

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

République Algérienne Démocratique et Populaire

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministre de l'Enseignement Supérieur et de La Recherche Scientifique

كلية العلوم التقنية

Faculté de Technologie

Département : Génie Mécanique

Mémoire de MAGISTER

Filière : Mécanique

Option : Sciences Des Matériaux

Par :

LAIDI Omar

THEME

Caractérisation de la résistance à l'usure des aciers "HSLA X52 et X70"

Soutenu publiquement devant le jury composé de :

Mr : BENCHATTI Ahmed

Mr : ALLAOUI Laid Abdelkrim

Mr : BENHORMA Hadj Aissa

Mr : ALLAOUI Omar

Mr : ZIDELMEL Sami

Président

Examineur

Examineur

Rapporteur

Rapporteur

Soutenue le : 04/07/2013

Dédicaces

Je dédie ce travail.

A mon cher père, ma chère mère qui se sont sacrifiés pour ma formation et qui par leur encouragement et leur soutien et aide, j'arrive au bout du chemin de ma vie.

A mes chers frère et sœurs.

Laidi Omar

REMERCIEMENTS

Je remercie en premier lieu le Bon Dieu Miséricordieux qui m'a donné la force et l'aide pour continuer ce travail.

Je remercie chaleureusement **Mr Allaoui Omar**, d'avoir encadré ce travail de recherche avec compétence. Merci pour m'avoir fait découvrir et donner goût à la recherche, surtout par ses conseils précieux.

Je tiens également à remercier **Mr Sami Zidemel** pour son Co-encadrement, ainsi que pour les importantes remarques et conseils.

Ce modeste travail de Magister a été réalisé aux Laboratoire de Génie des Procédés et de Génie Mécanique au niveau de l'Université de Laghouat, Je veux remercier **Dr. Ahmed Medjelled** chef département de génie mécanique, pour l'aide administrative et technique.

Je remercie sincèrement l'ensemble des membres de jury ; Je suis reconnaissant au **Pr. Ahmed Benchatti** de m'avoir fait l'honneur de présider le jury d'examen de ce Magister. Je remercie également et chaleureusement **Dr Allaoui Laid Abdelkarim** et **Dr Hadj Aissa Benhourma** pour leur excellent travail d'examineurs du présent manuscrit.

Mes salutations d'honneur et mes vifs remerciements vont également à tous les enseignants qui ont contribué à ma formation durant tous mes cycles d'études.

Et je ne saurais clore cette page sans remercier tous ceux qui ont aidé de près ou de loin à conclure ce travail.

Et enfin merci à tous ceux qui sont venus le 04/07/2013 me soutenir dans ce dur moment.

Laidi Omar

SOMMAIRE

Dédicaces	
Remerciements	
Introduction générale	1
Chapitre 1 : Etude bibliographique sur les aciers HSLA et Dual-Phase	5
1 – 1 – Introduction	5
1 – 2 – Les aciers HSLA	5
1 – 2 – 1 – Présentation et historique	5
1 – 2 – 2 – Propriétés mécaniques des aciers HSLA	13
1 – 2 – 2 – 1 – Comportement plastique des aciers HSLA	13
a- Durcissement par solution	14
b- Durcissement par dispersion de précipités	14
c- Durcissement par joints de grains	16
d- Durcissement par sous-joints de grains	17
e- Durcissement par dislocations	17
1 – 2 – 2 – 2 – Les propriétés de résilience des aciers HSLA	18
a- La rupture fragile des aciers HSLA	18
b- Influence de la taille de grain	18
c- Influence de la teneur en carbone	19
1 – 3 – Les aciers Dual-Phase (DP)	20
1 – 3 – 1 – Généralités	20
1 – 3 – 2 – Formation de microstructures des aciers Dual-Phase	21
1 – 3 – 2 – 1 – Formation d'austénite lors du recuit intercritique	22
1 – 3 – 2 – 2 – Formation d'austénite après un recuit intercritique	25
1 – 3 – 2 – 3 – Variations de phase ferrite pendant le recuit intercritique et durant le refroidissement	26
1 – 3 – 2 – 4 – Microstructure des aciers Dual Phase	27
1 – 3 – Structure de la Martensite	29
1 – 3 – 1 – La transformation Martensitique	29
1 – 3 – 2 – Morphologie de la Martensite	30
Références bibliographiques du chapitre 1	31
Chapitre 2 : Etude bibliographique sur l'usure des aciers HSLA et des aciers Dual-Phase	34
2 – 1 – Introduction	34
2 – 2 – Définition de l'usure	34
2 – 2 – Phénomènes élémentaires d'endommagement des surfaces	35
2 – 3 – Classification des modes d'usure	36
2 – 3 – 1 – Classification empirique	36
2 – 3 – 2 – Classification technologique	37
2 – 3 – 1 – Classification scientifique	37
2 – 3 – 1 – 1 – L'usure par adhérence	38
2 – 3 – 1 – 2 – L'usure par abrasion	41
2 – 3 – 1 – 3 – L'usure par érosion	43
2 – 3 – 1 – 4 – L'usure par fatigue	45
2 – 3 – 1 – 4 – L'usure par fretting	45
2 – 4 – Résistance à l'usure des aciers HSLA	47
2 – 5 – Résistance à l'usure des aciers Dual-Phase	48
Références bibliographiques du chapitre 2	50
Chapitre 3 : Techniques et Procédures Expérimentales	52
3 – 1 – Introduction	52

3 – 2 – Aciers utilisés	52
3 – 3 – Préparation des échantillons avant traitements thermiques et essais d'usure	54
3 – 4 – Traitements Thermiques	55
3 – 4 – 1 – Traitement (IQ) : Intermediate Quenching	55
3 – 4 – 2 – Traitement (SQ) : Step Quenching	55
3 – 5 – Préparation des échantillons après traitements thermiques et métallographie	56
3 – 5 – 1 – Tronçonnage	56
3 – 5 – 2 – Polissage de finition	56
3 – 5 – 3 – Attaque chimique	56
3 – 5 – 4 – Observation métallographique	57
3 – 5 – 5 – Estimation de la fraction volumique de la martensite	57
3 – 6 – Caractérisation mécanique des échantillons	58
3 – 6 – 1 – Essais de microdureté	58
3 – 6 – 2 – Essais d'usure abrasive « pion-disque »	58
3 – 6 – 2 – 1– Conditions des essais d'usure abrasive « pion-disque »	60
3 – 6 – 2 – 2– Influence de la vitesse de glissement	61
3 – 6 – 2 – 3– Influence de la charge appliquée	61
3 – 7 – La pesée des échantillons	62
Chapitre 4 :Résultats et Discussions	63
4 – 1 – Introduction	63
4 – 2 – Microstructures initiales des aciers HSLA X52 et X70	63
4 – 3 – Traitements thermiques	65
4 – 4 – Traitements thermiques « IQ »	65
4 – 5 – Traitements thermiques « SQ »	70
4 – 6 – Essais d'usure « pion-disque »	75
Références bibliographiques du chapitre 4	78
Conclusions	80

Introduction générale

Les aciers HSLA (**H**igh **S**trength **L**ow **A**lloy) sont des aciers à bas carbone, microalliés, dont le développement par laminage à chaud remonte aux années 60. Leurs propriétés mécaniques caractéristiques, telles que la haute limite élastique et l'énergie de rupture élevée, sont principalement obtenues par affinement de microstructure et une fine précipitation durcissante. Les aciers HSLA trouvent leurs principales applications en tant que matériaux de structure ou dans la construction automobile.

Le procédé d'élaboration le plus utilisé pour l'obtention des aciers HSLA est la coulée continue, qui permet de produire des tôles laminées. Dans ce procédé, l'acier en fusion est coulé en brames de 50 mm d'épaisseur puis directement laminé en phase austénitique (phase γ) jusqu'à son épaisseur finale. La brame austénitique suit ensuite un chemin de refroidissement jusqu'à la température ambiante qui amène la tôle dans sa phase stable à basse température, la phase ferritique (phase α).

Dans cette étape de refroidissement, les mécanismes de transformations de phase amènent vers un état métallurgique à la température ambiante. Ainsi, dans ce procédé, les propriétés à la température ambiante de ces aciers dépendent de l'état métallurgique de l'austénite à haute température et des transformations de phase.

Dans les processus métallurgiques, l'étape de laminage en phase austénitique est définie comme un traitement thermomécanique et représente une étape clé dans l'élaboration des aciers HSLA. En effet, les propriétés des aciers HSLA à la température ambiante sont obtenues en contrôlant l'état métallurgique de l'austénite en fin de laminage.

En adaptant les éléments d'addition et le traitement thermomécanique, il est possible de laminer l'austénite en dessous de sa température de cristallisation et par conséquent d'obtenir une austénite qui n'est pas complètement cristallisée en sortie du laminoir. L'austénite ainsi obtenue, est fortement écrouie et présente une haute densité de joints de grains, ce qui va conduire, après transformation de phase, un acier caractérisé par une taille de grain fine.

Les aciers Dual-Phase (DP) ont été initialement développés dans les années 1970, mais ils ne sont devenus largement utilisés par les constructeurs automobiles que dans les 10 dernières années. La formabilité des aciers faiblement alliés à haute résistance (HSLA) est insuffisante pour la production de formes complexes de pièces automobiles et limite ainsi leurs applications. Ces limitations peuvent être résolues en utilisant des aciers DP avec une microstructure composite constituée de disques martensite noyés dans une matrice de ferrite douce. Comparé avec les aciers HSLA au même niveau de résistance à la traction, les aciers DP possèdent la force du bas rendement, sans limite d'élasticité allongement, le taux d'écrouissage élevé, et plus ductilité.

Une bonne partie des pipelines en Algérie a été faite avec les aciers HSLA API 5L X52 et API 5L X70. La fabrication des tubes soudés à partir de ces deux aciers est réalisée à l'usine **Alphapipe de Ghardaïa**. Parfois, le contrôle de qualité des bobines en aciers HSLA X52 et/ou X70 exige le déclassement de certaines bobines qui ne peuvent plus être utilisées dans la fabrication de pipelines. Le plus souvent, ces bobines de tôles sont vendues pour être utilisées dans d'autres secteurs d'industrie où il y a moins d'exigence au niveau des performances.

Un axe de recherche de valorisation des aciers X52 et X70, déclassés par **Alphapipe de Ghardaïa**, a été lancé, au Laboratoire de Génie des Procédés, par Monsieur Zidelmel Sami. Le principal objectif de cet axe de recherche, est d'essayer de faire quelques transformations au niveau des microstructures des aciers X52 et X70 à travers des traitements thermiques pour les rendre utilisables dans d'autres secteurs.

L'objectif de ce travail, rentre dans le cadre de cet axe de recherche et vise spécialement la transformation des aciers HSLA X52 et X70 en aciers Dual-Phase (DP) et de caractériser les aciers DP obtenus pour des applications sous sollicitations d'usure abrasive.

Ce sujet a pour objet l'étude de l'effet de la proportion et la morphologie de la Martensite sur la résistance à l'usure de deux aciers Dual-phase.

Les Aciers Dual-phase sont des aciers à haute limite élastique dont la microstructure est formée d'une matrice ferritique ductile et des ilots de phase martensitique très dure. La proportion de la martensite ainsi que sa morphologie affecte directement les propriétés mécaniques de l'acier.

L'effet de la proportion de la martensite est obtenu par la variation des températures de chauffage intercritique, par contre l'effet de la morphologie de la martensite est obtenu par deux types de traitement thermique distinct (IQ) et (SQ).

Afin d'explorer le potentiel tribologique des aciers Dual-phase comme matériau résistant à l'usure, les essais d'usure seront menés à l'aide d'une machine pin-on-disc sous différentes charges et vitesses de glissement. Pour tous ces paramètres suscités, le mécanisme d'usure sera principalement suivi par microscope optique et au microscope électronique à balayage.

La présentation du mémoire est faite de la façon suivante :

Un premier chapitre réservé à une étude bibliographique sur les aciers HSLA. Dans ce premier chapitre, nous allons présenter en détail les aciers HSLA et les aciers Dual-Phase (DP), pour avoir une idée claire sur ces deux familles d'aciers à haute résistance utilisés actuellement dans plusieurs secteurs de l'industrie.

Ainsi, la première partie de ce chapitre va être réservée aux aciers HSLA ,alors que dans la deuxième partie nous allons exposer les aciers Dual-Phase (DP).vers la fin du premier chapitre , nous allons présenter les deux aciers HSLA API X52 et X70 qui ont fait l'objet ce travail.

Le deuxième chapitre sera consacré à une étude bibliographique sur les phénomènes d'usure rencontrés lors de contact des surfaces et les mécanismes qui conduisent à la dégradation mécanique des surfaces. Dans cette étude bibliographique, nous présentons les principaux mécanismes d'usure des surfaces, les paramètres qui peuvent affecter l'usure, ainsi que les moyens utilisés pour empêcher ou limiter les dégâts qui peuvent être causés par l'usure.

Nous allons aussi présenter une classification des différents modes d'usure, en particulier l'usure abrasive, puisqu'elle représente l'objet principal de ce travail de recherche .Vers la fin de ce chapitre, nous allons exposer quelques travaux de recherche publiés dans la littérature et qui sont en relation directe avec l'usure de aciers HSLA et des aciers Dual-Phase.

Dans le **troisième chapitre**, nous allons présenter toutes les techniques et les procédures qui ont été utilisées durant la réalisation de ce travail de recherche, et qui incluent la préparation des échantillons avant traitements thermiques, la réalisation des

traitements thermiques, la caractérisation après traitements thermiques, essais d'usure sur les différents échantillons, quantification de l'usure,...

Ce chapitre va comprendre aussi , la composition chimique aciers HSLA X52 et X70 utilisés, leurs structures et états avant la réalisation des traitements thermiques ,ainsi que les conditions dans lesquelles les essais d'usure « pion-disque » ont été effectuées .

Le quatrième chapitre sera réservé à la présentation et la discussion des résultats obtenus. La discussion des résultats obtenus sera faite en fonction des conditions des traitements thermiques et sera comparée avec la littérature.

Vers la fin de ce travail, nous allons présenter les constatations et les conclusions faites durant ce travail.

Chapitre 1 :

*Etude bibliographique sur les aciers
HSLA et Dual-Phase*

1 – 1 – Introduction

Dans ce premier chapitre, nous allons présenter une étude bibliographique relativement détaillée sur les aciers HSLA et les aciers Dual-Phase (DP), pour avoir une idée claire sur ces deux familles d'aciers à haute résistance utilisés actuellement dans plusieurs secteurs de l'industrie.

Bien sur, au cours de cette étude bibliographique, nous allons donner un aperçu sur l'historique de développement de ces aciers, la composition chimique correspondante, le processus d'élaboration et les applications les plus courantes. Pour respecter la chronologie d'apparition des aciers à haute résistance à l'échelle industrielle, nous allons présenter les aciers HSLA et les aciers Dual-Phase (DP) dans deux parties différentes. Ainsi, la première partie va être réservée aux aciers HSLA où vers la fin de cette partie, nous allons présenter les deux aciers HSLA API X52 et X70, alors que dans la deuxième partie nous allons exposer les aciers Dual-Phase (DP).

1 – 2 – Les aciers HSLA

1 – 2 – 1 – Présentation et historique

Les aciers (HSLA) ou (HLE) sont des aciers faiblement alliés avec une haute résistance. Ces aciers sont des alliages à base de fer et de carbone qui offrent de meilleures propriétés mécaniques et de plus grande résistance à la corrosion que les aciers au carbone ordinaires.

Les aciers faiblement alliés à haute résistance, (HSLA) représentent une nouvelle classe de matériaux qui ont évolué à partir des aciers doux ou des aciers au carbone. Ils sont les précurseurs des aciers Dual-Phase. Les aciers HSLA ont un équilibre dans les propriétés mécaniques et peuvent être des remplaçants convenables pour une bonne partie des aciers spéciaux dans de nombreuses applications. Leur développement a été déclenché par des considérations économiques et par des besoins sociaux, mais ce développement est basé sur des principes techniques solides [1].

D'une part, la demande des aciers HSLA (**H**igh **S**trength **L**ow **A**lloy) est en pleine expansion, notamment dans l'industrie automobile. En effet, grâce à ce type d'aciers

dont la limite d'élasticité peut atteindre 700 MPa, il est possible d'obtenir des tôles plus résistantes et plus légères qu'avec des aciers classiques.

Au tournant du siècle, quand les premières voitures sans chevaux faisaient leur apparition sur la scène, les tôles d'acier au carbone n'étaient pas un produit important de l'industrie de l'acier. A cette époque, l'acier était utilisé principalement pour sa résistance, sa rigidité et sa ductilité dans des applications telles que les équipements de chemin de fer, les machines et les armes. Mais la croissance des industries des biens de consommation, en particulier les automobiles, a changé cela. Ces industries ont constaté que la tôle d'acier a non seulement fourni la résistance et la rigidité, mais aussi elle peut être facilement fabriquée dans des formes complexes souhaitées pour les produits de consommation. Aussi, la tôle d'acier peut avoir une bonne qualité de surface après sa mise en forme, et peut être facilement assemblée à d'autres parties, sans parler de la disponibilité et du raisonnable coût.

Les aciers (HSLA) varient d'autres aciers en ce sens qu'ils ne sont pas faites pour répondre à une composition chimique spécifique, mais plutôt à des propriétés mécaniques spécifiques. Ils ont une teneur en carbone de 0,05 à 0,25%, ce qui permet de conserver la formabilité et la soudabilité. Autres éléments d'alliage peuvent être inclus (jusqu'à 2,0% de manganèse et de petites quantités de cuivre, le nickel, le niobium, l'azote, le vanadium, le chrome, le molybdène, le titane, le calcium, éléments des terres rares, ou le zirconium). Le cuivre, le titane, le vanadium et le niobium sont ajoutés à des fins de renforcement. Ces éléments sont destinés à modifier la microstructure des aciers au carbone, qui est habituellement un agrégat de ferrite-perlite, pour produire une dispersion très fine de carbures en alliage dans une matrice de ferrite presque pur.

Le durcissement de la structure est obtenu par précipitation et affinement de la taille de grains, ce qui permet d'atteindre de hauts niveaux de résistance tout en limitant les teneurs en éléments d'alliage. Ceci favorise les propriétés fonctionnelles telles que soudabilité et choix de revêtement. En effet, ces aciers ne présentent ni adoucissement des zones soudées ni grossissement de grains.

Ces produits sont particulièrement destinés aux pièces de structure telles que les liaisons au sol, les pièces de châssis ou de renfort,....

L'ensemble de la gamme des aciers HSLA se caractérise par une bonne tenue en fatigue (bras de suspension, coupelle d'amortisseur) et une bonne résistance au choc (longerons, traverses, renforts...).

L'allégement des pièces de renfort et des pièces de structure est ainsi rendu possible par leurs caractéristiques mécaniques. La gamme des aciers HSLA est disponible en laminé à chaud et en laminé à froid. Les différents grades sont identifiés par leur niveau de limite d'élasticité.

Les aciers de la gamme HSLA sont destinés aux pièces de structure telles que liaisons au sol, renforts, traverses, longerons, pièces de châssis,...

Les caractéristiques mécaniques des aciers laminés à chaud, leurs excellentes performances au formage à froid ainsi que leur résistance à la rupture fragile à basse température permettent de trouver des solutions économiques pour de nombreuses pièces et sous ensembles, qui nécessitent des réductions de poids, d'épaisseurs et d'encombrement, tels que :

- ❖ Les châssis ;
- ❖ Les roues ;
- ❖ Les glissières de siège ;
- ❖ Les traverses,....

En langage métallurgique, les tôles en acier au carbone lisses comprennent tous les produits plats laminés ayant une épaisseur inférieure 5,84 mm et qui contiennent moins de 0,15 % de carbone et moins de 1 % d'autres éléments tels que le manganèse et le silicium, et le reste étant du fer. Leurs caractéristiques mécaniques typiques sont une traction et une limite d'élasticité dans les plages de 150 à 200 et de 280 à 350 MPa, respectivement, et des allongements ou de la ductilité totale de 30 à 40 % dans une longueur de 50,8 mm. La limite d'élasticité (Y_S) est définie comme étant la charge nécessaire par unité de surface en coupe transversale de l'acier pour produire un écoulement plastique, et est généralement mesurée à une déformation de 0,2 %. La résistance à la traction (UTS) est la capacité maximale de support de charge de l'acier par unité de surface. La traction à l'UTS est désignée comme l'allongement uniforme (e_U), la traction à la rupture est appelée allongement total (e_T). e_U et e_T sont des mesures de ductilité de l'acier ou de sa formabilité, et sont des termes synonymes.

La microstructure des aciers au carbone ordinaires est constituée de gros cristaux ou des grains de ferrite, avec des joints de grains de carbures de fer et d'une petite fraction du volume de la perlite (Figure 1.1). La ferrite est le fer presque pur, elle est également connue sous le nom de fer α , et a une faible solubilité du carbone. La perlite est caractérisée par une structure lamellaire comprenant des couches alternées de cémentite, connu aussi sous le nom de carbure de fer (Fe_3C), et de ferrite qui se forment dans l'acier sous certaines conditions de refroidissement.

Comme l'utilisation des tôles d'acier a augmenté considérablement, la nécessité d'aciers plus résistants avec des propriétés différentes a orienté la recherche à trouver de nouvelles applications ou à améliorer la durabilité et la mise en forme dans les applications existantes.

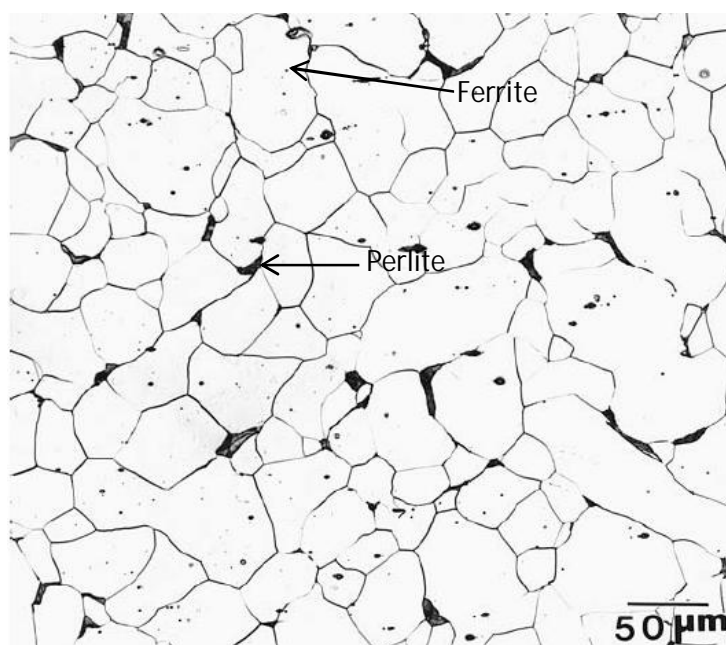


Figure 1.1 : Micrographie d'un acier à faible carbone (AISI / SAE 1010) montrant une matrice de grains de ferrite (constituant blanc) et de perlite (constituant foncé). Attaque : réactif de Marshall suivie de 2% Nital. 200X [02].

Au début du 20^{ème} siècle, la haute résistance des aciers a été développée dans les aciers laminés à chaud par addition de, parfois jusqu'à 0,3 %. Cependant, les propriétés mécaniques telles que la ténacité, la soudabilité et formabilité sont affectées par l'augmentation de la teneur en carbone, et d'autres moyens pour durcir les aciers à faible teneur en carbone ont été développés. Plusieurs percées de la recherche dans les années 1950 et 1960 ont déclenché le développement des aciers HSLA d'aujourd'hui [03]. Ces progrès sont le résultat d'une meilleure compréhension de l'effet d'interaction entre les

éléments d'alliage, tels que le vanadium, le niobium et le titane, et les variables des traitements d'affinage des grains, la résistance de l'acier, et sa ductilité. Le vanadium, le niobium et le titane sont aussi appelés micro alliages dans les aciers HSLA en raison de leurs faibles teneurs. Les méthodes de contrôle de la forme des inclusions de sulfure non métalliques dans l'acier également évolué. Tous les aciers contiennent des inclusions non métalliques telles que les oxydes et les sulfures qui proviennent du processus d'élaboration de l'acier. Les propriétés mécaniques des aciers peuvent être améliorées en contrôlant la forme de ces inclusions.

Comme les aciers au carbone, les aciers HSLA contiennent moins de 0,15 % de carbone. En outre, ils contiennent généralement environ 1,0 % de manganèse, environ 0,1 % des éléments de micro-alliage, moins de 0,6 % de silicium, et environ 0,1 % des éléments d'alliage pour le contrôle de la forme des inclusions, le reste étant du fer. Les constituants de structure des aciers HSLA sont similaires à celles des aciers au carbone, mais la taille du grain de ferrite est beaucoup plus faible (Figure 1.2) en raison de l'addition de micro-alliage et le traitement spécial. Le durcissement dans ces aciers est assuré par l'affinage du grain, la substitution en raison présence de manganèse et de silicium, et les précipitations des micro-alliages.

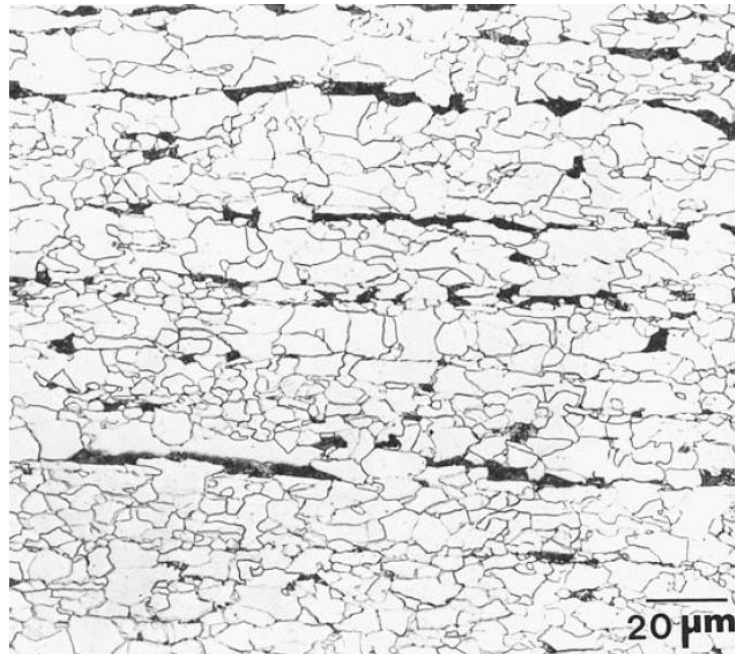


Figure 1.2 : Micrographie d'un acier HSLA de pipeline micro-allié (450 MPa) montrant une microstructure constituée de ferrite (en blanc), une petite quantité de perlite (en noir), et de la martensite (en gris).

Attaque : picral 4% suivie de nital 2%. 500X [02].

Les aciers HSLA sont actuellement produits à l'échelle industrielle avec les caractéristiques mécaniques typiques suivantes :

propriété	Intervalle
Limite d'élasticité	350 à 700 MPa
Résistance à la traction	450 à 850 MPa
Allongement total	14 à 27 %

La trempe et le revenu peuvent conduire à des propriétés plus élevées (jusqu'à 1100 MPa en résistances à la traction) lorsque la teneur en carbone est plus élevée. La raison de limitation de résistance, est que d'autres propriétés, telles que la ténacité, la formabilité, la soudabilité et la résistance à la fatigue, ainsi que les considérations de traitement doivent être pris en considération.

Bien que les aciers HSLA aient un excellent rapport des propriétés mécaniques, leur aptitude au formage ou ductilité n'était pas assez pour la fabrication de nombreux composants emboutis pour les applications automobiles. Pour ce genre de pièces qui nécessite des déformations importantes, la faible formabilité des aciers HSLA présente un obstacle majeur. Pour élaborer des aciers HSLA plus aptes à l'industrie automobile, il était impératif d'améliorer leur équilibre résistance-formabilité. Ce problème a été résolu au milieu des années 1970 par le développement d'aciers dual-phase [4, 5].

Les aciers que nous avons décrits jusqu'ici ont des microstructures constituées de ferrite, de perlite, et de carbures de fer. La plage de température de stabilité de ces phases est indiquée dans le diagramme de phase d'équilibre fer-carbone (Figure 1.3).

La ferrite ou la ferrite et la cémentite coexistent dans l'acier à des températures inférieures à 723 °C, qui correspond à la température eutectoïde. Pour des teneurs en carbone inférieures à 0,8 %, la cémentite n'est pas stable au-dessus de la température eutectoïde, mais l'austénite, ou le fer γ , est stable au dessus de la température eutectoïde (723 °C).

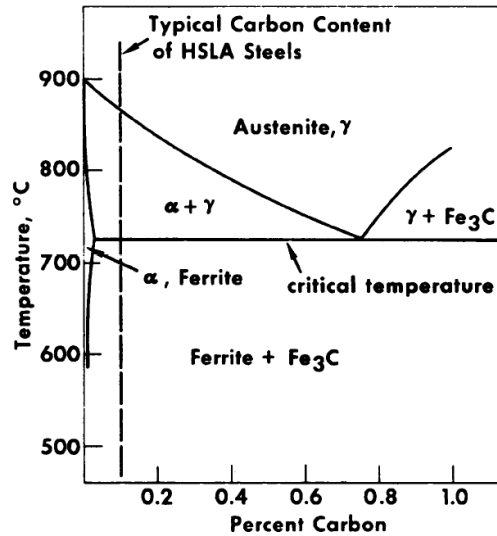


Figure 1.3 : Représentation Schématique d'une partie du diagramme d'équilibre Fer-carbone [06].

Lorsque l'austénite est refroidie lentement (équilibre), les transformations de phase se produisent aux températures indiquées sur la figure 1.3. Une fois refroidie rapidement dans des conditions de non-équilibre, l'austénite se transforme en phases métastables, dite martensite et bainite, qui ne peuvent être montrées sur le diagramme de phase d'équilibre. La martensite se forme très rapidement par un mécanisme de cisaillement lorsque l'acier est refroidi rapidement en dessous d'une température de début de transformation martensitique (M_s). La martensite est beaucoup plus dure que toutes les autres phases.

Les aciers Dual-Phase sont caractérisés par une microstructure de ferrite ayant une distribution uniforme de l'ordre de 20 % en volume de martensite (Figure 1.4). Leur courbe contrainte-déformation (Figure 1.5) est caractéristique et différente de celle des aciers au carbone simple ou des aciers HSLA. Tous les métaux ont un comportement élastique (une relation contrainte-déformation linéaire) à de faibles déformations et un comportement plastique (une relation contrainte-déformation non linéaire) lorsque les déformations sont plus élevées.

La transition du comportement élastique au comportement plastique est continue dans les aciers dual-phase. Les autres aciers présentent un allongement élastique ou une déformation plastique à une charge constante avant que de la structure de l'acier ne soit durcie et la résistance augmente avec une pression croissante (Figure 1.5).

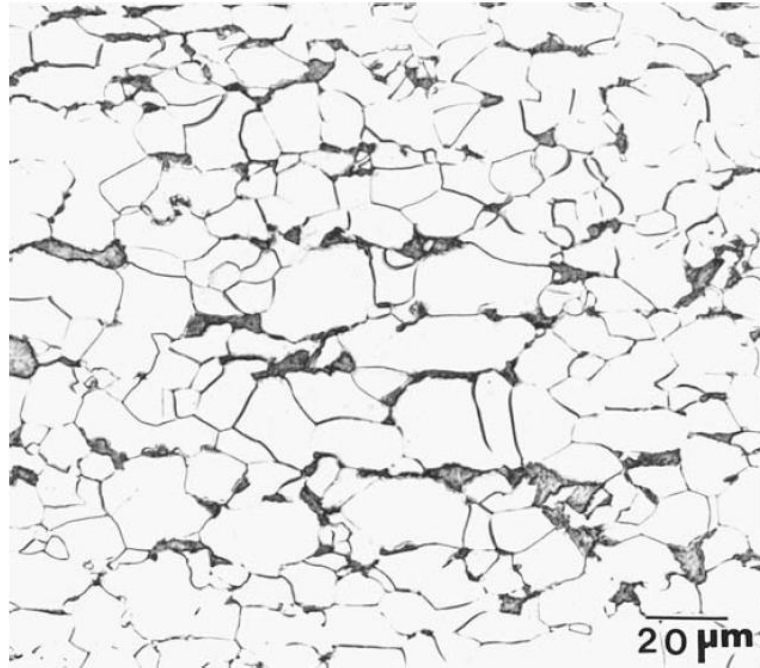


Figure 1.4 : Micrographie d'un acier Dual-Phase (DP), AISI DF090T, montrant une microstructure constituée de ferrite (en blanc), une petite quantité de martensite (en noir). Attaque : picral 4%. 500X [02].

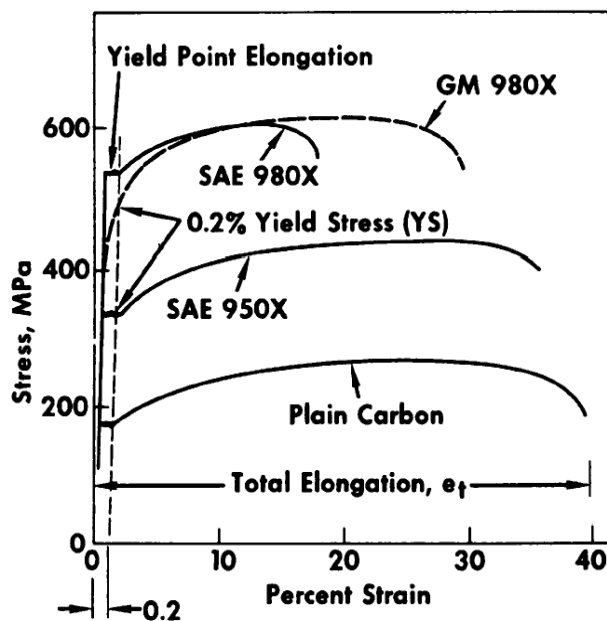


Figure 1.5 : Courbes « contrainte-déformation » typiques pour les aciers au carbone, les aciers HSLA et les aciers dual-phase. Les aciers SAE 950X et 980X sont des aciers HSLA de la désignation SAE « Society of Automotive Engineers » ayant différentes résistances. GM 980X est un acier DP développée par General Motors. GM 980X est plus ductile que SAE 980X, bien que les deux aciers ont des résistances à la traction similaires [06].

Le mécanisme de durcissement le plus courant dans les métaux est l'interaction des dislocations entre elles. Une structure de recuit a de l'ordre de 10^6 dislocations par centimètre carré. Le nombre augmente avec l'augmentation de la contrainte, de même que les interactions entre elles [07].

1 – 2 – 2 – Propriétés mécaniques des aciers HSLA

Les aciers **HSLA** possèdent une limite élastique élevée, associée à de bonnes propriétés de résilience. Ces aciers ne présentent pas de transition ductile - fragile au-dessus de 40°C , ce qui rend possible leur utilisation dans les conditions extrêmes de température rencontrées sur terre. Généralement, la limite élastique des aciers peut être accrue en augmentant la teneur en carbone. En effet, le carbone en solution solide et les précipités de carbure (ou carbonitrures) limitent le mouvement des dislocations et retardent la déformation plastique.

Le carbone est cependant un élément fragilisant et l'augmentation de la limite élastique se fait au détriment des propriétés de résilience. Un bon compromis entre la résistance et la résilience peut être obtenu en adaptant les compositions chimiques et les conditions d'élaboration. Les aciers **HSLA** possèdent des taux de carbone relativement bas, de l'ordre 0.05 %. Les éléments d'alliage (N, Mn, V, Ti, Nb, etc.) sont ajoutés en faible proportion, dans deux buts principaux :

1. pour limiter la croissance des grains d'austénite au cours de l'étape d'élaboration à chaud
2. pour renforcer la ferrite à température ambiante.

Les mécanismes mis en jeu pendant l'étape d'élaboration à haute température seront présentés dans un prochain paragraphe. Nous nous intéressons ici au comportement des aciers à température ambiante.

1 – 2 – 2 – 1 – Comportement plastique des aciers HSLA

D'une manière générale, la présence d'éléments d'alliage à basse température, sous forme de carbonitrures ou sous forme de solutés, contribue à l'augmentation de la limite élastique du produit final. En adaptant les paramètres d'élaboration à haute température, une microstructure favorable peut être obtenue et contribue à la résistance des aciers

HSLA. Les mécanismes permettant d'augmenter la résistance des aciers, appelés mécanismes de durcissement, jouent un rôle essentiel dans le comportement mécanique des aciers HSLA et sont décrits ci-dessous.

a-Durcissement par solution

Les éléments d'addition en solution solide dans la ferrite créent des champs de contraintes élastiques en raison de leur différence de taille avec les atomes de fer (dans le cas des solutés substitutionnels) ou avec les sites interstitiels (pour les solutés interstitiels). D'autre part, ils modifient localement les constantes élastiques du réseau cristallin par leur effet sur les forces de liaison interatomiques. Lorsqu'une ligne de dislocation passe près d'un soluté, la superposition de son champ élastique propre à celui du soluté conduit à une diminution de l'énergie de l'ensemble. Les solutés ancrent les dislocations et créent une force de freinage à leur déplacement.

Plusieurs auteurs [08-09] proposent une estimation du renforcement par solution solide, notée σ_s , où la contribution de chaque élément est proportionnelle à sa concentration ci :

$$\sigma_s = \sum_{i=1}^n k_i c_i \quad (1.1)$$

Le durcissement par les solutés interstitiels est plus élevé que celui par les solutés substitutionnels, en raison de la plus grande différence de taille par rapport à celle des atomes de fer. Ainsi les coefficients k du carbone et de l'azote sont supérieurs à ceux des interstitiels, d'au moins un ordre de grandeur [10].

b- Durcissement par dispersion de précipités

Les particules des phases mineures dispersées dans la ferrite offrent une forte résistance au glissement des dislocations car les systèmes de glissement dans le réseau de la deuxième phase sont différents de ceux de la matrice. Sous l'influence des contraintes appliquées, les dislocations de la matrice peuvent contourner les obstacles en créant une boucle de dislocation au voisinage de la particule comme indiqué sur la figure 1.6 [10-11]. Ce processus consomme de l'énergie mécanique et augmente la contrainte d'écoulement.

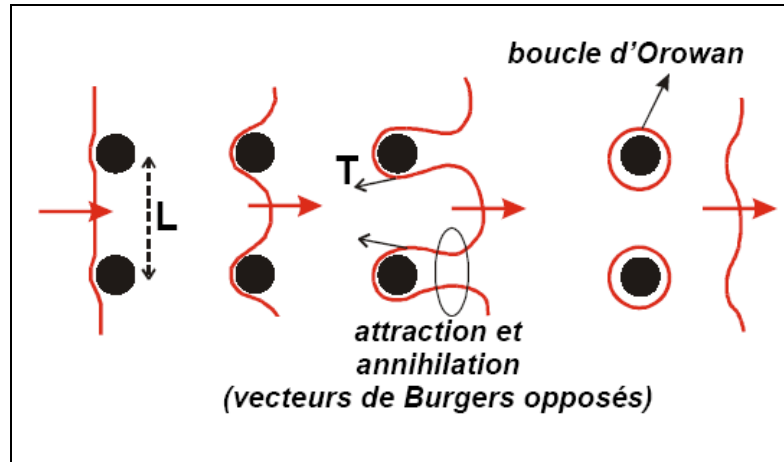


Figure 1.6 : Schématisation du mécanisme de contournement d'une particule par une dislocation mécanisme de contournement d'Orowan [12].

Dans certains cas particuliers où il existe une continuité entre le plan de glissement de la ferrite et un plan de glissement dans la particule, la dislocation peut traverser la particule par cisaillement. Pour la majorité des aciers, la taille des précipités ne permet pas l'activation de ce mécanisme.

L'augmentation de contrainte σ_p liée au contournement des particules par les dislocations peut s'exprimer sous la forme de l'équation modifiée d'Ashby-Orowan [13] :

$$\sigma_p = \frac{0,3Gb f^{\frac{1}{2}}}{\bar{x}} \ln\left(\frac{\bar{x}}{2b}\right) \quad (1.2)$$

Où f est la teneur volumique de particules dans la ferrite, \bar{x} le diamètre moyen d'intercepte des particules dans le plan de glissement, b le vecteur de Burgers et G le module de cisaillement du matériau.

Ainsi, à fraction volumique f de précipités identique, σ_p augmente lorsque le diamètre moyen des particules diminue. Pour une taille de précipités donnée, le renforcement σ_p augmente lorsque la fraction volumique des précipités augmente. Ceci peut être résumé par le graphe suivant (Figure 1.7) :

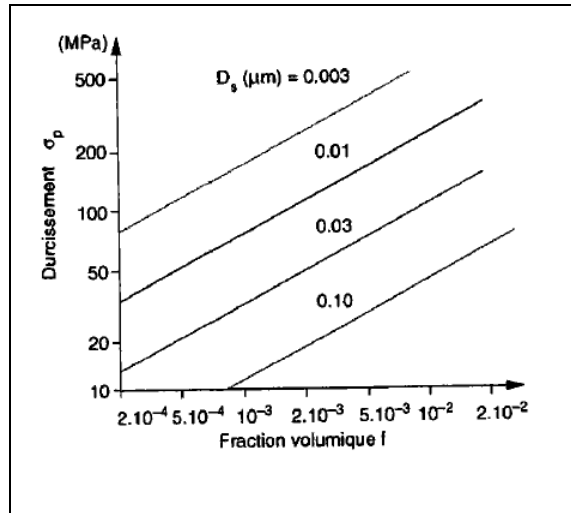


Figure 1.7 : Evolution du durcissement σ_p en fonction de la fraction volumique des précipites et de leur diamètre moyen D_s [14].

Pour des raisons similaires, la présence d'une seconde phase minoritaire de martensite ou d'austénite résiduelle contribue à renforcer la ferrite à la température ambiante. La contribution de ce renforcement, noté σ_p est cependant difficile à quantifier et dépend notamment de la nature, la taille et la répartition de cette seconde phase.

c- Durcissement par joints de grains

Dans le cas de la ferrite polycristalline, la désorientation entre deux grains empêche le passage d'une dislocation d'un grain à un autre. Aux joints de grains, les dislocations en mouvement s'empilent, ce qui crée un champ de contraintes dans le grain voisin. Ce champ de contraintes est d'autant plus élevé que le nombre de dislocations dans l'empilement est grand. Au-delà d'une valeur critique, les contraintes sont suffisantes pour activer une source de dislocations dans le grain voisin et pour propager ainsi la déformation plastique d'un grain à l'autre. La variation de la limite d'élasticité résultant du blocage des dislocations aux joints de grains peut s'exprimer sous la forme de la relation de Hall - Petch :

$$\sigma_j = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (1.3)$$

Où k , est une constante, souvent exprimée en $N.mm^{-3/2}$ et d le diamètre moyen des grains.

d- Durcissement par sous-joints de grains

Les sous-joints de grains contribuent de manière importante au renforcement des aciers HSLA. Habituellement, le mécanisme de durcissement par sous-joints de grains peut s'exprimer sous une forme similaire à la loi de Hall - Petch :

$$\sigma_{sj} = k_s l^m \quad (1.4)$$

Où m est un exposant variant entre -1 et -1/2 [15], l est la longueur moyenne d'intercepte des sous-joints de grains et k_s un paramètre dépendant de la désorientation du sous-joint de grain [16].

e- Durcissement par dislocations

La superposition des champs de contraintes élastiques créés par des dislocations induit des forces d'attraction et de répulsion entre ces dernières, contribuant à l'augmentation de la limite d'élasticité des matériaux. Cette contribution peut s'exprimer sous la forme suivante [17] :

$$\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2} \quad (1.5)$$

Où G est le module de cisaillement du fer pur, b le vecteur de Burgers, ρ la densité de dislocations et α un paramètre dépendant de l'interaction entre dislocations à une température donnée.

Enfin, un dernier type de renforcement doit être signalé : il s'agit d'un renforcement lié à la texture du matériau (noté σ_t). L'activation des systèmes de glissement d'un monocristal dépend de son orientation par rapport à la contrainte appliquée. Dans le cas d'un polycristal, la déformation plastique dépend de la statistique d'orientation des grains, c'est à dire de la texture, et de la direction de sollicitation. Ainsi, deux matériaux ne différant que par leur texture peuvent posséder deux limites élastiques différentes.

Ainsi, l'augmentation de limite élastique peut être obtenue en adaptant les paramètres de procédé de manière à :

- (i)- affiner la microstructure ferritique par limitation de la croissance des grains de la phase austénitique,
- (ii)- créer des phases minoritaires (précipités carbonitrurés, éventuellement martensite et austénite résiduelle), en choisissant des paramètres de refroidissement adéquats.

Dans le paragraphe suivant, nous allons montrer comment ces deux conditions peuvent être réalisées en choisissant des paramètres du procédé adaptés et exposer les mécanismes mis en jeu au cours de l'élaboration des aciers **HSLA**.

1 – 2 – 2 – 2 – Les propriétés de résilience des aciers HSLA

a- La rupture fragile des aciers HSLA

La prise en compte de la limite d'élasticité d'un matériau déduite de l'essai de traction peut être insuffisante dans le calcul de la résistance des structures. En effet, dans des conditions particulières, la rupture peut se produire en dessous de la limite d'élasticité, par un mode de rupture différent de celui rencontré au cours d'un essai de traction. Ces modes de rupture brutale, dont un cas particulier est la rupture fragile, sont d'une grande importance et doivent être également considérés.

On dit qu'un matériau est fragile s'il n'est pas possible de le déformer d'une façon appréciable sans provoquer sa rupture. La fragilité d'un matériau dépend des conditions dans lesquelles il est déformé. Généralement, la ductilité (l'inverse de la fragilité) d'un matériau augmente lorsque la température de déformation augmente. D'autre part, les matériaux présentent généralement une transition ductile - fragile, au cours de laquelle la ductilité peut varier rapidement dans une plage de température plus ou moins restreinte.

Plusieurs facteurs peuvent influencer la résistance à la rupture fragile, ainsi que la température de transition ductile - fragile. Deux de ces facteurs ont un rôle très important :

b- Influence de la taille de grain

Par une étude théorique, Petch [18] a montré que la température de transition est proportionnelle à $\text{Log}(d^{1/2})$, où d est le diamètre moyen du grain ferritique. Dans le cas

d'aciers de type **E36** calmés à l'aluminium, la température de transition est abaissée de 50°C lorsque la taille de grain moyenne passe de 20 à 100 µm.

c- Influence de la teneur en carbone

L'influence de la teneur en carbone a été mise en évidence par Rinebolt et Harris [19] (Des Matériaux p291). Lorsque la teneur en carbone augmente,

- (i)- Les courbes de transition deviennent de moins en moins abruptes,
- (ii)- La résilience au niveau ductile diminue,
- (iii)- La température de transition est décalée vers les hautes températures.

Ces trois effets peuvent être résumés par le graphe suivant (Figure 1.8).

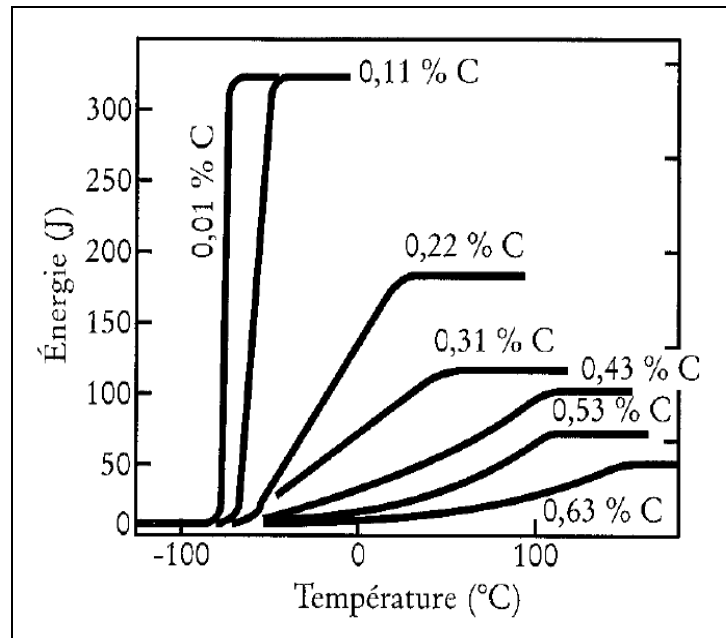


Figure 1.8 : Variation, en fonction de la température, de l'énergie requise pour rompre une éprouvette Charpy-V pour une série d'aciers au carbone l'état normalisé [19].

Par une étude théorique, Petch [18] a montré que la température de transition est proportionnelle à $\text{Log}(d^{1/2})$, où d est le diamètre moyen du grain ferritique. Dans le cas d'aciers de type **E36** calmés à l'aluminium, la température de transition est abaissée de 50°C lorsque la taille de grain moyenne passe de 20 à 100 µm.

Ainsi, les aciers à faible taux de carbone peuvent présenter une chute très brutale de leur ductilité. Pour cette raison, il est important de caractériser les propriétés de résilience des aciers HSLA.

1 – 3 – Les aciers Dual-Phase (DP)

1 – 3 – 1 – Généralités

Le développement des aciers Dual-Phase qui ont été adaptés pour une meilleure formabilité a été déclenché au début des années 1970 par des exigences contradictoires dans l'industrie automobile américaine pour un poids réduit pour augmenter l'économie de carburant, et la sécurité nouvellement imposée par les normes écologiques. Les aciers ont été recherchés avec des combinaisons Résistance-Ductilité nettement meilleures que les grades des tôles existantes que ce soient des aciers à haute résistance ou des aciers au carbone, afin de permettre la fabrication de composants automobiles de forme complexe en utilisant des techniques perfectionnées.

La nécessité de réduire la consommation de carburant et les émissions, tout en préservant la sécurité des véhicules, est la principale force motrice de conception pour la réduction de poids du véhicule dans la nouvelle génération automobile. L'application des aciers Dual phase (DP) à haute résistance combinée avec de nouvelles technologies de production est considérée comme l'un des moyens les plus efficaces pour atteindre l'objectif ci-dessus.

Les aciers Dual Phase présentent une faible limite d'élasticité et un taux d'écroutissage élevé, offrant ainsi un acier à haute résistance de formabilité supérieure.

Historiquement, les aciers Dual-Phase (DP) ont connu le jour suite au développement des aciers HSLA à cause de leur limite dans mise en forme par déformation plastique, surtout, lorsqu'il s'agit des tôles à faibles épaisseurs.

Les aciers Dual-Phase (DP), sont constitués majoritairement d'une phase ductile, la ferrite, et d'une phase dure, la martensite, et occupent une place importante en tant que matériaux de structure destinés au challenge préoccupant l'industrie automobile. Une bonne résistance à l'endommagement est exigée pour leur utilisation en tant que des pièces de structures et de renfort pour l'automobile. Il a été bien établi que la résistance à l'endommagement des ces aciers Dual-Phase est contrôlée par leur microstructure.

Les aciers Dual-Phase (DP) sont des aciers classés dans la catégorie des aciers faiblement alliés à haute résistance, caractérisés par une microstructure qui consiste de la martensite et la ferrite.

La figure 1.9 [20] montre la position des aciers DP dans un diagramme de résistance à la traction (UTS)-Allongement. Les aciers Dual Phase combinent des niveaux de résistance élevés avec une bonne ductilité. Ainsi, les aciers DP sont potentiellement très intéressants pour beaucoup de domaines d'applications dans l'industrie.

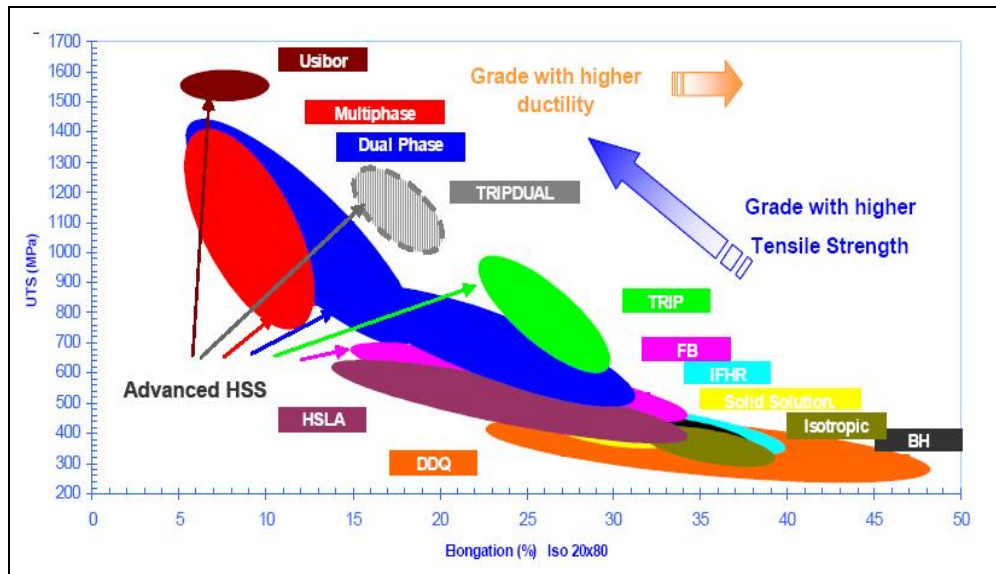


Figure 1.9 : Comparaison des propriétés de traction des différentes familles d'aciers. La résistance de traction et les valeurs d'allongement sont mesurées lors d'un essai de traction [20].

Les propriétés typiques des aciers DP sont les suivantes:

- ❖ Comportement continu (pas de limite d'élasticité définie),
- ❖ Une faible limite d'élasticité,
- ❖ Une résistance à la traction élevée,
- ❖ Un grand taux d'écroutissage,
- ❖ Des allongements totales élevée et uniforme.

1 – 3 – 2 – Formation de microstructures des aciers Dual-Phase

Des tôles en aciers DP peuvent être obtenues par traitement thermique intercritique avec soit un recuit continu soit un recuit par la technique des caisses. Dans la technique de

recuit continu, la tôle d'acier avec une microstructure ferrite-perlite est chauffée pendant un court laps de temps dans la plage de température intercritique pour former une microstructure de mélange ferrite-austénite, suivi par un refroidissement accéléré pour transformer la phase austénite en martensite. La teneur en carbone de ces aciers est généralement faible pour être sûr que les aciers sont soudables.

1 – 3 – 2 – 1 – Formation d'austénite lors du recuit intercritique

La figure 1.1 est une représentation schématique montrant le domaine de température de recuit pour une composition chimique donnée de l'acier sur le diagramme d'équilibre Fe-C.

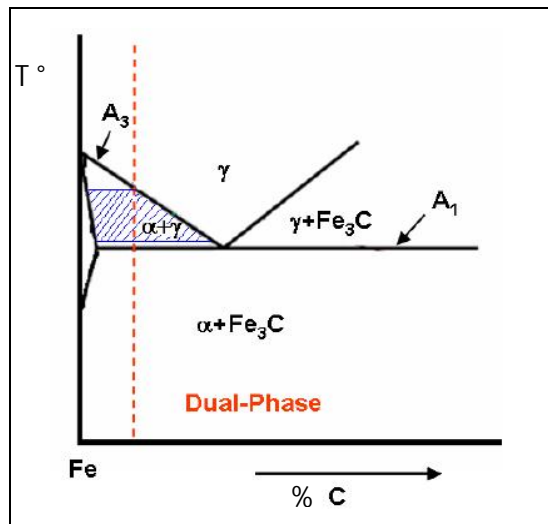


Figure 1.10 : Schéma du diagramme Fe-C montrant le domaine de température de recuit pour une composition chimique donnée de l'acier [20].

D'après la règle du levier, on peut voir que pour toute teneur en carbone donnée, la quantité d'austénite augmente avec la température intercritique, devenant égal à 100% à la température A₃. De même, pour une température intercritique donnée, la quantité d'austénite augmente lorsque la teneur en carbone augmente, jusqu'à 100% à une teneur en carbone correspondant à la frontière $\gamma / \gamma + \alpha$ (Figure 1.10).

La formation d'austénite à partir d'une microstructure ferrite-perlite au cours de recuit intercritique peut être séparée en plusieurs étapes [21] :

- ❖ Nucléation quasi instantanée des particules d'austénite dans la perlite suivie par une croissance très rapide de l'austénite jusqu'à la dissolution de la phase de carbure

- ❖ Ralentissement de la croissance de l'austénite en ferrite à un taux qui est contrôlé par la diffusion du carbone dans l'austénite à haute température (850 °C) et par la diffusion de manganèse à l'austénitique à basse température (750 °C),
- ❖ Très lent équilibrage final de ferrite et d'austénite à un taux qui est contrôlé par la diffusion de manganèse dans l'austénite.

La première étape consiste à la dissolution et à la croissance de l'austénite à l'intérieur de perlite à un faible taux commandé principalement par la diffusion du carbone dans l'austénite, avec un chemin de diffusion qui s'étend le long de l'interface perlite/austénite, et avec une distance à peu près égale à la diffusion de l'espacement interlamellaire de la perlite (Figure 1.11 (1)).

À la fin de la première étape, une austénite à haut carbone qui n'est pas en équilibre avec la ferrite est générée. La croissance ultérieure de cette austénite à l'intérieur de ferrite pour réaliser l'équilibre partiel avec la ferrite constitue la seconde étape. Le ralentissement de la croissance de l'austénite dans cette deuxième étape peut être contrôlé par la diffusion du carbone dans l'austénite, ou par la diffusion de manganèse dans la ferrite (Figure 1.11 (2a et 2b)).

Dans la troisième étape, un équilibrage final très lent de la ferrite et de l'austénite est obtenu par la diffusion de manganèse à travers l'austénitique (Figure 1.11 (3)) (le taux de diffusion de Mn dans l'austénite est de trois fois plus lent que dans la ferrite) [21].

La cinétique de formation d'austénite lors du recuit intercritique est influencée par la taille des grains de ferrite. L'effet de la taille des grains de ferrite dans l'accélération de la première étape est dû à l'augmentation des sites de nucléation de l'austénite aux intersections des grains de ferrite avec la perlite. En outre, plus les grains de ferrite sont fins, plus il est facile pour les éléments d'alliage de substitution (par exemple, Mn) de diffuser le long des grains de ferrite au cours de la deuxième étape de la croissance de l'austénite [22].

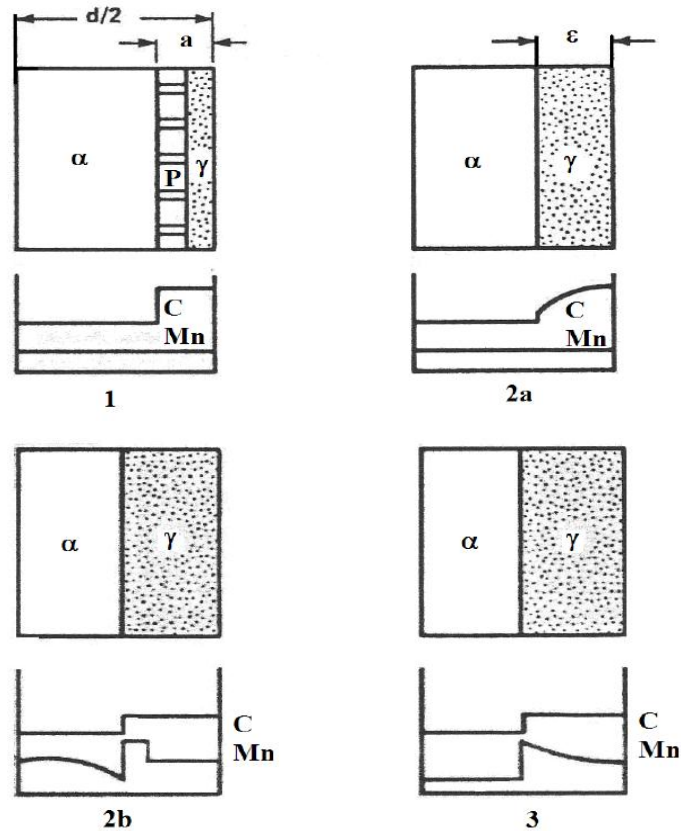


Figure 1.11 : Schéma représentant les trois étapes de croissance de l'austénite durant un recuit intercritique dans les aciers ferrite-perlite :

- 1** - Dissolution de la perlite,
- 2a** – Croissance de l'austénite avec diffusion carbone du carbone dans l'austénite,
- 2b** - Croissance de l'austénite avec diffusion du manganèse dans la ferrite,
- 3** - Equilibre final avec diffusion du manganèse dans l'austénite [21].

L'austénite apparaît plus rapidement et elle est formée à partir de la structure laminée à froid. La figure 1.12 représente les courbes isothermes de réaction pour la formation d'austénite à partir du laminage à chaud, de 25% et de 50% de déformation à froid à 735 °C. Comme on le voit, t_p se déplace vers des valeurs plus petites, en augmentant le degré de laminage à froid à partir de 0% à 50%. L'effet possible de la déformation à froid sur la cinétique de formation de l'austénite est d'accélérer le processus d'austénitisation jusqu'à la dissolution complète de la perlite, t_p , en raison de la force motrice la plus élevée ou la plus faible énergie d'activation [21].

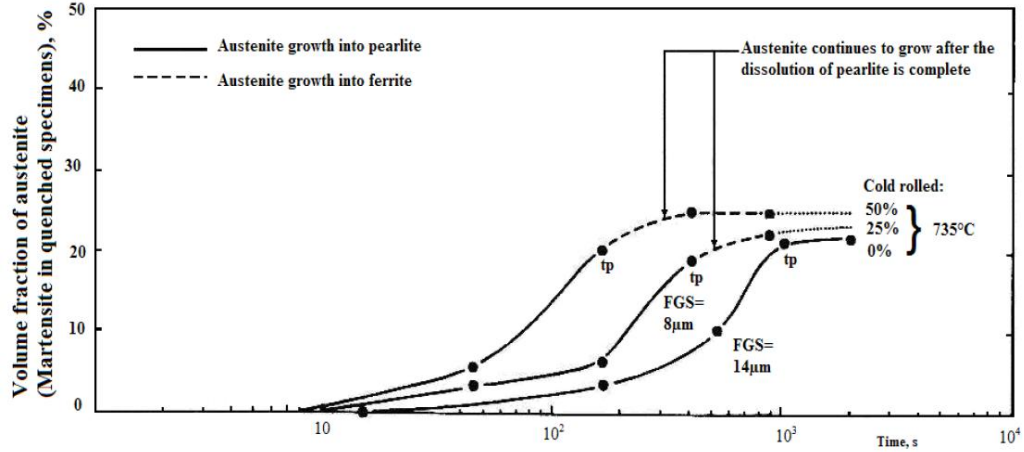


Figure 1.12 : Effet de la déformation à froid sur la cinétique de formation de l'austénite dans un acier contenant 0.11C-1.58Mn-0.4Si a 735 °C, FGS est la taille de grain de la ferrite; t_p est le temps de la dissolution complète de la perlite [22].

1 – 3 – 2 – 2 – Formation d'austénite après un recuit intercritique

Bien que la transformation de l'austénite en DP après un recuit intercritique est similaire à la transformation de l'austénite après l'austénitisation normale, deux caractéristiques font de ce processus de transformation unique :

1. d'abord, du fait que la teneur en carbone de l'austénite est fixée par la température intercritique, l'aptitude à la trempe de la phase austénite varie avec la température intercritique. Ainsi, à basse température, où la teneur en carbone de l'austénite est élevée, l'aptitude à la trempe de l'austénite est élevée. De même, à des températures élevées, où la teneur en carbone de l'austénite est faible, l'aptitude à la trempe de l'austénite est faible.
2. Deuxièmement, et du fait que la ferrite est déjà préexistante, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ peut procéder par croissance épitaxiale de cette vieille ferrite en austénite sans qu'il y ait une étape de nucléation nécessaire [21].

Toute une gamme de morphologies et toute une gamme de produits de transformation peut être formée à partir de la phase austénitique après un recuit intercritique, en fonction de la température de recuit, le temps et la vitesse de refroidissement. Le

durcissement de l'austénitique intercritique formée est également affecté par des éléments d'alliage présents dans les aciers DP [21].

La transformation de la phase austénite en martensite dans les aciers DP se produit à basse température afin que la phase de ferrite doive se déformer plastiquement pour accommoder l'expansion du volume (de 2 à 4 %) résultant de la transformation de l'austénite en martensite. En conséquence, à la fois une grande densité de dislocation et de contraintes résiduelles sont générées lors de la phase de ferrite entourant immédiatement la particule de martensite. Les diagrammes de contraintes résiduelles sont trop petite échelle pour mesurer directement, mais une analyse théorique indique que la valeur maximale serait de l'ordre de la limite d'élasticité de la ferrite (à la température M_s) et décroître de manière exponentielle à partir de l'interface martensite/ferrite [21].

La teneur en carbone de la martensite dans la plupart des aciers DP est variable entre 0,4 et 0,7 % en masse. Ainsi, on peut prévoir soit une martensite latte ou une martensite mixte. Ces changements dans la morphologie reflètent l'effet de la température de recuit intercritique sur la teneur en carbone de la phase austénitique et à son tour son effet sur la température du début de la transformation martensitique M_s [21].

1 – 3 – 2 – 3 – Variations de phase ferrite pendant le recuit intercritique et durant le refroidissement

Dans les aciers laminés à froid, la recristallisation de la ferrite se produit rapidement et est généralement achevée avant que l'acier n'atteigne la température critique du recuit, et ce même pendant le chauffage rapide. La croissance des grains de la phase ferrite après recristallisation est généralement limitée en raison de l'action épinglante des deuxièmes particules de la phase d'austénite.

Les variations de la teneur en carbone de la phase ferrite peuvent survenir au cours du recuit intercritique :

- ❖ La solubilité de carbone dans la ferrite peut être inférieure à la température intercritique que celle présente à l'origine dans la phase de ferrite avant le traitement. La solubilité de carbone dans la ferrite diminue avec l'augmentation de la température intercritique, mais peut aussi être notablement diminuée en augmentant la teneur totale de l'alliage de l'acier,

- ❖ Les variations de la vitesse de refroidissement à partir de la température intercritique peuvent également affecter la teneur en carbone de la phase ferrite. Comme la vitesse de refroidissement est abaissée, la cémentite peut précipiter dans la ferrite comme résultat de la teneur en carbone qui est plus faible en ferrite [21].

Deux différents types de ferrite peuvent être identifiés dans la plupart des aciers DP qui ont subi des recuits intercritiques :

- ❖ 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 " (Figure 1.13).

Il a été montré qu'il n'y a pas d'interface structurale entre les deux types de ferrite, et que la ferrite épitaxiale est une extension des grains de ferrite résiduelle [23].

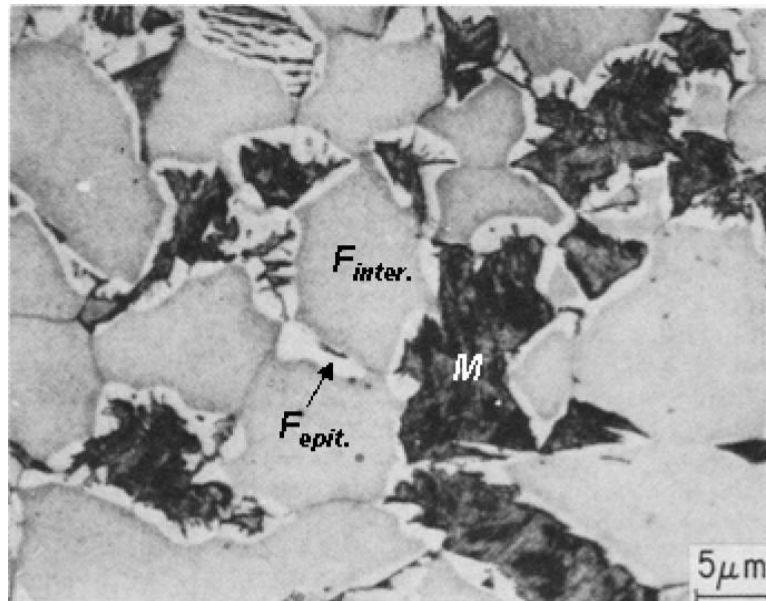


Figure 1.13 : Types de la ferrite dans les aciers DP : Gris- ferrite résiduelle, Blanc - ferrite épitaxiale ; Noir – martensite [21].

1 – 3 – 2 – 4 – Microstructure des aciers Dual Phase

La microstructure des aciers dual-phase purs est constituée de ferrite et de martensite (Figure 1.14). La ferrite près de martensite phase a une forte densité de dislocations (Figure 1.15), qui ont été créées lors de l'accommodation plastique de la martensite dans la ferrite [24].

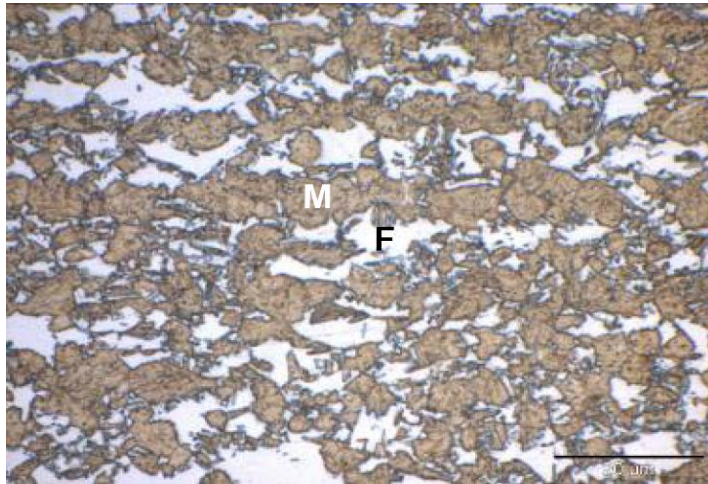


Figure 1.14 : Micrographie en Microscope Optique montrant la microstructure des aciers DP.

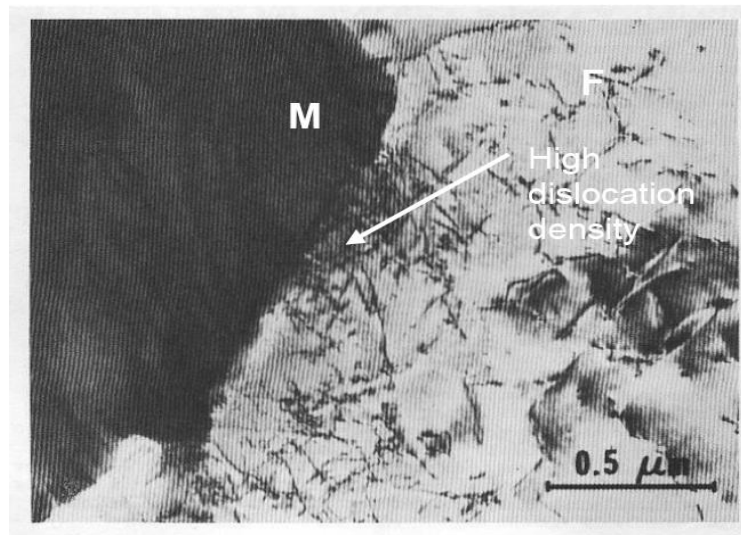


Figure 1.15 : Micrographie en Microscopie Electronique à Transmission montrant l'interface martensite/ferrite avec une grande densité de dislocations dans la région de ferrite [24].

Pour la plupart des aciers DP élaborés industriellement, la présence de petites quantités d'autres phases, comme la bainite et la perlite peut être acceptée. Ils ne changent pas de manière significative les propriétés des aciers DP, tant qu'une quantité suffisante de martensite à basse température a été formée. L'ensemble des phases solides, martensite, bainite et de perlite, est souvent désigné comme «deuxième phase».

L'austénite résiduelle est aussi généralement présente dans les aciers DP en raison de la transformation de l'austénite en martensite qui n'est pas achevée. La proportion de l'austénite résiduelle varie de 2 à 9% en fonction de la composition, avec une tendance

à être plus fréquente dans les aciers à forte teneur en carbone et d'autres éléments d'alliage [21].

1 – 3 – Structure de la Martensite

Vu que la phase martensitique est une composante importante de la microstructure des aciers Dual-Phase (DP), il est nécessaire d'élargir notre connaissance sur la formation de cette phase martensitique et sur sa morphologie. Le paragraphe suivant fait l'objet de ce thème.

1 – 3 – 1 – La transformation Martensitique

La martensite est une solution solide sursaturée du carbone dans le fer α , dans laquelle les solutés interstitiels interagissent fortement avec les dislocations conduisant à une structure très dure.

La transformation martensitique est une transformation qui se produit avec un cisaillement à l'état solide sans diffusion. Elle peut être définie comme étant un mécanisme de changement de structure cristallographique qui ne nécessite pas la diffusion atomique. Elle se déroule très rapidement à une température inférieure à une valeur critique appelée M_S . La fraction transformée dépend de la température à laquelle l'échantillon est refroidi, et non du temps passé à cette température. La transformation cesse à une certaine température notée M_f . La transformation martensitique est rarement complète à 100 % [21].

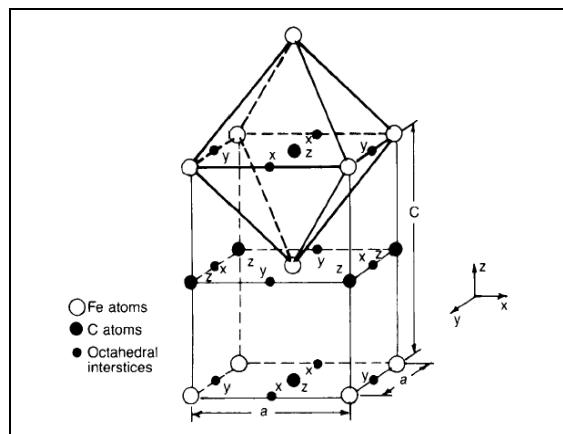


Figure 1.16 : Structure cristalline tétragonale à faces centrées de la martensite dans les alliages Fe-C. Les atomes de carbone sont pris dans un ensemble (z) des sites octaédriques interstitiels. Les sites de x et y sont inoccupés [26].

1-3-2 Morphologie de la Martensite

à l'examen métallographique, la Martensite peut apparaître sous forme de plaquettes ou lentilles (martensite dite aciculaire) ou sous forme de lattes (martensite dite massive) [27-29] :

- ❖ La martensite en plaquettes est constituée de plaquettes dont le forme lenticulaire est probablement due à l'accommodation des contraintes développées lors de la transformation, accommodation qui, lorsqu'elle est plastique, crée dans chaque plaquette une sous-structure constituée de fines macles parallèles. On constate que le développement des plaquettes se fait dans le grain d'austénite suivant des directions définies par le réseau de ce dernier et quasiment sans épaissement ; la croissance d'une plaquette s'arrête lorsqu'elle rencontre un joint de grain ou une autre plaquette de telle sorte qu'au cours de transformation les plaquettes formées successivement sont de moins en moins grandes. Il est généralement admis que, pour les alliages Fe-C, le plan d'accolement peut être alors un plan {225} ou un plan {259} de l'austénite initiale :
- ❖ La martensite en lattes est constituée de blocs aux limites irrégulières, eux-mêmes formés de plaquettes de 0.1 à 0.2 mm d'épaisseur, les « lattes », regroupées parallèlement en paquets (les blocs). Ces lattes contiennent une forte densité de dislocation. Le plan d'accolement étant un plan {111} de l'austénite, les lattes sont orientées selon seulement quatre directions. L'austénite résiduelle serait retenue sous forme d'un film mince enserré entre les lattes.

En général, il est admis que la martensite des aciers dont le point M_s est assez haut (aciers peu chargés en carbone et peu ou pas alliés) est une martensite en lattes tandis que celle des aciers dont le point M_s est plus bas (aciers plus riches en carbone et plus alliés) est une martensite en plaquettes. La transition entre les domaines d'existence des deux types de martensite semble à la fois très étalée et floue.

Pour la très grande majorité des aciers de traitement thermique, la température de début de la transformation martensitique, qui correspond au point M_s (Martensite start), est liée à la composition chimique de l'acier [27] .

Références Bibliographiques du Chapitre 1

- [01] M. Korchynsky, Ed., **Microalloying 75**, Proceedings of the Conference, Washington, D.C., October 1975 (Union Carbide Corp., New York, 1975).
- [02] Bruce L. Bramfitt, Arlan O. Benscoter, **Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**, ASM International Edition, 2002, pp. 1-10.
- [03] M. Korchynsky and H. Stuart, in **Proceedings of the Symposium on Low Alloy High Strength Steels**, Nuremberg, West Germany, May 1970 (Union Carbide Corp., New York, 1970), pp. 17-27.
- [04] S. Hayami and T. Furukawa, Ed., **Microalloying 75**, Proceedings of the Conference, Washington, D.C., October 1975 (Union Carbide Corp., New York, 1975), pp. 78-87.
- [05] M S Rashid, "Dual Phase Steels", Annual Review of Materials Science, Vo. 11, 1981, pp. 245-266.
- [06] M S Rashid, "High-Strength Low-Alloy Steels", SCIENCE, Vol. 208, 23 MAY 1980, pp. 262-269.
- [07] J. P. Hirth and J. Lothe, "Theory of Dislocations", John Wiley & Sons Inc, 1982, ISBN 9780471091257, p. 435.
- [08] T. Gladman, D. Dulleu and I.D. McIvor, Ed., **Microalloying 76**, Proceedings of the Conference, New York, **1976**, (Union Carbide Corp., New York, 1976), pp. 32.
- [09] Marc GRUMBACH, « Aciers d'usage général - Calcul des caractéristiques mécaniques », Techniques de l'ingénieur, M307, Traité de Métallurgie, 1991, pp. 1-4.
- [10] B. Thomas and M. Guttman, in G. Béranger, G. Henry and G. Sanz (eds.), Le livre de l'acier, Lavoisier, Paris, France, 1994, pp. 157-162.
- [11] J. Majta, J.G. Lenard, M. Pietrzyk, "A study of the effect of the thermomechanical history on the mechanical properties of a high niobium steel", Materials Science and Engineering: A, Vol. 208, 1996, pp. 249-259.

- [12] Documentation sur internet, cours sur la mécanique de la rupture : « Microstructure et comportement mécanique, Introduction à la mécanique de la rupture », url : http://micro.icaunais.free.fr/07_meca_ruptur.pdf.
- [13] J. Irvine, T.N. Baker, “The influence of rolling variables on the strengthening mechanisms operating in niobium steels”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 64, 1984, pp. 123-134.
- [14] M. Guttman, “Equilibrium segregation in a ternary solution: A model for temper embrittlement”, *Surface Science*, Volume 53, 1975, pp. 213–227.
- [15] T. N. BAKER, “Subgrain and dislocation strengthening in controlled-rolled microalloyed steels”, in *Hot Working and Forming Processes*, C.M. Sellars and G.J. Davis (eds.), London, 1979, pp. 32-37.
- [16] James C. M. Li, “Petch Relation and Grain Boundary Sources”, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, Vol. 227, 1963, pp. 239-248.
- [17] A. S. Keh, “Work hardening and deformation sub-structure in iron single crystals deformed in tension at 298°k”, *Philosophical Magazine*, Vol. 12, 1965, pp. 09-30.
- [18] N. J. Petch, “The Ductile - Cleavage Transition in Alpha Iron Fracture”, in: *proceedings of an international conference on the atomic mechanisms of fracture held in Swampscott, Massachusetts, New York, April 12-16, 1959*, pp. 54.
- [19] Jean-Paul Baïlon, Jean-Marie Dorlot, « Des matériaux », 3^{ème} Edition, Ecole Polytechnique de Montréal, Presses internationales polytechniques, 2000, ISBN 2-553-00770-1, pp. 291.
- [20] I. Pushkareva, « Évolution microstructurale d'un acier Dual Phase. Optimisation de la résistance à l'endommagement » Thèse de doctorat en Science et ingénierie des matériaux, INPL Nancy, France, 2009.
- [21] G. R. Speich, V. A. Demarest, R. L. Miller, “Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels”, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12A, 1981, pp. 1419-1428.
- [22] I. A. El-Sesy et al., “Effect of intercritical temperature and cold deformation on the kinetics of austenite formation during the intercritical annealing of DP steels”, *Materials Technology*, Volume 3, 1990, pp. 131-135.
- [23] D. A. Korzekwa, D. K. Matlock, G. Krauss, “Aging susceptibility of retained and epitaxial ferrite in dual-phase steels”, *Metallurgical Transactions A*, Volume 13A, 1982, pp. 2061-2064.

- [24] S. Mandziej et al., Dislocations and volume accommodation in dual-phase steels, 7th International Conference on Strength of Metals and Alloys (7th IC SMA7), Montréal, Canada, 12-16 august 1985, pp. 545-550.
- [25] C.M. Wayman, “Martensitic transformation and mechanical behaviour”, 7th International Conference on Strength of Metals and Alloys (7th IC SMA7), Montréal, Canada, 12-16 august 1985, pp. 1779-1805.
- [26] George Krauss, STEELS, Processing, Structure, and Performance, ASM International, Materials Park, Ohio 44073-0002, ISBN: 0-87170-817-5, pp. 56.
- [27] Guy MURRY, « transformations dans les aciers » techniques de l’ingénieur, M 1115, 1998, pp. 1-49.
- [28] Guy MURRY, « transformations dans les aciers », techniques de l’ingénieur, Doc 1115, 1998, pp. 1-5.
- [29] G.KRAUSS AND A. R. MARDER, “The Morphology of Martensite in Iron Alloys”, METALLURGICAL TRANSACTIONS, VOLUME 2 . SEPTEMBER 1971, pp. 2343-2357.

Chapitre 2 :

*Etude bibliographique sur l'usure
Des aciers
HSLA et aciers Dual-Phase*

2 – 1 – Introduction

L'objectif de ce travail est d'étudier l'effet de la microstructure sur la résistance à l'usure par abrasion des deux aciers X52 et X70 après l'application de traitements thermiques pour les transformer en aciers Dual-Phase.

Dans ce chapitre, nous allons présenter une étude bibliographique sur les phénomènes d'usure rencontrés lors de contact des surfaces et les mécanismes qui conduisent à la détérioration des surfaces. Dans cette étude bibliographique, nous présentons les principaux mécanismes d'usure des surfaces, les paramètres qui peuvent affecter l'usure, ainsi que les moyens utilisés pour empêcher ou limiter les dégâts qui peuvent être causés par l'usure.

Bien sur, nous allons présenter une classification des différents modes d'usure, en particulier l'usure abrasive, puisqu'elle représente l'objet principal de ce travail de recherche.

Pour que cette étude soit complète, nous allons exposer quelques travaux de recherche publiés dans la littérature et qui sont en relation directe avec l'usure des aciers HSLA et des aciers Dual-Phase.

2 – 2 – Définition de l'usure [01]

Selon la plupart des glossaires et définitions appartenant à la littérature technique spécialisée, **l'usure** correspond à la « **perte progressive de matière de la surface active d'un corps, par suite du mouvement relatif d'un autre corps sur cette surface** ».

Elle est fonction des propriétés du matériau, des conditions ambiantes et d'opération ainsi que de la géométrie des corps en contact.

Du point de vue du mécanicien, la notion d'usure est beaucoup moins restrictive car elle s'applique plus généralement à tout événement conduisant à une **perte de fonction** des composants ou systèmes, ce point de vue corroborant d'ailleurs les définitions plus communes qui associent à l'usure la **détérioration due à l'usage**.

La perte de fonction correspond aux dysfonctionnements qui peuvent résulter :

- ❖ des évolutions dimensionnelles, géométriques des pièces, telles que l'accroissement des jeux dû à une perte de cote (dégradation de la précision...) ou au contraire, le colmatage des interfaces par l'accumulation de débris (blocage, coincement...);
- ❖ des phénomènes de dégradation des surfaces (rayures, sillons, cavités, excroissances...) dont l'influence peut être dommageable à plusieurs égards : déficience d'une étanchéité, altération des propriétés mécaniques des composants ou encore détérioration de l'aspect...

À ces manifestations possibles de l'usure, qui correspondent aux constats réalisables sur les pièces, peuvent s'ajouter un certain nombre d'effets directs ou indirects, préjudiciables au fonctionnement normal d'un mécanisme et/ou à son environnement : vibrations, bruits, émission de particules, accroissement de la puissance consommée, du niveau de température, de la consommation de lubrifiants,...

2 – 2 – Phénomènes élémentaires d'endommagement des surfaces

Les principales formes des **modifications** et des **endommagements** que peut subir une surface donnée sous l'effet des sollicitations tribologiques, sont schématisées dans la figure 2.1.

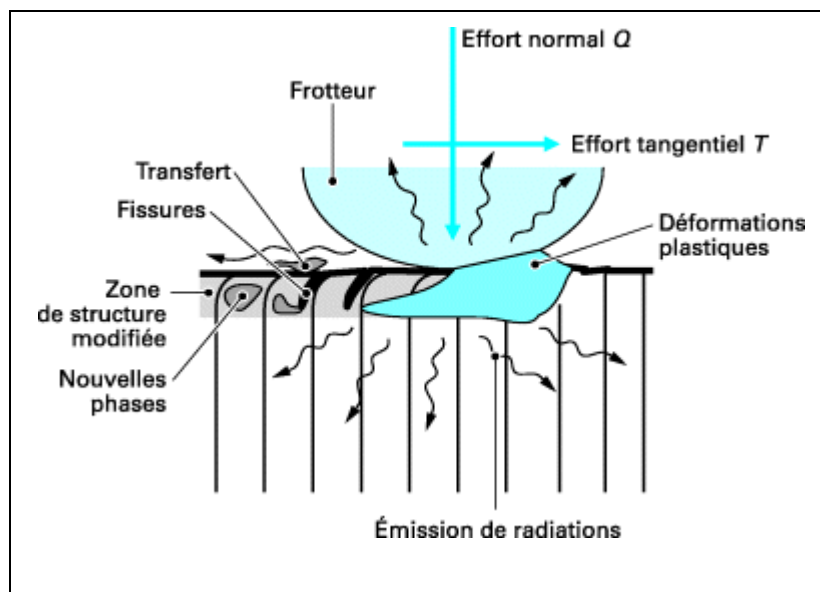


Figure 2.1 : Endommagements d'un corps frottant [02]

Les **endommagements** peuvent être décrits simplement en faisant appel à un nombre réduit de phénomènes élémentaires mécaniques, physiques ou chimiques :

- ❖ **Les déformations plastiques** : lorsque les contraintes créées par le contact de glissement dépassent la limite d'élasticité ; ces déformations plastiques induisent des modifications au niveau de la géométrie des surfaces frottantes ;
- ❖ **Les fissurations**, qui se produisent sous l'effet des contraintes dépassant la limite à la rupture, ou des phénomènes de fatigue ;
- ❖ **Les transformations physicochimiques de surface** : **représentent** des transformations structurales sans intervention de l'environnement ou des réactions tribochimiques entre les corps frottants et cet environnement ;
- ❖ **L'adhésion** qui se produit entre les corps frottants, ce qui conduit à la formation de transferts d'un des matériaux sur l'antagoniste.

Ces différents phénomènes élémentaires peuvent se produire simultanément ou successivement dans un contact donné. La description de la chronologie des événements correspond à celle d'un processus d'usure.

2 – 3 – Classification des modes d'usure

À partir des phénomènes élémentaires qui viennent d'être évoqués précédemment, de nombreux processus d'usure ont été établis et qui peuvent être classés de différentes façons.

2 – 3 – 1 – Classification empirique

Cette classification s'appuie sur un constat plutôt global du comportement du système frottant ; on définit alors :

- ❖ L'usure **douce** ou **ultradouce** : le système s'use peu, les surfaces des corps restent lisses et la taille des particules émises ne dépasse pas quelques micromètres ;
- ❖ L'usure **sévère** : la durée de vie du système est faible, les surfaces des corps sont profondément modifiées et les particules d'usure sont d'une taille pouvant dépasser 100 μm ;
- ❖ L'usure **catastrophique** : la durée de vie est très réduite ; cette situation correspond le plus souvent à un grippage généralisé du système.

2 – 3 – 2 – Classification technologique

Cette seconde classification s'appuie sur l'**état de dégradation du système et sur les faciès (morphologie) des pièces usées**. On parle alors par exemple de :

- ❖ **Grippage et microgrippage**, dans le cas de blocage de mécanismes par soudure, de transfert d'un matériau sur l'autre. Il existe différents termes pour qualifier ce type de dégradation ; en dehors du cas où l'avarie correspond au stade ultime du blocage, on parle de **brunissage**, *scuffing* (grippage), *scoring*, *galling* (écaillage) (cités approximativement dans l'ordre croissant de l'intensité ou de la sévérité des endommagements). C'est ainsi que l'on distingue par exemple le *scuffing* des chemises de moteur à explosion, du *scoring* et du *galling* des engrenages et des roulements à billes... ;
- ❖ **Pitting** (ou piquage, écaillage), qui correspond à des pertes locales de matière sous forme d'écailles. Cet endommagement est dû à un phénomène de fatigue du matériau, initié par les sollicitations répétitives exercées en cours de frottement, et conduisant à une propagation de fractures parallèles à la surface frottante ; cette forme de dégradation est typique des contacts soumis à des chargements cycliques avec des sollicitations de roulement, de choc, ou de glissement en régime lubrifié (cames, engrenages...) ;
- ❖ **fretting-corrosion**, type d'usure associé à des oscillations tangentielles de faible amplitude se produisant lors d'un contact *quasi-statique* en présence d'un milieu corrosif, et se manifestant dans sa phase finale par la création de débris qui agissent alors comme abrasif. Cette usure peut être rencontrée sur des pièces soumises à vibrations, des assemblages frettés, des liaisons cannelées, etc. ;
- ❖ **polissage**, qui correspond à une diminution importante de la rugosité initiale.

2 – 3 – 1 – Classification scientifique

Cette dernière classification est basée sur la **nature des phénomènes qui sont à l'origine des dégradations**. En ingénierie, on divise l'usure selon les principaux mécanismes qui la génèrent en différents types d'usure : usure par adhérence, usure par abrasion, usure par érosion, usure par fatigue et le fretting.

Les cinq principaux types d'usure sont décrits ci-après, en distinguant ceux pouvant être initiés dans d'autres circonstances que le frottement proprement dit (comme l'usure par érosion, ou l'usure par cavitation).

Dans les sections suivantes, on étudie chacun de ces mécanismes pour les trois grandes familles de matériaux fréquemment rencontrés en ingénierie : les matériaux élasto-plastiques (métaux et alliages), les matériaux fragiles (céramiques et verres) et les polymères ou élastomères.

2 – 3 – 1 – 1 – L'usure par adhérence

Lorsque deux corps en contact sont en glissement, des jonctions élémentaires sont formées au niveau des points de contact sous l'effet du déplacement. À un instant donné, la charge appliquée est supportée par l'ensemble des jonctions existantes. Au niveau de chaque jonction, des phénomènes d'adhésion peuvent se produire créant ainsi une liaison adhésive. La résistance mécanique de chaque jonction est fonction de l'énergie localement dissipée ; à l'extrême, une soudure peut être créée par fusion des surfaces frottantes. Lorsque le mouvement se poursuit, la jonction est soumise à un cisaillement et deux situations peuvent alors exister :

- ❖ La jonction est peu résistante : les deux corps se séparent avec peu ou pas de modification ;
- ❖ La jonction dispose d'une résistance mécanique supérieure à celle de l'un au moins des matériaux : il y a alors formation d'une fissure dans le corps le plus tendre, ou le moins tenace, puis arrachement et transfert sur l'antagoniste.

Vu que l'usure par adhérence est associée à la formation de joints d'adhérence aux points de contact situés sur les aspérités des surfaces, et vu que la résistance du joint d'adhérence est fonction de la nature physicochimique des matériaux en contact. on peut résumer les étapes qui conduisent à la formation d'un fragment d'usure par adhérence de la façon suivante (Figure 2.2) :

- ❖ Déformation plastique des aspérités en contact ;
- ❖ Pénétration des films de surface ;
- ❖ Formation du joint d'adhérence entre les matériaux de base débarrassés de leur oxyde ;
- ❖ Bris de l'aspérité dans le matériau de base et formation d'un fragment d'usure.

Le volume des fragments d'usure formé par adhérence V_a en mm^3 peut être évalué approximativement par la formule d'Archard :

$$V_a = k \frac{W}{H} L \quad (2.1)$$

où k est le coefficient d'usure par adhérence, W est la force normale (N), L est la distance glissée (m) et H est la dureté du matériau le plus mou (Pa).

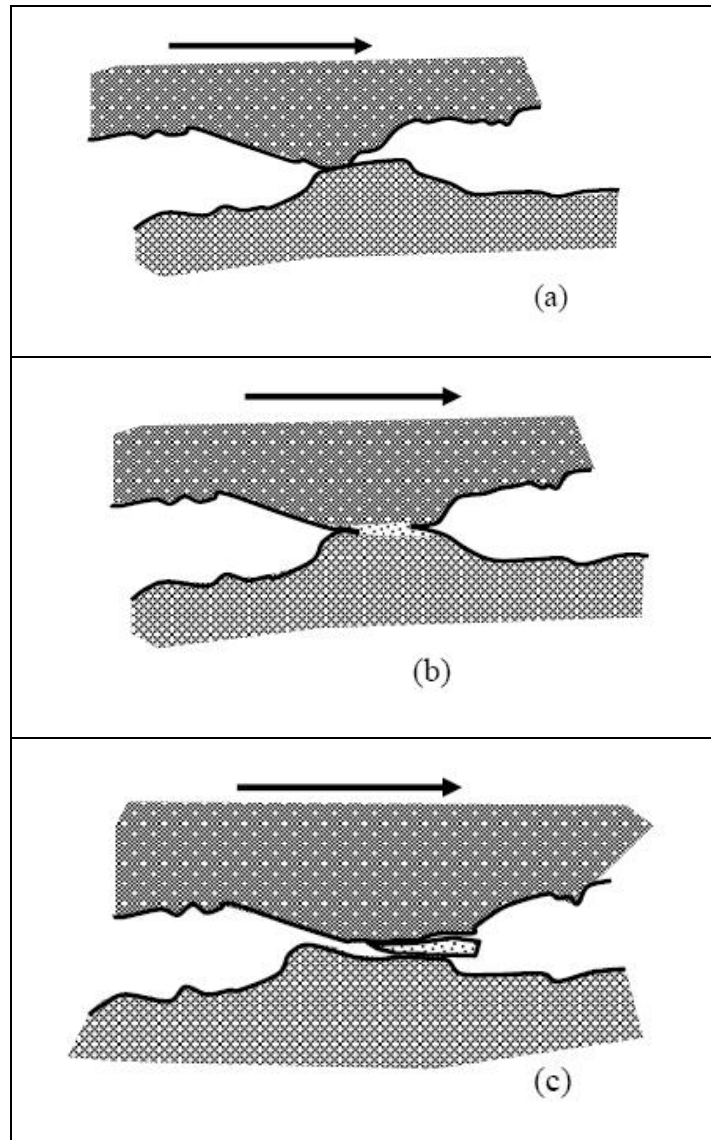


Figure 2.2 : Formation d'un fragment d'usure par adhérence :

- (a) déformation plastique de l'aspérité et pénétration des films de surface;
- (b) formation du joint d'adhérence entre les matériaux de base débarrassés de leur oxyde;
- (c) bris de l'aspérité dans le matériau de base et formation d'un fragment d'usure [03].

L'usure adhésive est favorisée entre autres par :

- ❖ L'accroissement de la pression de contact, de la vitesse (produit $p \times v$) ;
- ❖ Le frottement à sec ou en lubrification aléatoire (frottement hors régime hydrodynamique) ;
- ❖ l'absence ou l'élimination des films superficiels constitués de couches adsorbées, d'oxydes.

Ce mécanisme d'usure est commun aux métaux, aux céramiques et aux polymères. La valeur du coefficient k varie de 10^{-3} à 10^{-7} . Pour les métaux, le coefficient k augmente régulièrement avec la charge W et la distance L , ou bien quand la dureté H diminue. Pour les céramiques, le coefficient k reste très petit jusqu'à une certaine charge critique W_{crit} , au-delà de laquelle il augmente brusquement. Pour les polymères, l'usure se produit par transfert de film. La rugosité et la dureté de la surface de contact, ainsi que l'adhérence du film sur cette surface, déterminent la valeur de k .

Le Tableau 2.1 donne quelques valeurs de k pour quelques matériaux frottant contre de l'acier à outil.

Tableau 2.1 : Valeurs des coefficients d'usure k pour différents matériaux glissant sur de l'acier à outil [04].

MATÉRIAU	COEFFICIENT D'USURE, k
Acier doux	$5,5 \times 10^{-5}$
Acier doux (sur acier doux)	7×10^{-3}
Acier à outil	$1,3 \times 10^{-4}$
Acier inoxydable	$1,7 \times 10^{-5}$
Cuivre	$3,7 \times 10^{-5}$
Bronze	6×10^{-4}
PTFE	$2,5 \times 10^{-5}$
PMMA	7×10^{-6}
Polyéthylène	$1,3 \times 10^{-7}$

Le facteur k du Tableau 2.4 mesure la quantité de matériau érodé. Le transfert de matière entre les solides en contact peut atteindre jusqu'à trois fois cette quantité. Dans le cas des polymères par exemple pour lesquels l'usure se produit par transfert de film, cet échange peut se faire presque exclusivement aux dépens d'une seule des deux surfaces en contact.

2 – 3 – 1 – 2 – L'usure par abrasion

L'usure par abrasion est le résultat du frottement de glissement par labourage ou par déformation plastique. Elle correspond au cas où un corps dur déforme plastiquement, avec ou sans enlèvement de matière, un corps plus mou.

L'usure abrasive peut se faire à deux corps, directement à partir des solides en contact ou bien à trois corps, comme résultat de l'action de particules solides dures qui se trouvent entre les deux surfaces en mouvement relatif (Figure 2.3). Une lime cause de l'usure par abrasion à deux corps, alors que le polissage avec de la poudre à rôder est un exemple d'abrasion à trois corps.

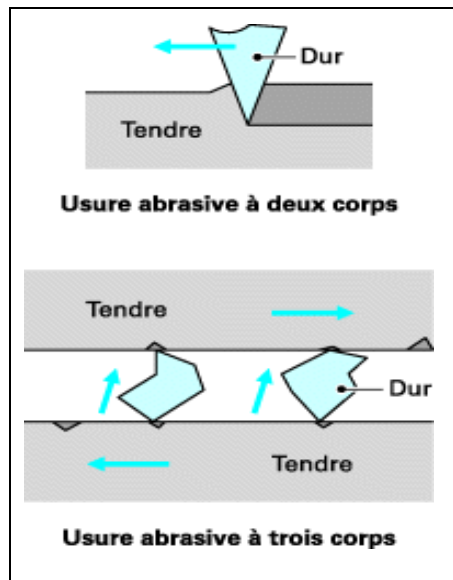


Figure 2.3 : Phénomènes élémentaires de l'usure abrasive à deux et trois corps [02]

L'usure par abrasion est très fréquente et en même temps elle est très sévère. L'usure par abrasion peut se quantifier avec la formule (2.1), dans laquelle le coefficient k est de 10 à 20 fois plus grand selon l'angularité des particules.

La Figure 2.3 illustre le principe du mécanisme d'usure par abrasion. Dans l'abrasion à deux corps, la particule abrasive est attachée à une des deux surfaces en contact. Dans l'usure à trois corps, la particule abrasive peut rouler plus ou moins librement entre les deux surfaces. Ceci explique la différence entre les valeurs des coefficients k . Dans tous les cas, pour que l'usure par abrasion se produise, il faut qu'une des deux surfaces ou que la particule abrasive soit de 15 à 20 % plus dure que l'autre surface.

L'élément le plus commun dans la poussière atmosphérique est le sable, SiO_2 , dont la dureté est de l'ordre de 800 à 900 kg/mm^2 . Or, les aciers courants les plus durs sont les aciers à roulement et à outil dont la dureté varie de 700 à 800 kg/mm^2 , ce qui rend donc l'usure par abrasion très possible. C'est pourquoi ce type d'usure est très fréquent. Les oxydes d'aluminium souvent présents dans les machines ont de leur côté une dureté de l'ordre de 2100 kg/mm^2 , ce qui les rend très abrasifs pour beaucoup de matériaux.

À cause de leur grande dureté, les céramiques résistent à l'abrasion, mais toujours jusqu'à une charge critique. Au-delà de cette charge, celles-ci se brisent par écaillage et produisent des surfaces très rugueuses qui se détériorent alors rapidement.

Les polymères sont très sensibles à l'abrasion en raison de leur faible dureté. Une exception dans cette catégorie de matériaux est apportée par le polyéthylène à très haut poids moléculaire (UHMWPE) qui, à cause de sa grande ductilité et ténacité, résiste bien à l'abrasion. Pour des raisons similaires, on peut fabriquer des caoutchoucs qui possèdent une bonne résistance à l'abrasion. On utilise ces matériaux dans les chutes et les convoyeurs à minerais. Pour les polymères et les élastomères, on note que l'usure mesurée par V_a dans l'équation (2.1) peut être reliée à des constantes des matériaux, soit :

$$V_a \propto \frac{1}{\varepsilon_{ut} \cdot S_{ut}} \quad (2.2)$$

où ε_{ut} et S_{ut} sont l'allongement et la limite ultime du matériau à la rupture.

L'usure abrasive est favorisée par :

- ❖ L'accroissement de température ;
- ❖ L'humidité, l'agressivité chimique de l'ambiance (lorsque l'abrasion agit par effet de coupe).

Dans le cas de l'abrasion à trois corps, la nature et l'acuité des phénomènes dépendent des formes, granulométries des particules abrasives, de la vitesse relative et de l'angle d'attaque de l'abrasif sur le substrat.

L'usure abrasive mettant en jeu, au niveau élémentaire, des phénomènes d'ordre mécanique, les paramètres dépendant des matériaux sont notamment : la dureté ou la

limite d'élasticité, les contraintes résiduelles, la ténacité, la structure (homogénéité, taux d'écrouissage...), les propriétés thermomécaniques dans le cas de sollicitations en température.

Vu que la dureté respective des corps en présence est un élément déterminant, des règles simples de choix de matériaux ou de traitement de surface peuvent donc permettre d'optimiser un usinage par abrasion ou une lutte contre l'usure abrasive d'un élément de mécanisme donné.

2 – 3 – 1 – 3 – L'usure par érosion

Comme l'usure par abrasion, l'usure par érosion enlève du matériau de la surface par déformation plastique, labourage et micro-usinage. Cependant dans ce cas-ci, puisque la particule abrasive est transportée par un fluide, des paramètres supplémentaires sont nécessaires pour quantifier le taux d'usure.

Il s'agit de l'angularité de la particule, de sa vitesse initiale V_{1-2} par rapport à la surface, de sa masse m , de son angle d'incidence θ et de son spin ω (Figure 2.4). En supposant que les particules abrasives ne se déforment pas, que la dureté H de la surface ne change pas et que les particules n'ont pas d'interaction entre elles, on écrit :

$$E = \frac{K\rho V_{1-2}^2}{H} f(\theta) \quad (2.3)$$

Où :

E est le rapport de la masse de matériau enlevé de la surface sur la masse totale des particules qui ont frappé la surface,

K est un coefficient d'usure,

ρ est la densité massique du matériau enlevé,

V_{1-2} est la vitesse des particules par rapport à la surface abrasée,

H est la dureté de la surface et

θ est l'angle d'incidence des particules par rapport à la surface.

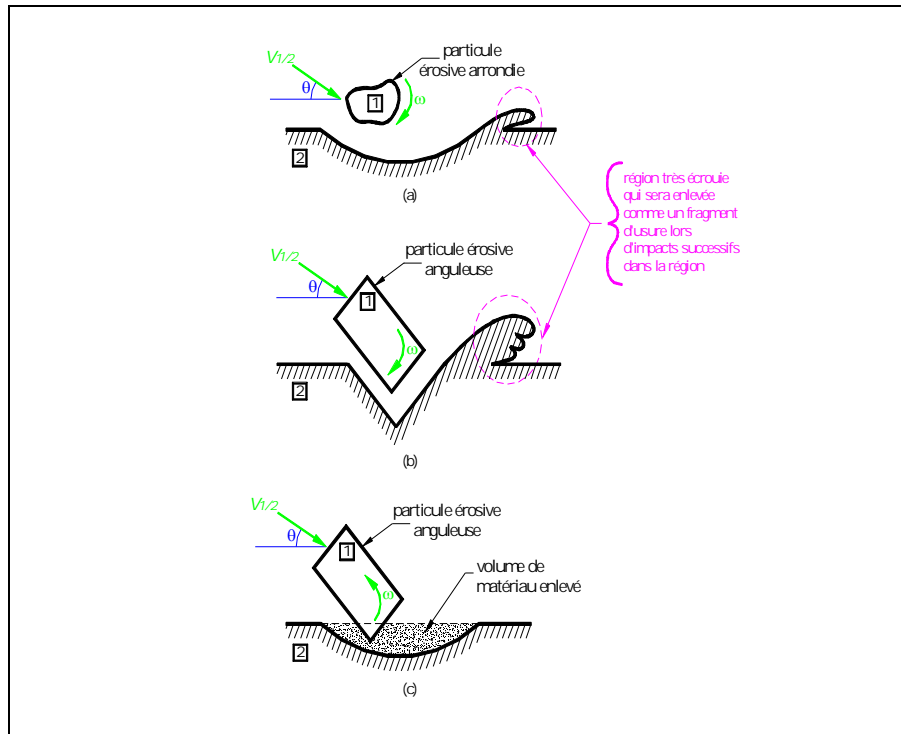


Figure 2.4 : Mécanismes d'usure par érosion [04]

L'équation (2.3) est très imparfaite et ne sert en fait qu'à établir un parallèle entre l'équation d'Archard pour l'usure par adhérence et l'usure par érosion. Les valeurs du coefficient K varient typiquement de 10^{-1} à 10^{-3} .

La Figure 2.5 indique qualitativement l'effet de l'angle d'incidence θ et la nature du matériau érodé sur le paramètre E . Les matériaux fragiles (céramiques) s'érodent plus par impact à des angles d'incidence près de 90° , alors que les matériaux élastoplastiques (métaux, polymères, élastomères) sont plus sensibles à des angles d'incidence rasants.

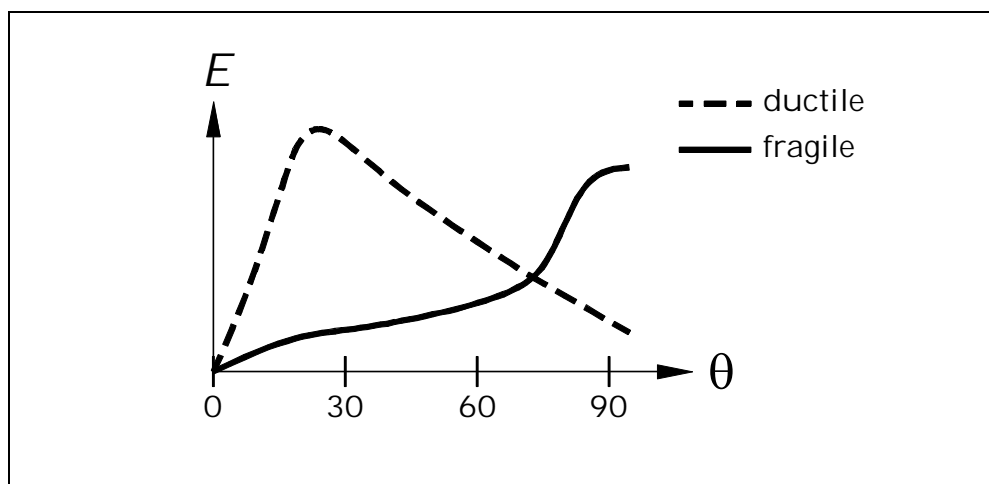


Figure 2.5 : Effet de l'angle d'incidence et du matériau sur l'usure par érosion [04].

2 – 3 – 1 – 4 – L'usure par fatigue

La fatigue est le phénomène de formation et de propagation de fissures sous l'action répétée d'efforts alternés. Le frottement de roulement et le contact successif sur les aspérités reproduit ce phénomène aux surfaces de contact.

Selon la valeur du coefficient de frottement, on sait que les efforts dans les solides sont localisés soit à la surface ou sous la surface des solides en contact :

- ❖ Dans le premier cas, la fissure se forme à la surface, figure 2.6 (a); en se propageant, cette fissure se déplace d'abord vers l'intérieur du solide puis revient vers la surface pour former un fragment d'usure.
- ❖ Dans le second cas, la fissure origine sous la surface, figure 2.6 (b). En se déplaçant vers la surface, cette fissure forme aussi un fragment d'usure.

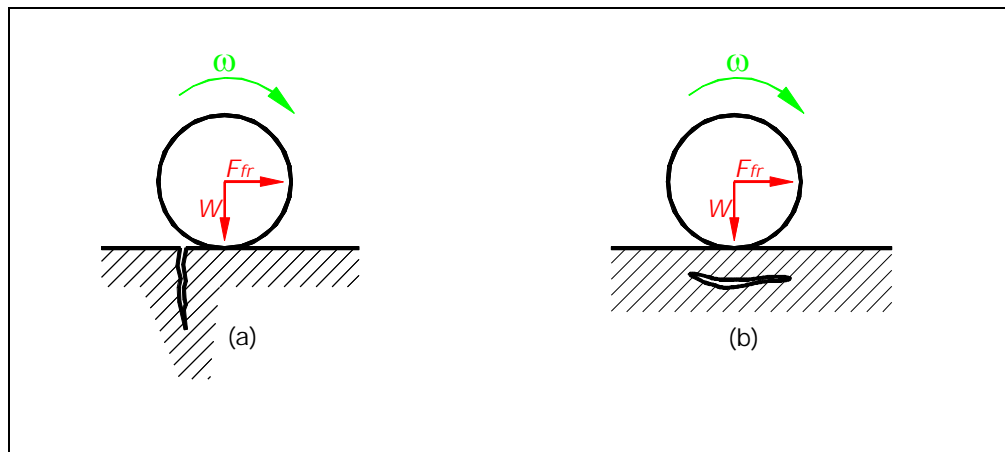


Figure 2.6 : Mécanismes d'usure par fatigue [04].

Il n'existe pas de formule de calcul de l'usure par fatigue de la forme de l'équation d'Archard. Tous les matériaux d'ingénierie sont soumis au phénomène de l'usure par fatigue.

2 – 3 – 1 – 4 – L'usure par fretting

Le fretting est un mécanisme d'usure qui se produit entre des surfaces qui ne devraient pas normalement être en mouvement relatif mais qui, en fait, ont un déplacement oscillant microscopique. L'amplitude du déplacement est de l'ordre de 1 à 100 μm , donc pratiquement imperceptible à l'œil nu. Ces déplacements sont induits par des vibrations dans la machine ou par l'environnement.

La figure 2.7 illustre le phénomène du fretting avec un exemple simple d'une aspérité sphérique en contact avec un plan. La pression sur l'aire de contact est maximum au centre et zéro sur le pourtour. En absence de force tangentielle, il n'y a aucun glissement entre l'aspérité et le plan sur toute l'aire de contact de rayon a .

L'apparition d'une petite force tangentielle entraîne un micro-glissement sur une partie de l'aire de contact (Figure 2.7 (b)). Cette petite force est causée par des vibrations dans la machine. Les mêmes vibrations peuvent aussi agir dans le plan normal, amenant alors un décollement dans l'aire de contact. Le micro-glissement ou le décollement, répétés un grand nombre de fois, finissent par briser le film d'oxyde qui se détache des surfaces et forme un fragment d'usure par le mécanisme d'adhérence. Comme il n'y a pas de mouvement relatif macroscopique dans le contact, les fragments d'usure restent sur place et l'usure continue à se produire par deux mécanismes : l'adhérence et l'abrasion.

Ainsi, sans qu'il y ait eu de mouvement macroscopique entre l'aspérité et le plan, il y a eu arrachement de matériel à la surface, donc de l'usure.

Ce phénomène se produisant sur plusieurs aspérités, il apparaît un grand nombre de micro-cratères sur la surface, ce qui constitue un enlèvement important de matériel.

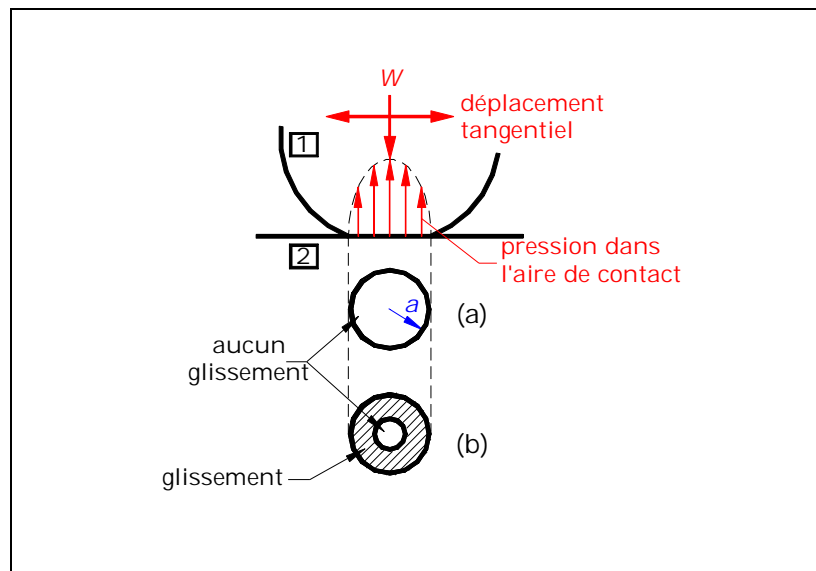


Figure 2.7 : Mécanismes d'usure par fretting [04].

Enfin, nous pouvons dire que l'usure est un phénomène naturel inévitable qui se produit lors de l'interaction de corps solides en mouvement relatif. L'usure nécessite l'action d'une force pour faire un travail sur la surface. Le travail de cette force sert à créer une

surface nouvelle ou à induire une déformation plastique sur la surface; à cause de cela, l'usure est aussi un phénomène dissipatif.

2 – 4 – Résistance à l'usure des aciers HSLA

L'usure est un phénomène complexe progressif destructif au cours duquel la détérioration des surfaces se produit dans le fonctionnement et les composants industriels peuvent rompre en raison d'une lubrification inadéquate, une mauvaise conception, une manipulation excessive ou un mauvais fonctionnement. Elle conduit à de lourdes dépenses pour l'entretien et le remplacement des équipements d'installations industrielles, entraînant un coût de fonctionnement important pour les processus industriels [05]. Compte tenu de ce qui précède, des aciers faiblement alliés à haute résistance faiblement alliés (aciers HSLA qui sont largement utilisés comme des composants structurels fixes et pour les équipements mobiles tels que les automobiles, les engins de terrassement et d'extraction) ont été soumis à une étude, par S. Mohan et al. [06], afin d'évaluer leurs résistances à l'usure dans différentes conditions de charges, de distances et de vitesses de glissement à la température ambiante. Une analyse critique des débris et de la topographie de surface a été réalisée pour comprendre le mécanisme d'usure sous ces différentes conditions de fonctionnement.

Les échantillons ont été traités thermiquement pour produire une structure Dual-Phase constituée d'îlots de martensite dure enrobée dans une matrice de ferrite douce. Les résultats ont indiqué que la perte de l'usure par abrasion augmente avec la diminution de la dureté, ainsi que l'augmentation de la taille des grains de la microstructure initiale. La perte d'usure augmente aussi avec la charge appliquée. L'analyse de la phase de débris d'usure a révélé la présence de Fe_2O_3 indiquant une tendance à un mécanisme oxydatif. La variation de la perte à l'usure avec une longueur de glissement et de la charge appliquée est en corrélation avec la microstructure du matériau et de la distribution de phases.

Selon Padap et al. [08], un certain nombre d'études ont été réalisées récemment pour optimiser la relation entre les propriétés mécaniques et la microstructure des aciers HSLA et ont permis de montrer que le coefficient de frottement moyen de ces aciers est compris entre 0,58 et 0,62.

2 - 5 –Résistance à l'usure des aciers Dual-Phase

Les aciers contenant des îlots de martensite dure enrobés dans une matrice de ferrite sont connus comme les aciers Dual-Phase. Pour les applications de l'ingénierie automobile et autres, ces matériaux ont ouvert une nouvelle dimension en raison de leur formabilité et une haute ténacité . Les aciers Dual Phase à faible teneur en carbone ont été présentés comme matériau potentiel pour l'application de pipelines pour le transport des pâtes de minéraux et d'autres applications résistant à l'usure . Dans une étude récente, le potentiel pour une utilisation comme outils agricoles où la force et la résistance à l'usure est d'une grande préoccupation a été explorée [09]. En raison de leur rapport résistance-poids et une bonne formabilité, ces aciers présentent une grande promesse dans l'industrie automobile [10]. En dépit de ces multiples applications, les propriétés tribologiques des aciers double phase n'ont pas été amplement étudiées.

Selon A. Bayram et A. Uğuz [07], Les aciers faiblement alliés à bas carbone, qui contiennent deux phases, comme la ferrite + la martensite ou de la ferrite + la bainite sont appelés aciers Dual-Phase. Les aciers à haute résistance avec une bonne formabilité sont particulièrement attrayants pour les industries du transport, où les exigences en matière de conservation de l'énergie et des ressources sont possible [11]. Le mécanisme de durcissement en ferrite + martensite des aciers est déterminé par la quantité de la martensite et sa morphologie, ainsi que la teneur en carbone et en éléments d'alliage. La fragilité de la martensite peut être réduite par la matrice de ferrite ductile qui se lie à la martensite ainsi, une résistance élevée tout en gardant le matériau fortement ductile peut être obtenue. Il est possible de produire un tel système composite en utilisant des transformations à l'état solide.

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, ont été d'un grand intérêt pour de nombreuses industries. Un certain nombre de chercheurs [12-14] ont travaillé sur l'effet de la morphologie et de la quantité de phase martensitique sur les propriétés mécaniques des aciers Dual Phase.

M.Akosal et al. [12] ont étudié le comportement en usure d'un acier AISI 1020 après la transformation de sa microstructure en microstructure Dual-Phase et ont trouvé que la résistance à l'usure de l'acier Dual-Phase varie en fonction de la proportion de la phase de ferrite et que la martensite affecte la résistance à l'usure par sa dureté. Ainsi, Il est

possible d'améliorer la résistance à l'usure de l'acier Dual-Phase en améliorant la ductilité de la phase ferrite et la dureté de la phase martensitique. Enfin, ces auteurs ont proposé d'utiliser des aciers Dual-Phase bon marché comme matériaux résistants à l'usure, après un traitement thermique, au lieu d'utiliser des matériaux coûteux ayant des propriétés de surface améliorées.

De leur côté, V. Abouei et al. [13] ont exploré le potentiel tribologique d'un acier Dual-Phase (DP) en tant que matériau résistant à l'usure en étudiant et en comparant les caractéristiques d'usure de cet acier à celles observées sur un acier au carbone normalisé ayant la même teneur de 0.2% (en masse) de carbone. Les résultats obtenus ont montré que le mécanisme d'usure dans les deux aciers est principalement la délamination et que pour une charge donnée, les volumes d'usure cumulée sur les deux aciers augmentent avec la distance de glissement. Ils ont trouvé aussi que les taux d'usure dans les deux segments correspondant à l'état d'équilibre sont plus élevés dans l'acier au carbone comparé à l'acier dual-phase. Ils ont attribué cette différence à la zone réelle de contact et à la réduction de possibilité de formation et propagation de fissures au cours du délaminage.

Afin d'explorer le potentiel tribologique des aciers Dual-Phase (DP) en tant que matériau résistant à l'usure, H. Saghafian et Sh. Kheirandish [14] ont étudiés les caractéristiques d'usure des aciers Dual-Phase (DP) avec des quantités variables de martensite de 43 à 81 % (en volume), mis au point par divers temps de maintien à la température de recuit intercritique de 780°C.

Les essais d'usure ont été menés sur les aciers DP à l'aide d'une machine pion-disque sous différentes charges normales et à une vitesse de glissement constante de 1,20 m/s.

Les résultats obtenus ont montré que l'augmentation de la fraction volumique de la martensite dans l'acier Dual-Phase améliore considérablement leur résistance à l'usure et que le principal mécanisme d'usure est le délaminage.

Références Bibliographiques du Chapitre 1

- [01] Michel CARTIER et Philippe KAPSA, « Usure des contacts mécaniques - Problématique et définitions », Techniques de l'Ingénieur, **BM5065**, 10 avril 2001, pp. 1-10.
- [02] Philippe KAPSA et Michel CARTIER, « Usure des contacts mécaniques - Manifestations de l'usure », Techniques de l'Ingénieur, **BM5067**, 10 avril 2001, pp. 1-14.
- [03] I. M. Hutchings, Tribology : Friction and wear of engineering materials, Elsevier Science Technology, United Kingdom, 1992, ISBN 9780340561843, 280 pages.
- [04] Notes de cours, Mec 3330, "système mécanique, transmission de puissance", école polytechnique de Montréal, 2003.
- [05] M. Neale, M. Gee, "A Guide to Wear Problems and Testing for Industry" , chapter 2: industrial wear problems, ISBN-9780815514718, 1st edition 2001, pp. 3-31
- [06] S. Mohan, Ved. Prakash, J. P. Pathak, "Wear characteristics of HSLA steel ", Wear, Volume 252, Issues 1-2, 2002, pp. 16-25.
- [07] A. Bayram, A. Uğuz, "Effect of Microstructure on the Wear Behaviour of a Dual Phase Steel " Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Volume 32, Issue 3, 2001, pp. 249-252.
- [08] A. K. Padap, G. P. Chaudhari , S. K. Nath, "Dry Sliding Wear and Corrosion Behavior of Ultrafine-grained HSLA Steel Processed using Multi Axial Forging ", Supplemental Proceedings, Volume 2 : Materials Fabrication, Properties, Characterization, and Modeling, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2011, pp. 137-145.
- [09] N. K. Balliger and T. Gladman, "Work hardening of dual-phase steels" , Metals Science, 1981, pp. 95-108.
- [10] P. P. Sarkar, P. Kumar And P.C. Chakraborti, "Microstructure-based evolution of stress corrosion cracking behaviour of dual-phase steels " in 3.5% NaCl solution " Journal of Materials Science and Applications, 2013, pp. 1-22.

- [11] S. Narkhede, P. Bhoyar, S. Dhone, R.K. Khatirkar & S.G. Sapate, "Effect of Inter Critical Annealing on Microstructure and Wear Behaviour of En-8 Steel", International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering, Volume-1, Issue-1, 2012, pp. 113-116.
- [12] M. Aksoy, M.B. Karamq, E. Evin, An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low-carbon steel, Wear 193 (1996) 248-252.
- [13] V. Abouei, H. Saghafian, Sh. Kheirandish, Kh. Ranjbar, "An investigation of the wear behaviour of 0.2% C dual phase steels", journal of materials processing technology, Vol. 203, (2008), 107–112.
- [14] H. Saghafian, Sh. Kheirandish, Correlating microstructural features with wear resistance of dual phase steel, Materials Letters, Vol. 61, (2007), pp. 3059–3063.

Chapitre 3 :

Techniques et procédures Expérimentales

3 – 1 – Introduction

Dans ce chapitre, nous allons présenter toutes les techniques et les procédures qui ont été utilisées durant la réalisation de ce travail de recherche, et qui inclue la préparation des échantillons avant traitements thermiques, la réalisation des traitements thermiques, la caractérisation des échantillons après traitements thermiques, essais d'usure sur les différents échantillons, quantification de l'usure,...

Bien sur, dans ce chapitre, nous allons aussi présenter la composition chimique des aciers HSLA X52 et X70 utilisés, leurs structures et état avant la réalisation des traitements thermiques, ainsi que les conditions dans lesquelles les essais d'usure « pion-disque » ont été effectuées.

3 – 2 – Aciers utilisés

Vu que l'objectif principal de ce travail est de valoriser les aciers HSLA X52 et X70 utilisés par **Alphapipe de Ghardaïa** pour la fabrication des pipelines, nous avons pris des échantillons en aciers HSLA API 5L X52 et API 5L X70 à partir de bobines destinées au soudage de pipelines.

Les échantillons ont été pris à l'état reçu. Les compositions chimiques des deux aciers X52 et X70 utilisés dans ce travail sont données dans le tableau 3.1.

Tableau 3.1 : Composition chimique des aciers X52 et X70 utilisés dans ce travail.

Elements	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Ti	Al	Fe
Acier HSLA X 52	0.12	1.22	0.23	0.001	0.011	0.03	0.03	0.002	0.034	balance
Acier HSLA X 70	0.07	1.52	0.34	0.001	0.012	0.05	0.048	0.003	0.035	balance

Les principales propriétés mécaniques des deux aciers HSLA X52 et X70 destinés aux traitements thermiques et aux essais d'usure « pion-disque » sont rassemblées dans le Tableau 3.2.

Tableau 3.2 : Principales propriétés mécaniques des X52 et X70 ¹

	Principales propriétés mécaniques					
	Limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) (MPa)	Résistance à la traction (R_m) (MPa)	Rapport (E/R) (%)	Allongement (%)	Résilience ² (J/cm ²)	Dureté (HV ₁₀)
Acier HSLA X52	377	516	73	27,5	160,8	179
Acier HSLA X70	538	665	81	30,2	327,5	232

Les microstructures initiales des deux aciers HSLA X52 et X70 utilisés dans ce travail, sont présentées dans les Figures 3.1 et 3.2.

Sur ces deux microstructures, on peut facilement distinguer les zones ferritiques (zones en blanc) des zones perlitiques (zones en noir). On peut aussi constater que la taille des grains de l'acier X70 est plus fine que celles de l'acier X52.

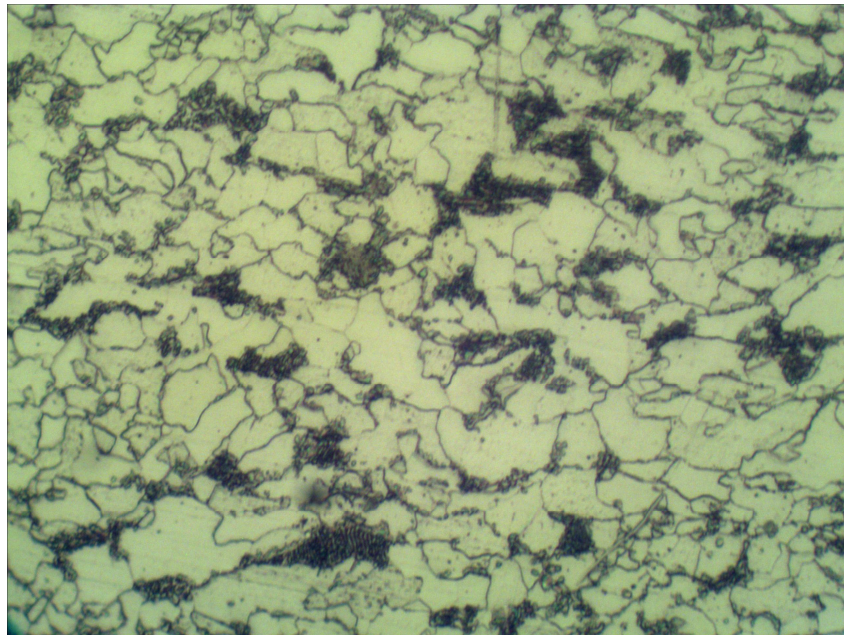


Figure 3.1 : Microstructure initiale de l'acier HSLA X52.

Les zones ferritiques sont en blanc et les zones perlitiques sont en noir.

Attaque : Nital 4%, G : 500X.

¹ : Les valeurs du tableau ont été obtenues à partir des documents techniques d'Alphapipe de Ghardaïa.

² : Résilience prise à une température égale à 0 °C.

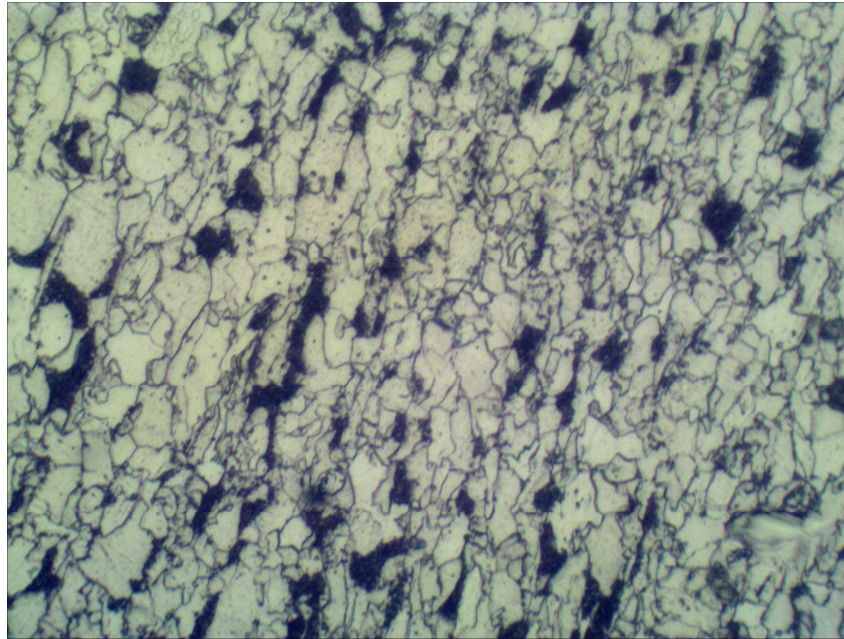


Figure 3.2 : Microstructure initiale de l'acier HSLA X70.

Les zones ferritiques sont en blanc et les zones perlitiques sont en noir.

Attaque : Nital 2%, G : 500X.

3 – 3 – Préparation des échantillons avant traitements thermiques et essais d'usure

Avant l'introduction des différents échantillons dans le four pour réaliser les traitements thermiques qui nous permettent de transformer la microstructure des aciers HSLA en une microstructure Dual-Phase, ces derniers subissent un polissage avec du papier abrasif en carbure de silicium jusqu'à une granulométrie 1000. Cette préparation de surface avant traitement thermique est utilisée pour éliminer toute contamination de surface et permet d'obtenir des échantillons sans défauts.

Après les traitements thermiques, les échantillons subissent un autre polissage avec du papier abrasif en carbure de silicium jusqu'à la granulométrie 1000 pour éliminer les couches d'oxydes formées lors du maintien dans le four.

Après polissage, les dimensions des échantillons de forme cubique sont mesurées, afin de pouvoir estimer la perte de masse dans les essais d'usure « pion-disque » par unité de surface.

3 – 4 – Traitements Thermiques

Pour transformer les microstructures initiales (Ferrite + Perlite) des deux aciers HSLA X52 et X70, en autres nouvelles microstructures constituées de ferrite et de martensite, avec différentes morphologies et fraction volumique de la phase martensitique, nous avons choisi d'effectuer deux différents traitements thermiques :

- ❖ L'un par une trempe intermédiaire (**Intermediate Quenching, IQ**) ;
- ❖ L'autre par une trempe effectuée par étapes

Tous les traitements thermiques effectués au cours de cette étude, ont été réalisés, à l'atmosphère ambiante, à l'aide d'un four tubulaire dont la température maximale peut atteindre 1200 °C.

3 – 4 – 1 – Traitement (IQ) : Intermediate Quenching (Figure 3.3)

- ❖ Chauffage à 950 °C pendant 30 minutes,
- ❖ Refroidissement à l'eau,
- ❖ Chauffage aux températures intercritiques (760, 800 °C) pendant 30 mn,
- ❖ Refroidissement à l'eau

3 – 4 – 2 – Traitement (SQ) : Step Quenching (Figure 3.4)

- ❖ Chauffage à 950 °C pendant 30 minutes,
- ❖ Refroidissement jusqu'aux températures intercritiques (760, 800 °C) pendant 30 mn, à l'eau,
- ❖ Refroidissement à l'eau

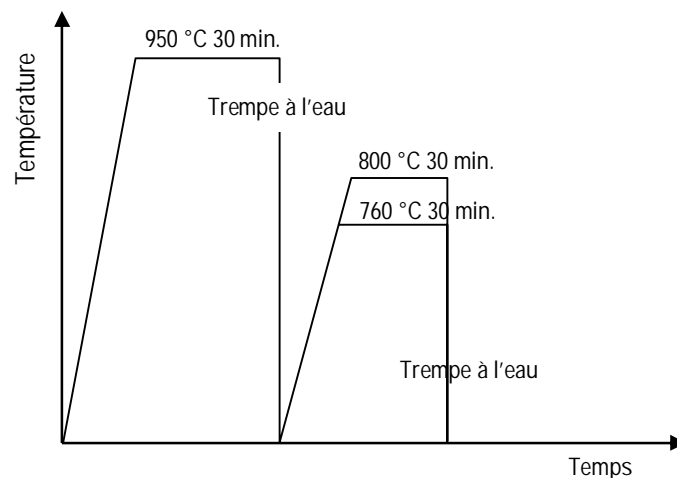


Figure 3.3 : Traitements thermiques IQ.

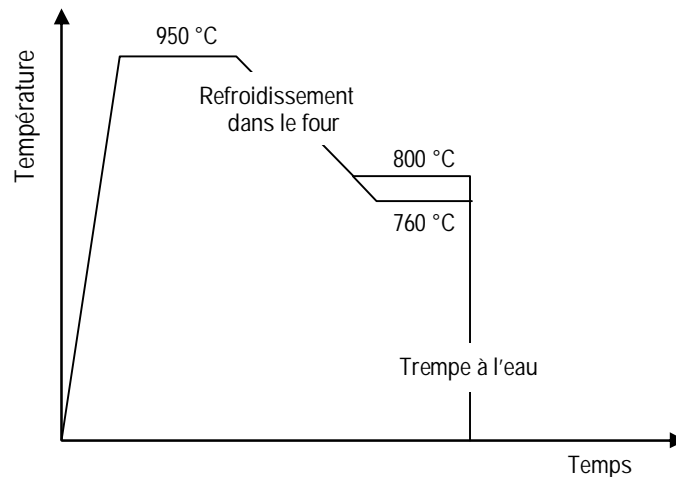


Figure 3.4 : Traitements thermiques SQ.

3 – 5 – Préparation des échantillons après traitements thermiques et métallographie

Pour avoir une idée claire sur les changements produits au niveau de la microstructure des aciers traités, les échantillons doivent être préparés d'une façon correcte pour que les micrographies que nous allons utiliser soient d'une bonne qualité.

3 – 5 – 1 – Tronçonnage

Après la réalisation des traitements thermiques, les échantillons sont tronçonnés dans les deux sens (transversal et longitudinal), de telle sorte que les sections exposées permettent de contrôler la microstructure obtenue dans toutes les directions.

3 – 5 – 2 – Polissage de finition

Le polissage de finition est effectué sur tous les échantillons pour leur donner un état de surface miroir qui permet une bonne réflexion de la lumière du Microscope Optique. Les opérations de polissage de finition ont été réalisées à l'aide de la pâte diamantée de granulométrie 1 et 0,25 μm .

3 – 5 – 3 – Attaque chimique

L'attaque chimique est souvent appliquée sur les échantillons pour différencier entre les différentes phases existantes au niveau de la microstructure de l'acier, ce qui permet d'observer les changements qui peuvent être apportés par les traitements thermiques effectués.

Le réactif utilisé dans ce travail est constitué d'une solution aqueuse de 4 % d'acide nitrique dans l'alcool éthylique. Cette solution est connue techniquement sous le

nom de Nital à 4 %. La durée de l'attaque est de l'ordre de 15 à 20 secondes à la température ambiante.

Une fois que l'effet de l'attaque est bien apparent sur l'échantillon (on constate une petite variation de la couleur de la surface attaquée), un lavage de la surface à l'aide d'un jet d'eau est effectué pour arrêter toute réaction.

Pour ne laisser aucune trace de l'eau sur la surface, les échantillons sont séchés à l'air chaud.

3 – 5 – 4 – Observation métallographique

Après les étapes de préparation des échantillons (polissage de finition et attaque chimique), nous avons faits recours à la microscopie optique afin de suivre l'évolution de la microstructure en fonction des traitements thermiques.

En plus de la microstructure, la métallographie a été utilisée pour analyser l'état de surface après les essais d'usure.

Le microscope optique utilisé dans ce travail est un microscope métallographique (lumière réfléchie) du type **LIECA DMLM** équipé d'un dispositif qui permet la prise de photos.

3– 5–5– Estimation de la fraction volumique de la martensite

Pour estimer la proportion ou la fraction volumique de la structure martensitique dans les microstructures des aciers Dual-Phase obtenus après traitements thermiques, nous avons procédé à une technique quantitative d'analyse d'images sur les micrographies des microstructures des aciers Dual-Phase.

La technique consiste à réaliser un quadrillage fin sur les microstructures des aciers obtenues après traitements thermiques et à faire le comptage des phases existantes dans cette microstructure. Le nombre total des carrés du quadrillage représente l'unité, et le nombre de carrés correspondant à chaque phase représente la proportion ou la fraction volumique de cette phase.

La figure 3.5 illustre la technique utilisée pour l'estimation de la proportion ou de la fraction volumique des phases existantes dans la microstructure des aciers Dual-Phase étudiés.

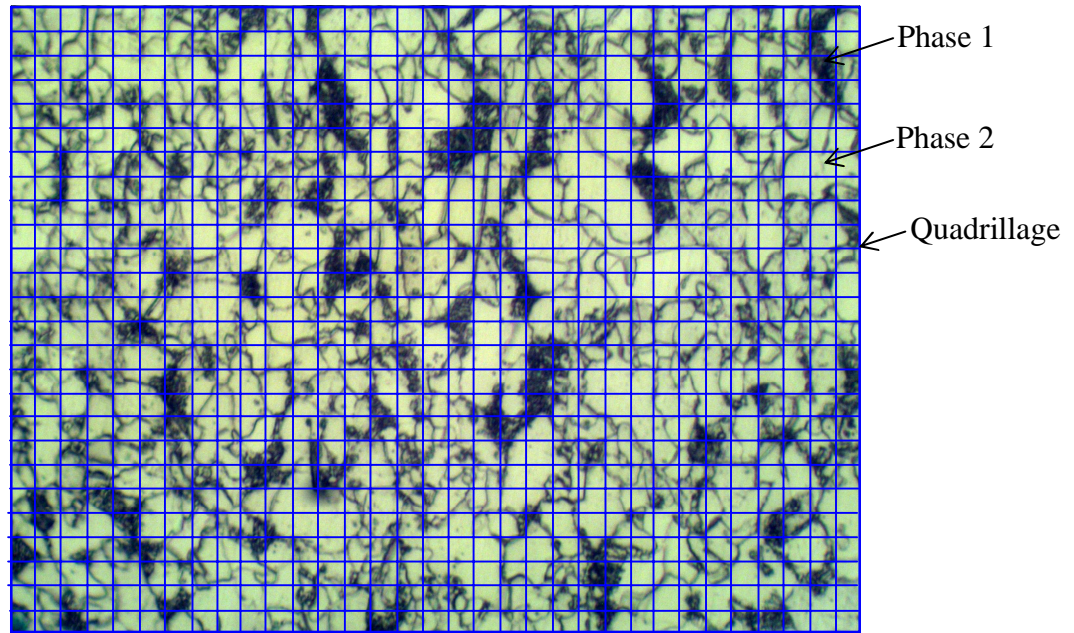


Figure 3.5 : Technique utilisée pour l'estimation de la proportion ou de la fraction volumique des phases existantes sur les microstructures des aciers Dual-Phase.

3 – 6 – Caractérisation mécanique des échantillons traités

3 – 6 – 1 – Essais de microdureté

Les microduretés Vickers mesurées dans ce travail ont été effectuées en utilisant des charges comprises entre 1 et 2 kg en fonction des zones et des régions étudiées. Les valeurs présentées dans ce travail, représentent des moyennes de trois mesures faites dans trois différents endroits.

Le microduremètre utilisé dans cette étude est du type VH2 de la marque **Mutotoyu** et qui est équipé d'un microprocesseur qui permet de lire directement la valeur de la microdureté sur un écran LCD. La charge maximale appliquée peut atteindre jusqu'à 2000 g.

3 – 6 – 2 – Essais d'usure abrasive « pion-disque »

L'essai d'usure « pion-disque » évalue la résistance à l'usure abrasive des échantillons traités sous des conditions de faibles charges. Les essais ont été effectués dans l'atmosphère ambiante sans lubrification avec une humidité relative entre 25 et 30 % à une température moyenne comprise entre 25 et 28 °C.

Dans le dispositif d'usure utilisé, nous avons considéré les échantillons traités comme pion. Le disque sur lequel s'effectue le mouvement de translation est constitué d'un papier abrasif en carbure de silicium avec différentes granulométries 180.

Pour pouvoir maintenir les échantillons (pions) d'une façon correcte au cours des essais d'usure, nous avons réalisé des portes échantillons bien adaptés et qui permettent de maintenir des échantillons de différentes formes et dimensions. Vu la diversité de la taille des échantillons, nous étions obligé de réaliser deux portes échantillons : l'un pour les faibles dimensions et l'autre pour les grandes dimensions. Pour assurer le maintien des échantillons d'une façon correcte durant l'essai d'usure, ces derniers sont maintenus par trois (03) vis placées à 120° les uns des autres Figure 3.6-a.

Le dispositif de maintien des échantillons est fixé sur un bras de 340 mm de longueur et le porte échantillon est placé à une distance de 85 mm par rapport au point d'application de la charge Figure 3.6-b.

La figure 3.6 montre l'adaptation réalisée pour le porte échantillons ainsi que le dispositif utilisé pour le maintien des échantillons.

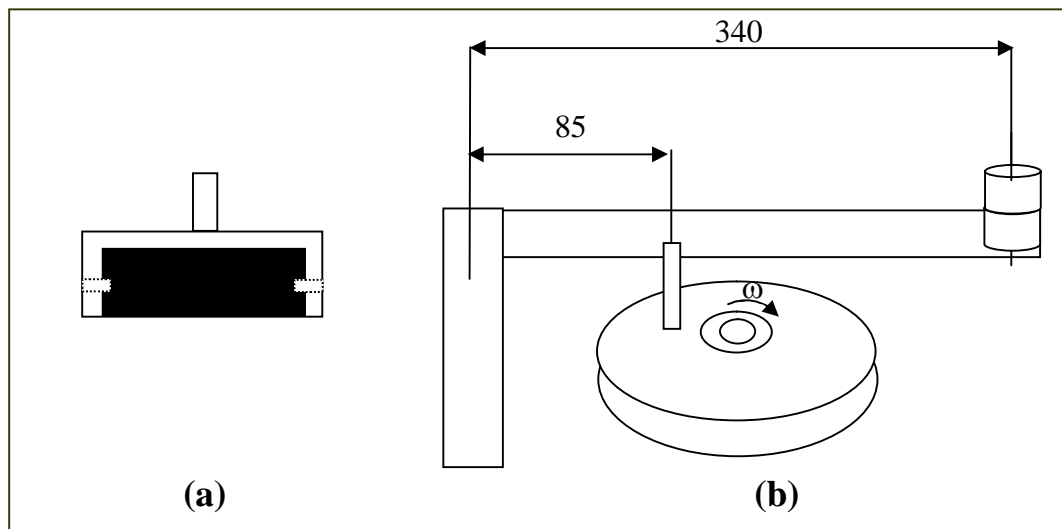


Figure 3.6 : La forme et les dimension du pion utilisé ainsi que le dispositif utilisé pour le maintien des échantillons.

Les différents paramètres qui ont été étudiés durant les essais d'usure sont : la granulométrie du papier abrasif, la vitesse de rotation du pion sur le papier abrasif et la charge appliquée sur le pion.

Le dispositif utilisé pour les essais d'usure abrasive « pion-disque » est présenté dans la figure 3.7.



Figure 3.7 : Tribomètre utilisé pour les essais d'usure abrasive « pion-disque ».

3 – 6 – 2 – 1 Conditions des essais d'usure abrasive « pion-disque »

La taille des particules abrasives est un paramètre très important pour l'étude de la résistance à l'usure abrasive. Dans cette étude, et pour limiter les paramètres, nous avons gardé la granulométrie du papier abrasif constante durant tous les essais d'usure. Avant de choisir la granulométrie pour laquelle nous allons effectuer tous les essais, nous avons effectué des essais d'usure préliminaires sur différentes granulométries de papier abrasif de marque «**Struers**», et en fonction des résultats obtenus, nous avons opté pour l'utilisation d'un papier abrasif de granulométrie 180.

Bien sur, le choix de cette granulométrie du papier abrasif a été fait parce que les pertes de masses enregistrées sur les différents échantillons testés sur cette granulométrie sont les plus sensibles.

Bien sur en plus de la granulométrie du papier abrasif 180, nous avons étudié l'effet d'autres paramètres tels que la charge appliquée et la vitesse de glissement sur la résistance à l'usure abrasive des échantillons traités.

3-6-2-2 Influence de la vitesse de glissement

La vitesse de rotation du plateau du tribomètre, qui a une relation directe avec la vitesse de glissement des échantillons, utilisés comme pion, a été prise en considération dans ces essais d'usure « pion-disque ». bien sur, tout en maintenant la granulométrie du papier abrasif à 180, nous avons effectué une série des essais d'usure avec des vitesses de glissement variables.

Les vitesses de rotation utilisées et les vitesses de glissement correspondantes ainsi que la distance parcourue durant l'essai d'usure « pion-disque » sont données dans le tableau 3.3.

Tableau 3.3 : Vitesses de rotation utilisées, vitesses de glissement correspondantes et les distances parcourues.

Vitesse de rotation (tours/min)	Vitesse de glissement (m/s)	Distance parcourue (m)
50	3.14	200
100	6.28	200
150	9.42	200

3-6-2-3 Influence de la charge appliquée

La charge appliquée sur les échantillons testés en usure a une grande importance, vu c'est en fonction de cette charge que les microcontacts au niveau des aspérités vont être sollicités.

Pour des raisons de disponibilité d'un côté, et de la puissance que peut fournir le moteur du tribomètre utilisé d'un autre côté, nous étions dans l'obligation de limiter la charge maximale appliquée à 3 Kg. Donc, nous avons utilisé des charges de 1,2 et 3 Kg.

Bien sur le reste des paramètres a été pris en considération de la manière suivante :

- ❖ Granulométrie du papier abrasif : 180
- ❖ Vitesse de glissement : 3.14, 6.28 et 9.42 m/min
- ❖ Distance parcourue : 200 m

3 – 7 – La pesée des échantillons

La méthode essentielle pour la quantification de l'usure abrasive « pion-disque » et l'usure érosive des échantillons testés est la mesure de la perte de masse enregistrée sur les différents échantillons en fonction des paramètres étudiés.

Vu que la perte de masse enregistrée sur les échantillons est généralement très faible, nous étions obligés d'utiliser une balance très sensible pour pouvoir quantifier l'usure dans le cas des petites pertes de masses.

La balance utilisée dans ce travail est une balance de précision de 0,1 mg avec une chambre de pesée vitrée de la marque **OHAUS** avec les caractéristiques données dans le Tableau 3.4.

Tableau 3-4 : Les principales caractéristiques techniques de la balance utilisée pour les pesées de pertes de masses enregistrées lors des essais d'usure abrasive et érosive.

Etendue de pesage (g)	210
Précision de lecture (mg)	0,1
Sensibilité (mg)	0,1
Reproductibilité (\pm mg)	0,1
Fidélité des résultats (\pm mg)	0,05
Linéarité (\pm mg)	0,2

Chapitre 4.

Résultats et discussions

4 – 1 – Introduction

Dans ce chapitre, les résultats obtenus vont être présentés en deux grandes parties distinctes :

- ❖ Une première partie qui va être consacrée aux résultats obtenus au niveau des changements réalisés sur les microstructures initiales des aciers HSLA X52 et X70. Dans cette partie, nous allons présenter et discuter l'effet des traitements thermiques effectués sur les aciers étudiés au niveau des microstructures et des propriétés.
- ❖ Une deuxième partie où une évaluation tribologique à travers un essai d'usure abrasive « pion-disque » des microstructures des aciers Dual-Phase obtenues va être effectuée. Au cours des essais d'usure abrasive « pion-disque », nous allons étudier l'influence de la vitesse de glissement et de charge appliquée sur le comportement des aciers Dual-Phase obtenus. Enfin, les résultats obtenus suite aux essais d'usure seront discutés et comparés aux travaux effectués par d'autres chercheurs (selon la littérature).

4 – 2 – Microstructures initiales des aciers HSLA X52 et X70

Vu que notre premier objectif dans ce travail, est de transformer la microstructure des deux aciers HSLA X52 et X70, utilisés par **Alphapipe de Ghardaïa** pour la fabrication des pipelines, en microstructure Dual-Phase, nous avons jugé très utile de vérifier la microstructure des aciers HSLA X52 et X70 avant l'application des traitements thermiques.

Sur les figures 4.1 et 4.2, on peut facilement constater que la microstructure initiale des deux aciers X52 et X70 est constituée de zones ferritiques bien apparentes en blanc, et de zones perlitiques bien apparentes en noir. On peut aussi constater que la taille des grains de l'acier X70 est plus fine que celles de l'acier X52 (les micrographies de ces deux microstructures ont été réalisées avec les mêmes grossissements).

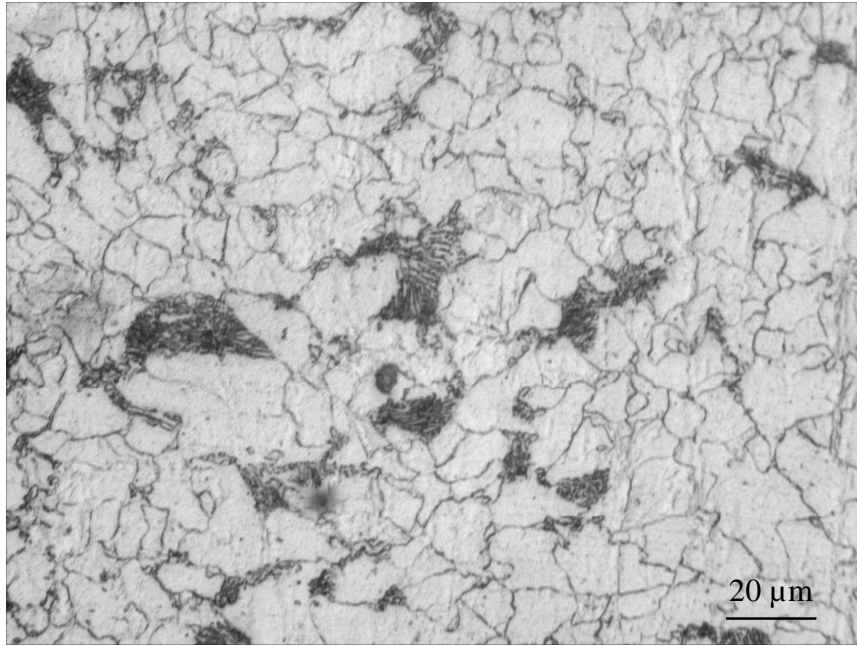


Figure 4.1 : Microstructure de l'acier HSLA X52 avant l'application des traitements thermiques. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones perlitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

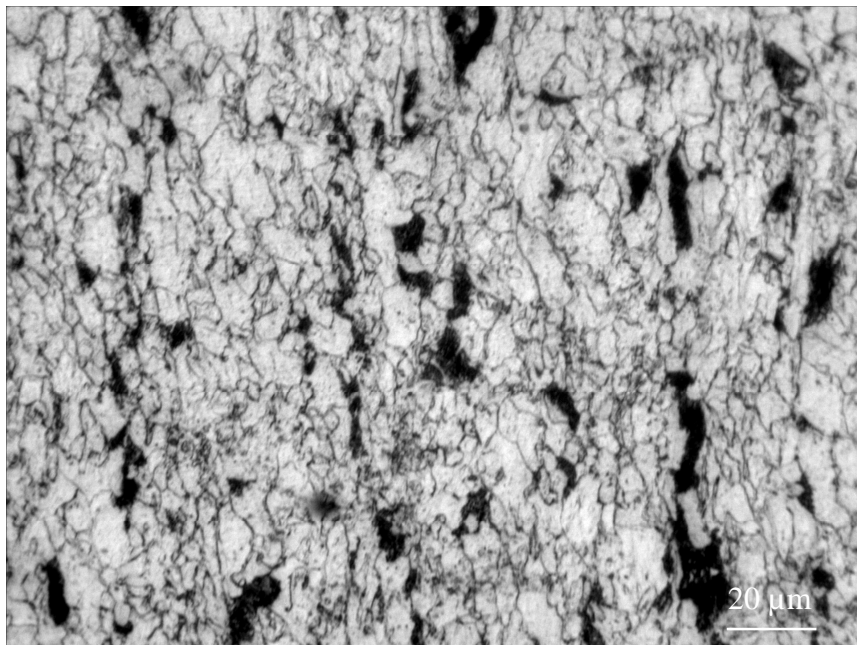


Figure 4.2 : Microstructure de l'acier HSLA X70 avant l'application des traitements thermiques. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones perlitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

Pour s'assurer que les zones apparentes en noir dans la microstructure des aciers HSLA X52 et X70 sont vraiment constituées de la perlite et non pas par un autre constituant, nous avons réalisé des observations à un grossissement de 1000 fois plus, ce qui nous a

permis d'observer en détail et d'une façon très claire la perlite lamellaire dans ces zones (Figure 4.3).

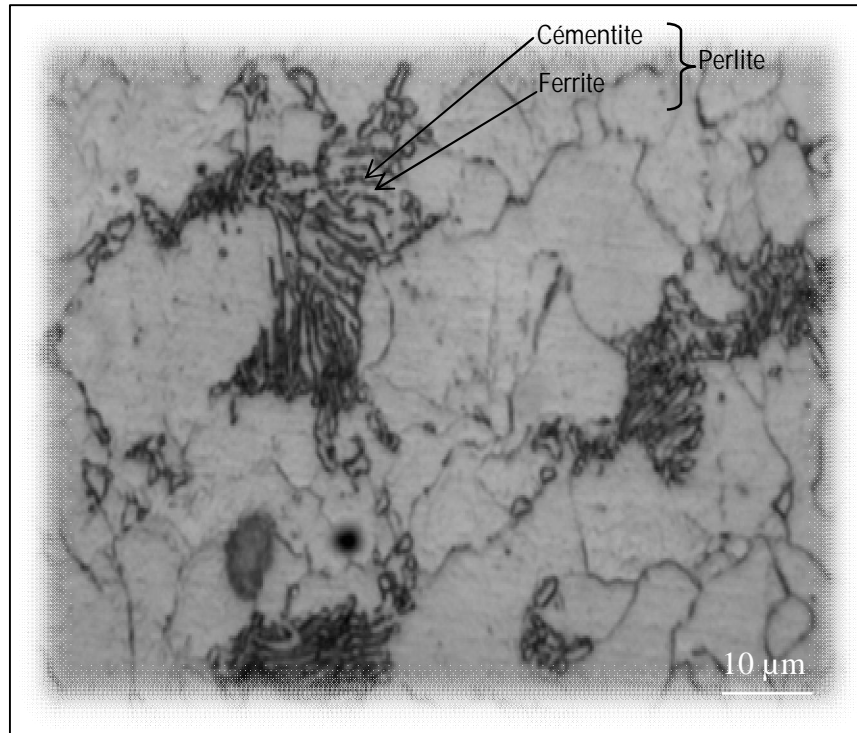


Figure 4.3 : Agrandissement de la microstructure de l'acier HSLA X52, avant l'application des traitements thermiques, pour mettre en évidence les zones perlitiques en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 1000X.

4 – 3 – Traitements thermiques

La transformation des microstructures initiales (Ferrite + Perlite) des deux aciers HSLA X52 et X70, en nouvelles microstructures constituées de ferrite et de martensite, avec différentes morphologies et fraction volumique de la martensite, a été effectuée à travers des traitements thermiques qui consistent à réaliser, soit une trempe intermédiaire «IQ», soit une trempe par étapes «SQ»

4 – 4 – Traitements thermiques « IQ »

Le traitement thermique « IQ » réalisé consiste à chauffer l'acier HSLA jusqu'à la température 950 °C avec un maintien de 30 min à cette température, et ensuite refroidir à l'eau avant de ne chauffer une deuxième fois jusqu'aux températures 760 et 800 °C pendant 30 min (afin d'avoir des fractions volumiques différentes) et refroidir une deuxième fois à l'eau (Figure 3.3).

Les microstructures ainsi obtenues sont constituées de martensite et de ferrite avec une prédominance de la phase martensitique.

Les figures 4.4 et 4.5 représentent les microstructures dual-phase obtenues sur l'acier HSLA X52, alors que les figures 4.6 et 4.7 représentent les microstructures obtenues sur l'acier HSLA X70.

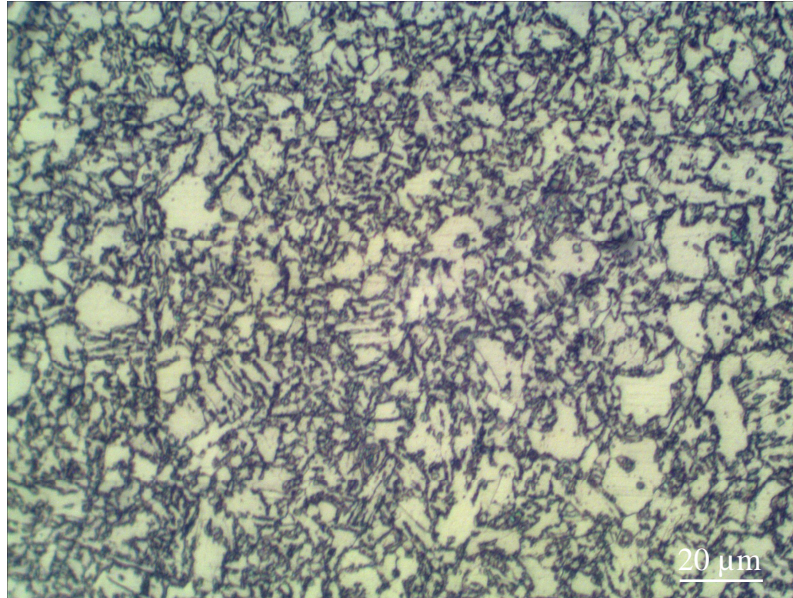


Figure 4.4 : Microstructure de l'acier HSLA X52 après l'application d'un traitement thermique IQ à 760 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

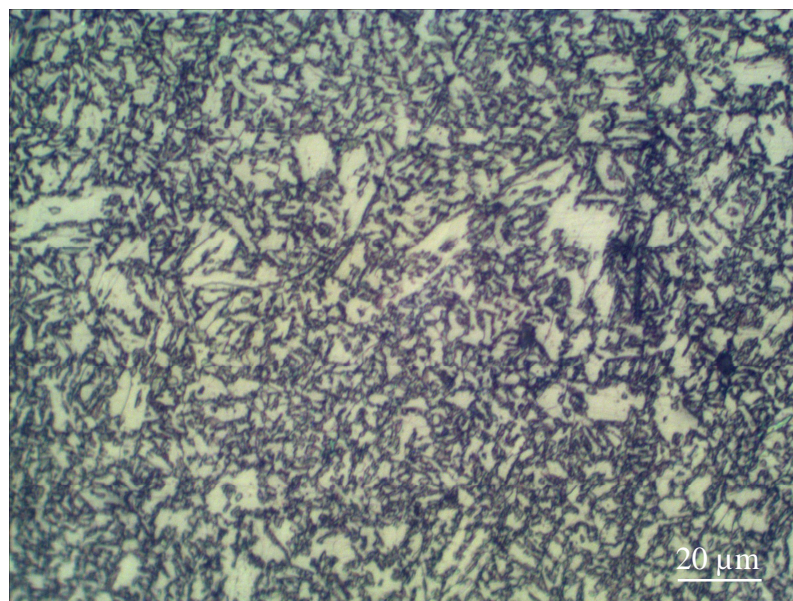


Figure 4.5 : Microstructure de l'acier HSLA X52 après l'application d'un traitement thermique IQ à 800 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

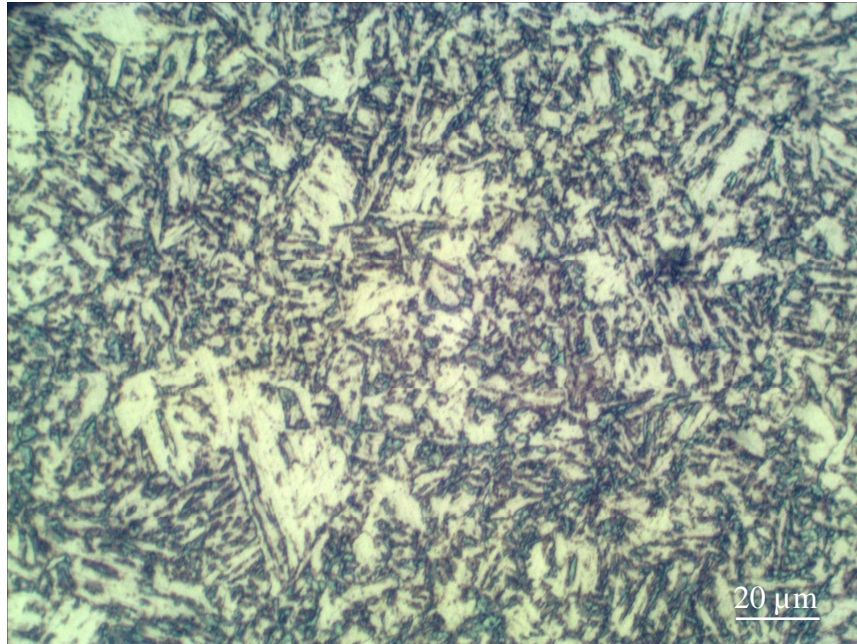


Figure 4.6 : Microstructure de l'acier HSLA X70 après l'application d'un traitement thermique IQ à 760 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

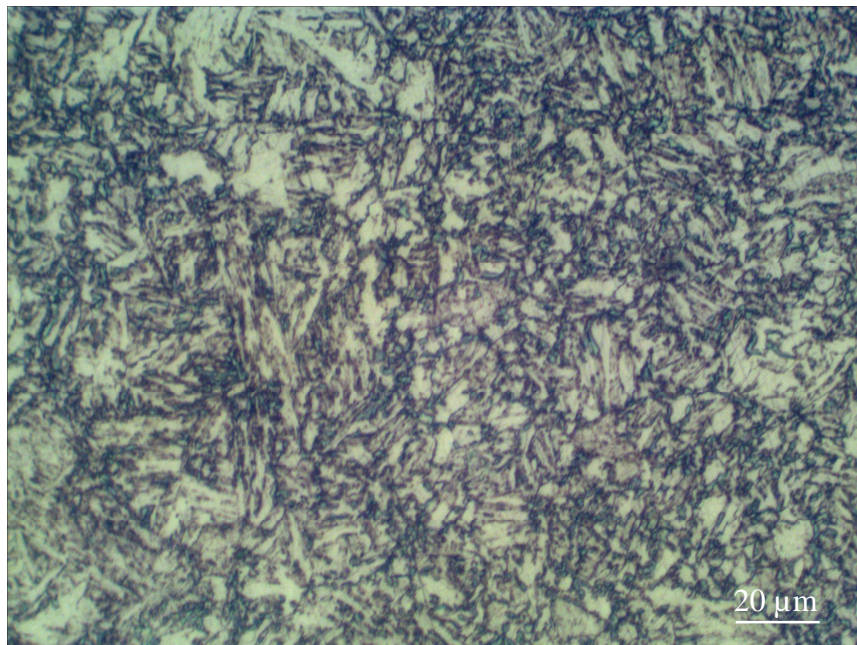


Figure 4.7 : Microstructure de l'acier HSLA X70 après l'application d'un traitement thermique IQ à 800 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

Sur ces microstructures issues des traitements thermiques « IQ », on peut facilement constater que la phase martensitique est toujours présente quelque soit le type de l'acier (X52 ou X70) et quelque soit la température du traitement « IQ » considérée (760 ou 800 °C).

Pour pouvoir expliquer les changements réalisés sur les aciers HSLA X52 et X70 après les traitements thermiques « IQ », nous avons jugé utile d'estimer la fraction volumique de la phase martensitique formée et de comparer les propriétés mécaniques obtenues après ces traitements thermiques en fonction de ce paramètre, à savoir, la fraction volumique de la phase martensitique.

Le tableau 4.1 regroupe les fractions volumiques de la phase martensitique obtenues par estimation sur les aciers HSLA X52 et X70 après les traitements thermiques « IQ » à 760 ou 800 °C.

Tableau 4.1 : Fractions volumiques de la phase martensitique dans les aciers HSLA X52 et X70 après traitements thermiques « IQ ».

	Traitement thermique « IQ »	Fraction volumique de la phase martensitique
Acier HSLA X52	760 (°C)	46.74 %
	800 (°C)	87.91 %
Acier HSLA X70	760 (°C)	60.33 %
	800 (°C)	90.10 %

Les résultats obtenus montrent que la fraction volumique de la phase martensitique obtenue sur l'acier X70 est toujours supérieure à celle obtenue sur l'acier X52 quelque soit la température considérée du traitement « IQ » (760 ou 800 °C).

Les résultats obtenus sur les principales propriétés mécaniques des échantillons testés vont avec les résultats obtenus sur les microstructures et confirment que plus la fraction volumique de la phase martensitique augmente dans la microstructure, plus la résistance mécanique est meilleure.

Le tableau 4.2 regroupe les principales propriétés mécaniques (la dureté, la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement) obtenues sur les échantillons testés après l'application des traitements thermiques « IQ » à 760 ou 800 °C.

Tableau 4.2 : Principales propriétés mécaniques obtenues sur les échantillons testés après l'application des traitements thermiques « IQ » à 760 et 800 °C.

	Traitement thermique « IQ »	Principales propriétés mécaniques							
		Dureté HV ₁₀		Re _{0.2} (MPa)		R _m (MPa)		A _r (%)	
		(a)	(b)	(a)	(b)	(a)	(b)	(a)	(b)
Acier HSLA X52	760 (°C)	190	179	400	377	750	516	30	27.5
	800 (°C)	210		416		790		27	
Acier HSLA X70	760 (°C)	250	232	460	538	770	665	35	30.2
	800 (°C)	254		480		820		34	

(a) : Valeurs après traitements thermiques « IQ »

(b) : Valeurs initiales des aciers HSLA X52 et X70.

D'après les valeurs mentionnées dans les tableaux 4.1 et 4.2, on constate que malgré que la fraction volumique de la phase martensitique obtenue sur l'acier X70 à 760 °C est inférieure à celle obtenue sur l'acier X52 à 800 °C, les propriétés mécaniques des deux aciers dans ces conditions restent équivalentes ou en faveur de l'acier X70. Cela nous laisse dire, que la transformation martensitique n'est pas la seule responsable du durcissement, et qu'il y a d'autres phénomènes qui participent au durcissement au cours des traitements thermiques IQ.

La comparaison des résultats obtenus sur les principales propriétés mécaniques testées sur les deux aciers X52 et X70 après les traitements « IQ », nous laisse signaler les remarques et les constatations suivantes :

- ❖ Les traitements thermiques « IQ » réalisés sur les deux aciers X52 et X70 à 760 et à 800 °C ont permis d'améliorer la dureté, la résistance à la traction et l'allongement.
- ❖ L'amélioration des propriétés mécaniques réalisée sur les différents échantillons varie entre 07 et 15 % par rapport à la valeur initiale, et ce en fonction de la température « IQ ».

- ❖ Pour la limite élastique, on a obtenu une nette diminution sur l'acier X70, alors que sur l'acier X52 on a enregistré une augmentation inattendue de cette propriété. Ce résultat, va dans le sens inverse de l'objectif des traitements thermiques réalisés et qui visent de diminuer la limite élastique après traitement thermique, pour faciliter la mise en forme par déformation plastique.
- ❖ Les valeurs d'allongement obtenues sur les différents échantillons montrent que les aciers Dual-Phase après traitements thermiques gardent toujours des valeurs assez importantes de l'allongement. 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 dureté suite aux traitements « IQ » peut être expliquée par la formation de la martensite à la place de la perlite.

4 – 4 – Traitements thermiques « SQ »

Le traitement thermique « SQ » réalisé consiste à chauffer l'acier HSLA jusqu'à la température 950 °C avec un maintien de 30 min à cette température, et ensuite refroidir dans le four à des températures de l'ordre de 760 et 800 °C pendant 30 min avant de ne refroidir une dernière fois à l'eau (Figure 3.4).

Les figures 4.8 et 4.9 représentent les microstructures dual-phase obtenues sur l'acier HSLA X52, alors que les figures 4.10 et 4.11 représentent les microstructures obtenues sur l'acier HSLA X70.

Sur ces microstructures issues des traitements thermiques « SQ », on peut facilement constater aussi que la phase martensitique est toujours présente quelque soit le type de l'acier (X52 ou X70), et quelque soit la température du traitement « IQ » considérée (760 ou 800 °C). Mais cette fois-ci la distribution de la phase martensitique est différente du premier cas (elle est sous forme de bandes).

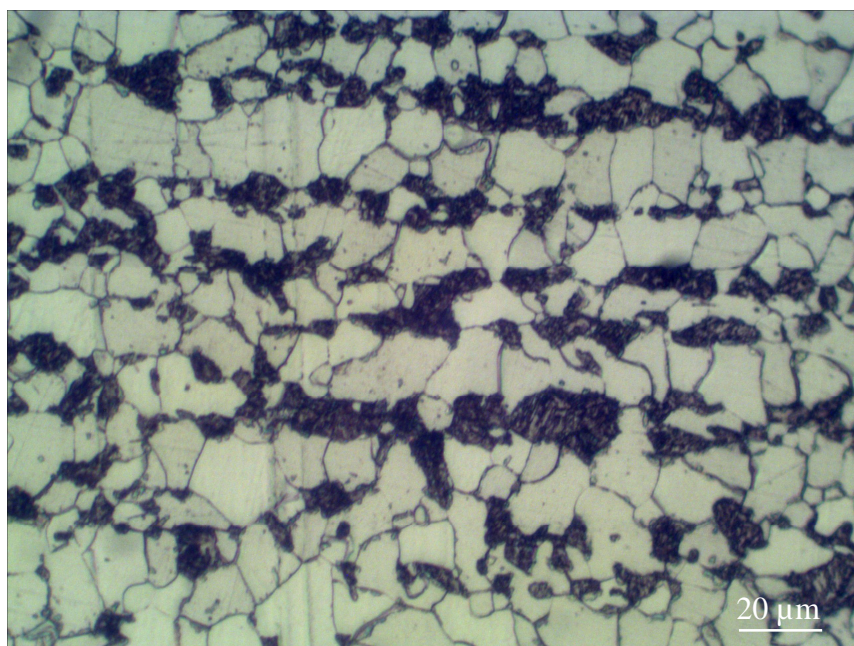


Figure 4.8 : Microstructure de l'acier HSLA X52 après l'application d'un traitement thermique SQ à 760 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

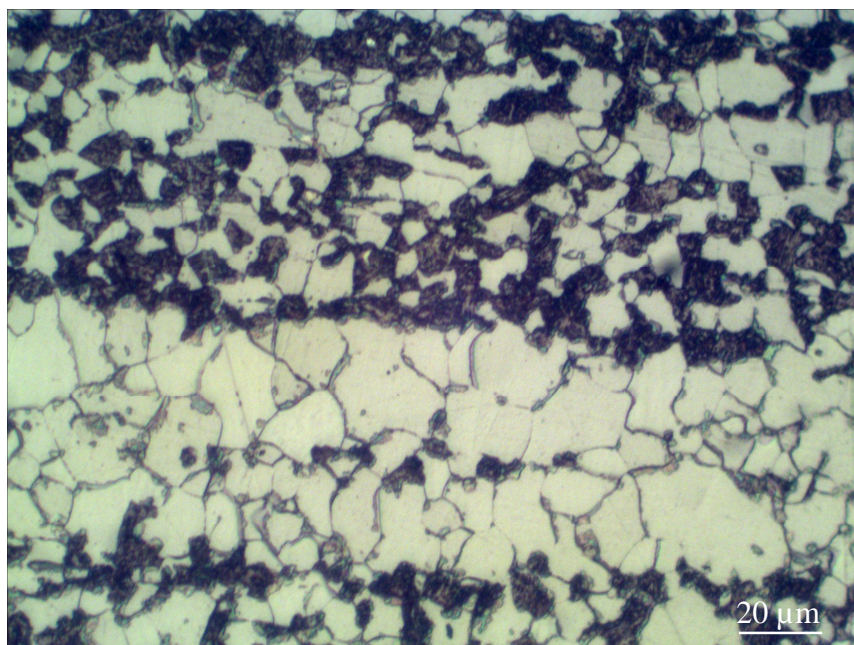


Figure 4.9 : Microstructure de l'acier HSLA X52 après l'application d'un traitement thermique SQ à 800 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

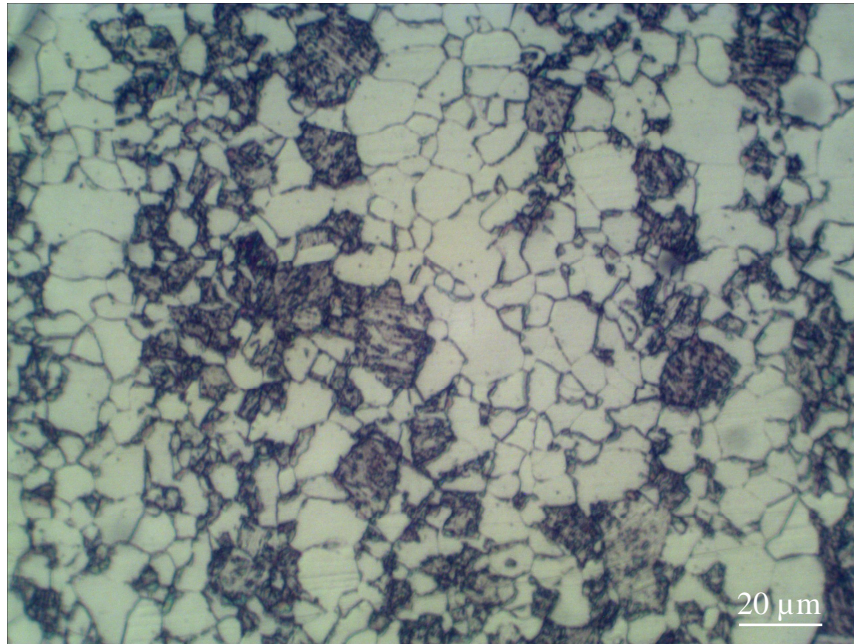


Figure 4.10 : Microstructure de l'acier HSLA X70 après l'application d'un traitement thermique SQ à 760 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

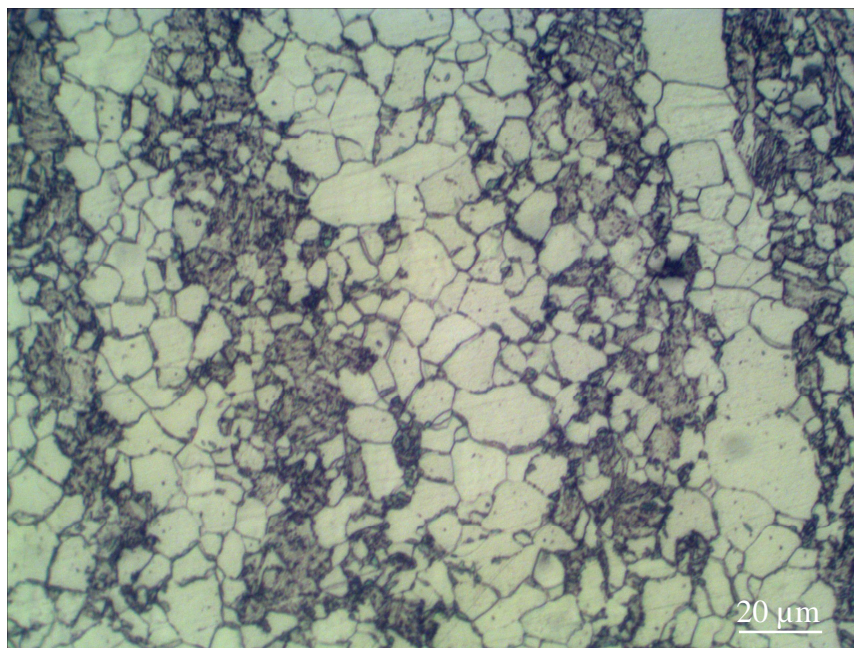


Figure 4.11 : Microstructure de l'acier HSLA X70 après l'application d'un traitement thermique SQ à 800 °C. Les zones ferritiques sont en blanc et les zones martensitiques sont en noir. Attaque : Nital 4 %, G : 500X.

Le tableau 4.3 regroupe les fractions volumiques de la phase martensitique obtenues par estimation sur les aciers HSLA X52 et X70 après les traitements thermiques « SQ » à 760 ou 800 °C.

Tableau 4.3 : Fractions volumiques de la phase martensitique dans les aciers HSLA X52 et X70 après traitements thermiques « SQ ».

	Traitement thermique « SQ »	Fraction volumique de la phase martensitique
Acier HSLA X52	760 (°C)	19.89 %
	800 (°C)	28.16 %
Acier HSLA X70	760 (°C)	61.50 %
	800 (°C)	90.10 %

D'après le Tableau 4.3, on constate que plus la température intercritique augmente, les fractions volumiques de la phase martensitique dans les aciers HSLA X52 et X70 devient importante. Il faut signaler que dans tous les cas, la fraction volumique de la phase martensitique dans l'acier HSLA X70 est plus importante que de l'acier HSLA X52.

Le tableau 4.4 regroupe les principales propriétés mécaniques (la dureté, la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement) obtenues sur les échantillons testés après l'application des traitements thermiques « SQ » à 760 ou 800 °C.

Tableau 4.4 : Principales propriétés mécaniques obtenues sur les échantillons testés après l'application des traitements thermiques « SQ » à 760 et 800 °C.

	Traitement thermique « SQ »	Principales propriétés mécaniques							
		Dureté HV ₁₀		Re _{0.2} (MPa)		R _m (MPa)		A _r (%)	
		(a)	(b)	(a)	(b)	(a)	(b)	(a)	(b)
Acier HSLA X52	760 (°C)	153	179	320	377	630	516	21	27.5
	800 (°C)	187		332		640		19	
Acier HSLA X70	760 (°C)	157	232	380	538	745	665	22	30.2
	800 (°C)	170		403		773		19	

(a) : Valeurs après traitements thermiques « SQ »

(b) : Valeurs initiales des aciers HSLA X52 et X70.

Comme pour les traitements « IQ », la comparaison des résultats obtenus sur les principales propriétés mécaniques testées sur les deux aciers X52 et X70 après les traitements « SQ », nous laisse signaler les remarques et les constatations suivantes :

- ❖ Les traitements thermiques « SQ » réalisés sur les deux aciers X52 et X70 à 760 et à 800 °C ont permis d'améliorer la résistance à la traction, alors que la dureté et l'allongement ont connu une diminution de performances.
- ❖ Pour la limite élastique, on a enregistré une diminution sur tous les aciers testés. La diminution enregistrée, va dans le sens notre objectif qui visent de diminuer la limite élastique après traitements thermiques, pour faciliter la mise en forme par déformation plastique.
- ❖ Les valeurs d'allongement obtenues sur les différents échantillons montrent que les aciers Dual-Phase après traitements thermiques gardent toujours des valeurs assez importantes de l'allongement. Ce résultat, nous laisse dire que ces aciers acceptent bien la mise en forme par déformation plastique.
- ❖ Contrairement à ce qu'on a obtenu sur les valeurs de dureté issues des traitements « IQ », pour les traitements « SQ », on a enregistré une légère diminution de ces valeurs sur tous les échantillons. La diminution est plus importante pour les échantillons qui ont subi le traitement « SQ » à 800 °C. cela nous laisse dire que la température affecte sensiblement la dureté des aciers Dual-Phase.

La comparaison des résultats obtenus en fonction des deux traitements thermiques « IQ » et « SQ » aux températures 760 et 800 °C avec les travaux de recherche réalisés par d'autres chercheurs selon la littérature [01-10], nous a permis de faire les remarques suivantes :

- ❖ Pratiquement, dans la quasi-totalité des cas les traitements intercritiques « IQ » et « SQ » conduisent à des propriétés mécaniques meilleures que celles avant traitements.
- ❖ L'application des traitements thermiques intercritiques « IQ » et « SQ » sur les aciers HSLA X52 et X70 permettent de transformer la microstructure initiale (Ferrite + Perlite) en une autre microstructure (Ferrite + Martensite) plus performante.

- ❖ La comparaison de l'effet des traitements thermiques intercritiques « IQ » et « SQ » sur différents aciers a montré que les aciers HSLA ont la meilleure réponse à cause des éléments ajoutés aux aciers tels que Nb, V, ... qui jouent un rôle important en affinant les grains de la microstructure.

Donc, en conclusion nous pouvons dire que les traitements thermiques intercritiques « IQ » et « SQ » appliqués aux aciers HSLA X52 et X70 conduisent à la formation de nouvelles microstructures Dual-Phase.

La nouvelle microstructure des aciers Dual-Phase obtenus est constituée d'îlots de martensite entourés de ferrite.

D'une manière générale, les propriétés mécaniques obtenues sur les aciers Dual-Phase après traitements thermique sont meilleures que celles des aciers HSLA X52 et X70 avant l'application des traitements thermiques.

La diminution de la limite élastique obtenue sur les aciers Dual-Phase après les traitements thermiques intercritiques « IQ » et « SQ » peut être considérée comme un grand avantage lors de la mise en forme de ces aciers par déformation plastique.

4 – 6 – Essais d'usure « pion-disque »

Durant les essais d'usure « pion-disque », et en fonction des paramètres considérés (vitesse de glissement, charge appliquée), nous avons considéré la perte de masse enregistrée sur les échantillons testés comme critère de comparaison entre les différents échantillons.

Pour que la comparaison soit correcte, nous avons pris en considération la surface de contact soumise à l'essai d'usure « pion-disque », et nous avons calculé la perte de masse enregistrée par unité de surface.

Les résultats obtenus sont présentés sous forme de courbes dans les figures, 4.12, 4.13, 4.14 et 4.15. Il faut signaler pour toutes les figures de 4.12 jusqu'à 4.15, **(a)**, **(b)** et **(c)** correspondent aux vitesses de glissement 3,14, 3,28 et 6,48 m/min respectivement.

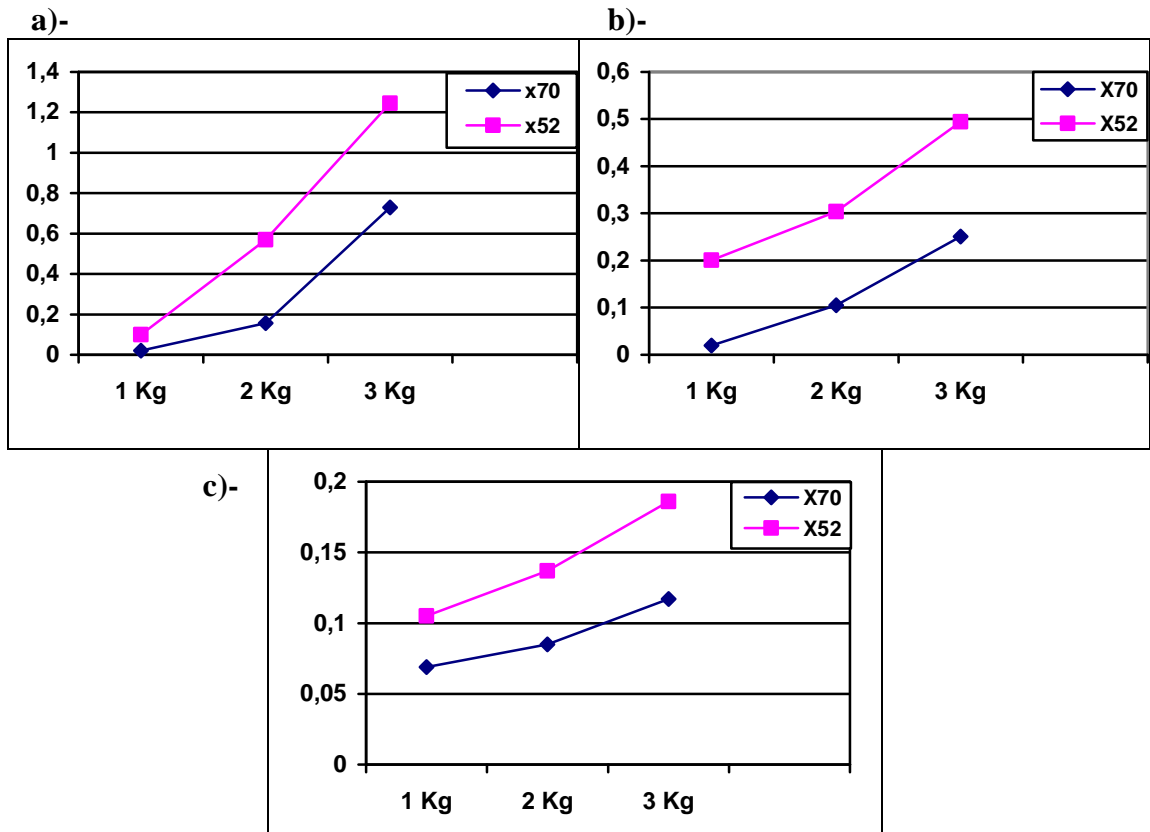


Figure 4.12 : Perte de masse des échantillons testés après le traitement « IQ » 800.

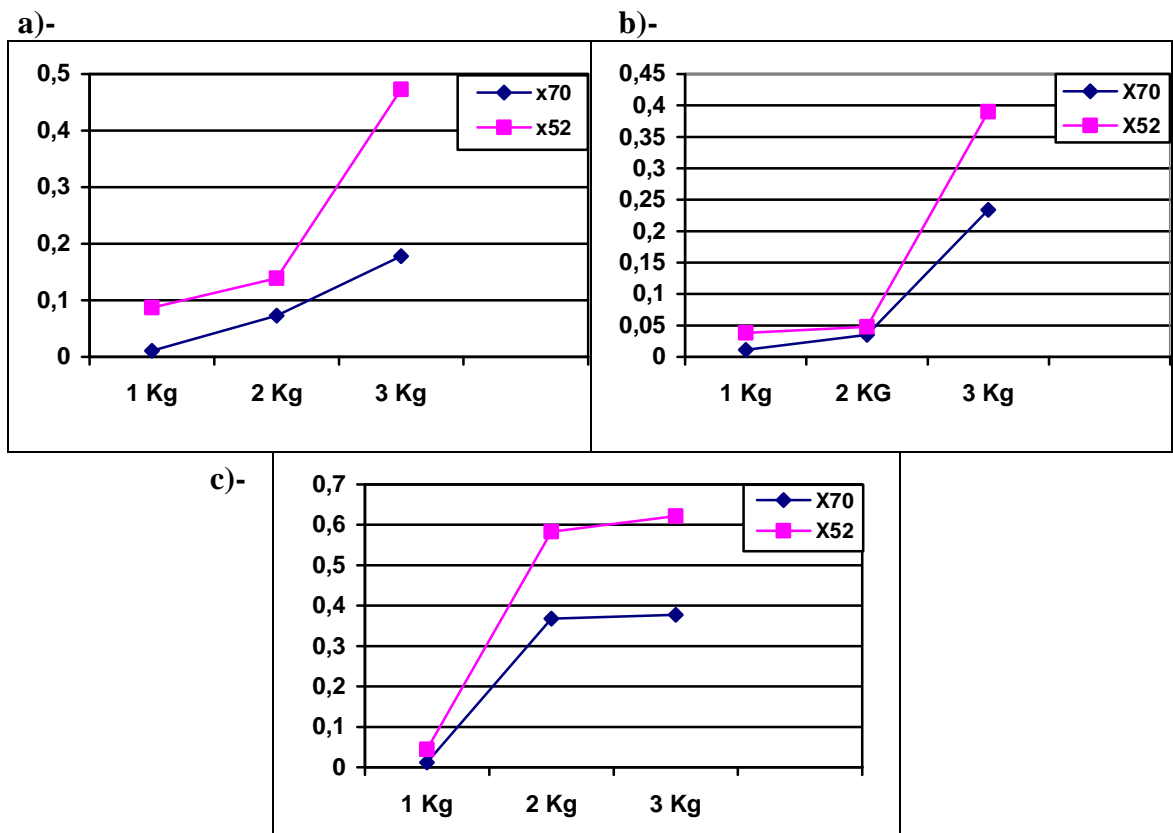


Figure 4.13 : Perte de masse des échantillons testés après le traitement « IQ » 760.

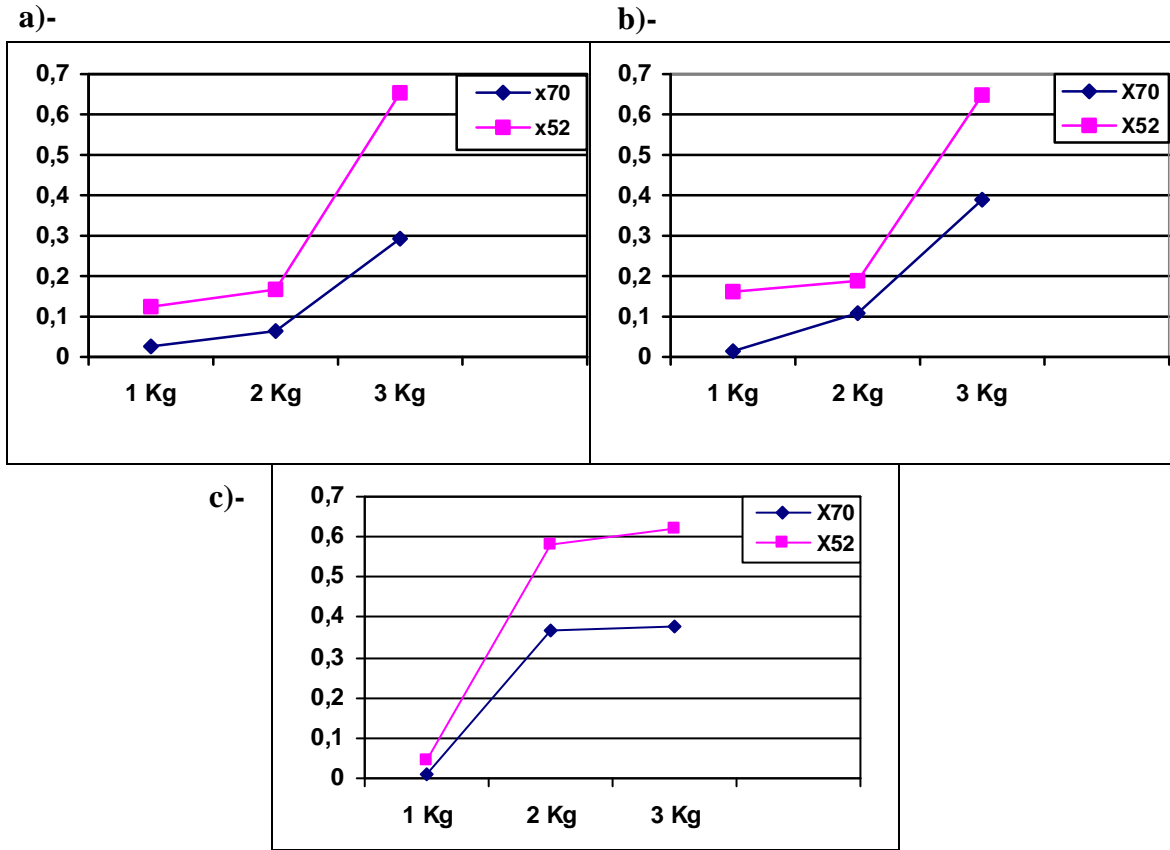


Figure 4.14 : Perte de masse des échantillons testés après le traitement « SQ » 800.

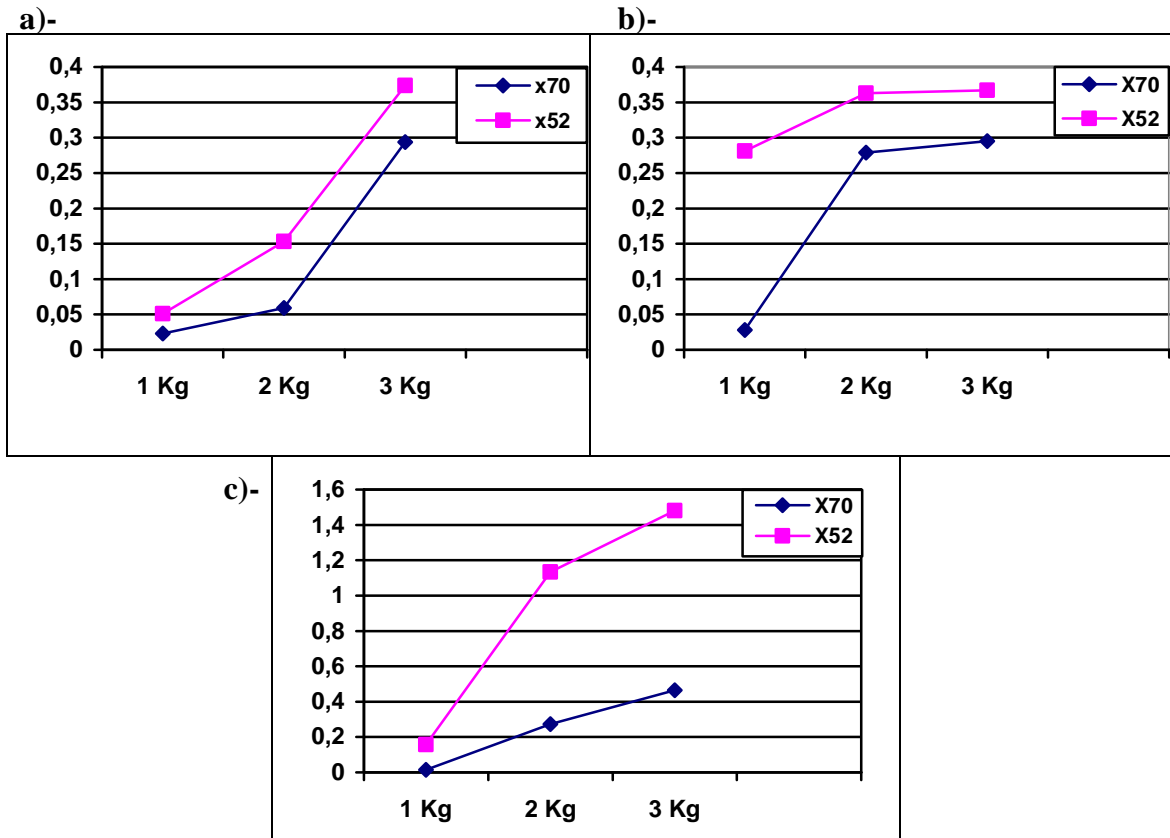


Figure 4.15 : Perte de masse des échantillons testés après le traitement « SQ » 760.

Une première constatation des courbes de perte de masse en fonction de la charge appliquée et de la vitesse de glissement pour une distance parcourue de 200 m obtenues dans les figures 4.12 à 4.15, nous laisse faire les remarques suivantes :

- ❖ Dans tous les cas, sans aucune exception, la perte de masse enregistrée sur l'acier HSLA X70 est toujours inférieure à celle enregistrée sur l'acier HSLA X52. Cela, n'est guère surprenant, surtout si on savait dès le début que l'acier X70 est plus performant que l'acier X52.
- ❖ Dans tous les cas, la perte de masse maximale correspond à la vitesse de glissement la plus importante.

Pour pouvoir comparer l'effet des traitements thermiques intercritiques « IQ » et « SQ » sur les aciers HSLA X52 et X70, nous avons effectué les mêmes essais d'usure « pion-disque » avec les mêmes conditions sur les aciers X2 et X70 sans traitements thermiques. Les résultats obtenus ont montré l'effet bénéfique de ces traitements.

La comparaison des résultats obtenus avec la littérature [11-14] a montré que nos résultats corroborent ceux trouvés par plusieurs chercheurs.

Références Bibliographiques du Chapitre 4

- [01] I. Pushkareva, « Évolution microstructurale d'un acier Dual Phase. Optimisation de la résistance à l'endommagement » Thèse de doctorat en Science et ingénierie des matériaux, INPL Nancy, France, 2009.
- [02] G. R. Speich, V. A. Demarest, R. L. Miller, "Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels", Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, 1981, pp. 1419-1428.
- [03] I. A. El-Sesy et al., "Effect of intercritical temperature and cold deformation on the kinetics of austenite formation during the intercritical annealing of DP steels", Materials Technology, Volume 3, 1990, pp. 131-135.
- [04] D. A. Korzekwa, D. K. Matlock, G. Krauss, "Aging susceptibility of retained and epitaxial ferrite in dual-phase steels", Metallurgical Transactions A, Volume 13A, 1982, pp. 2061-2064.
- [05] S. Mandziej et al., Dislocations and volume accommodation in dual-phase steels, 7th International Conference on Strength of Metals and Alloys (7th IC SMA7), Montréal, Canada, 12-16 august 1985, pp. 545-550.

- [06] C.M. Wayman, “Martensitic transformation and mechanical behaviour”, 7th International Conference on Strength of Metals and Alloys (7th IC SMA7), Montréal, Canada, 12-16 august 1985, pp. 1779-1805.
- [07] George Krauss, “STEELS, Processing, Structure, and Performance”, ASM International, Materials Park, Ohio 44073-0002, ISBN: 0-87170-817-5, pp. 56.
- [08] Guy MURRY, « Transformations dans les aciers », Techniques de l’Ingénieur, M 1115, 1998, pp. 1-49.
- [09] Guy MURRY, « Transformations dans les aciers », Techniques de l’Ingénieur, Doc 1115, 1998, pp. 1-5.
- [10] G. KRAUSS AND A. R. MARDER, “The Morphology of Martensite in Iron Alloys”, METALLURGICAL TRANSACTIONS, VOLUME 2, SEPTEMBER 1971, pp. 2343-2357.
- [11] S. Narkhede, P. Bhoyar, S. Dhone, R.K. Khatirkar & S.G. Sapate, “Effect of Inter Critical Annealing on Microstructure and Wear Behaviour of En-8 Steel”, International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering, Volume-1, Issue-1, 2012, pp. 113-116.
- [12] M. Aksoy, M.B. Karamq, E. Evin, An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low-carbon steel, Wear 193 (1996) 248-252.
- [13] V. Abouei, H. Saghafian, Sh. Kheirandish, Kh. Ranjbar, “An investigation of the wear behaviour of 0.2% C dual phase steels”, journal of materials processing technology, Vol. 203, (2008), 107–112.
- [14] H. Saghafian, Sh. Kheirandish, Correlating microstructural features with wear resistance of dual phase steel, Materials Letters, Vol. 61, (2007), pp. 3059–3063.

Conclusions

Vers la fin de ce travail, nous pouvons dire que les traitements thermiques intercritiques « IQ » et « SQ » effectués sur les aciers HSLA X52 et X70 permettent de transformer la microstructure initiale formée de perlite et de ferrite en une nouvelle microstructure constituée de ferrite et de martensite.

La nouvelle microstructure constituée de ferrite et de martensite avec une diminution de la limite élastique permet à ces derniers d'être plus aptes à la mise en forme par déformation plastique, ce qui ouvre à ces aciers d'autres champs d'applications à l'échelle industrielle.

L'évaluation des nouvelles microstructures des aciers Dual-Phase nous a permis d'avancer les conclusions suivantes :

1. Les traitements thermiques « IQ » réalisés sur les deux aciers X52 et X70 à 760 et à 800 °C ont permis d'améliorer la dureté, la résistance à la traction et l'allongement.
2. L'amélioration des propriétés mécaniques réalisée sur les différents échantillons varie entre 07 et 15 % par rapport à la valeur initiale, et ce en fonction de la température « IQ ».
3. Les traitements thermiques « SQ » réalisés sur les deux aciers X52 et X70 à 760 et à 800 °C ont permis d'améliorer la résistance à la traction, alors que la dureté et l'allongement ont connu une diminution de performances.
4. Pratiquement, dans la quasi-totalité des cas les traitements intercritiques « IQ » et « SQ » conduisent à des propriétés mécaniques meilleures que celles avant traitements.
5. Contrairement à ce qu'on a obtenu sur les valeurs de dureté issues des traitements « IQ », pour les traitements « SQ », on a enregistré une légère diminution de ces valeurs sur tous les échantillons. La diminution est plus importante pour les échantillons qui ont subi le traitement « SQ » à 800 °C. cela nous laisse dire que la température affecte sensiblement la dureté des aciers Dual-Phase.

6. Dans tous les cas, sans aucune exception, la perte de masse enregistrée sur l'acier HSLA X70 est toujours inférieure à celle enregistrée sur l'acier HSLA X52. Cela, n'est guère surprenant, surtout si on savait dès le début que l'acier X70 est plus performant que l'acier X52.
7. Dans tous les cas, la perte de masse maximale correspond à la vitesse de glissement la plus importante.

ملخص

يعتبر الفولاذ HSLA فولادا منخفض الكربون، ضعيف التسابك، وقد أدى تطويره بالدرفلة على الساخن إلى خصائص ميكانيكية مميزة كقوة تحمل كبيرة وطاقة كسر عالية، تم الحصول عليها بشكل رئيسي من خلال البنية الدقيقة والتصليد عن طريق الترسيب. التطبيقات الرئيسية للفولاذ HSLA هي خاصة الاستخدام كمواد إنشائية أو في صناعة السيارات.

أثناء تصنيع الأنابيب من الفولاذ HSLA X52 و X70 في وحدة الإنتاج Alphapipe (بغرداية، الجزائر)، في بعض الأحيان تتطلب مراقبة الجودة إلغاء بعض لفائف الصفائح التي لا يمكن أن تستخدم في صناعة الأنابيب. في معظم الأحيان، تباع هذه الصفائح للاستخدام في قطاعات الصناعة الأخرى التي تتطلب أداء وجودة أقل.

لإعطاء قيمة إضافية لهذا الفولاذ الملغى، حاولنا إجراء بعض التغييرات في البنية المجهرية من خلال المعالجات الحرارية التي يمكن أن تحول الصلب HSLA إلى صلب ثنائي الأطوار وجعله صالحا للاستعمال في قطاعات أخرى.

المعالجات الحرارية "IQ" و "SQ" التي أجريت على الفولاذ HSLA X52 و X70 سمحت بتغيير الخصائص الميكانيكية لهذا الفولاذ و تحويله إلى صلب ثنائي الأطوار. وقد فتح هذا التغيير في الخواص الميكانيكية للفولاذ ميادين أخرى جديدة من التطبيقات.

الكلمات المفتاحية: الفولاذ HSLA، الفولاذ ثنائي الأطوار، البلي

ABSTRACT

HSLA steels are low carbon steels, micro alloyed, the development of these steels by hot rolling leads to good mechanical properties, such as high strength and high fracture energy. The mechanical properties are obtained by refining the microstructure and hardening precipitation. HSLA steels are used as structural materials or in the automotive industry.

During the manufacture of pipelines from X52 and X70 HSLA steels in Alphapipe factory (Algeria, Ghardaia), sometimes the quality control requires the rejection of some coils because they can not be used in the pipeline production. Most often, these coils sheets are sold for use in other sectors of industry where there is less demand in performance.

For the valuation of these steels downgraded, we tried to do some transformations in their microstructures through heat treatments that can transform them to dual-phase steels and they can be used in other sectors.

"IQ" and "SQ" treatments performed on X52 and X70 HSLA steels have to modify the mechanical properties of these steels and transforming them into dual-phase steels. This change in mechanical properties has opened new other fields of applications.

Keywords: HSLA steels, dual-phase steel, wear

RESUME

Les aciers HSLA sont des aciers à bas carbone, microalliés, dont le développement par laminage à chaud conduit à des propriétés mécaniques caractéristiques, telles que la haute limite élastique et l'énergie de rupture élevée, principalement obtenues par affinement de microstructure et une fine précipitation durcissante. Les aciers HSLA trouvent leurs principales applications en tant que matériaux de structure ou dans la construction automobile.

Pendant la fabrication des pipelines en Algérie à partir des aciers HSLA X52 et X70 à l'usine **Alphapipe de Ghardaïa**, parfois, le contrôle de qualité exige le déclassement de certaines bobines qui ne peuvent plus être utilisées dans la fabrication de pipelines. Le plus souvent, ces bobines de tôles sont vendues pour être utilisées dans d'autres secteurs d'industrie où il y a moins d'exigence au niveau des performances.

Pour la valorisation des ces aciers déclassés, nous avons essayé de faire quelques transformations au niveau des leurs microstructures à travers des traitements thermiques qui permettent de les transformer en aciers Dual-Phase et les rendre utilisables dans d'autres secteurs.

Les traitements « IQ » et « SQ » effectués sur les aciers HSLA X52 et X70 ont permis de modifier les caractéristiques mécaniques de ces derniers en les transformant en aciers Dual-Phase. Cette modification de propriétés mécaniques a permis d'ouvrir aux nouveaux aciers d'autres champs d'applications.

Mots clés: les aciers HSLA, les aciers dual-phase, usure.