

UNIVERSITE DE SAAD DAHLEB DE BLIDA

Faculté des sciences de l'ingénieur

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : science des matériaux

Thème

**AMELIORATION DE LA LONGEVITE ET DU COMPORTEMENT
MECANIQUE D'UN ACIER A OUTIL POUR
TRAVAIL A FROID**

Par

HABIRECHE Mohamed

Devant le jury composé de :

M.HADJI.	Professeur, U. de Blida	Président
T.SAHRAOUI.	Maître De Conférence, U. Blida	Examineur
S.BOUTARFAYA.	Maître De Recherche, Comena, Draria	Examineur
H.MOUSSAOUI	Responsable, SFMO MOUSSAOUI	Invité
N.E. BACHA.	Professeur, U. de Blida	Rapporteur

Blida, 2009

RESUME

Les aciers à outils de travail à froid utilisés dans notre étude sont obtenus par forgeage et laminage. Ils sont traités de manière à leur conférer une grande dureté ainsi qu'une bonne ténacité, en l'occurrence une bonne tenue à l'usure en cours d'emploi.

L'objectif de ce travail est d'améliorer la durée de vie des lames de cisaille de l'entreprise SFMO MOUSSAOUI. Celle-ci utilisait jusqu'ici un acier à outils Z200C12.

L'arrête de coupe est soumise à des conditions mécaniques sévères. Un tel milieu et les conditions de coupe (fréquence, nature, et niveau de coupe) introduisent un endommagement précoce de l'outil. Cela se traduit essentiellement par un écaillage et effritement de la partie tranchante.

Afin d'améliorer la durabilité de ces lames, différentes actions ont été adoptées :

- analyse et établissement des conditions optimales de traitements thermiques pour le matériau employé Z200C12 aboutissant à des conditions d'emplois adéquates.
- emploi d'un revêtement en nitrure de titane par déposition PVD pour le matériau employé Z200C12.
- choix d'un matériau de substitution donnant les meilleures caractéristiques techniques et conditions économiques.

Sur cette base, différentes procédures et techniques expérimentales ont été utilisées : analyse microstructurale, mécanique et RX.

Les résultats obtenus ont montré que :

- le second revenu employé a joué un rôle déterminant sur la longévité de l'acier à 12 % de Chrome.
- pour une résistance à l'usure voisine de celle des aciers Z200C12, l'acier de substitution Z160CDV12 de même teneur en chrome et à bas concentration en carbone possède une meilleure résistance aux chocs, tout en gardant une dureté appréciable, permet d'offrir des lames dont la durée de vie est beaucoup meilleure. En outre il convient très bien aux travaux de découpage sévères.

Abstract

The cold work steel used in our study are obtained by forging and rolling. They are treated so as to confer on the material a great hardness, good tenacity as well as a good address during the use.

Our main interest is to make the blades manufactured by the company “SFMO” which use mainly Z200C12 steel tool of a good quality and adequate to the working conditions to which it is attributed. .

The tool is submitted to hard mechanical conditions during the cutting, these conditions of work (frequency, nature and level of cutting) cause damages for the tool, crumbling and flack of the cutting part are the most frequent result.

To improve the sustainability of these blades; different actions have been adopted:

- Analysis and establishment of optimal thermal conditions of treatment for the used material Z200C12 reaching adequate conditions of use.
- Use of the covering in Titane Nitruire by deposition PVD for material used Z200C12.
- To choose the substituted material that gives the best technical characteristic and economic conditions.

Based on this, various procedures and experimental techniques were used: mechanical and microstructural analysis, and RX.

The consequences that resulted are:

- The second tempering has a great impact on the life of the steel 12% of chrome.
- To wear well to the usury that is equivalent to the steel Z200C12, the steel Z160CDV12 of the same content on chrome and a low concentration in carbon has a good wear to the shock, at the same time it keep well the hardness thus the life of the blades will be more important, it can be also used in hard cutting.

ملخص

فولاذ العدد للتشغيل على البارد المستعمل في دراستنا ، متحصل عليه عن طريق الحدادة على الساخن و

الدرفلة .

و قد عولج بطريقة تعطيه صلادة أكبر، ومثانة أحسن، إذا أحسن مقاومة لعوامل التلف عند استعماله. مجال اهتمامنا هو تحسين مدة دوام شفرات قص المعادن لمؤسسة SFMO ، هذه الأخيرة تستعمل إلى اليوم فولاذ العدد Z200C12.

إن شفرة القطع خاضعة لعوامل ميكانيكية قاسية، مع هذا وبموازاة مع ظروف القص (التردد، طبيعة، مستوى القص) كلها تؤدي إلى التلف المبكر للشفرات المتمثل في التقشير.

و من أجل تحسين مدة دوام الشفرات تبيننا ثلاثة محاور:

المحور الأول: اختيار المعالجة الحرارية الملائمة للفولاذ المستعمل Z200C12 .

المحور الثاني: وضع تلبيس TIN عن طريق PVD للفولاذ Z200C12 .

المحور الثالث: اختيار فولاذ استبدال الذي يعطينا أفضل الخصائص التقنية والاقتصادية

وفي هذا الصدد ، طبقت مختلف الطرق و التقنيات التجريبية منها : البنية الميكروسكوبية ، الاختبار

الميكانيكي ، الصور الميكروغرافية.

أظهرت النتائج المتحصل عليها أن :

- المراجعة الحرارية الثانية المطبقة قد لعبت دور حاسم في تمديد عمر شفرات فولاذ ذو تركيز 12%كروم.
- مع مقاومة حك قريبة من فولاذ Z200C12 ، فولاذ الاستبدال Z160CDV12 ذو نفس تركيز الكروم مع محتوى من الكربون أقل ، له أفضل مقاومة للصدمات، مع الحفاظ على صلادة ملائمة قد أسفر على الحصول على شفرات مدة دوامها أحسن بكثير، كما يلبق جيدا لأعمال القطع القاسية.

REMERCIEMENT

Mes remerciements les plus chaleureux vont en premier lieu à mon directeur de recherche le professeur **Nacer-Eddine BACHA**, pour m'avoir confié ce sujet de magister, et pour la confiance qu'il m'a accordé. Ses compétences et ses bonnes directives m'ont aidé à boucler rapidement la préparation de la mémoire.

Je suis très sensible à l'honneur que m'a fait Monsieur **M.HADJI** professeur à l'université de Saad Dahleb de Blida, en acceptant de participer à ce jury en tant que président. Je lui exprime toute ma reconnaissance pour l'intérêt porté à ce travail.

J'adresse ma profonde reconnaissance à Messieurs **S.BOUTARFAYA** Maître de recherche au COMENA, et **T.SAHRAOUI** Maître de conférence à l'université de Blida, pour l'honneur qu'ils me font en acceptant de bien vouloir participer à ce jury de soutenance. Je les remercie tous pour avoir accepté de mettre leur savoir et leur expérience au profil de ce travail.

Un merci particulier à Monsieur **HACENE MOUSSAOUI** responsable de SFMO MOUSSAOUI pour toute l'attention qu'il m'a portée a mes travaux et pour les moyens mis à ma disposition durant ces deux années, ainsi que pour ces encouragements constants à chaque sollicitation.

Je remercie également Monsieur **ALI MOUSSAOUI** pour m'avoir accueilli dans son entreprise et pour la façon efficace et amicale avec laquelle il a suivi ce travail.

Enfin, à mes camarades de mémoire dont la sympathie m'a été extrêmement précieuse, à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à la réussite de ce projet je les remercie tous.

DEDICACE

Je dédier ce modeste travail à :

- Mes parents pour leur honnête et infallible sacrifice.
- Mon épouse pour sa patience, ses encouragements et son soutien durant les moments difficiles.
- Mes frères et sœurs.
- A mes enfants SAAD EDDINE SAMEH HOUDAIFA.

TABLE DES MATIERS

RESUME

REMERCIEMENTS

TABLE DES MATIERES

LISTE DES FIGURES ET TABLEAUX

INTRODUCTION.....	14
1. ACIERS A OUTILS.....	17
1.1 Fabrication des aciers à outils.....	17
1.1.1 Elaboration du métal liquide.....	17
1.2 Structure de solidification.....	18
1.2.1 Diagrammes d'équilibre.....	18
1.3 Classes structurales des aciers dans le système Fer - C – Cr.....	22
1.4 Mise en œuvre des lingots.....	23
1.5 Critères de mise en oeuvre.....	25
1.5.1 Structure à l'état recuit.....	25
1.5.2 Usinabilité.....	26
1.5.3 Réponse au traitement thermique.....	26
1.5.4 Aptitude à la rectification.....	26
1.5.5 Traitement de surface.....	26
1.6 Classification des aciers à outils.....	27
1.6.1 Aciers alliés de travail à froid.....	28
1.7 Propriétés principales désirées.....	28
1.7.1 Comment définir les propriétés d'emploi?.....	30
1.7.2 Ténacité des aciers à outils indéformables.....	30
1.7.3 Résistance à l'usure.....	32
1.8 Rôle des éléments d'alliages.....	33
1.9 Carbures.....	36
2. TRAITEMENT THERMIQUE DES ACIERS A OUTILS.....	38

2.1	Chauffage des aciers à outils de travail à froid.....	39
2.2	Refroidissement des aciers à outils de travail à froid.....	40
2.3	Constituants obtenus après chauffage et refroidissement.....	42
2.3.1	Nature des carbures primaires.....	45
2.3.2	Grosseur de grain.....	47
2.4	Recuit des aciers à outils de travail à froid.....	47
2.4.1	Structure à l'état recuit.....	48
2.5	Trempe des aciers à outils.....	50
2.5.1	Trempabilité.....	51
2.5.2	Description de la transformation martensitique.....	55
2.5.3	Quantité présente de l'austénite résiduelle Après trempe	57
2.5.4	Traitement par le froid.....	60
2.6	Structures de revenu.....	61
2.6.1	Influence des éléments d'addition sur les carbures de fer	64
2.6.2	Formation des carbures alliés et durcissement Secondaire.....	65
2.6.3	Revenu des aciers contenant du chrome.....	65
3.	TECHNIQUES D'ANALYSE.....	67
3.1	Introduction	67
3.2	Composition chimique	67
3.3	Dureté.....	68
3.4	Microdureté.....	68
3.5	Résilience.....	69
3.6	Usure.....	70
3.7	Microstructure.....	71
3.7.1	Détermination de la grosseur du grain austénitique.....	72
3.7.2	Propreté inclusionnaire.....	72
3.8	Traitements thermiques.....	76
3.9	Diffraction des rayons X.....	76
4.	PROCEDURE EXPERIMENTALE.....	77
4.1	Analyse de l'acier Z200C12.....	77
4.1.1	Introduction.....	77
4.1.2	Données techniques sur l'acier Z200C12.....	79

4.1.3	Composition chimique.....	80
4.1.4	Caractéristiques de l'acier Z200C12.....	80
4.1.5	Dureté et Microdureté.....	80
4.1.6	Microstructure.....	81
4.1.7	Choix des paramètres des traitements thermiques.....	82
4.1.8	Caractérisation après traitement.....	83
4.1.9	Durée de vie de l'outil en acier Z200C12.....	88
4.1.10	Conclusion partielle.....	90
4.2	Option de substitution.....	91
4.2.1	Données techniques sur l'acier Z160CDV12.....	91
4.2.2	Composition chimique.....	91
4.2.3	Caractéristiques de l'acier Z160CDV12.....	92
4.2.4	Dureté et Microdureté.....	93
4.2.5	Usure.....	93
4.2.6	Microstructures.....	94
4.2.7	Propreté inclusionnaire.....	95
4.2.8	Choix des paramètres des traitements thermiques.....	98
4.2.9	Caractérisation après traitement.....	100
4.2.10	Durée de vie de l'outil en acier Z160CDV12.....	117
4.2.11	Conclusion partielle.....	118
4.3	Dépôt d'une couche de TiN par PVD.....	119
4.3.1	Introduction.....	119
4.3.2	Préparation des échantillons.....	119
4.3.3	Durée de vie de l'outil.....	120
4.3.4	Conclusion partielle.....	121
	CONCLUSION.....	122
	RECOMMANDATIONS.....	125
	APPENDICE.....	126
	REFERENCES.....	129
	Annexe A	
	Annexe B	

LISTE DES ILLUSTRATIONS. GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1. 1	Diagramme d'équilibre Fe - C.....	19
Figure 1. 2	Diagramme d'équilibre Fe - Cr - C à 13%.....	20
Figure 1. 3	Structure d'un acier lédeburitique à l'état brute de coulée.....	21
Figure 1. 4	Courbe établie par A.KULMBURG, donnant le volume de carbure en fonction de la teneur en carbone pour un alliage à 12 % de chrome.....	22
Figure 1. 5	Classes structurales des aciers dans le système Fe - Cr - C.....	23
Figure 1. 6	Micrographie d'un acier lédeburitique forgé à partir d'un lingot.....	25
Figure 1. 7	Influence de diverses teneurs en chrome Sur les teneurs limites en carbone conduisant À la Formation d'austénite pure.....	34
Figure 2. 1	Courbe TRC pour Z160CDV12.....	41
Figure 2. 2	Influence des éléments d'alliage sur la position du domaine de température Ac ₁ ...	42
Figure 2. 3	Influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde.....	43
Figure 2. 4	Courbe TTT pour Z160CDV12.....	44
Figure 2. 5	Microduretés comparées des carbures contenus dans les aciers à outils.....	46
Figure 2. 6	Coupe isotherme du diagramme Fe-Cr-C à 700°C.....	49
Figure 2. 7	Coupe isotherme du diagramme Fe-Mo-C à 700°C.....	50
Figure 2. 8	Principe du tracé point par point de la courbe HV (Δt) à partir du diagramme TRC.....	53
Figure 2. 9	Courbe HRC = f (Δt 700-300) pour les aciers indéformables (état de revenu).....	55
Figure 2. 10	Température des points martensitiques Ms et Mf : a - influence de la teneur en Carbone ; b - Influence de la teneur en éléments d'alliage.....	56
Figure 2. 11	Courbes martensitiques pour les aciers à haut carbone (a) et à carbone moyen(b).....	57
Figure 2. 12	Influence de la température d'austénitisation sur le taux d'austénite résiduelle de quelques Aciers d'outillage à froid alliés.....	58
Figure 2. 13	Évolution de la teneur en austénite résiduelle	

	de l'acier Z100CDV5, en fonction de la température de revenu.....	60
Figure 2. 14	Évolution de la teneur en austénite résiduelle de l'acier Z200C12, en fonction de la température de revenu.....	60
Figure 2. 15	Variations de la dureté en fonction de la température de revenu (1heure) d'alliage Fer Carbone martensitique.....	61
Figure 2. 16	Teneur en carbone de la martensite : a - en fonction de la température de revenu (acier à 0.4 ; 0.6 et 1.2 % C); b - en fonction de la durée du revenu (acier à 1.2 % C).....	63
Figure 2. 17	Évolution de la dureté HRC en fonction de la température de revenu.....	63
Figure 2. 18	L'effet du chrome sur la dureté au revenu d'un acier à 0.44%C mais pour une teneur différente de chrome.....	66
Figure 3. 1	Spectromètre d'analyse chimique.....	67
Figure 3. 2	Appareil de mesure microdureté.....	69
Figure 3. 3	Dispositif de l'essai d'usure type pion sur disque.....	70
Figure 3. 4	Microscope optique.....	71
Figure 3. 5	Images types jernokontaret.....	74
Figure 3. 6	Fours de traitements thermiques.....	76
Figure 4. 1	Rupture et écaillage d'une lame de cisaille.....	78
Figure 4. 2	Matage d'une lame de cisaille.....	78
Figure 4. 3	Écaillage prématuré d'une lame de cisaille.....	79
Figure 4. 4	Rupture totale d'une lame de cisaille.....	79
Figure 4. 5	Micrographie optique de l'acier Z200C12 à l'état brute.....	82
Figure 4. 6	Microstructures de l'acier Z200C12 à l'état trempé sans revenu.....	87
Figure 4. 7	Microstructures de l'acier Z200C12 à l'état de revenu.....	88
Figure 4. 8	Micrographie optique de l'acier Z160CDV12 à l'état brute.....	94
Figure 4. 9	Quelques exemples de champ observés.....	97
Figure 4. 10	Représentation schématique du processus expérimental.....	99
Figure 4. 11	Variation de résilience.....	101
Figure 4. 12	Variation de dureté.....	103
Figure 4. 13	Variation de microdureté.....	105
Figure 4. 14	Variation de l'usure.....	106
Figure 4. 15	Microstructures de l'acier à l'état trempé sans revenu.....	111

Figure 4. 16	Microstructures de l'acier à l'état de revenu.....	113
Tableau 2. 1	Caractéristiques des carbures primaires pouvant être présents dans les aciers à outils après Austénitisation.....	46
Tableau 4. 1	Composition chimique du matériau d'étude Z200C12.....	80
Tableau 4. 2	Résultats des essais de mesures des duretés et microduretés des échantillons à l'état de Réception de l'acier Z200C12.....	81
Tableau 4. 3	Résultats des essais de résilience selon les différents traitements de l'acier Z200C12.....	83
Tableau 4. 4	Résultats des essais de dureté HRC selon les différents traitements de l'acier Z200C12.....	84
Tableau 4. 5	Résultats des essais de Microdureté de l'acier Z200C12.....	85
Tableau 4. 6	Résultats des essais de l'usure Selon les différents traitements de l'acier Z200C12.....	85
Tableau 4. 7	Evaluation de la durée de vie de l'outil par application d'un traitement thermique utilisé par SFMO (emploi d'un seul revenu).....	89
Tableau 4. 8	Evaluation de la durée de vie de l'outil par application d'un traitement thermique amélioré (emploi d'un deuxième revenu).....	89
Tableau 4. 9	Composition chimique du matériau d'étude Z160CDV12.....	92
Tableau 4. 10	Résultats des essais de mesures des duretés et microduretés des échantillons à l'état de réception de l'acier Z160CDV12.....	93
Tableau 4. 11	Résultats de mesure des essais d'usure d'abrasion des échantillons à l'état de réception de l'acier Z160CDV12.....	93
Tableau 4. 12	Cotation pour chaque type d'inclusions par l'indice de l'image type.....	95
Tableau 4. 13	Nombre total de champs respectifs aux différents indices et par type d'inclusion.....	96
Tableau 4. 14	Résultats des essais de résilience selon les différents traitements.....	100
Tableau 4. 15	Résultats des essais de dureté HRC selon les différents traitements.....	102
Tableau 4. 16	Résultats des essais de microdureté H_{V300} selon les différents traitements.....	104
Tableau 4. 17	Résultats des essais de l'usure selon les différents traitements.....	106
Tableau 4. 18	Résultats globaux des essais mécaniques des différents traitements.....	109
Tableau 4. 19	Détermination de nombre de grains d'après la méthode de Snyder- Graff pour les	

températures d'austénitisation choisie.....	109
Tableau 4. 20 Evaluation de la durée de vie de l'outil par application d'un traitement thermique amélioré (emploi d'un deuxième revenu).....	117
Tableau 4. 21 Evaluation de la durée de vie de l'outil revêtu d'un revêtement de TiN déposé par PVD.....	120

INTRODUCTION

La qualité de l'outil est directement lié à sa destination et doit répondre à certaines propriétés telles que : stabilité de forme et de dimension, ténacité, l'endurance, résistance à l'usure, l'aptitude à la coupe, l'usinabilité et surtout une grande dureté, sont des propriétés parfois contradictoires entre lesquels il faut trouver un compromis satisfaisant.

Les outils de découpage subissent des sollicitations mécaniques sévères dans leurs conditions de service.

Pour les parties actives des outils de coupe, on retrouve toujours, à un degré plus ou moins marqué, les sollicitations suivantes :

- contraintes de travail élevées, généralement en compression,
- choc,
- contacts avec glissement relatif outil-métal travaillé.

Les outils de coupe sont soumis à trois modes d'endommagement qui sont :

- a) Rupture : elles peuvent être globales, elles entraînent alors la destruction totale de l'outil, ou locale (écaillage des arêtes).
- b) Matage : par matage, on entend l'enfoncement de la surface travaillante de l'outil (plus particulièrement les arêtes de découpe).
- c) Usure : par usure, on entend uniquement l'enlèvement progressif de matière à la surface de l'outil.

L'usure se produit préférentiellement dans les zones les plus chargées (arêtes par exemple) ou dans celles où le glissement relatif outil-métal travaillé est important (faces latérales par exemple).

De par ces conditions sévères de travail, les critères de sélection d'un matériau pour l'outil ne sont pas aisés. Ainsi, les propriétés des aciers pour travail à froid (aciers martensitiques revenus) sont assurées par des traitements thermiques particuliers.

La raison essentielle des particularités rencontrées dans le traitement thermique des aciers à outils est leur teneur élevée en carbone et d'éléments d'alliage. Ceci entraîne deux ordres de difficultés :

- les températures de chauffage nécessaires pour dissoudre le plus possible de carbures et obtenir une dureté plus grande, soit après trempe ou revenue, sont très élevées.
- la conductibilité thermique est très faible ce qui implique l'existence de gradients de températures importants lors des chauffages et des refroidissements.

Le critère déterminant pour l'outil est le maintien de la dureté et de la ténacité à la température atteinte dans sa partie active. Si cette température de service est relativement basse ($\leq 150^{\circ}\text{C}$), on dit alors que les aciers travaillent à froid.

Ces aciers se caractérisent par une très grande dureté supérieure ou égale à 55HRC à la température ambiante mais possèdent une faible dureté à chaud.

Notre domaine d'intérêt est l'étude de lames de cisaille de l'entreprise SFMO dans un cadre de collaboration entre cette dernière et le laboratoire de traitement de surface et matériaux de Blida. Ces lames sont destinées au découpage de fer à béton. Les conditions de coupe (fréquence, nature et niveau de coupe) introduisent un endommagement précoce de l'outil. Cela se traduit essentiellement par un écaillage et effritement de la partie tranchante.

La tenue en service des lames sera d'autant meilleure que les propriétés suivantes seront satisfaites :

- une très grande dureté pour résister à la déformation par cisaillement du métal mis en œuvre.
- une bonne ténacité pour résister aux effets de chocs et pour éviter la rupture brutale ou les écaillages consécutifs.
- une bonne résistance à l'usure, phénomène consécutif au frottement à sec entre l'outil et le matériau découpé.

Notre acier doit présenter donc un compromis entre la dureté nécessaire à la fois à la résistance à la déformation au cours de l'opération de cisaillement, et la résistance à l'usure et la ductilité utile pour résister à l'écaillage consécutif.

En plus, il convient de ne pas perdre de vue que toujours la meilleure solution consiste à choisir l'acier offrant la plus grande économie globale. Celle-ci doit faire intervenir non seulement le prix d'achat, mais le bilan économique intégrant les coûts de mise en oeuvre, tel que comme exemple l'usinage qui doit être réalisable dans les conditions techniques et économiques

jugées les plus intéressantes. Or l'amélioration des performances des outils s'effectue par une amélioration de leur rendement.

L'acier Z200C12 est actuellement le matériau employé pour la fabrication des lames de cisailles. Les fortes teneurs en carbone et en chrome assurent à la fois une bonne capacité de trempe et une très grande résistance à l'usure. Cet acier peut être donc classé parmi les indéformables et parmi les aciers résistant à l'usure. Cependant, ce matériau est préféré pour sa plus grande économie.

Le but de ce travail consiste à améliorer la tenue des lames de cisaille afin d'améliorer au mieux leur comportement en service permettant de porter des améliorations en terme de durée de vie. Afin d'atteindre cet objectif, différentes étapes ont été adoptées :

- par l'établissement de conditions optimales de traitements thermiques pour le matériau employé Z200C12 aboutissant à des conditions d'emplois adéquates.
- l'étape suivante consiste à prédire la durée de vie de l'outil au travers d'un revêtement (titanuration) en nitrure de titane obtenu par déposition PVD pour le Z200C12.
- choix d'un matériau de substitution donnant les meilleures caractéristiques techniques et conditions économiques.

Après cette légère introduction, nous aborderons notre travail par une étude bibliographique dans laquelle nous définissons par deux chapitres les exigences que requiert un acier à outil, les traitements thermiques qu'il doit subir pour répondre adéquatement à celles-ci, la trempabilité et leur influence sur les aciers à outils .

Dans un troisième chapitre, nous présenterons les méthodes et moyens de recherche utilisés.

Le quatrième chapitre de cette étude est réservé aux résultats expérimentaux, leurs analyses et la conclusion finale.

CHAPITRE 1

ACIERS A OUTILS

Les aciers à outils sont utilisés, comme leur nom l'indique, dans tous les problèmes de mise en forme des matériaux au sens le plus large. Il peut s'agir d'opérations d'usinage (tournage, perçage, fraisage,...), de mise en forme à froid et à chaud (poinçons, lames, matrices, cylindres de laminaires), de moulage (alliages légers, alliages de zinc, plastiques...). Les aciers à outils font partie intégrante du domaine des aciers spéciaux. [1]

L'outil peut travailler à température ambiante ou à température supérieure.

L'échauffement résulte du contact avec une matière chaude ou du travail de frottement.

Il doit alors résister aux déformations plastiques et à l'usure (conservation de forme, dimensions et propriétés) afin de pouvoir répondre aux conditions de travail. Dans ce contexte, la notion de dureté est introduite.

L'emploi d'un acier dur ou durci par traitement thermique pose, toutefois, le problème de fragilité quant à son utilisation. Aussi, il faut trouver un compromis pour aboutir à une qualité qui est essentiellement liée aux exigences d'emploi.

1.1 Fabrication des aciers à outils

1.1.1 Elaboration du métal liquide

Aujourd'hui, la majeure partie des aciers à outils est élaborée au four à arc. Le four à induction conserve, l'avantage de la souplesse, permettant d'élaborer de petites quantités.

- Par oxydation du carbone de la fonte au moyen d'un oxyde de fer pour le premier.
- Par mélange et fusion de ferraille et de fonte pour le deuxième.

L'arc électrique s'amorce entre les électrodes et le métal ; il fournit ainsi la chaleur nécessaire à la fusion.

L'arc permet, en effet, d'atteindre des températures élevées, et le bain métallique peu profond, peut être brassé énergiquement.

Pour parfaire l'affinage, on ajoute de la chaux; ainsi, toutes les impuretés seront éliminées dans le laitier qui se formera à la surface du métal en fusion.

Les progrès réalisés ont permis d'accroître la taille des lingots : des lingots supérieurs à 1 tonne sont réalisables.

Les mécanismes de solidification induisent inévitablement d'une part des ségrégations à l'échelle dendritique et à l'échelle du lingot et d'autre part des défauts (retassures...); leur hérédité se perpétue jusque dans le produit final.

On agit alors sur la cristallisation en cherchant à obtenir, dès la solidification, une réduction des ségrégations des éléments d'alliages et de carbone (brassage, vibration de lingots...)

1.2 Structure de solidification

1.2.1 Diagrammes d'équilibre

1.2.1.1 Diagramme fer - carbone

Les structures de solidification des aciers à outils sont en général relativement complexes, notamment dans le cas des nuances hautement chargées en carbone et éléments carburigènes.

Il est bon de prendre comme base d'étude le diagramme fer - cémentite dit métastable. [1]

Au cours de la solidification de l'acier liquide, il peut se produire deux phénomènes différents selon la teneur en carbone :

- Pour une teneur en carbone inférieure à celle du point E, il commence à se former des cristaux de ferrite si $C < 0.5\%$, et des cristaux d'austénite si $C > 0.5\%$ (austénite proeutectique). Mais, dans tous les cas, la structure devient entièrement austénitique lorsque tout l'acier est solidifié :

- Pour une teneur en carbone supérieure à celle du point E, qui correspond en fait à la solubilité maximale du carbone dans l'austénite, il précipite en même temps que l'austénite un mélange eutectique de cristaux de carbures à base de fer appelé lédeburite, voir figure 1. 1 (diagramme Fer-Carbone).

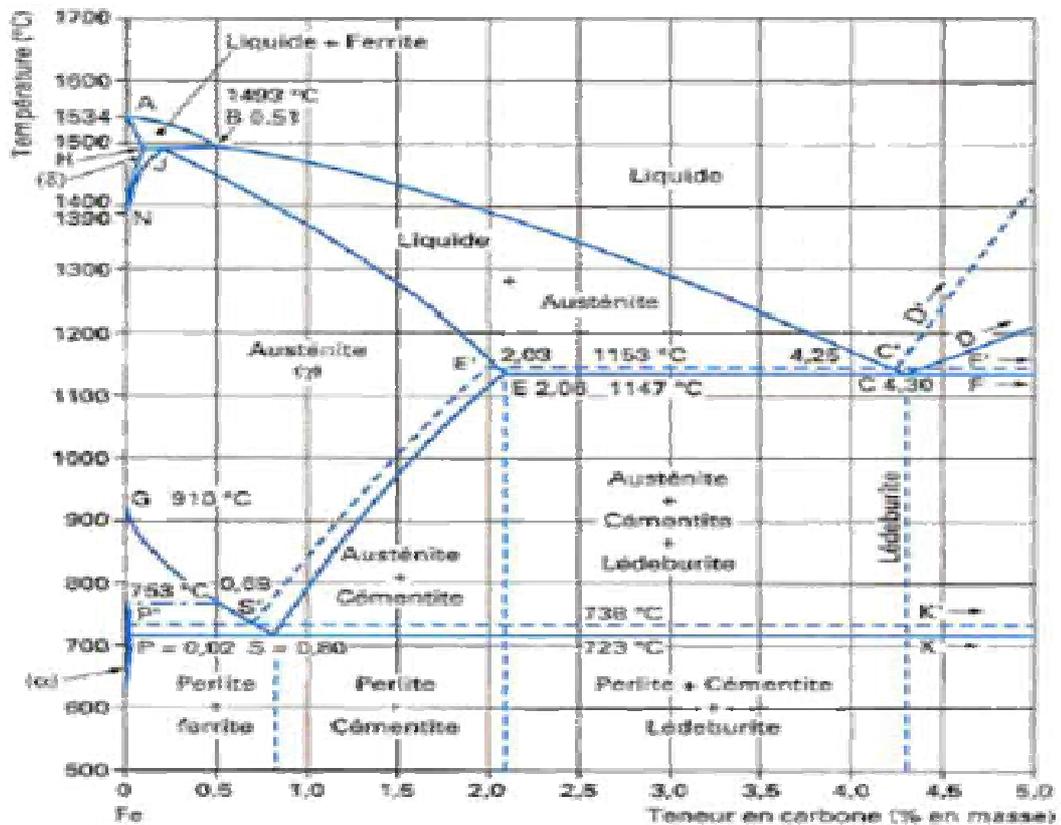


Figure 1. 1 : Diagramme d'équilibre Fe-C [1]

1.2.1.2 Diagramme fer - chrome - carbone [2]

En présence de chrome, la structure de solidification n'est que très peu modifiée lorsque la teneur en cet élément est inférieure ou égale à 6%, le constituant lédeburitique qui peut se former avec une teneur en carbone élevée ($\geq 2\%$) est un carbure KC qui n'est autre qu'une cémentite substituée du type $(Fe,Cr)_3C$. Par contre, lorsque la teneur en chrome est supérieure à 8%, il apparaît dans la lédeburite le carbure K2 qui est du type $(Fe,Cr)_7C_3$.

L'addition de molybdène ou de vanadium à ce type d'acier se traduit par une substitution partielle de ces deux éléments dans le constituant lédeburitique.

Voir figure 1. 2 (diagramme d'équilibre Fe-Cr-C à 13% de chrome).

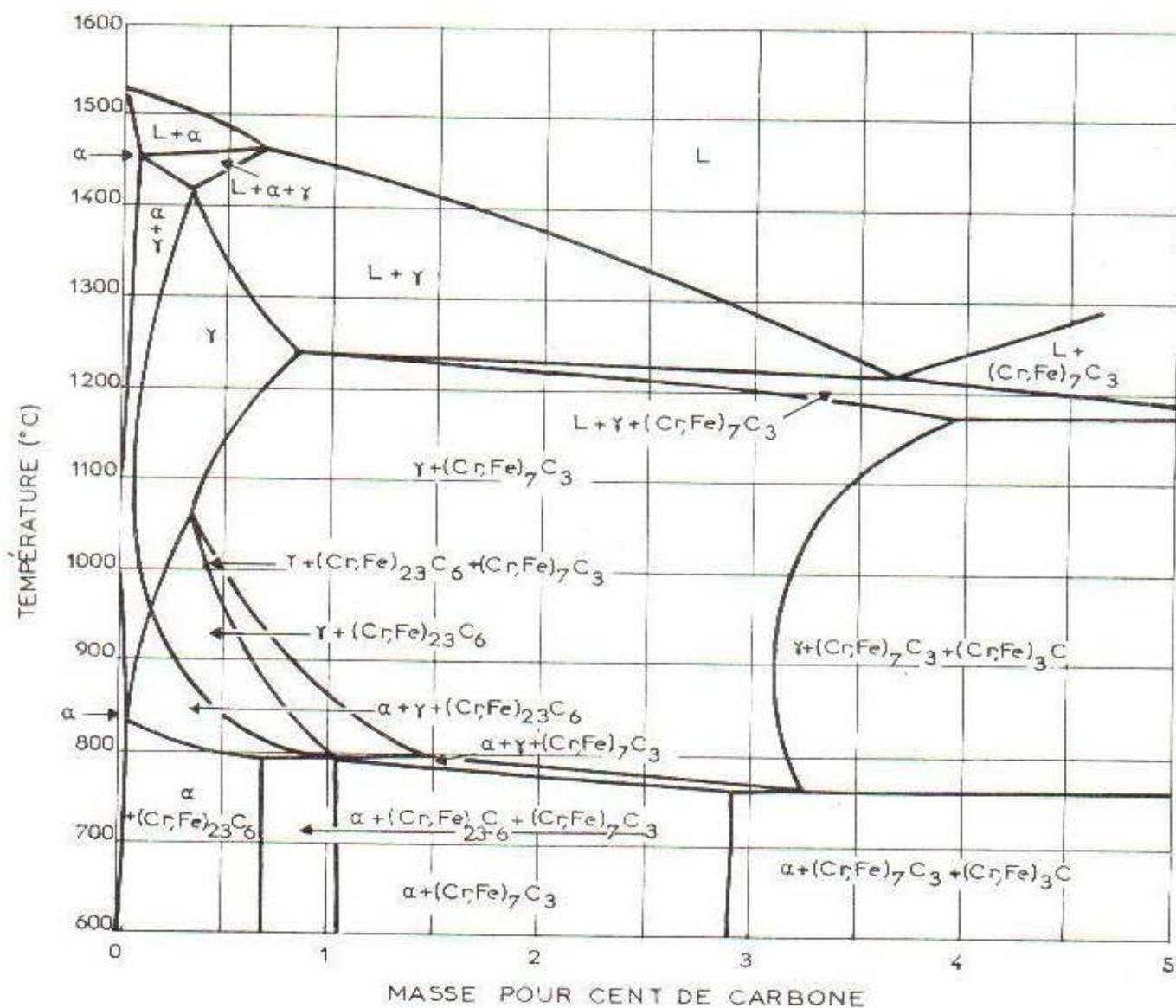


Figure 1. 2 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr-C à 13 % de chrome [2]

La structure de ce métal est caractérisée par la présence de carbures de formation et des propriétés différentes, on trouve : [3]

- d'une part : les carbures dits eutectiques $(Cr,Fe)_7C_3$, qui sont formés au moment de la solidification. Ils sont insolubles dans la matrice de l'acier à toutes températures. Seules les transformations mécaniques à chaud peuvent en modifier la répartition et les dimensions.

- d'autre part les carbures $(Cr,Fe)_7C_3$ précipitent dans le métal solidifié au cours du refroidissement dans le domaine austénitique. Ce sont ces carbures qui peuvent être mis en

solution au cours des chauffages d'austénitisation de façon d'autant plus complète que la température et le maintien sont élevés. A la trempe, ils restent en solution dans le métal martensitique et précipitent au revenu sous forme très fine.

Ce sont eux qui ont un rôle essentiel au cours des traitements thermiques, dont le mécanisme est commun à tous les aciers.

A l'inverse, les carbures de solidification (lédeburite) sont inertes.

La composition de phase à l'état brute de coulée est :

Ferrite alliée + lédeburite [$\alpha + (\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$] + carbure $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$

La figure 1. 3, montre la structure d'un tel acier à l'état brute de coulée avant toute déformation.



Figure 1. 3 : Structure d'un acier lédeburitique à l'état brute de coulée [6]

Les carbures eutectiques formés lors de la solidification se présentent dans le métal du lingot sous forme d'un réseau épais ayant une structure en lamelles et entourant les grains.

F.MARATRAY et S.BECHET proposent la relation suivante établie à l'aide d'un microscope quantitatif : $K\% = 11.3 C \% + 0.5 Cr \% - 13.4$ [4]

Relation entre le pourcentage de carbures primaires et les teneurs en carbone et en chrome.

Par ailleurs, A. KULMBURG [2] à établi une courbe donnant le volume de carbure formé en fonction de la teneur en carbone, pour un alliage à 12% de chrome (figure 1. 4).

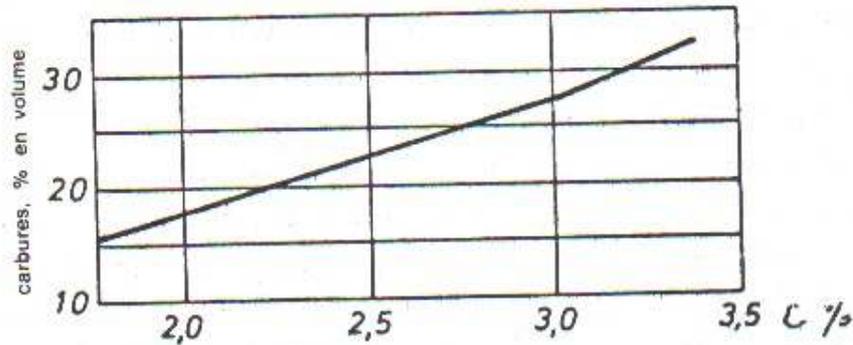


Figure 1. 4 : Courbe établie par A.KULMBURG, donnant le volume de carbure en fonction de la teneur en carbone pour un alliage à 12 % de chrome. [2]

1.3 Classes structurales des aciers dans le système Fe - C- Cr

Suivant la structure à l'état d'équilibre les aciers alliés peuvent former les catégories suivantes : [5]

- 1) hypoeutectoides avec une structure de ferrite alliés excédentaire ;
- 2) eutectoides ;
- 3) hypereutectoides contenant des carbures en excès (secondaires) précipités par l'austénite en refroidissement.

Les aciers alliés hypoeutectoides, eutectoides et hypereutectoides sont généralement réunis dans la classe commune des aciers perlitiques.

La structure des aciers lédéburitiques (carburés) se caractérise à l'état coulé par un eutectique du type lédéburite dans lequel se trouvent de gros carbures. Le forgeage donne à ces carbures la forme de globules isolés. La teneur en carbures de ces aciers s'élève jusqu'à 30 à 35%. D'après leur structure, les aciers lédéburitiques devraient être considérés comme des fontes blanches, mais leur taux de carbone relativement faible (< 2%) les rend capables de subir une déformation plastique (forgeage) et de ce fait on les rapporte aux aciers.

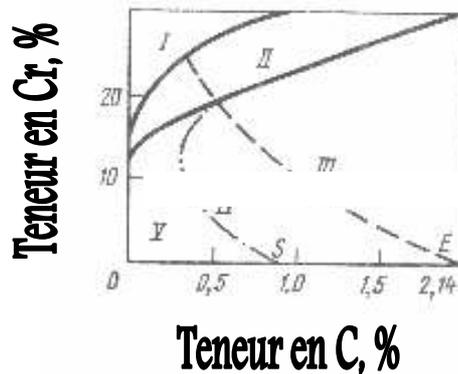


Figure 1. 5 : Classes structurales des aciers dans le système Fe-C-Cr :
 I- Acier ferritique ; II- Acier demi-ferritique ; III- Acier lédeburitique; IV-
 Acier hypereutectoïde ; V- Acier hypoeutectoïde [5]

Les éléments d'alliage déplacent à gauche ou à droite les points S et E du diagramme d'équilibre de Fe-C. C'est pourquoi la limite entre les aciers hypoeutectoïdes, hypereutectoïdes et lédeburitiques est déplacée dans le domaine d'autres teneurs en carbone que dans le système Fe-Fe₃C.

Ainsi, lorsqu'un acier titre 5 % Cr, la concentration du carbone dans l'eutectoïde (point S) baisse jusqu'à 0.5%, et la solubilité limite du carbone dans l'austénite (point E), jusqu'à 1.3%.

Avec 10 % Cr, le point S correspond à 0.25 - 0.3%C, et le point E à 1%C.

Lorsque la teneur en carbone est basse et la quantité d'éléments d'alliage délimitant le domaine d'existence de l'austénite (Cr, W, Mo, V, Si, etc..) est importante, il se forme un acier qui se rapporte à la classe ferritique.

A toutes les températures la structure d'un tel acier se compose de ferrite allié et d'une certaine quantité de carbures.

Lorsque la teneur de l'acier en élément gammagène (Ni, Mn) est élevée, on peut obtenir à la température ordinaire une structure purement austénitique. Cette classe des aciers ne subissant pas de transformation allotropique est dite austénitique.

1.4 Mise en œuvre des lingots

Pour l'opération de forgeage, les cycles de chauffage des lingots doivent être déterminés avec soin et surtout bien respectés, afin d'assurer une certaine homogénéisation de la structure,

par dissolution des carbures dans la phase austénitique et diffusion des éléments d'alliage ségrégués.

D'une manière générale, les aciers de travail à froid peuvent être chauffés jusqu'à 1100 °C, avec une vitesse de chauffage inférieure à 150 °C/h. [1]

Pour les aciers au chrome lédéburitiques qui présentent à la fin de la solidification un réseau de carbures eutectiques insolubles en lamelles autour de grains ferritiques, qui lors des déformations ultérieures du lingot par forgeage, subissent deux transformations:

- D'abord au cours du chauffage à température élevée, ils tendent à coalescer, les lamelles se transforment en globules qui grossissent lorsque les maintiens sont prolongés.

- Le deuxième effet de la déformation est de modifier la position des carbures dans le métal. Dans les premiers stades de la déformation, le métal garde un aspect cellulaire, les grains allongés restent entourés d'un réseau de carbure. Un accroissement de la déformation fait disparaître ce réseau, les carbures étant d'abord alignés dans le sens de l'allongement, puis de plus en plus dispersés d'une manière homogène dans la matrice ferritique, si on applique un taux de corroyage élevé.

Dans le cas des aciers à outils qui ne présentent pas, à l'état brut de coulée, de réseau de carbures, un taux de corroyage minimal est souvent suffisant.

Après ce traitement de transformation, les produits sont refroidis lentement et recuit avant d'être réchauffés pour l'opération de laminage.

Après laminage, opération qui nécessite les mêmes précautions au niveau du chauffage et de la température de maintien que le forgeage, les produits semi-ouvrés que l'on appelle, suivant les dimensions, blooms, brames, billettes, larget sont refroidis très lentement, recuits et contrôlés :

- Contrôle des états de surface.
- Contrôle de la santé interne.
- Contrôle de la qualité du produit : les produits doivent, après recuit, satisfaire à un certain nombre d'exigences métallurgiques, telles que la grosseur de grain la plus fine possible, une bonne répartition des carbures, l'absence de décarburation...

La figure 1. 6, représente la micrographie d'un acier Z160CDV12 forgé à partir d'un lingot.

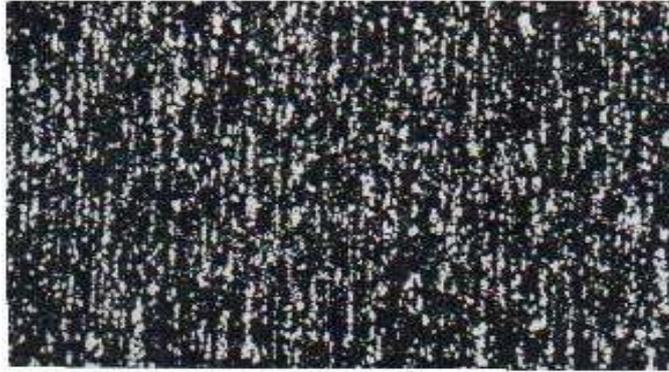


Figure 1. 6 : Micrographie d'un acier lédeburitique Z160CDV12 forgé à partir d'un Lingot [6]

1.5 Critères de mise en œuvre

Ces critères (propriétés) doivent assurer, pour les diverses étapes de l'élaboration de l'outil, une fabrication facile et rapide sans risques d'incidents.

Les aciers à outils utilisés pour la mise en forme ou le découpage des métaux doivent satisfaire à un certain nombre de critères de mise en œuvre dont: [6] [7]

1.5.1 Structure à l'état recuit

Le but de recuit est de donner à l'acier une structure et un niveau d'adoucissement tel que sa mise en œuvre soit plus aisée, les conséquences attendues de ce traitement sont donc:

- Un usinage plus facile.
- une mise en forme plus aisée par transformation mécanique.
- Une structure appropriée aux traitements thermiques ultérieurs.

On effectue en général sur les aciers à outils deux types de recuit: le recuit complet et le recuit de détente.

1.5.2 Usinabilité

Il faut tout d'abord une bonne usinabilité, surtout lorsqu'il s'agit de faire des outils en série. La plus part des éléments d'alliage utilisés, en particulier le chrome, le tungstène, le molybdène et le vanadium, qui sont avides de carbone, ont un effet néfaste sur l'usinabilité. Cet effet est influencé par la taille, la forme et la répartition des carbures dans la microstructure. Ces aciers sont en général plus faciles à usiner lorsqu'ils ont une structure recuite avec des carbures sphéroïdisés et bien répartis dans la matrice.

1.5.3 Réponse au traitement thermique

Cette propriété peut se définir par la possibilité d'obtenir après trempe et revenu un niveau de dureté donné à un endroit donné de l'outil en se fixant les paramètres suivants:

- Conditions d'austénitisation (température de chauffage et temps de maintien)
- Dimensions des pièces à traiter.
- Milieu de refroidissement.

1.5.4 Aptitude à la rectification

L'aptitude à la rectification des aciers indéformables varie dans de grandes proportions selon leur composition chimique, le type et le profil de meule utilisée. Cette caractéristique peut être chiffrée d'une manière globale par un indice de meulabilité qui représente, le rapport du volume de métal enlevé au volume d'abrasif utilisé.

1.5.5 Traitement de surface

Ces traitements ont pour but essentiel d'améliorer les propriétés mécaniques des couches superficielles des outillages, en particulier la résistance à l'usure et à la déformation.

Exemple de traitement : Nitruration. Chromisation

1.6 Classification des aciers à outils

Dans le domaine de la mise en forme ou le découpage des métaux, le critère déterminant l'outil de qualité est le maintien de la dureté et la ténacité à la température atteinte dans sa partie active.

Si cette température est relativement basse, inférieure ou égale à 150°C, on aura affaire à des aciers de travail à froid ; en revanche, si elle est supérieure à 300°C, on aura affaire à des aciers de travail à chaud ou à des aciers rapides.

La classification des aciers à outils entre le travail à froid et le travail à chaud se fait donc essentiellement au niveau de la dureté à chaud.

- Les aciers de travail à froid se caractérisent par une très grande dureté à la température ambiante, supérieure ou égale à 55 HRC et par une faible dureté à chaud.
- Les aciers de travail à chaud se distinguent par une dureté élevée à la température ambiante, et par une bonne dureté à chaud.

Chaque nuance des aciers à outils est désignée par un nombre de quatre chiffres, selon des principes de la norme NFA 35-590 [8]

Le premier chiffre correspond à la classe d'aciers :

- 1: Aciers non alliés pour travail à froid.
- 2: Aciers alliés pour travail à froid.
- 3: Aciers alliés pour travail à chaud
- 4: Aciers à coupe rapide.

Le second chiffre correspond à un caractère commun (Caractéristiques d'emploi)

- 1: Résistance à l'usure
- 2: Résistance à l'usure et l'indéformabilité
- 3: Résistance aux chocs mécaniques.
- 4: Résistance aux chocs thermiques
- 5: Résistance à l'usure aux températures élevées.
- 6: Résistance aux très hautes températures (aciers austénitiques)

Le troisième chiffre est lié à la présence de certains éléments d'alliage.

- 1: Aciers à base de manganèse.
- 2: Aciers à base de silicium.
- 3: Aciers à base de chrome.

- 4: Aciers à base de tungstène.
- 5: Aciers à base de molybdène.
- 6: Aciers à base de vanadium.
- 7: Aciers à base de nickel.

Le quatrième chiffre : le numéro d'ordre (permettant de différencier les nuances d'un même sous groupe)

1.6.1 Aciers alliés de travail à froid

En fonction des additions d'éléments d'alliage, dans le but de remédier aux insuffisances telles que la faible capacité de trempe, la trop grande fragilité, le manque de résistance à l'usure, on divise les aciers de la classe 2 en cinq groupes.

Groupe 21: aciers résistant à l'usure.

Groupe 22: aciers à très haute résistance à l'usure.

Groupe 23: aciers résistant aux chocs.

Groupe 27: aciers résistant aux chocs et à l'usure dans certain milieu corrosif.

Groupe 28: aciers pour forgeage à froid.

Ils sont caractérisés par des niveaux de dureté élevés à la température ambiante (entre 56 et 63 HRC), mais par une résistance à l'adoucissement faible ; ils ont des teneurs massiques en carbone élevées ($> 0.6\%$), mais des teneurs massiques en éléments fortement carburigènes tels que W, Mo, et V assez basses ($W \leq 2\%$; $Mo \leq 1\%$; $V \leq 0.5\%$). Cette catégorie regroupe les aciers dont les compositions chimiques s'étendent de faibles additions de Cr, Mn, Si, à des teneurs en chrome correspondant à celles des aciers très résistants à l'usure, de la famille aciers lédeburitiques.

1.7 Propriétés principales désirées

La nature des sollicitations auxquelles, ils sont soumis les aciers à outils, conduisent à mettre l'accent sur certaines propriétés et à leur apporter une attention plus particulière, c'est-à-dire leur attribuer plus grande valeur.

Les principales propriétés visées sont la dureté et la ténacité. [8]

- La plus part des outils doivent avoir une dureté la plus élevée possible, qui leur permet de résister à la déformation lors qu'ils travaillent par enfoncement ou par cisaillement du métal, ou par pénétration dans ce dernier pour enlever une partie sous forme de copeaux.

- A la dureté est souvent reliée une autre propriété qui est la résistance à l'usure. C'est en fait, la résistance à l'arrachement de particules du métal lors du frottement contre une autre surface.

L'usure n'est reliée qu'indirectement à la dureté, si, d'une manière générale, une dureté élevée est une condition de la résistance à l'usure, toute fois, des différences peut apparaître entre des métaux de même dureté.

Si nous comparons un acier à outil au carbone non allié et un acier à coupe rapide, qui, l'un et l'autre, peuvent être amenés à une dureté de 65 HRC, on remarque que le dernier a une résistance à l'usure beaucoup plus grande que le premier ; propriété conditionnée par la présence de carbures: Carbures de chrome, de molybdène, de tungstène, de vanadium.

- Une bonne ténacité pour résister aux effets de chocs ou de vibrations et pour éviter la rupture brutale prématurée ou les écaillages consécutifs à des propagations de fissures liées au cyclage de contraintes mécaniques. [9]

Il est à ajouter d'autres propriétés:

- Une propriété très particulière aux aciers à outils est la résistance aux chocs thermiques, c'est-à-dire aux changements de température brusques et répétés, c'est le cas de beaucoup d'outils qui s'échauffent en cours de travail (exemple : aciers pour moule, les outillages de forge et les cylindres de laminage).

- Une propriété à laquelle en doit, dans le cas des aciers à outils, attacher une importance certaine, est la capacité de trempe ou trempabilité (liée, pour une très grande part, à la composition de l'acier), pour que la structure soit homogène sur de très grandes épaisseurs après traitement thermique de trempe.

La stabilité de forme et de dimension, dureté, résistance à la déformation et à l'usure, absence de fragilité sont des propriétés parfois contradictoires entre lesquelles il faut trouver un compromis satisfaisant. L'acier doit conserver ses propriétés favorables malgré les altérations provoquées par les conditions d'emplois.

1.7.1 Comment définir les propriétés d'emploi ?

Les propriétés d'emploi relatives à la tenue en service ont été choisies à partir : [7]

- de l'analyse des sollicitations auxquelles sont soumis les outils,
- de leurs modes de mise hors service.

Sollicitations :

Pour les parties actives des outils de coupe, on retrouve toujours, à un degré plus ou moins marqué, les sollicitations suivantes :

- contraintes de travail élevées, généralement en compression,
- choc,
- contacts avec glissement relatif outil-métal travaillé.

Modes de mise hors service :

- a) Rupture : les ruptures sont fréquentes dans les outils de découpage .elles peuvent être globales, elles entraînent alors la destruction totale de l'outil, ou locales (écaillage des arêtes).
- b) Matage : par matage, on entend l'enfoncement de la surface travaillante de l'outil (plus particulièrement les arêtes de découpe).
- c) Usure : par usure, on entend uniquement l'enlèvement progressif de matière à la surface de l'outil.

L'usure se produit préférentiellement dans les zones les plus chargées (arêtes par exemple) ou dans celles où le glissement relatif outil-métal travaillé est important (faces latérales par exemple).

1.7.2 Ténacité des aciers à outils indéformables

La ténacité, qui se définit par la faculté d'accommoder un niveau de contraintes élevé sans avoir de rupture brutale, peut être assez bien mesurée dans le cas des aciers à outils indéformables par essai de flexion par choc qui englobe à la fois la résistance à l'initiation et à la propagation des fissures. [6]

Pour les outils de coupe, la fiabilité d'un matériau est déterminée par l'aptitude de celui-ci à supporter sans rupture les chocs mécaniques répétés. Pour une pièce donnée, la microstructure qui est le résultat de la composition chimique choisie et l'histoire thermique de la pièce sont en effet les paramètres essentiels à considérer.

1.7.2.1 Influence de la microstructure sur la résistance aux chocs

Plusieurs études ont conclu que la résistance aux chocs des aciers à outils indéformables est tributaire de la quantité et la qualité des carbures résultant de la composition chimique de l'alliage ainsi que le type de la matrice obtenue sous diverses conditions de refroidissement.

1.7.2.1.1 Effets des carbures

En effet l'examen approfondi de la surface de rupture dans les deux types de matrice (austénitiques et martensitique) a révélé l'existence d'une grande proportion de carbures eutectiques par rapport à la surface externe. Cela reflète la nature fragile des carbures eutectiques, qui favorise le développement des fissures dans les pièces. L'augmentation de la quantité de carbures fait automatiquement réduire le volume de la surface entre ces carbures, ce qui aura comme conséquence pour les deux types de matrice une dégradation de la ténacité des pièces.

En revanche, la réduction de leur proportion dans la microstructure, l'affinement de leurs dimensions, l'augmentation de la distance entre les particules de carbures ainsi que la sphéroidésation de leur forme, améliorent nettement la résistance aux chocs des aciers à outils au chrome. [22] [23]

L'optimisation des conditions de traitements thermiques permet d'agir sur la répartition et la forme des précipités de carbures secondaires, le traitement de détention à basse température contribue également à l'amélioration de la ténacité des aciers à outils tout en gardant de meilleures propriétés de dureté et d'usure.

1.7.2.1.2 Effets de la matrice

Pour ce qui est de l'effet du type de la matrice, une structure à matrice austénitique est en réalité moins résistante aux chocs mécaniques répétés, car la matrice tend à se transformer dans la surface externe en martensite. L'expansion volumique qui accompagne la formation de la martensite, produit des contraintes de compression au niveau des surfaces ce qui engendre des tensions de contrainte interne, favorisant ainsi la fissuration des carbures eutectiques et l'écaillage des surfaces des pièces en service. Dans le cas des outils de coupe en aciers à haute teneur en chrome travaillant aux chocs mécaniques répétés, le phénomène d'écaillage est du aux contraintes résiduelles présentes dans les lames. [22] [23]

Après trempe, donnant une forte quantité d'austénite résiduelle pour ce type d'aciers, qui lors du refroidissement après le revenu, cette austénite se transforme soit en nouvelle martensite, soit en bainite. Ce phénomène, qui a été appelé assez justement trempe secondaire, provoque un durcissement secondaire d'autant plus important que la quantité d'austénite résiduelle est plus grande.

Dans le cas des aciers ne contenant que du chrome, le durcissement secondaire est du essentiellement, sinon uniquement, à cette transformation de l'austénite. Ceci imposerait de faire un second revenu pour éliminer les contraintes provenant de cette trempe secondaire.

1.7.3 Résistance à l'usure des aciers à outils indéformables

Dans les conditions industrielles modernes, l'usure est un facteur économique de plus en plus important. C'est un phénomène difficile à analyser en raison de la multiplicité des mécanismes mis en jeu. On distingue en effet plusieurs types d'usure parmi les quels on peut citer l'usure par abrasion, par adhésion, l'usure par corrosion, l'usure par choc, etc. [10]

La résistance à l'usure des aciers à outils à 12% de chrome est due à leur forte concentration en carbures de chrome (22%) de type eutectique qui se disposent au début de la solidification. La dureté de ces carbures est de l'ordre de 1500 Vickers.

La résistance à l'usure de l'acier sera d'autant plus importante que les carbures seront fins et leur répartition homogène dans la matrice.

Pour conférer à l'acier une meilleure résistance à l'usure, on peut remplacer partiellement les carbures M_7C_3 par des carbures de vanadium de composition VC ou V_4C_3 , dont la dureté est beaucoup plus élevée (2800 Vickers). L'addition de vanadium dans un acier de type Z160CDV12

conduit donc à la formation de VC aux dépens de M_7C_3 , entraînant un surplus de chrome dans la matrice.

1.8 Rôle des éléments d'alliages [1] [4] [5] [8] [11] [12]

Les connaissances accrues sur l'influence des divers éléments d'alliages permettent d'imaginer des compositions parfaitement adaptées à tel ou tel emploi. Il semble qu'on s'éloigne de plus en plus des nuances à tout faire, donnant un rendement moyen dans beaucoup de cas, au profit des nuances plus spécialisées donnant de très haut rendements dans un petit nombre de cas bien déterminés.

Silicium

Le silicium ne forme pas de carbures et reste dissous dans la ferrite pour augmenter la dureté, et surtout augmente la résistance à l'adoucissement dans le domaine de température de revenu 150 – 300 °C des aciers trempés.

Il se trouve dans tous les aciers à outils à une teneur voisine de 0,3%, car il est utilisé comme désoxydant dans l'acier liquide au stade final de l'élaboration.

En fait, des études récentes ont montrés qu'il pouvait être avantageux d'augmenter sa teneur jusqu'aux environs de 1%, pour plusieurs raisons :

- réduction des ségrégations de carbures par suite d'une diminution de l'intervalle de solidification.
- augmentation de la trempabilité.
- diminution de la teneur en C de 0,1 à 0,2%.

Chrome

A une action nette sur la trempabilité, en outre a une tendance croissante à la formation de carbures. Les carbures peuvent être de type M_3C (substitution du chrome à une partie de fer dans la cémentite) ou Cr_7C_3 et $Cr_{23}C_6$, plus durs que la cémentite et ont tendance à améliorer la résistance à l'usure, et s'opposent au grossissement du grain lors de l'austénitisation. Il provoque, par ailleurs, un certain retard à l'adoucissement lors du revenu, ce qui améliore la résistance à chaud.

Le chrome diminue beaucoup la solubilité du carbone dans l'austénite c'est-à-dire déplace vers la gauche le point E du diagramme Fer-carbone (voir figure 1. 7), on voit qu'avec 5% de chrome l'austénite dissout moins de 1.4% de carbone, avec 12% la solubilité est inférieure à 1%. Pour des teneurs supérieures, il restera donc, quelque soit la température de chauffage, des carbures eutectiques non dissous dans une structure dite lédeburite. C'est le cas d'un acier très courant contenant 2% de carbone et 12% de chrome.

A partir de 13%, c'est le constituant de base des aciers inoxydables. Nous le rencontrerons dans certains outils de coupe, tels que les instruments de chirurgie sous réserve que cet élément ne soit pas trop fixé sous forme de composé défini du type carbure ou nitrure.

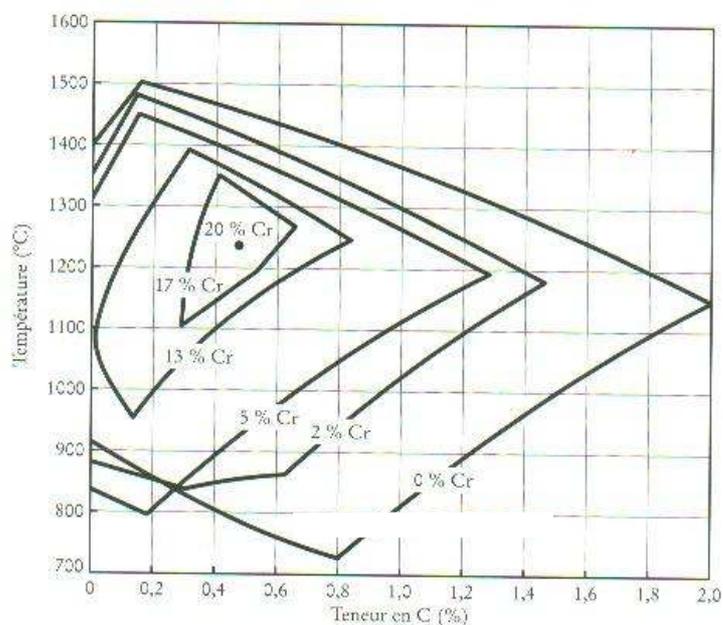


Figure 1. 7: Influence de diverses teneurs en chrome sur les teneurs limites en carbone. conduisant à la formation d'austénite pure [12]

Molybdène

Se comporte à beaucoup de point de vue comme le chrome, il forme des carbures spéciaux de type MO_2C ou MO_6C . La formation de MO_2C est accompagnée d'un fort durcissement structural qui contribue à augmenter la résistance au revenu. Il augmente la trempabilité mais sous réserve d'un relèvement de la température de trempage assurant la dissolution des carbures.

Par la présence de carbure primaire, formé lors de la solidification, cet élément s'oppose au grossissement du grain lors de la trempe.

Inconvénients : plus grande sensibilité à la décarburation et au phénomène d'oxydation catastrophique pour des maintiens entre 1000 et 1100 °C.

Vanadium

Est essentiellement un élément formateur de carbures. Sa solubilité dans la ferrite en présence de carbone est très faible.

Il se trouve à l'état de carbure VC (ou V_4C_3) et, en présence d'autres éléments, en substitution partielle dans les carbures M_3C , M_2C , $M_{23}C_6$ ou M_6C .

Il précipite alors, au cours du revenu, en provoquant un important durcissement structural, tel, parfois, que la dureté peut dépasser celle de l'état brut de trempe.

Ces phénomènes permettent le maintien de la dureté aux températures élevées, ce qui fait employer le vanadium dans les aciers pour travail à chaud.

D'autre part, le carbure de vanadium est très dur et très résistant à l'abrasion. De sorte qu'on trouve cet élément dans les aciers soumis à une forte usure.

De petites additions, voisines de 0.2% en masse, sont très efficaces pour éviter le grossissement du grain lors du traitement thermique.

Manganèse

Il se trouve, en général, présent comme éléments résiduel à des teneurs comprises entre 0,3 et 0,5% ; il faut signaler toute fois que certains aciers à outils contiennent jusqu'à 2% de manganèse pour problèmes de trempabilité.

1.9 Carbures

Un carbure est une liaison chimique entre principalement le carbone et un des éléments carburigènes. Les carbures métalliques permettent aux outils de travailler avec une arête tranchante dont la température peut atteindre (800-1000 °C): grandes vitesses de coupe.

Lorsque la teneur en éléments carburigènes (Mn, Cr, W, Mo) est faible, ils se dissolvent dans la cémentite en remplaçant dans cette dernière les atomes de fer.

La composition de la cémentite dans ce cas s'exprime par la formule $(Fe, M)_3C$ ou M est l'élément d'alliage. .

Le manganèse peut remplacer tous les atomes de fer du réseau de la cémentite ($Fe_3C \rightarrow Mn_3C$), le chrome jusqu'à 25%, le molybdène jusqu'à 3% et le tungstène rien que 0,8 à 1%. [5]

Les éléments carburigènes plus forts (Ti, V, Nb, Zr) ne se dissolvent pratiquement pas dans la cémentite et forment des carbures correspondants.

Un acier à teneur accrue en chrome, peut donner lieu en fonction de la proportion de carbone à la formation des carbures spéciaux. (Voir figure 7)

Les carbures spéciaux formés par les éléments d'alliage sont capables de dissoudre le fer et d'autres éléments métalliques. Ainsi, le carbure Cr_7C_3 à 20°C dissout jusqu'à 55% du fer en formant un carbure complexe $(Cr,Fe)_7C_3$; le carbure $Cr_{23}C_6$ jusqu'à 35% du fer en formant un carbure $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

Les carbures formés dans les aciers alliés peuvent être classés en deux groupes.

Le premier est celui des carbures du type M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ et M_6C (M_4C) au réseau cristallin complexe. Les carbures de ce groupe sont caractérisés au chauffage par leur solubilité relativement facile dans l'austénite.

Le deuxième groupe est constitué de carbures MC (VC, NbC, TiC, TaC) à réseau cubique, WC à réseau cubique centré, W_2C et Mo_2C à réseau hexagonal. Ces carbures se rapportent aux composés interstitiels.

A la différence des carbures du premier groupe, les composés interstitiels ne se dissolvent pas dans l'austénite dans les conditions réelles de chauffage de l'acier.

La remise en solution des carbures est difficile lorsque les proportions de l'élément métallique et du carbure augmentent.

Selon la composition chimique de notre acier, les éléments d'alliages existants sont susceptibles de former éventuellement des carbures de chrome. La précipitation de carbures spéciaux par revenu entre 500°C et 700°C, entraînant le durcissement secondaire. [1]

Le carbure Mo_2C provoque, un durcissement structural et ralenti ainsi l'adoucissement pendant le revenu.

Le carbure de Vanadium a une solubilité nette dans l'austénite et peut rester dissout lors de la trempe. Il précipite alors au cours du revenu en provoquant un important durcissement structural tel que la dureté peut dépasser celle de l'état brut de trempe, ces phénomènes permettent le maintien de la dureté aux températures élevées.

Plus les carbures sont dispersés dans l'acier plus sa dureté et sa résistance sont importantes, car ces carbures augmentent la résistance à la déformation plastique.

CHAPITRE 2

Traitement thermique des Aciers à 12% de chrome

On sait que, pour tous les aciers spéciaux, les traitements thermiques jouent un rôle déterminant et ceci est encore plus vrai pour les aciers à outils.

Les principes de ces traitements sont naturellement les mêmes que pour les autres aciers, mais leur réalisation demande parfois des techniques un peu différentes et toujours des précautions particulières. [13]

La raison essentielle des particularités rencontrées dans le traitement thermique des aciers à outils est leur teneur élevée en carbone et en chrome. Ceci entraîne deux ordres de difficultés.

D'une part, les températures de chauffage, pour la trempe en particulier, sont souvent élevées, beaucoup plus que la plus part des autres types d'aciers alliés, ces températures élevées sont nécessaires pour dissoudre le plus possible de carbures alliés et obtenir la dureté la plus élevée, soit après le trempé, soit après le revenu.

D'autre part, la conductibilité calorifique est faible ce qui implique l'existence de gradients de températures importants lors des chauffages et des refroidissements, l'apparition de fortes contraintes s'ajoutent éventuellement à celles provoquées par la dureté élevée, et des risques sévères de déformation et même de rupture des pièces.

Il faut remarquer encore que la composition de ces aciers les rend sensibles à des altérations de surface, en particulier une baisse de la teneur en carbone (décarburation).

Ces difficultés vont nous dicter des précautions nécessaires et les techniques particulières applicables pour le traitement thermique des aciers à outils.

2.1 Chauffage des aciers à outils de travail à froid

Le chauffage doit permettre de porter à la température choisie l'ensemble de l'outil.

Ainsi, pendant tout le chauffage, il existe un gradient de température entre la surface et le coeur de l'outil, gradient d'autant plus important que le chauffage est plus rapide et l'outil de plus forte section. Ce gradient engendre des hétérogénéités de dilatation. [14]

Ces écarts de dilatation peuvent, à l'instant où ils apparaissent, engendrer des déformations surtout pour des pièces de forme compliquée.

Il sera donc préférable de réaliser un chauffage d'autant plus lent que la section de l'outil à traiter sera plus forte et, éventuellement, de procéder à des interruptions du chauffage pendant les quelles le gradient de température se résorbera, tout au moins pour sa plus grande part.

Le mode de chauffage importe peu, puisqu'on peut l'effectuer suivant les conditions disponibles. L'important, c'est que la pièce ne soit pas placée froide dans une enceinte chaude.

La première précaution recommandée, c'est de placer les pièces dans un four froid de façon à ce que la température augmente en même temps que celle du four, où le chauffage progressif s'impose.

Le second risque que courent les aciers à outils lors du chauffage est l'altération chimique de la surface et, en premier lieu, la décarburation. C'est essentiellement aux températures relativement élevées, c'est-à-dire en dessus de 700 à 800 °C, qu'il y a des risques d'enlèvement de carbone de la surface, entraînant : [8]

- L'usure prématurée, celle-ci s'explique à la fois par la dureté superficielle trop faible et par la diminution en surface de la concentration en carbures.

- Un enfoncement par manque de dureté de la partie travaillante peut conduire à des écaillages ultérieurs, que l'on attribue parfois, par erreur, à une fragilité excessive du métal.

- La résistance mécanique plus faible de la zone décarburée peut entraîner, dans certains cas, la mort de l'outil par l'apparition de fissures dans les parties les plus sollicités.

- La décarburation est souvent moindre dans un four électrique où l'atmosphère est de l'air, que dans un four à combustion où les gaz brûlés pourraient contenir des proportions critiques de gaz carbonique convenables pour une décarburation active.

Le remède le plus sûr est l'emploi de fours à atmosphère contrôlée. A défaut, il est très fréquent de prévoir avant traitement des surépaisseurs de rectification, suffisantes mais

raisonnables, pour permettre d'éliminer par la suite le métal décarburé sans dépenses de finition excessives. [15]

La durée de chauffage et du maintien à température donnée doit être particulièrement surveillée. Par expérience, on peut dire que la pièce apparaît sombre dans la masse rouge du four, lorsqu'elle atteint sa température, elle sera de la même couleur.

Compte tenu de la diffusion plus lente des éléments d'alliage, la durée de maintien doit être suffisante pour que la dissolution des carbures et l'homogénéisation de l'austénite soient atteints. Cependant, s'il y a trop peu de carbures dissous, on risque, lors de la trempe, de ne pas atteindre la dureté désirée. S'il y en a trop, on peut avoir trop d'austénite résiduelle et, surtout, on peut provoquer un grossissement exagéré du grain, entraînant, de la fragilité. [16]

Pour les aciers à outils à haute teneur en chrome contenant des carbures M_7C_3 , la température d'austénitisation est plus élevée (supérieure ou égale à 960°C) car la mise en solution de ces carbures est plus difficile.

2.2 Refroidissement des aciers à outils de travail à froid

La gamme des vitesses de refroidissement est extrêmement large : elles peuvent varier depuis les plus faibles, correspondant par exemple à celle d'un four dont le chauffage est arrêté, jusqu'aux plus rapides dans la trempe à l'eau salée, car la structure de l'acier est étroitement liée à cette vitesse.

Les structures obtenues alors, peuvent varier depuis une juxtaposition d'éléments ferrite et carbures bien séparés lorsque le refroidissement est très lent, jusqu'à une solution en sursaturation de carbone dans la ferrite (martensite) lorsque le refroidissement est très rapide. Voir figure 2. 1 (courbe TRC pour Z 160CDV 12) [17]

La vitesse minimale de refroidissement qui correspond à la transformation de toute l'austénite surfusionnée jusqu'au point M_s en martensite est dite vitesse critique de trempe (V_c).

Quand la vitesse de refroidissement dépasse cette vitesse critique, l'austénite ne subit que la transformation martensitique.

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	W	V	Co	Cu	O ₂	%
1,54	0,39	0,29	0,007		0,11	12,00	0,87		0,50		0,014		

Austénitisé à: 1025°C_30 mn

Grosseur de grain: 10_11

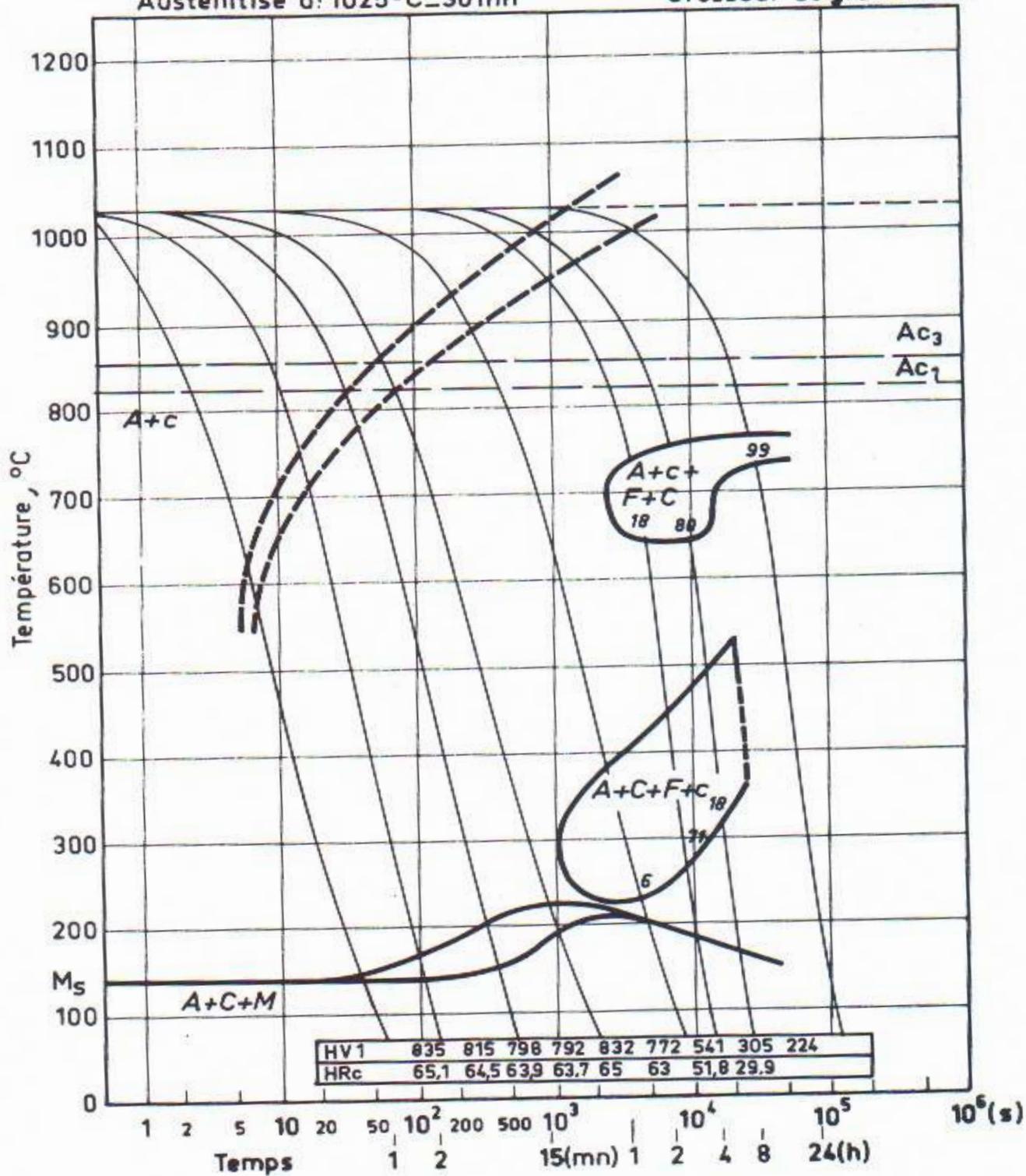


Figure 2. 1 : Courbe TRC pour Z 160 CDV 12 [14]

2.3 Constituants obtenus après chauffage et refroidissement :

Si l'on reprend comme base le diagramme fer - carbone, on constate qu'au cours du chauffage et dès 720°C, le mélange de ferrite et de cémentite, qui est le constituant stable de l'acier à la température ambiante, se transforme en austénite.

Les éléments d'alliage modifient la forme du diagramme fer - carbone; les éléments alphas, favorables à la formation de la ferrite (chrome, molybdène, tungstène, vanadium, silicium, aluminium), réduisent de façon importante le domaine des teneurs en carbone et l'intervalle de température qui correspondent à l'austénite pure (Voir figure 1. 2 : diagramme d'équilibre Fe-Cr à 13% de Cr)

Tous ces éléments tendent à élever les points de transformation ferrite → austénite au chauffage. Par contre, les éléments gamma, favorables à la formation d'austénite, tels que le manganèse et le nickel, tendent à abaisser les points de transformation (Voir figure 2. 2). [1]

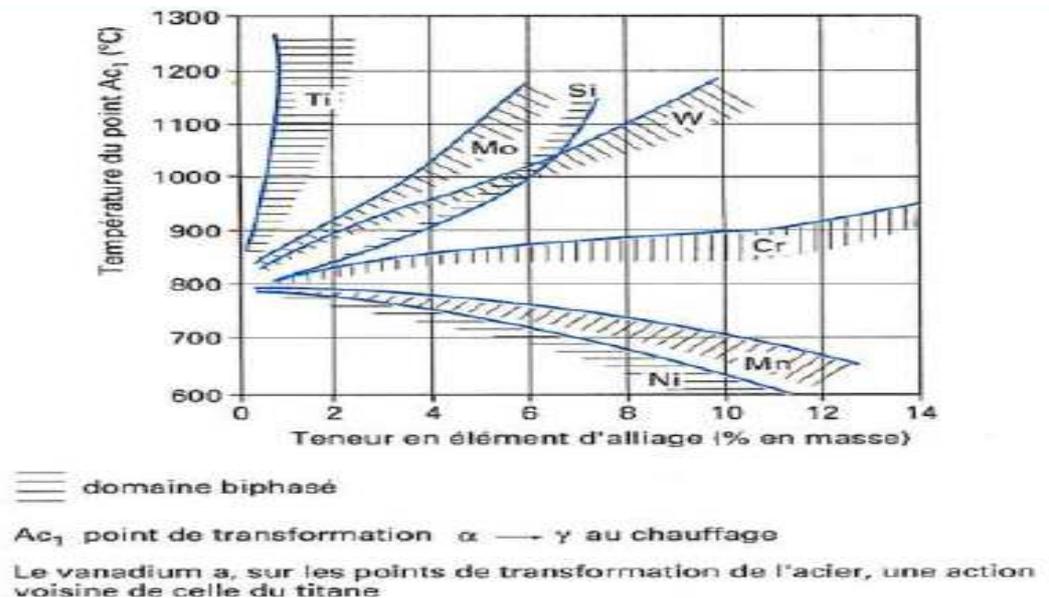


Figure 2. 2 : Influence des éléments d'alliage sur la position du domaine de température A_{c1} [1]

Les éléments d'alliages abaissent également la teneur en carbone de l'eutectoïde et par conséquent la barrière entre aciers hypo et hypereutectoïdes.

Le Mo, W, V et le Si sont parmi les éléments les plus actifs, le Mn, le Cr et Ni parmi les moins actifs (voir figure 2. 3).

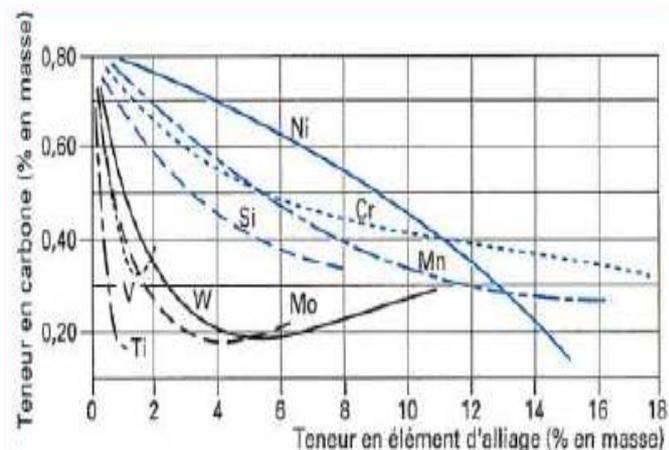


Figure 2. 3 : Influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde [1]

Au cours du refroidissement, les transformations structurales sont plus complexes car il apparaît un paramètre qui ne figure pas sur le diagramme fer carbone relatif à des états d'équilibre: le temps.

L'étude de la transformation de l'austénite peut se faire:

- Soit en condition isotherme à des températures variables situées au dessous du point A_1 ;
- Soit en condition anisotherme à des vitesses de refroidissements variables.

La première méthode aboutit au tracé des diagrammes température-temps-transformation (courbes TTT), la seconde au tracé des diagrammes de transformation en refroidissement continu (courbes TRC).

La représentation du diagramme TTT convient bien pour la définition des différents constituants obtenus suivant la température de maintien après chauffage à une température donnée.

Ce type de courbe est absolument nécessaire si on veut faire des traitements par étage dans le domaine de stabilité de l'austénite ou des trempes bainitiques.

Exemple : figure 2. 4 (Courbe TTT pour Z 160CDV12). [14]

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Cr %	Mo %	V %	%	%	%	%
1,54	0,39	0,30			12	1,09	0,5				

Austénitisé à : 1025°C _ 30 mn

Grosseur de grain : 10 - 11

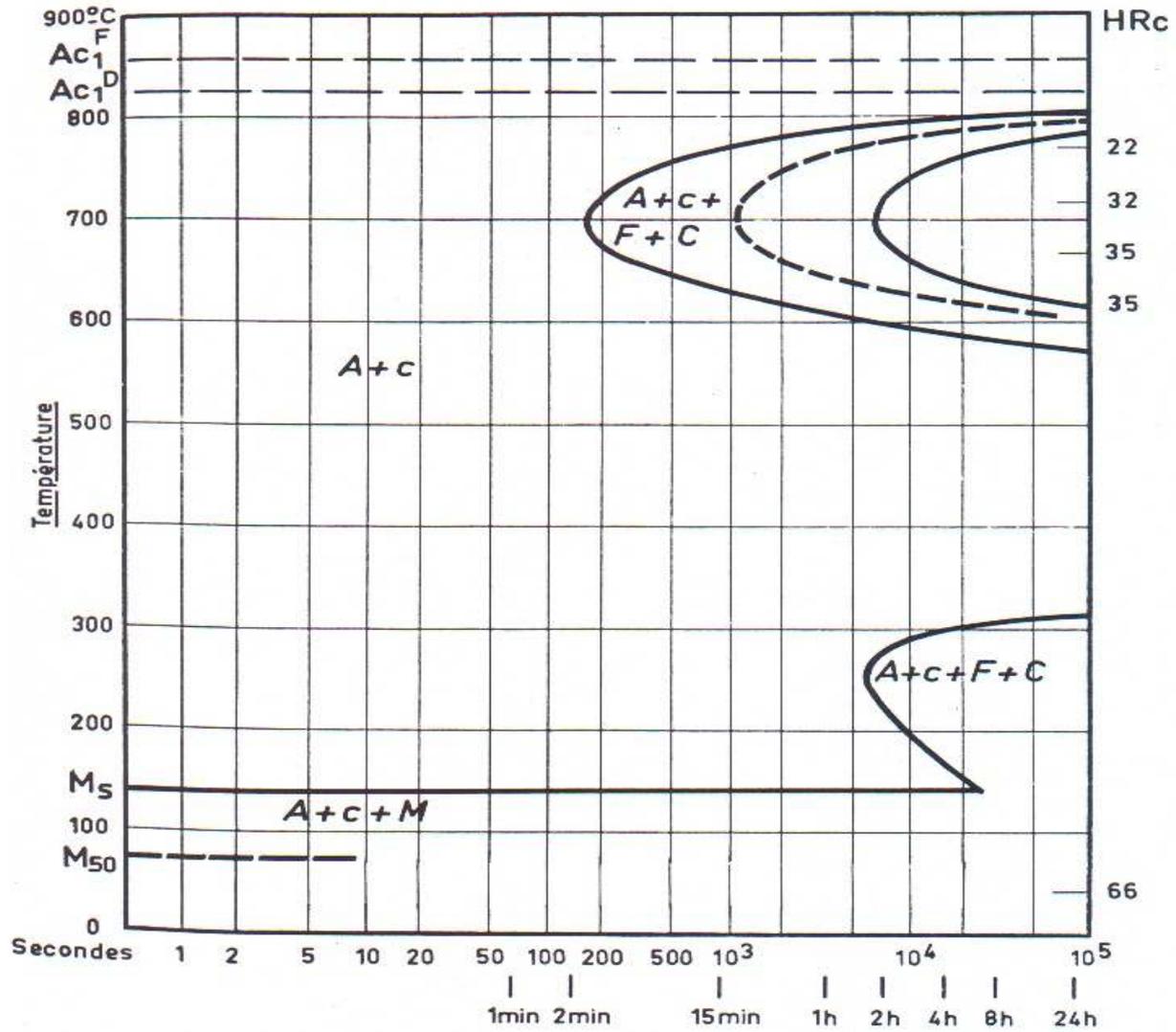


Figure 2. 4 : Courbe TTT Z160CDV12 [14]

On remarque que la transformation ne commence qu'après d'assez longs délais, ce qui autorise, pour la trempe, des refroidissements lents.

On note, d'autre part, la grande stabilité de l'austénite dans la zone 400-500°C, ce qui ouvre toutes les possibilités de trempe interrompue.

La teneur en carbone influe assez nettement sur la forme des courbes TTT ; c'est ainsi que selon le caractère hypo ou hypereutectoïde de l'acier, le domaine de formation de la perlite est précédé par un domaine correspondant à l'apparition de précipités de ferrite ou de cémentite ; d'autre part, la teneur en carbone joue également sur la position du point M_s , une augmentation de cette teneur se traduisant par un abaissement de M_s .

Suivant la vitesse de refroidissement, la transformation de l'austénite s'effectue d'une manière plus ou moins complète ; il peut donc subsister dans la structure de l'acier une fraction d'austénite.

Contrairement à ce qui se passe avec la perlite et la bainite, la transformation martensitique se déclenche aux plus basses températures et précisément à partir d'un point dit M_s .

2.3.1 Nature des carbures primaires :

Lorsque l'on élève la température de chauffage d'un acier à outils, les carbures que l'on rencontre à l'état recuit commencent à passer en solution. Les carbures M_3C et $M_{23}C_6$, contenant du chrome, du molybdène en plus du fer, commencent à se dissoudre dès $800^\circ C$ pour M_3C , $900^\circ C$ pour $M_{23}C_6$ et on ne les rencontre plus au-delà de $1130^\circ C$. Les carbures complexes du type M_6C ou MC , par contre, sont beaucoup plus résistants et ne sont que partiellement remis en solution ; les dissolutions importantes de ces deux dernières phases ne commencent que vers $1150^\circ C$ pour M_6C et $1200^\circ C$ pour MC .

Dans les aciers à outils à hautes teneurs en chrome et en carbone, la quantité de carbures M_7C_3 qui subsiste après chauffage aux environs de $1000^\circ C$ est comprise entre 10 et 15% pour les aciers à 12% de chrome et entre 4 et 5% pour les aciers à 5% de chrome. [1]

Le tableau 2. 1, donne à titre indicatif, pour un certain nombre d'aciers d'outillage à teneur croissante en chrome et d'aciers rapides à teneur croissante en vanadium, avec ou sans addition de cobalt, la quantité totale de carbures non dissous après austénitisation, la nature et la composition chimique de ces carbures .

Tableau 2. 1 : Caractéristiques des carbures primaires pouvant être présents dans les aciers à outils Après austénitisation [1]

Tableau 2.1 - Caractéristiques des carbures primaires pouvant être présents dans les aciers à outils après austénitisation												
Type d'acier	Température d'austénitisation (°C)	Taux de carbure non dissous (%)	Type de carbure et proportion trouvée		Composition chimique des carbures (% en masse)							
					C	Fe	W	Mo	V	Cr	Co	Si
85 CrMoV 7 (1).....	830	6,0	MC	100 %	6,7	76,1	...	1,1	1,3	12,3	...	2,5
X 100 CrMoV 5.....	950	4,5	M ₇ C ₃	100 %	8,5	50,0	...	4,9	4,8	31,9
X 160 CrMoV 12.....	1 025	12,5	M ₇ C ₃	100 %	8,7	35,5	...	4,2	4,5	46,9
X 100 CrMo 17.....	1 020	11,4	M ₇ C ₃	100 %	8,8	40,6	...	1,6	...	49,0
HS 6-5-2.....	1 220	10,2	MC	9,3 %	11,5	6,9	14,6	13,0	50,1	3,7	0,2	...
			M ₆ C	90,7 %	1,8	28,6	35,0	25,6	5,8	3,0	0,2	...
HS 6-5-4.....	1 220	10,5	MC	56,3 %	10,7	1,5	19,0	17,2	47,8	3,8	0,1	...
			M ₆ C	43,7 %	1,8	28,3	35,0	25,3	6,2	3,3	0,1	...
HS 12-1-5-5.....	1 220	13,9	MC	60,4 %	9,4	1,0	35,4	1,9	48,4	3,7	0,2	...
			M ₆ C	39,6 %	1,5	22,8	60,9	3,4	5,4	4,0	2,0	...

(1) Nuance non normalisée, dérivée de 100 Cr 6

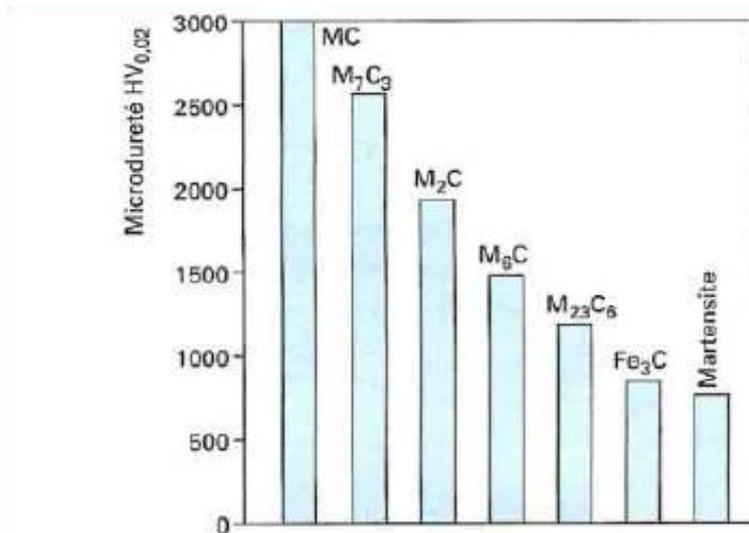


Figure 2. 5 : Microduretés comparées des carbures contenus dans les aciers à outils [1]

Nous donnons, à titre indicatif, sur la (figure 2. 5) les duretés comparées des principaux types de Carbures que l'on rencontre dans les aciers à outils.

La proportion maximale de carbure MC est à rechercher pour les problèmes de résistance à l'usure, sous réserve que les propriétés de mise en forme des outils et notamment d'aptitude à la rectification ne soit pas rendus trop délicates.

2.3.2 Grosseur de grain

La grosseur de grain austénitique est une des caractéristiques importantes des aciers à outils, cette taille est fonction de divers facteurs métallurgiques qui sont :

- La température d'austénitisation ;
- Le temps de maintien à cette température ;
- La composition chimique de l'acier ;
- La distribution des carbures primaires.

Etant donné que la grosseur de grain est étroitement liée à la ténacité (un grain fin étant favorable), certains éléments gênent le grossissement de grain, améliorent donc la ténacité par formation de carbures insolubles, assez finement répartis.

Ces carbures constituent des barrières pour le déplacement des joints de grains ; le grossissement du grain devient possible que dans la mesure où ces carbures sont dissous. Toutefois, il est à noter que cette dissolution des carbures est souvent recherchée (amélioration de la trempabilité et de la résistance au revenu) aussi, faut-il trouver un compromis entre ces diverses exigences.

D'une manière générale, les aciers à outils à haute teneur en carbone ($C > 0.6\%$) et éléments carburigènes, conservent une taille de grains relativement fine jusqu'à des températures assez élevées (de l'ordre de 1200°C) en raison de l'effet de barrière constitué par des carbures non dissous.

Plus les carbures sont fins et bien répartis, plus grande est la possibilité d'avoir un grain fin jusqu'aux températures d'austénitisation les plus élevées.

Par contre ; s'il y a des ségrégations marquées de carbures, il y a des hétérogénéités importantes de grosseur de grain.

2.4 Recuit des aciers à outils de travail à froid

Le but du recuit des aciers à outils est de mettre le métal dans un état d'adoucissement dans lequel sont effacées les traces laissées par les diverses manipulations subies antérieurement, telles que les contraintes mécaniques consécutives à des déformations à chaud ou à froid ou à l'usinage, ou pour remédier à une répartition grossière des phases ou des réseaux de carbures indésirables risquant de porter des préjudices aux traitements ultérieurs.

Deux types de recuit peuvent être envisagés, recuit complet et recuit de détente [18]

Recuit complet

Permet de régénérer la structure et d'adoucir l'acier dans les conditions les plus favorables pour faciliter l'usinage.

Il comporte un chauffage au-dessus du point de transformation, $\alpha \longrightarrow \gamma$ sans trop dépasser celui-ci, un maintien assez long à cette température pour réaliser l'équilibre de structure, puis un refroidissement très lent qui permette la décomposition de l'austénite aux températures supérieures, conduisant à une carbure globularisée dans une masse ferritique. L'adoucissement est d'autant plus grand que la vitesse de refroidissement est plus faible.

La vitesse de refroidissement doit donc être choisie en fonction du résultat visé, compte tenu de la composition de l'acier, mais elle ne doit jamais dépasser 25°C par heure jusqu'à 550°C, elle peut être accélérée ensuite lorsque la transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$ est terminée.

Recuit de détente :

Vise surtout à faire disparaître les contraintes résiduelles, conséquences de transformations mécaniques ou d'usinage.

Ce recuit se fait à une température inférieure au point de la transformation AC_1 (600°C - 700°C) et un refroidissement approprié, généralement lent pour éviter d'introduire de nouvelles contraintes, notamment dans les outils de forme irrégulière.

2.4.1 Structure à l'état recuit :

Après refroidissement lent d'une structure brute de coulée ou transformation à chaud des lingots qui se traduit, dans les cas des aciers lédeburitiques, par une déformation du réseau de carbures eutectiques et par formation d'amas de plus en plus envergure, les produits subissent un traitement de recuit.

Dans un tel état, la structure des aciers à outils est constituée par un agrégat de ferrite et de carbures.

Les carbures présents dans les aciers à outils à l'état recuit dépendent de la teneur en éléments d'alliage de ces derniers.

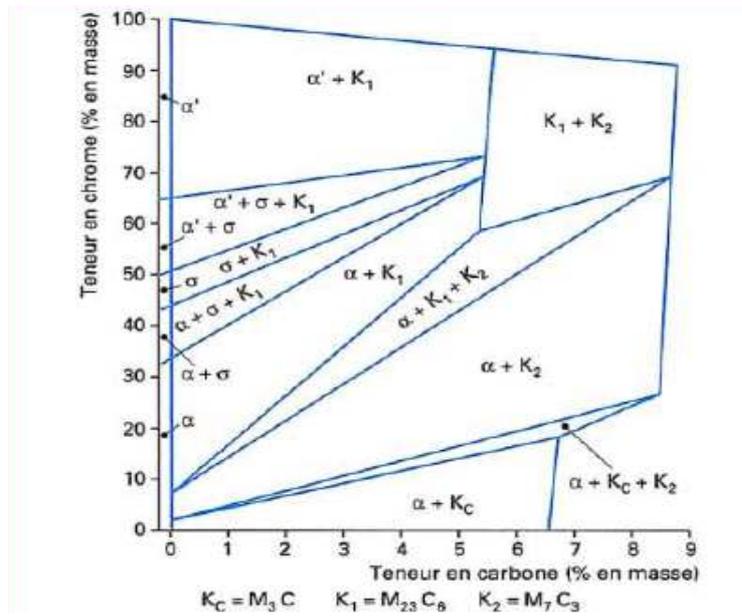


Figure 2. 6 : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C [1]

En présence de chrome, quand le pourcentage massique en carbone croit, apparaissent tout d’abord les carbures du type $K_c(M_3C)$ ou cémentite substituée, puis le carbure du type M_7C_3 , puis le carbure du type $M_{23}C_6$ dans le quel l’élément métallique M est constitué par l’ensemble (Fe + Cr) (voir figure 2. 6 qui est une coupe du diagramme ternaire fer - carbone - chrome) [1]

Le diagramme montre que les aciers à outils à hautes teneurs en chrome et en carbone sont constitués à l’état recuit par un agrégat de ferrite et de carbures du type M_7C_3 .

En présence de molybdène, au fur et à mesure que la teneur en carbone augmente, apparaissent tout d’abord les carbures du type M_3C , puis du type $M_{23}C_6$ riches en fer : $Fe_{21}Mo_2C_6$, puis les carbures du type M_6C correspondant à Fe_4Mo_2C et Fe_3Mo_3C (voir figure 2. 7).

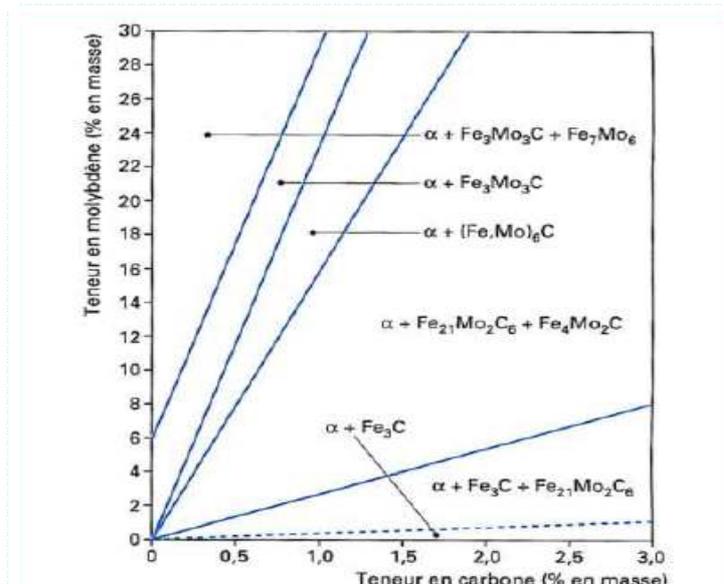


Figure 2. 7 : Coupe isotherme du diagramme Fe – Mo – C à 700°C [1]

2.5 Trempe des aciers à outils

Autre fois, le mot "trempe" évoquait l'idée d'un refroidissement brusque, on sait maintenant que la valeur - vitesse critique de trempe - diffère suivant les aciers et dépend de la stabilité de l'austénite, déterminée par la composition de l'acier. Plus la stabilité de l'austénite est grande, plus la vitesse critique de trempe est faible, et que certains aciers deviennent martensitiques, après un refroidissement à l'air pourvu que les dimensions de la pièce ne soient pas exagérée

La trempe des aciers consiste en un chauffage dans le domaine austénitique permettant d'obtenir une répartition homogène des carbures dans l'austénite, suivi d'un refroidissement suffisamment rapide pour que la structure finale obtenue soit martensitique. Ce traitement amène l'acier à un haut niveau de dureté. [8]

Parmi les milieux de refroidissement qu'on rencontre, on peut citer : l'eau salée, l'eau, l'huile, l'air, le plomb ou le bain de sel.

Pour les aciers alliés, caractérisés à la trempe par une stabilité élevée de l'austénite surfusionnée, on emploie, l'huile minérale, comme agent de trempe, l'huile présente certains avantages : faible vitesse de refroidissement dans l'intervalle de température martensitique, qui diminue le danger des défauts de trempe, sévérité de trempe constante dans une large plage de température du milieu (20 à 150°C). La différence entre les propriétés de la surface et de l'âme d'une pièce dans le cas d'une trempe à l'huile est plus petite que lors du refroidissement dans l'eau. Parmi les inconvénients il y a l'inflammabilité.

2.5.1 Trempabilité

Ces divers éléments employés en combinaison de deux, trois si non plus, renforcent l'action de chacun d'eux afin d'améliorer la trempabilité.

La trempabilité de l'acier est son aptitude à subir la transformation martensitique lors de la trempe.

Dans le cas des aciers à outils, la trempabilité peut se définir par la possibilité d'obtenir un niveau de dureté donné à un endroit précis de l'outil en se fixant les paramètres suivants : [18]

- condition d'austénitisation (température de chauffage et temps de maintien)
- Dimensions des pièces à traiter
- Milieu de refroidissement

Le milieu de refroidissement, en particulier, a une efficacité qui dépend, pour une température donnée, de sa conductivité thermique, de sa capacité thermique, de sa viscosité et du mode d'agitation. La sévérité de ce milieu peut se caractériser par une échelle de valeurs H comprise entre 0.02 pour la trempe à l'air calme et 2.0 pour la trempe à l'eau salée.

Il faut rappeler qu'existent deux notions bien distinctes au niveau de l'obtention de la dureté après traitement thermique de trempe dans le cas des aciers à outils :

- L'intensité de durcissement, qui dépend essentiellement de la quantité de carbone mise en solution solide dans l'austénite avant trempe.
- La pénétration de trempe, qui dépend essentiellement de la teneur en éléments d'alliage contenus dans l'acier et de la grosseur du grain austénitique.

2.5.1.1 Influence des éléments d'alliages sur la trempabilité

La trempabilité est directement liée à la vitesse critique de trempe : plus cette vitesse est faible, plus la trempabilité est élevée.

En règle générale, tous les éléments d'addition, à l'exception du cobalt, retardent le début des transformations perlitique et bainitique, améliorant la stabilité de l'austénite surfusionnée, c'est à dire sur la courbe TTT déplacent à droite, dans le sens d'une plus grande durée de séjour, les courbes du début et de la fin de la décomposition (solution austénitique plus stable, l'acier sera plus trempant)

Il en est de même pour la courbe TRC qui se verra repoussée vers des refroidissements lents ou des températures plus basses.

2.5.1.2 Cas des aciers à outils alliés trempant

Pour cette catégorie d'aciers, la courbe jominy classique s'avère insuffisante du point de vue dimensionnel et il est nécessaire de caractériser la trempabilité par des moyens plus performants.

L'essai le plus complet dans ce domaine consiste à associer les critères de dureté et de structure pour chaque vitesse de refroidissement et pour cela à utiliser les courbes TRC.

Une modification de la présentation de ces courbes fait intervenir le temps (durée de refroidissement entre 700 et 300°C).

Nous avons choisi de faire référence à la durée de refroidissement entre 700 et 300°C, car les mécanismes de transformation qui font intervenir des processus de germination et croissance, et par suite le temps, sont susceptibles de se produire, dans les conditions habituelles de traitement thermique des aciers, entre A_{c1} et M_s donc entre 700°C, température légèrement inférieure à celle des points A_{c1} de nombreux aciers, et 300°C, température proche des points M_s des aciers.

En effet, ces diagrammes reproduisent les lois de refroidissement des différentes éprouvettes utilisées et indiquent la dureté que ces éprouvettes présentaient après retour à la température ambiante. Il suffit donc de déterminer les durées de refroidissement nécessaire dans chaque cas pour atteindre 700 et 300°C, et, par voie de différence, on parvient alors à la valeur du paramètre Δt qui définit l'abscisse du point qui, dans la courbe HV (Δt) ou HRC (Δt), aura la dureté correspondante pour ordonnée. La figure 2. 8 illustre ce processus qui permet de tracer la courbe point par point.

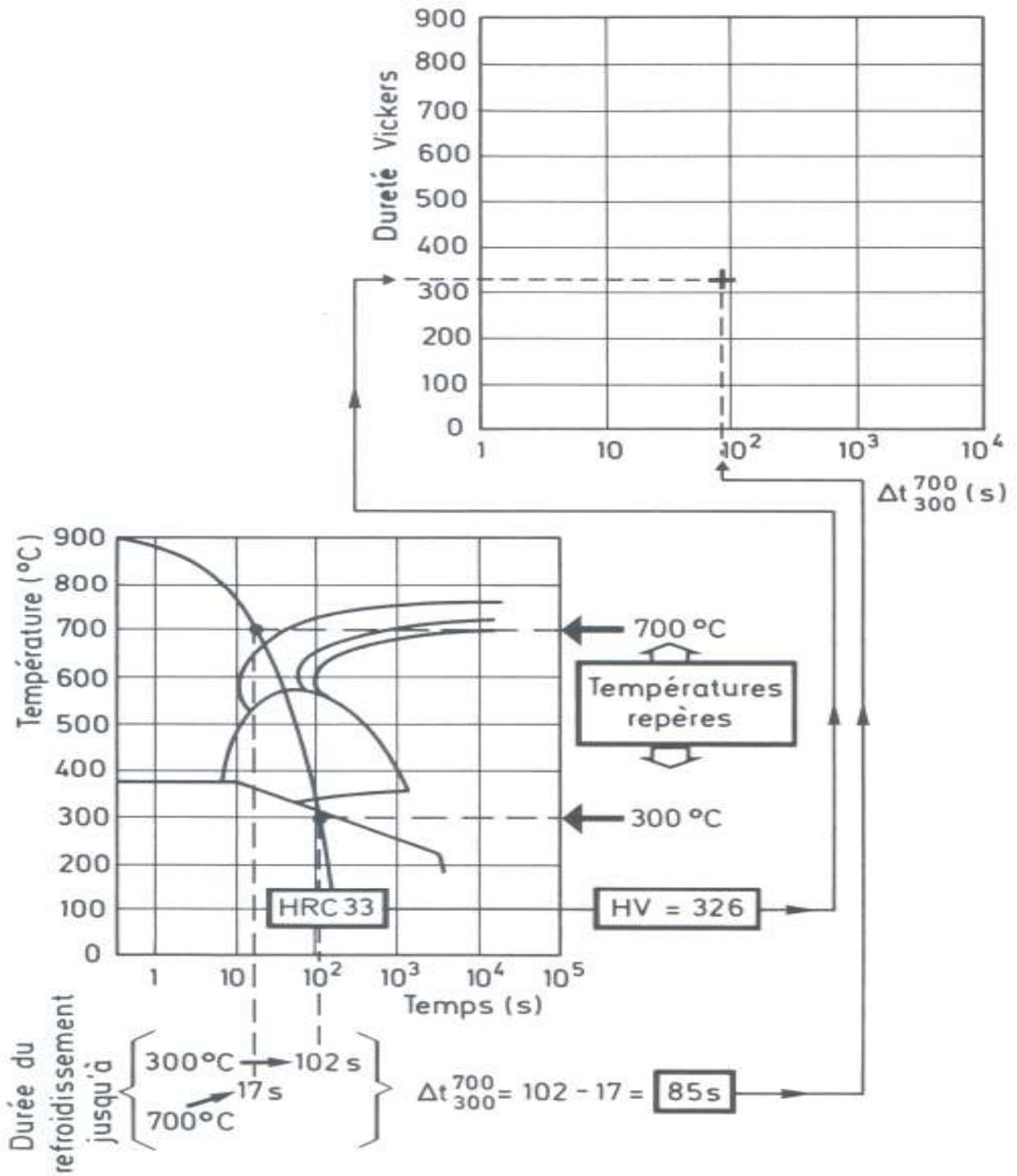


Figure 2. 8 : Principe du tracé point par point de la courbe HV (Δt) à partir du diagramme TRC. [14]

La courbe dureté – paramètre de refroidissement, à son examen (figure 2. 9), on peut faire les observations suivantes :

- dans le domaine des faibles valeurs de Δt correspondant aux refroidissements les plus rapides, la dureté reste constante à un niveau élevé. Ce niveau, en l'absence d'austénite résiduelle, est celui de la dureté de l'acier considéré lorsqu'il est à l'état totalement martensitique ; il définit donc la valeur maximale de la dureté de cet acier après austénitisation dans les conditions adoptées et transformation martensitique. La plus grande valeur du paramètre Δt correspondant à l'extrémité droite de cette partie horizontale de la courbe HV (Δt) définit la loi critique de trempe martensitique ; dès que le refroidissement est plus lent, c'est-à-dire lorsque Δt est supérieur à cette valeur limite Δt_0 , la structure du métal n'est plus totalement martensitique.

- au delà du plafond correspondant au domaine martensitique, la dureté décroît assez rapidement quand Δt augmente, c'est-à-dire lorsque le refroidissement devient moins rapide. Cette variation importante de la dureté traduit tout d'abord la substitution progressive de la bainite à la martensite, puis de la diminution de la teneur en bainite et l'apparition des structures ferrito-perlitiques.

- enfin, pour les plus grandes valeurs de Δt , soit lorsque le refroidissement devient lent et même très lent, la pente de la courbe diminue puis tend à devenir faible et pratiquement constante. Ces faits traduisent la disparition des plages bainitiques au profit d'une structure totalement ferrito-perlitique puis, pour les refroidissements les plus lents, la formation de structures ferrito-perlitiques de plus en plus grossières.

- parfois, la partie de la courbe HV (Δt) peut être modifiée par l'effet de durcissement lié à la précipitation de carbures alliés au cours de la transformation. La courbe présente alors une bosse dont la hauteur relative est liée à l'amplitude de ce durcissement.

Les modifications de la courbe HV (Δt) liées à l'addition d'éléments d'alliages sont les conséquences directes des effets de ces éléments sur le diagramme de transformation en refroidissement continu. Ainsi donc, toute addition d'élément augmentant la trempabilité décale la courbe HV (Δt) vers la droite (Δt_0 plus grand) tandis que tout apport d'élément accroissant la dureté provoque un déplacement vers le haut (HV plus élevée) dans la mesure où tous ces éléments ont bien été mis en solution dans l'austénite.

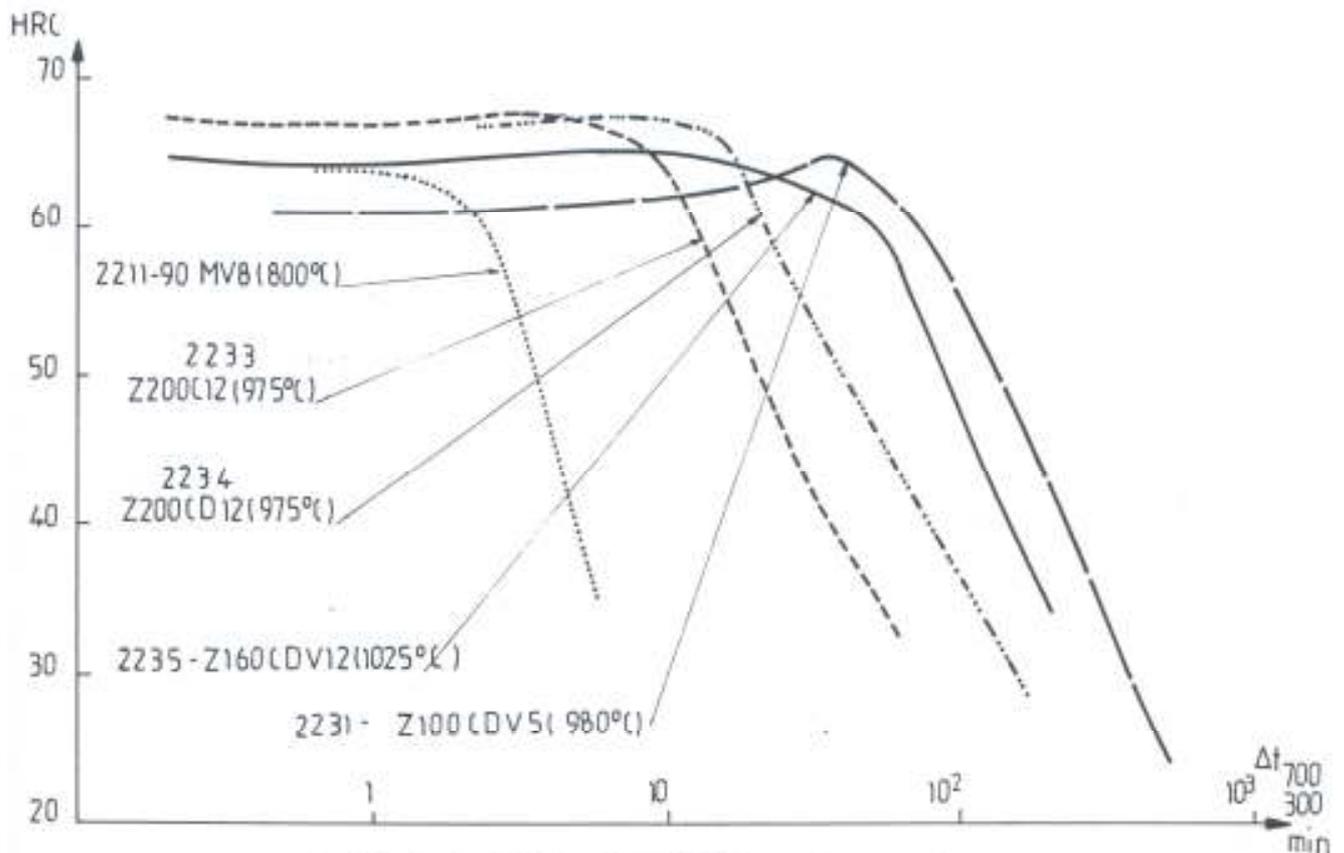


Figure 2. 9 : Courbe HRC = f (Δt 700-300) pour les aciers indéformables (Etat non revenu) [14]

2.5.2 Description de la transformation martensitique

Cette transformation a lieu seulement lorsqu'un refroidissement rapide produit la surfusion de l'austénite jusqu'à des basses températures qui rendent impossible la diffusion. Le processus marche donc sans diffusion. Dans la quelle le carbone, initialement en solution solide dans l'austénite, reste confiné. Les atomes du carbone occupent les interstices octaédriques et produisent une forte distorsion du réseau.

Pour assurer la marche de cette transformation, un acier doit être refroidi d'une façon contenue au-dessous de M_s . une interruption dans le refroidissement met pratiquement fin à la transformation martensitique. Ce trait particulier distingue nettement la transformation martensitique de la diffusion perlitique qui se produit du début à la fin dans les conditions isothermiques à une température inférieure au point A_1 . [5]

2.5.2.1 Caractéristiques générales

La transformation s'amorce dès la température M_s et se déroule non pas dans des conditions isothermes, mais dans un intervalle de température, et ne s'arrête qu'à des valeurs M_f inférieures à 20°C .

En pratique et à la fin de la réaction, il subsiste toujours une faible proportion d'austénite non transformée, c'est à dire de l'austénite résiduelle.

La position des points M_s et M_f ne dépend pas de la vitesse du refroidissement, elle est conditionnée par la composition chimique de l'austénite.

La température des points M_s et M_f est d'autant plus basse que la teneur de l'austénite en carbone est plus élevée (Figure 2. 10 a).

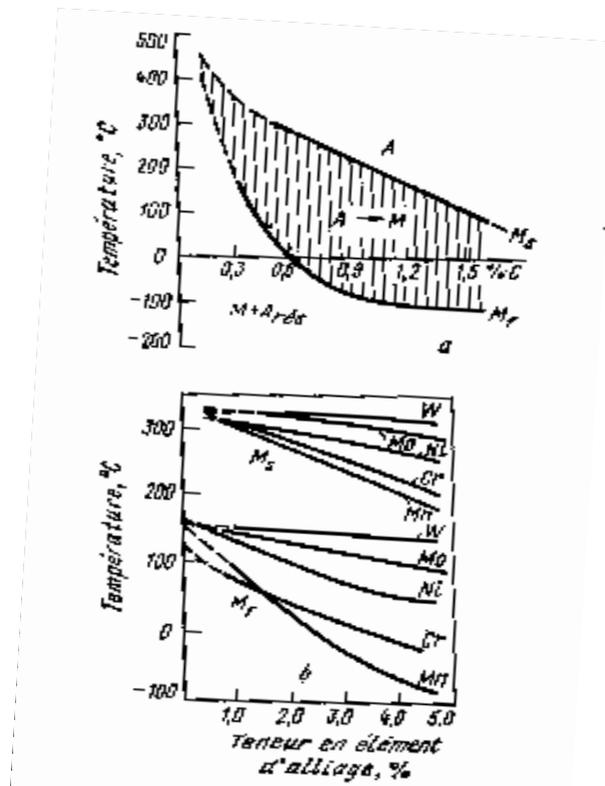


Figure 2. 10 : Température des points martensitiques M_s et M_f : a- influence de la teneur en carbone ; b- influence de la teneur en éléments d'alliage [5]

2.5.2.2 L'influence des éléments d'addition

Tous les éléments d'alliage, sauf le cobalt et l'aluminium, baissent les points M_s et M_f (figure 2. 10 b).

L'effet relatif des éléments d'addition peut être donné par la relation empirique
 $M_s (^{\circ}C) = 539 - 423 (\%C) - 30.4 (\%Mn) - 17.7 (\%Ni) - 12.1 (\%Cr) - 7.5 (\%Mo)$
(Formule d'Andrews) [28]

2.5.3 Quantité présente de l'austénite résiduelle après trempe

Dans le cas des aciers à outils, la transformation martensitique ne se produit pas jusqu'à la fin, il subsiste après trempe une quantité non négligeable d'austénite résiduelle (Voir figure 2. 11), qui joue un rôle important au niveau des propriétés d'emploi : [5]

- Difficulté d'obtention de la dureté.
- Transformation en martensite secondaire par écrouissage.
- Déformation au traitement, etc...

La quantité d'austénite résiduelle, dépend de trois facteurs dans la plus part des aciers à outils.

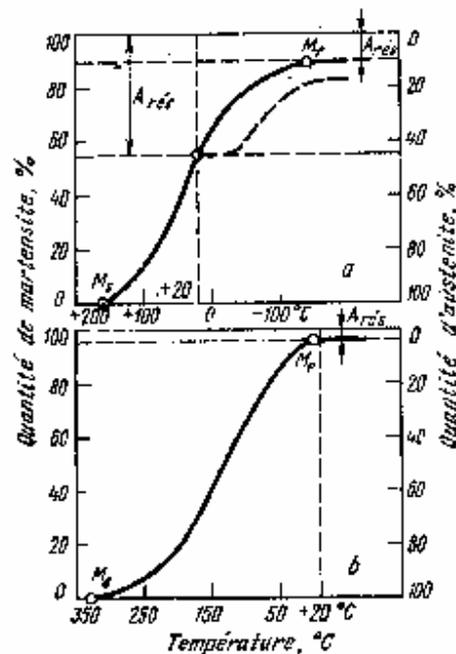


Figure 2. 11: Courbes martensitiques pour les aciers à haut carbone (a) et à carbone moyen (b) ($A_{rés}$: austénite résiduelle ; la martensite de la courbe en pointille est celle d'après la stabilisation de l'austénite) [5]

a) La température d'austénitisation

Nous indiquons sur la (figure 2. 12) l'influence de la température d'austénitisation sur le taux d'austénite résiduelle de quelques aciers d'outillage à froid alliés.

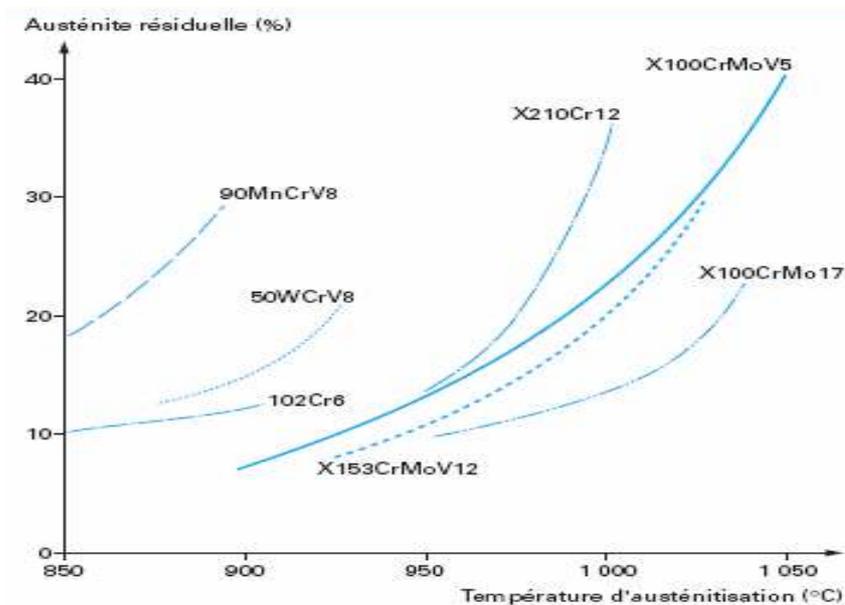


Figure 2. 12 : Influence de la température d'austénitisation sur le taux d'austénite résiduelle de quelques aciers d'outillage à froid alliés [18]

Les courbes de la figure 2. 12, représentent l'évolution du taux d'austénite résiduelle en fonction de la température de trempe pour les nuances d'aciers les plus caractéristiques. L'augmentation du taux d'austénite résiduelle après trempe est sensible pour les aciers à forte teneur en chrome au delà de 950°C.

L'élévation de cette température (température d'austénitisation) provoque un fort abaissement du début de la transformation martensitique (M_s) qui passe pour l'acier Z200C12 de 184°C pour une température de 970°C à 70°C pour une température à 1050°C, dans ces conditions, la quantité d'austénite résiduelle à la température ambiante passe de 10 à 65%.

b) La composition chimique

La quantité d'austénite est d'autant plus grande que les points M_s et M_f se trouvent plus bas, c'est à dire que la teneur de l'austénite en carbone et en éléments d'alliage est plus grande. (Voir figure 2. 10 et 2. 11).

c) La vitesse de refroidissement

Pour un acier donné et des conditions d'austénitisation données, le pourcentage d'austénite résiduelle varie suivant la vitesse de refroidissement et passe par un maximum pour la vitesse critique de trempe martensitique. Si la température M_f est inférieure à la température ambiante, un maintien à 20°C ou au-dessus entraîne une stabilisation de l'austénite résiduelle et c'est la raison pour la quelle il est nécessaire de faire le traitement de revenu immédiatement après la trempe. [14]

2.5.3.1 Transformation de l'austénite résiduelle pendant de revenu

Pendant l'opération de revenu, les modifications de structures sont importantes et dépendent fortement de la nuance et des conditions de traitement antérieur. [26]

De ce fait l'austénite résiduelle subit au refroidissement qui suit le revenu une transformation martensitique qui fragilise l'acier (figure 2. 13 et 2. 14) ; un second revenu est donc nécessaire pour détendre cette nouvelle martensite fragile.

Précisons que l'austénite peut se transformer en bainite vers 300°C dans l'acier Z200C12 (figure 2. 13), et en martensite pour toutes les autres températures.

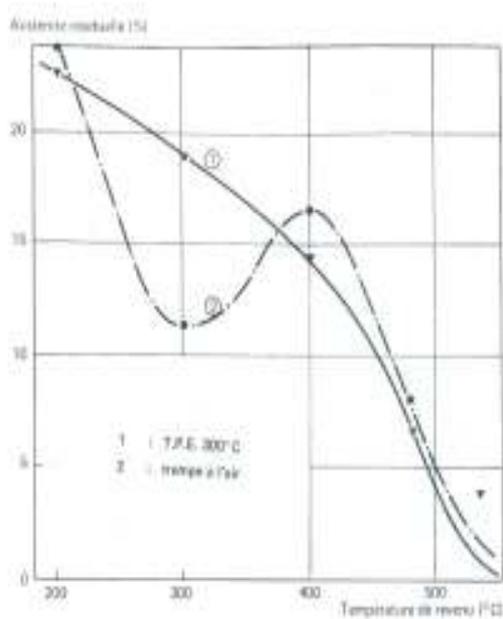


Figure 2. 14 : Evolution de la teneur en austénite résiduelle d'un acier type Z200C12, en fonction de la température de revenu pour deux modes de trempe. Conditions d'austénitisation : 980°C, 25 minutes. [26]

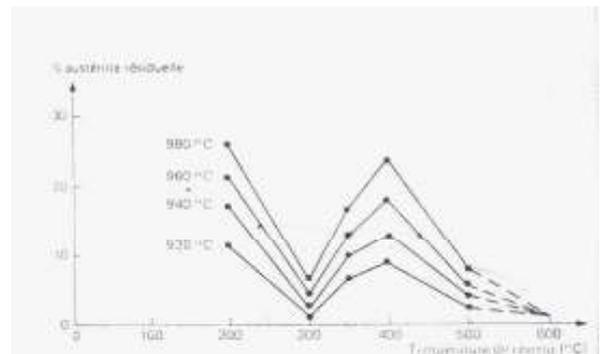


Figure 2. 13 : Evolution de la teneur en austénite résiduelle d'un acier type Z100CDV5, en fonction de la température de revenu pour les différentes températures de trempe. [26]

2.5.4 Traitement par le froid

Ce traitement peut être effectué sur les outils en aciers relativement alliés à haute teneur en carbone, à très hauts niveaux de dureté ($> 60\text{HRC}$) caractérisés par un point $M_s \leq 200^\circ\text{C}$ (point de transformation en martensite), qui subissent des revenus à des températures n'excédant pas 200°C , correspondant seulement à un détensionnement des contraintes de trempe. La température optimale de réfrigération est variable suivant la nature de l'acier, et est le plus souvent comprise entre -60 et -100°C .

2.6 Structures de revenu

Introduction

La structure à l'état brute de trempe d'un acier se compose de martensite et d'austénite résiduelle qui sont des phases hors d'équilibre, avec en plus ; dans les aciers les plus alliés des carbures non dissous. La martensite est une phase très dure, mais très fragile aussi. Pour ces raisons, le traitement d'austénitisation suivi d'une trempe est généralement prolongé par un revenu. Cela consiste à chauffer l'acier à une température variable, mais inférieure à la température A_{c1} , pendant un temps plus au moins important. Par ce traitement, la matrice martensitique, qui présente une structure de solution solide sursaturée, rejette le carbone sous forme de très fins carbures. La structure finale sera donc une phase carbure finement dispersée dans une matrice ferritique qui garde certains traits structuraux similaires à la matrice originale (martensite). A cela s'ajoute la décomposition de l'austénite résiduelle en phases plus proches d'équilibre à savoir = la bainite. [19]

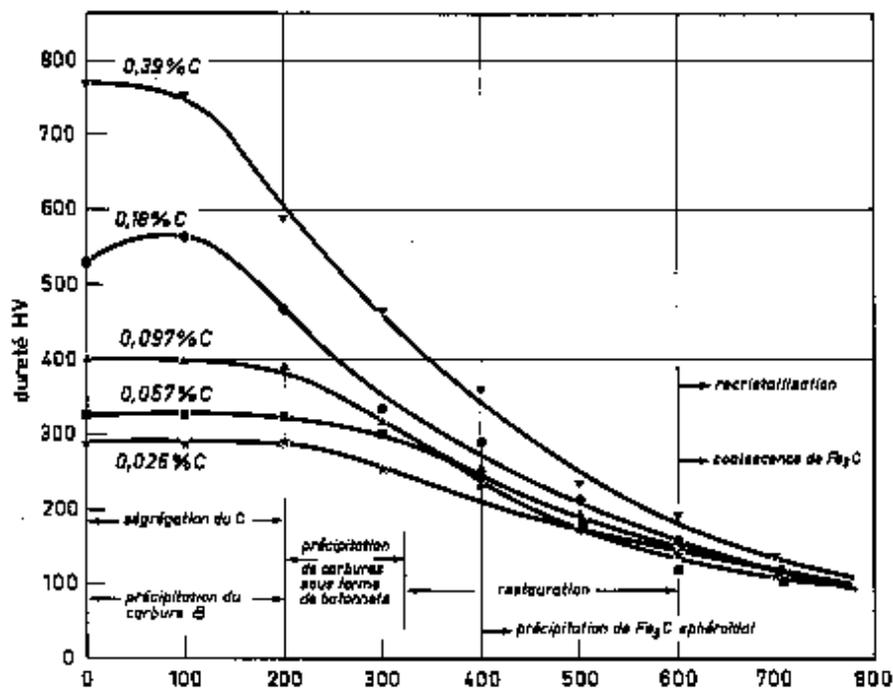


Figure 2. 15 : variations de la dureté en fonction de la température de revenu (1 heure) d'alliage Fer-carbone Martensitique [20]

Avant de traiter le comportement au revenu des aciers alliés, nous donnons une brève description des aciers au carbone soumis à ce traitement. Par chauffage d'une structure trempée, le processus du revenu se fait en quatre étapes distinctes suivant la température ; ainsi schématisées par la figure 2. 15 [20]

Etape1 ; décomposition de la martensite (première transformation de revenu).

Aux températures inférieures à 150°C, caractérisée par la précipitation de fins carbures ferreux " ϵ " et la perte partielle de la forme tétragonale de la martensite.

Etape2 ; le deuxième stade de la décomposition martensitique se produit entre 150 et 350°C, la forme des carbures " ϵ " est progressivement remplacée par la cémentite, et la martensite perd la totalité de sa tétragonalité , et la structure apparue s'appelle : martensite de revenu .

Etape3 ; entre 200 et 300° C, ou le phénomène de décomposition de l'austénite résiduelle prédomine, donnant lieu à une ferrite bainitique et de la cémentite.

Etape4 ; supérieure à 350°C et caractérisée par la coalescence et la tendance à la sphéroidisation de la cémentite, ainsi que la recristallisation de la ferrite.

La teneur en carbone de la martensite de revenu est déterminée par la température et la durée de chauffage. (Voir figure 2. 16). [5]

Plus la température de revenu est élevée, plus la teneur en carbone de la solution solide (martensite) est petite (Voir figure 2. 16, a).

Avec l'augmentation du séjour à ces températures, on constate d'abord une précipitation intense du carbone, puis ce processus ralentit et en pratique cesse complètement lorsque la durée du séjour devient importante (Voir figure 2. 16, b).

L'évolution de la dureté pendant le revenu est fonction aussi du taux du carbone, tel que montrée par la figure 2. 15 pour des aciers jusqu'à 0.4%C. au delà de cette concentration, des augmentations de dureté ont été observées dans l'intervalle de températures 50 -150°C et s'expliquent par la précipitation des carbures " ϵ ". Par contre la tendance générale est à l'adoucissement pour des températures de revenu plus élevées.

Nous allons montrer l'effet des éléments d'addition sur le comportement de la martensite au revenu. Ceux-ci ont, en effet, une influence non seulement sur cinétique des réactions classiques, mais aussi sur les nouvelles phases qui en résultent. Certaines peuvent disparaître au profit d'autres, comme c'est le cas de la cémentite qui peut être remplacée par d'autres carbures alliés.

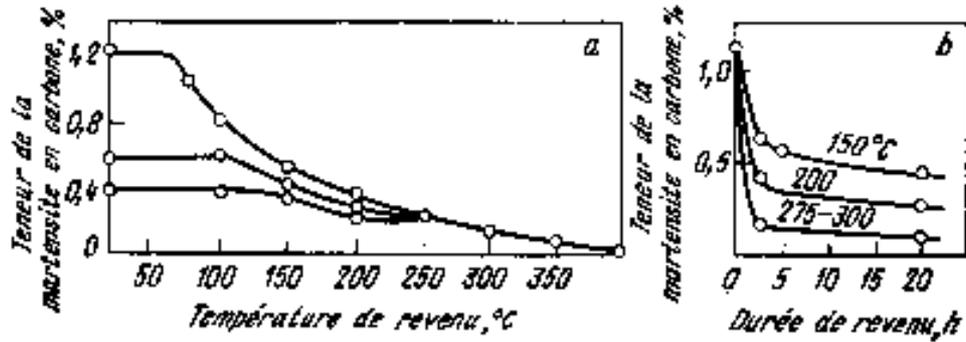


Figure 2. 16: Teneur en carbone de la martensite :
 a-en fonction de la température de revenu (acier à 0.4 ; 0.6 et 1.2 % C);
 b-en Fonction de la durée du revenu (acier à 1.2 % C) [5]

Les aciers alliés (exemple : Z200C12 et Z160CDV12) présentent, soit un retard à l'adoucissement entre 450 et 550°C, soit un durcissement secondaire vers 500°C. Dans ce cas, la séquence de précipitation des carbures dans la martensite est la suivante :

- carbure entre 80 et 200°C,
- cémentite entre 300 et 500°C (ou carbure M_3C),
- carbure M_7C_3 à partir de 450°C. [14]

C'est l'échange du carbone entre la cémentite et le carbure M_7C_3 qui contribue au retard à l'adoucissement ou au durcissement secondaire. L'amplitude de ce phénomène dépend, d'une part de la température d'austénitisation qui conditionne la mise en solution du carbone et des éléments d'alliage, d'autre part de la composition chimique de l'acier. Ces résultats sont illustrés par la courbe de la figure 2. 17 relatives à l'acier Z160CDV12.

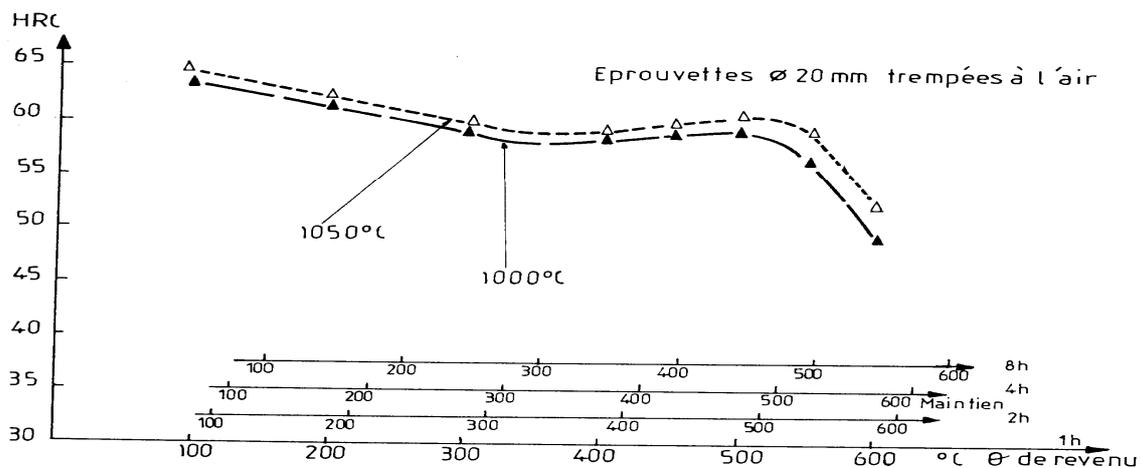


Figure 2. 17 : Evolution de la dureté HRC en fonction de la température de revenu [14]

2.6.1 Influence des éléments d'addition sur les carbures de fer : [20]

Jusqu'à une température de l'ordre de 450 à 500°C, les phénomènes sont à peu près les mêmes que ceux que l'on observe pour les aciers au carbone = toute fois, il pourra y avoir, à partir d'une température de l'ordre de 200 à 250°C un certain retard à l'adoucissement au revenu, avec la plus part des éléments d'alliage, par rapport à des aciers au carbone ayant les mêmes teneurs en carbone, par suite du durcissement en solution solide ou du retard à l'évolution de la cémentite dus à la présence de ces éléments. On pourra donc, là encore parler de premier, deuxième et troisième stades du revenu.

Une attention, particulière doit être apportée au cas du Si, stabilise le carbure de fer " ϵ " jusqu'à des températures de 400°C, et même au delà, ce qui signifie aussi que la transformation du carbure " ϵ " vers la cémentite est considérablement retardé.

Pour les aciers contenant des éléments d'alliage qui ont tendance à donner des carbures, tels que : Ti, Nb, V, Mo, W, Cr,....les phénomènes sont à peu de choses près les mêmes que ceux que l'on observe pour les aciers au carbone seulement jusqu'à une température de l'ordre de 450 à 500°C. En effet, au delà de cette température, la diffusion des atomes du ou des éléments d'alliage présents devient possible et il y a enrichissement progressif de la cémentite en éléments d'alliage.

La cémentite peut même être remplacée totalement par le carbone de l'élément d'alliage si celui-ci est très avide de carbone et si sa teneur est suffisante.

Aux températures de revenu élevées, entre 400 et 700°C, l'influence des ces éléments est encore plus marquante en retardant la coalescence de la cémentite. Des éléments, notamment le Si, Cr, Mo, et le W retiennent la cémentite sous sa fine structure de widmanstätten en y diffusant carrément ou par ségrégation aux interfaces cémentite – ferrite. Phénomène dont l'effet direct est d'empêcher l'adoucissement pendant les revenus aux hautes températures.

Contrairement, donc, aux aciers au carbone ou la coalescence de la cémentite commence à 350-400°C, celle-ci n'est perceptible qu'à partir de 500°C -550°C pour les aciers alliés. Conclusion importante, par des revenus inférieurs à 500°C, on n'obtient que des carbures de fer (ϵ , cémentite) ; les éléments d'addition ne font que diffuser vers ces phases et former donc des solutions solides (cémentite alliée).

2.6.2 Formation des carbures alliés et durcissement secondaire

Les éléments d'alliage considérés : Cr, V, Mo, W, et Ti donnent des carbures plus stables que la cémentite.

Ces carbures sont thermodynamiquement très stable puisque leurs enthalpies de formation sont largement supérieures à celle de la cémentite.

Ils pourront donc, soit retarder la formation et l'évolution de la cémentite en freinant la diffusion du carbone et en substituant au Fe dans le réseau, soit donner des carbures alliés qui pourront se former de préférence à elle, ou encore la remplacer au cours du revenu.

Deux types fondamentaux de modes de transformation des carbures ont été observés : [20]

a) transformation (in situ): les particules de cémentite se transforment directement en groupes de particules de carbures alliés, par germination de celles-ci à l'interface ferrite - cémentite et croissance jusqu'à disparition de la cémentite. On observe alors des groupes de particules plus fines des carbures alliés.

b) Transformation par germination séparée : les particules initiales des cémentite se dissolvent dans la matrice et les carbures alliés apparaissent sur de nouveaux sites de germination, essentiellement les dislocations. Cette morphologie de précipitation est généralement plus fine, donc plus durcissante, que la précédente. Mais, fait important dans les traitements de revenu, ce processus n'est possible qu'à partir des températures de 500 - 600°C.

La formation de ces carbures au cours du revenu est particulièrement importante pour la pratique, car il y a non seulement durcissement des aciers, Mais encore, du fait de la très grande stabilité des carbures formés, la diminution des propriétés avec la température est beaucoup moins importante que pour le aciers au carbone : tous les aciers pour emplois à chaud contiendront donc des éléments d'alliages susceptibles de donner des carbures.

2.6.3 Revenu des aciers contenant du chrome

Dans les aciers au chrome, on rencontre deux carbures : le Cr_7C_3 , de forme trigonale, et le Cr_{23}C_6 de forme cubique complexe. Pendant le revenu, on assiste à la réaction suivante =
matrice $\rightarrow (\text{Fe Cr})_3\text{C} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$

Cette séquence n'est complète que si le taux de chrome dans l'acier dépasse 7%. A des concentrations inférieures, et même en présence d'autres éléments comme le molybdène, le Cr_{23}C_6 n'apparaît pas. Par rapport au vanadium, le chrome est moins carburigène, ce qui fait que le carbure Cr_7C_3 n'est possible que si le taux en chrome dépasse 1% pour 0.2% C.

Jusqu'à 4% de Cr, la transformation de Fe_3C en Cr_7C_3 fait par germination aux interfaces Fe_3C / ferrite. Les pics de durcissement secondaires, voir la figure (2. 18), n'apparaissent qu'à des compositions supérieures à 9% Cr et sont associés à la précipitation du Cr_7C_3 .

La diffusion relativement rapide du chrome dans la ferrite fait que le Cr_7C_3 est détecté à des températures aussi faibles que 500°C (voir figure 2. 18), et en comparaison avec le carbure de vanadium, ce carbure coalesce rapidement. Ceci se traduit, par un adoucissement au revenu entre 500 et 700°C et ce, malgré la présence d'autres éléments comme le molybdène qui peut réduire la coalescence du Cr_7C_3 . au contraire, pour un acier à 12% Cr, et pour les mêmes températures, il apparaît un durcissement secondaire associé au Cr_7C_3 et, en même temps, commence la germination du carbure Cr_{23}C_6 . La croissance du Cr_{23}C_6 se fait au dépens du Cr_7C_3 qui peut disparaître complètement par vieillissement au revenu, la présence d'autres éléments d'addition stabilise l'un ou l'autre des deux carbures; le tungstène accélère la croissance du Cr_{23}C_6 , alors que le vanadium stabilise le carbure Cr_7C_3 . de ce dernier comportement, on préfère le vanadium pour maintenir une structure fine et dispersée en carbures Cr_7C_3 dans l'intervalle de températures $550 - 650^\circ\text{C}$. [20]

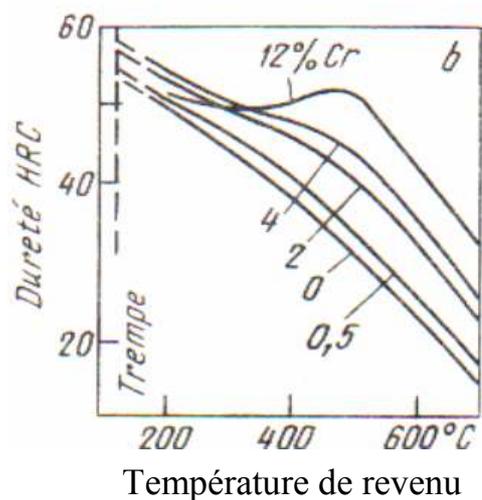


Figure 2. 18 : Influence de la température de revenu pour un acier à 0.44% C, Mais pour une teneur différente de chrome [5]

CHAPITRE 3

TECHNIQUES D'ANALYSE

3.1 Introduction

Dans cette partie, nous faisons le point sur les différentes techniques expérimentales utilisées lors de la réalisation de ce travail. L'interprétation exacte des différents résultats obtenus lors de cette étude repose sur les mesures correctes et justes provenant des instruments techniques utilisés et des limites technologiques de chaque équipement.

3.2 Composition chimique

L'analyse est effectuée à l'aide d'un spectromètre d'analyse chimique de marque PHILIPS spectrométrie émission PV8050 du laboratoire POVAL BERROUAGHIA (voir figure 3. 1).



Figure 3. 1 : Spectromètre d'analyse chimique.

3.3 Dureté

L'essai Rockwell, très rapide (quelques secondes), est le plus employé : il permet la mesure de la dureté en série.

Le test Rockwell peut déterminer la dureté d'une structure, allant des métaux les plus doux aux aciers les plus durs (aciers rapides,...). La valeur de dureté Rockwell obtenue est un nombre inversement proportionnel avec la profondeur secondaire du pénétrateur soumis à la deuxième charge (majeure).

Les pénétrateurs Rockwell sont de deux sortes : coniques diamantés (échelle HRC) pour les essais sur structures durs, et à bille en acier (échelle HRB) pour les matériaux relativement moins durs.

L'ensemble des mesures de la dureté sur l'acier a été réalisé à l'aide d'un duromètre universel de type HP250.

Les mesures sont faites sur une surface polie de l'échantillon carré de dimension 40X40X15 mm.

3.4 Microdureté

La microdureté peut être définie comme la mesure de l'empreinte laissée par un pénétrateur de forme géométrique spécifique sur la surface du matériau testé. Les charges (Forces) exercées étant variables suivant la nature du matériau testé entre 1 et 1000gf et la profondeur de l'empreinte ne dépasse en aucun cas 19 µm. [21]

Le plus souvent, les tests de microdureté se font par les pénétrateurs "knoop" ou Vickers. Ceux-ci sont de forme conique à base, respectivement, losange pour le premier et carrée pour le second.

La valeur de la dureté Vickers (HV) est le rapport de la charge appliquée ou pénétrateur sur la surface de l'empreinte produite.

$$HV = 2P \sin (\Theta/2)/D^2.$$

Avec P = Charge appliquée, en kgf.

D = Diagonale de l'empreinte (µm).

Θ = est l'angle entre deux faces opposées du pénétrateur, (Θ = 136°).

Quant aux mesures de la microdureté, elles ont été réalisées sur les échantillons préparés à l'aide d'une microduromètre de type PRESSI DM2A (voir figure 3. 2).



Figure 3. 2 : Microduromètre HV

3.5 Essais de résilience

Les normes prescrivent d'effectuer l'essai de flexion par choc sur des éprouvettes prismatiques de 10X10X55.

Pour l'essai, l'éprouvette est calée sur deux appuis distants de 40 mm disposés symétriquement par rapport au centre de l'éprouvette, elle reçoit en son milieu le choc d'un mouton qui tend à provoquer la rupture de l'éprouvette par flexion .

On mesure le travail absorbé au cours de la rupture et on le rapporte à l'aire de la section de l'éprouvette.

Le rapport obtenu, appelé "résilience " généralement représenté par le symbole K.

Les essais de résilience ont été réalisés à l'aide, d'un "mouton pendule" de type PSW30. Ils concernaient les éprouvettes ayant subi les traitements thermiques.

3.6 Usure

Afin de tester la résistance à l'usure et de pouvoir comparer les différents états de traitement, on procède à des tests d'usure sur un dispositif type pion sur disque (figure 3. 3).

Le dispositif utilisé se compose d'un plateau (mandrin) tournant dans un plan horizontal dont la vitesse est constante, pour un temps de 30 min. sur lequel l'échantillon en étude peut être placé.

Le plateau peut assurer le test d'échantillon de diamètre variant de 20 à 70 mm. Dans notre cas le diamètre est de 40 mm.

Les échantillons ont subi une opération de rectification plane.

Le pion installé est en acier outil de dureté 70HRC.

Une charge P est appliquée verticalement sur le pion par l'intermédiaire d'un bras. La charge appliquée était égale à 4 kg. La rotation du disque - échantillon crée le phénomène d'usure abrasive par frottement.

La charge doit être choisie de telle sorte qu'elle ne dépasse pas la limite élastique des disques, dans notre cas la charge est fixée à 4 Kg.

L'usure d'un échantillon est mesurée par la perte de masse en mg. La perte de masse de l'éprouvette est enregistrée avant et après l'essai à l'aide d'une balance de précision.



Figure 3. 3 : Dispositif de l'essai d'usure type pion sur disque.

3.7 Microstructure

La métallographie par microscope optique de nos échantillons donne des informations sur la morphologie et le nombre de phase en présence.

a) Polissage :

Les échantillons destinés à l'observation sont polis successivement sous eau par meulage mécanique sur papiers abrasifs de granulométrie décroissante, puis suivis d'un polissage de finition par une suspension l'alumine sur un drap fine.

b) Réactif d'attaque :

Les différentes structures sont révélées par une attaque chimique Villela : [28]

- 2.5g de chlorure ferrique
- 5g d'acide picrique
- 2ml d'acide chlorhydrique
- 90ml d'alcool éthylique

Les observations effectuées sur un microscope optique de type ZEISS AXIOVER T40 MAT équipé d'une caméra photo numérique.



Figure 3. 4 : Microscope optique

3.7.1 Déterminations de la grosseur du grain austénitique

Dans la plus part des cas, la norme ASTM E112-74 (NF A 04 -102) est suffisante pour couvrir l'ensemble des structures obtenues. Dans le cas des aciers à outils lédeburitiques, pour lesquels des tailles des grains extrêmement fine peuvent être obtenues, la norme utilise une méthode d'interception (méthode Snyder-Graff). (Voir Annexe A)

La méthode Snyder-Graff comprend les différentes phases suivantes :

- 1 - Austénitisation et trempe des échantillons selon le processus habituel du traitement thermique de trempe, ne pas faire de revenu, les échantillons doivent être examinés à l'état brut de trempe.
- 2 - polissage spéculaire des échantillons par un procédé mécanique.
- 3 - attaque au nital (la concentration en acide nitrique se situe entre 4 et 6%), la durée d'attaque est variable et est comprise en général entre 3 et 10 minutes.
- 4 - comptage au grossissement de 1000 du nombre de grains coupés par une ligne de 127 mm de longueur. La grosseur du grain austénitique correspond à la moyenne de 5 comptages.

L'opération conduit à la classification suivante :

- nombre de grains < 8 : gros grains ;
- nombre de grains comprise entre 8 et 11 : grain moyen ;
- nombre de grains >15 : grains très fin ;

3.7.2 Propreté inclusionnaire

Un facteur important quant à la tenue de l'outil est la propreté inclusionnaire. En effet, la présence d'inclusions non métalliques peut être source d'amorce de fissures par effet de concentration de contraintes.

Donc, il devient primordial et nécessaire, de procéder à la détermination qualitative et quantitative de l'ensemble de ces inclusions susceptibles de se former dans notre produit au cours de son élaboration.

L'évaluation des inclusions non métalliques dans l'acier laminé ou forgé se fait par comparaison avec des images types constituant l'échelle Jerkontoret (ou échelle «JK»).

Ces figures correspondent à des champs visuels de 0.8 mm de diamètre, pris dans une coupe longitudinale et observés à un grossissement de X 100. (Voir Annexe B)

D'après la forme et la répartition des inclusions, les images types sont divisées en quatre groupes principaux références A, B, C et D. le mode de désignation n'est pas fondé sur la spécification d'une certaine nature d'inclusions, mais sur leur morphologie.

Groupe A : type sulfure.

Groupe B : type alumine.

Groupe C : type silicate.

Groupe D : type oxyde globulaire.

Chaque groupe principal de l'échelle JK est composé de deux sous-groupes, chacun formé de cinq figures de référence qui représentent des taux croissants d'inclusions. Ces figures sont marquées par les chiffres 1 à 5 pour la figure 3. 5, les chiffres croissant avec la proportion en surface des inclusions ;

La surface polie de l'échantillon utilisé pour la détermination de la teneur en inclusions doit être de 200 mm². Elle doit être parallèle à l'axe longitudinal du produit et située à mi-distance entre la face externe et le centre.

Lors du polissage des échantillons, il est important l'éviter tout arrachage ou toute déformation des inclusions, ou toute contaminations de surface polie, de manière que la surface soit aussi nette que possible et que la configurations des inclusions ne soit pas affectée.

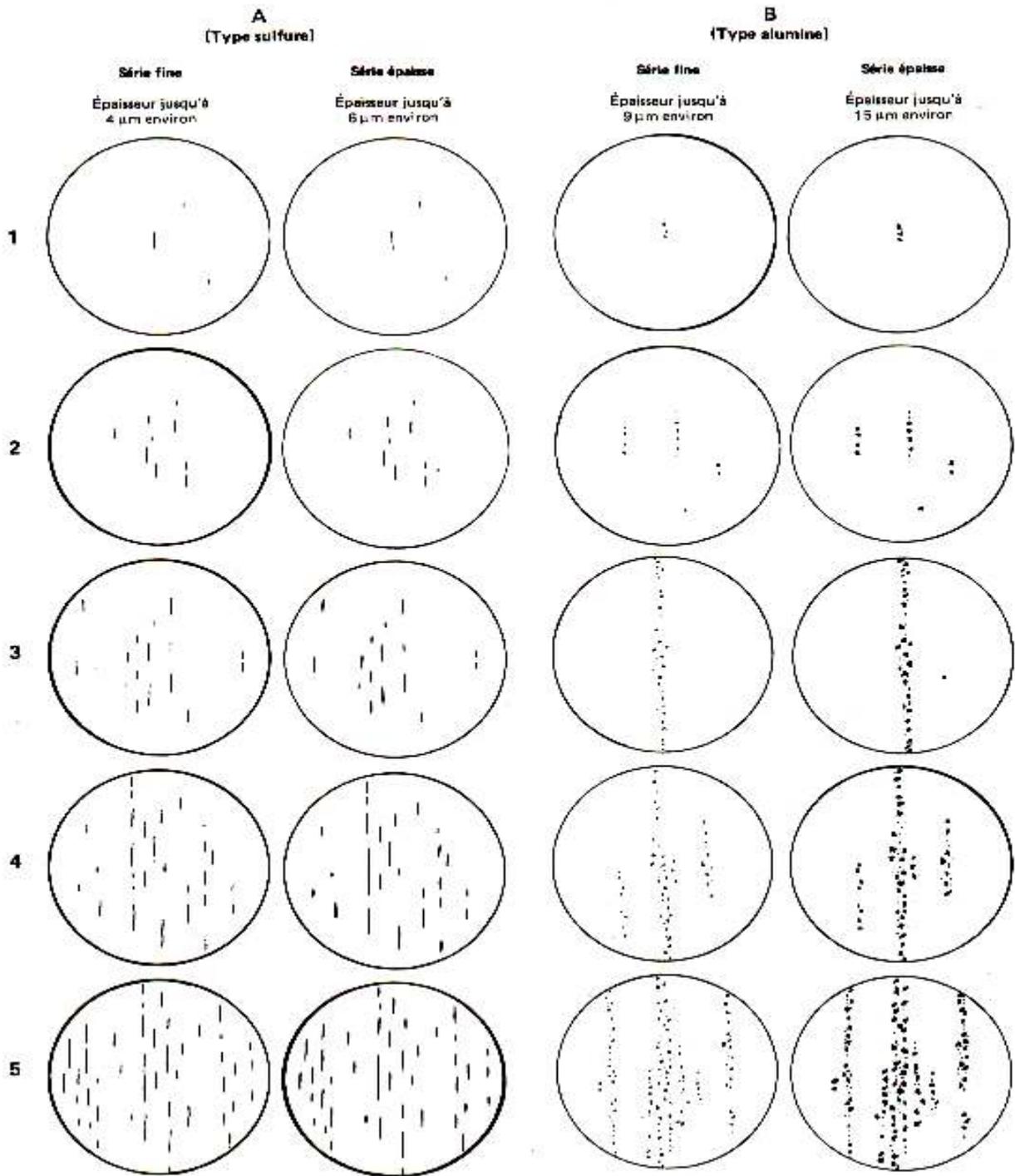


Figure 3. 5 : Détermination des inclusions non métalliques des aciers laminés ou forgés Par la Méthode micrographique à l'aide d'images types constituant L'échelle < JK >. (Première partie) [24]

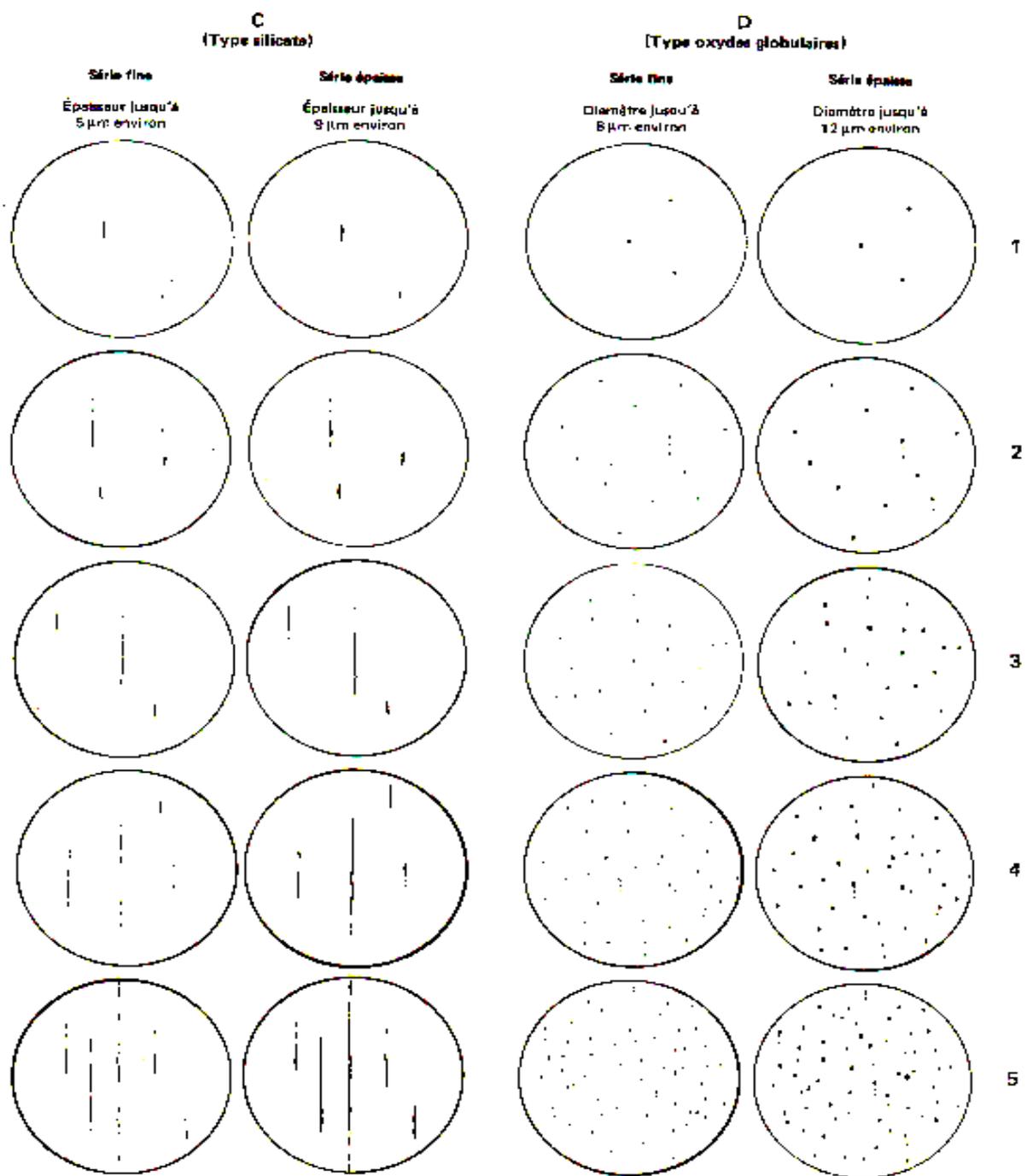


Figure 3. 5 : Détermination des inclusions non métalliques des aciers laminés ou forgés Par la Méthode micrographique à l'aide d'images types constituant L'échelle < JK >. (deuxième partie) [24]

3.8 Traitements thermiques

Les éprouvettes ont subi des traitements thermiques dans un four à moufle de type Héraeus type KS 120, muni d'une série de 24 résistances en silice (carbure de silicium). Cet équipement permet le chauffage jusqu'à des températures de 1200°C (figure 3. 6).



Figure 3. 6 : four de traitements thermiques.

3.9 DRX

L'analyse diffractométrique aux rayons X s'effectue dans le but de déterminer les phases en présence dans le matériau étudié. Elle se fait par la comparaison des couples (d_i, I_i) , formés par les distances inter réticulaires et les intensités relatives obtenus pour chaque raie à partir du diagramme expérimental, et un fichier qui contient la liste de chaque phase répertorié auparavant (fichiers ASTM).

L'évaluation de l'évolution de la quantité de l'austénite résiduelle dans l'acier traité peut se faire encore par analyse diffractométrique aux rayons X.

CHAPITER 4

PROCEDURE EXPERIMENTALE

4.1 Analyse de l'acier Z200C12

4.1.1 Introduction

Apparu dès la première guerre mondiale, l'acier Z200C12 constitue de nos jours, avec ses dérivés, l'une des premières familles d'aciers à outils, à la fois par l'importance des tonnages mis en œuvre chaque année et par l'extraordinaire diversification de ses emplois.

Pourtant, malgré l'ancienneté et la grande diffusion de ces aciers, les utilisateurs rencontrent encore parfois de sérieuses difficultés dans leur mise en œuvre (notamment dans la conduite de leur traitement thermique). [15]

C'est cette lacune que nous voudrions essayer de combler en partie, en donnant sur ce sujet les informations nécessaires aux utilisateurs.

L'analyse proprement dite a été entamée par une caractérisation chimique, et mécanique du matériau employé Z200C12 vu qu'il ne répondait pas adéquatement aux conditions de travail auxquels il est attribué : endommagement (écaillage et effritement) prématuré causant des remplacement fréquents des outils. (Voir figures 4. 1 ; 4. 3).

De plus par une investigation sur site concernant le déroulement de l'opération de traitement thermique, on a relevé les points suivants :

- les températures d'austénitisation et les températures de revenus ont été choisies arbitrairement, il y a des changements fréquents pour ces deux températures.

Le cycle thermique effectué est comme suit :

- température de trempe oscille entre 950 à 970°C.
- trempe à l'huile.
- température de revenu oscille entre 360 à 400°C.

- Un seul revenu et ne se fait pas immédiatement après trempe, il est pratiqué 24h après.
- La caractérisation après traitement se fait uniquement par la dureté HRC.

Dans une première approche, fondée sur le comportement mécanique, la recherche de nouveaux traitements thermiques complétés par des réalisations expérimentales à l'échelle du laboratoire ont été le support de notre démarche. Celle-ci consistait à établir le traitement le plus judicieux pour sa meilleure tenue.

Nous pensons que le phénomène d'écaillage peut être causé par un mauvais traitement thermique de l'outil.

Pour atteindre cet objectif, nous avons consolidé la caractérisation du matériau ayant le meilleur traitement par un essai sur site portant sur l'utilisation des lames sur chantier et évaluer le nombre de coupe jusqu'à la mise hors service d'une seule arête parmi les huit.

Les valeurs affichées serviront de base et seront comparées ultérieurement à celles correspondant aux précédents traitements.



Figure 4. 1 : Rupture et écaillage d'une lame de cisaille, traité à 56 HRC par trempe à 960°C puis revenu à 400°C

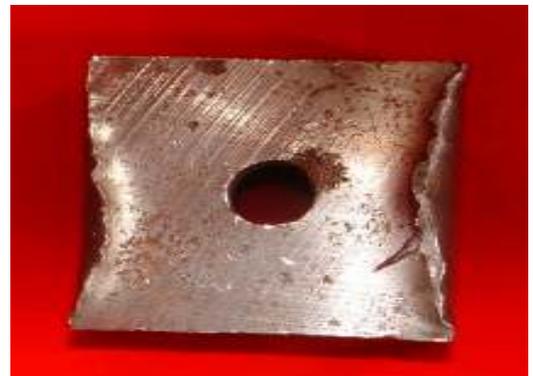


Figure 4. 2 : Matage d'une lame de cisaille, traité à 52 HRC par trempe à 960°C puis revenu à 400°C



Figure 4. 3 : Ecaillage prématuré d'une lame de cisaille, traité à 56 HRC par trempe à 960°C puis revenu à 400°C



Figure 4. 4 : Rupture totale d'une lame de cisaille, traité à 56 HRC par trempe à 960°C puis revenu à 400°C

4.1.2 Données techniques sur l'acier Z200C12

L'acier, acheté à un groupe industriel spécialisé dans les aciers spéciaux (BOHLER), se présente sous la forme de barre ronde et carrée de différentes sections.

Il est livré à l'état dit traité. Cet état permet son utilisation directe à l'usinage.

Le traitement thermique est effectué par le fabricant selon les conditions industrielles suivantes :

- austénitisation de 800 à 850°C ;
- maintien suivant l'épaisseur ;
- refroidissement lent au four.

Ce type de traitement (recuit de coalescence) permet d'obtenir un nombre de dureté ne dépassant pas 20HRC.

4.1.3 Composition chimique

L'outil faisant l'objet de notre étude est en acier qui peut être classé, selon sa composition chimique (Tableau 4. 1), dans la catégorie des aciers alliés de travail à froid à très haute résistance à l'usure, dits indéformables tels que le Z 200 C12.

Tableau 4. 1 : Composition chimique du Z200C12.

% En masse	% C	% Si	% M n	% S	% P	% C r
Valeur ISO	1.9 à 2.2	0.10à0.40	0.15 à 0.45	≤ 0.03	≤ 0.03	11 à 13
Valeur mesurée	1.95	0.25	0.25	0.005	0.012	11.27

D'après la bibliographie et les résultats de ces analyses, nos aciers possèdent les caractéristiques indiquées par le fournisseur (BOHLER) et confirment donc que cet acier appartient à la famille des aciers à outils au chrome pour travail à froid.

4.1.4 Caractéristiques de l'acier Z200C12

Ces aciers sont très couramment désignés comme aciers indéformables.

L'acier Z200C12 est utilisé à l'état trempé et revenu, caractérisé par des niveaux de dureté élevée à température ambiante (56 à 63 HRC). Mais, contrairement aux outils pour travail à chaud, leur résistance à l'adoucissement des hautes températures est relativement faible. De ce fait, leur utilisation se limite à des domaines ne nécessitant pas une exposition prolongée ou répétitive au delà des températures de 200-260°C. [21]

Il possède une très bonne trempabilité, leur courbe de trempabilité est pratiquement horizontale ; il est dit autotrepant.

4.1.5 Dureté et Microdureté

Les mesures sont faites sur une surface polie de l'échantillon prismatique de dimension 10X10X55 mm.

Une moyenne de quatre mesures a été prise et les résultats sont présentés également dans le tableau 4. 2.

Tableau 4. 2 : Résultats des essais de mesures des duretés et des microduretés des échantillons à l'état de réception.

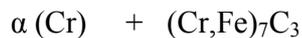
Etat des échantillons	Traitement thermique subi	Dureté HB	Microdureté (HV ₃₀₀) des phases	
			Matrice	Carbure M ₇ C ₃
Brut	Recuit de coalescence.	246	276	765

4.1.6 Microstructure

L'acier nous a été livré à l'état de recuit de coalescence. L'aspect caractéristique de cet état, observé par microscope optique, est représenté par la figure 4. 5.

La structure se présente sous forme de matrice ferritique alliée dans laquelle sont distribués de fins carbures d'une façon uniforme et de grosses particules de carbure de chrome eutectique de type (Cr,Fe)₇C₃ .

D'après la composition chimique de l'acier Z200C12, sa structure, après recuit de coalescence, se définit comme suit :



En solution solide carbure de chrome

On doit distinguer deux formes pour le carbure de chrome dans la structure :

- de grosses particules issus du composé eutectique austénite-carbure (Cr,Fe)₇C₃ de la première solidification.

- la deuxième forme est représentée par des précipités de plus faibles dimensions et disposées de façon plus régulière. Ces derniers sont issus des différents traitements de recuit subis par l'acier.

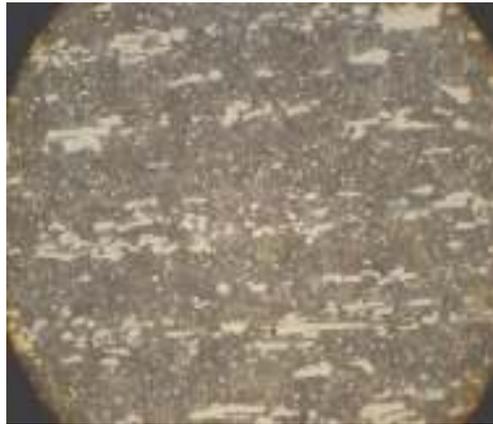


Figure 4. 5 : Micrographie optique de l'acier Z200C12
à l'état brut (x1000)

4.1.7 Choix des paramètres des traitements thermiques

4.1.7.1 Les conditions de trempe

L'ensemble des considérations théoriques de notre acier nous permet d'être plus sélectif quant au milieu favorisant une vitesse de refroidissement optimale qui est le bain d'huile.

Quant aux températures d'austénitisations adéquates, elles ont été choisies selon les gammes suivantes : 940, 960, 980°C, précédées d'un préchauffage à 650°C/30minutes.

Le traitement concerne les éprouvettes de résilience par groupe de quatre, accompagnés d'une éprouvette de l'usure chauffées ensemble, respectivement, selon le choix des températures ci-dessus et maintenus pendant 30 minutes pour être refroidis rapidement dans l'huile.

4.1.7.2 Le revenu

Les différentes transformations survenant au cours du revenu sont suivies selon le choix de quatre températures : 300, 350, 400, 450°C, et ce pour toutes les températures de trempe retenues.

Le chauffage s'effectuait pendant un maintien d'une heure suivi d'un refroidissement à l'air.

4.1.7.3 Le second revenu

La présence de martensite secondaire après le premier revenu entraîne la nécessité de pratiquer un second revenu afin de revenir toute présence de martensite. Cette règle du double revenu est bien adaptée aux aciers de type Z200C12. Ce revenu de détente se fait à une température inférieure ou égale à 250°C, avec les mêmes conditions que le premier revenu.

4.1.8 Caractérisation après traitements

4.1.8.1 Résilience

Une série d'éprouvettes de résilience sont confectionnées pour subir des traitements thermiques.

-36 éprouvettes de résilience charpy à partir de l'acier Z200C12.

Après rupture, les deux parties serviront respectivement à la réalisation d'essais mécaniques :

- La détermination de la dureté HRC
- La mesure de la microdureté HV₃₀₀
- Observation au microscope optique.

Tableau 4. 3 : Résultats des essais de résilience selon les différents traitements

Trempe revenu	K _C (Kgm /cm ²) de l'acier Z200C12		
	940°C	960°C	980°C
300°C	1.1	1.1	1.3
350°C	1.1	1.4	1.2
400°C	1.3	1.6	1.3
450°C	1	1.2	1

Les résultats mesurés sont représentés dans le tableau 4. 3.

Dans l'ensemble, la ténacité est faible. On remarque que la résilience augmente généralement avec la température de revenu, mais on observe une fragilité très marquée à 450°C, fragilité attribuée cependant aux précipitations de carbures spéciaux qui avaient été dissous à l'austénitisation.

4.1.8.2 Dureté et Microduretés

Les résultats des essais de dureté HRC sont rassemblés dans le tableau 4. 4 tandis que ceux des microduretés, ils figurent dans le tableau 4. 5, comme il fut procéder pour les aciers à l'état de réception.

Tableau 4. 4 : Résultats des essais de dureté HRC selon les différents traitements

		Dureté de l'acier Z200C12, HRC		
Trempe revenu		940°C	960°C	980°C
Sans revenu		62	63	63
300°C		55	56	55
350°C		57	56	54
400°C		56	56	56
450°C		53	54	55

Tableau 4. 5 : Résultats des essais de microdureté HV₃₀₀

Trempe revenu	960°C
Sans revenu	662
400°C	790

Du tableau 4. 5, on remarque que la microdureté de la matrice à l'état trempé est nettement inférieure à la microdureté de la matrice à l'état trempé-revenu, ceci peut expliquer la forte présence d'austénite résiduelle dans l'état trempé.

De ce fait l'austénite résiduelle de trempe se déstabilise pendant le revenu et se transforme en martensite au refroidissement qui le suit. Cette dernière diminue la résilience et augmente la fragilité. C'est pourquoi un second revenu est nécessaire pour détendre cette nouvelle martensite fragile.

4.1.8.3 Usure

Les résultats des essais de l'usure sont rassemblés dans le tableau 4. 6.

Tableau 4. 6 : Résultats des essais de l'usure selon les différents traitements

		Perte de masse de l'acier Z200C12, ΔP(mg)		
Trempe revenu		940°C	960°C	980°C
		ΔP (g)	ΔP (g)	ΔP (g)
	300°C	1.8	2.2	2.7
	350°C	3.3	2.6	4.3
	400°C	2.3	2.9	2.9
	450°C	2.7	3.5	3.1

Du tableau 4. 6, on remarque que la perte de masse est relativement faible pour toutes les températures de revenu. Ceci est dû à la forte concentration en carbures de chrome (22%) de type eutectique qui se disposent au début de la solidification.

4.1.8.4 Analyse des microstructures sur microscope optique

Les échantillons traités, provenant d'éprouvettes de résilience furent préparés (polissage et attaque) de manière analogue à celle décrite pour les échantillons à l'état de réception.

Les microstructures obtenues concernent :

- d'une part les échantillons ayant subi des traitements de trempe uniquement aux températures d'austénitisation 960°C sont présentés respectivement dans la figure 4. 6 (Grossissement 1000).
- d'autre part les échantillons austénitisés à 960°C et revenus aux températures 400°C pendant 1h présentent les meilleures propriétés mécaniques. Cet état structural (figure 4. 7) sera donc choisi pour être testé sur chantier. $K_C=1.6$; HRC = 56

Structure de l'état trempé

Après trempe à l'huile, on a une structure martensitique issue de la transformation partielle de l'austénite, des inclusions de carbure de chrome et, enfin, de l'austénite résiduelle.

On peut donc représenter la composition après trempe comme suit :



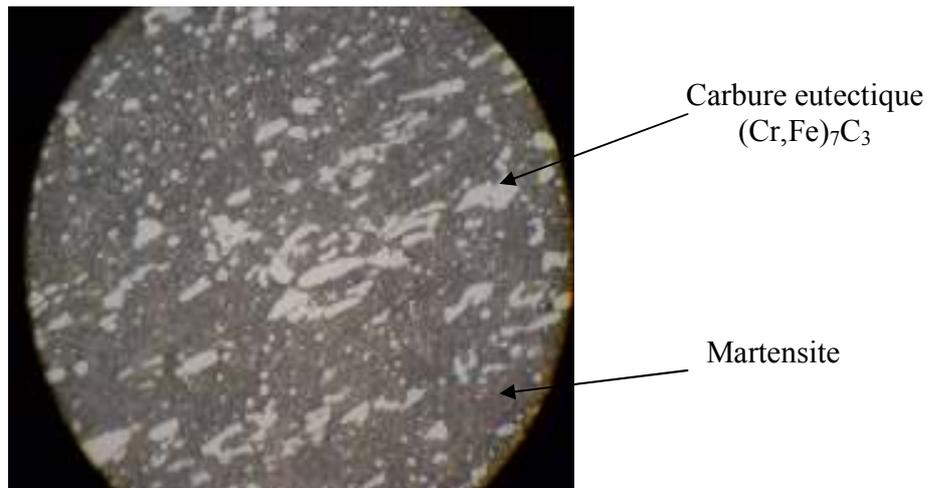


Figure 4. 6 : Micrographie optique de l'acier Z200C12 trempé à 960°C sans revenu (x1000)

Structure de revenu

Par revenu à 400°C l'apport énergétique est plus consistant. On assiste alors à la transformation complète de la martensite en ferrite et carbure de cémentite. De ce fait, la structure, apparaissant moins foncée à cause de la présence de ferrite, comprend les constituants suivants :

- Une matrice composée de ferrite et de cémentite alliée au chrome en solution solide.
- Des inclusions de carbures eutectique $(Cr,Fe)_7C_3$ dont la disposition en bandes persiste toujours.
- De la martensite nouvellement formée issue de la transformation partielle de l'austénite résiduelle au cours de refroidissement, ce qui imposerait de faire un second revenu pour éliminer les contraintes provenant de cette trempe secondaire.
- D'austénite résiduelle non transformée qui, sous l'effet des chocs mécaniques répétitifs, se transforme partiellement en martensite, ce qui conduit à la formation de microfissures qui avec la fatigue du matériau peuvent se propager et conduisent à la détérioration des lames par écaillage progressive.

On peut donc schématiser la structure de revenu à 400°C par :
Martensite de revenu + cémentite + Martensite nouvellement formée + Austénite résiduelle
+ $(Cr,Fe)_7C_3$

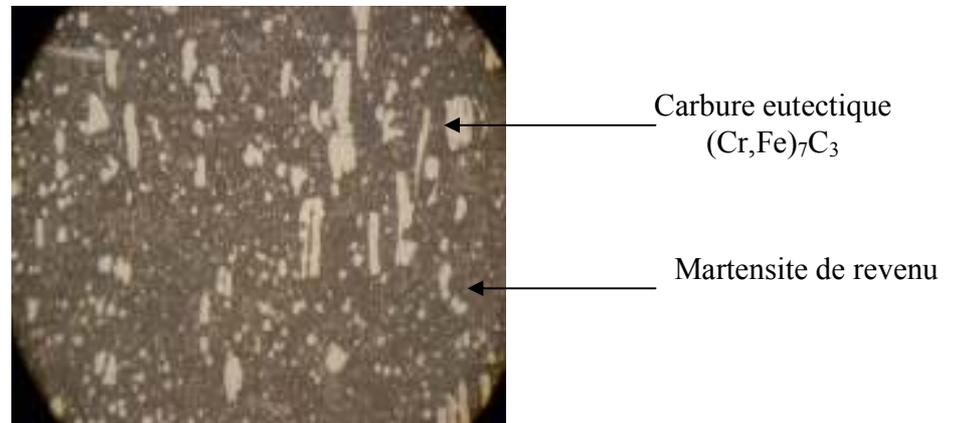


Figure 4. 7 : Micrographie optique de l'acier Z200C12 trempé à 960°C avec revenu à 400°C (x1000)

4.1.9 Durée de vie de l'outil en acier Z200C12

La durée de vie de l'outil est affectée de façon considérable par le choix de la nuance d'acier et par celui de son traitement thermique.

L'essai correspond à évaluer le nombre de coupe (nombres de pièces découpées) jusqu'à la mise hors service par écaillages importants d'une seule arrête tranchante.

L'essai de quatre jeux de lames de dimensions 50*50*15 est réalisé dans un grand chantier de construction de bâtiment située a la sortie Est de MEDEA. Les résultats sont présentés aux tableaux 4. 7 et 4. 8.

Les tableaux indiquent la durée de vie de l'outil en fonction de l'importance de la pièce à découper à travers deux essais :

- Evaluation de la durée de vie de l'outil par application d'un traitement thermique utilisé par SFMO (emploi d'un seul revenu).
- Evaluation de la durée de vie de l'outil par application d'un traitement thermique amélioré (emploi d'un deuxième revenu).

Tableau 4. 7 : Evaluation de la durée de vie de l’outil par application d’un traitement thermique utilisé par SFMO (emploi d’un seul revenu).

Elément de l’outillage	Matériau a découpé	Nombre de coupe réalisé	observations
Lame de cisaille	Fer à béton doux de 6 à 20 mm (tout diamètre confondus)	- 1500 par arrête (pour le premier Jeu) - 800 par arrête (pour le deuxième Jeu)	- Ecaillages importants après 1500 coupes. - Ecaillages importants après 800 coupes. - mise hors service par rupture prématurée dans la plupart des cas

Tableau 4. 8 : Evaluation de la durée de vie de l’outil par application d’un traitement thermique amélioré (emploi d’un deuxième revenu)

Elément de l’outillage	Matériau a découpé	Nombre de coupe réalisé	observations
Lame de cisaille	Fer à béton doux de 6 à 20 mm (tout diamètre confondus)	- 19500 par arrête (pour le premier Jeu) - 22000 par arrête (pour le deuxième Jeu)	- Ecaillages progressives Apres 19500 coupes. - Ecaillages progressives Apres 22000 coupes. - absence total de rupture.

Remarque : nous vous signalons que la lame réversible comporte 08 arrêtes tranchantes.

Si nous limitons la cadence de coupe entre 1000 et 1200 coupes par jour en travail contenu, le changement de la lame se fait :

- en moyenne de 08 jours pour le traitement thermique appliqué dans le tableau 4. 7.
- en moyenne de 05 mois pour le traitement thermique appliqué dans le tableau 4. 8.

Les tableaux 4. 7 et 4. 8 permettent de comparer la durée de vie des lames, les indices déduits des résultats de l'expérience pratique montre tout l'intérêt du double revenu sur la longévité de ces dernières.

L'exploitation des données (tableaux de résultats) et la conjonction de l'expérience pratique (suivi des outils) a permis d'améliorer et d'optimiser le choix de cycle thermique.

4.1.10 Conclusion partielle

Dans cette partie d'étude nous avons mis en évidence l'influence des paramètres de cycle thermique, tout particulièrement celui de la température d'austénitisation, et la température de revenu sur les propriétés structurales et mécaniques de l'acier Z200C12.

L'austénitisation de ce type d'acier est très délicate, elle doit être optimale pour assurer la dissolution des carbures et homogénéiser l'austénite. S'il y a trop peu de carbures dissous, on risque, lors de la trempe, de ne pas atteindre la dureté désirée. S'il y en a trop, par élévation de température, on peut avoir trop d'austénite résiduelle (faible dureté), à la suite d'un fort abaissement du début de la transformation martensitique M_s .

Considérant que l'acier Z200C12 est un acier autotrempeant, l'austénite résiduelle de trempe se déstabilise pendant le revenu et se transforme en martensite au refroidissement qui le suit. Cette dernière diminue la résilience et augmente la fragilité lors des coupes. C'est pourquoi un second revenu est nécessaire pour détendre cette nouvelle martensite fragile.

La transformation de la martensite en martensite de revenu après le second revenu nous permet d'obtenir un acier ayant les meilleures caractéristiques d'usure et de résilience. Cette amélioration des caractéristiques mécaniques bonifie la durée de vie de l'outil de quelques jours (échantillon sans second revenu) à plus de cinq mois (échantillon avec second revenu).

La température de revenu correspondant aux transformations et aux précipitations attendues influe fortement sur la résilience de l'acier, un choix judicieux s'impose pour augmenter les propriétés de l'acier.

Il en ressort que le meilleur compromis entre résilience et la résistance à l'usure (dureté) se situe dans la gamme de traitement : austénitisation à 960°C et revenu à 400°C.

4.2 Option de substitution

La résistance ou l'épaisseur croissante du matériau à découper (fer à béton) entraîne une augmentation du niveau général des sollicitations sur l'outil. Ceci exige pour le matériau de l'outil une croissance correspondante de ses propriétés.

Afin de pallier aux fortes épaisseurs du matériau à couper, aux variations de sa qualité intrinsèque, nous pouvons substituer l'acier Z200C12 par le Z160CDV12 qui est de meilleure qualité répondant à ces contraintes, et qui pourrait être un excellent prétendant pour augmenter la durée de vie des outils de coupe.

Le matériau de l'outil doit être donc choisi compatible avec le matériau travaillé pour éviter sa rupture prématurée, et sa mise hors service.

4.2.1 Données techniques sur l'acier Z160CDV12

Le traitement thermique est effectué par le fabricant selon les conditions industrielles suivantes :

- austénitisation de 800 à 850°C ;
- maintien suivant l'épaisseur ;
- refroidissement lent au four.

Ce type de traitement (recuit) permet son utilisation directe à l'usinage.

4.2.2 Composition chimique

L'outil faisant l'objet de notre étude est en acier qui peut être classé, selon sa composition chimique (Tableau 4. 9), dans la catégorie des aciers alliés de travail à froid à très haute résistance à l'usure, dits indéformables tels que Le Z 160 CDV12.

Tableau 4. 9 : Composition chimique du matériau d'étude.

% En masse	% C	% Si	% M n	% S	% P	% C r	%Mo	%V
Valeur ISO	1.45à1.75	0.10à0.40	0.15 à 0.45	≤ 0.03	≤ 0.03	11 à 13	0.90 à1.4	0.25à 0.45
Valeur mesurée	1.6	0.25	0.35	0.01	0.012	11.8	0.85	0.95

D'après la bibliographie et les résultats de ces analyses, nos aciers rejoignent les données recueillies auprès du fournisseur (BOHLER) et confirment donc que cet acier appartient à la famille des aciers à outils au chrome - molybdène - vanadium pour le travail à froid.

4.2.3 Caractéristiques de l'acier Z160CDV12

Ces aciers sont très couramment désignés comme aciers indéformables.

Ces dernières sont utilisés à l'état trempé et revenu, et sont caractérisés par des niveaux de dureté élevée à température ambiante (56 à 63 HRC). Mais, contrairement aux outils pour travail à chaud, leur résistance à l'adoucissement des hautes températures est relativement faible. De ce fait, leur utilisation se limite à des domaines ne nécessitant pas une exposition prolongée ou répétitive au delà des températures de 200 - 260°C. [21]

Ils possèdent une très bonne trempabilité, leur courbe de trempabilité est pratiquement horizontale ; ils sont dits autotrepants.

L'addition de molybdène a permis d'augmenter la trempabilité autorisant la trempe à l'air, et a accru la résistance au revenu.

Les fortes teneurs en carbone et en chrome et l'addition de vanadium ont permis une grande résistance à l'usure par la présence des carbures plus durs et plus stables.

Les difficultés majeures rencontrées lors de l'utilisation de ces aciers sont notamment liées à leurs résistances insuffisantes à la décarburation et une faible aptitude à l'usinage.

4.2.4 Dureté et Microdureté

Les mesures sont faites sur une surface polie de l'échantillon prismatique de dimension 10X10X55 mm.

Une moyenne de quatre mesures a été prise et les résultats sont présentés au tableau 4. 10.

Tableau 4. 10 : Résultats des essais de mesures des duretés et des microduretés des échantillons à l'état de réception.

Etat des échantillons	Traitement thermique subi	Dureté HB	Microdureté (HV ₃₀₀) des phases	
			matrice	Carbure M ₇ C ₃
Brut	Recuit de coalescence.	255	242	765

4.2.5 Usure

Les résultats de l'usure (perte de masse), sont portés sur le tableau 4. 11.

Tableau 4. 11 : Résultats de mesure des essais d'usure d'abrasion des échantillons à l'état de réception.

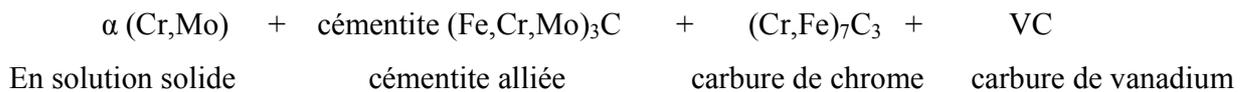
	ΔP (mg)
Z 160 CDV12	7.7

La résistance à l'usure de l'acier à l'état de réception semble bien être meilleure qu'une structure martensitique, ceci est due à la présence de forte concentration en carbures de type : (Fe,Cr)₇C₃, (Carbures eutectiques et carbures secondaires), cémentite allié, carbure de vanadium.

4.2.6 Microstructure

L'observation au microscope optique d'un échantillon recuit (voir figure 4. 8) montre une matrice ferritique dans laquelle sont distribués de fins carbures d'une façon uniforme et de gros carbures alignés en bandes parallèles dans le sens du corroyage.

D'après la composition chimique de l'acier Z160CDV12, sa structure, après recuit de coalescence, se définit comme suit :



On doit distinguer deux formes pour le carbure de chrome dans la structure :

- de grosses particules issus du composé eutectique austénite-carbure (Cr,Fe)₇C₃ de la première solidification.

- la deuxième forme est représentée par des précipités de plus faibles dimensions et disposées de façon plus régulière. Ces derniers sont issus des différents traitements de recuit subis par l'acier.

Le carbure de vanadium VC est très fin et n'est pas observable par microscope optique, néanmoins il doit subsister dans la structure à cause du caractère fortement carburigène du vanadium.

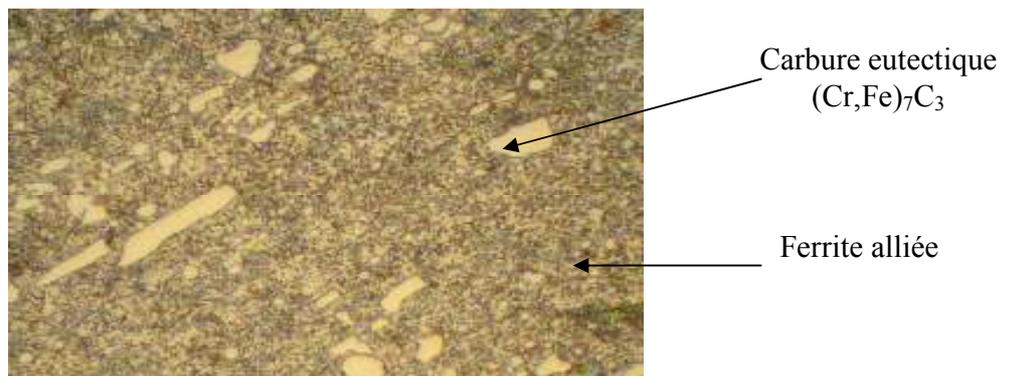


Figure 4. 8 : Micrographie optique de l'acier Z160CDV12 à l'état brut.

4.2.7 Propreté inclusionnaire

L'ensemble de champs observés s'élevant à 17 sont comparés avec les images type. Ils sont caractérisés pour chaque type d'inclusions par l'indice de l'image type la plus proche.

Les résultats de ces cotations sont donnés au tableau 4. 12.

Tableau 4. 12 : Cotation pour chaque type d'inclusions par l'indice de l'image type.

Champ	Type d'inclusions			
	A	B	C	D
1	-	-	-	2
2	-	-	-	2
3	-	1	-	1
4	-	1	-	2
5	-	1	-	2
6	-	1	-	1
7	-	4	-	-
8	-	2	-	2
9	-	4	-	1
10	-	2	-	2
11	-	1	1	-
12	-	-	-	2
13	-	-	-	1
14	-	-	-	1
15	-	1	-	2
16	-	-	-	2
17	-	1	-	1

Tableau 4. 13 : Nombre total de champs respectifs aux différents indices et par type d'inclusions.

Inclusion \ Indice	A	B	C	D
1	-	7	1	6
2	-	2	-	9
3	-	-	-	-
4	-	2	-	-

A partir de ces nombres totaux de champs, il est possible de calculer les indices globaux et les indices moyens correspondants.

- Pour les inclusions de type B

$$\text{Indice global} = (7 \times 1) + (2 \times 2) + (4 \times 2) = 19$$

$$\text{Indice moyen} = 19/17 = 1.11$$

- Pour les inclusions de type C

$$\text{Indice global} = (1 \times 1) = 1$$

$$\text{Indice moyen} = 1/17 = 0.058$$

- Pour les inclusions de type D

$$\text{Indice global} = (6 \times 1) + (9 \times 2) = 24$$

$$\text{Indice moyen} = 24/17 = 1.41$$

La procédure inspirée de la norme internationale ISO 4967 a révélé surtout la présence d'inclusions type B (alumine) et de type D (oxyde). Toute fois, selon la composition chimique, les inclusions de type D peuvent être probablement des oxydes de manganèse, et pour le type B des Al_2O_3 puisque les deux composants (Mn, Al) sont utilisés comme désoxydants au stade d'élaboration.

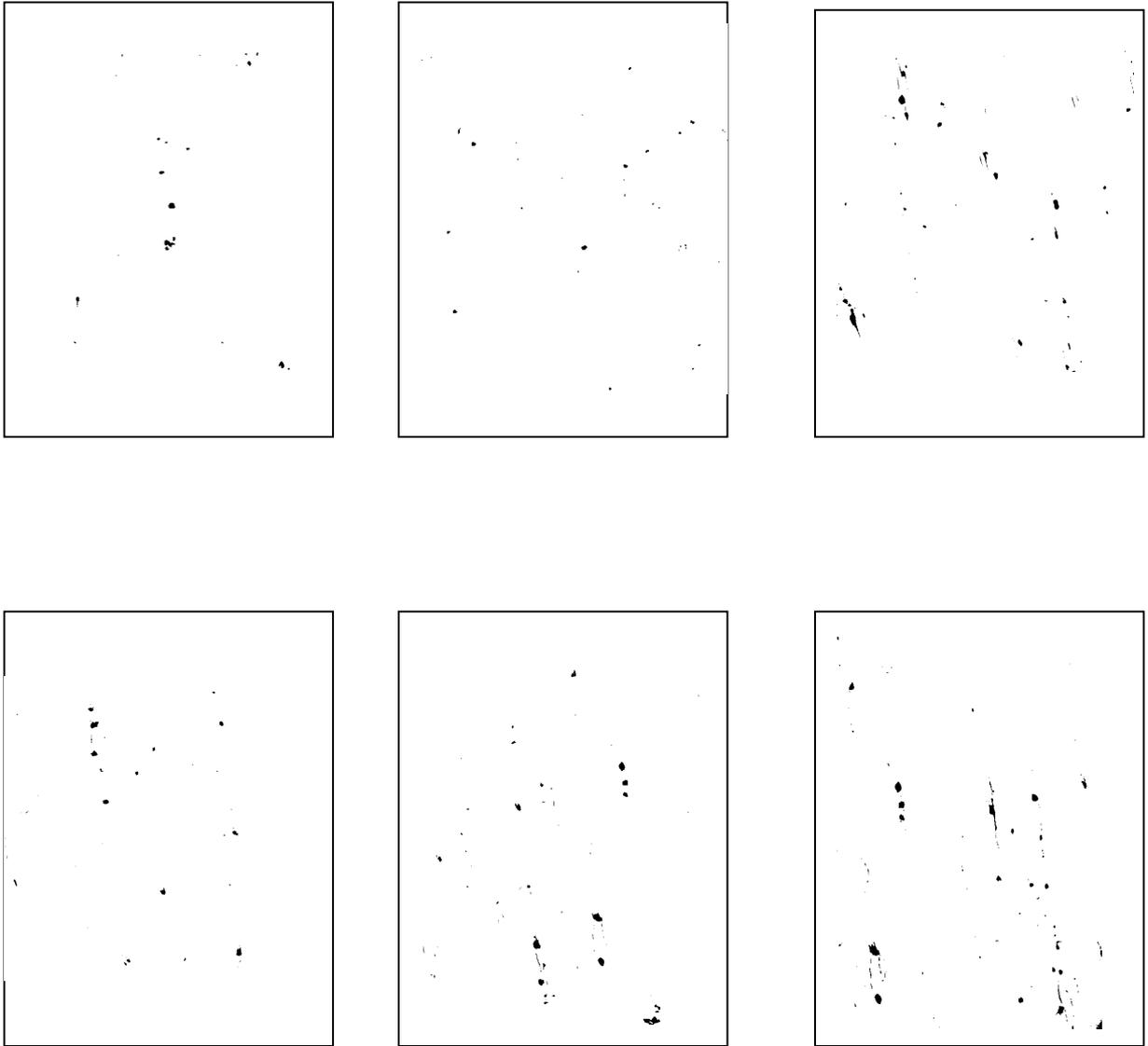


Figure 4. 9 : Quelques exemples de champs observés

4.2.8 Choix des paramètres des traitements thermiques

4.2.8.1 Les conditions de trempe

L'ensemble des considérations théoriques de notre acier nous permet d'être plus sélectif quant au milieu favorisant une vitesse de refroidissement optimale qui est le bain d'huile.

Quant aux températures d'austénitisations adéquates, elles ont été choisies selon les gammes suivantes : 1000, 1020, 1040°C, précédées d'un préchauffage à 650°C/30minutes.

Le traitement concerne les éprouvettes de résilience par groupe de quatre, accompagnés d'une éprouvette de l'usure chauffées ensemble, respectivement, selon le choix des températures ci-dessus et maintenus pendant 30 minutes pour être refroidis rapidement dans l'huile.

4.2.8.2 Le revenu

Les différentes transformations survenant au cours du revenu sont suivies selon le choix de quatre températures : 300, 350, 400, 450°C, et ce pour toutes les températures de trempe retenues.

Le chauffage s'effectuait pendant un maintien d'une heure suivi d'un refroidissement à l'air.

4.2.8.3 Le second revenu

La présence de martensite secondaire après le premier revenu entraîne la nécessité de pratiquer un second revenu afin d'éliminer tout risque de fragilité excessive. Cette règle du double revenu est bien adaptée aux aciers de type Z160CDV12. Ce revenu de détente se fait à une température inférieure ou égale à 250°C, avec les mêmes conditions que le premier revenu.

La figure 4. 10 schématise l'enchaînement des différentes étapes de la procédure expérimentale.

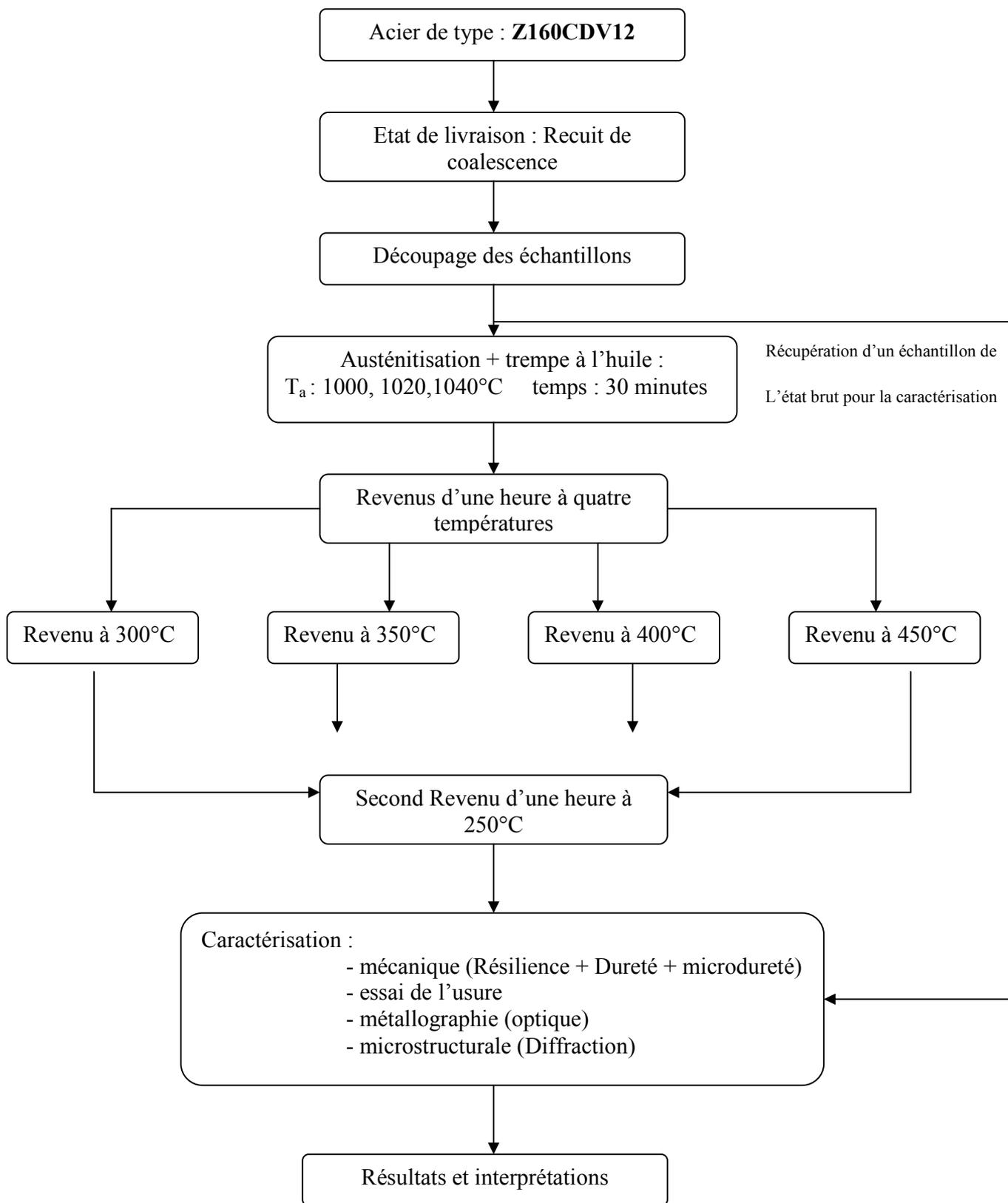


Figure 4. 10 : Représentation schématique du processus expérimental

4.2.9 Caractérisation après traitements

4.2.9.1 Résilience

Une série d'éprouvettes de résilience sont confectionnées pour subir des traitements thermiques.

-36 éprouvettes de résilience charpy à partir de l'acier Z160CDV12.

Après rupture, les deux parties serviront respectivement à la réalisation d'essais mécaniques et aux observations microstructurales :

- La détermination de la dureté HRC
- La mesure de la microdureté HV₃₀₀
- Observation au microscope optique.

Tableau 4. 14 : Résultats des essais de résilience selon les différents traitements de l'acier Z160CDV12

		K_C (Kgm /cm²) de l'acier Z160CDV12		
Trempe revenu				
	1000°C	1020°C	1040°C	
300°C	4	8	6	
350°C	4	9	5	
400°C	3	3	6	
450°C	3	2	10	

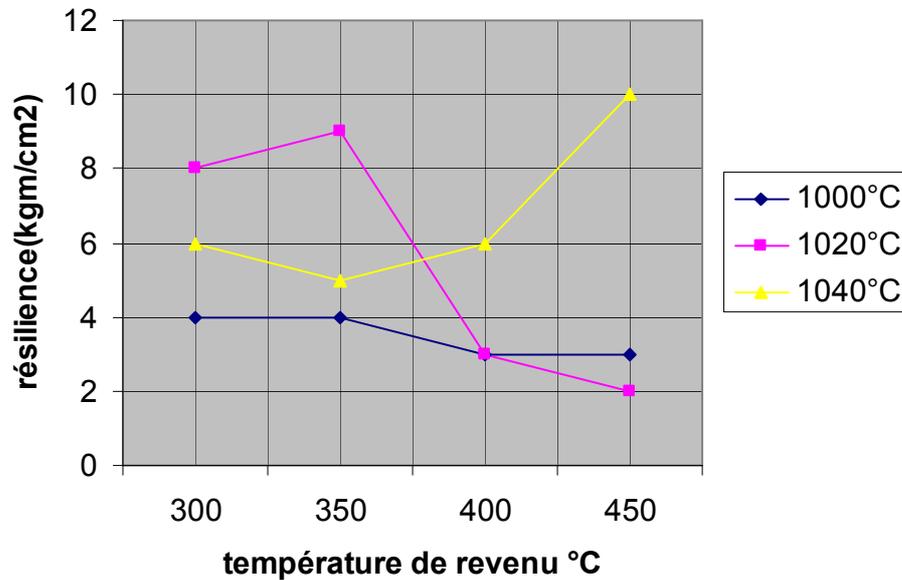


Figure 4. 11 : Evolution de la résilience selon les différents traitements de revenu

4.2.9.2 Interprétation des résultats de résilience

De cette figure on remarque :

- La quantité supérieure de carbures Cr_7C_3 qui subsiste après chauffage aux environs de 1000°C par rapport aux températures d'austénitisation de 1020 et 1040°C, et la faible quantité de l'austénite résiduelle qui en résulte, provoque la stagnation de la ténacité aux valeurs minimums.

- L'augmentation de la température d'austénitisation à 1040°C, accroît la mise en solution des carbures de chrome contenus à l'état recuit ce qui accroît la teneur en carbone de la martensite, donc le durcissement à la trempe. Cependant, la teneur en austénite résiduelle augmente aussi rapidement, et sa teneur à 1040°C est suffisamment importante pour que son effet adoucissant contrebalance, l'effet durcissant propre à la teneur en carbone de la martensite et améliore de ce fait la ténacité aux températures de 300 à 450°C.

- Il apparaît nettement sur ces courbes que les revenus effectués aux environs de 300 à 350°C se situent au maximum de ténacité des aciers à température de trempe de 1020°C.

La chute de la résilience que l'on note pour les températures de revenus voisines de 400°C est liée à la transformation structurale de l'austénite résiduelle en nouvelle martensite en quantité plus grande que pour les autres températures de revenu.

A partir de 450°C on assiste encore à l'abaissement de la résilience liée à la transformation structurale de l'austénite résiduelle d'un côté et probablement au phénomène de durcissement secondaire, qui correspond à la transformation des carbures de fer en carbures alliés tels que : le Cr_7C_3 de l'autre côté.

4.2.9.3 Dureté

Les résultats des essais de dureté HRC sont rassemblés dans le tableau 4. 15, qui sont aussi représentés sur la figure 4. 12.

Tableau 4. 15 : Résultats des essais de dureté HRC selon les différents traitements

		Dureté de l'acier Z160CDV12, HRC		
Trempe revenu		1000°C	1020°C	1040°C
	Sans revenu		61	63
300°C		55	57	53
350°C		55	56	54
400°C		56	53	54
450°C		55	57	45

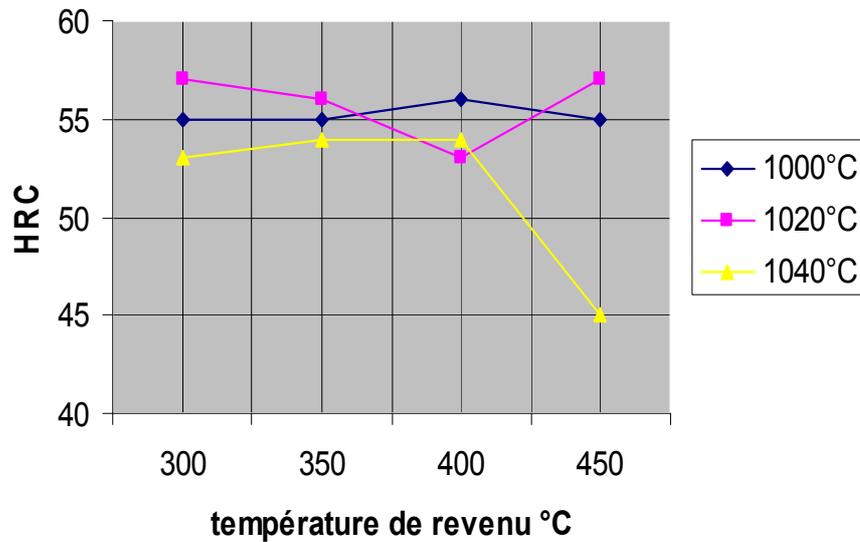
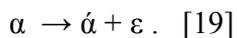


Figure 4. 12 : Evolution de la dureté selon les différents traitements de revenu

4.2.9.4 Interprétations des résultats de dureté

De cette figure on remarque :

- Après le durcissement causé par la trempe à 1000,1020,1040°C, la dureté chute si le revenu est effectué de 150 à 300°C. Elle est caractéristique pour les aciers à outils fortement alliés subissant un revenu dans cette gamme de température. Ceci est principalement lié à la précipitation du carbure ϵ . c'est la réaction classique de décomposition de la martensite :



- La dureté stagne entre 300 et 450°C, pour l'acier austénitisé à 1000°C, cela est dû à l'abondance des carbures subsistant après trempe. C'est-à-dire que cette température d'austénitisation n'est pas suffisante pour dissoudre beaucoup de carbures. Dans ces conditions la martensite obtenue est moins dure.

- Pour l'acier austénitisé à 1020°C, on remarque un adoucissement de faible amplitude, qui est situé entre 300 et 350°C par rapport à l'état trempé. Ceci est principalement dû au phénomène de diffusion de la carbone. A la température 400°C la dureté obtenue (53HRC) représente la plus faible valeur, résulte de la croissance et coalescence des carbures. Puis un

accroissement de la dureté à 450°C lié probablement au phénomène de durcissement secondaire, il correspond à la transformation des carbures de fer en carbures alliés tels que : le Cr₇C₃.

- Pour l'acier austénitisé à 1040°C, l'augmentation du taux d'austénite résiduelle après trempe est sensible, suite à la dissolution abondante des carbures secondaires contenus à l'état recuit, qui en résulte un abaissement du point M_S, causant une dureté médiocre pour tout l'intervalle de revenu.

La chute de la dureté que l'on note pour les températures de revenus voisines de 450°C est liée probablement à la transformation de l'austénite résiduelle en bainite lors de son refroidissement.

4.2.9.3 Microdureté

Les résultats des essais de microdureté sont rassemblés dans le tableau 4. 16, qui sont aussi représentés sur la figure 4. 13

Tableau 4. 16 : Résultats des essais de microdureté HV₃₀₀ selon les différents traitements

		Microdureté de l'acier Z160CDV12, HV ₃₀₀		
Trempe revenu		1000°C	1020°C	1040°C
Sans revenu		890	543	539
300°C		703	705	699
350°C		671	654	725
400°C		652	597	745
450°C		611	693	469

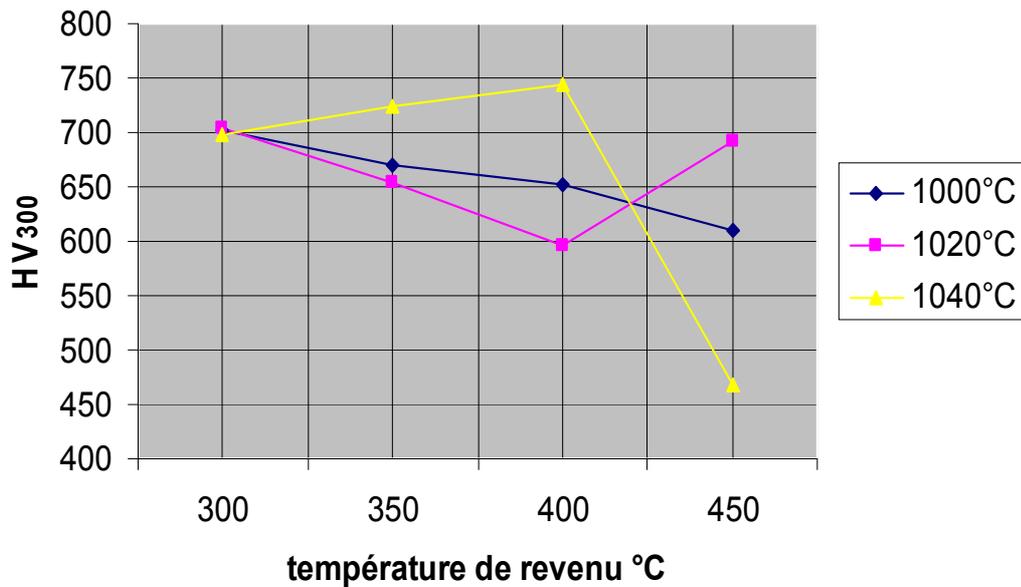


Figure 4. 13 : Evolution de la microdureté selon les différents traitements de revenu

4.2.9.5 Interprétations des résultats de microdureté

Les examens de structure ont été complétés par des mesures de microdureté HV₃₀₀, puisque la dureté moyenne HRC n'apporte pas de précision suffisante sur les phases présentes, en particulier sur la matrice souvent difficile à identifier.

Nous avons suivi l'évolution de la microdureté HV₃₀₀ de la matrice. Toutefois, dans l'interprétation des résultats, la prudence s'impose à cause de la présence éventuelle de très fins carbures secondaires qui, en augmentant la dureté, risquent de fausser l'interprétation. [27]

D'après les courbes de microdureté sur la figure 4. 13, on remarque des évolutions globalement identiques à celle de courbes de la dureté HRC pour chaque essai.

La seule différence réside dans l'état trempé en comparaison avec l'état trempé-revenu, pour des températures d'austénitisation 1020 et 1040°C.

Les valeurs de microdureté de la matrice à l'état trempé sont nettement inférieures aux valeurs de microdureté de la matrice à l'état trempé-revenu, ceci peut expliquer la forte présence d'austénite résiduelle dans l'état trempé.

Lors du refroidissement après le revenu, cette austénite se transforme en nouvelle martensite. Ce phénomène, qui a été appelé <trempé secondaire>, provoque un durcissement d'autant important que la quantité d'austénite résiduelle est plus grande, ce qui justifie de faire un second revenu pour transformer cette martensite en martensite de revenu.

4.2.9.6 Usure

Les résultats des essais de l'usure sont rassemblés dans le tableau 4. 17, qui sont aussi représenté sur la figure 4. 14

Tableau 4. 17 : Résultats des essais de l'usure selon les différents traitements de revenu

		Perte de masse de l'acier Z160CDV12, ΔP (mg)		
Trempe revenu		1000°C	1020°C	1040°C
		ΔP	ΔP	ΔP
300°C		2	6.8	12.1
350°C		2.5	28.8	100.3
400°C		2.5	76.6	123.4
450°C		2.6	32.5	22.1

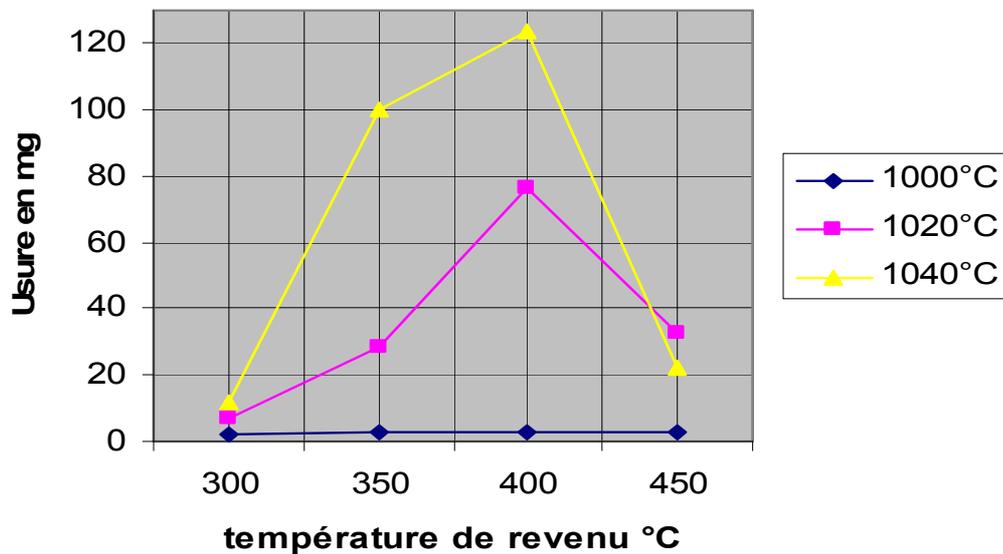


Figure 4. 14 : Evolution de la résistance à l'usure selon les différents traitements de revenu

4.2.9.7 Interprétations des résultats de l'usure

Selon la température d'austénitisation, la forte ou faible dissolution des carbures secondaires contenus à l'état recuit à une influence remarquable sur la résistance à l'usure.

Un accroissement de la température d'austénitisation augmente la mise en solution des carbures. Ce phénomène a des conséquences multiples : [7]

- après trempe, la martensite obtenue est plus dure, d'où une augmentation de la résistance à l'usure.
- la teneur en austénite résiduelle après trempe est plus grande ce qui diminue la résistance à l'usure.

Si la température d'austénitisation est basse, il y a trop peu de carbures dissous ce qui améliore la résistance à l'usure, mais au détriment d'autres propriétés mécaniques.

Comme il faut souligner l'importance de la matrice, qui elle aussi participe à la résistance à l'usure. Selon ces propriétés elle permet de : [23]

- pour une microdureté plus élevée elle s'oppose mieux à pénétration des particules abrasives.
- Si les contraintes d'usure sont suffisamment élevées, une matrice austénitiques peut se transformer en martensite ce qui améliore nettement la résistance à l'usure.
- Une matrice riche en éléments chimiques permet lors du revenu à la formation d'une grande quantité de fins carbures secondaires ce qui participe au durcissement de la matrice.

D'après la figure de perte de masse, on constate que :

- Pour la température d'austénitisation de 1000°C, comme le montre la figure, le taux de perte en masse est presque constant pour toutes les températures de revenus, ceci est dû à la présence des carbures eutectiques et carbures de vanadium, mais essentiellement, pensons nous à cause de la faible mise en solution des carbures secondaires, qui ont contribué à l'amélioration de la tenue en frottement de l'acier.

- Pour la température d'austénitisation de 1020°C, on remarque que les meilleures résistances à l'usure ont été enregistrées à basse température de revenu (300°C). Ceci est dû au

retard à l'adoucissement de la matrice, puisque cette dernière est enrichie en éléments d'alliage tels que le Cr, Mo, et le carbone.

De 350 à 400°C, la perte de masse est élevée, il semble que l'usure est liée à la dureté, ceci est dû à la précipitation, croissance et coalescence des carbures de fer alliés connu par leurs faibles duretés.

A 450°C, on observe une amélioration de la résistance à l'usure. On assiste à la dissolution de la cémentite alliée et l'enclenchement de certaines transformations donnant lieu à des précipités de carbures secondaires.

- L'étude du comportement à l'usure des échantillons trempés à 1040°C, montre que malgré la courbe à cette température à la même allure que la courbe à la température 1020°C, la perte de masse est relativement élevée cela peut être expliquée par le fait que la dissolution des carbures secondaires Cr_7C_3 est de plus en plus importante, provoquant ainsi une quantité importante d'austénite résiduelle, apportant une faible résistance à l'abrasion entre 300 et 400°C.

A 450°C, la perte de masse est faible, et semble être liée à des précipités de carbures secondaires.

Conformément aux analyses relatives à l'état de réception, nous avons porté dans le tableau 4. 18 l'ensemble des résultats issus des divers tests mécaniques effectués. Il en ressort que le meilleur compromis entre résilience et la résistance à l'usure (dureté) se situe dans la gamme de traitements : Austénitisation à 1020°C et revenu à 350°C.

Tableau 4. 18 : Résultats globaux des essais mécaniques des différents traitements.

Revenu	Trempe	1000°C	1020°C	1040°C
	Propriétés mécaniques			
Sans revenu	Dureté HRC	61	63	61
	Microdureté H _{V300}	890	543	539
	Résilience K _C (Kgm /cm ²)			
	Perte en poids ΔP(mg)			
300°C	Dureté HRC	55	57	53
	Microdureté H _{V300}	703	705	699
	Résilience K _C (Kgm /cm ²)	4	8	6
	Perte en poids ΔP(mg)	2	6.8	12.1
350°C	Dureté HRC	55	56	54
	Microdureté H _{V300}	671	654	725
	Résilience K _C (Kgm /cm ²)	4	9	5
	Perte en poids ΔP(mg)	2.5	28.8	100.3
400°C	Dureté HRC	56	53	54
	Microdureté H _{V300}	652	597	745
	Résilience K _C (Kgm /cm ²)	3	3	6
	Perte en poids ΔP(mg)	2.5	76.6	123.4
450°C	Dureté HRC	55	57	45
	Microdureté H _{V300}	611	693	469
	Résilience K _C (Kgm /cm ²)	3	2	10
	Perte en poids ΔP(mg)	2.6	32.5	22.1

4.2.9.8 Microstructures

4.2.9.8.1 Déterminations de la grosseur du grain austénitique

Les résultats sont rassemblés dans le tableau 4. 19

Tableau 4. 19 : Détermination de nombre de grains d'après la méthode Snyder -Graff pour les températures d'austénitisation choisies.

Température d'austénitisation°C	Nombre de grains
1000	18
1020	16
1040	13

La raison de cette grande finesse de grain est claire : les nombreux globules de carbures insolubles sont autant d'obstacles au déplacement des joints.

4.2.9.8.2 Analyse des microstructures sur microscope optique

Les échantillons traités, provenant d'éprouvettes de résilience furent préparés (polissage et attaque) de manière analogue décrite pour les échantillons à l'état de réception.

Les microstructures obtenues concernent :

- d'une part les échantillons ayant subi des traitements de trempe uniquement aux températures d'austénitisation 1000, 1020, 1040°C sont présentées respectivement dans la figure 4. 15.
- d'autre part les microstructures d'échantillons austénitisés à 1000, 1020, 1040°C et revenus aux températures 300, 350, 400, 450°C sont présentées dans la figure 4. 16.

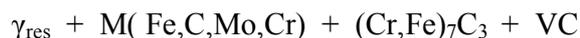
Structure de l'état trempé

La température élevée et le temps de ce traitement favorisent la dissolution du chrome et du molybdène dans l'austénite par mise en solution des carbures de molybdène et de chrome. La dissolution de ces derniers reste partielle, et même voulue ainsi puisque le contraire aurait produit une austénite trop riche et donc, après trempe, une structure moins dure à cause de la subsistance d'une austénite résiduelle en quantité importante.

Le carbure de vanadium est connu pour sa résistance à la dissolution jusqu'à des températures de 1100°C et on peut l'admettre comme présent après traitement d'austénitisation de 1000 à 1040°C.

Après trempe à l'huile, on a, une structure martensitique issue de la transformation partielle de l'austénite, des inclusions de carbure de chrome et, en fin, de l'austénite résiduelle.

On peut donc représenter la composition après trempe comme suit :



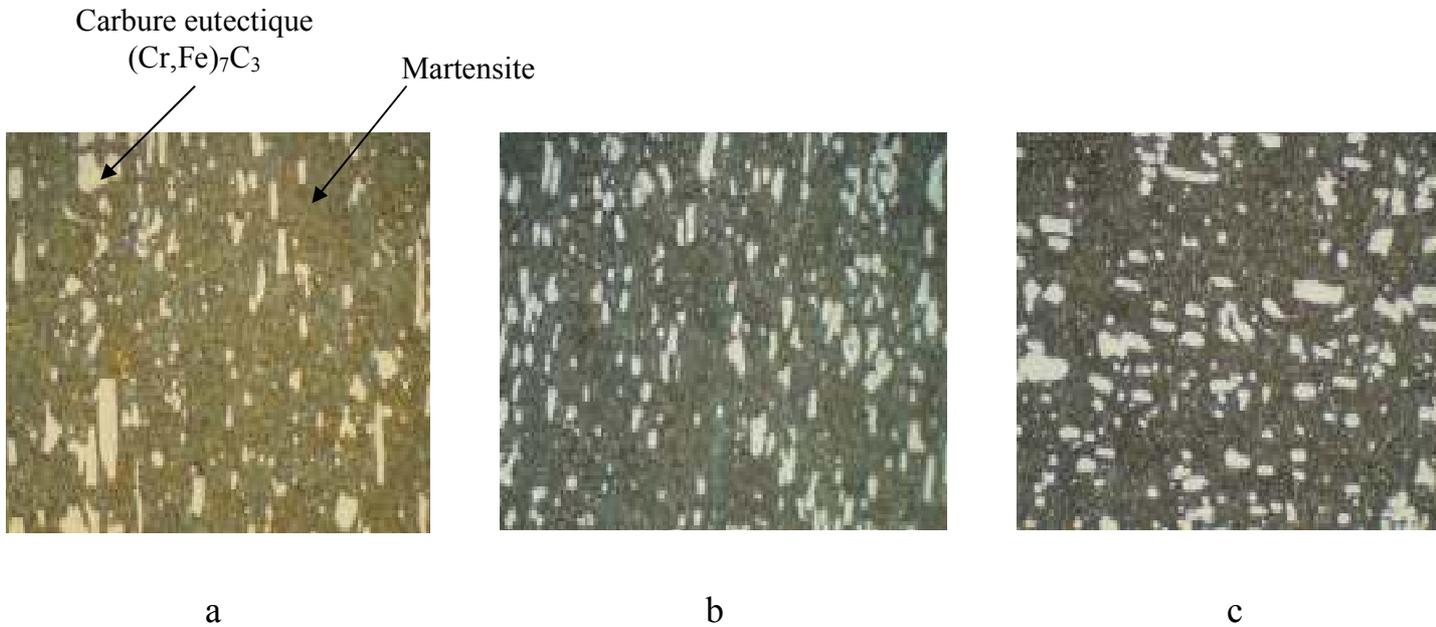


Figure 4. 15 : Microstructures de l'acier à l'état trempé sans revenu (x1000)

a : 1000°C ; b : 1020°C ; c : 1040°C.

Structure de revenu

Les structures obtenues après revenus d'une heure à des températures respectivement de 300 à 450°C représentent en fait l'état de référence de nos échantillons à tester.

Les micrographies de la figure 4. 15 représentent les structures de revenu obtenues. Les inclusions du carbure primaire $(Cr,Fe)_7C_3$ sont maintenues dans tous structures.

Par revenu à 300°C, la martensite, initialement riche en carbone et d'autres éléments d'addition (Cr, Mo), s'appauvrit et donne lieu à des précipitations de cémentite et de carbure ferreux ϵ . Ces carbures, foncés et donnant de ce fait un aspect plus sombre à la structure, se présentent sous forme de fines aiguilles ou de très petites particules difficiles à repérer. On peut donc schématiser la structure de revenu à 300°C par :

Martensite de revenu + Austénite résiduelle + $M(Fe,C,Mo,Cr)$ + Carbures eutectique $(Cr,Fe)_7C_3$
 + (cémentite + carbure ϵ) + Carbure de vanadium (VC)

Par revenu à 450°C, les phénomènes diffusionnels, qui se sont enclenchés au cours de revenu à 300°C, vont de nouveau se produire mais avec une cinétique plus rapide puisque l'apport énergétique est plus consistant .

On assiste alors à la transformation complète de la martensite en ferrite et carbure de cémentite. Par ailleurs, et contrairement à la structure de revenu à 300°C, les précipités de cémentite sont dans ce cas plus grossiers et visibles sous forme de petits points sombres. De ce fait, la structure, apparaissent moins foncée à cause de la présence de la ferrite, comprend les constituants suivants :

- une matrice composée de ferrite et de cémentite alliée au chrome et molybdène en solution solide.
- des inclusions de carbures eutectique $(Cr,Fe)_7C_3$ dont la disposition en bandes persiste toujours .
- De la martensite nouvellement formée issue de la transformation partielle de l'austénite résiduelle au cours de refroidissement, ce qui imposerait de pratiquer un second revenu pour revenir la martensite.
- D'austénite résiduelle non transformée qui, sous l'effet des chocs mécaniques répétitifs, se transforme partiellement en martensite, ce qui conduit à la formation de microfissures qui avec la fatigue du matériau peuvent se propager et conduisent à la détérioration des lames par écaillage progressive.
- et, d'après les données bibliographiques, de très fins carbures de vanadium qui restent indétectables par métallographie optique.

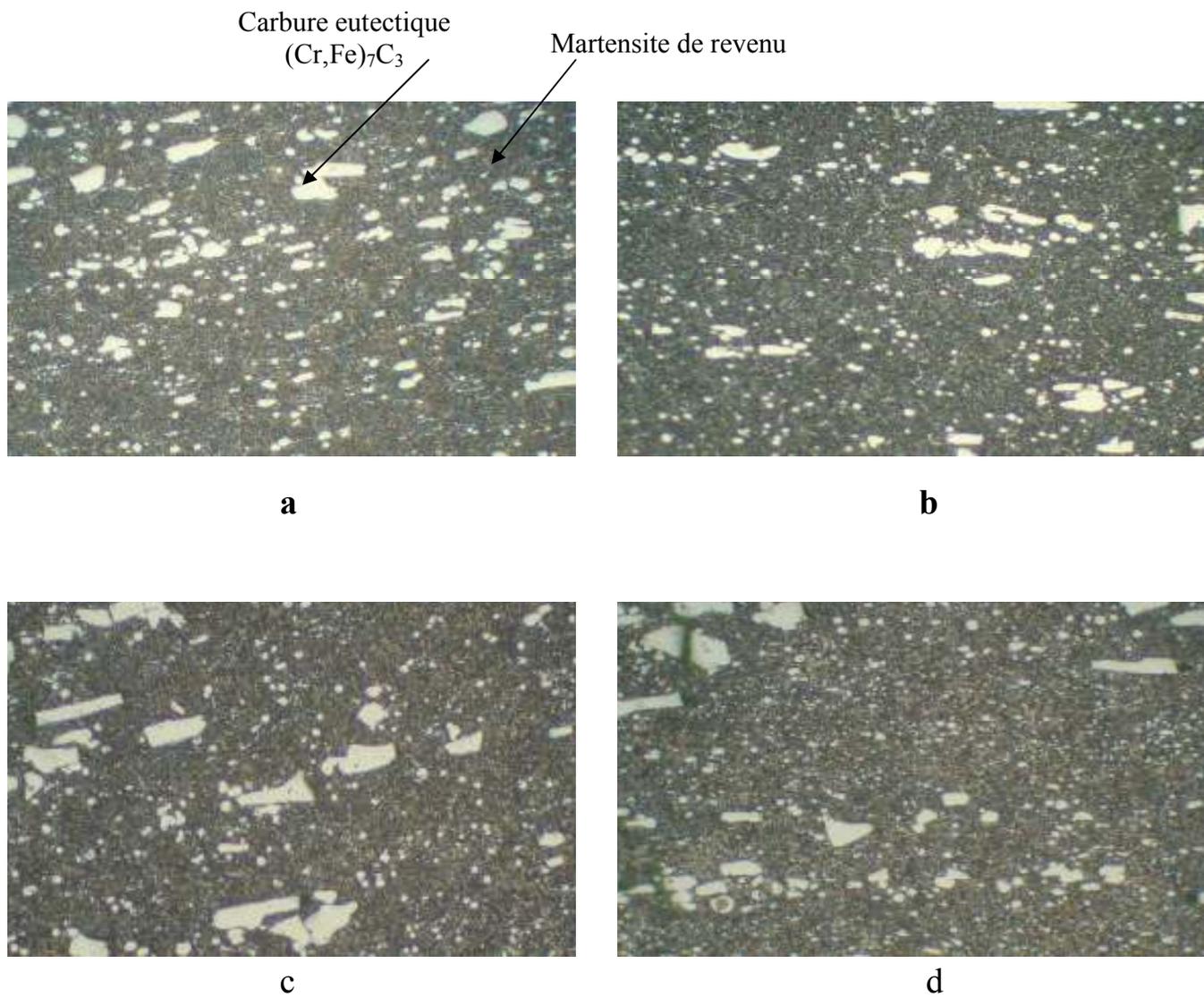


Figure 4. 16 : Microstructures d'échantillons austénisés à 1000°C (x1000)

et ayant subi des revenus à :

- a- 300°C
- b- 350°C
- c- 400°C
- d- 450°C

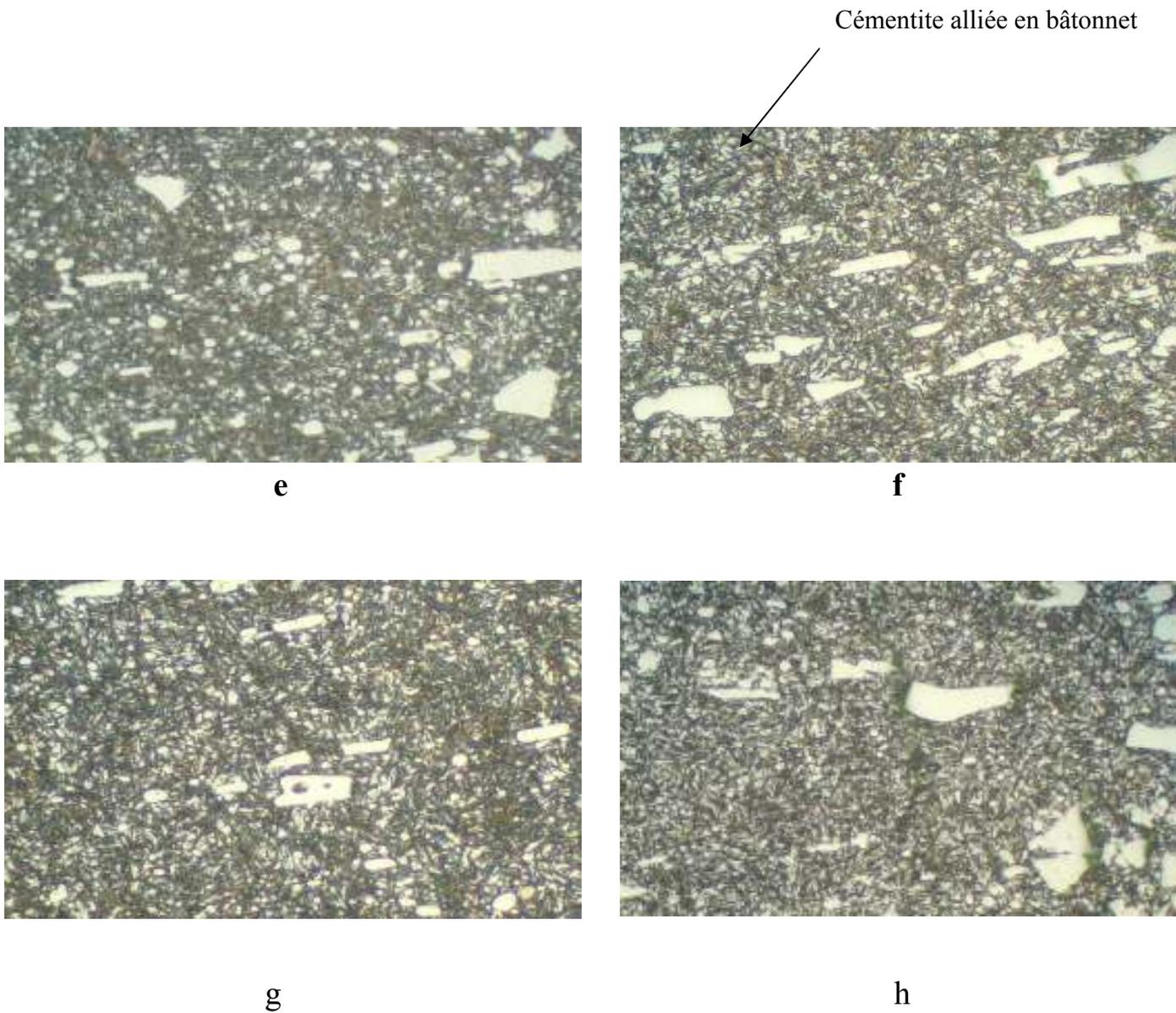


Figure 4. 16 Microstructures d'échantillons austénisés à 1020°C (x1000)

et ayant subi des revenus à :

e- 300°C

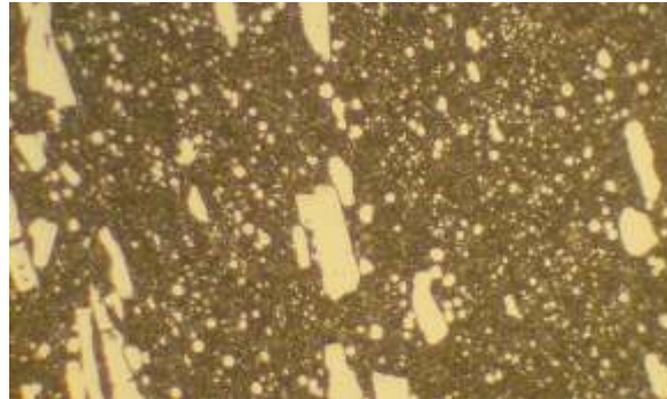
f- 350°C

g- 400°C

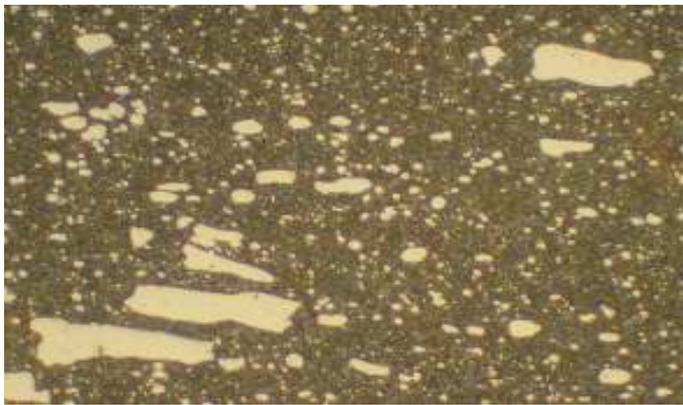
h- 450°C



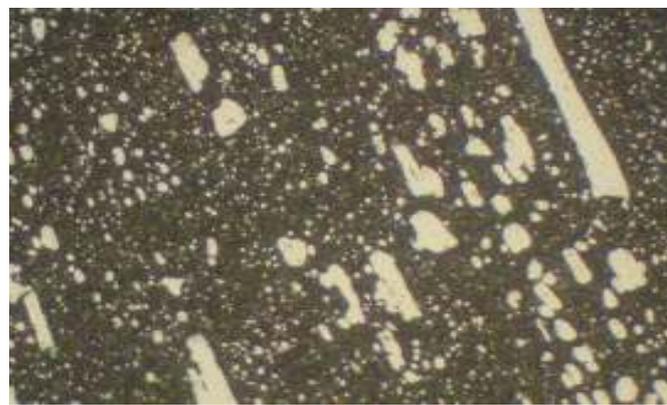
i



j



k



l

Figure 4. 16 : Microstructures d'échantillons austénisés à 1040°C (x1000)

et ayant subi des revenus à :

- i- 300°C
- j- 350°C
- k- 400°C
- l- 450°C

4.2.9.9 Analyse diffractométrique aux rayons X

Pour une caractérisation plus effective, la quantification de l'austénite résiduelle par DRX semble nécessaire pour une appréciation des phénomènes intervenant dans l'évolution structurale de la matrice des échantillons testés au cours du cycle thermique.

L'identification des nouvelles phases (martensite ou bainite) basée sur le suivi de l'évolution de la quantité résiduelle s'avère indispensable pour justifier le nombre des revenus appliqués.

Le seul dispositif correspond est le microscope électronique à balayage de Bab el Zouar doté d'une option DRX, mais malheureusement non opérationnel.

4.2.10 Durée de vie de l'outil en acier Z160CDV12 :

La durée de vie de l'outil est affectée de façon considérable par le choix de la nuance d'acier et par celui de son traitement thermique

L'essai correspond à évaluer le nombre de coupe (nombres de pièces découpées) jusqu'à la mise hors service par écaillages importants d'une seule arrête tranchante.

L'essai de deux jeux de lames de dimensions 50*50*15 est réalisée dans un grand chantier de travaux publique située à la sortie Est de MEDEA. Les résultats sont présentés au tableau 4. 20

Tableau 4. 20 : Evaluation de la durée de vie de l'outil par application d'un traitement thermique amélioré (emploi d'un deuxième revenu)

Elément de l'outillage	Matériau à découpé	Nombre de coupe réalisé	observations
Lame de cisaille	Fer à béton doux de 6 à 20 mm (tout diamètre confondus)	- 120000 par arrête (pour le premier Jeu) - 90000 par arrête (pour le deuxième Jeu)	- Ecaillages progressives après 120000 coupes. - Ecaillages progressives après 90000 coupes - absence totale de rupture.

Remarque : nous vous signalons que la lame réversible comporte 08 arrêtes tranchantes.

Si nous limitons la cadence de coupe entre 1000 et 1200 coupes par jour en travail contenu, le changement de lame se fait :

- après environ 02 ans pour le traitement thermique appliqué dans le tableau 4. 20.

4.2.11 Conclusion partielle :

Dans cette partie d'étude on a mis en évidence l'intérêt de la nuance Z160CDV12 pour les applications nécessitant une forte résistance à l'usure et une très bonne ténacité (convenant pour des travaux sévères).

Les phénomènes qui se produisent dans les aciers Z160CDV12 au cours du traitement thermique sont analogue a celles survenant dans les aciers Z200C12. Elles diffèrent cependant par leur amplitude.

La diminution de la teneur en carbone jusqu'à environ 1.6% à permet d'augmenter nettement la résistance aux chocs tout en gardant une dureté HRC appréciable.

Il en ressort que le meilleur compromis entre résilience et la résistance à l'usure se situe dans la gamme de traitement : austénitisation à 1020°C et revenu à 350°C.

Le rôle du double revenu à 250°C sur la longévité des lames est déterminant, ces dernières qui auparavant leurs durée de vie étaient de quelques jours pour un traitement qui utilise un seul revenu, passent actuellement au alentour de deux ans pour un traitement qui utilise le double revenu.

4.3 Dépôt d'une couche de TiN par PVD

4.3.1 Introduction

L'utilisation de dépôt mince dans le traitement des matériaux ou des pièces mécaniques notamment les outils a connu un développement rapide au cours des dernières décennies.

Durant ces dernières années, les couches minces de carbure et nitrures des métaux obtenus par diverses méthodes (CVD et PVD) ont été largement étudiées. [25]

Il est rapidement ressorti de ces études que les films précédents peuvent améliorer les régions superficielles des matériaux à l'égard soit d'une augmentation de dureté, soit d'une réduction de frottement des pièces en contact, soit d'une protection contre la corrosion.

Parmi l'infinité de dépôts, nous avons retenu une technique récente, qui permet l'augmentation des performances des aciers à outils par la création de nitrure de titane présentant des caractéristiques élevées.

4.3.2 Préparation des échantillons

Les lames en acier Z200C12 à revêtir nous ont été fournies par la société SFMO en nombre de deux jeux.

Les essais sont faites sur des lames carrées de dimensions :

- 40*40*15 pour le premier jeu.
- 30*30*15 pour le deuxième jeu.

Par la suite les échantillons ont été envoyés en Allemagne pour la déposition d'une couche de titane mince de 1,2 μ m d'épaisseur.

Après avoir récupéré une lame revêtue de chaque jeu, nous avons mené une étude comparative basée sur l'utilisation de ces lames sur chantier et évaluer le nombre de coupes, jusqu'à la détérioration complète d'une seule arrête.

Pour pouvoir former un jeu complet, nous avons jumeler la lame en Z200C12 revêtue avec une lame en Z160CDV12 trempée à 1020°C dans l'huile, revenu à 350°C suivi d'un deuxième revenu à 250°C.

4.3.3 Durée de vie de l'outil

L'essai correspond à évaluer le nombre de coupe (nombres de pièces découpées) jusqu'à la mise hors service par écaillages importants d'une seule arrête tranchante.

L'essai d'un jeu de lames de dimensions 40*40*15 est réalisée dans une chantier de construction située à BLIDA. . Les résultats sont présentés au tableau 4. 21

Tableau 4. 21 : Evaluation de la durée de vie de l'outil revêtu d'un revêtement de TiN déposé PVD

Elément de l'outillage	Matériau a découpé	Nombre de coupe réalisé	observations
Lame de cisaille	Fer à béton doux de 6 à 20 mm (tout diamètre confondus)	- 16900 par arrête	- Ecaillages progressives après 16900 coupes pour le Z200C12 revêtue. - absence totale d'écaillage pour le Z160CDV12.

Remarque : nous vous signalons que la lame comporte 08 arrêtes.

Si nous limitons la cadence de coupe entre 1000 et 1200 coupes par jour en travail contenu, le changement de lame se fait :

- en moyenne de 04 mois pour le traitement de surface appliqué dans le tableau 4.21.

4.3.4 Conclusion partielle :

Les résultats pratiques relevés sur site ont montré que la durée de vie des lames revêtus est de 04 mois. Bien que la longévité de ces lames soit acceptable, l'aspect économique reste un problème, vu l'accroissement total de leurs prix de revient.

Dans le cas où le traitement est exécuté de façon intégrée, il est très important de ne pas négliger cette opération de lui apporter toute l'attention nécessaire :

- matériel adapté (représente un investissement important)
- Personnel qualifié pour sa réalisation.

Dans le cas où le traitement ne peut être exécuté dans l'entreprise, l'opération de sous-traitance se fait à l'étranger avec tous ses inconvénients.

CONCLUSION

Cette étude a été réalisée dans le cadre de collaboration entre le laboratoire de traitement de surface et matériau de Blida et la société SFMO MOUSSAOUI.

Le domaine d'intérêt de cette étude concerne l'endommagement prématuré d'un type de lames d'acier de coupe à froid. Ces dernières sont destinées au découpage de fer à béton. Cet endommagement précoce de l'outil se traduit essentiellement par un écaillage et effritement de la partie tranchante et dans beaucoup de cas sa rupture totale. Ce problème est posé par l'ensemble des utilisateurs des cisailles de la société SFMO, pour lequel une consommation excessive de ces lames est enregistrée dans les chantiers de construction.

On s'est proposé alors de mener une étude conséquente afin d'y remédier.

Pour atteindre cet objectif, la conjonction d'étude bibliographiques approfondies sur les aciers à outils à 12% de chrome, la recherche de nouveaux traitements thermiques et de surface, complétés par des réalisations expérimentales à l'échelle du laboratoire ont été le support de notre démarche. Celle-ci consistait à établir une caractérisation du matériau après une période d'utilisation sur chantier, et de rechercher, en conséquence, le traitement le plus judicieux pour sa meilleure tenue.

L'objectif de cette étude a été donc la recherche des conditions d'utilisations optimales des lames afin d'améliorer au mieux leur comportement en service, et d'améliorer ainsi leurs tenue en terme de longévité. Une relation étroite entre la structure et le comportement (propriétés mécaniques) est ainsi à définir.

Les études effectuées nous ont permis de comprendre :

- 1- l'influence des paramètres du cycle thermique, tout particulièrement celui de la température d'austénitisation, la température de revenu, et l'importance primordiale du double revenu, sur les propriétés structurales et mécaniques de l'acier à outils à 12% de chrome.
- L'austénitisation de ce type d'acier est très délicate, il faut obtenir un compromis entre une dureté élevée et une faible teneur en austénite résiduelle.

La température d'austénitisation doit être optimale, l'élévation de cette température favorise la mise en solution des carbures contenus à l'état recuit ce qui accroît la teneur en

carbone de la martensite, donc le durcissement à la trempe. Cependant provoque un fort abaissement du point Ms, et dans ces conditions la quantité d'austénite résiduelle augmente aussi rapidement, et sa teneur est suffisamment importante pour que son effet adoucissant contre balance l'effet durcissant propre à la teneur en carbone de la martensite.

Cette situation a été vérifiée par la faible dureté de la matrice de l'état trempé par rapport à l'état trempé et revenu.

- L'influence favorable et bénéfique des revenus à haute température pour améliorer la ténacité des lames et réduire les risques de rupture en service, par leur effet sur l'état de tension interne des pièces, sur la déstabilisation de l'austénite résiduelle et sur l'ajustement de la dureté désirée préalablement choisi .
- La quantité de martensite nouvellement formée issue de la transformation de l'austénite résiduelle pendant le refroidissement qui suit le premier revenu " **trempe secondaire**" pourrait conduire également à l'apparition des contraintes internes importantes et aggraver de ce fait les risques de rupture.

Cette situation peut être améliorée en pratiquant un double revenu.

Un deuxième revenu est jugé donc nécessaire pour éliminer les contraintes provenant de "la trempe secondaire", suite, à une certaine quantité de martensite nouvellement formée.

C'est ainsi que, nous avons pu par ce procédé " **deuxième revenu** " augmenter le rendement de l'outil en éliminant pratiquement toutes les ruptures ou écaillages précoces.

Par différentes caractérisations, on a relevé un comportement qualifiable de stable pour les échantillons testés suivant les conditions :

Température d'austénitisation 960°C avec température de revenu de 400°C pour le Z200C12.

Température d'austénitisation 1020°C avec température de revenu de 350°C pour le Z160CDV12.

L'optimisation des traitements préconisés a permis d'allier une bonne ténacité à un niveau de dureté appréciable ainsi qu'une perte en poids minimale.

2- L'acier à outils à 12 % de chrome qui contient une importante quantité de carbures eutectiques insolubles, sont un obstacle au grossissement du grain, conservent, pour cette raison, un grain fin jusqu'à des températures élevées. Plus l'action bénéfique de ces carbures eutectiques sur la résistance de l'acier à l'usure.

3- La propreté inclusionnaire pouvant être source de concentrations de contraintes est d'une importance non négligeable sur le processus d'endommagement par microécaillage. De ce fait un éventuel mauvais comportement pouvant être imputé au mode d'élaboration (coulée).

4- pour une même teneur en chrome, la variation de la résistance aux chocs est proportionnelle à la teneur en carbone.

L'augmentation de la quantité de carbures fait automatiquement réduire le volume de surface de la matrice entre ces carbures. L'expansion volumique qui accompagne la transformation de l'austénite résiduelle en martensite sous l'effet des chocs mécaniques répétés, produits des contraintes de compression au niveau des surfaces ce qui engendre des tensions de contraintes internes favorisant ainsi la fissuration des carbures eutectiques et l'écaillage des lames en service.

Cela reflète la nature fragile des carbures eutectiques pour le développement des fissures dans les lames.

En revanche, la réduction de la proportion de ces carbures eutectiques par la diminution de la quantité de carbone, qui peut passer de 2% à 1.6% (tel que le Z160CDV12) par l'augmentation de la distance entre les particules des carbures, ainsi que la sphéroidisation de leur forme et l'affinement de leurs dimensions, améliorent nettement la résistance aux chocs des aciers à outils à 12% de chrome tout en gardant une dureté HRC appréciable.

5- le matériau de l'outil doit être choisi compatible avec la nature du métal travaillé.

La découpe d'un matériau différent de l'acier doux (faible sévérité), entraîne une augmentation du niveau général des sollicitations sur l'outil. Ceci entraîne pour le matériau de l'outil une croissance correspondante de ces propriétés ; résistance mécanique, résistance à l'usure ; de même, la ténacité doit être augmentée.

L'effet est analogue à une augmentation d'épaisseur (diamètre de fer à béton).

A cet égard les nuances Z160CDV12 et Z100CDV5 s'avèrent particulièrement intéressantes.

RECOMMANDATIONS

Pour optimiser les conditions de coupe de la lame, on recommande de faire l'étude sur sa partie tranchante (l'angle d'attaque), puisque en optimisant l'angle d'attaque, la résistance de la lame aux efforts lors du travail sera améliorée.

APPENDICE A

Eléments chimiques

Fe	: Fer.
C	: carbone.
Si	: silicium.
Mn	: manganèse.
Cr	: chrome.
Mo	: molybdène.
Cu	: cuivre.
P	: phosphore.
S	: soufre.
W	: tungstène.
V	: vanadium.
Ni	: nickel.
Nb	: niobium.
Ti	: titane.
Zr	: zirconium.

Composes et phases

M_3C	: cémentite.
M_7C_3	: carbure spéciaux.
Al_2O_3	: oxyde de l'aluminium

α : ferrite.

γ : austénite.

Abréviation

TRC : transformation en refroidissement continu.

TTT : transformation température temps.

V_c : vitesse critique de trempe.

M_s : début de transformation martensitique.

M_f : fin de transformation martensitique.

HRC : dureté Rokwell C.

Z : acier fortement allié (tel que Z200C12 et Z160CDV12).

HV : dureté vickers.

HV₃₀₀ : micro dureté vickers sous charge 300g.

Jk : images types constituant l'échelle jerkontoret.

ISO : norme internationale.

ASTM : norme américaine.

NF : norme française

SFMO : société de fabrication des machines à outils du groupe Moussaoui, Boufarik.

POVAL : entreprise de fabrication de vannes et pompes de Berrouaghia

Unité de Mesure

°C : degré Celsius

mm : millimètre

mg : milligramme

% : pourcentage

g : gramme

REFERENCES

- [1]. ROBERT LEVEQUE - Aciers à outils - M330 Techniques de l'ingénieur 1979.
- [2]. SIMONE PARENT-SIMONIN – les alliages Fer, Carbone, Chrome et Leurs dérivés- Centre Technique Des Industries de la Fonderie- 1983.
- [3]. H. ALLAIGRE -les Aciers à outils pour découpage à froid N°46 conférence prononcée à la réunion de l'association technique de traitement thermique le 9 novembre 1972 p 1-7.
- [4]. F. MARATRAY, A.POULALION et P.RABBE – Contribution à l'étude des alliages Fe – Cr – Mo – C Colloque international sur les alliages à hautes teneurs en chrome et en carbone. Saint-étienne, 8-9 novembre 1983 p 11-54.
- [5]. I. LAKHTIN - Métallographie et traitement thermique des métaux - Edition Mir 1986.
- [6]. ROBERT LEVEQUE et CREUSOT-LOIRE - les aciers à outils indéformables- revue Aciers spéciaux N°37 Mars 1987 p 18-29.
- [7]. F.CONVERT, F.LECRDISEY et A.PAILLEUX –Guide des Aciers à outils pour travail à froid sur presse. Volume 1 1978.
- [8]. I. COLOMBIER - Les aciers à outils et leur traitement thermique - PYC Edition Paris 1971.
- [9]. R.LEVEQUE G.BAUBIAT et J.C.POITTE - Aciers à outils utilisées dans le découpage des tôles - Aciers spéciaux N°57 Février 1982 p 8-13.

- [10]. J. F. DELORME et D. ROUSSEAU. –Possibilités actuelles d'évolution des aciers du type Z200C12. - Colloque international sur les alliages à hautes teneurs en chrome et en carbone. Saint-étienne, 8-9 novembre 1973 p 437-472.
- [11]. G.SCHREIBER, B.CHIBRIAIEV, A.POLFEROV, S.PERLINE - Matériaux de construction pour les industries du pétrole, du gaz et de la pétrochimie - Edition école supérieure de MOSCOU.
- [12]. JEAN-PAUL BAILON, JEAN-MARIE DORLOT –Des Matériaux- Ecole Polytechnique de Montréal, 2000-Troisième Edition.
- [13]. A. CONSTANT et G.HENRY - Les principes de base du traitement thermique des Aciers - transformation au chauffage - Revue de traitement thermique N°154 1981 p 85-90.
- [14]. G.MURRY, R.LEVEQUE, M.GRAFF, R.MORTIER - Conseils pour le traitement thermique des Aciers à outils – Editeur OTUA 1982.
- [15]. D.ROUSSEAU, J.F.DELORME et R.TRICOT –Mise en œuvre et propriétés d'emploi des aciers de la famille du Z200C12 - Colloque international sur les alliages à hautes teneurs en chrome et en carbone. Saint-étienne, 8-9 novembre 1973 p 343-376.
- [16]. RABEY ALEXANDRE – Bases de choix des aciers à outils - Editeur OTUA 1979.
- [17]. GUY MURRY –Transformation des aciers - M1115 Techniques de l'ingénieur 1980.
- [18]. ROBERT LEVEQUE - Traitements Thermiques dans la masse des aciers à outils - M1134 Techniques de l'ingénieur 1993.
- [19]. JOEL SAVERNA – Relation entre le traitement thermique et la résistance à l'abrasion applicable à l'acier Z30C13- Thèse de Doctorat, Université de Nancy, 1984.

[20]. A. CONSTANT et G.HENRY - Les principes de base du traitement thermique des Aciers – Transformation au revenu et évolution des propriétés mécaniques au cours du revenu - Revue de traitement thermique N°171 1983 page 52-62.

[21]. K.ABDELI Mémoire de magistère - Evolution Microstructurale et Mécanique d'un acier au chrome - Molybdène - vanadium en conditions de fatigue thermique Ecole Nationale Polytechnique, juin 2001

[22]. C.P. Tabrett, I. Sare, Ghomashchi, - microstructure property relationship in high chromium white iron alloys - , International Materials Reviews 41162C, 1996.

[23]. A.KEHAL Mémoire de magistère – Elaboration de fontes blanches a haute teneur en chrome et étude de leur résistance à l'usure, Université de Blida, Juillet 2008.

[24]. NORME INTERNATIONALE ISO 4967-1979 (F).

[25]. BENARIOUA Mémoire de magistère –Etude d'une nouvelle technique de titanuration des aciers à outils, Ecole Nationale Polytechnique, Octobre 1993.

[26]. F.CONVERT, F.LECRDISEY et A.PAILLEUX- Propriétés des aciers à outils à 12 % de et comparaison avec les autres nuances utilisées en travail à froid.

[27]. Metals Handbook Edit.1989, vol. 8 – mechanical testing, p69.

[28]. Madeline Durand-Charre- La microstructure des aciers et des fontes- Institut National Polytechnique de Grenoble 2003.