

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministre de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études
Pour l'obtention de Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

Effet des Milieux de Trempe sur les Distorsions,
Microstructure, et Durcissement de l'Acier 42CrMoS4

Réalisé par : Ilyes ABDALLAH

Sous la direction de M. Abdelmadjid KASSER MCA (ENP)

Présenté et soutenu le 24/09/2020

Composition du jury :

Président	M. Kamel ABADLI	MAA	ENP
Promoteur	M. Abdelmadjid KASSER	MCA	ENP
Examineur	M. Abdelrrahmane DAIMELLAH	MCB	ENP
	M. Merzek LARIBI	Professeur	ENP

ENP 2020

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministre de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études
Pour l'obtention de Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

Effet des Milieux de Trempe sur les Distorsions,
Microstructure, et Durcissement de l'Acier 42CrMoS4

Réalisé par : Ilyes ABDALLAH

Sous la direction de M. Abdelmadjid KASSER MCA (ENP)

Présenté et soutenu le 24/09/2020

Composition du jury :

Président	M. Kamel ABADLI	MAA	ENP
Promoteur	M. Abdelmadjid KASSER	MCA	ENP
Examineur	M. Abdelrrahmane DAIMELLAH	MCB	ENP
	M. Merzek LARIBI	Professeur	ENP

Remerciements

Premièrement et finalement, Louange et gratitude à ALLAH Tous Puissant pour m'avoir donné le courage et la patience de réaliser ce modeste travail.

Je tiens à remercier mes parents, mon frère et ma sœur ainsi tout membre de la famille qui m'a soutenu durant mes 5 ans de formation à l'ENP d'Alger.

Mes remerciements et mes reconnaissances s'adressent à mon promoteur M. Abdelmadjid KASSER, pour son acceptation d'encadrer ce travail, sa patience et ses encouragements. Ainsi que ses efforts fournis durant ses séances d'enseignements.

J'adresse aussi mes vifs remerciements à chaque professeur, maitre, docteur, ou enseignant dans l'Ecole Nationale Polytechnique et ailleurs qui fait son devoir correctement envers ALLAH, sa conscience, et envers l'humanité et en particulier envers notre pays : l'Algérie.

Je suis très reconnaissant envers l'ensemble des membres du jury qui ont accepté d'évaluer ce projet de mémoire de fin d'études.

Enfin je tiens à remercier les collègues que j'ai rencontré à l'école et dans la résidence Amar Bouraoui, et toute personne avec laquelle on a appris de nouvelles cultures, techniques ou des informations utiles.

ملخص

لتحسين الخصائص الميكانيكية (القساوة، مقاومة الكشط) للقطع المعمولة بالحديد الصلب الموجهة للتركيبات الميكانيكية نجري معالجة حرارية للمعدن. الإخماد هو إحدى طرق المعالجة حيث يتم رفع درجة حرارة القطعة ما دون عتبة التحول الهيكلي لمدة محددة، فأخمادها في وسط ماص للحرارة، كالماء مثلاً، ينتج عن هذا تركيب هيكلي قاس وقصم، يصاحب الإخماد تشوهات هندسية تفسد أبعاد القطعة المرغوب فيها، ومنه خسائر مادية واقتصادية للمصنعين. هذا العمل يعرض تأثير وسط الإخماد على انتظام التقسية والتشوهات المرافقة للإخماد. ويهدف إلى اختيار أفضل وسط إخماد يتضمن تقسية جيدة وأقل تشوهاً. ومن أجل هذا أجرينا دراسة تجريبية تتضمن إخماد عينات من الحديد الصلب على شكل "C" في وسائط مختلفة (ماء، ماء مالح، زيت)، مع قياس معدل التشوه في مختلف الأبعاد، وقياس درجة الصلابة في مواضع مختلفة وأخذ صور مجهرية. وقد أظهرت النتائج أن التقسية تكون متجانسة باستعمال محلول كلوريد الصوديوم 7% الساخن كوسط إخماد، وأقل تشويهاً باستعمال مياه البحر، ومع ذلك، فإن الإخماد المتقطع والإخماد السريع في الزيت يبرزان خيارين جيدين في كلا الاعتبارين (تقسية متماثلة مع أقل تشويه). يمكن أن تكون هذه النتائج مفيدة للشركات التي تستعمل عملية المعالجة الحرارية في عملياتها.

الكلمات الدالة: وسط الإخماد، التقسية، والتشوهات المرافقة للإخماد، الخاتم "C"، *JMatPro*

Abstract

In this work, we present the effect of hardening media on hardening uniformity and the distortions involved in the quenching process. It aims to choose the best hardening medium involving good hardening and less distortion. For this purpose, an experimental study consists in quenching in different media (water, salty water, oil) Navy C-ring steel samples, measuring the deformation rate according to different dimensions, and the hardness in different positions and thus the micrographic visualization. The results show a homogeneous hardening for quenching in hot salty water at 7% *NaCl*, and less distortion in the case of quenching in seawater. It should be noted that cracking was observed on the hardened parts with the exception of the part hardened in seawater. However, interrupted quenching and quenching in fast oil are among the good choices in both directions (uniform hardening, less distortion). The results can be useful for industries that use heat treatment in their industrial processes.

Key word : Quenching media, distortions, hardning, navy c-ring, *JMatPro*.

Résumé

Dans ce travail on présente l'effet de milieux de trempe sur l'uniformité de durcissement et des distorsions impliquées lors de procédé de tempe. Il vise à choisir le meilleur milieu de trempe impliquant un bon durcissement et moins de distorsions.

Pour cela une étude expérimentale consiste à faire tremper en différents milieux (eau, eau salée, huile) des échantillons d'acier en forme « C » (*Navy C-ring*), en mesurant le taux de déformation suivant différentes cotes, et la dureté en différente position ainsi la visualisation micrographique.

Les résultats montrent un durcissement homogène pour la trempe dans l'eau chaude salée à 7% *NaCl*, et moins de distorsion dans le cas de la trempe dans l'eau de mer. Il faut noter que des fissurations ont été observées sur les pièces trempées à l'exception la pièce trempé dans l'eau de mer. Cependant la trempe interrompue et la trempe dans huile rapide figurent parmi les bons choix dans les deux sens (durcissement uniforme, moins de distorsions). Les résultats peuvent être utiles pour les industries comptant le procédé de traitement thermique dans leurs processus industriels.

Mots clés : Milieu de trempe, Distorsions, Durcissement, *Navy c-ring*, *JMatPro*.

Table des matières

Liste des figures	
Liste des Tableaux	
Introduction générale.....	9
Chapitre 1 Alliages Ferreux	13
1.1 Introduction	13
1.2 Diagramme d'équilibre fer-carbone	13
1.2.1 L'influence de carbone	15
1.2.2 Influence des éléments d'inclusion constante.....	16
1.2.3 Influences d'éléments d'alliages dans les aciers faiblement alliés	17
1.2.4 Eléments alphagènes et gammagènes.....	18
Chapitre 2 Théorie de traitement thermique	21
2.1 Introduction	21
2.2 Transformation des phases dans les aciers au cours de chauffage	21
2.3 Grossissement des grains d'austénite	23
2.4 Décomposition de l'austénite au cours de refroidissement	24
2.5 Structure et dureté des phases	27
Chapitre 3 Gammes des traitements thermiques	34
3.1 Introduction	34
3.2 Recuit de premier genre	34
3.2.1 Recuit d'homogénéisation	34
3.2.2 Recuit de recristallisation	34
3.2.3 Recuit de détente ou de stabilisation	34
3.3 Recuit de deuxième genre	34
3.3.1 Recuit complet	35
3.3.2 Recuit isotherme	35
3.3.3 Recuit incomplet	35
3.3.4 Recuit d'adoucissement	36
3.4 Recuit de normalisation.....	36
3.5 Trempe.....	36
3.5.1 Austénisation.....	36
3.5.2 Choix de couple température d'austénisation - temps de maintien	37
3.5.3 Trempabilité	39
3.5.4 Amélioration de la trempabilité	41
3.5.5 Milieu de Trempe	41
3.6 Le revenu	46
3.6.1 Transformation des phases hors équilibres au cours de revenu	47
3.6.2 Transformation de l'austénite.....	48
3.6.3 Facteurs influençant les résultats de revenu	48
3.6.4 Fragilisation de revenu	50
3.6.5 Variations dimensionnelles aux cours des traitements thermiques.....	50
Chapitre 4 Notions expérimentales	54
4.1 Introduction	54

4.2	Principe de l'essai de dureté	55
4.3	La forme <i>Navy C – ring</i>	54
4.4	Logiciel de calcul <i>JMatPro</i>	57
4.5	Mesures de grandeurs géométriques	58
Chapitre 5 Méthodologie.....		60
5.1	Dimensions des échantillons et nuance d'acier	60
5.2	Préparation des échantillons.....	60
5.3	Traitement thermique des anneaux.....	61
5.3.1	Justification de choix de couple Température-temps d'austénisation.....	61
5.3.2	Four d'austénisation.....	64
5.3.3	Bac de trempe	64
5.4	Mesure de la dureté	64
5.5	Préparation à la visualisation micrographique.....	65
5.5.1	Polissage	65
5.5.2	Attaque chimique.....	66
5.5.3	Visualisation microscopique.....	66
Chapitre 6 Résultats, discussion et interprétation		68
6.1	Résultats et discussions.....	68
6.1.1	Etat de réception.....	68
6.1.2	Effet des milieux de trempe sur les changements dimensionnels.....	69
6.1.3	Effet des milieux de trempe sur la dureté.....	71
6.1.4	Effet des milieux de trempe sur la microstructure	71
6.1.5	Effet des milieux de trempe sur les valeurs moyennes de dureté et de déformations.....	74
6.2	Interprétation	76
6.2.1	Eclaircissement sur la structure martensitique résultante.....	76
6.2.2	Explication des distorsions	77
6.2.3	Eclaircissement sur les valeurs de duretés obtenues	80
6.3	Résultats de certaines expériences	81
6.3.1	Essais 1.....	81
6.3.2	Essais 2.....	86
Conclusion générale		90
Bibliographie		92

Liste des figures

- FIGURE 1** DIAGRAMME D'EQUILIBRE FER-CARBONE. LA LIGNE CONTINUE INDIQUE LE DIAGRAMME $Fe - Fe_3C$ ET LA LIGNE DISCONTINUE INDIQUE LE DIAGRAMME $Fe - Graphite$ [7]. 15
- FIGURE 2** VARIATION DE LA QUANTITE DE CEMENTITE DANS L'ACIER AU CARBONE EN FONCTION DE TAUX DE CARBONE. 16
- FIGURE 3** INFLUENCE DES ELEMENTS D'ALLIAGES SUR LE POIDS EUTECTOÏDE [11]. 19
- FIGURE 4** SCHEMA DES TRANSFORMATIONS STRUCTURALES AU COURS DE L'AUSTENISATION [1]. 21
- FIGURE 5** DIAGRAMME DE TRANSFORMATION DE CHAUFFAGE ISOTHERME POUR L'ACIER 42CD4, LA VITESSE DE CHAUFFAGE POUR ATTEINDRE LA TEMPERATURE DE MAINTIEN EST DE 1020°C/s [11] 22
- FIGURE 6** DIAGRAMME DE TRANSFORMATION DE CHAUFFAGE CONTINUE POUR L'ACIER 42CD4 [11] 23
- FIGURE 7** DIAGRAMME TTT POUR L'ACIER AU CARBONE [11] 24
- FIGURE 8** DIAGRAMME TRC POUR L'ACIER 30 CD 4 [11] 25
- FIGURE 9** EFFET DE MILIEU DE REFROIDISSEMENT SUR LE DIAGRAMME TRC D'UN ACIER FAIBLEMENT ALLIE AUX Cr ET Mo [11]. 26
- FIGURE 10** STRUCTURE TOTALEMENT FERRITIQUE DANS UN ACIER EXTRA DOUX [3] 27
- FIGURE 11** A GAUCHE- STRUCTURE TOTALEMENT PERLITIQUE DANS UN ACIER A 0.77 % C, A DROITE- STRUCTURE FERRITO-PERLITIQUE DANS UN ACIER A 0.3 % C [3]. 28
- FIGURE 13** EFFET DE LA TAILLE DE GRAIN AUSTENITIQUE SUR LA MORPHOLOGIE DE LA FERRITE PROEUTECTOÏDE : A GAUCHE $d\gamma = 50 \mu m$, A DROITE $d\gamma = 300 \mu m$ [3] 29
- FIGURE 12** EFFET DE LA VITESSE DE REFROIDISSEMENT SUR LA MORPHOLOGIE DE LA FERRITE PROEUTECTOÏDE DANS UN ACIER A 0,3 % DE CARBONE : A GAUCHE 2 °C/s, A DROITE 20 °C/s [3] 29
- FIGURE 14** RESEAU DE CEMENTITE EN BLANC SUR LES LIMITES D'ANCIENS GRAINS D'AUSTENITE DANS UN ALLIAGE $Fe - 1.12 \% C - 1.5 \% Cr$ [4] 29
- FIGURE 15** STRUCTURE TOTALEMENT AUSTENITIQUE DE L'ACIER Z 6 CN 18 - 9 [6] 30
- FIGURE 16** DURETE DE LA MARTENSITE EN FONCTION DE LA TENEUR EN CARBONE 1 - ACIER AU CARBONE 2 - ACIER ALLIE [1]. 31
- FIGURE 17** STRUCTURE MARTENSITIQUE EN LATTES A GAUCHE ET EN PLAQUETTES A DROITE [3]. 31
- FIGURE 18** STRUCTURE BAINITIQUE ; SUPERIEURE A GAUCHE ET INFERIEURE A DROITE [3]. 32
- FIGURE 19** DIAGRAMME DE TRANSFORMATION $\alpha \rightarrow \gamma$ ISOTHERME DE L'ACIER 35CD4, CHAUFFAGE INITIAL A LA VITESSE DE 130 °C/s [2]. 37
- FIGURE 20** EXEMPLE DE COURBE DE JOMINY DES ACIERS A 1 % DE CHROME ET 0.25 % DE MOLYBDENE ENVIRON, A TENEURS VARIABLES EN CARBONE [2]. 39
- FIGURE 21** EXEMPLE DE COURBES DE REFROIDISSEMENT DE DIFFERENTS POINTS D'UNE ECHANTILLON JOMINY APRES AUSTENISATION A 850 °C [2]. 40
- FIGURE 22** VARIATIONS APPROXIMATIVES DE LA DURETE DES ACIERS EN FONCTION DE LEUR TENEUR EN CARBONE ET DE LEUR ETAT STRUCTURAL [2]. 40
- FIGURE 23** COURBE DE REFROIDISSEMENT ET COURBE DE VITESSE DE REFROIDISSEMENT AU CENTRE D'UNE SONDE DE 25 mm DE DIAMETRE TREMPEE AVEC DE L'EAU A 95 °C S'ECOULANT A 15 m/min [4]. 42
- FIGURE 24** EFFET DE LA CONCENTRATION EN SEL SUR LE COEFFICIENT DE TRANSFERT THERMIQUE h [4]. 44
- FIGURE 25** AVANTAGE D'UNE HUILE MOINS VISQUEUSE PAR RAPPORT A UNE HUILE DE VISCOSITE ELEVEE [4]. 45
- FIGURE 26** EFFET DE LA TEMPERATURE DE REVENU SUR LA DURETE D'UN ACIER XC48 TREMPE A L'EAU (REVENU PENDANT 1 HEURE) [5]. 47
- FIGURE 27** VARIATION DE TENEUR EN CARBONE DANS LA MARTENSITE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE REVENU DES ACIERS AU CARBONE (0.4 ; 0.6 ET 1.2 % C) [1]. 49
- FIGURE 28** EVOLUTION DES PROPRIETES MECANIQUES DE L'ACIER 35NCD6 TREMPE A HUILE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE REVENU [5]. 49
- FIGURE 29** VARIATION DE TENEUR EN CARBONE DANS LA MARTENSITE EN FONCTION DE DUREE DE REVENU D'ACIER AU CARBONE 1.2 % C [1]. 50
- FIGURE 31** ILLUSTRATION DE LA METHODE D'ESSAI DE DURETE ROCKWELL 56
- FIGURE 30** LES DIMENSIONS DE LA FORME ORIGINALE DE Navy C - ring [12]. 55
- FIGURE 32** MOYENNE DE MESURE DES GRANDEURS GEOMETRIQUES. 58
- FIGURE 33** Navy C - ring MODIFIE UTILISE TANT QUE ECHANTILLON. 60

FIGURE 34 DIAGRAMME DE TRANSFORMATION AU COURS DE CHAUFFAGE DE L'ACIER 42CD4 UTILISE DANS MON EXPERIENCE CHEZ ENOFAM, CALCUL JMatPro 61

FIGURE 35 DISTRIBUTION DE CARBONE DANS LES PHASES EN FONCTION DE LA TEMPERATURE, CALCUL JMatPro. 62

FIGURE 36 DISTRIBUTION DE CHROME DANS LES PHASES EN FONCTION DE LA TEMPERATURE, CALCUL JMatPro 62

FIGURE 37 DISTRIBUTION DE MANGANESE DANS LES PHASES EN FONCTION DE LA TEMPERATURE, CALCUL JMatPro 63

FIGURE 38 DISTRIBUTION D'ALUMINIUM DANS LES PHASES EN FONCTION DE LA TEMPERATURE, CALCUL JMatPro. 63

FIGURE 39 HISTOGRAMME INDIQUANT LE POURCENTAGE DES PHASES A LA TEMPERATURE D'AUSTENISATION 860°C 64

FIGURE 40 DUROMETRE Innovatest NEMESIS 9000 UTILISE POUR AVOIR LA DURETE HV. 65

FIGURE 41 POSITIONS D'ESSAI DE DURETE SUR L'ANNEAU 65

FIGURE 42 A GAUCHE POLISSEUSE DE MARQUE Struers Rotopol – 11, A DROITE MICROSCOPE Euromex Holland 66

FIGURE 43 STRUCTURE MICROGRAPHIQUE DE L'ECHANTILLON A L'ETAT DE RECEPTION. Nital 2%, × 400, 68

FIGURE 44 TAUX DE DEFORMATION POUR LES DIFFERENTES COTES EN FONCTION MILIEU DE TREMPE. 70

FIGURE 45 A GAUCHE MESURES PRISES SUIVANT LES DIAMETRES LORS DE L'EXPERIENCE A DROITE EXEMPLE DE MESURES QU'IL FALLAIT FAIRE. 70

FIGURE 46 TAUX DE DEFORMATION EN VALEUR ABSOLUE SUIVANT "Gap width" 71

FIGURE 47 PHOTO MICROGRAPHIQUE, CAS DE LA TREMPE EN EAU FROIDE, DIFFERENTES POSITION DE L'ANNEAU, GROSSISSEMENT × 400, Nital 2% 72

FIGURE 48 PHOTO MICROGRAPHIQUE, CAS DE LA TREMPE A HUILE DIFFERENTES POSITION DE L'ANNEAU, A GAUCHE × 400, A DROITE × 1000, Nital 2% 73

FIGURE 50 PHOTO MICROGRAPHIQUE, STRUCTURE DE LA MARTENSITE CORRESPONDANTE A LA HAUTE DURETE OBTENUE DANS LE CAS DE LA TREMPE DANS L'EAU POSITION 3. × 400, NITAL 2% 74

FIGURE 49 PHOTO MICROGRAPHIQUE, STRUCTURE DE LA MARTENSITE CORRESPONDANTE A LA FAIBLE DURETE OBTENUE DANS LE CAS DE LA TREMPE A HUILE POSITION 2. × 400, NITAL 2% 74

FIGURE 51 DURETE HV MOYENNE DE DIFFERENTE POSITION EN FONCTION MILIEU DE TREMPE 75

FIGURE 52 ECART MAXIMAL DE DURETE HV ENTRE DIFFERENTE POSITIONS EN FONCTION MILIEU DE TREMPE 75

FIGURE 53 ECART DURETE MAXIMAL ET TAUX DE DEFORMATION MOYENNE EN FONCTION LE MILIEU DE TREMPE 76

FIGURE 55 DIAGRAMME TRC AVANCE DE L'ACIER 42CDS4 UTILISE DANS MON EXPERIENCE CHEZ ENOFAM, CALCUL JMatPro. 77

FIGURE 54 DIAGRAMME TTT DE L'ACIER 42CDS4 UTILISE DANS MON EXPERIENCE CHEZ ENOFAM, CALCUL JMatPro. 77

FIGURE 57 LIMITE ELASTIQUE DES PHASES ET TOTALE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE, CALCUL JMatPro. 78

FIGURE 56 DENSITE DES PHASES ET TOTAL EN FONCTION DE LA TEMPERATURE, CALCUL JMatPro. 78

FIGURE 58 FORMATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES THERMIQUES ET STRUCTURALES, AU COURS DE LA TREMPE D'UNE PIECE CYLINDRIQUE 79

FIGURE 59 FISSURES ENGENDREES DE LA TREMPE DANS LES DIFFERENTS MILIEUX 80

FIGURE 60 Navy C – ring MODIFIEE UTILISEE POUR L'ESSAI 1, L'UNITE EST CM [6] 81

FIGURE 61 DIAGRAMME TTT DE L'ACIER UTILISE POUR L'ESSAI 1 DE COMPOSITION CHIMIQUE 0.95% C, 0.30% Si, 1.20% Mn, 0.50% W, 0.50% Cr et 0.20% V, OBTENU PAR JMatPro. LA LIGNE ORANGE MONTRE LA TREMPE INTERROMPUE 82

FIGURE 62 DIAGRAMME TRC DE L'ACIER UTILISE POUR L'ESSAI 1, CALCUL JMatPro 83

FIGURE 63 PROFIL DE TEMPERATURE AU COURS DE LA TREMPE A HUILE 60°C A INSTANTS 2s, 7s, 11s et 20s. SIMULATION SOLIDWORKS. 84

FIGURE 64 PROFIL DE TEMPERATURE AU COURS DE LA TREMPE INTERROMPUE A 245°C A INSTANTS 2s, 120s, 150s et 240s. SIMULATION SOLIDWORKS. 85

FIGURE 65 DIFFERENCES ENTRE LA TREMPE CONVENTIONNELLE ET LA TREMPE INTERROMPUE [6]. 85

FIGURE 66 Navy C – ring MODIFIEE UTILISEE POUR L'ESSAI 2 [4] 86

FIGURE 67 DIAGRAMME TTT DE L'ACIER UTILISE POUR L'ESSAI 2 A LA NUANCE AISI 1085 OBTENU PAR JMatPro. 87

FIGURE 68 DIAGRAMME TRC DE L'ACIER UTILISE POUR L'ESSAI 2 A LA NUANCE AISI 1085 OBTENU PAR JMatPro. 87

FIGURE 69 COURBE DE REFROIDISSEMENT D'UN CENTRE D'UN BARREAU CYLINDRIQUE $D = 13\text{mm}$ et $H = 64\text{mm}$, EN ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE, AU COURS DE TREMPE DANS HUILE CONVENTIONNELLE ET HUILE RAPIDE (LES DEUX HUILES A 52°C) [4]. 89

Liste des Tableaux

TABLEAU 1 TYPES DE PERLITE 28

TABLEAU 2 DUREE DE CHAUFFAGE EN FONCTION DE TYPE DE FOUR ET LES DIMENSIONS DE PIECES 38

TABLEAU 3 COMPOSITION CHIMIQUE AFNOR 42CD4 (VALEUR INDICATIVE EN % DU POIDS) 60

TABLEAU 4 RESULTATS D'ANALYSE CHIMIQUE DE L'ACIER UTILISE. 68

TABLEAU 5 LES MESURES DES COTES DES ANNEAUX A LA FIN DE LEURS USINAGES ET AVANT LA TREMPER. 69

TABLEAU 6 LES MESURES DES COTES DES ANNEAUX APRES TREMPAGE. 69

TABLEAU 7 TAUX DE DEFORMATION DES ANNEAUX APRES TREMPAGE. 69

TABLEAU 8 LES MESURES DE DURETE APRES LA TREMPER. 71

TABLEAU 9 LES MESURES MOYENNES DE DURETE ET DE DEFORMATION APRES TREMPER. 74

TABLEAU 10 EQUIVALENCE DE DURETE MESUREE EN HRC 80

TABLEAU 11 RESULTATS DE CHANGEMENT DIMENSIONNEL DE L'ESSAI 1. 81

TABLEAU 12 COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER UTILISE POUR L'ESSAI 2. 86

TABLEAU 13 RESULTATS MOYENS DE L'ESSAI 2. 86

Introduction générale

Le travail d'un ingénieur en génie des matériaux nécessite non seulement des connaissances dans plusieurs domaines scientifiques, à savoir la physique, la chimie, l'électricité et, bien sûr, les mathématiques, mais aussi la prise en compte des aspects économiques, sociaux et environnementaux.

Le génie des matériaux est la science de l'amélioration et du développement des matériaux afin de répondre à un certain besoin. Elle couvre donc presque tous les aspects de la vie. Parmi les techniques utilisées en génie des matériaux pour améliorer les performances des matériaux, il y a le traitement thermique, qui est un processus impliquant des cycles de chauffage, maintien et refroidissement contrôlés afin de changer les microstructures et d'améliorer ses propriétés mécaniques, à savoir la dureté, la résistance mécanique, la résistance à l'usure, etc.

Le traitement thermique est en effet une science. Et si je n'exagère pas on peut dire que c'est une science presque exacte !. Ce n'est pas un jeu de devinettes ou quelque chose qui doit être pris à la légère. Malheureusement, de nombreux chefs d'entreprise et propriétaires de sociétés pensent que le traitement thermique est un processus simple qui ne nécessite pas le degré d'expertise que certaines autres opérations exigent. Le four lui-même est souvent coincé dans un coin sombre et rarement entretenu. Trop souvent, il est peu pris en compte dans le plan d'ensemble des choses.

Pensons à ce potentiel scénario. Imaginons un directeur d'entreprise qui a eu une commande de sa bonne clientèle concernant la fabrication des pièces matrices pour une nouvelle chaîne de production. Le directeur a donné sa parole de livrer dans un délai convenu. Les ingénieurs ont passé des jours à développer les pièces et les dessins. Ainsi Les outilleurs bien formés ont passé des jours ou des semaines à usiner les pièces matrices. Et tous cela (personne et matériel) est à payer cher. Ensuite le directeur soumis ces pièces à un petit processus de *2 ou 3 heures* dans un four usé avec des opérateurs qui sont fier de leur vocation mais qui ont été formés au traitements thermiques à partir de toutes sortes de sources d'information !. Cela pourrait rappeler le directeur de frein de sa voiture lorsqu'il est sur une route pentue à 35% ! (« Daldwin street » à Dunedin en Nouvelle-Zélande, la route la plus pentue au monde), et s'il est endommagé, il est alors un peu tard pour penser à le réparer.

La trempe est une étape courante des traitements thermiques, impliquant le refroidissement rapide de pièces préalablement austénitisées et conduisant à une transformation de phase de l'austénite à la martensite dure dans le matériau. La trempe provoque généralement une déformation géométrique des pièces, associée à la contraction thermique et à la différence des propriétés mécaniques et physiques entre l'austénite et la martensite, qui peuvent mener jusqu'à la fissuration.

Le durcissement et les changements dimensionnels associés à la trempe sont en fonction de plusieurs facteurs (caractéristiques de matériau à l'état initial, dimensions de la pièces, conditions d'austénisation, processus de trempe, milieu de trempe). Dans cette étude on présente l'effet de milieux de trempe sur l'uniformité de durcissement et des distorsions impliquées en utilisant des spécimens en forme « C » (*Navy C – ring*).

Ce document se compose de deux parties principales soient, la partie bibliographique dans laquelle on commence par présenter le diagramme fer-carbone, ses limites interphases, et l'influence des éléments d'inclusions et des éléments d'alliages sur les points critiques de

diagramme d'équilibre et sur les propriétés mécaniques, également leurs effets sur les transformations de phases. Ensuite on dépeint la théorie de traitement thermique où on voit les différentes transformations de phases passantes au cours de chauffage ou au cours de refroidissement en fonction de différents facteurs (vitesse de chauffage ou de refroidissement, compositions chimiques de matériaux, états initiaux de matériaux, ...) en associant cela par des diagrammes de transformations (TTT, TRC, TCC, ...). Ainsi dans ce chapitre un titre concerne les structures micrographiques et dureté des phases d'équilibre (ferrite, perlite, troostite, sorbite, cémentite) ou hors équilibre (martensite, bainite). On finit ce chapitre par décrire une gamme des traitements thermiques appliqués aux aciers de construction mécanique, soient le recuit avec ses différents genres et différents modes. Et on s'intéresse beaucoup plus au traitement de durcissement soit la trempe suivie par le revenu avec les phénomènes (changement dimensionnel) qui les accompagnent.

Le second chapitre est la partie expérimentale. On la commence par décrire la forme *navy c ring*, et le logiciel *JMatPro* utilisé pour le calcul de certains diagrammes et graphes. Ensuite on donne le protocole expérimental utilisé pour évaluer l'effet de différents milieux de trempe sur l'uniformité de durcissement et les changements dimensionnels accompagnés. Les résultats de notre expérience et d'autre essai de laboratoire sont représentés, discutés, interprétés en se référant à d'autre article et aux diagrammes et graphes calculés par *JMatPro*.

On finit ce document par une conclusion générale faisant sortir le bon choix de milieu de trempe, ainsi l'utilité de travail pour les industries impliquant le procédé de traitement thermique dans leur processus.

Partie 1

En théorie tous se passe bien

Chapitre 1

Alliages ferreux

Chapitre 1 Alliages Ferreux

1.1 Introduction

Le fer constitue 35% de poids de notre planète, il se trouve essentiellement dans le noyau de la terre. Ce dernier est constitué d'un cœur solide lequel est composé de 90% de Fer 9% de Nickel et 1% d'éléments légers, ce cœur solide est entouré par un liquide qui a la même composition que le cœur solide, ensuite quatre couches dans lesquelles la teneur de fer dégrade continuellement jusqu'à la croûte terrestre laquelle contient 5% à 6% de fer.

Le fer est un élément chimique dont le nombre atomique est de 26 et la masse atomique est de 55.85 g/mol , le rayon atomique vaut 1.27 \AA . Sa température de fusion est de 1539°C . Sous l'atmosphère ambiante il possède deux états polymorphiques CC (α et δ) et CFC γ . Le fer α existe aux températures inférieures à 912°C avec une distance interatomique de 2.8665 \AA , le fer δ se trouve aux températures supérieures à 1394°C avec une distance interatomique de 3.6467 \AA , dans l'intervalle borné par ces deux températures le fer est à l'état polymorphique γ avec une distance interatomique de 2.9315 \AA .

La densité de fer α est de 7.68 g/cm^3 et celle de fer γ 8.1 g/cm^3 , la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ s'accompagne de changement de volume d'environ 1%.

Le fer est magnétique jusqu'à la température de 768°C qu'on appelle la température de Curie, à cette température le fer perd ses propriétés magnétiques [13], [14].

Le carbone est un élément non métallique dont le nombre atomique est de 6 et la masse atomique est de 12.01 g/mol , le rayon atomique vaut 0.77 \AA , et de température de fusion 3500° . Il est polymorphe, dans les conditions ordinaires il se trouve sous la forme d'une variété de graphite, après une haute pression et haute température il peut se trouver sous la forme métastable du diamant. Une autre variété récente est le Graphene [14].

1.2 Diagramme d'équilibre fer-carbone

Les deux éléments cités dans l'introduction ci-dessus sont la base des matériaux autour lesquels se consacre notre étude, ces matériaux sont principalement les aciers et en deuxième lieu les fontes. Le carbone se combine avec le fer pour former l'une des phases suivantes :

La ferrite α , est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer α , la structure est cubique centrée. Elle est relativement tendre, peu tenace, mais très ductile.

La ferrite δ , est une solution d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer δ . Sa structure est cubique centrée CC. Il se forme à la marge $1394 - 1539^\circ\text{C}$.

L'austénite γ , est une solution solide d'insertion d'atome de carbone dans le fer γ , la structure est cubique à face centrée, la quantité de carbone atteint $\approx 2\%$ à 1145°C . Elle est stable qu'à haute température et très ductile.

La cémentite (Carbone de fer Fe_3C), elle est un composé chimiquement défini. Sa décomposition égale à 6,67% en masse de carbone, en état métastable, elle se présente sous forme de lamelles ou de globules ou d'aiguille.

Ces phases sont figurées dans le diagramme d'équilibre fer-carbone **Figure 1** qui montre les changements que le carbone induit dans les équilibres de phase du fer pur.

Le carbone est un stabilisateur de l'austénite et élargit la plage de température de stabilité de l'austénite. Sa solubilité est beaucoup plus élevée dans l'austénite (un maximum de 2,11 % en poids en équilibre avec la cémentite à 1148 °C) comparant à sa solubilité dans la ferrite (un maximum de 0,0218 % en poids en équilibre avec la cémentite à 727 °C).

La solubilité du carbone dans la ferrite et l'austénite est fonction de la température ; lorsque les atomes de carbone ne peuvent plus être logés dans les sites interstitiels octaédriques entre les atomes de fer, une nouvelle phase peut loger davantage d'atomes de carbone dans sa structure cristalline se formera. Cette phase est appelée *cémentite* ou carbure de fer (Fe_3C) et a une structure cristalline orthorhombique, elle est très dure et très fragile.

Le graphite est une phase riche en carbone plus stable que la cémentite ; sa formation est favorisée par une forte concentration de carbone et la présence de grandes quantités d'éléments graphitisants tels que le silicium, ainsi par refroidissement lent. Le graphite est donc une phase importante dans les fontes, mais on le trouve rarement dans les aciers. Lorsque le graphite se forme, les limites de solubilité et les plages de température de la stabilité de la phase sont légèrement modifiées, comme l'indiquent les lignes pointillées de la **Figure 1**.

Les alliages de fer et de carbone qui contiennent jusqu'à 2,00 % en poids de Carbone sont classés comme des aciers, tandis que ceux qui contiennent plus de 2,00 % en poids de Carbone sont classés comme des fontes.

Le champ de la phase austénitique représenté sur la **Figure 1** est le domaine de travail à chaud et au *traitement thermique* des aciers au carbone. L'austénite monophasique est facilement déformable à chaud ; par conséquent, des sections massives d'acier peuvent être réduites à chaud en sections et formes plus petites. L'austénite, après refroidissement, doit se transformer en d'autres microstructures. Si elle est refroidie lentement dans des conditions proches de l'équilibre, l'austénite se transforme en mélanges de ferrite et de cémentite ; et si elle est refroidie rapidement, elle se transforme en martensite ou en Bainite. Ces transformations sont à la base des traitements thermiques appliqués aux aciers. Ainsi, la stabilité fortuite à haute température de l'austénite dans le fer et les alliages fer-carbone et la transformation à l'état solide de l'austénite lors du refroidissement créent de nombreuses possibilités d'optimiser la forme, la taille de la section, la microstructure et les propriétés pour de nombreuses applications différentes.

Les températures de traitement pour la formation et la transformation de l'austénite sont fixées par les températures critiques qui marquent les limites entre les différents champs de phase de la **Figure 1**. Les températures critiques en fonction de la teneur en carbone portent la désignation « A ». Si des conditions d'équilibre s'appliquent, les désignations A_{e1} , A_{e3} et $A_{e_{cm}}$, ou simplement A_1 , A_3 et A_{cm} , sont utilisées pour indiquer respectivement la limite entre les champs de phase ferrite-cémentite et austénite, la limite entre les champs de phase ferrite-austénite et austénite, et la limite entre les champs de phase austénite-cémentite et austénite.

Si des conditions de chauffage s'appliquent (qui augmentent les températures critiques par rapport à l'équilibre), alors A_{c1} , A_{c3} et $A_{c_{cm}}$ sont utilisés pour les températures critiques. Et si des conditions de refroidissement s'appliquent (qui abaissent les températures critiques par rapport à l'équilibre), alors les désignations A_{r1} , A_{r3} et $A_{r_{cm}}$ sont utilisées.

Il existe une hystérésis dans les températures de transformation (c'est-à-dire que les températures A_c sont supérieures aux températures A_e et les températures A_r sont

inférieures aux températures A_e). Cela est dû au fait que le chauffage et le refroidissement continus ne laissent pas suffisamment de temps pour une transformation complète contrôlée par diffusion aux températures d'équilibre réel.

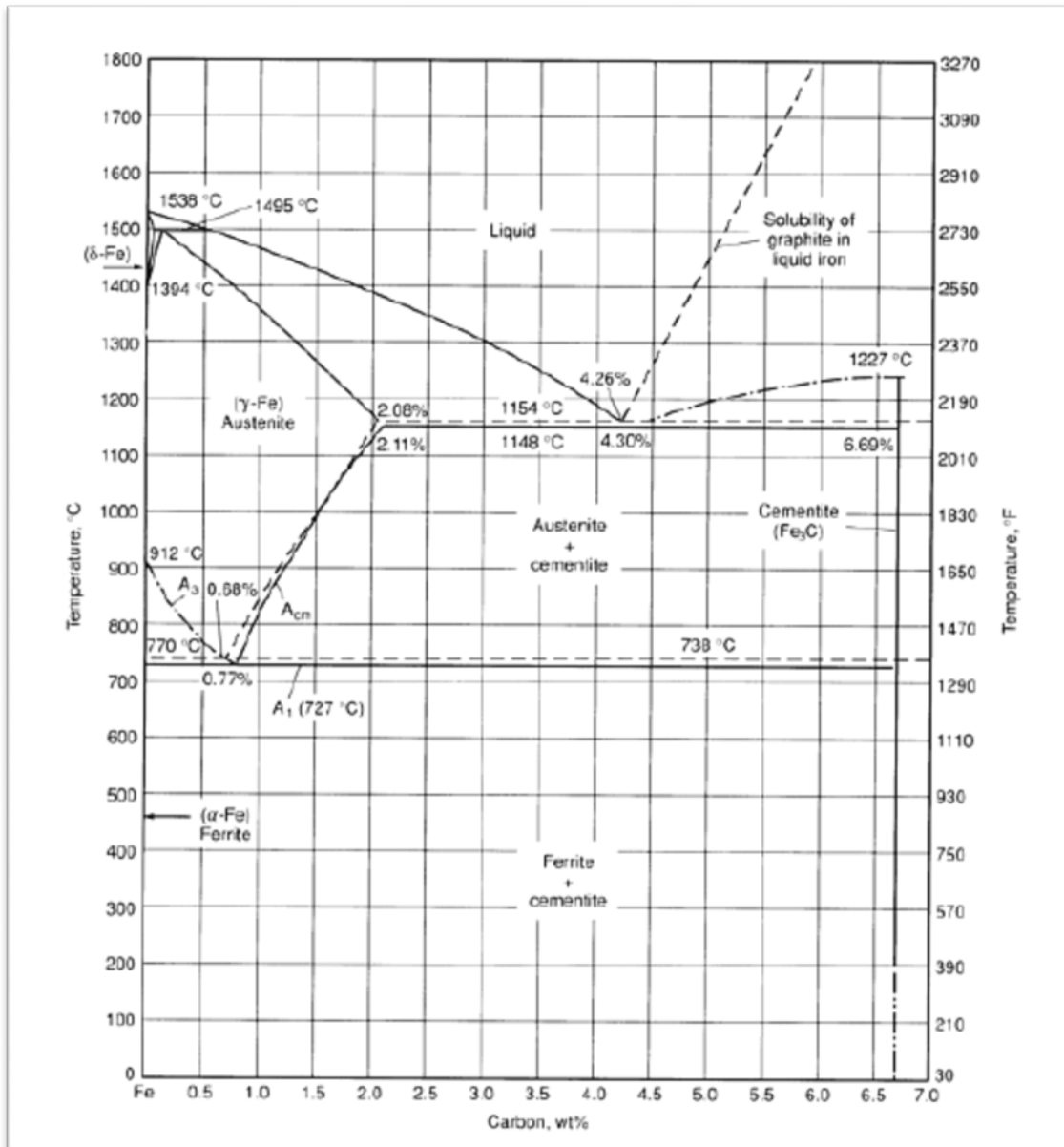


Figure 1 Diagramme d'équilibre fer-carbone. La ligne continue indique le diagramme $Fe - Fe_3C$ et la ligne discontinue indique le diagramme $Fe - Graphite$ [7].

1.2.1 L'influence de carbone

A l'ambiante les aciers sont constitués de ferrite et de cémentite, qu'elles soient libres ou en mélange (perlite), la cémentite est directement proportionnelle au taux de carbone **Figure 2**. La cémentite (1000 HV) est fortement dure comparant à la ferrite (80 à 90 HV), donc les particules dures empêchent le déplacement des dislocations, et donc une augmentation de la résistance à la déformation tout en diminuant la plasticité et la ductilité, il en résulte que l'augmentation de taux de carbone dans l'acier accroît la dureté, la résistance mécanique et la limite élastique, et une diminution de l'allongement, et la résilience.

Les aciers au carbone sont dits hypoeutectoïdes, eutectoïdes ou hypereutectoïdes lorsque leur teneur en carbone est inférieure à 0,77 %, environ, ou supérieure à 0,77 %, environ.

respectivement. Cependant, les aciers sont des alliages à composants multiples, autres que le fer et le carbone, on trouve des inclusions ou des impuretés constantes ou inévitables telles que $Mn, Si, P, S, O, N, H, etc$, qui influent sur les propriétés mécaniques et caractéristiques physiques.

La présence de ces éléments est expliquée soit par la difficulté de l'élimination de certains d'entre eux lors de la fusion comme le P et S , soit par leur passage dans l'acier lors la désoxydation Mn et Si , soit encore par leur venue dans l'acier à partir du bain de fusion composé de riblon métallique « déchets de ferraille » comme le Cr et Ni .

Dans les aciers alliés certains de ces éléments ne sont pas considérés comme impuretés mais plutôt comme éléments d'alliages ou éléments d'additions.

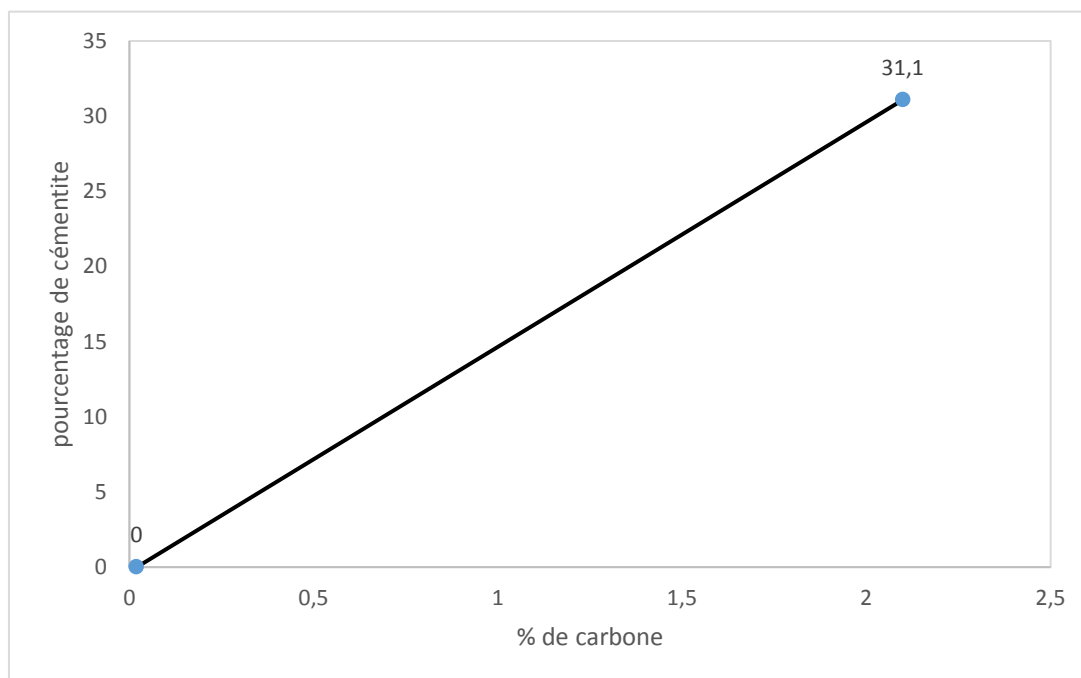


Figure 2 Variation de la quantité de cémentite dans l'acier au carbone en fonction de taux de carbone, Calcul Excel.

1.2.2 Influence des éléments d'inclusion constante

Le soufre, un élément indésirable pour les aciers, car il forme une combinaison chimique FeS laquelle forme un eutectique avec le fer principalement aux joints de grains, cet eutectique est facilement fusible dont le point de fusion de $988^{\circ}C$, au chauffage jusqu'à la température de laminage ou de forgeage l'eutectique fond et cela engendrent des ruptures et des tapures, ce phénomène porte le nom de fragilité à chaud. En outre le soufre diminue la ductilité et la ténacité ainsi dégrade la soudabilité et la tenue à la corrosion. Pour ces raisons, seule une limite maximale est spécifiée pour la plupart des aciers ; selon la qualité de ses derniers la limite est entre 0.035% et 0.06% .

Le phosphore, pour la majorité des aciers est une impureté, il augmente la limite élastique et la dureté et dégrade fortement la ductilité et la ténacité, ces impacts sont plus importants dans les aciers à haute teneur en carbone trempés et revenus. Comme le soufre, une limite maximale est spécifiée allant de 0.025% et 0.045% .

Pour la plupart des aciers le soufre et le phosphore sont considérés comme des impuretés à l'exception le groupe des aciers de décolletage, où le soufre et le phosphore sont ajoutés avec une fourchette spécifiée pour améliorer l'usinabilité.

L'azote, l'oxygène et l'hydrogène sont aussi contenues dans les aciers sous forme d'inclusions non métalliques causant principalement la fragilité de matériau. *L'azote* et *l'oxygène* se trouvent surtout dans les volumes défectueux (retassures, criques) ou dans les joints de grains sous forme des nitrures (Fe_4N), et des oxydes (FeO, SiO_2, Al_2O_3). Ils élèvent le seuil de fragilité à froid et limitent la fatigue et la résilience.

L'hydrogène est absorbé pendant la fusion, soit il s'introduit lors de soudage ou bien lors du revêtement par le mode de galvanisation où on attaque les pièces par des acides pour le nettoyage. Leur présence altère les propriétés de l'acier, il est une source de criques qui fragilisent l'acier.

1.2.3 Influences d'éléments d'alliages dans les aciers faiblement alliés

Le silicium augmente la limite élastique σ_E donc il diminue l'aptitude de l'acier à la déformation, c'est pourquoi dans les aciers destinés au mode de mise en forme par déformation, il faut réduire la teneur de silicium, ainsi ce dernier agit sensiblement sur les processus du revenu de la martensite ; il retarde l'adoucissement en perturbant la formation de la cémentite. Le silicium augmente, à des degrés moindres, la résistance des aciers aux agressions chimiques en milieux oxydants à chaud tel que les moteurs, les chaudières, les réacteurs. Les aciers alliés au silicium donnent une structure à grains orientés ce qui diminue les pertes spécifiques sous induction magnétique.

Le manganèse, renforce la résistance mécanique sans diminuer la plasticité et contribue à la dureté, il dégrade brusquement la fragilité de l'acier à haute température engendrée par le soufre ; dans ce sens le manganèse est caractérisé par une grande affinité pour le soufre que pour le fer ce qui forme avec lui -soufre- un composé difficilement fusible MnS . Le manganèse est bénéfique pour la qualité de la surface comme il a un effet important sur l'augmentation de la trempabilité du l'acier par la retardation de la formation des structures ferrito-perlitiques.

le molybdène, est ajouté aux aciers de construction avec des quantités normales de 0,10% à 1,00%. Lorsqu'il est en solution solide dans l'austénite avant la trempe, les vitesses de réaction pour la transformation $\gamma \leftrightarrow \alpha$ deviennent considérablement plus lentes par rapport à l'acier au carbone. Le molybdène peut induire un durcissement secondaire lors du revenu des aciers trempés et améliore la résistance au fluage des aciers faiblement alliés à des températures élevées. Il peut être susceptible à la fragilisation après la trempe, cependant il augmente un peu la résistance aux agressions chimiques dans les milieux aqueux.

Le chrome, est généralement ajouté à l'acier pour augmenter la résistance à la corrosion et à l'oxydation. Dans les aciers faiblement alliés, il est ajouté pour augmenter la trempabilité, pour améliorer la résistance à haute température ou pour améliorer la résistance à l'abrasion dans les compositions à forte teneur en carbone. Le chrome est un élément carburigène fort. Les carbures de chrome-fer complexes entrent lentement en solution dans l'austénite, par conséquent, un temps de chauffage suffisant avant l'extinction est nécessaire.

Le chrome peut être utilisé comme élément de durcissement, et est fréquemment utilisé avec un élément de durcissement tel que le nickel pour donner des propriétés mécaniques supérieures. À des températures plus élevées, le chrome apporte une résistance accrue ; il est généralement utilisé pour des applications de cette nature en liaison avec le molybdène.

Le nickel, lorsqu'il est utilisé comme élément d'alliage dans les aciers de construction, est un renforçateur de ferrite. Comme le nickel ne forme aucun composé de carbure dans l'acier, il reste en solution dans la ferrite, renforçant et durcissant ainsi la phase ferrite. Il facilite les

traitements thermiquement « surtout les trempes » car il abaisse la vitesse de refroidissement critique. En combinaison avec le chrome, le nickel produit des aciers alliés ayant une plus grande trempabilité, une plus grande résistance aux chocs et une plus grande résistance à la fatigue que ne peuvent l'être dans les aciers au carbone.

L'aluminium, Lorsqu'il est ajouté à l'acier en quantités déterminées, il contrôle la croissance des grains au cours de l'austénisation. De tous les éléments d'alliage, l'aluminium est le plus efficace pour contrôler la croissance des grains avant la trempe.

Le titane, le zirconium et le vanadium sont également des inhibiteurs efficaces pour la croissance des grains ; cependant, pour les qualités structurelles qu'ils engendrent -ces trois éléments- après trempe et revenu leurs ajouts sont faibles. Ces éléments ont des effets néfastes sur l'aptitude au durcissement car leurs carbures sont assez stables et difficiles à dissoudre dans l'austénite avant d'extinction.

1.2.4 Eléments alphagènes et gammagènes

Dans les aciers alliés, les éléments d'alliage changent le tracé du diagramme d'équilibre *fer – carbone* **Figure 1** en modifiant les domaines respectifs d'existence des phases α et γ , de ce fait, souvent on classe les éléments d'alliages en éléments alphagènes et en éléments gammagènes :

Les éléments alphagènes : augmentent la surface du domaine d'existence de la phase α , de ce fait, ils diminuent la surface du domaine de stabilité de la phase γ , la liste des éléments alphagènes comprend presque tous les éléments habituels tels que *Si, Al, Cr, Mo, Ti, W, V*.

Les éléments gammagènes : augmentent la surface du domaine d'existence de la phase γ , la liste de ces éléments est relativement courte : *Ni, Mn, C, N et Cu* (dont l'action est assez faible). A partir d'une certaine concentration d'élément gammagène, l'alliage ne subit pas de transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$, quelle que soient les températures ils forment une solution solide d'éléments d'alliages dans le fer γ , les alliages de ce type sont dits austénitiques.

D'une manière quantitative et pratique, l'influence des éléments d'alliages sur la stabilité des phases α et γ est décrite par des diagrammes représentant la variation de points eutectoïde **Figure 3**, ou bien des formules traduisant la variation de des poids de transformation au cours de chauffage lent A_{c1} et A_{c3} en fonction de la teneur en éléments d'alliages :

$$\begin{aligned} A_{c1} (\text{°C}) &= 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 6,38 W + 290 As \\ A_{c3} (\text{°C}) &= 910 - 203 C^{0,5} - 15,2 Ni + 44,7 Si + 104 V + 31,5 Mo + 13,1 W \end{aligned}$$

Les éléments carburigènes : ceux sont des éléments ayant une affinité au carbone plus grande que celle du fer la liste de ces éléments en ordre croissant d'affinité au carbone et de stabilité de carbure après le fer est donnée comme suit : *Mn, Cr, Mo, W, Nb, V, Zr, Ti*. Lorsque la teneur des quatre premiers est faible, ils se dissolvent dans la cémentite en remplaçant dans cette dernière les atomes de fer donnant ainsi des carbures répondant à la formule générale M_3C tel que $(Fe, Cr)_3C$, $(Fe, Mn)_3C$, $(Fe, Mo)_3C$ ou bien de formule plus complexe tel que $(Cr, Fe)_7C_3$, $(Cr, Fe)_{23}C_6$, Fe_3Mo_3C . Et si la teneur est élevée, ils forment ses carbures propres tel que Mn_3C , Mo_3C . Les forts carburigènes (*Nb, V, Zr, Ti*) ne se dissolvent pratiquement pas dans la cémentite mais plutôt ils forment des carbures correspondant

(NbC, VC, TiC), ces derniers ne se dissolvent pas dans l'austénite au conditions réelles de chauffage, leurs présence dans l'acier augmente la dureté et la résistance mécanique.

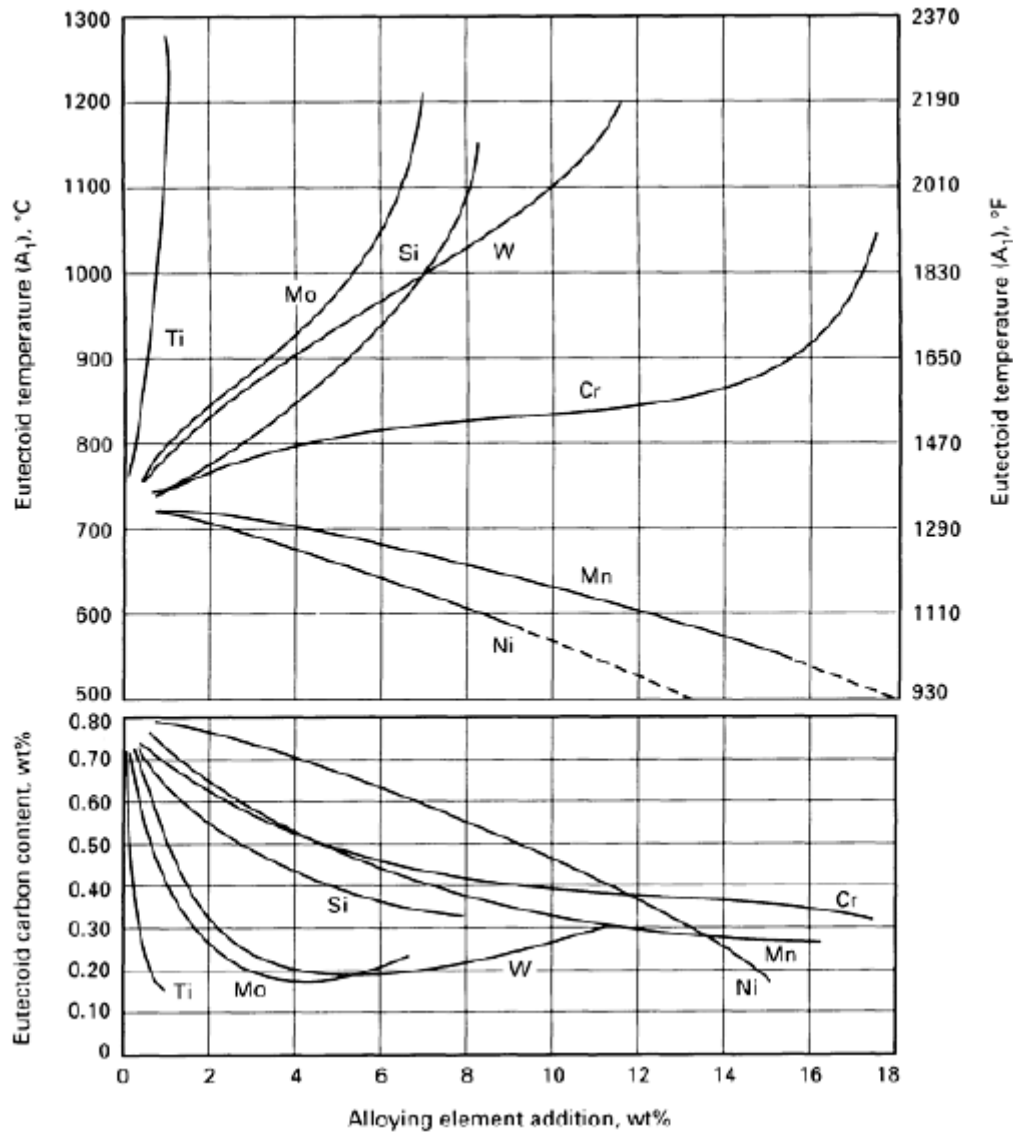


Figure 3 Influence des éléments d'alliage sur le poids eutectoïde [11].

Chapitre 2

Théorie de traitement thermique

Chapitre 2 Théorie de traitement thermique

2.1 Introduction

La majorité des traitements thermiques dans les aciers consiste à mettre en solution le carbone dans la phase γ c'est-à-dire chauffer l'acier aux températures qui correspondent à l'existence de l'austénite. Cette austénisation a lieu suivant le processus de diffusion régi par les lois principales de la théorie de cristallisation.

2.2 Transformation des phases dans les aciers au cours de chauffage

Pour les aciers eutectoïdes, à la température A_{c1} , une certaine quantité de cémentite commence à se dissoudre dans la ferrite. Au-dessus de A_{c1} les secteurs isolés de ferrite, vont avoir leur concentration en carbone augmentée. Les fluctuations de concentration en carbone dans la ferrite sont instables. Elles subissent la transformation en austénite stable, c'est la germination. Les germes apparaissent à la surface de séparation ferrite et cémentite où la présence de défauts diminue le travail nécessaire pour la germination **Figure 4 I**.

Lorsque les surfaces de séparations de ferrite et de cémentite se disparaissent, on observe la croissance de l'austénite sans l'apparition de nouveau germes. Ainsi, l'austénite formée est inhomogène **Figure 4 II**, puisque les secteurs qui sont collés aux particules de la cémentite sont riches en carbone que les secteurs collés aux particules de la ferrite. Cette différence de concentration déclenche la diffusion des atomes de carbones de l'interface des premiers secteurs vers les secteurs collés à la ferrite.

Les volumes de l'austénite sont augmentés sous l'effet de la dissolution ultérieure de la cémentite et de la diffusion de carbone et de la transformation polymorphe $\alpha \rightarrow \gamma$.

Comme la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ est plus rapide que la dissolution de cémentite, l'austénite garde une certaine quantité de cémentite **Figure 4 III**, et pour qu'elle se dissout complètement dans l'austénite, il faut prolonger le séjour isotherme.

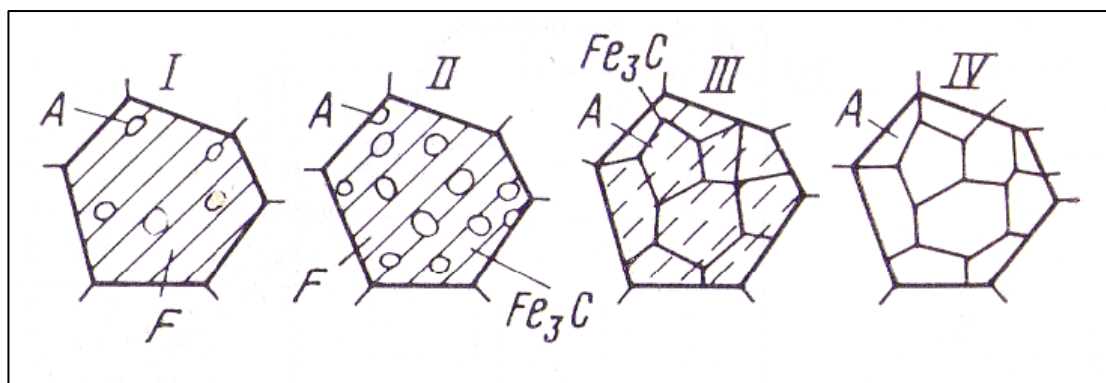


Figure 4 Schéma des transformations structurales au cours de l'austénisation [1].

Dans un acier hypoeutectoïde les germes de l'austénite se forment aux joints de grains de la ferrite. Dans ce cas la ferrite est le siège de la diffusion du carbone depuis les surfaces de séparation avec la cémentite vers les surfaces de séparation avec l'austénite. Donc l'augmentation des volumes d'austénite aura lieu par la dissolution de la cémentite de la perlite dans la ferrite et la transformation de cette dernière en austénite.

Dans un acier hypereutectoïde, la germination a lieu dans la perlite aux surfaces de séparations de ferrite et de cémentite, et l'augmentation des volumes d'austénite a lieu par la dissolution de la cémentite excédentaire dans les secteurs ferritiques de la perlite ensuite la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$.

Dans tous les cas, plus le taux de carbone augmente, plus le processus de germination est rapide, ce qui s'explique par l'augmentation de la surface de séparation de ferrite et de cémentite due à l'augmentation de la quantité de cette dernière.

Les éléments d'alliages surtout carburigènes tel que *Cr, Mo, W, V* freinent l'austénisation, puisqu'ils forme des carbures difficilement solubles dans l'austénite, ainsi leurs mobilités dans la phase γ est bien plus faible que celle de carbone.

La microstructure originale joue également un grand rôle. Une structure finement répartie comme la martensite se transforme plus rapidement en austénite que, par exemple, une structure ferrito-perlitique.

Le processus de passage de la structure ferrite-cémentite à la structure austénitique à une température donnée est décrit par le *diagramme de transformation isotherme* **Figure 5**, ce type de diagramme montre ce qui se passe en termes d'évolution de la microstructure lorsqu'un acier est maintenu à une température constante pendant une période prolongée. Les courbes présentent les temps de début et de fin de la formation d'austénite, généralement définis comme une transformation de 1 % et de 99 %, respectivement. Les températures A_{c_1} et A_{c_3} sont également représentées sur ce diagramme. En dessous de A_{c_1} , aucune austénite ne peut se former, et entre A_{c_1} et A_{c_3} , le produit est un mélange de ferrite-cémentite en cours de transformation et d'austénite.

Il est important que la vitesse de chauffage jusqu'à la température de maintien soit très élevée si un véritable diagramme isotherme est à obtenir ou à l'exploiter. Sinon on a recours à un autre type de diagramme, soit le *diagramme de transformation de chauffage continue* **Figure 6**.

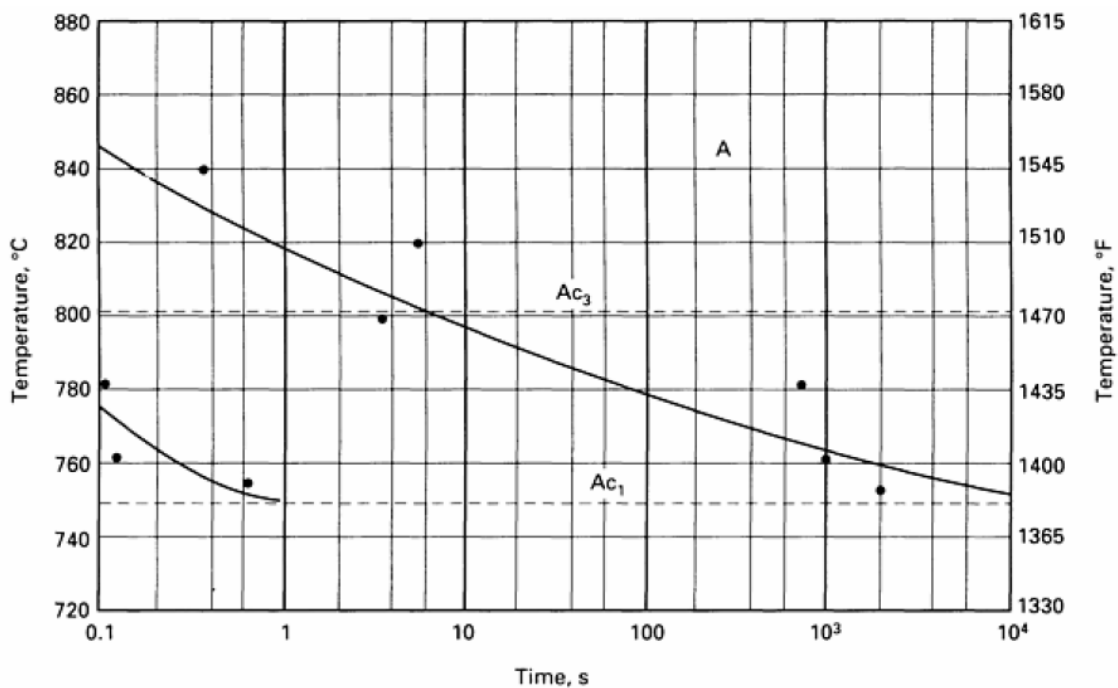


Figure 5 Diagramme de transformation de chauffage isotherme pour l'acier 42CD4, la vitesse de chauffage pour atteindre la température de maintien est de 1020°C/s [11]

Dans le cas pratique des traitements thermiques, la température change continuellement pendant le chauffage -même pendant le refroidissement- par conséquent les informations de transformation (temps et température) sont tirées par les diagramme de transformation de chauffage continue. La **Figure 6** montre un exemple de chauffage continu du même acier que celui de la **Figure 5**, Les valeurs A_{c_1} et A_{c_3} sont indiquées à nouveau et les mêmes remarques que précédemment sont valables.

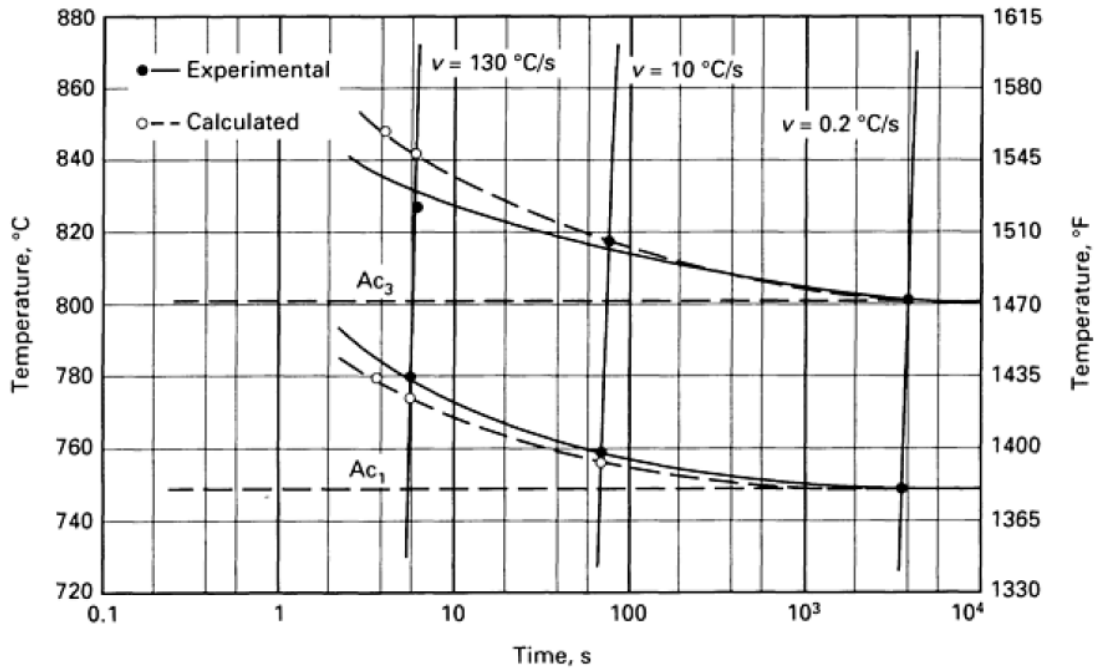


Figure 6 Diagramme de transformation de chauffage continu pour l'acier 42CD4 [11]

Le début et la fin des transformations, au cours d'un chauffage continu, sont retardés par rapport à ceux d'une transformation isotherme. Cela est généralement vrai lorsque l'on compare un diagramme isotherme et un diagramme continu, qu'ils soient destinés au chauffage ou au refroidissement comme on verra ultérieurement.

Ainsi, lorsque le chauffage est continu la transformation de la ferrite et de la cémentite en austénite a lieu dans un certain intervalle de température. Plus la vitesse de l'échauffement est grande plus la température d'austénisation est élevée.

2.3 Grossissement des grains d'austénite

Lors de chauffage jusqu'à une température donnée, les grains d'austénite formés après germinations, et durant leur croissance subissent un grossissement dus à la cristallisation accumulative laquelle a lieu par l'accaparement des grains grosses aux grains plus petits, cette croissance est spontanée puisque le système a tendance à minimiser son énergie libre en réduisant la surface des grains donc une stabilité thermodynamique.

L'aptitude de grains austénitique à la croissance est principalement en fonction de la composition chimique de l'acier.

Pour les aciers hypoeutectoïde et hypereutectoïde dans les intervalles de température $A_{c_1} - A_{c_3}$ et $A_{c_1} - A_{cm}$, respectivement, les plages de ferrite et les particules de carbures ralentissent la croissance des grains austénitique. Les éléments carburigènes, surtout les plus forts, servent ainsi de barrière à la croissance de grains austénitique puisqu'ils forment des carbures difficilement solubles dans l'austénite.

En plus de l'aptitude de l'acier au grossissement de grains, la grosseur d'un grain austénite est déterminée par la température de chauffage et de la durée de séjour à cette température. La croissance de grains austénitiques produit une structure martensitique plus fragile et l'aptitude de l'acier aux tapures et aux déformations lors de la trempe devient plus grande.

2.4 Décomposition de l'austénite au cours de refroidissement

Lorsqu'un acier est maintenu à une température inférieure à A_1 après une austénisation c'est-à-dire qu'il est surfusionné, donc l'austénite se trouve dans un état métastable, elle subira des transformations. Les produits obtenus par ces transformations sont principalement en fonction de la composition chimique de l'acier, et de la température à laquelle est maintenue l'acier.

La transformation isotherme est décrite par les diagrammes *Temps – Température – Transformation (TTT)* **Figure 7**, sur ce type de diagrammes on observe des courbes de formes « C », en fonction de la nuance d'acier, le nombre et la disposition de ces courbes changent, ainsi les températures $A_1, A_3 (A_{cm})$ et une échelle de duretés sont indiquées.

Les courbes en ligne continue trouvant à gauche de diagramme, indiquent une transformation d'1% d'austénite, et le domaine à gauche de ces courbes représente l'austénite stable à un état surfusionné pendant la durée d'incubation.

Ce domaine est moins large pour les aciers au carbone, tous les éléments d'alliages sauf le cobalt déplacent les courbes *TTT* à droite, donc ils élargissent le domaine de stabilité de l'austénite surfusionnée. Si le temps de maintien dans la plage austénitique est trop court, les courbes se décalent vers la gauche.

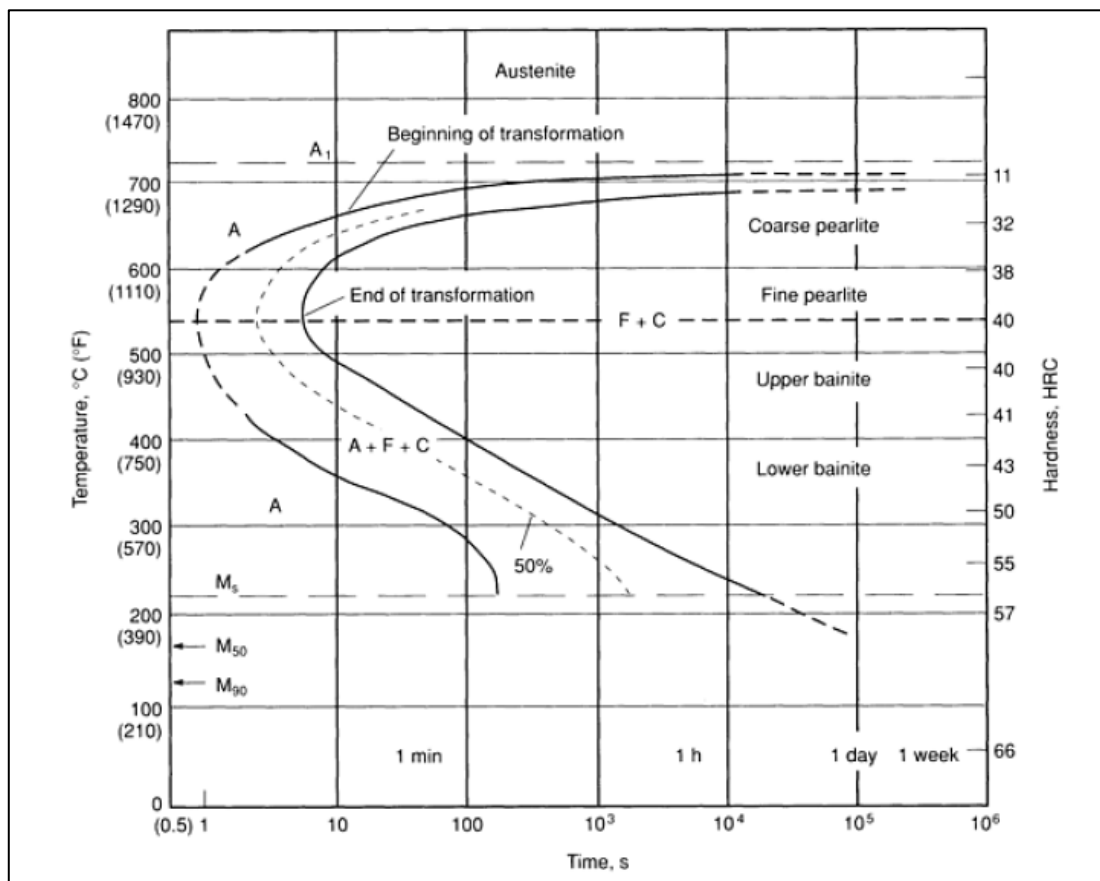


Figure 7 diagramme TTT pour l'acier au carbone [11]

Suivant le degré de surfusion de l'austénite on distingue globalement trois domaines ou zones de transformation c'est-à-dire si l'acier est trempé depuis l'état austénitique à une température donnée on aura soit une transformation perlitique, Bainitique, ou martensitique :

La zone de transformation perlitique est comprise entre le palier A_1 et le point d'inflexion de la courbe (environ 500°C), dans ce domaine la transformation est régie par le phénomène de la diffusion ce qui donne des structure lamellaire de ferrite et de cémentite.

La transformation bainitique a lieu dans la plage des température comprise entre environ 550°C et le point M_s , dans cette zone une partie de l'austénite se transforme par diffusion en perlite et autre sans diffusion en martensite.

La transformation martensitique est indépendante de temps et a lieu en dessous de point M_s lequel est en fonction d'éléments d'alliages :

$$M_s(^\circ\text{C}) = 512 - 453C - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo + 217C^2 - 71.5(C)(Mn) - 67.6(C)(Cr).$$

Pour les aciers alliés les courbes de diagramme TTT peuvent changer de forme.

Cependant, comme dans le cas de chauffage, en pratique la température change continuellement de coup les informations de la transformation sont tirée par un autre diagramme, soit le diagramme de transformation au cours d'un refroidissement continue (TRC) **Figure 8**. Les régions de ferrite, de perlite et de bainite sont indiquées, ainsi que la température M_s . Cette dernière n'est pas constante lorsque la formation de martensite est précédée par la formation de bainite, elle diminue généralement avec le temps.

Chaque diagramme TRC contient une famille de courbes représentant les vitesses de refroidissement et ses effets sur les structures obtenues. Ces courbes peuvent être correspondantes à des profondeurs à partir la surface d'une pièce au cours d'un refroidissement, la vitesse la plus lente représente le centre de la pièce.

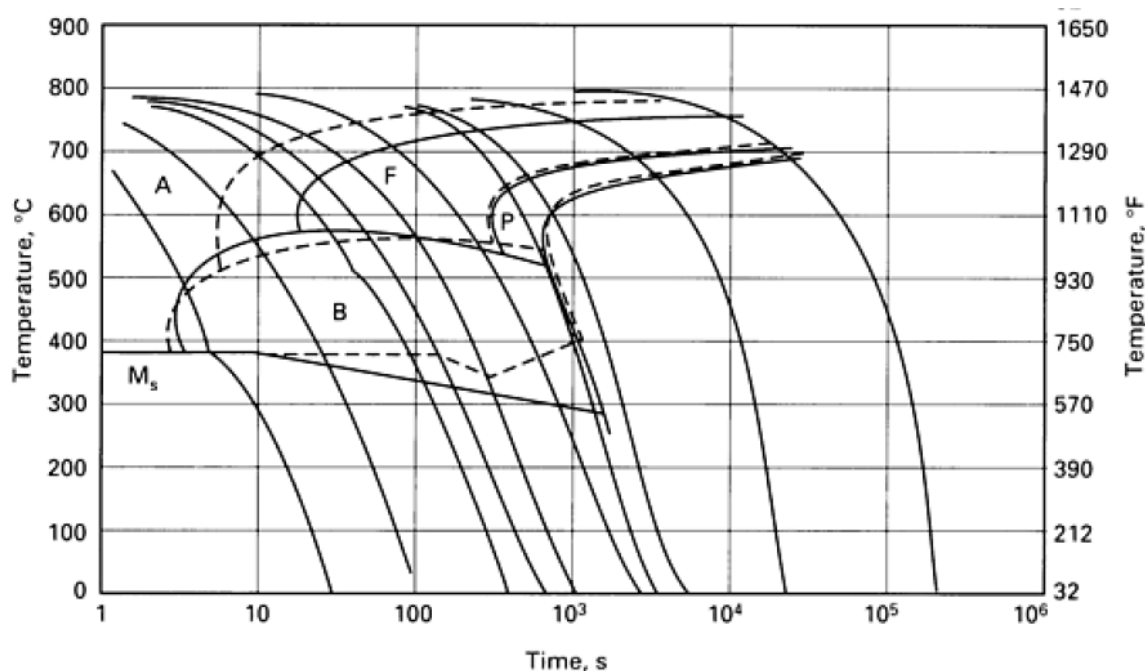


Figure 8 diagramme TRC pour l'acier 30 CD 4 [11]

Par exemple la **Figure 9**, les courbes représentent les vitesses de refroidissement à différentes profondeurs d'un cylindre d'un diamètre de 300 mm. La vitesse de refroidissement la plus lente représente le centre du cylindre. La vitesse de refroidissement et la position des courbes TRC dépendent du fluide de refroidissement (l'eau produit la vitesse de refroidissement la plus élevée, suivie de l'huile et de l'air, respectivement). Plus le fluide de refroidissement est puissant, plus les courbes en « C » sont décalées vers la droite. La température M_s n'est pas affectée.

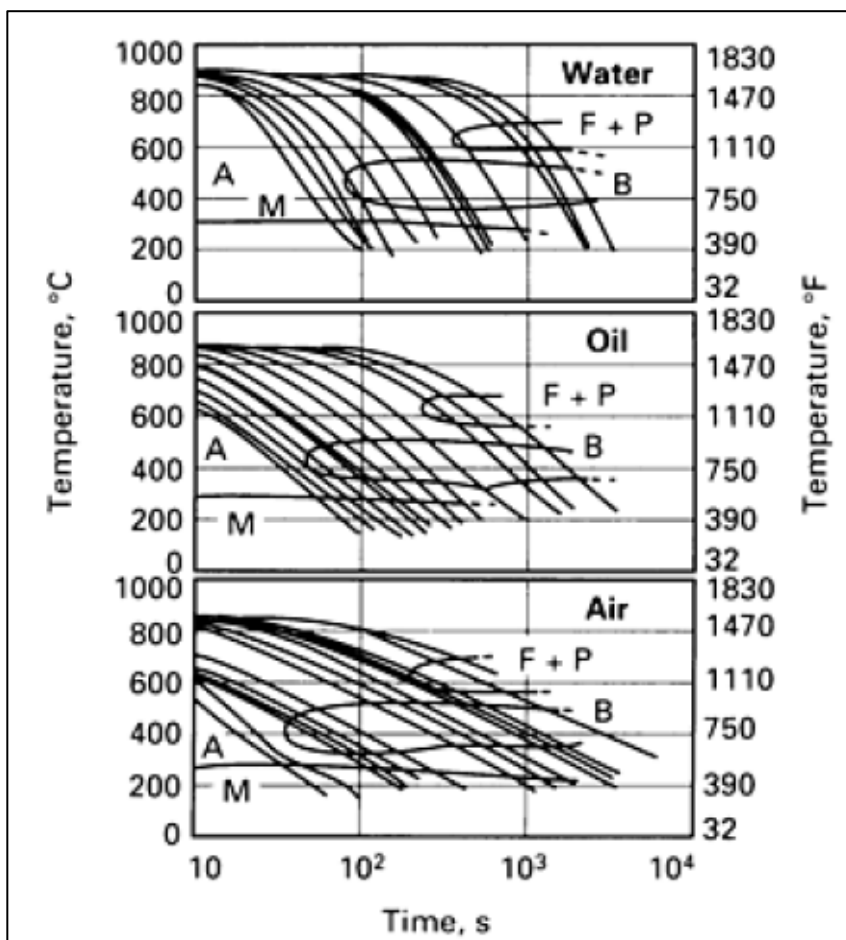


Figure 9 Effet de milieu de refroidissement sur le diagramme TRC d'un acier faiblement allié aux Cr et Mo [11].

La vitesse minimale qui correspond à la transformation de toute l'austénite en martensite ou dessous de poids M_s s'appelle la vitesse critique de trempe.

Le refroidissement à très faible vitesse ne déclenche que la transformation perlitique. A des vitesses moyennes la transformation perlitique est accompagnée d'une transformation bainitique, dans ce cas si une partie de l'austénite n'a pas subi de décomposition alors elle se transforme en martensite et en austénite résiduelle donc l'acier reçoit une structure constituée de perlite, bainite, martensite, et une certaine quantité d'austénite résiduelle.

A des vitesses relativement élevées on a une transformation partielle d'austénite en bainite, la formation de cette dernière modifie la composition de l'austénite en augmentant son taux de carbone ce qui abaisse le poids M_s et augmente la quantité de l'austénite résiduelle. A des vitesses très élevées, dépassant la vitesse critique de trempe, la structure obtenue est composée de martensite et d'austénite résiduelle.

La vitesse critique de trempe dépend de la stabilité de l'austénite déterminée par la composition chimique de l'acier, pour les aciers au carbone elle de $800 - 200 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Plus l'austénite est stable plus la vitesse critique de trempe est faible. Ainsi l'austénite est plus stable lorsque ses grains sont plus gros et bien homogénéisés donc la température de l'échauffement plus élevée.

En outre, les éléments d'alliage diminuent brusquement la vitesse critique de trempe par exemple l'ajout de 1 % de chrome à un acier titrant 1 % de carbone dédouble la vitesse critique de trempe, et l'ajout de 0.4 % de molybdène la repousse de $200 \text{ }^\circ\text{C/s}$ à $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

2.5 Structure et dureté des phases

La ferrite est une phase de microstructure granulaire, **Figure 10**, et de structure cristalline CC , elle est douce et à faible résistance, sa dureté est de 80 à 90 HV , les grains de ferrite sont équiaxes, de taille d'autant plus petite que la vitesse de refroidissement est plus rapide et que la taille de grains de l'austénite avant transformation est plus petite. Si les grains ferritiques sont fins alors une bonne ductilité et une bonne formabilité sont obtenues.

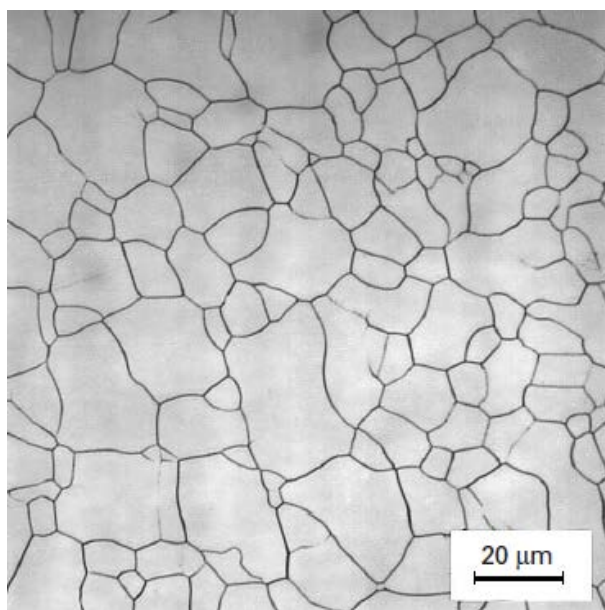


Figure 10 Structure totalement ferritique dans un acier extra doux [3]

La cémentite, ou carbure de fer, contient 6,67 % de Carbone en poids, ce qui correspond à la formule Fe_3C . Sa dureté quand elle est pure est d'environ 800 HV et elle est fragile. Au microscope elle prend plusieurs morphologies soit sphéroïdale, lamellaire, colonnaire, comme elle peut présenter une ossature continue dans les aciers hypereutectoïdes. Dans les aciers alliés, certains des éléments formant des carbures, par exemple, le manganèse, le chrome, et le tungstène remplaceront une partie du fer dans la cémentite, C'est pourquoi la formule de la cémentite est souvent appelée M_3C , où M représente les éléments formateurs de carbure présent. La substitution d'autres éléments pour une partie du fer dans la cémentite augmentera sensiblement la dureté. En raison de la fragilité de la cémentite, seules des quantités limitées sont présentes dans les aciers.

La perlite est un mélange de ferrite et de cémentite dans lequel les deux phases sont formées à partir d'austénite selon un motif lamellaire alterné. La résistance et la dureté des aciers ferrite-perlite augmentent avec la réduction de l'espacement inter-lamellaire. Suivant cet

espacement -qui varie de 0.1 à 1 μ - les structures lamellaires sont définie souvent comme *perlite*, *sorbite*, et *troostite* ou comme perlite grossière, moyenne et fine respectivement **Tableau 1**.

Tableau 1 Types de perlite [1]

<i>Structure</i>	<i>Perlite</i>	<i>Sorbite</i>	<i>Troostite</i>
<i>Distance inter – lamellaire (μ)</i>	0.6 – 1.0	0.25 – 0.3	0.1 – 0.15
<i>HV</i>	180 – 250	250 – 350	350 – 450

Comme la solubilité maximale du carbone dans la ferrite est presque nulle à la température ambiante et que la microstructure totalement perlitique est obtenue lorsqu'un acier contient 0,77 % de Carbone, alors dans les aciers hypoeutectoïde, les fractions de phases ferrite proeutectoïde et perlite peuvent être estimées **Figure 11**.

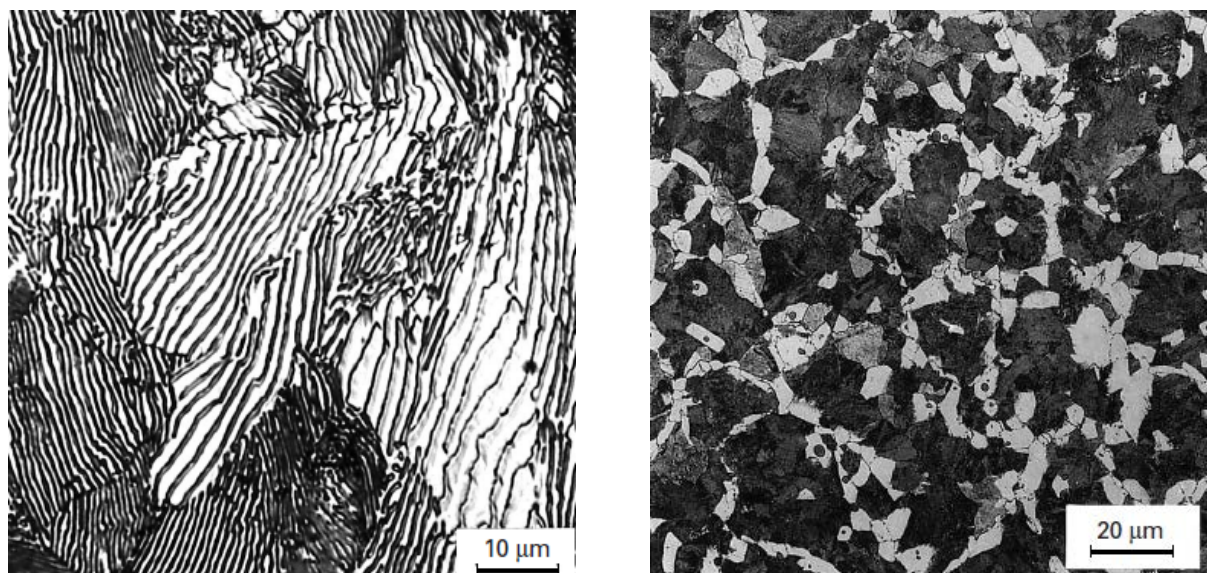


Figure 11 à gauche- Structure totalement perlitique dans un acier à 0.77 % C, **à droite-** Structure ferrito-perlitique dans un acier à 0.3 % C [3].

Dans les aciers de structure ferrito-perlitique, les grains de ferrite sont équiaxes lorsque la vitesse de refroidissement est lente **Figure 11**, mais deviennent plus aciculaires à mesure que la vitesse de refroidissement croît **Figure 12**, ou que la taille de grain austénitique d_γ augmente **Figure 13**.

En générale, en dessous d'environ 0,4 % de carbone, la ferrite proeutectoïde se forme en grains équiaxes, au-dessus d'environ 0,4 % de carbone, la ferrite proeutectoïde existe généralement sous forme de plaques équiaxes isolées ou sous forme d'ossature continue en fonction de l'histoire thermique.

Similairement, dans le cas des aciers hypereutectoïdes, un excès de cémentite supérieur à la quantité nécessaire pour former de la perlite précipitera dans les limites des grains d'austénite avant la réaction eutectoïde **Figure 14**. Cet excès de cémentite est appelé cémentite proeutectoïde. Le réseau -l'ossature- que forme la cémentite aux limites des grains fragilise ces aciers

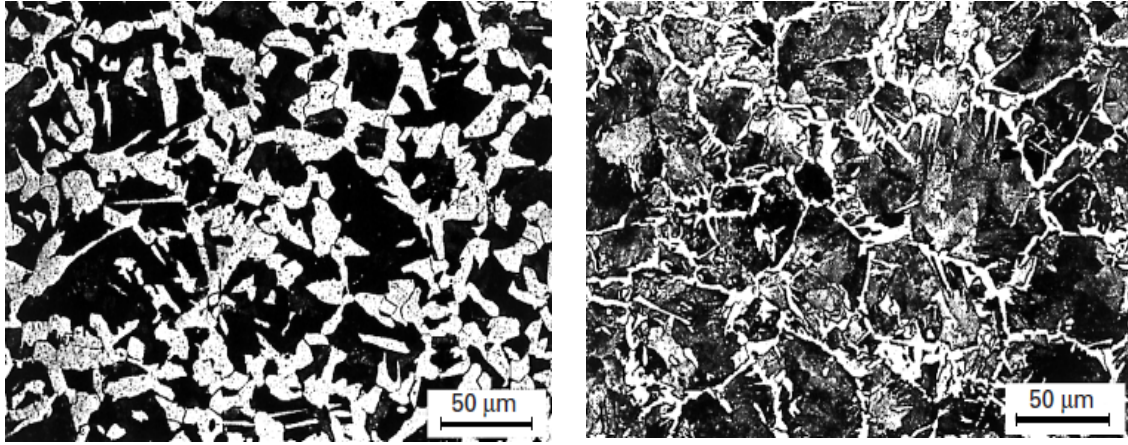


Figure 13 Effet de la vitesse de refroidissement sur la morphologie de la ferrite proeutectoïde dans un acier à 0,3 % de carbone : à gauche 2 °C/s, à droite 20 °C/s [3]

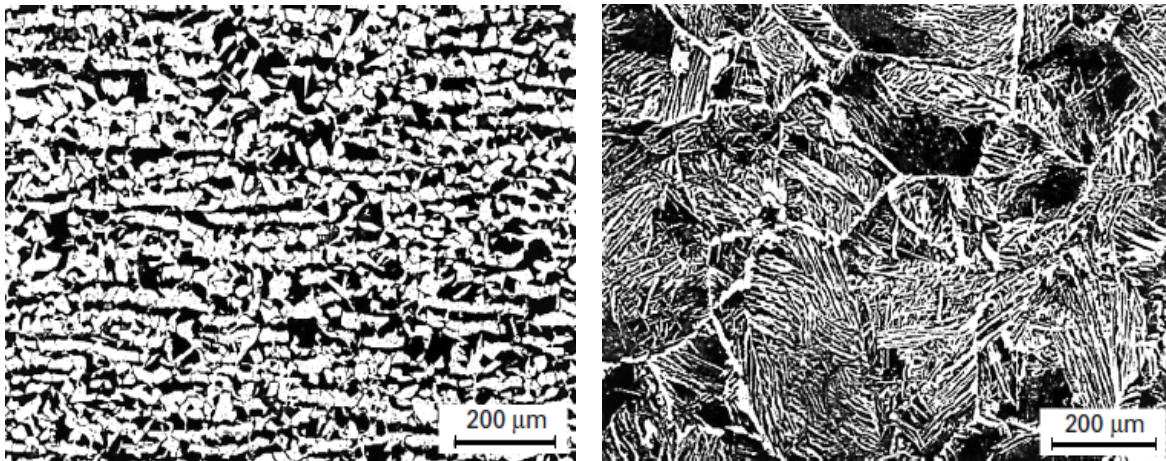


Figure 12 Effet de la taille de grain austénitique sur la morphologie de la ferrite proeutectoïde : à gauche $d_\gamma = 50 \mu\text{m}$, à droite $d_\gamma = 300 \mu\text{m}$ [3]

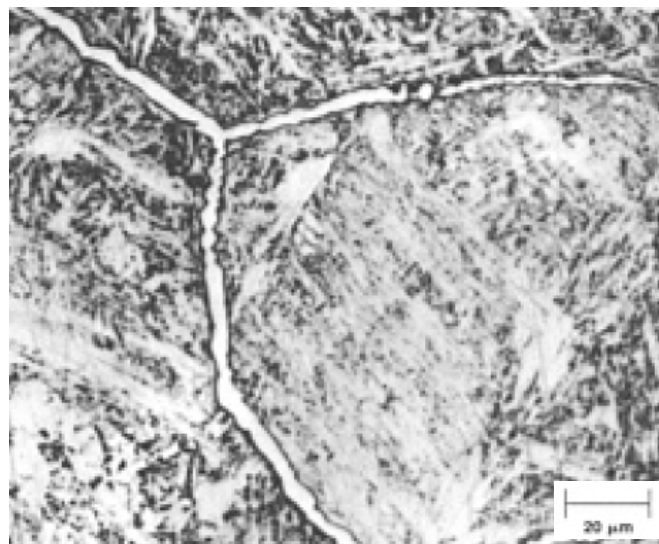


Figure 14 Réseau de cémentite en blanc sur les limites d'anciens grains d'austénite dans un alliage Fe – 1.12 % C – 1.5 % Cr [4]

L'*austénite*, est une phase stable à haute température, pour l'avoir à l'ambiante en état stable, il faut équilibrer soigneusement la composition chimique, c'est-à-dire que de grandes quantités d'éléments stabilisateurs de l'austénite tel que carbone, azote, nickel et manganèse doivent être présentes par rapport aux éléments qui stabilisent la ferrite. La structure micrographique de l'austénite est granulaire **Figure 15**, et sa structure cristalline est *CFC* de coup elle est ductile et moins résistante. Au cours de traitement thermique, où il y a une austénisation, la taille des grains de l'austénite influent sur la trempabilité et les propriétés mécaniques obtenues à la fin de traitement thermique (on va détailler ceci ultérieurement).

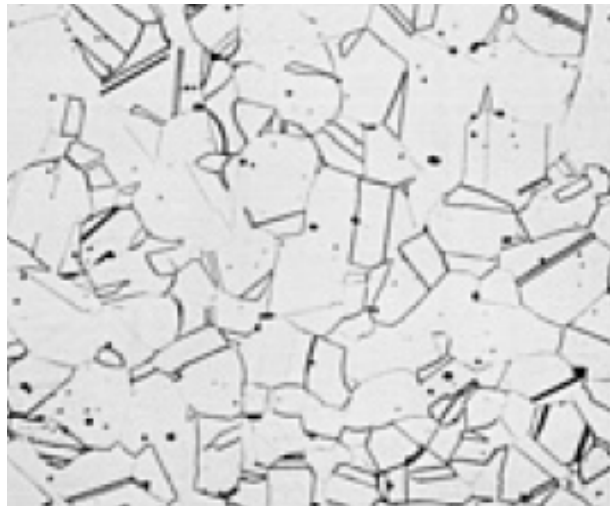


Figure 15 Structure totalement austénitique de l'acier Z 6 CN 18 – 9 [6]

La *martensite*, est une phase hors équilibre, sa formation dépend de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement de l'acier à partir de la phase austénitique à haute température. Contrairement aux autres produits de transformation de l'austénite, la martensite se forme généralement instantanément (sans diffusion, mais plutôt par cisaillement) une fois que l'échantillon est refroidi en dessous d'une température spécifique, soit la température de départ de la martensite (M_s : *Martensite start*), qui est fonction de la teneur en carbone et en éléments d'alliages de la phase mère (austénite). La transformation est terminée lorsque l'échantillon atteint une température plus basse, soit la température de fin de martensite (M_f : *Martensite finsh*). La fraction de martensite formée est uniquement fonction de la température de fin de refroidissement, cette fraction n'évolue pas avec le temps de maintien. La dureté de la martensite est principalement régie par la teneur en carbone **Figure 16**, mais elle est également influencée par la teneur d'élément d'alliage.

Fondamentalement, deux types de martensite peuvent être formés dans les aciers : la martensite en lattes et la martensite en plaquettes **Figure 17**. La martensite de latte est formée pour des aciers faible teneur en carbone inférieure à 0.5 % et pour les aciers inoxydables. A des teneurs élevées en carbone, il se forme de la martensite en plaquettes. Les plaquettes se forment sous forme de cristaux lenticulaires individuels de tailles très variées. À des teneurs en carbone intermédiaires, on obtient des mélanges de martensite en lattes et en plaquettes.

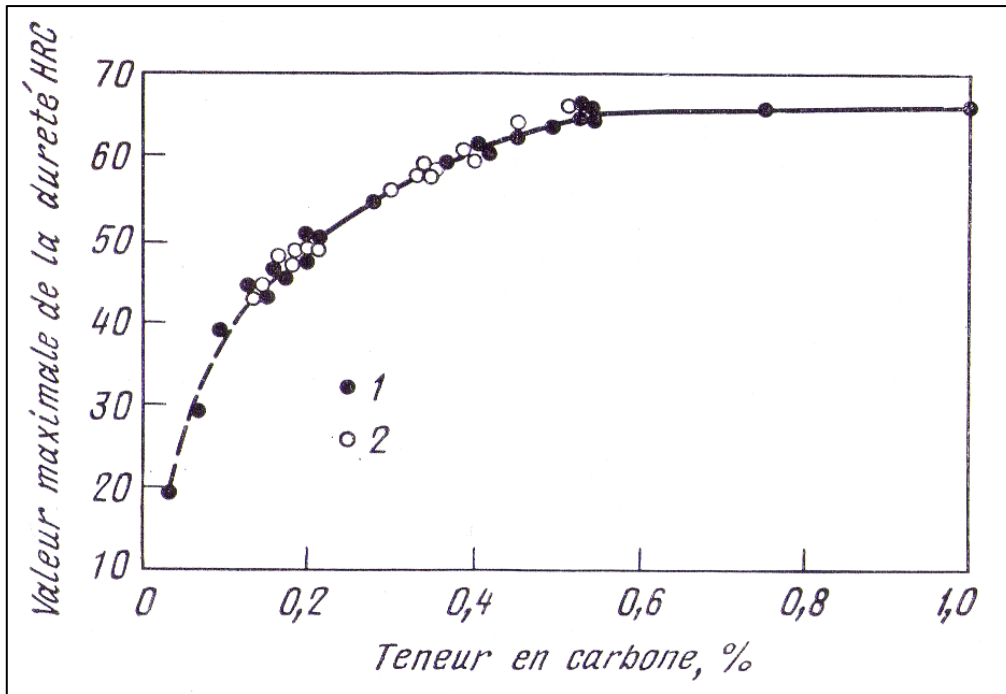


Figure 16 Dureté de la martensite en fonction de la teneur en carbone
1 - Acier au carbone 2 – Acier allié [1].

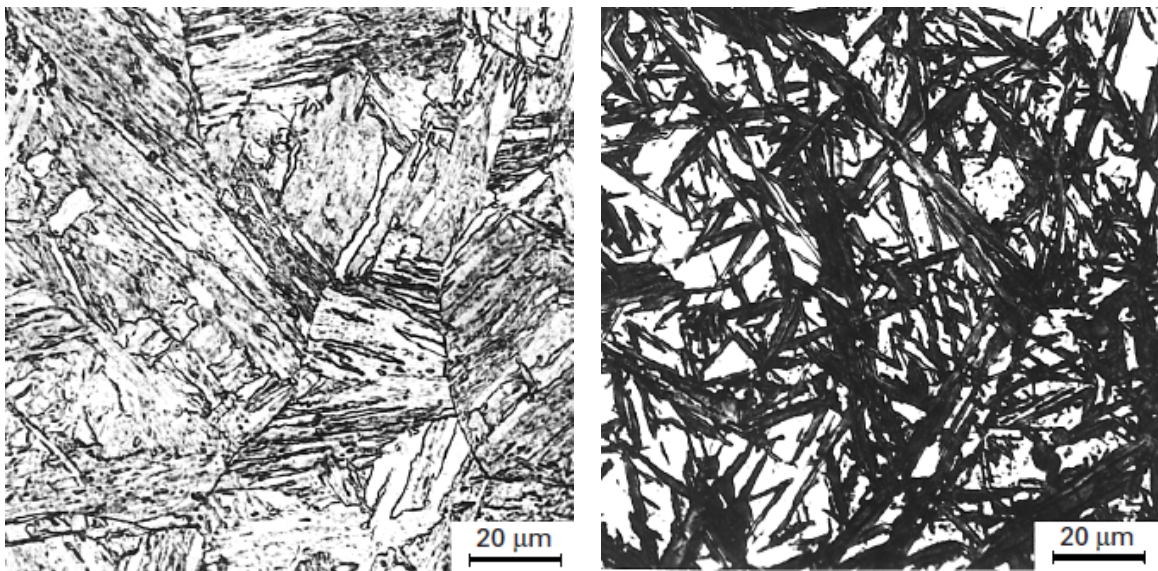


Figure 17 Structure martensitique en lattes à gauche et en plaquettes à droite [3].

La bainite, est une phase de transformation de l'austénite. Cependant les conditions de sa formation sont intermédiaires entre celles de la transformation en ferrite et cémentite et celles de la transformation martensitique. Sa microstructure est un agrégat de ferrite et de cémentite en forme de latte.

Généralement on classe la bainite, en fonction de la morphologie, en deux classe soit la bainite supérieure et la bainite inférieure **Figure 18**, la structure de la première est de lattes de ferrite dépourvue en carbone lequel forme des carbures aux limites de ces lattes ou bien il est retenu sous forme d'austénite résiduelle ou de la martensite.

Dans le cas de la bainite inférieure, la précipitation des carbures (la cémentite) pendant le refroidissement s'effectue à l'intérieur des lattes sous forme de fines plaquettes ou d'aiguilles. En tous les cas l'aspect morphologique de la bainite (supérieure ou inférieure) varie en fonction de taux de carbone, de température de trempe ou de la vitesse de refroidissement. La dureté de la bainite, comme celle de la martensite, dépend de la teneur en carbone et en éléments d'alliages.

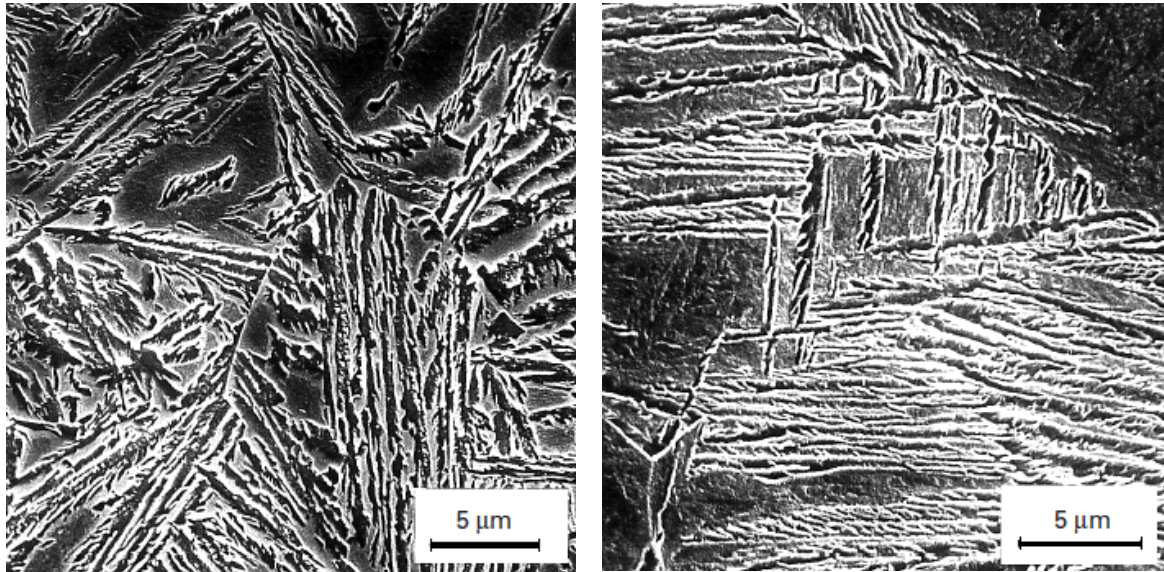


Figure 18 Structure bainitique ; supérieure à gauche et inférieure à droite [3].

Chapitre 3

Gammes des traitements thermiques

Chapitre 3 Gammes des traitements thermiques

3.1 Introduction

Dans ce qui suit on donne un aperçu sur les traitements thermiques appliqués aux aciers. On s'intéresse surtout à la trempe et au revenu puisqu'ils sont les plus utilisés dans l'industrie de fabrication mécanique par usinage.

3.2 Recuit de premier genre

Cette gamme de traitement thermique ignore les transformations de phases. De coup, le recuit de premier genre peut être effectué aussi bien aux températures supérieures qu'inférieures à celles de la transformation de phase. Selon les conditions initiales de l'acier et les températures d'exécution de ce type de traitement il peut entrevoir des opérations d'homogénéisation, de recristallisation, ou de détente et suppression de contraintes résiduelles.

3.2.1 Recuit d'homogénéisation

Il s'applique surtout pour les lingots et les grosses pièces moulées afin d'abaisser les ségrégations dendritiques lesquelles diminuent la plasticité et la ductilité, et rendent l'acier fragile avec des propriétés anisotropie. Le recuit d'homogénéisation -ou encore dit recuit de diffusion- consiste à chauffer jusqu'au 1100 – 1200 °C (pour assurer une diffusion complète et un nivellement dans la masse de l'acier), un maintien à cette température de 8 à 20 heures (selon la composition de l'acier et les dimensions de la pièce), ensuite un refroidissement plus ou moins lent. Le recuit de diffusion engendre une structure à gros grains, c'est pourquoi il est suivi d'un traitement de recuit complet ou de normalisation afin d'affiner les grains et améliorer les propriétés.

3.2.2 Recuit de recristallisation

C'est un traitement appliquée avant le travail à froid et entre les opérations de déformation à froid afin d'éliminer l'état écroui et accroître la plasticité. Il consiste à un chauffage au-dessus de la température de recristallisation. Suivant la composition de l'acier elle est entre 650°C et 730°C, avec un maintien à cette température d'une demi-heure à une heure et demi, ceci suivant les dimensions des pièces, ensuite un refroidissement plus ou moins lent.

3.2.3 Recuit de détente ou de stabilisation

Il est appliqué aux pièces ayant des contraintes résiduelles dues au refroidissement irrégulier à la suite de moulage ou soudage, ou à la déformation plastique hétérogène à la suite d'usinage. La température de ce recuit est pratiquement entre 350°C et 600°C pour un maintien de quelques heures (5 – 10 h). Le chauffage et le refroidissement doivent être relativement lents afin d'éviter la création de contraintes supplémentaires à partir de gradient thermique important. Ainsi, les grosses pièces, après dégrossissement ou dressage, sont soumises à un recuit de détente à 600°C ou 700°C suivi d'un refroidissement lent à 300°C ou 400°C. Ce type de recuit sert à supprimer ou à diminuer les contraintes résiduelles dues aux gammes de fabrications cités précédemment.

3.3 Recuit de deuxième genre

A l'inverse de recuit de premier genre, cette gamme de traitement thermique prend en considération le changement de phase, de coup les températures de chauffage sont choisies au-dessus de A_{c3} ou A_{c1} , et comme le refroidissement est souvent lent donc les phases qu'on

obtient sont celles de l'état d'équilibre, dans le cas des aciers ces phases sont la ferrite et la cémentite et leur mélange la perlite. Ce type de traitement diminue la dureté et la résistance, augmente la plasticité, améliore l'usinabilité, affine les grains et élimine les structures défavorables, ainsi homogénéise la structure et supprime les contraintes résiduelles. Suivant la chaîne thermique de recuit de deuxième genre on distingue le recuit complet, isotherme, incomplet, et d'adoucissement.

3.3.1 Recuit complet

C'est un traitement généralement appliqué pour affiner les grains de l'acier qui a subi un grossissement à la suite d'un recuit d'homogénéisation ou d'une surchauffe accidentelle, ainsi il est appliqué aux fer en barres afin d'avoir une douceur et une dureté faible. Il consiste à un chauffage avec une vitesse déterminée par la composition de l'acier à une température légèrement supérieure à A_{c3} pour les aciers hypoeutectoïdes et légèrement supérieure à A_{c1} pour les aciers hypereutectoïdes, le maintien à cette température a pour but d'assurer le chauffage complet et l'achèvement des transformations de phase dans tout le volume du métal. Tout dépassement de température ou allongement de la durée de maintien ne pourrait qu'engendrer un grossissement de grains d'austénite. Le refroidissement doit être lent afin d'assurer une décomposition de l'austénite à de faible degré de surfusion et avoir une bonne dispersion de mélange ferrite et cémentite. Si on souhaite que les grains de ferrite et de perlite soient le plus petits possible, on a intérêt à accélérer le refroidissement à l'air après la décomposition de l'austénite dans le domaine perlitique. Et si on souhaite supprimer les contraintes résiduelles le refroidissement lent, dans le four, est poussé jusqu'à l'ambiante.

3.3.2 Recuit isotherme

Afin d'accélérer le processus de recuit complet, on refroidit relativement vite l'acier, en général par le transfert dans un autre four, à une température inférieure de 100°C ou 150°C que A_{c1} , à cette température on effectue un maintien nécessaire pour assurer une décomposition complète de l'austénite, ensuite un refroidissement rapide à l'air.

Pour ce recuit isotherme, les températures d'austénisation peuvent être poussées jusqu'à 70°C en plus que celles exigées pour le recuit complet afin de diminuer le temps d'austénisation. Ainsi pour accélérer au possible ce recuit en choisissant la température de séjour isotherme au voisinage de la température de stabilité minimale de l'austénite surfusionnée dans le domaine perlitique.

Le recuit complet et le recuit isotherme donnent pratiquement les mêmes propriétés, cependant, la durée de la transformation isotherme est considérablement plus courte.

3.3.3 Recuit incomplet

Ce type de recuit se distingue de recuit complet par le fait que l'acier est chauffé à des températures légèrement supérieures de $A_{c1} (+10 \text{ à } +30^{\circ}\text{C})$. Pour les aciers hypoeutectoïdes, le recuit incomplet produit une recristallisation partielle résultant de la transformation perlite-austénite, une fraction importante de ferrite ne subit pas de recristallisation. Pour les aciers hypereutectoïdes, il remplace le recuit complet et il engendre une recristallisation complète. Dans les deux cas le recuit incomplet contribue de la transformation de la perlite lamellaire en perlite globulaire de ce fait on le nomme traitement de sphéroïdisation. Afin d'assurer la décomposition de l'austénite et la formation de la structure ferrite-carbure en forme globulaire, on doit refroidir lentement jusqu'à 620°C à 680°C pour un maintien à cette température d'une heure à trois heures, ensuite un refroidissement à l'air. Le recuit de sphéroïdisation diminue la dureté et la résistance et

augmente la ductilité et la plasticité, et il améliore l'usinabilité des aciers eutectoïdes et hypereutectoïdes.

3.3.4 Recuit d'adoucissement

Ce traitement est appliqué après les procédés de mise en formes lesquels confèrent aux aciers une structure hors équilibre tel que la sorbite, troostite, bainite ou martensite et par suite une dureté élevée. Ce recuit consiste à un chauffage à une température inférieure légèrement de A_{c1} , en général entre 600°C et 700°C , un maintien prolongé à cette température, ensuite un refroidissement lent. Ainsi, l'efficacité du traitement est d'autant plus grande que la température est plus proche de A_{c1} . Ce traitement provoque la décomposition des structures hors équilibre et la coalescence des carbures ce qui diminue la dureté. Il est appliqué aux aciers destinés à l'usinage ou à la déformation à froid.

3.4 Recuit de normalisation

C'est un traitement qui provoque la recristallisation pour les produits obtenus par forgeage, estampage ou laminage, et l'affinage de la structure à gros grains pour les pièces moulées. Le cycle thermique de recuit de normalisation comporte une austénisation au-dessus de A_{c3} et A_{cm} pour les aciers hypo et hypereutectoïdes respectivement, suivi d'un refroidissement à l'air libre, donc on peut dire que le résultat de ce traitement est celui d'une trempe à l'air calme, de coup il n'est appliqué qu'aux aciers non alliés et aux aciers faiblement alliés car, pour des aciers plus trempant, il constituerait une véritable trempe à l'air. Le but de la normalisation est fonction de la composition de l'acier. Pour les aciers à faible carbone elle remplace le recuit complet, pour les aciers à moyenne carbone et faiblement alliés remplace la trempe et le revenu à haute température, dans ce sens elle augmente la résistance mécanique et la dureté. Et en fin pour les aciers hypereutectoïdes elle est appliquée pour l'élimination de réseau de cémentite qui peut apparaître lors d'un refroidissement lent entre A_{cm} et A_{c1} .

3.5 Trempe

La trempe est un traitement thermique qui se repose sur un refroidissement rapide depuis l'état austénitique pour produire une quantité de martensite contrôlée dans la structure de l'acier, c'est-à-dire refroidir avec une vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe. Ainsi la réussite d'une trempe veut dire l'achèvement d'une structure, une dureté, une résistance et une ténacité désirées en minimum de contrainte résiduelles et sans fissure et sans déformation.

Le traitement de trempe consiste en un chauffage à une température supérieure à A_{c3} pour les aciers hypoeutectoïdes ou A_{c1} pour les aciers hypereutectoïdes, le maintien à cette température jusqu'à l'achèvement des transformations de phases ensuite un refroidissement rapide dans un milieu ayant un pouvoir d'absorber la chaleur tel que l'eau, huile, solution aqueuse. La trempe n'est pas un traitement définitif puisque l'acier après trempe subit un revenu pour diminuer les contraintes résiduelles et avoir un arbitrage entre les différentes propriétés mécaniques surtout la ténacité et la dureté.

3.5.1 Austénisation

C'est la mise en solution de carbone, éventuellement les éléments d'alliages précipités sous forme de carbures dans la phase austénitique. Ainsi l'austénisation comporte deux étapes :

1. *Le chauffage* doit permettre à porter l'ensemble de la pièce à une température dites température d'austénisation ou d'une manière incorrecte température de trempe. Or,

la chaleur étant apportée à travers la surface, la température de cette dernière est toujours supérieure à celle de cœur, l'opération se termine quand la différence entre les deux températures est nulle lors qu'il s'agit d'une trempe à cœur, ou elle est inférieure à la tolérance admise lorsqu'il s'agit d'une trempe superficielle.

2. *Le maintien à cette température* a essentiellement pour objet de parfaire l'austénitisation, c'est-à-dire de permettre d'achever la mise en solution des carbures et d'homogénéiser la répartition du carbone dissous et des éléments d'alliages afin d'avoir un durcissement homogène.

3.5.2 Choix de couple température d'austénitisation - temps de maintien

Ceci peut être défini à l'aide de diagramme de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ cité précédemment dans le paragraphe *transformation de phase au cours de chauffage*. La **Figure 19** montre qu'il est possible de retenir divers couples température d'austénitisation-durée de maintien, la température pouvant être d'autant plus proche de A_{c3} que le maintien à température est plus long, et que le maintien pouvant être écourté si l'on adopte une température d'austénitisation plus élevée (tout en la limitant pour éviter le grossissement des grains d'austénite). Or qu'un trop petit nombre de diagrammes de ce type ont été publiés à ce jour pour permettre de définir, d'une manière pratique, ce couple température d'austénitisation-durée de maintien

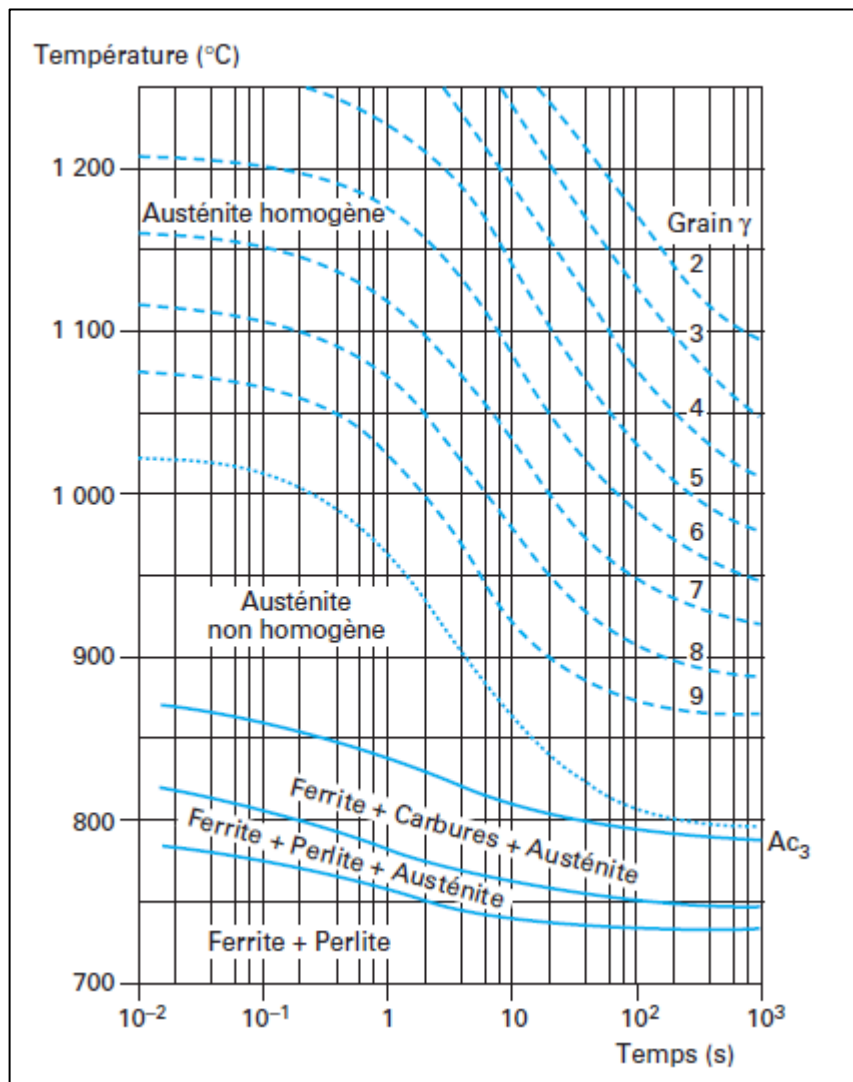


Figure 19 Diagramme de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ isotherme de l'acier 35CD4, Chauffage initial à la vitesse de 130 °C/s [2].

à partir du diagramme de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ de chaque acier, on admet pour les aciers non alliés et faiblement alliés des règles empiriques.

Les aciers hypoeutectoïdes doivent être chauffés de 25 à 50 °C au-dessus de A_{C_3} et souvent, lorsqu'on veut tremper un acier non allié à huile, on relève encore ces températures de 25°C environ pour augmenter un peu la trempabilité en provoquant un léger grossissement des grains d'austénite.

Pour les aciers hypereutectoïdes, la température de maintien est de 50 à 70°C au-dessus de A_{C_1} , à cette température apparaît l'austénite bien qu'une certaine quantité de cémentite secondaire non dissoute reste encore après trempe dans la matrice martensitique, cette structure assure une dureté et une tenue à l'usure plus élevées. Pour la plupart des aciers hypereutectoïdes l'intervalle de température d'austénisation n'est pas grand (15 à 20 °C), une augmentation excessive de la température au-dessus de A_{C_1} fait grossir le grain ce qui affecte la résilience et diminue la résistance à la rupture fragile.

Dans le cas de aciers fortement alliés contenant des éléments carburigènes, les températures d'austénisation peuvent dépasser sensiblement les points critiques du fait de la faible vitesse de dissolutions des carbures. Cette augmentation de température n'entraîne pas un grossissement de grain puisque les carbures non dissous ralentissent le grossissement des grains d'austénite. Dans certaines cas, par exemple pour dissoudre les carbures de la forme $M_{23}C_6$ et augmenter la teneur en éléments d'alliages de l'austénite la température dépasse A_{C_3} de 150 à 250 °C.

La durée de chauffage correspond aux temps nécessaire pour assurer le chauffage de cœur et l'achèvement des transformations de phase. Donc la durée générale de chauffage est définie par $t_{gén} = t_{éch} + t_{tr}$, où $t_{éch}$ est le temps nécessaire pour porter le cœur de la pièce à la température d'austénisation et il est déterminé en fonction de la forme et les dimensions de la pièce, le type de four, le type de l'acier et ses propriétés physiques et de l'arrangement et de disposition des pièces dans le four. Certaines données expérimentales déterminent le temps d'échauffement jusqu'à 800 à 850 °C en fonction de la forme de la pièce et de type de four comme indiqué dans le **Tableau 2** (ces valeurs ne sont pas uniques) :

Tableau 2 Durée de chauffage en fonction de type de four et les dimensions de pièces [1].

Chauffage dans un	Durée de chauffage en seconde par 1 mm d'épaisseur		
	Ronde	Carrée	Rectangulaire
Four électrique	40 à 50	50 à 60	60 à 75
Four à flamme	35 à 40	45 à 50	55 à 60
Bain de sel	12 à 15	15 à 18	18 à 22

Le t_{tr} est le temps de séjour isotherme nécessaire pour l'achèvement de la transformation, sans être trop long pour ne pas provoquer le grossissement des grains d'austénite ou la décarburation des couches superficielles de l'acier, il est fonction de la composition de l'acier et de son état initial.

La température d'austénisation et le temps de chauffage, sont les conditions d'austénisation, influent fortement sur la cinétique des transformations de phases lors de refroidissement ultérieur et les propriétés terminales de l'acier obtenues :

- Une température insuffisante ou un séjour trop court d'un acier allié aux éléments carburigènes conduisent à la formation d'une austénite à bas carbone et une répartition inhomogène des éléments d'alliage dans l'austénite. Cette dernière est moins stable au cours de refroidissement donc sa décomposition en ferrite et

cémentite est plus favorisée, ainsi la vitesse critique de trempe augmente et la pénétration de trempe diminue et les points martensitique M_s et M_f s'élèvent donc globalement la trempabilité de l'acier diminue.

- Une augmentation de la température d'austénisation ou un prolongement de séjour isotherme entraîne la dissolution des carbures, le grossissement des grains, et l'homogénéisation de l'austénite, donc la stabilité de cette dernière augmente au cours de refroidissement, et la vitesse critique de trempe diminue et pénétration de trempe s'améliore, globalement une bonne trempabilité. L'augmentation excessive de température d'austénisation ou de séjour fait grossir fortement les grains ce qui altère les propriétés mécaniques terminales.

3.5.3 Trempabilité

Elle est définie par l'aptitude d'un acier à accroître sa dureté sous l'effet de la trempe. Et puisque la dureté est augmentée avec l'augmentation de la teneur de carbone dans la martensite, la trempabilité caractérise les possibilités de réalisation de la structure martensitique, sans précipitation de carbone, par rapport aux conditions de refroidissement. Plus la trempabilité de l'acier est grande plus on peut provoquer une transformation martensitique à cœur pour des pièces à section grande et avec une vitesse de refroidissement faible c'est-à-dire que la vitesse critique de trempe de l'acier est faible.

La trempabilité est caractérisée à l'aide des diagrammes de transformation en refroidissement continu (TRC) et indirectement, à l'aide des courbes Dureté = f (conditions de refroidissement) et, plus pratiquement, à l'aide des courbes Jominy.

L'essai de Jominy consiste à austénitiser un spécimen cylindrique de 25 mm de diamètre et 100 mm de longueur, puis à la refroidir en la soumettant, après l'avoir suspendue verticalement, à l'action d'un jet d'eau de bas en haut qui vient frapper son extrémité inférieure. Après refroidissement on rectifie deux méplats parallèles selon deux génératrices opposées du cylindre et sur ces deux méplats, on réalise des mesures de dureté en des points situés à des distances définies et croissantes de l'extrémité refroidie (1.5 – 3 – 5 – 7 – 9 – 11 – 13 – 15... jusqu'à 70 mm). Les résultats sont exprimés sous forme de graphe en coordonnées dureté-distance de la face refroidie **Figure 20**. La vitesse de refroidissement et la dureté diminuent avec la distance à la face refroidie.

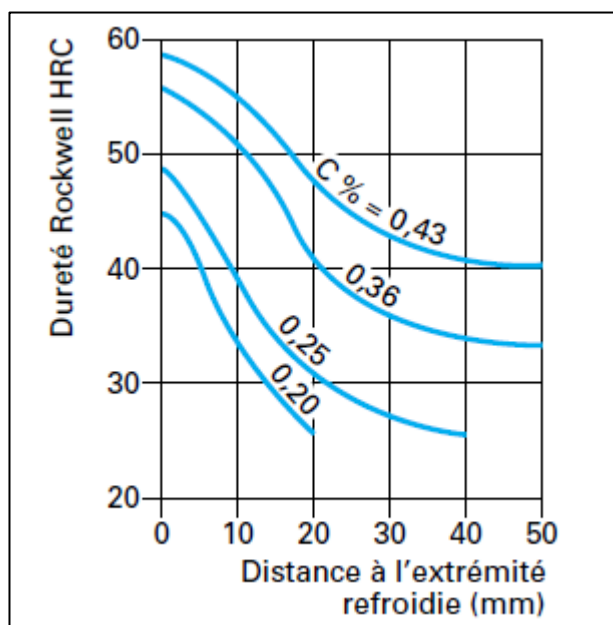


Figure 20 Exemple de courbe de Jominy des aciers à 1 % de Chrome et 0.25 % de Molybdène environ, à teneurs variables en carbone [2].

En outre les courbes de Jominy contiennent des informations intéressantes. Le palier supérieur, à gauche, correspond aux conditions de refroidissement qui engendrent une transformation uniquement martensitique et son niveau est en relation directe avec la quantité de carbone mise en solution dans l'austénite au cours de l'austénitisation, cette relation s'exprime par la courbe reliant la dureté de la martensite à la teneur en carbone (**Figure 16**). L'extrémité droite de ce palier définit les conditions de refroidissement correspondant à la loi de refroidissement critique de transformation martensitique c'est-à-dire la vitesse critique de trempe, pour avoir ceci on doit se référer aux courbes de refroidissement de différents points de l'échantillon de Jominy **Figure 21**.

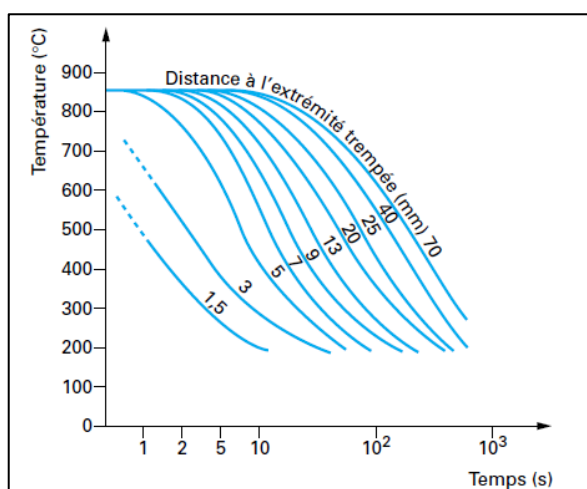


Figure 21 Exemple de Courbes de refroidissement de différents points d'une échantillon Jominy après austénitisation à 850 °C [2].

Ainsi, au-delà de ce palier la courbe de Jominy nous renseigne sur l'évolution de l'état structural de l'acier si l'on se réfère aux courbes indiquant la variation de la dureté des structures contenant différentes proportions de martensite en fonction de la teneur en carbone **Figure 22**.

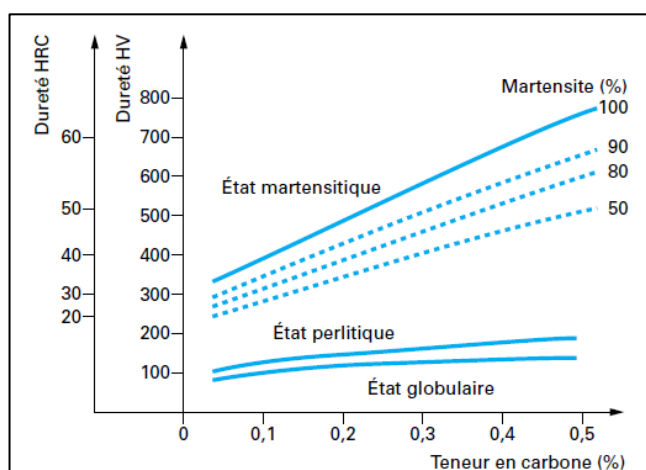


Figure 22 Variations approximatives de la dureté des aciers en fonction de leur teneur en carbone et de leur état structural [2].

La pénétration d'une trempe est l'aptitude de l'acier à recevoir une couche trempée de structure martensitique ou martensite-troostite et une dureté élevée d'une profondeur plus ou moins grande. Par convention, la profondeur d'une couche trempée est la distance de la surface à la zone demi-martensitique (50% martensite et 50% troostite). Le diamètre

d'une ébauche trempée à cœur avec formation d'une structure demi-martensitique est dit diamètre critique.

3.5.4 Amélioration de la trempabilité

La trempabilité est augmentée par l'augmentation de la teneur en carbone et en éléments d'alliage dans la phase austénitique au cours de la mise en solution. Le carbone a un double effet dans les aciers alliés durcissables, d'une part, il contrôle la dureté maximale atteignable et d'autre part il contribue de manière substantielle à la trempabilité. Ce dernier effet est renforcé par la qualité et le type d'éléments d'alliage présents. Et donc on peut dire que l'augmentation de la teneur en carbone est l'approche la moins coûteuse pour améliorer la trempabilité. Cependant, cela est vrai dans une certaine mesure car l'utilisation de grandes quantités de carbone diminue la ténacité aux températures ambiantes et inférieures à zéro, et elle rend l'acier sujet à la fissuration et à la déformation lors du traitement thermique. En raison de ces inconvénients, les aciers de construction sont rarement utilisés à plus de 0,60% C, sauf pour les ressorts et les roulements.

L'augmentation de la trempabilité est la fonction principale des autres éléments d'alliages dans les aciers de traitement thermique. Le chrome, le molybdène, et le manganèse figurent parmi les éléments les plus économiques pour augmentation de la durcissabilité. Le nickel est le plus cher, mais il est justifié lorsque la ténacité est une considération primordiale. L'ajout de très petites quantités (~0.001%) de bore à l'acier a un effet puissant sur le durcissement. Les éléments d'addition ont également pour effet de diminuer la vitesse critique de refroidissement c'est-à-dire décaler les courbes des diagrammes *TTT* et *TRC* vers la droite. En outre la trempabilité est améliorée par l'élargissement de la taille des grains d'austénite, cependant cela est rarement appliqué car la plupart des propriétés mécaniques sont altérées.

3.5.5 Milieu de Trempe

Dans la pratique, la trempe est généralement réalisée par immersion de la pièce dans un milieu (agent de refroidissement) qui extrait la chaleur contenue dans celle-ci. Cet agent de refroidissement doit assurer dans la section donnée de la pièce l'obtention de la martensite avec une pénétration définie sans produire de défauts tels que les tapures, déformations, gauchissements et contraintes résiduelles. L'agent refroidissant peut être gazeux (air, N_2 , Ar, H_2 , He), liquide (Eau, Huile, solution aqueuse, polymère), ou mixte (*brouillard* = gaz + liquide atomisé).

L'immersion d'un acier à haute température dans un agent liquide, comporte trois étapes :

- A. Refroidissement pelliculaire ou caléfaction, à ce stade, il se forme très rapidement autour du solide une gaine de vapeur qui l'isole du milieu de trempe, et la transmission de la chaleur se fait par rayonnement et par conduction à travers la vapeur. A ce stade la vitesse de refroidissement est relativement faible.
- B. Ebullition, évacuation de la chaleur. Au cours de cette période, l'enveloppe de vapeur se rompt, et on obtient des taux d'extraction de chaleur élevés qui sont associés à l'ébullition nucléée du liquide de trempe sur la surface du métal. Le transfert de chaleur est alors très efficace et la vitesse de refroidissement est maximale.
- C. C'est l'étape de refroidissement par convection. Elle commence lorsque la température de la surface du métal est réduite en dessous du point d'ébullition du liquide de trempe. En dessous de cette température, l'ébullition s'arrête et le refroidissement a lieu par conduction et convection dans le liquide de trempe. La vitesse de refroidissement à cette période dépend de la viscosité du liquide de trempe. Tous les autres facteurs étant égaux, les vitesses de refroidissement diminuent avec l'augmentation de la viscosité.

Ces étapes sont tirées à partir des courbes de refroidissement **Figure 23** lesquelles sont obtenues en trempant une sonde (spécimen) fabriquée en acier inoxydable ou en alliage de nickel ou d'argent dans un milieu de trempe (agent de refroidissement) après l'avoir chauffé à une température élevée. Un enregistreur à grande vitesse est utilisé pour enregistrer les changements de température par rapport au temps. Les courbes temps-température et temps-vitesse de refroidissement qui en résultent reflètent les caractéristiques d'évacuation de la chaleur par le fluide de trempe.

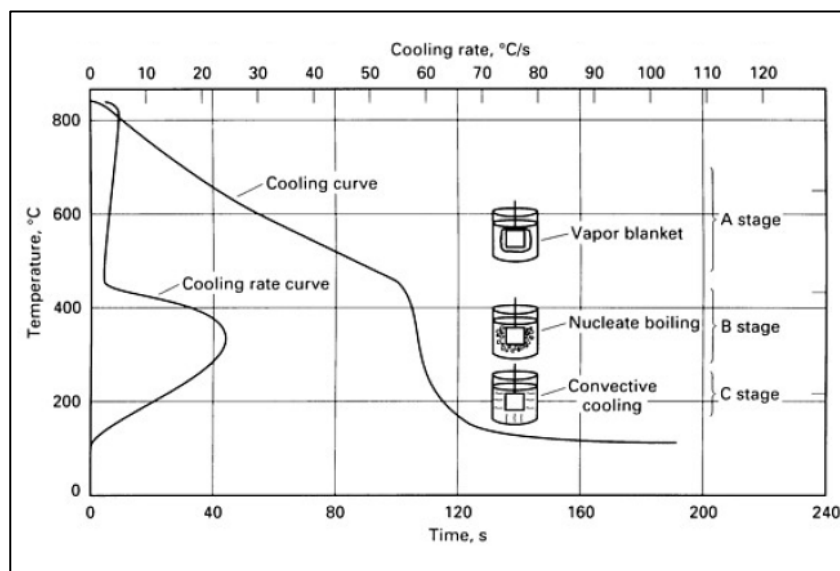


Figure 23 Courbe de refroidissement et courbe de vitesse de refroidissement au centre d'une sonde de 25 mm de diamètre trempée avec de l'eau à 95 °C s'écoulant à 15 m/min [4].

Le stade A du refroidissement n'est généralement pas présent dans les pièces trempées dans des solutions aqueuses contenant plus d'environ 5 à 12 % en poids d'un matériau ionique tel que le $NaCl$ ou le $NaOH$. Les courbes de refroidissement de ces solutions commencent immédiatement avec l'étape B. La présence des sels à l'interface du métal chaud de trempe déclenche l'ébullition des nucléés presque immédiatement. Ainsi, le refroidissement en phase A n'est pas observé lors de la trempe dans des milieux de trempe non volatils tels que les bains de sel fondu. Inversement, le transfert de chaleur dans les agents de trempe gazeux tels que l'air et les gaz inertes se produit exclusivement de phénomène de caléfaction.

Un meilleur agent de trempe est celui qui assure, d'une part, une vitesse de refroidissement élevée (supérieure à la vitesse critique de trempe) dans l'intervalle de température $A_1 - M_s$, pour amortir la décomposition de l'austénite surfusionnée dans le domaine de la transformation perlitique et bainitique, et d'autre part une vitesse de refroidissement faible dans l'intervalle de température $M_s - M_f$ correspondant à la transformation martensitique, car une grande vitesse dans cet intervalle accroît les contraintes résiduelles et produit des tapures, cependant un refroidissement lent dans cet intervalle peut donner un revenu partiel de la martensite et augmenter la quantité d'austénite résiduelle, sous l'effet de sa stabilisation, en altérant ainsi la dureté finale de l'acier.

3.5.5.1 La trempe dans l'eau

L'eau est facilement disponible, peu coûteuse, et à moins d'être contaminée, elle est utilisée avec un minimum de pollution ou de risque pour la santé. L'eau est également efficace pour faire éclater la calamine au début du refroidissement et donc de nettoyer la surface et

d'améliorer l'échange thermique. Donc elle est utilisée partout où une trempe sévère n'entraîne pas de distorsion ou de fissuration excessive.

Toutefois, il faut noter qu'au cours d'une trempe à l'eau la vitesse de refroidissement n'est pas constante et qu'elle est élevée dans le domaine des températures de la transformation martensitique en dessous de 300°C . Cette situation peut être responsable de la formation de tapures et d'autres défauts de trempe, pour cette raison, on préfère d'arrêter la trempe à l'eau lorsque la température de surface de la pièce est voisine de $200 - 400^{\circ}\text{C}$ pour poursuivre le refroidissement et, au même temps, la transformation martensitique dans des conditions moins sévères (huile ou air).

En outre, le pouvoir refroidissant de l'eau est très sensible au changement de température. Si la température de l'eau s'élève, la sévérité de trempe diminue la période de caléfaction est prolongée. Ainsi lorsque la température de l'eau est de 80 à 99°C , la caléfaction s'étale et se poursuit pendant 95% de la durée de refroidissement. Dans ces conditions (refroidissement lent aux températures élevées et refroidissement rapide aux températures basses) les contraintes thermiques sont faibles mais les contraintes structurales les plus dangereuses sont élevées et ceci présente le danger de production des tapures.

Les contaminants tels que les savons, les algues, les boues ou les émulseurs réduisent la vitesse de refroidissement en créant des films qui retardent le transfert de chaleur depuis la surface et empêchent l'eau plus froide d'entrer en contact avec la pièce.

Dans certaines applications, il est souhaitable d'augmenter la sévérité de la trempe de l'eau et d'éviter l'utilisation de produits de trempe (caustiques ou saumure), Cela peut se faire en augmentant le taux d'agitation. Cette dernière, plus qu'elle améliore l'uniformité de trempe, elle est particulièrement importante pendant la trempe à l'eau car elle disperse les bulles de vapeur et dirige l'eau plus froide contre la pièce.

Donc afin d'avoir une bonne trempe à l'eau, il faut contrôler en permanent la température de l'eau, l'agitation des pièces, la circulation de l'eau et son renouvellement éventuel.

3.5.5.2 La trempe dans les solutions aqueuses

Il est possible de modifier volontairement le pouvoir refroidissant de l'eau en mettant en solution des sels tels que NaCl , NaOH , CaCl_2 . La trempe dans une telle solution déplace plus haut la limite de température entre les zones de caléfaction et d'évacuation de la chaleur par convection et donc la température d'ébullition augmente, la gaine de vapeur se rompt instantanément et le refroidissement devient plus régulier surtout au stade B. Ainsi le risque d'apparition des fissures est moins probable. Les vitesses de refroidissement produites par une solution aqueuse sont supérieures à celles fournies par l'eau pour la même température et le même degré d'agitation.

La concentration de la solution aqueuse a un effet remarquable sur la sévérité de la trempe. Des études expérimentales ont montré que le niveau optimal des solutions aqueuses de NaCl et de NaOH était d'environ 10 % de point de vue de transfert de chaleur **Figure 24**. Ainsi on a constaté qu'une solution de 10 % de NaCl est assez efficace du point de vue du durcissement. Et donc, la concentration de la solution doit être régulièrement contrôlée. Cependant Le pouvoir de refroidissement des solutions de saumure (NaCl ou CaCl_2) et des solutions caustiques (NaOH) n'est pas affecté de manière critique par les petites variations de la température de fonctionnement. Les boues et le tartre doivent être éliminés

périodiquement, car ils agissent tous deux en réduisant le volume et la vitesse de refroidissement du bain de trempe.

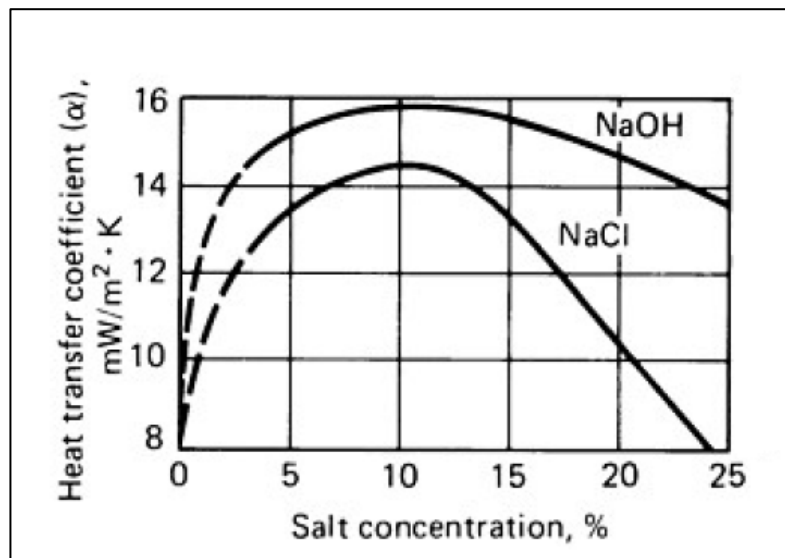


Figure 24 Effet de la concentration en sel sur le coefficient de transfert thermique h [4].

Certains des inconvénients de la saumure ($NaCl$ ou $CaCl_2$) sont qu'elle est corrosive, et pour une durée de vie raisonnable, le réservoir de trempe et les autres équipements en contact avec la saumure doivent être protégés par un revêtement ou mettre des inhibiteurs de corrosion, ou bien fabriqués en métaux résistants à la corrosion tels que les alliages à base de cuivre ou les aciers inoxydables.

Les solutions caustiques bien qu'elles offrent les vitesses de refroidissement les plus rapides par rapport aux autres solutions aqueuses, elles ont l'inconvénient d'être fortes alcalines ce qui est nocive pour la peau de l'homme. Toutefois, une solution de chlorure de sodium ($NaCl$) est plus sûre, moins coûteuse et plus facile à manipuler.

La trempe dans une solution aqueuse n'est utilisée que lorsque les agents de trempe à l'huile ou à l'eau n'apportent pas la dureté souhaitée en raison d'une sévérité insuffisante de la trempe. Il est nécessaire de prendre des mesures (nettoyage et protection de la surface) pour éviter la corrosion des pièces à leur sortie du bain de trempe.

3.5.5.3 La trempe dans l'huile

La trempe à huile est utilisée surtout pour les aciers alliés caractérisés par une stabilité élevée de l'austénite surfusionnée. Presque toutes les huiles de trempe produisent des taux de trempe inférieurs à ceux de l'eau ou des solutions aqueuses. Cependant, l'élimination de la chaleur est plus uniforme, et par conséquent, les dangers de distorsion ou de fissuration sont considérablement réduits.

Les huiles, en fonction de leur sévérité de trempe, sont classées en huile rapide, moyenne et lente. Toutes les huiles de trempe modernes sont à base d'huiles minérales, généralement à base de paraffine (C_nH_{2n+2}), et ne contiennent pas d'huiles grasses utilisées auparavant. Les huiles minérales ont une meilleure stabilité au vieillissement.

Les huiles de trempe lentes et classiques contiennent parfois des antioxydants mais sont exemptes d'additifs susceptibles d'accélérer leurs effets de trempe. Ils présentent des temps de refroidissement relativement longs au stade A, période pendant laquelle la vitesse de trempe est relativement faible. La vitesse de refroidissement augmente pendant le stade B, suivi à nouveau d'un refroidissement lent dans l'étage C. La sévérité de la trempe des huiles conventionnelles est nettement faible et, donc, elles ne peuvent pas être utilisées pour les aciers de plus faible trempabilité.

Les huiles de trempe rapide sont des mélanges d'huiles minérales et des additifs brevetés pour améliorer la trempe et contiennent souvent des antioxydants et des agents mouillants. Elles présentent des vitesses de trempe plus élevées au stade A (dans certaines situations, elles se rapprochent des vitesses présentées par l'eau), des vitesses de refroidissement modérément rapides au stade B, et faibles à l'étage C (généralement à peu près les mêmes que celles des huiles de trempe classiques). Cependant, certaines huiles de trempe rapide contiennent des additifs spéciaux qui permettent d'obtenir des vitesses de refroidissement plus rapides à l'étage C, ce qui se traduit par des effets de durcissement à cœur légèrement meilleurs.

Les caractéristiques de refroidissement des huiles de trempe, en particulier des huiles de trempe rapide, dépendent de manière critique de la concentration de certains additifs. Ainsi, l'huile résiduelle devient plus semblable à une huile conventionnelle non accélérée ou à une huile lente. Il est donc essentiel de surveiller la qualité de l'huile de trempe dans le temps si l'on veut maintenir une sévérité de trempe constante.

L'effet de trempe à huile ne change pas avec des changements modérés de la température de l'huile. Des diminutions significatives de la sévérité de la trempe ne se produisent que pour des températures supérieures à environ 150 °C et lorsque la température de la pièce trempée se rapproche de ces températures. Au cours de cette étape, la vitesse de refroidissement diminue ce qui réduit les gradients de température entre la surface et le noyau et entraînent une diminution des contraintes internes. Ainsi, ceci est particulièrement bénéfique lorsque la pièce en acier passe dans la plage de température de formation de la martensite, en dessous d'environ 260 °C.

Pour des raisons pratiques, les huiles sont généralement maintenues à des températures comprises entre 40 et 95 °C, le plus souvent entre 50 et 70 °C. Des températures plus élevées provoquent un vieillissement plus rapide de l'huile et peuvent entraîner une augmentation des fumées. Pour des raisons de sécurité, la température maximale d'utilisation

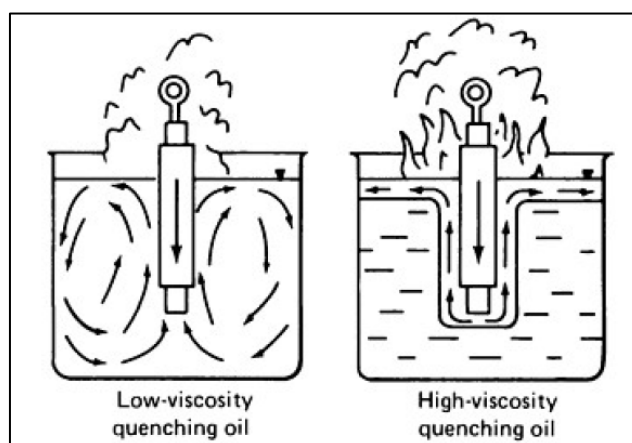


Figure 25 Avantage d'une huile moins visqueuse par rapport à une huile de viscosité élevée [4].

de l'huile doit être inférieure d'au moins 50 °C au point d'éclair de l'huile. Des températures plus basses peuvent augmenter le risque d'incendie, car la viscosité plus élevée de l'huile froide entraîne un réchauffement localisé au-dessus du point d'éclair de l'huile **Figure 25**. La viscosité typique d'une huile conventionnelle se situe dans la plage de 100 à 110 *SUS* (*Saybolt universal second*) à 40 °C mais peut atteindre environ 200 *SUS* à 40 °C. Les huiles rapides, plus généralement, ont une viscosité comprise entre 85 et 105 *SUS*.

Les huiles de trempe de viscosité relativement élevée (ou les huiles froides) ne distribuent pas la chaleur aussi rapidement, Et une couche d'huile relativement mince est chauffée à la surface de la pièce, par conséquent l'huile devient plus chaude à mesure qu'elle monte dans la charge. L'huile peut atteindre l'interface air-huile à une température supérieure à sa température d'auto-inflammation et provoquer un incendie immédiat.

D'après certaines expériences on a constaté que les huiles visqueuses froides doivent être préchauffées pour diminuer leur viscosité, et les huiles à point d'éclair plus élevé sont préférées.

Une gamme d'huile s'appelle huile de trempe sont conçue pour être utilisées à des températures élevées (supérieures à 150°C).

Les émulsions d'huiles solubles, généralement utilisées comme réfrigérants dans les processus de travail des métaux tels que le meulage ou la coupe, sont utilisées pour la trempe avec des concentrations de 3 à 15 % d'huile soluble. Les émulsions d'huile, lorsqu'elles sont utilisées comme agents de trempe, présentent une sévérité de trempe inférieure à celle d'une huile classique aux débuts de refroidissement. Au fur et à mesure que le processus de refroidissement se poursuit, la sévérité de la trempe se rapproche de celle de l'eau. Cependant, il est difficile de maintenir une sévérité constante dans le temps car l'émulsion est généralement instable dans les conditions de trempe. Ces émulsions sont appliquées comme réfrigérant final pour les pièces trempées afin de fournir une surface noire et une protection contre la corrosion.

La charge à tremper détermine le volume d'huile à utiliser, si le rapport surface/volume d'une pièce est élevé le risque d'incendie est augmenté car elle -la pièce- transfère la chaleur à l'huile plus rapidement, par conséquent on doit assurer un volume d'huile important ou une huile ayant un point d'éclair plus élevé. Une règle pratique utilisée est que la capacité d'un réservoir de trempe d'huile en gallons (1 *gallons* = 4.546 L), doit être égale au poids de la charge à tremper en livres (1 *livre* = 453.592 g).

Les huiles de trempe (Aussi conventionnelles et rapides) doivent être agitées pour distribuer la chaleur rapidement et uniformément et pour maintenir une température de bain uniforme, ce qui permet de conserver un effet de trempe uniforme tout au long du cycle de trempe. Ainsi les huiles de trempe doivent avoir le moins de contact possible avec l'air pour minimiser l'oxydation. Pour cette raison, il est recommandé de maintenir la surface des bains de trempe à l'air libre aussi petite que possible.

3.6 Le revenu

Le revenu est une opération finale de traitement thermique. Il suit généralement la trempe afin d'obtenir les propriétés mécaniques requises représentées principalement dans un compromis entre la dureté et la ténacité. Aussi il a pour but de réduire les contraintes résiduelles résultantes de la trempe -ou induites par le soudage-. Le revenu consiste à chauffer l'acier à une température inférieure à A_{c1} , un maintien à cette température, ensuite un refroidissement approprié. Il s'accompagne de la décomposition des phases hors équilibres

résultantes de la trempe (martensite, bainite, et austénite résiduelle) en carbures finissant par une cémentite dans une matrice de ferrite. Cette décomposition a une allure d'une diffusion, c'est pourquoi la vitesse de ce processus ainsi que ses résultats finaux (microstructure et propriétés mécaniques) sont affectés par la température de maintien et le séjour à cette température. Ils sont aussi affectés par, la vitesse de refroidissement et l'état structural initial de l'acier c'est-à-dire après trempe. Les propriétés des aciers sont déterminées par la taille, la forme, la composition et la distribution des carbures formés.

3.6.1 Transformation des phases hors équilibres au cours de revenu

3.6.1.1 Transformation de la martensite

Pour les aciers au carbone, au début du chauffage on constate qu'il y a une redistribution des atomes de carbone, on appelle cette étape autorevenu ou revenu de trempe. Aux températures comprises entre 100°C et 250°C , il y a formation des carbures de transition $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ à partir de la martensite laquelle s'appauvrit de carbone, cette évolution s'arrête à un stade correspondant à une teneur en carbone dans la martensite voisine de 0,20 %. Au-delà de 250°C les carbures de transition se transforment progressivement en cémentite sous la forme de plaquettes qui sont d'autant plus grosses que la température de revenu est plus élevée. Ainsi ces évolutions progressives ramènent l'acier à son état d'équilibre qui est pratiquement atteint vers 450°C **Figure 26**. A partir de cette température jusqu'à la température A_{C_1} , le revenu de la martensite d'un acier au carbone n'engendre plus qu'une évolution vers une stabilité thermodynamique, c'est-à-dire la diminution des interfaces par le grossissement de tous les grains et la sphéroïdisation des particules de cémentite puis leur coalescence (la forme sphérique dispose une énergie d'interface plus faible que celle de la forme en plaquettes).

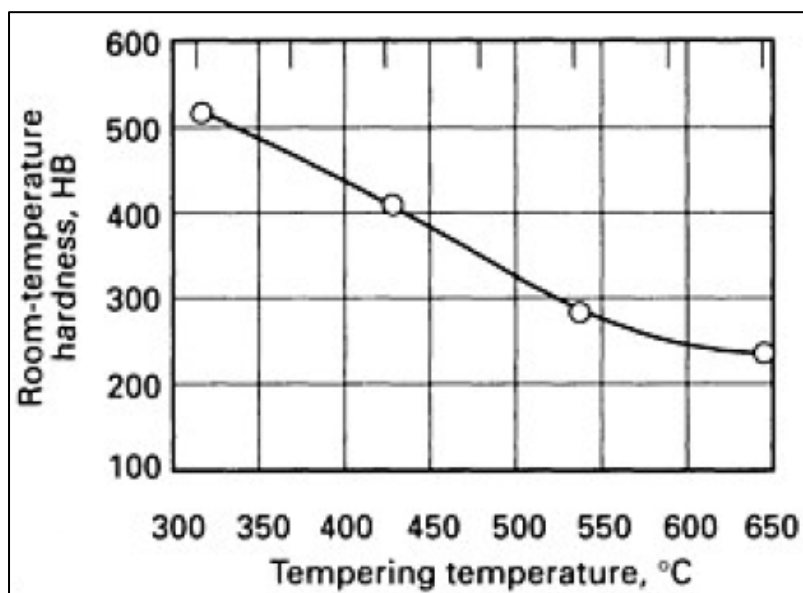


Figure 26 effet de la température de revenu sur la dureté d'un acier XC48 trempé à l'eau (revenu pendant 1 heure) [5].

Dans le cas des aciers alliés, les premiers stades (jusqu'à 450°C) sont identiques à ceux des aciers au carbone, avec un légerement de décalage des domaines de températures. Tous les éléments d'addition ralentissent la décomposition de la martensite et diminuent la diffusion de carbone dans les carbures ce qui freinent la croissance de la cémentite. Au-delà de 450°C , les éléments carburigènes tels que $\text{Cr}, \text{Mo}, \text{V}, \text{W}, \text{Ti}, \text{Nb}$, vont contribuer au durcissement

secondaire par la formation de nouveaux précipités tels que la cémentite substituées M_3C ou les carbures d'éléments correspondant, et, par suite, le processus d'adoucissement est plus ralenti. 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, et donc on a un échange du carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes. Le maximum de durcissement secondaire est généralement atteint entre 550 et 600 °C. Au-delà de ces températures la dureté diminue sous l'effet de la coalescence des précipités. A l'exception Cr_7C_3 qu'il n'engendre pas de durcissement secondaire puisque la coalescence de ce carbure commence dès 550°C.

3.6.1.2 Transformation de la bainite

Les stades de la décomposition de la bainite inférieure sont relativement similaires à celles de la martensite en termes de phénomènes associés à la croissance et à la coalescence des carbures avec de certains écarts dus à des différences dans la distribution de la cémentite et dans la morphologie des phases.

Si la structure de l'acier possède une quantité de bainite supérieure ou de perlite fine (troostite) ces derniers se réparent au cours de revenu simplement par la croissance du carbure et une éventuelle recristallisation de la ferrite.

3.6.2 Transformation de l'austénite

Pour les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés, l'austénite résiduelle se transforme en bainite à des températures comprises entre 200 et 400 °C. Pour les aciers fortement alliés la décomposition de l'austénite a lieu à des températures élevées (550 – 700 °C), cette décomposition conduit à la formation de la ferrite et des carbures. Si cet acier fortement alliés (surtout en éléments carburigènes) est riche en carbone un autre phénomène peut parvenir, c'est la formation des carbures au sein de l'austénite, ces carbures provoquent un appauvrissement de l'austénite et le point M_s s'élève ce qui conduit à la formation d'une martensite dite martensite secondaire au cours de refroidissement.

La transformation de l'austénite résiduelle est accompagnée par une augmentation de la résistance mécanique et une diminution de la ductilité et de la ténacité.

3.6.3 Facteurs influençant les résultats de revenu

La température et la durée de séjour déterminent l'état structural final et les propriétés finales de revenu. Ces deux variables sont interdépendantes dans le processus. Dans certaines limites, l'abaissement de la température et l'augmentation du temps peuvent généralement produire le même résultat que l'augmentation de la température et la diminution du temps. Cependant, des changements mineurs de température ont un effet bien plus important que des changements mineurs de temps dans les opérations de revenu typiques. Plus la température de revenu est augmentée plus la teneur en carbone de la martensite initiale est petite **Figure 27** cela s'accompagne de diminution de la dureté et de la résistance et l'amélioration de la ductilité **Figure 28**. L'augmentation de séjour à une température donnée donne une précipitation intense du carbone au début, ensuite un ralentissement du processus (à partir 2 heures et demi) jusqu'il cesse pour des séjours importants **Figure 29**.

Un autre facteur qui peut affecter les propriétés d'un acier est la vitesse de refroidissement à partir de la température de revenu. Ce facteur a une influence remarquable sur la ténacité laquelle peut être diminuée si l'acier est refroidi lentement sur la plage de température de 375 à 575 °C, en particulier dans les aciers qui contiennent des éléments formant des carbures. L'allongement peut également être affecté.

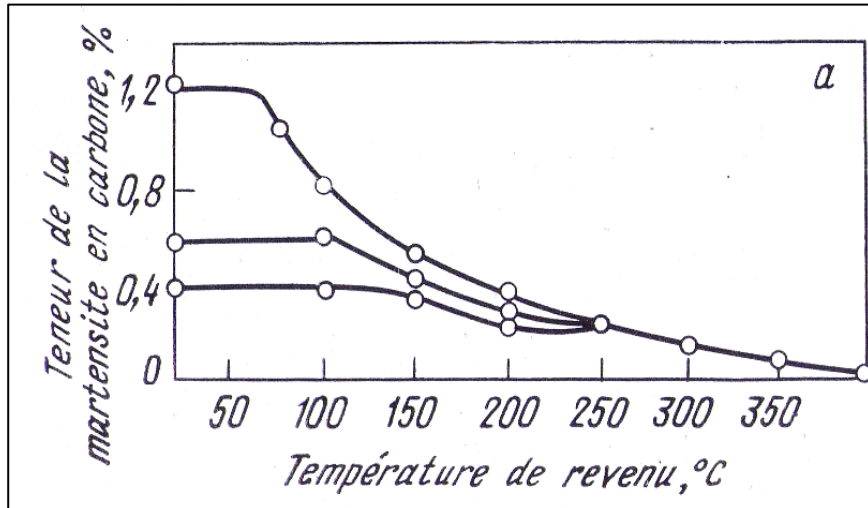


Figure 27 Variation de teneur en carbone dans la martensite en fonction de la température de revenu des aciers au carbone (0.4 ; 0.6 et 1.2 % C) [1].

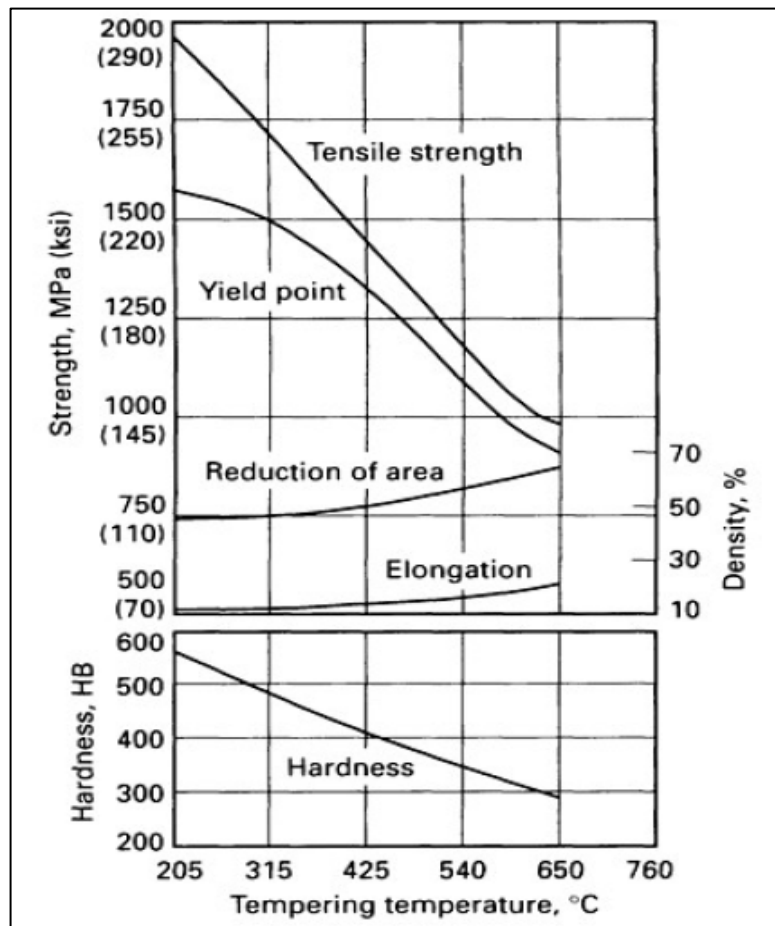


Figure 28 Evolution des propriétés mécaniques de l'acier 35NCD6 trempé à huile en fonction de la température de revenu [5].

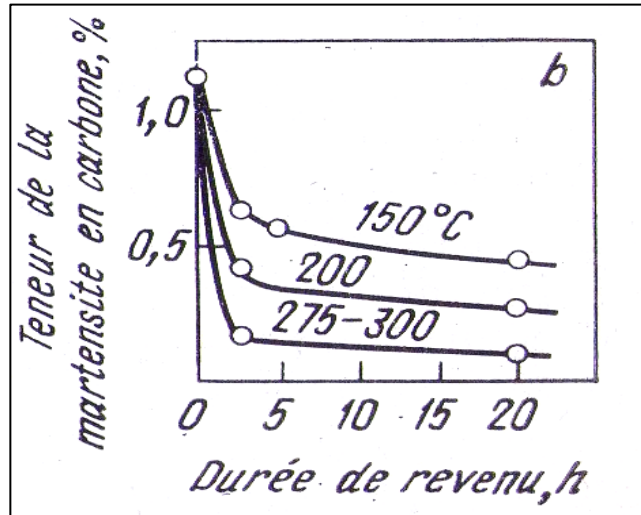


Figure 29 Variation de teneur en carbone dans la martensite en fonction de durée de revenu d'acier au carbone 1.2 % C [1].

3.6.4 Fragilisation de revenu

Certains aciers alliés, après leur revenu, on constate une diminution de la résilience, cette dégradation a reçu le nom de fragilité de revenu. Elle est due à une substitution d'un constituant ductile par un constituant très dur soit par la transformation d'austénite résiduelle en bainite ou en martensite secondaire, soit par la précipitation des carbures durcissants au cours de durcissement secondaire. On distingue deux mode de fragilité de revenu, le premier est irréversible, il est observé après revenu aux températures comprises entre 200 et 400°C (c'est pourquoi on le nomme parfois la fragilité bleue). Cette fragilisation est conditionnée par l'apparition des contraintes volumiques résultantes de la décomposition hétérogène de la martensite, ou la formation de la cémentite entre les lattes de la martensite et aux joints de l'austénite résiduelle encore de décomposition au cours de revenu. Ce défaut peut être corrigé en chauffant l'acier jusqu'à une température supérieure à 400°C, toutefois un tel revenu dégrade la dureté. Si un acier sensible est revenu entre 200 et 400°C, ils peut être fragilisé et ne doit donc pas être utilisés dans des applications dans lesquelles il est soumis à des charges d'impact.

Le deuxième mode de fragilité de revenu est réversible, il observé dans certains aciers faiblement alliés lorsqu'ils sont refroidis lentement à partir d'un revenu effectué entre 500 et 550°C. Cette fragilisation s'observe le plus souvent dans les aciers contenant de phosphore, étain, arsenic, antimoine, manganèse, chrome. Bien que ces deux derniers ne puissent pas être limités, une réduction des autres éléments ou l'addition de faible quantité de molybdène ou de tungstène (0.2 à 0.3 % de Mo, 0.5 à 0.7 % de W) diminuent d'une manière considérable ce type de fragilisation. Une tel fragilité peut être remédier par un revenu répété à une température entre 600 et 650°C pendant quelque minute, suivi d'un refroidissement rapide.

3.6.5 Variations dimensionnelles aux cours des traitements thermiques

Pendant le traitement thermique, les pièces subissent une variation de volume à cause de gradient de température existant entre la peau de la pièce et son cœur, gradient d'autant plus important que le changement de température (c'est-à-dire la vitesse de chauffage ou de refroidissement) est plus rapide et la pièce de plus forte section. Ce gradient crée des hétérogénéités de dilatation qui peuvent engendrer des déformations élastiques ou

plastiques. Ainsi le déphasage de transformation de phases existant entre la peau et le cœur, ces transformations de phases sont accompagnées par des augmentations ou des contractions de volume.

Au cours de l'austénisation, on assiste à une sorte de pétrissage de la peau à cause des déformations dues aux dilatations thermiques et à la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ -laquelle est accompagné d'une contraction de volume d'environ de 1%- qui misent la peau dans d'un cycle alternatif de compression et de tension. Et l'opposé de ce cycle est réalisé au cœur de la pièce.

Dans le cas des aciers de construction pour traitement thermique, ce phénomène de pétrissage ne crée pas un risque de fissuration, par contre, il engendre des modifications de la géométrie de la pièce, qui constituent une part non négligeable des déformations dues au traitement thermique. Il est donc préférable de réaliser un chauffage d'autant plus lent que la section de la pièce à traiter est plus forte, ainsi, de procéder à des préchauffages aux températures légèrement au-dessous de A_{c1} (environ de 25 à 50°C).

En outre, étant donné l'état austénitique a une limite d'élasticité basse, voire très basse, les pièces sont susceptibles de se déformer plastiquement sous leurs propres poids. Il est donc indispensable d'éviter ce risque en bien positionnant les pièces et en les soutenant lorsqu'elles sont dans le four.

Au cours de la trempe, il y a des changements de volumes qui se produisent à cause de retrait proportionnel au coefficient de dilatation, et à cause de transformation martensitique ou bainitique ou même perlitique, lesquelles sont accompagnées par une augmentation de volume. Et comme durant la trempe la température n'est pas uniforme dans toute la pièce c'est-à-dire ces changements de volumes ne se produisent pas au même moment en tous points, ceci va engendrer des distorsions qui sont responsables de déformations plastique à haute température et de déformations élastique à basse température (inférieure à 500°C). Si les déformations sont fortes et la pièce dispose des zones de concentrations de contraintes (variations brutales de section, trous, rayures,) on a un risque d'apparition de fissures et de tapures de trempe.

Partie 2

En toutes choses le meilleur maître est l'expérience.

Chapitre 4

Notions expérimentales

Chapitre 4 Notions expérimentales

4.1 Introduction

Le traitement thermique est utilisé pour améliorer certaines des propriétés mécaniques des composants en acier, et implique généralement une étape de trempe qui peut provoquer des distorsions géométriques indésirables dans les pièces traitées associées à la contraction thermique et aux changements dimensionnels dus aux transformations de phases. La précision dimensionnelle de ces pièces est affectée et entraîne des pertes de production et des pertes économiques. Divers facteurs, dont la composition chimique de matériau, la sévérité et l'uniformité de milieu de trempe, et le choix du procédé, peuvent influencer les dimensions finales d'une pièce trempée.

Afin d'étudier l'influence de milieu de trempe sur l'uniformité de trempe ou de durcissement ainsi les changements dimensionnels accompagnés on l'utilise des spécimens ayant la forme de la lettre « C » appelé *Navy C – ring*.

4.2 La forme *Navy C – ring*

La forme *Navy C – ring* est conçu, à l'origine, pour étudier les changements dimensionnels qui se produisent lors du traitement thermique de composants durcis et/ou cémentés. Les tests utilisant cette forme peuvent être structurés de manière à faciliter l'évaluation des fours à atmosphère ou à vide, les procédés de normalisation, de trempe, et de revenu, ainsi que les performances des méthodes de trempe. C'est-à-dire que les milieux de trempes, peuvent être étudiées. L'essai peut être étendu par rapport à son objectif initial pour révéler les types d'informations suivants :

- Uniformité de la dureté (surface, cœur).
- Changement dimensionnel (distorsion).
- Efficacité et uniformité de système de trempe (type d'huile, agitation, température).
- Uniformité de la carburation (profondeur effective et totale du cas plus variation du cas selon la position).
- Uniformité microstructurale.
- Durcissement des matériaux.
- Contrainte résiduelle surfacique.
- Sensibilité à la fissuration (en fonction de diverses conditions de trempe ou de supports).

Navy C – ring est un court cylindre avec un trou excentré et ouvert à une extrémité. La conception originale (conforme aux spécifications du département de la marine des États-Unis pour les aciers à outils, n° 47S5c, 1^{er} juillet 1921) a une épaisseur de 25 mm **Figure 30**.

Des modifications de cette conception sont courantes pour refléter la taille et l'épaisseur des pièces réelles traitées. Il est important d'utiliser des anneaux en C de mêmes dimensions physiques pour une charge donnée.

Toutes les pièces doivent être mesurées avant et après le traitement thermique à l'aide d'un système de mesure des coordonnées afin de déterminer avec précision les dimensions géométriques. Ceci est essentiel pour l'analyse statistique ultérieure des données.

Ainsi, pour obtenir un ensemble complet de données, les échantillons doivent être testés à la fois à l'état trempé et à l'état revenu en ce qui concerne la dureté de la surface et du cœur, la microstructure, la profondeur de trempe (via l'essai de micro dureté), l'austénite retenue et les contraintes résiduelles via la diffraction des rayons X (DRX).

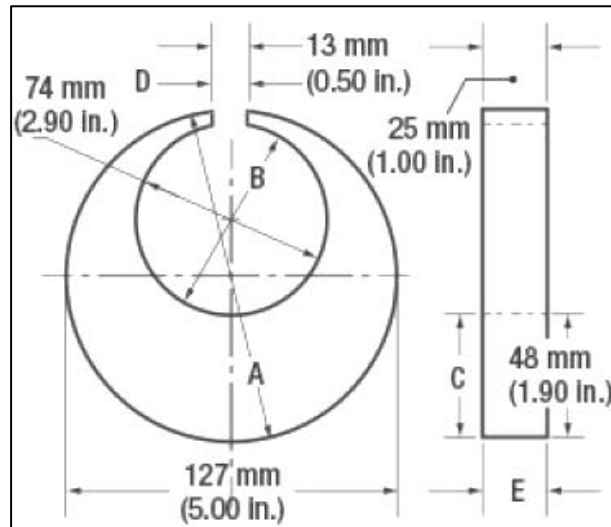


Figure 30 Les dimensions de la forme originale de Navy C – ring [12].

Navy C – ring a été utilisé efficacement pour évaluer les distorsions finales produites par la trempe des pièces en acier, ainsi après leur revenu. Ce simple spécimen peut fournir des informations sur la distorsion en fonction de l'état du traitement thermique et de la position dans la charge de travail par rapport aux changements de :

- Diamètre intérieur ID.
- Diamètre extérieur OD.
- Largeur de l'espace Gap width.
- Épaisseur.
- Platitude.
- Dimensions cylindriques.
- Rondeur.

4.3 Principe de l'essai de dureté

La dureté est définie comme la résistance à la pénétration, et elle est déterminée en mesurant la profondeur ou la surface permanente de la pénétration après l'application d'une force (charge) fixe à l'aide d'un pénétrateur donné. Plus l'indentation est petite, plus le matériau est dur.

La dureté n'est pas une propriété physique fondamentale, mais elle est utilisée pour deux caractérisations générales, soit la caractérisation de matériau comprenant test de vérification, test de durcissement, test de confirmation de processus ainsi pour prévoir la résistance à la traction. Soit la caractérisation de fonctionnalité comprenant le test de confirmation de fonctionnement comme prévu, la résistance à l'usure, et la ténacité.

La méthode d'essai de dureté Rockwell est la plus couramment utilisée. Le test de Rockwell est généralement plus facile à réaliser et plus précis que les autres types de méthodes d'essai de dureté.

La méthode Rockwell consiste à mesurer la profondeur permanente de pénétration produite par une force/charge sur un pénétrateur. Tout d'abord, une force d'essai préliminaire (communément appelée pré-charge ou charge mineure) est appliquée à l'échantillon à l'aide d'un pénétrateur en forme d'un cône. Cette pré-charge perce la surface pour réduire les effets de la finition de surface. Après avoir maintenu la force d'essai préliminaire pendant une durée déterminée, la profondeur de base de l'empreinte est mesurée.

Après la pré-charge, une charge supplémentaire, appelée charge principale, est ajoutée pour atteindre la charge d'essai totale requise. Cette force est maintenue pendant un temps prédéterminé pour permettre une récupération élastique. Cette charge principale est ensuite relâchée, pour revenir à la charge préliminaire. Après avoir maintenu la force d'essai préliminaire pendant un temps d'arrêt spécifié, la profondeur finale de l'empreinte est mesurée. La valeur de la dureté Rockwell est dérivée de la différence entre la mesure de base et la mesure de la profondeur finale **Figure 31**. Cette distance est convertie en un indice de dureté. La force d'essai préliminaire est supprimée et le pénétrateur est retiré de l'échantillon.

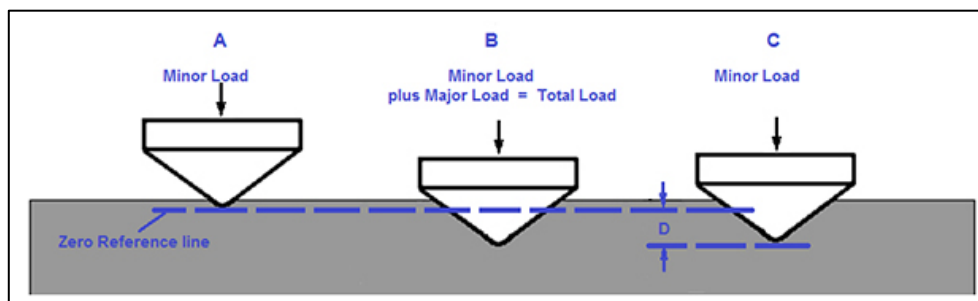


Figure 31 Illustration de la méthode d'essai de dureté Rockwell

Les lettres (A, B, C, et D) sur l'illustration indiquent :

A : Profondeur atteinte par le pénétrateur après application de la précharge.

B : Position du pénétrateur pendant la charge totale.

C : Position finale atteinte par le pénétrateur après récupération élastique du matériau.

D : Distance représentant la différence entre la précharge et la position de la charge principale, Cette distance est utilisée pour calculer l'indice de dureté Rockwell.

Le pénétrateur peut être de diamant forme conique à pointe ronde pour les métaux plus durs, ou une bille de diamètre allant $\frac{1}{16}$ pouces à $\frac{1}{2}$ pouces pour les métaux tendres.

La méthode Vickers consiste à appliquer une force constante allant de 1 à 120 *kg force* pendant un temps déterminé (généralement de 10 à 15 s). Le pénétrateur est d'une pyramide à base carré et d'angle de 136° en diamant. La valeur de la dureté est calculée en divisant la force par la surface de l'empreinte :

$$HV = \frac{2P \sin(136/2)}{d^2} = \frac{1.8544P}{d^2}$$

Où P : est la charge appliquée exprimé en *kg force*.

d : la moyenne des deux diagonales de l'empreinte exprimée en *mm*.

Dans la littérature on trouve que à partir de 10 *kg* de force appliquée, la valeur de la dureté HV est constante c'est-à-dire la valeur donnée pour HV_{10} est la même que HV_x , où $x = \{20, 30, 50, 100, 120\}$ *kg force*.

Il est possible d'avoir une conversion entre les duretés HV et HRC .

Lors de la sélection d'un banc d'essai de dureté, un guide général comprenant les conditions de fonctionnement et définie les conditions qui peuvent influencer le résultat du test. Ces conditions incluent les échantillons qui sont en dessous de l'épaisseur minimale pour la

profondeur de l'empreinte, une empreinte qui tombe trop près du bord de l'échantillon ou une autre empreinte, ou encore des essais sur des échantillons cylindriques.

En outre, il ne doit pas y avoir de déviation de l'échantillon d'essai ou du testeur pendant l'application du chargement en raison de conditions telles que la saleté sous l'échantillon d'essai ou sur la vis de levage. Il est important de garder la fini de surface propre et la décarburation due au traitement thermique doit être éliminée.

4.4 Logiciel de calcul *JMatPro*

La recherche d'informations (diagrammes, cinétiques de transformation de phases) dans la littérature (articles scientifiques, livres, Atlas) peut être une expérience difficile car le nombre d'alliages pour lesquels l'information (Diagramme, propriétés mécaniques, thermo-physique et physiques) est disponible est limité. En outre, les informations provenant de diverses sources peuvent être incohérentes en raison des différences existantes de composition chimique des alliages entre les différentes entreprises produisant matériaux métalliques, ainsi les différences de l'état microstructural et des conditions d'essai. Et comme chaque alliage a une plage de composition spécifique, les variations à l'intérieur de cette plage peuvent entraîner une grande différence dans les propriétés de l'alliage. Pour ces raisons et autres on a besoin un logiciel qui permet d'offrir ces informations basant sur des modèles théoriques validés expérimentalement sur une large gamme de matériaux.

JMatPro (Java – based Materials Property) est un logiciel de calcul d'une large gamme de propriétés des matériaux particulièrement les alliages métalliques à composants multiples utilisés dans la pratique industrielle tel que les alliages ferreux (fontes, aciers alliés et non alliés, aciers inoxydables) les alliages non ferreux (aluminium, cuivre, titane, nickel, zinc,...). Le logiciel permet d'effectuer des calculs suivants :

- Les équilibres de phases stables et métastables (concentration des éléments dans les phases et domaines d'existences de phases).
- Comportement et propriétés thermo-physiques et physiques au cours la solidification :
 - Chaleur et enthalpie spécifiques.
 - Densité et coefficient de dilatation thermique.
 - Conductivité thermique.
 - Conductivité/résistivité électrique.
 - Viscosité/diffusivité du liquide.
 - Ratio de Poisson.
 - Modules de Young, de compression et de cisaillement.
 - Perméabilité magnétique.
- Propriétés mécaniques, soient la dureté, la résistance au fluage, à la fatigue, calcul de la durée de vie en fonction des contraintes et de la température.
- Transformations de phases :
 - Diagrammes TTT, TRC.
 - Evolution de la microstructure et des propriétés au cours de chauffage, refroidissement et pendant le maintien isotherme.
 - Cinétiques de précipitations.

Ainsi le logiciel permet de faire des calculs de données à exporter vers d'autres logiciel pour faire des simulations de coulée, de mise en forme, de soudage, ou de traitement thermique.

4.5 Mesures de grandeurs géométriques

La mesure de grandeurs géométriques peut être réalisée aussi bien avec des moyens de mesure simples comme des pieds à coulisse ou des micromètres (palmer), qu'avec des moyens plus complexes comme les machines à mesurer tridimensionnelle (MMT).

Les MMT sont des machines utilisées en métrologie dimensionnelle. Elles permettent d'obtenir les coordonnées des points mesurés (palpés) sur une pièce mécanique.

Avec la mesure effectuée, on procède à la comparaison numérique d'une grandeur connue à la grandeur mesurée. Par conséquent, la prise de coordonnées permet de mettre en avant des écarts au nominal et donc de vérifier les cotes.

L'obtention de différentes coordonnées des points d'une pièce n'est pas très utile en soi. Une MMT est donc connectée à un ordinateur disposant d'un logiciel d'interprétation des coordonnées. Ce type de logiciel calcule les formes géométriques idéales aux points palpés sur les surfaces de la pièce à mesurer, ce qui autorise le calcul rapide d'un défaut de tolérance géométrique (forme, localisation, parallélisme, coaxialité, etc.).



Figure 32 Moyenne de mesure des grandeurs géométriques.

Chapitre 5

Méthodologie.

Chapitre 5 Méthodologie

5.1 Dimensions des échantillons et nuance d'acier

Dans nos expériences nous avons utilisés une forme *Navy C – ring* modifiée comme indiqué sur le dessin effectué en *SolidWorks* illustré sur la **Figure 33** ci-dessous.

Cette modification est justifiée par le fait que les articles trouvés traitant ce genre d'expérience, on a utilisé des échantillons ayant des dimensions proches que nous avons choisis. Ainsi les résultats peuvent être comparables et discutables.

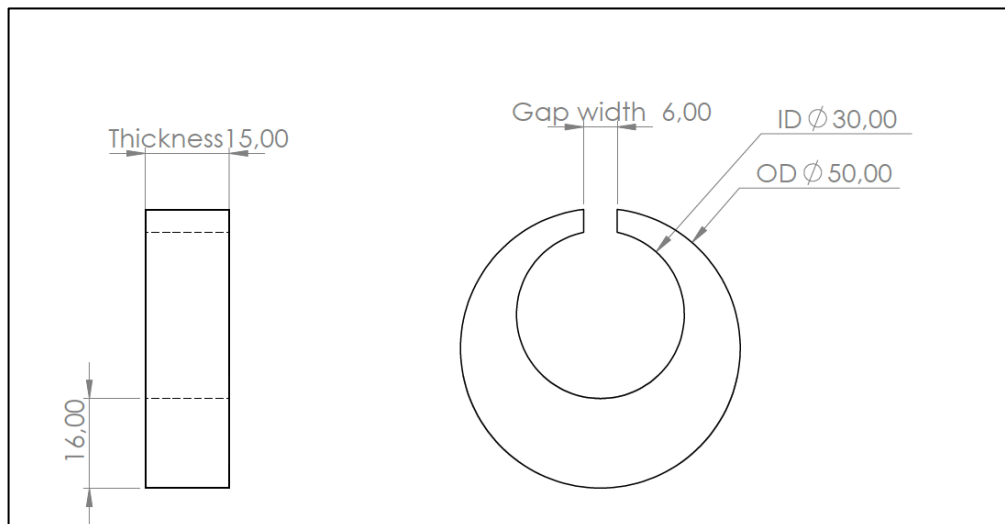


Figure 33 *Navy C – ring* modifiée utilisée tant que échantillon.

Le matériau utilisé pour est un acier faiblement allié de nuance AISI 4140 EN 42CrMoS4. Sa composition chimique selon la norme AISI/SAE est indiqué dans le **Tableau 3**

Tableau 3 Composition chimique EN 42CrMoS4 (valeur indicative en % du poids)

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
% en poids	0.38 – 0.45	0 – 0.4	0.6 – 0.9	0 – 0.035	0 – 0.04	0.9 – 1.2	0.15 – 0.3

Cette nuance est caractérisée par une bonne résistance mécanique et une haute ténacité. Ainsi, c'est une nuance sujette à divers traitements thermiques comme : trempe à cœur, trempe superficielle, cémentation et d'autres. Cet acier est souvent utilisé pour les composants automobiles fortement sollicités tels que les axes, bielles, arbres manivelle, vilebrequins, arbres de transmission, pignons, roues dentées, etc.

5.2 Préparation des échantillons

La matière est reçu sous forme des barreaux cylindriques de diamètre 55mm.

On coupe un échantillon « état initial » d'épaisseur environ 15 mm afin de vérifier la composition chimique à l'aide d'un spectromètre de masse et mesurer la dureté initiale.

Après avoir vérifié la composition, les pièces sont usinées par un tour conventionnelle et une fraiseuse conventionnelle en suivant les étapes suivantes:

- i. Dressage des faces transversales.
- ii. Chariotage de la face latérale jusqu'à avoir un diamètre extérieur de 50 mm.
- iii. Découpe en petit cylindre d'épaisseur 15 mm.
- iv. Faire le trou excentrique de 30 mm de chaque petit cylindre.
- v. Enfin faire la rainure « Gap width » de 6 mm.

Après l'usinage des anneaux, on procède à leurs finitions à l'aide des feuilles abrasives, et leurs timbrages par des lettres à l'aide des poinçons lettres.

La vérification des cotes à l'aides de pied à coulisse et un micromètre *Palmer* dans les essais de laboratoire les expériences des autres (Essai 1 et Essai 2) c'est fort probable qu'on a utilisé de MMT. Les résultants de mesures sont enregistrés.

5.3 Traitement thermique des anneaux

Les anneaux on subit le même cycle de traitement thermique avant la mise à la trempe :

1. Préchauffage lent (mettre les pièces dans le four froid ensuite démarrer le) à 600°C .
2. Chauffage rapide d'austénisation à 860°C (déplacé les pièces de four de préchauffage vers le seconde four qui est à 860°C).
3. Faire tremper chaque anneau dans un bain spécifique soient :
 - L'eau de robinet.
 - L'eau salée (à 7% NaCl).
 - L'eau salée (à 7% NaCl) chaude.
 - Huile (à 23°C).
 - Eau de mer (à 23°C).

Après la trempe, on nettoie les anneaux de la calamine résultante de contact pièce chaude milieu de trempe.

Enfin, la mesure des cotes (après trempe), à l'aide les mêmes instruments utilisés pour la vérification après usinage, et l'enregistrements des mesures prises.

5.3.1 Justification de choix de couple Température-temps d'austénisation

Le diagramme de transformation au cours de chauffage **Figure 34** ci-dessous est calculé par *JMatPro* en introduisant la composition citée dans **Tableau 4** (celle de la vérification par analyse chimique). Ce diagramme nous permet de choisir la température d'austénisation et le temps de maintien qu'il faut afin d'avoir une austénite homogène dans laquelle se dissolvent les éléments d'additions.

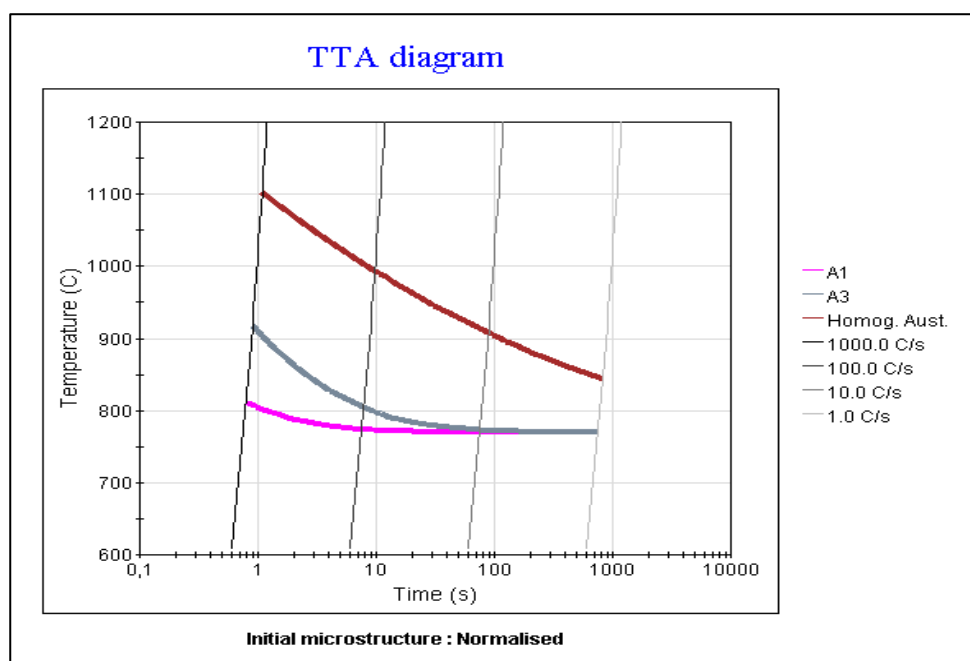


Figure 34 Diagramme de transformation au cours de chauffage de l'acier 42CrMoS4 utilisé dans mon expérience chez ENOFAM, calcul *JMatPro*

En outre, les graphes montrant la distribution des éléments d'alliages dans les phases en fonction de la température aident à choisir la température d'austénisation. Les températures d'austénitisation sont choisies lorsque les éléments d'additions sont dissouts majoritairement dans l'austénite, ainsi que les carbures.

Le carbone se trouve essentiellement sous forme de carbure soit la cémentite ou autre carbure tel que les $M_{23}C_6$ jusqu'au point eutectoïde ($740^{\circ}C$) où la cémentite commence à se dissoudre en formant de l'austénite. un certain pourcentage de carbone reste non dissout jusqu'aux températures environ $875^{\circ}C$ **Figure 35**.

De même pour le chrome, sauf qu'avant le point eutectoïde, le 1% de chrome se trouve partager entre la ferrite et les carbures $M_{23}C_6$ **Figure 36**.

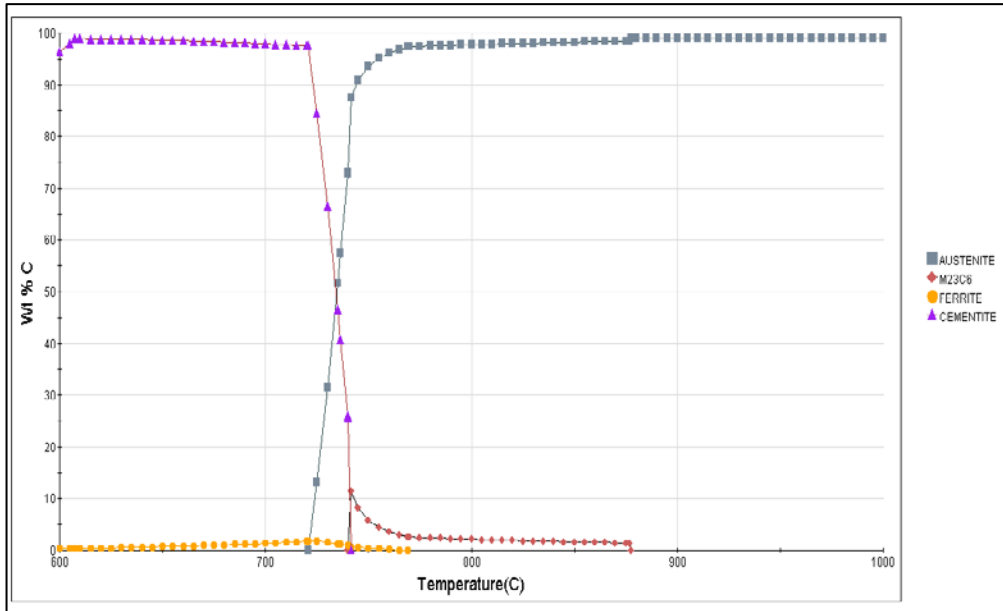


Figure 35 Distribution de carbone dans les phases en fonction de la température, calcul JMatPro.

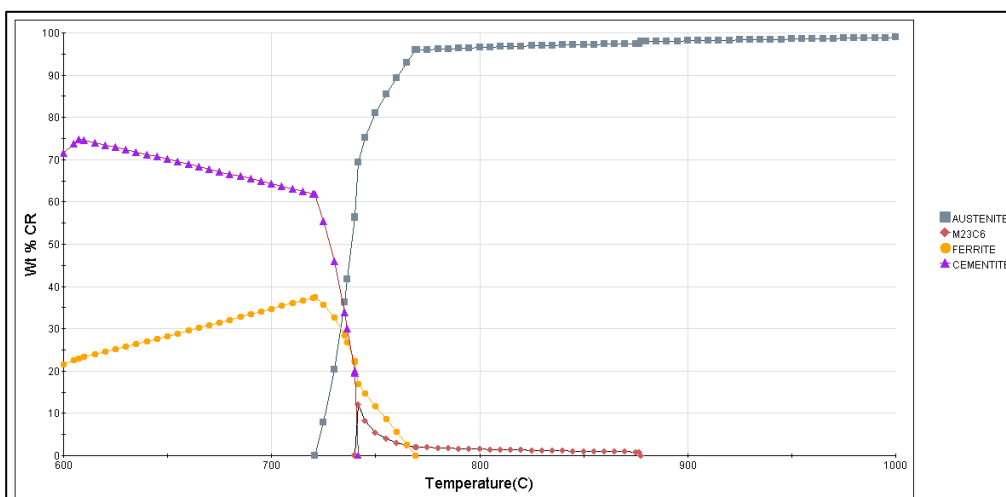


Figure 36 Distribution de chrome dans les phases en fonction de la température, calcul JMatPro

Le manganèse ne se dissout pas complètement dans l'austénite même à haute température, de fait qu'il forme avec le soufre un composé difficilement fusible MnS **Figure 37**. Et cela est en coordination avec la recherche bibliographique.

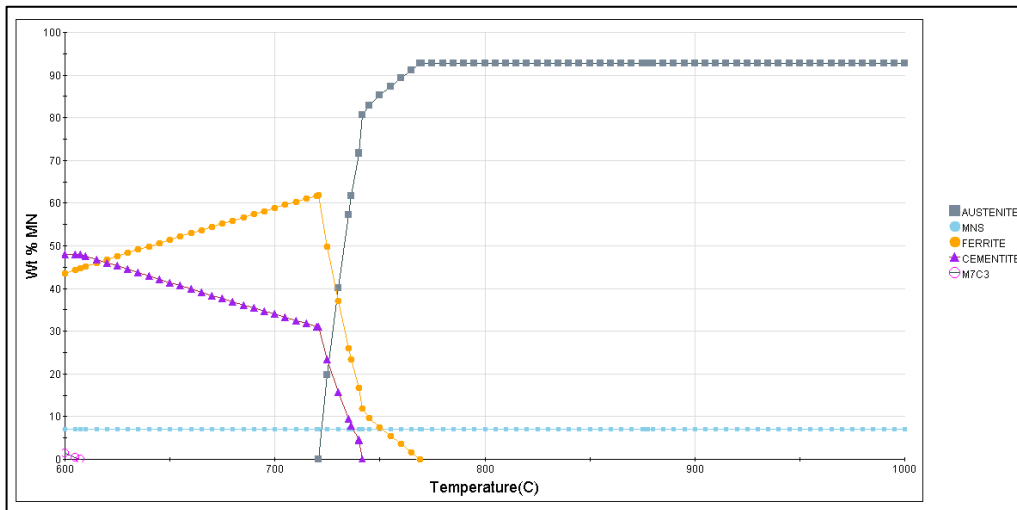


Figure 37 Distribution de manganèse dans les phases en fonction de la température, calcul JMatPro

L'aluminium migre de la ferrite vers l'austénite au cours de chauffage à partir de point eutectoïde **Figure 38**. Au point A_3 presque toutes les atomes d'aluminium se trouve dans l'austénite. Son utilité est de contrôler la taille des grains d'austénite en évitant leur grossissement.

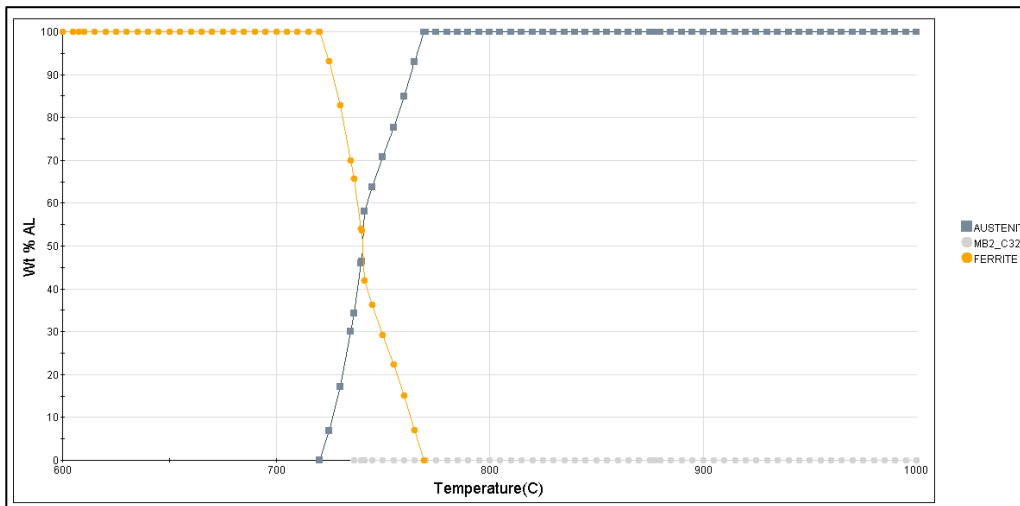


Figure 38 Distribution d'aluminium dans les phases en fonction de la température, calcul JMatPro.

D'après les graphes précédents on constate qu'on peut avoir de l'austénite homogène pour un chauffage lent ($\sim 1^\circ C/s$, chauffage de four et des pièces en même temps) en choisissant une température d'austénisation de $860^\circ C$ et un maintien de $40\ min$. On remarque qu'à cette température reste encore une quantité de carbure ($0.23\% M_{23}C_6$) et d'autres combinaisons chimiques (MnS, M_3B_6, \dots) **Figure 39**. Les carbures empêchent le grossissement excessif des grains d'austénite.

Le déplacement des températures de 880°C fait dissoudre les carbures de forme $M_{23}C_6$ mais il peut engendrer le risque de grossissement de grains d'austénite.

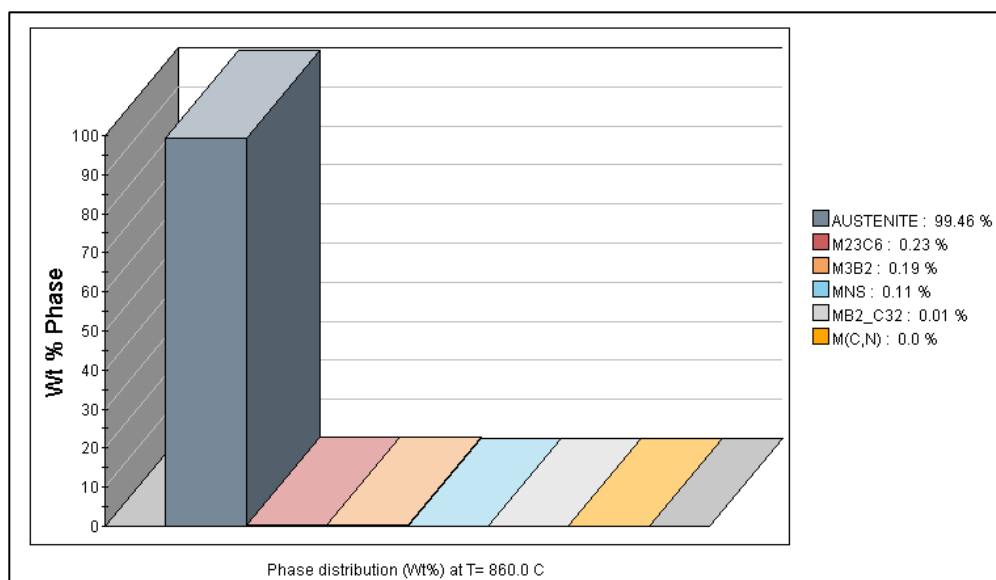


Figure 39 Histogramme indiquant le pourcentage des phases à la température d'austénisation 860°C

5.3.2 Four d'austénisation

Le four utilisé pour la chauffe des anneaux est un four électrique (à résistance) de marque *PUJOL Hornos industrials* trouvé chez l'entreprise ENOFAM situé à Oran.

5.3.3 Bac de trempe

Les bacs utilisés sont des bidons en acier (bidon de peinture) d'environ 20 litres tout les bac ont été rempli à $\frac{3}{4}$ par différent liquide. Pour avoir de l'eau salée à 7% *NaCl* on met dans le bidon un sachet 1kg de sel de table et 15 litres de l'eau de robinet.

La température des milieux était la température de l'atelier soit 23°C saut le bac de l'eau salée chaude a été chauffé par un thermo plongeur à une température d'environ 42°C.

5.4 Mesure de la dureté

La mesure de dureté s'effectue pour plusieurs zones (surface et cœur) afin de voir l'homogénéité de durcissement en calculant l'écart entre la dureté max et la dureté min mesurées.

Dans mon expérience, la mesure de dureté est faite pour quatre zones surfaciques différentes de l'anneau comme indiqué sur la **Figure 40**. Les positions 1, 2 et 3 pour vérifier la distribution de durcissement et l'homogénéité de trempe. La position 4 est pour vérifier la symétrie.

La dureté mesuré est de $HV_{10/10}$ (10 kgf, 10 s). En suite convertis en *HRC* afin qu'on puisse comparer les résultats à d'autres expériences. La conversions est faite par le logiciel *JMatPro*. L'appareil utilisé pour l'essai de dureté est de marque *Innovatest NEMESIS 9000* **Figure 41** trouvé chez le centre de recherche et de technique industrielles (*CRTI*).

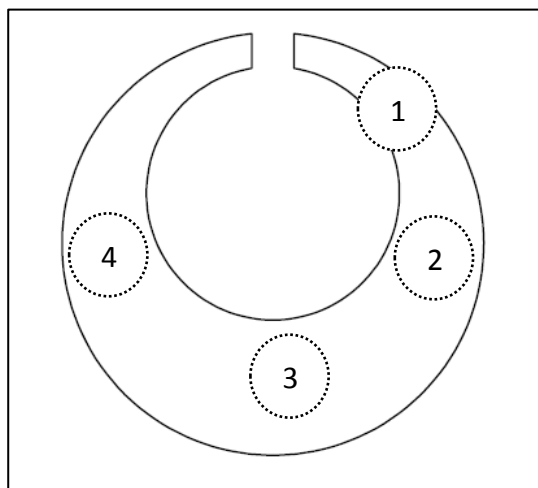


Figure 41 Positons d'essai de dureté sur l'anneau



Figure 40 Duromètre Innovatest NEMESIS 9000 utilisé pour mesurer la dureté HV.

5.5 Préparation à la visualisation micrographique

5.5.1 Polissage

Avoir l'état miroir pour la visualisation microscopique est obtenue en utilisant la série de papier abrasive -disponible dans le laboratoire de la fonderie El-Harrach- 320, 500, 1000, 1200. Pour chaque numéro de papier, l'échantillon est maintenu sous une pression modérée, pendant 2 min en orientant de 90° à la seconde minute, la vitesse de rotation de 300 *tr/min*.

Le polissage de finition est réalisé par de papier de finition et de la pâte diamantée de granulats de 6 μm et de 1 μm successivement, une vitesse de rotation de 150 *tr/min*.

Les polisseuses utilisées sont indiquées dans la figure suivante.

La polisseuse utilisé est indiquée sur la **Figure 42**.

5.5.2 Attaque chimique

Les structures micrographiques visées sont la perlite, la ferrite pour l'échantillon à l'état de réception, et la martensite pour les échantillons trempés. Afin de révéler ses structures, le *Nital* à 2% a été utilisé pour l'attaque chimique.

Cette solution est obtenue en diluant une solution d'acier nitrique de 60% dans l'alcool (méthanol ou éthanol).

Afin d'avoir 100 ml de *Nital* 2%, on prend à l'aide d'une pipette (10 ml) 3.33 ml de solution mère (Acide nitrique 60%) et on y ajout de l'alcool jusque le trait de George (100 ml), pour éviter le contact directe de l'acide bicher on met avant de l'alcool ensuite les 3.33 ml de l'acier ensuite on termine par l'alcool.

5.5.3 Visualisation microscopique

Les images micrographiques sont prises à l'aide d'une caméra de téléphone portable, en rapprochant la caméra de l'oculaire de microscope. Ce dernier est de marque *Euromex Holland* **Figure 42**. Les grossissements utilisés sont de $\times 400$ et $\times 1000$.



Figure 42 à gauche Polisseuse de marque Struers Rotopol – 11, à droite Microscope Euromex Holland

Chapitre 5

Résultats, discussions, et interprétation.

Chapitre 6 Résultats, discussion et interprétation

6.1 Résultats et discussions

6.1.1 Etat de réception

La composition chimique est vérifiée par une analyse chimique à l'aide d'un spectromètre de masse dans le laboratoire de la fonderie El-Harrach (FONDAL ALFEL)

Tableau 4 Résultats d'analyse chimique de l'acier utilisé.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb
0.415	0.263	0.97	0.0155	0.0405	0.9815	0.1495	0.0865	0.0035
Al	Cu	Co	B	Ti	V	W	Sn	Pb
0.0175	0.1135	0.003	0.0025	0.0075	0.002	0.0085	0.001	0.003
Mg	Ce	La	Sb	As	Zn	Te	Zr	Fe
0.001	0.0115	0.005	0.0455	0.0695	0.005	0.0245	0.001	96.7655

Cette analyse (**Tableau 4**) confirme que la nuance de l'acier étudié est bien celle d'un 42CrMoS4 destiné à la fabrication mécanique par usinage puisque le pourcentage de soufre dépasse la fourchette et cela améliore l'usinabilité.

La mesure de la dureté de l'acier à l'état de réception indique une valeur moyenne de 293 HV_{10} et par conversion de 28.2 HRC. Cette dureté correspond bien à une dureté de perlite fine.

A partir de la **Figure 43**, et en se référant au titre Structure et dureté des phases, on constate que la structure est une perlite peu fine (sorbite), la ferrite n'est pas visible, de fait qu'elle est de forme aciculaire, et donc elle se confond à la ferrite existante dans la perlite. Cela est la cause de la composition chimique (+0.40% de carbone), ainsi l'ordre de dureté mesurée nous informe que le refroidissement à partir de la température de recuit était relativement rapide.



Figure 43 Structure micrographique de l'échantillon à l'état de réception.
Nital 2%, $\times 400$,

6.1.2 Effet des milieux de trempe sur les changements dimensionnels

6.1.2.1 Mesures des côtes après usinage

Les résultats des mesures effectués à l'aide de pied à coulisse et le micromètre Palmer sont indiqués dans le **Tableau 5**.

D'après ces mesures géométriques (**Tableau 5**) on constate que les pièces ne sont pas identiques en terme de dimensions (quelque centième de millimètre en plus au en moins) et cela dus à l'usinage moins précis (tour conventionnel et vieux). Le diamètre extérieur *OD* est le même puisque le chariotage est effectué en premier avant la découpe des rondelles. Toutefois cela ne va affecter les résultats de changement dimensionnels puisqu'on s'intéresse au taux de déformation et ne pas aux variations absolues. Ainsi les petites différences dimensionnelles de quelques centièmes de millimètre n'ont pas de conséquence sur le transfert de chaleur et les transformations de phase pendant les traitements thermiques.

Tableau 5 Les mesures des cotes des anneaux à la fin de leurs usinages et avant la trempe.

Echantillon	Avant traitement			
	Gap width	ID	OD	Thickness
X	5.80	30.06	50.01	15.10
Y	5.70	30.05	50.01	14.80
N	5.70	30.09	50.01	14.90
U	5.80	30.01	50.01	15.02
H	5.70	30.03	50.01	15.14

6.1.2.2 Variations dimensionnelles après trempe

Les mêmes instruments utilisés auparavant ont données les valeurs indiquées dans le **Tableau 6**, le taux de déformations est calculé suivant la formule ci-dessous et ses valeurs sont indiquées dans le **Tableau 7**.

$$\text{Taux de déformation} = \frac{\text{côte après trempe} - \text{côte avant trempe}}{\text{côte avant trempe}}$$

Tableau 6 Les mesures des cotes des anneaux après trempage.

Echantillon	Milieu de trempe	Après Trempe			
		Gap width	ID	OD	Thickness
X	Eau de mer (23 °C)	6.10	30.18	50.04	15.05
Y	Huile (23 °C)	6.02	30.35	50.08	14.97
N	Eau froide (23 °C)	5.20	30.08	49.95	14.80
U	Eau salée froide (23°C)	5.30	29.95	49.85	14.99
H	Eau salée chaude (42 °C)	6.30	30.30	50.25	15.17

Tableau 7 taux de déformation des anneaux après trempage.

Echantillon	Milieu de trempe	Taux de déformation Après Trempe			
		Gap width	ID	OD	Thickness
X	Eau de mer (23 °C)	5.17%	0.40%	0.06%	-0.33%
Y	Huile (23 °C)	5.61%	1.00%	0.14%	1.15%
N	Eau froide (23 °C)	-8.77%	-0.03%	-0.12%	-0.67%
U	Eau salée froide (23°C)	-8.62%	-0.20%	-0.32%	-0.20%
H	Eau salée chaude (42 °C)	10.53%	0.90%	0.48%	0.20%

Selon le **Tableau 7** et la **Figure 44** on enregistre suivant l'ouverture des anneaux (*Gap width*) les changements dimensionnels les plus importants, et suivant les autres cotes les valeurs de changement dimensionnel sont faibles.

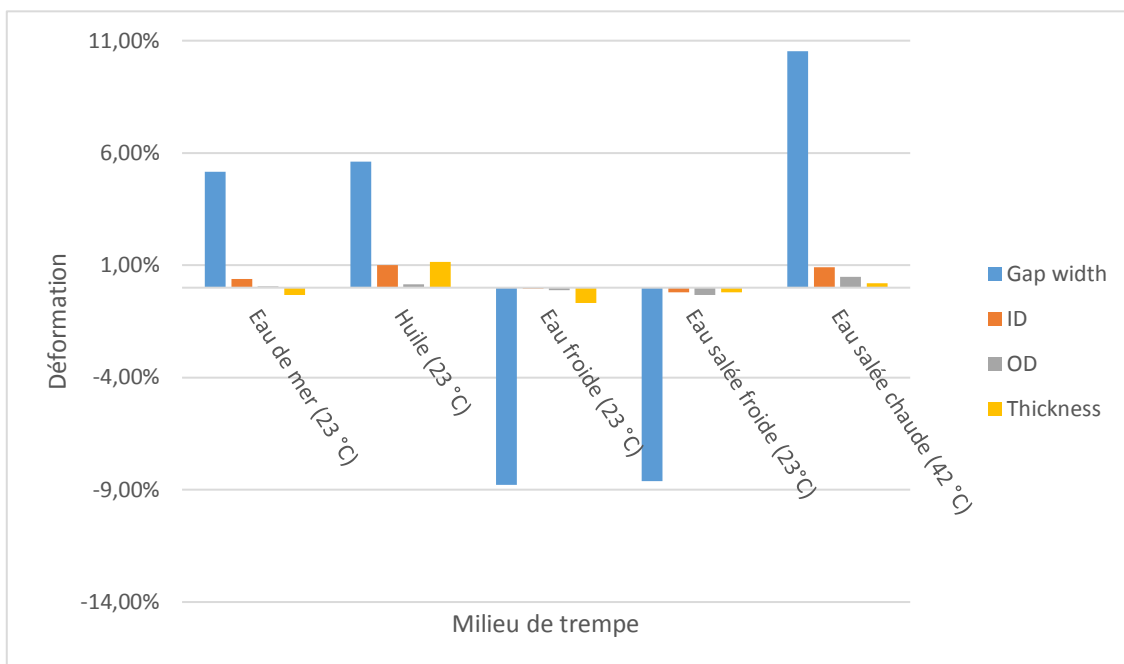


Figure 44 Taux de déformation pour les différentes cotes en fonction milieu de trempe.

Le taux de déformation suivant les ouvertures des anneaux est supérieur à 5% en valeur absolue, cependant suivant les autres cotes le taux de déformation ne dépasse pas les 1.2%. Ce fait est la conséquence de la manière de la mesure géométrique c'est-à-dire l'utilisation de pied à coulisse et de micromètre palmer au lieu l'utilisation de la MMT, ainsi les mesures des cotes sont prises suivant une seule direction, alors qu'il fallait mesurer pour chaque cote plusieurs directions et faire la moyenne comme indique la **Figure 45**.

Les valeurs positives indiquent un élargissement de cote, et les valeurs négatives indiquent une réduction de cote ou un serrage dans le cas de *Gap width*.

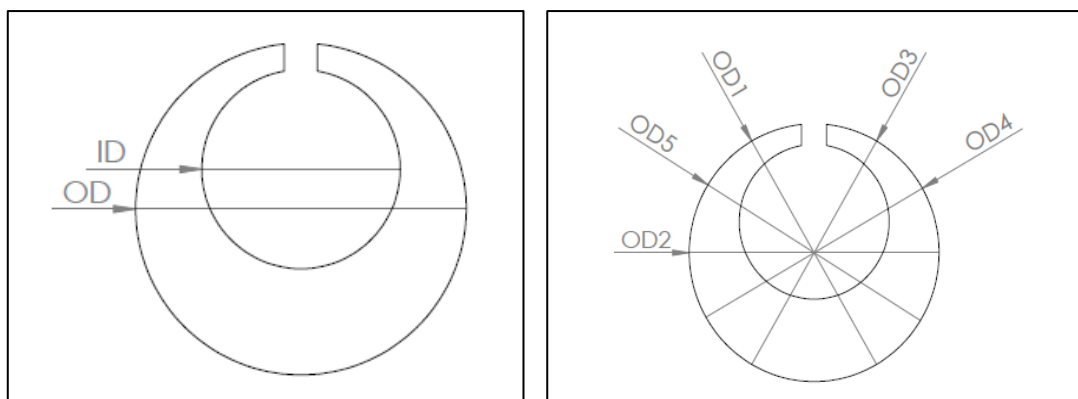


Figure 45 à gauche Mesures prises suivant les diamètres lors de l'expérience à droite exemple de mesures qu'il fallait faire.

Le changement dimensionnel le plus intense correspond à la trempe dans l'eau salée chaude. Cependant, l'assistant en traitement thermique pendant l'opération a trempé la pièce dans le

bac de l'eau salée chaude sans effectuer l'agitation à l'instar des autres pièces qu'on a agité durant la trempe.

Donc si on exclut cet essai (trempe dans l'eau salée chaude) de la comparaison on peut dire que la trempe dans l'eau de mer implique les plus faibles distorsions ensuite l'huile, ensuite l'eau froide et l'eau salée froide à 7% NaCl. Ces derniers donnent presque la même variation dimensionnelle **Figure 46**.

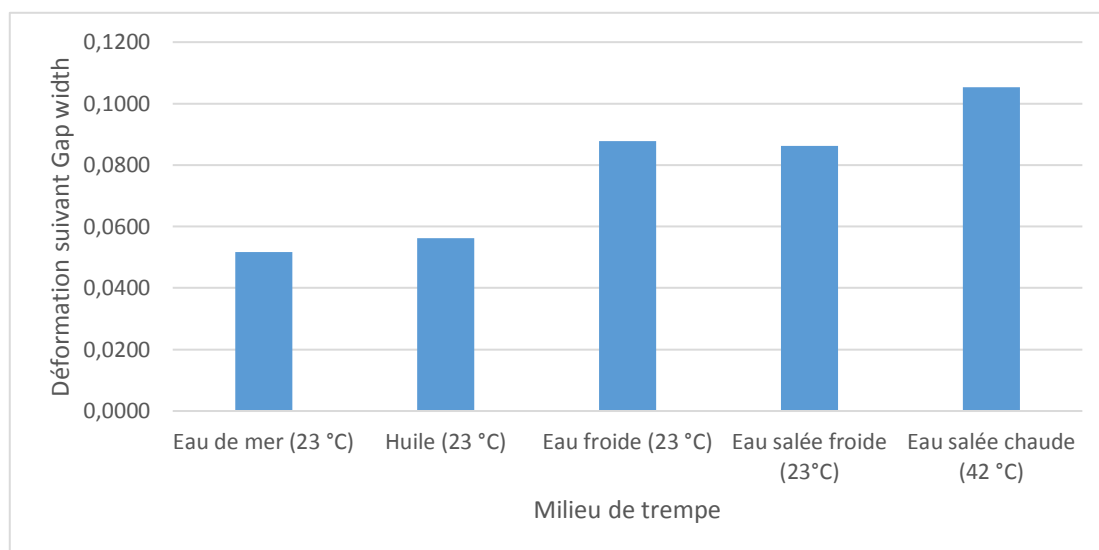


Figure 46 Taux de déformation en valeur absolue suivant "Gap width"

6.1.3 Effet des milieux de trempe sur la dureté

Tableau 8 Les mesures de dureté après la trempe.

Echantillon	milieu de trempe \ Position	HV ₁₀			
		1	2	3	4
X	Eau de mer (23 °C)	708	808	726	752
Y	Huile (23 °C)	724	662	730	706
N	Eau froide (23 °C)	729	736	831	752
U	Eau salée froide (23 °C)	731	761	769	726
H	Eau salée chaude (42 °C)	722	730	740	746

Le **Tableau 8** indique les valeurs de duretés obtenues après trempe. Ces valeurs nous renseignent que la structure résultante pour tout les échantillons en tout point est une structure dure. La valeur de dureté minimale est de 662 HV a lieu pour la trempe à huile, et la valeur maximale reçue a lieu pour la trempe dans l'eau froide 831 HV. Leurs équivalences en HRC sont respectivement 58.5 et 65. En se référant à la **Figure 16** (pour un acier allié à 0.42 de carbone) on est bien dans une structure totalement martensitique.

On remarque que la dureté est, globalement, plus élevée dans la position 3 par rapport à la position 1 et 2.

6.1.4 Effet des milieux de trempe sur la microstructure

Les micrographies révélées (**Figure 47**, **Figure 48**) confirme que les structures résultantes sont totalement martensitique, en forme d'aiguilles fines, pour les différentes positions des anneaux trempés et quel que soit le milieu de trempe. Ainsi de les **Figure 49** et **Figure 50** montrent les structures de la martensite accordées à la haute dureté et la faible dureté

obtenue. La faible dureté est probablement due à la micro-corrosion par pique (les taches noires qu'on remarque sur l'image de la **Figure 49**).



Figure 47 Photo micrographique, cas de la trempe en eau froide, différentes position de l'anneau, grossissement $\times 400$, Nital 2%

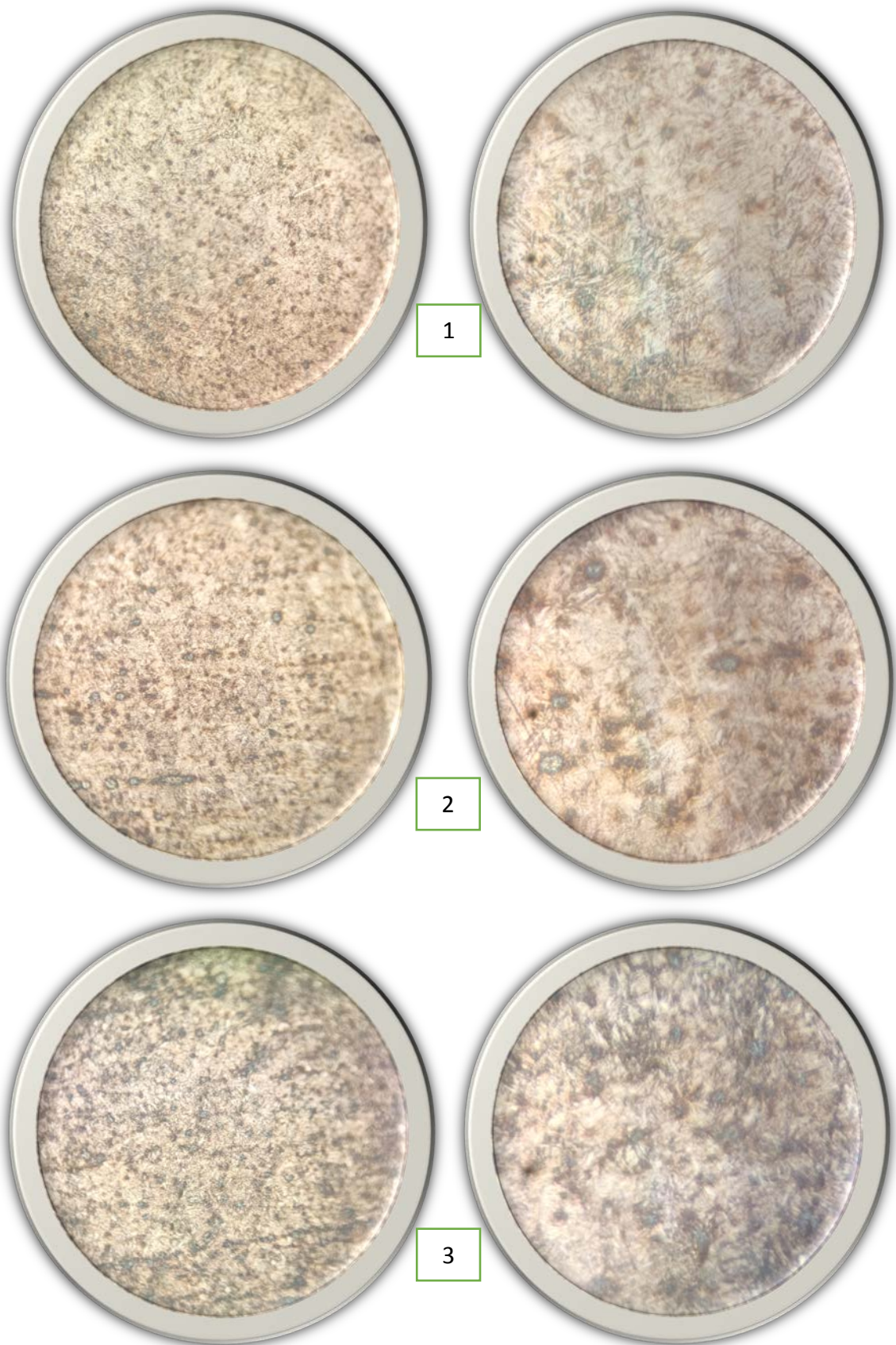


Figure 48 Photo micrographique, cas de la trempe à huile différentes position de l'anneau, à gauche $\times 400$, à droite $\times 1000$, Nital 2%



Figure 50 Photo micrographique, structure de la martensite correspondante à la faible dureté obtenue dans le cas de la trempe à huile position 2. $\times 400$, Nital 2%

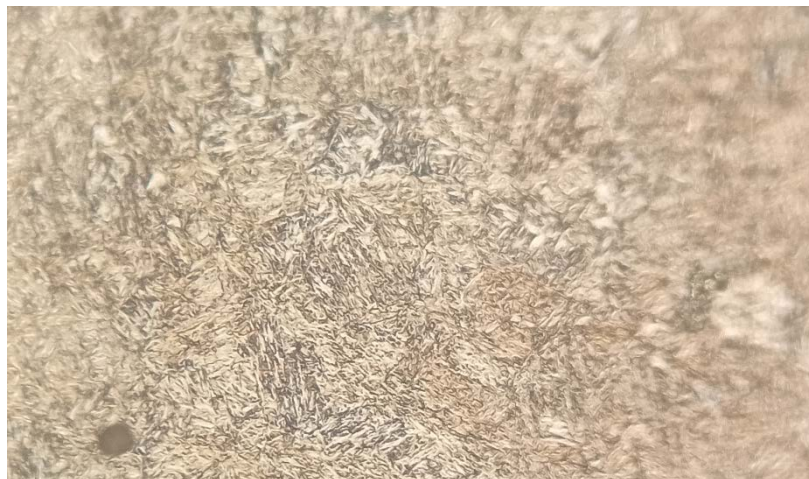


Figure 49 Photo micrographique, structure de la martensite correspondante à la haute dureté obtenue dans le cas de la trempe dans l'eau position 3. $\times 400$, Nital 2%

6.1.5 Effet des milieux de trempe sur les valeurs moyennes de dureté et de déformations

Afin d'avoir une bonne interprétation des résultats, le **Tableau 9** synthèse les résultats ci-dessus (**Tableau 7**, **Tableau 8**) en calculant leurs moyens et les écarts de duretés pour avoir une idée sur l'homogénéité de durcissement, l'uniformité de milieu de trempe ainsi les changements dimensionnels accompagnés.

Tableau 9 Les mesures moyennes de dureté et de déformation après trempe.

Echantillon	Milieu de trempe	HV₁₀_{moy}	Ecart_{HRC}	Déformation_{moy}
X	Eau de mer (23 °C)	747	100	1.33%
Y	Huile (23 °C)	705	68	1.98%
N	Eau froide (23 °C)	765	102	-2.40%
U	Eau salée froide (23°C)	754	43	-2.34%
H	Eau salée chaude (42 °C)	731	24	3.03%

La **Figure 51** est un histogramme représentant la variation des duretés *HV* moyennes en fonction le milieu de trempe. En comparaison, la faible dureté (705 *HV*) est enregistrée pour la trempe à huile et la valeur élevée (765 *HV*) est enregistrée pour la trempe dans l'eau froide. L'eau de mer et l'eau froide à 7%*NaCl* donnent presque la même dureté (environ 750 *HV*) l'eau salée chaude a donné une dureté moyenne élevée de 730 *HV* même sans agitation.

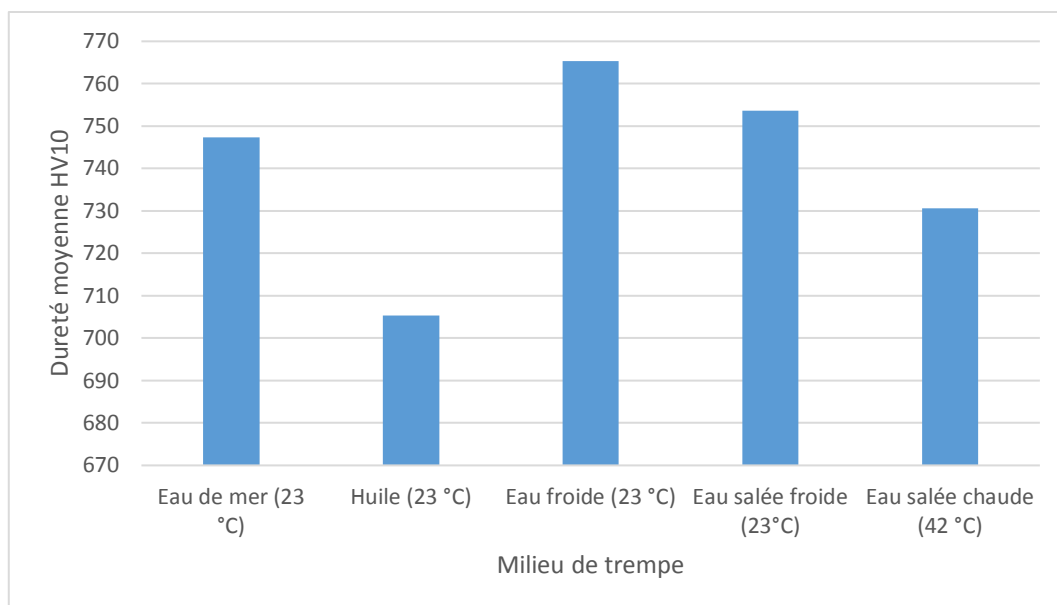


Figure 51 Dureté *HV* moyenne de différente position en fonction milieu de trempe

Les écarts de dureté (**Figure 52**) nous renseignent sur l'uniformité de durcissement, plus l'écart est faible plus le durcissement est uniforme suivant la pièce. Et plus l'écart est important plus le durcissement est irrégulier.

De grands écarts sont remarqués pour la tempe dans l'eau de mer et l'eau froide, et des écarts moyens pour la trempe à huile et dans l'eau salée froide successivement. La trempe dans la solution aqueuse à 7% *NaCl* chaude implique l'écart le plus faible donc le durcissement le plus uniforme.

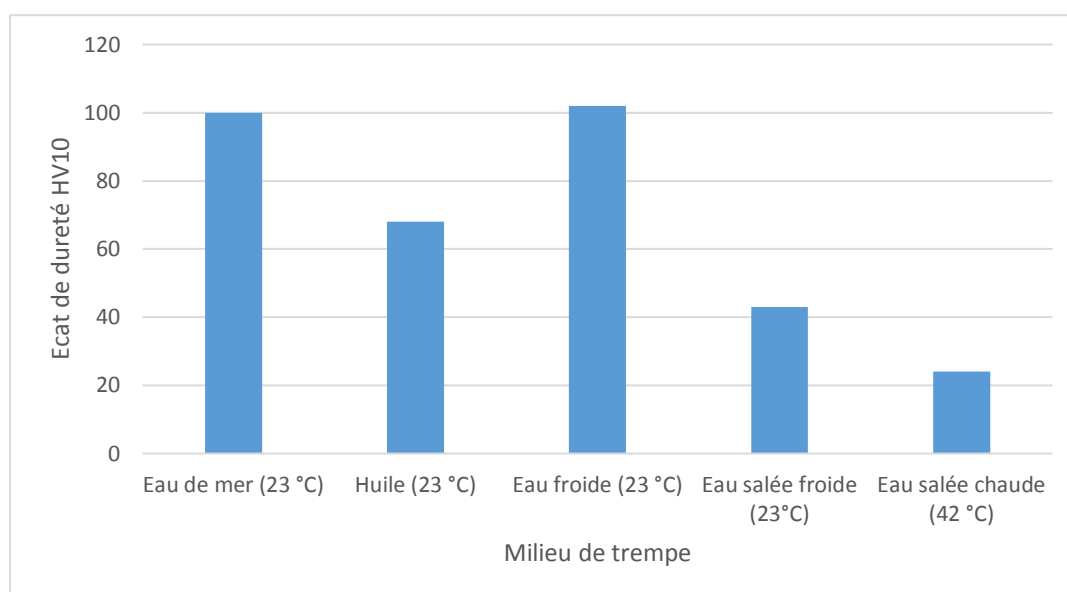


Figure 52 Ecart maximal de dureté *HV* entre différente positions en fonction milieu de trempe

La **Figure 53** représente l'écart maximal calculé entre différentes positions de l'anneau pour différents milieu de trempe ainsi que les changements dimensionnels moyennés accompagnés. Les courbes de tendance sont indiquées aussi. Selon ces dernières on constate que la déformation et l'écart de dureté maximal sont inversement proportionnel. Quand l'écart augmente le taux de déformation diminue et inversement quand l'écart diminue le taux de déformation augmente. Donc un durcissement uniforme est accompagné d'une déformation importante.

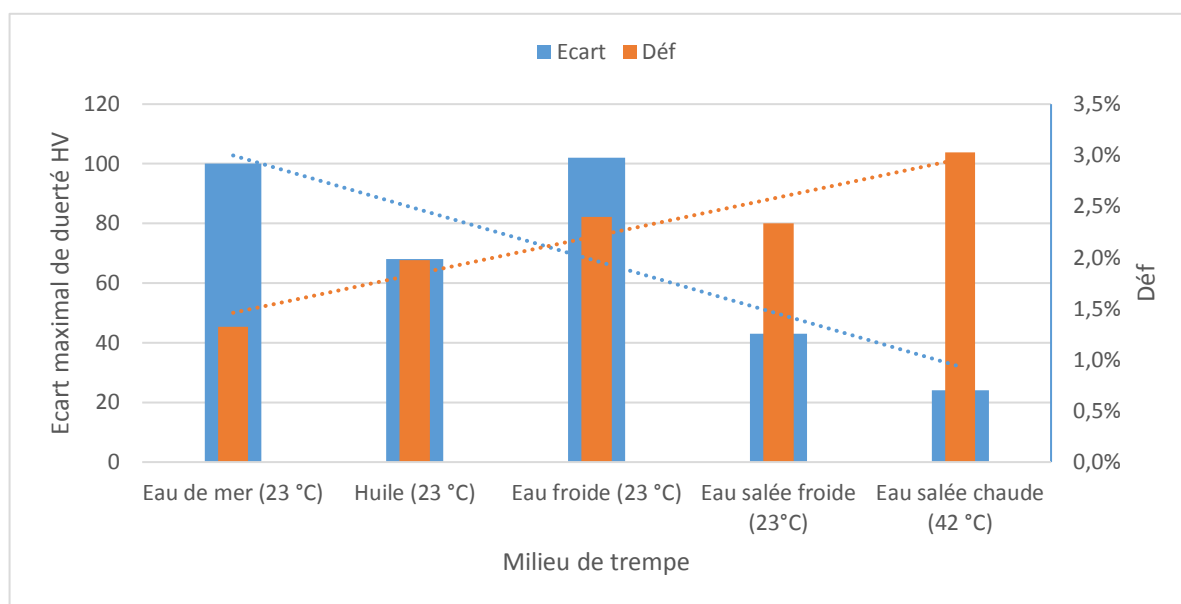


Figure 53 Ecart dureté maximal et taux de déformation moyenne en fonction le milieu de trempe

6.2 Interprétation

6.2.1 Eclaircissement sur la structure martensitique résultante

D'après les diagrammes TTT et TRC de l'acier en question (**Figure 54, Figure 55**) calculés par le logiciel *JMatPro* on peut constater les points suivants :

- A l'état recuit, l'acier a une structure ferrito-perlitique puisque à des faibles vitesses de refroidissement (recuit complet ou isotherme) l'austénite subit une transformation ferritique (ferrite proeutectoïde) avant d'entamer la transformation perlitique, sur le diagramme le début de la transformation ferritique est indiquée par la courbe noire.
- Le début de la formation de la martensite (le point M_s) correspond à la température environ 325 °C et Martensite à 50% (M_{50}) est environ à 289 °C . Ainsi le point donnant une structure martensitique à 90% est imposant à une température chaude comparant à d'autre nuance d'acier tel qu'on a utilisé pour l'essai 1 et l'essai 2.
- La vitesse critique de trempe est de l'ordre de 10 °C/s . Cette vitesse et les points M_s, M_{50}, M_{90} imposants à haute température impliquent que l'acier a une bonne trempabilité ainsi une bonne pénétration de trempe.
- La dureté d'une structure totalement martensitique vaut 58 HRC .

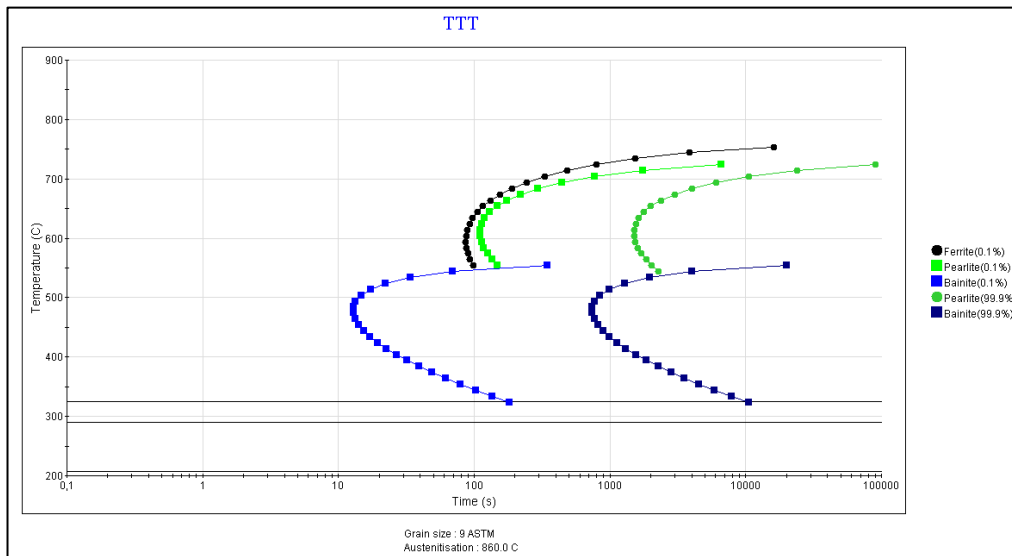


Figure 55 Diagramme TTT de l'acier 42CDS4 utilisé dans mon expérience chez ENOFAM, calcul JMatPro.

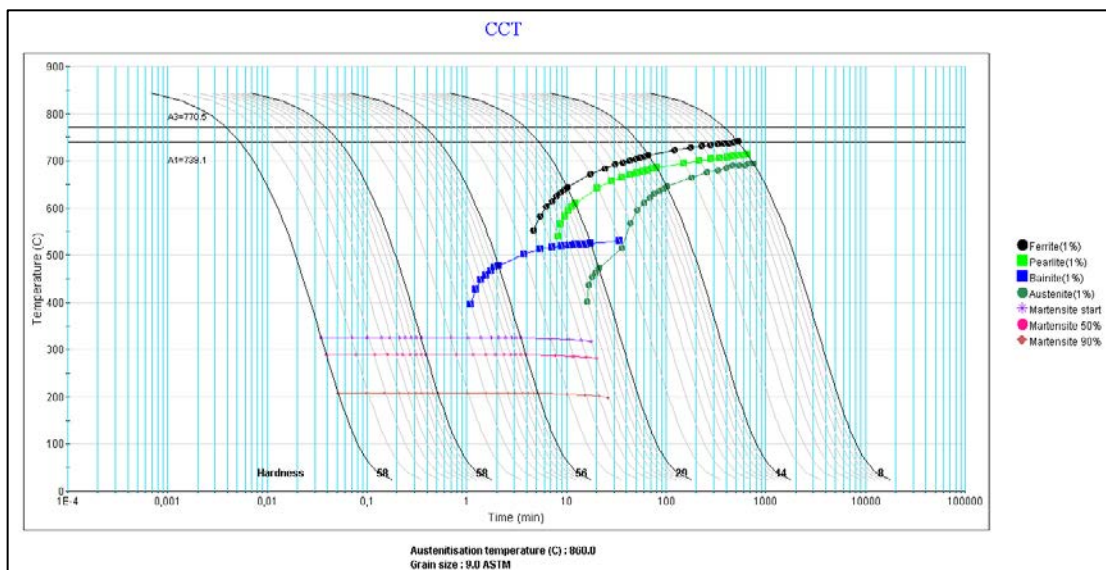


Figure 54 Diagramme TRC avancé de l'acier 42CDS4 utilisé dans mon expérience chez ENOFAM, calcul JMatPro.

Les échantillons ont reçu tous une transformation martensitique en raisons suivantes :

- L'acier a une bonne trempabilité.
- Les échantillons sont moins épais et non massifs.
- Sévérité de milieu de trempé.
- Conditions de chauffage (température et maintien) impliquent une bon austénisation, un léger grossissement de grain d'austénite et donc une bonne stabilité de l'austénite surfusionnée.

6.2.2 Explication des distorsions

La différence de propriétés mécaniques et physique existante entre les différentes phases (austénite, martensite) **Figure 56, Figure 57** engendrent des contraintes momentanées au cours de traitements thermique de trempé, ces contraintes impliquent des déformations et

des distorsions. Et si les déformations sont plastiques alors ces contraintes persistent et devient des contraintes résiduelles.

La transformation *Austénite* → *Martensite* s'accompagne de l'augmentation de volume, dans la **Figure 56** où on remarque une diminution de la densité totale laquelle est en fonction des densités de phases (martensite et austénite) et leurs pourcentages. Ainsi les écarts de propriétés mécaniques entre les phases (martensite et l'austénite), par exemple la limite d'élasticité **Figure 57**, justifie les déformations inhomogènes dans la pièce au cours de refroidissement.

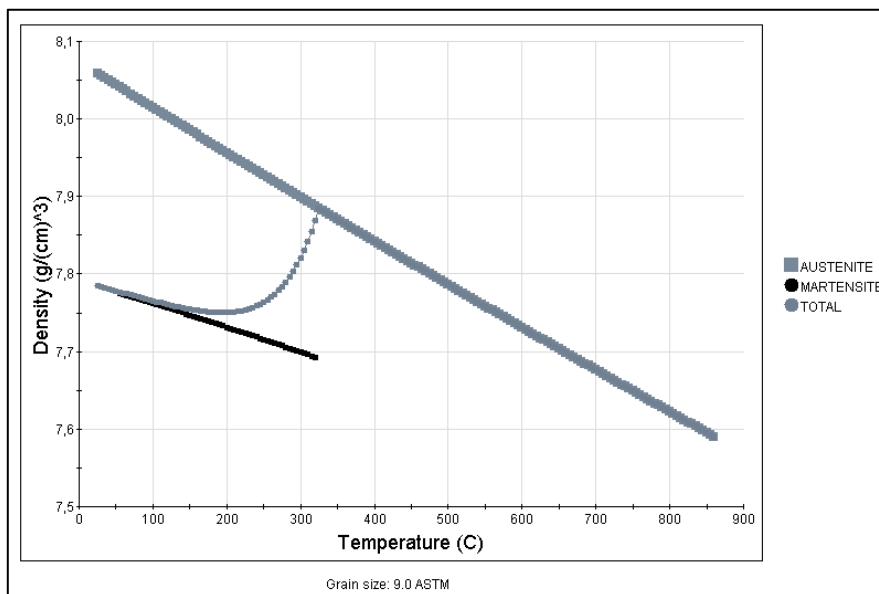


Figure 57 Densité des phases et total en fonction de la température, Calcul JMatPro.

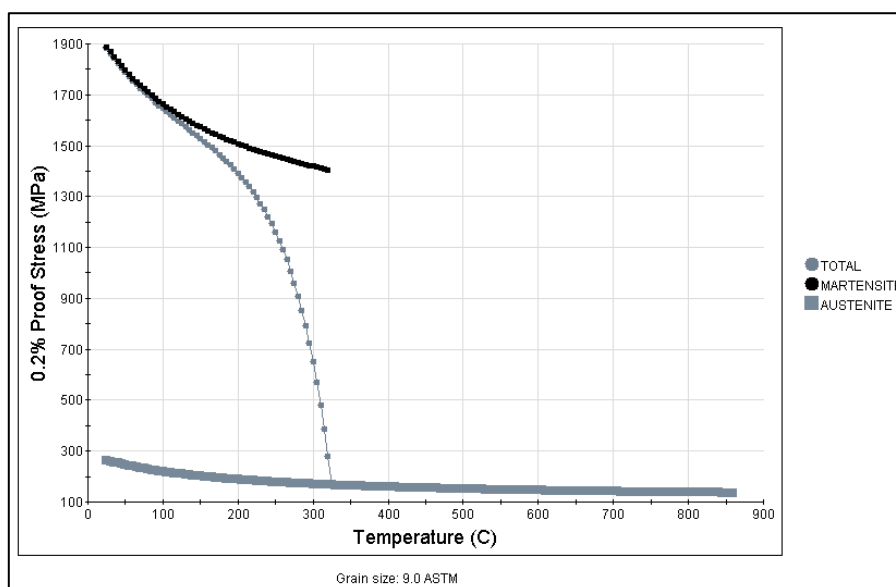


Figure 56 Limite élastique des phases et totale en fonction de la température, Calcul JMatPro.

Pendant la trempe, on distingue deux sources de contraintes, les contraintes thermiques et les contraintes structurales.

Les Contraintes thermiques sont dues aux différences de température existantes entre la surface de la pièce et son cœur. La surface se refroidit plus rapidement que le cœur, et à un

instant donné l'écart de température est maximal (allant jusqu'à 550°C), cela signifie que le volume spécifique du cœur est plus grand que celui de la surface. Et donc la contraction de volume à la surface se trouve empêchée par le cœur.

Ces contraintes thermiques sont proportionnelles à l'écart maximal de température et cela augmente avec le coefficient de dilatation thermique élevé, l'épaisseur importante, et un milieu de trempe intense.

Les *Contraintes structurales* sont dues au fait que la surface atteint les températures au-dessous de M_s avant le cœur, et donc la surface commence la transformation martensitique avant le cœur, le volume à la surface s'étend et les contraintes thermique de tension se neutralisent.

La transformation martensitique au cœur engendre à nouveau l'inversement des signes de contraintes. A la fin de refroidissement les contraintes de tension sont prédominantes à la surface alors que les contraintes de compression sont prédominantes au cœur **Figure 58**.

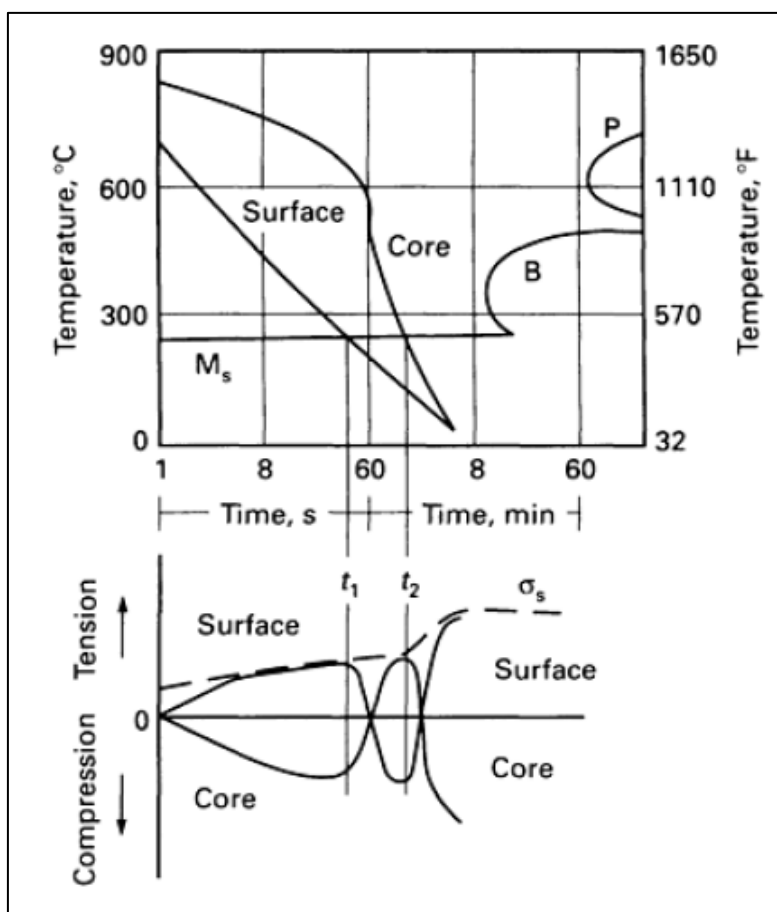


Figure 58 Formation des contraintes résiduelles thermiques et structurales, au cours de la trempe d'une pièce cylindrique

Dans le cas de l'anneau, les extrémités -de fait leurs épaisseurs- se refroidissent plus vite que la partie massive de l'anneau. Au premier stade de l'immersion dans le bac de trempe, des écarts extrêmes de température entre l'extrémité et le cœur se présentent (allant jusqu'à 600°C, **Figure 60**). Et donc l'apparition des contraintes thermiques et structurales simultanément, donc c'est un peu compliqué à décrire le phénomène de changement dimensionnel par les contraintes momentanées. Sinon, en se référant au résultat de **la simulation de** Dasilva¹, les contraintes structurales sont la cause de l'élargissement de

¹ Le résumé se trouve à l'annexe de ce document et l'article est dans la référence bibliographique [9].

Gap width. Et contraintes thermiques entraîne le serrage de l'ouverture de l'anneau pour les aciers inoxydables.

Ainsi on a constaté que ces contraintes ont engendré des fissurations dans tous les anneaux trempés à l'exception de celui trempé dans l'eau de mer **Figure 59**. Donc ces contraintes momentanées ont dépassé la résistance mécanique de matériau.

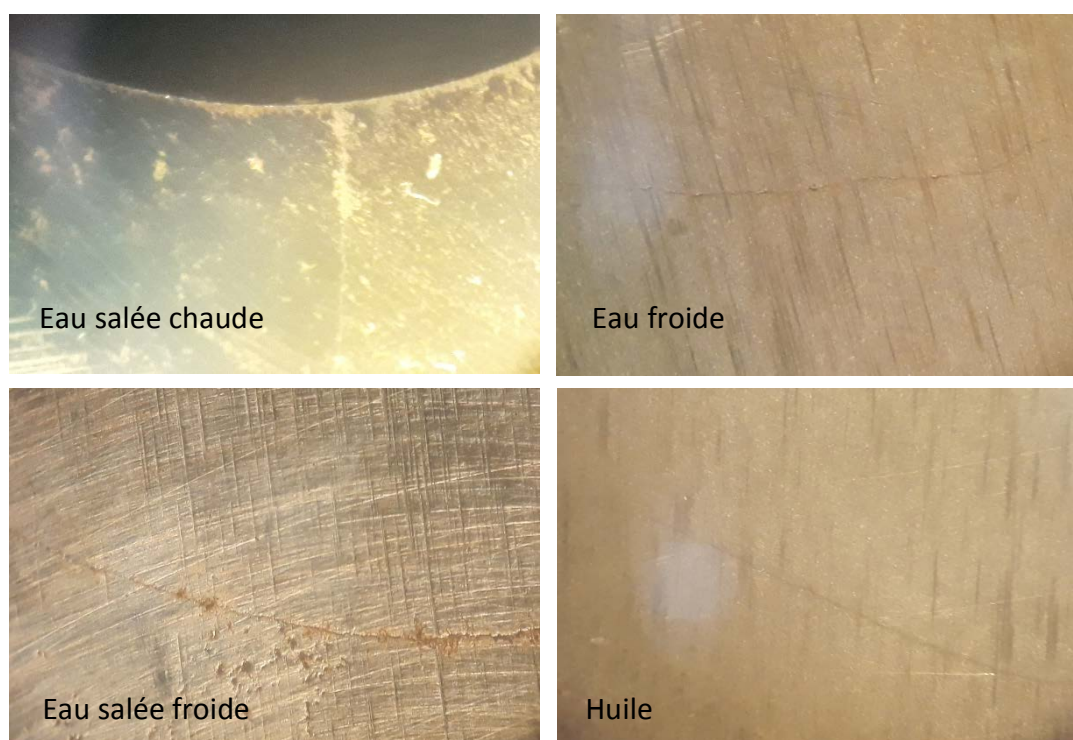


Figure 59 Fissures engendrées de la trempe dans les différents milieux

6.2.3 Eclaircissement sur les valeurs de duretés obtenues

Selon le diagramme TRC (**Figure 55**) la dureté maximale que peut avoir une structure martensitique pour l'acier ayant la composition de **Tableau 4**, est de 58 HRC, cependant les équivalences en HRC des valeurs de dureté (HV_{10}) mesurées **Tableau 10**, indiquent des valeurs très élevées, cela est expliquée la présence de contrainte résiduelle à la surface, cette dernière tolère la charge appliquée pendant l'essai de dureté.

La présence de contraintes résiduelles de compression au tours de pénétrateur au cours de l'essai de dureté empêche la pénétration ce qui peut impliquer l'augmentation de la dureté mesurée. Ainsi la mesure de dureté est affectée par les micro déformation causé par contraintes momentanées. Et donc afin d'avoir les bonnes mesures de dureté il faut supprimer les contraintes résiduelles par un revenu à basse température.

Tableau 10 Equivalence de dureté mesurée en HRC

Echantillon	Equivalente HRC				
	milieu de trempe\Position	1	2	3	4
X	Eau de mer (23 °C)	60.5	64.0	61.3	62.3
Y	Huile (23 °C)	61.2	58.5	61.4	60.4
N	Eau froide (23 °C)	61.4	61.7	65.1	62.3
U	Eau salée froide (23°C)	61.5	62.6	62.9	61.3
H	Eau salée chaude (42 °C)	61.1	61.4	61.8	62.1

6.3 Résultats de certaines expériences

6.3.1 Essais 1²

Neuf échantillons de *Navy C – ring* modifié **Figure 60** fabriqués en un acier allié à haute teneur en carbone ayant la composition chimique 0.95% C, 0.30% Si, 1.20% Mn, 0.50% W, 0.50% Cr et 0.20% V ont été austénitisés pendant 40 minutes à 845 °C ensuite trempés avec une agitation modérée. Trois des échantillons ont été soumis à une trempe dans l'huile conventionnelle à 60 °C, trois ont été trempés pendant 2 minutes dans un bain de sel à 205 °C ensuite laissés refroidir à l'air jusqu'à l'ambiante, et trois ont été trempés pendant 2 minutes dans un bain de sel à 245 °C ensuite laissés refroidir à l'air jusqu'à l'ambiante. Chaque milieu de trempe a été vigoureusement agité. Tous les échantillons ont été revenus à 63 ou 64 HRC avant d'être mesurés pour les changements dimensionnels.

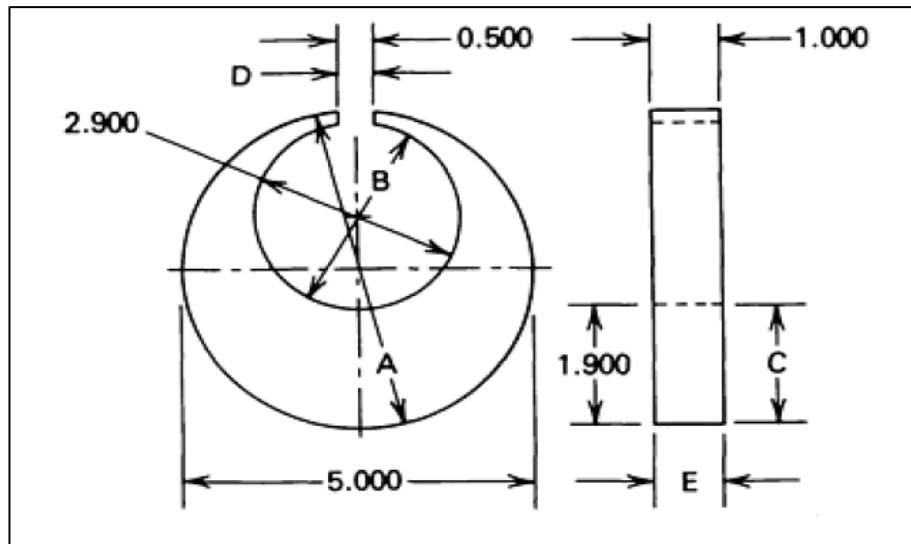


Figure 60 *Navy C – ring* modifiée utilisée pour l'essai 1, L'unité est cm [6]

Selon les résultats de tests indiqués dans le **Tableau 11**, on constate que les échantillons trempés dans de sel fondu présentent moins de distorsions dans toutes les directions.

Tableau 11 Résultats de changement dimensionnel de l'essai 1.

milieu de trempe	Changements dimensionnels en "mm"				
	A	B	C	D	E
Huile conventionnelle à 60 °C	0.210	0.240	0.200	0.610	0.075
Bain de sel à 205°C	0.137	0.150	0.130	0	0.025
Bain de sel à 245°C	non remarquable				

D'après les diagrammes TTT **Figure 61** et CCT **Figure 62** calculés à l'aide de logiciel *JMatPro* on constate les points suivants :

- Le matériau utilisé dans cet essai est un acier eutectoïde puisqu'au cours de refroidissement (lent ou rapide) l'austénite ne se décompose ni en ferrite proeutectoïde ni en cémentite primaire. Ainsi cela est dû à la concentration de carbone dans l'acier laquelle est de 0.95%.
- L'acier a une trempabilité modérée voire bonne, puisqu'il peut subir une transformation martensitique à des vitesses de refroidissements faibles. La vitesse

² Résultats d'essai se trouve dans la page 343 de la référence [6].

critique de trempe est environ $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$, donc elle est vraiment faible comparant à celle des aciers au carbone laquelle est de l'ordre de $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

- La trempabilité est augmenté à cause de la stabilité de l'austénite surfusionnée laquelle est améliorée par les éléments d'additions tel que le Cr , V , Mn , W et surtout le carbone, ainsi par la température d'austénisation élevée qui est 845°C , alors que la température correspond à la transformation *eutectoïde* est environ 750°C . La température 845°C et le maintien de 40 min permettent une bonne homogénéisation, et également, une bonne dissolution des éléments d'additions dans l'austénite.
- Le début de la formation de la martensite (le point M_s) correspond à la température environ 140°C et Martensite à 50% (M_{50}) est environ à 98°C .

Ces points, et autres qu'on va citer à la suite, nous permettent de comprendre pourquoi les deux trempes interrompues ont données moins de distorsions.

Premièrement, ce type de trempe a plusieurs appellations soient trempe étagée ou trempe interrompue. En anglais on l'appelle *Martempering* ou *Marquenching*.

Le maintien dans le bain de sel fondu à la température de 205°C ou 245°C , qui sont les deux au-dessus de points M_s , pendant 2 min permet une égalisation appréciable de la température dans toute la pièce, sans avoir de transformation de l'austénite en aucune autre phase. Ainsi au cours de refroidissement dans ce genre de bain, les écarts de la température entre le cœur et la surface de la pièce sont faibles. Cependant pour la trempe à huile, les écarts de température entre les différentes zones sont forts, et donc les contraintes thermiques seront plus importantes dans le cas de la trempe à huile que dans le cas de la trempe interrompue.

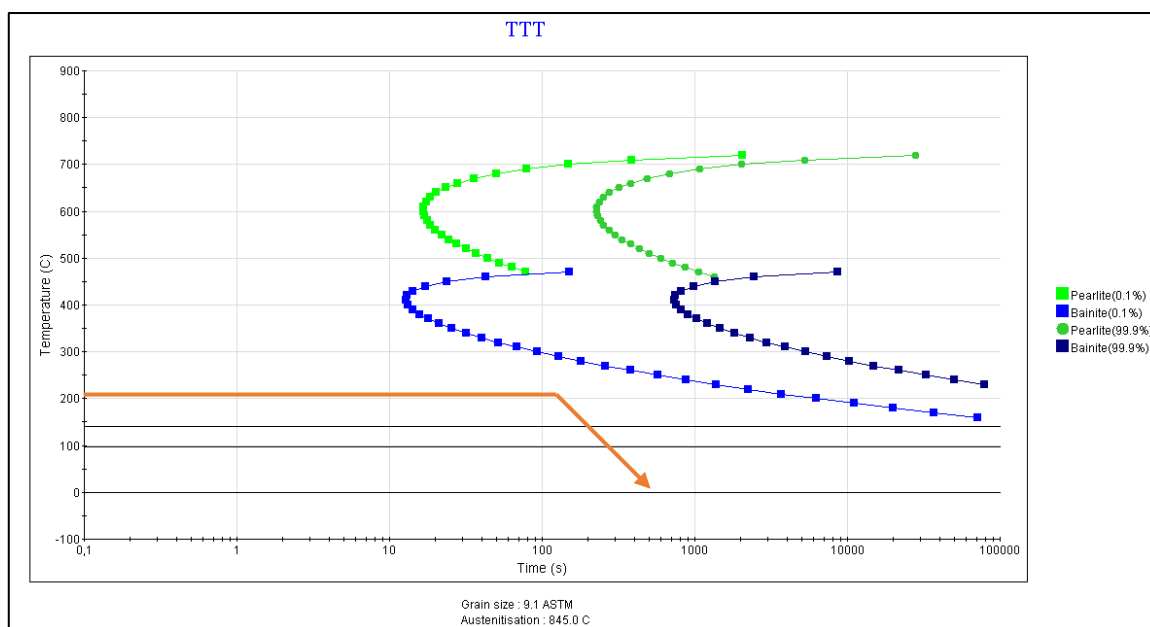


Figure 61 Diagramme TTT de l'acier utilisé pour l'essai 1 de composition chimique 0.95% C, 0.30% Si, 1.20% Mn, 0.50% W, 0.50% Cr et 0.20% V, obtenu par JMatPro. La ligne orange montre la trempe interrompue

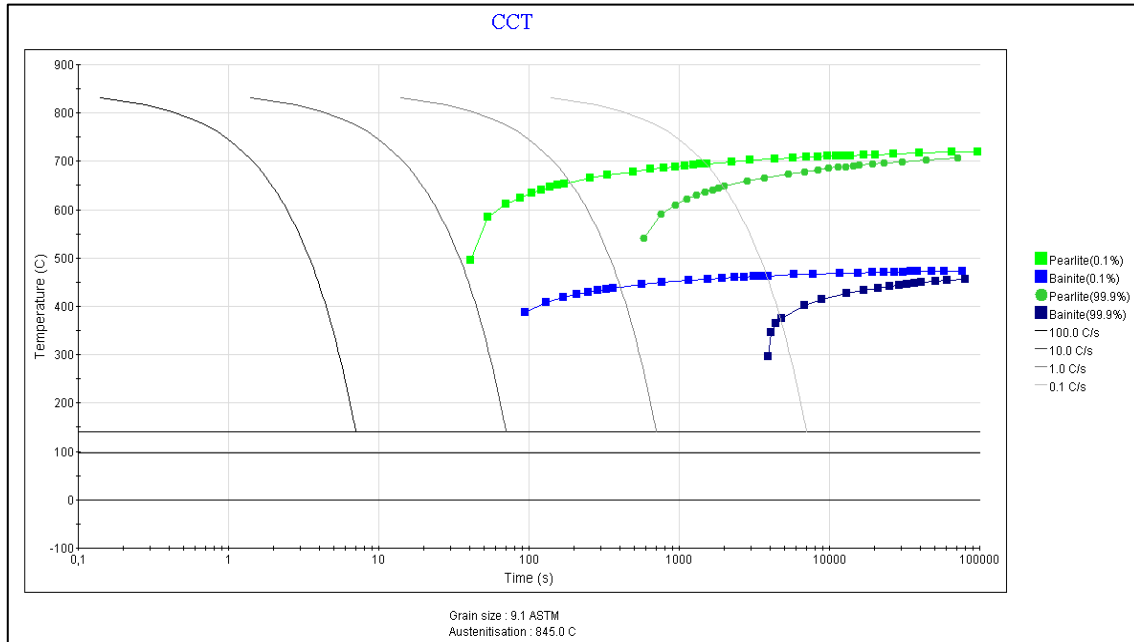


Figure 62 Diagramme TRC de l'acier utilisé pour l'essai 1, calcul JMatPro

Les images de la **Figure 63** et la **Figure 64** sont tirées d'une simulation à l'aide de logiciel *SolidWorks*. Les paramètres d'entrés (coefficient de transfert de chaleur par convection) sont pris en valeurs effectives trouvées dans des tables soient $2000 \text{ w/m}^2 \cdot K$ pour le bain de sel fondu, $200 \text{ w/m}^2 \cdot K$ pour l'air après la sortie de bain de sel fondu, et $5000 \text{ w/m}^2 \cdot K$ dans le cas de huile³. A partir de ces images on peut avoir les interprétations suivantes :

Concernant la trempe à huile 60°C , dès les premiers secondes on a de grands écarts de température entre les différentes zones de l'anneau ($\sim 700^\circ\text{C}$ dans le coeur et ~ 100 aux extrémités de l'ouvertures aux premières secondes). Sur la première image **Figure 63** « 2s » on remarque que les extrémités de l'ouverture sont déjà aux températures inférieures à M_s donc elles commencent à se transformer en martensite. L'image de la 7^{ème} seconde illustre aussi la différence de température entre la surface et le coeur de l'anneau, dans ce cas encore on a transformation martensitique dans la surface avant le coeur. Et donc, dans la trempe à huile en plus les contraintes thermiques, on a les contraintes de phases ou qu'on appelle aussi contraintes structurales.

Dans le cas de la trempe interrompue, **Figure 64**, les écarts de température sont faibles ($\sim 750^\circ\text{C}$ à l'intérieur et $\sim 450^\circ\text{C}$ aux extrémités de l'ouverture aux premières secondes), donc les contraintes thermiques momentanées sont faibles, ainsi après les *deux minutes* de maintien dans le bain de sel fondu, toutes les zones de l'anneau s'égalisent en température (205°C ou 245°C) et, en se référant au diagramme TTT, aucune transformation de l'austénite se déclenche et donc on a l'absence de contraintes structurales dans cette étape de trempe interrompue.

La seconde étape de la trempe interrompue, correspondante au refroidissement à l'air, presque toutes les zones vont avoir la transformation en même temps et donc contraintes structurales faibles.

³ Les valeurs de coefficient de transfert de chaleur sont tirées de la référence [4]

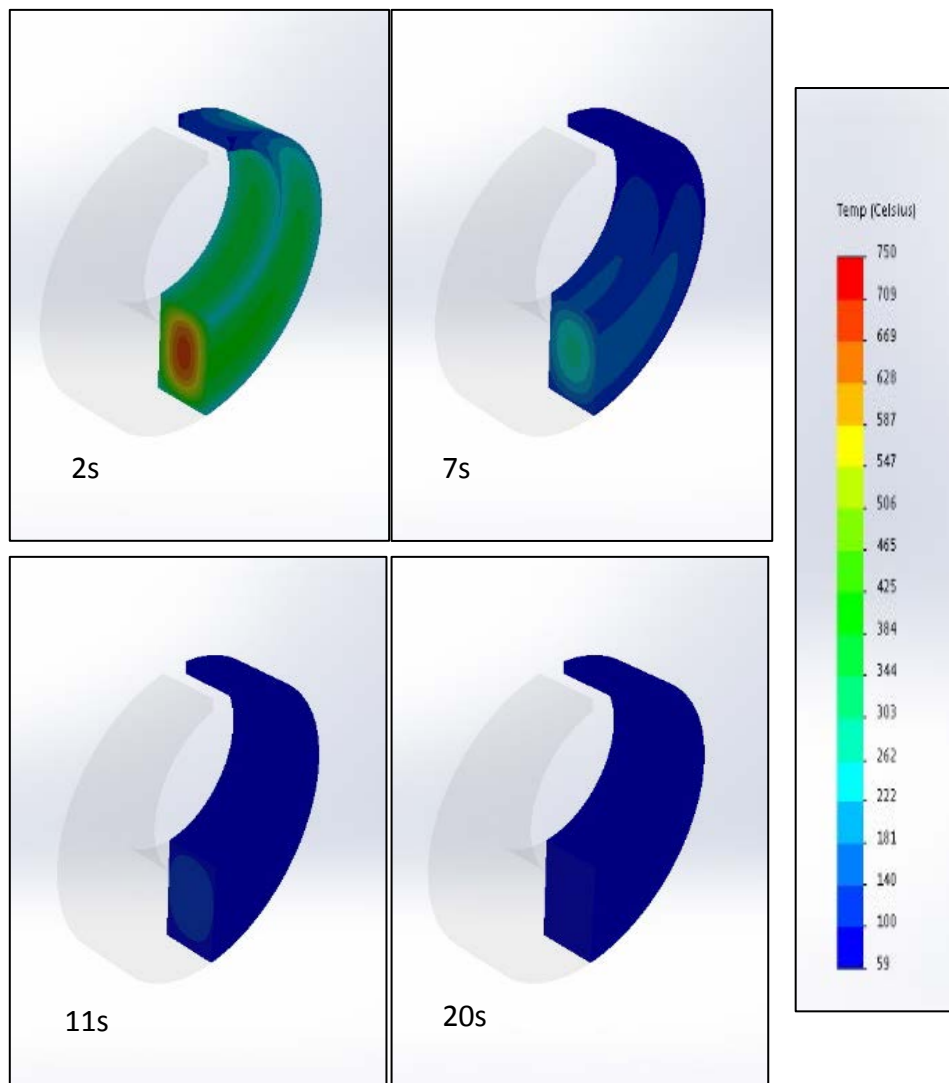


Figure 63 Profil de température au cours de la trempe à huile 60°C à instants 2s, 7s, 11s et 20s. Simulation SolidWorks.

La formation de martensite se produit de manière assez uniforme dans toute la pièce pendant le refroidissement ultérieur, c'est-à-dire à la sortie de bain de sel fondu et laissé refroidir à l'air jusqu'à la température ambiante, ce qui évite la formation de quantités excessives de contraintes résiduelles dues aux différences des propriétés physiques et mécaniques des phases. Les figures ci-dessous montrent certaines de ces propriétés de la phase austénitique et martensitique en fonction de la température.

On en conclut que la trempe interrompue « *martempering* ou également *marquenching* » d'un acier consiste à tremper à partir de la température d'austénitisation dans un milieu fluide chaud (huile chaude, sel fondu, métal fondu) à une température généralement supérieure au point M_s , maintenir dans ce milieu jusqu'à ce que la température soit sensiblement uniforme dans toute la pièce, ensuite un refroidissement à un rythme modéré (généralement à l'air) pour éviter de grandes différences de température entre l'extérieur et le centre de la pièce. Et cela permettra de minimiser les distorsions, la fissuration et les contraintes résiduelles. Ainsi la microstructure est martensite non revenue et fragile. La **Figure 65** montre la différence entre la trempe conventionnelle et la trempe interrompue.

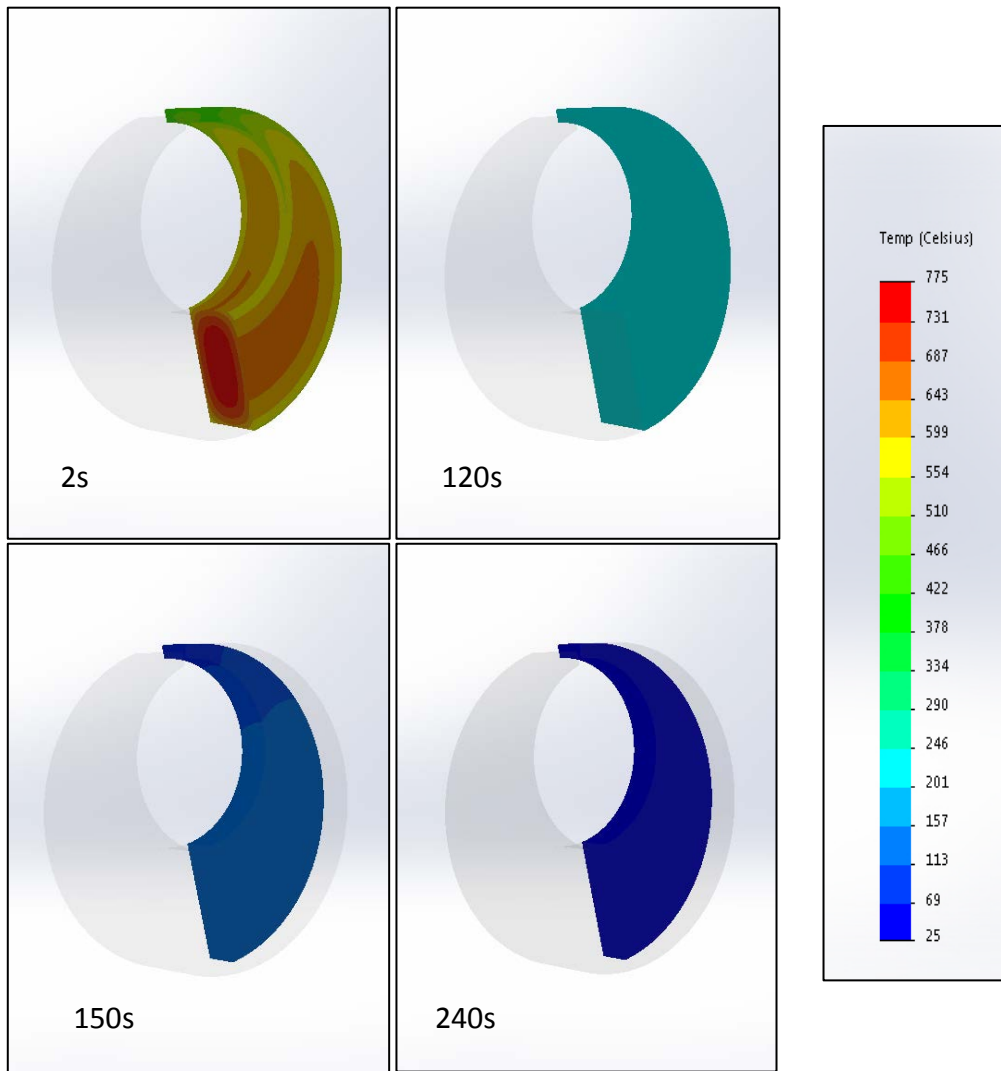


Figure 64 Profil de température au cours de la trempe interrompue à 245°C à instants 2s, 120s, 150s et 240s. Simulation SolidWorks.

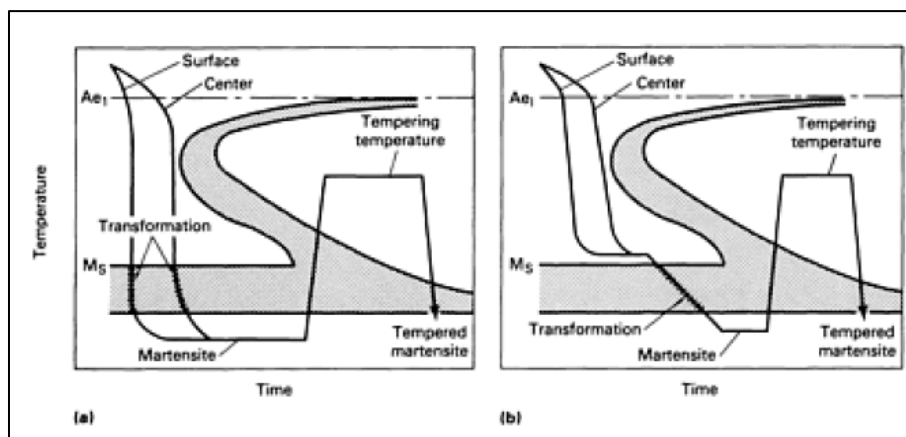


Figure 65 différences entre la trempe conventionnelle et la trempe interrompue [6].

6.3.2 Essais 2⁴

Dans un laboratoire, on a utilisé un échantillon *Navy C – ring* modifiée **Figure 66** en acier au carbone AISI 1085, ayant la composition chimique cité dans le **Tableau 12**, pour comparer la distorsion résultant de la trempe dans l'eau, l'huile conventionnelle et dans l'huile rapide.

Tableau 12 Composition chimique de l'acier utilisé pour l'essai 2.

AISI 1085				
Elément	C	Mn	S	P
% en poids	0.8 – 0.93	0.70 – 1.00	Max 0.05	Max 0.05

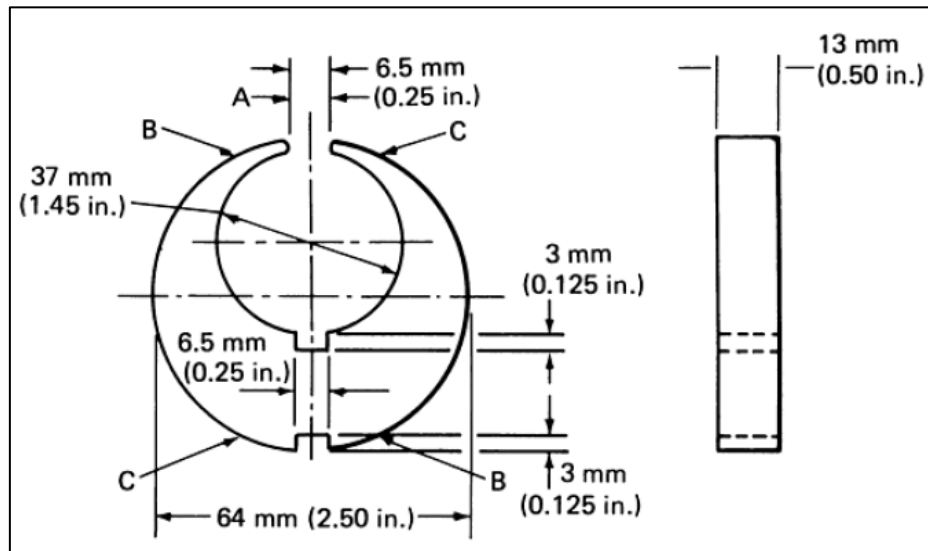


Figure 66 Navy C – ring modifiée utilisée pour l'essai 2 [4]

Tableau 13 Résultats moyens de l'essai 2.

Milieu de trempe	Dureté HRC			Changements dimensionnels en "mm"		
	max	min	Δ HRC	Gap width A	Diamètre B	Diamètre C
Eau	67.0	63.0	4.0	0.3404	0.2591	0.2946
Huile rapide	66.0	63.0	3.0	0.0533	0.0813	0.0610
Huile conventionnelle	65.5	43.0	22.5	0.0559	0.0965	0.0965

Les résultats moyens de distorsion et de dureté présentés dans le **Tableau 13** indiquent que l'huile rapide a produit une distorsion légèrement inférieure à celle de l'huile conventionnelle tout en fournissant des valeurs de dureté comparables à celles obtenues lors de la trempe à l'eau.

Les diagrammes TTT et TRC calculés à l'aide logiciel *JMatPro* permet de constater les points suivants :

- L'acier AISI 1085 est un acier eutectoïde donne la perlite uniquement pour les refroidissement lent.
- La trempabilité de l'acier est faible puisque la vitesse critique de trempe est élevée et elle est environ 100°C/s. Cette faible trempabilité est due à l'absence des éléments d'alliages stabilisant l'austénite surfusionnée.
- La température de début de formation de la martensite M_s est environ 195°C et le point $M_{50\%}$ est environ 155°C. Ainsi on remarque que le point donnant 90% de

⁴ Résultats de l'essai se trouve dans la page 243 de la référence [4].

martensite est au-dessus de 0°C et, en cours, au-dessus de l'ambiante ($M_{90\%} = 62^{\circ}\text{C}$). Cela implique la possibilité d'avoir une structure totalement martensitique même si en trempant dans des milieux chauds par exemple huile chaude ou bain de sel fondu.

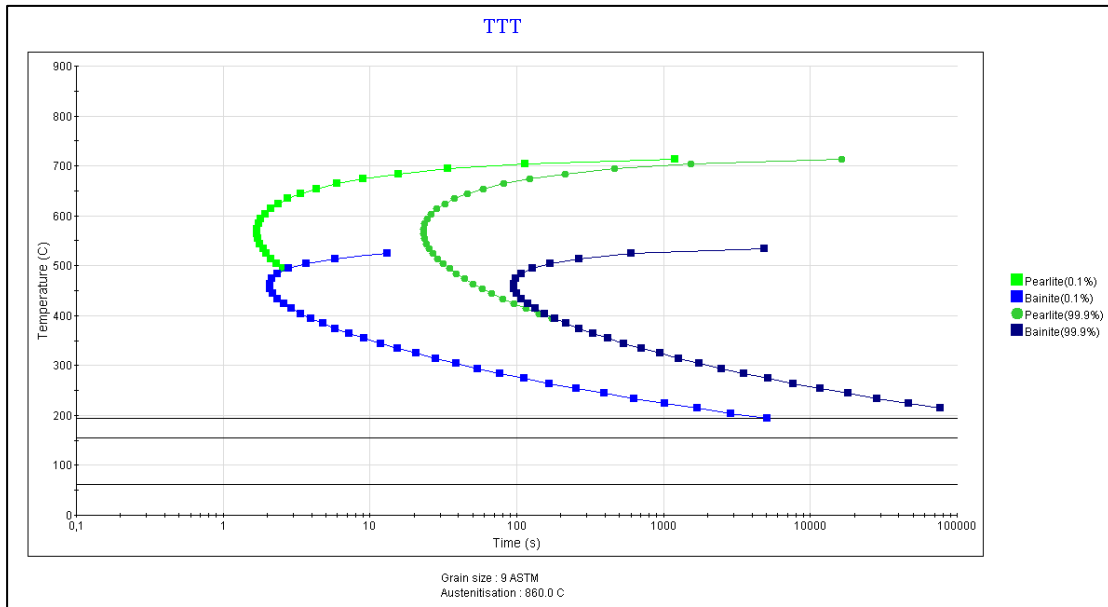


Figure 67 Diagramme TTT de l'acier utilisé pour l'essai 2 a la nuance AISI 1085 obtenu par JMatPro.

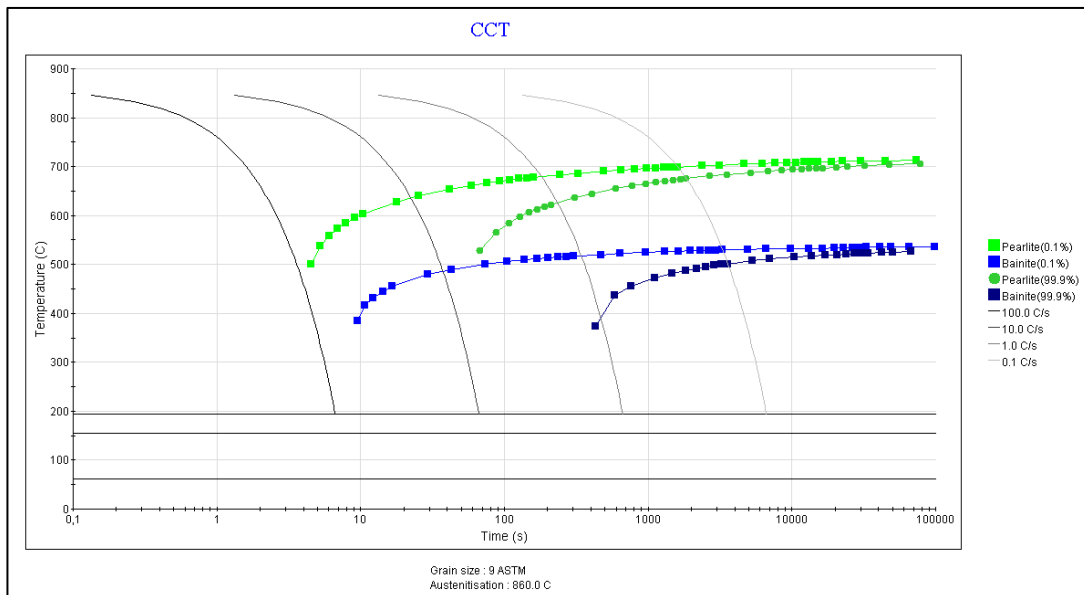


Figure 68 Diagramme TRC de l'acier utilisé pour l'essai 2 a la nuance AISI 1085 obtenu par JMatPro.

A partir ces points et à partir la section de la recherche bibliographique « milieu de tremp » on peut avoir la discussion suivante :

Toutes les pièces trempées ont reçu une structure martensitique, qu'elle se soit totale ou partielle. Dans le cas de la trempé dans l'eau et dans huile rapide la structure peut être totalement martensitique puisque la dureté minimum est de 63 HRC , et l'ordre de dureté d'une martensite riche en carbone est de 60 HRC . Cependant la trempé dans l'huile

conventionnelle, la structure ne peut pas être totalement martensitique de fait qu'on a reçu des duretés minimums (à cœur) de 43 HRC. Et une telle valeur ne peut pas être correspondante à une martensite riche en carbone (En se référant à la **Figure 16 Dureté de la martensite en fonction de la teneur en carbone 1 - Acier au carbone 2 – Acier allié**).

La trempe dans l'eau a provoqué les plus fortes distorsions de fait qu'elle est une trempe sévère, et le taux d'extraction de la chaleur est élevé ce qui entraîne une perte de chaleur rapide, et un gradient de température important entre les différentes régions de l'anneau également entre la surface extérieure et le cœur. Ainsi la vitesse de refroidissement rapide persiste aux températures basses correspondantes à la gamme de la transformation martensitique surtout. Ces conditions aggravent les problèmes de contrainte résiduelle, de distorsion et de fissuration.

Explication :

Les gradients thermiques élevés créent des contraintes thermiques importantes, car les régions les plus froides de l'anneau ont la tendance à se contracter mais elles sont retenues par les parties les plus chaudes. À des températures supérieures à la température de M_s , l'acier est assez ductile et les contraintes peuvent entraîner des déformations plastiques dans certaines régions de la pièce. Cependant, lorsque de la martensite se forme, à la température M_s et en dessous, la capacité du métal à se déformer est limitée en raison de la faible ductilité de la martensite. De plus, il y a une expansion volumétrique associée à la formation de martensite qui induit une contrainte supplémentaire.

La trempe dans l'huile conventionnelle a entraîné une hétérogénéité dans la structure puisque les duretés mesurées dans différentes zones de l'anneau présentent des écarts remarquables : un ΔHRC de 22.5 dans l'huile conventionnelle est 5 à 7 fois plus grand que celui révélé dans le cas de la trempe dans l'eau ou dans l'huile rapide. Cette hétérogénéité est probablement due au fait que le stade de vapeur soit étendu sur la surface extérieure ou encore la faible vitesse de refroidissement au stade « C » ce qui peut produire une dureté inégale.

Dans le cas de la trempe à huile rapide on a pu avoir une distribution de dureté pareille à celle obtenue pour la trempe dans l'eau de fait que les huiles rapides présentent des vitesses de trempe modérément rapide dans la plage de caléfaction et d'ébullition. Ainsi l'ajout de certains additifs spéciaux permet d'obtenir des vitesses de refroidissement plus rapides au stade C, ce qui se traduit par des effets de durcissement à cœur légèrement meilleurs.

Les huiles de trempe lentes et classiques ou encore conventionnelle contiennent parfois des antioxydants mais sont exemptes d'additifs susceptibles d'accélérer leurs effets de trempe. La viscosité typique est élevée par rapport à celle des huiles rapides. D'où elles –huiles conventionnelles- présentent des temps longs pour la période de caléfaction et de faible vitesse au stade « B » et « C » **Figure 69**. Cependant les huiles rapides présentent des vitesses modérément élevées au stade « B » et donc elles ont une sévérité élevée par rapport aux huiles conventionnelles, ce qui justifié les valeurs de duretés obtenues comparables à celle de la trempe dans l'eau

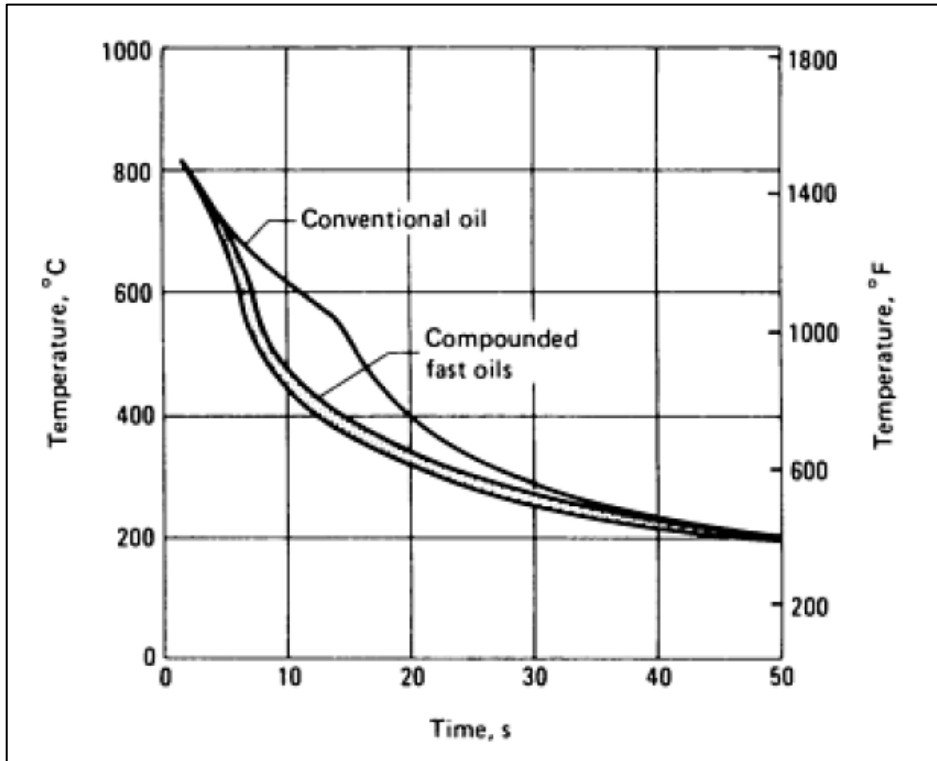


Figure 69 courbe de refroidissement d'un centre d'un barreau cylindrique $D = 13\text{mm}$ et $H = 64\text{mm}$, en acier inoxydable austénitique, au cours de trempe dans huile conventionnelle et huile rapide (les deux huiles à 52°C) [4].

Conclusion générale

Le traitement thermique dans les processus de fabrication mécanique est une phase de finition à laquelle la pièce reçoit ses propriétés mécaniques finales avant la mise en service. Cependant on a remarqué dans plusieurs cas que des changements dimensionnels et des distorsions accompagnent le procédé de trempe ce qui demande un usinage de rectification et cela est difficile à réaliser pour une pièce durcie. Dans des cas extrêmes la trempe -à cause du choc thermique- conduit à des fissures et des tapures irréparables dans les pièces trempées, ce qui mène au rejet de celles-ci et donc de grosses pertes économiques.

Le processus de trempe est régi par plusieurs facteurs à savoir : le matériau à traiter et ses caractéristiques initiales, la manière de trempe, le milieu de trempe, les conditions de chauffage, les dimensions et la géométrie de la pièce.

Dans ce document on a présenté l'effet de certains milieux de trempe sur le durcissement, les microstructures obtenues, et les distorsions d'un acier faiblement allié *AISI 4140/EN 42CrMoS4*. Les échantillons utilisés sont en forme d'un « C » (*Navy C – ring*). Ainsi, cette forme peut nous fournir des informations sur les distorsions et les changements dimensionnels que peut apporter le durcissement à la pièce en fonction des conditions de trempe.

Cela nous permet d'avoir plusieurs résultats à savoir l'effet du milieu de trempe sur l'uniformité de la dureté, les distorsions, et la microstructure. Aussi on peut exploiter les résultats en les comparant à des simulations et des calculs faits par des logiciels pour expliquer la cause des distorsions et avoir une idée sur l'effet de contraintes résiduelles sur l'essai de dureté. En outre, on a présenté et interprété des résultats de certains essais trouvés dans la littérature.

D'une façon industrielle et d'après les résultats on peut conclure en citant les points suivants :

- L'acier *AISI 4140/ EU 42CrMoS4* a une bonne trempabilité. Donc des milieux moins sévères peuvent impliquer l'obtention d'une structure totalement martensitique en minimisant les contraintes thermiques.
- Les milieux utilisés ne sont pas convenables pour la trempe des petites pièces en acier *AISI 4140/ EU 42CrMoS4* puisque des fissures ont été observées sur les pièces trempés dans ces milieux.
- L'huile usée implique un faible durcissement, avec une uniformité moyenne, et de faibles distorsions, avec un risque de fissuration.
- L'eau salée à 7% *NaCl* (froide ou chaude) implique un durcissement homogène.
- L'eau de mer implique moins de distorsions mais un durcissement inhomogène.
- Le chauffage du milieu de trempe a pour but de minimiser les contraintes thermiques.
- La trempe interrompue dans les bains de sel fondu est l'une des meilleures manières de durcissement des petites pièces en mécanique de précision, mais elle demande beaucoup d'expertise, et économiquement vaut beaucoup d'argent, et d'énergie.
- Les huiles rapides impliquent de bon durcissement et moins de distorsions et peuvent être acceptable économiquement, mais c'est difficile d'avoir la recette pour leur préparation, puisque les additifs à ajouter sont brevetés.
- Avant la mesurer de la dureté d'une pièce trempée il faut un procédé de revenu (même à basse température) pour supprimer les contraintes résiduelles, ainsi qu'un bon polissage.

D'une façon pédagogique, et d'après l'interprétation des résultats on peut conclure les points suivants :

- Les contraintes momentanées thermiques ou structurales sont responsables des changements dimensionnels au cours des procédés de trempe.
- Les contraintes résiduelles de compressions autour de pénétrateur de l'essai de dureté altèrent les valeurs de dureté en l'augmentant.
- Les logiciels de calculs tel que *JMatPro* permet d'offrir divers informations à savoir les diagrammes TTT et TRC, propriétés mécaniques et physiques de phases, etc. Ces informations peuvent être exploitées pour faire des essais expérimentaux ou exportées à d'autres logiciels pour faire diverses simulations.
- Les contraintes résiduelles de traction sont plus dangereuses car elles s'ajoutent aux contraintes de service ce qui fait diminuer la résistance à la fatigue du matériau, ainsi que sa durée de vie.
- La formation de la martensite a un effet important dans les distorsions des pièces trempées. La distorsion se produit pendant les premières étapes du processus de trempe.
- Une trempe rapide à une température juste au-dessus de la température M_s , suivie d'un refroidissement lent dans la gamme de la formation de la martensite, minimise les distorsions. Ainsi des taux uniformes d'évacuation de la chaleur par unité de surface tendent également à minimiser les distorsions.
- La simulation peut prendre en compte divers milieux de trempe (grâce à leurs caractéristiques d'extraction de la chaleur), ce qui permet de prévoir les distorsions de trempe et de les inclure dans les étapes de conception et de fabrication.

En général, les agents de trempe doivent être choisis de manière à fournir des taux de refroidissement capables de produire la microstructure acceptable dans les épaisseurs de section qui nous intéressent. Toutefois, il n'est pas souhaitable d'utiliser des agents de trempe ayant des taux d'évacuation de chaleur excessivement élevés si on veut réduire au minimum la distorsion et la fissuration. Les milieux intenses (ayant de coefficients de transfert de chaleur élevés) entraînent une perte de chaleur rapide et des gradients de température élevés entre les sections épaisses et les sections minces. Ces conditions aggravent les problèmes de contrainte résiduelle, de distorsion et de fissuration.

Dans certaines limites les distorsions causées par les traitements thermiques peuvent être contrôlées et/ou évitées grâce à une sélection appropriée des supports et de manière de trempe, mais dans certaines circonstances, cela peut être impossible. Et donc on a recours à faire plusieurs expériences en utilisant la forme *Navy C – ring*, et en variant les conditions de trempe à savoir les caractéristiques du milieu trempant (composition, température), la manière de trempe (avec ou agitation, interrompue ou non).

En fin, en vue de perspective les résultats de ce travail peuvent être utiles aux industries impliquant le procédé de trempe dans leurs processus. Ainsi on peut suivre la méthodologie employée afin de faire le bon choix de leurs supports de traitements thermiques.

Bibliographie

- [1] L. LAKHTINE, *Métallographie et traitements thermique des métaux*, MOSCOU: Editions de MOSCOU, 1986.
- [2] G. MURRY, «Transformation dans les aciers,» *Tech.Ing*, 2008.
- [3] B. THOMAS et J. H. SCHMITT, «Durcissement des aciers,» *Tech. Ing*, 2008.
- [4] E. Charles, E. T. George et R. L.Brennan, «Quenching of steet,» *ASM Handbook*, vol. 4, pp. 160-290, 1991.
- [5] W. Michael et H. Mandar, «Tempering of steel,» *ASM Handbook*, vol. 4, pp. 291-324, 1991.
- [6] W. Herb et L. J. W. James, «Martempering of Steel,» *ASM Handbook*, vol. 4, pp. 324-367, 1991.
- [7] R. Guthrie et J.J. Jonas, «Steel Processing Technology,» *ASM Handbook*, vol. 4, pp. 300-310, 1991.
- [8] L. H. P. Zordão, «Quenching power of aqueous salt solution,» *International Journal of Heat and Mass Transfer*, ELSEVIER, pp. 807-818, 2019.
- [9] A. d. Silva, «Distortion in quenching an AISI 4140 C-ring – Predictions and experiments,» *Materials and Design*, ELSEVIER, pp. 55-61, 2012.
- [10] P. Fu, R. Chu, Z. Xu et G. Ding, «Relation of hardness with FWHM and residual stress of,» *Applied Surface Science*, p. 136, 2017.
- [11] E. Torsten, «Principles of Heat Treating of Steels,» *ASM Handbook*, vol. 4, pp. 14-41, 1991.
- [12] D. H. Herring, «The Navy C Ring Test – A Practical Tool for the Heat treatment,» *Industrial heating*, 2016.
- [13] F. Chaudemanche, Réalisateur, *Le dire c'est bien le fer c'est mieux - C'est pas sorcier*. [Emission]. France: RIFF International Production, 1995.
- [14] M. H. D. Edition, «Engineering Data for Metals and Alloys,» *ASM Handbook*, 1998.