

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA



جامعة بادجي مختار - عنابة

BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY

Faculté : FACULTE DES SCIENCES DES L'INGENIORAT

Département : METALLURGEI ET GENEI DES MATERIAUX

Domaine : SCIENCE ET TECHNOLOGIE

Filière : MÉTALLURGIE

Spécialité : GENEI METALLURGIQUE

Mémoire

Présenté en vue de l'obtention du Diplôme de Master

Thème :

Transformations métallurgiques au cours du revenu des aciers trempés

Présenté par : KAIBOUCHE Abdelkarim

Encadrant : BOUZID Kheireddine Dr Université Badji Mokhtar Annaba

Jury de Soutenance :

KHETTCAHE Abdelkader	Pr	Univ.BADJI MOKHTAR-ANNABA	Président
BOUZID Kheireddine	Dr	Univ.BADJI MOKHTAR-ANNABA	Encadrant
HADJI Ali	Pr	Univ.BADJI MOKHTAR-ANNABA	Examineur
MEBAREK Abdelmalek	Pr	Univ.BADJI MOKHTAR-ANNABA	Examineur

Année Universitaire : 2019/2020

Remerciement

Avant tout nous remercions ALLAH le tout puissant qui nous a donné le courage et la force pour surmonter les difficultés durant notre étude.

*Nos sincères remerciements vont à monsieur **Dr. BOUZID kheireddine** qui a bien voulu nous faire l'honneur de nous confier ce sujet et l'aide essentiel qu'il a apporté à ce travail.*

*Mes remerciements vont également à **Pr. KHETTCAHE Abdelkader** à l'Université de Annaba et **Pr. HADJI Ali** à l'Université de Annaba et **Pr. MEBAAREK Abdelmalek** à l'Université de Annaba d'avoir accepté de faire part de mon jury de soutenance en qualité de Président et examinateur respectivement.*

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à tous les enseignants pour le savoir que j'ai pu acquérir durant mon cursus universitaire

Enfin, nous tenons à remercier tous ceux qui nous ont apporté leurs conseils ou leur contribution

Dédicace

Je dédie ce mémoire :

Je dédie ce modeste travail à ma très chère mère qui m'a encouragé et veille à mon succès dans mes études.

Sans oublier le soutien indéfectible de mon père durant toutes mes années d'étude.

Mes Frères Et Mes Sœurs

*Mes Amis Pour Leur Encouragement Et Leurs Soutient
Durant L'année 2019-2020.*

*Un Grand Merci Pour A Tous Les Enseignants Qui Son
Eux, Nous Serions Par Arrives A Ce Niveau.*

Un Grand Mercier Pour Tous Les Collègues D'études.

Finalement, Merci A Tous Ma Familles.

Liste des figures

Figure I.1 : Évolution des domaines d'existence des variétés allotropiques du fer par	
Addition.....	03
Figure I.2 : Diagramme d'équilibre fer-carbone.....	04
Figure I.3 : Structure ferritique.....	06
Figure I.4 : Structure austénitique (avec précipités de carbures)	07
Figure I.5 : Structure perlitique.....	07
Figure I.6 : Observation au MEB de la martensite revenue à 650°C pendant 18 ks.....	12
Figure II.1 : Influence d'un réchauffement et d'un refroidissement à la vitesse de	
0,125°C/min sur les températures de transformation des alliages fer-carbone.....	15
Figure II.2 : Diagramme d'austénitisation en conditions isothermes d'un acier de	
composition : 0,34 %C - 1,07 %Cr – 0,17 %Mo.....	16
Figure II.3 : Courbe TTT (acier faiblement allié 0,35 % C) : Ce diagramme se lit en suivant	
une isotherme.....	19
Figure II.4 : Courbe TRC et dureté après trempe. Le diagramme TRC se lit en suivant les	
courbes de refroidissement.....	20
Figure II.5 : Diagramme de revenu de l'acier 40NiCrMo6. Évolution des propriétés en	
fonction de la température de revenu (température de trempe 8°C)	21
Figure II.6 : Premiers stades de la formation de la phase austénitique.....	23
Figure II.7 : Influence des éléments d'alliage sur le diagramme de phase FeC a) Présence	
d'un élément alphagène, le molybdène– b) Présence d'un élément gammagène.	
Le manganèse.....	24
Figure II.8 : Influence de la température d'austénitisation sur le grossissement des grains et	
la dissolution des carbures de vanadium –a) acier de composition	
0,35%C-3,26%Ni-0,88%Cr-0,66%Mo-0,22%V- 0,23%Cu-0,52%Mn-0,18%Si	
– b) acier de composition 0,29%C-3,10%Ni-0,77%Cr-0,57%Mo-0,14%V-	
0,25%Cu-0,52%Mn-0,15%Si.....	25
Figure II.9 : Coupe du diagramme ternaire de l'acier Fe CV pour une concentration	
constante de 0,2% de vanadium.....	26
Figure II.10 : Début de la transformation perlitique d'un acier eutectoïde, la croissance	
lamellaire à partir des germes et la formation simultanée de ferrite et de	
carbure	28
Figure II.11 : transformation perlitique après la décomposition complète.....	28
Figure II.12 : Structure bainitique (bainite inférieure) (Acier à 0,35 % C - 4,1 % Ni - 1,6 %	

Cr - 0,4 % Mo) Traitement : 850 °C (30 min) -refroidissement interrompu à 300 °C (16 h) Attaque Nital (3 %) Grossissement : 900.....	29
Figure II.13: structure martensitique d'acier à 0,32 % C - 4,12 % Ni - 1,37 % C	
Traitement : 850° C (30 min) – eau Attaque Nital (3 %) Grossissement : 900.....	30
Figure II.14 : Représentation schématique de l'enthalpie libre des phases austénitique et martensitique : G_{ch}^a est G_{ch} sont les enthalpies libres de la phase martensitique et de la phase austénitique respectivement	31
Figure II.15 : Évolution des paramètres de maille a et c en fonction de la teneur en carbone de la maille martensitique.....	32
Figure II.16 : Position des atomes de carbones dans la maille quadratique de la martensite.....	33
Figure II.17: Formation d'une plaquette de martensite : apparition de l'interface austénite/martensite, appelée plan d'habitat.....	33
Figure II.18 : Morphologie de la martensite en fonction de la teneur en carbone de l'acier.....	34
Figure II.19 : Morphologie de la martensite en latte a) observation optique – b) observation MET.....	35
Figure II.20 : Morphologie de la martensite en plaquette – a) observation optique – b) Observation.....	36
Figure II.21 : Exemple d'un tracé de diagramme TRC – a) diagramme TRC d'un acier faiblement allié a 0,36% de carbone – b) courbes dilatométriques ayant servi à l'établissement du diagramme.....	37
Figure II.22 : Influence de la teneur en carbone sur les températures de début et de fin de la transformation martensitique.....	38
Figure II.23 : Influence de la teneur en carbone sur la proportion d'austénite résiduelle. Comparaison entre les résultats de Constant et a. Cohen et Roberts	39

Figure II.24: diagramme TRC, 30 min d'austénitisation à 850 °C – a) acier de composition : 0,72 %C - 0,72 %Mn – b) acier de composition : 0,47 %C – 1,37 %Mn – 0,36 %Si – 0,15 %Cr – 0,02 %Ni – 0,19 %Cu – 0,025 %S – 0,015 %P.....	41
Figure III.1 : Effet des éléments d'alliage sur la dureté de la martensite après revenu d'une heure à différentes températures : 204°C, 316°C, 538°C et 649°C.....	50
Figure III.2 : Évolutions de la dureté après revenu d'un acier à 0,94 % C transformé dans différentes conditions selon Thelning.....	52
Figure III.3 : Évolutions de la dureté d'un acier maraging au cours de revenus après trempe (avec réversion partielle en austénite γ_R).....	55
Figure III.4: Influence de la durée de revenu sur la dureté d'un acier à 1 % de cuivre selon Houdremont.....	56
Figure IV.1 : Micrographies MEB d'acier 42CrMo4 trempé et revenu (2h) a des T°:(a) 500°C (b) 550°C (c) 600 °C (d) 650°C (e) 700 °C.....	58
Figure IV.2 : hydrogène résiduel en fonction de densité de dislocation des aciers traités.....	60
Figure IV.3 : Schéma des différents traitements thermiques.....	61
Figure IV.4 : Relations les différents paramètres et les propriétés correspondantes.....	62

Liste des tableaux

Tableau I.1: Classification des aciers au carbone suivant la composition chimique.....	10
Tableau I.2 : Classification des aciers alliés suivant la composition chimique.....	10
Tableau I.3 : les classes d'aciers à outils.....	11
Tableau 1.4: Carbures présents dans la microstructure après différents temps de revenu à 250°C ou 450 °C.....	12
Tableau IV.1: Traitements thermiques appliqués sur l'acier 42CrMo4.....	57
Tableau IV.2 : Dureté et densité de dislocation des différents aciers traités.....	59
Tableau IV.3 : Composition chimique de l'acier étudié.....	60

Sommaire

Introduction Générale	01
------------------------------------	----

Chapitre I : Généralités sur les aciers

I.1 Introduction.....	02
I.2 Fer et alliages ferreux.....	02
I.2.1 Propriétés chimiques, physiques et mécaniques du fer.....	02
I.2.2 Alliages ferreux	02
I.2.2. a) Éléments alphagènes et gammagènes.....	02
I.2.2. b) Diagrammes de phases fer – carbone.....	04
• La ferrite	05
• L’austénite	05
• La cémentite	05
• La perlite.....	06
• Le point eutectoïde.....	06
I.2.3 Aciers.....	08
I.2.3.a) Aciers à moyenne teneur en carbone.....	09
I.2.3.b) Aciers de haute teneur en carbone.....	09
I.2.4 Classification de L’aciers.....	09
I.2.4.a) Classification selon leur composition chimique.....	09
a- Acier au carbone.....	09
b- Acier alliés.....	10
I.2.4.b) Classification par le mode d’emploi	10
a-Les aciers de construction.....	10
b-Les aciers à propriétés physiques et chimiques spéciales.....	10
c-Les aciers à outils.....	10

I.2.5 Influences des éléments d'addition sur les propriétés des aciers.....	11
I.2.5.1 Influence d'additions de Silicium et Manganèse.....	11
I.2.5.2 Influence d'additions Phosphore	13
I.2.5.3 Influence d'additions Soufre.....	13

Chapitre II : Traitements thermiques

et les transformations de phases à l'état solide des aciers

II.1 Introduction.....	14
II.2 Définitions et procédés des traitements thermiques.....	14
II.2.1 Le traitement d'austénitisation	14
a) La montée en température	14
b) Le maintien en température	16
II.2.2 La Trempe	17
II.2.2.a) Trempe à l'eau.....	17
II.2.2.b) Trempe à l'huile.....	18
II.2.2.c) Trempe à l'air.....	18
II.2.3 Le Revenu.....	20
II.3 les transformations de phases à l'état solide des aciers.....	22
II.3.1.a) la transformation de l'austénite.....	22
II.3.1.b) Mécanisme de la transformation lors de l'austénitisation	22
II.3.1.c) Rôle des éléments d'alliages	23
II.3.1.d) Conclusion	27
II.3.2 Transformation perlitique.....	27
II.3.3 Transformation intermédiaire (bainitique).....	28
II.3.3.a) Bainite.....	28
II.3.3.b) la transformation bainitique.....	29

II.3.4 Transformation martensitique.....	29
II.3.4.a) La martensite α' (M).....	29
II.3.4.b) La formation de la martensite	30
II.3.4.c) La morphologie de la martensite	34
II.3.4.d) Importance de la vitesse de refroidissement	37
II.3.4.e) Le rôle des éléments d'alliages	40
A) Influence sur la vitesse critique de trempe.....	40
B) Influence sur la température MS.....	41
 Chapitre III : Transformations métallurgiques au cours du revenu des aciers trempés	
III.1 Le revenu de la martensite	43
III.1.1 Introduction	43
III.1.2 Cas d'un acier non allié	43
III.1.3 Cas d'un acier allié	46
III.1.4 Effet des éléments d'alliage	48
a) Sur la cinétique du revenu.....	48
b) Sur la germination et croissance des carbures alliés.....	48
c) Sur l'évolution des caractéristiques mécaniques.....	49
d) Sur la fragilité au revenu.....	50
III.2 Revenu de la bainite	51
III.3 Revenu de la perlite et des agrégats ferrite + carbures formés à haute température	51
III.4 Revenu des structures contenant de l'austénite résiduelle	52
III.5 Revenu des solutions solides sursaturées en éléments d'alliage.....	54

Chapitre IV : Influence de la température du revenu sur les propriétés des aciers trempés

IV.1 Etude de l'influence de la température de revenu sur l'hydrogène présent dans les aciers.....	57
IV.2 Etude de l'influence de la température du revenu sur la microstructure et les propriétés mécaniques.....	60
Conclusion générale.....	63
Références bibliographiques.....	64,69

Introduction générale

De tous les alliages métalliques, les aciers sont parmi ceux les plus couramment employés dans les applications industrielles, la grande diversité de leurs nuances et la possibilité de réaliser les traitements thermomécaniques conditionnant les propriétés mécaniques de ces aciers permettent de couvrir une gamme d'applications extrêmement large, leurs propriétés mécaniques sont étroitement liées à la microstructure de l'alliage, donc à sa composition et aux traitements thermiques appliqués. Enfin, leurs faibles coûts présentent un grand intérêt pour leurs utilisations.

Les éléments d'alliages, entrant en solution solide interstitielle ou substitutionnelle, jouent un rôle prépondérant dans les différentes transformations de phases des aciers, l'étude de leur rôle, de leur influence et des conditions dans lesquelles elles surviennent constitue donc une étape incontournable dans la compréhension des différentes propriétés d'un alliage, Ces éléments influent sur les différentes propriétés en modifiant les transformations, leur cinétique, et par conséquent, les microstructures obtenues.

L'objectif de ce travail est de comprendre l'influence des traitements thermiques (trempe +revenu) sur les transformations de phases et l'évolution des propriétés mécaniques.

En plus d'une introduction et d'une conclusion générale, le mémoire est organisé de la manière suivante :

Un premier chapitre est consacré pour des généralités sur les aciers.

Le deuxième chapitre présente les différents traitements thermiques qui sont généralement appliqués aux aciers, et les transformations de phases à l'état solide

Le troisième et quatrième chapitre comprennent les transformations métallurgiques au cours de revenu et l'influence de température de revenu sur les propriétés des aciers trempés

Chapitre I

Généralités sur les aciers

I.1 Introduction :

Le Fer est un élément chimique, Il est assez difficile d'obtenir du fer très pur, mais ce n'est pas gênant car les propriétés d'emploi du fer deviennent bien plus intéressantes et variées lorsqu'on lui ajoute des éléments d'alliage judicieusement choisis et dosés. [1]

I.2 Fer et alliages ferreux :

I.2.1 Propriétés chimiques, physiques et mécaniques du fer :

- Point de fusion : $\theta_f = 1538^\circ\text{C}$
- Structure cristalline :
 - ✓ CC (ferrite δ) entre $\theta_f = 1538^\circ\text{C}$ et 1394°C
 - ✓ CFC (austénite γ) entre 1394°C et 912°C
 - ✓ CC (ferrite α) entre 912°C et l'ambiante
- Passage de l'état ferromagnétique (à basse température) à l'état paramagnétique (à haute Température) à 768°C (point de Curie).
- Masse volumique : $\rho = 7870 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$
- Module d'élasticité longitudinal (module d'Young) $E : 211400 \text{ N/mm}^2$; ($T=20^\circ\text{C}$)
- Module de Coulomb $G : 81600 \text{ N/mm}^2$; ($T=20^\circ\text{C}$)
- Conductivité thermique : $73.3 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$; ($T=20^\circ\text{C}$)
- Coefficient de dilatation linéique (fer α à 20°C) : $\alpha = 12.6 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$
- Résistivité électrique : $0.104 \mu\Omega \cdot \text{m}$
- Caractéristiques mécaniques à 20°C (fer α pur) :
 - ✓ Résistance à la traction $R_m = 180 \text{ à } 290 \text{ MPa}$
 - ✓ Limite d'élasticité $R_e = 100 \text{ à } 170 \text{ MPa}$
 - ✓ Allongement à la rupture $A \% = 40 \text{ à } 50\%$ [2] ; [3]

I.2.2 Alliages ferreux :

I.2.2. a) Éléments alphagènes et gammagènes :

Le fer métallique existe sous deux formes cristallines :

1) La variété cubique centrée, stable au-dessous de 910°C (fer α) et au-dessus de 1400°C (fer δ), Les solutions solides dans le fer α sont appelées ferrites.

2) La variété cubique à face centrée, stable entre 910°C et 1400°C (fer γ), Les solutions solides dans le fer γ sont appelées austénites.

Les éléments d'addition ont des solubilités très différentes dans ces deux variétés, Ce fait entraîne l'existence de domaine de transformations très différentes en présence d'éléments

d'addition (Figure I.1), Dans le fer pur, le passage de fer α au fer γ se produit à une température définie, La présence d'un élément d'addition entraîne l'apparition d'un domaine plus au moins étroit dans lequel les deux variétés allotropiques peuvent coexister en équilibre.

Les diagrammes permettent de classer les éléments d'addition en deux types : [4]

1) Les éléments gammagènes qui abaissent cette température (parce qu'ils augmentent la stabilité du fer γ et de ce fait abaissent les limites du domaine d'existence de l'austénite) ; ce sont essentiellement le nickel et le manganèse auxquels on peut ajouter le cuivre (peu utilisé comme élément d'alliage),

2) Les éléments alphagènes qui relèvent cette température (parce qu'ils augmentent la stabilité du fer α et de ce fait élèvent les limites du domaine d'existence de la ferrite) ; ce sont les plus nombreux des éléments d'alliage tels chrome, silicium, molybdène, vanadium, tungstène, titane. [5]

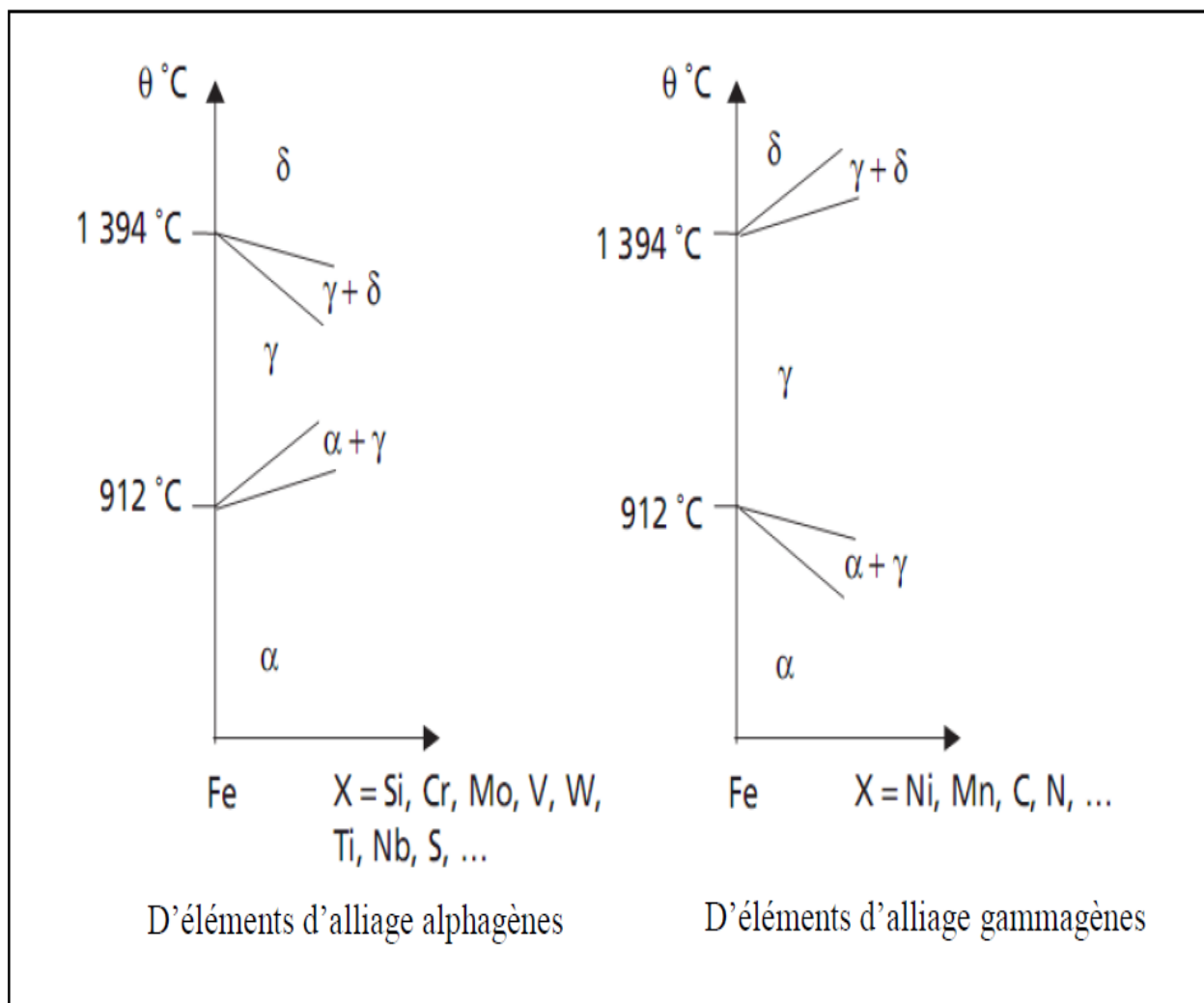


Figure I.1 : Évolution des domaines d'existence des variétés allotropiques du fer par addition [2]

I.2.2. b) Diagrammes de phases fer - carbone :

Le plus important de tous les systèmes d'alliages binaires est probablement celui du fer et du carbone, les aciers et les fontes, matériaux structuraux essentiels dans toute société technologiquement avancée, sont essentiellement des alliages fer-carbone, la présence section est axée sur l'étude du diagramme d'équilibre de ce système et sur la formation de plusieurs microstructures possibles. [6]

La figure I.2 présente les températures importantes pour l'acier et la fonte. Ce diagramme est très important pour les opérations de production, formage, soudage, et traitement thermique des aciers et des fontes, avant de l'utiliser, il est nécessaire d'en comprendre parfaitement chaque région.

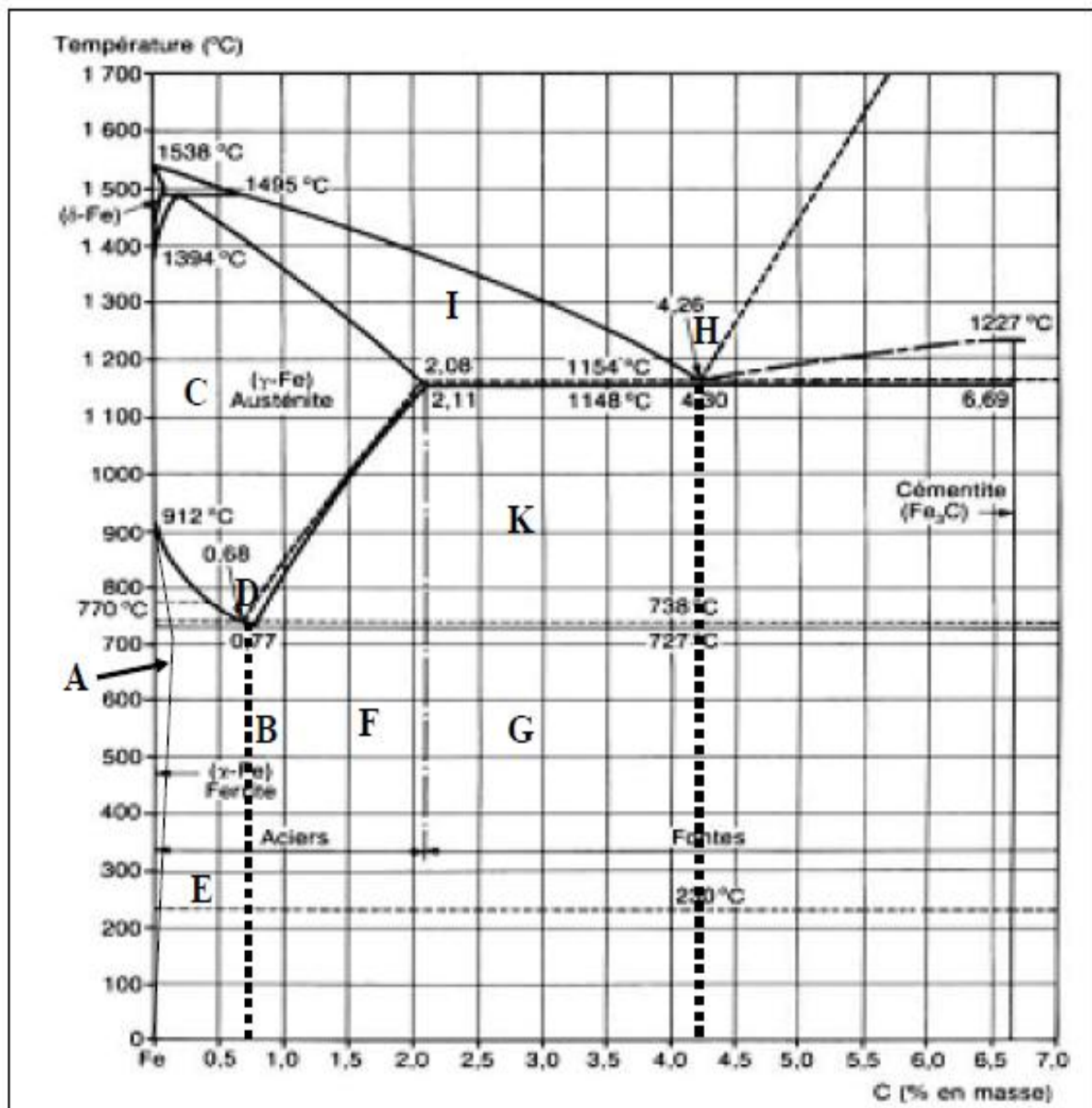


Figure I.2 : Diagramme d'équilibre fer-carbone. [3]

- **La ferrite :**

Région marquée A, contient une très petite quantité de carbone. La ferrite est aussi connue sous le terme de ferrite alpha ou fer alpha, cette phase contient un maximum de 0.02% de carbone à 727°C (1341°F), lorsque la température augmente jusqu'à 912°C (1674°F), la teneur en carbone dans la ferrite tend vers zéro. Aussi, lorsque la ferrite est refroidie à température ambiante, la quantité de carbone diminue

Tous les aciers et fontes contiennent de la ferrite, Cette phase comporte la même quantité de carbone, quelle que soit la teneur en carbone de l'acier ou de la fonte, la ferrite se forme seule dans les régions A et E, elle se forme conjointement à de la cémentite E, F et G.

La formation de la ferrite commence dès qu'un acier ou une fonte est refroidie en dessous de 727°C (1341°F), la structure ferritique est cubique centrée et est à la fois ductile et tenace

.

- **L'austénite :**

L'austénite région C'est la dernière zone importante sur le diagramme fer-carbone, cette phase est stable au-dessus de 727°C (1341°F) et en dessous de 1538°C (2800°F), l'austénite peut contenir 1.86% de carbone, même si elle ne se forme pas à température ambiante, c'est une région importante pour le traitement thermique des aciers, c'est une structure cubique faces centrées, qui est différente de la structure cubique centrée de la ferrite, l'austénite est également appelée fer gamma.

- **La cémentite :**

La cémentite pure a la formule moléculaire Fe_3C , elle contient 6.69% de carbone, A cause de cette haute teneur en carbone, la cémentite pure n'est pas indiquée sur (la figure I.1), Comme mentionné auparavant, une concentration forte en carbone s'accompagne d'une augmentation de la dureté et de la fragilité, la cémentite, avec sa forte teneur en carbone, est dure et fragile. Cette phase est aussi connue sous le terme carbure de fer.

Quel que soit l'endroit où la cémentite est présente dans le diagramme fer-carbone, elle contient toujours 6.69% de carbone, dans la région K, entre les températures 1152°C (2106°F) et 727°C (1341°F), la cémentite est mélangée à de l'austénite, en dessous de 727°C (1341°F) on peut trouver de la cémentite seule (dans les régions F et G), ou combinée à de la ferrite sous forme de perlite (régions E, F, et G), par conséquent, la cémentite se forme dans tous les aciers et fontes.

- **La perlite :**

La perlite est une combinaison de ferrite et de cémentite, ces deux phases se trouvent en couches alternées dans la microstructure, cette microstructure est illustrée à (la figure I.5).

La perlite pure (ligne B) se forme à 727°C (1341°F), et contient 0.77% de carbone, cette phase comporte toujours 0.77% de carbone, on trouve de perlite et de la ferrite, comme dans la région E, pour un acier ou de la fonte contenant plus de 0.77% de carbone, la perlite se forme avec de la cémentite (régions F et G).

- **Le point eutectoïde :**

Le point eutectoïde D, est un point important sur le diagramme fer-carbone, il se situe à 0.77% de carbone et 727°C (1341°F), lorsque le refroidissement d'un acier passe par ce point, de la perlite se forme.

Très peu d'aciers ont une composition eutectoïde exacte, La plupart d'entre eux contiennent moins de carbone que le mélange eutectoïde et sont désignés par aciers hypoeutectoïdes (région E), la microstructure de ces aciers est une combinaison de ferrite et de perlite, ceux ayant une teneur en carbone supérieure à celle de l'eutectoïde sont appelés aciers hypereutectoïdes (région F), la microstructure d'un acier hypereutectoïdes est une combinaison de cémentite et de perlite [7].

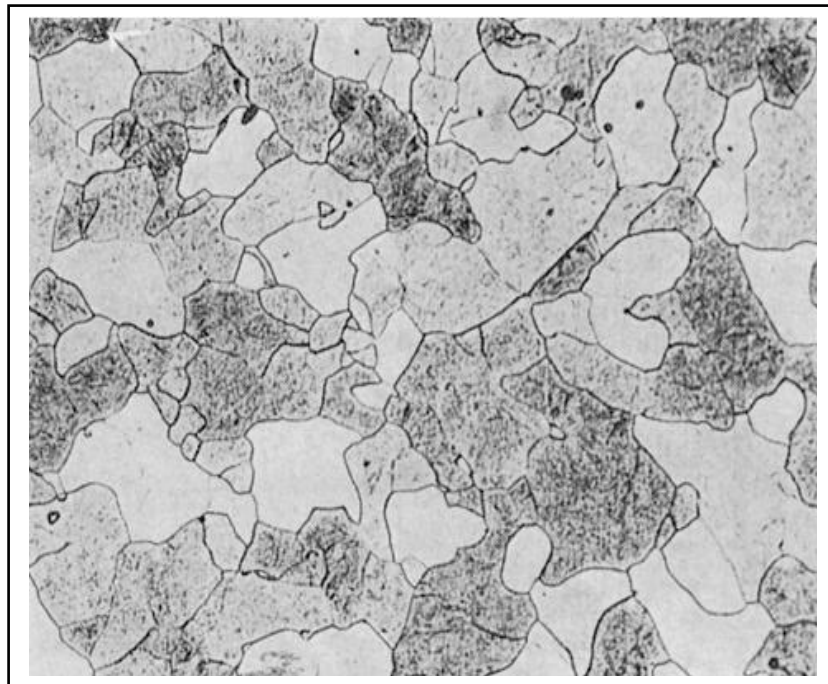


Figure I.3 : Structure ferritique (Fer Armco, Traitement : 950 °C (30 min) - four, Attaque Nital (3 %), Grossissement : 180) [8]

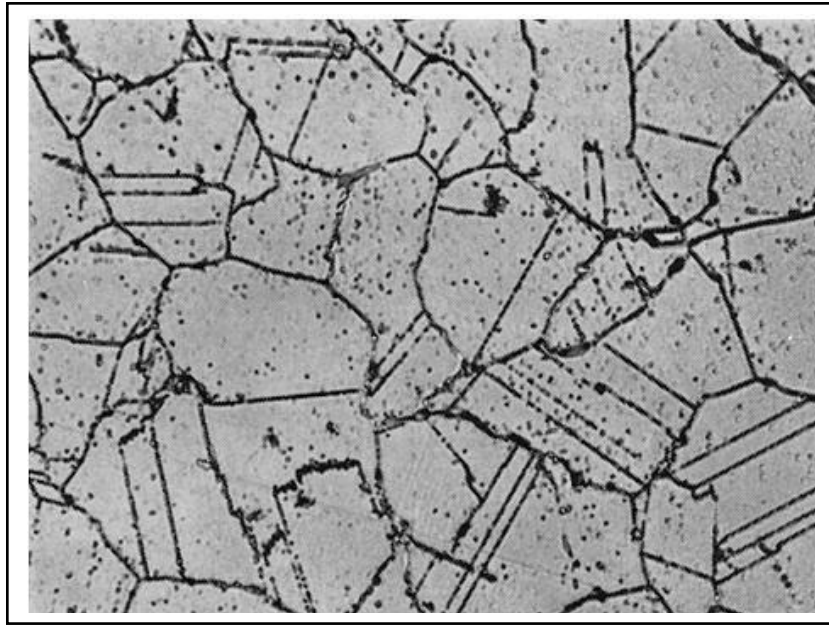


Figure I.4 : Structure austénitique (avec précipités de carbures)

Acier à 0,12 % C - 25 % Cr - 20 % Ni - 1,5 % Mn - 1,5 % Si Traitement : 1 125 °C (1 h) –
eau - 800 °C (30 min) Attaque électrolytique (acide oxalique 10 %) Grossissement : 900 [8]

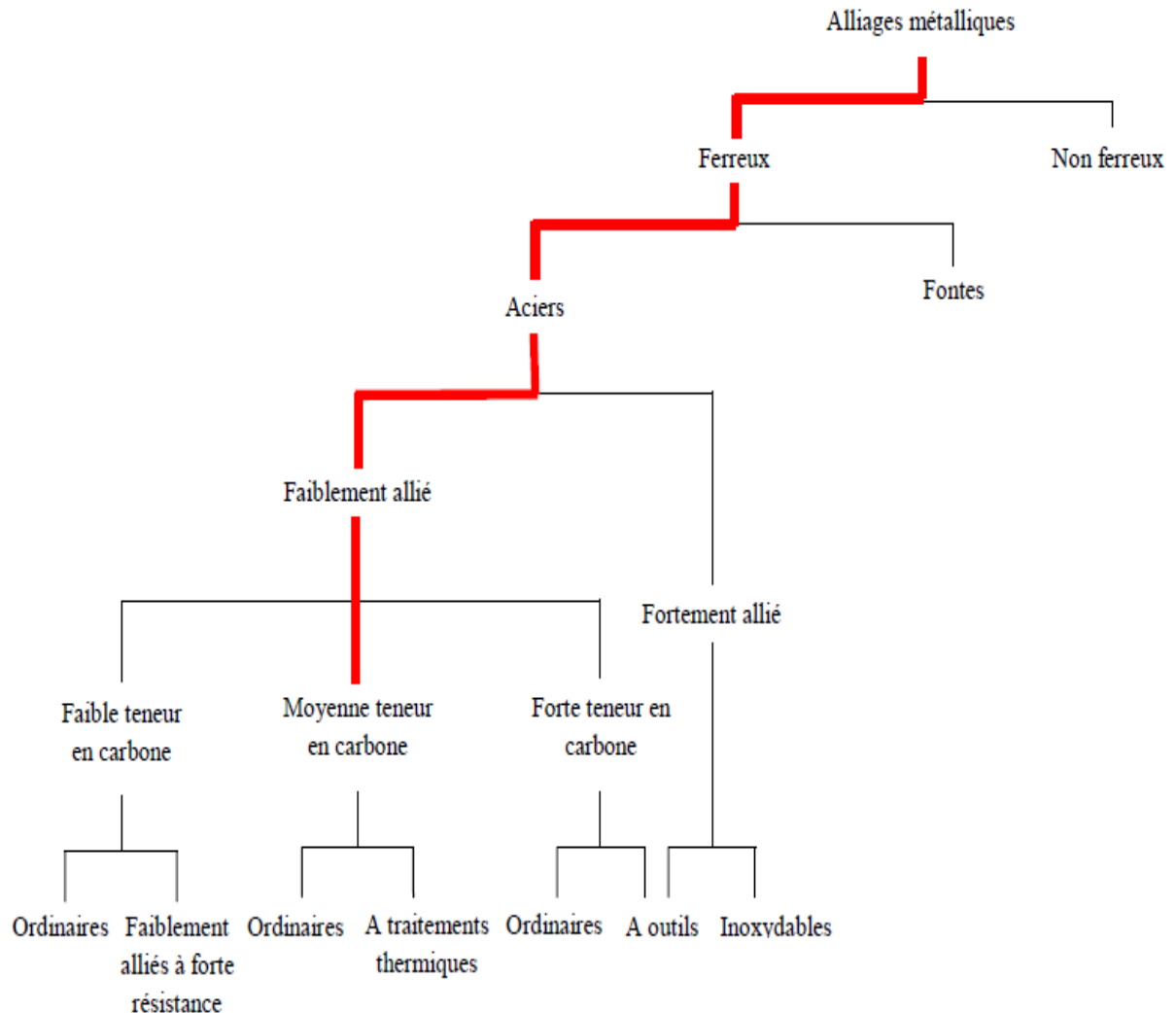


Figure I.5 : Structure perlitique

Acier à 0,8 % C - 0,21 % Mn - 0,22 % Si Traitement : 800 °C (30 min) – four Attaque Nital
(3 %) Grossissement : 900 [8]

I.2.3 Aciers :

La production d'alliages à base de fer, c'est-à-dire ceux dont le fer est le principale constituant, est supérieure à celle de tous les autres types de métal.



Les aciers sont des alliages fer-carbone qui comportent aussi une concentration appréciable d'autres éléments, il existe des milliers d'alliages de ce type dont la composition est différente, de même que les traitements qu'ils ont subis, les propriétés mécaniques dépendent de la teneur en carbone, laquelle est normalement inférieure à 1%.

On classe quelques-uns des aciers les plus courants selon leur concentration en carbone, à savoir les aciers à faible teneur en carbone, chaque groupe se subdivise en sous-groupes selon la concentration des autres éléments d'alliage, les aciers au carbone ordinaires ne contiennent que des concentrations résiduelles en impuretés autres que le carbone et un peu de manganèse. Quant aux aciers alliés, on leur ajoute davantage d'éléments d'alliage en concentration précises.[6]

I.2.3.a) Aciers à moyenne teneur en carbone :

La concentration en carbone de ces aciers varie de 0.25% à 0.60%, leurs propriétés mécaniques s'améliorent par austénitisation, trempe, puis revenu. On les utilise le plus souvent à l'état revenu, auquel cas ils ont une microstructure de martensite revenue.

Les aciers à moyenne teneur en carbone ont une faible trempabilité et leur traitement thermique n'est efficace que si leur section est très mince et si la vitesse de refroidissement est très élevée, l'ajout de chrome (Cr), de nickel (Ni) ou de molybdène (Mn) facilite l'application de traitements thermiques à ces alliages et offre un large éventail de combinaisons résistance ductilité, les traitements thermiques produisent des aciers plus résistants que les aciers au carbone ordinaires, mais d'une ductilité et d'une ténacité moindres, parmi les pièces faites d'acier à moyenne teneur en carbone, mentionnons les roues de train et les voies ferrées, les engrenages, les vilebrequins ainsi que d'autres pièces de machine et des composants structuraux alliant haute résistance, résistance à l'usure et ténacité [6]

I.2.3.b) Aciers de haute teneur en carbone :

Un acier de haute teneur en carbone sera employé pour sa grande dureté alors qu'un acier de teneur plus faible est moins dur et plus malléable, il contient généralement de petites quantités d'autres éléments que le fer et le carbone, incorporés, volontairement ou non, au cours de son élaboration, on peut également y ajouter des quantités plus importantes d'éléments d'alliage ; il est considéré alors comme un acier allié [9].

I.2.4 Classification de L'aciers :

Plusieurs classifications des aciers se font sur la base de la composition chimique, le procédé d'élaboration et le mode d'emploi

On s'intéresse à quelques classifications :

I.2.4.a) Classification selon leur composition chimique :

On a désigné des alliages de fer et de carbone sous le nom aciers non alliés ou aciers au carbone, des alliages de fer plus ou moins carburés et d'autres éléments, en général métalliques sous le nom d'acier alliés.

a- Acier au carbone : Contiennent du carbone en proportion croissante, du magnésium en proportion supérieure au carbone et des traces de phosphore de silicium et de soufre [10].

Qualité	C (%)	Mn (%)	P (%)	Si (%)	S (%)	Allong (%)
Extra-doux	0.15	0.4	0.04	0.03	0.02	30
Doux	0.25	0.4	0.04 0.06	0.03 0.10	0.02 0.03	25
mi-doux	0.35	0.4	0.06	0.15	0.03	20
mi-dur	0.45	0.5	0.06	0.20	0.03	15
Dur	0.55	0.6	0.06	0.25	0.03	10
Extra-dur	0.65	0.7	0.06	0.3	0.03	5

Tableau I.1: Classification des aciers au carbone suivant la composition chimique.

b- Acier alliés : Composition variable suivant l'emploi, les éléments alliés sont en proportion variant généralement entre 0 et 5% [10].

Elément allié	Ratio (%)	Observations
Carbone	0.2/0.7	
Silicium	0.1/0.7 2/4(aciers spéciaux)	Ressorts tôles de transf
Magnésium	0.3/0.8 12/14 (aciers très durs)	Voies ferrées
S, P, Cu, Ni, Cr, V, M Molybdène	<0.1	

Tableau I.2 : Classification des aciers alliés suivant la composition chimique.

I.2.4.b) Classification par le mode d'emploi :

On distingue les types suivants :

- a- Les aciers de construction :** Ils sont utilisés pour la construction
- b- Les aciers à propriétés physiques et chimiques spéciales :** ils contiennent les aciers Inoxydables, les aciers à propriétés magnétiques spéciales, les aciers à propriétés de Dilatation, etc...
- c- Les aciers à outils :** ils sont utilisés dans la fabrication d'instruments (permettant de façonner les matériaux). Les nuances d'aciers à outils sont rangées selon le mode de travail de l'outil, en quatre classes comme le montre le (tableau I.3)

Classes	Caractères communs
Aciers à outils au carbone	Aciers d'usage général
Aciers à outils alliés pour travail à froid	Aciers à haut résistance
Aciers à outils alliés pour travail à chaud	Aciers résistant aux chocs thermiques
Aciers rapides	Aciers sur carburés

Tableau I.3 : les classes d'aciers à outils [11].

I.2.5 Influences des éléments d'addition sur les propriétés des aciers :

Les éléments d'addition ajoutés à l'acier ou alliage métallique à base de fer ($\text{Fe} + \text{C}$), jouent un rôle particulier sur les caractéristiques générales, ou un rôle commun lorsque plusieurs éléments d'addition sont présents dans la composition chimique finale, les éléments d'alliages se répartissent le fer γ [12].

I.2.5.1 Influence d'additions de Silicium et Manganèse :

N'étant pas un élément carburigène, le silicium ne participe pas à la formation de carbures lors du revenu, toutefois, cet élément retarde la baisse de la dureté et des études ont montré que le silicium retarde l'apparition de la cémentite lors du revenu.

Le Tableau I.4 présente ces résultats, Ainsi, on constate que dans le cas d'un alliage contenant du silicium, la cémentite n'est pas encore observée même après un long revenu de 1200 s à 250°C, contrairement aux deux autres nuances étudiées.

Le silicium présente toutefois un autre effet sur le revenu : comme observé sur (la Figure I.6), il retarde considérablement le mécanisme de coalescence des particules de Fe_3C dans la gamme de températures allant de 400°C à 600°C.

Les précipités conservent alors une taille plus fine pour des températures de revenu plus élevée, retardant alors la chute de dureté, notons toutefois que le manganèse présente les mêmes caractéristiques, cet effet pourrait s'expliquer par la très faible solubilité du silicium dans la cémentite, le silicium est alors rejeté au fur et à mesure que la croissance des particules progresse, ce qui augmente la teneur en silicium au voisinage des carbures formés, créant ainsi une barrière de diffusion pour le carbone [13]

	250°C		450°C			
	30 s	1200 s	30 s	120 s	300 s	1200 s
Fe-0.6C	E	Fe ₃ C	Fe ₃ C	-	-	Fe ₃ C
Fe-0.6C-2Mn	E	Fe ₃ C	Fe ₃ C	-	-	Fe ₃ C
Fe-0.6C-2Si	E	E	E	ε et Fe ₃ C	Fe ₃ C	Fe ₃ C

Tableau 1.4: Carbures présents dans la microstructure après différents temps de revenu à 250°C ou 450 °C

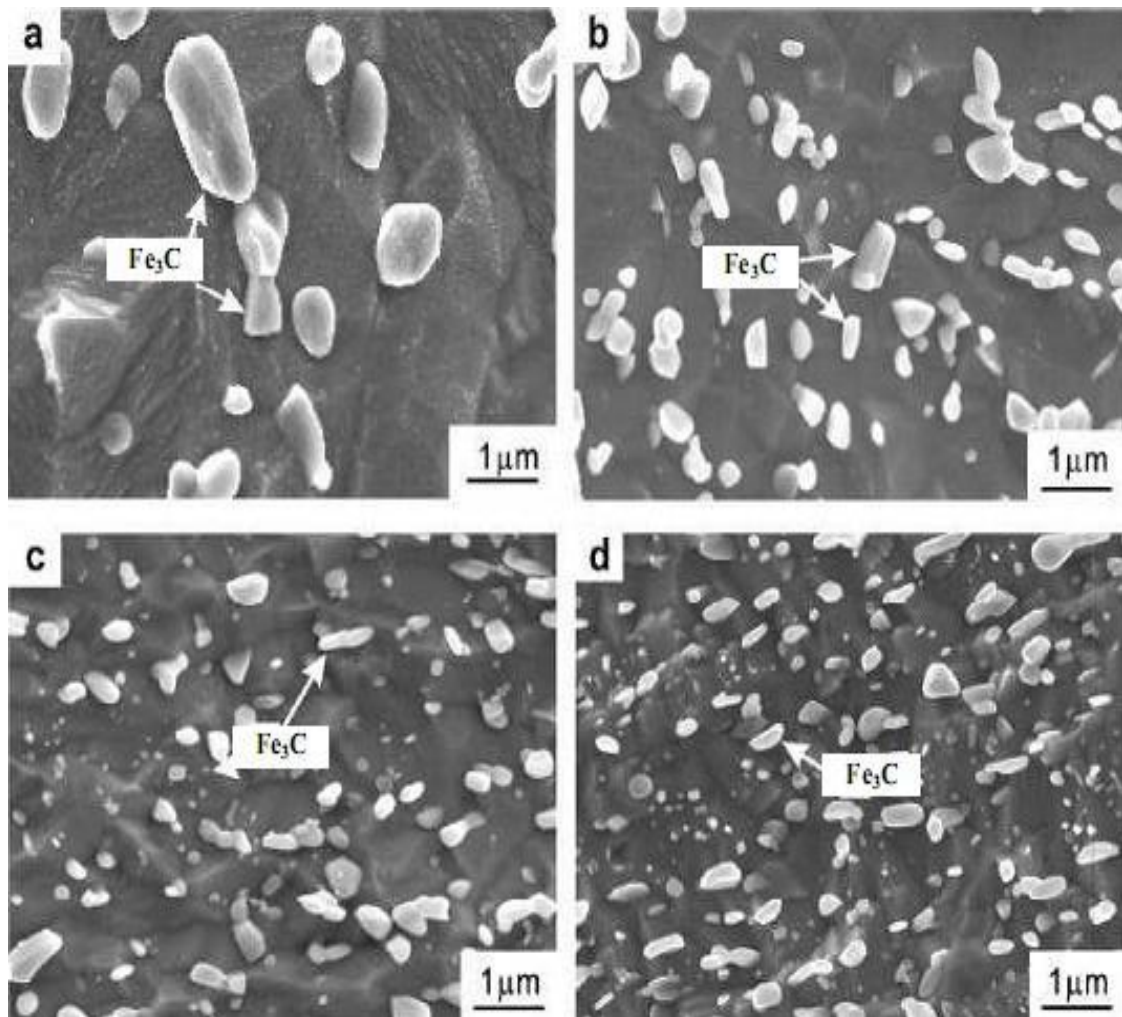


Figure I.6 : Observation au MEB de la martensite revenue à 650°C pendant 18 ks
a) Alliage Fe-0,6C ; **b)** alliage Fe-0,6C-2Si ; **c)** Fe-0,6C-1Mn ; **d)** Fe-0,6C-2Mn

I.2.5.2 Influence d'additions Phosphore :

Il existe en solution dans la ferrite et provoque un grossissement du grain, ce qui augmente la fragilité de l'acier à froid. En se ségrégant facilement, contribue à l'hétérogénéité de l'acier. Sa teneur doit être limitée de 0,025 à 0,040%.

Le phosphore augmente la limite élastique et la charge de la rupture tout en diminuant considérablement la plasticité et la ductilité.

I.2.5.3 Influence d'additions Soufre :

C'est un élément nuisible pour l'acier, il diminue surtout sa forgeabilité. Il peut exister sous forme de MnS et de FeS. A froid le soufre amène également une diminution importante de la résistance la teneur limite en soufre doit être inférieure à 0.035 – 0.06%.

Parfois on utilise des aciers de décolletage riches en soufre (0,015 - 0,025) % afin de faciliter la fragmentation des copeaux. Un minimum de soufre (0,02%) est toujours nécessaire pour des raisons d'usinabilité [14].

Chapitre II

*Traitements thermiques et les
transformations Des phases à l'état
solide des aciers*

II.1 Introduction :

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :

- Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , $A\%$ en donnant une meilleure tenue de l'élément.
- Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs.

De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage, de supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux ayant subi une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage), en dehors du recuit de recristallisation qui permet de supprimer l'écrouissage, les traitements thermiques ne s'appliquent pas aux métaux purs, mais seulement à quelques alliages pour lesquels on recherche principalement une augmentation de la limite élastique et une diminution de la fragilité.

En général les traitements thermiques ne changent pas la composition chimique de l'alliage. [15]

II.2 Définitions et procédés des traitements thermiques :

II.2.1 Le traitement d'austénitisation :

Ce traitement thermique a pour but de mettre en solution tout le carbone présent dans l'alliage, nous avons vu que la solubilité du carbone est importante dans la phase austénitique (2 %), contrairement à ce qu'il en est dans la phase ferritique (0,02%). Ainsi, il est nécessaire d'élever la température de manière à permettre la remise en solution du carbone au cours de la transformation de la phase α en phase γ .

a) La montée en température :

Deux températures caractéristiques définissent les transformations dans les aciers : A_1 et A_3 [16], ce sont respectivement les températures de début et de fin de formation d'austénite, la (Figure II.1) issue des travaux de Mehl et al [17], montre la position des points caractéristiques de transformation en fonction de la teneur en carbone de l'acier, La température A_1 est aussi couramment définie comme la température de transformation eutectoïde et la température A_3 comme la température de franchissement du solvus de la

réaction $\alpha \rightarrow \gamma$ lors d'une montée en température (Figure II.1). Pour austénitiser l'acier, il est nécessaire de se trouver au-dessus de la température A3 au cours du traitement thermique. En général, une température A3 + (25 à 50°C) est choisie, la température d'austénitisation est donc étroitement liée à la teneur en carbone de l'alliage à traiter.

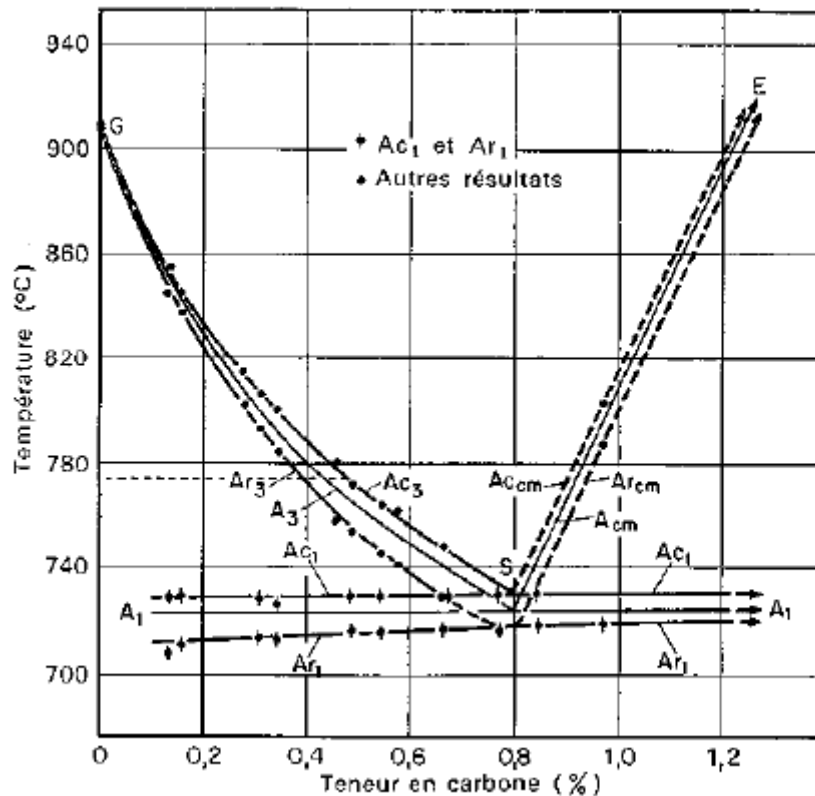


Figure II.1 : Influence d'un réchauffement et d'un refroidissement à la vitesse de 0,125°C/min sur les températures de transformation des alliages fer-carbone [17].

En règle générale, on note Ac1 et Ac3 les températures de transformation qui sont mesurées au cours d'une montée en température, et Ar1 et Ar3 ces mêmes températures mesurées au cours d'un refroidissement. Du fait que les vitesses de chauffe ou de refroidissement sont typiquement trop élevées pour permettre d'atteindre l'équilibre à chaque instant de la transformation, un décalage est observé sur les points de transformation, (La Figure II.1) montre l'influence d'une vitesse de 0,125°C/min sur les températures de transformation au chauffage et au refroidissement : elles ne sont pas confondues avec les températures de transformation à l'équilibre. Les retards à la transformation peuvent être mesurés par des techniques dilatométriques et sont d'autant plus importants que les vitesses de transformations sont élevées : on s'éloigne de l'équilibre thermodynamique.

b) Le maintien en température :

La problématique consiste à imposer à la pièce un maintien en température suffisamment long pour permettre une bonne homogénéisation de l'austénite et la dissolution des carbures présents, ce traitement ne peut pas être trop long pour éviter le grossissement des grains. On parle d'austénitisation complète si la totalité des carbures est dissoute et d'austénitisation partielle dans le cas où il subsiste des phases non dissoutes. A la fin du temps de maintien, on caractérise l'état austénitisé obtenu par la composition chimique moyenne de l'austénite, qui peut différer de la composition nominale de l'acier si l'austénite n'est pas homogène. L'homogénéité chimique des grains est également un paramètre pris en compte [18].

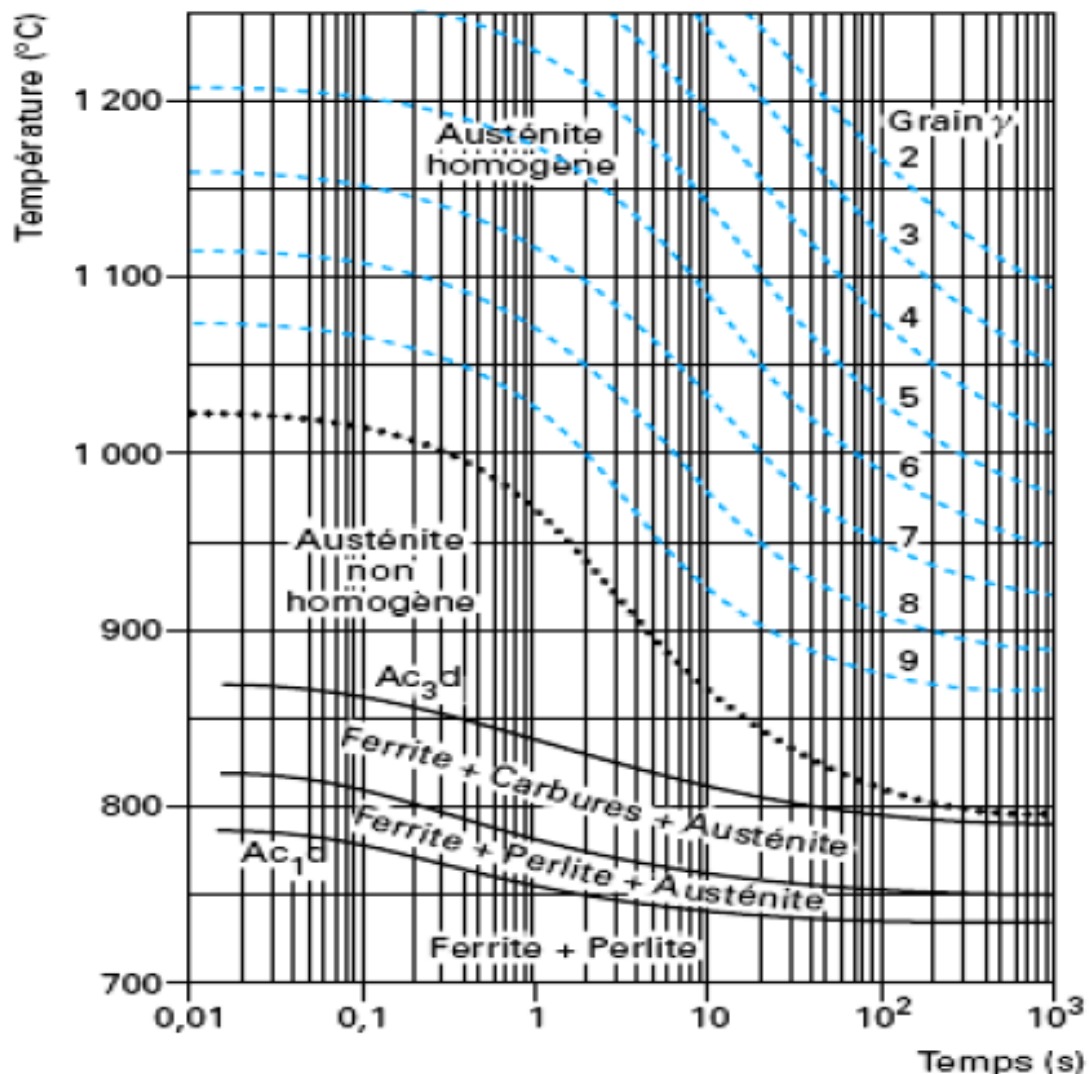


Figure II.2 : Diagramme d'austénitisation en conditions isothermes d'un acier de composition : 0,34 %C - 1,07 %Cr - 0,17 %Mo [19].

La Figure II.2 montre l'importance du choix du couple température d'austénitisation / temps de maintien. Par exemple, pour cet acier de composition 0,34%C-1,07%Cr-0,17%Mo,

un maintien de plus de 10 secondes à la température d'austénitisation de 850 °C est nécessaire pour l'obtention d'une austénite homogène, Pour une température de 1000°C, allonger le maintien en température de 2 à 100 secondes fait passer la taille de grains d'indice AFNOR 9 à 6 [20], il est donc nécessaire de trouver un bon compromis pour obtenir une austénite homogène tout en gardant une taille de grains raisonnable.

Pour un maintien isotherme, le grossissement des grains peut être défini par un paramètre d'équivalence temps / température d'austénitisation. Ce paramètre est défini comme suit [21] :

$$P_a = \left[\frac{1}{T_a} - \frac{2,3R}{\Delta H_a} \log(t_a) \right]^{-1} \quad \text{eq (II.1)}$$

Avec : **T_a** - température d'austénitisation (en K) ; **t_a** - durée de maintien ; **R** – constante des gaz parfaits (8,314 J.K⁻¹.mol⁻¹) ; **_H_a** - enthalpie d'activation du grossissement du grain austénitique. Pour un acier faiblement allié on trouve dans la littérature **_H_a** ~ 460 kJ.mol⁻¹.

II.2.2 La Trempe :

La trempe consiste en un refroidissement rapide d'un acier austénitisé et a pour but de donner à l'acier la plus grande dureté possible par formation de la martensite ou de la perlite fine.

La température d'austénitisation, aussi appelée "température de trempe", dépend de la teneur en carbone de l'acier ; elle doit être située dans le domaine austénitique du diagramme Fe-C.

La trempe s'effectue en général soit : [22]

II.2.2.a) Trempe à l'eau :

L'eau constitue le milieu de refroidissement le moins cher qui permette, dans la pratique de tous les jours, de réaliser les refroidissements les plus énergiques. Toutefois, il faut noter qu'au cours d'une trempe à l'eau la vitesse de refroidissement n'est pas constante, L'eau a l'avantage de faire éclater la calamine au début du refroidissement et donc de nettoyer la surface et d'améliorer l'échange thermique, Lorsque la géométrie de la pièce le permet, l'eau peut former facilement des bulles de vapeur prisonnières qui ralentissent localement le refroidissement du métal et donnent naissance à des points doux ; la circulation de l'eau, l'agitation de la pièce ainsi que sa présentation doivent donc être adaptées. Si la température de l'eau s'élève, son pouvoir refroidissant diminue très sensiblement (la période de caléfaction est prolongée).

Ainsi donc, l'exécution d'une bonne trempe à l'eau exige le contrôle permanent :

- de la température de l'eau ;
- de l'agitation des pièces ;
- de la circulation de l'eau et de son renouvellement éventuel. Par ailleurs, il est nécessaire d'éviter toute contamination de l'eau par des produits étrangers (sels notamment), qui changerait sa sévérité de trempe et empêcherait d'obtenir des résultats constants. [23]

II.2.2.b) Trempe à l'huile :

Il existe une très grande variété d'huiles de trempe qui peuvent différer :

- par l'huile de base (minérale ou synthétique) ;
- par les additifs qu'elles contiennent, additifs qui ont pour objet soit de modifier le pouvoir refroidissant, soit d'améliorer certaines propriétés (notamment la résistance à l'oxydation).

Lors d'une trempe à l'huile, la vitesse de refroidissement n'est pas constante ; elle est maximale lorsque la température de surface de la pièce est encore assez élevée et généralement comprise, suivant les propriétés de l'huile considérée, entre 400 et 600 °C, soit à un niveau bien supérieur à celui correspondant à la trempe à l'eau. La viscosité de l'huile diminue quand sa température augmente [23].

II.2.2.c) Trempe à l'air :

Est le cas le plus simple à mettre en œuvre et il doit être choisi en priorité dans le cas des aciers à outils de bonne trempabilité, car les risques de déformations sont d'autant plus grands que le monde de refroidissement est plus rapide [23].

Le milieu de trempe est choisi surtout en fonction de la trempabilité de l'acier.

Pour les aciers au carbone, la trempe se fait dans l'eau de 20-40°C, En ajoutant environ 10% de chlorure de sodium à l'eau, on obtient une trempe plus efficace qu'avec de l'eau pure, Il est évident que les couches d'oxyde adhérent à la pièce et les bulles de vapeur qui se sont formées à la surface diminuent le transfert de chaleur, donc la vitesse de refroidissement, Par contre, une forte agitation (convection forcée) du milieu de trempe l'augmente.

Le refroidissement rapide par trempe ne permet ni la germination ni la croissance des nouvelles phases, La diffusion à longue distance, nécessaire à la ségrégation du C et des éléments d'alliage, aurait besoin de plus de temps pour produire un effet notable.

L'austénite n'étant pas stable à basse température et la ferrite n'étant pas capable de dissoudre suffisamment de carbone, la transformation martensitique se produit, Elle est beaucoup plus rapide, car elle s'opère sans aucune diffusion.

Elle commence sur certains plans cristallographiques particuliers, appelés plans d'accrolement, et avance par rabattement des atomes dans les plans voisins de même orientation.

Un plan d'accrolement est un plan cristallographique dans lequel la disposition des atomes est aussi identique que possible dans l'ancienne et la nouvelle structure (minimum de distorsion), Lors de la transformation les atomes ne se déplacent que d'une distance nettement inférieure au paramètre de la maille.

L'effet d'une trempe sur un acier se laisse très fortement influencer par sa teneur en carbone et le pourcentage des éléments d'alliages. Les éléments ajoutés au Fe modifient profondément la cinétique de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$, Pour mettre en évidence cette cinétique, on se sert des diagrammes TTT (diagramme de transformation de l'austénite en conditions isothermes, Température - Temps - taux de Transformation, Figure II.3) et surtout des TRC (diagramme de Transformation en Refroidissement Continu, voir Figure II.4) dans le cas des trempes.

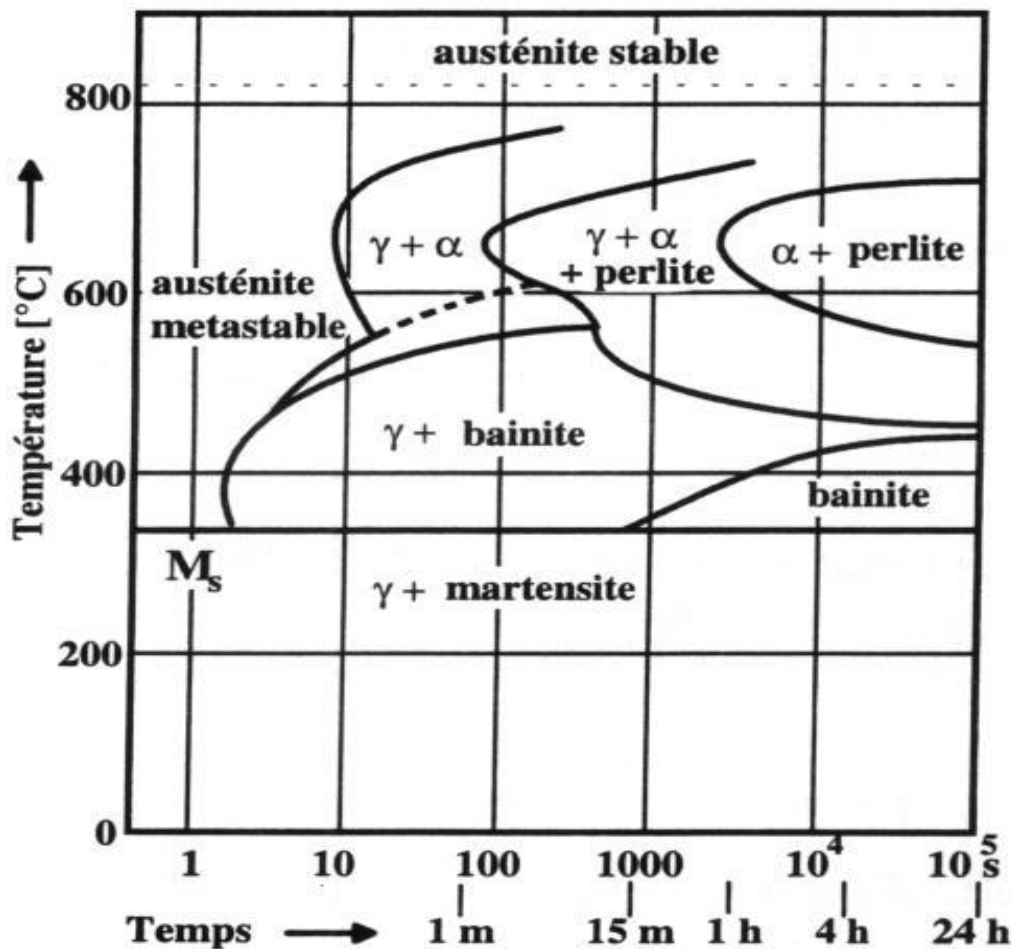


Figure II.3 : Courbe TTT (acier faiblement allié 0,35 % C) : Ce diagramme se lit en suivant une isotherme.

II.2.3 Le Revenu :

Un acier trempé est dur, mais généralement beaucoup trop fragile pour être utilisé directement, Le revenu consiste à chauffer une pièce qui vient d'être trempée à une température inférieure au point de transformation, à la maintenir à cette température, puis à la refroidir généralement à l'air, parfois à l'eau, Le revenu a pour but d'éliminer les contraintes résiduelles provenant de la trempe et d'augmenter la ténacité, L'augmentation de la ténacité s'obtient malheureusement toujours plus ou moins au détriment de la dureté et de la limite d'élasticité. Les contraintes résiduelles se forment en raison des grandes différences de température entre le cœur et la surface de la pièce lors de la trempe. La dilatation thermique provoque des contraintes qui dépassent la limite d'écoulement plastique et parfois même la résistance à la rupture (fissures de trempe).

D'autres contraintes résiduelles, qui varient fortement d'un grain à l'autre, prennent naissance lors de la transformation martensitique et ont pour origine le changement de la forme (cisaillement des atomes le long des plans cristallographiques) et le changement de volume qu'entraîne cette transformation.

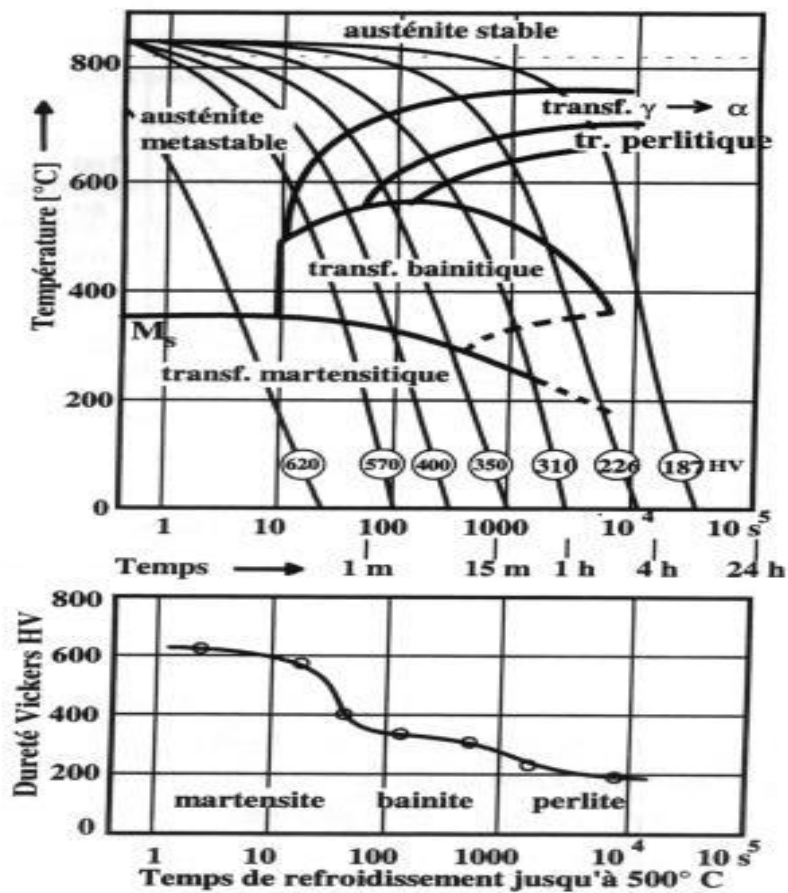


Figure II.4 : Courbe TRC et dureté après trempe, Le diagramme TRC se lit en suivant les courbes de refroidissement

Le revenu permet de transformer graduellement l'état martensitique - métastable - vers un état d'équilibre, caractérisé par la coexistence de ferrite et de cémentite, l'augmentation de la température permet la germination et la croissance de la cémentite et, le cas échéant, des carbures, la martensite s'appauvrit ainsi en carbone et sa maille cristalline se transforme continuellement dans la maille cc de la ferrite, les distorsions du réseau cristallin, caractéristiques pour les microstructures martensitiques, et avec eux les contraintes résiduelles, à l'origine de la fragilité, sont relâchées. Les propriétés mécaniques que l'on obtient après un revenu de 30 min sont représentées dans le diagramme de revenu et qui est normalement fourni par le fabricant de l'acier.

Le diagramme montré en (Figure II.5) correspond à celui d'un acier d'amélioration que l'on utilise pour la réalisation des pièces de construction fortement sollicitées (arbres, engrenages).

En particulier il s'agit de l'acier 40NiCrMo6 qui a la composition : 0.4% C, 1.4% Ni, 0.8% Cr et 0.4% Mo.

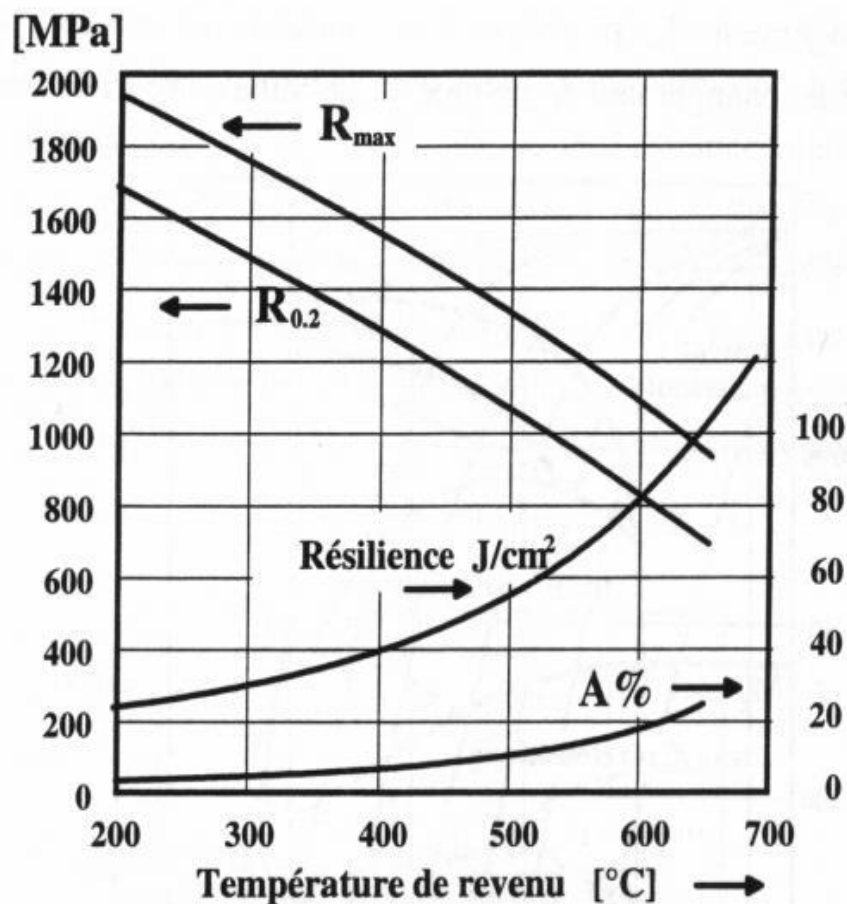


Figure II.5 : Diagramme de revenu de l'acier 40NiCrMo6.
Évolution des propriétés en fonction de la température de revenu (température de trempe 800°C) [22]

II.3 les transformations de phases à l'état solide des aciers :

II.3.1.a) la transformation de l'austénite :

Le traitement thermique de l'acier commence lorsqu'il est porté à haute température dans un état complètement ou très largement austénitique, L'austénite possède alors deux caractéristiques intéressantes :

- 1) Composition et l'homogénéité de la composition ;
- 2) La grosseur du grain.

Au refroidissement, l'austénite se transforme en ferrite et carbure, En ajustant les conditions de refroidissement, en particulier la vitesse, il est possible de contrôler la structure microscopique, autrement dit le mode de répartition du carbure dur dans la matrice ferritique douce, L'une des vitesses de refroidissement de l'acier à partir du domaine austénitique est la vitesse de refroidissement des produits laminés ou forgés après la dernière passe à chaud, Ce refroidissement n'est pas techniquement, un traitement thermique. Il s'agit pourtant, d'un point de vue métallurgique, d'un véritable traitement, reproductible pour une section donnée.

La décomposition de l'austénite ne commence pas instantanément lorsque la température atteint celle qui, au bout d'un temps de maintien suffisant, entraîne sa décomposition isotherme [24].

II.3.1.b) Mécanisme de la transformation lors de l'austénitisation :

Lors du traitement thermique d'austénitisation, les structures martensitiques, bainitiques et ferrito-perlitiques se transforment en phase austénitique, La croissance de l'austénite est contrôlée par diffusion, Comme le traitement d'austénitisation se fait à haute température, cette diffusion est rapide, un traitement de 30 min permettant a priori une redissolution complète de la perlite, pour des températures suffisamment élevées.

Pour les structures perlitiques, le mécanisme de germination de l'austénite dépend de la morphologie de la perlite initialement présente [25].

Dans le cas d'une perlite globulaire, la formation de l'austénite se fait par étapes successives au cours de la montée en température, Son mécanisme de formation est schématisé sur (la Figure II.6).

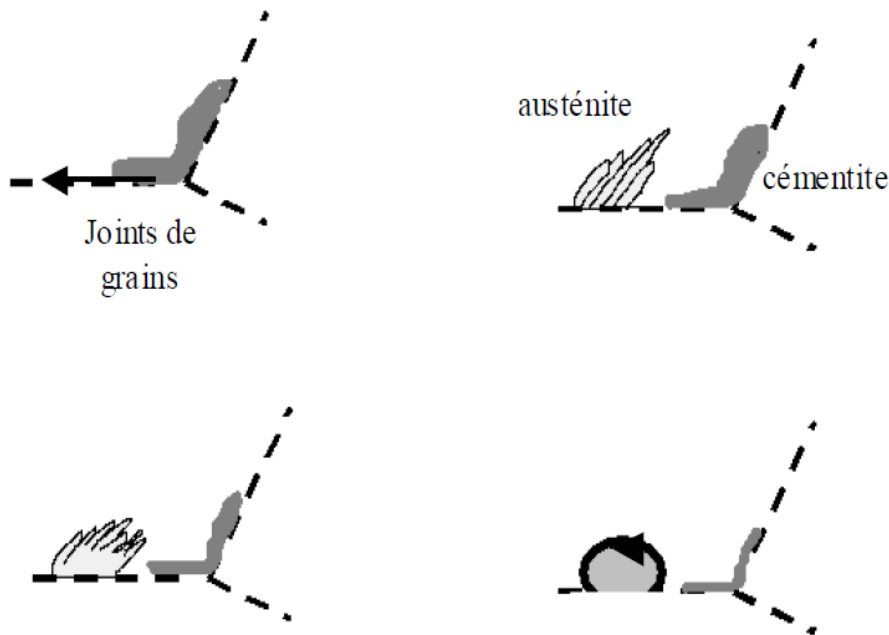


Figure II.6 : Premiers stades de la formation de la phase austénitique [25]

La diffusion du carbone se faisant préférentiellement aux joints de grains, c'est sur ces derniers que la germination de la phase austénitique se produit, le carbone nécessaire à cette étape provient de la dissolution des carbures, la première apparition d'austénite peut aussi être localisée à l'interface entre les colonies de perlite, La croissance de l'austénite se poursuit ensuite sous formes de lattes, Du fait que l'on se trouve à haute température, il y a ensuite coalescence de ces lattes à l'arrière du front de croissance, jusqu'à ce que celle-ci soit bloquée par des globules de perlite encore présents, La phase austénitique croît alors de façon isotrope à partir du joint de grains ou elle s'est formée, parallèlement à la dissolution des carbures [26] [27].

Si la structure perlitique initiale est lamellaire, le mécanisme de formation de la phase austénitique est différent de celui décrit précédemment, l'austénite va germer sur les interfaces ferrite/cémentite de la perlite, Une rapide croissance fait suite à une germination instantanée de l'austénite, Au fur et à mesure que l'austénite croît, la proportion de ferrite diminue et les lamelles de cémentite deviennent de moins en moins épaisses jusqu'à se dissoudre complètement.

II.3.1.c) Rôle des éléments d'alliages :

Les éléments d'alliage ont un rôle prépondérant dans le traitement d'austénitisation, la germination de l'austénite est instantanée dans le cas des aciers au carbone mais la présence de certains éléments d'alliage peut ralentir la croissance gouvernée essentiellement par la

diffusion, du fait de leur faible diffusivité [28], modifiant la position des points caractéristiques de début et de fin de la transformation A_{c1} et A_{c3} . Les formules empiriques de Andrews peuvent être utilisées pour estimer les températures de transformation en fonction de la composition chimique des aciers faiblement alliés [29], elles sont valables pour des aciers contenant moins de 0,6% de carbone, ces formules sont données ci-après en fonction de la teneur massique en éléments d'alliages.

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 6,38W + 290As \quad \text{eq (II.2)}$$

$$A_{c3} = 912 - 203C - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - 30Mn \quad \text{eq (II.3)}$$

La Figure II.7 présente les changements occasionnés par la présence des éléments d'alliages alphagènes ou gammagènes sur le diagramme d'équilibre des phases de l'alliage Fe-C. En pratique, les éléments d'alliage vont influencer sur la transformation d'austénitisation, selon qu'ils sont alphagènes ou gammagènes et carburigènes ou non, un élément est dit alphagène quand il stabilise la phase cubique centrée, il va donc augmenter la température de formation de l'austénite. Au contraire, un élément sera qualifié de gammagène s'il stabilise la phase cubique à faces centrées, la température A_{c3} est alors abaissée.[30]

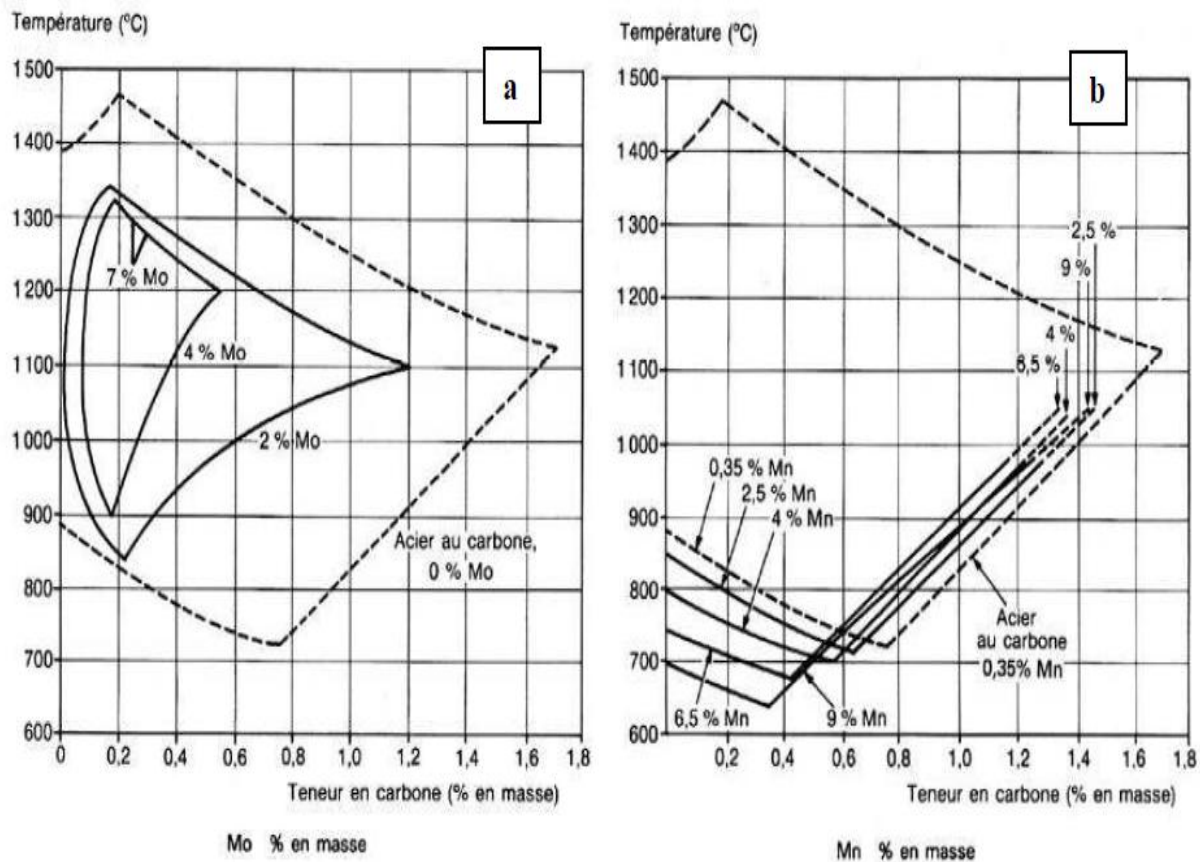


Figure II.7 : Influence des éléments d'alliage sur le diagramme de phase Fe-C a) Présence d'un élément alphagène, le molybdène– b) Présence d'un élément gammagène. Le manganèse

Les éléments alphas les plus souvent utilisés dans les aciers alliés sont le Si, Al, Cr, Mo, Ti, V, W. Le nickel et le manganèse sont quant à eux des éléments gammagènes [31]. Ces considérations expliquent l'effet de ces éléments sur l'abaissement ou l'augmentation des température A_{c1} et A_{c3} dans les formules d'Andrews et d'Eldis précédemment citées.

Un autre aspect est à prendre en compte pour comprendre l'effet de ces éléments. En effet, certains éléments, dits carburigènes, ont une affinité plus grande pour le carbone que celle du fer. Même présents en faible quantité, ils peuvent se substituer partiellement aux atomes de fer de la cémentite, formant ainsi des carbures notés de manière générale M_3C [32]. Lorsque la teneur en ces éléments est suffisante, la formation de différents carbures autres que la cémentite, peut être observée [33]. Notons ici quelques exemples pour l'ajout de chrome ou de vanadium : $(Cr, Fe)_{23}C_6$, $(Fe, Cr)_3C$, $(Cr, Fe)_7C_3$ ou $(Fe, V)_3C$ et $(V, Fe)_4C_3$. Parmi les éléments carburigènes on trouve Cr, V, Mo, Ti, W, Nb et Mn. Des éléments comme le silicium ou le nickel, n'étant pas carburigènes, se retrouvent en solution solide dans la ferrite.

Ces carbures ont une influence sur la croissance des grains austénitiques au cours du traitement d'austénitisation. Maropoulos et al [34] ont étudié plus particulièrement l'influence des carbures de vanadium sur les cinétiques de grossissement des grains austénitiques en faisant varier la température d'austénitisation sur des nuances d'aciers

Contenant 0,2% de vanadium. (La Figure II.8) montre l'évolution de cette taille de grains et la concentration en carbures de vanadium non dissous dans la matrice, en fonction de la température d'austénitisation imposée [34] [35].

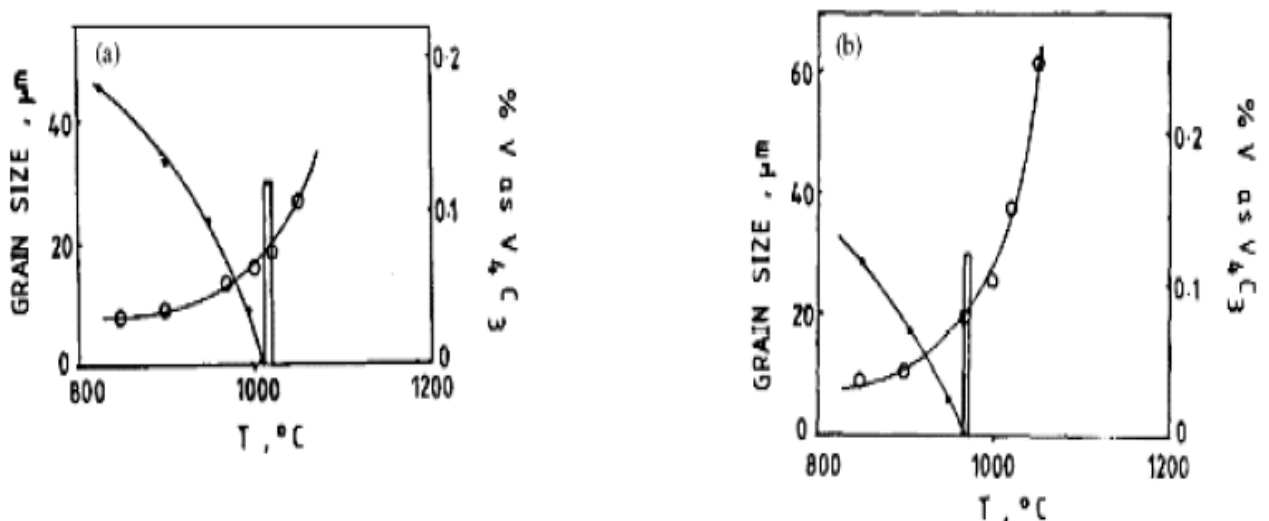


Figure II.8 : Influence de la température d'austénitisation sur le grossissement des grains et la dissolution des carbures de vanadium –a) acier de composition 0,35%C-3,26%Ni-0,88%Cr-0,66%Mo-0,22%V- 0,23%Cu-0,52%Mn-0,18%Si – b) acier de composition 0,29%C-3,10%Ni-0,77%Cr-0,57%Mo-0,14%V- 0,25%Cu-0,52%Mn-0,15%Si

De nombreux auteurs ont étudié l'effet de la dissolution des carbures et des nitrures dans les aciers industriels. Ces précipités, de par leur stabilité à haute température, bloquent la croissance des grains de l'austénite tant qu'ils ne sont pas dissous [36] [37] [38], il est alors possible de contrôler la croissance de la taille de grains austénitique en jouant sur la composition des aciers, en y introduisant ces éléments carburigènes.

Des études sur le rôle du vanadium dans les aciers au carbone, ont montré l'existence de précipités de carbure de vanadium, dont la stabilité à haute température est élevée [39] [40]. (La Figure II.9), montre qu'avec une teneur de 0,2% seulement, la présence des carbures de vanadium nécessite de chauffer à une température bien plus élevée (supérieure à 980°C pour une teneur en carbone de 0,6%) pour former une austénite homogène dans lesquels ces carbures sont dissous. Ainsi, le vanadium, précipitant sous forme de carbure stable jusqu'à des températures supérieures à 1000°C, joue un rôle capital dans le blocage de la croissance des grains austénitiques.

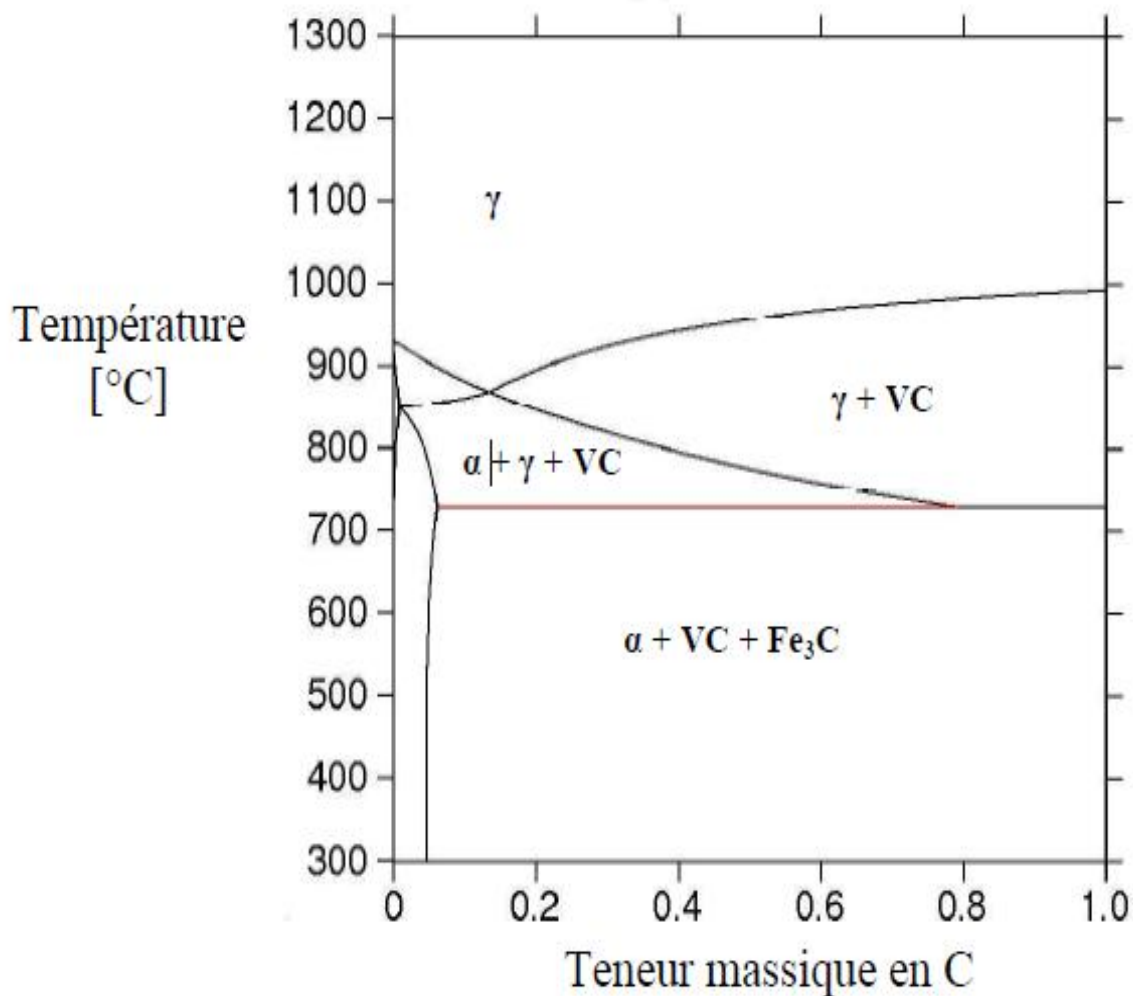


Figure II.9 : Coupe du diagramme ternaire de l'acier Fe CV pour une concentration constante de 0,2% de vanadium

II.3.1.d) Conclusion :

En conclusion, les différents paramètres importants qui interviennent au cours du traitement d'austénitisation dans les aciers au carbone sont les suivants :

- La vitesse de la montée en température, qui influe sur les températures de début et de fin de Transformations.
- La température et la durée du maintien à température, qui forment un couple de paramètres permettant d'obtenir une austénite homogène tout en régulant le grossissement de la taille de grains de l'austénite.
- Les éléments d'alliage, qui par leur présence ont une influence à la fois sur les températures de début et de fin de transformations, mais également sur le contrôle de la taille de grains austénitique lorsqu'ils se trouvent sous forme de carbures stables à haute température.

Ainsi, ces divers paramètres doivent être pris en compte pour caractériser l'état initial de l'austénite à l'issue d'un traitement d'austénitisation. L'homogénéité, la taille de grains et la mise en solution des précipités sont autant de facteurs essentiels pour une austénitisation maîtrisée, et de par l'influence de l'état austénitique sur les transformations ultérieures qui se produisent au cours du refroidissement ou lors des traitements de revenu qui peuvent être opérés par la suite sur l'acier.

II.3.2 Transformation perlitique :

Au cours d'un refroidissement lent, à la vitesse de 2 à 3 °C / mn, l'austénite se transforme en ferrite et en carbure lamellaire [41].

A haute température, l'austénite homogène présente une distribution embryonnaire caractéristique, Le franchissement de la température de transformation entraîne une évolution de cette distribution pendant laquelle on n'observe aucune transformation [42], le temps nécessaire pour atteindre ce nouvel état est appelé temps d'incubation.

A température θ_{iso} , légèrement au-dessous de A1 (pour un acier proche de la composition eutectoïde), l'énergie motrice de la transformation est négligeable est-il s'ensuit une faible vitesse de réaction que l'on observe après temps d'incubation important.

A température θ_{iso} , c'est-à-dire vers 500°C, l'énergie motrice de la transformation devient très importante, mais l'abaissement de la température ralentit considérablement, la vitesse de diffusion du carbone qui apparaît

Comme le facteur contrôlant la transformation et expliquant l'importance du temps d'incubation.

Vers 600 °C, l'énergie motrice et la vitesse de diffusion ont des valeurs telles que la formation de la perlite se manifeste après un très court temps d'incubation.

Pour un acier hypoeutectoïdes, la transformation commence par l'apparition de la ferrite aux joints des grains austénitiques ; simultanément, l'austénite restante s'enrichit en carbone jusqu'à atteindre la composition eutectoïde.

La perlite apparaît sous forme de colonies ou l'agrégat ferrite –cémentite progresse, sans relation d'orientation cristallographique avec le grain d'austénite mère [43].



Figure II.10 : Début de la transformation perlitique d'un acier eutectoïde, la croissance lamellaire à partir des germes et la formation simultanée de ferrite et de carbure [44].

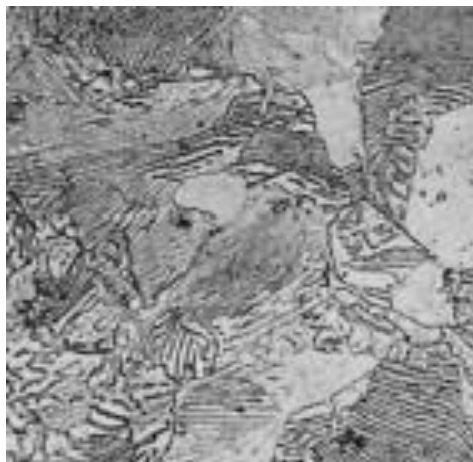


Figure II.11 : transformation perlitique après la décomposition complète [44].

II.3.3 Transformation intermédiaire (bainitique) :

II.3.3.a) Bainite :

Mélange de fines plaquettes de carbures Fe_3C et ϵ ($\text{Fe}_2 ; 4 \text{ C}$) dans une matrice de ferrite. Accompagne souvent la martensite dans les aciers trempés, moins dur, mais moins fragile que la martensite. [2]

II.3.3.b) la transformation bainitique :

La transformation perlitique est contrôlée par un mécanisme de diffusion, alors que la transformation martensitique procède par cisaillement et en absence de diffusion.

La transformation bainitique est intermédiaire entre les deux précédentes, puisque le mécanisme mis en jeu est mixte : on observe simultanément un phénomène de cisaillement de l'austénite en ferrite, et une diffusion à courte distance du carbone.

La bainite qui apparaît à haute température, dite bainite supérieure, présente la forme de lattes, les aiguilles de ferrite bainitique étant séparées par de petites plaquâtes de cémentite. Aux températures plus basses, le carbone dont la vitesse de diffusion est de plus faible, précipite sous forme de très fins carbures de type cémentite ou epsilon (Fe_{23}C_6) à l'intérieur même des aiguilles de ferrite bainitique.

Ceux-ci plus petits sont allongés selon des directions faisant un angle de l'ordre de 60°C avec l'axe des lattes de ferrite [45.46] on parle alors de bainite inférieure. (Figure II.12)

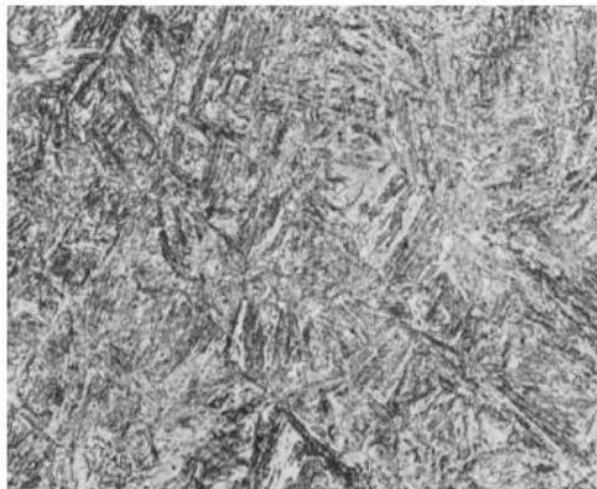


Figure II.12 : Structure bainitique (bainite inférieure) (Acier à 0,35 % C - 4,1 % Ni - 1,6 % Cr - 0,4 % Mo) Traitement : 850 °C (30 min) -refroidissement interrompu à 300 °C (16 h)
Attaque Nital (3 %) Grossissement : 900

II.3.4 Transformation martensitique :

II.3.4.a) La martensite α' (M) :

Cette phase cristallise dans le système quadratique, On peut la considérer comme une solution solide de carbone dans le réseau distordu de la ferrite. Cette distorsion est la caractéristique d'un acier refroidi rapidement depuis la température de l'austénitisation, et elle coexiste souvent avec la bainite et la troostite.

La martensite possède une grande dureté ($HV = 700$ à 900), mais présente l'inconvénient d'être très fragile, Elle est ferromagnétique comme la ferrite. (Figure II.13)

La martensite peut se présenter sous différentes morphologies : massive ou aciculaire. Cette dernière forme est de loin la plus répandue dans le cas des aciers faiblement alliés. [5]

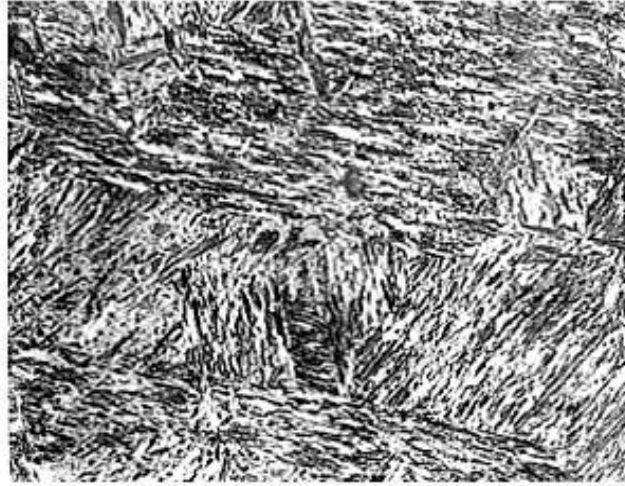


Figure II.13: structure martensitique d'acier à 0,32 % C - 4,12 % Ni - 1,37 % C
Traitement : 850° C (30 min) – eau Attaque Nital (3 %) Grossissement : 900 [8]

II.3.4.b) La formation de la martensite :

Nous savons qu'en refroidissant lentement l'austénite, nous observons à l'issue du refroidissement, une structure ferrito-perlitique pour des aciers dont la teneur en carbone est inférieure à 0,77% [47], Ces transformations sont gouvernées par la diffusion du carbone et sont couramment appelées transformations diffusives. Au cours d'une trempe, en revanche, le carbone ne peut plus diffuser, la phase martensitique possède donc la même teneur en carbone que la phase austénitique dont elle est issue et on parle ici de transformations displacives, Ce terme vient du fait que la croissance rapide de la martensite se fait via un mouvement coordonné des atomes [48-50]. Il est cependant important de souligner que durant la transformation, ce mouvement coordonné d'atomes est tel que le déplacement d'un atome par rapport à ses voisins reste inférieur à la distance inter-atomique.

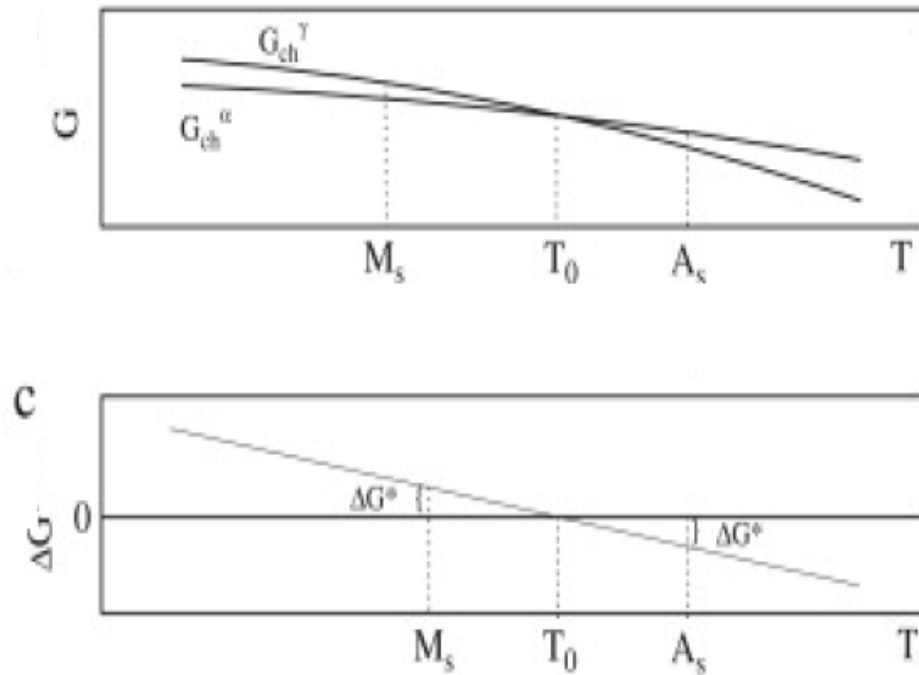


Figure II.14 : Représentation schématisée de l'enthalpie libre des phases austénitique et martensitique : G_{ch}^{α} et G_{ch}^{γ} sont les enthalpies libres de la phase martensitique et de la phase austénitique respectivement [51]

Lors du refroidissement à partir de la phase austénitique, il y a apparition de la phase martensitique. Elle se fait instantanément, du moment qu'une certaine température M_s , appelée température de début de transformation martensitique, est atteinte [52]. La (Figure II.14) schématise la variation ΔG d'enthalpie libre en fonction de la température. Pour les températures élevées, la phase austénitique étant plus stable, son enthalpie libre est moins élevée. Par contre, lorsque la température est abaissée, l'enthalpie libre de la phase martensitique est plus basse de celle de la phase austénitique. La température T_0 est la température à laquelle, l'inversion de stabilité des phases est constatée. Toutefois, la transformation ne se produit pas immédiatement au changement de stabilité, mais à la température M_s . La transformation se poursuit alors, non par croissance de la phase déjà formée, mais par formation de nouveaux domaines, lorsque la température est de nouveau abaissée.

La phase martensitique est une phase tétragonale centrée, dans laquelle le carbone reste en solution : il existe donc une relation directe entre le pourcentage de carbone et la variation des paramètres c et a de la maille martensitique (Figure II.15).

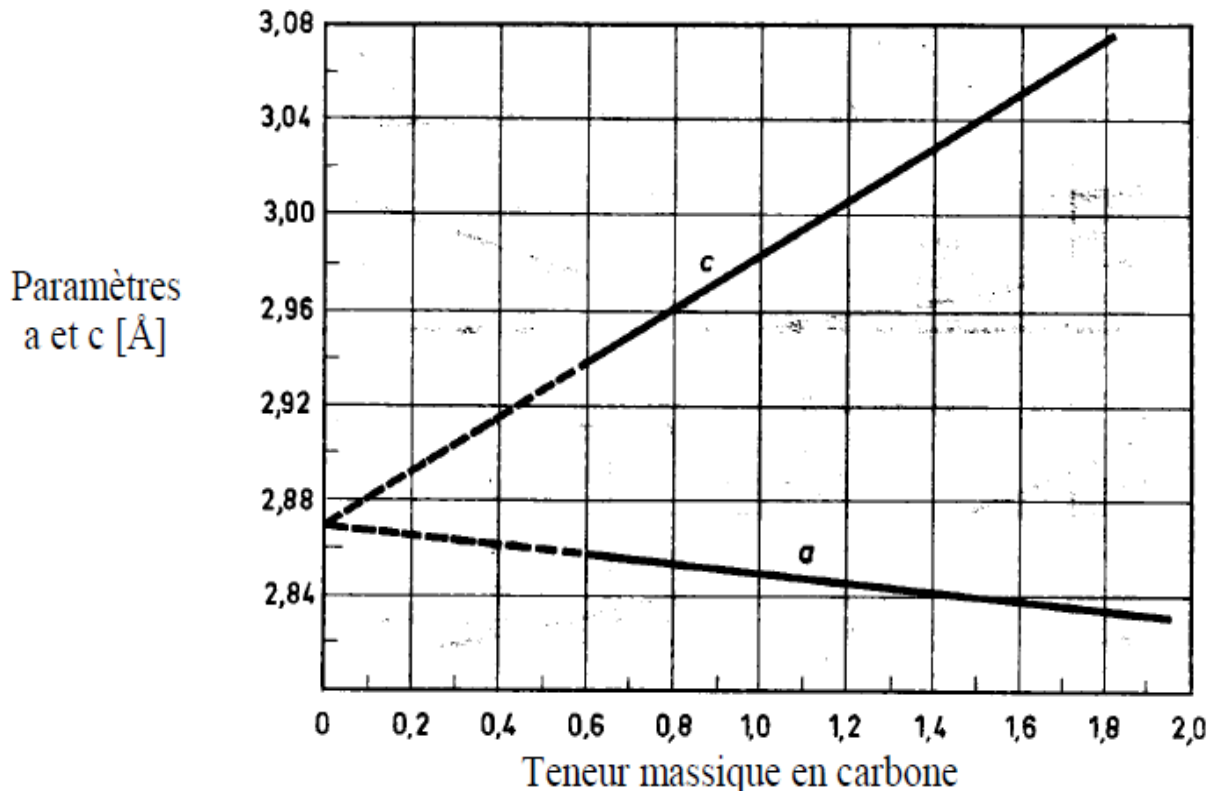


Figure II.15 : Évolution des paramètres de maille a et c en fonction de la teneur en carbone de la maille martensitique [53]

La Figure II.15 est directement issue des relations cristallographiques qui donnent la variation des paramètres de la maille tétragonale en fonction de la teneur en carbone de l'alliage et qui s'expriment comme suit :

$$a = a_0 - 0,015\%C \quad \text{eq (II.4)}$$

$$c = a_0 + 0,115\%C \quad \text{eq (II.5)}$$

Où a_0 représente le paramètre de la maille cubique centrée de $\text{Fe}\alpha$ et $\%C$ la teneur en carbone.

On arrive ainsi à la relation expérimentale de Roberts [53] :

$$c/a = 1 + 0,045\%C \quad \text{eq (II.6)}$$

Le paramètre c de la maille augmente avec la teneur en carbone, tandis que le paramètre a décroît. Ainsi, plus la maille est riche en carbone, plus elle est tétragonale. Ceci s'explique par le fait que les atomes de carbone sont situés au centre des arêtes, dans les sites octaédriques [54] [55], (La Figure II.16) résume la position des atomes de carbones dans la maille.

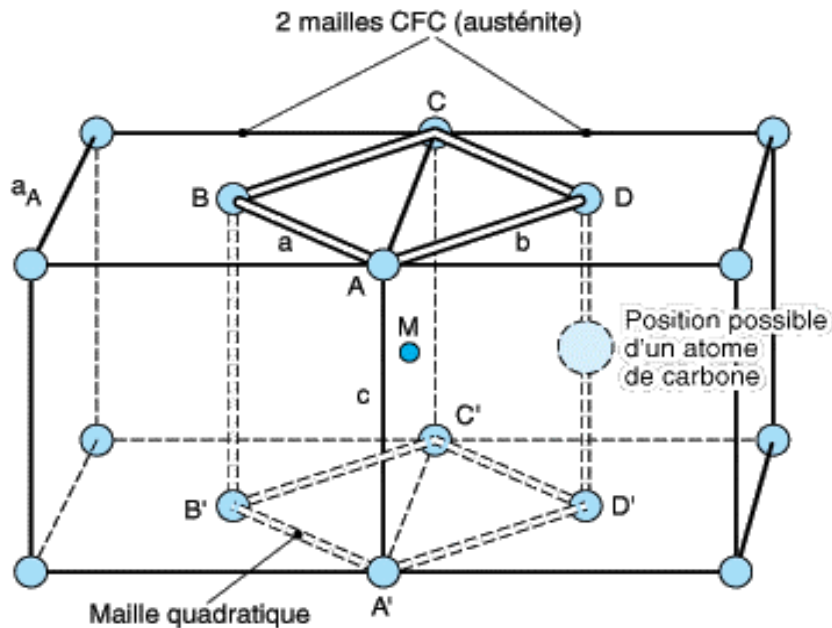


Figure II.16 : Position des atomes de carbones dans la maille quadratique de la martensite [56]

A l'échelle macroscopique, cette transformation est très souvent comparée à un cisaillement. En observation optique, la formation des plaquettes de martensite s'accompagne d'un relief observé à la surface polie du métal. Le mécanisme de formation de la martensite implique une relation d'orientation entre la phase martensitique obtenue et la phase austénitique initiale [57-59], L'interface entre la martensite et l'austénite est appelée plan d'accolement ou plan d'habitat et est semi cohérente (Figure II.17).

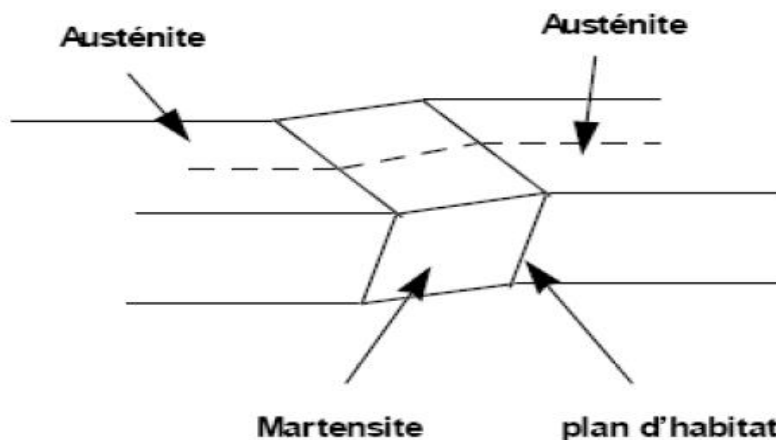


Figure II.17: Formation d'une plaquette de martensite : apparition de l'interface austénite/martensite, appelée plan d'habitat

II.3.4.c) La morphologie de la martensite :

Lorsque la structure de la martensite est observée, celle-ci peut apparaître sous différentes formes [60] [61] [62]. On distingue la martensite en lattes ou la martensite en plaquettes, ces deux morphologies dépendant de la teneur en carbone de l'acier [63], (La Figure II.18) présente les domaines d'existence des deux morphologies de la martensite. Ainsi, la martensite en lattes est observée pour un acier à faible teneur en carbone [64], ne dépassant pas les 0,6%. Pour une teneur en carbone supérieure à 1%, seule la martensite en plaquettes s'est présente. Enfin, pour des teneurs en carbone comprises entre 0,6% et 1%, les deux types de morphologie coexistent.

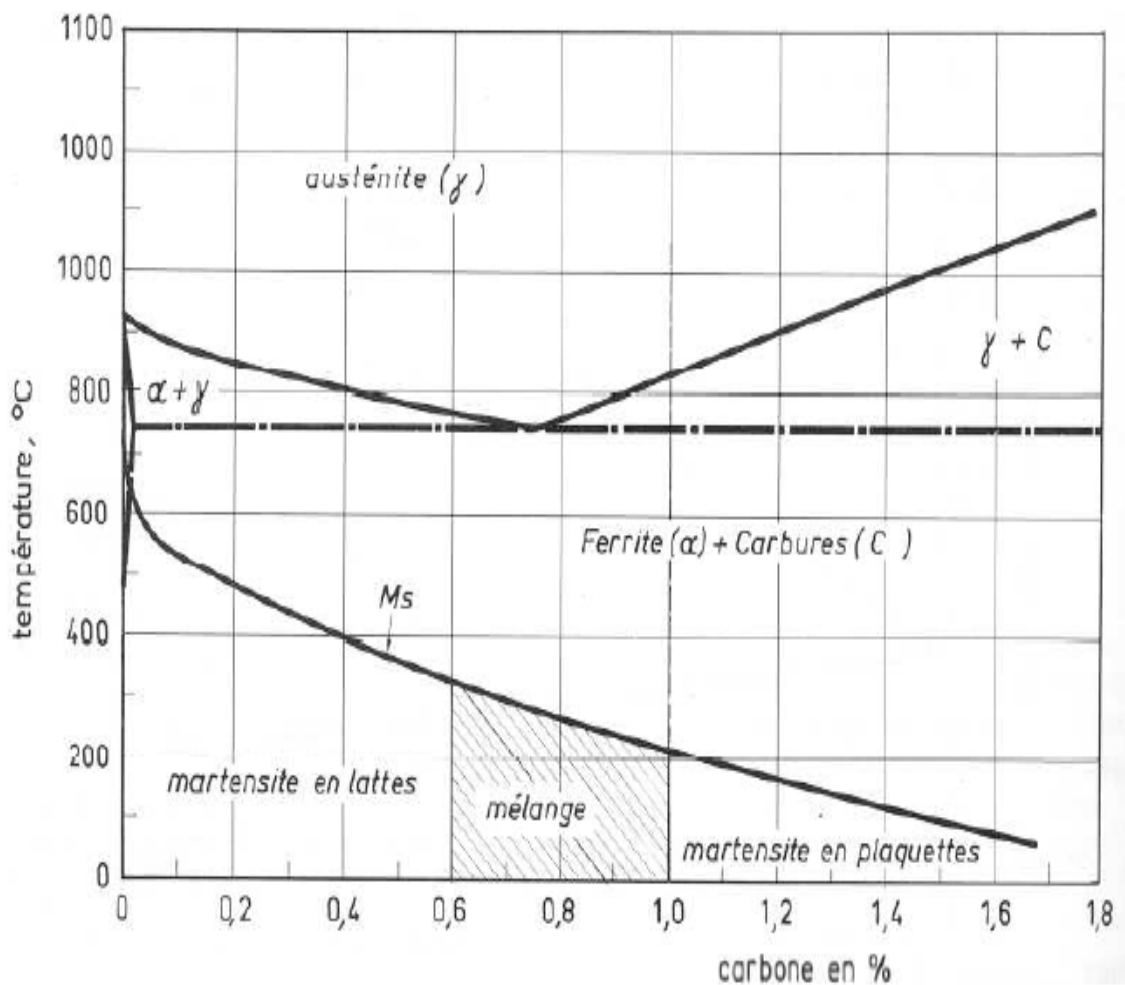


Figure II.18 : Morphologie de la martensite en fonction de la teneur en carbone de l'acier [63]

La Figure II.19 présente les microstructures observées sur un acier au carbone d'une structure martensitique en lattes. Cette dernière se caractérise par une structure constituée de paquets de lattes grossièrement parallèles. A l'approche d'un joint de grains, la croissance de

ces lattes est bloquée. Ainsi, en fonction de la taille de grains initiale de la matrice, la structure finale obtenue sera plus ou moins grossière. Pour cette morphologie de martensite, les relations d'orientation entre la phase martensitique et l'ancienne phase austénitique, sont données par les relations de Kurdjumov et Sachs [58], avec un plan d'accolement de type $\{111\}$. Au sein d'un grain, seules quatre directions sont possibles pour l'orientation de ces lattes. Enfin, dans ce type de structure, et dans le cas où la transformation martensitique ne s'est pas entièrement achevée, l'austénite résiduelle, bien que présente en faible proportion dans ce type de structure, du fait de la faible teneur en carbone, occupe les espaces entre les lattes de martensite [65].

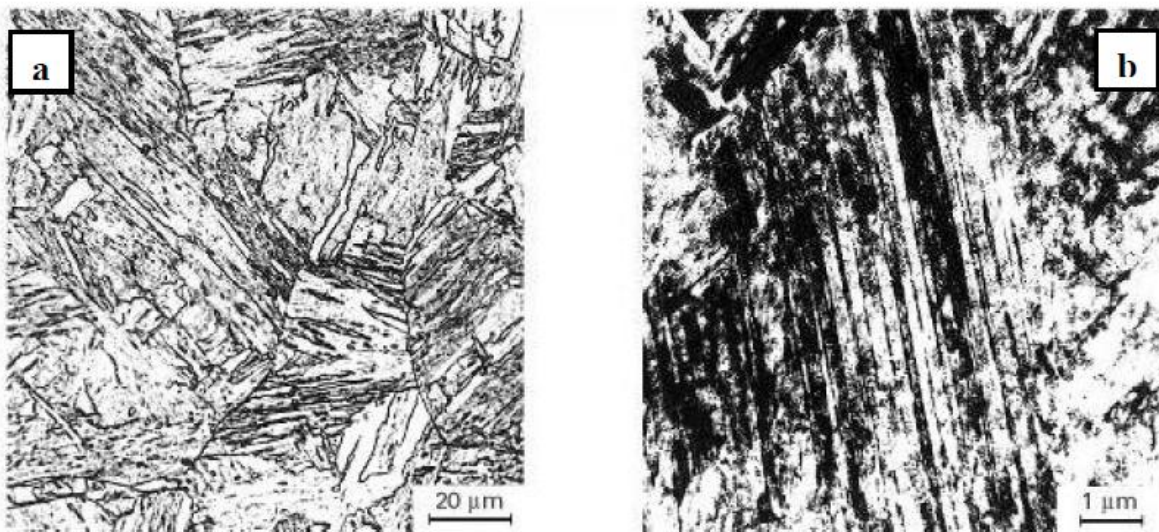


Figure II.19 : Morphologie de la martensite en latte a) observation optique – b) observation MET [65]

La martensite en plaquettes, aussi appelée martensite aciculaire est observée dans des aciers plus riches en carbone, elle est constituée de fines plaquettes qui sont orientées suivant des angles bien définis (Figure II.20). En effet, le développement de ces plaquettes se fait à partir du grain austénitique suivant des directions définies par le réseau de ce dernier. Les plans d'accolement entre la martensite et l'ancienne austénite sont les plans $\{225\}$ ou $\{259\}$ [57] [58] [59], Ces plans d'indices élevés induisent un grand nombre d'orientations possibles au sein d'un même grain, Comme pour la martensite en lattes, dès qu'une plaquette rencontre un joint de grains, sa croissance est bloquée, c'est également le cas lorsqu'elle rencontre une autre plaquette, Ainsi, les premières plaquettes croissent facilement jusqu'au joint de grains. Dès lors, les autres plaquettes qui se forment sont plus petites puisque leur croissance est gênée par la présence des plaquettes déjà formées, Au fur et à mesure que la transformation progresse, les plaquettes formées sont donc de moins en moins grandes.

Toutefois, la formation de ces plaquettes est gouvernée par un mécanisme de germination autocatalytique [66]. Ce mécanisme explique la formation des plaquettes, à partir des défauts créés lors de la concentration des contraintes engendrées par ce même changement de volume qui bloque la croissance des plaquettes déjà formées. La germination de nouvelles plaquettes est donc favorisée en même temps que la croissance des plaquettes déjà formée est ralentie.

Des observations en microscopie électronique mettent en évidence dans chaque plaquette, une sous-structure constituée de fines macles parallèles. Ce sont ces macles qui permettent d'accommoder les incompatibilités de la déformation entre la zone qui se déforme et son environnement [67-69].

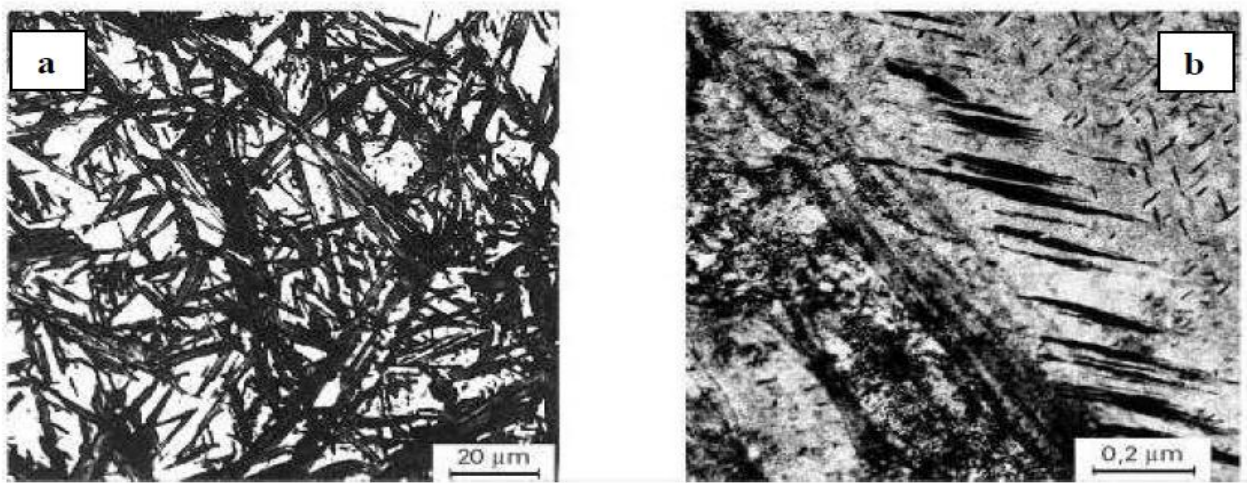


Figure II.20 : Morphologie de la martensite en plaquette – a) observation optique – b) observation MET [65]

II.3.4.d) Importance de la vitesse de refroidissement :

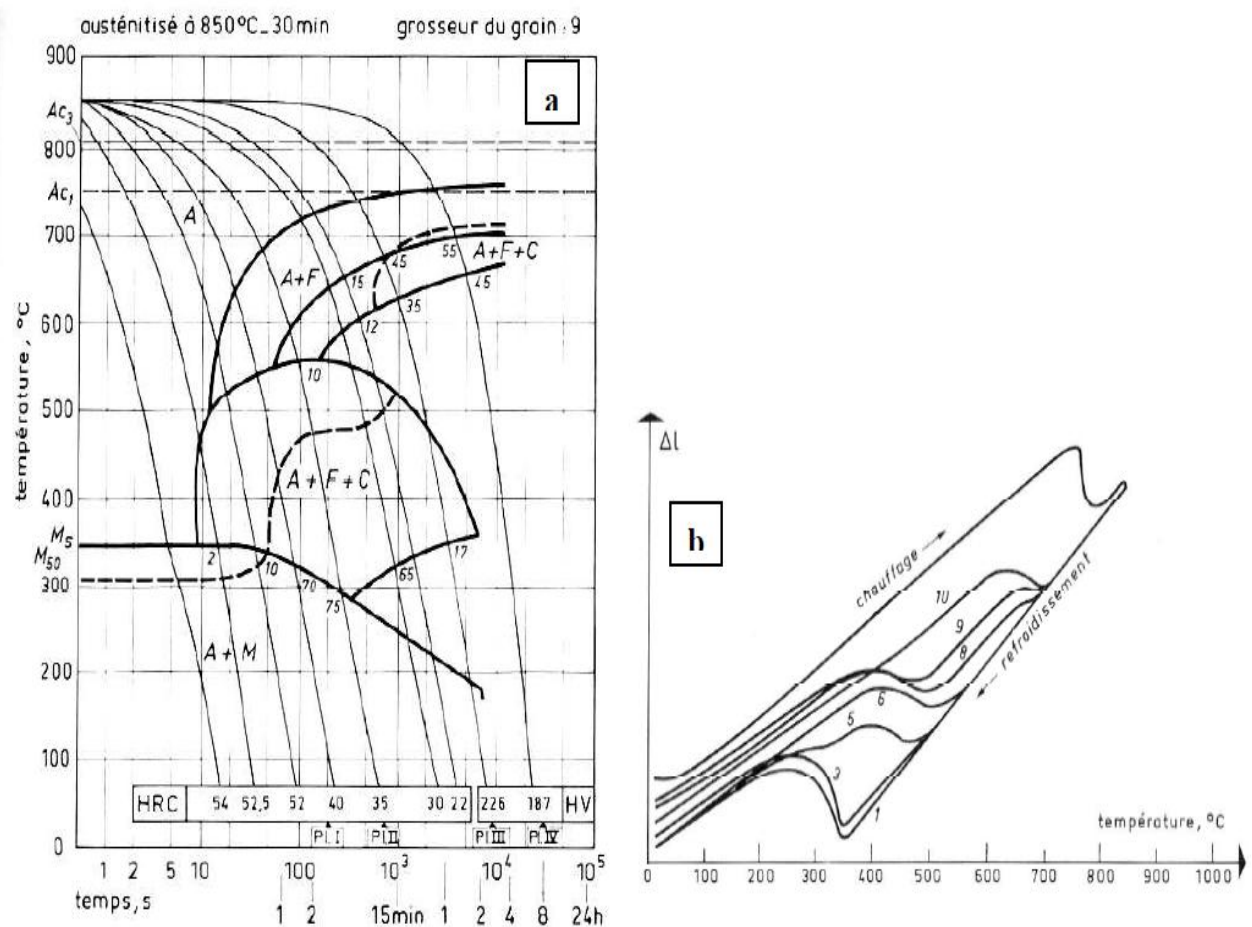


Figure II.21 : Exemple d'un tracé de diagramme TRC – a) diagramme TRC d'un acier faiblement allié a 0,36% de carbone – b) courbes dilatométriques ayant servi à l'établissement du diagramme [70].

La possibilité d'obtention de la structure martensitique à partir de la phase austénitique dépend de la vitesse de refroidissement de l'acier à partir d'une température où la phase γ est stable. Cette vitesse dépend essentiellement de la composition chimique de l'acier et de la taille de grains initiale de l'acier. Afin de mieux maîtriser les transformations qui se produisent en fonction de la vitesse de refroidissement, des diagrammes de taux de transformation en refroidissement continu, appelés diagrammes TRC sont élaborés. Un exemple de diagramme TRC pour un acier de composition 0,36%C-0,77%Mn-0,28%Si-0,96%Cr-0,16%Ni-0,28%Mo est présenté sur (la Figure **II.21**). Ces diagrammes sont généralement établis à partir de mesures dilatométriques. Les points de début et de fin des transformations qui se produisent au cours du refroidissement, en fonction de la vitesse imposée, y sont indiqués. En faisant varier ces vitesses on peut ainsi identifier, puis représenter, les domaines de transformations et établir les diagrammes correspondants.

Ces diagrammes peuvent alors être utilisés afin de déterminer les conditions d'obtention des phases souhaitées, ils se lisent en suivant une courbe de refroidissement, En général, sur chaque courbe, on peut lire les pourcentages d'austénite transformée après la traversée des différents domaines de transformation. La dureté obtenue en fin de refroidissement est également renseignée sur le diagramme à la fin de chaque courbe de refroidissement correspondante.

Intéressons-nous maintenant de plus près à la formation de la phase martensitique, Sur le diagramme présenté (Figure II.22), nous pouvons constater que pour les refroidissements les plus rapides (courbe de dureté finale 54 HRC), le domaine de formation de la structure ferritoperlitique et le domaine de la transformation bainitique ne sont pas traversés, La température M_s est indiquée sur le diagramme : en deçà de cette température, la martensite se forme, On définit la notion de vitesse critique de trempe, comme la vitesse la plus lente à partir de laquelle seule la transformation martensitique se produit.

La transformation martensitique est également caractérisée par la température M_f de fin de transformation, Tout comme la température M_s , elle varie avec la composition en carbone de l'acier, L'influence de la teneur en carbone sur les températures M_s et M_f a fait l'objet d'une étude de Stevens et Haynes [71]. (La Figure II.22) présente les résultats de ces travaux.

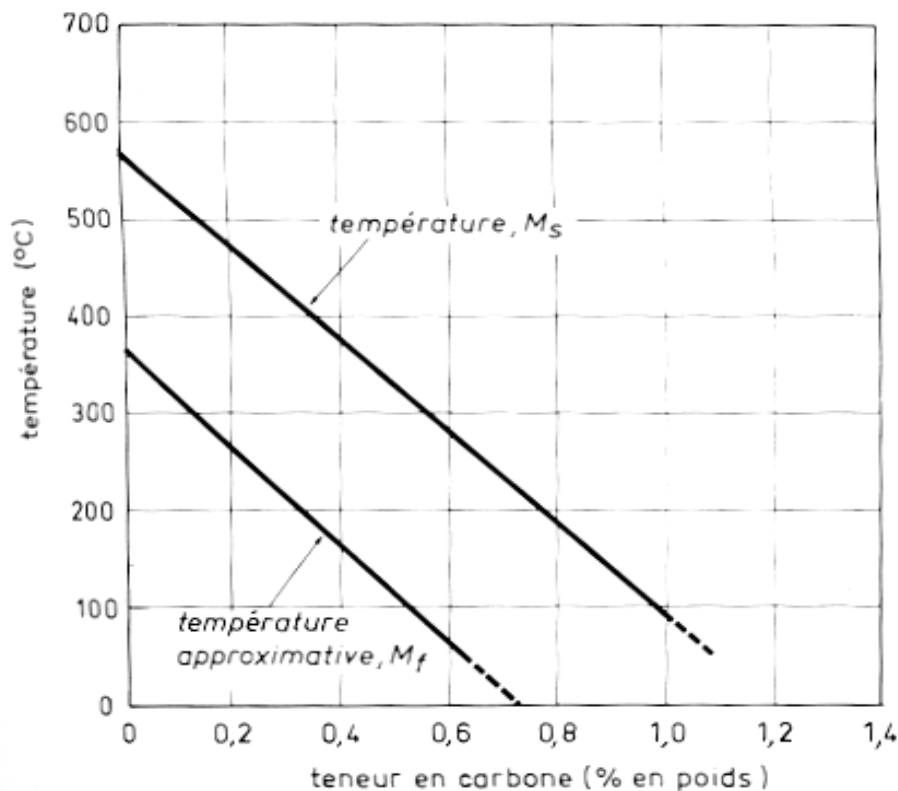


Figure II.22 : Influence de la teneur en carbone sur les températures de début et de fin de la transformation martensitique [71]

Dans le cas où la transformation est incomplète, (typiquement quand la température de fin de transformation martensitique M_F est inférieure à la température ambiante), une part d'austénite reste dans la structure : elle est appelée austénite résiduelle. Pour caractériser l'avancement de la transformation à une température T , la relation empirique de Koistinen-Marburger [72] qui relie la martensite formée et la proportion d'austénite non transformée est couramment utilisée. Elle s'écrit :

$$Z_m = Z_\gamma \{ 1 - \exp[-\alpha(M_s - T)] \} \quad \text{eq (II.7)}$$

Avec : α - une constante ; T - température considérée ; Z_m et Z_γ - respectivement la proportion de martensite formée et la proportion d'austénite restante.

Cette formule présente deux approximations majeures, La première est qu'elle ne permet pas d'obtenir une transformation martensitique totale à 100%. La deuxième approximation est qu'elle considère la transformation comme totalement indépendante du temps, elle donne cependant des résultats très satisfaisants. A partir de cette formule et de la relation d'Andrews pour l'estimation de M_s , Constant et al [70] ont comparé les résultats de plusieurs auteurs [73] [74] sur les taux d'austénite résiduelle en fonction du taux de carbone dissous dans l'austénite (Figure II.23), Les résultats qu'ils ont obtenus sont en bon accord avec ceux de Cohen et ceux de Roberts.

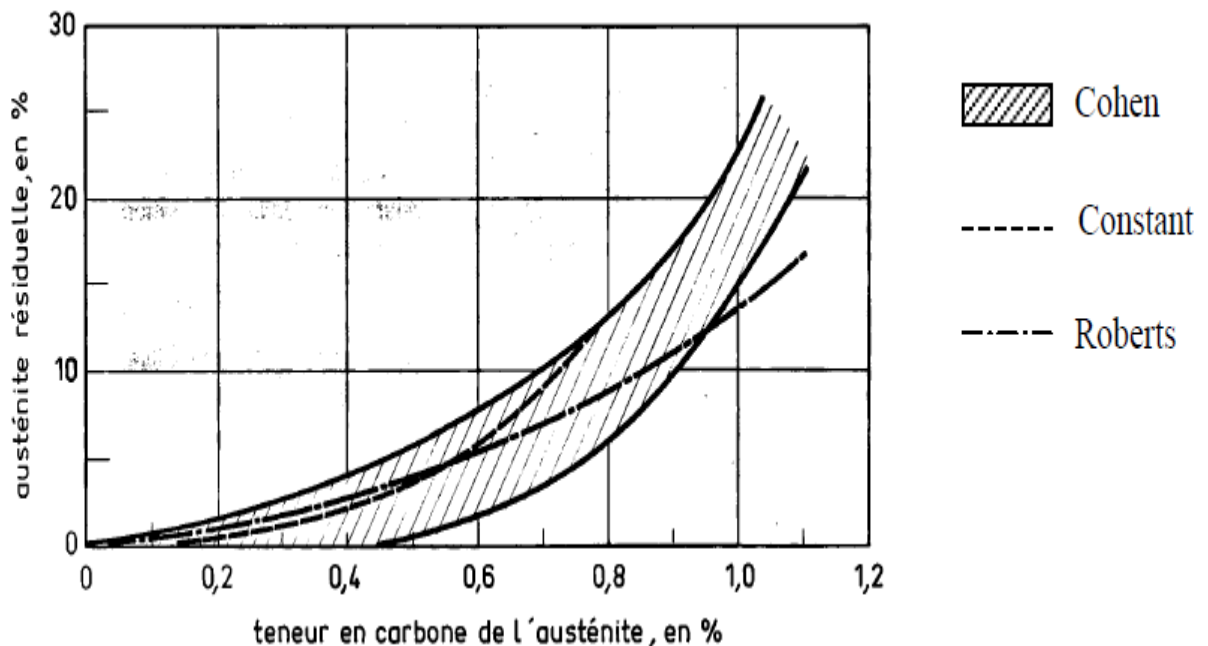


Figure II.23 : Influence de la teneur en carbone sur la proportion d'austénite résiduelle.

Comparaison entre les résultats de Constant et a. [70], Cohen [73] et Roberts [74]

II.3.4.e) Le rôle des éléments d'alliages :

Les éléments d'alliages jouent un rôle important dans la formation de la martensite, et ce, à trois niveaux. Ils influent en effet sur la vitesse critique de trempe nécessaire pour former cette la morphologie de la martensite obtenue.

A) Influence sur la vitesse critique de trempe :

Les éléments d'additions altèrent la cinétique des transformations de phases en modifiant la stabilité de l'austénite pour des températures inférieures à son domaine d'existence, de manière générale, ces derniers stabilisent l'austénite instable et les courbes TRC sont ainsi décalées vers la droite : les vitesses de transformations sont diminuées [75] [30], Dans certains cas, les éléments d'alliage peuvent également modifier la forme des courbes de transformation. Cela a une conséquence pratique sur la vitesse critique de trempe qui sera moins élevée, les transformations bainitique et ferrito-perlitique se produisant pour des vitesses plus faibles que dans le cas d'un acier non allié. La trempabilité¹ des aciers s'en trouve donc améliorée. (La Figure **II.24**) montre l'influence des éléments d'additions sur les courbes TRC pour des aciers de composition 0,72%C-0,72 %Mn et 0,47%C-1,37%Mn-0,36%Si-0,15 %Cr-0,19 %Cu.

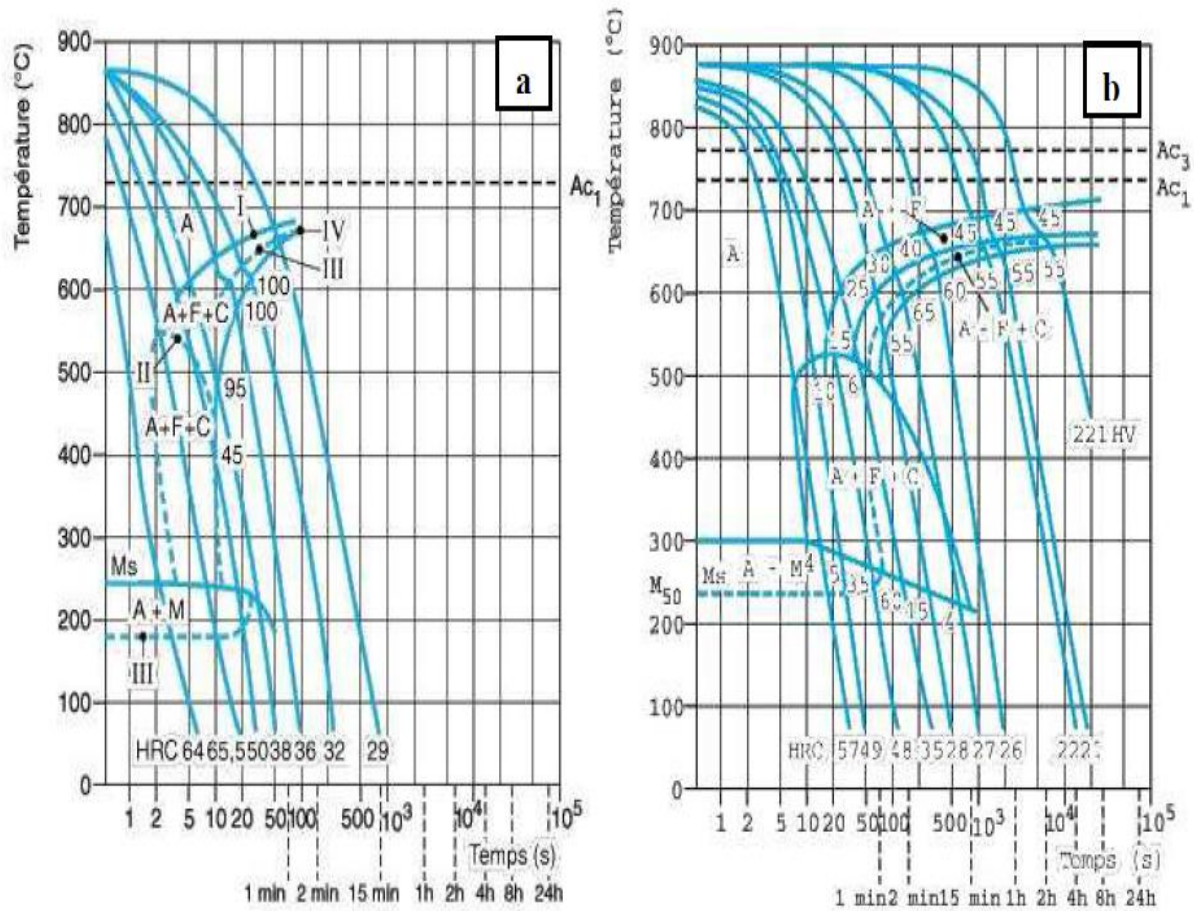


Figure II.24 : diagramme TRC, 30 min d'austénitisation à 850 °C – a) acier de composition : 0,72 %C - 0,72 %Mn – b) acier de composition : 0,47 %C – 1,37 %Mn – 0,36 %Si – 0,15 %Cr – 0,02 %Ni – 0,19 %Cu – 0,025 %S – 0,015 %P [56]

B) Influence sur la température MS :

Différentes formules pour estimer la température Ms (en °C), en fonction de la teneur massique en éléments d'alliage sont disponibles dans la littérature [76] [29] [71].

Les principales approximations sont les suivantes : Nehrenberg [76]

$$Ms = 500 - 300C - 33Mn - 17Ni - 22Cr - 11Mo - 11Si \quad \text{eq (II.8)}$$

Steven et Haynes [71]

$$Ms = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad \text{eq (II.9)}$$

Andrews [29]

$$Ms = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad \text{eq (II.10)}$$

Les travaux de Kung et al. [77] ont confirmé de manière expérimentale que les formules d'Andrews et de Stevens et Haynes étaient les plus précises.

La relation d'Andrews est généralement utilisée pour des aciers dont la teneur en carbone ne dépasse pas les 0,6 % massique, Pour l'établissement de ces formules, il est communément

admis que l'influence de chaque élément est indépendante de la présence ou de la teneur des autres éléments d'alliage.

En pratique, les éléments d'alliage en solution solide dans l'austénite abaissent la température M_s , il est cependant important de souligner que c'est la teneur en carbone qui influe le plus sur le déplacement de cette température, Pour cette même raison, la dissolution totale des carbures dans la phase austénitique joue un rôle prépondérant sur M_s , En effet, il est aisé de constater via ces formules, qu'une variation de 0,1% de carbone en solution solide peut conduire à une variation de presque 40°C sur la température M_s .

Chapitre III

*Transformations métallurgiques au
cours du revenu des aciers trempés*

III.1. Le revenu de la martensite :

III.1.1. Introduction :

Nous avons précisé que la phase martensitique est une phase fragile : un traitement thermique est nécessaire pour en améliorer la ductilité [65] [78], Ce traitement, durant lequel la phase martensitique métastable retourne progressivement vers son état d'équilibre en rejetant le carbone en excès qu'elle contient est appelé revenu, A basse température, une forte dispersion de précipités métastables, dont la formation est contrôlée par des considérations cinétiques, se forment en fonction de la quantité de carbone libérée dans la matrice, La précipitation de ces carbures et le retour vers une maille moins contrainte, jouent un rôle essentiel dans l'adoucissement de la structure.

III.1.2 Cas d'un acier non allié :

Il est habituel, lorsque l'on décrit le revenu de la martensite d'un acier au carbone de distinguer, dans son évolution en fonction de la température, trois stades :

- Le premier, entre 20°C et 200°C ;
- Le deuxième, entre 200°C et 300°C ;
- Le troisième, entre 300°C et 450°C ;

Auxquels certains rajoutent un quatrième stade entre 450°C et Ac1. Il semble préférable, pour tenir compte de la continuité des phénomènes qui, jusqu'à environ 450°C, font passer l'acier de l'état martensitique à son état d'équilibre chimique, de les décrire dans leur progression avec l'élévation de température.

En effet, dès le début du chauffage, le carbone tend à quitter les sites qu'il occupe dans la maille quadratique de la martensite, Il commence par ségréger vers les défauts du réseau ; c'est une phase de pré précipitation car ce déplacement n'est pas accompagné par une précipitation décelable, La maille de la martensite commence à perdre ainsi une petite partie de son caractère quadratique, À partir d'environ 100 à 150°C, on commence à détecter une précipitation du carbone qui se fait sous la forme du « **carbure ϵ** » ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) éventuellement accompagné (dans certains aciers à haute teneur en carbone), d'un autre carbure de fer, le « **carbure de Hägg** » ou **carbure χ** (Fe_5C_2) qui apparaît dans les joints des macles de la martensite ; ces deux carbures sont hors équilibre et donc métastables, Cette précipitation s'accompagne d'une diminution sensible de la distorsion de la maille quadratique de la martensite mais cette évolution s'arrête à un stade correspondant à une teneur en carbone voisine de 0,20 % et ne conduit donc pas à la restauration complète de la maille cubique (certains désignent cet état de la martensite, dont la teneur résiduelle en carbone a été ramenée

à 0,2 %, sous l'appellation de « **martensite α** »). À plus haute température encore (au-delà de 250°C environ), on constate, simultanément et progressivement, l'apparition de la **cémentite Fe_3C** et la disparition des autres types de carbure de fer (il n'est pas encore possible de préciser si la cémentite se forme par transformation in situ des carbures ε — comme cela semble se passer avec le carbure χ — ou si elle précipite pendant que celui-ci se dissout) et, conséquence de la précipitation totale du carbone, on assiste in fine au retour complet de la maille du fer à sa forme cubique centrée d'équilibre. Les précipités de Fe_3C formés au cours de cette période ont la forme de plaquettes qui sont d'autant plus grosses que la température de revenu est plus élevée. Toutes ces évolutions progressives ramènent l'alliage fer-carbone à son **état d'équilibre chimique fer α cubique centré + cémentite** qui est pratiquement atteint vers 450°C. Les transformations qui interviennent sont toutes thermiquement activées et il est intéressant de noter que leur énergie apparente d'activation, égale à l'énergie d'activation de la diffusion du carbone dans le fer à aux plus basses températures de revenu, croît progressivement pour atteindre la valeur de l'énergie d'activation de l'auto-diffusions du fer a quand la température de revenu approche de 450°C.

Au cours de tout ce processus de retour à l'équilibre chimique, on assiste à une **baisse progressive de la résistance à la traction**, mais par contre à une **remontée non moins continue des caractéristiques de ductilité**. L'ampleur de ces évolutions croît avec l'élévation de la température. Pour sa part, la limite d'élasticité subit une évolution particulière car jusqu'à 300-350°C environ son niveau augmente alors que la température de revenu s'élève (et que la résistance à la traction diminue) ; cette particularité est due au fait que, lors de l'essai de traction qui permet de mesurer cette limite d'élasticité, la distorsion du réseau de la martensite se traduit par une précontrainte qui s'ajoute à la sollicitation extérieure et déclenche, pour un relativement bas niveau de cette dernière, un début de déformation plastique. Au fur et à mesure que la distorsion du réseau de la martensite diminue (à la faveur de la précipitation du carbone) cette précontraintes s'abaisse et il est nécessaire d'appliquer un effort de plus en plus important pour sortir du domaine élastique. Quand tout le fer est revenu à l'état cubique centré, la limite d'élasticité retrouve une évolution parallèle à celle de la résistance à la traction. Cette anomalie peut aussi être la conséquence de la présence d'austénite résiduelle.

Tout ce processus de revenu est accompagné par une contraction volumique irréversible dont l'ampleur croît à la fois avec la température et avec la teneur en carbone. Cette contraction est particulièrement importante pendant la précipitation de la cémentite Fe_3C .

Il faut noter qu'au cours de la transformation martensitique qui se produit en fonction de l'évolution de la température entre M_s et M_f , les premières fractions de martensite formées séjournent à des températures inférieures à M_s mais suffisantes pour que certains des phénomènes qui viennent d'être décrits puissent se dérouler ; ces fractions de martensite sont donc alors le siège d'une évolution correspondant à un début de revenu. On dit alors que la martensite a subi une auto revenue qui peut aller jusqu'à provoquer la précipitation d'une partie du carbone sous forme de carbure ϵ et cela d'autant plus que la température M_s est élevée et que le refroidissement est lent. Ultérieurement, cette martensite se comportera comme une martensite ayant déjà subi un revenu partiel.

Par ailleurs, il faut noter que, entre 200°C et 300°C, peut se produire un phénomène très important : la décomposition de l'austénite résiduelle dont les conséquences peuvent interférer avec celles du revenu de la martensite.

Au-delà de 450°C et jusqu'à la température A_{c1} , le revenu de la martensite d'un acier au carbone n'engendre plus qu'une évolution vers l'état d'équilibre physique, c'est-à-dire la diminution des interfaces (pour réduire l'énergie d'interface qui est proportionnelle à la surface de ces interfaces) par le grossissement de tous les grains, les phénomènes les plus apparents dans les alliages industriels sont alors la sphéroïdisation des particules de cémentite puis leur coalescence ; le nombre des précipités diminue tandis que leur volume individuel augmente.

La sphéroïdisation des plaquettes de cémentite s'explique par le fait que c'est la forme sphérique qui permet, pour un volume donné de précipité, de minimiser l'interface avec le métal de base (et donc de minimiser l'énergie d'interface).

La coalescence découle de différences de concentration en soluté (ici, le carbone) dans le métal de base au voisinage des particules précipitées ; la loi de Gibbs-Thomson qui peut s'écrire :

$$\ln(C_r/C) = K/rT \quad \text{eq (III.1)}$$

Avec

C concentration dans le métal de base à l'équilibre,

C_r concentration dans le métal de base à l'interface avec une particule de rayon r ,

K paramètre dépendant de l'énergie d'interface et du volume atomique,

T température en kelvins,

Montre que C_r est d'autant plus élevée que r est petit. Ainsi, la concentration en soluté est plus élevée au voisinage d'une petite particule qu'au voisinage d'une grosse particule, cette

différence de concentration déclenche un processus de diffusion au sein du métal de base avec transport du soluté du voisinage des petites particules vers les plus grosses ; il apparaît ainsi :

- Un déficit de soluté autour des petites particules, déficit qui est comblé par une redissolution de ces dernières qui vont progressivement disparaître ;
- Un excès de soluté autour des grosses particules, excès qui est résorbé par une nouvelle précipitation sur ces dernières qui grossissent donc.

Avec les aciers à basse teneur en carbone, on assiste aux plus hautes températures de revenu à une restauration de la structure, et, si la température se rapproche suffisamment de A_{c1} , la recristallisation de la ferrite peut intervenir, provoquant la formation de grains grossiers équiaxes.

Tous ces processus sont thermiquement activés et leur énergie apparente d'activation, pratiquement constante entre 450°C et A_{c1} , est de l'ordre de grandeur de celle de l'autodiffusion du fer alpha.

Au cours de ces évolutions, les caractéristiques de résistance continuent à s'abaisser et celles de ductilité à augmenter, toutefois l'importance relative de ces variations diminue aux plus hautes températures, il faut noter que les structures ferrite + cémentite ainsi obtenues ont une résistance à la rupture fragile plus grande que celle des structures de même constitution engendrées par une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ développée dans le domaine supérieur, certains auteurs ont parfois voulu faire de ces dernières évolutions qui viennent d'être décrites et qui se développent entre 450°C et A_{c1} , un quatrième stade du revenu des martensites. Si, dans le cas des aciers au carbone, cette distinction ne semble pas nécessaire, par contre pour les **aciers alliés**, elle est indispensable car de nouveaux phénomènes apparaissent.

III.1.3 Cas d'un acier allié :

Les trois premiers stades du revenu des martensites des aciers au carbone alliés sont sensiblement identiques à ceux décrits pour les aciers au carbone, Seuls les domaines de température dans lesquels se développent les différents phénomènes peuvent se décaler légèrement + C'est ainsi que le silicium qui freine la croissance des particules de carbure et élargit le domaine de stabilité du carbure ε retarde la précipitation de Fe_3C et, par là-même, l'adoucissement concomitant, Signalons que ce rôle du silicium est attribué au fait qu'il est insoluble dans la cémentite ; lors de la formation de celle-ci, le rejet du silicium va engendrer un enrichissement au voisinage du carbure, enrichissement qui provoque une augmentation de l'activité du carbone et diminue donc la diffusion de cet élément vers le carbure et ralentit la croissance de ce dernier.

Lorsqu'un acier allié contient des **éléments carburigènes** tels que Cr, Mo, V, W, Nb, Ti qui ont été mis en solution dans l'austénite à haute température, une nouvelle évolution va apparaître à des températures supérieures à 450°C, évolution dont la manifestation la plus sensible est le **durcissement secondaire**. En effet, à ces températures, la diffusion des atomes des éléments carburigènes devient possible et l'affinité de ces derniers pour le carbone peut se manifester ; on assiste alors à un échange du carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes ; la cémentite disparaît et de nouveaux carbures précipitent. Cette transformation peut se faire selon deux processus différents :

- Les particules de cémentite peuvent se transformer in situ en particules de carbure allié, la germination de ces dernières se faisant à l'interface ferrite-cémentite ;
- Les particules de cémentite se redissolvent dans la matrice ferritique et les nouveaux carbures alliés germent et se développent sur de nouveaux sites (essentiellement les dislocations).

Cette réaction d'échange se développe dans un domaine de température compris généralement entre 450°C et 600°C (c'est ce que certains appellent le **quatrième stade du revenu des martensites alliés**). Aux plus basses températures de cet intervalle, elle provoque l'apparition de très fins précipités généralement cohérents, invisibles au microscope optique et dont l'effet durcissant peut alors être très important. Au-delà de 600°C et jusqu'à A_{c1} , on assiste à la coalescence de ces précipités après qu'ils eurent perdu leur cohérence avec la matrice.

Toutes ces nouvelles évolutions sont thermiquement activées et leur énergie apparente d'activation est très voisine de celle de la diffusion des éléments carburigènes dans le fer α .

Ce remplacement de la cémentite déjà coalescée par des précipités fins et cohérents de carbures alliés tels Mo_2C , V_4C_3 , W_2C , TiC engendre un relèvement des caractéristiques de résistance d'autant plus important que l'acier est plus riche en carbone et en éléments carburigènes. Simultanément, on voit se détériorer les caractéristiques de ductilité. Le maximum de durcissement et de fragilisation est généralement atteint entre 550 et 600°C. Au-delà de ces températures, la coalescence des précipités provoque un adoucissement accompagné d'une amélioration des caractéristiques de ductilité.

Il faut signaler ici l'effet limité de la précipitation du **carbure de chrome** Cr_7C_3 qui n'engendre pas de durcissement secondaire et ne fait que retarder légèrement l'adoucissement dû au revenu. Ce fait est la conséquence des conditions de la coalescence de ce carbure qui commence dès 550°C et ne permet donc pas la formation de précipités fins.

Cette modification de la composition des carbures précipités est accompagnée par une dilatation volumique irréversible importante due au fait que la précipitation des carbures alliés engendre une contraction plus faible que celle provoquée par la précipitation de la cémentite.

Certains éléments qui n'entrent pas dans la composition des carbures peuvent, néanmoins agir sur leur précipitation au cours de ce quatrième stade du revenu. C'est ainsi que le **cobalt** provoque la précipitation de carbures plus fins et permet donc d'obtenir un durcissement secondaire plus important. De plus, il retarde l'adoucissement dû à la coalescence de ces carbures, pour expliquer ces actions du cobalt, on fait intervenir :

- Le freinage de la restauration au cours du revenu qui permet de conserver un plus grand nombre de sites favorables à la germination des particules de carbure ;
- L'augmentation de l'activité du carbone dans la ferrite, ce qui, en accroissant la sursaturation, engendre la formation d'une plus grande quantité de carbure.

III.1.4 Effet des éléments d'alliage :

a) Sur la cinétique du revenu

Dans le cas des aciers non alliés, la martensite perd sa tétragonalité pour des températures de revenu proches de 300°C. La présence d'éléments d'alliage modifie la stabilité de la martensite sursaturée. En particulier en présence de Cr, Mo, W, V ou Si, stabilisant la maille martensitique, une maille tétragonale peut encore être observée pour des températures de revenu de 400°C, voire même 500°C. Des éléments comme le manganèse ou le nickel favorisent quant à eux le retour à l'équilibre, donc la perte de la tétragonalité de la maille.

Pour des températures de l'ordre de 400°C à 700°C, un autre effet des éléments d'alliages peut être observé. Le chrome, le molybdène, le tungstène et le silicium limitent la coalescence des particules de cémentite dans cette gamme de températures, permettant alors de conserver une microstructure fine. Bien que les mécanismes de ces effets ne soient pas encore expliqués, ces éléments permettent, en limitant le grossissement de la structure, de ralentir la chute de la dureté au cours du revenu.

b) Sur la germination et croissance des carbures alliés

Comme souligné précédemment, la présence d'élément d'alliage dans l'acier peut conduire à l'apparition d'une quatrième étape lors du revenu de la martensite, au cours de laquelle des carbures alliés précipitent dans la matrice. Pour des raisons cinétiques, ces derniers ne sont pas toujours la forme finale du carbure : dans certains cas, plusieurs carbures alliés peuvent se former successivement pour conduire à la forme finale stable du carbure.

La germination de ces carbures peut se faire de différentes manières :

Ces carbures peuvent se former sur l'interface entre la matrice et les particules de cémentite déjà formées. Dès lors, leur croissance se fait par diffusion du carbone de la cémentite vers les nouveaux carbures formés. La particule de cémentite servant à la germination du carbure allié disparaît alors progressivement pendant la croissance de ce dernier.

Les joints de grains de l'ancienne austénite, et les joints interlattes peuvent également servir de site de nucléation. Ces sites sont énergétiquement favorables et constituent également des chemins préférentiels de diffusion. C'est pourquoi, la précipitation aux joints de grains ou entre les lattes de martensite est généralement la plus avancée avec une taille de particules supérieure à celles observées dans la matrice

Enfin, les dislocations présentes dans la structure martensitique après la trempe, peuvent également constituer un site de nucléation pour les carbures alliés.

c) Sur l'évolution des caractéristiques mécaniques

La présence des éléments d'alliages joue un rôle essentiel dans l'évolution de la dureté de la martensite au cours du revenu. A titre d'exemple nous citons par la suite certains résultats de nombreux auteurs qui se sont intéressés à la détermination des conditions de revenu pour l'optimisation des valeurs de la dureté [79-83]. En particulier, Grange et al. ont étudié l'effet des éléments d'alliage sur la dureté de la martensite après un revenu d'une heure à différentes températures. En faisant varier la teneur en élément d'alliage, ces auteurs ont pu reporter l'augmentation de dureté conférée par l'élément d'alliage. Les résultats obtenus au cours de leur travaux pour des températures de revenus de 204°C, 316°C, 538°C et 649°C sont présentés sur (la Figure **III.1**).

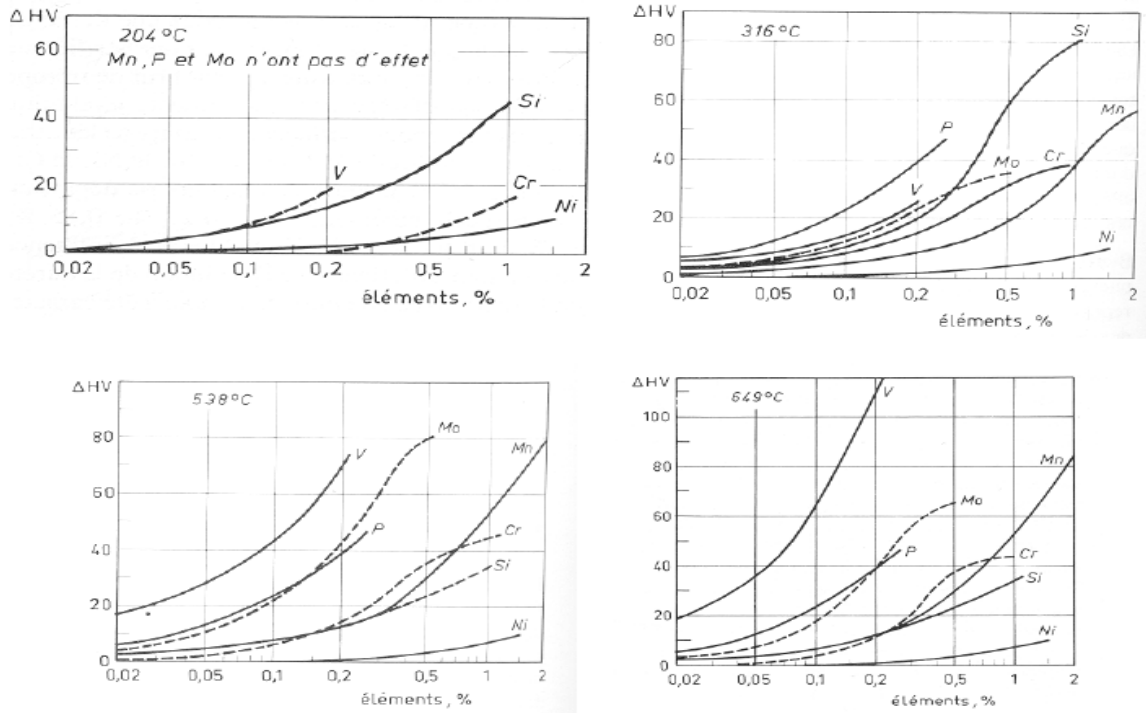


Figure III.1 : Effet des éléments d'alliage sur la dureté de la martensite après revenu d'une heure à différentes températures : 204°C, 316°C, 538°C et 649°C [82]

d) Sur la fragilité au revenu

La présence de certains éléments d'alliage influe sur la quantité de l'austénite résiduelle obtenue après trempe. A titre d'exemple, dans un alliage de composition 0,2%C-4%Mo, l'état martensitique contient moins de 2% d'austénite résiduelle, contre 5% environ pour un alliage de composition 0,2%C-5%V. Or, il a été précisé que l'austénite résiduelle conduit à la formation de cémentite interlattes au cours du revenu, sa présence peut provoquer la germination de fissures qui se propagent ensuite à travers les lattes de la martensite revenue, fragilisant alors la structure, il peut ainsi être utile de limiter la formation de l'austénite résiduelle lors de la trempe en jouant sur les compositions des alliages traités.

Une autre source de fragilité peut venir avec la présence d'impuretés dans les aciers, en effet, des aciers contenant du soufre, du phosphore, de l'arsenic, ou de l'antimoine qui ségrègent aux joints de grains, sont sujets à des problèmes de fragilité au revenu. Or, certains éléments comme le manganèse ou le chrome, sont connus pour favoriser une coségrégation des impuretés aux joints de grains, notamment le phosphore, favorisant alors la fragilité au revenu. D'autres éléments comme le vanadium ou le molybdène repoussent, quant à eux, ces impuretés en ségrègent, seuls, aux joints de grains, ce qui permet de limiter le phénomène de fragilité au revenu des aciers contenant ces éléments [84-86]

III.2 Revenu de la bainite :

Généralement, on admet que l'évolution de la bainite au cours du revenu est très comparable à celle d'une martensite ayant déjà subi un revenu qui aurait précipité le carbone sous la forme qui est la sienne dans la bainite, c'est-à-dire M_3C . Toutefois, du point de vue des propriétés mécaniques, ainsi qu'en ce qui concerne le développement d'un durcissement secondaire, on peut constater certains écarts dus à des différences dans la distribution de la cémentite et dans la morphologie de la phase α .

Au cours du revenu d'une structure bainitique, on constate une baisse de dureté traduisant une évolution structurale alors que la température de revenu est encore inférieure à celle de formation de cette bainite ; (la figure III.2) [87] en donne deux exemples, ces variations sont probablement dues à la fois à une modification de la morphologie des carbures et, selon les éléments d'alliage présents, à des changements de composition de ces mêmes carbures, par contre, dès que la température de revenu est supérieure à la température de formation de la bainite, on retrouve les stades correspondants déjà décrits lors de l'étude du revenu de la martensite à savoir :

- La sphéroïdisation puis la coalescence de la cémentite ;
- Éventuellement, l'échange de carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes présents avec précipitation puis coalescence des carbures de ces éléments.

Les propriétés des structures bainitiques connaissent une évolution parallèle à celle de la dureté ; elles sont pratiquement invariables tant que la température de revenu est sensiblement inférieure à la température de formation de la bainite ; elles commencent à évoluer dès 250 à 350°C pour suivre ensuite une évolution semblable à celles des propriétés de la martensite quand la température de revenu devient supérieure à la température de formation de la bainite avec éventuellement l'apparition d'un durcissement secondaire si l'acier contient des éléments carburigènes en solution.

Les modifications de la morphologie des carbures se traduisent par une légère contraction volumique alors que le durcissement secondaire s'accompagne, là encore, d'un gonflement.

III.3 Revenu de la perlite et des agrégats ferrite + carbures formés à haute température :

La perlite et les agrégats ferrite + carbures se forment à haute température lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ selon un mécanisme voisin de celui correspondant au processus à l'équilibre, la morphologie des constituants ainsi que la composition des carbures peuvent légèrement différer des données de l'équilibre compte tenu du décalage en température des transformations.

Les évolutions qui peuvent se faire vont être la globulisation puis la coalescence des carbures ainsi que, éventuellement, un enrichissement des carbures en éléments carburigènes. Commencées à des températures sensiblement inférieures à la température de formation de la perlite (figure III.2), elles suivent le cours normal du revenu dès que la température est supérieure à celle de formation des constituants. Le stade ultime de ce processus est atteint lorsque les particules grosses et peu nombreuses ont acquis une forme pratiquement sphérique qui correspond à l'état d'équilibre physique.

Au cours de la coalescence des carbures, les caractéristiques mécaniques de résistance décroissent tandis que les caractéristiques de ductilité subissent des évolutions plus diverses :

- L'allongement à la rupture augmente légèrement ;
- La striction croît assez sensiblement ;

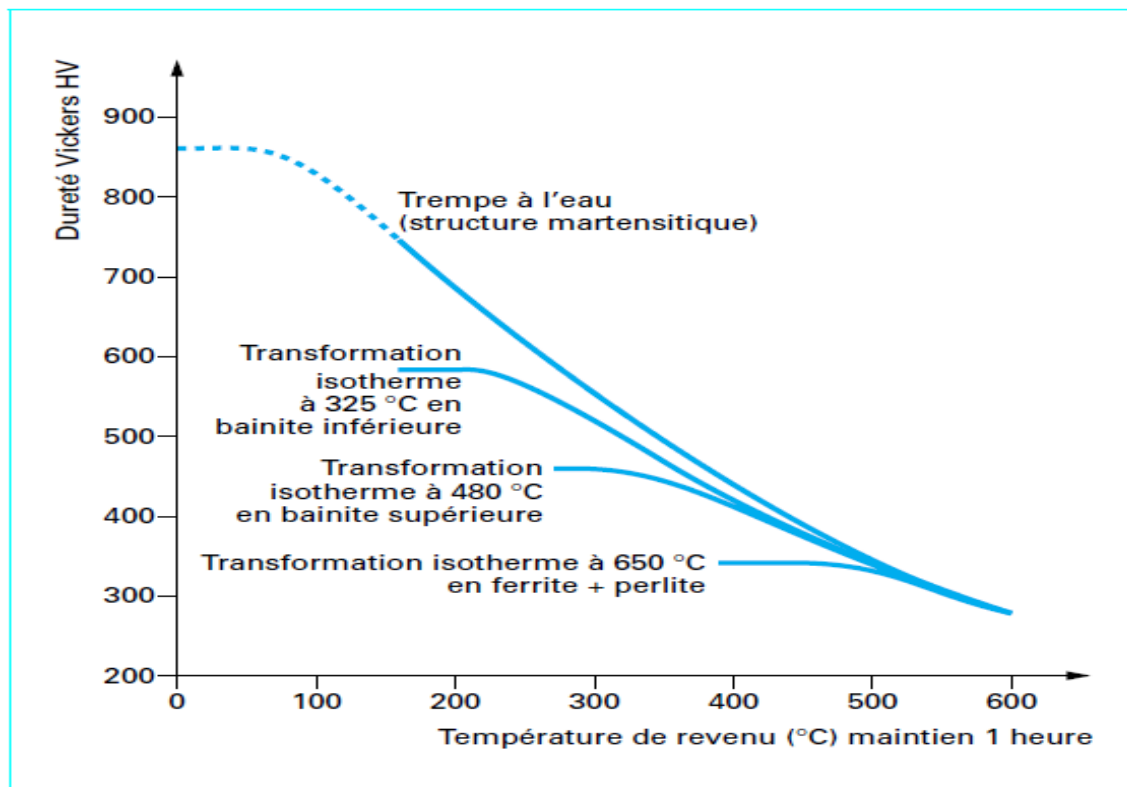


Figure III.2 : Évolutions de la dureté après revenu d'un acier à 0,94 % C transformé dans différentes conditions selon Thelning [88]

- La résilience au niveau ductile ne varie pas ;
- La température de transition de la résilience s'élève.

III.4 Revenu des structures contenant de l'austénite résiduelle :

L'austénite résiduelle, constituant métastable à la température ambiante, retrouve par chauffage des conditions thermiques qui lui permettent de se transformer. En fait, cette transformation se développe dans des conditions très voisines de celles de la transformation

$\gamma \rightarrow \alpha$ réalisée directement à partir de la température d'austénitisation. On doit distinguer deux cas.

- ❖ Le diagramme TTT de l'acier révèle une transformation bainitique se produisant dans des temps relativement courts (c'est le cas de très nombreux aciers de traitement thermique pas ou peu alliés), la transformation de l'austénite résiduelle en bainite se produit à des températures comprises entre 200 et 400°C environ, la cinétique de cette transformation en condition isotherme est très voisine de celle décrite par le diagramme TTT de l'acier (ou plus exactement par le diagramme TTT d'une austénite de même composition).
- ❖ Le diagramme TTT de l'acier révèle une transformation bainitique se produisant après une très longue période d'incubation (c'est le cas de certains aciers très alliés tels les aciers à outils à 12 % de chrome et les aciers rapides), la décomposition de l'austénite résiduelle ne se produit plus alors entre 200 et 400°C, mais à de plus hautes températures (vers 650-700°C environ) ; elle conduit à la formation de ferrite et de carbures dans des conditions voisines de celles décrites par le diagramme TTT de l'acier. Mais, pour ceux de ces aciers qui sont assez riches en carbone, un phénomène particulier peut venir modifier les conditions de transformation de l'austénite résiduelle : une précipitation de carbures en son sein, engendrée par un chauffage entre 500 et 600°C environ, qui provoque un appauvrissement en carbone de cette austénite (qui est en réalité sursaturée à ces températures), élève donc la température de son point M_s et de ce fait permet le développement d'une transformation martensitique dite secondaire lors du refroidissement depuis la température de chauffage jusqu'à la température ambiante, on dit alors que l'austénite résiduelle a été **déstabilisée**, ce processus permet de transformer l'austénite résiduelle en martensite tandis que la martensite initiale subit un revenu (avec développement d'un durcissement secondaire si l'acier contient des éléments carburigènes) ; il devient toutefois nécessaire de faire subir à un tel acier un deuxième revenu pour ne pas conserver la martensite secondaire à l'état brut de formation.

La transformation de l'austénite résiduelle en bainite ou en martensite secondaire conduit à remplacer un constituant peu résistant et très ductile par des constituants plus durs et moins ductiles ; elle a donc pour conséquences :

- Une augmentation des caractéristiques de résistance ;

- Une diminution des caractéristiques de ductilité, cette dernière conduisant certains auteurs à parler alors d'un mode de fragilisation au revenu.

Cette transformation induit une évolution dimensionnelle particulière en ce sens qu'elle s'accompagne de l'anomalie due au passage du fer γ de l'austénite résiduelle au fer α de la bainite (ou de la martensite) ; elle se traduit donc par un gonflement.

III.5 Revenu des solutions solides sursaturées en éléments d'alliage :

Après mise en solution (de substitution) des éléments d'alliage à haute température et refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante, l'acier peut se retrouver à l'état de solution solide sursaturée susceptible de revenir à l'état d'équilibre par rejet, lors d'un chauffage, des éléments sursaturants qui formeront alors des précipités. Cette situation peut apparaître aussi bien après transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (cas des aciers « maraging ») qu'en l'absence de transformation (cas des aciers inoxydables ferritiques et austénitiques).

La précipitation apparaît lorsque la température de revenu dépasse un niveau suffisant pour que la germination et la croissance des précipités puissent se faire, ce qui suppose la diffusion des éléments constituant les précipités, éléments dont les atomes, assez gros relativement à l'atome de fer, sont en solution de substitution. Le processus se poursuit par un stade de coalescence pendant lequel la masse totale et la composition des précipités n'évoluent pratiquement plus tandis que le nombre des particules précipitées diminue, les plus grandes croissant aux dépens des plus petites, la cinétique du phénomène peut être décrite dans un diagramme de précipitation en conditions isothermes analogue à un diagramme TTT et dans lequel les courbes de début et de fin de précipitation ont la forme de C, la coalescence intervenant pour des durées supérieures à la durée de maintien nécessaire pour assurer la précipitation totale, la forme de ces courbes s'explique par les variations de la vitesse de germination qui est faible à basse température (faible agitation thermique), mais aussi à haute température (faible énergie libre) et maximale pour une température intermédiaire tandis que la vitesse de croissance des précipités augmente rapidement lorsque la température s'élève, ces précipitations se développent généralement à des températures supérieures à 350°C ; elles sont très dépendantes de la durée de maintien à la température de revenu.

Au cours d'un tel revenu, on assiste tout d'abord à une augmentation des caractéristiques de résistance (et à une diminution des caractéristiques de ductilité) pendant toute la période où les précipités se forment et se développent. Ensuite, les variations se font en sens inverse pendant la coalescence des précipités, le maximum de résistance atteint entre les deux étapes

est d'autant plus élevé que la température de revenu est plus basse (précipités plus nombreux et plus fins) et la durée de maintien plus importante.

(La figure III.3) illustre ces évolutions pour un acier maraging et (la figure III.4) fait de même [89] pour un acier au cuivre (cet élément précipite seul à des températures généralement comprises entre 400 et 600°C).

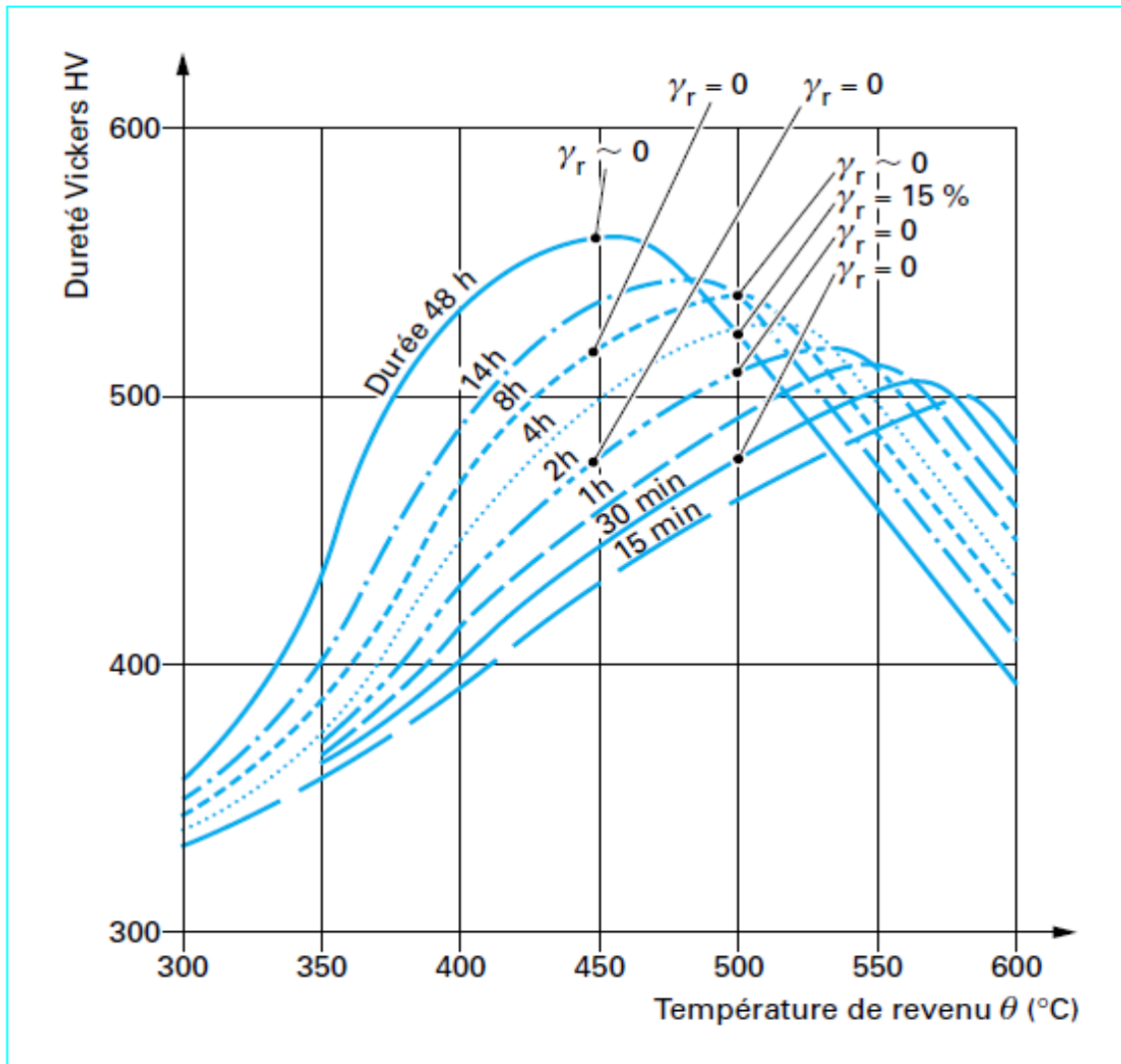


Figure III.3 : Évolutions de la dureté d'un acier maraging au cours de revenus après trempe (avec réversion partielle en austénite γ_R)

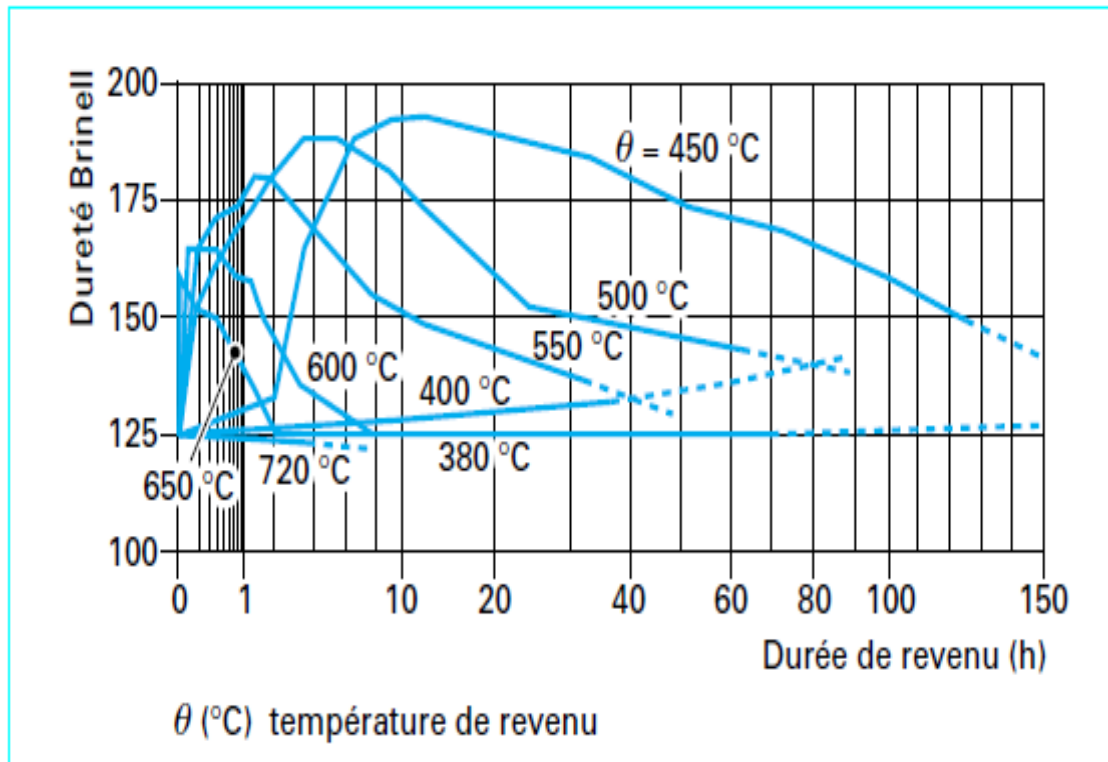


Figure III.4 : Influence de la durée de revenu sur la dureté d'un acier à 1 % de cuivre selon Houdremont [89]

Exemple : on cite, ci-après, les principaux composés intermétalliques dont on peut provoquer la précipitation pour durcir les aciers :

- NiAl dans les aciers inoxydables ferritiques ou martensitiques ;
- Ni₃Al dans les aciers austénitiques ;
- Ni₃Ti et des composés de Fe, Ni, Mo et de Fe, Mo dans les aciers maraging.

Chapitre IV

*Influence de la température du revenu
sur les propriétés des aciers trempés*

Plusieurs études ont été effectuées pour déterminer et répondre aux questions sur l'influence de la température du revenu sur les structures et les propriétés des aciers trempés.

IV.1 Etude de l'influence de la température de revenu sur l'hydrogène présent dans les aciers :

La présence de l'hydrogène dans les aciers provoque la fragilisation par l'hydrogène des aciers, souvent désignée par FPH, est une des causes importantes de rupture de pièces dans l'industrie. Le caractère souvent brutal des ruptures et les conséquences humaines et économiques pouvant en résulter ont été à l'origine de nombreuses études et publications sur ce thème depuis la première mise en évidence du phénomène, il y a plus d'un siècle.

Les situations pouvant conduire à des phénomènes de FPH sont nombreuses et diverses :

- Introduction d'hydrogène dans le matériau à l'élaboration ou lors d'opérations de transformation et de mise en œuvre (traitements thermiques, soudage) ;
- Utilisation des aciers en présence d'hydrogène ou de mélanges gazeux hydrogénés ;
- Hydrogène produit par des réactions électrolytiques (traitements de surface, protection cathodique) ;
- Hydrogène provenant des réactions de corrosion (environnements aqueux).

La fragilisation par l'hydrogène peut se manifester sous des formes diverses qui dépendent d'une multitude de paramètres :

- Matériau (état, composition, microstructure...) ;
- Milieu environnant (gaz, milieu aqueux, température...) ;
- Conditions de sollicitation mécanique (statique, dynamique, cyclique...).

Une étude récente [90] a été réalisée sur l'acier 42CrMo4 trempé et revenu selon le tableau suivant.

Specimen ID	Heat treatments
42CrMo4_700	845°C/40min + water quenching + 700°C/2h tempering
42CrMo4_650	845°C/40min + water quenching + 650°C/2h tempering
42CrMo4_600	845°C/40min + water quenching + 600°C/2h tempering
42CrMo4_550	845°C/40min + water quenching + 550°C/2h tempering
42CrMo4_500	845°C/40min + water quenching + 500°C/2h tempering

Tableau IV.1: Traitements thermiques appliqués sur l'acier 42CrMo4.

La figure **IV.1** présente les microstructures après le revenu à des différentes températures.

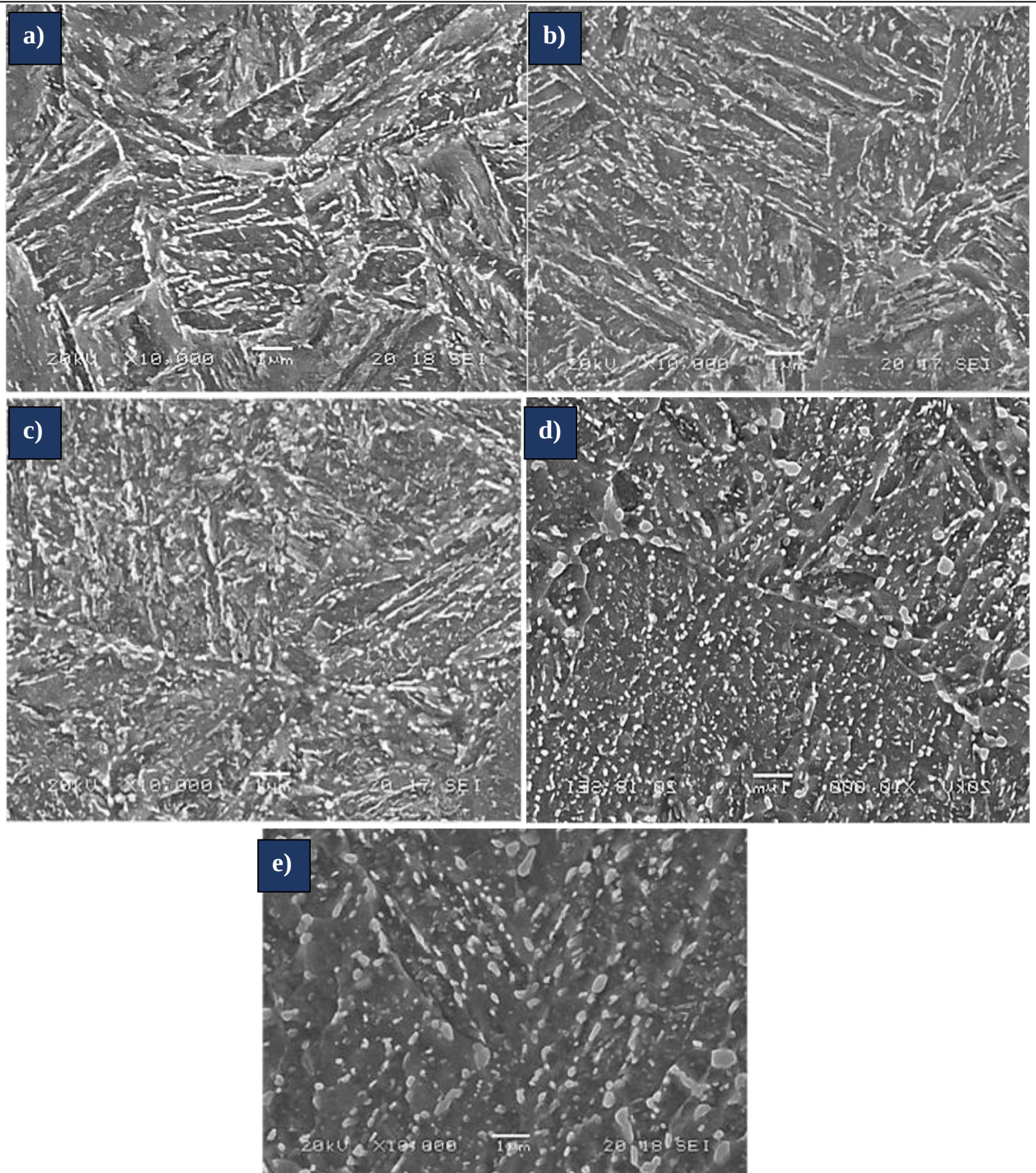


Figure IV.1 : Micrographies MEB d'acier 42CrMo4 trempé et revenu (2h) a des T°:(a) 500°C
(b) 550°C (c) 600 °C (d) 650°C (e) 700 °C [90]

Toutes les microstructures présentent principalement de la martensite de revenu avec précipitation des carbures pendant les étapes de revenu. La continuité des joints de grains de la martensite en latte diminue avec l'augmentation de la température de revenu. Les carbures se divisent et deviennent plus en plus globulaires et uniforme.

Les mesures de dureté et la densité de dislocation montrent que leurs valeurs sont augmentées avec la diminution de la température de revenu (tableau IV.2)

Specimen ID	HB	$\rho[cm^{-2}]$
42CrMo4_700	201	$6,5. 10^{11}$
42CrMo4_650	246	$7,5. 10^{11}$
42CrMo4_600	281	$8,0. 10^{11}$
42CrMo4_550	307	$9,9. 10^{11}$
42CrMo4_500	335	$1,1. 10^{12}$

Tableau IV.2 : Dureté et densité de dislocation des différents aciers traités.

La microstructure de la martensite de revenu des aciers trempés et revenus dépend de la température du revenu. Quand la température de revenu augmente de 500 à 700°C, les carbures se précipitent, les contraintes internes se relaxent et la densité de dislocation se diminue.

D'après (la figure IV.2), l'hydrogène résiduel piégé dans la microstructure de l'acier, diminué avec l'augmentation de la température du revenu, c'est principalement à cause de la diminution des contraintes résiduelles et la réduction de la densité de dislocation.

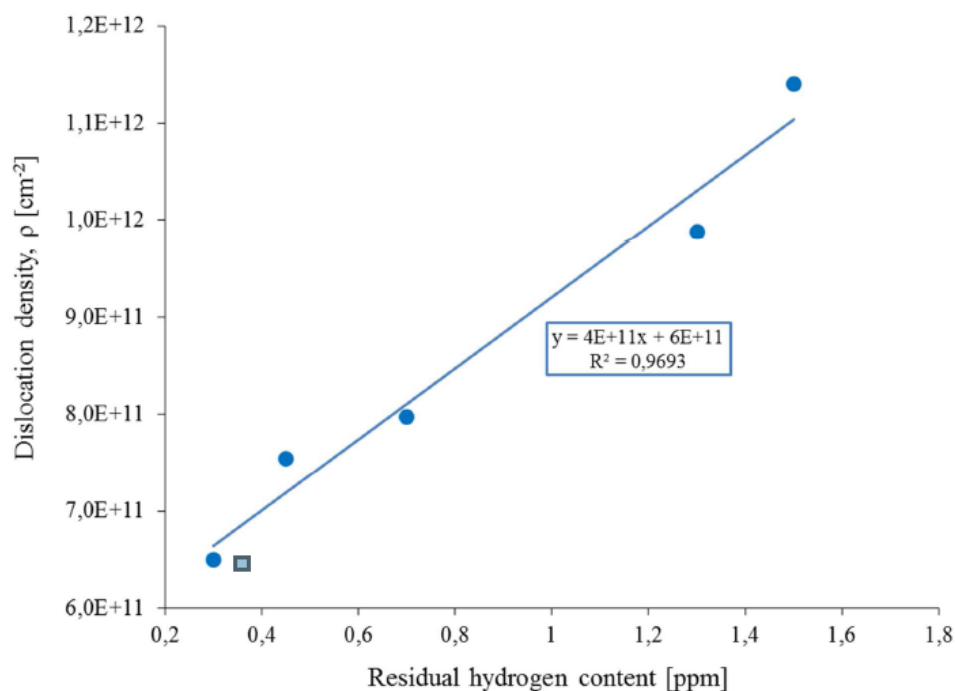


Figure IV.2 : hydrogène résiduel en fonction de densité de dislocation des aciers traités.

IV.2 Etude de l'influence de la température du revenu sur la microstructure et les propriétés mécaniques :

L'acier de composition chimique présentée dans (le tableau IV.3), fait objet d'une étude de l'influence de la température des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques [91].

Elément chimique	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Fe
Le pourcentage (%)	0.45	0.28	0.73	1.12	0.24	1.43	Était équilibré

Tableau IV.3 : Composition chimique de l'acier étudié.

La figure IV.3, montre le Protocol expérimental utilisé pour les traitements thermiques.

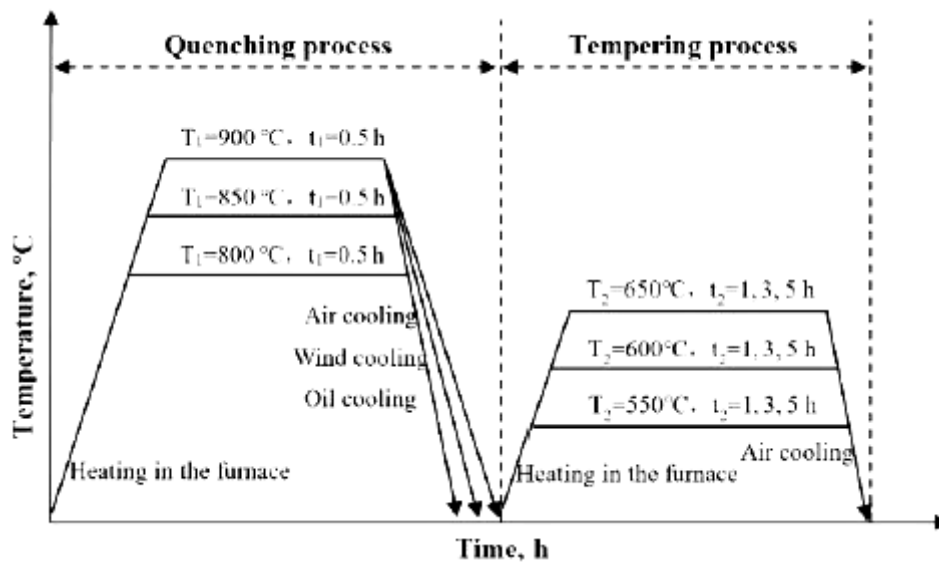


Figure IV.3 : Schéma des différents traitements thermiques.

Après les différents traitements thermiques, les essais de traction et de résilience ont donné les résultats présentés dans la figure ci-dessous.

L'analyse de (la figure IV.4), montre que la température de revenu est le facteur le plus influent, suivi par la température de la trempe en deuxième facteur influent sur la résistance de traction et la limite d'élasticité. Il est noté, que la température de trempe et de revenu ont une grande influence sur la résilience. la température de revenu se trouve aussi comme facteur très influent sur l'allongement.

Pour obtenir des bonnes propriétés mécaniques (des valeurs élevées de résilience et allongement et des contraintes supérieures à 900 MPa, le traitement optimal est déterminé :

Trempe à partir de 900°C dans l'huile, suivie d'un revenu à 650°C pour 1h de maintien.

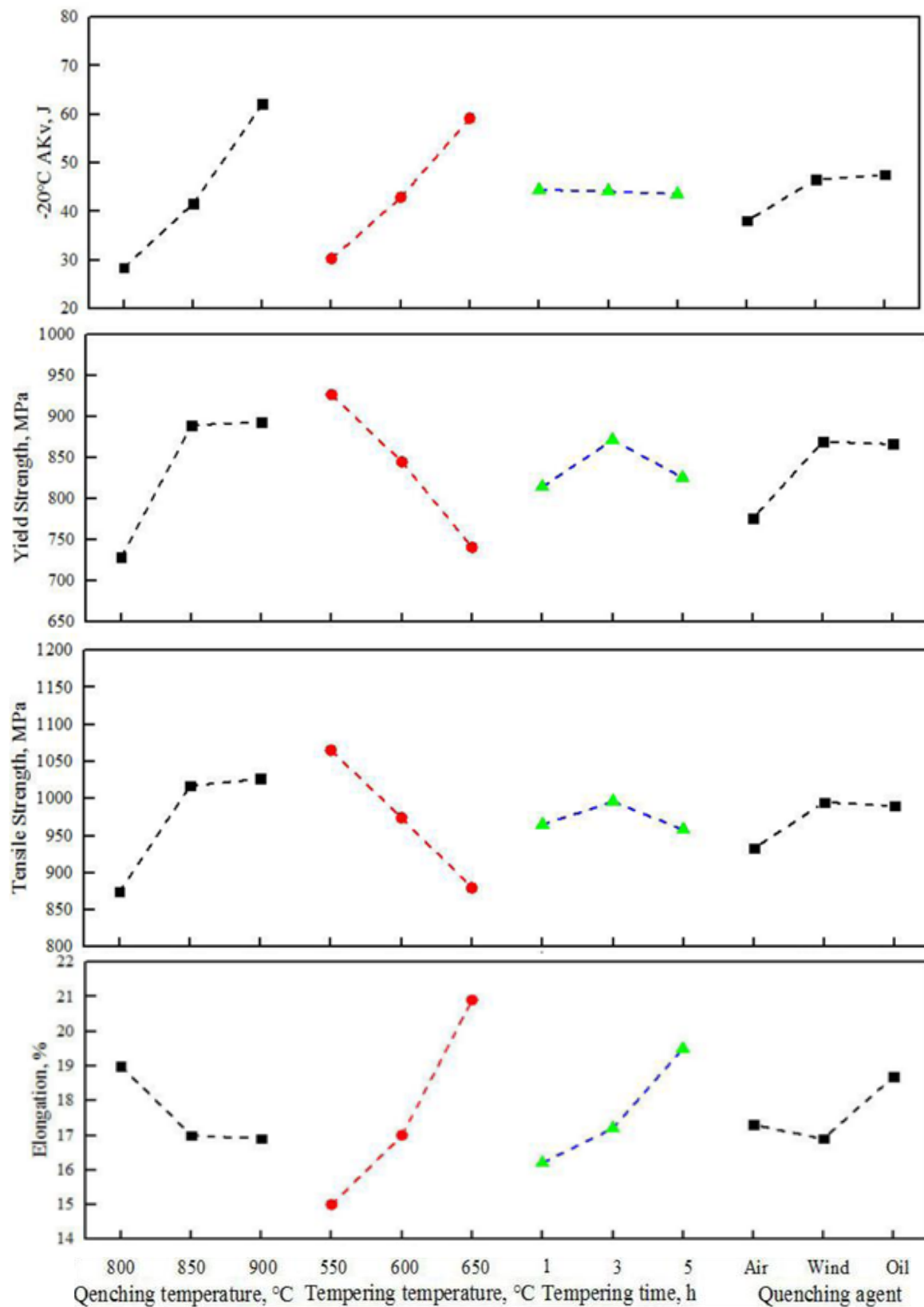


Figure IV.4 : Relations les différents paramètres et les propriétés correspondantes.

V Conclusion générale :

Ce travail de mémoire met en évidence les transformations métallurgiques et évolutions des propriétés mécaniques au cours de re revenu des aciers trempés. Les principales conclusions suivantes peuvent être tirées :

- La trempe consiste en un refroidissement rapide d'un acier austénité, pour obtenir une structure plus dure la structure martensitique.
- Le revenu a pour but d'éliminer les contraintes résiduelles provenant de la trempe et d'augmenter la ténacité.
- La phase martensitique est une phase fragile le revenu est nécessaire pour en améliorer la ductilité, Ce traitement, durant lequel la phase martensitique métastable retourne progressivement vers son état d'équilibre en rejetant le carbone en excès qu'elle contient.
- Au cours de revenu de retour à l'équilibre chimique, on assiste à une **baisse** progressive de la résistance à la traction, mais par contre à une remontée non moins continue des caractéristiques de ductilité.
- Le revenu à différentes températures des aciers trempés donne une microstructure martensitique de revenu, il est montré que l'augmentation de la température de revenu diminue considérablement, la densité des dislocations, l'hydrogène piégé dans la microstructure et réduire aussi les contraintes internes.
- La température de revenu est le facteur le plus influent sur la résistance à la traction et la limite d'élasticité.

VI Références bibliographiques

- [1] : Fédération Française de l'Acier, Comment fabrique-t-on l'Acier, juillet 2012.
- [2] : Michel Dupeux, Aide-mémoire science des matériaux, DUNOD, Paris 2004.
- [3] : Guy Murry, Aciers Généralités, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, M300, Centre français d'exploitation 2002.
- [4] : Fatima Zohra Lemmadi, thèse de magistère, Rapporteur Mr. A. Chala, Univ. De Biskra.
- [5] : Guy Murry, Aide-mémoire Métallurgie, Métaux • Alliages • Propriétés, DUNOD, Paris 2e édition, 2010
- [6] : William D. Callister, Jr, Science et génie des matériaux, MODULO, Canada 2001.
- [7] : Michel Bramat, Martin Villeneuve, Technologie des métaux, contrôles et essais des Soudures, De Boeck, Canada juillet 2007.
- [8] : Guy Murry, Transformations dans les aciers, Normalisation (AFNOR), Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques M 1 115, Centre français d'exploitation 2002.
- [9] : B. MAROUF, Caractérisation structurale et mécanique du joint soudé de la liaison bimétallique Acier Ordinaire ES6/Acier anti-usure NAXTRA 70 utilisé par l'Unité Grue de Bejaïa dans l'assemblage de la pelle cliargeuse et godet d'excavation, Mémoire de Master, Option : Sciences des Matériaux, Université Monlond Mammeri de Tizi-Ouzou, 2012.
- [10] : F. GHomari, Sciences Des Matériaux De Construction, Université Aboubekr Belkaid.
- [11] : N. Meftah (2003), Thèse de magistère, Université de Ouargla.
- [12] : Said Oulbani, thèse de magistère, Rapporteur Mr A. Ait Saada, Univ. De Boumerdes.
- [13] : Muriel Hantcherli, pour obtenir le grade de Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, 15 Avril 2010.
- [14] : Cours Elaboration des métaux ferreux (fontes et aciers), Pr. Bensaada Said Professeur Chef d'équipe de recherche, Laboratoire LARRHYS, Faculté des sciences et de la technologie, Univ. De Biskra.
- [15] : Cours Traitements thermiques, Classification et Désignation des aciers et fontes, Pr. Bensaada Said Professeur Chef d'équipe de recherche, Laboratoire LARRHYS, Faculté des sciences et de la technologie, Univ. de Biskra.
- [16] : J. Barralis et G. Marder, Précis de Métallurgie, Elaboration structures propriétés, normalisation (1992)
- [17]: R.F. Mehl et C. Wells, Constitution of High purity iron carbon alloys, Technical

- publication n°798, AIME, Iron and steel Division, 125, (1937)
- [18] : E.C. Bain, H.W. Paxton, Les éléments d'addition dans l'acier, Dunod, Traduit par C. Leymonie, (1968)
- [19] : M. Economopoulos, N. Lambert et L. Habraken, Diagramme de transformation des aciers fabriqués dans le Bénélux, CRM, Liège, (1967)
- [20] : Association Française de Normalisation, NF A 04-102, Détermination de la grosseur du grain ferritique ou austénitique des aciers, (1980)
- [21] : J. Barralis et G. Marder, Précis de Métallurgie, Elaboration structures propriétés, normalisation (1992)
- [22] : M. Massin, Métallurgie Pratique pour Mécaniciens, tome 1, Pyc édition 1982.
- [23] : Guy Murry, Traitements thermiques dans la masse des aciers. Partie 1, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques M 1 126, Centre français d'exploitation 2002.
- [24]: R.F. MEHL et C. WELLS, Constitution of High Purity Iron-Carbon Alloys, Technical Publication n° 798, A.I.M.E. Iron and Steel Division, 125 (1937); Metals Technology, join 1937.
- [25] : I. Lakhtine. Métallographie et traitements thermiques des métaux, Technique Soviétique, Editions MIR, Moscou, (1978)
- [26] : M. Durand-Charre, La microstructure des aciers et des fontes, Genèse et Interprétation, (2003)
- [27]: W.J. Kaluba, R. Taillard et J. Foet, The bainitic mechanism of austenite formation during rapid heating, Acta Mater. 46, 16, 5917-5927 (1998)
- [28]: D.V. Shtansky, K. Nakai et I. Ohmori, Pearlite to austenite transformation in an Fe-2.6Cr-1C alloy, Acta Mater., 47, n°9, 2619-2632 (1999)
- [29]: K.W. Andrews, Empirical Formulae for the calculation of some transformation temperatures, J. Iron and Steel Inst., 203, p721 (1965)
- [30] : Atlas des courbes de transformation des aciers de fabrication française, IRSID, CPS, Paris, (1994)
- [31] : R. Bensimon, Les aciers, Tome 1, Généralité sur les propriétés d'élaboration des aciers et leurs incidences sur les propriétés d'emploi pratique. Théorie et applications des traitements thermiques des aciers, Pyc Edition, Paris, (1971)
- [32]: J.M. Beswick, The effect of prior cold on the martensite transformation in 52100 steel, Metall. Trans. A,15A, p299-306 (1984)
- [33]: D.W. Hitzner et W.V. Geertruyden, Crystallography and Metallography of carbides in

- High alloy steels, Material characterization 59, p825-341 (2008)
- [34]: S. Maropoulos, N. Ridley et S. Karagiannis, Structural variation in heat treated low alloy steels forging, Mat. Sci. and Eng. A380, 79-92, (2004)
- [35]: J.H. Woodhead, Vanadium in high strength steel, Vanite, Proc. Sem., Chicago, Nov., p78 (1979)
- [36] : W. Pitsh, Journée d'information CECA, métallurgie physique, Propriétés d'emploi et d'utilisation de l'acier, Luxembourg, Novembre 1975, Rapport EUR5401, vol1, p 27-44 (1975)
- [37] : H.P. Hougardy, H.J. Pietrzoniuk et A. Rose, Journée du CECA du 14 juin 1971, Aciers de construction soudable à disperseïdes, rapport EUR7492, p49-68 (1971)
- [38]: T. Gladman et D. Dulieu, Grain Size control in steels, Metal Sci., p167-176, (1974)
- [39]: T. Gladman, Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels, Iron making and steelmaking, vol 16, n°4, p241-245 (1989)
- [40] : D. Acevedo Reyes, these de doctorat de l'institut national des sciences appliquées de Lyon intitulée Évolution de l'état de précipitation au cours de l'austénitisation d'aciers microalliés au vanadium et au niobium (2007)
- [41] : P. KOISTINEN et R.E. MARBURGER, Acta Met, (1959)
- [42] : A. CHALA, thèse de magistère, Constantine (1994)
- [43] : C. Bouchy et F. Gobin « Métallurgie »,1-Métallurgie structurale, Armond Collin (1971)
- [44] : M. Aouragh thèse de magister à université d'Annaba (2007).
- [45] : G. KRAUSS et A.R. MARDER, Met, Trans, (Sep, 1971).
- [46] : D.V. EDMONDS et R.C. COCHRANE. Met, Trans ,21A, (juin 1990).
- [47]: J.W. Cahn et W.C. Hugel, Theory of the pearlite reaction dans Décomposition of austenite by diffusionnal process, proceeding, Interscience Publishers, (1962)
- [48]: L. Kaufman et M. Cohen, Thermodynamics and kinetics of martensitics transformations, Progress in Metal Physics, 7, 165, (1958)
- [49]: D.P. Dunne et C.M. Wayman, the crystallography of ferrous martensites, Met. Trans.,2, 2327, (1971)
- [50]: E.J. Fascista et H. Wagenblas, Dilatation of alpha-iron by carbon, Trans. AIME, 239, p1818 (1967)
- [51]: M. Palumbo, Thermodynamics of martensitic transformations in the framework of the CALPHAD approach, Computer coupling of phase diagrams and thermochemistry, 32

- p693-708 (2008)
- [52]: R.F. Bunshah et R.F. Mehl, Rate of propagation of martensite, Trans. AIME, 197 (1953)
- [53]: C.S. Roberts, Effect of carbon on the volume fraction and lattice parameters of retained austenite and martensite, Journal of Metals, 5, 208 (1953)
- [54]: S.C. Moss, Static atomic displacements in iron carbon martensite, Acta Met., vol 15, p1815 (1967)
- [55]: D.T. Keating et A.N. Coland, Atomic displacements in martensite, Acta Met., 15, 1805 (1967)
- [56] : G. Murry, Transformation dans les aciers, Techniques de l'ingénieur, M1115, Traités Matériaux Métalliques, (1998)
- [57] : Z. Nishiyama, Sci. Rep. Tohoku. Univ, 23, 63 (1934)
- [58]: G.V. Kurdjumov et G. Sachs, Z. Phys., 64, 325 (1930)
- [59] : A.B. Greninger et A.R. Troiano, Trans.AIME, 185, p590 (1949)
- [60]: R.F. Bunshah et R.F. Mehl, Rate of propagation of martensite, Trans. AIME, 197 (1953)
- [61]: L. Kaufman et M. Cohen, Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations, Progress in Metal Physics, 7, 165, (1958)
- [62]: D.P. Dunne et C.M. Wayman, the crystallography of ferrous martensites, Met. Trans., 2, 2327, (1971)
- [63]: A.R. Marder et G. Krauss, The morphology of martensite in Iron-Carbon alloys, Transaction of the ASM, vol 60, p651-660 (1967)
- [64]: G. Krauss et A.R. Marder, The morphology of martensite in Iron carbon alloys Met. Trans, 2, p2343 (1971)
- [65] : B. Thomas et J.H Schmitt, Durcissement des aciers : rôle de la microstructure, Techniques de l'ingénieur, M4341, Traités Matériaux Métalliques (2002)
- [66] : G.B. Olson et M. Cohen, Ann. Rev. Mat. Sci., Ed R.A. Huggins et al, Annual Reviews Inc, p1-30 (1981)
- [67] : J. Benard, A. Michel, J. Philibert et J. Talbot, Métallurgie générale, deuxième édition, (1969)
- [68]: P.M. Kelly et J. Nutting, The morphology of martensite, Journal of Iron and Steel Institute, 199, (1961)
- [69]: R.L. Patterson et C.M. Wayman, Internal Twinning in Ferrous Martensite, Acta Met., 12, 1306 (1964)

- [70] : A. Constant, G. Henry et J.C. Charbonnier, Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers, Pyc Editions, (1992)
- [71]: W. Stevens et A.G. Haynes, The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels, some effects of chemical composition, Journal of Iron and steel Institute, 183, p349-359 (1956)
- [72]: D.P. Koistinen et R.E. Marburger, A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels,) Acta Met, 7, p59-60, (1959)
- [73]: M. Cohen, Retained austenite, Transaction of the ASM, 41, p35-94 (1949)
- [74]: C.S. Roberts, Effect of carbon on the volume fraction and lattice parameters of retained austenite and martensite, Journal of Metals, 5, 208 (1953)
- [75] : G. Delbart et M. Ravery, Les recherches sur la trempe isotherme en France et à l'étranger, Revue de Métallurgie, 46, p475-502 (1949)
- [76]: Nehrenberg, A. E., Trans. AIME, 167, 494, (1946)
- [77]: C.Y. Kung et J.J. Rayment, An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of Ms temperature, Met. Trans. A., vol 13A, p328-331 (1982)
- [78] : G. Delbart et F. Maratray, Étude de quelques aciers à faibles teneurs en éléments d'alliage, traités par trempe classique et par trempe étagée, Revue de métallurgie, 11, p781-806 (1953)
- [79]: P. Payson, Tempered alloy martensites, Transaction of the ASM, vol 51, p 60-93, (1959)
- [80]: G.R. Speich, Tempering of low carbon martensite, Trans. AIME, vol 245, p2253-2564 (1969)
- [81]: R.W.K Honeycome, Structure and strength of alloy steels, publication de la Climax Molybdenum Company (1974)
- [82]: R.A. Grange, C.R. Hribal et L.F. Porter, Hardness tempered martensite in carbon and low alloy steels. Metall. Trans. A, vol 8A, p1775-1785 (1977)
- [83]: K. Kuo, Alloy carbides precipitated during the fourth stage of tempering, J. iron and steel institute, vol 184, p258-268 (1956)
- [84]: P. Dumoulin, M. Guttman, M. Foucault, M. Palmier, M. Wayman et M. Biscondi, Rôle of Molybdenum in phosphorus induces teper embrittlement, Metal Science, p1-14 (1980)

- [85]: T.C. Lei, J. Sun, C.H. Tang et M. Lei, Precipitation segregation mechanism for high temperature temper embrittlement of steel revealed by auger electron microscopy and Internal friction measurements, *Material Science and Technology*, 6, n°2, p124-133 (1990)
- [86] : J. Zvolkej, G. Murry, A. Constant, Étude de l'influence des éléments d'addition sur les Propriétés de l'acier à 9% Ni, *Revue de Métallurgie*, p25-35 (1969)
- [87]: ENGEL (E.H.). – Trans. ASM, 27, 1939.
- [88]: THELNING (K.E.). – Steel and its Heat Treatment.1974, Butterworths.
KRAUSS (G.). – Steels: Heat Treatment and Processing Principles. 1990, ASM.
SINHA (A.K.). – Ferrous Physical Metallurgy. 1989, Butterworths.
SMALLMAN (R.E.). – Modern physical Metallurgie. 1985, Butterworths.
HAASEN (P.). – Physical Metallurgy. 1996, Cambridge University Press.
- [89]: HOUDREMONT (E.). – Handbuch der Sonderstahlkunde,1956.
- [90]:A. Zafra1, L.B. Peral, J. Belzunce and C. Rodríguez effects of hydrogen on the fracture toughness of 42CrMo4 steel quenched and tempered at different temperatures *International Journal of Pressure Vessels and Piping* (2019), doi:
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2019.01.020>.
- [91]. Bo Jiang, Meng Wu, Mai Zhang, Fan Zhao, Zhigang Zhao and Yazheng Liu, Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: Effect of heat treatment parameters, *Materials Science & Engineering A*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.06>

