

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
République Algérienne Démocratique et Populaire  
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي  
Ministre de l'Enseignement Supérieur et de La Recherche Scientifique  
جامعة عمار تليجي بالأغواط  
Université AMAR TELIDJI Laghouat  
كلية التكنولوجيا  
Faculté de Technologie  
Département de Génie Mécanique

## **THESE DE DOCTORAT LMD**

Filière: Mécanique

Option: Sciences Des Matériaux

Par:

**Gamri Hamza**

THEME

---

### **Etude de la résistance à l'usure d'un Acier HSLA X52 de structure Dual-Phase**

---

Soutenue devant le jury :

BENALIA	Mokhtar	Professeur	U. A. T. Laghouat	Président
ALLAOUI	Omar	Professeur	U. A. T. Laghouat	Directeur de thèse
DJENDEL	Mokhtar	MCA	U. B. I. Bordj Bou Arreridj	Examineur
ZIDELMEL	Sami	MCA	U. A. T. Laghouat	Examineur
ALLAOUI	Laid Abdelkrim	MCA	E. N. S. Laghouat	Examineur
RAHMANI	Mohamed	Professeur	U. A. T. Laghouat	Examineur
BOUBAAYA	Rabah	MCA	U. B. I. Bordj Bou Arreridj	Invité

Soutenue le : 11/12/2022

## المخلص

تمت دراسة تأثير البنية المجهرية والكسر الحجمي للمارتانسايت على الشد، الاحتكاك والبلية للفولاذ منخفض السبائك عالية المقاومة (X52 HSLA). ثلاث معالجات حرارية مختلفة (SQ، IQ، DQ) عند درجتى حرارة مختلفتين 760 درجة مئوية و 800 درجة مئوية تم استخدامها من أجل الحصول على فولاذ ثنائي الطور بمورفولوجيات ونسب مختلفة للمارتانسايت 34 و 55%. اعتمادًا على المعالجات الحرارية المختلفة التي تم إجراؤها والبنى المجهرية التي تم الحصول عليها، سنقوم بإجراء اختبارات الشد، الاحتكاك والبلية لتقييم الهياكل المجهرية ثنائية الطور التي تم الحصول عليها. بالطبع، ستؤخذ في الاعتبار نسب المكونات المختلفة للبنى المجهرية. أظهرت النتائج أن زيادة درجة الحرارة تؤدي إلى قوة ميكانيكية ومقاومة كبيرة للبلية. كما أظهرت النتائج أيضًا أن البنية المجهرية المتحصل عليها عن طريق المعالجة الحرارية (IQ) لها خواص ميكانيكية أفضل و مقاومة أكبر للاحتكاك والبلية على عكس المعالجات الحرارية الأخرى، وهذا يرجع إلى التوزيع الدقيق للمارتانسايت والفريت.

**الكلمات المفتاحية:** فولاذ، معالجة حرارية، فولاذ ثنائي الطور، احتكاك، بلى، تحول طوري.

## Résumé

L'effet de la morphologie et de la fraction volumique de martensite sur la traction, le frottement et l'usure de l'acier API X52 Dual-Phase (DP) a été étudié. Trois traitements thermiques différents à deux températures intercritiques différentes 760 °C et 800 °C ont été utilisés pour développer un acier Dual-phase avec différentes morphologies et différentes proportions de martensite 34 et 55 %. En fonction des différents traitements thermiques réalisés et des microstructures obtenues, nous avons effectué des essais de traction, frottement et d'usures pour évaluer les microstructures Dual-phase obtenues. Bien sûr, les proportions des différents constituants des microstructures sont prises en considération. Les résultats montrent que l'augmentation de la température intercritique conduit à une résistance mécanique et une résistance à l'usure élevées. Les résultats ont également montré que la microstructure obtenue par le traitement thermique IQ a une meilleure propriété mécanique et une plus grande résistance au frottement et à l'usure que celles les autres traitements thermiques, et cela est dû à la répartition fine de la martensite et de la ferrite.

**Mots clés :** Acier X52, Traitement thermique, Dual-Phase, Frottement, Usure, Transformation de phase.

## Abstract

The effect of the morphology and the martensite volume fraction on the tensile, the friction and the wear behavior of API X52 Dual-Phase (DP) steel has been investigated. Three different heat treatments at two different intercritical temperatures 760 °C and 800 °C were used to develop Dual-Phase steel with different morphologies and with different amounts of martensite 34 and 55 %. Depending on the different heat treatments performed and the microstructures obtained, we have performed tensile, friction and wear tests to evaluate the Dual-Phase microstructures obtained. Of course, the proportions of the different constituents of the microstructures are taken into consideration. The results show that increasing the intercritical temperature leads to high mechanical strength and wear resistance. The result also shows that the microstructure obtained by IQ treatment has a better mechanical properties than other heat treatments, it also revealed greater resistance to friction and wear than those of other heat treatments, and this is due to the fine distribution of martensite and ferrite.

**Keywords:** X52 HSLA steel, Heat treatment, Dual-phase, friction, Wear, phase transformation

## Remerciements

*Je tiens tout d'abord de remercier « Dieu » le tout puissant.*

Le travail présenté dans cette thèse de doctorat a été réalisé au sein du laboratoire d'analyse de surface de l'Ecole nationale supérieure des mines et métallurgie (ENSMM), Annaba, laboratoire de Mécanique du Département de Génie Mécanique de l'université Constantine 1 et laboratoire de génie des procédés **LGP** de Laghouat.

Je tiens tout d'abord à remercier chaleureusement le Professeur **Allaoui Omar** pour le très grand honneur qu'il m'a fait en acceptant la lourde tâche de proposer le thème et de diriger cette thèse. Je le remercie d'avoir su partager son expérience et sa passion. Qu'il trouve également l'expression de ma gratitude pour les discussions fructueuses tout au long de ce travail.

Je remercie le Professeur **Benalia Mokhtar**, de l'Université Amar Telidji de m'avoir fait l'honneur de Présider mon jury de thèse.

Ce fut un grand honneur pour moi que **Djendel Mokhtar**, Docteur de l'Université de Bordj Bou Arreridj, **Zidelmel Sami**, Docteur de l'Université de Laghouat, **Allaoui Laid Abdelkarim**, Docteur de l'Université de Laghouat et **Rahmani Mohamed**, Professeur de l'Université de Laghouat, **Boubaaya Rabah**, Docteur de l'Université de Bordj Bou Arreridj ont accepté la charge d'évaluer ma thèse et d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse.

Lés essais d'usure a été réalisé au sein du laboratoire d'analyse de surface de l'Ecole nationale supérieure des mines et métallurgie (ENSMM). Je remercie vivement madame **Maddah. S** pour m'avoir aidé et bien accueilli.

Je remercie vivement et je témoignerai une profonde gratitude au Mr **Hicham** pour la Quantification de l'usure.

Mes remerciements pour l'équipe laboratoire mécanique **Mr ALI GHANEM** et **Mr OULAD TAHER**.

Je tien à n'oublie de passer mes remerciements à tous les personnes qui mon aidé dans mon travail de près ou de loin.

## *DEDICACE*

*Je dédie ce modeste travail à toute ma famille*

## Listes des Figures

- Figure 1-1** : Développement de la limite d'élasticité des aciers pour pipeline basé sur le TMCP et le refroidissement accéléré.
- Figure 1-2** : Illustration schématique de traitement thermomécanique et évolution de la structure avec refroidissement accéléré.
- Figure 1-3** : Influence des éléments en solution solide sur les propriétés de la ferrite.
- Figure 1-4** : Relation entre le durcissement par précipitation, la taille des précipités et leurs fractions volumique.
- Figure 1-5** : Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement.
- Figure 1-6** : Transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  dans les aciers HSLA
- Figure 1-7** : Précipitation de Nb (C, N) à basse température de laminage
- Figure 1-8** : Microstructure d'un acier ferrite -martensitique Dual Phase (0,06% C, 1,5% Mn; trempé à l'eau à partir de 760 °C). Ferrite en foncé et Martensite en claire
- Figure 1-9** : Un diagramme schématique montrant la production d'un acier Dual- Phase
- Figure 1-10** : Diagramme d'équilibre métastable Fe-Fe<sub>3</sub>C d'un alliage Fer Carbone
- Figure 1-11** : Procédé de traitement des aciers Dual- Phase laminés à chaud et à froid
- Figure 1-12** : Types de la ferrite dans les aciers DP : Gris - ferrite résiduelle, Blanc - ferrite epitaxiale ; Noir – martensite
- Figure 1-13**: Paramètres de maille quadratique de la phase martensitique en fonction de la teneur en carbone
- Figure 1-14** : Comportement en traction monotone.
- Figure 1-15** : Micrographie en MET montrant l'interface martensite/ferrite avec une grande densité de dislocations dans la région de ferrite.
- Figure 1-16** : Répartition des contraintes isotropes et cinématiques à partir d'essais de traction - compression sur DP600

**Figure 1-17** : Evolution de  $R_m$  et  $R_{p0.2}$  en fonction du taux de martensite

**Figure 1-18** : Représentation schématique des morphologies existantes pour des DP.  
La martensite est représentée en noir et en grisé. La ferrite est en blanc.

**Figure 1-19** : Image MEB d'une microstructure fibreuse

**Figure 1-20** : Evolution des caractéristiques mécaniques d'un acier Dual- Phase en fonction de la taille des îlots de martensite

**Figure 1-21** : a) Différentes microstructures composées de gros grains (CG), grains fins (FG) et de grains très fins (VFG) ; et b) courbes de traction respectives

**Figure 2-1** : Contact entre deux solides en présence de frottement

**Figure 2-2** : Représentation schématique du tribomètre utilisé par Archard

**Figure 2-3** : Evolution de l'usure

**Figure 2-4** : Contact de deux corps solides

**Figure 2-5** : Transfert de particules par rupture d'aspérités et agrégation

**Figure 2-6** : Les quatre modes d'usure abrasive.

**Figure 2-7** : Classification des modes d'usure par érosion ; adapté de (Davis, 2001).

**Figure 2-8** : Mécanismes d'usure par fatigue

**Figure 2-9** : Aspect d'un profil d'usure.

**Figure 3-1** : La taille des échantillons d'essai d'usure.

**Figure 3-2** : Micrographie optique de l'acier reçu (Ferrite + Perlite).

**Figure 3-3** : Traitement thermique IQ.

**Figure 3-4** : Traitement thermique SQ.

**Figure 3-5** : Traitement thermique DQ.

**Figure 3-6** : Technique utilisée pour l'estimation de la fraction volumique de la martensite.

**Figure 3-7** : Duromètre.

**Figure 3-8**: (a) Vue du tribomètre bille-disque utilisé et (b) diagramme schématique.

**Figure 3-9** : Profilomètre optique (Altisurf 500).

**Figure 3-10** : Présentation schématique de la surface usée.

**Figure 3-11** : Microscope Electronique à Balayage (TESCAN).

**Figure 4-1** : Micrographies optiques des microstructures Dual-Phase après le traitement thermique IQ à 760 °C (a) et 800 °C (b).

**Figure 4-2** : Micrographies optiques des microstructures Dual-phase après le traitement thermique SQ à 760 °C (a) et 800 °C (b).

**Figure 4-3** : Micrographies optiques des microstructures Dual-phase après le traitement thermique DQ à 760 °C (a) et 800 °C (b).

**Figure 4-4** : Série d'essais d'usure pour des vitesses de glissement de 1, 4, 6 et 9 cm/s.

**Figure 4-5** : Variation du coefficient de frottement en fonction de la température intercritique à 760°C et 800°C : (a) : IQ, (b) : SQ, (c) : DQ.

**Figure 4-6** : Variation du coefficient de frottement avec la distance de glissement pour les traitements IQ, DQ et SQ : (a) : 760°C, (b) : 800°C.

**Figure 4-7** : Perte de volume de différents échantillons en fonction de microdureté.

**Figure 4-8** : Micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage des surfaces usées.

## Liste des Tableaux

**Tableau 1-1 :** Propriétés mécaniques d'aciers HSLA pour pipeline.

**Tableau 1-2:** Présentation de l'influence des éléments chimiques dans la formation de phases alpha ou gamma.

**Tableau 2- 1 :** Les valeurs du taux d'usure K et du coefficient de frottement  $\mu$ , obtenues dans les conditions  $P = 4\text{N}$  et  $V = 1,80 \text{ m/s}$ .

**Tableau 3-1 :** Composition chimique de l'acier X52.

**Tableau 3-2 :** Propriétés de traction de l'acier X52.

**Tableau 3-3 :** Conditions Expérimental

**Tableau 4-1:** Les propriétés mécaniques obtenues après l'application du traitement thermique IQ à 760 °C et 800 °C.

**Tableau 4-2:** Les propriétés mécaniques obtenues après l'application du traitement thermique SQ à 760 °C et 800 °C.

**Tableau 4-3:** Les propriétés mécaniques obtenues après l'application du traitement thermique DQ à 760 °C et 800 °C.

**Tableau 4-4 :** Les fractions volumiques de la martensite obtenues après les trois traitements thermiques appliqués.

**Tableau 4-5 :** Les valeurs des propriétés mécaniques obtenues dans ce travail comparées à la littérature.

**Tableau 4-6 :** Les valeurs du coefficient de frottement et de la perte de volume obtenues dans ce travail comparées à la littérature.

## Liste des abréviations

<b>HLE</b>	Acier à Haute Limite d'élasticité
<b>HSLA</b>	High Strength Low Alloy
<b>DP</b>	Dual-Phase
<b>Austénitisation</b>	Traitement Thermique d'Austénitisation
<b>DQ</b>	Traitement Thermique Direct Quenching
<b>IQ</b>	Traitement Thermique Intermediate Quenching
<b>SQ</b>	Traitement Thermique Step Quenching
$\gamma$	Austénite
<b>F</b>	Ferrite
<b>P</b>	Perlite
<b>M</b>	Martensite
<b>CFC</b>	Cubique à faces centrées
<b>QC</b>	Quadratique centré
<b>A<sub>c1</sub></b>	Température du début de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
<b>A<sub>c3</sub></b>	Température de la fin de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
<b>TMCP</b>	Thermo -Mecanical Controlled Process
<b>TM</b>	Thermo-Mechanical treatment
<b>ACC</b>	Accelerated Cooling
<b>MEB</b>	Microscope Electronique à Balayage
<b>NITAL</b>	Solution d'attaque chimique (alcool avec 4 % d'acide Nitrique)
<b>H<sub>v</sub></b>	Hardness of Vickers (Dureté de Vickers)
<b>API</b>	American Petroleum Institute
<b>R<sub>m</sub></b>	La résistance à la traction
<b>R<sub>e0.2</sub></b>	La limite d'élasticité
<b>A</b>	L'allongement à la rupture
<b>UE</b>	Uniform Elongation
<b>V<sub>m</sub></b>	La fraction volumique de martensite
<b>T<sub>IC</sub></b>	La température de recuit intercritique
<b>T<sub>nr</sub></b>	La température de non recristallisation

## Nomenclature

$\mu$	Coefficient de frottement
$T$	Force tangentielle [N]
$N$	Charge normale [N]
$\Phi$	Le flux de chaleur dissipée
$F_t$	La force de frottement
$V$	La vitesse de glissement
$\Delta V$	Le volume arraché [mm <sup>3</sup> ]
$K$	Le coefficient d'usure compris entre $10^{-4}$ et $10^{-9}$
$L$	La distance de glissement [mm]
$H$	La dureté du matériau le plus tendre dans le contact [GPa]
$d$	Le diamètre moyen de la zone de contact des aspérités
$A_c$	Le facteur de l'activité d'oxydation,
$Q$	L'énergie d'activation d'Arrhenius pour l'oxydation
$R$	La constante des gaz
$T_f$	La température locale à l'aspérité
$L$	La distance de glissement
$\xi$	L'épaisseur critique d'oxyde
$\rho$	La masse volumique

# Sommaire

---

<b>INTRODUCTION GENERALE</b>	<b>1</b>
<b>Chapitre 1 : Les aciers HSLA et Dual Phase</b>	
1. 0. Introduction	4
1.1. Les aciers HSLA	4
1.1.1. Développement des aciers pour pipeline	4
1.1.2. Traitements thermomécaniques	6
a. Déroulement du traitement thermomécanique	7
1.1.3. Classification des aciers HSLA	9
a. Aciers résistants à la corrosion	9
b. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique	10
c. Aciers Laminés à Structure Perlitique	10
d. Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone)	11
e. Aciers Dual-phase	11
f. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés	11
1.1.4. Rôles des éléments d'alliages	12
1.1.5. Précipitation des composés intermétalliques	13
a. Effet des précipités sur les propriétés mécaniques	15
b. Combinaison de plusieurs éléments	17
1.1.6. Les différents mécanismes utilisés avec les aciers à dispersoïdes	18
a. Durcissement par précipitation	19
b. Résistance au grossissement du grain	19
c. Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie	20
d. Augmentation de la trempabilité	20
1.2. Aciers Dual-Phase	22
a. Introduction	22
b. Production des aciers Dual Phase	23
c. Traitements thermo-mécaniques des tôles laminées à chaud et à froid	25
1.2.4. Rôle des éléments chimiques	26
1.2.5. La microstructure des aciers Dual-Phase (DP)	28
a. La ferrite	28
b. La martensite	29
1.2.6. Microstructure et comportement mécanique	31
a. Zone d'interphase	31
b. Propriété des / aux interfaces	32

# Sommaire

---

c. L'effet composite	35
d. Morphologie de la martensite	36
e. Taille et répartition des îlots de martensite	37
f. Caractéristiques des grains de ferrite	39
Références bibliographiques du chapitre 1	40
<b>Chapitre 2 : Etude bibliographique sur l'usure</b>	
2. 0. Introduction	46
2. 1. Le frottement	46
2. 2. L'usure	49
2. 2. 1. Evolution de l'usure	50
2. 2. 2. Mécanismes d'usure	51
a. Usure adhésive	51
b. L'usure abrasive	54
c. Usure érosive	55
d. L'usure corrosive	56
e. Usure par fatigue	56
f. Usure par oxydation	57
2. 2. 3. Evaluation de l'usure	58
2. 2. 4. Paramètres agissants sur le frottement et l'usure	58
2. 2. 5. La résistance des aciers Dual-Phase à l'usure	60
Références bibliographiques du chapitre 2	62
<b>Chapitre 3 : Techniques et procédures Expérimentales</b>	
3.1. Matériau utilisé	65
3.2. Préparation des échantillons avant traitements thermiques et essai d'usure	66
3.3. Développement d'une structure Dual-phase	66
3.3.1. Traitement (IQ) : Intermediate Quenching	66
3.3.2. Traitement (SQ) : Step Quenching	67
3.3.3. Traitement (DQ) : Direct Quenching	68
3.4. Observation métallographique	68
3.5. Détermination de la fraction volumique de la martensite	69
3.6. Caractérisation mécanique	69
3.6.1. Microdureté	69
3.6.2. Essai de traction	70
3.6.3. Essai d'usure	70

# Sommaire

---

3.6.4. Quantification de l'usure	71
a - Mesure de la perte de volume d'usure	72
b - Observations microscopiques des surfaces usées	73
<b>Chapitre 4 : Résultats et discussions</b>	
4.1. Microstructures des aciers Dual-Phase obtenues après traitements thermiques	75
4.1.1. Traitement thermique IQ	75
4.1.2. Traitement thermique SQ	76
4.1.3. Traitement thermique DQ	78
4.2. Essai d'usure	81
4.2.1. Évaluation du coefficient de frottement	81
a. Effet de la fraction de volume de martensite sur le coefficient de frottement	83
b. Effet de la morphologie de martensite sur le coefficient de frottement	85
4.2.2. Évaluation de la perte de volume	86
a. Effet de la fraction volumique de la martensite	87
b. Effet de la morphologie	87
4.2.3. Les mécanismes d'usure	89
Références bibliographiques du chapitre 4	91
<b>5. CONCLUSIONS</b>	95
<b>Perspectives</b>	96

# *Introduction*

---

---

## INTRODUCTION GENERALE

Une incitation environnementale forte à l'utilisation du gaz naturel comme source d'énergie propre a stimulé la production de masse d'aciers faiblement alliés à haute résistance (HSLA) au cours des dernières décennies. Ces aciers sont maintenant largement utilisés dans la construction de gazoducs à haute pression et longue distance et d'autres équipements sous pression dans le monde entier.

Les aciers HSLA sont un groupe d'aciers à bas carbone qui utilise de petites quantités d'éléments d'alliages pour atteindre une limite d'élasticité supérieure après normalisation ou laminage. Ces aciers ont de meilleures propriétés mécaniques et une meilleure résistance à la corrosion par rapport aux aciers ordinaires. De plus, pour une faible quantité de carbone, on peut obtenir une haute résistance et la soudabilité de beaucoup de ces aciers sont comparables ou même meilleure à celle des aciers doux. Les aciers HSLA sont essentiellement laminés à chauds en forme de (tôle, bande, barre, plaque, et sections structurales).

L'usure des aciers est un phénomène universellement connu qui cause des pertes économiques importantes. Par exemple, le remplacement de pièces mécaniques usées entraîne de nouvelles fabrications, de la maintenance. L'usure provoque la détérioration des surfaces en entraînant des modifications considérables telles que la diminution d'épaisseur, et aussi des fissures. Augmenter la fiabilité donc la durée de vie des mécanismes permet alors de limiter ces remplacements et aussi de garantir la sécurité des systèmes en réduisant les risques de rupture catastrophique par exemple. Cependant l'usure est un phénomène complexe auquel contribuent simultanément et de manière couplée les propriétés mécaniques, physico-chimiques et topographiques des

---

---

surfaces dans un contexte de sollicitations souvent multiples (mécaniques, thermiques, chimiques...).

La microstructure des aciers conventionnels rend souvent impossible l'obtention simultanée de bonne ductilité et haute résistance. La réponse de l'industrie sidérurgique à ce défi est de développer des aciers à haute résistance, y compris les aciers biphasés (DP). Les aciers Dual Phase, qui sont supérieures aux aciers faiblement alliés à haute résistance (HSLA) en termes de coûts de ductilité et de la production. Un recuit intercritique d'aciers HSLA pour obtenir une microstructure dual phase (des îlots de martensite dispersés dans une matrice ferritique). Cette microstructure expose une limited'élasticité inférieure mais, à cause d'un durcissement par écrouissage, fournit une meilleure combinaison de ductilité et de résistance à la traction que les aciers HSLA conventionnels et une formabilité amélioré.

L'acier API X52 est largement utilisé comme matériau de pipeline en Algérie et dans d'autres pays. L'importance de la caractérisation des propriétés du matériau et de sa susceptibilité à divers modes de défaillance est progressivement augmentant. Par conséquent, l'enquête sur la microstructure et les propriétés mécaniques des aciers de pipeline est un aspect important requis pour la compréhension des mécanismes de défaillance, y compris la rupture et la fissuration par usure sous contrainte.

Dans ce travail, nous avons utilisé l'acier HSLA API X52 comme matériau de base et on lui fait subir des traitements thermiques pour obtenir une structure Dual-Phase. En fonction des différents traitements thermiques réalisés et des microstructures obtenues, nous avons effectué des essais d'usures pour évaluer la résistance des microstructures Dual-phase obtenues. Bien sûr, les proportions des différents constituants des microstructures sont prises en considération.

Ce manuscrit s'articule autour de quatre chapitres qui sont organisés comme suit :

Le **premier chapitre** est décerné à une étude bibliographique concernant les aciers HSLA, leurs modes d'obtention et leurs caractéristiques, ainsi que les aciers DP et leurs importances dans l'industrie sidérurgique.

---

Le **deuxième chapitre** présente une étude bibliographique sur les phénomènes d'usure, les différents types d'usure, ainsi que les principaux paramètres qui peuvent affecter la résistance à l'usure.

Le **troisième chapitre** présente les équipements utilisés de caractérisation microstructurale (MO et MEB), et caractérisation mécanique (microdureté, traction et usure), ainsi le matériau utilisé dans ce travail.

Le **quatrième chapitre** présente les résultats expérimentaux obtenus dans ce travail, leurs discussions, ainsi que la comparaison avec la littérature.

Enfin, une conclusion finale termine ce manuscrit.

*Chapitre 1 :*

*Les Aciers HSLA et Dual-Phase*

---

**1 – 0 – Introduction :**

Dans ce chapitre, nous présenterons une étude bibliographique sur les aciers à haute limite d'élasticité (HSLA) et les aciers Dual-Phase. Bien sûr, nous allons donner un aperçu historique sur le développement de ces aciers, leurs principales caractéristiques, leurs propriétés mécaniques, les procédés d'élaboration de ces aciers, ainsi que leurs domaines d'utilisation.

**1 – 1 – Les aciers HSLA :**

Au cours des 30 dernières années, les aciers en alliage à haute résistance (HSLA) ont été largement utilisés dans le secteur automobile, les réservoirs sous pression et les pipelines structures en raison de son excellente combinaison de propriétés telles que haute résistance, bonne ténacité et soudabilité.

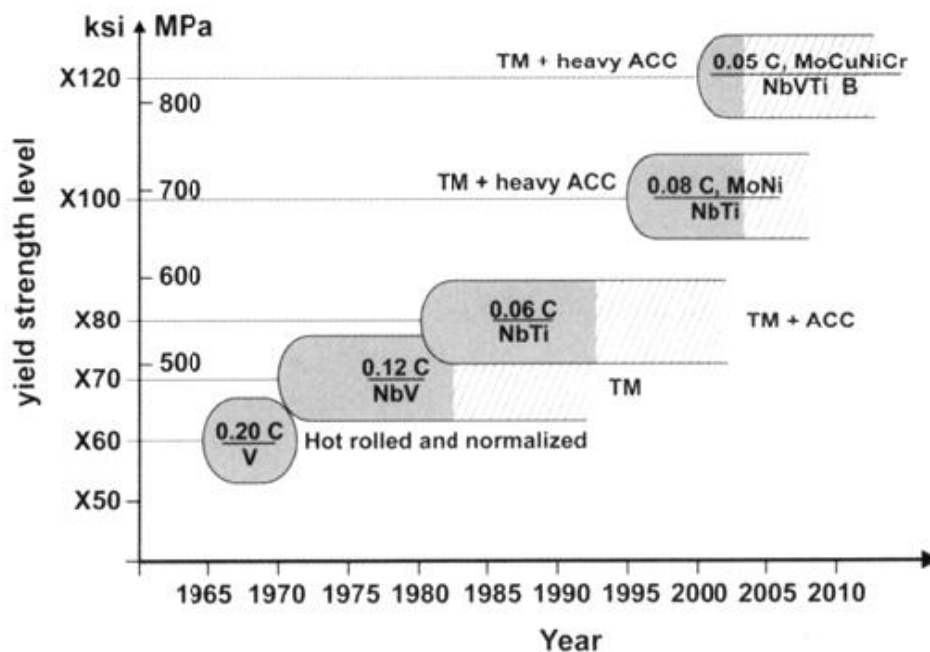
Les aciers à haute limite élastique, HSLA, en abrégé sont un groupe d'aciers à bas carbone qui utilise de petites quantités d'éléments d'alliages pour atteindre une limite d'élasticité supérieure à 275 MPa après normalisation ou laminage. Ces aciers ont de meilleures propriétés mécaniques et une meilleure résistance à la corrosion par rapport aux aciers au carbone laminé.

L'amélioration de la soudabilité et de la ténacité bénéficie de la faible teneur en carbone contenu, et les éléments d'alliage (par exemple Nb, V, Cu et Ti) sont fréquemment ajoutés pour améliorer la résistance en modifiant les microstructures. [1,2].

**1 – 1 – 1 – Développement des aciers pour pipeline :**

Depuis la fin des années 1940, plusieurs classes d'aciers HSLA ont été développées et utilisées pour le transport du pétrole et du gaz. Ces aciers sont classés par l'American Petroleum Institute (API) en fonction de leur résistance (par exemple, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80, X100 et X120). La désignation X correspond à la nuance de pipeline et le nombre à deux chiffres qui suit le «X» correspond à la limite d'élasticité minimale spécifiée en ksi (**figure 1-1**). Les aciers ont été initialement fabriqués par les procédés classiques de normalisation et de laminage. L'augmentation de la limite d'élasticité a principalement été obtenue par affinement de la taille du grain ferritique [3]. Les aciers de pipeline API X42 et X52, avec une microstructure de ferrite-perlite, faisaient partie des premières classes d'aciers de pipeline. Cependant, au début des

années 1970, l'acier API X70, produit par TMCP, a été proposé pour répondre à des exigences de résistance et de ténacité plus élevées. Dans les années 80, un procédé amélioré apparaît, c'est la combinaison d'un laminage thermomécanique avec un refroidissement accéléré (TM+ACC). Par ce procédé, des aciers API X80 ont pu être produits avec une microstructure qui composé de la ferrite plus environ 50% bainite à plus haute limite d'élasticité; ils contiennent encore moins de carbone et par conséquent possèdent une excellente soudabilité. Dans les années 90, le laminage thermomécanique est suivi d'un refroidissement accéléré et d'une trempe (TM+ACC/DQ). Ce procédé, en plus des additions de molybdène, de cuivre et de nickel permet d'augmenter le niveau de résistance du matériau. (Jusqu'au grade X120) avec une microstructure de bainite - martensite. [4].



**Figure 1-1** : Développement de la limite d'élasticité des aciers pour pipeline basé sur le TMCP et le refroidissement accéléré [5]

Parmi la vaste gamme d'aciers de pipeline à haute limite d'élasticité, l'acier API X52 a été largement utilisé, dans notre pays, pour le transport du pétrole brut et du gaz naturel, sur de longues distances et sous haute pression. Par conséquent, il doit présenter une bonne ténacité même à basse température. Le **tableau 1-1** donne les propriétés mécaniques de différentes nuances d'acier pour pipelines.

**Tableau 1-1** : Propriétés mécaniques d'aciers HSLA pour pipeline [6].

<b>Grades</b>	<b>R<sub>e0,2</sub> (MPa)</b>	<b>R<sub>m</sub> (MPa)</b>	<b>A %</b>
<b>X52</b>	≥ 358	≥ 455	≥ 21
<b>X65</b>	≥ 448	≥ 530	≥ 24
<b>X70</b>	≥ 482	≥ 565	≥ 23
<b>X80</b>	≥ 551	620-827	≥ 22
<b>X100</b>	≥ 690	≥ 760	
<b>X120</b>	≥ 883	≥ 1023	

### 1 – 1 – 2 – Traitements thermomécaniques :

Un traitement thermomécanique (T.T.M) se caractérise par une déformation plastique contrôlée d'un matériau en lui faisant subir des transformations structurales grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement, dans le but d'optimiser certaines de ses propriétés telles que sa ténacité, sa dureté et sa soudabilité, afin d'obtenir, au meilleur coût, les propriétés d'usage de la pièce. L'efficacité du traitement thermomécanique dépend de :

Composition chimique, type et quantité des éléments d'addition,

- Etat métallurgique initial : structure, grosseur des grains, précipités, etc.
- Température de déformation,
- Taux de déformation,
- Vitesse de déformation.

Pendant les traitements thermomécaniques, les lingots, plaques et blocs sont chauffés à des températures d'austénitisation et maintenus à ces températures pendant un certain temps, puis subissent un laminage à plusieurs passes dans des conditions de refroidissement continu, puis sont refroidis à la température ambiante.

Le système de refroidissement utilisé ici peut être mis en service deux fois pendant le laminage. L'opération de refroidissement 1 améliore l'affinage du grain de ferrite, alors que l'opération de refroidissement 2 empêche la formation de perlite pendant le refroidissement qui est remplacé par la bainite, améliorant ainsi l'homogénéité de la microstructure finale. L'homogénéité de cette microstructure a également trouvé son

expression dans les propriétés de résistance et de ténacité du matériau ayant subi un refroidissement accéléré.

Les paramètres essentiels du laminage dans le processus du traitement thermomécanique sont:

- La température de réchauffage des brames pour la dissolution des précipités de carbonitrides,
- La phase de dégrossissage pour produire un grain austénitique fin et polygonale au moyen d'une recristallisation,
- La température de laminage final, qui doit être maintenue dans la plage de température où l'austénite ne va pas subir de recristallisation,
- Le degré de déformation final dans cette gamme de température.

Si un refroidissement accéléré est utilisé, la vitesse de refroidissement et la température d'arrêt de refroidissement doivent être considérées.

### **1 – 1 – 2 – 1 – Déroulement du traitement thermomécanique :**

Le traitement thermomécanique contrôlé a été industrialisé avec succès dans les aciéries modernes, défini comme étant une série de déformation sous refroidissement continu et des conditions contrôlées, visant à atteindre des microstructures à grains fins. Lors du chauffage, on aura une germination d'austénite à l'interface de  $Fe_3C/\alpha$  et qui va par la suite se développer, en consommant complètement la ferrite et la cémentite présentes à la température ambiante. Dans le domaine austénitique, lorsque la température augmente, les composés présents sous forme de précipités se dissolvent jusqu'à ce que tout le matériau devienne austénitique. La dissolution des précipités est achevée par chauffage à des températures supérieures à la température  $T_s$  (de solubilisation), et la croissance des grains a lieu pendant le maintien. Ainsi, la déformation commence par un matériau complètement austénitique et une microstructure à gros grains. La déformation imposée modifie la forme des lingots, plaques ou dalles et modifie la microstructure du matériau sans cesse. Deux types de procédés sont utilisés pour déformer l'austénite: procédé conventionnel ou le traitement thermomécanique contrôlé. La première fait subir plusieurs déformations visant à modifier la forme, tandis que le second vise également à contrôler l'évolution de la microstructure.

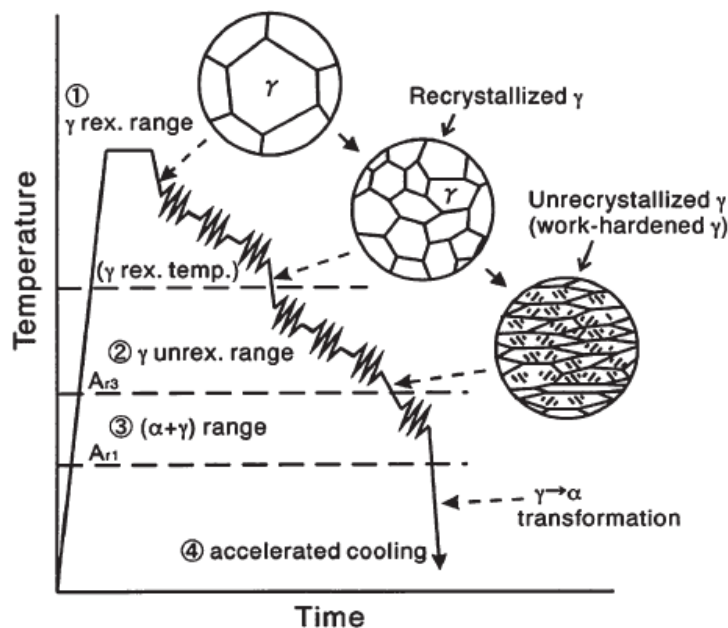
Ce type de traitement peut être séparé en **quatre étapes** différentes lorsque la température diminue. (**Figure1-2**)

Dans la **première étape**, les grains devenus grossiers suite aux chauffages et maintien à des températures supérieures à  $T_s$  sont affinés par des séries de déformations et de recristallisations à des températures élevées.

La **deuxième étape** a lieu dans des conditions dans lesquelles la recristallisation n'est plus achevée pendant le temps entre les passes du laminage en raison de la précipitation induite par contrainte, à savoir, en dessous de la température de non recristallisation ( $T_{nr}$ ).

Dans la **troisième étape**, la déformation a lieu dans la zone de transition de phase, à savoir, dans la plage de température entre le début de la formation de ferrite ( $A_{r3}$ ) et l'extrémité de la transformation ferritique ( $A_{r1}$ ). La germination de la ferrite se produit à l'intérieur des grains et aux joints de grains. A ce stade, l'austénite continue à se déformer et la ferrite transformée commence à être allongée. Dans cette étape, l'augmentation de la vitesse de refroidissement fait que les grains deviennent plus fins et les dislocations à l'intérieur des grains de ferrite allongées [7].

Dans la **quatrième étape**, une variété de microstructures peut être obtenue au cours du refroidissement, en fonction de la vitesse de refroidissement et l'étape dans laquelle la déformation a été interrompue.



**Figure 1-2** : Illustration schématique de traitement thermomécanique et évolution de la structure avec refroidissement accéléré [8].

### 1 – 1 – 3 – Classification des aciers HSLA :

Les aciers à haute limite élastique incluent beaucoup de catégories standards conçues pour fournir des propriétés (la limite d'élasticité, la dureté, la formabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique) destinées aux besoins industrielles.

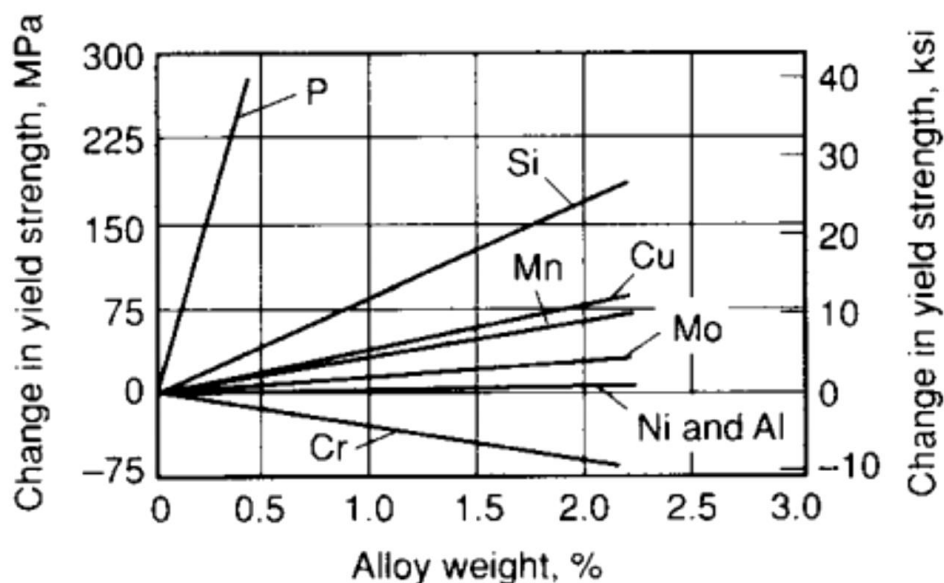
Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, quoique leurs propriétés désirées soient réalisées par l'utilisation de petites additions d'éléments d'alliage.

Les aciers HSLA sont classifiés comme une catégorie d'acier séparée, qui est semblable à l'acier doux laminé avec des propriétés mécaniques augmentées obtenues par une légère addition judicieuse des éléments de micro-alliage et, peut-être, des techniques de traitement spéciales.

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories [9] :

#### a – Aciers résistants à la corrosion :

Les premiers aciers HSLA 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 tels que le vanadium et/ou le niobium (**Figure 1-3**) peuvent améliorer la limite d'élasticité de ces aciers ;



**Figure 1-3 :** Influence des éléments en solution solide sur les propriétés de la ferrite [10].

---

L'addition du niobium également améliore la dureté. Une normalisation ou un laminage et 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 microalliage contenus sur la trempabilité et le potentiel pour des transformations indésirables de la bainite supérieure et à la ferrite doivent être considérées [11].

#### **b – Aciers micro-alliés ferrito-perlitique :**

Ils utilisent des additions d'éléments tels que le niobium et le vanadium pour augmenter la résistance de l'acier laminé à chaud sans augmenter la quantité du carbone et/ou du manganèse. Des études faites sur le niobium et le vanadium ont révélé que de petites quantités de ces éléments (moins de 0.10%) suffisent pour durcir les aciers au carbone manganèse. Donc, la quantité de carbone pourrait être réduite pour améliorer la soudabilité et la ténacité, les effets durcissant de niobium et de vanadium ayant compensé la décroissance de la résistance due à la réduction du carbone. Les différents types d'aciers micro-alliés ferrito-perlitique incluent :

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

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

#### **c – Aciers Laminés à Structure Perlitique :**

Ils sont un groupe spécial d'aciers dont l'augmentation des propriétés mécaniques (et dans quelques cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) est obtenue par l'addition

---

de quantités modérées d'un ou de plusieurs éléments autres que le carbone. D'autres aciers perlitiques contiennent de petites quantités d'éléments alliés pour améliorer la soudabilité, la formabilité, la ténacité et la dureté.

**d – Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone) :**

Une autre approche au développement des aciers HSLA est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et plus résistante, au lieu d'une microstructure de ferrite polygonale habituelle pendant la transformation des aciers à très bas carbone (moins que 0.08 % C) avec une trempabilité suffisante (par additions de Molybdène et/ou de bore). A la différence de la structure polygonale, la structure aciculaire (qui est aussi appelé bainite à bas carbone) est caractérisée par une haute densité de dislocation et des grains fins très déformés. Les aciers à ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempe ou, de préférence, par refroidissement à l'air avec l'addition d'éléments convenables pour la trempabilité. L'avantage principal de ce type d'acier est la combinaison exceptionnelle de hautes limites d'élasticité, haute ténacité et d'une bonne soudabilité. Les applications principales de ces aciers sont les pipelines dans les conditions de l'arctique [12,13].

**e – Aciers Dual-phase :**

Ils ont une microstructure composée de 80 à 90 % de ferrite polygonale et 10 à 20 % d'îlots de martensite dispersées dans la matrice ferritique. Ces aciers ont une faible limite d'élasticité, donc ils forment un acier à faible résistance, mais ils peuvent aussi fournir une haute résistance pour un composant fini à cause de leur durcissement par un travail à froid [14].

**f. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés :**

Un développement important dans les aciers micro-alliés a été permis par le contrôle de la forme des inclusions. Les inclusions des sulfures qui sont plastiques durant le laminage à chaud et donc allongées, ont un effet nuisible sur la ductilité dans le sens travers-court (suivant l'épaisseur). L'objectif principal du contrôle de la forme des inclusions est de produire des inclusions sulfureuses avec une plasticité négligeable même pour les plus hautes températures de déformation. Ce contrôle est exécuté avec de petites additions d'éléments de terre rare (Pr, Ce), de Zr, de Ca ou du Ti qui changent la forme des inclusions allongées en petites globules dispersés presque sphériques. Ce

changement dans la forme des inclusions augmente la résilience et améliore la formabilité [15,16].

Ces catégories ne sont pas des groupes nécessairement distincts. Par exemple, la forme d'inclusion de tous les types précités d'aciers peuvent être contrôlés. L'acier micro-allié ferrito-perlitique peut avoir aussi des alliages supplémentaires pour la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide.

#### **1 – 1 – 4 – Rôles des éléments d'alliages :**

Les éléments d'alliages, jouent un rôle prépondérant dans les différentes transformations de phases des aciers. L'étude de leur rôle, de leur influence et des conditions dans lesquelles elles surviennent constitue donc une étape incontournable dans la compréhension des différentes propriétés d'un alliage. Ces éléments influent sur les différentes propriétés en modifiant leurs transformations, leurs cinétiques, et par conséquent, les microstructures obtenues. Les éléments d'alliages, qui par leur présence ont une influence sur le contrôle de la taille des grains austénitiques lorsqu'ils se trouvent sous forme de carbures stables à haute température. Pour compenser la perte du carbone et augmenter la résistance à la traction, on ajoute des petites quantités de niobium ( $< 0,10\%$ ), de titane ( $< 0,03\%$ ) et de vanadium ( $< 0,15\%$ ). Dans certains grades d'acier, des éléments solides formant des carbures et des nitrures comme le molybdène, le chrome, le cuivre et l'azote sont également ajoutés pour un effet similaire. Ces formations permettent une dispersion fine de précipités stables qui inhibent la croissance des grains pendant le processus de laminage à chaud et aident à la nucléation de la ferrite à grain fin pendant le processus de refroidissement. La possibilité de durcissement par précipitation est également un avantage supplémentaire de ces éléments [17]. La faible teneur en carbone, donc un faible carbone équivalent, parfois moins de 0.30 ce qui signifie que ces aciers ont une faible sensibilité à la fissuration à froid par hydrogène [18]. Pour l'acier de pipeline, si la microstructure de ferrite aciculaire peut être obtenue, elle aura de meilleures propriétés, telles qu'une bonne ténacité, haute résistance à la traction, excellente résistance à la corrosion et une meilleure soudabilité [19,20].

Les éléments d'addition qui rentrent dans la composition chimique des aciers HSLA, ainsi que leurs effets sur les propriétés de l'acier se résument comme suit :

- **Carbone (C)** : il permet d'accroître la résistance à la rupture et la dureté.
- **Manganèse (Mn)** : il augmente de manière sensible les caractéristiques mécaniques de l'acier et du métal déposé par son rôle désoxydant.
- **Molybdène (Mo)** : élément noble, il accroît la résistance à chaud ou diminue la fragilité des aciers.
- **Chrome (Cr)** : élément trempant, il augmente la résistance à la rupture.
- **Nickel (Ni)** : il améliore les caractéristiques générales des aciers et augmente la résistance à la corrosion.
- **Cuivre (Cu)** : Durcissement par solution solide
- **Silicium (Si)** : agent désoxydant dans les aciers calmés.
- **Aluminium (Al)** : il permet un affinage des grains.
- **Soufre (S) et phosphore (P)** : Impuretés très nocives aux joints soudés, ils augmentent la fragilité des aciers et les risques de soufflures ou de criques.
- **Niobium** : Ce sont sans doute les précipités les plus fins qui sont obtenus d'où un durcissement global très intéressant ; le niobium est également très efficace pour le contrôle des grains en TTM (traitement thermomécanique).
- **Titane** : élément d'addition bien connu pour désoxyder, dénitrurer ou fixer l'azote, le titane était réputé délicat à utiliser en raison de la formation de précipités grossiers, cubiques, très durs (surtout de nitrures mais aussi des oxycarbosulfures) et très néfastes pour la ductilité, la ténacité, la tenue en fatigue et l'usinabilité [11].
- **Vanadium** : Le vanadium facilement redissous peut se révéler plus souple d'emploi que le niobium ou le titane quand les cycles thermiques sont plafonnés en température spécialement en traitement thermique ou en formage à partir de basses températures ; mais en contrepartie, il ne permet pas de contrôler le grain par les effets de recristallisation ou de blocage des joints.

### 1 – 1 – 5 – Précipitation des composés intermétalliques

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrures peut avoir lieu dans quatre contextes différents [11] :

Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre;

- Dans le domaine ferritique ou ferrito-perlitique au moment de la transformation de phase;
- Après un refroidissement suffisamment rapide, en évitant le domaine de précipitation, refroidissement suivi d'un revenu que la phase transformée soit de la ferrite, de la bainite ou de la martensite;
- Au cours d'un recuit de recristallisation 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.

Les composés formés par les éléments de microalliage sont de plusieurs types:

- Des précipités qui se forment en phase solide ;
- Des composés qui se forment au moment de la solidification ;

Il est donc nécessaire de distinguer deux classes:

- Les précipités proprement dits qui peuvent être redissous en phase solide à haute température : carbures, carbonitrides, certains nitrures ;
- Les précipités pratiquement insolubles : oxydes, oxysulfures, oxycarbosulfures, TiN, etc....

Le microalliage le plus important actuellement est celui des aciers avec précipités formés à l'état solide qui sont des carbures, des nitrures ou des carbonitrides qui peuvent être dissous par réchauffage. Les principaux précipités formés à partir des trois éléments de base sont les suivants :

- Pour le vanadium, les carbures VC et les nitrures VN ;
- Pour le niobium, il s'agit du carbonitride Nb C<sub>x</sub>N<sub>y</sub> ;
- Pour le titane, il s'agit du carbure TiC, dans une certaine mesure de TiN, et, dans certains cas, de carbonitride (TiCN).

Tous ces précipités sont caractérisés par leur nature, leur taille et leur répartition; ils sont en général de structure cubique avec des paramètres de maille assez voisins, de l'ordre de 0,4 à 0,5 nm. Des structures hexagonales sont parfois signalées.

Les précipités agissent sur :

- La taille de grain austénitique (grain  $\gamma$ ) par épinglage des joints et par effet sur la recristallisation ;
- L'état d'écroissage de la matrice par un blocage de la recristallisation;
- La taille de grain ferritique (grain  $\alpha$ ) par freinage du grossissement et par le cumul des effets précédents ;
- La dureté de la matrice par un effet durcissant.

#### a – Effet des précipités sur les propriétés mécaniques :

L'effet global des éléments de microalliage sur les propriétés mécaniques est la somme de l'effet durcissant des précipités et des modifications de structure par suite des changements de la taille des grains ou d'autres sous-structures ; il est donc nécessaire, pour chaque propriété, de distinguer l'effet des précipités (durcissement, fragilisation...), l'effet induit sur la microstructure, comme l'affinement de grain, et l'effet indirect par d'éventuels changements de la composition de la nuance de base, comme une baisse de la teneur en carbone [11, 21].

##### ➤ Effet sur le durcissement :

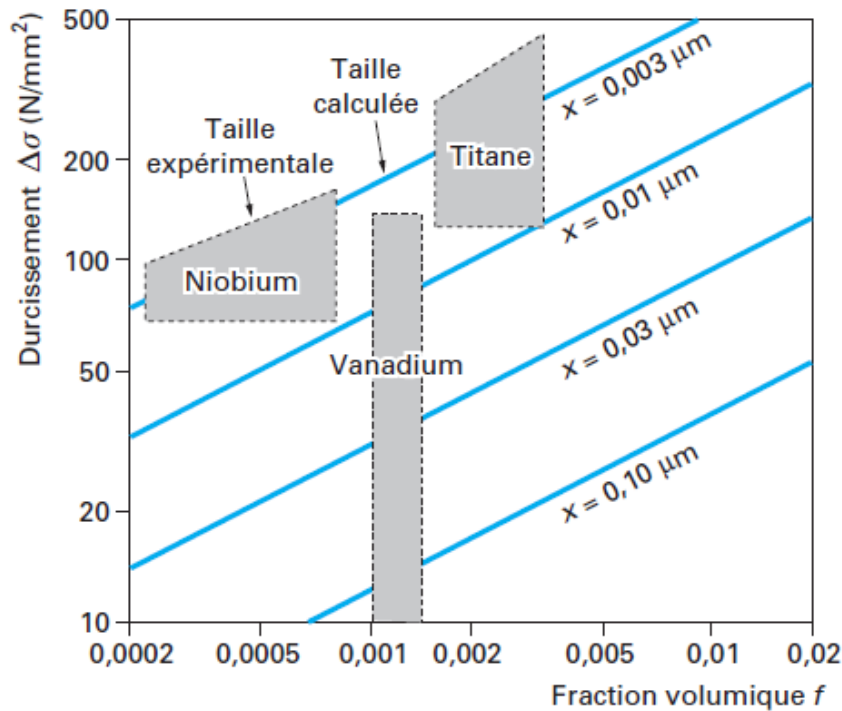
L'effet de durcissement par les précipités dépend de leur nature, de leur nombre et de leur taille **figure 1-4**. On constate que la nature du précipité joue un rôle en plus de l'effet de taille. Les précipités des divers éléments Nb, Ti, V sont indépendants les uns des autres, leurs effets sont additifs du moins tant que le carbone (ou l'azote) est en quantité suffisante; il est donc possible de faire des combinaisons à deux éléments ou même à trois dans certains cas.

- La mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément;
- On profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique. La saturation du durcissement s'explique par une augmentation de la taille des précipités et par un moindre rôle de la cohérence quand les précipités sont relativement plus gros [11].

##### ➤ Contrôle du grain :

Outre le durcissement direct de la matrice, les précipités permettent de régler la taille des grains par plusieurs mécanismes.

- **Affinement du grain  $\gamma$**  : La taille du grain  $\gamma$  va être déterminée par l'ensemble des opérations de chauffage, les déformations, les temps entre déformations et la vitesse de refroidissement



**Figure 1-4** : Relation entre le durcissement par précipitation, la taille des précipités et leurs fractions volumique [22].

- **Affinement du grain  $\alpha$**  :

L'influence des précipités sur la taille de grain  $\alpha$  va passer d'abord par l'héritage du grain  $\gamma$  quand il y a un changement de phase ; des grains  $\gamma$  fins donneront des grains  $\alpha$  fins avec une relation dépendant de la vitesse de refroidissement.

- **Effet global** : \_

L'augmentation globale de la limite d'élasticité  $R_e$  et de la résistance à la rupture par traction  $R_m$  correspond à la somme du durcissement intragranulaire par les précipités et de l'effet de la taille de grain, qui peut être aussi important que le premier ; par rapport à un acier de référence, le durcissement global peut atteindre plus de 200 MPa, soit pour un acier extra doux un quasi-doublement.

➤ **Effet sur la ténacité :**

Il est nécessaire de distinguer l'effet fragilisant d'une précipitation de l'effet indirect des changements de microstructure souvent très favorable d'où un effet d'amélioration global. Pour les structures bainitiques ou martensitiques, c'est l'affinement du grain austénitique  $\gamma$  qui joue un rôle favorable sur l'amorçage et la propagation des clivages. En ce qui concerne l'effet fragilisant des précipités, il semble bien qu'il dépende également de la taille de grain, la fragilisation n'est plus apparente pour les grains les plus fins. Cela pourrait être lié au mécanisme d'amorçage des clivages. Cela fait que l'on retrouve une fragilisation par les précipités dans les zones affectées par le soudage soit à forte énergie avec refroidissement lent, soit par précipitation lors d'un traitement de relaxation des contraintes [11].

➤  **Vieillessement :**

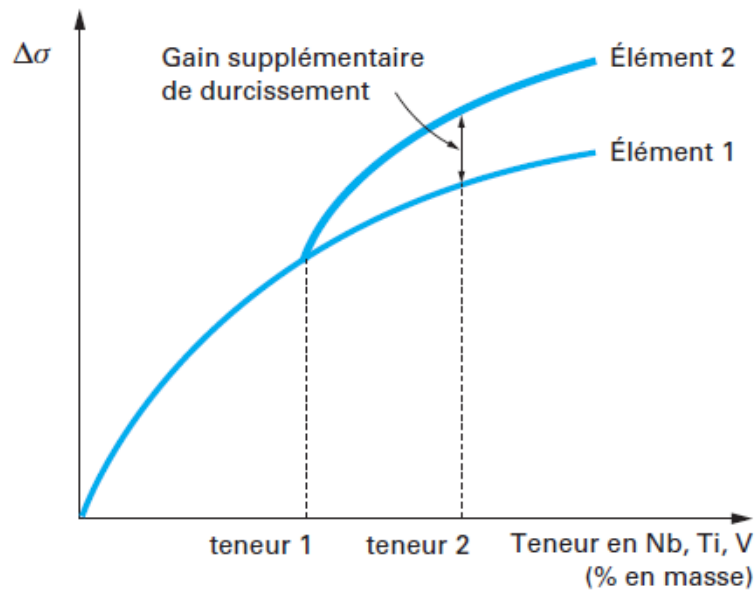
La fixation de l'azote et du carbone libre par les éléments de microalliage a toujours des conséquences sur la réduction de la sensibilité au vieillissement après écrouissage. Les aciers sans élément interstitiel sont complètement non vieillissants qu'ils soient au titane, au niobium ou au Ti-Nb ou Ti-V. En effet, dans ces nuances l'azote est fixé par l'aluminium et tout le carbone est fixé par l'élément carburigène en excès. Quand l'élément est sous-stoechiométrique, il fixe une certaine quantité de carbone libre, ce qui réduit ou retarde le vieillissement mais ne le supprime pas complètement. De ce fait, les aciers microalliés sont pratiquement peu vieillissants.

**b – Combinaison de plusieurs éléments :**

Les précipités des divers éléments Nb, Ti, V sont indépendants les uns des autres, leurs effets sont additifs du moins tant que le carbone (ou l'azote) est en quantité suffisante ; il est donc possible de faire des combinaisons à deux éléments ou même à trois dans certains cas (**figure 1-5**).

En effet, on a un double avantage :

- la mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément ;
- on profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique.



**Figure 1-5 :** Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement [11].

La saturation du durcissement s'explique par une augmentation de la taille des précipités et par un moindre rôle de la cohérence quand les précipités sont relativement plus gros. Ainsi s'explique l'utilisation des combinaisons Nb-V ou Nb-Ti ou même Nb-Ti-V dans les **tôles fortes**, ou les combinaisons Ti-Nb dans les **tôles minces**. Le choix des combinaisons optimales dépend du durcissement recherché, des conditions de fabrication et du rapport des prix des éléments.

Il faut distinguer ces choix de ceux qui sont adaptés à des chauffages à basse ou moyenne température, en formage basse température ou traitement thermique : dans ce cas on utilise un élément pour affiner le grain  $g$  (Ti ou Nb et vanadium pour durcir).

### 1 – 1 – 6 – Les différents mécanismes métallurgiques susceptibles d'être utilisés avec les aciers à dispersoïdes :

Sont :

- Le durcissement par précipitation
- L'augmentation de la résistance au grossissement du grain
- Le contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie
- L'augmentation de la trempabilité

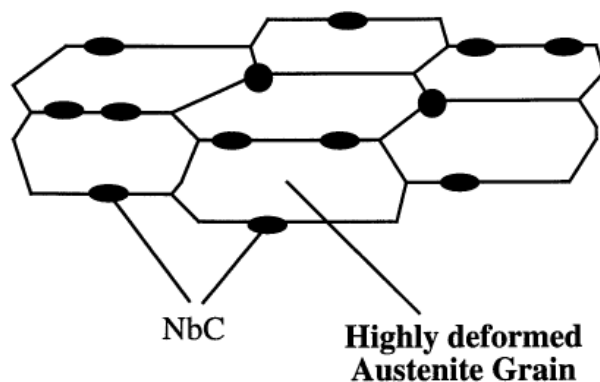
**a – Durcissement par précipitation :**

Le Vanadium, dont les carbures et les nitrures ont des produits de solubilité relativement élevés dans l'austénite, précipite principalement lors de la transformation allotropique. C'est l'élément dispersoïde principal pour l'obtention d'un durcissement par précipitation.

Le Niobium est également utilisé dans certains cas pour obtenir un durcissement par précipitation, mais son emploi dans ce but est plus difficile à contrôler que pour le Vanadium parce que, d'une part, il est plus difficile à mettre en solution, et que d'autre part, il a tendance à précipiter dans l'austénite, donc sous forme de précipités de taille moyenne, peu durcissant. Il en est de même pour le Titane qui n'a d'effet durcissant que s'il précipite sous forme de carbure ; la difficulté consiste dans ce cas à éviter la précipitation de Titane sous forme de nitrures, plus stable thermodynamiquement.

**b – Résistance au grossissement du grain :**

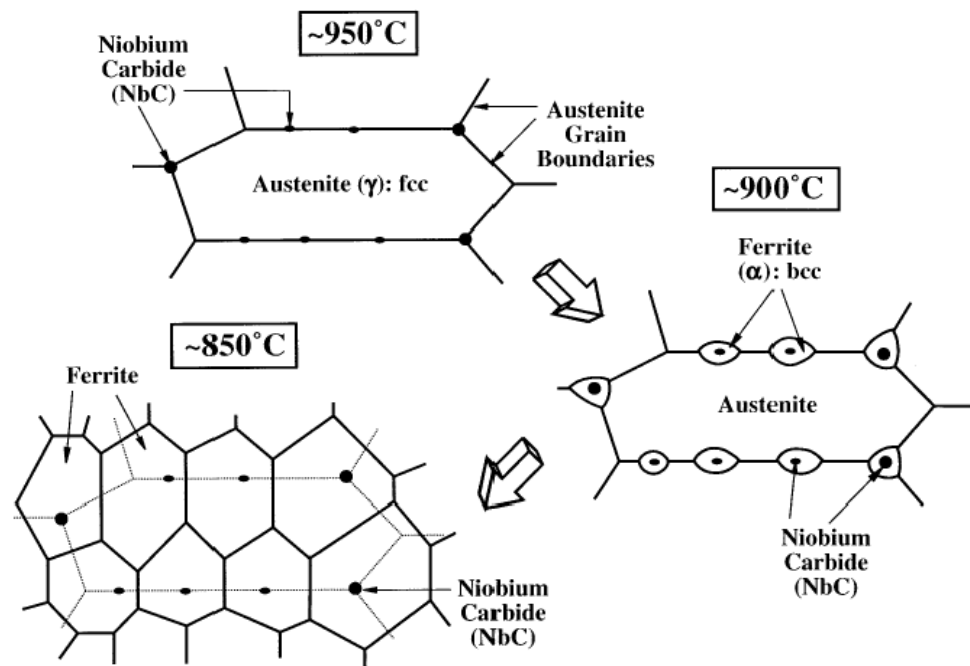
Trois éléments principaux qui forment typiquement des précipités de taille moyenne ( $\approx 100$  nm) jouent un rôle sensible sur la résistance au grossissement du grain : Ce sont le Niobium sous forme de carbonitrures, l'Aluminium sous forme de nitrures et le Ti sous forme de carbures. Le Niobium est nettement l'élément le plus efficace (**Figure 1-6**). L'emploi du Titane est plus délicat et donc d'usage moins généralisé que le Niobium et l'Aluminium car la possibilité de précipiter des carbures de cet élément nécessite au préalable la fixation de l'azote toujours présent dans l'acier (les nitrures de Titane sont en générale de taille trop importante pour jouer un rôle dans la résistance au grossissement du grain).



**Figure 1-6 :** Transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  dans les aciers HSLA [23]

### c – Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie :

Ce sont les éléments dispersoïde en solution préalablement à la déformation qui jouent un rôle appréciable sur les temps d'incubation de la recristallisation de l'austénite. (Figure 1-7).



**Figure 1-7 :** Précipitation de Nb (C, N) à basse température de laminage [23].

Le vanadium a un effet assez faible, le Niobium au contraire a un effet considérable et le Titane a un effet intermédiaire entre ceux de ces deux éléments. En revanche, si elles n'ont pas d'effet sur le temps d'incubation de la recristallisation, la précipitation induite par écrouissages (de Nb ou Ti) ralentissent la cinétique de recristallisation [24]. Il est intéressant de noter que le Molybdène est le seul élément non dispersoïde parmi les éléments d'additions courants dans l'acier (Ni, Cr, Mn, Mo) à avoir un effet notable sur la recristallisation.

### d – Augmentation de la trempabilité :

Pour certaines applications, les niveaux de charge de rupture ou de limite d'élasticité requis sont sensiblement supérieurs à ceux prévus par les aciers à haute limite

---

d'élasticité. Les aciers utilisés sont dans ce cas toujours des aciers à dispersoïdes, même si des mécanismes métallurgiques complémentaires doivent être mis en œuvre.

- L'obtention d'aciers à structures bainitiques à basse teneur en carbone par traitement thermomécanique.
- Le durcissement complémentaire par effet de trempe à l'air dû à l'addition d'éléments d'alliages.

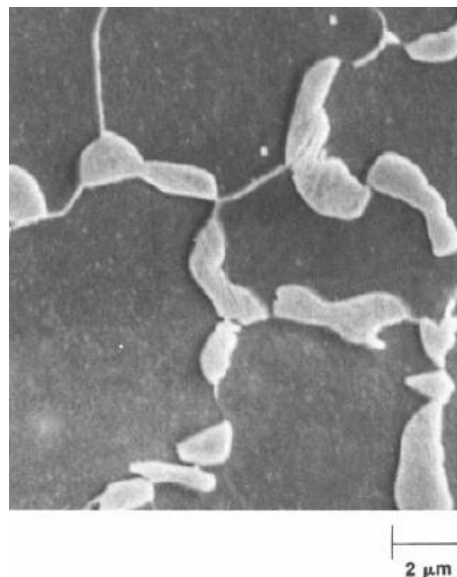
Les structures ferrito-perlitique obtenues le plus souvent avec les aciers à dispersoïdes après forgeage ou laminage et refroidissement naturel, présentent l'inconvénient d'être relativement peu résilientes. En augmentant la trempabilité de l'acier, on peut arriver à obtenir des structures à constituants plus résilients tels que la bainite inférieure, quand sa teneur en carbone est suffisamment basse. L'obtention d'une structure ferrito-bainitique plus dure que les structures ferrito-perlitique de la plupart des aciers à haute limite d'élasticité, permet d'augmenter les limites d'élasticités minimales. Pour ne pas détériorer la résilience des produits ainsi obtenus, un abaissement de la teneur en carbone est nécessaire et une augmentation de la trempabilité grâce à des additions de Molybdène permet d'atteindre ce type de microstructure. La diminution des teneurs en carbone a été également favorable à l'amélioration d'une caractéristique d'usage souvent importante pour ces produits, la résistance à la fragilisation par hydrogène [25].

## 1 – 2 – Aciers Dual-Phase :

### 1 – 2 – 1 – Introduction :

Les premiers aciers Dual- Phase (DP) voient le jour dans les années 70. Ils présentent une haute tenue mécanique et un écrouissage continu. L'intérêt qu'on leur accorde va croissant à partir de 1975 grâce à leur très bonne formabilité [26, 27]. La comparaison entre les aciers biphasés et d'autres nuances plus conventionnelles d'aciers à durcissements par solution solide ou par précipitation [28] montre une différence de comportement en termes de déformations admissibles pour une contrainte maximale donnée [29]. Par la suite, certaines applications, notamment dans les industries du transport, nécessitent dans ce type d'aciers. Le but poursuivi est alors d'alléger les structures en utilisant des matériaux plus minces et plus résistants. Ce principe est parfois connu sous le nom de « down gaging » [30].

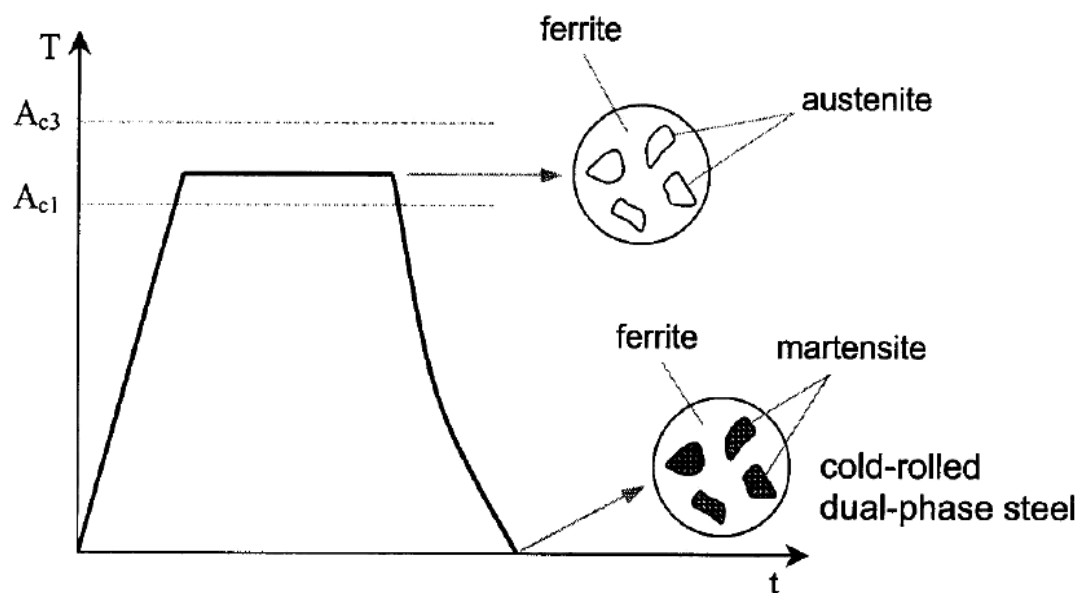
Les aciers DP sont l'un des plus importants types des aciers HSLA. Leurs microstructures en particulier se distinguent par une excellente combinaison de résistance et de ductilité qui provient de leur microstructure constituée d'une phase martensitique dure dispersée dans une matrice ferritique ductile comme le montre la **Figure 1-8**. Cet acier est caractérisé par une capacité d'absorber de grandes quantités d'énergie. Combinées à un faible coût de production, ces propriétés rendent les aciers DP hautement souhaitables pour les applications automobiles.



**Figure 1-8** : Microstructure d'un acier ferrito -martensitique Dual Phase (0,06% C, 1,5% Mn; trempé à l'eau à partir de 760 °C). Ferrite en foncé et Martensite en claire [26].

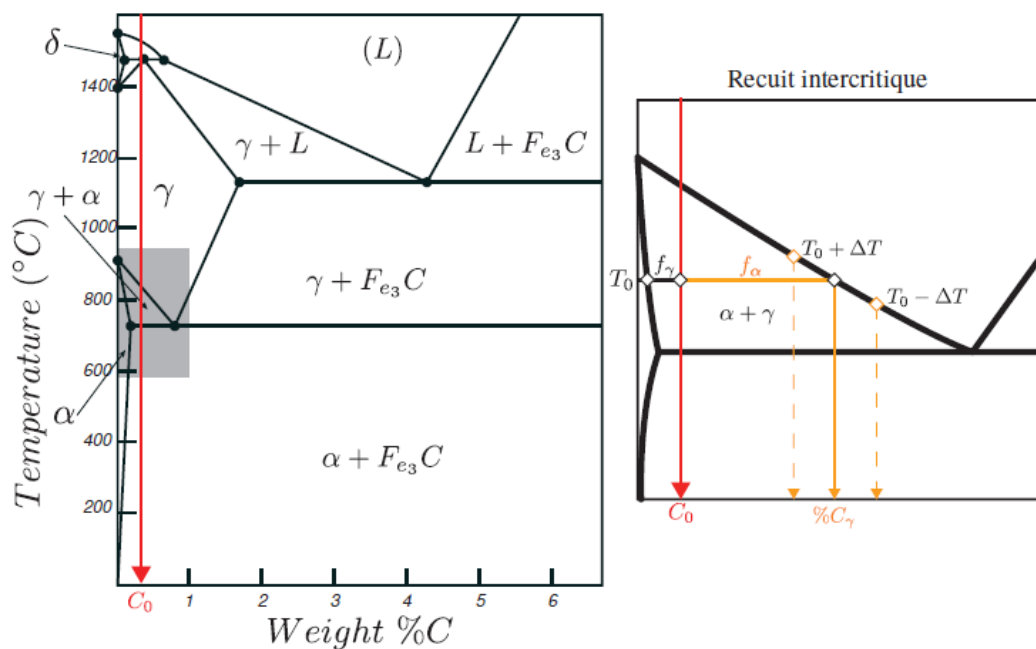
### 1 – 2 – 2 – Production des aciers Dual Phase :

Les aciers Dual phase (DP) sont produits par différents types de traitement. Le moyen le plus simple d'obtenir un acier dual phase (ferrite + martensite) est par un recuit intercritique. La microstructure peut être développée par un chauffage à l'intérieur d'un intervalle de température intercritique ( $\alpha+\gamma$ ). L'acier de microstructure (ferrite-perlite) est d'abord chauffé à la température intercritique (région de phase de ferrite-austénite entre les températures  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ ), où une certaine quantité d'austénite est formée. L'acier subit alors un maintien isotherme appelé recuit intercritique, dont la température détermine la proportion ferrite-austénite ainsi que le taux de carbone contenu dans l'austénite. La dernière étape se compose d'un refroidissement suffisamment rapide pour provoquer la transformation totale de l'austénite restante en martensite [31]. Finalement, la microstructure obtenue se compose d'une matrice de ferrite et d'îlots de martensite comme le montre la **figure 1-9**. La transformation martensitique s'accompagne d'une augmentation de volume des îlots, elle-même responsable de la concentration de dislocations localisées à l'interface entre les deux phases.



**Figure 1-9** : Un diagramme schématisant la production d'un acier Dual-Phase [31]

Observons le diagramme d'équilibre (**figure 1-10**) : celui ci montre qu'à composition chimique  $C_0$  donnée, et pour une température  $T_0$  fixée, durant la phase de recuit intercritique (refroidissement contrôlé des aciers DP), il existe une microstructure biphasée ( $\alpha+\gamma$ ) stable avec une quantité de ferrite  $f_\alpha$  et d'austénite  $f_\gamma$  dont la composition en carbone %  $C_\gamma$  est prédéterminée par la règle des segments inverses. Notons que pour un DP 780 dont la concentration en carbone initiale est de  $C_0 = 0,17$  wt%C, a température  $T = T_0 = 750$  °C fixée, la concentration en carbone de l'austénite est donnée par l'équation (1.1), soit  $C_\gamma(T_0) = 0,258$  wt%. Une légère élévation de température  $\Delta T = 10$  °C conduit à une augmentation de la quantité d'austénite et à une diminution de sa teneur moyenne en carbone de 2% (1.2). Inversement une diminution de température ( $\Delta T < 0$ ) conduit a une diminution de la quantité d'austénite plus riche en carbone.



**Figure 1-10:** Diagramme d'équilibre métastable Fe-Fe<sub>3</sub>C d'un alliage Fer Carbone [32].

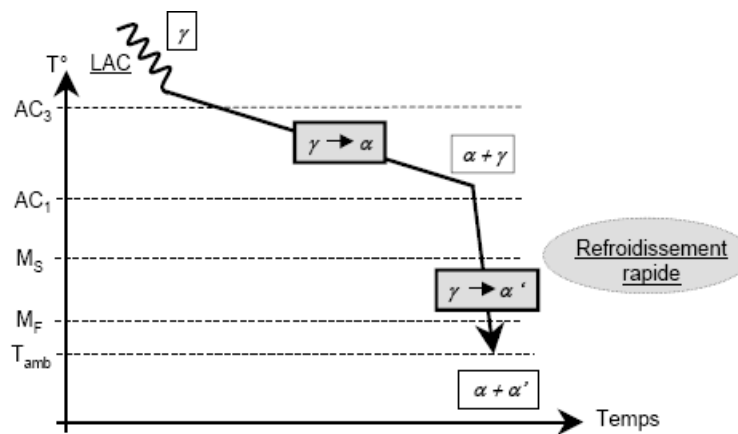
$$C_\gamma(T) = \frac{T-912}{245,5} \quad \text{wt}\%C_\gamma = 100 \frac{C_0}{C_\gamma(T)} \quad (1.1)$$

Soit :

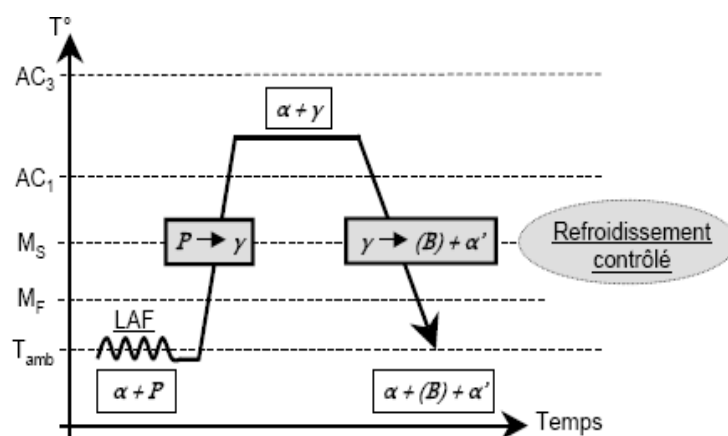
$$\Delta \text{wt}\%C_\gamma = 100C_0 \frac{245,5}{(T - 912)^2} \Delta T \quad (1.2)$$

**1 – 2 – 3 – Traitements thermo-mécaniques des tôles laminées à chaud et à froid :**

Le procédé industriel appliqué dans le cas des aciers Dual-Phase laminés à chaud est schématiquement représenté sur la **figure 1-11**. Après laminage de la tôle dans le domaine austénitique, celle-ci subit un refroidissement composé de deux étapes. La première étape correspond à un refroidissement lent du domaine austénitique vers le domaine austénito- ferritique, appelé domaine intercritique, permettant ainsi la nucléation de la ferrite au sein de l'austénite qui s'enrichit en C. La seconde se compose d'un refroidissement suffisamment rapide pour provoquer la transformation totale de l'austénite restante en martensite. Finalement, la microstructure obtenue se compose d'une matrice de ferrite et d'îlots de martensite. La transformation martensitique s'accompagne d'une augmentation de volume des îlots, elle-même responsable de la concentration de dislocations localisées à l'interface entre les deux phases.



**Laminage à chaud**



**Laminage à froid**

**Figure 1-11** : Procédé de traitement des aciers Dual- Phase laminés à chaud et à froid [33].

Partant d'un état ferrito-perlitique, le laminage a cette fois-ci été effectué à température ambiante. La tôle est ensuite généralement reportée dans le domaine intercritique. La vitesse de montée en température influe sur la microstructure finale. L'acier subit alors un maintien isotherme appelé recuit intercritique, dont la température détermine la proportion ferrite-austénite ainsi que le taux de C contenu dans l'austénite. Celui-ci est suivi d'un refroidissement contrôlé jusqu'à température ambiante. Les caractéristiques du refroidissement dépendent alors des propriétés requises pour l'acier Dual-Phase. En effet, un refroidissement brutal conduira à une microstructure exclusivement constituée de ferrite et de martensite alors qu'un refroidissement plus doux avec éventuellement un palier de maintien isotherme pourra permettre la formation de bainite ou de carbures en sus des deux autres phases et donc l'obtention d'une microstructure plus complexe que celle des tôles à chaud [22]. Quoi qu'il en soit, on conserve dans tous les cas une grande majorité de ferrite qui constitue la matrice de la microstructure. Tout comme pour les aciers Dual Phase laminés à chaud, la création de martensite à partir de l'austénite est responsable de la présence d'une quantité importante de dislocations à l'interface. Généralement, la taille des îlots de martensite est plus petite pour les microstructures obtenues par laminage à froid que celles produites après laminage à chaud [33]. Le laminage à froid est généralement plus utilisé pour les applications automobiles. Il permet d'obtenir des épaisseurs de tôle plus faibles, plus facilement emboutissables, et donc, de produire des pièces plus légères. Qu'ils soient issus du laminage à chaud ou à froid les produits sont conditionnés et livrés au client sous forme de bobines.

#### 1 – 2 – 4 – Rôle des éléments chimiques :

La teneur, même faible en éléments chimiques d'addition (aciers non alliés), influence grandement les équilibres thermodynamiques et par suite, les propriétés mécaniques. Un premier effet sur les DP est la modification du domaine intercritique. Certains éléments dits **alphagènes** auront pour conséquence de stabiliser la phase ferritique. D'autres éléments, à l'inverse dits **gammagènes** (**Tableau 1-2**) vont stabiliser l'austénite par augmentation de la taille du domaine intercritique [34, 35].

**Tableau 1-2:** Présentation de l'influence des éléments chimiques dans la formation de phases alpha ou gamma.

Eléments $\alpha$ -gènes	Si, Cr, Mo, V, W, Ti, Nb, Al, S...
Eléments $\gamma$ -gènes	Ni, Mn, C, N...

Les aciers Dual Phase laminés à froid conventionnels contiennent environ 0.05 à 0.15 % de C selon leur grade. Le Mn constitue le principal élément d'alliage dans ces aciers, avec une teneur de l'ordre de 1.5 %. Le Si (aux alentours de 0.3 %) ainsi que le Cr (de 0.2 à 0.5 %) sont aussi souvent associés à la composition de ce type d'aciers. Pour un grade équivalent, les aciers Dual Phase laminés à chaud contiennent à la fois moins de C (taux inférieurs à 0.1 %) et moins d'éléments d'alliage, c'est à dire autour de 1 % de Mn et seulement 0.2 % de Si. Comme nous l'avons détaillé au paragraphe précédent, le cycle thermo-mécanique appliqué dans le cas des aciers laminés à chaud autorise un refroidissement final plus rapide que dans le cas des aciers laminés à froid. Ainsi, les tôles laminées à chaud ne nécessitent pas une composition chimique aussi riche.

Le Mn est inclus dans la composition des aciers Dual-Phase pour ses propriétés  $\gamma$ -gènes. En effet, sa présence est responsable de l'augmentation de la stabilité de l'austénite lors du recuit intercritique et donc de l'amélioration de la trempabilité de l'acier [36]. Par ailleurs, du fait de sa diffusion très lente dans l'austénite, la présence de cet élément retarde l'équilibre chimique au sein de cette phase lors du recuit intercritique [37].

Globalement, le C et le Mn sont les principaux facteurs influant sur la vitesse de trempe critique, mais d'autres éléments d'alliage jouent un rôle équivalent. Pickering [22] définissent une vitesse de trempe critique  $V_c$  nécessaire à la formation de la structure Dual-Phase à partir du domaine intercritique :

$$\log V_c > 5.36 - 2.36 \cdot [Mn] - 1.06 \cdot [Si] - 2.71 \cdot [Cr] - 4.72 \cdot [P] \quad (1.3)$$

D'autres auteurs, tels que Furukawa et al. [38], expriment la composition globale de l'acier en éléments d'alliage en termes de  $Mn_{\text{équivalent}}$ , afin d'en déduire une vitesse de refroidissement critique :

$$[Mn]_{eq} = [Mn] + 0.45 \cdot [Si] + 1.15 \cdot [Cr] + 2 \cdot [P] \quad (1.4)$$

Et

$$\log V_c = 5.36 - 2.36 \cdot [Mn]_{eq} \quad (1.5)$$

D'après ces relations, plus la composition d'un acier est riche en éléments d'alliage, plus la vitesse de refroidissement critique est faible. Ainsi, étant donné que la composition en

---

éléments d'alliage d'une tôle laminée à froid est plus importante que celle d'une tôle laminée à chaud, la vitesse de refroidissement de ce type d'acier peut-être plus faible. Deux aciers (l'un laminé à chaud, l'autre à froid) présentant des valeurs de résistance à la rupture identiques peuvent ainsi être obtenus à partir de compositions chimiques différentes à partir du moment où leurs vitesses de refroidissement le sont aussi. Outre le Mn, le Si, le Cr et le P constituent donc les principaux éléments  $\gamma$ -gènes. Cependant, l'intérêt de l'ajout de Si dans la composition des aciers Dual-Phase est double puisque sa présence engendre également un durcissement non négligeable par solution solide de la ferrite. En plus de ces éléments, les grades les plus hauts sont généralement micro-alliés au Ti, V ou Nb [39,40]. De la même façon que dans les aciers HSLA, l'ajout de ce type d'éléments a pour conséquence la formation de précipités (carbures, carbonitrides) au sein de la ferrite, ce qui permet d'obtenir un durcissement par précipitation de la matrice, engendrant une augmentation supplémentaire des caractéristiques mécaniques.

### **1 – 2 – 5 – La microstructure des aciers Dual-Phase (DP) :**

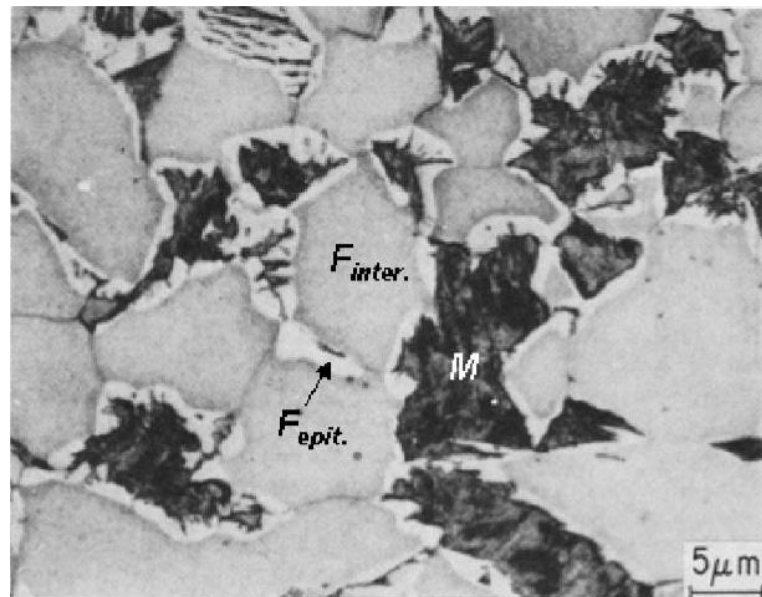
La microstructure de l'acier DP est constituée d'une phase ductile, la ferrite et d'une phase dure, la martensite.

#### **a – La ferrite :**

Deux différents types de ferrite peuvent être identifiés dans la plupart des aciers DP qui ont subi des recuits intercritiques (**Figure 1-12**):

- La ferrite qui est présente à la température de recuit intercritique, " ferrite résiduelle ",
- Et la ferrite qui se forme lors du refroidissement de l'austénite, " ferrite épitaxiale ".

Il a été montré qu'il n'y a pas d'interface structurelle entre les deux types de ferrite, et que la ferrite épitaxiale est une extension des grains de ferrite résiduelle [41].



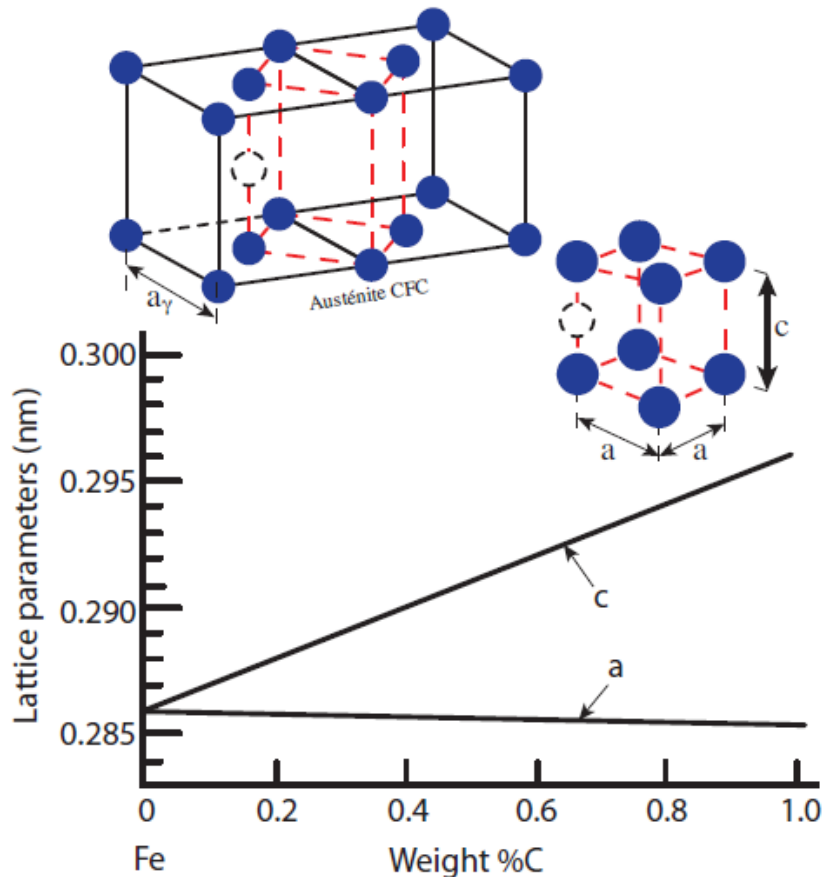
**Figure 1-12** : Types de la ferrite dans les aciers DP : Gris- ferrite résiduelle, Blanc - ferrite épitaxiale ; Noir – martensite [37]

#### b – La martensite :

Par définition, la martensite (fer  $\alpha'$ ) est une phase métastable des aciers. Elle est issue de la transformation displacive (sans diffusion) de l'austénite  $\gamma$  en dessous d'une température dite de début de transformation martensitique (Martensite start  $T_{Ms}$ ) fortement dépendante de la composition. La formule empirique (1.6) proposée par Eldis (1977) nous donne cette température pour les aciers DP, et permet de juger de la stabilité de l'austénite aux basses températures. Elle dépend des éléments d'addition (en wt %) qui améliorent la trempabilité de l'acier [36].

$$T_{Ms}(\text{°C}) = 531 - 391 \text{ wt\%C} - 43.3 \text{ wt\%Mn} - 21.8 \text{ wt\%Ni} - 16.2 \text{ wt\%Cr} \quad (1.6)$$

Dans le cas d'un DP 780, cette transformation s'opère à une température de  $T_{Ms} \approx 389$  °C durant la phase de trempe. La trempe sévère depuis le domaine biphasé permet en théorie la transformation complète de l'austénite en martensite. D'après le modèle de Bain applicable aux alliages fer-carbone (**figure 1-13**), la transformation de l'austénite (CFC) en martensite (QC) s'effectue par cisaillement de la maille élémentaire vers une position voisine caractérisée par les paramètres de maille  $a$  et  $c$  ne dépendant que de la teneur en carbone de l'austénite et de la vitesse de refroidissement (1.7).



**Figure 1-13:** Paramètres de maille quadratique de la phase martensitique en fonction de la teneur en carbone [32].

Plus la concentration en carbone est importante, plus la distorsion du réseau qui résulte de la transformation est faible et donc statistiquement favorable. La déformation de transformation de l'austénite occasionne également une déformation plastique dans les grains de ferrite adjacents ce qui crée par conséquent une forte densité de dislocations (GNDs : dislocations géométriquement nécessaires) mobiles aux interfaces [41]. L'incompatibilité de cette déformation est à l'origine de contraintes résiduelles élevées qui règnent au sein de ces aciers et en particulier aux interfaces entre phases [42].

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045 \text{ wt}\%C \quad (1.7)$$

Un deuxième paramètre important est la vitesse de refroidissement (elle doit être par exemple inférieure à  $10^5$  °C/s pour assurer une transformation martensitique du fer pur).

---

Si une trempe avec une vitesse de refroidissement élevée ( $10^3$  °C/s) depuis le domaine biphasé assure la transformation complète de l'austénite en martensite, une vitesse de refroidissement plus lente a pour conséquence une transformation partielle de l'austénite. Dans ces conditions, les particules d'austénite résiduelle peu stables aux basses températures se retrouvent sous forme de Bainite (agrégat de plaquettes (ou lattes) de ferrite et de particules de cémentite).

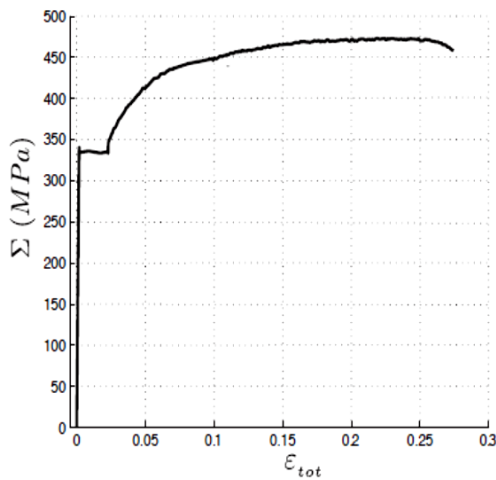
La phase martensitique apparaît sous deux faciès principaux :

- La martensite en latte, dans laquelle les domaines martensitiques forme de petits parallélépipèdes plats, d'épaisseur  $0.1 \mu\text{m}$ , empilés par paquets parallèlement les uns aux autres et contiennent une forte densité de dislocations ;
- La martensite en plaquettes, ou en aiguilles, dans laquelle les domaines martensitiques ne sont pas parallèles, mais forment entre eux des angles bien définis ; les premières plaquettes qui se forment traversent tout le grain de la matrice, et le subdivisent, si bien que la taille des plaquettes qui apparaissent ensuite diminue avec le degré d'avancement de la transformation. Ces plaquettes sont généralement finement maclées

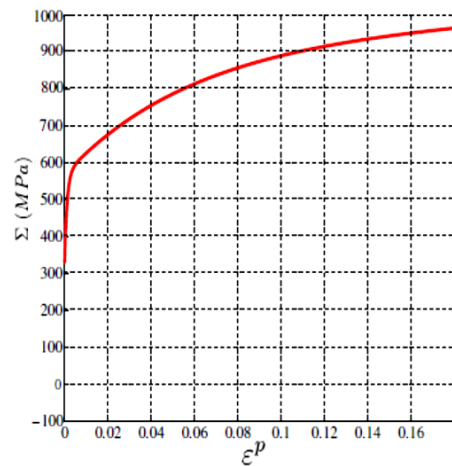
## **1 – 2 – 6 – Microstructure et comportement mécanique :**

### **a – Zone d'interphase :**

Les courbes de traction d'un acier recuit et d'un acier DP montrent des différences fondamentales (**fig 1-14(a)**). La courbe de traction de l'acier recuit présente un crochet à hauteur de la limite d'élasticité, conséquence de l'ancrage puis du désencrage des dislocations des atmosphères de Cottrel [43]. Lorsque la contrainte devient suffisamment élevée, les dislocations se libèrent de leurs points d'ancrage, et les sources de dislocations s'activent. Le matériau s'adoucit brutalement, ce qui se traduit par une chute de la limite d'écoulement (l'essai étant généralement pilote en déplacement).



(a) Acier recuit : Acier C18 0,18wt%C



(b) Acier DP 0,15wt%C

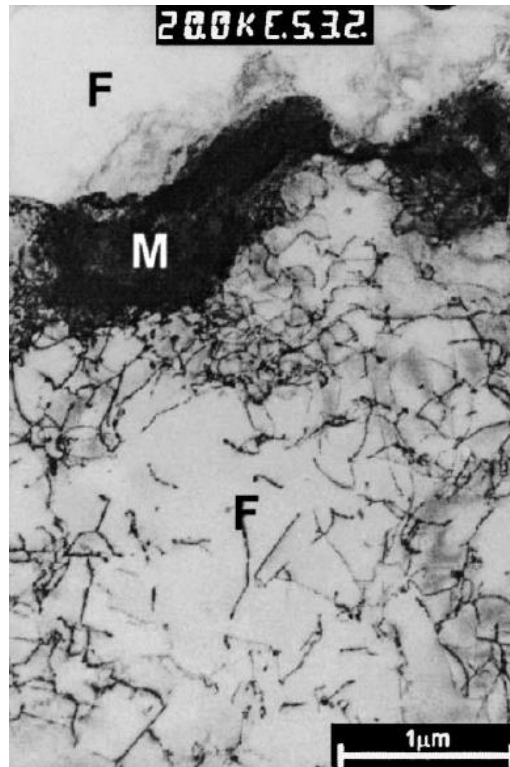
**Figure 1-14:** Comportement en traction monotone [44].

Dans le cas d'éprouvettes de traction, la déformation plastique est d'abord localisée dans une ou plusieurs bandes de déformation qui se propagent dans le milieu à contrainte constante (ce stade est caractérisé par un palier sur la courbe contrainte / déformation). Dès lors que la densité des dislocations devient suffisamment élevée pour entraver leur mobilité, le matériau durcit et le niveau de contrainte nécessaire à la déformation du matériau augmente.

L'absence de crochet dans le comportement mécanique des aciers DP (**fig. 1-14(b)**) est le symptôme d'une mobilité prématurée des dislocations produites au cours du traitement thermique (en particulier lors de la transformation martensitique). L'activation des sources de dislocations étant prématuré, l'écoulement plastique débute simultanément au sein du matériau supprimant ainsi toute discontinuité comme on peut le constater sur la **figure 1-14(b)**.

#### **b – Propriété des/aux interfaces :**

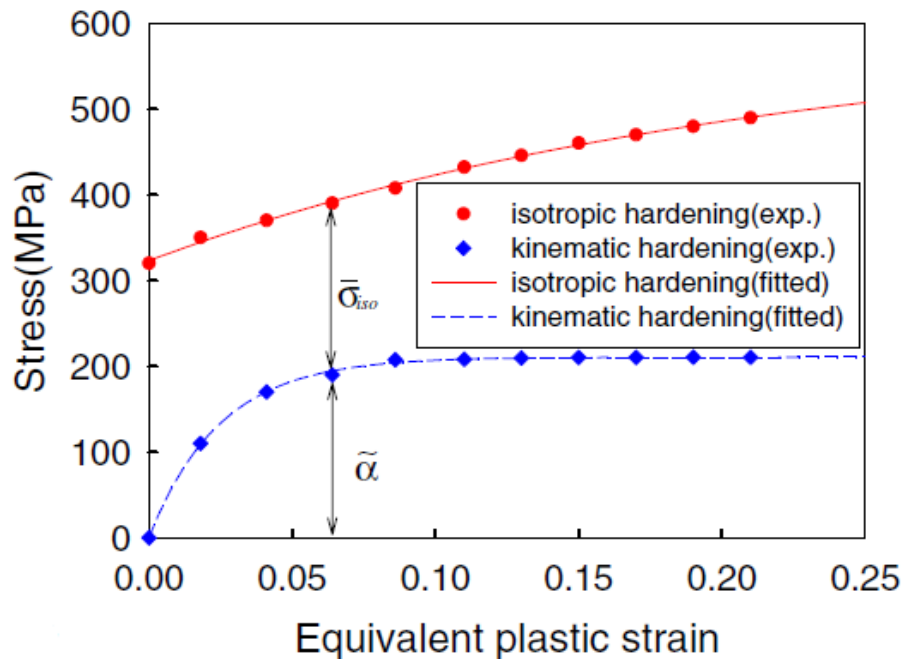
L'observation en microscopie électronique à Transmission (MET) d'une microstructure DP (**Figure 1-15**) révèle la présence de dislocations réparties de manière non homogène dans la ferrite [30, 45, 46].



**Figure 1-15** : Micrographie en MET montrant l'interface martensite/ferrite avec une grande densité de dislocations dans la région de ferrite [46].

A. Hug-Almaric [33] explique que la plastification initiale de la ferrite est liée à l'augmentation de volume de la microstructure lors du changement de phase de l'austénite en martensite. De plus, l'augmentation de la quantité de dislocations dans la ferrite à mesure de l'écrouissage dès le début de plastification laisse également penser qu'il existe un lien entre écrouissage et microstructure [30, 45].

Ainsi, Lee *et al.* [47] ont réalisé un certain nombre d'essais pour mieux comprendre l'écrouissage d'un DP600 (**Figure 1-16**). Ils ont constaté à l'aide d'essais de traction-compression la forte sensibilité du DP à l'effet Bauschinger (déplacement du domaine de plasticité). En effet, il existe une forte augmentation de la contrainte cinématique dès les premiers stades de déformation plastique puis une rapide saturation.



**Figure 1-16 :** Répartition des contraintes isotropes et cinématiques à partir d’essais de traction - compression sur DP600 [47]

Ce phénomène déjà rapporté par Zhonghua et al. [48] est décrit comme étant d’autant plus surprenant qu’on assiste à un adoucissement du DP. L’auteur souligne que la ferrite pure n’est pas connue pour être sensible à l’effet Bauschinger alors que la martensite a plutôt tendance à durcir. Le modèle par éléments finis qu’ils mettent en place calcule la présence de contraintes résiduelles de compression au sein du matériau. Ce niveau de contraintes serait maximal pour un équilibre entre les proportions de ferrite et de martensite et augmenterait avec la plastification. L’origine des contraintes négatives dans le matériau peut se comprendre pratiquement en observant l’essai physique. Lors de la mise sous tension du matériau jusqu’à plastification de la ferrite, la martensite reste dans son domaine élastique. On change alors les propriétés d’une partie du matériau uniquement. Lors de la décharge, le système est replacé dans un état différent de l’état initial. Des contraintes mutuelles de compression entre ferrite et martensite sont alors créées. Cette explication proposée par Zhonghua et al. [48] a trouvé des preuves physiques grâce aux analyses de contraintes résiduelles par diffraction des neutrons effectuées par Hance et al. [30]. Dans cette étude, ils soulignent la différence d’état de contraintes entre un DP600 et d’autres aciers IF (Interstitial Free) ou HSLA (aciers dits

micro-alliés). Quelle que soit la sollicitation mécanique effectuée, le DP présente de forts niveaux de contraintes résiduelles négatives dans le sens de la déformation maximale.

### c – L'effet composite :

On peut de manière théorique considérer un acier DP comme un composite à matrice molle chargé en particules dures (plutôt sphériques). Le rôle du taux de martensite sur les propriétés mécaniques des DP a aussi été mis en évidence : lorsque la fraction de phase dure augmente,  $R_m$  et  $R_p$  augmentent. Dans l'étude bibliographique présentée par B. M. Hance [30], plusieurs travaux sont cités en exemple. Davies et al. [49] obtiennent par exemple une évolution presque parfaitement linéaire de la contrainte d'écoulement et de la contrainte à rupture pour un pourcentage de martensite variant de 0 à 100% (Figure 1-17).

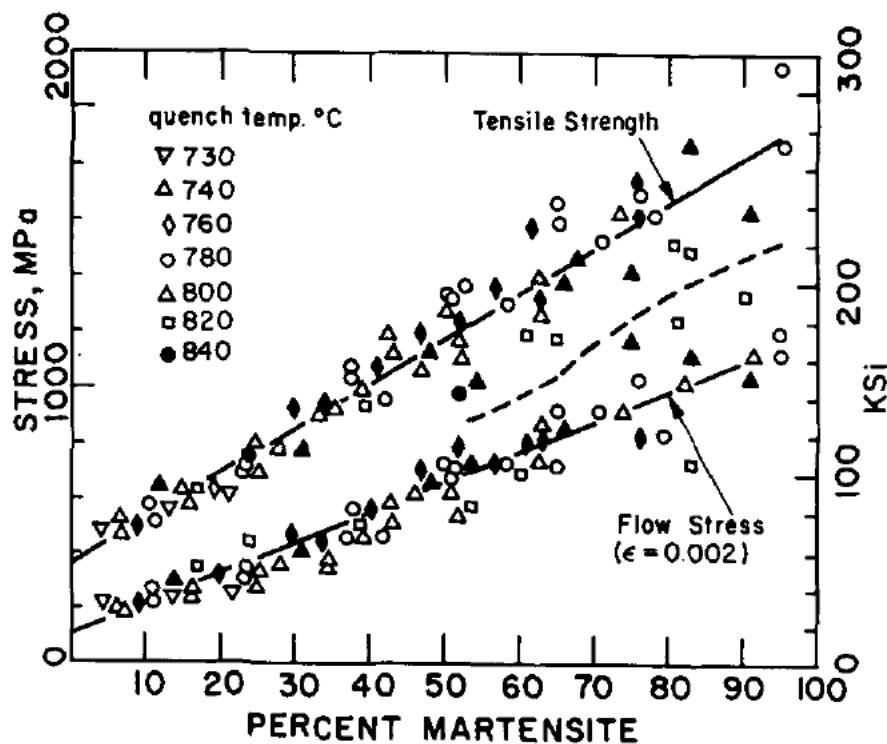
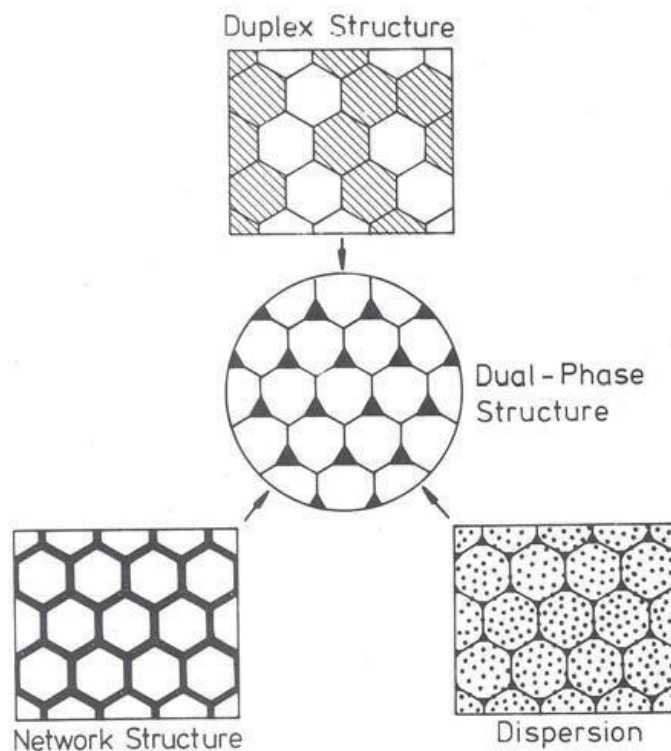


Figure 1-17 : Evolution de  $R_m$  et  $R_{p02}$  en fonction du taux de martensite [49]

D'autres résultats confirment cette tendance [30]. La linéarité a de même été observée pour des proportions de martensite de l'ordre de 40-60% bien que les traitements thermiques utilisés dans ces études soient différents [50,51].

#### d – Morphologie de la martensite :

Les arrangements dans l'espace de la ferrite et de la martensite sont multiples (**Figure 1-18**). Les conséquences sur la tenue mécanique étant importantes, un effort particulier doit être effectué pour définir et harmoniser les désignations. Plusieurs appellations rencontrées dans la littérature vont donc être décrites et définies dans ce paragraphe. B. M. Hance [30] tend à montrer que la microstructure Dual-Phase est la somme des trois types de base de microstructures biphasés



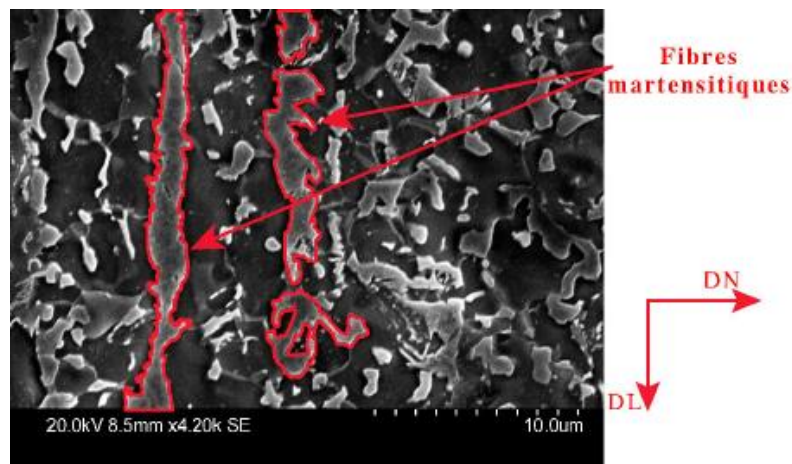
**Figure 1-18:** Représentation schématique des morphologies existantes pour des DP. La martensite est représentée en noir et en grisé. La ferrite est en blanc [30].

**-Dual-Phase :** Cette structure est la plus fréquemment présentée [30, 52]. Dans la classification proposée elle semble être la somme de structures plus simples. La martensite est présente au niveau des joints de grains de la ferrite et en particulier au niveau des points triples. Au-delà d'un certain pourcentage de martensite, il est difficile de faire la différence entre une structure « Dual-phase » et une structure « Duplex » d'après les critères fournis par cette classification.

**-Duplex :** Les zones martensitiques et ferritiques sont de forme régulière et de taille similaire. Cette microstructure est plus rare [29, 30, 52].

-Les structures dites **dispersées** ou **en réseau** sont moins courantes même si on en trouve toutefois quelques exemples dans la littérature [53]. Pour ces microstructures essentiellement théoriques, il n'existe pas de connexion ferrite-ferrite.

On peut ajouter à cette classification la structure fibreuse qui a été l'objet de plusieurs études [50, 53,54]. C'est une structure en réseau dans laquelle il existe une direction de connexion privilégiée (**Figure 1-19**). La désignation vient d'une analogie avec les matériaux composites. Le but poursuivi est d'améliorer les propriétés mécaniques par formation de fibres de martensite.

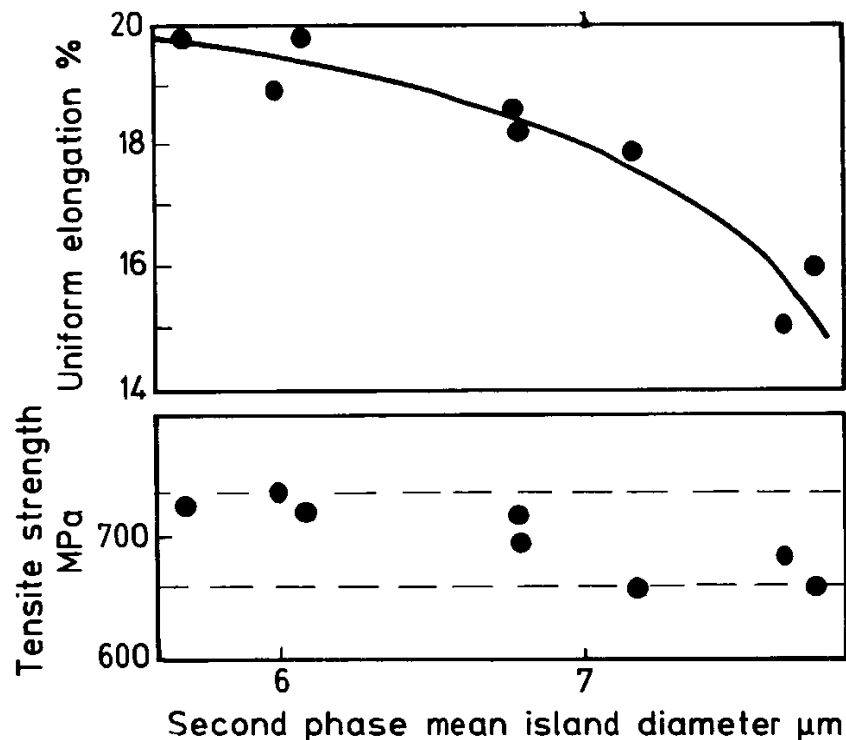


**Figure 1-19:** Image MEB d'une microstructure fibreuse [55].

#### e – Taille et répartition des îlots de martensite :

Pickering et al. [22] estiment que l'évolution de la valeur de la limite d'élasticité d'un acier Dual Phase suit une loi de type Hall et Petch en fonction de la taille des îlots de martensite. En réalité, les mécanismes à l'origine de ce phénomène seraient plutôt à considérer physiquement en termes d'espacement entre îlots qu'en termes de taille d'îlots. En effet, ce n'est pas tant la taille de ces îlots qui modifie le libre parcours moyen des dislocations mobiles, et donc la valeur de limite d'élasticité, que l'espacement entre ces derniers. Ainsi, plus la densité des îlots de martensite augmente, plus les fissures coalescentes tôt. En ce qui concerne l'allongement à la rupture, Pickering et al. [22] constatent une diminution significative lorsque la taille des îlots augmente. En effet, les îlots jouent le rôle d'inclusions qui sont le siège des initiations de fissures et leur

présence provoque une rupture anticipée. Par contre, il semble que la valeur de la contrainte apparente à la rupture ne diminue que très peu lorsque la taille des îlots augmente. Néanmoins, il convient de rester prudent face à ces résultats, représentés sur la **figure 1-20**, car d'une part, les diminutions de sections ne sont pas prises en compte et d'autre part, les échelles choisies exagèrent les divergences de tendances entre ces deux paramètres.



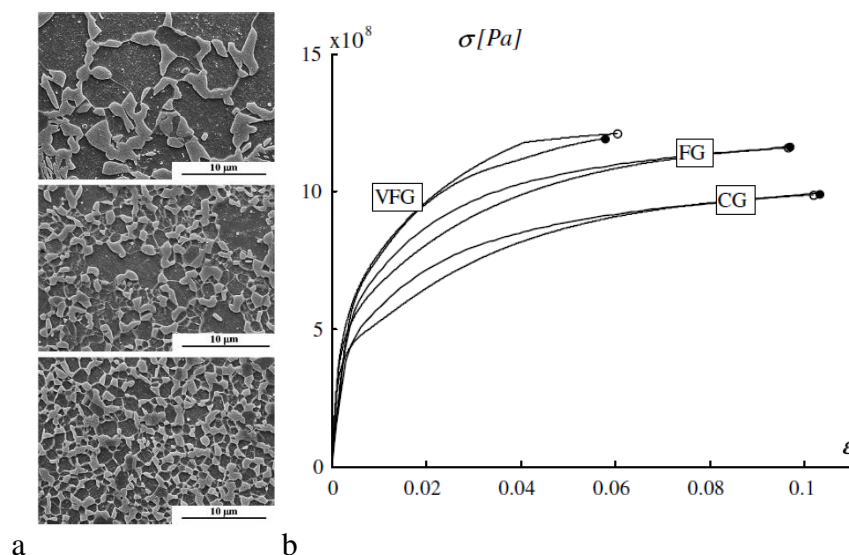
**Figure 1-20** : Evolution des caractéristiques mécaniques d'un acier Dual Phase en fonction de la taille des îlots de martensite [22]

Aichbhaumik et al. [56] ont simulé en laboratoire des traitements thermo-mécaniques industriels appliqués aux aciers Dual-Phase laminés à chaud. Deux types de traitements sont arrêtés : l'un débute dans le domaine austénitique alors que l'autre est directement entamé dans le domaine intercritique. Ces deux recuits sont suivis d'un refroidissement contrôlé conduisant à des microstructures ferrito-martensitiques variables. Globalement, la résistance des modalités traitées à plus haute température est plus faible. En effet, ce traitement à haute température a pour conséquence une taille de grains austénitiques plus importante. Il en résulte des îlots martensitiques de taille supérieure, et donc une distance entre îlots plus importante. Par ailleurs, Al-Abbasi et al. [57] mettent en évidence le rôle non négligeable de la dispersion des tailles d'îlots de martensite et modélisent ce

phénomène. En effet, il semble que pour des taux relativement importants de martensite, la dispersion de tailles des îlots ait une influence sensible sur les propriétés mécaniques, et ceci d'autant plus que le ratio entre la taille des petites et des grandes particules se rapproche de  $\frac{1}{2}$ .

#### f – Caractéristiques des grains de ferrite :

Les caractéristiques mécaniques d'un acier Dual Phase dépendent aussi des caractéristiques de la matrice de ferrite (durcissement par solution solide ou par précipitation par exemple). Par ailleurs, Jiang et al. [58,59] montrent que la contrainte d'écoulement d'un acier Dual-Phase dépend de la taille des grains de ferrite selon une loi du type Hall-Petch. Delincé et al. [60] Comparent trois types de microstructures de DP composées de grains gros (CG), grains fins (FG), et de grains très fins (VFG). Les microstructures correspondantes sont montrées en **Figure 1-21a**, le taux de martensite sont respectivement de 22, 26 et 34%. Les courbes de traction mesurées sur ces matériaux sont reprises en **Figure 1-21b**. Les auteurs montrent que  $R_m$  augmente et l'allongement diminue avec la réduction de la taille de grain et l'augmentation de la fraction de martensite. Néanmoins, ces résultats ne permettent pas de dégager l'effet de la taille de grain de celui du taux de martensite.



**Figure 1-21** : a) Différentes microstructures composées de gros grains (CG), grains fins (FG) et de grains très fins (VFG) ; et b) courbes de traction respectives [60].

---

**Références**

- [1] D. J. NAYLOR. Review of international activity on microalloyed engineering steels, *Ironmaking and Steel Making*, vol. 16, No 4, 1989
- [2] M. GRUMBACH "Aciers d'usage général", *techniques de l'ingénieur*, 1991
- [3] D.K. Mishra, Thermomechanical Processing of API-X60 Grade Pipe Line Steel. A Thesis Master in Technology (Department of Metallurgical and Materials Engineering National Institute of Technology Rourkela-769008.) May. 2014.
- [4] H. G. Hillenbrand, A. Liessem, G. Knauf, K. Niederhoff, J. Bauer, Development of large diameter pipe in grade X100, *Third International Conference on Pipeline Technology*, Bruges, publications EUROPIPE, No36, 2000.
- [5] N. Bannenber, A. StreiBelberger, V. Schwinn. New Steel Plates for the Oil and Gas Industry. *Steel Research. Int.*, Vol. 78, pp. 185-189, 2007.
- [6] M. Mohammadjoo, L. Collins, H. Henein, D. G. Ivey. Canadian HSLA Steel Pipelines: History and Technology Developments *era.library.ualberta* 2018
- [7] A. M. J. Junior, L. H. GUEDES, O. Balancin. Ultra Grain Refinement During the Simulated Thermomechanical-processing of Low Carbon Steel, vol.1, pp.141-147, 2012.
- [8] N.Tsuji. New Routes for Fabricating Ultrafine-Grained Microstructures in Bulky Steels without Very-High Strains. *Advanced Engineering Materials*, vol. 12, No. 8, pp.701-707, 2010.
- [9] R. Villegas. Genèse de la ferrite aciculaire dans les aciers à moyen carbone microalliés au vanadium. Morphologie fractale en relation avec les propriétés mécaniques, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine (2007).
- [10] Metals handbook «Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys», ASM International, USA, vol.1, 2005.
- [11] Marc Grumbach, *Technique de l'ingénieur*, M 4525, pp. 1-29, 2000.

- 
- [12] F.B. PICKERING. The Spectrum of Microalloyed, High Strength Low Alloy Steels, Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [13] T. Taira, K. Matsumoto, Y. Kobayashi, K. Takeshige, I. Kozasu. Development of Super Tough Acicular Ferrite Steel for Linepipe. – Optimization of Carbon and Niobium Content in Low-Carbon Steel, Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [14] T.R. Thomson, R.M. Hobbs. Dual Phase Steels Production and Formability, Mémoires Scientifiques. Revue de métallurgie, avril 1980
- [15] J. Malcolm Gray and al. Property Improvements in Bars and Forgings Through Microalloying and Inclusion Engineering, Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [16] Alexander D. Wilson, Characterizing Inclusion Shape Control in Low Sulfur CMn- Nb Steels, Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [17] T. Araki, et al., Continuous-Cooled Zr Microstructures of Low-Carbon. Steel, ISIJ, Tokyo, vol. 1, pp. 4-5.1992.
- [18] Dr. Ing. Hans-Georg. Hiltenbrand, « Production of high strength pipeline steels » Niobium 2001, December, 02-05 2001 Orlando. Florida, USA
- [19] Q. Xue, D. Benson, M .A. Meyers, V.F. Nesterenko, E. A. Olevsky., « Constitutive response of welded HSLA 100 steel ». Materials Science and Engineering : A, vol. 354, pp. 166-179, 2003.
- [20] Fu -Ren Xiao, Bo. Liao, Yi-Yin Shanb, Gui-Ying Qiao, “Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel” Materials Science and Engineering A, vol. 431, pp. 41-52, 2006.
- [21] B. THOMAS, J.H. SCHMITT, Technique de l'ingénieur, «Durcissement des aciers, Rôle de la microstructure», M 4 341.
- [22] PICKERING (J. B.). – Constitution and Properties of Steels. Materials Science and Technology, vol. 7, Editor : VCH, chapitres 5, 6, 7, 8.

- 
- [23] M.HAKEM. Elaboration et Etude de l'évolution Microstructurale d'un Acier à Haute Limite Elastique au Molybdène Après Traitements Thermomécaniques et Thermiques. Thèse de Magister, Université de Blida 2002.
- [24] L.J. CUDDY "Grain Refinement of Nb Steels by Control of Recrystallization during Hot Rolling", Metallurgical Transactions A, vol. 15, pp.87-98, 1984
- [25] PHILIPPE CHARLIER "Aciers à Dispersoïdes ", techniques de l'ingénieur, 1991
- [26] G. Speich, A. Schwoeble, G. Huffman. Tempering of Mn and Mn-Si-V Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, vol.14, pp.1079-1087, 1983
- [27] A. Kumar, S. B. Singh, K. K. Ray. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. Materials Science and Engineering: A, vol. 474, pp. 270-282, 2008.
- [28] M. Jahazi, B. Egbali. The influence of hot rolling parameters on the microstructure and mechanical properties of an ultra-high strength steel. Journal of Materials Processing Technology, vol. 103, pp. 276-279, 2000.
- [29] G.R. Speich. ASM Metals Handbook. Properties and Selection Irons, Steels, and High-Performance Alloys, vol. 1, pp. 697-707, (2005).
- [30] B. M. Hance. The influence of deformation-induced residual stresses on the post-forming tensile stress/strain behavior of dual-phase steels Thèse de Doctorat, Pittsburg (2005).
- [31] M. Mazinani, Deformation and Fracture Behaviour of a low carbon Dual-Phase steel, thèse de doctorat, université de Columbia (2006).
- [32] M. F. Ashby. Engineering Materials 2. Butterworth-Heinemann, 1998.
- [33] A. H.Almaric. Etude par mesure du bruit Barkhausen de la microstructure et de l'état de contrainte d'aciers biphasés: application aux aciers pour tôle automobile. Thèse de Doctorat Génie des Matériaux: Microstructure, comportement mécanique, durabilité, INSA, Lyon (2007).
- [34] J. Barralis, G. Maeder. Métallurgie: Alliages ferreux. E. S. ENSAM, Tome 2, (1982).

- 
- [35] G. Béranger, G. Henry, G. Labbe, P. Soullignac. Les aciers spéciaux. Lavoisier, Paris (1997).
- [36] T. Llewelyn d, D.J. Hillis. Dual Phase steels. Ironmaking and Steel making, vol. 23, No 6, pp. 471- 478,1996.
- [37] G.R.Speich, V.A.Demarest, R.L.Miller. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. Metallurgical Transactions A, vol. 12, pp. 1419-1428, 1981.
- [38] T.Furukawa, H.morikawa, M.endo, H.Takechi, K.Koyama, O.Akisue, T.Yamada .Process factors for cold-rolled Dual-Phase sheet steels. Trans. Iron Steel Inst.Jpn, vol. 21, No 11, pp. 812 – 819,1981.
- [39] F.A. KHALID. Precipitation and compositional changes in the structural phases of microalloyed automotive steels. Materials Science and Engineering, vol. 325, pp. 281 - 285, 2002.
- [40] R.SOTO, W.SAIKALY, X.BANO, C.ISSARTEL, G.RIGAUT, A.CHARAI. Statistical and theoretical analysis of precipitates in Dual-Phase steels microalloyed with Titanium and their effect on mechanical properties. Acta Mater, vol. 47, 12, pp. 3475 - 3481,1999.
- [41] D. A. Korzekwa, D. K. Matlock, G. Krauss, Aging susceptibility of retained and epitaxial ferrite in dual-phase steels, Metallurgical Transactions A, vol. 13, pp. 2061-2064, 1982.
- [42] M. Calcagnotto. Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2d and 3d ebsd. Materials Science and Engineering A, vol. 527, No 10, pp. 2738 -2746, 2010.
- [43] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui. Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact. Hermes, 1995.
- [44] S. Lazreg. Identification inverse d'états multiaxiaux élasto-plastiques par méthode magnétique. PhD thesis, ENS-CACHAN, 2011.

- 
- [45] B. Gardey, S. Bouvier, V. Richard, B. Bacroix. Texture and dislocation structures observation in a dual-phase steel under strain-path changes at large deformation. *Materials Science and Engineering A*, vol. 400-401, pp. 136-141, 2005.
- [46] U. Liedl, S. Traint, E. A. Werner. An unexpected feature of the stress-strain diagram of dual-phase steel. *Computational Materials Science*, vol. 25, pp. 122-128, 2002.
- [47] M.-G. Lee, D. Kim, C. Kim, M. L. Wenner, R. H. Wagoner, K. Chung. Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions: Part II: characterization of material properties. *International Journal of Plasticity*, vol.21, pp. 883-914, 2005.
- [48] L. Zhonghua, G. Haicheng. Bauschinger effect and residual phase stresses in two ductile-phase steels: Part I. The influence of phase stresses on the Bauschinger effect. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.21, pp.717-724, 1990.
- [49] R.G. Davies. Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels. *Metallurgical transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, vol.9, pp.671-679, 1978.
- [50] S. Sun, M. Pugh. Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Materials Science and Engineering A*, vol. 335 pp. 298-308, 2002.
- [51] P. C. Chakraborti, M. K. Mitra. Microstructure and tensile properties of high strength duplex ferrite-martensite (DFM) steels. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 466, pp.123-133, 2007.
- [52] M. Erdogan. Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel. *Scripta Materialia*, vol. 48, pp.501-506, 2003.
- [53] S. H. M. Anijdan, H. Vahdani. Room-temperature mechanical properties of Dual-Phase steels deformed at high temperatures. *Materials Letters*, vol.59, pp.1828-1830, 2005.
- [54] E. Ahmad, T. Manzoor, N. Hussain. Thermomechanical processing in the intercritical region and tensile properties of dual-phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, vol.508, pp. 259-265. 2009.

- 
- [55] M. M. FREDERICK S. Modélisation du comportement magnéto-mécanique d'un acier Dual Phase à partir de sa description microstructurale Electromagnétisme. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, Français (2013).
- [56] D.AICHBHAUMIK, R.R. GOODHART. Effect of annealing cycles on the properties and microstructures of several Dual-Phase steels. Society of Automotive Engineers Technical Paper Series, vol. 88, pp. 60-73,1979.
- [57] AL-ABBASI F.M., NEMES J.A. Micromechanical modeling of the effect of particle size difference in dual phase steel. International Journal of Solids and Structures, vol. 40, pp. 3379-3391, 2003.
- [58] JIANG Z., LIU J., LIAN J. A new relationship between the flow stress and the microstructural parameters for dual phase steel. Acta Metallurgica. Materialia, vol. 40, No 7, pp. 1587-1597,1992.
- [59] JIANG Z., GUAN Z., LIAN J. Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dual-phase steel. Materials Science and Engineering, vol. 190, pp. 55- 64,1995.
- [60] Delincé, M. et al., Structure–property optimization of ultrafine-grained Dual-Phase steels using a microstructure-based strain hardening model. Acta Materialia, vol, 55, No 7, pp. 2337–2350, 2007.

*Chapitre 2 :*

*Etude bibliographique sur l'usure*

## 2 – 0 – Introduction :

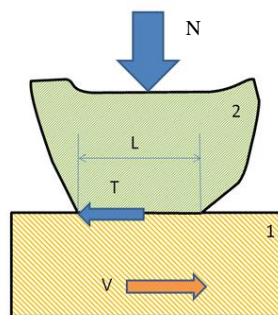
La tribologie est la science et la technologie qui traite de l'interaction de surfaces quand elles se trouvent en mouvement relatif. Cette discipline comporte ainsi l'étude des frottements, de l'usure et de la lubrification de surfaces en contact, ainsi que celle de leurs interactions à leur interface [61].

## 2 – 1 – Le frottement :

Le frottement peut être défini comme la résistance tangentielle à l'interface commune entre deux corps lorsque, sous l'action d'une force externe, un corps se déplace ou tend à se déplacer relativement à la surface de l'autre [62]. Le frottement est aussi défini comme la résistance au mouvement qui existe lorsqu'un objet solide est déplacé tangentiellement par rapport à la surface d'un autre qu'il touche, ou lorsque l'on essaie de provoquer un autre déplacement [63].

Lorsque deux solides 1 et 2 sont mis en contact sous l'action d'une force normale  $F$ , une force tangentielle  $T$  apparaît et s'oppose au déplacement relatif des deux solides (**Figure 2-1**). Le frottement est très utile lorsque l'on cherche à immobiliser deux solides l'un par rapport à l'autre. Par exemple il facilite nos déplacements en nous permettant d'exercer, sans glisser, des forces de poussée tangentielle sur le sol pour nous propulser. En revanche, il présente un inconvénient dès lors que l'objectif est de mettre en mouvement relatif deux solides. Le rapport entre la force de frottement  $T$  et la force normale  $N$  appliquée aux deux corps en contact est égal au coefficient de frottement ( $\mu$ ):

$$\mu = T/N \quad (2.1)$$



**Figure 2-1 :** Contact entre deux solides en présence de frottement [64]

---

Sur la base des indications exposées précédemment, La force de frottement a deux origines principales [65] :

➤ **La présence des aspérités sur les surfaces de contact,**

En général, les surfaces des pièces ont des défauts dont les dimensions sont de l'ordre du dixième de micromètre à quelques dizaines voire quelques centaines de micromètres. L'effort à fournir pour permettre le glissement relatif des solides en contact correspond à l'effort nécessaire aux déformations élastiques ou plastiques des aspérités, ou à leur rupture, à la destruction des couches d'oxydes, etc. Lorsque les solides reprennent leur forme initiale, l'énergie élastique n'est pas restituée en totalité sous forme de travail.

➤ **L'adhérence entre les surfaces.**

La mise en contact de deux solides revient à rapprocher de manière significative des atomes. Sous l'action des forces de Van Der Waals (pour des charges faibles, correspondant à des distances entre atomes relativement importantes), puis des forces atomiques (pour des charges plus élevées, correspondant à des distances entre atomes plus petites), des liaisons plus ou moins fortes vont s'établir entre ces atomes. Comme la surface du contact glissant se renouvelle continuellement, il en résulte une perte d'énergie qui s'ajoute à la résistance au frottement. En fonction de la nature des liaisons créées entre les surfaces et des conditions de contact, apparaissent des déformations plastiques et/ou élastiques au niveau des surfaces de contact pouvant aller jusqu'à la rupture, voire au transfert de particules d'un solide vers l'autre. Ces phénomènes qui résultent de l'adhérence génèrent une dissipation de l'énergie et accroît la résistance au frottement. La puissance de frottement ou le flux de chaleur dissipée ( $\Phi$ ) correspond au produit de la force de frottement ( $F_t$ ) et de la vitesse relative des deux corps en mouvement ou vitesse de glissement ( $v$ ):

$$\Phi = F_t \cdot v \quad (2.2)$$

La densité de flux dissipée est alors égale à:

$$\varphi = \frac{\Phi}{s} = \mu \cdot p \cdot v \quad (2.3)$$

Où  $p$  est la pression moyenne dans le contact.

L'énergie dissipée durant le processus de frottement permet de mettre en évidence la diversité des réactions ayant lieu au cours du frottement. Plus de 90 % de l'énergie mise en jeu est dissipée sous forme de chaleur [66].

Outre la dissipation de l'énergie, la préoccupation des mécaniciens est la connaissance de la surface de contact sous tous ses aspects et des contraintes thermomécaniques dues au contact. Pour le cas d'un contact statique, la théorie d'Hertz suppose que les solides subissent une déformation élastique; en connaissant l'effort normal appliqué elle permet de déterminer l'aire de contact et le champ de contraintes dans les solides. Dans le cas d'un contact sec glissant, Mindlin [67] a procédé à une modification de la théorie de Hertz tenant compte de la vitesse de glissement et de l'effet d'adhérence qui n'est pas négligeable même pour des efforts normaux faibles [68]. La présence d'aspérités, les propriétés mécaniques des matériaux et les conditions de fonctionnement (la vitesse de déplacement relative, la pression de contact) ont une influence sur la surface réelle de contact qui peut varier de quelques pourcents à 100% par rapport à la surface apparente de contact [69]. Greenwood et Williamson ont proposé une relation empirique de calcul de la surface réelle de contact en supposant un certain nombre d'hypothèses simplificatrices [70] :

$$Ar = \frac{\pi\tau A_a}{p_r} \sqrt{F(h)\sigma R_p} \quad (2.4)$$

$A_a$  : aire de contact apparente

$\tau$  : Densité des aspérités  $N/A_a$

$N$  : nombre d'aspérités

$p_r$  : résistance d'une aspérité

$R_p$  : rayon de courbure des aspérités

$\sigma$  : écart-type

$F(h)$  : loi de distribution gaussienne de la hauteur des aspérités

Les hypothèses de cette relation empirique se résument comme suit :

- les surfaces sont isotropes,
- le sommet des aspérités est sphérique et le rayon de la sphère ( $R$ ) est constant pour toutes les aspérités,
- le nombre d'aspérités par unité de surface est connu,

- la hauteur des aspérités par rapport au plan moyen est une variable aléatoire et suit une loi de distribution gaussienne d'écart-type  $\sigma$ ,
- Les aspérités sont mécaniquement indépendantes, la déformation d'une aspérité ne dépend pas de la déformation des aspérités voisines,
- La hauteur de chaque aspérité est une variable indépendante,
- Le contact entre deux surfaces d'écart-types  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$  est équivalent au contact entre une surface plane parfaitement lisse et une surface rugueuse avec un écart type égal à  $\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2}$ ,
- Le comportement des matériaux est élastique caractérisé par le module de Young  $E$ , et le coefficient de Poisson  $\nu$

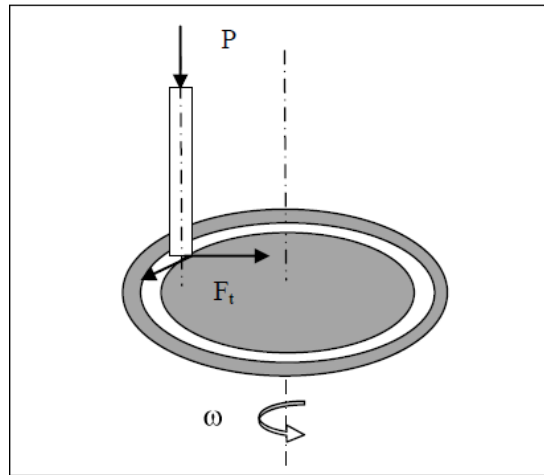
De nombreux résultats expérimentaux et théoriques, même non récents, sont en contraste avec les lois classiques sur le frottement. Comme l'écrivent Hähner et Spencer [71] : « Bien qu'exprimées en forme simple, les lois du frottement renferment une multitude de phénomènes microscopiques et nanoscopiques, dont l'élucidation est devenue une des plus fascinantes activités en physique appliquée ». Notons que le frottement à l'échelle atomique présente quelques différences par rapport aux propriétés du frottement macroscopique. L'explication atomique du frottement n'est pas toujours pas résolue, même si d'énormes progrès ont été faits dans les dernières années.

## 2 – 2 – L'usure :

L'usure est le résultat de plusieurs mécanismes isolés ou simultanés pouvant intervenir de façon prioritaire ou sélective et par conséquent contrôlent le comportement du matériau des pièces en mouvement sous contact [72]. Elle cause la défaillance par la perte de propriétés ou des dimensions requises des pièces et provoque ainsi des endommagements imprévus des pièces et des machines. La résistance à l'usure dépendra plus des propriétés superficielles que volumiques [72]. Les aspérités transmettent les contraintes à la surface même en présence d'un lubrifiant. A partir des expériences tribologiques faites avec un frotteur cylindrique sur un disque (**Figure 2-2**), Archard mesure les différentes usures de matériaux frottant à sec et il constate que les taux d'usure (perte de volume divisée par la distance parcourue) varient, dans un rapport de 1 à  $10^5$ , alors que les coefficients de frottement sont dans le rapport de 1 à 5 [73]. L'expression proposée par Archard est [73] :

$$\Delta V = K \frac{P}{H} L \quad (2.5)$$

Où  $\Delta V$  est le taux d'usure,  $k$  est le coefficient d'usure par adhérence,  $P$  est la force normale (N),  $L$  est la distance de glissement (m) et  $H$  est la dureté du matériau (GPa).



**Figure 2-2** : Représentation schématique du tribomètre utilisé par Archard [73]

### 2 – 2 – 1 – Evolution de l'usure :

L'usure est une conséquence du frottement qui conduit à une dégradation progressive dans le temps, interprétée par l'estimation de la perte de masse au cours du temps. L'évolution de cette dernière présente généralement trois phases distinctes [74] (**Figure 2-3**).

- **rodage** : est une phase d'adaptation des surfaces souvent caractérisée par une usure rapide avec une vitesse d'usure régulièrement décroissante ;
- **marche normale** : correspond à l'utilisation normale de l'organe mécanique. La perte de matière est faible, régulière et fonction sensiblement linéaire du temps ;
- **vieillessement** : traduit la mise hors service du composant due à une usure exagérée qui tend à modifier les conditions nominales de fonctionnement (jeux exagérés, lubrification inefficace, efforts élevés et endommagement des surfaces). La quantification de l'usure fait appel à des lois empiriques [75-77].

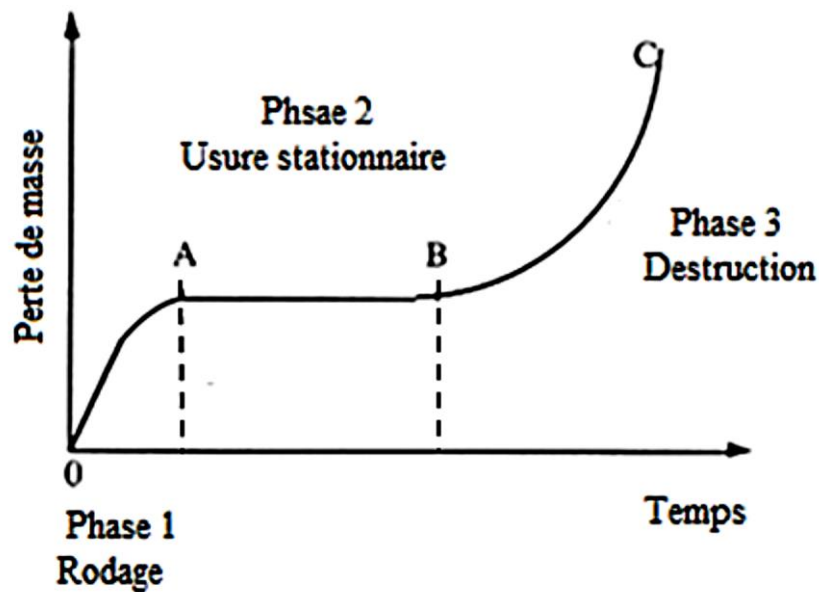


Figure 2-3 : Evolution de l'usure

Tableau 2- 1 : Les valeurs du taux d'usure K et du coefficient de frottement  $\mu$ , obtenues dans les conditions  $P = 4\text{N}$  et  $V = 1,80\text{ m/s}$  [72].

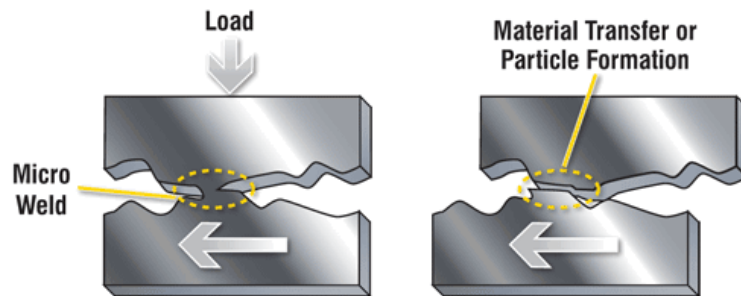
Matériaux	Taux d'usure ( $10^{-10}\text{ cm}^3/\text{cm}$ )	$\mu$	K
acier doux / acier doux	1570	0,62	$7 \cdot 10^{-3}$
Laiton 60 / 40	240	0,24	$6 \cdot 10^{-4}$
acier inoxydable ferritique / acier inoxydable ferritique	2,7	0,53	$1,7 \cdot 10^{-5}$
Polyéthylène / polyéthylène	0,3	0,65	$1,3 \cdot 10^{-7}$
carbure de tungstène / carbure de tungstène	0,02	0,35	$1 \cdot 10^{-6}$

### 2 – 2 – 2 – Mécanismes d'usure :

Une liste non exhaustive de mécanismes d'usure peut être dressée. Ces phénomènes, repérés dans des cas différents de contacts, peuvent en théorie s'appliquer tous en même temps, certains étant prépondérants par rapport à d'autres en fonction des conditions imposées [78].

#### a – Usure adhésive :

L'usure adhésive se caractérise par des jonctions interraciales qui s'établissent entre les aspérités des surfaces en contact (**Figure 2-4**). Ces aspérités sont soumises à des contraintes locales élevées et subissent des déformations élastiques et plastiques qui provoquent un rapprochement des atomes et la création de liaisons interraciales.



**Figure 2-4** : Mécanisme de l'usure adhésive [79]

Ce type d'usure se caractérise par un transfert de débris d'un des deux antagonistes vers l'autre soit par un mécanisme d'origine purement mécanique, soit suite à une réaction physico-chimique. Pour le transfert mécanique, plusieurs hypothèses ont été développées [80]. Les micro-aspérités présentes dans le contact peuvent conduire à la diminution des zones en contact et générer aux jonctions des énergies très élevées qui peuvent favoriser les réactions physico-chimiques (micro-soudage des aspérités en contact).

Plusieurs possibilités ont été proposées pour expliquer l'établissement de ces liaisons que nous pouvons regrouper en 4 familles principales [81] :

- les liaisons par accrochage mécanique et interpénétration des aspérités. Nous les observons dans le cas de contact solide mou/solide dur ;
- les liaisons par transfert d'électrons à travers l'interface qui produit une double couche de charges électriques de signe opposé de part et d'autre de la surface. La force d'adhésion est générée par les forces électrostatiques qui s'établissent à travers l'interface entre ces couches. Ce mécanisme apparaît dans les contacts polymères/polymères ou polymère/métal. Dans ce cas le polymère se charge négativement à la rupture ;
- les liaisons basées sur l'adsorption qui peut être chimique. Il se crée alors des liaisons primaires à courte distance de type métallique, ioniques ou covalentes très résistantes ou

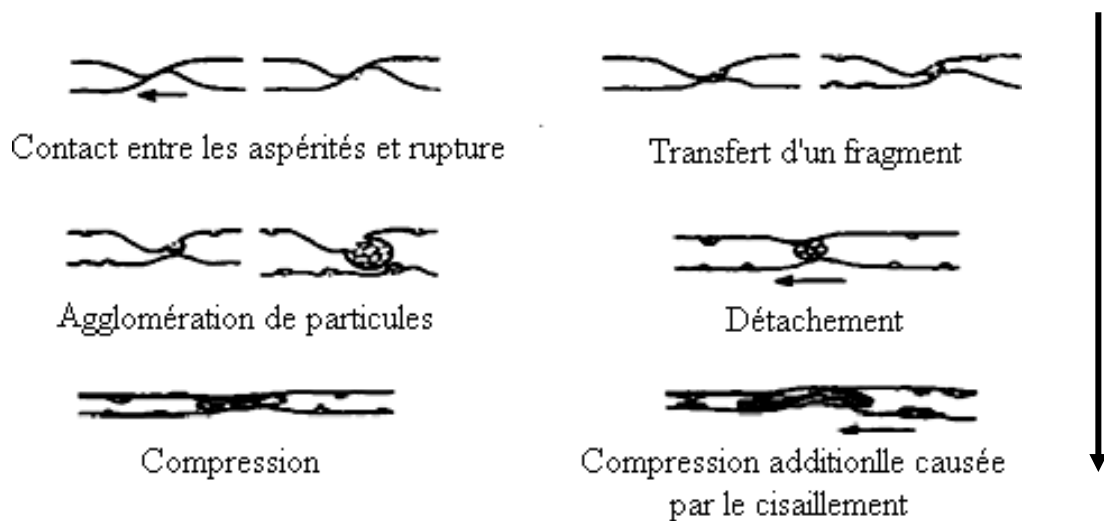
physique, le contact intermoléculaire est dû aux forces secondaires à longue distance de type van der Waals qui s'établissent sur des distances de quelques nanomètres ;

– les liaisons avec diffusion dans lesquelles on observe un échange d'atomes à travers l'interface qui apparaissent dans les contacts à température élevée.

Phénoménologiquement, ces liaisons peuvent être de deux types [81] : adhésives lorsque l'interface est maintenue, c'est le cas le plus fréquent pour les matériaux non métalliques ou métalliques pollués ou cohésives lorsque par suite de l'absence ou de la rupture des films superficiels, des mécanismes diffusionnels se mettent en jeu et l'interface disparaît. L'adhésion est alors provoquée par des liaisons métalliques ou covalentes pour les métaux, ioniques pour des matériaux non métalliques.

L'adhésion dépendant essentiellement de l'aire réelle de contact, elle est fortement influencée par les paramètres fonctionnels de la situation tribologique concernée et par la nature et les propriétés des matériaux mis en présence.

Les mécanismes proposés prennent tous en compte la déformation plastique mais ils diffèrent de la façon dont le matériau est enlevé. T. Kayaba [82], suggèrent que le matériau est ôté des pics d'aspérités par un processus d'adhésion sous forme de fragments. Les débris ont des formes et des dimensions irrégulières. La **Figure 2-5** montre le détachement d'un morceau de matériau qui peut être la conséquence de la déformation plastique de la pointe d'une aspérité. Sasada [83] pense que la formation de débris est immédiatement suivie par leur transfert adhésif sur la surface antagoniste pour former une nouvelle aspérité sur cette surface.



**Figure 2-5** : Transfert de particules par rupture d'aspérités et agrégation [82]

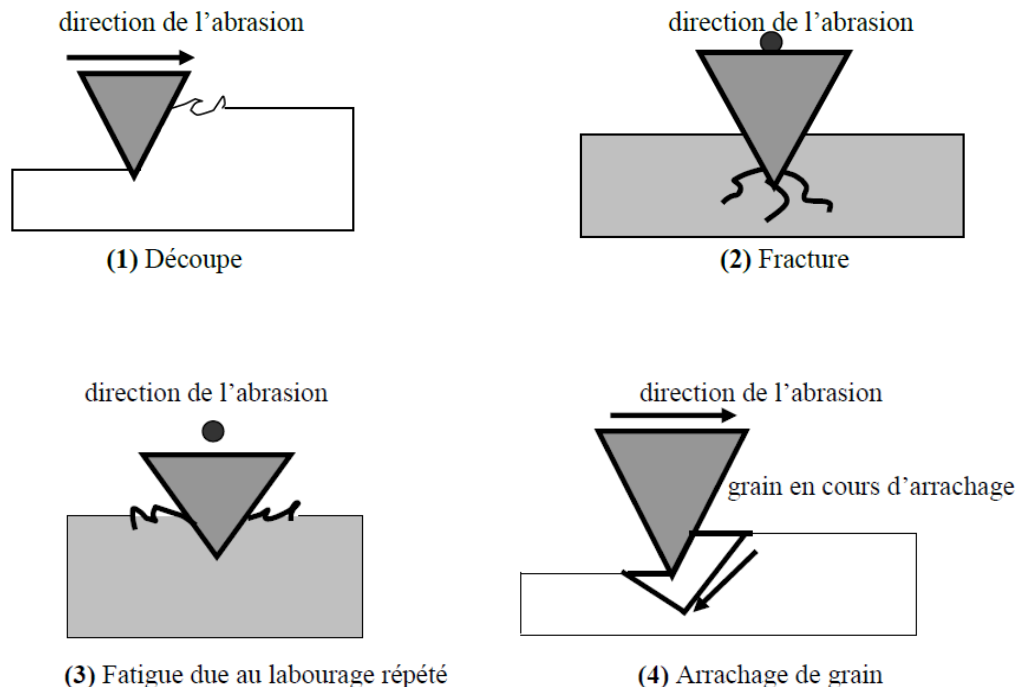
**b – L'usure abrasive :**

L'usure abrasive est due au contact entre une particule et la surface d'un solide. Lors de son passage dans le contact, cette particule peut enlever de la matière selon quatre modes d'enlèvement de matière (**Figure 2-6**). Elle peut :

- couper, si elle est suffisamment aiguisée,
- repousser la matière en surface,
- provoquer une fracture, si le solide est fragile,
- enlever des grains, si le matériau est insuffisamment homogène.

Ces deux derniers modes se produisent plus rarement que les deux premiers. La nature de l'usure abrasive est aussi déterminée par le mode d'acheminement des particules dans le contact [84].

- si les particules sont fixées à l'une des deux surfaces, il s'agit d'abrasion à deux corps.
- si les particules sont libres de rouler ou de glisser par rapport aux deux surfaces, on parle alors d'abrasion à trois corps.



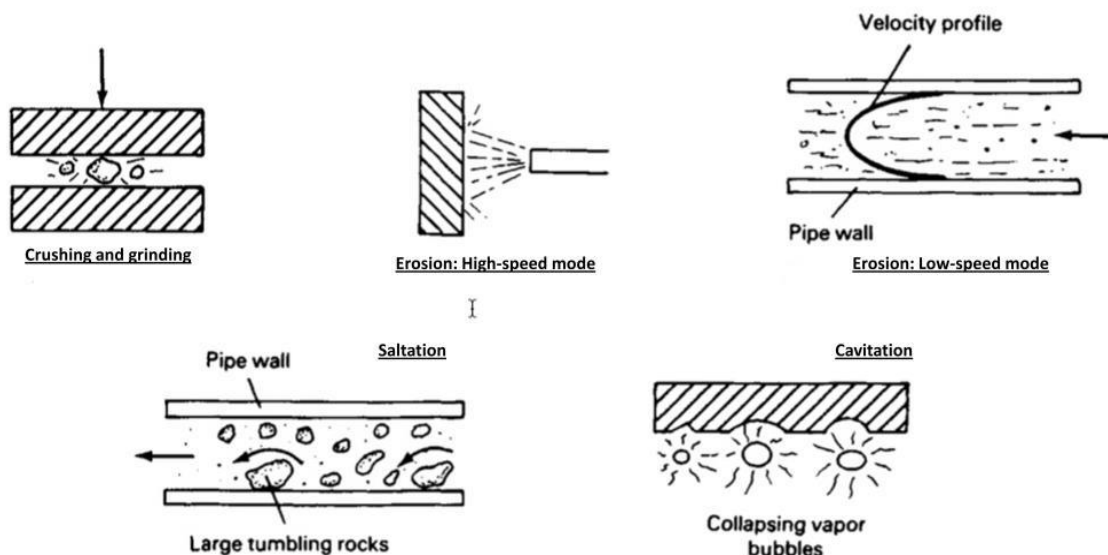
**Figure 2-6 :** Les quatre modes d'usure abrasive [84].

Pour une cinématique donnée, il existe deux moyens de prolonger la durée de vie d'un contact vis-à-vis de l'usure par abrasion. Il faut soit diminuer la teneur en abrasif, soit en diminuer ses effets. L'efficacité d'un abrasif est liée à sa forme, à sa taille, et au rapport de sa dureté à celle du matériau abrasé. Williams et al [85]. Montre que si la taille de l'abrasif est plus petite que celle du film d'huile, l'usure sera faible et aucune direction d'usure privilégiée n'apparaîtra. Si la taille des particules abrasives est supérieure à celle du film, des stries apparaîtront dans la direction du glissement.

Dans le cas d'une abrasion à trois corps avec des particules dures, il est donc intéressant d'augmenter la durée de vie des surfaces à protéger. Cependant, si l'un des deux solides en contact est beaucoup plus mou que l'autre, les particules vont s'enchâsser à sa surface et l'abrasion à trois corps revient à une abrasion à deux corps. Seul le matériau dur va alors s'user, le matériau mou étant protégé par les particules dures.

### c – Usure érosive :

Elle correspond à une perte de matière par la surface d'un solide au contact d'un fluide en mouvement contenant des particules solides (**Figure 2-7**). Elle se manifeste sur les matériaux fragiles par des fissures et des éclats microscopiques et sur les métaux ductiles par des piqûres, rayures ou alors par polissage.



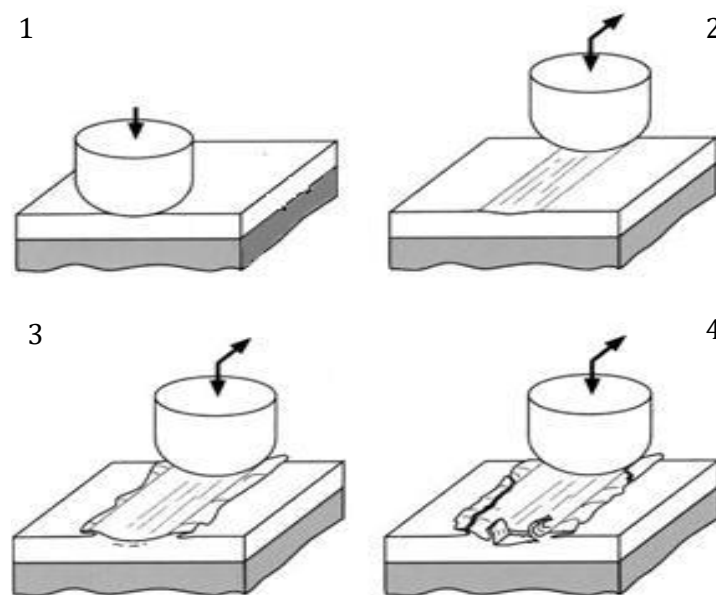
**Figure 2-7** : Classification des modes d'usure par érosion ; adapté de (Davis, 2001).

**d – L'usure corrosive :**

La corrosion est définie comme l'usure graduelle d'une surface par un processus chimique ou électrochimique. Si l'on superpose un enlèvement mécanique du produit de réaction durant le mouvement relatif des pièces en contact, on arrive à une situation appelée l'usure corrosive. L'usure corrosive est donc l'enlèvement mécanique de produit de corrosion, quel que soit le processus mécanique qui provoque cet enlèvement de matière (abrasion, adhésion, fatigue...etc.), par opposition, on appellera usure métallique, l'enlèvement mécanique de métal non corrodé.

**e – Usure par fatigue :**

Elle est liée à l'action d'un mouvement cyclique et à la capacité des matériaux à absorber les énergies de déformation et les contraintes thermiques générées par frottement. L'usure par fatigue se manifeste par des fissures, des écailles et des changements de structure métallurgique (**Figure 2-8**). Les comportements face à ce mécanisme d'usure dépendent de la nature du matériau. Dans le cas de matériaux ductiles (matériaux métalliques ou polymères), la rupture par fissuration (ou mécanisme de délaminage) a lieu en sous-couche, parallèlement à la surface de frottement, dans les zones où les contraintes de cisaillement sont maximales. La théorie d'Hertz permet d'estimer la répartition des contraintes de cisaillement en sous-couche.



**Figure 2-8 :** Mécanismes d'usure par fatigue [88].

L'analyse des transferts thermiques sur la microstructure (déplacement des lacunes, des dislocations, des plans de glissement, l'effet des joints de grains...) explique la formation de fissure associée à un écrouissage ou à un adoucissement de la surface [87].

### **f – Usure par oxydation :**

L'usure par oxydation est un mécanisme d'usure douce, elle découle de l'adsorption de l'oxygène sur les surfaces métalliques mises à nu lors du frottement et des réactions chimiques de cet oxygène avec le métal. Le taux d'oxydation est ensuite contrôlé par la diffusion de l'oxygène dans les couches superficielles. Ainsi, les films d'oxyde se développent sur le plateau de contact à la température  $\theta_0$ , l'usure se produit alors par écaillage de l'oxyde et émission de débris, soit quand la couche oxydée atteint une épaisseur critique  $\zeta_c$  (1 à 3  $\mu\text{m}$ ), soit lors du contact des aspérités.

#### ➤ **Théorie de Quinn :**

Dans les années 70, une étude très remarquable sur la théorie de l'usure oxydante a été énoncée par Quinn [90]. Quinn a développé un modèle analytique de prédiction du taux d'usure, donnée comme suit :

$$W = \frac{dA_c \exp -QRT_f F}{\xi^2 \rho^2 v} \frac{L}{H} \quad (2.6)$$

où  $d$  est le diamètre moyen de la zone de contact des aspérités,  $A_c$  le facteur de l'activité d'oxydation,  $Q$  l'énergie d'activation d'Arrhenius pour l'oxydation,  $R$  la constante des gaz,  $T_f$  la température locale à l'aspérité,  $F$  la charge normale,  $L$  la distance de glissement,  $\xi$  l'épaisseur critique d'oxyde,  $\rho$  la masse volumique du matériau testé,  $v$  la vitesse de glissement et  $H$  la dureté du le matériau testé.

Quinn ne pouvait estimer les températures au niveau des surfaces du contact réel. Afin de contourner ce problème, il suppose que :

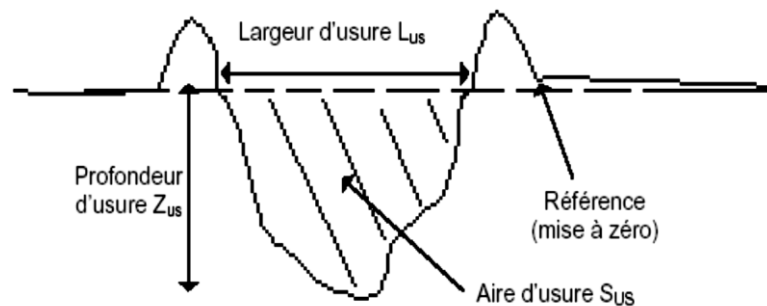
- le nombre d'aspérités en contact est fixe durant le processus, ce nombre ne verra aucune évolution notable à la fin de l'essai,
- la taille de ces aspérités est définie avant l'essai et supposée constante,
- l'épaisseur de la couche d'oxyde ne peut excéder une valeur critique.

### 2 – 2 – 3 – Evaluation de l'usure :

Après l'essai de frottement, les différentes caractéristiques permettent de quantifier l'usure : largeur  $L_{US}$ , profondeur  $Z_{US}$  et aire d'usure  $S_{US}$  de la section de la piste d'usure sont déterminées avec un microprofilomètre à palpeur. Avant chaque profilométrie, les échantillons sont nettoyés dans un bain ultrasonique d'éthanol afin d'éliminer les débris d'usure [90]. Le volume d'usure,  $V_{US}$ , équivaut au produit de l'aire d'usure,  $S_{US}$ , par le périmètre  $2\pi R_p$  de la piste de frottement. Et le taux d'usure volumique,  $K_{US}$ , est déterminé en divisant,  $V_{US}$ , par la charge appliquée  $P$ , et la distance totale de glissement,  $D_g$  :

$$K_{US} = \frac{2\pi R_p S_{US}}{P D_g} \quad (2.7)$$

Où :  $R_p$  est le rayon de giration de la piste,  $P$  la charge appliquée [N] et  $D_g$  la distance totale de glissement [m]. Les caractéristiques d'usure  $L_{US}$ ,  $Z_{US}$  et  $S_{US}$  sont relevées dans chaque enregistrement microprofilométrique (**Figure 2-9**).



**Figure 2-9** : Aspect d'un profil d'usure.

### 2 – 2 – 4 – Paramètres agissants sur le frottement et l'usure :

En général, la perte de masse quantifiant l'usure d'un corps mou glissant sur une surface dure est proportionnelle non seulement à la distance de glissement, mais aussi à la charge normale appliquée  $P$  [91, 92].

Pour les aires de contact élevées, le coefficient de frottement est indépendant de la charge normale. En revanche, pour les très petites aires de contact, quand  $P$  croit, peut

---

---

soit augmenter, dans le cas du glissement diamant sur céramique [93], soit diminuer, dans le cas du glissement métal sur métal [94].

La température de contact lors des essais d'usure varie d'une manière spontanée et aléatoire. Cette température de contact dépend essentiellement de la nature du couple des matériaux en contact de la charge et de la vitesse. Cependant la mesure de la température est très difficile à effectuer compte tenu du choix de l'endroit de prise de la température et des phénomènes d'évacuation de la chaleur et de la dissipation de l'énergie.

Au cours des essais d'usure pour différentes vitesses de glissement, la température augmente d'une manière progressive en fonction de la vitesse puis elle s'élève brutalement au fur et à mesure qu'on se rapproche du point de contact, et enfin on prouve par observation métallographique que l'échantillon subit un écoulement plastique provoqué par l'élévation de la température en fonction de la vitesse [95].

En règle générale, le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la vitesse de glissement [94]. Par ailleurs, l'élévation de la température des matériaux en contact influence leur résistance à l'usure, sachant qu'elle entraîne une dégradation de leurs propriétés mécaniques [96].

Remarquons enfin que l'état géométrique (rugosité) et physico-chimique des surfaces des matériaux en contact glissant influence grandement le comportement tribologique du couple de frottement.

On peut conclure que les paramètres qui influencent sur le frottement et l'usure sont :

- la charge normale ;
- la température ;
- l'aire de contact ;
- l'état physico-chimique des surfaces frottantes (la rugosité, les couches d'oxydes) ;
- la structure cristallographique et les propriétés mécaniques des matériaux (dureté) ;
- l'absence ou la présence d'un lubrifiant ;
- la présence d'agents actifs en frottement (additifs anti-usure).

---

---

### 2 – 2 – 5 – La résistance des aciers Dual-Phase à l'usure:

Plusieurs chercheurs ont travaillé sur la tribologie des aciers DP, bien qu'il il reste encore de développer une compréhension plus globale du comportement de frottement et d'usure.

Certaines enquêtes se concentrent sur l'effet de la fraction volumique de martensite ( $V_m$ ) sur le comportement tribologique [97-99]. Trévisiol et al. [97] Montrent que le coefficient de frottement et le taux d'usure diminuent avec l'augmentation de la fraction volumique de la martensite. Pour faible  $V_m$ , les principaux mécanismes d'usure sont le labourage et l'usure adhésive, tandis que l'usure de coupe devient prédominante au lieu de labourage et d'adhésive sous haute  $V_m$ .

Purohit et al. [98] Ont étudié l'effet de recuit intercritique sur les propriétés mécanique et l'usure d'un acier AISI 1015. Ils ont trouvé que l'échantillon traité thermiquement à une température plus élevée montre un taux d'usure plus élevé en raison d'une ductilité plus faible. Cela était dû à une ductilité plus élevée à une température plus basse par rapport à une ductilité plus faible à une température plus élevée. Dans une certaine mesure, bien que la présence de ferrite réduise la résistance et la dureté globales du matériau, il réduit la fragilité, améliorant la résistance globale à la fatigue et résistance à l'usure.

Xu et al. [99] Ont étudié l'effet de la fraction volumique de martensite (35–100 %) sur la résistance aux rayures et à l'abrasion des aciers DP. Leurs résultats ont montré que dans des conditions de faible charge, la résistance à la rayure augmente avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite. Cependant, dans des conditions de charge élevée, la résistance aux rayures augmente initialement avec l'augmentation de la fraction de martensite jusqu'à une valeur critique (fraction optimale), au-delà de laquelle la résistance aux rayures commence à diminuer.

Dans une autre étude Jourani et al [100] ont étudié l'effet combinés de la microstructure et de la rugosité des microstructures Dual-Phase avec le même niveau de dureté et la même composition chimique sur le comportement au frottement et les mécanismes d'usure d'un acier faiblement allié. Leur résultat montre que pour toutes rugosités, les microstructures dual-phase améliorent la résistance au frottement et à l'usure. Plus particulièrement, les microstructures dual-phase présentant des colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes minimisent le coefficient de frottement et le taux d'usure.

---

De plus, Deng, et al. [101] Ont étudié l'effet de la morphologie de la ferrite sur la résistance à l'abrasion de l'acier DP à la même fraction volumique de martensite. Les résultats ont montré que l'acier DP avec microstructure ferrite aciculaire possède une meilleure résistance à l'abrasion que celle de la ferrite polygonale.

Dans notre étude on a étudié l'effet combiné de la morphologie et de la fraction volumique de martensite sur le frottement et l'usure d'un acier X52. Le résultat montre que le coefficient de frottement et le taux d'usure diminuer avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite de l'acier DP, d'autre part l'acier avec morphologie fine and fibrous martensite à une meilleure résistance à l'usure.

---

---

**Références**

- [61] Hutchings I M. Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials. Ed. Edward Arnold. 1992. ISBN: 0-340-56184-X.
- [62] A. Swartz, Glossary of terms and definitions in the fields of friction, Organisation for Economic Cooperation and development, (OCDE), (1969).
- [63] E. Rabinowicz, Friction and wear of materials. New York - London, Sydney, (1965).
- [64] Noël Brunetière, Introduction à la tribologie, Master. Institut PPRIME, France. 2016
- [65] R. Courtel, le frottement sec, vue passés et présentes sur les mécanismes du frottement sec Revue Française de mécanique. No 66, pp. 23-29, 1978
- [66] H. Uetzand J. Föhl, Wear as an energy transformation process, Wear, vol. 49, pp.253- 264, 1978.
- [67] R. D. Mindlin, Compliance of elastic bodies in contact, Transactions of the ASME, Series E, vol.16, No 3, pp.259-268, 1949.
- [68] K.L. Johnson, K. Kendall et A.D. Roberts, Surface energy and the contact of elastic solids, Proceedings of the Royal Society, London ; vol.324, pp. 301-313, 1971.
- [69] F.E. Kennedy Jr, Thermal and thermomechanical effect in dry sliding, Wear, Vol.100, pp. 453-476, 1984.
- [70] J.A. Greenwood and J.P.B. Williamson; Contact of nominally flat surfaces; Proceedings of the Royal Society, London, vol. 295, pp. 300-319, 1966.
- [71] G. Hähner and N. Spencer, Rubbing and scrubbing, Physics Today, 22-26, (Sept. 1998)
- [72] M. Godet, The third body approach: a mechanical view of wear. Wear, vol.100, pp. 437- 452, 1984.
- [73] J.F. Archard, Wear theory and mechanisms. In: M.B. Peterson, W.O. Winer (eds.). Wear Control Handbook. ASME, (1980).
- [74] B. Bhushan et B.K. gupta, Mcgraw-Hill, Handbook of Tribology, INC. 1991.
- [75] L. Chevalier et H. Chollet, Endommagement des pistes de roulement, Mécanique & industries. Ind, vol.1, pp. 593-602, 2000.
- [76] J.J. Kalker, A Fast Algorithm for the Simplified Theory of Rolling Contact, Vehicule Systems Dynamics, vol.11, pp. 1-13, 1982.

- 
- 
- [77] W. Kik et J. Piotrowski, A fast approximative method to calculate normal load at contact between wheel and rail, and creep forces during rolling, Warsaw Technical University, 2nd mini-conference on contact mechanics and wear of rail/wheel systems, Budapest, July 29-31,1996.
- [78] J.P. Bardon, Bases physiques des conditions de contact thermique imparfait entre milieux en glissement relatif : Rev. Gén. Therm. Fr., No 386, pp. 85-91, Février 1994.
- [79] Troyer D. Soft Alignment has a Bearing on Lubrication. Excellence Machinery Lubrication. 2010.
- [80] C. Colombie, Y. Berthier. A. Floquet, L. Vincent et M. Godet ; Portance des particules d'usure. Analogie avec les lubrifiants solides : Matériaux Mécanique Electricité : No 411, pp. 29-36. 1985.
- [81] H.J. Mathieu, E.B. Rene, Analyse et technique des surfaces, Presse polytechnique Lausanne, première édition, pp. 396-397. 2003.
- [82] T. Kayaba and K. Kato, The Analysis of Adhesive Wear Mechanism by Successive observations of the Wear Process in SEM, Wear of Materials, Published by American Society of Mechanical Engineers (ASME), United States, pp. 45-56, 1979.
- [83] T. Sasada, Future Direction of Research in Wear and Wear Resistant Materials, Tribology in the 80's, National Aeronautics and Space Administration, vol.1, Cleveland, pp. 197-218, 1984.
- [84] G. Colin, Les mécanismes de l'usure et du frottement, traitement thermique. vol. 208, pp.79-86, 1987.
- [85] J. Williams and A.M. Hyncica, Mechanisms of abrasive wear in lubricated contacts. Wear, vol. 152, Issue 1-5, pp. 57-74, 1992.
- [86] Davis J R (Ed.). Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance. ASMInternational. 2001.
- [87] O. Thaer, Simulation de l'usure et d'avaries sur des dentures d'engrenages cylindriques - Influence sur le comportement statique et dynamique de transmissions par engrenages. Thèse de doctorat, option: Mécanique, Energétique, Génie Civil, Acoustique (MEGA), Spécialité: Mécanique, (2012).
- [88] D. F. Wang and K.Kato. Nano-scale fatigue wear of carbon nitride coating. Part II- Wear mechanisms. Journal of Tribology; vol.125, No 2, pp. 437-444, 2003.

- 
- [89] T.F.J. Quinn and al, More developments in the oxidational theory of the mild wear of metals. *Wear of materials*, Dearborn Mich. 1-11, (1979).
- [90] J.F. Archard, Contact and Rubbing of flat surfaces. *Journal of Applied Physics*, vol. 24, pp. 981-988, 1953.
- [91] E.-A. Lee, K. H. Kim, *Thin Solid Films*, vol. 420-421, pp. 371-376, 2002.
- [92] A. Erdemir and C. Bindal, Formation and self-lubricating mechanisms of boric acid on borided steel surfaces. *Surface and Coating Technology*, vol. 76-77, pp. 443- 449, 1995.
- [93] K. H. Zum Gahr, *Microstructure and wear of materials*, *Tribology International*, vol. 31, pp. 587-596, 1998.
- [94] J.M. Carrapichano, J.R. Gomes, Tribological behavior of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-BN ceramic materials for dry sliding applications. *Wear*, vol. 253, pp.1070-1076, 2002.
- [95] L. Bourithis, S. Papaefthymiou, GD. Papadimitriou, Plasma transferred arc boriding of a low carbon steel: microstructure and wear properties. *Applied Surface Science*, vol. 200, No 1 - 4, pp. 203-218, 2002.
- [96] J. B. Peter, Mechanisms for transitional friction and wear behavior of sliding metals. *Wear*, vol. 72, pp. 55-66, 1981.
- [97] Trevisiol, C.; Jourani, A.; Bouvier, S. Effect of martensite volume fraction and abrasive particles size on friction and wear behaviour of a low alloy steel. *Tribology International*, vol. 113, pp. 411- 425, 2017.
- [98] A. Namdev, A. Telang, R. Purohit and A. Kumar. The effect of inter critical heat treatment on mechanical and wear properties of AISI 1015 steel. *Advances in materials and processing technologies*, vol. 8, pp.434-444, 2022.
- [99] Xu, X.; van der Zwaag, S.; Xu, W. The effect of Martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of a ferrite- martensite dual phase steel, *Wear*, vol. 348-349, pp. 80-88, 2016.
- [100] C. Trevisiol, A. Jourani, S. Bouvier. Effect of microstructures with the same chemical composition and similar hardness levels on tribological behavior of a low alloy steel *Tribology International*, vol. 127, pp. 389 - 403, 2018.
- [101] Xiangtao Deng, Zhaodong Wang, Yong Tian, Tianliang Fu, Guodong Wang An investigation of mechanical property and three-body impact abrasive wear behavior of a 0.27% C dual phase steel *Materials and Design*, vol. 49, pp. 220 - 225, 2013.

*Chapitre 3 :*

*Techniques et Procédures Expérimentales*

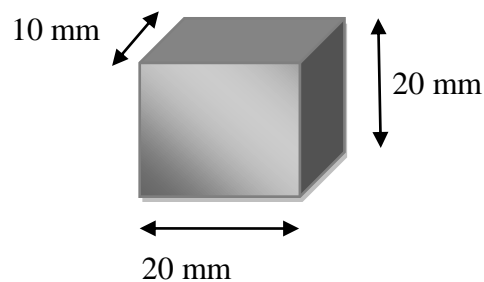
Dans ce chapitre, nous allons présenter le matériau ayant fait l'objet de cette étude ainsi que les différentes techniques de caractérisation utilisées.

### 3 – 1 – Matériau utilisé :

Le matériau utilisé dans la présente étude est un acier à haute limite élastique de nuance X52 qui a été produit par la société, ENSIDER Annaba, en Algérie. Cet acier a été reçu sous forme de plaques de 10 mm d'épaisseur, destinées à la fabrication des pipelines par la société SPA-ALPHAPIPE de Ghardaïa.

La composition chimique de cet acier est donnée dans le **tableau 3-1**.

Les éprouvettes de traction ont été préparées selon la norme (EN 10002-1, ASTM E8), alors que les éprouvettes d'essai d'usure (**Figure 3-1**) ont des dimensions de 20 mm × 20 mm × 10 mm.



**Figure 3-1** : La taille des échantillons d'essai d'usure.

**Tableau 3-1** : Composition chimique de l'acier X52.

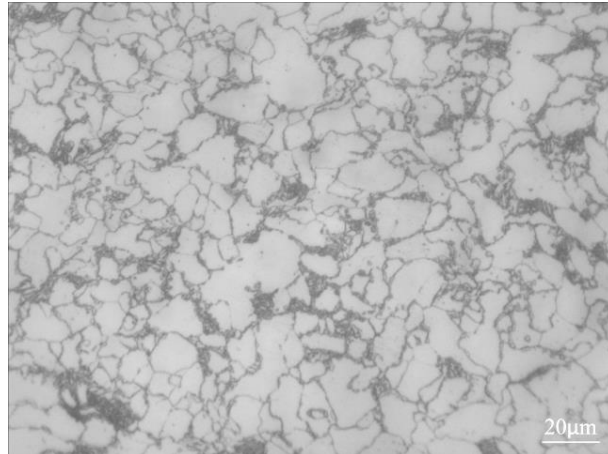
Eléments	Fe	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Ti	Al
Composition (%)		0,12	1,22	0,23	0,001	0,011	0,03	0,03	0,002	0,034
Balance										

Les propriétés mécaniques de l'acier HSLA X52 à l'état reçu avant l'application des traitements thermiques sont regroupées dans le **Tableau 3-2**.

**Tableau 3-2** : Propriétés de traction de l'acier X52.

Acier	R <sub>e0.2</sub> [Mpa]	R <sub>m</sub> [Mpa]	A [%]	Microdureté [HV <sub>0.2</sub> ]
X52	377	516	27.5	179

La **figure 3-2** montre la microstructure initiale de l'acier X52 avant l'application des traitements thermiques. Nous pouvons facilement constater qu'elle se compose de la ferrite (zone blanche) et de la perlite (zone noire).



**Figure 3-2** : Micrographie optique de l'acier reçu (Ferrite + Perlite).

### **3 – 2 – Préparation des échantillons avant traitements thermiques et essai d'usure :**

Avant la réalisation des traitements thermiques envisagés tous les échantillons subissent un polissage avec du papier abrasif en carbure de silicium (SiC) de grade 180 jusqu'à 1200. L'objectif de ce processus de polissage est l'élimination toute contamination et des défauts de surface.

### **3 – 3 – Développement d'une structure Dual-phase :**

Trois différents traitements thermiques ont été effectués pour générer des aciers Dual-Phase avec différentes morphologies et fraction volumique de la phase martensitique. Les traitements thermiques ont été effectués dans un four à moufles électrique au Laboratoire de Génie des Procédés (LGP) de l'Université de Laghouat.

#### **3 – 3 – 1 – Traitement (IQ) : Intermediate Quenching :**

Le traitement de trempe intermédiaire est effectué en quatre étapes (**figure 3-3**) :

1. Un chauffage à 940 °C pendant 30 minutes.
2. Un refroidissement à l'eau.

3. Puis un chauffage aux températures (760 et 800 °C) pendant 30 minutes.
4. Et enfin, un refroidissement à l'eau.

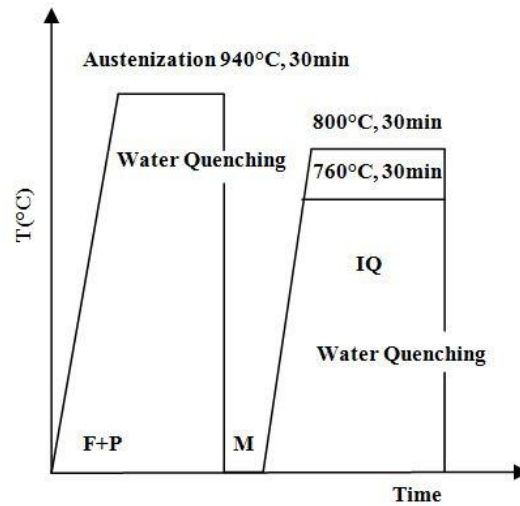


Figure 3-3 : Traitement thermique IQ.

### 3 – 3 – 2 – Traitement (SQ) : Step Quenching :

Le traitement de trempe par étapes est effectué en trois étapes (figure 3-4) :

1. Un chauffage à 940 °C pendant 30 minutes.
2. Un refroidissement au four jusqu'aux températures (760 et 800 °C), puis maintien pendant 30 minutes.
3. Et enfin, refroidissement à l'eau.

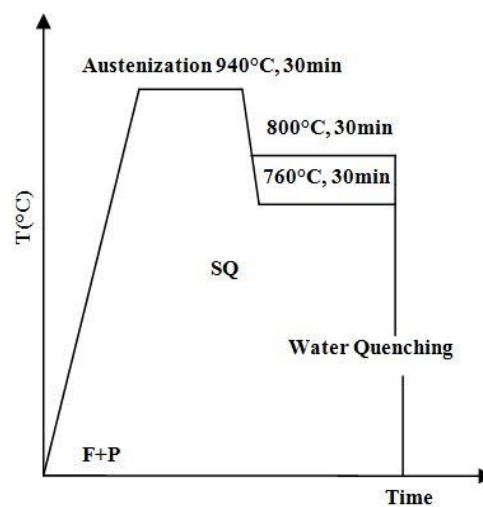
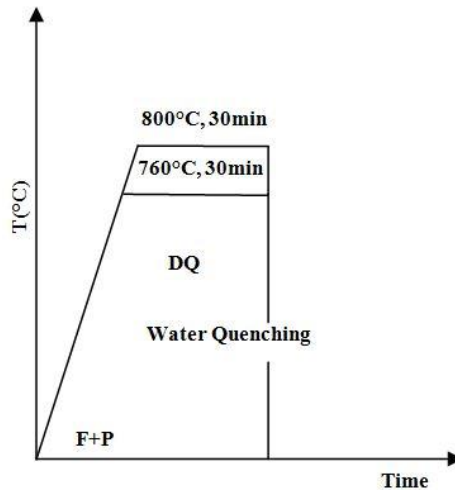


Figure 3-4 : Traitement thermique SQ.

**3 – 3 – 3 – Traitement (DQ) : Direct Quenching :**

Le traitement de trempe direct est effectué en deux étapes (**figure 3-5**) :

1. Un chauffage aux températures inter-critiques (760 et 800 °C) pendant 30 minutes.
2. Un refroidissement à l'eau.



**Figure 3-5 :** Traitement thermique DQ.

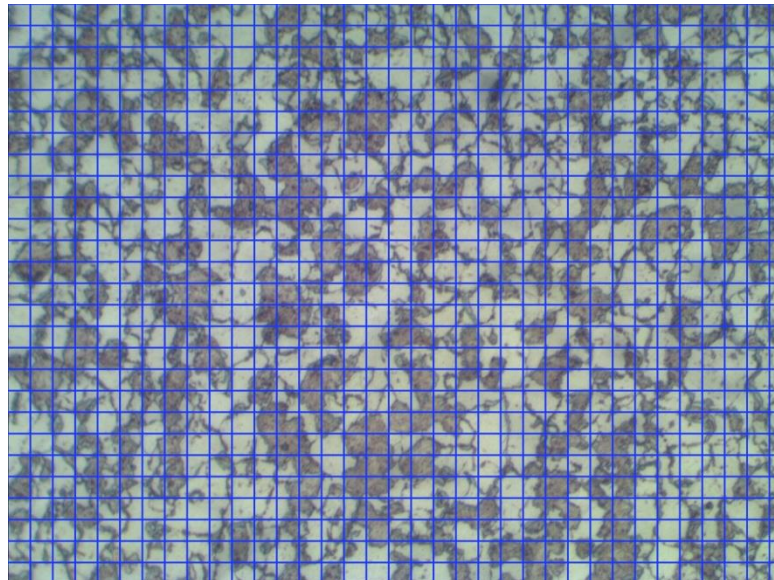
Après les traitements thermiques, tous les échantillons subissent un deuxième polissage avec du papier abrasif en carbure de silicium (SiC) jusqu'à 1200 avant leur caractérisation microstructurale et mécanique pour éliminer les couches d'oxydes formées lors du maintien dans le four

**3 – 4 – Observation métallographique :**

Après le polissage, et pour révéler la microstructure des différentes phases, l'échantillon subit une attaque chimique au Nital à 4 % avant l'examen métallographique. Le microscope optique utilisé au cours de ce travail est un microscope métallographique de type LIECA DMLM équipé d'une caméra à haute résolution et piloté par un logiciel qui permet l'acquisition et le traitement d'images.

### 3 – 5 – Détermination de la fraction volumique de la martensite :

La fraction volumique de la martensite a été estimée selon la norme ASTM E562-83 (méthode d'essai standard internationale servant à déterminer la fraction volumique par comptage manuel systématique de points) dans une microstructure (**figure 3-6**). La technique consiste à réaliser une grille qui se compose d'un nombre prédéfini des points, est superposée sur l'image produite par le microscope optique, et le nombre des points de test situé sur la phase sont comptés et divisés par le nombre total des points de grille donnant une fraction de points, généralement exprimée en pourcentage, pour ce champ. La fraction de point moyenne pour n champs mesurés donne une estimation de la fraction volumique du constituant.



**Figure 3-6 :** Technique utilisée pour l'estimation de la fraction volumique de la martensite.

### 3 – 6 – Caractérisation mécanique :

#### 3 – 6 – 1 – Microdureté :

Pour chaque échantillon, trois mesures de microdureté Vickers ont été effectuées à l'aide d'un duromètre de marque MITUTOYO, Model MVK-H2, sous une charge de 200 g, la valeur rapportée est la moyenne de trois mesures de mesures répétées. La **figure 3-7** montre le dispositif utilisé.



**Figure 3-7 :** Duromètre.

### **3 – 6 – 2 – Essai de traction :**

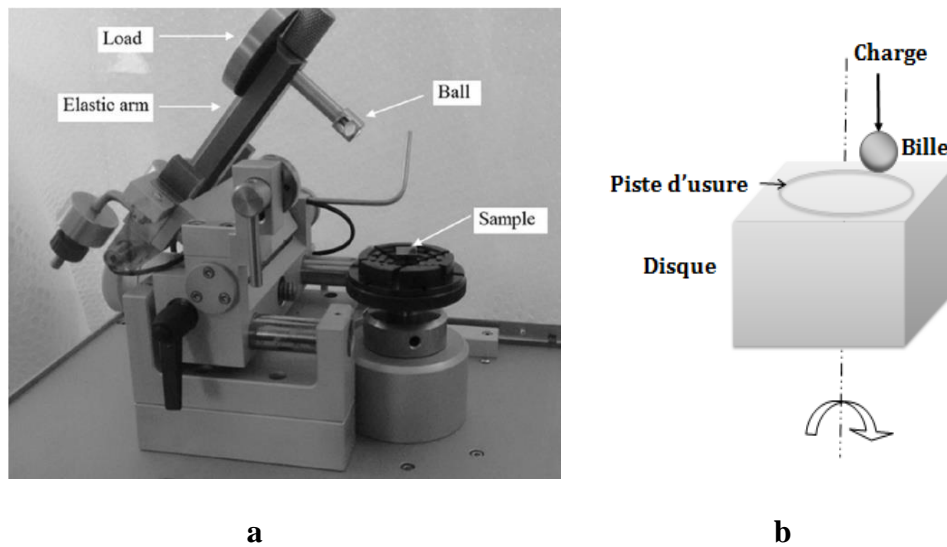
Afin de caractériser les propriétés mécaniques et d'étudier l'influence des différents traitements thermiques, des essais de traction uniaxiale à la température ambiante ont été réalisés dans une machine de type Mohr Federhaff. Les essais ont été réalisés à température ambiante. Les charges et élongations mesurées ont été converties en courbes contrainte vraie - déformation vraie. A partir de chaque courbe, la valeur de la contrainte vraie à charge maximale ainsi que la valeur de la déformation uniforme ont été déterminées.

### **3 – 6 – 3 – Essai d'usure :**

Les essais d'usure ont été effectués sous l'atmosphère ambiante sans lubrification avec une humidité de l'ordre de 50 % et à une température de 25 °C à l'aide d'un tribomètre de type CSM Instrument Bille - Disque (**figure 3-8-a**) avec système automatique d'acquisition des données. Un schéma simplifié de la configuration du test d'usure est montré dans la **figure 3-8-b**. Les échantillons ont été testés contre une bille en acier (100C6) de 6 mm de diamètre et de dureté de 65 HRC montée sur un bras élastique et subit un déplacement rotatif. Dans ce travail la charge normale de 5N a été maintenue constante pour toutes les expériences. Pour le choix de la vitesse de glissement dans les tests d'usure, nous avons effectué une série d'essais d'usure préliminaire à des vitesses de glissement de 1, 4, 6 et 9 cm/s. Pour le reste, nous avons considéré uniquement

la vitesse de 4 cm/s dans la discussion de l'effet des traitements thermiques sur le coefficient de frottement et l'usure.

. La distance de glissement a été fixée à 20m. Chaque test a été répété, au moins, 3 fois. Le coefficient de frottement est déterminé durant le test en mesurant la déflexion du bras élastique à l'aide d'un capteur. Les détails expérimentaux sont décrits dans le **tableau 3-3**.



**Figure 3-8:** (a) Vue du tribomètre bille-disque utilisé et (b) diagramme schématique.

**Tableau 3-3 :** Conditions Expérimental

Paramètres	Conditions de fonctionnement
Vitesse de glissement (cm/s)	4
Charge Normale (N)	5
Distance de glissement (m)	20
Environnement	Air
Température (°C)	25
Humidité (%)	50

### 3 – 6 – 4 – Quantification de l'usure

- a- perte de volume
- b- observation en microscopie

**a - Mesure de la perte de volume d'usure :**

Pour évaluer la perte de volume enregistrée après les tests d'usure, un profilomètre optique (Altisurf 500) (**Figure 3-9**) équipé d'un logiciel de traitement d'images en 3D (Altimaptography XT) et un profil de rugosité 2D a été utilisé.



**Figure 3-9 :** Profilomètre optique (Altisurf 500).

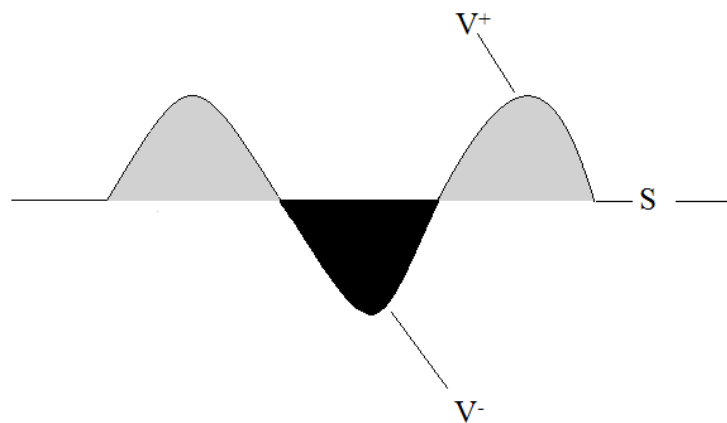
L'Altisurf 500 est un appareil multi-capteurs créé pour lire avec précision les surfaces des composants. Il mesure plusieurs profils, qui, automatiquement mis ensemble, permettent la reconstruction de la morphologie des l'échantillon. Ensuite, un logiciel de post-traitement permet d'appliquer des paramètres d'analyse tels que rugosité, la tribologie, les formes et les dimensions ainsi que les phénomènes topographiques. Par exemple, le Altisurf 500 mesure de planéité, les états de surface, hauteur de marche, des affleurements...

Le Altisurf 500 peut mesurer avec ou sans contact avec le choix de 5 différents haut-Capteurs Altiprobe: lumière blanche, laser, caméra vidéo CCD, capteur mécanique et micro-d'œuvre capteur. Le capteur mesure la hauteur choisie d'un seul point un moment donné, tandis que les tables coulissantes pour déplacer l'objet être étudiés afin de numériser ou de tracer son domaine. Les trajets de mesure sont définis sur la caméra

vidéo (profils de surface), la machine se déplace automatiquement par compensation à la place assignée et le mesurer avec le sonde sélectionnée...

La quantification de l'usure se faire en mesurant la perte de volume des différentes échantillons. Cette perte de volume est obtenue en soustrayant le volume des bourrelets  $V^+$  au volume de la dépression centrale  $V^-$  ( $W = V^- - V^+$ ).

Les volumes par unité de longueur des bourrelets latéraux  $V^+$  et la dépression centrale  $V^-$  par rapport à la surface initiale  $S$  de l'échantillon (**Figure 3-10**) ont été déterminé par le profilomètre optique. L'essai est répété à trois endroits différents, les moyens des résultats obtenus étant prise comme caractéristique de l'usure.



**Figure 3-10** : Présentation schématique d'une section de la surface usée.

#### **b- Observations microscopiques des surfaces usées :**

Après les essais d'usure, la morphologie des traces d'usure a été analysée en utilisant le microscope électronique à balayage (MEB) utilisé dans ce travail est de marque TESCAN WEGA3 EasyProbe SBU du Laboratoire de Génie des Procédés à l'Université de Laghouat (**Figure 3-11**). Le microscope est équipé d'un capteur pour les électrons secondaires (images de topographie) et un autre capteur pour les électrons rétrodiffusés (images de compositions) avec un pilotage complet par ordinateur, il permet de décrire les aspects des échantillons tels que la topographie, la cristallographie et l'analyse qualitative. La présence d'une sonde EDX permet de faire des analyses chimiques semi quantitatives sur n'importe quel point de l'échantillon observé.



**Figure 3-11** : Microscope Electrique à Balayage (TESCAN).

*Chapitre 4 :*

*Résultats et discussions*

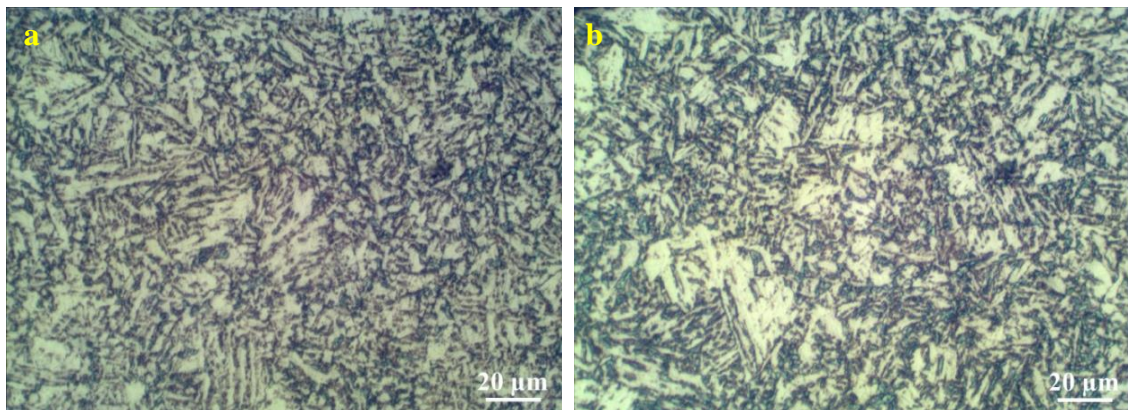
#### 4 – 1 – Microstructures des aciers Dual-Phase obtenues après traitements thermiques :

Comme premier résultat, il faut signaler que toutes les microstructures obtenues par les traitements thermiques appliqués dans cette étude (IQ, SQ et DQ), ont conduit à des microstructures Dual-Phase constituées de martensite (zone noire) et de ferrite (zone blanche). Aucune autre phase, en dehors de la martensite et la ferrite, n'est présente (Figures 4-1, 4-2 et 4-3). Les fractions volumiques de la martensite et de la ferrite dépendent de la température de recuit intercritique (760 °C ou 800 °C).

Les microstructures Dual-Phase, composées de ferrite et martensite, se caractérisent par diverses morphologies de colonies de martensite dépendant de la microstructure initiale qui précède le recuit intercritique.

##### 4 – 1 – 1 – Traitement thermique IQ :

Les figures 4-1-a et 4-1-b montrent la microstructure Dual-Phase obtenue par le traitement IQ à 760 et 800 °C respectivement. Nous pouvons constater que cette microstructure est caractérisée par une martensite fine et fibreuse uniformément dispersées dans une matrice ferritique ductile. La structure initiale avant d'accéder au domaine intercritique ( $\alpha + \gamma$ ) est une microstructure essentiellement martensitique formée par une trempe à l'eau à partir de la température d'austénitisation.



**Figure 4-1 :** Micrographies optiques des microstructures Dual-Phase après le traitement thermique IQ à 760 °C (a) et 800 °C (b).

Selon la littérature [102], la microstructure martensitique initiale fournit une haute densité des sites de nucléation pour la ferrite et l'austénite pendant le recuit intercritique. Lors du recuit intercritique la nucléation de l'austénite commence le long des joints de

lattes de la martensite antérieure. Après la trempe à l'eau, la dernière microstructure obtenue, caractérisée par une martensite fine et fibreuse homogène dans la matrice ferritique.

Les valeurs de la limite d'élasticité ( $R_{e0.2}$ ), la résistance à la traction ( $R_m$ ), l'allongement à la rupture ( $A$ ) et la microdureté ( $HV_{0.2}$ ) des échantillons obtenus dans ce travail après l'application du traitement thermique IQ à 760 et 800 °C sont groupés dans le **tableau 4-1**.

Le traitement thermique IQ réalisés sur l'acier X52 à 760 et à 800 °C a permis d'améliorer la microdureté, la résistance à la traction et l'allongement. Les résultats obtenus montrent que plus la fraction volumique de la martensite augmente, plus la résistance mécanique est meilleure. En effet, on a enregistré des résistances à la rupture de l'ordre de 845 MPa pour le recuit de 800 °C et 735 MPa pour le recuit de 760 °C. Il faut signaler que l'allongement enregistré dans le recuit de 760 °C est plus élevé que celle à 800°C (31% contre 25%). Cela n'est guère surprenant, vu que la phase ferritique responsable de la ductilité est plus élevée à 760 °C. Ce résultat, nous laisse dire que ces aciers acceptent bien la mise en forme par déformation plastique. La légère augmentation enregistrée sur les valeurs de microduretés suite aux traitements IQ peut être expliquée par la formation d'une morphologie fine et fibreuse de la martensite.

**Tableau 4-1:** Les propriétés mécaniques obtenues après l'application du traitement thermique IQ à 760 °C et 800 °C.

Acier	Echantillon	$T_{IC}$ (°C)	$V_m$ [%]	$R_m$ [MPa]	$R_{e0.2}$ [MPa]	A [%]	[HV <sub>0.2</sub> ]
API X52	IQ	800	55	845	525	25	210
		760	34	735	470	31	190

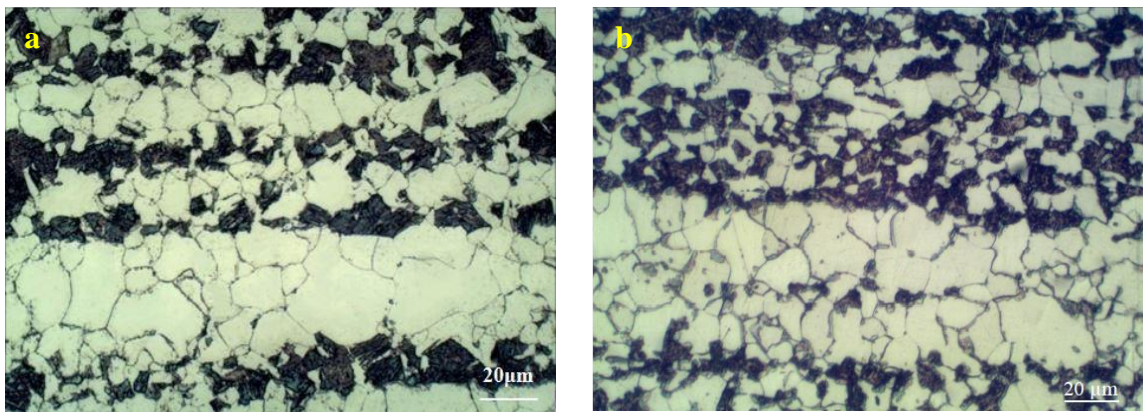
$T_{IC}$  : Température Intercritique.

$V_m$  : Fraction volumique de martensite.

#### 4 – 1 – 2 – Traitement thermique SQ :

Les **figures 4-2-a** et **4-2-b** représentent des microstructures Dual-Phase (ferrite + Martensite) des échantillons qui ont subi le traitement SQ à 760 et 800 °C respectivement, cette microstructure montre une morphologie de bandes avec une distribution non uniforme des phases. La microstructure est austénitique avant d'entrer dans le domaine ( $\alpha + \gamma$ ). Après refroidissement au four jusqu'à la température de recuit

intercritique ( $\alpha + \gamma$ ) la nucléation de la ferrite débute au niveau des joints de grains de l'austénite et sa croissance se développe à l'intérieur des grains d'austénite [103]. Après la trempe à partir du domaine ( $\alpha + \gamma$ ), l'austénite non transformé se transforme en martensite. Kerbs et al. [104] ont démontré que la formation de la structure en bande dans les aciers DP par le traitement SQ est liée à l'influence de la ségrégation du Mn sur la nucléation et la croissance de ferrite à partir d'austénite pendant le refroidissement de la température d'austénitisation jusqu'à la température intercritique. Ils ont suggéré que l'effet de bande peut être réduit en diminuant de la température intercritique, vitesse de refroidissement de la température d'austénitisation, ou en diminuant la température de recuit intercritique. Ils ont également observé que la taille des grains de ferrite et des îlots de martensite a diminué en réduisant la température d'austénitisation. Ceci est dû à la disponibilité de plus de sites de nucléation pour la ferrite dans un grain d'austénite fin, car les joints de grains d'austénite sont des sites préférables de nucléation pour la ferrite.



**Figure 4-2 :** Micrographies optiques des microstructures Dual-phase après le traitement thermique SQ à 760 °C (a) et 800 °C (b).

Les valeurs de la limite d'élasticité ( $R_{e0.2}$ ), la résistance à la traction ( $R_m$ ), l'allongement à la rupture ( $A$ ) et la microdureté ( $HV_{0.2}$ ) des échantillons obtenus dans ce travail après l'application du traitement thermique SQ à 760°C et 800 °C sont groupés dans le **tableau 4-2**. Les résultats obtenus montre que plus la fraction volumique martensitique augmente, plus la résistance mécanique est meilleure [105-109]. On constate que d'une manière générale, l'allongement à la rupture de l'acier diminue avec l'augmentation de la température intercritique. Cela est dû à l'augmentation de la fraction volumique de la martensite dure et fragile [110]. D'autre part, le traitement SQ (structures en bande)

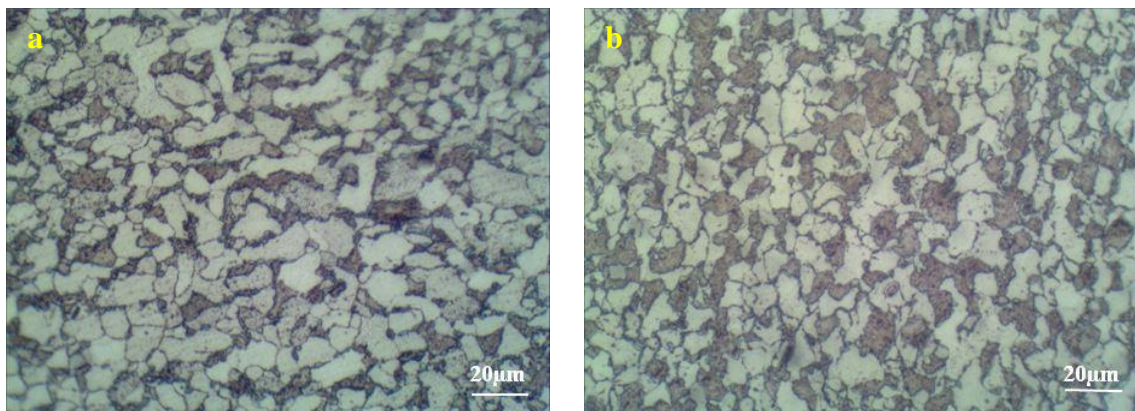
présente le plus faible valeur de l'allongement à la rupture et de microdureté par rapport que le traitement thermique IQ, la diminution est plus importante pour les échantillons qui ont subi le traitement SQ à 800 °C. Cette diminution est attribuée probablement à la formation d'une martensite grossière « coarse ».

**Tableau 4-2:** Les propriétés mécaniques obtenues après l'application du traitement thermique SQ à 760 °C et 800 °C.

Acier	Echantillon	T <sub>IC</sub> (°C)	V <sub>m</sub> [%]	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>e0.2</sub> [MPa]	A [%]	[HV <sub>0.2</sub> ]
API X52	SQ	800	55	790	500	11	187
		760	34	680	440	16	153

#### 4 – 1 – 3 – Traitement thermique DQ :

Les microstructures des échantillons qui ont subi le traitement DQ (**Figures 4-3-a** et **4-3-b**) montrent une structure Dual-Phase, caractérisée par une microstructure qui consiste en une martensite fine réparties et de ferrite polygonale, obtenue à partir de températures intercritiques 760 °C et 800 °C. Lors du 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. Il convient de mentionner que la structure de bande n'est pas formée dans les échantillons IQ et DQ, en raison de la disponibilité d'une forte densité de sites de nucléation pour la ferrite et la martensite pendant le recuit intercritique.



**Figure 4-3 :** Micrographies optiques des microstructures Dual-phase après le traitement thermique DQ à 760 °C (a) et 800 °C (b).

Les valeurs de la limite d'élasticité ( $R_{e0.2}$ ), la résistance à la traction ( $R_m$ ), l'allongement à la rupture (A) et la microdureté ( $HV_{0.2}$ ) des échantillons obtenus dans ce travail après l'application du traitement thermique DQ à 760 et 800 °C sont groupés dans le **tableau 4-3**. Comme pour les traitements IQ et SQ, le traitement DQ conduit à des propriétés mécaniques meilleures que celles avant traitement. En effet, on a enregistré des valeurs de microduretés de l'ordre de 200  $HV_{0.2}$  pour le recuit de 800 °C et 170  $HV_{0.2}$  pour le recuit de 760 °C. La microdureté augmente avec l'augmentation de la température intercritique, Cela est dû à l'augmentation de la proportion de la martensite.

**Tableau 4-3:** Les propriétés mécaniques obtenues après l'application du traitement thermique DQ à 760 °C et 800 °C.

Acier	Echantillon	$T_{IC}$ (°C)	$V_m$ [%]	$R_m$ [MPa]	$R_{e0.2}$ [MPa]	A [%]	$[HV_{0.2}]$
API X52	DQ	800	55	750	485	17	200
		760	34	670	405	22	170

Les résultats obtenus montrent que la fraction volumique de la martensite ne dépend que de la température intercritique (**tableau 4-4**). En effet, pour les trois traitements thermiques IQ, SQ et DQ, la fraction volumique de la martensite est de 55 % pour la température 800 °C et de 34 % pour la température 760 °C.

**Tableau 4-4 :** Les fractions volumiques de la martensite obtenues après les trois traitements thermiques appliqués.

Echantillons	Fraction volumique de la martensite [%]
IQ 760	34
IQ 800	55
SQ 760	34
SQ 800	55
DQ 760	34
DQ 800	55

Donc, nous pouvons dire que le type de traitement thermique n'a aucune influence sur la fraction volumique de la martensite et que seule la température du recuit intercritique

---

---

y est responsable. Cela a été rapporté par plusieurs chercheurs [102, 111], qui ont trouvé que la teneur en martensite est identique pour les différents traitements thermiques intercritiques lorsque la température de recuit intercritique est similaire. Selon le diagramme fer-carbone, plus la température de recuit intercritique augmente, plus l'austénite est transformée. Cette dernière sera ensuite transformée en martensite par refroidissement rapide tout en gardant la même proportion de martensite.

Les valeurs des propriétés mécaniques de certains travaux semblables à notre étude (dans la littérature), ainsi que les résultats obtenus dans ce travail sont rassemblées dans le **Tableau 4-5**. La tendance générale sur ce tableau est que, les valeurs des propriétés mécaniques augmente avec la température inter-critique; c'est-à-dire avec l'augmentation de la fraction de volume de la martensite.

Les propriétés mécaniques d'un acier DP sont influencées non seulement par la fraction volumique de martensite ( $V_m$ ), mais aussi par la morphologie, la taille de grains et la distribution de la phase martensitique.

Une comparaison entre les propriétés de traction obtenus par les traitements IQ, SQ et DQ, montre que les échantillons IQ ont les meilleures propriétés mécaniques, les échantillons IQ présentent une excellente combinaison de résistance et de ductilité, ceci est dû à la morphologie fine et fibreuse de la martensite. La taille fine des particules de la ferrite est contribue également à l'amélioration des propriétés mécaniques. Les aciers DP avec ferrite fine présentent une densité très élevée de dislocation, ce qui permet d'empêcher la propagation de la fissure par clivage et augmenter la ténacité et la ductilité [103,112].

La proportion de martensite obtenue sur l'acier API X52 est relativement plus élevée que celle obtenue sur les autres aciers (les valeurs de la littérature) (**Tableau 4-5**), cela peut être justifié par la présence de Nb et V en acier X52, qui profite à la transformation martensitique [113]. De plus, la densité de dislocations, le taux d'écrouissage initial et la réduction de surface la limite élastique et la résistance à la traction dans les aciers DP sont augmentent légèrement avec l'augmentation de l'addition de Nb (raffinement des grains).

**Tableau 4-5.** Les valeurs des propriétés mécaniques obtenues dans ce travail comparées à la littérature [114].

Acier	Ech	T <sub>1c</sub> (°C)	V <sub>m</sub> [%]	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>e0.2</sub> [MPa]	A [%]	UE [%]	Microdureté [HV <sub>0.2</sub> ]	Microdureté [HV <sub>0.01</sub> ]	dureté [HV <sub>30</sub> ]	Réf
API X52	IQ	800	55	845	525	25	/	210		/	Ce Travail
		760	34	735	470	31		190			
	SQ	800	55	790	500	11		187			
		760	34	680	440	16		153			
	DQ	800	55	750	485	17		200			
		760	34	670	405	22		170			
Acier bas carbone (0.18%)	DQ	720	28	736	441	27.6	/	/		222	[115]
	SQ	720	27	703	459	28.9				202	
	IQ	720	33	757	451	33.5				216	
Acier bas carbone (C ≈ 0.1%)	DQ	760	22.1	638	/	23.3	/	/		185	[109]
		780	25.5	673	/	21.0				195	
		800	30.4	699	/	19.3				199	
		820	38.1	718	/	18.6				203	
Acier bas carbone (C ≈ 0.1%)	DQ	750	25	814	337		12.4	/		/	[108]
		770	35	873	342		9.7				
		790	45	933	363		8.2				
		810	60	950	436		6.3				
		830	95	1048	556		4.2				
Acier bas carbone (C ≈ 0.1%)	DQ	820	/	865	545	13.3	/	/		/	[116]
	IQ	820	/	729	445	18					
	SQ	820	/	703	401	11.3					
Acier bas carbone (0.1%)	DQ	780	22.8	637	413	42.5	/	/		/	[117]
	IQ	780	22.7	655	413	52.9					
	SQ	750	23	568	325	51.9					

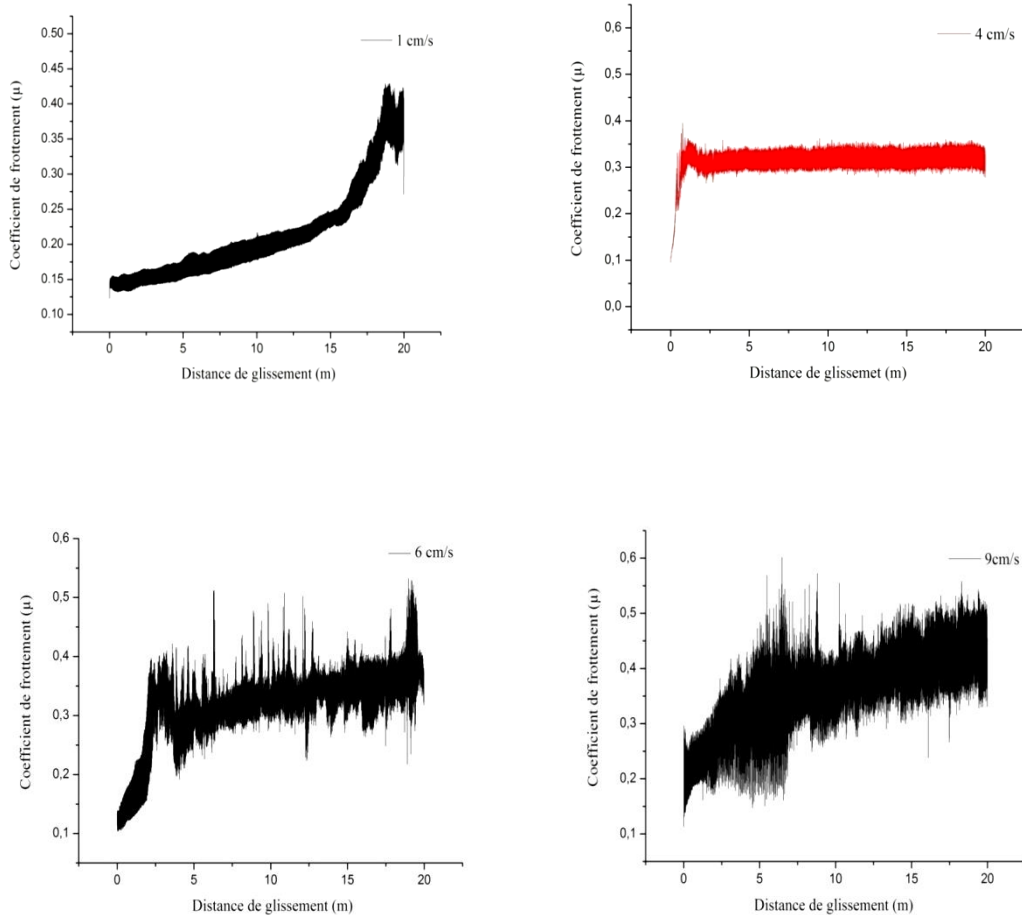
**4 – 2 – Essai d'usure :**

L'évaluation de l'effet des traitements thermiques IQ, SQ et DQ sur l'usure a été faite par l'évaluation du coefficient de frottement pendant le test et par la perte de volume enregistré après le test d'usure.

**4 – 2 – 1 – Évaluation du coefficient de frottement :**

Les résultats du choix des vitesses de glissement ont montré que les meilleures courbes de coefficient de frottement correspondent à une vitesse de glissement de 4 cm/s (coefficient de frottement est stable) (**figure 4-4**). En effet la vitesse de 1 cm/s est relativement faible, alors que pour les vitesses de 6 et 9 cm/s présentent des grandes fluctuations ce qui rend l'estimation du coefficient de frottement très difficile avec précision (complicque l'explication de ces courbes). Pour le reste, nous avons considérerons uniquement les courbes réalisées à une vitesse de 4 cm/s dans la

discussion de l'effet des traitements thermiques sur le coefficient de frottement et l'usure.



**Figure 4-4 :** Série d'essais d'usure pour des vitesses de glissement de 1, 4, 6 et 9 cm/s.

Les surfaces testées donnent lieu à des coefficients de frottement de valeurs comprises entre 0.30 et 0.55 pour tous les échantillons testés (**Figures 4-5 et 4-6**). Dans chaque cas, l'évolution de la force tangentielle en fonction du nombre de cycles peut être décomposée en deux phases quel que soit le traitement thermique appliqué:

- Une première phase où le coefficient de frottement augmente progressivement jusqu'à une valeur maximale variant entre 0,30 et 0,55. Cette phase est associée à la formation d'une couche transférée et à l'apparition de particules d'usure sur la trace de la bille [118].

- Une deuxième phase où le coefficient de frottement se stabilise entre 0,44 et 0,48. Il semblerait que cette phase serait associée à une action abrasive accrue des particules d'usure [119].

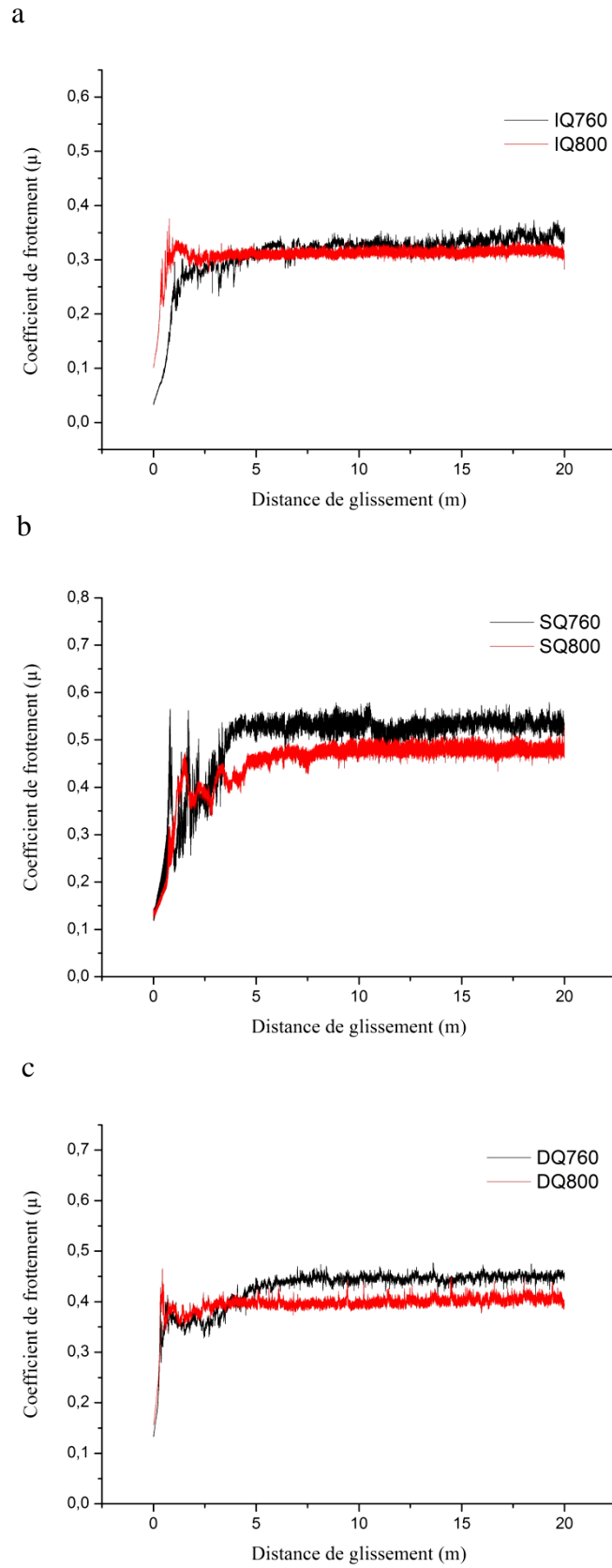
**a – Effet de la fraction de volume de martensite sur le coefficient de frottement :**

La **figure 4-5** montre la variation du coefficient de frottement en fonction de la distance de glissement pour les traitements thermique IQ, DQ et SQ à 760 ° C et 800 ° C. Il est évident que le coefficient de frottement de l'échantillon qui a subi un recuit intercritique à 800 °C pour les trois traitements thermiques (IQ, SQ et DQ) est légèrement inférieur par rapport au celui de 760 °C. Le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la température intercritique. Cela est dû à l'augmentation de la fraction volumique de la martensite dure.

La diminution du coefficient de frottement avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite est également remarquée dans diverses études [120,121].

Comme remarqué dans diverses études [122-124], l'augmentation de la fraction volumique de martensite dure et la diminution de la fraction volumique de ferrite ductile entraîne une augmentation de la dureté de l'acier Dual-Phase même si la dureté des phases individuelles (Ferrite et martensite) a suivi une tendance inverse.

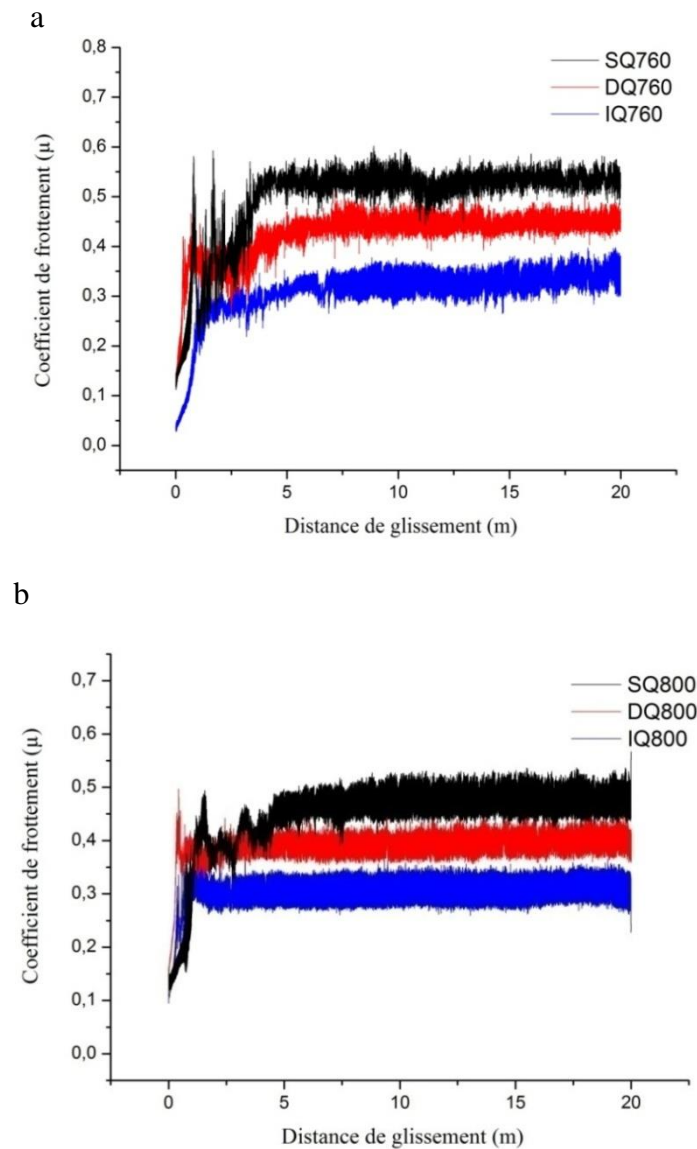
La phase martensitique des microstructures Dual-Phase sous une pression élevée présente une faible profondeur de pénétration de l'indenter et de faible déformation plastique, en raison de la dureté supérieure de cette phase, cette dernière elle permet de réduire la surface du contact et de réduire la possibilité de la formation et de la propagation de fissures pendant la délamination [125,126].



**Figure 4-5 :** Variation du coefficient de frottement en fonction de la température intercritique à 760°C et 800°C : (a) : IQ, (b) : SQ, (c) : DQ.

**b – Effet de la morphologie de martensite sur le coefficient de frottement :**

La **figure 4-6** montre la variation du coefficient de frottement en fonction de la distance de glissement des échantillons IQ, DQ et SQ. Il est observé que les échantillons IQ ont le coefficient de frottement le plus faible que pour les traitements SQ et DQ pour la même fraction volumique de martensite. Cela est probablement dû à la martensite fine et fibreuse uniformément distribué dans la matrice de la ferrite [115].



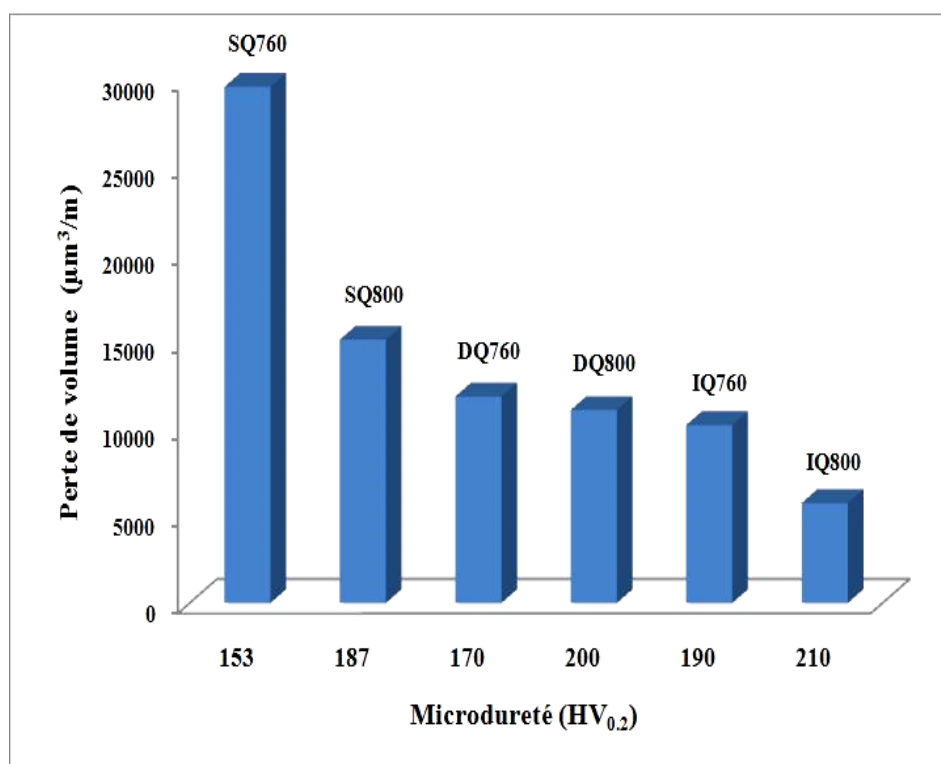
**Figure 4-6 :** Variation du coefficient de frottement avec la distance de glissement pour les traitements IQ, DQ et SQ : (a) : 760°C, (b) : 800°C.

L'acier Dual-Phase qui subi le traitement thermique IQ a le plus faible coefficient de frottement, cela peut être attribué à son mécanisme d'usure qui crée moins de surface

aspérités et irrégularités par rapport ceux qu'ont subi les traitements thermiques SQ et DQ. Cela conduit à moins d'interactions entre les aspérités de la surface d'usure et celle de la bille glissante, ce qui entraîne par conséquent une faible valeur de coefficient de frottement pour l'échantillon IQ par rapport aux SQ et DQ [115].

#### 4 – 2 – 2 – Évaluation de la perte de volume :

La perte de volume enregistrée sur les différents échantillons Dual-Phase après le test d'usure est présentée à la **figure 4-7**.



**Figure 4-7** : Perte de volume de différents échantillons en fonction de microdureté.

Une première constatation de la courbe de perte de volume en fonction de la distance de glissement obtenue dans la **figure 4-7**, nous laisse faire les remarques suivantes :

- La perte de volume maximale correspond au traitement SQ760.
- La perte de volume enregistrée sur les échantillons IQ800 est inférieure à celle enregistrée sur SQ et DQ.

- La perte de volume enregistrée sur les échantillons IQ800 est cinq fois moins que les échantillons SQ760.

La différence de perte de volume entre les différents échantillons est due soit à la fraction volumique de la martensite, soit à sa morphologie

**a – Effet de la fraction volumique de la martensite :**

- Pour le même traitement thermique (SQ), la perte de volume pour la température intercritique 800 °C, est inférieure à celle de 760 °C. Ce résultat n'est pas surprenant puisque la fraction volumique de la martensite ( $V_m$ ) à 800 °C est de 55% alors qu'à 760 °C est de 34%.
- La perte de volume est 30000  $\mu\text{m}^3/\text{m}$  et 15000  $\mu\text{m}^3/\text{m}$  pour SQ760 et SQ800 respectivement, la perte de volume enregistrée sur les échantillons SQ800 est deux fois moins que les échantillons SQ760.
- La perte de volume est 10000  $\mu\text{m}^3/\text{m}$  et 5000  $\mu\text{m}^3/\text{m}$  pour IQ760 et IQ800 respectivement, la perte de volume enregistrée sur les échantillons IQ800 est deux fois moins que les échantillons IQ760.
- Par contre pour les échantillons DQ, les valeurs sont proches, la perte de volume est 10000  $\mu\text{m}^3/\text{m}$  et 14000  $\mu\text{m}^3/\text{m}$  pour DQ800 et DQ760 respectivement.

**b – Effet de la morphologie :**

- Il est intéressant de noter que les valeurs de la perte de volume sont plus faibles pour les échantillons IQ que pour les échantillons SQ. Les résultats montrent que le traitement IQ possède la meilleure résistance à l'usure que les traitements SQ et DQ comme il est exprimé par sa morphologie (martensite fine et fibreuse).
- La perte de volume enregistrée sur les échantillons IQ760 est trois fois moins que les échantillons SQ760.
- La perte de volume enregistrée sur les échantillons IQ800 est trois fois moins que les échantillons SQ800.
- Le taux d'usure est affecté par la morphologie et la proportion de martensite.
- L'influence de la morphologie est plus importante que la proportion de martensite.

---

La résistance à l'usure des aciers dépend de leur composition chimique, propriétés mécaniques, fraction volumique de martensite, microstructure, dimensions surface / volume ainsi que sur les conditions d'usure.

Dans les trois traitements thermiques IQ, SQ et DQ, la perte de volume a augmenté avec la diminution de température intercritique c'est-à-dire avec la diminution de la fraction volumique de martensite ( $V_m$ ).

Dans l'acier (DP), la ferrite est la phase la plus ductile tandis que la martensite est la phase la plus dure. La résistance à l'usure abrasive dans les aciers (DP) est offerte par la phase de martensite dure tandis que la phase ductile de la ferrite améliore la capacité d'écrouissage, confère de la ductilité [127, 128]. La diminution du taux d'usure avec l'augmentation de la fraction volumique de martensite peut s'expliquer sur la base de la dureté conférée par l'incorporation de martensite dans ces aciers. L'acier contenant une fraction volumique de la martensite élevée aura une zone de contact réelle inférieure résultant de l'augmentation de dureté. Puisque le taux d'usure est directement proportionnel à la surface de contact réelle [129], l'acier contenant une quantité relativement plus élevée de martensite montrera un taux d'usure faible. La diminution du taux d'usure (perte de volume) avec l'augmentation de la fraction volumique de la martensite, cela aussi pourrait être attribuée à la diminution de la formation de fissures pendant le délaminage.

Ceci est en accord avec les résultats de H. Saghafian et al. [125] et Tyagi et al. [130], qui ont également trouvé que la résistance à l'usure abrasive des aciers (DP) augmente avec l'augmentation de température intercritique. Les fissures sont principalement nucléés à l'interface de ferrite / martensite. L'augmentation de la fraction volumique de martensite permet de réduire l'interface de la ferrite / martensite et, par conséquent, les endroits appropriés à la nucléation et à la propagation des fissures diminuent [125,126]. La dureté n'est pas le seul facteur important pour la résistance à l'usure, la morphologie et d'autres propriétés mécaniques sont importantes aussi. Il est clairement constaté que les échantillons IQ montrent une plus grande résistance à l'usure que celles de SQ et DQ. Cela peut être attribué à ses grains martensite et de ferrites plus fines. Cependant, lorsque la taille du grain de la ferrite augmente, la perte de volume d'usure augmente [115, 131, 132]. La présence des phases fines (ferrite-martensite) et donc d'une dureté améliorée dans l'échantillon IQ pourrait être responsable d'une amélioration de la résistance à l'usure abrasive. Comme indiqué dans [133], la morphologie de la ferrite-

martensite dans les aciers DP influence le transfert de charge ou la répartition contrainte / déformation entre deux phases, et donc affecte la résistance à la traction. Cela influence certainement aussi le comportement à l'usure par abrasion. Après trempe, la cohérence de l'interface martensite/ferrite fine est plus prononcée que celle de l'interface martensite/ferrite grossière. Ainsi, il est considéré que le risque de fissuration des particules de martensite dans l'échantillon IQ pourrait être réduit.

Les valeurs du coefficient de frottement et de la perte de volume des échantillons obtenues dans ce travail après les traitements thermiques IQ, SQ et DQ et celles d'autres chercheurs sont regroupées dans le **tableau 4-6**. La comparaison des valeurs de résultats présentées dans le **tableau 4-6** confirme les remarques déjà avancées. En effet, dans tous les cas, on constate que le coefficient de frottement et la perte de volume diminuent lorsque la fraction volumique de martensite augmente. D'autre part, le coefficient de frottement et la perte de volume ont été fortement influencés par la morphologie de la phase martensitique et de la ferrite.

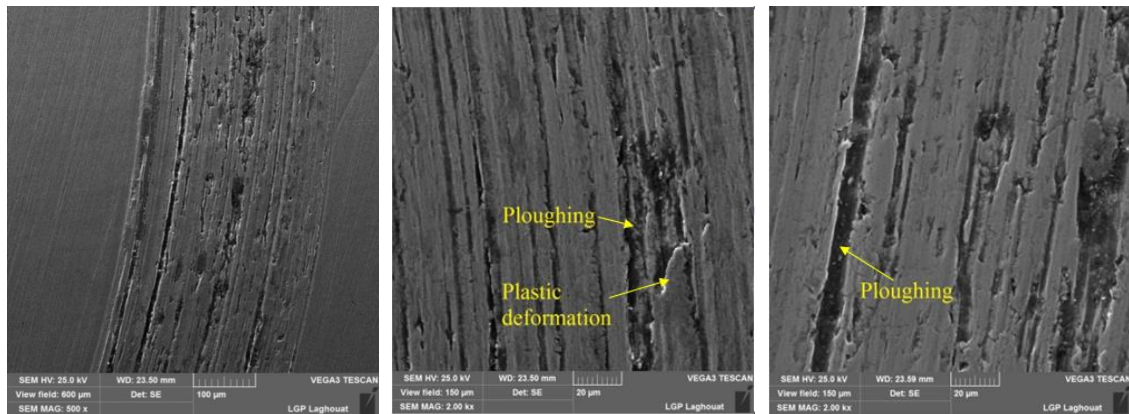
**Tableau 4-6 :** Les valeurs du coefficient de frottement et de la perte de volume obtenues dans ce travail comparées à la littérature [114].

Acier	Ech	T <sub>c</sub> (°C)	V <sub>m</sub> (%)	Charge Normale [N]	Vitesse de glissement [cm/s]	Coefficient de frottement	Perte de volume [μm <sup>3</sup> /m]	Perte de mass [mg/m]	Microdureté [HV <sub>0.2</sub> ]	Dureté [HV <sub>30</sub> ]	Réf
X52	IQ	800	55	5	4	0.3	5.74 10 <sup>3</sup>		210		Ce Travail
		760	34			0.33	1.02 10 <sup>4</sup>	190			
	SQ	800	55			0.47	1.51 10 <sup>4</sup>	187			
		760	34			0.52	2.26 10 <sup>4</sup>	153			
	DQ	800	55			0.4	1.11 10 <sup>4</sup>	200			
		760	34			0.45	1.19 10 <sup>4</sup>	170			
Acier bas carbone (0.18% C)	DQ	720	28	80	700	0.8		0.116		222	[115]
		720	27			0.8		0.151	202		
		720	33			0.7		0.098	216		
Acier bas carbone (0.21% C)	DQ	780	43	61.3	120	0.73	4 10 <sup>5</sup>			211	[125]
			53			0.72	3 10 <sup>5</sup>		245		
			72			0.71	2.5 10 <sup>5</sup>		285		
			81			0.68	2 10 <sup>5</sup>		327		
Acier bas carbone (0.42% C)	DQ	740	42	14.7	115	0.55	8 10 <sup>4</sup>			298	[130]
			51			0.54	7 10 <sup>4</sup>		336		
			59			0.52	6 10 <sup>4</sup>		367		

#### 4 – 2 – 3 – Les mécanismes d'usure :

La **figure 4-8** montre les observations MEB des surfaces usées de l'échantillon qui à subi le traitement SQ760. On voit la présence de labourage, des déformations plastiques et la formation des bourrelets. La bille est plus dure que la contre face (l'échantillon)

s'enfoncent dans la surface du métal de l'échantillon, labourant cette dernière le long de contact et en arrachant de la matière qui forment des bourrelets au bords de la surface. La déformation plastique entraîne une élévation de la température à l'interface. Par ailleurs il y a eu un transfert de matière de l'échantillon vers les pistes en contact de la bille pendant l'essai.



**Figure 4-8 :** Micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage des surfaces usées.

---

---

**Références**

- [102] E. Ahmed, T. Manzoor, M. M. A. Ziai, N. Hussain, Effect of Martensite Morphology on Tensile Deformation of Dual-Phase Steel, *Materials Engineering and Performance*, vol. 21, No 3, pp. 382–387, 2012.
- [103] L. Shi, Z. Yan, Y. Liu, C. Zhang, Z. Qiao, Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment, *Materials Science and Engineering A*, vol. 590, pp. 7-15, 2014.
- [104] B. Krebs, L. Germain, A. Hazotte, M. Goune, Banded structure in Dual Phase steels in relation with the austenite-to-ferrite transformation mechanisms, *Journal of Materials Science*, vol. 46, 7026-7038, 2011
- [105] Y.-G. Deng, H.-S. Di J.-C. Zhang, Effect of Heat-Treatment Schedule on the Microstructure and Mechanical Properties of Cold-Rolled Dual-Phase Steels, *Acta Metallurgica Sinica*, vol. 28, pp. 1141-1148, 2015.
- [106] F. Hayat, H. Uzun, Effect of Heat Treatment on Microstructure Mechanical Properties and Fracture Behaviour of Ship and Dual Phase Steels, *journal of iron and steel research, international*, vol.18, No 8, pp. 65-72, 2011
- [107] C. Guoa, L. Haoa, S. Li, Y. Kang, Y. An, Effect of microstructure quenched around  $A_{c3}$  point on the damage behavior in 0.087C–1.35Mn steel, *Journal of Materials Research and technology*, vol. 8, No 6, pp.5103–5113, 2019
- [108] S. Sodjit, V. Uthaisangasuk, Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels, *Materials and Design*, vol. 41, pp. 370–379, 2012.
- [109] C. Dulucheanu, T. Severin, A. Potorac, L. Irimescu, Influence of intercritical quenching on the structure and mechanical properties of a dual-phase steel with low manganese content, *Materials Today: Proceedings*, vol. 19, pp. 941–948, 2019.
- [110] P. Movahed, S. Kolahgar, S.P.H. Marashi, M. Pouranvari, N. Parvin, The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets *Materials Science and Engineering A*, vol. 518, No 1-2, pp. 1-6, 2009

- 
- [111] M. Calcagnotto, Y. Adachi, D. Ponge, Di. Raabe, Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging, *Acta Materialia*, vol. 59, pp. 658-670, 2011
- [112] O. Lavigne, A. Kotousov, V. Luzin, Microstructural, Mechanical, Texture and Residual Stress Characterizations of X52 Pipeline Steel, *Metals*, vol. 7, No 8, pp. 306, 2017.
- [113] M. Mohammadnezhad, V. Javaheri, M. Shamanian, M. Naseri, M. Bahrami, Effects of vanadium addition on microstructure, mechanical properties and wear resistance of Ni-Hard4 white cast iron, *Materials & Design*, vol. 49, pp. 888-893, 2013.
- [114] H. Gamri, O. Allaoui, S. Zidemel, Microstructural and Tribological Characterization of API X52 Dual-phase Steel, *tribology in industry*, vol. 43, No4, pp. 632-642, 2021
- [115] H. Ashrafi, S. Sadeghzade, R. Emadi, and M. Shamanian, Influence of Heat Treatment Schedule on the Tensile Properties and Wear Behavior of Dual Phase Steels, *Steel Research International*, Vol. 88, No 4, 2017.
- [116] A. Bayram and A. Uguz, Effects of Microstructure and Notches on the Mechanical Properties of Dual-Phase Steels, *Materials characterization*, vol. 43, No 4, pp. 259–269, 1999.
- [117] Y. Tomita, Effect of morphology of second - phase martensite on tensile properties of Fe-0.1C dual phase steels, *Materials science*, vol. 25, No 12, pp. 5179-5184, 1990
- [118] S. Ilo, A. Tomala, E. Badisch, Oxidative wear kinetics in unlubricated steel sliding contact, *Tribology International*, vol. 44, No 10, pp. 1208–1215, 2011.
- [119] D.H. Hwang, D.E. Kim, S.J. Lee, Influence of wear particle interaction in the sliding interface on friction of metals, *Wear*, vol. 225–229, Part 1, pp. 427–439, 1999.
- [120] O.P. Modi, P. Pandit, D.P. Mondal, B.K. Prasad, A.H. Yegneswaran, A. Chrysanthou, High-stress abrasive wear response of 0.2 % carbon dual phase

- 
- steel: effects of microstructural features and experimental conditions, *Materials Science and Engineering A*, vol. 458, No 1-2, pp. 303–311, 2007.
- [121] V. Abouei, H. Saghafian, S. Kheirandish, Dry sliding oxidative wear in plain carbon dual phase steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*, vol. 14, No 4, pp. 43–48, 2007.
- [122] R. Nadlene, H. Esah, S. Norliana, M.A.A. Irwan, Study on the effect of volume fraction of dual phase steel to corrosion behaviour and hardness, *International Scholarly and Scientific Research & Innovation*, vol. 5, No 2, pp.393–396, 2011.
- [123] V.L. De la Concepción, H.N. Lorusso, H.G. Svoboda, Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels, *Procedia Materials Science* vol. 8, pp.1047–1056, 2015.
- [124] E. Fereiduni, S.S. Ghasemi Banadkouki, Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel, *Journal of Alloy Compounds*, vol. 577, pp. 351–359, 2013.
- [125] H. Saghafian, Sh. Kheirandish, Correlating microstructural features with wear resistance of dual phase steel, *Materials Letters*, vol. 61, No 14–15, pp. 3059–3063, 2007
- [126] V. Abouei, H. Saghafian, S. Kheirandish, K. Ranjbar, A Study on the wear behavior of dual phase steels, *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 23, No 1, pp. 107–110, 2007.
- [127] M. Aksoy, M. B. Karamis, E. Evin, An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low-carbon steel, *Wear*, vol. 193, pp. 248-252, 1996
- [128] M. J. Perez, M. M. Cisneros, H.F. Lopez, Wear resistance of Cu–Ni–Mo austempered ductile iron, *Wear*, vol. 260, pp. 879-885, 2006
- [129] J. F. ARCHARD, Contact and Rubbing of Flat Surfaces, *journal of applied physics*, vol. 24, No 8, 1953.
- [130] R. Tyagi, S. K. Nath & S. Ray, Effect of Martensite Content on Friction and Oxidative Wear Behavior of 0.42 % Carbon Dual-Phase Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, No 11, pp. 3479–3488, 2002.

- 
- 
- [131] X. Deng, Z.Wang, Y.Tian, T.Fu, G.Wang, An investigation of mechanical property and three-body impact abrasive wear behavior of a 0.27% C dual phase steel, *Materials & Design*, vol. 49, pp. 220-225, 2013.
- [132] K. Ismail, A. Perlade, P. J. Jacques, T. Pardoën, Outstanding cracking resistance of fibrous dual phase steels, *Acta Materialia*, vol. 207, pp. 116700, 2021.
- [133] M. Sarvar, R. Priestner, Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel, *Journal of Materials Science*, vol. 31, pp. 2091-2095, 1996.

*Conclusion*

---

---

## 5 – CONCLUSIONS

- Trois différentes morphologies et deux différentes valeurs de fraction volumique (34% et 55%) de martensite dans la microstructure Dual-phase, ont été produites en appliquant trois différents traitements thermiques à deux températures intercritiques différentes, le traitement IQ a montré martensite fine et fibreuse uniformément dispersées dans une matrice ferritique ductile, le traitement SQ a montré une microstructure ferrite-martensite en bande, et le traitement DQ a montré une ferrite polygonale entourée d'un réseau connecté morphologie de martensite.
- Pratiquement, dans la quasi-totalité des cas les trois traitements intercritiques IQ, SQ et DQ conduisent à des propriétés mécaniques meilleures que celles avant traitements.
- L'augmentation de la température intercritique conduit à une résistance à la traction et une microdureté élevées mais avec une faible ductilité.
- Le coefficient de frottement et la perte de volume diminuent avec la température inter-critique; c'est-à-dire avec l'augmentation de la fraction de volume de la martensite.
- Le traitement thermique IQ a fourni la meilleure combinaison de résistance et de ductilité, ceci est dû à la morphologie fine et fibreuse de martensite.
- Le traitement thermique IQ présente une grande résistance à l'usure que celles de SQ et DQ, tels qu'exprimé par un coefficient de frottement faible et perte de volume faible.

*Perspectives*

---

---

**Perspectives**

La compréhension globale des phénomènes de frottement et d'usure ayant lieu dans les aciers Dual Phase est très variée, elle nécessite beaucoup d'analyses pour pouvoir étudier l'effet des différents paramètres qui agissent sur le comportement tribologique. Il serait intéressant donc de considérer dans les projets à venir les points suivants :

- Une analyse de la composition des phases des débris d'usure par la diffractomètre à rayons X.
- Etudier l'effet de la phase ferritique sur le frottement et l'usure.