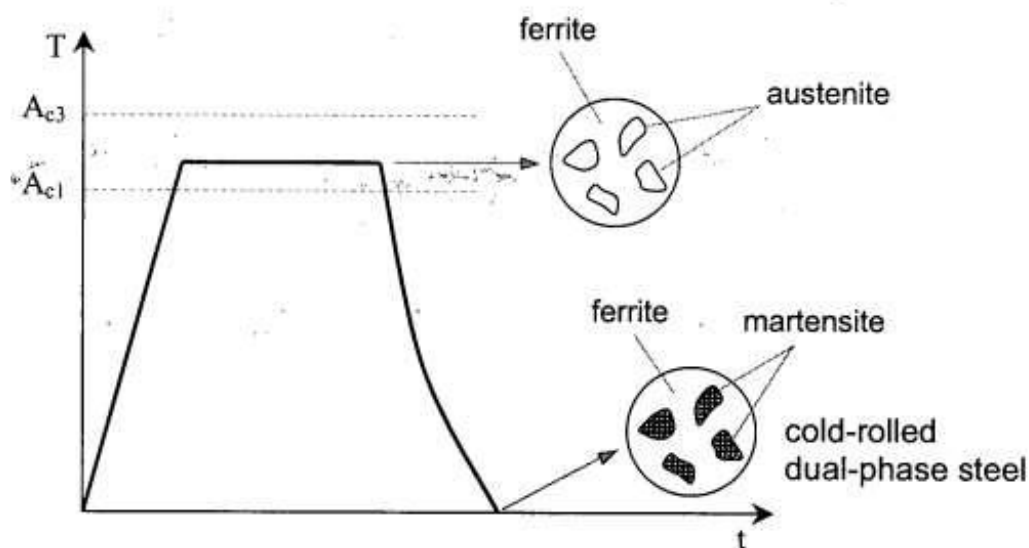


Figure. II.5 Pourcentage de martensite dans un acier dual-phase à 1.5%Mn en fonction de la concentration en carbone et la température intercritique [45]

Une observation importante à la Figure. II.7, c'est que la même quantité en martensite peut être produite avec différentes concentrations de carbone. La relation entre la quantité de phase austénite (et sa concentration en carbone) formée au cours du recuit à une température intercritique et la concentration en carbone totale de l'acier peut être comprise à l'aide du diagramme de phase fer-carbone. Dans la Figure. II.8, deux aciers avec 0.06 % et 0.12 % de carbone et deux différentes températures intercritique, à savoir 770 ° C et 825 ° C, sont représentés comme des exemples possibles.

Tout d'abord, la concentration de carbone équilibre de la phase austénite (γ) formé à une température intercritique fixe est indépendante de la teneur en carbone d'acier (par exemple 0.49% et 0.24% pour les deux des aciers à 770 ° C et 825 ° C, respectivement). Cependant, la fraction d'austénite est une fonction de la concentration en carbone de l'acier, plus élevée la concentration en carbone de l'acier ; la plus grande est la teneur en austénite.

Selon le diagramme de phase Fe-C, la quantité relative de la phase austénite formée dans les aciers à 0,06 % et 0,12 % de carbone à la température intercritique de 770 ° C peut être calculée en utilisant la règle du levier comme suit:

Acier à 0,06 % C (point a) : $\gamma = 0,06 - 0,0150,49 - 0,015 \times 100 = 10\%$

Acier à 0,12 % C (point b) : $\gamma = 0,12 - 0,0150,49 - 0,015 \times 100 = 22\%$

Où 0,015 est la concentration de carbone (en% M.) de la phase de ferrite à cette température. Comme on peut le remarquer, une augmentation de la concentration en carbone de l'acier à partir de 0,06% à 0,12% conduit à une augmentation de la quantité de l'austénite (et de la martensite après refroidissement rapide) de 10% à 22%.

La fraction d'austénite formée pendant le recuit intercritique dépend également de la température intercritique. Comme autre exemple illustrant cet effet, la quantité d'austénite formée à 825 °C peut être calculée comme suit:

Acier à 0,06 % C (point a') : $\gamma = 0,06 - 0,0100,24 - 0,010 \times 100 = 22\%$

Acier à 0,12 % C (point b') : $\gamma = 0,12 - 0,0100,24 - 0,010 \times 100 = 48\%$

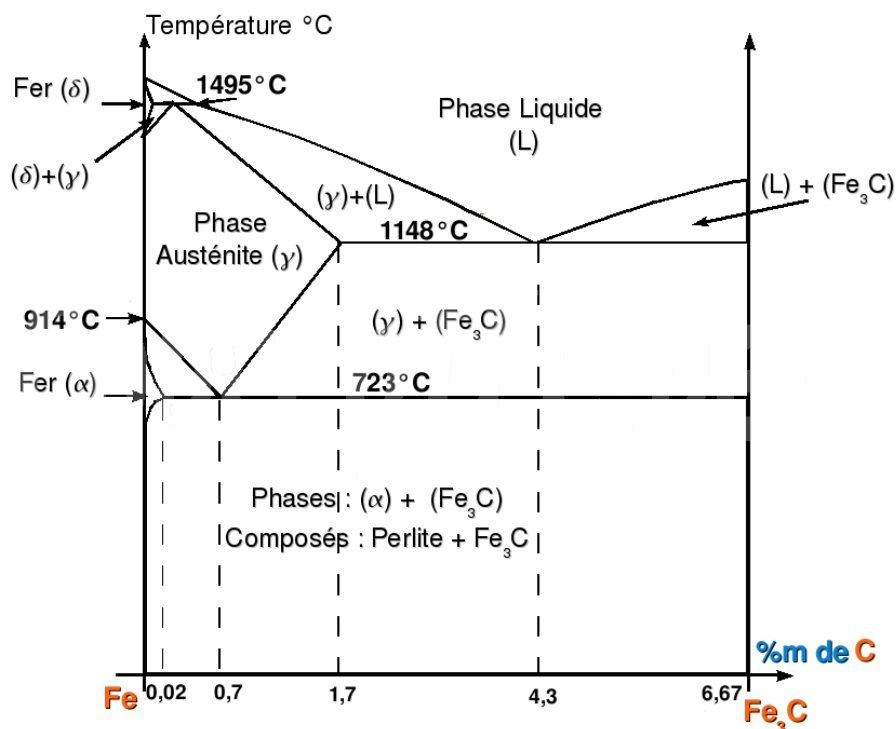


Figure. II.6 : diagramme Fe-C montrant l'effet de la concentration en carbone dans l'acier et la température intercritique sur la quantité de l'austénite formée.

Où 0,010 % est la concentration de carbone en ferrite à 825 ° C. Il est clairement visible que, une augmentation de la température intercritique de 770 ° C à 825 ° C entraîne une augmentation dans le pourcentage de l'austénite (ou de la martensite formée à partir d'austénite lors de d'un refroidissement rapide) pour les deux des aciers avec 0,06% et 0,12% de carbone. Une autre observation à la Figure. II.8 est que pour la formation d'une quantité

fixe en austénite (par exemple 22%) dans des aciers à différentes concentration de carbone, l'acier ayant une concentration en carbone inférieure doit être recuit à température intercritique supérieure.

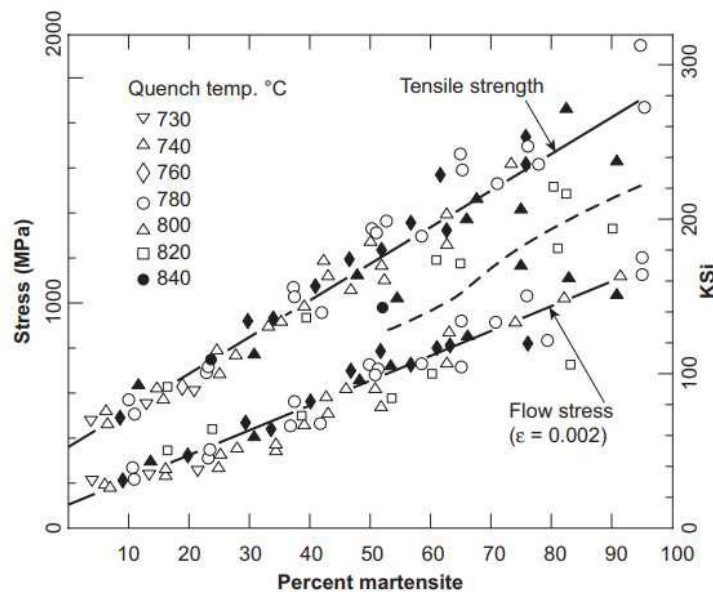


Figure. II.7 : Effet du volume de martensite sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction de l'acier dual phase [41].

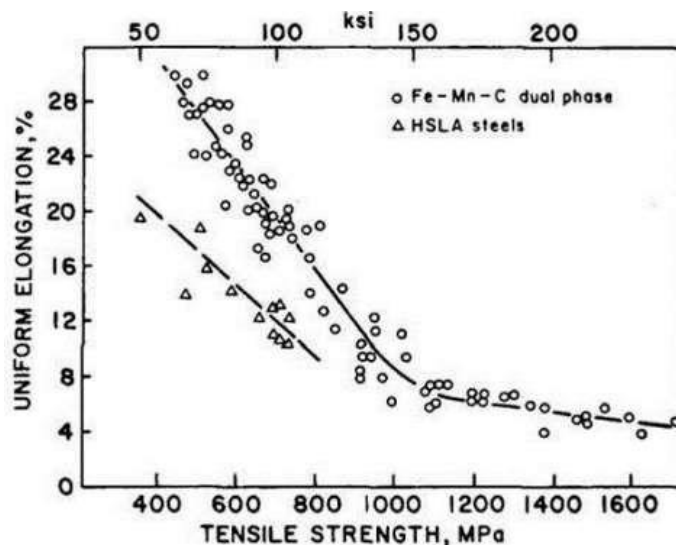


Figure. II.8 : Allongement uniforme en fonction de la résistance à la traction pour les aciers HSLA standard et les aciers dual phases Fe-Mn-C [46].

La Figure II.9 montre que la limite d'élasticité d'un acier DP augmente également linéairement avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite. Parce que la ductilité de la matrice de ferrite est principalement responsable de la déformation qui se produit dans les matériaux, la distribution ou la taille des « îlots » de la martensite a un effet sur l'allongement uniforme et la résistance à la traction, tandis que la taille des grains de ferrite et fraction volumique de martensite peut influencer directement sur la limite d'élasticité. Il a été suggéré que la combinaison optimale de résistance et de formabilité est obtenue par une distribution très

fine des îlots de martensite et la taille de grain de ferrite très fine. DP600 et DP780/800 sont largement utilisés dans l'industrie automobile. [41] Il a également tracé l'allongement uniforme en fonction de la résistance à la traction, comme la montre la Figure. II.10. Comme nous pouvons le voir, à un niveau de résistance donné, les aciers DP ont une ductilité supérieure aux aciers HSLA standard, et l'allongement uniforme diminue avec l'augmentation de la résistance à la traction, comme on peut s'y attendre. [46]

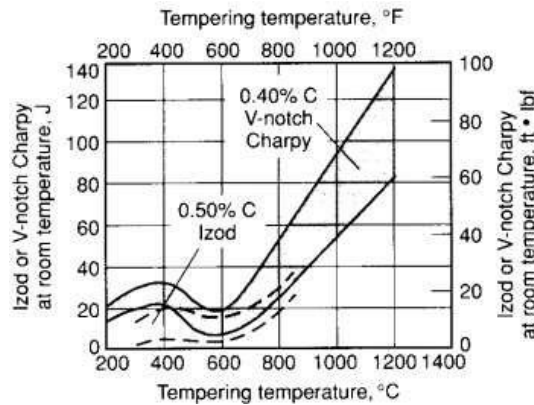


Figure. II.9 : Ténacité aux chocs en fonction de la température de revenu des aciers faiblement alliés à moyenne teneur en carbone. [47]

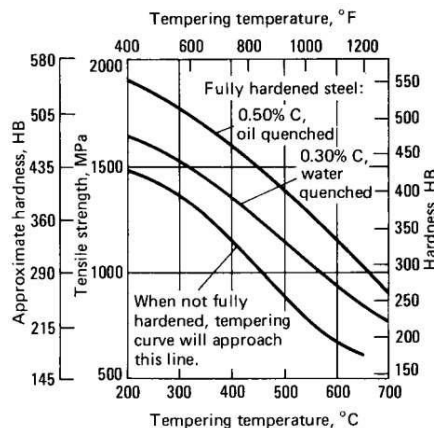


Figure. II.10 : Effet de la température de revenu sur la résistance à la traction et la dureté des aciers au carbone et alliés trempés avec des teneurs en carbone de 0,50 et 0,30 %. [47]

La Figure. II.11 présente la ténacité aux chocs en fonction de la température de revenu des aciers faiblement alliés à moyenne teneur en carbone, La Figure. II.11 montre que la ténacité peut en fait diminuer si les aciers sont trempés dans le domaine de 260 à 370 °C. Cette diminution de la ténacité est appelée fragilisation martensitique trempée. L'effet de la température de revenu sur la résistance à la traction et la dureté est illustré à la Figure. II.12, la Figure. II.12 montre que la température de revenu augment, la résistance à la traction et la dureté diminue.

II.3 La microstructure des aciers Dual-Phases (DP)

La microstructure de l'acier DP est constituée d'une phase ductile, la ferrite et d'une phase dure, la martensite. Avec le procédé de recuit intercritique, l'acier est généralement chauffé à une température intercritique (à la fois α et γ sont stables), tenue pendant un certain temps pour former la quantité désirée de l'austénite, puis ensuite refroidi rapidement (trempe) pour que l'austénite intercritique se transforme en martensite. La Figure. II.13 montre une microstructure vue par microscope électronique à balayage d'un échantillon chauffé à 760 °C et 800 °C [48].

Notez que les îles martensite (gris clair) sont beaucoup plus petites que les grains de ferrite (gris foncé), et que les îles de martensite sont situées aux joints de grains de ferrite.

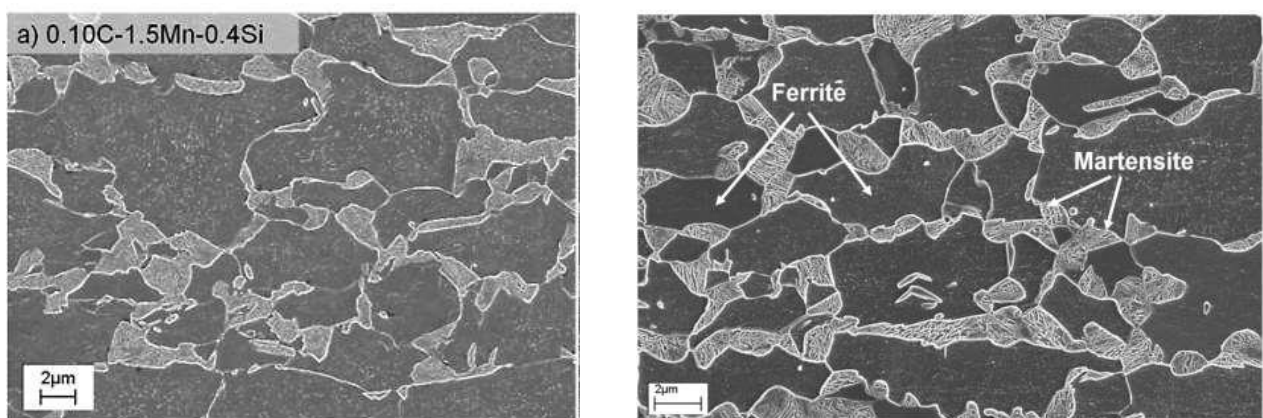


Figure. II.11 Structure Dual-phase obtenue après recuit intercritique à la température

a) 760 °C b) 800 °C. [48]

Les aciers DP sont caractérisés par une grande densité de dislocations mobile dans la ferrite, et cette caractéristique microstructurale est sans doute en grande partie responsable du comportement d'élasticité continu. Divers auteurs ont montré des exemples de forte densité de dislocations près de l'interface ferrite / martensite par microscope électronique à transmission [48].

Un exemple particulièrement illustratif est donné à la Figure. II.14 pour un acier dual-phase laminé à chaud. La densité de dislocations est relativement faible à l'intérieur de grains ferritique, mais la densité de dislocation dans la ferrite est très grande proximité de l'interface ferrite / martensite.

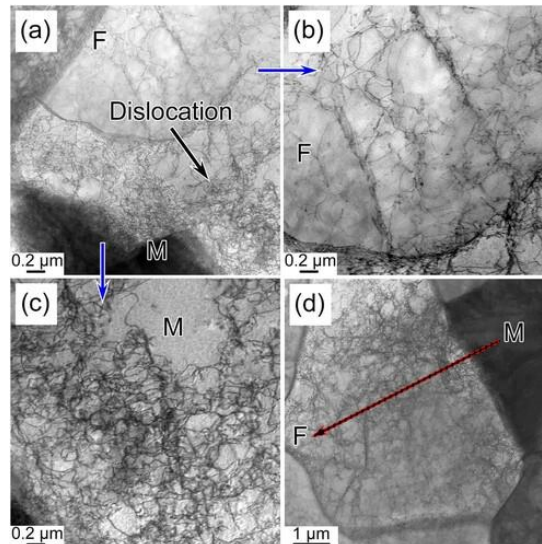


Figure. II.12 Micrographie, obtenue en microscopie électronique à transmission, montrant les dislocations dans l'interface ferrite/martensite. [49]

II.3.1 La ferrite:

Deux types de ferrite peuvent être identifiés dans l'acier DP : la ferrite intercritique proeutectoïde, présente au cours du maintien dans le domaine ($\alpha+\gamma$) et la ferrite se formant pendant le refroidissement. Cette dernière, se développant à partir de la ferrite proeutectoïde pendant le refroidissement, est appelée la ferrite epitaxiale ou d'épitaxie. [50]

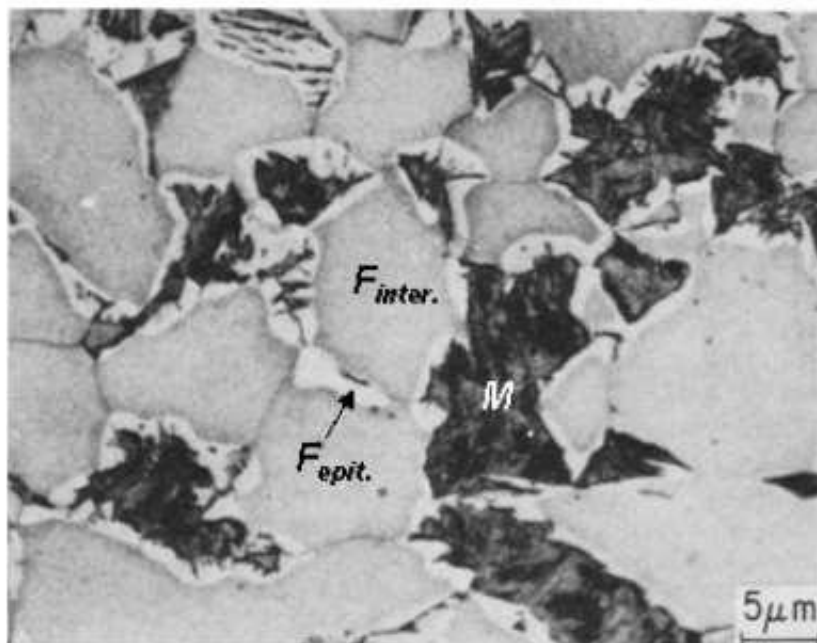


Figure. II.13: Micrographie optique montrant les deux types de ferrite dans un acier DP:

Gris = ferrite intercritique, Blanc = ferrite epitaxiale, Noir = martensite. [50]

II.3.2 La martensite:

La martensite est le terme générique pour les microstructures formées par des transformations de phase sans diffusion. Lorsque l'acier est chauffé dans le domaine intercritique, il se transforme en austénite et de ferrite, dont les structures cristallines respectives sont cubiques à face centrée (CFC) et cubique centré (CC). Lorsque l'acier est refroidi lentement, normalement les atomes de carbone libérés de l'austénite par diffusion forment la ferrite et la perlite, mais d'une trempe rapide il n'y a pas assez de temps pour les atomes de carbone de quitter la structure cristalline austénitique. Et donc ils se retrouvent piégés dans la structure cristalline (CFC) provoquant une expansion du volume et une distorsion du réseau par la transformation de l'acier à une structure quadratique centré (QC), la martensite. En d'autres termes, la martensite est la phase hors équilibre qui se développe lorsque la phase austénite est refroidie si rapidement qu'il n'y a pas suffisamment de temps pour la diffusion des atomes de carbone à partir de la phase austénite. Du moment que la martensite se produit sans diffusion, la composition de la martensite et de l'austénite mère sont les mêmes. Par rapport aux microstructures formées lors du refroidissement lent, la martensite a une structure fine et est beaucoup plus dure. Pour cette raison, la transformation martensitique est un phénomène important qui peut être utilisé pour améliorer de manière significative les propriétés mécaniques du métal.

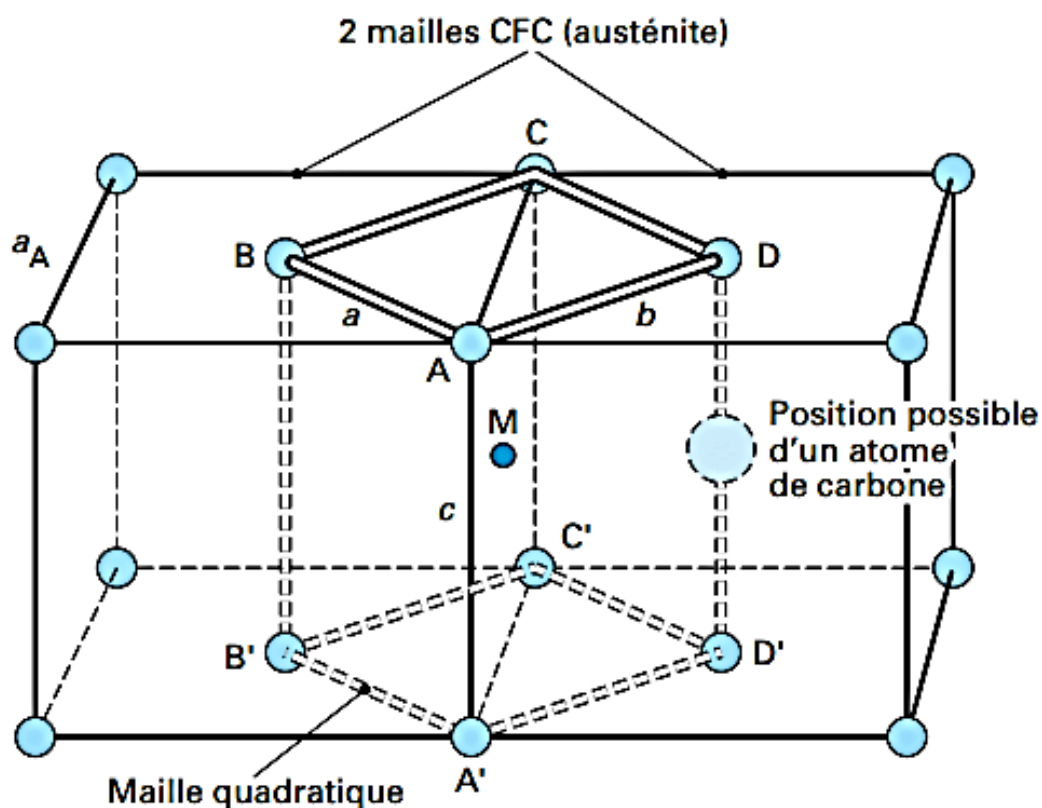


Figure. II.14 : Paramètres de maille quadratique de la phase martensitique en fonction de la teneur en carbone [51].

II.3.3 Morphologies de martensite:

L'observation en microscopie optique montre deux principales morphologies de martensite, à savoir, la martensite en lattes et la martensite en plaque (plaquettes). Le type qui se forme dépend de la teneur en carbone de l'acier.

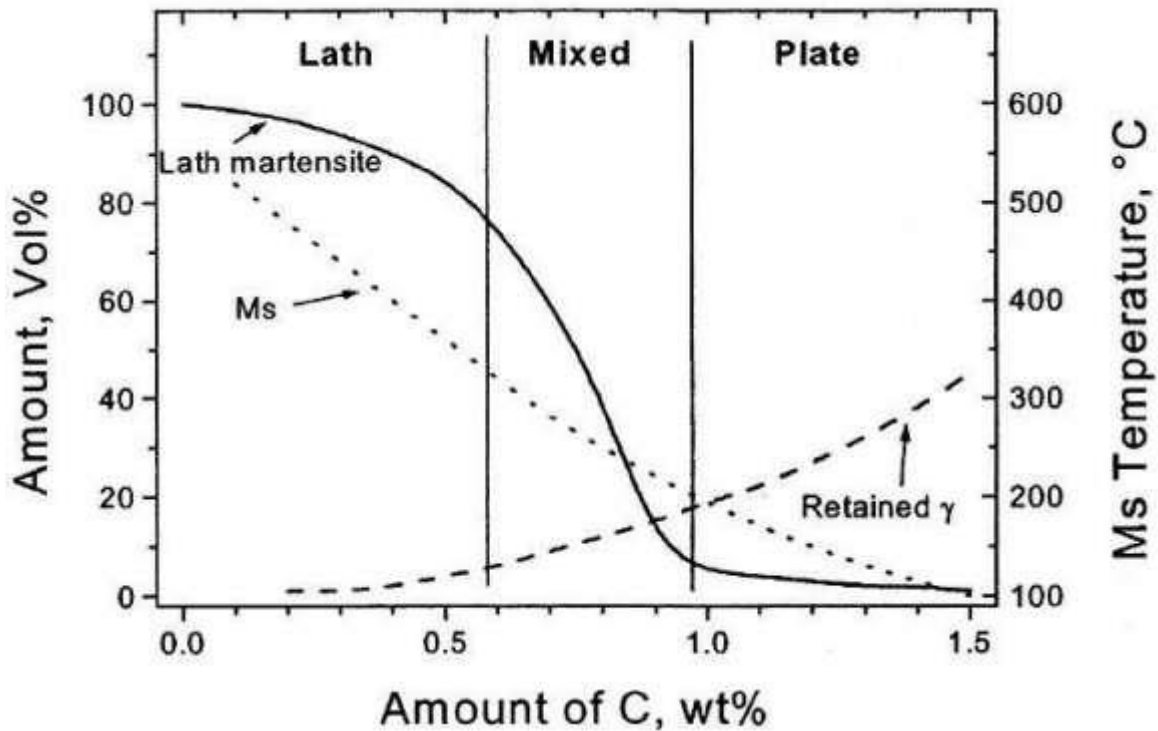


Figure. II.15: Effet de la teneur en C sur le pourcentage en volume relatif de martensite de lattes et de plaques, la température Ms et le pourcentage en volume d'austénite retenue dans les alliages Fe-C [50]

a) Martensite en latte:

La structure de martensite en latte est la structure martensitique la plus courante. Elle est formée dans les aciers à bas et moyens carbone. La structure de martensite en latte est caractérisée par sa forme d'aiguille et regroupées dans des colonies d'orientation cristalline semblable (similaire) [48].

Ces lattes sont longues, avec des épaisseurs de l'ordre de 0.2 μm. Leur croissance est stoppée aux joints de grains de l'austénite. Ces lattes contiennent une forte densité de dislocations.

a) $C_m \approx 0.5\%$ b) $C_m \approx 0.12\%$ [48].

b) Martensite en plaquettes:

C'est la forme de martensite dans les aciers dont la teneur en carbone est élevée. Contrairement à la martensite en latte, qui forme en colonies, la martensite en plaquettes ne se forme pas regroupée. La croissance des plaquettes se développe dans le grain d'austénite

suivant des directions définies, qui sont parallèles aux plans d'accrolement et limitées par les joints de grains [50].

II.4. la relation entre microstructure et propriétés des aciers Dual-Phase

Plusieurs efforts ont été faits pour décrire la relation entre la microstructure et les propriétés mécaniques des aciers Dual phase, souvent en utilisant des modèles basés sur les matériaux composites. [52].

Récemment, de larges programmes de recherche ont été effectués sur la contrainte des aciers Dual phase (martensite + ferrite) ayant une haute résistance et une bonne formabilité. La formule utilisée pour la contrainte de ces aciers est simplement la loi des mélanges donnée par:

Ou:

- σ_M, σ_F : sont respectivement les résistances à la traction de l'acier Dual phase, la martensite, et la ferrite.
- V_M : la fraction volumique de la martensite.
- V_F : la fraction volumique de la ferrite.

Il est clair à partir de cette équation que la contrainte des aciers Dual phase varie linéairement avec la fraction volumique de la martensite si les valeurs de la contrainte des deux constituants sont constantes. [53]

II.4.1 Absence de palier élastique dans les aciers Dual-Phases

Lors d'un essai de traction sur un acier doux, on observe un crochet suivi d'un palier de traction, schématisés sur la Figure. II.20 [54-55]. Ce crochet de limite d'élasticité est la conséquence du blocage des sources de dislocations et de l'ancrage des dislocations par leurs atmosphères à l'état initial, avant toute sollicitation [56].

Lorsqu'on atteint la haute limite d'élasticité σ_{eH} , ces sources sont activées ou les dislocations se détachent de leurs atmosphères et le matériau s'adoucit brutalement, ce qui engendre l'apparition du crochet de traction. La déformation plastique est localisée sous forme de bandes, appelées bandes de Piobert-Lüders. Ces bandes de déformation s'étendent ensuite au reste de l'éprouvette. Durant cette étape, la contrainte reste constante, donnant lieu à un palier de traction. Lorsque ces bandes se sont suffisamment propagées pour envahir la totalité de la partie utile de l'éprouvette, l'écrouissage reprend normalement. Cette déformation hétérogène est fortement contraignante lors de l'emboutissage de la tôle car elle est à l'origine de défauts d'aspect inacceptables.

a) acier ferrito-perlitique b) un acier dual-phase

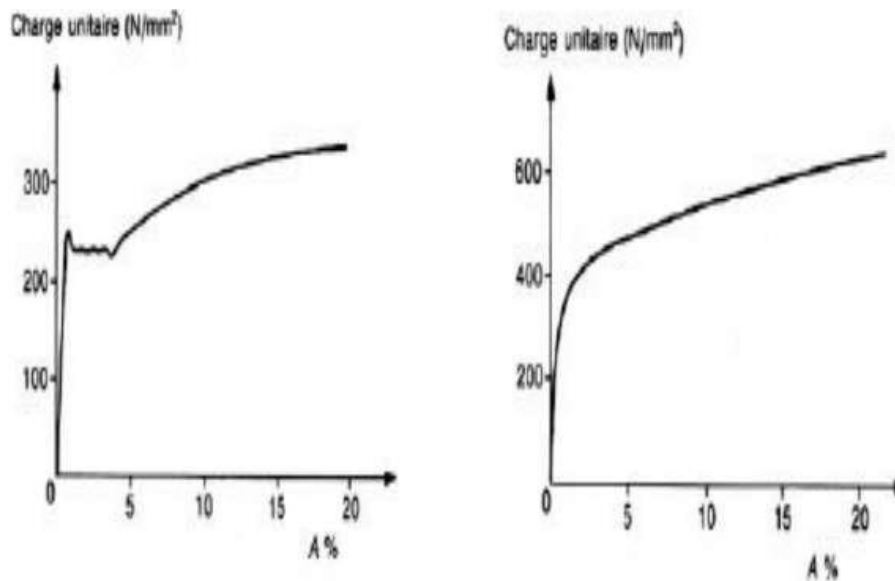


Figure. II.16 : Absence de palier dans l'aciers dual-phases

Les aciers Dual Phase ne présentent pas de crochet ni de palier de traction, comme le montre Figure. II.20. Cette particularité est attribuée à l'introduction de dislocations mobiles autour des îlots de martensite, durant la transformation martensitique.

La répartition de ces dislocations mobiles est homogène au sein de l'acier. En effet, lors du refroidissement rapide appliqué en fin de recuit, le réseau cubique faces centrées de l'austénite se transforme en réseau quadratique de la martensite, par cisaillement du réseau cristallin. Cette transformation, qui constitue une manifestation du changement de structure c.f.c / c.c. du fer, s'accompagne donc d'un accroissement de volume. Ce phénomène est à l'origine de l'existence d'une zone de déformation plastique dans la ferrite adjacente aux îlots de martensite.

Deux conditions doivent être remplies pour que l'acier DP ait un comportement d'élasticité continu:

1. La densité des dislocations mobiles doit être suffisante.
2. Ces dislocations doivent rester mobiles à la température ambiante.

II.5 Traitements thermiques

Le traitement thermique donne aux éléments en acier des propriétés mécaniques bien déterminées, parmi elles on cite:

- La dureté plus élevée.
- La moindre fragilité.
- L'augmentation de la résistance.

Ces propriétés sont obtenues par chauffage et maintien puis refroidissement postérieur de l'acier suivant un régime de température bien déterminé [57]. Parmi les traitements les plus appliqués aux aciers on distingue:

II.5.1 La trempe des aciers

La trempe des aciers est une opération de durcissement qui consiste à chauffer le métal à une température dite d'austénisation pour un intervalle de temps donnée suivi d'un refroidissement brusque, Figure. II.21 Le refroidissement est effectué dans un bain d'eau, d'huiles ou autres liquides caloporteurs. La trempe est un traitement thermique qui permet d'augmenter la résistance et la dureté de l'acier mais diminue sa résilience. L'acier trempé donc est très fragile, ceci le rend peu apte aux utilisations pratiques.

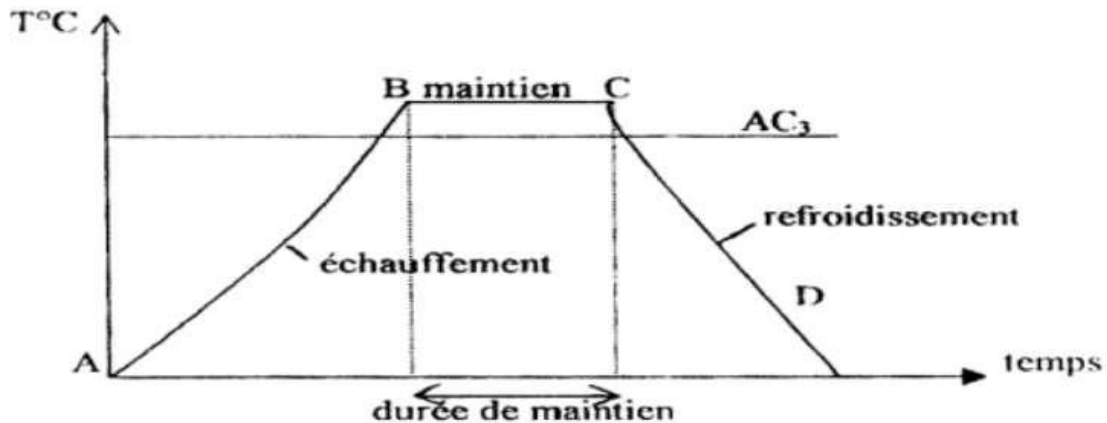


Figure. II.17: cycle thermique de trempe [58]

- AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC_3)
- BC : Maintient à une température définie.
- CD : Refroidissement avec une vitesse donnée:
 - Lente (dans le four, à l'air).
 - Assez rapide (dans l'huile).
 - Très rapide (dans l'eau).

II.5.1.1 Les types de la trempe

Trois types de trempe distingués:

- ❖ La trempe martensitique.
- ❖ La trempe bainitique.
- ❖ La trempe austénitique (hypertrempe).

A- La trempe martensitique

La trempe martensitique consiste à amener rapidement le métal à une température inférieure à la valeur critique M_s , généralement de l'ordre de 180 à 250 °C. Le refroidissement rapide de l'austénite provoque un blocage des atomes de carbone insérés dans le réseau gamma. Ce

réseau devient quadratique centré instantanément. Cette nouvelle structure (solution solide d'insertion) se nomme martensite [58].

B- La trempe bainitique

Pour obtenir la bainite par trempe, l'acier austénitisé est refroidi à une température choisie, à vitesse suffisante pour éviter la transformation en ferrite ou perlite. On maintient à cette température (240 °C à 450 °C) pour obtenir une transformation totale et l'on refroidit ensuite à la température ambiante. La température choisie pour la trempe bainitique dépend de la microstructure désirée (et la dureté recherchée) et de la vitesse de transformation de l'acier [57].

C- La trempe austénitique

Le procédé d'hypertrempe permet d'adoucir les aciers austénitiques et consiste à chauffer les pièces vers 1100 °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 [57,58].

II.5.2 Le revenu des aciers

Au cours du revenu, il y avait une décomposition de la martensite et retour pareil à une structure comportant les constituants d'équilibre ferrite et carbures. C'est une opération qui s'effectue après la trempe son principe est basé sur le chauffage de l'acier entre 150 et 650°C pendant environ une heure. Le but principal de cette opération est d'augmenter la ténacité de l'acier et aussi diminuer la dureté [59]. Principalement deux types de revenu sont distingués:

A- Le revenu de détente C'est un revenu qui s'effectue à un intervalle de température de 140 à 200 °C, son but est de diminuer les contraintes internes et relever la limite d'élasticité des pièces en aciers [57,58].

B- Le revenu d'adoucissement Son domaine de température est entre 450 et 600°C, il vise la décomposition complète de la martensite par précipitation de carbone sous forme de cémentite [57,58].

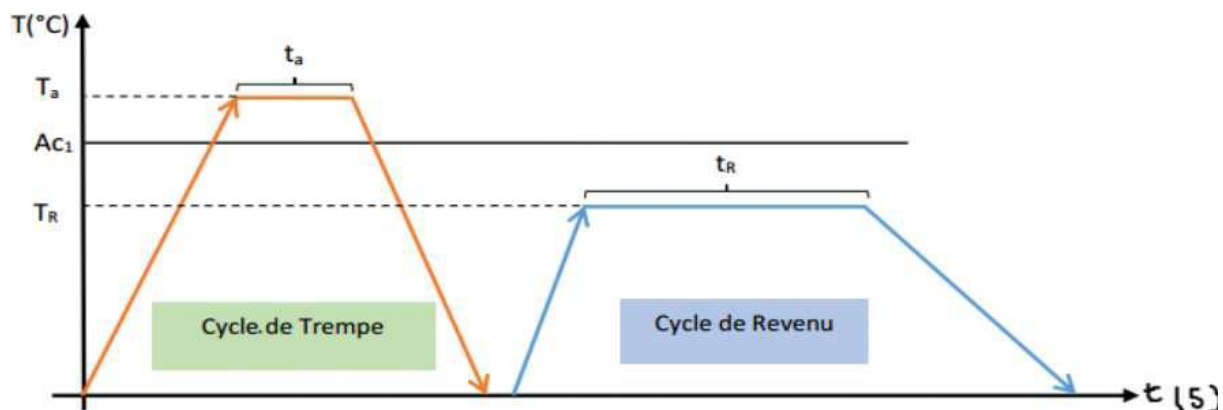


Figure. II.18 : Cycle combiné de traitement thermique de Trempe + Revenu [60].

II.5.2.1 Revenu de la martensite

Le revenu est le processus dans lequel la microstructure se rapproche de l'équilibre sous l'influence de l'activation thermique. L'acier Dual-phase est soumis au traitement de revenu afin d'améliorer ses propriétés mécaniques et de formabilité. Différents changements se produisent dans la microstructure, qui a un impact significatif sur son comportement mécanique. Au cours du revenu, la martensite se décompose suivant ces étapes :

1. Première étape de revenu (100-200°C).

Cette étape est associée à l'apparition de carbure de transition epsilon, qui précipite uniformément dans la phase martensitique.

2. Deuxième étape de revenu (200 à 350°C).

Cette étape de revenu comporte la transformation d'austénite résiduelle, en général dans la plage de température de 200 à 300°C

3. Troisième étape de revenu (250 à 600°C).

La troisième étape de revenu est associée à la précipitation dans la phase martensitique du carbure Fe_3C le plus stable des différents carbures de fer. La précipitation de la cémentite commence généralement dans la plage de température de 200 à 300 °C ; en même temps, le carbure de transition se dissout et fournit les atomes de carbone pour la croissance des particules de cémentite. À 500-600°C, la sphéroïdisation des particules de cémentite devient importante.

4. Quatrième étape de revenu (400 à 600°C).

Si les éléments carbures sont présents (Cr, Mo, W, V) une nouvelle étape de revenu peut se produire. Dans cette étape, les particules de cémentite se dissolvent et sont remplacées par les carbures des éléments d'alliage plus stables. En conséquence, la dureté peut augmenter lors du revenu à ces températures, ce qui entraîne un « durcissement secondaire ». [60]

II.5.2.2 Le revenu des aciers Dual-phase

Le revenu des aciers Dual-phase est complexe en nature, en raison de sa microstructure type composite et répartition des contraintes. Le revenu est influencé par le carbone interstitiel, le carbone dans les joints de grain, la distribution spécifique des dislocations et des contraintes résiduelles, et probablement par le carbone libéré de la martensite en raison du revenu. Habituellement, le revenu des aciers Dual-phase est une combinaison de ces effets prévus pour chacune des différentes phases. Il y a des effets synergiques qui peuvent être attribués à la présence des deux phases. [50].

Le processus de vieillissement peut être divisé en trois étapes principales :

- .1 Les dislocations sont piégées dans la ferrite par les atomes de carbone interstitiels,

.2 L'étape de précipitation : le carbone interstitiel excessif, non utilisé par le piégeage, Commence à former des carbures de transition, tels que le carbure ϵ ,

.3 étape du revenu de la martensite : en raison de la formation des carbures sa transition dans la martensite, le volume de la martensite diminue. Les contraintes internes, présentés dans la ferrite due à la transformation martensitique, sont réduites.

intercritique à 840 °C (a) puis revenu à 200 °C (b), 300 °C (c), 400 °C (d), 500 °C (e) et 600 °C pendant 1h, respectivement. Les régions inégales et lisses dans les images MEB correspondent respectivement aux phases de martensite et de ferrite. La fraction volumique de martensite dans l'échantillon recuit intercritique était de 80 %. La microstructure de l'éprouvette trempée à 200 °C (Fig. 1(b)) était similaire à celle de l'éprouvette trempée (Fig. 1(a)). En revanche, des carbures fins ont précipité dans la martensite après revenu à 300 °C (Fig. 1(c)). Avec l'augmentation de la température de revenu (Figs.1(d)–(f)), plus de carbures ont précipité et la taille des carbures a augmenté. De plus, les sous-structures de martensite sont devenues plus grossières. Après revenu à 600 °C (Fig. 1 (f)), les limites d'interphase sont devenues floues. On s'attend à ce que la récupération et la recristallisation de la martensite se produisent à des températures de revenu plus élevées.

II.5.3 Le recuit des aciers

Le recuit est un processus de traitement thermique qui comporte un chauffage suivi d'un refroidissement lent, utilisé pour réduire la dureté, augmenter la ductilité et faciliter l'élimination des contraintes internes.

Son application est principalement effectuée pour les produits semi finis tel que les fils et les feuilles travaillés à froid [61]. On distingue plusieurs types de recuits, on site:

A) Le recuit d'homogénéisation

Il s'applique généralement pour les aciers bruts de fonderie, qui comporte une hétérogénéité de répartitions ses constituants. Donc le recuit d'homogénéisation comme son nom l'indique, son but est de réduire cette hétérogénéité.

B) Le recuit de régénération

Après les traitements de chauffage à une température assez grande les grains des aciers grossi, donc le traitement de régénération, ou d'affinage structural, a pour but d'affiner ces grains et rendre à l'acier sa structure fine.

C) Le traitement de recristallisation

C'est un recuit destiné à faire recristalliser un acier pour obtenir un grain plus fin. La recristallisation s'accompagne généralement d'une réduction de la résistance et de la dureté d'un matériau ainsi qu'une augmentation de ductilité.

Chapitre : III

Matériaux et technique expérimentales

III.1 Matériaux:

Le matériau utilisé dans la présente étude est un acier à haute limite élastique de nuance X52 qui nous a été livré par la société, Alpha pipe Ghardaïa, en Algérie. Cet acier a été reçu sous forme de tôle de 14 mm d'épaisseur. La composition chimique de cet acier est donnée dans la Tableaux. III.1.

Tableau III.1 : Composition chimique d'acier X52

Element s	Fe	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Ti	Al
X 52	Balance	0.1 2	1.22	0.1 6	0.001	0.011	0.03	0.03	0.002	0.034

III.2 Traitements thermiques:

Les traitements thermiques que nous avons effectués à la cour de cette étude, ont été faite à l'aide d'un four électrique de type linn elktro therm, comme le montre la Figure. III.2. Il s'agit d'une chambre isolée de 270 x 120 x 270 mm, dont la température est régulée par une résistance, avec une capacité de chauffage maximale de 1000 °C. Au fond de la chambre, l'échantillon a une température complètement homogène, gradient de température inférieur à 5 °C entre les différents points de l'échantillon. Après le chauffage les échantillons subi un refroidissement à l'eau.



Figure. III1: Four- Linn electro therm (LM)

III.2.1 Développement d'une structure Dual-phase

Pour développer une structure dual—phase (ferrite + Martensite) avec différentes morphologies et fraction volumique de la phase martensitique, on a effectué des traitements thermiques suivant:

- Traitement (DQ) : Direct Quenching

III.2.1.1 Traitement (DQ) : Direct Quenching.

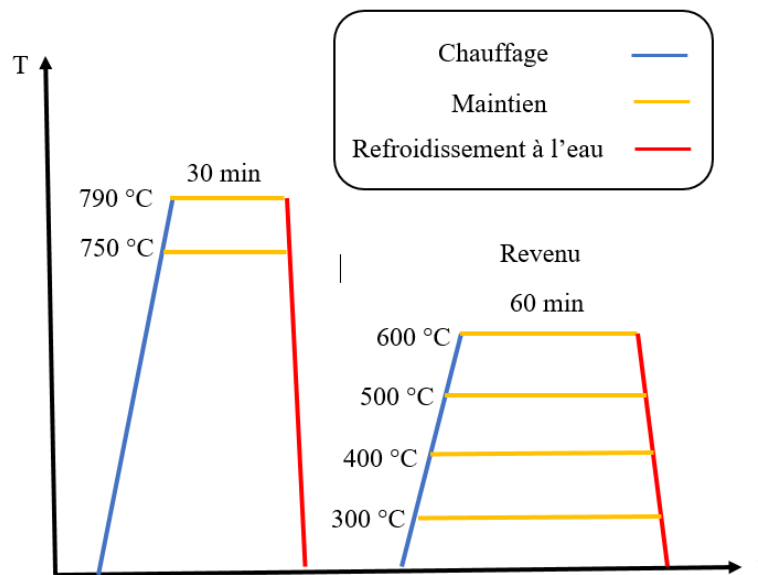


Figure. III.2 : Le cycle thermique DQ appliqué à l'acier X52 suivi d'un revenu sur les aciers Dual—phase

III.3 Traitement de revenu sur les aciers Dual-phase

Un revenu est un traitement thermique à basse température (150 à 650 °C), Le but du revenu est d'améliorer la ductilité et la ténacité des structures obtenues et

cela se fait par l'élimination des contraintes internes et les dislocations produites au cours du traitement de durcissement par trempe, tout en conservant les valeurs de limite d'élasticité et de résistance nécessaire pour l'emploi envisagé.

C'est pour cette raison, que la température de revenu doit être inférieure à la température du palier Ac 1.

Dans notre cas, les températures de revenu sont les suivants : 300, 400, 400, 600°C

III.4 Métallographie:

L'étude des microstructures est une étape importante pour la bonne compréhension des propriétés mécaniques. La dureté du matériau dépend de différentes caractéristiques microstructurales, comme la taille de grains, la nature et proportion des phases durcissantes. Certains éléments microstructuraux peuvent être déterminés par une observation au microscope optique et microscope électronique à balayage. Nous présentons les principales étapes effectuées afin d'assurer de bonne observation micrographiques.

III.4-1. Préparation des échantillons:

III.4.1.1 Polissage:

Pour mettre en évidence la microstructure des échantillons après traitement thermique, les échantillons sont polis mécaniquement aux papiers abrasifs de carbure de silicium de différents grades 400, 600, 800 et 1200. La préparation se poursuit par polissage de finition avec la pâte diamantée de granulométrie 1 et 0,25 μm , jusqu'à l'obtention d'une surface à état miroir. Cette procédure a permis d'obtenir des polis miroirs métallurgiques.



Figure. III.3 : Polisseuse sintco mecapol 2B (LM)

III.5 Les techniques d'analyse

Les techniques d'analyse utilisées dans notre travail sont:

- Le microscope optique (MO.)
- La micro-dureté Vickers (HV.)
- Energie absorbée lors d'un essai de résilience.

III.5.1 Microscope optique:

Le microscope optique est une technique de base pour étudier les transformations structurales. Il permet de visualiser et d'analyser les détails de la structure sous ces différentes échelles (forme et taille des grains de structure, forme et taille et distribution de la porosité, joints de grain, points multiples, ordre structural...). Pour cela, Les échantillons sont observés au microscope optique. Le microscope LIECA DMLM équipé d'une caméra à haute résolution (sous un grossissement de 1000 fois) .



Figure. III.4 : Microscope optique de type LIECA DMLM (LGP)

III.6 Caractérisation mécanique:

III.6.1 Essai de Micro Dureté:

L'essai de dureté est largement utilisé sur les métaux. Il caractérise la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Ainsi, pour des conditions expérimentales données, la dureté du métal sera d'autant plus grande que la pénétration du corps sera faible. Il existe plusieurs type d'essais de dureté, qui diffèrent essentiellement par la forme du pénétrateur. Dans l'essai Vickers le pénétrateur est une pyramide en diamant à base carrée dont l'angle au sommet est de 136° . L'empreinte formée est donc pyramidale. Si (d) diamètre de l'empreinte et (F) la force appliquée, alors la dureté est:

$$H_v = 1.8544 F/ d^2$$

(6) mesures de dureté Vickers, sous une charge de 200 g, ont été réalisées sur des échantillons à l'aide d'un duromètre Model MVK-H2 (Hardness Testing Machine). Les échantillons utilisés sont ceux de l'analyse métallographique.



Figure. III.5: Durometer Model MVK-H2 (Hardness Testing Machine.)

III.6.2 Essai de résilience :

Ces essais ont été effectués sur un mouton pendule Charpy V de marque **HOYTOM 450j / CPC** (**Figure. III.17**) dont la capacité maximale est de 450J. Nous avons effectué des essais à la température ambiante au laboratoire d'ALFAPIPE. Les éprouvettes utilisées pour effectuer les essais sont des éprouvettes normalisées à la norme **ASTM A370**. Les dimensions de l'éprouvette sont données dans la (**Figure. III.15**). Pour réaliser l'essai, il est nécessaire de faire une entaille normalisée sur entailles en V

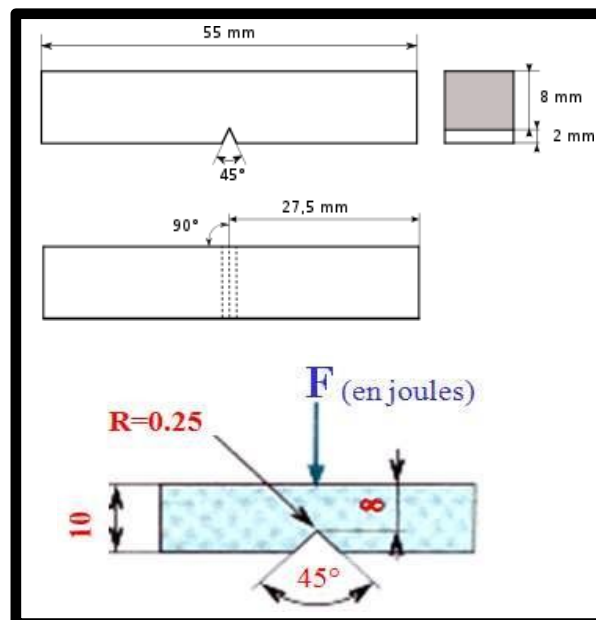


Figure. III.6: Dimensions et forme de l'éprouvette Charpy en V.



Figure. III.7 : Éprouvette de résilience a) l'état reçu b) après essai de résilience

Chapitre : IV

Résultats et interprétation

IV-1 Introduction

Notre étude a été principalement basée sur l'influence du traitement de revenu sur la microstructure et les Propriétés mécaniques (Résilience et la dureté) de l'acier dual phase X52. Dans ce chapitre, les résultats obtenus vont être présentés en deux grandes parties distinctes :

Une première partie qui va être consacrée aux résultats obtenus au niveau des changements réalisés sur les microstructures initiales d'un acier HLE X52. Dans cette partie, nous allons présenter et discuter l'effet des traitements thermiques effectués sur les aciers étudiés au niveau des microstructures.

Une deuxième partie qui va être consacrée à l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques. Les essais de résilience et la dureté sur acier HLE X52 ont été effectués. Au cours des essais résilience, nous allons étudier l'influence de la morphologie de la martensite d'un acier Dual-Phase obtenu sur les propriétés de l'énergie absorbée. Enfin, les résultats obtenus suite aux essais de résilience seront discutés et comparés aux travaux effectués par d'autres chercheurs (selon la littérature).

IV-2 L'acier a l'état initial

La **Figure IV.1** montre les micrographies optiques et au microscope électronique à balayage de l'acier X70 à l'état reçu dont la microstructure est constituée de ferrite (zones en blanc) et de perlite (zones en noir), Les propriétés mécaniques de cet acier, données par le laboratoire des essais mécaniques de la société pipe gaz Ghardaïa, sont groupées dans le Tableau IV.1. En utilisant le logiciel imagej pour calculer les proportions des phases présentes à l'état initial. 90.64% de ferrite et 9.36% de perlite.

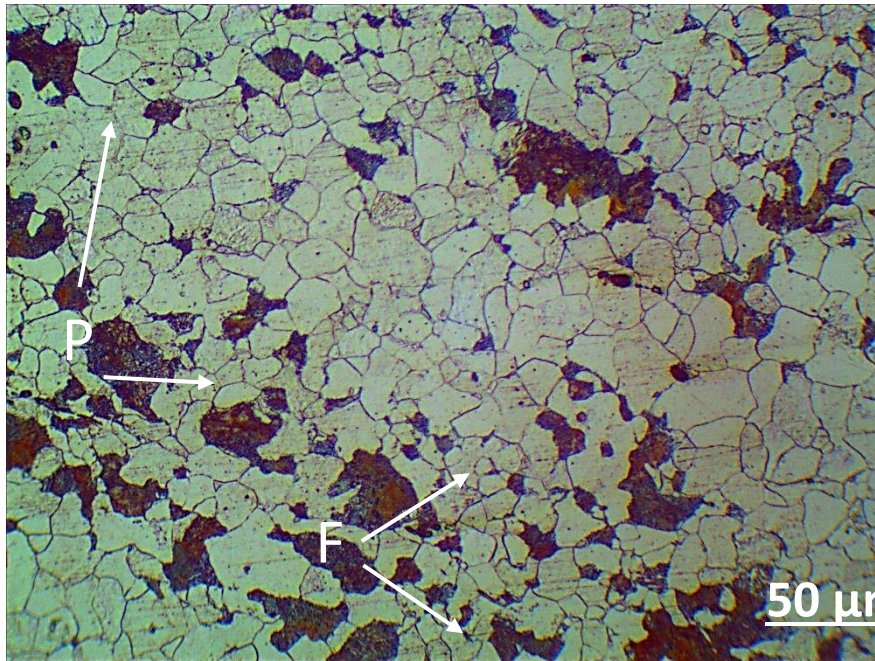


Figure IV.1 : Micrographie optique d'acier reçu

Tableau IV.1 : Caractéristiques mécaniques des aciers X52 à l'état reçu

Principales propriétés mécaniques					
	Re _{0.2} (MPa)	Rm (MPa)	HV	A (%)	Résilience (J/cm ²)
X52	377	516	179	27	273

Avec :

- Re_{0.2} : La limite conventionnelle d'élasticité
- Rm : La résistance à la traction
- A : Le pourcentage d'allongement après rupture
- HV : Dureté de Vickers

IV-3 Développement d'une structure dual-phase

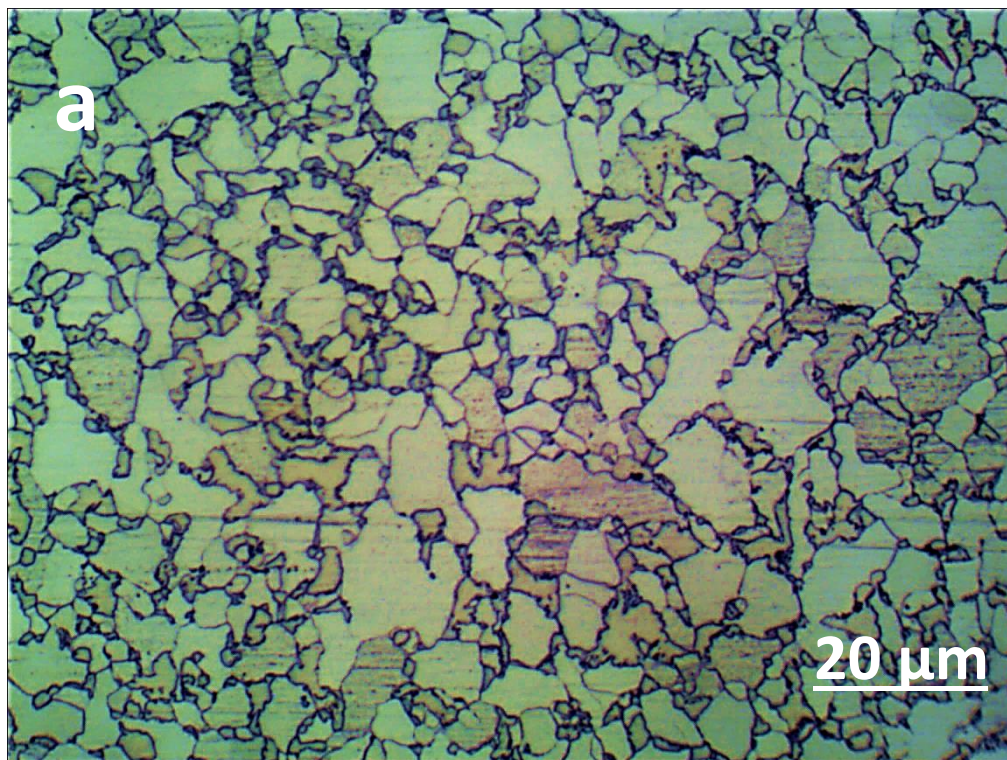
Nous avons développé un structures dual-phase (ferrite+martensite) à partir de l'acier X52, en utilisant traitement thermique DQ. Un microstructure dual-phase avec une variété de quantité de martensite ont été produites.

Il est évident que tous les traitements thermiques présentent des microstructures dual-phase ferrite-martensite, mais la morphologie, la proportion et la distribution de la phase martensitique varient considérablement en fonction des types de traitement thermique. La

différence de l'état microstructural initial des échantillons avant d'atteindre le domaine intercritique ($\alpha+\gamma$) peut être tenu pour responsable des différences observées dans la morphologie et la distribution de la martensite [1].

IV.3.1 Traitement D.Q

La Figure IV.2 montre une structure dual-phase, caractérisée par une microstructure qui consiste en une dispersion d'une martensite dure dans une matrice ferritique ductile, obtenue par le traitement DQ à partir des températures intercritiques 750 et 790 °C. Pendant chauffage dans le domaine ($\alpha+\gamma$), la ferrite demeure essentiellement inchangée, et la perlite se transforme en austénite riche en carbone. Du moment que la martensite se transforme sans diffusion, elle hérite la quantité du carbone de l'austénite fixée par la température intercritique. Donc, la fraction volumique de la martensite augmente avec l'augmentation de la température intercritique comme montre la **Figure IV.5**.



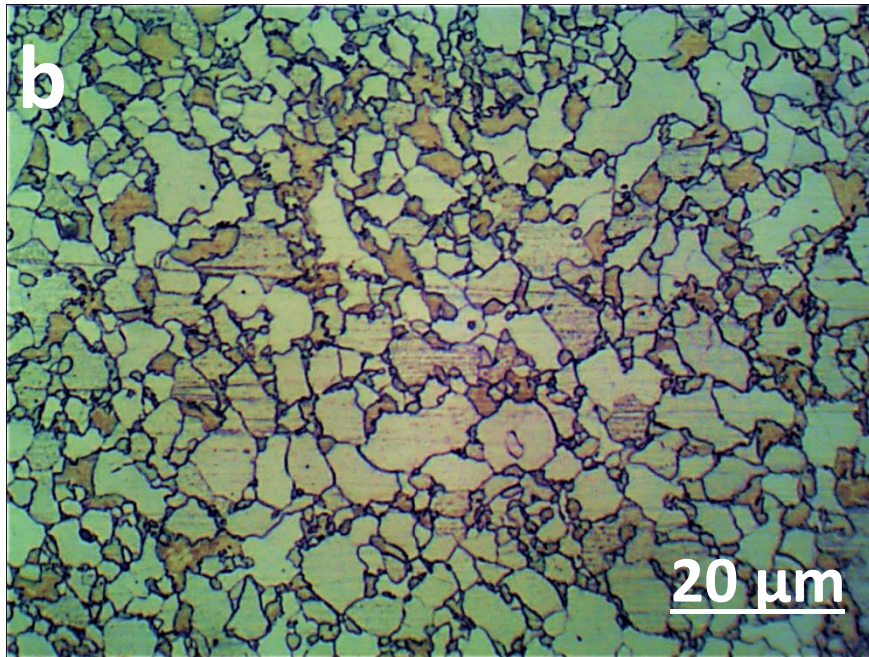


Figure IV.2 : Microstructure Optique de l'acier X52 après traitement DQ, à différentes températures intercritiques a) 750 °C b) 790 °C

IV.3.2 La proportion de la phase martensitique

En utilisant la méthode des segments inverses pour calculer les proportions des phases présentes après trempe dont les températures intercritiques sont 750 et 790 C. La Figure IV.5 montre les proportions de la martensite dans l'acier X70 :

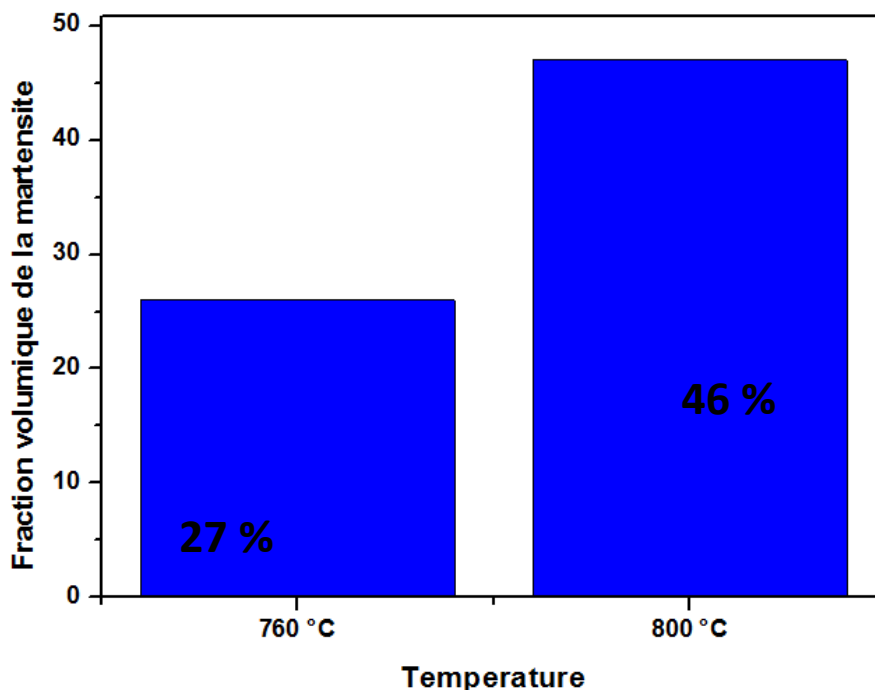


Figure IV.3 : Fraction volumique de la martensite à différentes températures.

IV.4 Evolution de la microstructure en fonction de la température de revenu

La quantité des atomes de soluté (carbon) à l'interface ferrite/martensite est insuffisante pour figer le grand nombre de dislocations. Donc, les atomes manquants doivent être fournis par diffusion des régions internes des grains ferritiques. Ceci est possible par un traitement de revenu. Pour étudier l'influence du revenu sur les caractéristiques mécaniques (dureté et résilience) d'un acier X52 dual-phase, des échantillons ont subi un revenu de 1 heure aux températures allant de 300 °C à 600°C à partir de différentes températures intercritiques. L'évolution de la microstructure de l'acier DP X70 au cours du traitement de revenu après traitement thermique DQ à 790 °C est donnée par **les Figure IV.8**. Avec l'augmentation de la température de revenu, selon Fang et al [11], on assiste à une précipitation de la cémentite sous deux formes distinctes Fe₂C et Fe₃C. Lorsque la température de revenu atteint 300 °C, des carbures de transition de type ϵ (Fe_{2.4}C) commencent à précipiter au sein de la martensite sursaturée. Cette précipitation est accompagnée d'une diminution progressive de la tétragonalité de la martensite, due à la perte de carbone en solution solide. Par ailleurs, la relaxation partielle des contraintes internes et la réduction de la densité de dislocations contribuent à une légère baisse de la dureté. À environ 400 °C, les carbures ϵ métastables sont progressivement remplacés par de la cémentite stable (Fe₃C), tandis que la martensite perd complètement sa structure tétragonale, adoptant une configuration plus stable à faible teneur en carbone. Lorsque la température de revenu atteint 500 °C, la cémentite formée dans la martensite de revenu coalesce et adopte une morphologie sphéroïdale, phénomène favorisé par la mobilité accrue des atomes et par la réduction de l'énergie interfaciale. Cette évolution s'accompagne d'une diffusion plus marquée du carbone vers les zones de précipitation, ce qui entraîne un appauvrissement de la matrice ferritique en éléments interstitiels. À 600 °C, la martensite de revenu est entièrement transformée en une microstructure biphasée constituée principalement de ferrite et de cémentite sphéroïdale finement dispersée. La stabilité thermodynamique du système est alors renforcée, avec une quasi-élimination des dislocations et des contraintes résiduelles. En conséquence, la dureté diminue de façon significative, tandis que la ductilité et la ténacité s'améliorent notablement. Cette structure correspond à un état d'équilibre proche de celui d'un recuit prolongé, et bien qu'elle confère de bonnes propriétés de formabilité, elle s'accompagne d'une réduction marquée de la résistance mécanique initialement conférée par la martensite.

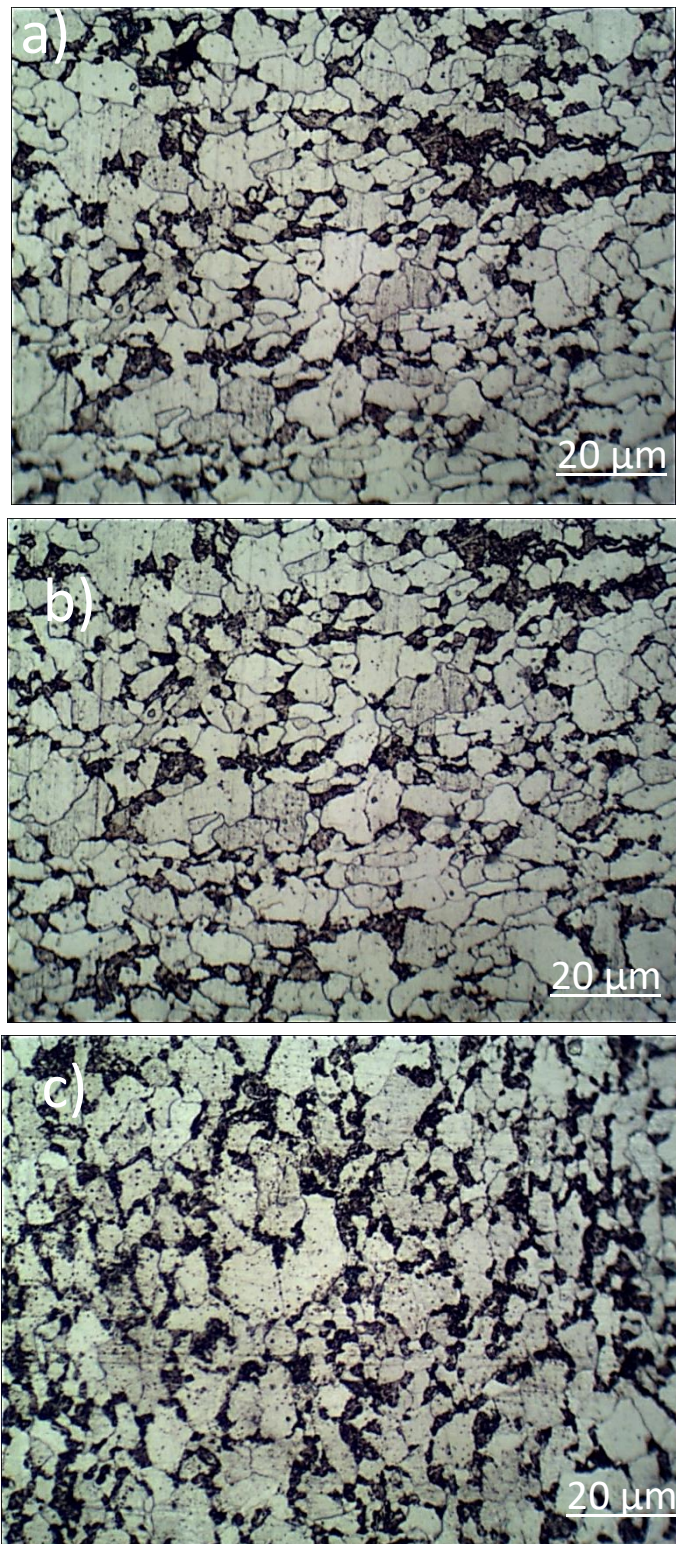


Figure IV.4 : Microstructure par MEB d'un acier DP X52 au cours du revenu après DQT à 790 °C pour différentes températures a) T= 300°C b) T= 400 °C c) T= 500 °C

IV.5 Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la proportion et la morphologie de la martensite

Les relations exacte microstructure / propriétés mécaniques dépendra de divers facteurs, notamment la composition chimique, historique des traitements, et la fraction volumique de la martensite et de sa distribution.

IV.5.1 Evolution de la dureté

A variation de la dureté de l'acier dual-phase X52 en fonction de la proportion de martensite, déterminée par les différentes températures intercritiques appliquées, est illustrée au Tableau IV. 2. La tendance générale observée sur cette courbe indique une augmentation progressive de la dureté avec l'élévation de la température intercritique. Cette évolution s'explique par l'accroissement de la fraction volumique de martensite, une phase caractérisée par une dureté élevée en raison de sa structure cristalline sursaturée en carbone et de sa forte densité de dislocations. En effet, à mesure que la température intercritique augmente, la quantité d'austénite formée lors du chauffage est plus importante, ce qui, après trempe, se traduit par une proportion plus élevée de martensite dans la microstructure finale. Cette augmentation de la martensite, en combinaison avec la présence de ferrite douce et ductile, confère à l'acier une meilleure résistance mécanique, bien que cela puisse s'accompagner d'une légère réduction de la ductilité. Ainsi, la microstructure dual-phase résultante permet d'ajuster les propriétés mécaniques globales de l'acier en modulant la température intercritique, et donc la fraction de martensite.

Tableau IV. 2 : Les duretés HV10 de l'acier X52 après traitement DQ.

T °C	HV
750	215
790	246

IV.5.2 Evolution de la Résilience

Dans les aciers à haute limite élastique (HLE), la ténacité est largement représentée en termes de l'énergie absorbée à une température donnée ou l'énergie absorbée. Il est connu que l'énergie absorbée dépend de différents facteurs microstructuraux, tels que le type, la fraction volumique, et la morphologie des phases secondaires, et la taille de grain, qui joue le rôle d'une barrière contre la propagation des fissures par clivage [30] [31].

La tableaux IV.3 montre la variation de l'énergie absorbée au cours de l'essai Charpy à la température ambiante en fonction des températures intercritique d'un acier X52 au traitement thermique (DQ).

Les données présentées dans la tableaux IV.3 montrent que, pour une température de chauffage de 750 °C, l'échantillon traité par trempe directe (DQ) présente une énergie absorbée de 160 J à température ambiante. En revanche, lorsque la température de chauffage est portée à 790 °C, l'énergie absorbée diminue à 145 J. Cette tendance indique que, dans le cas du traitement thermique par DQ, l'énergie absorbée diminue avec l'augmentation de la température intercritique. Ce comportement est principalement attribué à l'augmentation de la fraction volumique de martensite, une phase dure et fragile. En effet, une température intercritique plus élevée favorise la formation d'une plus grande quantité d'austénite, qui se transforme en martensite après la trempe. Or, bien que la martensite confère une meilleure résistance mécanique, elle tend à réduire la ténacité globale du matériau, ce qui se traduit par une diminution de l'énergie absorbée lors des essais de résilience. Ainsi, l'équilibre entre résistance et ténacité dans les aciers dual-phase traités par DQ dépend fortement de la température intercritique choisie.

Tableau IV.3 : Propriétés de résilience d'acier X52 à la température ambiante

Essai	Température	DQ
L'énergie absorbée (J)	750 °C	160
	790 °C	145

IV.6 Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de revenu

IV.6.1 Evolution de la dureté

D'après la Figure IV.17, on constate que les courbes de dureté en fonction des températures de revenu ont la même allure. Plus la température de revenu augmente plus la dureté diminue. A la traitement thermique DQ et la température de revenu, la dureté des échantillons issus d'une température intercritique de 790 °C est supérieure à celle des

échantillons issus d'une température intercritique de 750 °C. Cela est dû à la différence de proportion de martensite formée pour les deux températures. Les aciers microalliés DP, avant tout revenu, présentent une élasticité continue qui a été généralement attribué aux dislocations mobiles introduites lors du refroidissement à partir de la température de recuit intercritique. Cependant, lorsque l'acier DP subi un revenu à 300, 400, 500 ou 600 ° C, il a montré un comportement de l'élasticité discontinu et les paliers élastique sont développés. Ceci est dû à la diffusion d'atomes interstitiels de soluté à des dislocations libres générées lors du refroidissement à partir de la température de recuit intercritique [1].

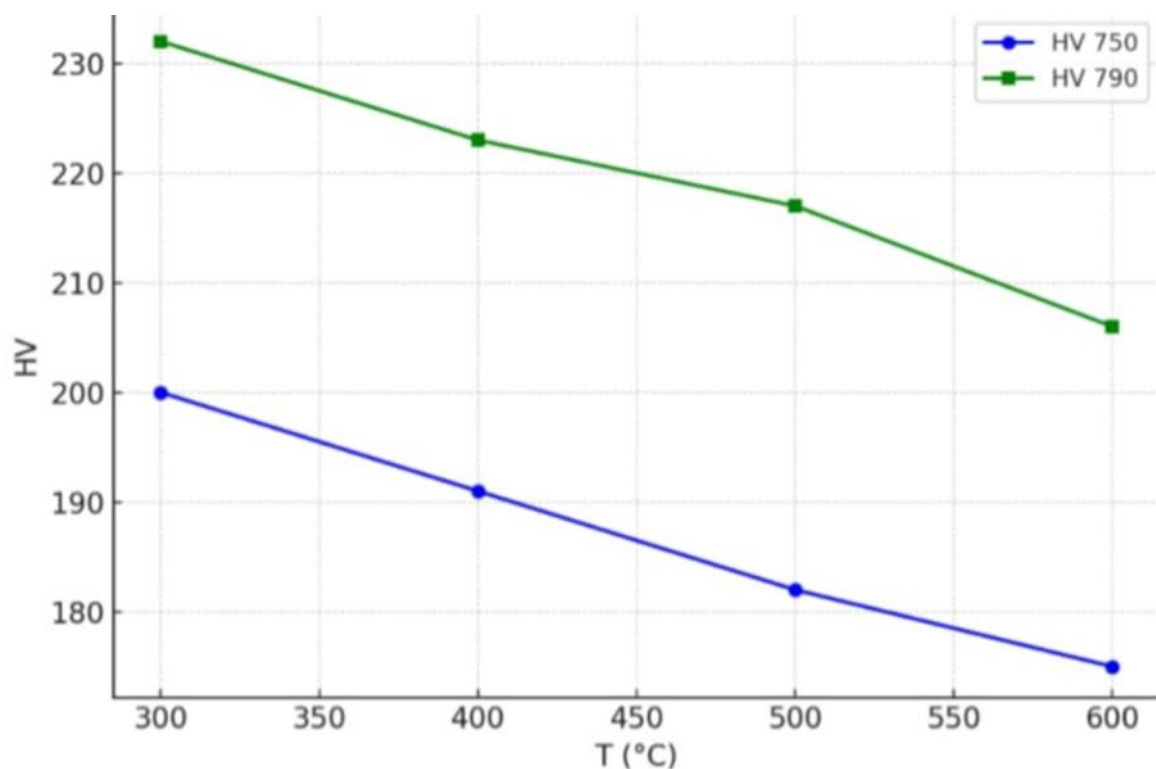


Figure IV.05 : Evolution de la dureté en fonction des températures de revenu d'acier X52

IV.6.2 Evolution de la Résilience

La figure IV.28 montre l'évolution de l'énergie absorbée au cours de l'essai Charpy à la température ambiante en fonction des températures de revenu d'un acier X52 soumis au traitement thermique (DQ). Avec l'augmentation de la température de revenu, l'énergie absorbée augmente. Cette variation est similaire à celle de la propriété d'allongement, c'est-à-dire que la proportion de la ferrite fait avancer la fragilisation de la martensite revenue à une température de revenu inférieure, ce qui est en accord avec les résultats de la littérature [39].

Les données présentées dans la figure IV.28a montrent que, pour un échantillon DQ chauffé à 750 °C, l'énergie absorbée lors des essais de résilience varie de 189 J à une température de revenu de 300 °C à 262,6 J à une température de revenu de 600 °C. En revanche, pour une température de chauffage de 790 °C (figure IV.28b), l'énergie absorbée atteint 234 J à 200 °C de revenu et augmente jusqu'à 288,15 J à 500 °C de revenu. Ces résultats indiquent que, pour un même traitement thermique de revenu, l'énergie absorbée tend à augmenter avec l'élévation de la température intercritique. Cette amélioration de la ténacité peut être attribuée à la variation de la fraction volumique de martensite et à l'évolution des précipités présents dans la microstructure, notamment les carbures de fer de type ϵ . En effet, une température intercritique plus élevée génère une plus grande quantité de martensite, mais sa réponse au revenu dépend fortement de la stabilité de la phase, de la redistribution du carbone et de la nature des précipités formés. La présence de carbures de transition tels que les carbures ϵ à basse température de revenu, suivie par leur transformation en cémentite (Fe_3C) à température plus élevée, joue un rôle essentiel dans l'amélioration progressive de la ductilité et de la capacité d'absorption d'énergie. Ces résultats sont en accord avec les observations rapportées dans la littérature [40], qui soulignent l'influence combinée de la microstructure initiale et des phénomènes de précipitation sur le comportement à la rupture des aciers dual-phase.

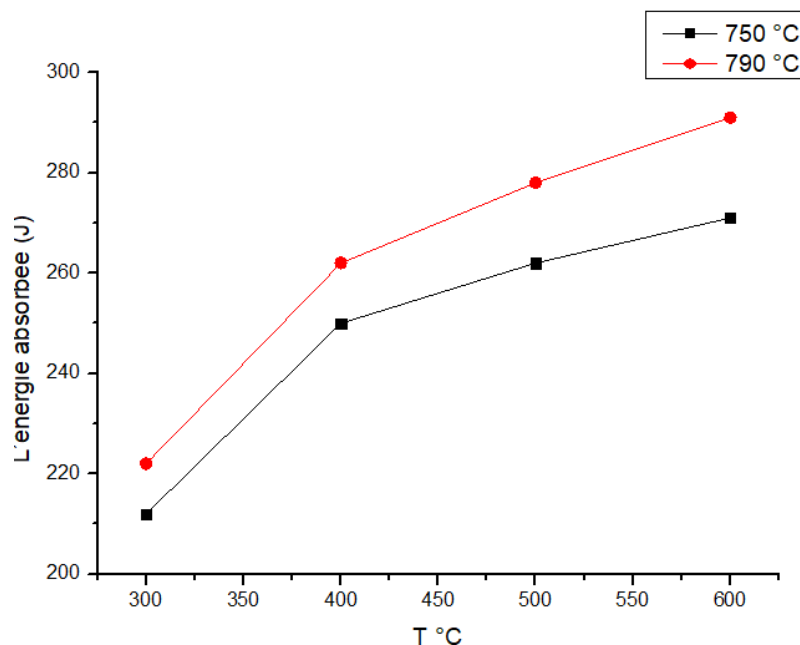


Figure IV.06 : l'évolution de l'énergie absorbée à la température ambiante en fonction des températures de revenu d'un acier X52

CONCLUSION

CONCLUSION

CONCLUSION :

L'évaluation des nouvelles microstructures obtenues dans les aciers Dual-Phase (DP) nous a permis de tirer plusieurs enseignements significatifs concernant l'impact du traitement thermique et du revenu sur les propriétés mécaniques et microstructurales de l'acier X52.

Le traitement de trempe directe après recuit intercritique (DQ) conduit à une microstructure caractérisée par une dispersion de martensite dans une matrice ferritique. Il a été clairement observé que la fraction volumique de martensite augmente proportionnellement avec la température intercritique (ICT), ce qui influence directement la dureté et la résistance mécanique de l'alliage.

Après un revenu à basse température (300 °C), la microstructure reste pratiquement inchangée par rapport à celle de l'échantillon fraîchement trempé, indiquant une stabilité thermique relative de la martensite à cette température. Cependant, à partir de 400 °C jusqu'à 600 °C, le traitement de revenu provoque des transformations notables : on observe la précipitation progressive de carbures, qui deviennent plus abondants et grossissent à mesure que la température augmente. Cette précipitation affecte la distribution du carbone dans la microstructure, appauvrit la martensite en carbone, et favorise une amélioration progressive de la ténacité, comme en témoigne l'augmentation de l'énergie absorbée lors des essais de résilience.

Ces résultats mettent en évidence l'importance du contrôle précis des paramètres de traitement thermique pour adapter les propriétés mécaniques finales des aciers Dual-Phase en fonction des exigences d'usage. La possibilité de moduler à la fois la résistance, la ductilité et la résilience par ajustement des conditions de revenu ouvre la voie à des applications industrielles variées, notamment dans les domaines de la construction, de l'énergie et du transport, où la combinaison de légèreté et de performance est essentielle.

En conclusion, cette étude confirme que la maîtrise du traitement thermique et du revenu permet d'optimiser les propriétés des aciers DP à microstructure ferrite-martensite, et constitue une approche efficace pour développer des matériaux avancés à hautes performances mécaniques.

REFERENCES

Références

- [1] PARK, K., NISHIYAMA, M., NAKADA, N., TSUCHIYAMA, T. Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel, *Materials Science and Engineering A*, 2014, Vol. 604, pp. 135-141.
- [2] FERREIDUNI, E., BANADKOUKI, S. S. G. Improvement of mechanical properties in a dual-phase ferrite–martensite AISI4140 steel under tough-strong ferrite formation, *Materials & Design*, 2014, Vol. 56, pp. 232-240.
- [3] DAS, D., CHATTOPADHYAY, P. P. Influence of martensite morphology on the work-hardening behavior of high strength ferrite–martensite dual-phase steel, *Journal of Materials Science*, 2009, Vol 44, 11, pp.2957-2965.
- [4] SAEIDI, N., ASHRAFIZADEH, F., NIROUMAND, B. Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behaviour, *Materials Science and Engineering A*, 2014, Vol. 599, pp. 145-149.
- [5] HAYASHI, K., MIYATA, K., KATSUKI, F., ISHIMOTO, T., NAKANO, T. Individual mechanical properties of ferrite and martensite in Fe–0.16 mass% C–1.0 mass% Si–1.5 mass% Mn steel. *Journal of alloys and Compounds*, 2013, vol. 577, pp. 593-596.
- [6] KARMAKAR, A., GHOSH, M., CHAKRABARTI, D. Cold-rolling and inter-critical annealing of low-carbon steel: Effect of initial microstructure and heating-rate. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 564, pp. 389-399.
- [7] ANAZADEH, S. A. KHERIANDISH, S. H. Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Mater. Sci. Eng*, 2012, vol. 532, 1, pp. 21-25.
- [8] GÜNDÜZ, S. Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels. *Mater. Lett*, 2009, vol. 63, 27, pp 2381-2383.

REFERENCES

- [9] KAMP, A., CELOTTO, S., HANLON, D. N. Effects of tempering on the mechanical properties of high strength dual-phase steels. *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, 538, pp. 35–41.
- [10] KUANG, C. F., LI, J., ZHANG, S. G., WANG, J., LIU, H. F., VOLINSKY, A. A. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 613, p. 178-183.
- [11] SAYED, A. A., KHEIRANDISH, S. Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, vol. 532, pp. 21–25
- [12] SIRINAKORN, T., UTHAISANGSUK, V., SRIMANOSAOWAPAK, S. Effects of the tempering on mechanical properties of dual phase steels. *J. Met. Mater. Miner*, 2014, vol. 24, pp. 13–20.
- [13] LI, H., GAO, S., TIAN, Y., TERADA, D., SHIBATA, A., TSUJI, N. Influence of tempering on mechanical properties of ferrite and martensite dual phase steel. *Mater. Today Proc.* 2015, vol. 2, pp. 667–671.
- [14] AZUMA, M., GOUTIANOS, S., HANSEN, N., WINTHER, G., HUANG, X. Effect of hardness of martensite and ferrite on void formation in dual phase steel. *Mater. Sci. Technol*, 2012, vol. 28, pp. 1092–1100
- [15] DEARDO, A. J. Microalloyed steels: past, present and future. In: *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*. Springer, Cham, 2016. p. 17-32.
- [16] KREBS, B., GERMAIN, L., HAZOTTE, A., et al. Banded structure in Dual Phase steels in relation with the austenite-to-ferrite transformation mechanisms. *Journal of materials science*, 2011, vol. 46, no 21, p. 7026-7038.
- [17] BLAOUÏ, M. M. Etude de l'influence des traitements thermiques sur le comportement en fatigue des aciers, Thèse de doctorat, Université Djillali Liabès-Sidi Bel Abbès, 2019.

REFERENCES

- [18] ZUIDEMA, B. K., DENNER, S. G., ENGL, B., et al. New high strength steels applied to the body structure of ULSAB-AVC. 2001.
- [19] LIU, Y., FAN, D., ARRÓYAVE, R., SRIVASTAVA, A. Microstructure-Based Modeling of the Effect of Inclusion on the Bendability of Advanced High Strength Dual- Phase Steels. *Metals*, 2021, vol. 11, no 3, p. 431.
- [20] *Metals handbook Vol.1 «Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys»*, ASM International, USA, 2005.
- [21] CHAI, F., SU, H., YANG, C., XUE, D. Nucleation Behavior Analysis of Intragranular Acicular Ferrite in a Ti-killed C-Mn Steel. *J. Iron Steel Res. Int.* 2014, vol. 21, p. 369–374.
- [22] HU, Y., ZHOU, L., DING, H. H., LEWIS, R., LIU, Q. Y., GUO, J., WANG, W. J. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading. *Tribology International*, 2021, vol. 154, p. 106685.
- [23] ZHAO, C., GAO, S., YANG, T., SCHERER, M., SCHULTHEIß, J., MEIER, D., RÖDEL, J. Precipitation hardening in ferroelectric ceramics. *Advanced Materials*, 2021, vol. 33, no 36, p. 2102421.
- [24] ZHANG, G., DAI, J., YAN, J., LI, L. Study on controlled rolling and cooling process of CH1T steel High speed wire 1# shaoguan steel. In: *Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing, 2021. p. 012095.
- [25] CHOWDHURY, S., BOLAN, N., FARRELL, M., et al. Role of cultural and nutrient management practices in carbon sequestration in agricultural soil. In: *Advances in Agronomy*. Academic Press, 2021. p. 131-196.
- [26] OMALE, J. I., OHAERI, E. G., TIAMIYU, A. A., ESKANDARI, M., MOSTAFIJUR, K. M., SZPUNAR, J. A. Microstructure, texture evolution and mechanical properties of X70 pipeline steel after different thermomechanical treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 703, p. 477-485.

REFERENCES

- [27] GARIBOLDI, E., CONFALONIERI, C., COLOMBO, M. High Temperature Behavior of Al-7Si-0.4 Mg Alloy with Er and Zr Additions. *Metals* 2021, 11, 879. Stefano Spigarelli and Elisabetta Gariboldi, 2021, pp. 65.
- [28] OPIELA, M. Thermodynamic Analysis of Precipitation Process of MX-type Phases in High Strength Low Alloy Steels. *Advances in Science and Technology. Research Journal*, 2021, vol. 15, no 2, pp. 90-100.
- [29] MAROPOULOS, S., RIDLEY, N., KARAGIANNIS, S. Structural variations in heat treated low alloy steel forgings. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 380, no 1-2, p. 79-92.
- [30] BALIAN, R., BACH, J. F., BACCELLI, F. 2. Mise en forme et mise en oeuvre. In: *La métallurgie*. EDP Sciences, 2021. p. 43-46.
- [31] GRUMBACH, M. *Aciers microalliés, Technique de l'ingénieur*, M4525 v1, 10 déc. 2000.
- [32] MISRA, R. D. K., JIA, Z., O'MALLEY, R., JANSTO, S. J. Precipitation behavior during thin slab thermomechanical processing and isothermal aging of copper-bearing niobium-microalloyed high strength structural steels: The effect on mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, no 29-30, p. 8772-8780.
- [33] DEHMOLAEI, R., SHAMANIAN, M., KERMANPUR, A. Microstructural characterization of dissimilar welds between alloy 800 and HP heat-resistant steel. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59, no 10, p. 1447-1454.
- [34] PRENTICE, Hall., ENLEWOOD, Cliffs., CHAWLA, M.A. *Tensile Testing, Mechanical Metallurgy*, 1984, vol. 16, pp. 559-599.
- [35] BAÏLON, J. P., DORLOT, J. M. *Des matériaux*. Presses inter Polytechnique, 2000.
- [36] ZHONG, Y., ZHENG, Z., LI, J., WANG, C. Fabrication of 316L nuclear nozzles on the main pipeline with large curvature by CMT wire arc additive manufacturing and selfdeveloped slicing algorithm. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, p. 141539.

REFERENCES

- [37] FRÓMETA, D., LARA, A., GRIFE, L., DIEUDONNE, T., DIETSCH, P., REHRL, J., CALVO, J. Fracture Resistance of Advanced High-Strength Steel Sheets for Automotive Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, vol. 52, no 2, p. 840-856.
- [38] BATAILLE, C., LUC, E., BIGERELLE, M., DELTOMBE, R., DUBAR, M. Rolls wear characterization in hot rolling process. *Tribology International*, 2016, vol. 100, p 328-337.
- [39] BAÏLON, J.P., DORLOT, J.M. *Des matériaux*. Presses inter Polytechnique, 2000.
- [40] BING, M. A Study of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-High Strength Microalloyed Steel Hot Band Coils for Automotive Applications. 2017. Thèse de doctorat. University of Pittsburgh.
- [41] HILDITCH, T. B., DE SOUZA, T., HODGSON, P. D. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). In: *Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*. Woodhead Publishing, 2015. p. 9-28.
- [42] GOTO, S., KAMI, C., KAWAMURA, S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 648, p. 436-442.
- [43] Mohammad, M. Deformation and Fracture Behaviour of a low-carbon Dual- Phase steel, 2006. These de doctorat, université de Columbia.
- [44] ANDRADE, C. V. Influence du niobium sur les microstructures et les propriétés d'aciers multiphasés à effet TRIP/Effect of niobium additions on the microstructures and properties of TRIP-assisted multiphase steels. 2005. Thèse de doctorat. UCL.
- [45] SPEICH, G. R. Physical metallurgy of dual-phase steels, *Conference on Fundamentals of Dual-Phase Steels*, Warrendale, Pennsylvania, 1981, pp. 3-45.
- [46] GONG, Y. The mechanical properties and microstructures of vanadium bearing high strength dual phase steels processed with continuous galvanizing line simulations. 2015. Thèse de doctorat. University of Pittsburgh.

REFERENCES

- [47] Metals handbook Vol.1 «Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys», ASM International, USA, 2005.
- [48] GRANBOM, Y. Structure and mechanical properties of dual phase steels: An experimental and theoretical analysis. 2010. Thèse de doctorat. KTH.
- [49] LI, C. N., YUAN, G., JI, F. Q., REN, D. S., WANG, G. D. Effects of auto-tempering on microstructure and mechanical properties in hot rolled plain C-Mn dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 665, p. 98-107.
- [50] PUSHKAREVA, I. Microstructural evolution of Dual Phase steel. Improvement of damage resistance. 2009. Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Lorraine.
- [51] JONES, D. R., ASHBY, M. F. *Engineering materials 2: an introduction to microstructures and processing*. Butterworth-Heinemann, 2012.
- [52] ADAMCZYK, J., GRAJCAR, A. Heat Treatment and Mechanical Properties of Low-Carbon Steel with Dual Phase Microstructure. *Journal of Achievements in Materials & Manufacturing Engineering*, Volume 22, 2007, pp. 13-20.
- [53] EBRAHIMIAN, A., GHASEMI, B.S.S. Mutual Mechanical Effects of Ferrite and Martensite in a Low Alloy Ferrite-Martensite Dual Phase Steel. *Journal of Alloys & Compounds*, Volume 708, 2017, pp. 43-54.
- [54] MURRY, G. *Techniques de l'Ingénieur*, 1993, Vol. MB4, M300, pp. 1-29.
- [55] DOMINIQUE, F. *Techniques de l'Ingénieur*, 2005, Vol. MB1, Dossier M4152, pp.1-23.
- [56] SOLER, M. Etude du vieillissement d'un acier à bake-hardening : évolution des propriétés mécaniques de traction - corrélation avec la microstructure. 1998. Thèse de doctorat, INSA Lyon.
- [57] DESGAGNES, R., LANGEVIN, R., et al. *Guide d'auto-apprentissage*. Canada, Perform, 2015.
- [58] SPEER, J. G., EDMONDS, D.V., RIZZO, F. C., MATLOCK, D. K. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and

REFERENCES

- fundamentals of the bainite transformation. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol 8, août 2004, pp 219-237.
- [59] BENZAADA, S. Traitements thermiques, classification et désignation des aciers et fontes, document internet, 2019.
- [60] DEVAR, M. Évolution de la microstructure lors du traitement thermique de l'acier inoxydable AISI 410. 2021. Thèse de doctorat. École de technologie supérieure.
- [61] ASADI, M. Influence of the hot rolling process on the mechanical behavior of dual phase steels. Universitätsbibliothek Clausthal, 2011.