



République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de L'enseignement Supérieur et de
la Recherche Scientifique
Université AMAR TELIDJI Laghouat
Faculté Technologie



Département de Génie Mécanique

Spécialité : Génie des matériaux

Mémoire de master

Présentée par :

Djekidelahmed Riad
Benguesmiaidris

Thème :

Caractérisation et corrosion d'un acier TRIP

Devant le jury composé de :

Mr H .Benhorma	Président
Mr O .ALLAOUI	Examineur
Mr M. Noureddine	Encadreur

Année universitaire 2021-2022

..Remerciements

Avant tout , nous remercions DIEU le tout puissant de nous avoir donné la force , le courage , et la patience pour mener à terme ce modeste travail.

Aussi un grand remerciement à nos chers Parents.

Nous remercieront également à tous les enseignants du département de génie mécanique qui nous ont accompagné durant nos études.

Nous tenons à exprimer notre profonde reconnaissance et sincères remerciements à notre encadreur M.nouredine à l'université de Amartelidji pour son encadrement précieux et son soutien quotidien qui ont permis de mener à bien ce travail.

Nous voulons remercier nos collègues .avec lesquels nous avons passé des moments inoubliables au cours des années théorique et pendant la réalisation de ce travail , ils ont manifesté leur soutien et ont toujours encouragé à aller au-devant .Enfin

, nous remercions , toute personne qui a participé de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Résumé :

Les aciers TRIP présentent une ductilité élevée et une forte résistance. Cette propriété remarquable trouve son origine dans la transformation martensitique de l'austénite, nous intéressons à la Plasticité Induite par la Transformation, Dans cette étude on caractérise un acier API 5L par des essais mécaniques, d'analyse de la microstructure, la dureté, la résilience, essai de corrosion.

Abstract :

TRIP steels represent high ductility and strong resistance. This remarkable property has its origin in the martensitic transformation of austenite. We are interested in the transformation induced plasticity , In this study, an API 5L steel is characterized by mechanical tests, microstructure analysis of hardness and resilience, and corrosion test.

DEDICACE

Nous dédions ce travail à nos très chers parents, et nous les remercions pour leurs sacrifices, leurs patiences, leurs soutiens, ainsi que pour l'aide et les encouragements qui nous ont apporté durant toutes ces années d'étude.

Sans eux, nous serions pas ce que nous sommes aujourd'hui.

Nous dédions ce travail également :

A toute ma famille

A tous mes amis.



sommaire

LISTE DES TABLEAUX

CHAPITRE I

Tableau I.1. Exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa.....	09
Tableau I.2 – Composition chimique (% en masse) de la nuance 1.4362 et la nuance modifiée.....	14

CHAPITRE III

Tableau III.1 Résultats essai la Résilience.....	60
Tableau III.2 Résultats essai la dureté	61
Tableau. III.3 Résultats de l'essai de corrosion du témoin avant traitement thermique.....	63
Tableau.III.4 :Résultats de l'essai de corrosion du témoin après traitement thermique	63

LISTE DES FIGURES

CHAPITRE I

Figure I.1. Evolution des théories liées à la transformation martensitique.....	6
Figure. I.2. Schéma typique du traitement thermique aux aciers multiphasés à effet TRIP.....	7
Figure.I.3. Micrographies optiques des aciers TRIP multi phases après attaque Electrochimique (TRIP600-700-800-1000)	8
Figure.I.4 cycles thermiques et microstructures.....	11
Figure.I.5. Développement de la microstructure TRIP au cours du refroidissement continu....	13
Figure.I.6. Comparaison des courbes conventionnelles de traction pour les alliages 1.4362 et 1.4362 Mn.....	14
Figure.I.7. Origine de la maille quadratique de la martensite selon Bain.....	16
Figure.I.8 Schéma représentant la distorsion de Bain.....	16
Figure.I.9 Schéma représentant le cisaillement à l'échelle microscopique dû à la transformation de phase austénite-martensite.....	17

Figure.I.10 Structures cristallines de l'austénite γ et de la martensite α' dans les aciers.....	18
Figure.I.11 Diagramme de phases Fe-C.....	20
Figure.I.12 Diagramme TTT d'un acier hypoeutectoïde – A : austénite, C : cémentite, F : ferrite – 25 %, 50 % et 75 % ($T < M_s$) sont les pourcentages de martensite formée.....	21
Figure.I.13 Graphique représentant l'évolution de la microstructure et de la répartition du carbone en fonction du temps durant le traitement thermique Q&P.....	24
Figure I.14 Microstructure observée au MEB après attaque au Nital 2% d'un acier Q&P (IF et EF : Ferrite ; TM : Tempered Martensite ; RA : Retained Austenite ; UM : Untempered Martensite) [15].....	25
Figure.I.15 Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la durée de partitioning d'un acier TRIP de composition chimique Fe-0,2C-1,5Si-1,9Mn (%mass.) à une température de partitioning de 400 °C – essai de traction réalisé à 0,001 s ⁻¹ – UTS (Ultimate Tensile Strength) : résistance mécanique – YS (Yield Strength) : limite d'élasticité -TEl (Total Elongation) : allongement total – UEl (Uniform Elongation) : allongement réparti.....	27
Figure.I.16 Évolution de l'allongement en fonction de la température lors d'essais de refroidissement sous contrainte.....	29
Figure.I.17: Évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite X et de la contrainte appliquée.....	30
Figure.I.18 (a) Évolution de la contrainte appliquée au cours du refroidissement et (b) de la plasticité de transformation (TRIP) associée en fonction de la fraction de la martensite.....	31
Figure.I.19 Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement.....	32
Figure.I.20 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée pour un alliage Fe-Ni-C.....	32
Figure.I.21 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée pour un Alliage Fe-Ni-C-Cr.....	33
Figure.I.22 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour différentes contraintes appliquées pour un alliage Fe-Ni-C.....	34
Figure.I.23 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour différentes contraintes appliquées pour un alliage Fe-Ni-C-Cr.....	35

Figure I.24. Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée.....	37
Figure.I.25. Représentation de la variation de la contrainte critique avec la température d'essai.....	38
Figure.I.26 Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Magee.....	40
Figure.I.27 Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Greenwood et Johnson.....	41

CHAPITRE II

Figure II.1. Schéma du traitement thermique.....	45
Figure II.2 Microscope optique.....	46
Figure II.3 Microscope électronique á balayage	46
Figure II.4. Machine de polissage.....	48
Figure II.5. Schéma -4-Géométrie et prise de vue de Éprouvette de résilience.....	49
Figure II.6. Schéma -- Couteau de mouton pendule.....	59
Figure II.7 Schéma -- Présentation de l'essai de résilience.....	50
Figure II.8 machine essai de résilience (Mouton pendule Charpy).....	51
Figure II.9 (a) Description de l'essai dureté	52
Figure II.10: la chaine de corrosion Autolab.....	55
Figure II.11:le montage de trois électrodes.....	56

CHAPITRE III

FIGURE III.1. Image De Microstructure de l'acier API L5 X70 MO	59
FIGURE III .2. Image de Microstructure l'acier API L5 X70 MEB.....	59
Figure III.3 Éprouvette avant rupteur	60
Figure III.4 Éprouvette après rupteur	60
Figure III.5: Courbe de polarisation de l'échantillon avant traitement thermique.....	62
Figure III.6: Courbe de polarisation de l'échantillon apes traitement thermique.....	63

SOMMAIRE

Remerciements	
Dédicace	
Résumé.....	
Introduction Generale.....	01
Chapitre I - Generalites Sur Les Aciers Trip	
I.1. Introduction.....	04
I.2. Historique.....	05
I.3.Caracterisation Des Aciers Trip.....	06
I.4 L'obtention Des Aciers Trip.....	07
I.5 Métallurgies des Aciers Trip.....	08
I.6. Acier Trip Multi phases.....	09
I.6.1.Elaboration Des Aciers Trip.....	10
I.6.2. Laminage A Chaud.....	11
I.6.3. Laminage A Froid.....	12
I.7. Influence De La Transformation De Phase Sur Les Propriétés Mécaniques.....	13
I.7.1. Description De La Transformation Martensitique.....	15
I.7.1.1.Deux étapes interviennent dans le processus de transformation	19
I.7.1.2.Instabilité de l'austénite dans les aciers TRIP.....	19
I.7.2 Traitement Thermique Applique.....	19
I.7.3.Effetdes Parametres Du Traitement Thermique Sur La Microstructure	24
I.7.3.1. Effet De La Température D'austenisation.....	25
I.7.3.2. Effet De La température De Trempe.....	26

I.7.3.3. Effet De LaDuree De Partioning.....	26
I.8. Le Phenomene De Plasticite De Transformation Ou Effet Trip.....	28
I.8.1. Effet De La Contrainte.....	36
I.8.2. Effet De La Deformation Plastique.....	37
I.9. Conséquences Mécaniques De La Transformation Martensitique Dans Les Aciers Austenitiques.....	38
I.9.1. Plasticité De Déformation.....	39
I.9.2. Mécanisme Responsable Du Phénomène De Plasticité De Transformation.....	40
I.9.3. Mécanisme De Magee.....	40
I.9.4. Mécanisme De Greenwood-Johnson.....	41
I.10. Conclusion.....	42

Chapitre Ii –Étude Experimentale

Ii.1. Les Matériaux.....	44
Ii.1.1. Traitement Thermique	45
Ii.2. La Métallographie.....	46
Ii.2. 1. Le but de l'observation métallographique	46
Ii.2. 2. les étapes de la préparation	47
Ii.2. 3. Polissage Métallographique.....	48
Ii.3. Essai De Résilience	48
Ii.3.1. Définition.....	48
Ii.3.2. Eprouvette De Resilience.....	49
Ii.3.3. Principe De L'essai.....	50
Ii.4. Essai De Dureté.....	51
Ii.4. 2. But De Travaille	53
Ii.4.3. Principe De Léssai.....	54

Ii.5. Essai De Corrosion.....	54
Ii.5.1.Analyse Electrochimique.....	54
Ii.5.2 appareillage Utilisés :.....	54
Ii.5.3 Montage Classique A Trois Electrodes :.....	55
Ii.5.4 Les Conditions Expérimentales.....	56

Chapitre Iii –Résultats Et Discussion

Iii.1.Microstructure De L’acier API L5 X70.....	59
Iii.1.1. Avec Microscopie Optique.....	59
Iii.1.2. Avec Microscopie à Balayage.....	59
Iii.1.2.1.Avant Traitement Thermique	60
Iii.1.2.1.Après Traitement Thermique	60
Iii.2.Resulta essai mécanique.....	60
Iii.2.1. résilience.....	60
Iii.2.2. Dureté.....	61
Iii.2.3.Eassai Corrosion.....	62
Iii.2.3.1 Témoin	62
Iii.2.3.1.1 Avant Traitement Thermique.....	63
Iii.2.3.1.2 Après traitement Thermique.....	63
Conclusion Générale	65
Bibliographie.....	67



INTRODUCTION
GENERALE

Introduction Générale :

Une transformation de phase est souvent accompagnée d'une déformation de transformation. Aussi chaque phase a ses propres propriétés mécaniques. Ainsi, cette déformation de transformation provoque des contraintes interne qui peuvent dépasser la limite d'élasticité du matériau. Par conséquent, des déformations plastiques microscopiques sont engendrées et ce, majoritairement dans la phase la moins dure.

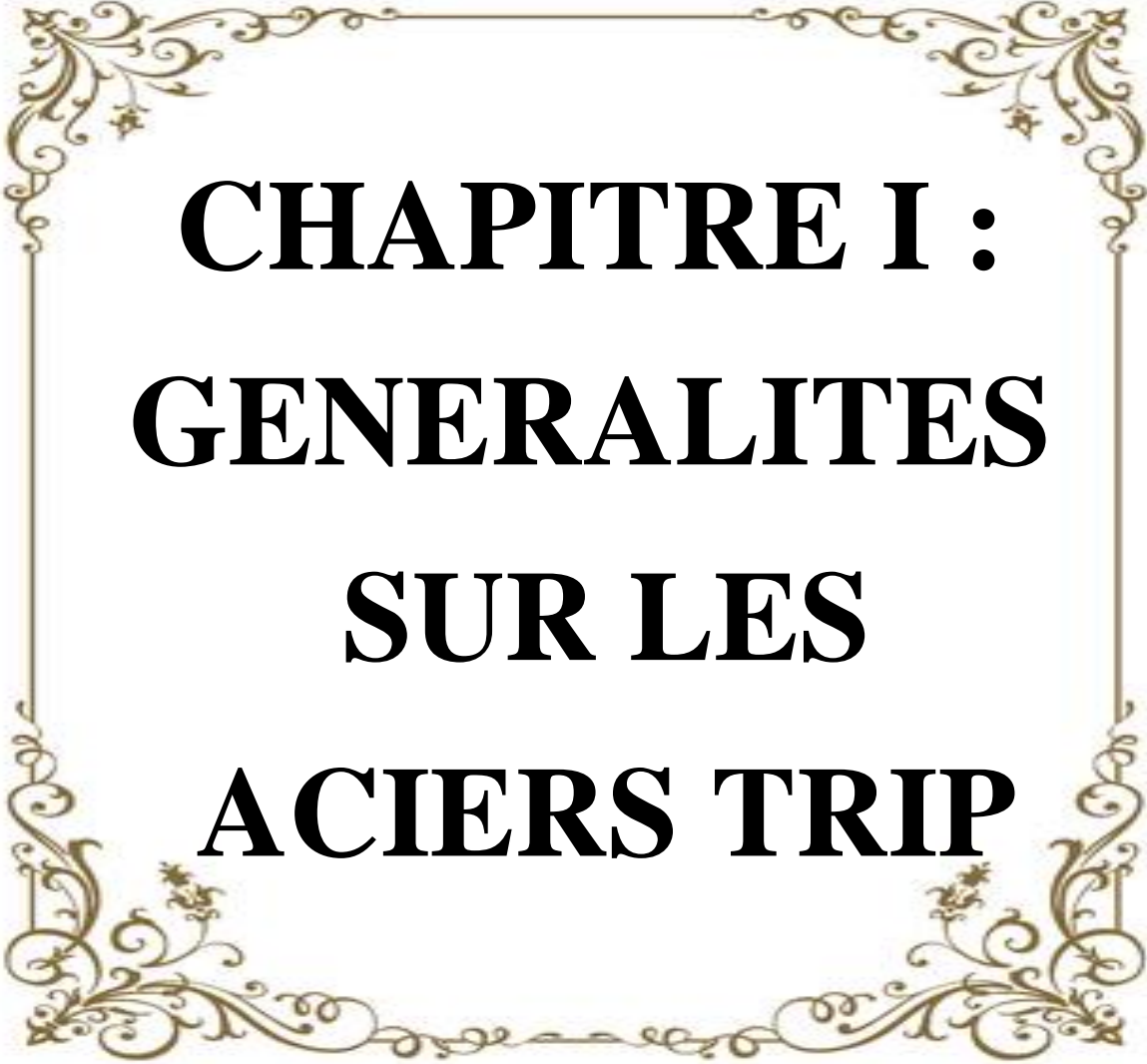
On parle dans ce cas de la plasticité de transformation en anglais Transformation Induced Plasticity (TRIP). Les matériaux en général et les métaux en particulier constituent un rôle important pour tout développement industriel ou progrès technologique. Une grande partie de l'activité économique des pays industrialisés est rattachée aux matériaux. Les alliages métalliques occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches. La plasticité de transformation (TRIP) C'est une déformation plastique irréversible observée quand la transformation métallurgique se produit, sous l'effet d'une contrainte externe, même si cette dernière reste inférieure a la limite d'élasticité de la phase la plus molle.

Leurs utilisations sont déterminées en grande partie par la morphologie et le degré de dispersion des phases qui les constituent, c'est-à-dire leurs microstructures. Les propriétés mécaniques conditionnent non seulement les problèmes de mise en forme des matériaux mais également leur comportement en service dans des applications industrielles extrêmement diversifiées. Le choix du matériau d'une pièce industrielle

INTRODUCTION GENERALE

dépendra des propriétés mécaniques de ces matériaux et alliage (résistance, dureté, ductilité etc.)

En complément de ce multi phasage, la formabilité et la résistance peuvent être améliorées en utilisant l'effet TRIP (Plasticité Induite par la Transformation) dû à la transformation de l'austénite résiduelle en martensite au cours d'un chargement thermomécanique.



CHAPITRE I :
GENERALITES
SUR LES
ACIERS TRIP

I. LES ACIERS TRIP :

I.1. Introduction :

Les aciers TRIP (Plasticité Induite par la Transformation) sont tout à fait appropriés à la réalisation de pièces de renfort puisqu'ils se caractérisent par une grande capacité d'absorption d'énergie. La désignation des aciers TRIP est régie par leur résistance à la rupture qui reste dans une gamme allant d'environ 600 à 1000 MPa. La limite d'élasticité d'un acier TRIP est de l'ordre de 500 MPa avec un taux d'allongement à rupture supérieur d'environ 10 %.

La particularité des aciers TRIP réside principalement dans le fait qu'ils contiennent de l'austénite résiduelle à température ambiante. Il est nécessaire que cette quantité soit suffisante pour avoir un impact sur les propriétés finales de l'acier. Cependant, il est avant tout nécessaire que les propriétés de cette austénite résiduelle soient adaptées à la fonction requise. Aussi, dans le cas des aciers TRIP, celle-ci doit présenter une stabilité suffisante afin que la transformation en martensite ne se fasse que pour une sollicitation mécanique non négligeable. Pour ce faire, le taux de C contenu dans l'austénite résiduelle finale doit être suffisamment élevé

Le TRIP peut-être défini comme une déformation macroscopique permanente constatée dans les aciers subissant une transformation de phase sous une contrainte mécanique externe même si cette contrainte est inférieure à la limite d'élasticité des phases présentes dans le matériau. Cette déformation inélastique dépend de l'acier considéré -sa composition chimique- ainsi que de l'histoire de chargements thermique et mécanique auxquels il a été /est soumis avant et durant la transformation. On notera aussi qu'une interaction entre la plasticité classique (plastification de la phase parente) et le TRIP et une

restauration d'écrouissage de la phase parente peuvent se manifester sous certaines conditions de sollicitations externes spécifiques. [1]

I.2. Historique :

Le durcissement de trempe des alliages à base de fer a été classé parmi « le plus beau phénomène de la nature » par le brillant scientifique français René Réaumur en 1722 Cette affirmation s'appuie sur le fait que ces alliages et l'évolution de leurs caractéristiques mécaniques ont accompagné le développement de la société humaine et, presque deux siècles après Réaumur.

A la fin du 19ème siècle, le professeur Henry Marion Howe présente la martensite comme un produit de transformation de l'austénite et aussi, il essaye d'expliquer le changement des propriétés magnétiques des phases. C'est lui qui a introduit l'utilisation du nom des phases que l'on connaît aujourd'hui, notamment pour la martensite et l'austénite.

En 1937, Wassermann note que des grands allongements peuvent être obtenus grâce à la transformation de phase dans l'alliage Fe-Ni.

En 1967, Zackay montre que la transformation de phase permet d'augmenter la ductilité et la résistance mécanique des aciers inoxydables. Il appelle ce phénomène plasticité de transformation et introduit l'abréviation TRIP.

Dans les années 70, la plupart des études consacrées à l'effet TRIP utilisent comme matériau les aciers inoxydables.

Dans les années 80, il a été suggéré d'utiliser l'effet TRIP pour améliorer les propriétés mécaniques des aciers faiblement alliés. Un traitement thermique de l'ajout d'éléments d'additions sont alors nécessaires afin d'empêcher la précipitation de carbures et de stabiliser

suffisamment l'austénite. De nos jours, le terme TRIP désigne plutôt les aciers faiblement alliés qui contiennent de l'austénite résiduelle. [2]

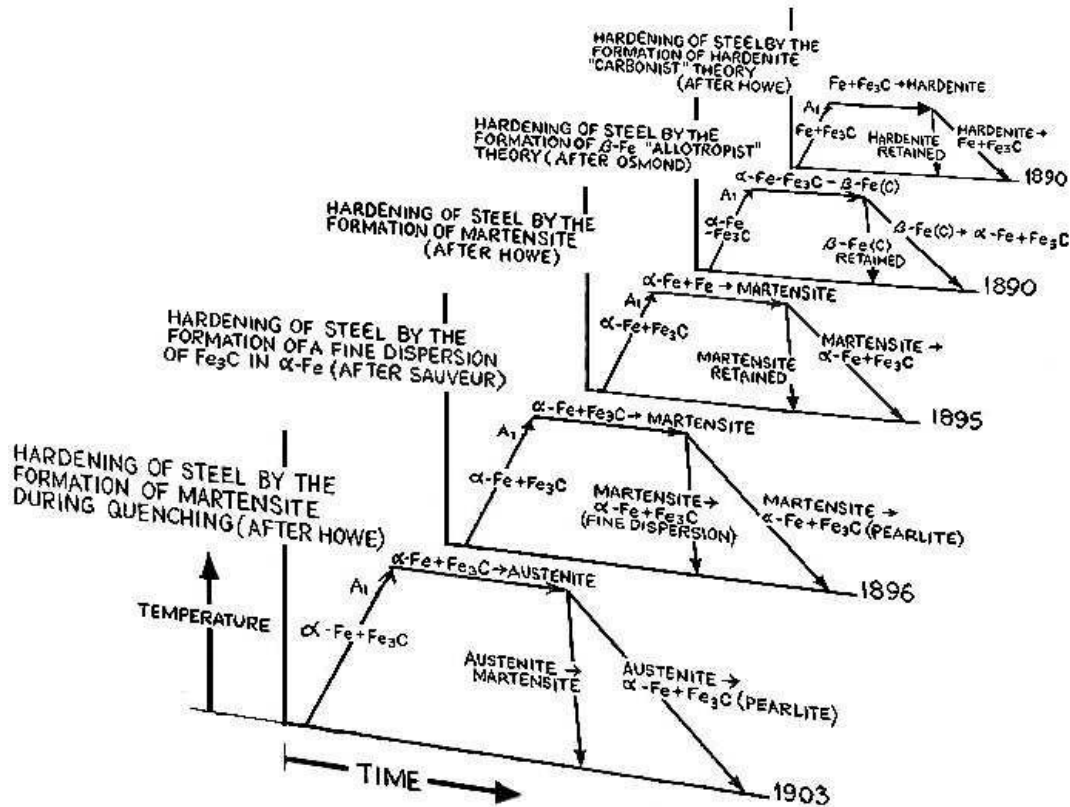


Figure.I.1 Evolution des théories liées à la transformation martensitique [2]

I.3. Caractéristiques des aciers TRIP :

L'une des principales caractéristiques des aciers à effet TRIP est leur grande capacité d'écroissage, laquelle résulte de la compétition de deux mécanismes. Le premier correspond à la dureté produite par la transformation martensitique et ses caractéristiques morphologiques et constitue une autre source de stockage des dislocations. Le second caractérise les obstacles créés par les différentes variantes ou domaines de martensite, lesquels peuvent jouer un rôle significatif dans la réduction du libre parcours moyen des dislocations. [3]

I.4. L'obtention de l'acier TRIP :

L'obtention d'un acier à effet TRIP commence par la réalisation d'une trempe ; cette trempe se déroule en 4 étapes distinctes :

-la première étape est un maintien de l'acier entre les températures intercritiques ; L'acier a une structure austénitique et ferritique.

-la seconde étape consiste en un refroidissement rapide jusqu'à la zone d'existence de la bainite. On réalise alors un second maintien dans la zone bainitique. Ceci permet d'éviter

-l'obtention de martensite pure en grande proportion dans la structure.

- la dernière étape est un second refroidissement de l'acier, celui-ci jusqu'à la température ambiante, on obtient un acier contenant de l'austénite retenue.

Sur (la figure) vous pouvez observer les différentes étapes de la trempe ainsi que la composition de l'acier à chaque étape. [3]

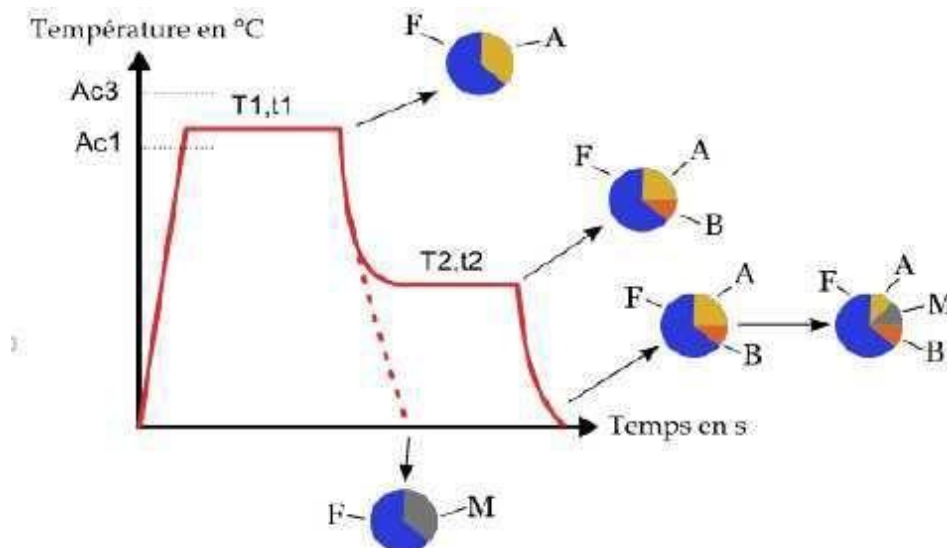


Figure. I.2 schéma typique du traitement thermique aux aciers multiphasés à effet TRIP [3]

I.5. Métallurgie des aciers TRIP :

De nombreuses études ont été consacrées à l'optimisation des paramètres des cycles thermiques, du laminage et de la teneur en éléments d'addition en vue de mettre au point des aciers TRIP performants. Les principaux résultats de ces travaux décrivent l'importance que joue la transformation bainitique pour obtenir une structure multiphasée et, en particulier, pour stabiliser l'austénite résiduelle.

Il a été montré que l'austénite résiduelle présente dans la microstructure des aciers Dual Phase joue un rôle positif dans l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. De plus, si cette austénite est suffisamment stable, la résistance mécanique et la ductilité de ces aciers sont encore augmentées.

Au même temps, le développement et l'utilisation à large échelle des aciers TRIP imposent des contraintes sévères pour le coût de production de ces aciers. Par conséquent, l'ajout massif des éléments d'addition pour retenir l'austénite est interdit (comme le nickel). Comme des teneurs en carbone de l'ordre de 0.15% sont courantes dans les aciers Dual Phase, l'idée était d'essayer d'utiliser ce carbone pour stabiliser l'austénite à la température ambiante. Aussi, cette stabilisation doit se faire après le recuit inter-critique.

A travers la transformation bainitique et ses mécanismes intrinsèques qui permettent à priori d'obtenir une austénite sursaturée en carbone, le développement des aciers TRIP faiblement alliées et qui contiennent de l'austénite résiduelle à la température ambiante est envisageable. [3]

I.6. Aciers TRIP multiphases :

Les nuances d'aciers TRIP multiphasée diffèrent par leur composition chimique et leur proportion de phase. Le tableau donne des exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa [4]

TRIP	Taille de grain austénite (μm)	Composition (% pds)			Fraction de phase (%)				%C dans γ
		C	Mn	Si	γ	α	b	α'	
600	4	0.08	1.70	1.55	8	91	1	-	-
700	3	0.16	1.60	1.60	13	-	-	-	-
800	2 – 3	0.2	1.65	1.65	17	70-73	10-13	-	1.14
1000	1 – 2	0.4	1.65	1.65	30	-	70	-	1.35

Tableau I.1. Exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa. [4]

Lors de l'élaboration, le matériau subit une succession de transformations qui lui confère différentes fractions volumiques de phases, une répartition spatiale (connexité), des dimensions caractéristiques (taille de grain, taille des lattes de bainite, etc.), une texture Morphologique, une texture cristallographique. Les micrographies sont présentées sur la Figure.I.3

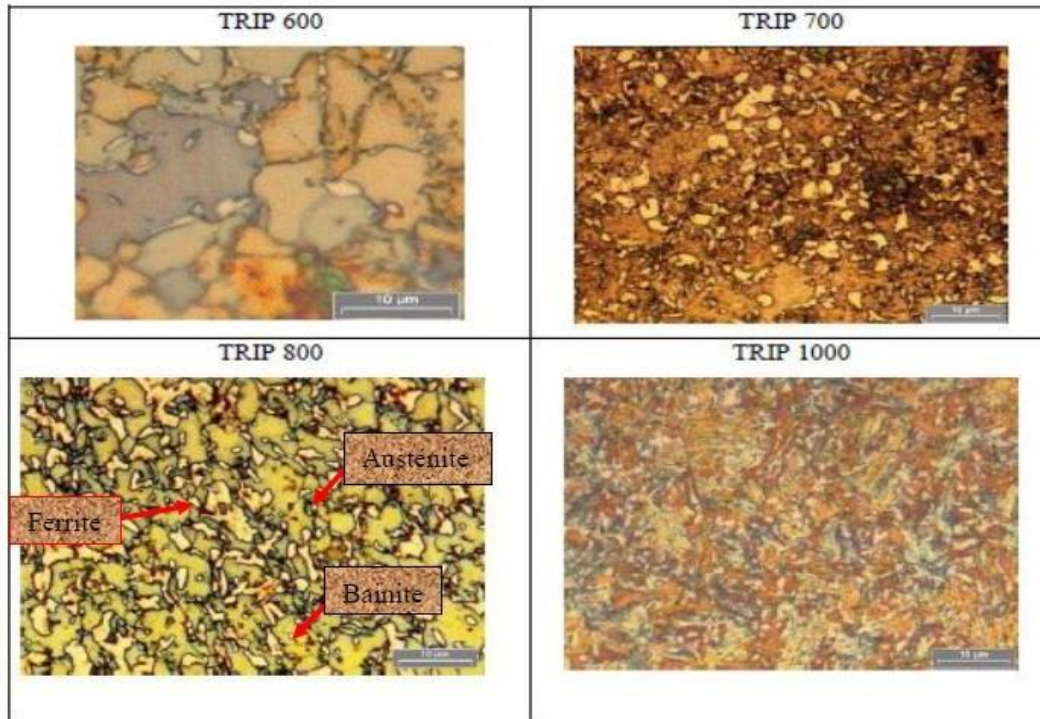


Figure.I.3 Micrographies optiques des aciers TRIP multi phases après attaque Électrochimique (TRIP600-700-800-1000). [4]

I.6.1. Elaboration des aciers TRIP :

Le développement de nouveaux aciers TRIP est le résultat des phénomènes décrits ci-dessus : comme les aciers Dual Phase ils ont une structure multiphasée, et, tout comme les aciers inoxydables instables, ils ont la possibilité de produire un effet TRIP lors des sollicitations mécaniques, mais, dans les aciers, l'austénite résiduelle est retenue grâce à la transformation bainitique.

Afin d'obtenir une structure multiphasée contenant de l'austénite résiduelle, le cycle thermique utilisé pour les aciers Dual Phase est légèrement modifié par introduction d'un palier de maintien isotherme dans la région bainitique. Les figures (a) et (b) illustrent les

cycles thermiques correspondant aux aciers DP et aciers TRIP laminés à froid respectivement. (Dans le cas des aciers TRIP laminé à chaud, la phase de recuit inter-critique est absente).

Il existe deux principales voies d'élaboration : les aciers TRIP laminés à chaud et ceux laminés à froid. [5]

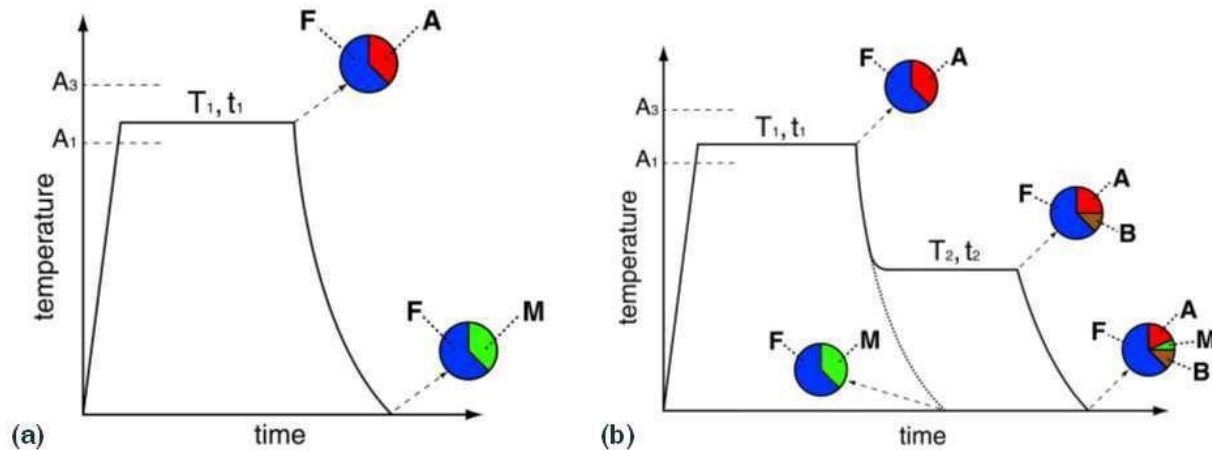


Figure.I.4 cycles thermiques et microstructures [5]

a- Cas des aciers Dual Phase

b- Cas des aciers TRIP Avec :

F: ferrite; A: austénite; B: bainite; M: martensite.

I.6.2. Laminage à chaud :

Après austénitisation, passage de dégrossissage et de finition dans les laminoirs, la microstructure et les propriétés finales sont obtenues par un refroidissement contrôlé. Le refroidissement pour l'obtention d'une microstructure TRIP est plus lent que pour l'obtention d'une microstructure DP, dû au fait que les éléments d'alliage et la teneur en carbone décalent les domaines d'existence des phases. Le bobinage est effectué dans le domaine de température bainitique ($\sim 500^{\circ}\text{C}$). Lors du

refroidissement à température ambiante, l'austénite résiduelle ne se transforme pas en martensite, car elle s'est enrichie en carbone lors de la formation de ferrite et de bainite. Ce processus a abaissé la température M_s en dessous de la température ambiante. [4]

I.6.3. Laminage à froid :

Suivant la température de bobinage précédent le laminage à froid, la microstructure avant laminage varie entre ferrite, perlite lamellaire et ferrite en aiguilles, bainite granulaire.

Le laminage à froid a pour effet d'affiner la microstructure et de durcir le matériau. Par la suite, l'acier subit un recuit continu en deux étages.

Le sur vieillissement bainitique est indispensable pour garder une certaine fraction volumique d'austénite métastable à température ambiante. Il a pour effet de rejeter le carbone de la ferrite bainitique vers l'austénite et ainsi de décaler la température de début de transformation M_s en dessous la température ambiante.

Suivant les paramètres d'élaboration, il peut exister de la martensite en fin de refroidissement. En général, la microstructure finale d'un acier TRIP est composée de quatre phases : la ferrite, la bainite, la martensite et l'austénite instable, dont les proportions sont conditionnées par le contrôle des paramètres du procédé d'élaboration. [4]

Ce traitement thermique consiste en un recuit intercritique à une température T_1 (entre 780 et 880°C) pendant un temps t_1 pour obtenir un mélange austéno-ferritique (figure I.5. (1)) suivi d'un refroidissement rapide (10-50°C.s⁻¹) pendant lequel la ferrite germe aux joints de grains et en particulier aux points triples (figure I.5. (2)). Un deuxième maintien isotherme est effectué dans le domaine bainitique à une température T_2

(entre 350 et 500°C) pendant un temps t_2 , qui transforme une partie de l'austénite en bainite (figure I.5. (3)). [4]

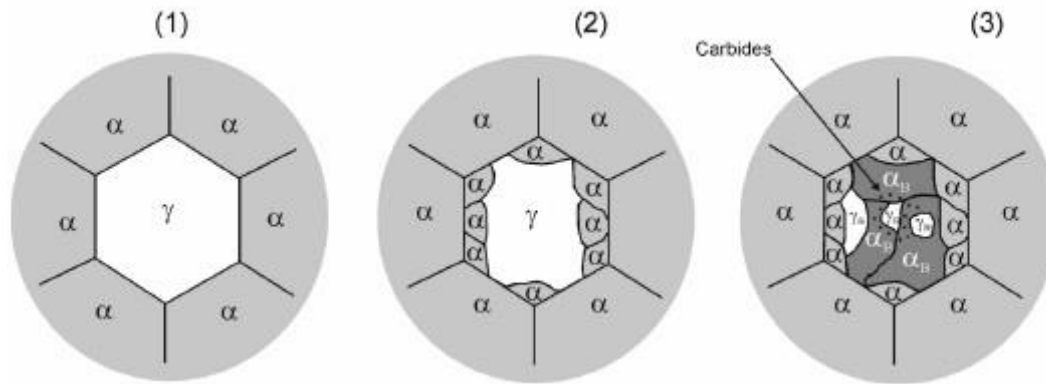


Figure.I.5. Développement de la microstructure TRIP au cours d'un durcissement continu. [4]

I.7. Influence de la transformation de phase sur les propriétés mécaniques:

La transformation martensitique induite par déformation plastique a été observée sur diverses nuances d'aciers inoxydables duplex. Herrera et al. [7] ont mis en évidence cette transformation au cours d'un essai de traction uni axiale en comparant une nuance de type 1.4362 et une nuance de type Lean duplex au Mn, dans laquelle la baisse de la teneur en Ni a été compensée par une diminution du Cr et une augmentation du Mn et du C.

Le tableau présente les compositions des alliages. Le choix de ces éléments permet de diminuer la stabilité de l'austénite et d'obtenir une phase métastable ou la transformation martensitique aura lieu à des déformations élevées. On constate figure 1.5 que les courbes de traction des deux nuances sont très différentes. Le 1.4362 présente une

consolidation modérée alors que le duplex au Mn présente une consolidation marquée à partir de 25 % de déformation. Ce phénomène est associé à la transformation martensitique induite et se traduit par une augmentation conjointe de l'allongement et de la résistance.

Nuance	Cr	Ni	N	Mn	C	Cu	Si	Mo
1.4362	22	4	0,03	-	0,003	-	-	0,3
1.4362 au Mn	19,9	0,42	0,16	4,79	0,11	0,46	0,35	-

Tableau I.2 – Composition chimique (% en masse) de la nuance 1.4362 et la nuance modifiée [7]

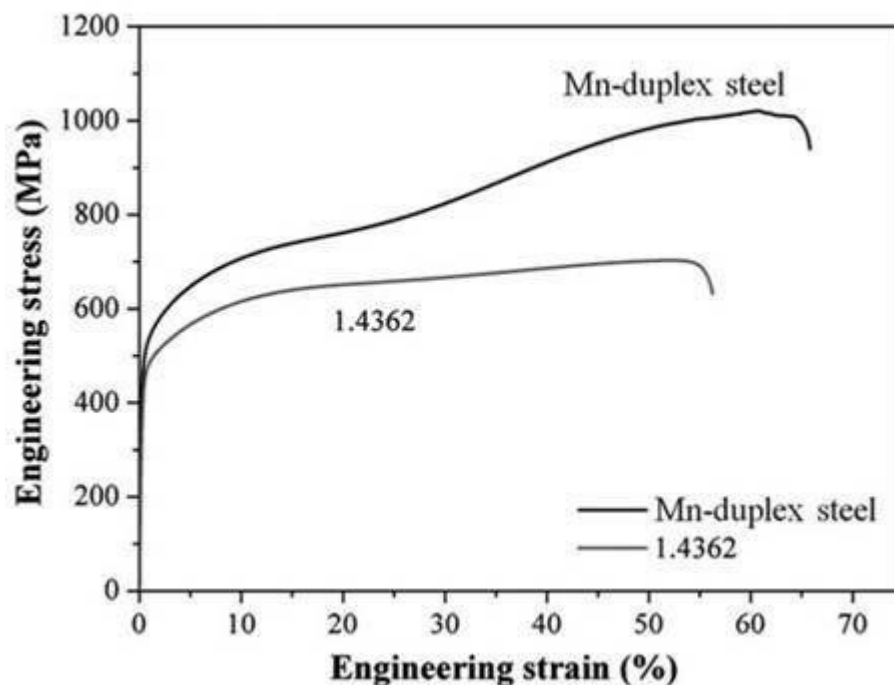


Figure.I.6. Comparaison des courbes conventionnelles de traction pour les alliages 1.4362 et 1.4362 Mn [7]

I.7.1. Description de la transformation martensitique :

La forme stable de l'acier à hautes températures ($> 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) est l'austénite. Au cours du refroidissement, la martensite est formée à partir d'une température de début de transformation, appelée M_s (martensite start). Cette température peut varier en fonction de la composition de l'acier et le taux de transformation martensitique dépend de la température finale, typiquement ambiante. Cette transformation martensitique peut être activée à une température T plus élevée que M_s , dans le cas d'une sollicitation mécanique.

La transformation martensitique est une transformation de phase à l'état solide [6]. Il s'agit d'une transformation displacive : les atomes migrent de manière ordonnée sur de petites distances. Le déplacement des atomes provoque une distorsion de la maille. Les atomes se réarrangent pour former une structure plus stable, mais la martensite garde la même composition chimique que l'austénite de base (phase mère). La martensite apparaît souvent sous forme de plaquettes, qui se forment à une vitesse voisine de celle du son dans le métal (1000 m.s^{-1}). La transformation est accompagnée d'une dilatation du réseau et d'un cisaillement à l'échelle macroscopique. Cette déformation est la conséquence du passage d'une structure cubique à faces centrées (CFC) à une structure quadratique centrée. Cette maille quadratique centrée se forme à partir d'éléments prélevés dans deux mailles cubiques à faces centrées accolées, comme schématisé sur la Figure.

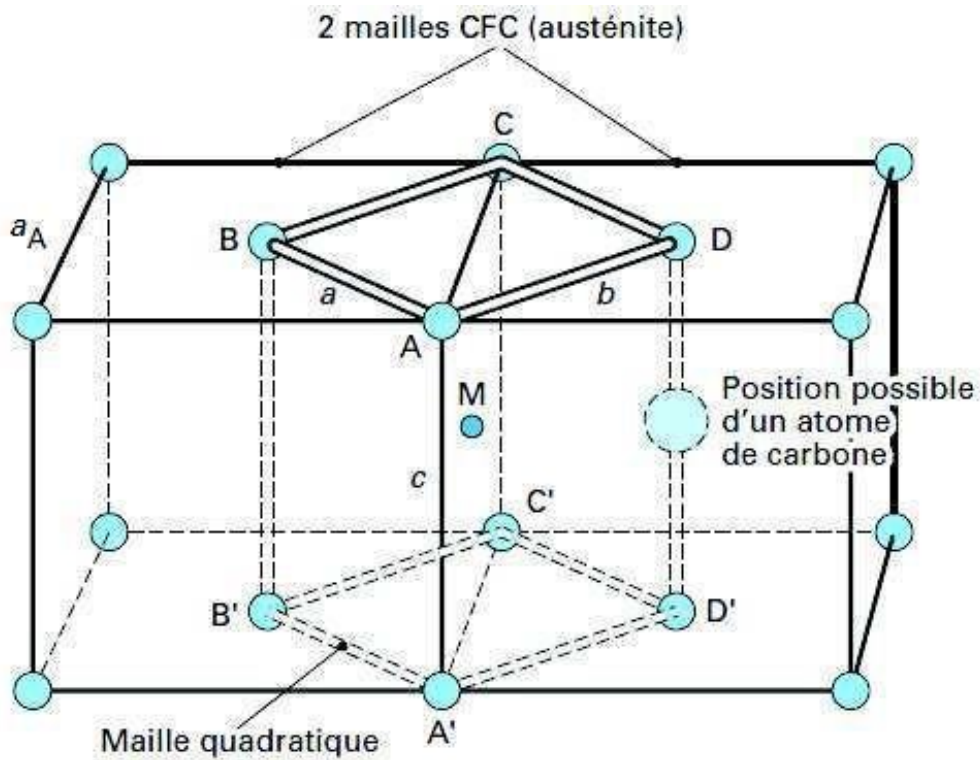


Figure.I.7. Origine de la maille quadratique de la martensite selon Bain [8]

- Un déplacement ordonné à l'échelle atomique, représenté sur la Figure 5 : les mailles cristallines des deux phases sont différentes, on passe de l'une à l'autre par une déformation de Bain [9].

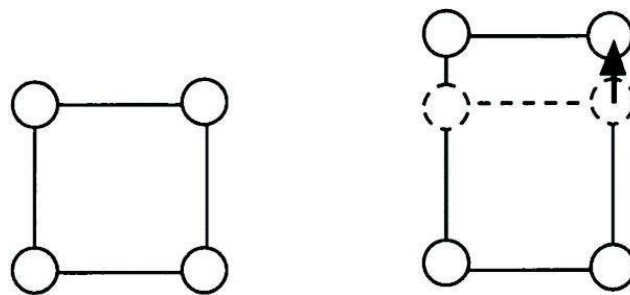


Figure.I.8 Schéma représentant la distorsion de Bain [10]

-Cisaillement à l'échelle microscopique, représenté sur la Figure : un cisaillement apparaît afin de minimiser l'énergie due à cette transformation de phase. Un plan commun existe entre les deux phases, qui n'est pas modifié par cette transformation de phase : le plan d'habitat.

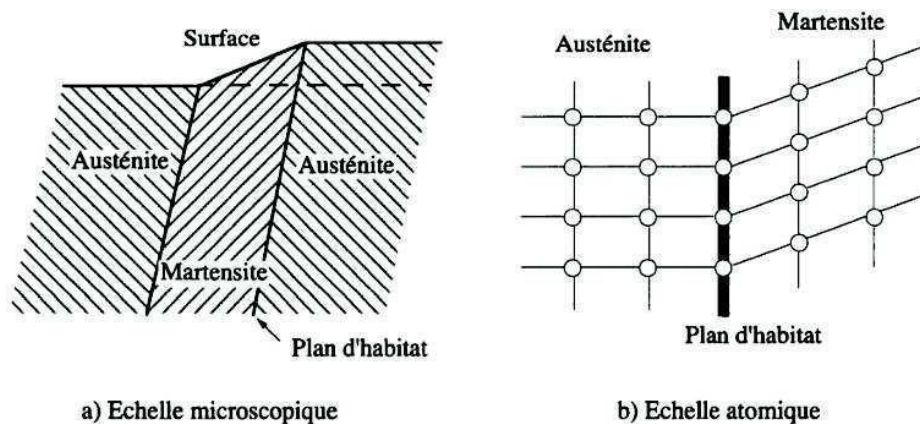


Figure.I.9 Schéma représentant le cisaillement à l'échelle microscopique dû à la transformation de phase austénite-martensite [10]

Structures cristallographiques des différentes phases

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ de structure CFC. Les atomes de carbone sont situés sur les sites interstitiels octaédriques du type $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ (centre de la maille) et $(0, 0, \frac{1}{2})$ (milieu de chaque arête) comme montré sur [3]

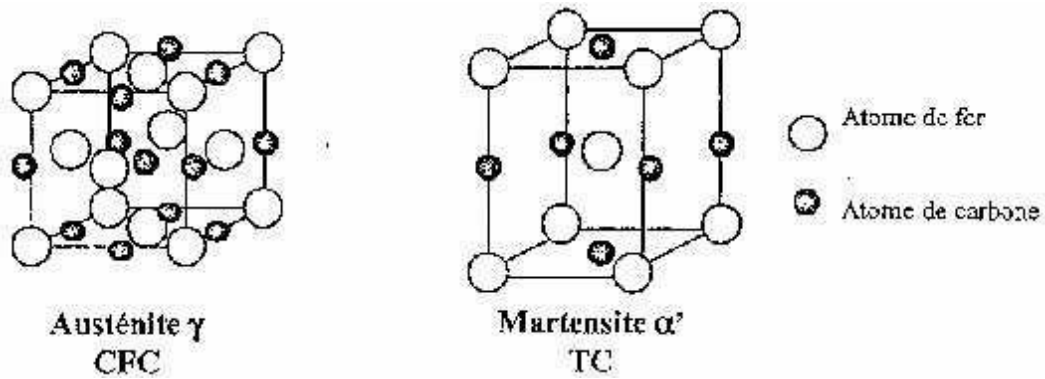


Figure.I.10 Structures cristallines de l'austénite γ et de la martensite α' dans les aciers

Il existe trois types de structures cristallines de la martensite dans les aciers : une structure quadratique centrée (QC) caractéristique de la martensite α' , une structure hexagonale compacte (HC) caractéristique de la martensite ϵ , une structure quadratique à faces centrées (QFC), cette martensite n'a été observée que dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt.

Donc deux phases martensitiques sont possibles : la phase α' , quadratique centrée ou (à fort taux de carbone en solution solide) et la phase, hexagonale compacte.

-La martensite α'

Ce type de martensite peut être obtenu par la trempe des alliages Fe-C et également Fe-Ni. Le réseau cristallin quadratique centré est caractérisé par les paramètres a et c , qui ne dépendent que de la teneur en carbone de l'alliage, elle se trouve dans les aciers TRIP.

-La martensite ϵ

De structure hexagonale compacte, ce type de martensite peut se présenter dans les alliages fortement alliés comme les Fe-Cr-C, les aciers inoxydables austénitiques et certains alliages Fe-Mn. [3]

I.7.1.1. Deux étapes interviennent dans le processus de transformation :

I.7.1.2. Instabilité de l'austénite dans les aciers TRIP :

La structure austénitique dans les alliages austénites est parfaitement stable à haute température, mais à la température ambiante, cette structure se trouve dans un état métastable. L'austénite n'est pas la phase d'équilibre et peut se transformer en une autre phase dite martensitique. Cette transformation peut se produire d'une façon directe ou indirecte. Dans le cas de la transformation directe $\gamma - \alpha'$, la transformation est accompagnée d'une augmentation de volume qui crée localement des contraintes de compression fortes, stabilisant l'austénite non transformée. En revanche, la transformation martensitique indirecte $\gamma - \varepsilon - \alpha'$ passe par la forme intermédiaire et de structure cristallographique hexagonale. Cette transformation $\gamma - \varepsilon$ est accompagnée d'une réduction du volume. [3]

I.7.2. Traitement thermique appliqué :

A l'issue des premières étapes de fabrication (coulée, laminages), l'acier est complètement ferritique. Afin de former de l'austénite, essence du concept 'TRIP' pour les aciers puisque nécessaire pour permettre une plasticité induite par transformation austénite martensite, la première étape du traitement thermique est l'austénitisation. Elle consiste en un maintien à une température élevée supérieure à A_{c1} (début de l'austénitisation), afin de transformer la totalité ou bien une partie de la phase ferritique en austénite. Ce faisant, on se place à une température telle que tout le carbone soit remis en solution. La Figure 9 représente un diagramme de phase Fe-C qui permet de visualiser la stabilité des différentes phases en fonction de la composition en carbone et de la température. La Figure 10 représente un diagramme TTT (Temps

Température Transformation) d'un acier hypoeutectoïde. Un maintien à une température supérieure à A_{c3} permet une austénitisation complète de l'acier alors qu'un maintien entre A_{c1} (début de l'austénitisation) et A_{c3} (fin de l'austénitisation) conduit à une austénitisation partielle de celui-ci. Ces températures A_{c3} et A_{c1} varient en fonction de la composition chimique de l'acier. Entre les températures A_{c3} et M_s (martensite start), les transformations de phase dépendent du temps. En dessous de la température M_s , la transformation martensitique est uniquement gouvernée par la température.

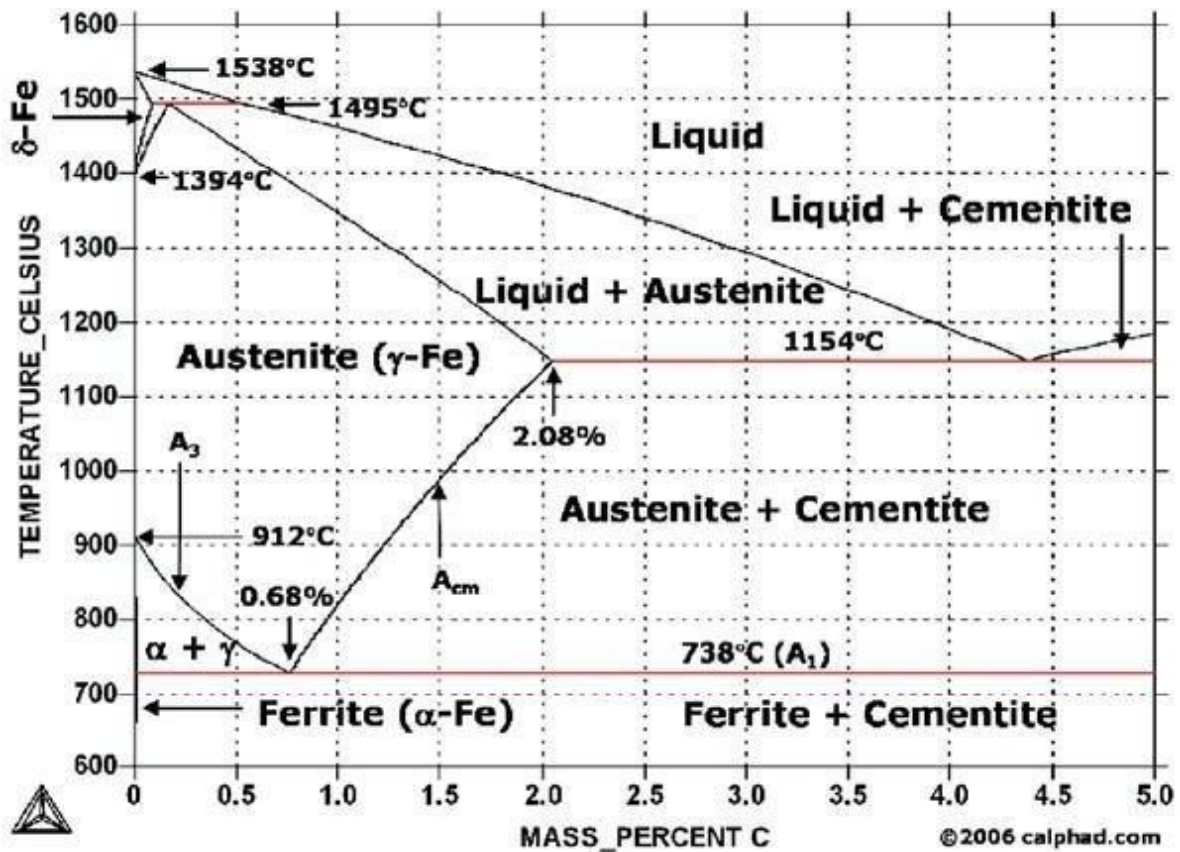


Figure.I.11 Diagramme de phases Fe-C

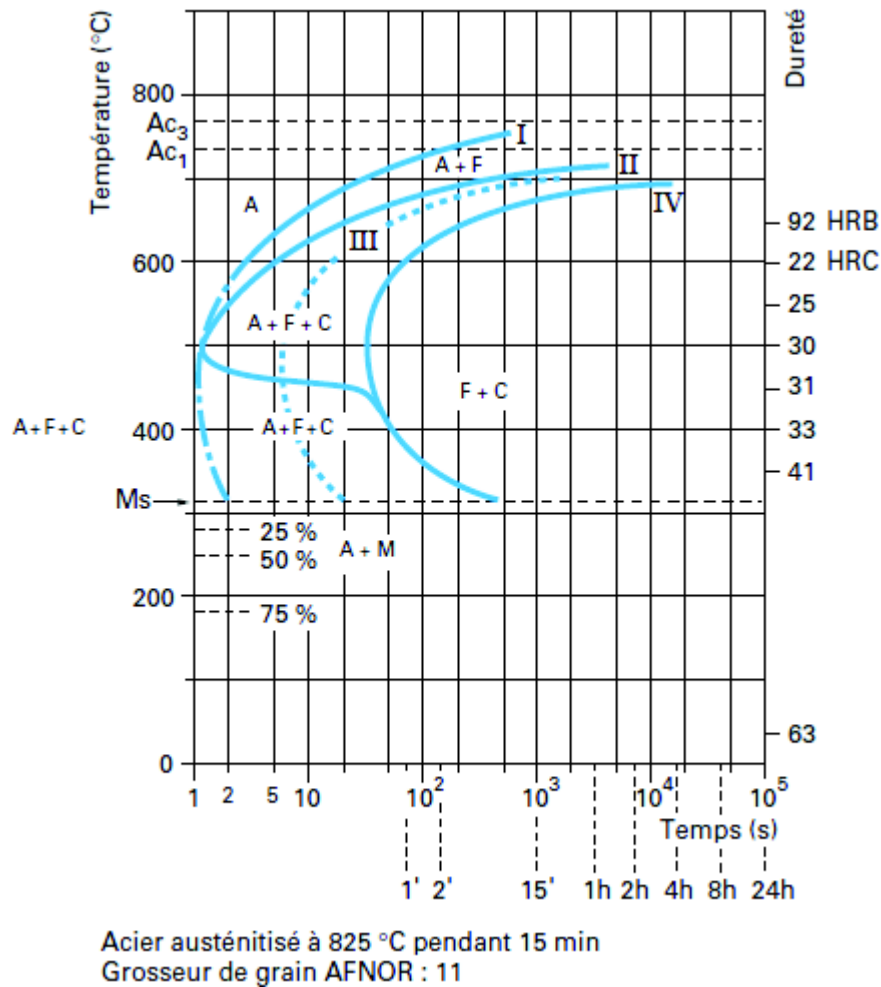


Figure.I.12 Diagramme TTT d'un acier hypoeutectoïde – A : austénite, C : cémentite, F : ferrite – 25 %, 50 % et 75 % ($T < M_s$) sont les pourcentages de martensite formée [11].

La seconde étape du traitement thermique est la trempe à une température inférieure à M_s (martensite start) et supérieure à M_f (martensite finish), qui permet de former une certaine fraction de phase martensitique à partir de l'austénite. L'acier trempé (contenant de la martensite fraîche) est souvent fragile. Le carbone étant responsable de cette fragilité, une étape de revenu, durant laquelle une partie du carbone peut diffuser hors de la martensite est appliquée (la martensite fraîche devient alors de la martensite revenue), afin d'améliorer la ductilité et la

ténacité de l'acier. Il est également possible de faire une trempe complète du matériau pourvu que la composition chimique de l'acier le permette. L'ajout d'aluminium et de manganèse, forts stabilisants de la ferrite et de l'austénite respectivement [12], permet de faire une trempe complète du matériau suite à l'austénitisation et d'avoir une microstructure finale biphasée ferrite – austénite.

Chacune des phases a un rôle bien défini en ce qui concerne les propriétés mécaniques finales de l'acier : la martensite engendre un durcissement supplémentaire par rapport à l'austénite, et l'austénite une ductilité supplémentaire par rapport à la martensite. Le but est alors d'obtenir une austénite ayant une stabilité telle que l'effet TRIP ne se déclenche ni trop rapidement ni trop tardivement lors de la déformation. Une étude sur la stabilité de l'austénite en fonction de la taille de grains dans des aciers TRIP [13] a montré que pour une taille de grain supérieure à 1 μm , l'austénite se transforme en martensite pour de faibles contraintes et que pour une taille

de grain inférieure à 0,01 μm , la transformation martensitique induite par la déformation n'a pas lieu étant donné la grande stabilité de l'austénite. La stabilité de l'austénite augmente avec la teneur en carbone [14]. Or celui-ci diffuse de la martensite vers l'austénite et sa répartition dans les grains d'austénite s'homogénéise progressivement. Plus le grain d'austénite est petit et plus rapidement aura lieu l'homogénéisation. La gamme de taille de grain optimale pour l'austénite, pour obtenir l'effet TRIP voulu, a donc été estimée entre 0,01 μm et 1 μm [13].

Plusieurs voies de traitement thermique sont envisageables pour former de l'austénite résiduelle susceptible de se transformer, sous déformation, en martensite. La première consiste à élaborer, par austénitisation partielle ($Ac1 < T < Ac3$) puis trempe complète, un matériau austénito-ferritique. La durée du traitement thermique et la composition chimique

de l'acier sont prépondérantes pour assurer à la fois la quantité et la morphologie de l'austénite [16] – [17] (pour assurer au matériau ses propriétés mécaniques AHSS), ainsi que sa métastabilité à température ambiante (par métastabilité on entend sa capacité à se transformer, sous déformation, en martensite). La seconde voie est plus complexe et fait intervenir la formation de martensite par trempe partielle et un revenu d'homogénéisation. Un traitement thermique classique pour un acier TRIP 3G dit Q&P (pour « Quenching and Partitioning » traduit par « trempe et revenu de répartition ») est présenté en Figure.I.13. Il consiste à chauffer l'acier à une température T supérieure à la température Ac_3 , afin d'avoir une austénitisation complète, puis à faire une trempe jusqu'à une température se situant entre M_s (martensite start) et M_f (martensite finish), afin de former une certaine quantité de martensite qui sera ensuite revenue à une température plus élevée. La solubilité du carbone dans l'austénite étant plus élevée que celle dans la martensite, durant le revenu de répartition le carbone diffuse de la martensite vers l'austénite, stabilisant l'austénite. Une dernière étape de trempe a lieu suite au revenu durant laquelle de la martensite fraîche est susceptible de se former, à partir des fractions d'austénite non suffisamment stabilisées par le revenu. La fraction d'austénite stabilisée, elle, ne se transformera pas en martensite fraîche durant cette dernière trempe.

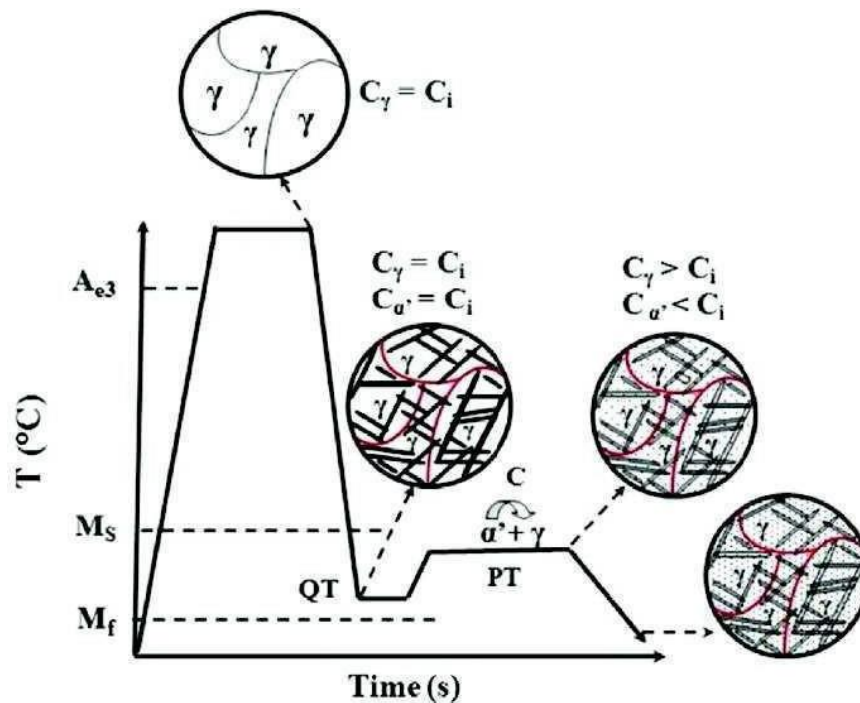


Figure.I.13 Graphique représentant l'évolution de la microstructure et de la répartition du carbone en fonction du temps durant le traitement thermique Q&P [14].

I.7.3. Effets des paramètres du traitement thermique sur la microstructure :

La microstructure des aciers de 3eme génération et les propriétés mécaniques qui en découlent dépendent fortement des paramètres du traitement thermique. Les sidérurgistes visent une limite d'élasticité supérieure à 1000 MPa et une résistance mécanique supérieure à 1300 MPa. Les paragraphes suivants détaillent l'effet de ces paramètres sur la microstructure et par conséquent sur les propriétés mécaniques de ces aciers.

I.7.3.1. Effet de la température d'austénitisation («soakingtemperature») : ST

A priori, au-dessus de la température AC3, le choix de la température et de la durée d'austénitisation n'a d'impact que sur la taille des grains austénitiques. Pour une austénitisation partielle, l'effet dominant mis en évidence par Santofimia et al. [15] est la présence d'une matrice ferritique à l'issue du traitement thermique. Sur un acier Q&P, de composition chimique Fe-0,19C-1,61Mn-0,35Si-1,10Al-0,09P (%mass.), l'étape d'austénitisation partielle conduit en effet, contrairement au cas d'une austénitisation complète, à une microstructure finale constituée de martensite revenue, de martensite fraîche et d'îlots d'austénite dans une matrice ferritique (voir le cliché MEB présenté en Figure 12). La température (et la durée) de l'austénitisation fixent alors la quantité et la taille des grains d'austénite.

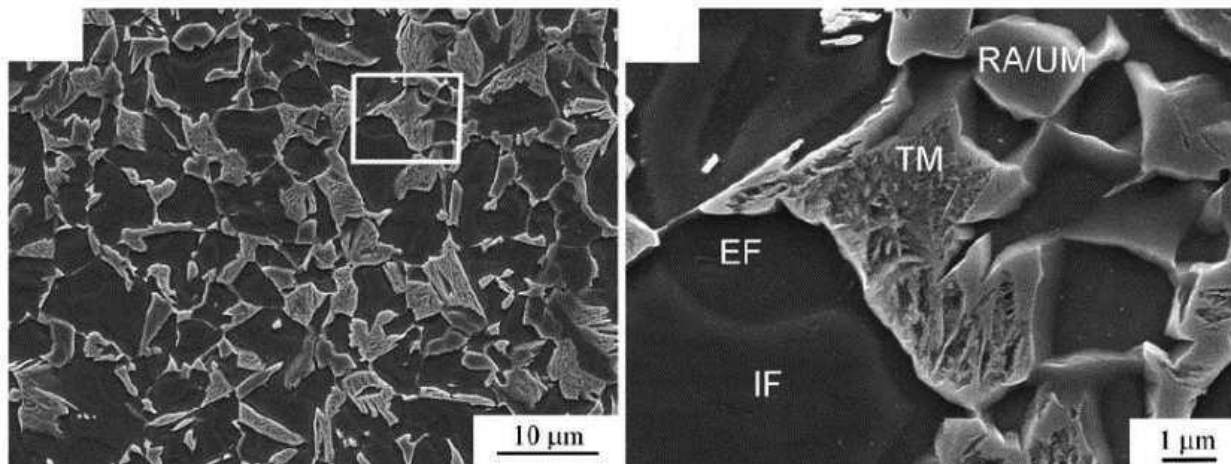


Figure 14: Microstructure observée au MEB après attaque au Nital 2% d'un acier Q&P (IF et EF : Ferrite ; TM : Tempered Martensite ; RA : Retained Austenite ; UM : Untempered Martensite) [15].

I.7.3.2. Effet de la température de trempe (« quenching temperature ») : QT

La température de trempe (QT) fixe les quantités de martensite et d'austénite résiduelle formées. Par exemple, Jing Sun et al. [25] ont étudié l'effet de la température de trempe sur la microstructure finale et les propriétés mécaniques d'un acier Q&P de composition chimique Fe-0,2C-1,5Si-1,9Mn (%mass.) et montrent qu'il existe une température optimale (~ 140 °C pour leur acier) permettant de maximiser la quantité d'austénite (~ 10 %). Cette étape est cruciale car la quantité d'austénite résiduelle en fin de traitement thermique dépend de la quantité d'austénite restante après cette trempe partielle. Globalement, la résistance mécanique diminue très légèrement avec l'augmentation de la température de trempe, mais la limite d'élasticité semble plus sensible et diminue de près de 40% entre 100 °C et 200 °C.

I.7.3.3. Effet de la durée de partitioning : Pt

La durée du partitioning doit être suffisamment grande pour que le carbone puisse diffuser de la martensite vers l'austénite, et ainsi stabiliser l'austénite, mais pas trop pour obtenir une austénite conservant sa capacité à se transformer en martensite sous l'effet d'une déformation et ainsi obtenir l'effet TRIP voulu. De plus, la résistance mécanique de l'acier diminue avec la durée de partitioning [14]. Un compromis doit donc être adopté. La Figure 13 représente l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la durée de partitioning d'un acier TRIP de composition chimique Fe-0,2C-1,5Si-1,9Mn (%mass.) à une température de partitioning de 400 °C. Une augmentation de la limite d'élasticité et une diminution de la résistance mécanique avec la durée de partitioning sont observées. Dans cette étude, il n'y a pas de formation de carbures

car (i) la durée de partitioning est trop courte, (ii) le silicium est ajouté dans le but d'empêcher leur formation et (iii) au cours du partitioning les dislocations contenues initialement dans la martensite sont réduites et par conséquent les sites de germination des carbures également.

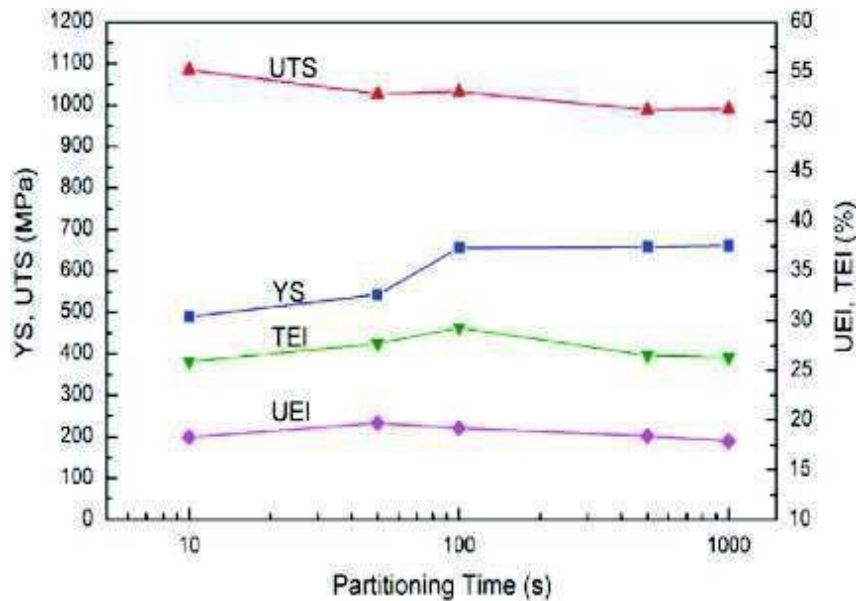


Figure.I. 15 Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la durée de partitioning d'un acier TRIP de composition chimique Fe-0,2C-1,5Si-1,9Mn (%mass.) à une température de partitioning de 400 °C – essai de traction réalisé à 0,001 s-1 – UTS (UltimateTensileStrength) : résistance mécanique – YS (YieldStrength) : limite d'élasticité -TEI (Total Elongation) : allongement total – UEI (Uniform Elongation) : allongement réparti [14].

I.8. Le phénomène de plasticité de transformation ou effet TRIP :

La déformation de transformation s'accompagne d'une déformation plastique supplémentaire ou plasticité de transformation, qui peut avoir lieu pour une contrainte inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite. L'effet TRIP confère une meilleure ductilité à ces aciers. Une définition du phénomène de plasticité de transformation, ainsi que les essais expérimentaux qui l'ont mis en évidence, sont tout d'abord présentés. L'étude des mécanismes physiques mis en jeu permet une meilleure compréhension des particularités du comportement des aciers à effet TRIP. Les deux dernières parties de ce chapitre ont pour objectif d'en faire une synthèse et d'en présenter les principaux résultats.

Selon Mitter, la plasticité de transformation se traduit par une déformation plastique irréversible pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité du matériau, c'est-à-dire lorsque la température est inférieure à VZ \ et supérieure à VW . Différents auteurs se sont intéressés à cette problématique en se focalisant sur deux types d'essais: le refroidissement sous contrainte et les essais mécaniques de déformation par traction, compression ou torsion à température constante.

Colette a mesuré l'allongement d'une éprouvette en acier 60NiCrMo11 pour différents niveaux de contrainte en traction uni-axiale lors d'un refroidissement (Figure.I.15).

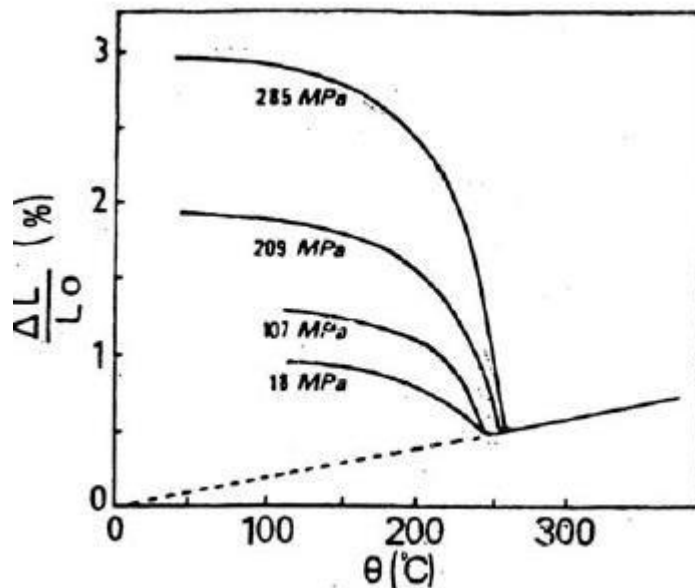


Figure.I.16 Évolution de l'allongement en fonction de la température lors d'essais de refroidissement sous contrainte

[19]

Le changement de pente de la courbe au refroidissement indique le début de la transformation martensitique qui s'opère à une température d'autant plus élevée que la contrainte appliquée est grande.

L'allongement est également plus important lorsque la contrainte appliquée augmente.

Gautier et al. Ont effectué des dosages de phases lors d'un refroidissement sous contrainte et mesuré la déformation plastique associée. Ils ont tracé l'évolution de la plasticité de transformation, définie comme la déformation totale moins la déformation thermoélastique, en fonction de l'avancement de la transformation martensitique au cours du refroidissement d'un acier Fe-20Ni-0,5C(Figure.I.16). Les résultats montrent que la plasticité de transformation augmente avec la fraction de martensite formée, et ce, d'autant plus que la contrainte appliquée est élevée. [18]

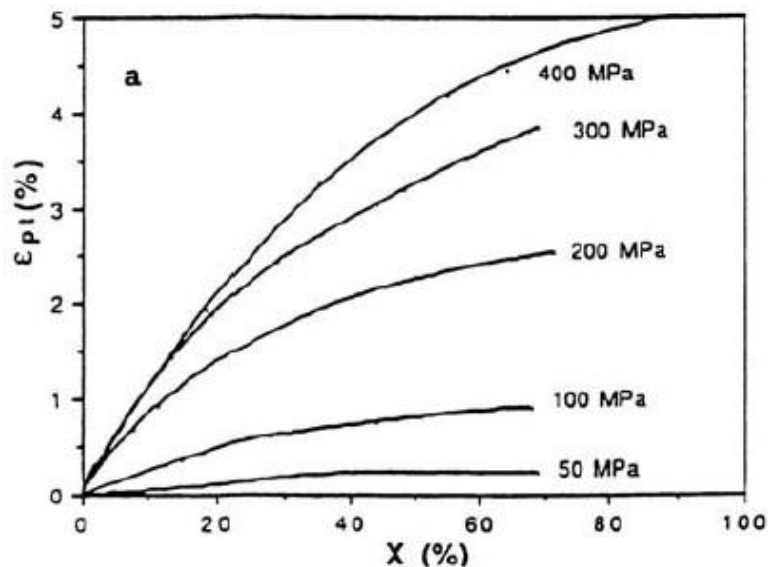


Figure.I.17: Évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite X et de la contrainte appliquée [18]

Ont également étudié l'évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de martensite, lors de refroidissements pour différents niveaux de chargement. A l'inverse de l'étude de Gautier et al. Où les refroidissements ont été opérés à contrainte constante, Tahimi et al. Ont fait varier la contrainte (Figure.I.17)

a). Des chargements à contrainte constante de 115 MPa (a), linéaire décroissante à différents taux de contrainte à partir de 115 MPa (b à f) et croissante jusqu'à 115 MPa ont été réalisés.

Ces résultats montrent que plus la contrainte est élevée durant l'essai, plus la plasticité de transformation augmente (Figure.I.17). En comparant les essais (b) et (f), il a été montré qu'une diminution linéaire de la contrainte, à partir de 115 MPa et jusqu'à 0 MPa pendant l'essai de refroidissement, entraîne une plasticité de transformation plus élevée que si la contrainte augmente linéairement de 0 à 115 MPa pendant le refroidissement.

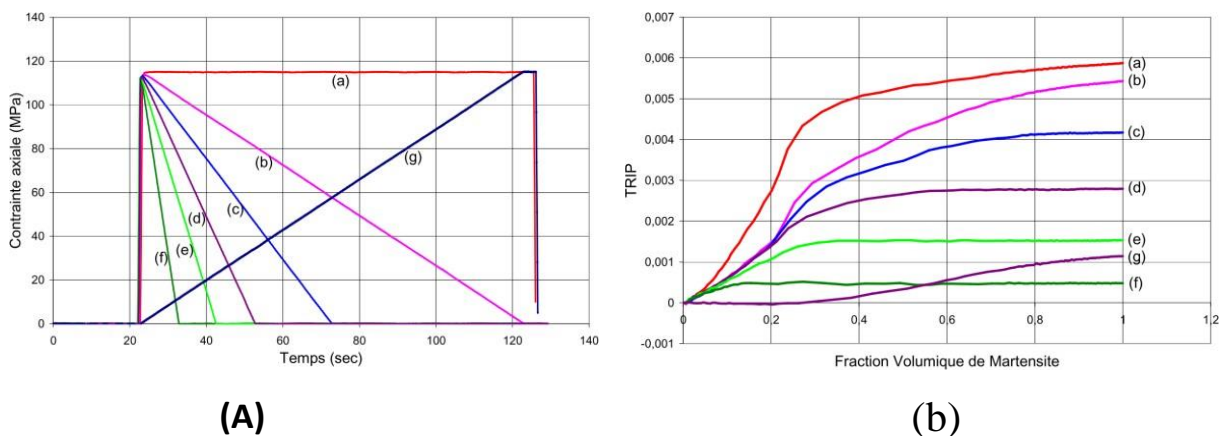


Figure.I.18 (a) Évolution de la contrainte appliquée au cours du refroidissement et (b) de la plasticité de transformation (TRIP) associée en fonction de la fraction de la martensite [20].

D'autres auteurs comme Videau et al. ont étudié la plasticité de transformation pour différents trajets de chargement (Figure.I.18) : traction uni-axiale, traction-torsion

compression-torsion, compression. Ils ont observé qu'à contrainte équivalente (type Von Mises) égale, les sollicitations de types traction, torsion et traction/torsion combinées favorisent la plasticité de transformation, contrairement à la compression où les valeurs observées sont plus faibles.

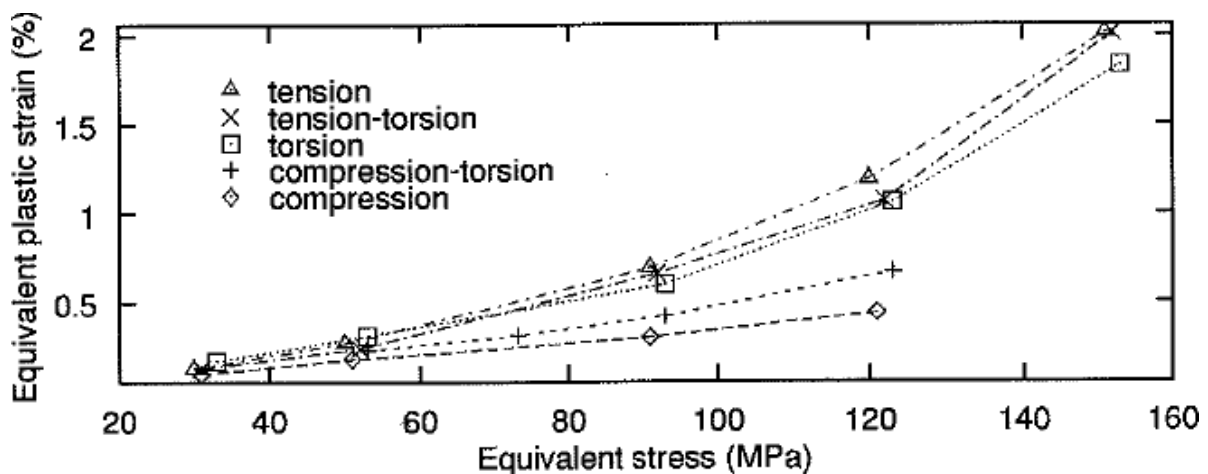


Figure.I.19 Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement. [21].

Aussi, il est nécessaire de considérer la valeur de la contrainte maximale appliquée mais également le trajet de chargement pour étudier la plasticité de transformation. A étudié la plasticité de transformation par rapport à un taux de phase formée (z) en fonction de la contrainte appliquée dans le cas d'une transformation martensitique d'alliage Fe-Ni-

C et Fe-Ni-C–Cr, (Figure.I.19) et (Figure.I.20). Pour de faibles taux de phase formée, il y a une augmentation lente de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée jusqu'à saturation.

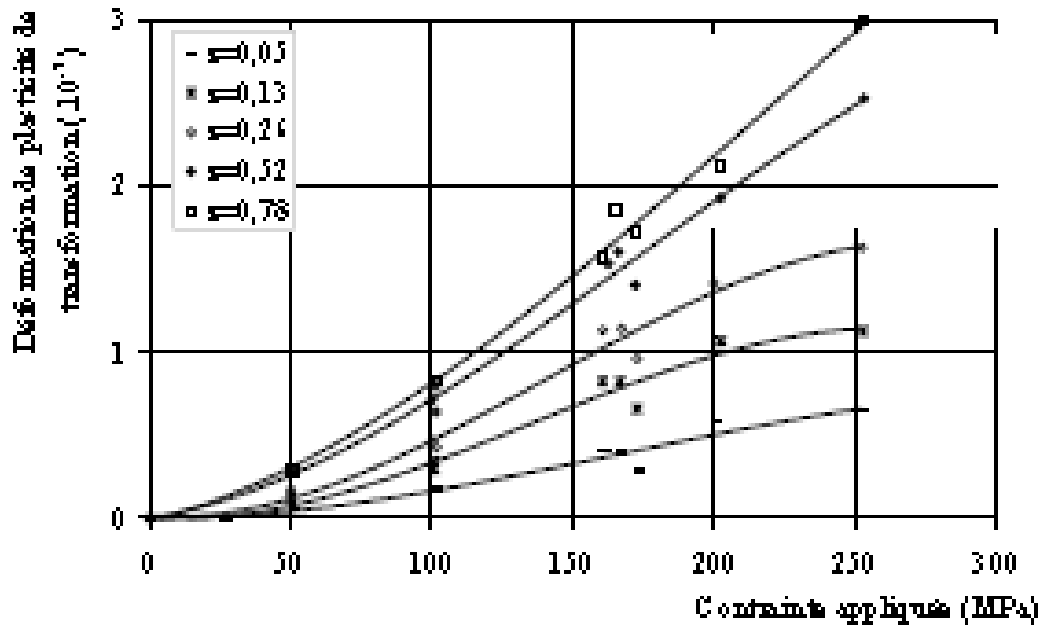


Figure.I.19 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée pour un alliage Fe-Ni-C. [22].

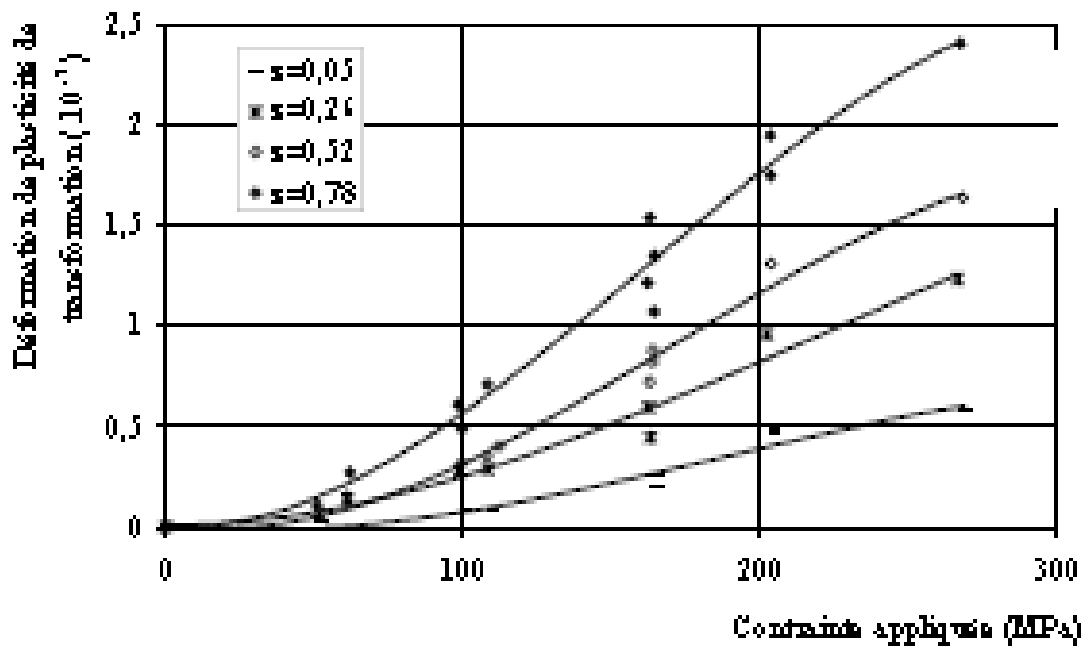


Figure.I.20 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée pour un Alliage Fe-Ni-C-Cr [22]

Pour les deux mêmes alliages, Gautier a fait aussi une analyse dans le cas d'une transformation martensitique, pour les deux alliages, elle constate des variations non-linéaires de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée, (Figure.I.21) et (Figure.I.22). Elle observe aussi, une augmentation de la déformation de plasticité de transformation au début de la transformation, d'autant plus rapide que la contrainte est élevée. La variation de la plasticité de transformation est plus importante au début de la transformation, l'accroissement est moins rapide par la suite quel que soit le niveau de la contrainte appliquée. Elle a aussi pu observer une relation de linéarité

entre la plasticité de transformation et la contrainte appliquée, d'un niveau inférieur à la limite élastique de l'austénite, et remarque que cette plasticité augmente rapidement pour des contraintes plus élevées réalisent de nombreux essais relatifs à la transformation martensitique d'un acier Cr-Ni-Mo-Al-Ti. Des essais de dilatomètre libre et de plasticité de transformation sont conduits sur des tubes minces en effectuant le cycle thermique qui donne une structure 100% martensitique. Au cours des essais, 5 types de chargements sont considérés, le niveau de contrainte est évalué en terme de contrainte équivalente de Von Mis [22]

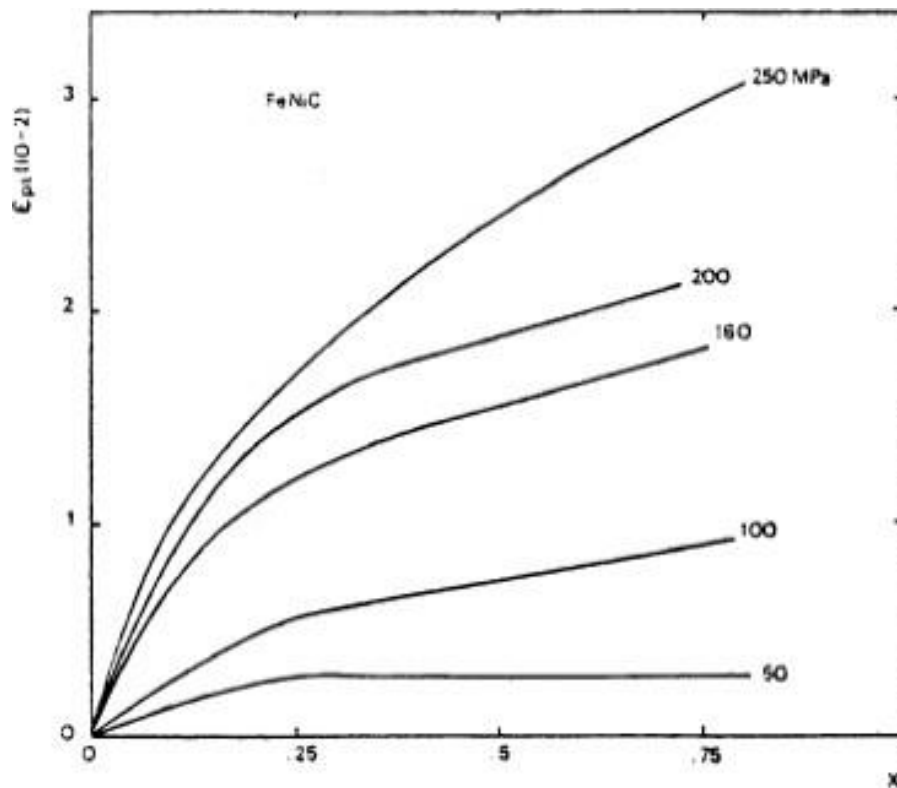


Figure.I.21 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour différentes contraintes appliquées pour un alliage Fe-Ni-C, [22]

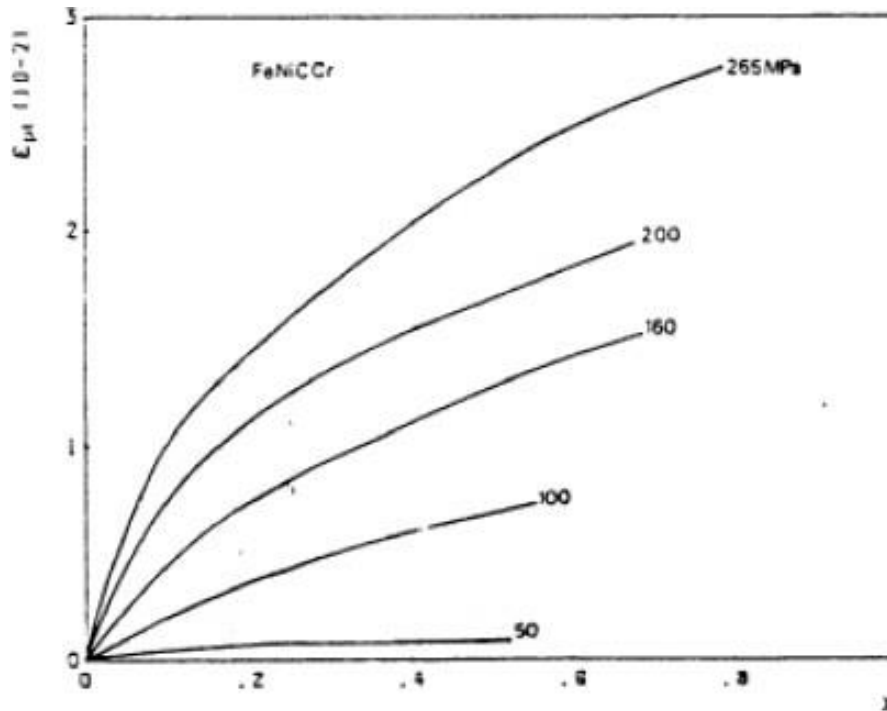


Figure.I.22 Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour différentes contraintes appliquées pour un alliage Fe-Ni-C-Cr,[22]

I.8.1. Effet de la contrainte :

L'application d'une contrainte tend à favoriser la transformation martensitique : il est ainsi possible d'effectuer cette transformation à une température supérieure au point M_s , température au-dessus de laquelle la transformation n'a normalement pas lieu en l'absence de contraintes. En d'autres termes, l'application de contraintes a pour conséquence de modifier la température de début de transformation d'autant plus que ces contraintes sont élevées. Cette température augmente linéairement avec la contrainte appliquée, cette augmentation étant plus forte dans le cas d'une contrainte de traction que d'une contrainte de compression,

l'application d'une pression hydrostatique entraînant une diminution de cette température (Figure I.24).

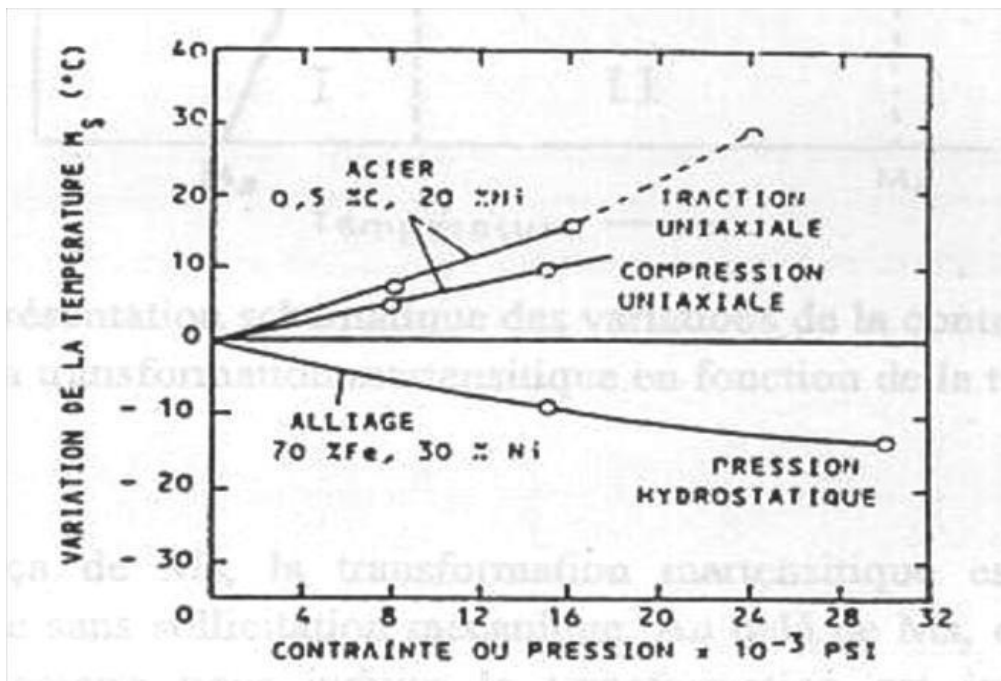


Figure I.23. Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée [4]

I.8.2. Effet de la déformation plastique :

Si la température est nettement plus élevée que M_s , il y a compétition entre le processus de transformation martensitique et celui de déformation plastique de la phase mère (austénite). Ainsi, au-dessus de la température $M_{\sigma s}$, la limite d'élasticité et la contrainte critique de transformation sont confondues. La déformation plastique crée de nouveaux sites de germination et diminue la contrainte nécessaire à la transformation martensitique. Au-dessus de M_d , la vitesse de diffusion du carbone dans le fer est trop importante pour que la transformation martensitique puisse avoir lieu. La transformation martensitique ne peut

donc plus se produire au-dessus de cette température même en présence de contraintes. La (figure I.25) représente les différents domaines de la transformation en fonction de la température et de la contrainte appliquée et qui peuvent être résumés comme suit: [5]

. $M_S < T < M_{\sigma}$: On observe une variation linéaire entre la contrainte critique de transformation et la température. Dans ce domaine, la transformation débute avant que la phase mère n'ait plastifié. On dit que la transformation est assistée par la contrainte. $M_{\sigma} < T < M_d$: Dans ce domaine, la plastification de l'austénite précède la transformation. Pour des températures proches de M_{σ} , contrainte critique et limite élastique sont pratiquement confondues. La martensite se développe majoritairement sur des sites de germination produits par la déformation plastique. On dit que la transformation est induite par la déformation. $T > M_d$: Au-dessus de cette température, on ne peut plus induire la transformation.

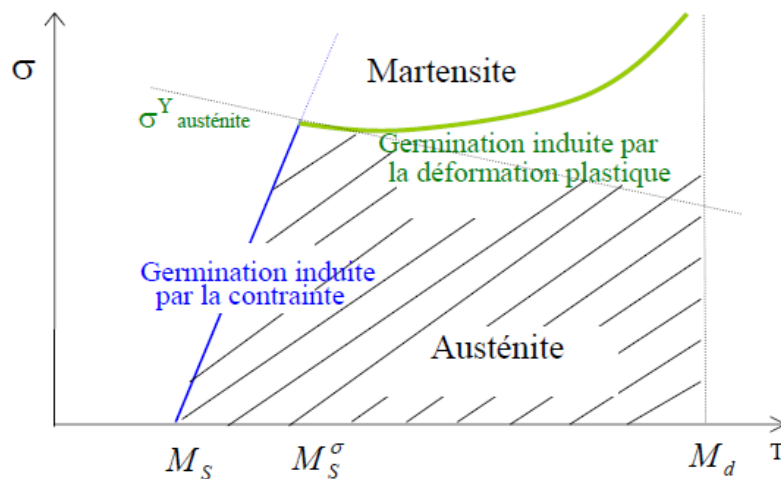


Figure.I.24.Représentation de la variation de la contrainte critique avec la température d'essai.

I.9. Conséquences mécaniques de la transformation martensitique dans les aciers austénitiques :

I.9.1. Plasticité de transformation :

Au cours d'un changement de phase, certaines parties du matériau, voient leurs volumes modifiés, un état de contrainte naît de la cohabitation des régions du matériau nouvellement formé et les régions voisines. Cet état de contrainte interne, diffère d'un point à un autre de la structure, en l'occurrence, d'un grain à un autre et même au sein du grain. Cette différence d'un point à un autre, conduit au moins à la plastification du matériau voisin des régions transformées, voire même, à la plastification de cette dernière. A partir de cela, il apparaît évident qu'à l'application d'une contrainte extérieure, le champ des contraintes peut être orienté, ainsi la superposition de ces deux mécanismes, peut initier une plastification, une déformation plastique est alors observée. Cet effet relatif aux transformations de phases, est appelé, « plasticité de transformation » [23]

I.9.2. Mécanismes responsables du phénomène de plasticité de transformation :

La plasticité de transformation, étant la déformation irréversible produite par l'application d'une charge, au cours d'un changement de phase à l'état solide. Cette définition s'avère commode, à condition que les contraintes induites par les charges appliquées au cours de la transformation, n'induisent aucune déformation permanente en absence de transformation structurale. Ce qui implique que la plasticité de

transformation, ne doit pas être polluée par la plasticité classique et le fluage. Suivant le mécanisme de transformation en question, on admet généralement deux mécanismes responsables de la plasticité de transformation : le mécanisme de Magee et le mécanisme de Greenwood et Johnson [24]

I.9.3. Mécanisme de Magee :

Le mécanisme de Magee est, quant à lui, décrit dans le cas de la transformation martensitique. Les plaquettes formées au cours de la transformation vont s'orienter sous l'effet d'une contrainte externe. De ce fait, la variation de volume qui résulte de la transformation martensitique ne sera pas isotrope et entraînera une déformation irréversible à l'échelle macroscopique Figure.I.26[24]

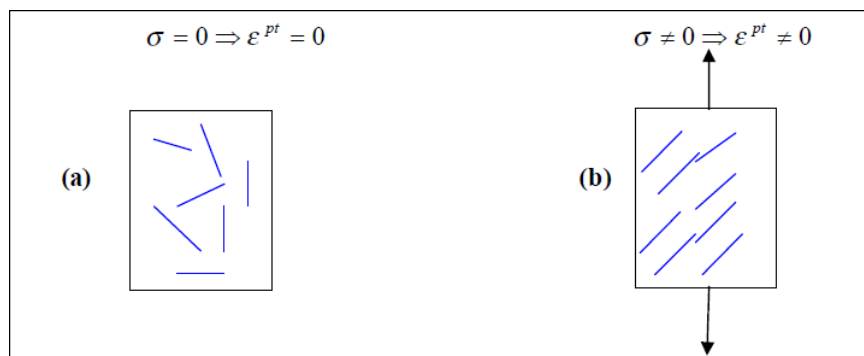


Figure.I.26 Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Magee. [23]

a): Absence de la contrainte

b) : Présence d'une contrainte appliquée

I.9.4. Mécanisme de Greenwood-Johnson :

Lors d'une transformation de phase, les deux phases en présence (phase mère et phase fille) n'ont pas la même compacité. Cette différence de compacité entre les deux phases engendre, dans la phase ayant la limite d'élasticité la plus faible, des déformations plastiques à l'échelle microscopique. Sans influence d'une contrainte extérieure, cette déformation plastique va s'orienter de façon aléatoire et ne laisser apparaître, à l'échelle macroscopique, que la déformation isotrope induite par le changement de volume. En revanche, si une contrainte extérieure est appliquée au cours de la transformation de phase, la déformation plastique sera alors orientée, entraînant ainsi à l'échelle macroscopique une déformation plastique irréversible Figure.I.27 [24]

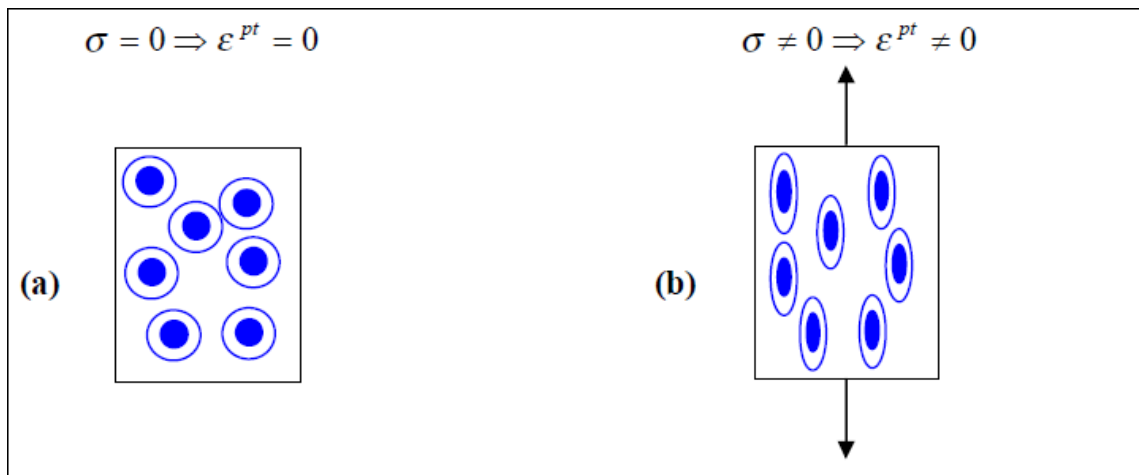


Figure.I.27 Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Greenwood et Johnson. [23]

a) : Absence de la contrainte.

b) : Présence d'une contrainte appliquée

I.10. Conclusion :

Les acier TRIP se distinguer a une Haute résistance et ductilité, c'est-à-dire produit plastique très résistant ,L'indice de trempe de travail n de l'acier TRIP est élevé, Absorption d'énergie élevée pendant la collision, ce qui améliore la sécurité. Avec l'augmentation du taux de déformation, le taux de transformation de l'austénite résiduelle en martensite augmente, ce qui prouve que l'acier TRIP est très approprié pour les pièces de véhicules anti-chocs, L'acier TRIP a une résistance à la fatigue élevée en raison d'un indice de durcissement élevé et d'un durcissement cyclique provoqué par une contrainte cyclique.



CHAPITRE II :
ÉTUDE EXPERIMENTALE

II.1. LES MATERIAUX :

Le matériau étudié est un tube en acier à haute limite élastique de grade API 5LX70 utilisé pour la canalisation du pétrole et gaz. Les significations de ces dernières désignations sont comme suit :

API : Institut Américain du pétrole;

5L: Spécification pour le pipeline;

X : Désignation de catégorie pour le pipeline de haute résistance.

Le chiffre après le "X" correspond à la valeur de la limite d'élasticité minimale.

Par exemple X70 a une limite d'élasticité minimale de 70 ksi (485 MPa) [28].

L'épaisseur du pipeline étudié est 14 mm Avant le soudage, on fait l'analyse de la composition chimique de l'acier pour contrôler la teneur en carbone, manganèse, silicium et en éléments d'alliage.

II.1.1.Traitement thermique:

Effectuer un traitement thermique sur une acier API 5LX70,c'est faire subir a celle- ci une variation de la température en fonction du temps . le procède de trament thermique se compose de (Figure II.1)

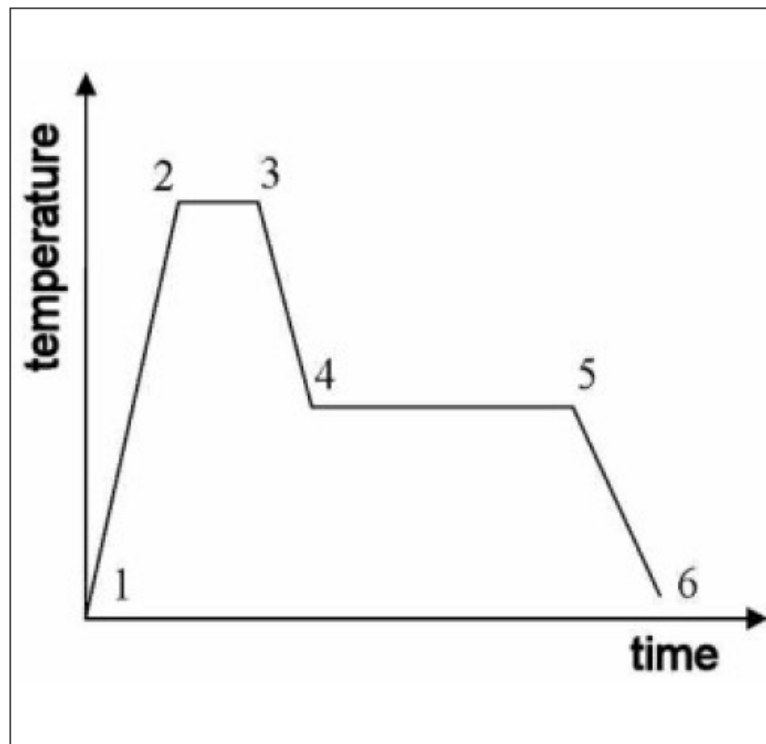


Figure II.1. Schéma du traitement thermique

1-2 : échantillons ont subi chauffage á une température 810°C

2-3 : maintien á une température pendant 810°C 30 min

3-4 : refroidissements á pattier de la température l'austénite transformation en bainite

4-5 : tempe de maintien sel de trempe á 5 minutes á une température 410°C transformation en bainite, précipitation en cémentite

5-6 refroidissements á une température ambiante (eau) en part de l'austénite se transforme en martensite.

II.2. La métallographie :

La métallographie microscopique donne des renseignements précieux sur la constitution des métaux. L'importance fondamentale qu'a prise le microscope électronique dans de nombreux domaines de la science théorique ou appliquée, notamment en métallographie et en microbiologie. Une bonne partie de la métallographie contemporaine est fondée sur l'étude microscopique de la structure cristalline des métaux.

II.2.1. Le but de l'observation métallographique :

Le but des essais métallographiques est de déterminer la morphologie du matériau que l'on étudie grâce à l'utilisation d'un microscope optique ou électronique et microscope électronique à balayage. La structure du matériau nous renseignera sur différentes propriétés physiques de l'échantillon grâce à la détermination des phases qui le composent.[26]

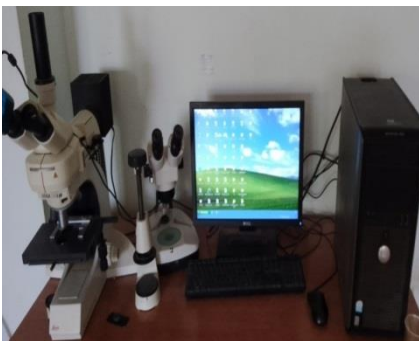


Figure II.2 microscope optique



Figure II.3 microscope à Balayage

Afin d'étudier les différents échantillons, nous avons travaillé avec un microscope optique du Laboratoire de génie des mécanique à l'université de Laghouat qui est directement relié à un logiciel de métallographie pour réaliser et analyser les captures d'images de l'échantillon. Ont subi un polissage mécanique effectuée sur des papiers abrasifs de différentes granulométries (600, 800, 1000, 1200) et puis une finition sur des feutres en utilisant l'alumine $0.05\mu\text{m}$ l'eau comme lubrifiant .

II.2.2. Les étapes de la préparation :

Polies » » jusqu'à $1\mu\text{m}$, nettoyées à l'acétone et séchées. La présence d'inclusions, non métalliques, pouvaient être observée directement sur les surfaces polies. Une attaque chimique ou électrochimique est effectuée, pour visualiser les différentes phases de la microstructure. Les aciers au carbone sont attaqués par le Nital (4% solution de HNO_3 dans l'éthanol) pendant quelques secondes.

II.2.3. Polissage métallographique :

Définition :

Le polissage qui confère à la surface de l'échantillon la planéité d'un poli miroir. Il se divise en trois phases : dégrossissage, polissage et finition. [26]



Figure II.4. Machine de polissage

II.3. Essai de résilience :

II.3.1. Définition :

La résilience est la capacité d'un matériau à absorber de l'énergie quand il se déforme sous l'effet d'un choc. K est le symbole résilience. Il consiste à rompre, d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine l'énergie W absorbée dont on déduit la résilience, elle est notée KCU ou KCV en (J/cm²) selon l'entaille de l'éprouvette utilisée

Résilience = Energie nécessaire / section après entaille

On aura ainsi la formule : $K = W / S$

L'essai de résilience est un complément essentiel de l'essai de traction.

II.3.2. Éprouvette de résilience :

L'essai de résilience ont été réalisés sur des éprouvettes normalisées CVN 10*10 dont la géométrie selon API5L les éprouvettes ont été prélevées sous angle de 45° par rapport à l'axe de laminage.

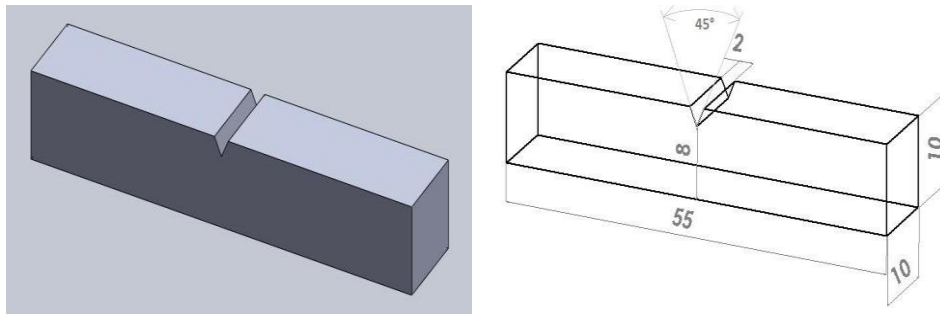


Figure II.5. Géométrie et prise de vue de l'éprouvette d'essai de résilience.

C – Remarque :

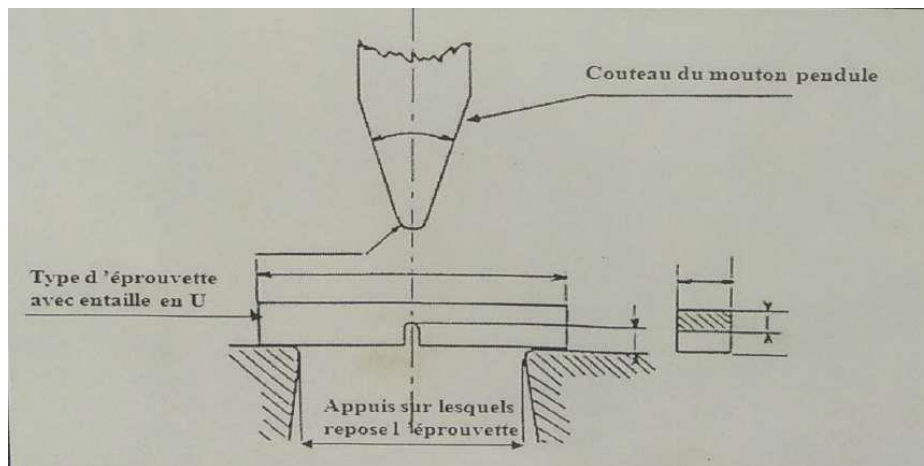


Figure II.6. Schéma -- Couteau de mouton pendule

Les éprouvettes qui l'on va utiliser pour effectuer les essais sont des éprouvettes normalisées. C'est-à-dire que leurs caractéristiques sont indiquées par une norme.

Pour réaliser l'essai, il est nécessaire de faire une entaille normalisée sur celle-ci les entailles peuvent êtres soit en U ou en V.

II.3.3. Principe de l'essai :

L'essai de résilience (encore appelé assai de flexion par chocs) consiste à rompre d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette qui sera préalablement entaillée en son milieu, afin de faciliter la rupture de la pièce.

Cette éprouvette, repose sue des appuis. Au moment où le couteau frappe l'éprouvette (Schéma -5-) on va déterminer l'énergie absorbée qui sera exprimée en joules.

C'est cette énergie qui caractérise la résistance aux chocs des matériaux.

- Présentation de l'essai :

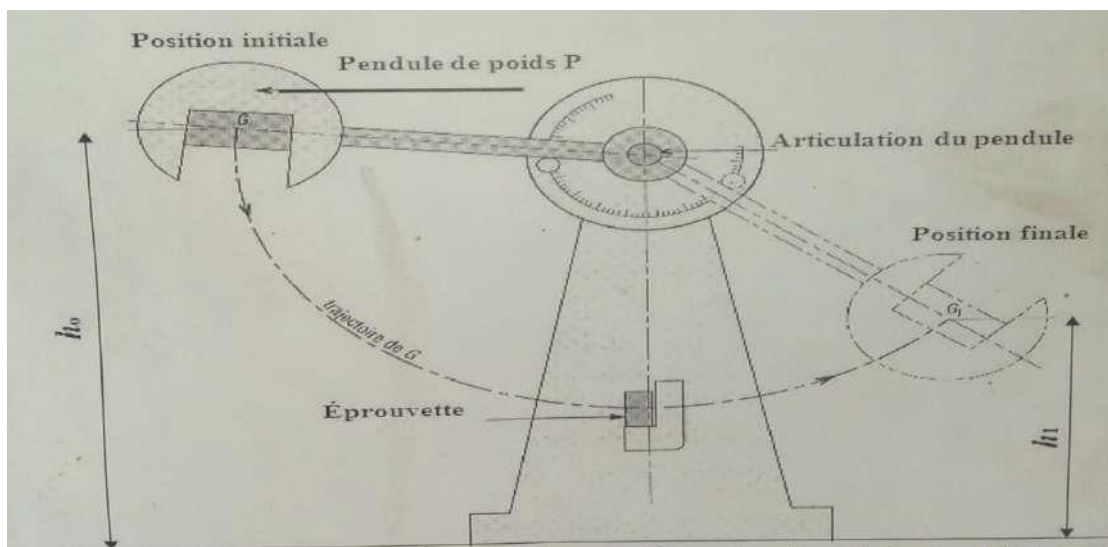


Figure II.7. Schéma -- Présentation de l'essai de résilience



Figure II.7 Machine essai de résilience (Mouton pendule Charpy)

II.4. Essai de dureté :

II.4.1. Définition :

La dureté caractérise la résistance à la déformation qu'un matériau oppose à la pénétration d'un corps dur. L'essai de dureté, qui généralement s'effectue sur des machines d'essai appelées duromètres, a pour but de déterminer la dureté des matériaux. C'est un moyen de contrôle non destructif utilisé dans la production pour un contrôle rapide de la qualité des produits finis car il permet d'évaluer les propriétés d'un matériau tel que sa résistance à la traction, sa ductilité et sa résistance à l'usure. Selon les normes, la dureté est exprimée comme un nombre sans dimension. Les essais les plus courants sont les essais de dureté Brinell, Vickers et Rockwell.

Dans ce travail utilise essai la Vickers

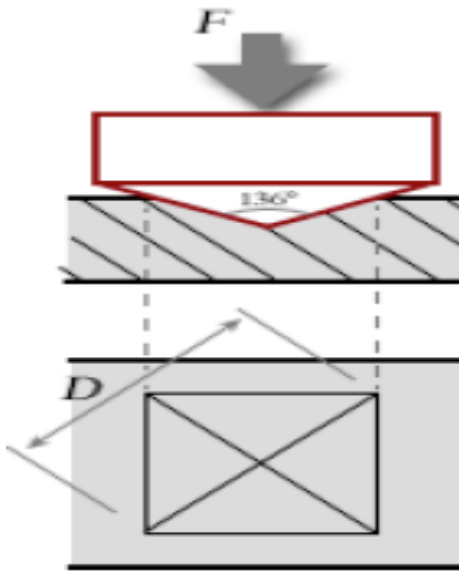


Figure II.9 description de l'essai. [27].

L'angle de 136° . La charge appliquée est comprise entre 1 et 120 daN. Le côté de l'empreinte est de l'ordre de 0,5 mm, la mesure s'effectuant à l'aide d'un microscope.

La dureté Vickers (HV) est calculée à l'aide de la formule suivante :

. La profondeur de pénétration H est $H = D / 7$. Dureté Vickers $HV = 1,854 F/d^2$. [27]

Dans ce travail l'essai de dureté adopté est la dureté Vickers (Figure II.6) qui a été conçue dans les années 1920 par les ingénieurs de la société Vickers en Angleterre. Elle est caractérisée par l'empreinte faite par un indenteur sous une charge donnée durant 15 secondes.

L'indenteur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un degré 136° [27]

II.4.2. But de travail :

L'essai de dureté est un outil essentiel de discrimination des matériaux et d'analyse, de développement et d'amélioration des matériaux et des

technologies dans le cadre de la recherche fondamentale (science des matériaux, techniques des matériaux, diagnostic des matériaux).

Il permet de collecter des valeurs caractéristiques (valeurs de dureté) qui sont d'une importance décisive pour l'application des matériaux dans l'industrie (aptitude d'un matériau pour un composant technique), pour leur réception dans le cadre de contrôles d'assurance qualité (inspection en entrée et en sortie), pour la discrimination des matériaux (par exemple dans le cas de confusion entre matériaux) et pour la clarification en cas de sinistres (analyse des dommages).

II.4.3. Principe de l'essai :

L'essai de dureté fait aujourd'hui partie des procédés les plus fréquemment utilisés pour les essais mécaniques des matériaux, en particulier pour les métaux.

D'une part, cette méthode d'essai permet d'établir des relations qualitatives par rapport à d'autres propriétés du matériau (comme la ténacité, la rigidité ou la densité) ou au comportement du matériau lorsqu'il est soumis à certaines sollicitations (résistance à l'usure par exemple).

D'autre part, l'essai de dureté est une méthode relativement simple et rapide à mettre en oeuvre et relativement peu destructive, ce qui signifie qu'elle ne laisse que de petites marques superficielles sur la surface de l'échantillon.

Elle simplifie en outre le contrôle de la qualité (inspection en entrée et en sortie). De plus, l'essai de dureté permet de contrôler les géométries les plus diverses

II.5. Essais de corrosion :

II.5.1. Analyse électrochimique :

Introduction :

Le but de ce travail est l'évaluation des paramètres cinétique sur une droite de Tafel, lors de la corrosion de l'acier X70 brut et après traitement d'amélioration dans un milieu acide sulfurique (H₂SO₄), cette dernière est basée sur le tracé des courbes de polarisation ($\log i=f(E)$), tiré de l'équation principale électrochimique de Butler -Vollmer.

D'après les hypothèses de Tafel, une polarisation anodique et cathodique permet l'obtention des courbes avec des branches linéaires reconnues sous le nom droites de Tafel. Cette linéarité donne une proportionnalité entre le potentiel et le courant, celle-ci permet de déterminer par extrapolation le courant de corrosion, le potentiel de corrosion, la vitesse de corrosion, le coefficient de Tafel anodique et cathodique et la résistance de polarisation.

II.5.2Appareillage utilisés :

Dans notre expérience on a effectué l'étude électrochimique par un potentiostatvotalab PGZ 301, piloté par un micro- ordinateur au niveau de laboratoire de génie des procédés dans l'université de Laghouat.

Le potentiostat impose une valeur déterminée V_{in} potentiel de l'électrode de travail ET (métal) par rapport à une électrode de référence ER. Cette polarisation du métal est obtenue par le passage d'un courant, dont on mesure l'intensité I , entre ET et une électrode auxiliaire (ou contre-électrode) CE.

Au potentiel libre de corrosion E_{corr} , la valeur du courant anodique (égale au courant cathodique) représente le courant de corrosion i_{corr} . Le courant global mesuré dans le circuit électrode de travail/contre-électrode est la somme algébrique des courants anodique et cathodique.

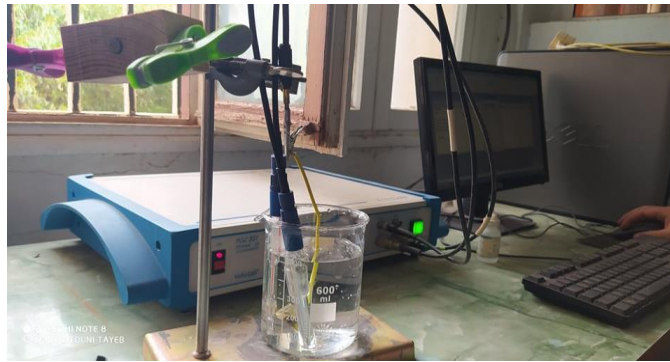


Figure II.10: la chaine de corrosion Autolab.

II.5.3 Montage classique à trois électrodes :

Dans cette expertise on a utilisé le montage à trois électrodes : électrode de référence, la contre- électrode et l'électrode de travail(le substrat).

La cellule électrochimique : on a utilisé une cellule en verre PYREX, de volume 1000 ml qui suffit pour la concentration en espèce électro active reste constante durant la manipulation. Cette dernière est pourvue d'une double paroi et d'un couvercle à 4 orifices pour faire passer les trois électrodes et le tube de dégazage.

L'électrode de travail : c'est le siège où se déroule la transformation électrochimique étudiée et elle est reliée au potentiostat.

La contre-électrode : elle permet le passage du courant en mesurant, elle est branchée à l'une des bornes de potentiostat.

L'électrode de référence : par rapport à cela le potentiel de l'électrode de travail est mesuré.

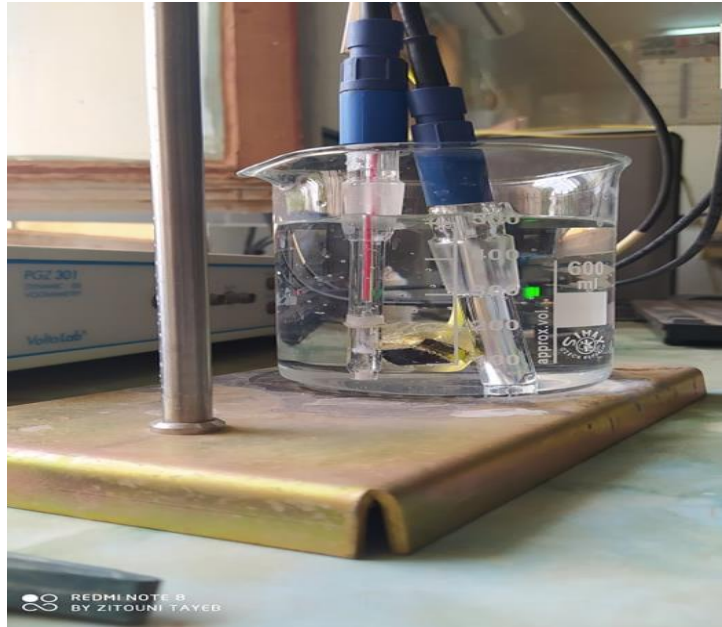


Figure II.11:le montage de trois électrodes.

II.5.4 Les conditions expérimentales :

Dans cette expérience on a utilisé le montage classique de trois électrodes, une électrode en platine, une électrode de référence en calomel saturé et le troisième est l'électrode de travail qui représente l'acier X70.

Mais avant de faire le montage de trois électrodes on a immergé l'acier pendant une heure dans une solution de (H_2SO_4) afin de garantir la formation et la stabilité de la double couche électrique.



CHAPITRE III :

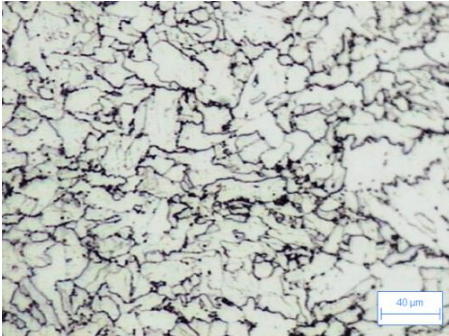
RESULTATS

ET

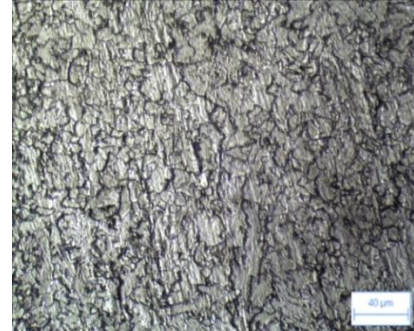
DISCUSSION

III.1. Microstructure de l'acier API L5 X70 :

III.1.1. Avec microscopie optique :



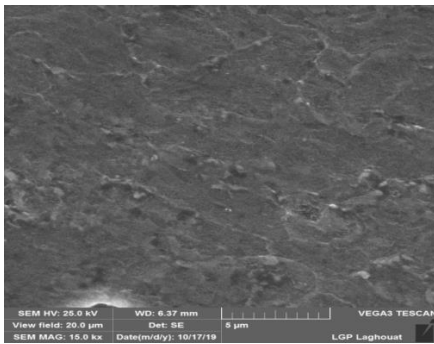
a) Avant traitement thermique



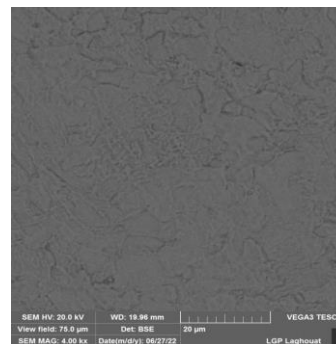
b) Apres traitement thermique

FIGURE III.1. : Image De Microstructure de l'acier API 5LX70 Mo

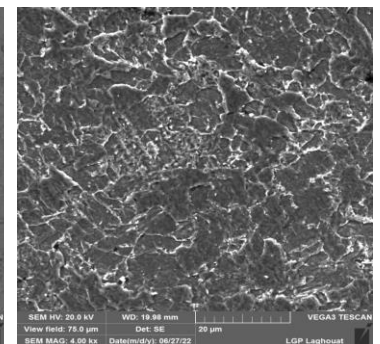
III.1.2. Avec microscopie à balayage :



a) Avant traitement thermique



b) Apres traitement thermique



**FIGURE III.2. : Image De Microstructure de l'acier API 5L X70
MEB**

À l'aide des microscopies optique, la microstructure des aciers a été étudiée. Les surfaces observées ont été polies jusqu'à 1μm, nettoyées à l'acétone et séchées. La présence d'inclusions, non métalliques pouvaient être observée directement sur les surfaces polies Une attaque chimique est effectuée, pour visualiser les différentes phases de la microstructure. Les aciers au carbone sont attaqués par le Nital (4% solution de HNO_3 dans l'éthanol) pendant quelques secondes. Après

cette attaque, avant traitement thermique on note les phases ferrite , la perlite .est alors qu'au microscope électronique à balayage (MEB), les grains de ferrite et la perlite.

ferrite sont foncés et la perlite est claire, après traitement thermique la ferrite apparaît au microscope optique comme une phase blanche, la perlite est plus foncée et martensite alors qu'au microscope électronique à balayage (MEB), on note les phase , bainite et la perlite et martensite

III.2. Résultats essai mécanique :

III.2.1. La résilience :

La résilience est la capacité d'un matériau à absorber de l'énergie quand il se déforme sous l'effet d'un choc (déformation rapide).

L'essai a été réalisé à laboratoire de génie de mécanique à la température ambiante

Essais de Résilience	
température AMBIANTE	
éprouvettes traité	
Energie (J)	J/cm ²
176	295

Essais de Résilience	
température AMBIANTE	
éprouvettes non traité	
Energie (J)	J/cm ²
156	260

Tableau III.1 Résultat de l'essai de la résilience.



Figure III.3 Éprouvette avant rupture



Figure III.4 Éprouvette après rupture

Les résultats expérimentaux de la résilience sont représentés sur Tableau III.1 Nous remarquons immense différence de résistance aux chocs entre l'éprouvette traitée et le éprouvette non traité.

L'éprouvette non traité et moins résistant aux chocs par rapport l'éprouvette traitée

III.2.2. La dureté :

Les essais de dureté sont réalisés sur acier x70 traité Nous avons réalisées des essais de dureté sur la machine (ZWICK) HV10. Nous faisons les tests sur les 3 point représentés sur la figure ci-dessous.

Essai la dureté Vickers (Acier X70) nuance : X70 HV10 (N/mm2)	
N° de point	valeur de dureté
1	229

a) Résultats essai de dureté
(Eprouvette traité)

Essai de dureté Vickers (Acier X70) nuance : X70 HV10 (N/mm2)	
N° de point	Valeur de Dureté
1	207

b) Résultats essai de dureté
(Eprouvette non traité)

Tableau III.2 Résultats essai la dureté

Les résultats de dureté sur les différents points sont représentés sur le Tableau III.2.A partir du tableau Tableau III.2. On remarque qu'il existe une moins différence de dureté entre le Eprouvette traité et Eprouvette no traité

III.2.3.: Essai corrosion

Les tests électrochimiques à partir des courbes de polarisation permettent de calculer la vitesse de corrosion pour chaque traitement.

III.2.3.1 Témoin :

III.2.3.1.1 Avant Traitement thermique :

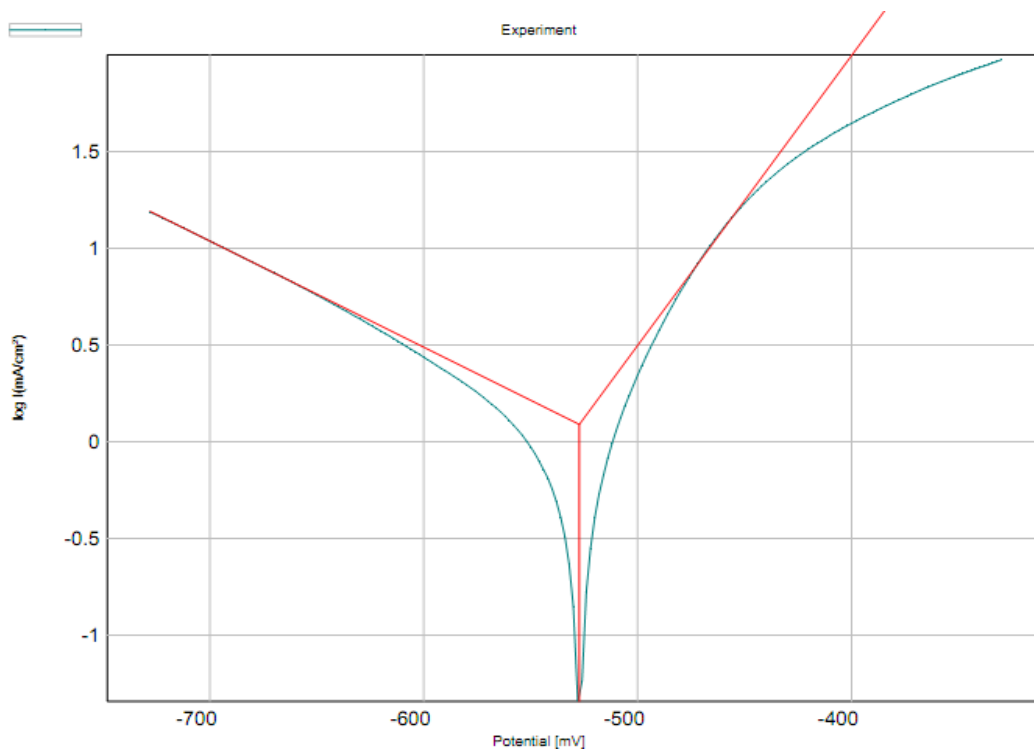


Figure III.5: Courbe de polarisation de l'échantillon avant TT

Témoïn (sans traitement)			
Data de volta lab		Résultat	
Smoothing	9	E(i=0)	-503.3mv
Calculions zone	200 mv	i corrosions	1.2323 mA/cm ²
Segment	31 mv	Rp	20.23 ohm.cm ²
Atomique mass	55.85 g	Beta a	68.8mv
Valence	2	Beta c	-182.4 mv
Densité	7.8	Coefficient	1.0000
Area (cm ²)	1.8	Corrosion	11.17 mm/an

Tableau. III.3 : Résultats de l’essai de corrosion du témoïn avant TT

III.2.3.1.2 Après Traitement thermique :

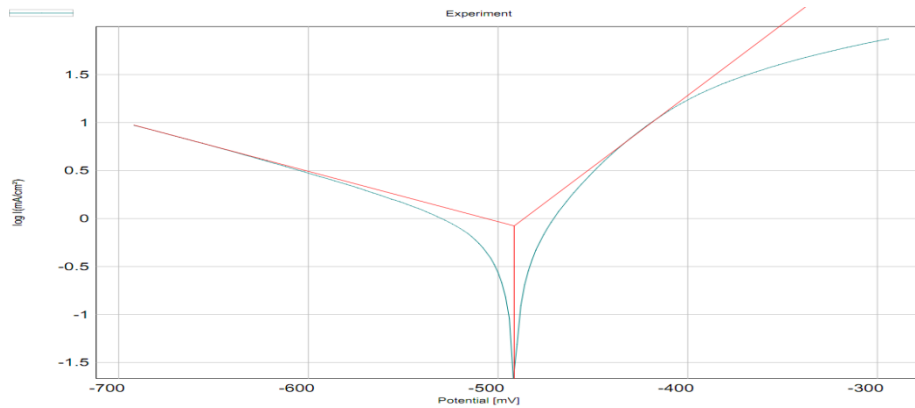


Figure III.6: Courbe de polarisation de l’échantillon après TT

Data de volta lab		Résultat	
Smoothing	5	E(i=0)	-491.5mv
Calculaion zone	200 mv	i corrosion	0.8378 mA/cm ²
Segment	31 mv	Rp	29.12 ohm.cm ²
Atomic mass	55.85 g	Beta a	67.4 mv
Valence	2	Beta c	-190.7 mv
Densité	7.8	Coefficient	1.0000
Area (cm ²)	1.92	Corrosion	6.17mm/an

Tableau. III.4 :Résultats de l’essai de corrosion du témoïn après TT

Le comportement des électrodes des deux nuances acier API L5 X70 à l'abandon est représenté par les figures III.8 et III.9. Ces figures montrent l'évolution temporelle du potentiel libre de corrosion des électrodes, sans et avec traitement thermique.

Sans traitement thermique pour le nuance d'acier API L5 X70, il apparaît quel potentiel évolue dans le sens négatif. En effet, ce comportement est dû vraisemblablement à une activation de la surface au départ, suivie d'une attaque uniforme des électrodes dans la solution corrosive considérée.

Avec traitement thermique, on note une évolution du potentiel de corrosion vers des valeurs positives. L'accroissement du potentiel de l'acier est attribué à l'adsorption des molécules sur la surface de l'électrode, de ce fait anoblissement de potentiel.

On observe dans les courbes de polarisation sans traitement thermique que les deux branches cathodique et anodique, loin de E_{cor} , conserve leur linéarité ce qui indique que les réactions, d'oxydation du Fer et de réduction d'oxygène et/ou l'évolution d'hydrogène, sont sous contrôle d'activation. Après traitement thermique on note pour la courbe cathodique une modification de pente de droite de Tafel (bc) et translation de cette branche vers les densités de courant les plus faibles.



CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE :

Ce mémoire avait comme objectif l'étude la caractérisation mécanique et la corrosion de l'acier trip, Qu'on a choisis pour effectuer notre étude est l'acier TRIP de type x70 ce travail .

Les caractérisations mécaniques de l'acier API 5L X70 selon l'exigence des clients sont présentées. Les différents essais, la dureté, la résilience analyse la microstructure et la résistance propriétés mécaniques sont convenables pour l'utilisation dans le transport des hydrocarbures. Les résultats expérimentaux sont en bonne accords avec les normes internationales. et la tenue à la corrosion des deux aciers traités a été mise en évidence par les tests électrochimiques, la vitesse de dissolution de fer a été diminuer par l'effet bénéfique de traitement thermique comparativement aux deux échantillons non traités.



BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

- [1] : Aurélie HUG AMALRIC, Etude par mesure du bruit Barkhausen de la microstructure et de l'état de contrainte d'aciers biphasés : application aux aciers pour tôle automobile, INSAL 2007
- [2] : Mihai RADU, relation entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile, ENSMP Paris 2005.
- [3] : LOUNI Kahina, l'influence de la tri-axialité des contraintes sur la transformation austénite-martensite des aciers TRIP : Etude numérique acier TRIP (304L), UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI de TIZI-OUZOU 2020
- [4] : Régis KUBLER, comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP : approches micromécaniques et phénoménologiques « applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.
- [5] : Mohamed Reda, BERRAHMOUNE, transformation martensitique et rupture différée Dans l'acier austénitique instable 301In, ENSAM 2006.
- [6] : D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys*. 2009.
- [7] : C. Herrera, D. Ponge, and D. Raabe. Design of a novel mn-based 1 gpa duplex stainless trip steel with 60ductility by a reduction of austenitic stability. *Acta Materiala*, 59 :4653–4664, 2011.
- [8] G. Murry, “Transformations dans les aciers,” Tech. L'ingénieur M, vol. 1, 1998.
- [9] : E. C. Bain, *Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng.*, vol. 70, pp. 25–35, 1924..

BIBLIOGRAPHIE

- [10] : L. Bataillard, “Transformation martensitique multiple dans un alliage à mémoire de forme Ni-Ti,” Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1996.
- [11] : Atlas des courbes de transformation des aciers de fabrication française. IRSID: CPS, Paris, 1974.
- [12] : J. Zhang, H. Ding, C. Wang, J. Zhao, and T. Ding, “Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si–Mn quenching–partitioning steel with different cooling styles after partitioning,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 585, pp. 132–138, 2013.
- [13] : J. Wang and S. Van Der Zwaag, “Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation- induced plasticity steel,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 32, no. 6, pp. 1527–1539, 2001.
- [14] : J. Sun, H. Yu, S. Wang, and Y. Fan, “Study of microstructural evolution, microstructure- mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 596, pp. 89–97, 2014.
- [15]: M. J. Santofimia, L. Zhao, and J. Sietsma, “Microstructural Evolution of a Low-Carbon Steel during Application of Quenching and Partitioning Heat Treatments after Partial Austenitization,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 40, no. 1, pp. 46–57, 2009.
- [16] : N. Maheswari, S. G. Chowdhury, K. C. H. Kumar, and S. Sankaran, “Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 600, pp. 12–20, 2014.
- [17] : Z. J. Xie, Y. Q. Ren, W. H. Zhou, J. R. Yang, C. J. Shang, and R. D. K. Misra, “Stability of retained austenite in multi-phase

BIBLIOGRAPHIE

microstructure during austempering and its effect on the ductility of a low carbon steel,” *Mater. Sci. Eng.A*, vol. 603, pp. 69–75, 2014.

[18] :E. Gautier, J. S. Zhang, and X. M. Zhang, “Martensitic transformation under stress in ferrous alloys. Mechanical behaviour and resulting morphologies,” *Le J. Phys. IV*, vol. 5, no.C8, pp. C8–41, 1995.

[19] G. Colette, “Etude cinétique de la transformation martensitique sous contrainte de traction,” *Thèse INPL*, 1978.

[20] : A. Tahimi, L. Taleb, and F. Barbe, “Plasticité induite par transformation de phase martensitique dans l’acier 35NCD16,” 19ème Congrès Français de Mécanique, Marseille, 2009.

[21] : J.-C. Videau, G. Cailletaud, and A. Pineau, “Experimental study of the transformation-induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel,” *Le J. Phys. IV*, vol. 6, no. C1, pp. C1–465, 1996.

[22] : Sophie Petit Grostabussiat , Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux , (Lyon, INSA) 2000

[23] : ZIARI Saber, modélisation de la plasticité de transformation dans les phases de transformation, Constantine 2006.

[24] : Laetitia PETRONI, Etude du comportement post-coulée de réfractaires électro fondus à Très Haute Teneur en Zircone THTZ, ENSMP paris 2011

[25] : J. Sun and H. Yu, “Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 586, pp. 100–107, 2013.

BIBLIOGRAPHIE

[26]:belkacem,Rapport d'analyse métallographique ,Université Badji Mokhtar Annaba 2017

[27]: GHARBI Brahim, Travaux Pratiques ‘‘Essais de Dureté’’
UNIVERSITE DE BATNA 2

[28]:MEHALLIMouatezBillah § BENAMOR El hadj, Identification expérimentale des caractéristiques mécaniques de l'acier X70
D'ALFAPIPE , Université KasdiMerbah Ourgla2022.